

「革新的新構造材料等研究開発」  
終了時評価報告書

2023年8月

国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
研究評価委員会

2023年8月

国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
理事長 斎藤 保 殿

国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
研究評価委員会 委員長 木野 邦器

NEDO技術委員・技術委員会等規程第34条の規定に基づき、別添のとおり評価結果について報告します。

「革新的新構造材料等研究開発」  
終了時評価報告書

2023年8月

国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
研究評価委員会

## 目次

はじめに	1
審議経過	2
分科会委員名簿	3
研究評価委員会委員名簿	4
第1章 評価	
1. 評価コメント	1-1
1. 1 意義・アウトカム（社会実装）達成までの道筋	
1. 2 目標及び達成状況	
1. 3 マネジメント	
（参考）分科会委員の評価コメント	1-3
2. 評点結果	1-12
第2章 評価対象事業に係る資料	
1. 事業原簿	2-1
2. 分科会公開資料	2-2
参考資料1 分科会議事録及び書面による質疑応答	参考資料 1-1
参考資料2 評価の実施方法	参考資料 2-1

## はじめに

国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構においては、被評価プロジェクトごとに当該技術の外部専門家、有識者等によって構成される分科会を研究評価委員会によって設置し、同分科会にて被評価対象プロジェクトの研究評価を行い、評価報告書案を策定の上、研究評価委員会において確定している。

本書は、「革新的新構造材料等研究開発」の終了時評価報告書であり、NEDO 技術委員・技術委員会等規程第 32 条に基づき、研究評価委員会において設置された「革新的新構造材料等研究開発」（終了時評価）分科会において評価報告書案を策定し、第 74 回研究評価委員会（2023 年 8 月 8 日）に諮り、確定されたものである。

2023 年 8 月

国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
研究評価委員会

## 審議経過

### ● 分科会（2023年4月21日）

すべて公開セッション

1. 開会、資料の確認
2. 分科会の設置について
3. 分科会の公開について
4. 評価の実施方法について
5. プロジェクトの概要説明
6. プロジェクトの詳細説明
7. 全体を通しての質疑
8. まとめ・講評
9. 今後の予定
10. 閉会

### ● 第74回研究評価委員会（2023年8月8日）

「革新的新構造材料等研究開発」（終了時評価）

分科会委員名簿

(2023年4月現在)

	氏名	所属、役職
分科会長	まつだ けんじ 松田 健二	富山大学 学術研究部 都市デザイン学系 教授
分科会長 代理	おくだ あきのぶ 奥田 章順	株式会社航想研 代表取締役社長
委員	おおくぼ かずや 大窪 和也	同志社大学 理工学部 機械理工学科 教授
	おがさわら としお 小笠原 俊夫	東京農工大学 工学研究院 先端機械システム部門 教授
	しみず こうたろう 清水 孝太郎	三菱 UFJ リサーチ&コンサルティング株式会社 政策研究事業本部 持続可能社会部長／上席主任研究員
	ふくおか としやす 福岡 俊康	三菱重工業株式会社 民間機セグメント 複合材構造開発グループ グループ長
	やなぎもと じゅん 柳本 潤	東京大学* 大学院工学系研究科 機械工学専攻 教授

敬称略、五十音順

注\*：実施者の一部と同一大学であるが、所属部署が異なるため（実施者：東京大学大学院工学系研究科システム工学専攻など）「NEDO 技術委員・技術委員会等規程(平成30年11月15日改正)」第35条（評価における利害関係者の排除）により、利害関係はないとする。

## 研究評価委員会委員名簿

(2023年8月現在)

	氏 名	所属、役職
委員長	きのの くにき 木野 邦器	早稲田大学 理工学術院 教授
委員	あさの ひろし 浅野 浩志	岐阜大学 特任教授 一般財団法人電力中央研究所 研究アドバイザー
	いなば みのる 稲葉 稔	同志社大学 理工学部 教授
	ごないかわ ひろし 五内川 拡史	株式会社ユニファイ・リサーチ 代表取締役社長
	すずき じゅん 鈴木 潤	政策研究大学院大学 政策研究科 教授
	はらだ ふみよ 原田 文代	株式会社日本政策投資銀行 常務執行役員
	まつい としひろ 松井 俊浩	東京情報デザイン専門職大学 情報デザイン学部 学部長・教授
	まつもと まゆみ 松本 真由美	東京大学 教育学部附属教養教育高度化機構 環境エネルギー科学特別部門 客員准教授
	よしもと ようこ 吉本 陽子	三菱 UFJ リサーチ&コンサルティング株式会社 政策研究事業本部 経済政策部 主席研究員

敬称略、五十音順



## 第 1 章 評価

## 1. 評価コメント

### 1. 1 意義・アウトカム（社会実装）達成までの道筋

本事業は、輸送機器の抜本的な軽量化という大きな目標に対して、事業当初より社会実装からバックキャストを図り素材及び接合技術という要素技術毎にそれぞれ具体的な目標／課題を適切に設定し、10年間という長い事業期間中に生じた社会情勢・国際情勢の変化にもフレキシブルに対応を図り、目標の見直しや修正をタイムリーに行ってきたことは評価できる。また、社会実装に向けては、車体重量半減を実現すべく、革新材料の開発、革新材料の適用方法、成果の活用方法の検討等を明確に位置付けて進めてきたこと、さらには、成果の受け渡し期間を設定し、事業終了後も成果を活用できる場・方法の検討を図ってきたことは大いに評価できる。

さらに、知的財産および標準化戦略においても、新構造材料技術研究組合（ISMA）が主導して、実用化・事業化を見据えた上でクローズ領域とオープン領域を適切に設定し、知的財産権取扱規程の制定や定期的に権利化に関する審議を行う知財委員会の運用等、積極的に取り組んできたことは評価できる。

一方で、社会実装までの道筋においては、今後は優れた接合技術と素材開発の成果を市場で受け入れてもらう戦略の一環として、我が国が主導して適切な評価基準づくりを図っていくことを期待したい。また、国際標準化に向けては活動が始まったばかりと考えられることから、より具体的な方策の検討を実施するとともに、社会実装フェーズに向けて標準化戦略策定やそれらの準備を更に推し進めていただくことを望みたい。

### 1. 2 目標及び達成状況

アウトカム目標については、実現可能な根拠を示しつつ、費用対効果の経済的な目標値、CO<sub>2</sub>削減の社会的な目標値、および強度や変形能（伸びなど）、車体重量半減に必要な技術的な目標値が、達成状況の計測が可能な数値目標として適切に設定され、達成の見込みも十分にある。また、アウトプットの達成状況については、国際水準と比較しても優れた成果が得られており、我が国の産業力向上に大きく寄与するものと評価できる。なかでも、材料開発において高い物性目標を達成し、接合技術においても将来有望な技術が開発されたことは、我が国の素材産業・生産技術力の強みを堅持可能な高い成果が得られたと評価できる。さらに、マルチマテリアル化によるアウトプットの普及を狙いモデル車体を作製したことは、大変良い成果であった。本事業の全期間を通して、社会的影響等の外部環境変化や進捗状況を踏まえ、アウトカムおよびアウトプット目標の追加や見直しが適切に行われてきたものと評価できる。加えて、NEDO 特別講座を通して若い人材の育成を図る道筋ができたことも、重要な成果と考えられる。

今後、社会実装に向けては、使用済み輸送機器の解体・破砕時における単体分離を容易にするような易解体設計への応用可能性も模索する等、ライフサイクルアセスメントの観点も含めた評価・開発を期待したい。

### 1. 3 マネジメント

事業の遂行において、多くの大学、研究機関、企業が集まる中、ISMA が取りまとめを行うことで研究開発のハブとして機能させるとともに、PL の指揮のもと、指揮命令系統及び責任体制は明確であった。この実施体制のもと、実施者の実用化・事業化に向けた技術力を十分に発揮させ、また、実施者のモチベーションを高める観点をふまえ、各要素技術間での連携を図り、研究開発の進捗を管理する手法は適切であったと評価できる。さらには、8つのマルチマテリアル研究拠点を構築するとともに、研究ハブを設置し、各事業と拠点間の連携を図り、異なるフェーズの複数の研究開発を確実に実施・進捗させ、全体をとりまとめたマネジメントは大いに評価できる。

事業の後半は、マルチマテリアル技術開発に注力するなか、異種材料の接着接合については、本事業を進めるにつれ重点化するなど、研究開発計画を外部環境に対応して柔軟に見直したこと、また、事業の終了後を鑑み、第4期から拠点形成についての議論や施策を進めてきたことは評価できる。

今後、社会実装実現のためには、これらの拠点を安定的に機能させることが重要であると考えられるため、各拠点自らが自立に向けたロードマップを構築し、更なる発展を目指していただくとともに、これまで以上にマルチマテリアル研究拠点等において、ユーザーとのより密な連携を期待したい。

(参考) 分科会委員の評価コメント

1. 1 意義・アウトカム（社会実装）達成までの道筋

<肯定的意見>

- ・ 目的達成のために、早期達成テーマと、課題となった新規取り組みテーマへの展開の早さが際立ち、「アウトカム達成までの道筋」の見直しの工程が明確であった。
- ・ 官民の役割分担が明確であった。
- ・ ISMA を立ち上げて事業終了後の自立運営もすでに実施されていた。
- ・ オートモーティブワールド 2023「第 13 回クルマの軽量化技術展」での ISMA ブース設置など、十分な情報発信がなされていた。
- ・ 特許出願など、知財戦略は研究開発成果の事業化に十分に資するものであった。
- ・ オープン・クローズ戦略は十分になされていた。
- ・ 技術戦略上の位置付けを明確にして実施されている点は評価される。
- ・ アウトカム（社会実装）達成までの道筋が（革新材料の開発、革新材料の適用方法、成果の活用方法検討）、明確に位置付けて進められており、かつ成果の受け渡し期間を設定していることは評価される。
- ・ 国内外との比較で日本の位置づけとプロジェクト終了時の位置づけを明示している点は良い。
- ・ 知財のオープン・クローズ戦略は、現実的なアプローチと理解でき、知財権取得規定制定などは重要と考える。
- ・ プロジェクトの開始当初より将来像が想定されており、時間軸を考慮した役割分担が計画されていた事が認められる。また事業終了後、すなわち終了年度以降の 8 年間の 2030 年度までのスケジュールが計画されており、さらには人材育成の手段も計画されている。また知的財産および標準化戦略の手段を見ても、実用化・事業化を見据えた上でクローズ領域とオープン領域が適切に設定されている事が認められ、適切なものであったと考えられる。また外部環境の変化に応じて活動を柔軟に展開し、変更および調整がなされて取り組まれて来た事も認められる。
- ・ プロジェクト当初より社会実装からバックキャストして目標/課題を設定するという考え方が浸透しており、10 年間という長いプロジェクト期間の中で生じてきた社会情勢・国際情勢の変化に対してもフレキシブルに対応し、目標の設定や修正が適切かつタイムリーになされてきたものと考ええる。アウトカム・アウトプットの切り分けについても適切に認識されている。
- ・ 結果として、幅広い技術分野において秀逸な研究開発成果が達成されており、アウトプットの達成状況については特に高く評価できる。
- ・ プロジェクト終了後の社会実装活動をサポートするため、第 4 期から拠点形成についての議論や施策が進められてきた点についても特筆できる。
- ・ 輸送機器の抜本的な軽量化という大目標に対して、素材及び接合技術という要素技術ごとにそれぞれ具体的な小目標を適切に設定している。また、これら要素技術の研究開発目標は、ほかの要素技術を意識したうえで適切に設定されている。

- ・ 一部で ISO 提案があったほか、特許出願が多数あった。
- ・ 分野別技術拠点を構築し、社会実装フェーズでの技術相談窓口を明確化したのは大きな成果と考える。拠点となった組織は最先端・最高位の技術を維持頂きたい。
- ・ 見本市（ナノテク展）で社会実装の具体的荷姿を発信し、将来技術・製品の方向性を示した点を高く評価する。
- ・ 10年という長期間にわたるプロジェクトであったが、開発内容と開発目標を適宜見直すことで、自動車など材料の軽量化を目標とする技術開発を推進することができた。
- ・ 後半はマルチマテリアル技術開発に注力し、意義ある成果を得ることができた。外部環境の変化に対応した動きとして、「基盤研究」の接着を例として挙げる。最近では自動車ボディの剛性を上げるために構造用接着剤が多用されるようになった。本プロジェクトでは異材接合技術が重要なコンポーネントであるが、プロジェクト開始当初は、接着接合については重要性は認識されていたとしても、必ずしも重点としてはとらえられてはいなかった様に思う。ISMA プロジェクトを進めるにつれて、接着接合の重みを増し重点化してきたことは、外部環境に対応したプロジェクトマネジメントがうまく機能した一例である。
- ・ 知財戦略は妥当である。特に海外特許を中心として出願した方が良いと判断される成果については積極的に出願している。オープン・クローズ戦略も、企業との対話を通し、ISMA 内で適切に立案され運用されていた。
- ・ 一方で、ノウハウとして膨大な情報が蓄積されていると思う。個社持ち帰りのノウハウはさておき、共通基盤のノウハウを伝承してもらいたいし、そのために、拠点を整備したことは高く評価できる。
- ・ 標準化戦略にも積極的に取り組んでいることは高く評価できる。技術研究組合（ISMA）が標準化戦略を取り仕切りハンドリングしており、各事業者も積極的に取り組んでいたことは評価できる。

#### <問題点・改善点・今後への提言>

- ・ 標準化戦略に関しては海外特許の出願など、検討中と判断される。今後の課題である。
- ・ 個々の成果をいかに社会実装していくか、また、成果受け渡し期間（社会実装期間）における技術のさらなる進展をどのように取り込んでいくかについては、しっかりと対応することが重要。
- ・ 成果の社会実装が確実に行われているかのモニタリングと可能な範囲でのサポートも必要だが、これらは MM 構造部位拠点の機能として実施されるのが良いと考える。
- ・ 知財のオープン・クローズ戦略を通して、成果をいかに標準化に結びつけるかについては、より具体的な方策の検討を拠点で実施することが重要。

- ・ 問題点・改善点は特に見受けられない。今後への提言としては、プロジェクト終了後の事も含めて社会への実装のために計画されているスケジュール計画を確実に達成するように、具体的な活動を遂行されるべきと思われる。
- ・ プロジェクト終了後の社会実装活動をサポートするための拠点形成構想は素晴らしいが、拠点の維持・運用に関する 2023 年度以降の政策的な財政支援については若干の弱さを感じる。
- ・ 大阪大学のような民間を中心としたコンソーシアムによる拠点構築は理想的であるが、諸事情により他の拠点でも同じように拠点化が進められるとは限らない。本事業終了後の研究拠点維持、ステークホルダーへの情報発信、国際標準化活動、知財運用の調整、各事業者による社会実装状況のモニタリングなどを担う時限的な事業をプロジェクト化し、公的資金による切れ目のない継続的な支援体制を構築することが社会実装の早期達成に効果的であるように思われる。
- ・ 優れた接合技術、また素材開発の成果があるが、これらの優位性を適切に評価し、市場で受け入れてもらうための戦略が必ずしも十分ではないように見受けられる。今後、適切な評価基準づくりを我が国が主導することを期待したい。また、特許出願についても、競争領域・非競争領域をどのように設定した上での出願なのか、標準化戦略等ともセットで戦略を練って頂けるとよい。
- ・ 開発した技術の社会実装に向けては、低コスト化、生産性向上（高レート化）は不可欠と考える。社会実装検討フェーズで、具体的な実現手法の検討に取り組んで頂きたい。
- ・ 研究開始時点と比べると、地上モビリティの動力源は化石燃料から電力や水素燃料等の脱炭素エネルギーに置き換わる傾向が顕著で、車体軽量化による直接的な排出炭素削減効果は小さくなっていると思われる。しかしながら、電池重量増分の補填に用いるなど依然車体軽量化のニーズは高いはずで、研究開発目標の価値を社会環境に合わせて常にアップデートして頂き、またそれをアピール頂くとより良いと考える。
- ・ 国際標準化に向けては、活動が始まったばかりの状態と考える。標準化で先手を打ち国益につなげるために、社会実装フェーズで戦略策定と準備を進めて頂きたい。
- ・ 問題点とまでは言えないかもしれないが、当初の革新的構造材料には競争領域が含まれており、事業者が詳細なデータの公開には躊躇する場合も多かったとの印象がある。
- ・ プロジェクトを進める過程で、研究開発課題を非競争領域と共通基盤領域に属するテーマに徐々に寄せていった。競争領域が減っていったともいえる。
- ・ 競争領域にある民間企業の研究開発課題に国費を投入するためには、国益に資することを十分に説明する必要がある。この場合の国益を結果の国民への公開性に求めると、おのずと競争領域の課題は減少してくる。以前は「国益＝産業競争力」と考えて差し支えなかったが、最近は、経済安全保障やサプライチェーンといった問題も加わっているといった事情がある。NEDO プロでは企業の参加を必須としてい

たが、経済安全保障やサプライチェーンに結びつくプロジェクトには、民間企業の参加を必須としなくても良いのではないかと。NEDO の技術戦略委員会での議論に期待する。

## 1. 2 目標及び達成状況

### <肯定的意見>

- ・ 社会的影響等を踏まえてアウトカム指標・目標値を適切に見直していた。
- ・ 達成状況の計測が可能な指標が示されて、アウトカム目標の達成の見込みが十分にあった。
- ・ 社会的影響等を踏まえてアウトプット指標を適切に設定していた。
- ・ 新規の計測法の開発・基礎研究の成果が充実しており、大きな副次的成果や波及効果が今後期待される。
- ・ 個々の研究テーマの成果はいずれも目標を達成しており、さらに適用にあたりマルチマテリアル技術を開発している点は評価される。
- ・ 成果の波及効果も勘案して、MM 構造部位拠点として 8 つの拠点を構築、自動車だけでなくインフラや航空機などへの展開を図ることも視野に入れている点は高く評価される。
- ・ さらに特別講座を通して若い人材の育成を図る制度ができたことは、重要な成果と考える。
- ・ 外部環境の変化に応じてアウトカム指標、すなわちプロジェクト内容を適切に追加し、見直しが行われて来た事が認められる。そのアウトカム目標については、費用対効果の経済的な目標値、CO<sub>2</sub>削減の社会的な目標値、および強度や変形能（伸びなど）、重量低減などの技術的な目標値が具体的な数値目標として適切に設定されて来た事が確認できる。もちろんそれらの目標値は日本経済や国際競争力の向上に寄与し、技術的に見て実現可能な根拠を持つ適切な目標であった事が確認できる。またそれらは規格化された標準手法を用いて客観的に計測可能な値であり、それらの達成度を監視しながらプロジェクトが遂行されて来た事が確認できる。最終目標については全ての開発目標について達成した事が認められ、2020 年度の間接評価での指摘事項への対応が適切になされた事も確認できる。
- ・ プロジェクト全期間において、外部環境変化やプロジェクトの進捗状況にあわせてアウトカムおよびアウトプット目標の設定が適切に進められてきたものと判断する。これは全体の研究マネジメントを円滑に進められるような実施体制が構築されていたことも大きく寄与しているように感じる。
- ・ アウトプット目標の達成状況に関して言えば、全事業者について全く申し分のないもので、国際的な水準でも優れた成果が得られ、産業力の向上に大きく寄与したプロジェクトであったと思われる。
- ・ 事業開始当初に掲げていた研究開発目標、またアウトカム目標は十分に達成できている。特に軽量化を進めることで輸送機械の省エネルギー性能を向上を期待できる

ほか、そこで新たに直面する必要十分な接合技術の確立という課題を包括的に解決することができた。

- ・ 材料開発において高い物性目標を達成し、また接合技術においても将来有望な技術が開発されており、我が国の素材産業・生産技術力の強みを堅持できそうな点が心強い。極めて高い成果が得られたと評価する。
- ・ 外部環境である「車体軽量化」は、自動車の電動化の進展に従い、今後も間断なく求められる。したがってアウトカム目標は代わりようも無く、見直しの必要も無かった。目標値としての軽量化 50%はややあいまいであるが、数値に意味があるというよりは、「車体軽量化」をシンボライズするための 50%であったと考える。
- ・ 一方で、軽量化のためのアウトプット指標は、部素材ごとに変化してきている。このプロジェクトでは部素材の多様化と組み合わせ技術（設計と接合）で達成しようとしているので、個々の部材について数値目標値を設定することがプロジェクト推進のために必須とは思わないが、各研究課題に数値目標を設定し、これを達成すべく研究が行われてきた。
- ・ マルチマテリアル化によるアウトプットの普及を狙い、モデル車体を作成したのは大変良い目に見える成果である。モデル車体を作製するために技組（ISMA）内に専門家を補強し、真摯に検討が行われた。
- ・ これ以外にも、モデル構体を製造した例がある（マグネシウム車両構体）。アウトプットを、目で見える、さらに気密疲労試験結果として数値として、発表できたことは大変良かった。

#### <問題点・改善点・今後への提言>

- ・ この「ドリームチーム」の成果を、日本の材料科学・材料工学力として大々的に PR していただきたい。一部はすでに他のプロジェクトへと発展しているようであるが、この枠組みを継承できるような新規プロジェクトを提言されることを切望する。
- ・ MM 構造拠点が、今後の成果の受け渡し期間でしっかりと機能することが最大の課題。一方で予算をずっと国から確保することは難しく、拠点自らが自立のロードマップ、戦略をしっかりと構築して、実行することが重要。
- ・ 海外との連携は今後ますます重要となるため、本成果や MM 構造拠点が提供する付加価値やそれを活用して実現されることの明確なビジョンなどを示すことなどで営業活動を含め、拠点の自立、発展を具現化することが必要。
- ・ 個々のプロジェクトの成果は優れている一方で、本プロジェクト全体としての戦略的な方向性を検討することは重要で、今後の拠点活動では、横軸を通じた活動の戦略的意味についても検討することは有意義だと考える。
- ・ プロジェクト全体で見ても必要で十分な論文発表や特許出願等が行われた事が明確に確認できるが、研究開発項目やテーマ番号の違いによっては、論文発表と特許出願数の和が若干数であると言ったテーマもわずかに散見され、全テーマにおいて学



術的な貢献が均等になされれば、社会に対する副次的成果や波及効果のアウトプットが、さらに広くなされたと思われる。

- ・プロジェクトの初期段階では材料・工法による性能に主眼を置いた目標設置がなされていたが、研究の進捗や外部環境変化を反映して社会実装に不可欠な周辺技術（循環経済、リサイクル、LCA、サプライチェーンなど）に関する目標設定もなされたことは適切である。
- ・今後、新規に立ち上げるプロジェクトにおいても本プロジェクトを参考にして、社会実装に必要な周辺技術に対して当初から目配りをして適切な目標設定がなされることが望ましいものとする。
- ・本プロジェクトの成果が継続的な我が国の国際競争力強化につながるように、産総研などの拠点を中心に基盤技術の国際標準化などの活動にも注力してほしい。
- ・エネルギー事情、また経済安全保障等の観点から、社会から求められる輸送機械のあり方は大きく変わりつつある。特に循環経済といった観点での考慮も求められている。すでにご発表でも触れて頂いているところであるが、今後、使用済み輸送機械の解体・破砕時における単体分離を容易にするような易解体設計への応用可能性等も模索できるとよい。
- ・研究初度からの目標「車体重量半減」は維持されているが、結果として不変でも、現在でも妥当な目標であることを示して頂く方がより良かったと考える。
- ・高性能新素材は製造段階でCO<sub>2</sub>排出が増大するケースもあるので、社会実装に向けてはLCAの観点も含めた評価・開発を進めて頂きたい。
- ・個々の部素材レベルのアウトプット目標は、微調整はあったのかもしれないが、必ずしもより挑戦的な方向への見直しはされていなかった様に感じる。10年と長期にわたるプロジェクトであるので、挑戦的なアウトプット目標の見直しをもっと目立っても良かったと思う。国の資金では「達成」を必然とするため、当たり障りの無い目標に陥りがちであったことが残念である。
- ・論文数は必ずしも十分とは言えない。科学技術でわが国が世界に貢献するためには英文での原著論文の執筆が必須であるので、今後も積極的に取り組んでもらいたい。

### 1. 3 マネジメント

#### <肯定的意見>

- ・全体およびテーマ毎で十分なコミュニケーション、技術に関する検討が実施されており、実施者は技術力及び実用化・事業化能力を発揮したと評価される。
- ・研究開発データの利活用・提供方針について明確な取り決めがなされており、オープン・クローズ戦略等に沿った適切なものであったと評価できる。
- ・情報開示や各所属機関における管理体制整備は万全であり、研究の健全性・公平性が確保されていたと評価できる。
- ・アウトプット目標達成へのスケジュール管理は十分であったと評価できる。

- ・ 進捗状況は関係者で共有されており、早期達成や遅延についてはテーマ間の連携を見直すなど、適切に対応されていたと評価できる。
- ・ 各テーマ間の競争を促すような検討会、情報発信がなされており、運用は妥当であったと評価できる。
- ・ 上記と重複するが、研究・技術成果の学会発表や論文公表、プレスリリース等を効果的に活用して本プロジェクト参加者の士気を高めていたと評価できる。
- ・ 個々のプロジェクトの実施体制はしっかりしていたと理解しており、評価できる。
- ・ 複数のプロジェクトを複数フェーズにわたりしっかりと実施し、全体をとりまとめたマネジメントは非常に優れていると考える。
- ・ 研究開発体制は基本的に妥当だったと考える。
- ・ プロジェクトの遂行において、指揮命令系統及び責任体制は適切であり、技術力及び実用化・事業化能力が十分に発揮された事が確認される。特に実施体制が適切に設定され、進捗の程度と社会の動向の変化に応じて、適切な進捗管理が実行された事が確認される。個別事業の採択プロセスについても平等な公募が行われ、その後に適切な審査が行われた事が確認できる。研究開発データについても公平に適切な管理がなされ、現在もなされている事が確認できる。必要な技術要素の網羅についてはその広さが確認でき、上記の実施体制により要素技術間での十分な連携が行われた事が確認できる。その結果、総じて参加者のモチベーションは高められ、研究開発の進捗を管理する手法は適切であったと言える。
- ・ 実施者が優れた技術力、実用化・事業化能力を十二分に発揮したことは間違いなく、その結果として素晴らしい成果の創出につながっている。ISMA/NEDO を中心としたプロジェクト運営についてもプロジェクト全期間を通して適切に機能し、統率のとれたマネジメントが実現したものと考える。
- ・ 事業拠点を軸とした各事業間の連携も取れており、スケジュール管理、研究開発進捗管理ともに適切に対応できていたものと判断される。
- ・ 要素技術の研究開発では、必要な目標を具体的に設定し、またその目標を達成するために適切な体制を構築し、また計画を立案、実施できている。
- ・ 多くの大学、研究機関、企業が集まる中、とりまとめ(ISMA)を定め、研究開発のハブとして機能したのは非常に良かったと考える。
- ・ 各実施者は、事業管理機関の管理の下で、大いに力を発揮した。PL の指揮のもと、ISMA のベテラン研究者が指揮命令系統や責任体制は明確であった。
- ・ 総花的に陥る可能性が高い 5 材料 (CFRP、鋼板、マグネシウム、チタン、アルミ) の研究を一つに束ね、異材接合 (接合・接着)、計測評価、信頼性設計の基盤研究を組み合わせた研究全体の構造は適切であった。
- ・ 進捗の管理は、種々の委員会にて適切に行われていた。
- ・ 2030 年社会実装との見通しがすべてにおいて共有されており大変好ましい。社会実装の見通しが立っている成果が多く出ており、一部はすでに実装されている。

- ・ ユーザー（車両のオペレータ）が課題を出す形で間接的に関わり、車両メーカーと材料メーカーが密接かつ積極的に関わった課題もあり、大変結構なことであった（マグネシウム）。
- ・ 研究開発成果の今後の利活用を、産総研を中心とする5機関に設けた拠点で行おうとする考え方はきわめて妥当。せめてこの拠点到、今後5年間は運営費相当の資金を投入すべきではないか。さもないと、拠点を維持するための研究資金の獲得に拠点が忙殺されてしまう。
- ・ 「拠点の維持」による「成果の伝承」と、拠点が存在することによる今後の研究の展開「本プロジェクトの成果をもとにした新たな展開」が、明確に分けられる別の経費にて運用できるように、METIにはぜひ配慮してもらいたい。

#### <問題点・改善点・今後への提言>

- ・ 今後、社会実装を実現化するためには強力なリーダーシップが必要となる。このためリーダーシップ構築の具体的な方策を検討して、実行することが必要。
- ・ 今後の社会実装にあたっては、ユーザーとの関わりは非常に重要となってくる。その意味でMM構造部材拠点等においてユーザーと密に連携できる体制構築を図ることが重要。
- ・ 国際連携を図る場合、今回のオープン・クローズ戦略がそのまま適用できるかは不透明なところがあり、この種の課題に対応できる体制、リソースが必要になると考えられる。
- ・ 問題点・改善点は特に見受けられない。今後への提言としては、上記のとおりプロジェクト終了後の事も含めて社会への実装のために計画されているスケジュール計画を確実に達成するようなマネジメントが継続的に行われるべきと、思われる。
- ・ プロジェクト推進におけるPLおよびPMによるリーダーシップと、ISMA/NEDO事務局によるサポート体制の重要性をあらためて強く感じた。今後、新規なプロジェクトを立ち上げる際にも成功事例のひとつとして参考にされると良いように思われる。
- ・ 要素技術の研究開発に焦点がやや当たっており、製品やシステムといった、全体としての競争力向上戦略とのつながりが見えにくい。ご説明頂いた知財・標準化の多くは、個別の要素技術を対象にしたものであるようにも見受けられた。現在はより大きなシステム単位で市場を形成し、また獲得しようとする動きが強くなっている（持続可能性といったテーマもそうしたシステムレベルで市場を塗り替えようとする動きの一つ）。今後の社会実装を進める際には、そうした全体戦略も備えた体制構築を念頭に置いて頂くのがよいか。
- ・ 社会実装に向けて、設立した拠点の維持が課題と考える。拠点を更に発展・維持するために関連機関・企業と協力しながら進めて頂きたい。
- ・ 公募による個別事業の採択以外の、計画研究に相当する事業の予算措置の上での重みづけは、プロジェクトとNEDOとの協議により行われ、METIの承認を得て進

められたものと思う（ガバニングボードで決められた）。このことが判りにくかったのが残念である。

- 中間評価でも指摘されていたが、利用者である自動車メーカーの関わりが、M社の奮闘が目立つのみであることは残念。自技会での活動として信頼性設計（具体的にはトポロジー最適化）が位置づけられていたりしてはいるが、車両車体メーカーのより直接的な関与があると尚よかった。ISMAの様な組織があったからこそ、自動車メーカーと素材メーカーが協業し、新しい技術やコンセプトを打ち出すことで世界のデファクトスタンダードを握ることができる、といったことになれば最適ではあったと思う。
- 一方で車両車体メーカーと現在の主たる構造材料である鉄鋼材料メーカーとの協業は、個社レベルですでに相当程度進んでいる。前項の動きは、困難であったことはやむを得ない。

## 2. 評点結果

評価項目・評価結果	各委員の評価							評点
1. 意義・アウトカム（社会実装）達成までの道筋								
(1)アウトカム達成までの道筋	A	A	A	A	A	A	A	3.0
(2)知的財産・標準化戦略	B	B	A	A	B	B	A	2.4
2. 目標及び達成状況								
(1)アウトカム目標及び達成見込み	A	A	A	A	B	A	A	2.9
(2)アウトプット目標及び達成状況	A	B	B	A	B	A	A	2.6
3. マネジメント								
(1)実施体制	A	A	A	A	B	A	A	2.9
(2)研究開発計画	A	B	A	A	A	A	A	2.9

### 《判定基準》

A：評価基準に適合し、非常に優れている。

B：評価基準に適合しているが、より望ましくするための改善点もある。

C：評価基準に一部適合しておらず、改善が必要である。

D：評価基準に適合しておらず、抜本的な改善が必要である。

(注) 評点は A=3、B=2、C=1、D=0 として事務局が数値に換算・平均して算出。

## 第2章 評価対象事業に係る資料

## 1. 事業原簿

次ページより、当該事業の事業原簿を示す。

**「革新的新構造材料等研究開発」**

**事業原簿【公開】**

担当部	国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構 材料・ナノテクノロジー部
-----	---



## —目次—

### 概 要

#### プロジェクト用語集

#### 1.事業の位置付け・必要性について

- 1.事業の背景・目的・位置付け・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・1-1
  - 1.1 事業の背景・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・1-1
  - 1.2 事業の目的及び意義・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・1-3
  - 1.3 事業の位置付け・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・1-4
- 2.NEDO の関与の必要性・制度への適合性・・・・・・・・・・・・・・・・1-6
  - 2.1NEDO が関与することの意義・・・・・・・・・・・・・・・・1-6
  - 2.2 実施の効果（費用対効果）・・・・・・・・・・・・・・・・1-7

#### 2.研究開発マネジメントについて

- 1.事業の目標・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・2-1
- 2.事業の計画内容・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・2-18
  - 2.1 研究開発の内容及び全体スケジュールと予算・・・・・・・・2-18
  - 2.2 研究開発の実施体制・・・・・・・・・・・・・・・・2-23
  - 2.3 研究開発の運営管理・・・・・・・・・・・・・・・・2-24
  - 2.4 研究開発成果の実用化・事業化に向けたマネジメントの妥当性・・・・・・・・2-25
- 3.情勢変化への対応・・・・・・・・・・・・・・・・2-25
- 4.中間評価結果への対応・・・・・・・・・・・・・・・・2-26
- 5.評価に関する事項・・・・・・・・・・・・・・・・2-28

#### 3.研究開発成果について

- 1.事業全体の成果
  - 1.1 成果の概要・・・・・・・・・・・・・・・・3-1.1-1
- 2.研究開発項目毎の成果
  - 2.1 研究開発項目①マルチマテリアル技術開発
    - 2.1.1 「マルチマテリアル設計技術開発（FS研究）」  
「マルチマテリアル車体軽量化に関わる革新的設計技術の開発」・・・・・・ 3-2.1.1-1
    - 2.1.2 「マルチマテリアルボディーの試作」・・・・・・ 3-2.1.2-1
  - 2.2 研究開発項目②接合技術開発
    - 2.2.1 「アルミニウム／CFRP接合技術の開発」・・・・・・ 3-2.2.1-1
    - 2.2.2 「残留γ相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発」・・・・・・ 3-2.2.2-1
    - 2.2.3 「中高炭素鋼の革新的接合技術の開発」・・・・・・ 3-2.2.3-1
    - 2.2.4 「中高炭素鋼板のPHMによる実用FSW技術の開発」  
「革新的FSWによる超ハイテン接合部材の開発」のうち「①超ハイテンTWB部材  
の開発」・・・・・・ 3-2.2.4-1
    - 2.2.5 「アルミニウム／異種材料の点接合技術」・・・・・・ 3-2.2.5-1
    - 2.2.6 「中高炭素鋼／中高炭素鋼のフリクションスポット接合技術の開発」・・・・ 3-2.2.6-1
    - 2.2.7 「鋼材／CFRP等樹脂材料の接合技術開発」  
「鋼板と樹脂材料の革新的接合技術及び信頼性評価技術の開発」・・・・・・ 3-2.2.7-1
    - 2.2.8 「難接合性材料の線接合技術の開発」  
「革新的FSWによる超ハイテン接合部材の開発」のうち「②ロボット適応制御  
FSWによる超ハイテン部材アセンブリ技術の開発」・・・・・・ 3-2.2.8-1

2.2.9 「水和物架橋低温接合技術の開発」	3-2.2.9-1
2.2.10 「構造用接着技術に関するFeasibility Study」	
「構造材料用接着技術の開発」	3-2.2.10-1
2.2.11 「摩擦接合共通基盤研究」	3-2.2.11-1
2.2.12 「マルチマテリアル接合技術の基盤研究 (FS研究)」	3-2.2.12-1
2.2.13 「マルチマテリアル接合技術の基盤研究」	3-2.2.13-1
2.2.14 「マルチマテリアル接合技術における継手性能データベースの構築」	3-2.2.14-1
2.3 研究開発項目③革新的チタン材の開発	
2.3.1 「チタン材一貫製造プロセス技術開発」	3-2.3.1-1
2.3.2 「チタン薄板の革新的低コスト化技術開発」	
「高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発」	3-2.3.2-1
2.4 研究開発項目④革新的アルミニウム材の開発	
2.4.1 「高強度アルミニウム合金を用いた自動車部品の開発」	3-2.4.1-1
2.4.2 「アルミニウム材新製造プロセス技術開発」	3-2.4.2-1
2.4.3 「複層アルミ合金の開発」	
「残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発」のうち	
「⑫」および「⑬」	3-2.4.3-1
2.5 研究開発項目⑤革新的マグネシウム材の開発	
2.5.1 「難燃性マグネシウム合金の信頼性 (疲労・破壊・難燃性) 評価」	3-2.5.1-1
2.5.2 「易加工性マグネシウム材 (押出材) の開発及び高強度マグネシウム材 (厚板)	
作製の基礎的検討」	3-2.5.2-1
2.5.3 「高強度マグネシウム材 (薄板) の開発」	3-2.5.3-1
2.5.4 「高強度マグネシウム材 (押出材) の開発」	3-2.5.4-1
2.5.5 「難燃性マグネシウム合金の耐食技術の開発」	3-2.5.5-1
2.5.6 「難燃性マグネシウム合金の接合技術の開発」	3-2.5.6-1
2.5.7 「革新的マグネシウム材の開発および信頼性評価」	
「革新的マグネシウム材の鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発」	
	3-2.5.7-1
2.5.8 「Mg材の性能・寿命に関するMI (マテリアルズインテグレーション) 活用技術	
開発 (FS研究)」	
「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション	
(MI) 活用技術の開発」	3-2.5.8-1
2.6 研究開発項目⑥革新鋼板の開発	
2.6.1 「残留 $\gamma$ 高度制御革新鋼板の開発」	
「残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発」のうち	
「⑨」および「⑩」	3-2.6.1-1
2.6.2 「軽元素を有効に用いた革新鋼材の耐食性および成形性向上技術の開発」	3-2.6.2-1
2.6.3 「炭素活用による革新的加工性を有する超高強度鋼板の開発」	3-2.6.3-1
2.6.4 「中高炭素鋼ベース高強度高延性複層鋼板の開発」	3-2.6.4-1
2.6.5 「複層鋼板の界面構造解析と特性調査」	3-2.6.5-1
2.6.6 「異相界面腐食解析の基盤技術開発 (FS研究)」	
「超高強度鋼板の腐食挙動解析技術の開発」	3-2.6.6-1
2.6.7 「超高強度薄鋼板の水素脆化に関する研究基盤技術開発 (FS研究)」	
「超高強度薄鋼板の水素脆化挙動評価技術の開発」	3-2.6.7-1
2.6.8 「鉄鋼信頼性評価技術開発」	3-2.6.8-1

2.7 研究開発項目⑦熱可塑性CFRPの開発	
2.7.1 「熱可塑性CFRPの開発及び構造設計・応用加工技術の開発」	3-2.7.1-1
2.7.2 「リサイクル炭素繊維の評価技術開発」	3-2.7.2-1
2.7.3 「低圧・超高速CFRP成形技術の開発（FS研究）」	
「超軽量CFRTP／CFRPハイブリッド部材の開発」	3-2.7.3-1
2.7.4 「熱可塑性CFRPの開発及び構造設計・加工基盤技術の開発」	3-2.7.4-1
2.8 研究開発項目⑧革新炭素繊維基盤技術開発	
2.8.1 「革新炭素繊維基盤技術開発」（東京大学）	3-2.8.1-1
2.8.2 「革新炭素繊維基盤技術開発」	3-2.8.2-1
2.9 研究開発項目⑨戦略・基盤研究	
2.9.1 「新構造材料の技術・研究戦略」	3-2.9.1a-1
「技術動向調査分析」	3-2.9.1b-1
「高分子複合材料技術開発動向調査」	3-2.9.1c-1
「共通基盤技術の研究調査」	3-2.9.1d-1
「非鉄金属先導研究」	3-2.9.1e-1
「材料・接合等技術動向調査研究」	3-2.9.1f-1
「計測解析評価研究」	3-2.9.1g-1
2.9.2 「新材料の材料代替効果定量技術の開発（FS研究）」	
「材料・接合等技術動向調査研究(新材料の材料代替効果定量技術の開発)」	3-2.9.2-1
2.9.3 「マルチマテリアル信頼性設計技術に関する調査研究（FS研究）」	
「材料・接合等技術動向調査研究	
IV. 異種軽量金属接合部材信頼性評価の基盤技術研究」	
「革新的マグネシウム材の鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発」の	
うち「④異種軽金属接合部材信頼性評価の基盤技術研究」	3-2.9.3-1
2.9.4 「材料・接合等技術動向調査研究 III. データ等活用拠点（仮名称）計画」	
①AISTマルチマテリアル信頼性拠点	3-2.9.4①-1
②大阪大学接合技術拠点	3-2.9.4②-1
③NIMS鉄鋼信頼性拠点	3-2.9.4③-1
④名古屋大学（NCC）拠点	3-2.9.4④-1
⑤京都大学CAE拠点	3-2.9.4⑤-1
2.9.5 「中性子線による構造材料解析技術のFeasibility Study」	
「中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発」	3-2.9.5-1
2.9.6 「超高強度化材料の潤滑加工性向上と異種材料接合部の塗装後耐食性向上技術の開発（FS研究）」	
「マルチマテリアル車体における防食表面処理評価技術の開発」	3-2.9.6-1
2.9.7 「マルチマテリアル車体におけるガルバニック腐食のシミュレーション技術の開発」	3-2.9.7-1
2.9.8 「NEDO調査事業」	3-2.9.8-1

#### 4.成果の実用化・事業化に向けた取り組み及び見通しについて

1.事業全体の取り組み及び見通し	4-1-1
2.組織毎の取り組み及び見通し	4-2-1

(添付資料)

- ・プロジェクト基本計画
- ・事前評価関連資料（事前評価書、パブリックコメント募集の結果）
- ・特許論文等リスト

# 概要

		最終更新日	2023年3月3日
プロジェクト名	革新的新構造材料等研究開発	プロジェクト番号	P14014
担当推進部/ PM、担当者	材料・ナノテクノロジー部 PM 氏名 小川貴弘 (2018年6月～2023年3月現在、2020/4-2023/3 PM) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 佐藤隆行 (2014年1月～2014年5月) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 松岡隆一 (2014年1月～2014年9月) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 今西大介 (2014年1月～2020年3月、2014/1-2017/1 PM) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 寺田幸平 (2014年6月～2016年5月) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 廣井政行 (2014年8月～2023年3月現在) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 宮本一夫 (2016年2月～2018年7月、2017/2-2018/3 PM) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 椎野裕 (2016年6月～2018年5月) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 齋藤英紀 (2017年4月～2020年3月、2018/4-2020/3 PM) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 伊東寿 (2020年4月～2023年3月現在) 材料・ナノテクノロジー部 担当者氏名 笹木隆弘 (2021年4月～2023年3月現在)		
0. 事業の概要	自動車を中心とした輸送機器の抜本的な軽量化(半減)に向けて、革新的接合技術の開発や、鋼材、アルミニウム材、チタン材、マグネシウム材、炭素繊維及び炭素繊維強化樹脂(Carbon Fiber Reinforced Plastics、以下「CFRP」という。)等、輸送機器の主要な構造材料の高強度化等に係る技術開発を一体的に推進する。これにより、輸送機器の燃費向上によるエネルギー消費量とCO <sub>2</sub> 排出量の削減、次世代自動車普及の加速、我が国の部素材産業及びユーザー産業の国際競争力強化を目指す。		
1. 事業の位置付け・必要性について	<p>【事業の必要性】</p> <p>エネルギー消費量削減やCO<sub>2</sub>排出量削減は、国際的な重要課題である。産業・運輸・民生の各部門で様々な対応が図られており、例えば運輸部門では、世界的に自動車に対する厳しい燃費規制が設定されている。我が国においても、CO<sub>2</sub>総排出量の20%近くが自動車からの排出であり、今後のCO<sub>2</sub>排出量削減に向けて、自動車の燃費向上に係る技術開発が重要となる。近年の車両軽量化技術開発では、軽量材料を適材適所に使うマルチマテリアル化が進められている。その際、異種材料接合が鍵となるが、材質が大きく異なる材料間の接合や、自動車としての安全性を保証する上で欠かせない接合部の性能評価技術など、今後克服すべき数多くの技術課題が残されている。また、構造材料そのものの軽量化も極めて重要な課題であり、高強度、高延性、不燃性、耐食性、耐衝撃性等の機能が確保された軽量構造材の開発が必要である。それと同時に、これらの機能を損なうことのない接合技術や成形加工技術等の開発が求められる。</p> <p>【位置付け】</p> <p>本事業は経済産業省が推進する、「未来開拓プロジェクト」の一つであり、本研究開発は既存技術の延長線上にない、夢のある「未来技術開拓」を実施するものである。内閣府総合科学技術会議では「2013年度科学技術重要施策アクションプラン」により、重点的取組として「技術革新によるエネルギー消費量の飛躍的削減」を実現するものと登録されている。また、日本再生戦略「グリーン成長戦略」では重点施策の「グリーン部素材が支えるグリーン成長の実現」に基づきグリーン部素材自体の革新的イノベーションを生み出すための基礎から実用化まで一貫通貫の未来開拓型の研究開発を推進し、「グリーン部素材」をテコにした成長を実現する。</p> <p>マテリアル革新力強化戦略(令和3年4月27日)では、データ駆動型研究開発基盤の整備が基本方針2として掲げられており、本プロジェクトでもマグネシウム材のマテリアルズ・インテグレーション(MI)活用技術の開発、データ等活用拠点の形成を行った。</p>		

2. 研究開発マネジメントについて

事業の目標

**研究開発項目①「マルチマテリアル技術開発」**

(1) マルチマテリアル設計技術開発

(a) トポロジー最適化システムの構築

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・複数の材料のトポロジー最適設計法を構築する。
- ・線形過渡応答問題のトポロジー最適設計法を構築する。
- ・複数の材料・線形過渡応答問題のトポロジー最適化結果を評価・検討および他のCAEツールと連携可能なシステムを構築する。

(b) マルチマテリアル界面評価・モデル化

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・マルチマテリアル界面の評価方法の現状、および今後のニーズを調査する。
- ・数値解析技術により、マルチマテリアル界面をモデル化する。トポロジー最適化システムとの連携可能な適切な方法を検討する。
- ・有望と考えられる接合法によって作製された試験片をモデル化し、マルチマテリアル界面として評価検討する。

(c) 車体構造適用可能性検討

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・複数の材料の利用を想定した対象問題を選定し、そのデータを作成する。
- ・車体構造への展開を目的としたソフトウェアの大規模問題への拡張を検討する。
- ・最適構造の工学的な妥当性を検証・評価する。

(d) マルチマテリアル実設計への適用

【第4期目標 (2022年度末)】

- ・開発材料を利用した最適設計法を構築する。
- ・マルチマテリアル最適構造の導出と接合法を含めた評価を実施し、最終的にマルチマテリアル設計車体の提案を行う。

(2) マルチマテリアルボディーの検討・試作

【第4期目標 (2022年度末)】

- ・トポロジー最適化法により得られた軽量化マルチマテリアル部材につき、粉末積層造形プロセスによる軽量化の可能性を検討する。
- ・開発材料、接合・接着技術を集約して、自動車の部材や車体の部分骨格を試作し軽量化効果の検証を行う。

**研究開発項目②「接合技術開発」**

(1) チタン／チタン連続接合技術の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

- ・接合深さ：5mm 以上
- ・接合強度：母材強度の90%以上
- ・接合装置：設計技術の確立

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・接合深さ：10mm 以上
- ・接合強度：母材強度の90%以上
- ・接合装置：設計技術の確立

(2) 中高炭素鋼／中高炭素鋼接合技術の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

(a) スポット接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.5mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級 (JIS Z3140:1989) の引張せん断荷重平均値の70%

(b) 連続接合技術開発

- ・接合強度：厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の70%

【第2期目標 (2017年度末)】

(a) スポット接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.5mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級 (JIS Z3140:1989) の引張せん断荷重平均値の70%以上

- (b) 連続接合技術開発
  - ・接合強度：厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 70% 以上
- 【第 3 期目標（2020 年度末）】
- (a) スポット接合技術開発
  - ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重平均値の 70% 以上、十字引張荷重平均値の 70% 以上
- (b) 連続接合技術開発
  - ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼同士で、母材強度の 70% 以上
- 【第 4 期目標（2022 年度末）】
- (a) スポット接合技術開発
  - ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重平均値以上、十字引張荷重平均値以上
- (b) 連続接合技術開発
  - ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼同士で、母材強度の 90% 以上
  
- (3) 鋼材／アルミニウムの接合技術の開発（スポット接合技術）
- 【第 1 期目標（2015 年度末）】
  - ・接合強度：試験片の接合で、JIS-A 級（JIS Z3140:1989）の引張せん断荷重平均値以上または母材破断
  - ・電食による接合部腐食の電気化学的評価手法の確立
  - ・鋼板／アルミニウム間の熱膨張差による熱歪みの評価解析手法の確立
- 【第 2 期目標（2017 年度末）】
  - ・高減衰接着剤の仕様決定
  - ・電食に対する防錆技術の確立
- 【第 3 期目標（2020 年度末）】
  - ・接合強度：抵抗スポット溶接による剥離強度として十字引張荷重平均値が 1.5kN 以上
- 【第 4 期目標（2022 年度末）】
  - ・接合強度：各種実用部品の接合で、JIS-A 級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重最小値以上または母材破断
  - ・接合時間：1 点あたり 5 秒以内
  
- (4) アルミニウム／CFRP 接合技術の開発
- 【第 1 期目標（2015 年度末）】
  - ・接合強度：試験片の接合で、JIS-A 級（JIS Z3140:1989）の引張せん断荷重平均値以上または母材破断
  - ・電食による接合部腐食の電気化学的評価手法の確立
  - ・アルミニウム／CFRP 間の熱膨張差による熱歪みの評価解析手法の確立
- 【第 2 期目標（2017 年度末）】
  - ・高減衰接着剤の実用組成の決定
  - ・電食に対する防錆技術の確立
- 【第 3 期目標（2020 年度末）】
  - ・ポリアミド樹脂（PA）、ポリフェニレンスルファイド樹脂（PPS）など高融点樹脂をマトリックスとする CFRP の接合技術の確立
  - ・電食の評価手法確立と防錆仕様検討への応用
- 【第 4 期目標（2022 年度末）】
  - ・接合強度：各種実用部品の接合で、JIS-A 級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重最小値以上または母材破断
  - ・接合時間：1 点あたり 5 秒以内
  - ・プロセスモニタリング技術の確立
  
- (5) 鋼材／CFRP 等樹脂接合技術の開発
- 【第 1 期目標（2015 年度末）】
  - ・接合強度：母材破断
- 【第 2 期目標（2017 年度末）】
  - ・接合強度：母材破断
  - ・電食による接合部腐食の評価手法の確立
- 【第 3 期目標（2020 年度末）】
  - ・鋼材／CFRP 複合成形パネルの製作に向けた接合材料の仕様確定
  - ・試験片レベルの接合強度：引張せん断強度 15MPa 以上
- 【第 4 期目標（2022 年度末）】
  - ・鋼材／CFRP 複合成形パネルの製作

・成形パネルの接合強度：引張せん断強度 20MPa 以上

(6) 構造材料用接着技術の開発

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・接合強度：引張せん断強度 10MPa 以上
- ・接合部劣化のメカニズム解明及び評価法の確立

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・接合強度：金属用接着剤では引張せん断強度 20MPa 以上、プラスチック用接着剤に対しては 7MPa 以上。
- ・接着接合部の耐久性向上の検討

【第4期目標 (2022年度末)】

- ・接合強度：金属用接着剤は引張せん断強度 28MPa 以上、プラスチック用接着剤に対しては 10MPa 以上。

### 研究開発項目③「革新的チタン材の開発」

(1) 製錬・溶解・熱延工程を革新的に短縮した高機能チタン薄板製造技術開発

【第1期目標 (2015年度末)】

(a) 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス要素技術の開発

- ・鉄含有値：ばらつき範囲 50~500ppm 平均値 200ppm 以下
- ・酸素含有値：ばらつき範囲 100~200ppm 平均値 150ppm 以下
- ・塩素含有値：300ppm 以下

(b) 上記スポンジチタンを活用した高効率チタン薄板製造プロセス要素技術の開発

- ・薄板中の気孔率：1%以下
- ・引張強度・延性バランス：現行材より 20%向上

【第2期目標 (2017年度末)】

(a) 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス要素技術の開発

- ・大型工業製品製造に不可欠な工程技術の要素技術を確立し、量産プロセスの見通しを得る。

(b) 上記スポンジチタンを活用した高効率チタン薄板製造プロセス要素技術の開発

- ・工業的に薄板を製造するプロセスの要素技術を確立し、量産プロセスの見通しを得る。

【第3期目標 (2020年度末)】

(a) 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス要素技術の開発

- ・実機スケールで、 $Fe \leq 200ppm$ 、 $O \leq 150ppm$ 、 $Cl \leq 300ppm$  のスポンジチタンを製造可能な技術の確立
- ・A 級スポンジチタンの歩留向上 (85%を 92%に向上) 可能な技術の確立
- ・スポンジチタンの製造リードタイムを 30%低減可能な技術の確立

(b) 上記スポンジチタンを活用した高効率チタン薄板製造プロセス要素技術の開発

- ・大型試験設備によりチタン薄板コイルを試作
- ・上記で試作したチタン薄板の気孔率 0.2%以下
- ・チタン薄板の強度・延性バランスを現行材よりも 30%向上
- ・現行プロセスに比べて薄板製造のリードタイムを 15%低減

(2) チタン材連続一貫製造プロセス技術開発

【第1期目標 (2015年度末)】

(a) スクラップチタンやチタン鉱石などのチタン低廉材料の溶解・精錬要素技術の開発

- ・精錬後の酸素含有値：300ppm 以下

(b) 上述の溶解・精錬技術と鑄造、圧延を組み合わせたチタン材連続一貫製造プロセス要素技術の開発

- ・引張強度：現行材より 20%向上

【第2期目標 (2017年度末)】

(a) スクラップチタンやチタン鉱石などのチタン低廉材料の溶解・精錬要素技術の開発

- ・実機プロセスにおける精錬後の酸素含有値を 300ppm 以下とする要素技術確立の見通しを得る。

(b) 上述の溶解・精錬技術と鑄造、圧延を組み合わせたチタン材連続一貫製造プロセス要素技術の開発

- ・高速高圧下箔圧延技術：生産性向上の達成に向けた要素技術を確立し、量産プロセスへの見通しを得る。

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・引張強度が現行材より 20%向上した材の量産プロセス検証

(3) チタン新製錬技術開発

【第1期目標 (2015年度末)】

工業化への展開が可能な低コストでの新規な製錬技術の開発  
(ラボスケールで検証)

- ・鉄含有値：2000ppm 以下
- ・酸素含有値：1000ppm 以下

【第2期目標 (2017年度末)】

工業化への展開が可能な低コストでの新規な製錬技術の開発

- ・製錬プロセス設計指針を構築し、量産プロセスへの見通しを得る。

【第3期目標 (2020年度末)】

・工業化が可能と判断される  $Fe \leq 2000ppm$ 、 $酸素 \leq 1000ppm$  で、現行クロール法よりコスト 20%削減に必要な要素技術を提示。

- ・大型化試験により、A4判サイズ、数百  $\mu m$  厚さで、 $O \leq 1000ppm$ 、 $Fe \leq 2000ppm$  を試作。

**研究開発項目④「革新的アルミニウム材の開発」**

(1) 高強度・高靱性アルミニウム合金の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

- ・引張強度：660MPa 以上 (現状：600MPa)
- ・耐力 (降伏強度)：600MPa 以上 (現状：550MPa)
- ・伸び：12%以上

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・引張強度：750MPa 以上 (現状：600MPa)
- ・耐力 (降伏強度)：700MPa 以上 (現状：550MPa)
- ・伸び：12%以上

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・疲労強度を維持しながら高強度化した合金 (引張強度：750MPa) の実機レベル (大型ねじり鍛造装置を用いた) の製造技術開発

【第4期目標 (2022年度末)】

- ・開発合金の実機化製造条件の技術指針確立
- ・Sc添加アルミニウム合金の自動車用途としての実用性を検証する。

(2) アルミニウム材製造電析プロセス技術開発

【第1期目標 (2015年度末)】

- ・電解条件の確立
- ・電析メカニズムの解明

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・ $AlCl_3$ 系イオン液体の新合成法の開発及び量産法の提示
- ・パイロットプラントによる実証実験

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・新電析浴において、電析速度  $1.0\mu m/min$  以上の達成
- ・新電析浴を用いた量産ライン設計指針の確定
- ・従来溶製法では製造不可な新電析浴を用いた新 Al 合金および作製法の指針確定

【第4期目標 (2022年度末)】

- ・鋳物級の低純度から新地金以上の高純度アルミニウムへのハイアップグレード技術の指針確定
- ・ハイアップグレード用電解液を用いた高速電解精錬技術の確立
- ・省エネルギーかつ  $CO_2$  排出量低減が可能なハイアップグレード技術の開発

(3) 複層アルミ合金の開発

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・熱処理後の耐力 600MPa 以上
- ・成形前の伸び 20%以上
- ・製造プロセス設計指針の提示

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・熱処理後の耐力 700MPa 以上
- ・成形前の伸び 20%以上
- (部材成形性)平面歪領域の破断限界ひずみ 0.15 以上



**研究開発項目⑤「革新的マグネシウム材の開発」**

(1) 易加工性マグネシウム材の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：250MPa 以上
- ・伸び：15%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性
- ・AZ31 (マグネシウム材)と同程度以上の押出速度

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：270MPa 以上
- ・伸び：20%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性
- ・A6N01 (アルミニウム材)と同程度以上の押出速度

(2) 高強度マグネシウム材の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：350MPa 以上
- ・伸び：13%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：360MPa 以上
- ・伸び：15%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性

(3) マグネシウム材の評価手法の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

- ・既存の難燃性マグネシウム合金を対象として、発火メカニズム及び腐食メカニズムの解明と評価手法の導出

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・本プロジェクトで開発した難燃性マグネシウム合金を対象として、発火特性、腐食特性及び疲労特性に関するデータベース構築

(4) マグネシウム材の接合技術の開発

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・本プロジェクトで開発した難燃性マグネシウム材を対象として、MIG、TIG、FSW等の接合技術の開発を行う。

(5) 革新的マグネシウム材の開発および長期性能評価

【第3期目標 (2020年度末)】

- (5-1) 前期で開発した合金を用いて高速鉄道車両適用のための大型部材(長さ5m以上)の材料製造技術(押出技術、圧延技術、加工技術)を構築する。
- (5-2) 自動車への適用に必要な機械的特性、成形性を有するマグネシウム材の開発と製造技術を確立する。
- (5-3) (5-1)、(5-2)で開発した合金を対象として実用化に必要な長期性能(疲労特性等)データベースを構築する。

【第4期目標 (2022年度末)】

- (5-2) 自動車への適用に必要な機械的特性、耐食性、成形性を有するマグネシウム材の適用技術(成形技術、スケールアップ技術)を確立する。
- (5-3) (5-1)、(5-2)で開発した合金を対象として、実用化に必要な長期性能(疲労特性等)データベースを機械学習等のデータサイエンスを利用して構築する。

(6) マグネシウム製高速車両構体の開発

【第3期目標 (2020年度末)】

- (6-1) 革新的マグネシウム材を用いて高速車両構体を設計するための技術指針を、一般断面モックアップ構体の作製・評価を通じて構築する。
- (6-2) 革新的マグネシウム材を用いて一般断面モックアップ構体を作製するための接合技術および表面処理技術を構築する。

【第4期目標（2022年度末）】

(6-3) 革新的マグネシウム材の高速車両用構体への適用による試作、検証を行う。

(7) マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション（MI）活用技術開発

【第3期目標（2020年度末）】

・難燃性マグネシウム合金接合部の疲労性能・寿命を、理論や経験則、数値モデリング、データベース、機械学習などにより予測可能とする各モジュールのプロトタイプを完成させる。

【第4期目標（2022年度末）】

・難燃性マグネシウム合金接合部の長期性能（疲労性能・寿命、耐食性等）を、理論や経験則、数値モデリング、データベース、機械学習などにより予測可能とする各モジュールの検証を実施し、統合したワークフローとして完成させる。

**研究開発項目⑥「革新鋼板の開発」**

(1) 高強度高延性中高炭素鋼の開発

【第1期目標（2015年度末）】

・レアメタル添加量：10wt%未満  
・引張強度：1.2GPa以上  
・伸び：15%以上

【第2期目標（2017年度末）】

・レアメタル添加量：10wt%未満  
・引張強度：1.5GPa以上  
・伸び：20%以上

【第3期目標（2020年度末）】

・レアメタル添加量：10wt%未満、引張強度：1.5GPa以上、伸び：20%以上の開発鋼において、汎用鋼（590MPa～980MPa級）と同等の耐食性と水素脆性を目指す

【第4期目標（2022年度末）】

・鋼材中の軽元素と耐食性の関係の明確化

(2) 中高炭素鋼の解析・評価手法の開発

【第1期目標（2015年度末）】

・低濃度炭素検出技術  
炭素定量下限：30ppm  
・微細粒成長動的観察技術  
像分解能：15nm

・加熱加工模擬技術の確立  
・鋼の歪み挙動解析技術の確立

【第2期目標（2017年度末）】

・鋼組織の高速定量解析技術の確立  
・鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術の確立

【第3期目標（2020年度末）】

・鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術において、空間分解能：200nm以下、濃度分解能：0.1mass%を目指す  
・微小電気化学計測技術、局所構造解析技術、マクロ腐食挙動との対比などによるマイクロおよびナノオーダー（ $\mu\text{m}$ 以下）の腐食挙動解析技術の確立  
・薄鋼板の水素脆化挙動に影響を及ぼす応力、ひずみ、水素濃度分布、組織損傷を数百 $\mu\text{m}$ レベルで測定できる技術を確立し、自動車用構造部材としての薄鋼板の水素脆化挙動を適切に評価できる試験方法の確立

【第4期目標（2022年度末）】

・薄鋼板の水素脆化挙動に係るき裂伝播挙動解析技術を構築する。また、新規マイクロ組織観察技術を開発し、き裂伝播挙動との関係を明らかにする。

**研究開発項目⑦「熱可塑性 CFRP の開発」**

(1) 熱可塑性 CFRP と金属材料との接合技術開発

【第1期目標（2015年度末）】

・CFRP と異種材料（鉄鋼、アルミ合金）との接合の要素技術の見極めを行い、上記接合方式・接合形状における強度設計に必要なデータベースを構築する。

【第2期目標（2017年度末）】

・2015年度までに構築した異材接合データベースを基に、現行量産車において多用され一般的に用いられている接合方式（ボルト締結や接着接合）と同等以上の強度を達成す

るための要素技術及びその設計手法を確立する。また最適な非破壊評価手法を確立する。

(2) 熱可塑性 CFRP の開発及び構造設計・加工技術の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

(a) 熱可塑性 CFRP の中間基材の開発

・中間基材のバリエーションを拡大し、車体の6割軽量化を実現する中間基材の製造に係る要素技術を確立する。

(b) 熱可塑性 CFRP の性能評価技術の開発

・開発材の静的及び動的力学特性把握のための標準試験法・試験片製作方法を提案する。

(c) 熱可塑性 CFRP を用いた構造設計技術の開発

・開発材の静的及び動的材料特性を CAE (Computer Aided Engineering) 解析に適用した予測技術を確立し、予測精度を既存の鋼板製車体と同等以上とする。

(d) 熱可塑性 CFRP の成形加工技術の開発

・成形シミュレーション技術を構築する。

(e) LFT-D (Long Fiber Thermoplastics-Direct) 成形の基礎技術の開発

・炭素繊維と熱可塑性樹脂の混練体の流動特性と材料特性の関係を解析し、混練プロセスの最適条件を解明し、基礎的力学的モデルを提案する。また、初歩的 CAE 解析技術を確立する。

(f) 大物高速成形技術の開発

・初歩的なボディ部材を対象に高速プレス成形技術を確立する。また、構造材の剛性確保のために LFT-D 成形品の部分補強を試行する。ハイブリッド構造を達成するためのマテハン技術の概念を決定する。

(g) 大物高速接合技術の開発

・熱可塑性 CFRP 使用部材同士の接合方法を見極め、最適手法を選択する。

(h) 高意匠性外板製造技術開発

・高意匠性を支配する技術要因を分析し、基礎技術を見極める。

(i) 実証評価

・実証評価の実施方法を策定する。

【第2期目標 (2017年度末)】

(a) 熱可塑性 CFRP の中間基材の開発

・組立パーツの部品点数の半減を実現する中間基材の製造に係る要素技術を確立する。

(b) 熱可塑性 CFRP の性能評価技術の開発

・材料特性発現メカニズムを解明することにより、標準試験法による評価値の妥当性を検証する。

(c) 熱可塑性 CFRP を用いた構造設計技術の開発

・CAE 解析予測技術を用いた複数部材の一体化設計技術を開発し、組立パーツの部品点数半減と車体の6割軽量化のための要素技術を確立する。

(d) 熱可塑性 CFRP の成形加工技術の開発

・成形シミュレーション技術を基にして、繊維配向や形状安定性の予測手法を確立する。

(e) LFT-D (Long Fiber Thermoplastics-Direct) 成形の基礎技術の開発

・量産化につながる混練・押出プロセスの要素技術を確立する。また、LFT-D の材料特性データベースの一部を構築するとともに、試験法標準化への道付けを実施する。さらに、力学モデルの高度化を行い、CAE 解析ソフトウェアに組込む。

(f) 大物高速成形技術の開発

・複雑なボディ部材の成形技術を確立し、量産化に繋がる要素技術を確立する。ハイブリッド成形技術を確立するとともに、高速マテハン技術の要素技術を確立する。

(g) 大物高速接合技術の開発

・熱可塑性 CFRP 使用部材同士の接合技術を確立する。

(h) 高意匠性外板製造技術開発

・選定した材料、プロセスを用いて、高意匠性付与技術を確立する。

(i) 実証評価

・自動車構造体を想定して、自動車ボディの剛性試験などにより軽量化の検証を行うとともに、量産化に向けた課題の抽出を行う。

【第3期目標 (2020年度末)】

(j) LFT-D 高速成形実用化技術の開発

・革新炭素繊維強化熱可塑性 CFRP の LFT-D 成形性および力学特性を評価する。

・LFT-D 材の混練 CAE シミュレーション技術の研究を行うとともに、成形流動および流動配向異方性を考慮した最適設計 CAE 解析技術の研究を行い、剛性最適化技術を開発する。

(k) 熱可塑性 CFRP 高速ハイブリッド成形技術の開発

・その場合重合成形補強材と LFT-D とのハイブリッド成形技術を開発するとともに、新しく考案したフレック法によるハイブリッド成形の基礎技術を開発する。

- (l) 熱可塑性 CFRP 評価・解析技術の開発
  - ・熱可塑性 CFRP の動的・経時特性を評価するとともに、破壊メカニズム解明の研究を行う。
  - ・熱可塑性 CFRP の材料特性データベースの一部を構築する。
- (m) 自動車向リサイクル CF 適用化技術の開発
  - ・リサイクル CF 回収技術の研究を行い、LFT-D 要件に適合する基本プロセスを開発するとともに、設備の改良開発を行う。
  - ・リサイクル CF を用いた LFT-D 成形プロセスおよび LFT-D 廃材の再利用技術、並びに設備システムの研究を行う。
- 【第 4 期目標 (2022 年度末)】
- (j) LFT-D 高速成形最適化技術の開発
  - ・革新炭素繊維強化熱可塑性 CFRP の LFT-D 成形性および力学特性を評価する。
- (k) 熱可塑性 CFRP 高速ハイブリッド成形技術の開発
  - ・LFT-D 材と異種材料との組合せによる LFT-D マルチマテリアル要素技術の検討を行う。
- (l) 熱可塑性 CFRP 評価・解析技術の開発
  - ・熱可塑性 CFRP の破壊メカニズムを解明し、材料特性予測技術を確立するとともに、実設計への適用を想定した実用的な材料モデルを開発する。
  - ・熱可塑性 CFRP の材料特性データベースを構築する。
- (m) 自動車向回収 CF 適用化技術の開発
  - ・リサイクル CF 回収技術を確立する。
  - ・リサイクル CF の LFT-D 成形技術、および LFT-D 廃材のリサイクル技術を開発する。
- (3) 超軽量 CFRTP/CFRP ハイブリッド部材の開発
- 【第 4 期目標 (2022 年度末)】
- ・CFRTP 材料および成形技術を活用して、CFRTP/CFRP (熱可塑/熱硬化) ハイブリッド部材を設計し、軽量化効果を実証する。

**研究開発項目⑧「革新炭素繊維基盤技術開発」**

- (1) 新規炭素繊維前駆体化合物の開発
- 【第 1 期目標 (2015 年度末)】
- ・下記 (2) の成果とあわせて、新たな炭素繊維前駆体の効率的な合成プロセス技術を確立し、新たな炭素繊維前駆体を開発する。なお、汎用炭素繊維と同等の特性とは、引張弾性率 235GPa、破断伸度 1.5%とする。
- 【第 2 期目標 (2017 年度末)】
- ・下記 (2) の成果とあわせて、異形状炭素繊維の製造技術を確立する。
- 【第 3 期目標 (2020 年度末)】
- ・アクリル繊維ポリマーをベースとする完全耐炎ポリマーを得る反応プロセスを確立する。これに伴い炭素繊維紡糸工程では、Large Tow (48K) の紡糸技術を確立すると同時に、炭化プロセスも革新炭素繊維に適合するよう処理条件など検討する。炭素繊維として、フィラメント径 7 $\mu$ m で、弾性率 240GPa、強度 4GPa を凌ぐ性能を目指す。
- (2) 炭化構造形成メカニズムの解明
- 【第 1 期目標 (2015 年度末)】
- ・(1) の成果とあわせて、新たな炭素繊維の製造技術を開発する。なお、汎用炭素繊維と同等の特性とは、引張弾性率 235GPa、破断伸度 1.5%とする。
- 【第 2 期目標 (2017 年度末)】
- ・(1) の成果とあわせて、異形状炭素繊維の製造技術を確立する。
- 【第 3 期目標 (2020 年度末)】
- ・マイクロ波炭化のプロセス多段化など設備を改良するとともに処理条件を最適化し、従来の炭化炉方式に優る大規模生産のための製造技術を確立する。
- (3) 炭素繊維の評価手法開発、標準化
- 【第 1 期目標 (2015 年度末)】
- ・圧縮試験、曲げ試験、ねじり試験方法の規格原案を作成し、JIS/ISO 化に必要なデータを収集する。また、単繊維の熱膨張率計測試験について、試験装置を開発し、評価手法を確立するとともに、熱可塑性樹脂との界面接着特性試験について、複数の評価手法について比較検討を行い、その結果をテスト報告 (TR) としてとりまとめる。さらに、新規炭素繊維前駆体から製造される炭素繊維を適用した複合材料の設計やライフサイクルアセスメント (LCA) に活用するためのデータを収集する。
- 【第 2 期目標 (2017 年度末)】

- ・熱可塑性樹脂と異形状炭素繊維の界面特性を検証し、その特性発現メカニズムを解明することにより、標準的な力学的試験法を確立する。

#### 研究開発項目⑨「戦略・基盤研究」

(1) 新構造材料の動向調査・技術・研究戦略

【第1期目標(2015年度末)】

- ・研究開発のビジョンの明確化
- ・接合技術及び個別材料の技術戦略指針、実用化に向けた課題抽出
- ・プロジェクトの技術・研究戦略の策定
- ・新規材料の輸送機器への適用可能性の明確化
- ・新規材料の研究開発方針の明確化

【第2期目標(2017年度末)】

- ・研究開発の実用化・事業化ビジョンの明確化
- ・接合技術及び個別材料の技術戦略の策定
- ・新規材料の実用化に向けた技術課題(構造体関連)の抽出
- ・異種材料接合技術の標準化・規格化の検討体制の構築

【第3期目標(2020年度末)】

- ・接合技術及び個別材料の技術戦略の策定
- ・新規材料の実用化に向けた技術課題の抽出
- ・マルチマテリアル構造体に係わる共通基盤技術課題の抽出
- ・異種材料接合技術の標準化・規格化の検討

【第4期目標(2022年度末)】

- ・新規材料の実用化に向けた技術課題の明確化
- ・マルチマテリアル構造体に係わる共通基盤技術課題の明確化
- ・異種材料接合技術の標準化・規格化取りまとめ
- ・プロジェクト成果の取りまとめ及び検証
- ・プロジェクト成果をプロジェクト終了後も活用してくための方策を具体的に検討し準備を進める。

(2) 共通基盤技術の調査研究

【第1期目標(2015年度末)】

- ・構造材料、接合プロセスに関する新たな研究シーズの顕在化
- ・マルチマテリアル設計における、研究方向性の明確化
- ・材料と破壊の基礎メカニズム解明
- ・接合部の非破壊評価手法の確立
- ・プロセスモニタリング/ヘルスマニタリング手法の確立

【第2期目標(2017年度末)】

- ・構造材料、接合プロセスに関する新たな研究シーズ(腐食や水素脆化評価など)の顕在化
- ・小型中性子線などによる構造材料評価手法の構築
- ・軽量金属材料(アルミニウム、マグネシウム)に関する計測・評価手法の確立
- ・熱可塑性複合材料の損傷・強度評価手法の確立
- ・構造体接合部設計・評価手法の確立

【第3期目標(2020年度末)】

- ・構造体接合部設計・評価手法の抽出
- ・新材料の材料代替効果定量技術の開発課題の抽出
- ・車体軽量化技術の集約化に関する課題の抽出
- ・異種材料接合における腐食課題の抽出

【第4期目標(2022年度末)】

- ・構造体接合部設計・評価手法の確立
- ・新材料の材料代替効果定量技術の確立
- ・車体軽量化技術の集約手法・実行体制の確立
- ・異種材料接合における腐食解析手法の確立

(3) 中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発

【第3期目標(2020年度末)】

- ・新規小型中性子装置を建設し、ブラッグエッジイメージング法による測定の分解能と統計精度を明らかにする。
- ・中性子小角散乱とX線小角散乱の比較から、ナノ析出物の化学組成、サイズ分布、体積率、形状因子を同定する技術を開発する。
- ・炭素の濃度分布を同定する技術および析出物と水素局所濃縮の関係を検出する技術を開発する。

	<p>【第4期目標（2022年度末）】</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・ブラッグエッジイメージングのデータから、歪や金属組織のイメージング情報に変換する手法を確立し、接合部の2次元マッピングを実現する。</li> <li>・中性子小角散乱とX線小角散乱の比較から、ナノ析出物の化学組成、サイズ分布、体積率、形状因子を同定する技術を確立する。</li> <li>・オーステナイト中の炭素濃度分布を検出する技術を開発する。</li> <li>・鋼中の水素局所的濃縮を検出する技術を開発する。</li> </ul> <p>（4）低圧・超高速CFRP成形技術の開発</p> <p>【第3期目標（2020年度末）】</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・樹脂供給体における樹脂・基材の基本設計を完了する。</li> <li>・低圧・高速成形の平板形状での成形条件を確立する。</li> <li>・平板での樹脂含浸挙動解析シミュレーション技術を構築する。</li> </ul>						
事業の計画内容	主な実施事項	2013fy	2014fy	2015fy	2016fy	2017fy	
	接合技術	→					
	革新的アルミ材料	→					
	革新的マグネ材料	→					
	革新的チタン材料	→					
	革新鋼板	→					
	熱可塑性CFRP	→					
	革新炭素繊維基盤技術	→					
	戦略・基盤研究	→					
開発予算 （会計・勘定別に事業費の実績額を記載） （単位：百万円） 契約種類：委託	会計・勘定	2013fy	2014fy	2015fy	2016fy	2017fy	
	一般会計						
	特別会計（需給）	3,960	4,760	4,300	3,708	3,544	
	開発成果促進財源	0	0	1,570	0	185	
	総予算額	3,960	4,760	5,870	3,708	3,729	
	（委託）	3,960	4,760	5,870	3,708	3,729	
事業の計画内容	主な実施事項	2018fy	2019fy	2020fy	2021fy	2022fy	
	マルチマテリアル	→					
	接合技術	→					
	革新的アルミ材料	→					
	革新的マグネ材料	→					
	革新的チタン材料	→					
	革新鋼板	→					
	熱可塑性CFRP	→					
	革新炭素繊維基盤技術	→					
	戦略・基盤研究	→					
開発予算 （会計・勘定別に事業費の実績額を記載）	会計・勘定	2018fy	2019fy	2022fy	2021fy	2022fy	総額
	一般会計						
	特別会計	3,512	2,827	2,738	2,536	2,400	34,285

(単位：百万円) 契約種類：委託	(電源・需給の別)						
	開発成果促進財源	0	0	882	483	288	3,408
	総予算額	3,512	2,827	3,620	3,019	2,688	37,693
	(委託)	3,512	2,827	3,620	3,019	2,688	37,693
開発体制	経産省担当原課	産業技術環境局 研究開発課					
	プロジェクトリーダー	【プロジェクトリーダー】 国立大学法人東京大学 名誉教授：岸 輝雄 【サブプロジェクトリーダー】 学校法人金沢工業大学 教授：影山裕史					
	委託先（*委託先が管理法人の場合は参加企業数及び参加企業名も記載）	委託先：新構造材料技術研究組合（参加 52 社：累計） IHI、アイシン、アルモニコス、大阪大学、KADO、川崎重工業、共和工業、神戸製鋼所、コニカミノルタ、小松製作所、権田金属工業、三協立山、産業技術総合研究所、JFE スチール、島津製作所、スズキ、SUBARU、住友重機械工業、住友電気工業、セメダイン、総合車両製作所、大日本塗料、タカギセイコー、高砂工業、田中貴金属工業、帝人、東邦チタニウム、東洋紡、東レ、トヨタカスタマイジング&ディベロップメント、トヨタ自動車、名古屋大学、日産アーク、日産自動車、日本金属、日本製鉄、日本パーカライジング、日立金属、日立製作所、日立パワーソリューションズ、日立メタルプレジジョン、ファインセラミックスセンター、福井ファイバーテック、物質・材料研究機構、不二ライトメタル、本田技研工業、本田技術研究所、マツダ、三菱ケミカル、三菱自動車、メカニカルデザイン、UACJ 再委託先：アート1、川崎車両、木ノ本伸線、サンスター技研、シーカ・ハマタイト、大成プラス、デンカ、東レエンジニアリングDソリューションズ、戸畑製作所、豊田通商、ナガセケムテックス、日立化成、ヒロテック、富士電機、ミリオン化学、名機製作所、石川県工業試験場、茨城県産業技術イノベーションセンター、宇宙航空研究開発機構、海上・港湾・航空技術研究所 海上技術安全研究所、金属系材料研究開発センター、軽金属溶接協会、高エネルギー加速器研究機構、高分子学会、総合科学研究機構、長崎県工業技術センター、日本原子力研究開発機構、日本マグネシウム協会、広島県立総合技術研究所、福井県工業技術センター、理化学研究所、量子科学技術研究開発機構、秋田大学、茨城大学、岩手大学、大阪工業大学、大阪公立大学、岡山大学、金沢工業大学、関西大学、岐阜大学、九州工業大学、九州大学、京都工芸繊維大学、京都大学、近畿大学、群馬大学、神戸大学、佐賀大学、佐世保高専、静岡大学、芝浦工業大学、島根大学、上智大学、千葉大学、中部大学、帝京大学、東京工業大学、東京大学、東京農工大学、東北大学、豊橋技術科学大学、長岡技術科学大学、名古屋工業大学、日本大学、兵庫県立大学、広島大学、北海道大学、室蘭工業大学、山形大学、立命館大学、早稲田大学  委託先：東京大学 再委託先：産業技術総合研究所、東レ、帝人、三菱ケミカル、日本プラスチック工業連盟、金沢工業大学					
情勢変化への対応	社会情勢の変化、プロジェクトの進捗状況や技術推進委員会の結果を踏まえ、研究開発テーマの見直し、新規テーマの導入を随時行った。 2015年のパリ協定の採択により、更なるCO <sub>2</sub> の削減、自動車においては更なる燃費向上によるCO <sub>2</sub> 排出量の削減が求められるようになった。また、これを受けた急速なEV化により、自動車車体の軽量化に対する要求はますます強くなった。本プロジェクトにおいては、材料開発は早期に完成させ、社会実装を加速させるため、実使用時の特性評価技術の開発や部材での実証へとテーマの再編を行った。また、LCA やリサイクルに関するテーマを新たに実施した。 データ駆動型材料開発の推進を受けて、マグネシウム材のマテリアルズ・インテグレーション(MI)活用技術の開発や、データ活用拠点の整備を行った。						

中間評価結果への対応	<p>第3回中間評価の指摘事項を踏まえ、ISMA 本部に融合推進委員会を設置し、テーマ分野間の横展開・ユーザーとの縦展開を積極的に推進し、自動車メーカーニーズを取り入れた実車両を想定したマルチマテリアル部材設計と試作実証を行った。</p> <p>また、プロジェクト成果の発信として、自動車メーカー向けの成果発表会、一般向けにオートモーティブショー等の展示会にて試作複合品を紹介した。さらに、プロジェクト終了後の成果の利活用及び社会実装の促進に向け、各技術分野のデータ等活用拠点の体制準備を推進した。</p>	
評価に関する事項	事前評価	2014年3月実施 担当部 電子・材料・ナノテクノロジー部
	中間評価	第1回：2015年6月実施 担当部 電子・材料・ナノテクノロジー部
		第2回：2017年6月実施 担当部 材料・ナノテクノロジー部
		第3回：2020年8月実施 担当部 材料・ナノテクノロジー部
	終了時評価	2023年4月実施 担当部 材料・ナノテクノロジー部



3. 研究開発成果  
について

※◎大きく上回って達成、○達成、△達成見込み、×未達

1. 研究開発項目①「マルチマテリアル技術開発」 達成度：◎

【研究開発成果の概要】

- ・レベルセット法トポロジー最適化によるマルチマテリアル軽量化設計技術を開発し、プロジェクトの開発材料・接手法による成果を集約し、最終的にマルチマテリアル設計車体の提案まで行った。
- ・トポロジー最適化手法とダイレクトプロセッシングの金属積層造形により、世界初のマルチマテリアルのサスペンションタワーを試作実証した。
- ・開発成果の革新材料と革新接合・接着技術を適用したマルチマテリアルボディーの部材試作を行い、実車レベルでの各種衝突安全性能を有しながら、ベース車両の従来部材に比べて軽量化（32%～60%）を達成した。

2. 研究開発項目②「接合技術開発」 達成度：◎

【研究開発成果の概要】

- ・開発鋼を用いて摩擦攪拌点接合（FSSW）や連続接合技術を確立した。また、印加圧力により接合温度を制御できる線形摩擦接合（LFW）を開発し、開発鋼の変態温度（ $A_1$ 点）以下の低温接合に成功した。
- ・マルチマテリアル接合における異材接合界面構造の評価解析と強度発現機構を解明し、車体構造設計や接合プロセス制御に展開できる異材接合継手の評価技術を開発した。
- ・異材接合継手性能をデータベース化し、さらに、蓄積データを用いた接合性能評価予測を行う接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズムを構築した。
- ・自動車車体の構造材料用の接着技術の実用化を想定して、十分な強度・耐久性と信頼性が担保された接着剤・接着技術を開発した。

3. 研究開発項目③「革新的チタン材の開発」 達成度：◎

【研究開発成果の概要】

- ・汚染機構の把握と汚染元素低減の要素技術を開発することにより、実機スケールの高品質スポンジチタン高効率製造技術を確立した。
- ・開発スポンジチタンを適用し、現行品よりリードタイム・強度延性バランスに優れた非溶解型の低コスト薄板製造プロセスを開発した。
- ・熱処理条件を最適化することで、現行材と比較して強度20%向上した高被切削性チタン合金を開発した。併せて、高被削性チタン合金のスケールアップ検証も完了した。

4. 研究開発項目④「革新的アルミニウム材の開発」 達成度：○

【研究開発成果の概要】

- ・ねじり鍛錬加工による引張強度750MPa高強度アルミニウム合金の製造技術を開発し、最弱方向のき裂進展特性の向上も確認した。
- ・Sc元素を添加した自動車部材用の革新5000系合金（引張強さ $\geq 250$ MPa）、革新6000系合金（引張強さ360MPaを達成）を開発した。
- ・複層アルミ合金の開発において目標強度と延性を達成し、フロントサイドメンバーおよびBピラー等の部材適合性を確認した。
- ・イオン液体を用いた高純度アルミニウムへのハイアップグレード技術の開発を進め、電解液の選定により99.9%相当の精製Alが回収可能であることが確認でき、ハイアップグレード技術の指針を確定できた。

5. 研究開発項目⑤「革新的マグネシウム材の開発」 達成度：○

【研究開発成果の概要】

- ・鉄道車両等大型部材への適用可能性実証として、新幹線試験車両の床パネルをMg開発合金で置換する試作評価を推進。開発合金の優れた比強度および難燃性を利用して、軽量化（約30%減）を実現した。
- ・自動車用構造部材への適用技術開発として、易加工性Mg合金板材を開発し、低温（150℃）成型技術を確立した。材料温度150℃でアウトター・インナー成形およびヘミング化工に成功し、フロントフード部材（約45%減）を試作実証した。

6. 研究開発項目⑥「革新鋼板の開発」 達成度：◎

【研究開発成果の概要】

- ・引張強度1.5GPa以上、伸び20%以上の高強度高延性中高炭素鋼を開発。冷間成型加工によるAピラー部材の試作を実証した。

	<ul style="list-style-type: none"> <li>・開発鋼（引張強さ 1500MPa 超級）の実用化を見据え、破壊メカニズム（き裂伝ば形態、ミクロ組織とき裂の相関）に裏付けられた材料信頼性評価（水素助長き裂伝ば評価）の解析技術を開発した。</li> </ul> <p>7. 研究開発項目⑦「熱可塑性 CFRP の開発」 達成度：○ 【研究開発成果の概要】</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・LFT-D（Long Fiber Thermoplastics-Direct）プロセスにより CFRTP 製シャーシー、フロアパネルの試作に成功した。</li> <li>・過熱水蒸気法による炭素繊維（CF）回収システムを構築し、リサイクル CF の LFT-D 成形技術、LFT-D 廃材のリサイクル技術を開発した。</li> </ul> <p>8. 研究開発項目⑧「革新炭素繊維基盤技術開発」 達成度：○ 【研究開発成果の概要】</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・前駆体候補物質の絞り込みの結果、引張試験において、引張弾性率が 240GPa、破断伸度 1.5%の炭素繊維が得られるなど、目標値をクリアする結果を得た。</li> <li>・PAN 系前駆体を用いた耐炭化糸を使用したマイクロ波炭素化実験において、引張弾性率 247GPa、破断伸度 1.7%を示す炭素繊維の製造に成功した。</li> </ul> <p>9. 研究開発項目⑨「戦略・基盤研究」 達成度：◎ 【研究開発成果の概要】</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・新材料の材料代替効果定量技術の開発として、材料の物質フローやリサイクル性なども加味し、時間的・空間的に拡張した材料のライフサイクル全体を評価できる LCA 評価手法を開発した。</li> <li>・産総研に新規小型中性子解析装置を立ち上げ、マルチマテリアル部材等の非破壊分析評価を進めたほか、小型中性子 3 施設（北大・理研・産総研）による中性子構造材料解析ネットワークの有効利用に向け、標準試料や共通試料測定で得られたデータを整理し、データ解析事例集を整備した。</li> <li>・実車を用いた腐食試験による腐食環境データの総合的な解析により、マルチマテリアル部材のガルバニック腐食評価技術を開発した。本腐食評価法は自動車産業界利用に向け標準規格化を計画する。</li> <li>・プロジェクト終了後も成果活用できる体制構築を目指して、産総研を連携研究ハブに主要技術の研究開発拠点が、事業成果である各種データの利活用体制を整備し、社会実装にむけた拠点運用準備が完了した。</li> </ul>	
	投稿論文	「査読付き」274 件、「その他」62 件
	特許	「国内出願」281 件、「PCT 出願」73 件、「外国出願（PCT からの国内移行含む）」232 件 「国内登録」133 件、「外国登録」108 件 特記事項：
	その他の外部発表（プレス発表等）	2054 件
4. 実用化・事業化の見通しについて	<p>本プロジェクトで得られた成果は、企業各社が持ち帰って実用化・事業化を図る。10 年間のプロジェクトを通じて、企業間、企業一國研・大学間の連携が深まっており、多くの成果が実用化・事業化されることが期待される。</p> <p>また、協調テーマで得られた技術・データは、各技術分野のデータ等活用拠点で活用・保管し広く社会での活用を目指すと共に、産業技術総合研究所に設置されたマルチマテリアル連携研究ハブが各技術分野間の連携とマルチマテリアル技術に関する窓口として活動する。</p>	
5. 基本計画に関する事項	作成時期	2014 年 3 月、制定。
	変更履歴	2016 年 2 月、中間評価及び技術推進委員会の結果を踏まえ第 2 期目標を改訂。
		2018 年 2 月、中間評価及び技術推進委員会の結果を踏まえ第 3 期、第 4 期目標を設定。
		2021 年 1 月、中間評価及び技術推進委員会の結果を踏まえて第 4 期目標を改訂。

プロジェクト用語集

研究開発項目① 「マルチマテリアル技術開発」

[テーマ番号49] マルチマテリアル設計技術開発 (FS 研究)

[テーマ番号59] マルチマテリアル車体軽量化に関わる革新的設計技術の開発

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
BIW	Body-In-White	車体から、ドア、シート、ステアリング、内装材、ガラス、ステアリング等の部品を除いた部分。
CTS	Cross Tension Strength	十字引張り強度
CZM	Cohesive Zone Model	き裂前方に結合力を受ける細長い領域を仮定し、結合力の連続的な低下によってき裂の発生および成長を表現する破壊力学モデル。結合力モデルとも呼ばれる。汎用 FEM ソフトウェアにおいては、結合力を表現するための数値モデルを指すこともある。
DAT	Disc Atomize	熔融金属を回転する円盤 (ディスク) に供給することで、円盤の遠心力で粉末化する製粉プロセス。遠心力によって粉末化・微細化することから、形状は球形に近く、またサテライト粉末の付着もほとんど見られない。
EBM	Electron Beam Melting	電子ビームを熱源とする積層造形技術で、電子ビームは電子顕微鏡などと同様に、陰極の加熱で発生する熱電子が加速されたもので、磁界コイルにより収束・偏向され粉末に照射される。
FSSW	Friction Stir Spot Welding	FSW を利用した点接合法。
FSW	Friction Stir Welding	先端に突起のある工具を回転させながら部材 (母材) の接合部に貫入させ、発生する摩擦熱によって母材を軟化させるとともに、回転によって接合部周辺を塑性流動させて攪拌し、部材を一体化させる接合法。

LBM	Laser Beam Melting	レーザービームを熱源とする積層造形技術。金属積層造形で最も多い方法。主に用いられているレーザーは出力約 400W ~1 kW のファイバーレーザーで、ガルバノスキャナーによって走査される。
ODB 衝突	Offset Deformable Barrier Impact test	オフセット前面衝突試験を指す。
PREP	Plasma Rotating Electrode Process	プラズマにより溶融した電極棒先端の金属液滴が、回転角速度で飛散することによって粉末化される金属製粉プロセス。
SLM	Selected Laser Melting	粉末床溶融結合の一方式。ベースプレートと呼ばれる平らな金属板の上に原料粉末が敷き詰められ、その層に対し、レーザーを、造形物の断面形状に沿って走査しながら照射することで粉末粒子が溶融凝固した材料の層が形成される。
TSS	Tensile Shear Strength	引張りせん断強度
異材接合	Dissimilar Material Joining	異なる材料同士を接合すること。
板厚最適化	Thickness Optimization	見た目では厚みを有さないが、計算上は設定厚分の剛性を持った面タイプの Shell 要素単位もしくは Shell 要素セット単位で要素厚を変化させる最適化法のこと。
ウエルドボンド	Weld Bond	溶接と接着の組合せによる接合方法
界面評価	Surface Evaluation	材料界面に対する評価。主に異材接合を対象とした力学的な強度に注目している。
ガルバニック腐食	Galvanic Corrosion	電解液のような腐食環境下で異なる種類の金属が接触し電子電導した時に、片方の金属の腐食が促進される現象のこと。異種金属接触腐食とも呼ぶ。
キャビン	Cabin	客室。つまり人の乗るスペースのこと。
剛性	Stiffness	曲げやねじりの力に対する、寸法変化(変形)のしづらさの度合いのこと。
構造最適化	Structural Optimization	機械的な構造物の剛性、質量などの特性を目標とする最適な値に近づけること。

固有振動数	Natural Frequency	振動系が自由振動を行う際、その振動系に働く特有の振動数のこと。
最適構造	Optimal Structure	数学・物理学に基づく最適設計法より得られた構造・形状のこと。
最適設計法	Optimum Design Methodology	力学的境界条件を設定した構造モデルを用いて、数理的な方法により、あらかじめ決められた設計・境界条件から所望の性能を最大限得られる構造・形状を求める方法論のこと。
サテライト	Satellite	アトマイズ法で粉末を作る際に母体となる粉末に小さな粉末が衛星のようについていているもの。欠陥の発生原因の一つになりやすい。
サブストラクチャリング手法	Sub-structuring Method	部分構造合成法とも呼ばれ、複数の要素を縮退することで、計算コストを縮小する解析手法。
サブフレーム	Sub-frame	フロントサイドメンバー下に配置された部品。
車体	Automotive Body	自動車からエンジン、トランスミッション、サスペンション、排気系を除いた部分。ただし、「車体の軽量化」という場合、ほぼ全ての部品を外した BIW の意味で使われることが多い。
衝突	Crash	相対的に運動する 2 つの物体が微小時間の接触によって互いに強い負荷を及ぼし、相対速度を変える現象。
衝突特性	Crash Characteristics	車の衝突時に人員保護の観点から評価される特性。
設計ツール	Design Tools	設計のための計算機のソフトウェアなどのこと。
接合手法	Joining Method	接合に用いられる方法のこと。
接着	Adhesion	物体どうしが接合して離れないように作用する化学的ないし物理的な力。およびその現象。
前突	Frontal Barrier Impact Test	フルラップ前面衝突試験を指す。
全米高速道路交通安全局	NHTSA	National Highway Traffic Safety Administration

側突	Side Impact Test	側面衝突試験を指す。
ソルバー	Solver	FEM 解析計算等で入力された条件に基づいて、結果を求める演算処理部のこと
大規模モデル	Large Scale Model	数値計算をする際の自由度の数が大きい数値計算モデルのこと、通常数十万自由度以上のモデルのことを指すことが多い。
トポロジー最適化	Topology Optimization	形状だけでなく形態の変化も許容する最も自由度の高い最適設計法のこと。
パラメータ同定法	Parameter Identification Method	例えば材料特性値を同定する際に用いる手法の総称。
非設計部品（領域）	Non-Design Space	最適化時に最適化される設計部品（領域）の計算に影響を及ぼすが、最適化されない部品（領域）のこと。
非線形有限要素法	Nonlinear Finite Element Method	有限要素法解析において、材料特性や幾何学形状、境界条件などの特性が非線形に変化する場合を指す。
フェーズフィールド法	Phase Field Method	メゾスケール（数 nm - 1mm くらい）における材料内部組織形成を直接計算する手法。材料の分野で広く用いられている現象論的なシミュレーション法。拡散界面モデルを用いて、移動する自由界面位置を簡便に定義できる利点がある。
プリポスト	Pre-Post	プリ：解析計算前の処理（メッシュ分割など）。 ポスト：解析計算結果の可視化処理（コンター表示など）。
フロントサイドメンバー	Front Side Member	特に前面衝突時の衝撃吸収のための主要部品の一つ。
米国道路安全保険協会	IIHS	Insurance Institute for Highway Safety
マルチマテリアル	Multi-material	特性が異なる金属や材料などを組み合わせて併用すること。
モデル化技術	Modeling Technique	有限要素法などを用いた解析モデルを構築する際の技術のこと。
有限要素法	Finite Element Method	偏微分方程式を解くための、数値計算手法の一つ。

レインフォース	Reinforce	レインフォースメント。ボンネットの裏の骨組みや、衝撃吸収のためバンパーの裏に備えられた骨格のこと。
リバースエンジニアリング	Reverse Engineering	通常のものづくりとは逆の流れで処理を行うこと。製品から諸元を求めることや、メッシュモデルから CAD データを作成すること。
レベルセット関数	Level Set Function	ここでは、トポロジー最適化を行うための設計変数であり、[-1:1]で定義される関数。

[テーマ番号 4 2 - V] マルチマテリアルボディ試作

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
CFRP	Carbon Fiber reinforced plastic	炭素繊維強化プラスチック
CFRTP	Carbon Fiber reinforced thermoplastic	炭素繊維強化熱可塑性樹脂
Cockcroft & Latham		ダメージ値がクライテリア値を超えると いう理論
CTS	Cross tensile strength	十字引張強度
DIC 解析	Digital Image Correlation	試験片表面にスプレーなどで塗布したランダムパターンと呼ばれる模様の変化を画像解析することで、表面ひずみ分布の時間的変化を解析する手法
FLD	Forming limit Diagram	成形限界線図：最小対数歪み( $\epsilon_2$ )を横軸、最大対数歪み( $\epsilon_1$ )を縦軸とする座標内にプロットして作成した図
LFT-D	Long Fiber thermoplastic Direct	長繊維を直接、熱可塑性樹脂に混練する工法
HAZ 部	Heat Affected Zone	溶接部の熱影響域
IIHS 側面衝突	IIHS Side Impact test	北米保険会社が提唱している側面衝突試験
J-NCAP 側面衝突	J-NCAP Side Impact Test	日本国内の側面衝突試験

RSW	Resistant Spot Weld	抵抗スポット溶接
TWB	Tailored weld blank	仕様の違う材料を溶接で接合したプレス部品用材料
T-RIM	Thermoplastics Resin Transfer molding	ε カプロラクタムの金型内その場重合成形法。金型内で樹脂が重合して成形する方法
TSS	Tensile Strength	引張せん断強度
A ピラー	A-Pillar	車のドライバー前方にある車の柱
B ピラー	B-Pillar	車のドライバー脇にある車の柱
圧壊特性	Crushing characteristics	軸荷重を受けて部材が逐次座屈する現象の特性
オフセット前面衝突	Offset frontal collision	車両前部の40%が衝突する試験
化成処理	Chemical treatment	母材である金属の耐食性や、外観の向上、塗装下地として密着性向上などを目的とし、金属表面を化学的に、非金属物質である酸化物やリン酸塩、硫化物などの皮膜を形成させ被覆する表面処理方法
ガルバニック腐食	Galvanic corrosion	電解液のような腐食環境下で異なる種類の金属が接触し電子電導した時に、片方の金属の腐食が促進される現象
球頭張り出し性	Spherical stretch forming	板材の成形性の指標の一つで球頭形状のポンチで押しつけて割れない限界高さを評価
クラッシュボックス	Crushing box	車両最前部にあり衝突エネルギーを吸収する部材
サイドメンバ	Side Member	車両の前部にある前後方向に走っていてエンジン、SUSP を支持して衝突エネルギーを吸収する部材
3点曲げ試験	3point bending test	部材の両端を支持して中央部に荷重を負荷する試験
シル	Sill	車両の最側部下で車の前後に走っているキャビンを構成している部材
スプリングバック	Spring back	プレス加工時に板などの材料を曲げた時に元に戻ってしまう現象のこと
水素脆性特性	hydrogen embrittlement	鋼材中に吸収された水素により鋼材の強度（延性または靱性）が低下する現象のこと。



相当塑性ひずみ	equivalent strain	任意の変形状態に対する歪みの大きさを定義する量であって、短軸引張りでの軸歪に対する相当量として用いられる。
耐デント性	Anti-dent	指で押した時の変形の有無
電着付き回り性	Electrode position coating	水溶性塗料を入れたタンクの中に被塗物を浸入、これを陽極、または陰極として直流電気を流し、塗膜を密着、形成させる塗装方法。
塗装鮮映性	Paint image clearness	標準の図形や数字を、測定用塗膜面に写し、写像の鮮明度を視覚によって判別する方法で、写像が明瞭に見える塗面ほど鮮映性が高く、塗膜表面の凸凹が少ない
塗装熱変形	Heat deformation at paint process	塗装焼き付け温度で線膨張係数の差で発生する変形
張り剛性	Oil canning	外板に触った時の部ベコ付き感
バウシinger効果	Bauschinger effect	一度ある方向に塑性変形を与えたのち、逆方向の荷重を加えると、再び同方向に荷重を加えた時より塑性変形が低い応力で起こる効果。
フルラップ前面衝突	Full lap frontal collision	剛体壁に車両前部が衝突する試験
歩行者保護性能	Pedestrian protection performance	車と歩行者が衝突した時に歩行者の傷害値（頭部、大腿部、脚部）を評価する性能
ポール側面衝突	Pole side collision	車両の側面にポールを衝突させて車体変形、乗員傷害値を評価する方法
ナゲット	Nugget	溶接部に生じる最大溶融部分
熱応力	Thermal stress	熱を受けて材料の線膨張係数差により発生する応力

## 研究開発項目② 「接合技術開発」

[テーマ番号01] アルミニウム/CFRP 接合技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
CFRP	Carbon fiber reinforced plastic	炭素繊維強化樹脂
FLJ	Friction lap joining	摩擦重ね接合
PA6	polyamide 6	ポリアミド6樹脂
PP	polypropylene	ポリプロピレン樹脂
PPS	polyphenylene sulfide	ポリフェニレンスルフィド樹脂
PEEK	poly ether ether ketone	ポリエーテルエーテルケトン樹脂

[テーマ番号02] 残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
SPR・セルフピアスリベット	Self-Piercing Rivet	異材接合方法の一種。鋼製のビスを鋼板・アルミに打ち込んで接合する手法
FDS・フロードリルスクリュー	Flow Drill Screw	異材接合方法の一種。鋼製のドリルを打ち込むことで接合する手法
EASW・エレメントアークスポット溶接	Element Arc Spot Weld	異材接合方法の一種。アルミ側に穴をあけ、そこに鋼製エレメントを置き、鋼板と鋼製エレメントのアークスポット溶接を行う手法
CTS・十字引張強度	Cross Tensile Strength	スポット溶接継手の評価方法。2枚の板を十字形状に重ね、中心にスポット溶接をしたうえで、上下の板を引きはがすような変形を加えて評価した強度
Aピラー・エーピラー	A pillar	自動車車体のキャビンの前方に設置されている柱部品
DIB・ドアインパクトビーム、ドアインパクトバー	Door Impact Beam, or Door Impact Bar	自動車のドアの中に入っている補強部品。側突時に車輻侵入を防ぐために設置
FSW・摩擦攪拌接合	Friction Stir Weld	金属製ツールを回転させながら被接合体に押し付け、摩擦熱による発熱で被接合体を塑性流動させることで接合する手法

TS・引張強度	Tensile Strength	素材の強度を評価する指標。所定の形状の試験片に引張変形を加えた際に示す最大荷重。
EL・伸び	Elongation	引張試験で得られる変形能を示す指標。所定の形状の試験片を引張変形して破断するまでの変形量の指標。
TSS・引張せん断強度	Tensile Shear Strength	スポット溶接継手の評価方法。2枚の板を一部重ねながら直線状に配置させ、重なり部分を接合し、上下の板を引っ張ることで接合部にせん断変形を加えることで評価する強度の指標。
EBSD・後方散乱回折図形	Electron Back Scattering Diffraction	走査型電子顕微鏡で、金属に電子線を照射した際に照射部の結晶構造に応じて発生する回折図形を基に相や結晶方位を解析する手法。
BCC・体心立方晶	Body Centered Cubic	結晶構造の一種。立方体の各角部と全体の中心に原子が配列される構造。鉄の場合、室温での安定相が BCC 構造で、フェライトと呼ばれる。
FCC・面心立方晶	Face Centered Cubic	結晶構造の一種。立方体の各角部と取り囲む面の中心に原子が配列される構造。鉄の場合、高温での安定相が FCC 構造で、オーステナイトと呼ばれる。また、残留オーステナイトのように室温で順安定的に残存する場合もある。
Thermo-Calc・サーモカルク（熱力学計算ソフト）	Thermo-Calc	組成、温度、圧力によって安定相の種類、各安定相の組成、分率等の熱力学情報を計算する市販ソフトの名称。
SPCC・冷間圧延鋼板	SPCC	JIS 規格で規定された鋼材の名称。表面にメッキなどをつけていない汎用的な薄い板状の鋼材。
AS・前進側	Advanced side	FSW を実施する際にツールの進行方法とツールの回転方向が同じ向きになる側
RS・後退側	Retreating side	FSW を実施する際にツールの進行方向とツールの回転方向が逆の方向になる側
GA・溶融亜鉛めっき	Galvanized Annealing	溶融亜鉛めっきを付与した鋼板
FLC・成形限界曲線	Forming Limit Curve	鋼板を成形した際に成形限界となるひずみ量を主ひずみ

FEM・有限要素法	Finite Element Method	数値解析の手法の一つで空間を微小領域（要素）に分割し、各要素間における現象を数式で溶きながら全体での挙動を求める計算手法。
-----------	-----------------------	---

[テーマ番号 0 3] 「中高炭素鋼の革新的接合技術の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語。略号の説明
アークスポット溶接	Arc spot welding	被接合材同士の接合面を加圧し、直線方向に摺動することにより発生する摩擦熱を利用した接合方法で、さらに、急冷機構を付与した接合手法。
引張せん断強さ	Tensile Shear Strength (TSS)	引張せん断試験時の破断荷重
十字引張強さ	Cross Tensile Strength (CTS)	十字引張試験（剥離試験）時の破断荷重

[テーマ番号 0 4] 「中高炭素鋼板の PHM による実用 FSW 技術の開発」

[テーマ番号 3 3] 「革新的 FSW による超ハイテン接合部材の開発」のうち「①超ハイテン TWB 部材の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
摩擦攪拌接合・FSW	friction stir welding	接合ツールを回転させながら接合材に押圧し、摩擦熱と塑性流動により接合する方法。材料を固相で接合できるため他の手法には無い利点を有する。
超ハイテン	advanced high strength steel	従来のハイテンと比較しさらに引張強度を高めた鋼板。高強度と共に加工性が要求される。
テーラードブランク・TWB	Tailor-welded blank	差厚、差強度の鋼板を溶接したブランク材。
両面 FSW	double-sided friction stir welding	表裏面に回転ツールを配置した FSW 方法。
ハイブリッド FSW	Hybrid FSW	FSW とレーザー照射もしくは高周波加熱による予熱プロセスを組み合わせた接合方法。FSW は両面 FSW を含む。
EPMA	Electron Probe Micro Analyzer	電子線が照射することで放出される特性 X 線を検出することで、微小領域における構成元素の同定や各構成元素の比率を分析するもの。

SEM	Scanning Electron Microscope	電子顕微鏡の一種であり、電子線を照射することで放出される二次電子・反射電子・X線などを検出することで、試料の表面を観察するもの。
-----	---------------------------------	--

[テーマ番号05]「アルミニウム／異種材料の点接合技術」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
点接合	Spot welding	線や面ではなく、点で接合すること。抵抗スポット溶接はその代表例。
炭素繊維強化 プラスチック・CFRP	Carbon fiber reinforced plastics	炭素繊維を樹脂に複合化し、樹脂の機械的性質や物性を改良したプラスチック。
腐食電位	Corrosion potential	腐食電位は、ある金属材料を溶液に浸漬した際の参照電極との電位差のこと。
ガルバニック腐食	Galvanic corrosion	材料間の腐食電位の差によって生じるマクロセル腐食、CFRPは腐食電位が高いため金属側の腐食を促進する。
電気化学的評価手法	Electrochemical methods	評価するサンプルに電気的な信号を印加し、内部で生じる化学的な反応を評価する。耐食性などの評価に用いる。
展伸材	Expanded material	金属を圧延したり鍛造したりして作られる材料。アルミ合金の展伸材は、 <b>Wrought aluminum alloy</b> と呼ばれる。
ドアビーム	Door beam	自動車用ドアの内部に側面からの衝突に対して乗員を保護する目的で装着される棒状もしくは板状などの部品。
振動騒音・NVH	Noise, Vibration, Harshness	自動車の快適性を推し量る上での一つの基準、軽量化により悪化する性能。
振動減衰	Vibration damping	自動車の操安性を推し量る上での一つの基準、軽量化により悪化する性能。
ポリフェニレン サルファイド・PPS	Polyphenylenesulfide	ベンゼン環と硫黄原子が交互に結合した結晶性の熱可塑性樹脂に属する合成樹脂。
ポリアミド・PA	Polyamide	アミド結合によって結合してできたポリマーで一般にナイロンと総称される。
ポリプロピレン・PP	Polypropylene	プロピレンを重合させた熱可塑性樹脂で自動車部品として幅広く使用される。

樹脂官能基	Functional compound	有機化合物を特性づける原子団。機能原子団とも言う。たとえばカルボン酸のカルボキシル基 $-\text{COOH}$ , アルデヒドのアルデヒド基 $-\text{CHO}$ , アルコールの水酸基 $-\text{OH}$ など。
クーロン力	Coulomb force	帯電した物体が近づいた時に違う極性を持つ材料が引き付けあう力。
カルボキシル基	Carboxyl group	カルボニル基 <b>carbonyl group</b> とヒドロキシ基 <b>hydroxy group</b> の $-\text{OH}$ が結合した構造を持つ官能基。一価の原子団 <b>COOH</b> をいう。
カルボニル基	Carbonyl group	有機化学における置換基の一つで、 $-\text{C}(=\text{O})-$ と表される2価の官能基。
ヒドロキシ基	Hydroxy group	有機化学において構造式が $-\text{OH}$ と表される1価の官能基。
陽極酸化処理	Anodizing	処理する金属を陽極として強酸中で電解により表面を酸化させる方法。
ウエルドボンド・WB	Weld bond	溶接と接着を併用する接合法、抵抗スポット溶接と接着の組合せがその代表例
スプリングバック	Spring back	金属や炭素繊維などが成形加工時に元に戻ろうとする変形。
塑性流動	Plastic flow	一定限度を超える応力を受けた物質に生じる不可逆的変形。
固相接合	Solid-phase bonding	金属を融点以下の温度で軟化させ、固相と固相を接合させる接合法。
合金化溶融亜鉛めっき鋼板・GA	Galvannealed steel sheet	高温で溶かした亜鉛に鋼材を浸し、表面に亜鉛めっきした後、再加熱してめっき層を鉄と合金化するもの。
抵抗スポット溶接	Resistance spot welding	被溶接物に電流を流しジュール熱を発生させ、その母材を溶融させると同時に加圧することによって点接合する溶接法。
金属間化合物・IMC	Intermetallic compound	正原子価を持つ金属元素同士が作る化合物で多くは固体としてのみ安定で脆い。
熱歪み	Thermal distortion	材料間の熱膨張差によって接合部材に生じる歪みのことで自動車の塗装乾燥工程で発生しやすい。
貯蔵安定性	Stability of storage	熱硬化型接着剤が室温での保管時に粘度上昇を起こし難い特性。

モルフォロジー	Morphology	接着剤などの有機合成物のマイクロ組織の形態。
耐シャワー性	Resistance against shower cleaning	車体を塗装前にシャワー洗浄する際の接着剤の飛び散り難さを規定する特性。
水素脆化	Hydrogen Embrittlement	高強度材などの高応力部へ水素が侵入・集中し金属の原子間の結合エネルギーが低下することで脆くなる現象。
界面剥離	Interfacial peeling	接合体がその界面で破断すること
凝集破壊	Cohesive failure	接合体の樹脂や接着剤が接合界面ではなく、その内部で破壊すること
継手効率	Joint efficiency	母材強度に対する溶接継手の強度のこと。 (溶接強度/母材強度)×100%で表す

[テーマ番号 06] 「中高炭素鋼/中高炭素鋼のフリクションスポット接合技術の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
引張せん断強さ	Tensile Shear Strength	引張せん断試験時の破断荷重
JIS-A 級強度	Japanese Industrial Standards, Class-A required strength	JIS-Z3140 に規定される A 級（特に強さを要する溶接部）の引張せん断強さ
0.45C	0.45mass.% Carbon	鋼の炭素含有量が 0.45mass% であること
バインダ	Binder	超硬合金に用いられる結合剤

[テーマ番号 07] 「鋼材/CFRP 等樹脂材料の接合技術開発」

[テーマ番号 63] 「鋼板と樹脂材料の革新的接合技術及び信頼性評価技術の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語。略号の説明
TEU (20 フィートコンテナ換算個数)	TEU (Twenty-foot Equivalent Unit)	コンテナ船の積載能力を示す単位。1TEU は 20 フィートコンテナ 1 個分を示す。
摩擦重ね圧接法・FLJ	Friction Lap Joining	2 枚の板を重ね、重ね部に片側より回転するツールを押し付け移動させることで、摩擦熱と加圧力を移動線上に与えながら 2 枚の板を接合する手法。

極性官能基	Polar functional group	官能基とは有機化合物の炭化水素の水素部分に置き換わって結合する原子団のことで有機化合物の特性を決定する。極性官能基はこのうち、電気陰性度の高い酸素や窒素原子を含む官能基のこと。水酸基、アミノ基、カルボニル基、カルボキシル基などがそれにあたる。
熱可塑性樹脂	Thermoplastic resin	適当な温度に加熱すると軟化して可塑性を持ち、冷却すると固化する樹脂の総称。
熱硬化性樹脂	Thermosetting resin	初期重合物を加熱すると架橋反応を起こし硬化する樹脂の総称。いったん架橋すると再度加熱しても軟化しなくなる。
STEM（走査透過型電子顕微鏡）	Scanning Transmission Electron Microscope	サブナノサイズに集光した電子線を走査しながら試料に照射し、散乱もしくは透過した電子から得られる像を観察する装置。高角度環状暗視野像（HAADF 像）を用いることで、原子レベルの観察が可能となる。
構造設計技術	Structural integrate technology	接合技術、継手および部材の健全性評価技術を用い、新たな接合技術もしくは新たな構造形式を実用化する技術
継手健全性評価技術	Functional assessments technology	接合した継手に求められる静的強度、疲労強度といった性能要素を確認し、継手の実用性を確認する技術
桁	Girder	構造体を構成する構造要素の一つであり、主に曲げ荷重に対応して配置される部材
柱	Pillar	構造体を構成する構造要素の一つであり、主に圧縮荷重に対応して配置される部材
接着接合	Adhesive joint	接着剤を使って物と物を繋ぎ合わせる
炭素繊維強化プラスチック	Carbon fiber reinforced plastic: CFRP	樹脂を炭素繊維で強化することで、樹脂単体よりも高い強度や剛性を得る材料
施工	Construction	計画された工事を実施すること



変形・破壊メカニズム	Deformation/fracture mechanism	どのようなメカニズムで変形・破壊していくのかということ
実証	Demonstration	確かな証拠をもって証明すること 事実によって明らかにすること
耐久性	Durability	ある材料が外部からの物理的・化学的な影響に対して、どれだけ長く抵抗できるかを示す性能のこと。
耐環境性	Environmental resistance	使用時に受ける熱的（温度・熱衝撃）や力学的（振動・衝撃）を想定した環境に耐える性能のこと
破壊形態	Fracture morphology	材料が分離してしまう破壊の形態のこと
ガルバニック腐食	Galvanic corrosion	異種の金属や材料が電解質溶液を介して電気回路ができた時、両者の腐食電位の違いのため、よりひ（卑）な電位の金属の腐食が促進される現象
超強度鋼（高張力鋼）	High tensile strength steel	一般構造用鋼材よりも強度を向上させた鋼材、日本ではハイテン、高抗張力鋼
接合	Joining	つなぎ合わせること
レーザー溶着	Laser welding	レーザー光を照射し、被着物（樹脂・プラスチック）の境界面で熱を発生させて溶着・溶接する接合工法
力学的特性	Mechanical properties	材料力学・材料強度学などにおいて、材料がその種類の違いにより引張・圧縮・せん断などの外力に対してどの程度もつかなどの諸性質
マルチマテリアル	Multi material	鋼板、アルミニウム、CFRPなどがそれぞれ持つ優れた特性を活かしつつ、併用する概念
品質保証	Quality assurance	製品や部品が「決められた品質」であるかどうかを確かめること
表面処理	Surface treatment	材料表面の美化・硬化また耐食化などのために行う種々の処理の総称のこと
熱的特性	Thermal properties	耐熱性、熱吸収性、熱放熱性、熱伝導性、熱反射性などの性能

信頼性評価	Reliability assessment	与えられた条件下で定められた期間中、要求されている機能を問題なく行うことができるかどうかを判定すること
-------	------------------------	---

[テーマ番号08] 難接合性材料の線接合技術の開発

[テーマ番号33] 革新的FSWによる超ハイテン接合部材の開発のうち「②ロボット適応制御FSWによる超ハイテン部材アセンブリ技術の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
摩擦攪拌接合・FSW	Friction Stir Welding	接合ツールを回転させながら接合材に押圧し、摩擦熱と塑性流動により接合する方法。材料を固相で接合できるため他の手法には無い利点を有する
超ハイテン	Advanced high strength steel	従来のハイテンと比較しさらに引張強度を高めた鋼板。高強度と共に加工性が要求される
テーラードブランク・TWB	Tailor-welded blank	差厚、差強度の鋼板を溶接したブランク材
両面 FSW	Double-sided friction stir welding	表裏面に回転ツールを配置した FSW 方法
適応制御ロボット FSW	Adaptively-controlled robotic FSW	接合中に良好な接合状態へ適応するため、ツール挿入時から接合終了まで適正なツール挿入深さにフィードバック制御するシステムを備えた多関節ロボットを使用した FSW 方法
EPMA	Electron Probe Micro Analyzer	電子線が照射することで放出される特性 X 線を検出することで、微小領域における構成元素の同定や各構成元素の比率を分析するもの
SEM	Scanning Electron Microscope	電子顕微鏡の一種であり、電子線を照射することで放出される二次電子・反射電子・X 線などを検出することで、試料の表面を観察するもの
異種金属 FSW 接合	Dissimilar metal FSWs	2 つ以上の異なった種類の金属を FSW で接合する技術、あるいはそれによって製作した接合体。適材適所あるいは機能分離とも呼べる接合体になる

重ね合わせ接合	Lapped joint	実構造強度部材を製作する際の接合形状を表すものである。突合せ接合体よりも頻繁に用いられるが、その強度には寸法依存があるため、評価方法は途上にある
AS（前進側）	Advancing Side	FSW において、ツールの回転方向と接合方向の幾何学的関係でツールと材料の相対速度が大きい側
RS（後退側）	Retreating Side	AS の反対側
EBSD（電子線後方散乱回折）	Electron backscatter diffraction	電子線をバルク試料表面に照射することで発生する非弾性散乱波がバルク試料の結晶構造に応じて回折する現象
TRIP（変態誘起塑性）	Transformation induced plasticity	変形によって相変態が誘発され、その結果として大きな塑性変形が発言する現象
金属間化合物	Intermetallic compound	金属元素により構成されるが、構成する金属とは全く異なる特性を示す化合物
超ハイテン	Ultrahigh strength steel	1GPa を超える強度を有する高張力鋼
フェライト	Ferrite	鋼において、低温で安定な体心立方構造を有する金属相
オーステナイト	Austenite	鋼において、高温で安定な面心立方構造を有する金属相
マルテンサイト	Martensite	高温で安定なオーステナイトを急冷することで得られる準安定な金属相
A1 点	A1 point	鋼において、オーステナイト＝フェライト＋炭化物の反応が生じる温度
A3 点	A3 point	鋼において、オーステナイト単相が得られる温度
焼きならし	Normalizing	加工による材質のむらや残留応力を除去し、粗大化した組織の微細化、均質化を行う熱処理
焼入れ	Quenching	鋼を高温状態から急冷することにより、硬化させることを目的とした熱処理
焼戻し	Tempering	焼入れすることで硬化した鋼を軟化させる熱処理
HAZ（熱影響部）	Heat affected zone	溶接・接合時に熱の影響を受けて、材料組織や特性が変化した領域

ビッカース硬さ	Vickers hardness	正四角錐のダイヤモンド圧子をサンプル表面に押し込み、表面に残ったくぼみの対角線長さから算出される硬さを表す尺度の一つ
応力集中	Stress concentration	穴や切欠き等がある部材に応力を付与した時、これらの近傍の応力が局部的に極めて高くなる現象
ネッキング	Necking	引張荷重を受ける試験片の断面積の局部的な減少のこと
ルートフロー	Root flaw	突合せ FSW 後、攪拌部下部に見られる初期突合せの残存欠陥
集合組織	Texture	結晶粒の方位が揃った材料組織
ThermoCalc	ThermoCalc	計算状態図に基づく熱力学計算ソフトウェアの名称
S-N 曲線	S-N Curve	疲労強度を表す曲線で、通常は加わる応力振幅と疲労破損に至る繰返し数の関係で表す
応力振幅	Stress amplitude	繰返し負荷の大きさを表す尺度で、最大応力と最小応力の振幅で表す
応力比	Stress ratio	繰返し負荷における最大応力と最小応力の比
き裂発生起点	Crack nucleation site	疲労き裂が発生する場所。き裂発生寿命はこの部位に依存して変わる
疲労破損	Fatigue failure	繰返し負荷が加わった時、静的負荷に比べて低い負荷で破損する現象。構造体の破損はこの要因によることが多い
負荷様式	Loading mode	疲労強度は加わる負荷様式によって異なる。高強度の材料の疲労破損では、軸負荷下の方が曲げ負荷下のそれより低くなる人が多い
残留応力	Residual stress	接合した後に部材内部に残る応力
き裂伝ば抵抗	Fatigue crack propagation resistance	疲労破壊が進む際の抵抗を表すもので、破壊力学的な量である応力拡大係数を介して表現されることが多い
不均質変態域	Inhomogeneously transformed area (band)	材料が不均一な構造変態や組織変化を受ける際に形成される領域で、FSW 構造体で課題となることがあるが、その影響度は明確でない

TIG (ティグ)	GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)	タングステン電極からアークを発生させる溶接法
-----------	---------------------------------------	------------------------

[テーマ番号 09] 水和物架橋低温接合技術の開発

用語 (日本語)・略号	English	用語。略号の説明
水和物架橋接合	Hydrate Bridge Joining	水和物架橋を用いた接合
異種材接合	Mixed material joining	異なった材料の接合
表面調整	Surface control	表層の改質などを含む表面の調整
低温接合	Low temperature joining	低温での接合
ボイド	Void	空孔
SPR	Self Piercing Riveting System	母材にした穴を開けずにリベットを打ち込み、リベットと母材の塑性変形により接合強度を得る機械的接合法
Tox	Tox	リベットを使わずに、母材を塑性変形させるカシメ接合方法の一つ
真空紫外線光・VUV	Vacuum Ultra Violet	電磁波の一種で、紫外線の中でもっとも波長の短い 10-200 nm 付近の領域
X 線光電子光 XPS	X-ray Photoelectron Spectroscopy	サンプル表面に X 線を照射し、生じる光電子のエネルギーを測定すること。サンプルの構成元素とその電子状態を分析することができる
FAB	Fast atom beam	高速電子線

[テーマ番号 45] 「構造用接着技術に関する Feasibility Study」

[テーマ番号 53] 「構造材料用接着技術の開発」

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
ナノ有限要素法	NanoFEM	ナノスケールにおける有限要素法 (FEM) 解析。FEM は構造物を複数の有限個の要素に分割して行う数値解析のこと
応力発光	Mechano luminescence	外部からの機械刺激による発光。機械刺激の種類としては摩擦、衝撃、圧縮、引張、ねじりなど

DCB 試験	Double Cantilever Beam Test	接着の評価等に用いられる双片持ちはり試験のこと
STEM	Scanning Transmission Electron Microscope	走査透過電子顕微鏡のこと、薄膜試料を透過した電子を検出して、走査像を得る装置
トモグラフィー	Tomography	試料を連続的に傾斜させて撮影した多数の投影像をコンピュータで画像処理し、3次元的内部構造を再構成する手法
EELS	Electron Energy-Loss Spectroscopy	電子が薄片試料を透過する際に原子との相互作用により失うエネルギーを測定することによって、物質の構成元素や電子構造を分析する手法
EDX	Energy Dispersive X-ray spectrometry	電子線照射により発生する特性 X 線を検出し、元素分析や元素マッピングを行う手法
プラズマ処理	Plasma treatment	イオン化したガス（プラズマガス）を吹き付けて、接着性を改善する処理
火炎処理	Flame treatment	火炎を当てて、接着性を改善する処理
6-ナイロン	6-Nylon	ポリアミド 6 (PA6) のこと。汎用で高強度な熱可塑樹脂。
PEO	Polyethylene oxide	高分子化合物（ポリエーテル）の一種、直鎖状の構造をもつ
ポリロタキサン	Polyrotaxane	環状分子を棒状分子が貫通した構造によってつくられる高分子
コアシェルゴム粒子	Core-shell rubber	多層構造をもつ粒子で、中心がゴムのもの
凝集破壊	Cohesive failure	凝集破壊。接着したものが破壊した時、接着剤層内部で破壊が生じている状態
Fick の拡散則	Fick's laws of diffusion	物質の拡散に関する基本法則
SAICAS	Surface and interfacial cutting analysis system	斜め切削加工により、接着性層（剥離強度）、膜強度（せん断強度）等の材料の機械的性質の評価するシステム
原子間力顕微鏡	Atomic Force Microscope	探針と試料に作用する原子間力を検出することによって表面形状や特性を測定する装置
破壊じん性	Fracture toughness	ぜい性的な破壊に対する材料の抵抗力

ENF 試験	End notched flexure test	端面切欠き曲げ試験。純粋なモードII負荷におけるエネルギー解放率の限界値を求める方法
LIBS	Laser Induced Breakdown Spectroscopy	サンプル表面に短パルスでレーザーを当てて発生するマイクロプラズマを用いた高速な化学分析手法
SFG	Sum-Frequency Generation Spectroscopy	2次の非線形光学効果を利用した振動分光法で、表面・界面選択的な分光法
畳み込みニューラルネットワーク	Convolutional neural network	画像認識を行うための機械学習のモデル

[テーマ番号46] 摩擦接合共通基盤研究

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
CTS (十字引張強さ)	Cross Tension Strength	抵抗スポット溶接継手が、剥離方向の負荷に対して有する強度
DIC (デジタル画像相関法)	Digital Image Correlation	引張試験などにおいて、試験片に塗布した斑点状のパターンの位置情報を変形の前後で追跡することで、非接触で3次元的にサンプルの変形やひずみを解析する方法
EBSD	Electron Back Scatter Diffraction Patterns	電子線を分析対象とする結晶粒に照射し、反射電子として放出された際の回折パターンを検出器面上に投影し、そのパターンから結晶方位を解析する方法
EPMA (電子線マイクロアナライザー)	Electron Probe Micro Analyzer	電子線を試料に照射し、発生する特性X線を計測することにより元素分析を行う、分析装置
FEM	Finite Element Method	有限要素法。数値解析手法の一つ。空間を格子によって分割し、その格子に物理量を変数として割り当て計算する
KAM	Kernel Average Misorientation	注目するピクセルと隣接ピクセルとの方位差の平均値であり、微小領域の塑性ひずみ勾配を表す指標として用いる
MPS 法	Moving Particle Semi-implicit Method	粒子法。数値解析手法の一つ。計算点を物理量と共に移動する粒子として連続体を扱う

QT(焼入れ・焼き戻し)鋼	Quenched and Tempered Steel	焼入れ（鋼をオーステナイト組織の状態に加熱した後、水中または油中で急冷することによって、マルテンサイト組織の状態に変化させる熱処理）後に、焼き戻し（マルテンサイト組織の状態から鋼を再加熱し、一定時間保持した後に徐冷することで、焼入れによって硬化した鋼に靱性を与える目的で行われる熱処理）を行なった鋼
S35C 鋼	S35C Steel	炭素含有量が 0.35mass%である炭素鋼
S45C 鋼	S45C Steel	炭素含有量が 0.45mass%である炭素鋼
S55C 鋼	S55C Steel	炭素含有量が 0.55mass%である炭素鋼
SZ	Stir Zone	攪拌部。FSW において大きな塑性変形により形成された再結晶組織からなる領域
TMAZ	Thermo-Mechanically Affected Zone	攪拌部（SZ）の外側で加熱と塑性加工を受けた領域
TRIP(変態誘起塑性)鋼	Transformation Induced Plasticity Steel	加工によってマルテンサイト変態を誘発させ、それによって発現する大きな塑性を利用して強度－延性バランスを意図的に向上させた鋼
TSS (引張せん断強さ)	Tensile Shear Strength	抵抗スポット溶接継手が、せん断方向の負荷に対して有する強度
WC	Tungsten Carbide	炭化タングステン
W-Mo-Re 合金	W-Mo-Re alloy	高強度、耐熱性および耐磨耗性を有するタングステンの一部を、加工性の良いモリブデンにおきかえ、レニウムを添加し、延性を改善した合金
重み付最小二乗法	Weighted Least Square Method	粒子法シミュレーションにおける離散化手法の一種
後通電	Post heat	ナゲットを形成するための本通電後に行う、通電のこと
線形摩擦接合・LFW	Linear Friction Welding	材料同士を押し付け、線形運動で擦りあわせた際に生じる摩擦を熱源として材料の軟化・バリの排出により新生面の形成に伴う接合法



線形摩擦攪拌接合・LFSW	Linear Friction Stir Welding	材料同士を押し付け、線形運動で擦りあわせ、界面にまで十分線形運動エネルギーを伝達することで強ひずみ加工を付与し、再結晶により接合する接合法
超硬合金	Cemented carbide	高融点金属の炭化物を主成分とする耐摩耗性の優れた高い硬さの粉末冶金材料。最も代表的な超硬合金は、炭化タングステン (WC) と結合剤 (バインダ) のコバルト (Co) を混合して焼結したものである
窒化ケイ素	Silicon nitride	化学式 $Si_3N_4$ の非酸化物セラミックス。高温耐熱性に優れ、高温強度が高く、耐摩耗性も優れる
抵抗スポット溶接	Resistance Spot welding	2枚以上の母材 (被溶接材料) を圧着しつつ電流を流し、その抵抗熱で金属を溶かして接合する接合法
ナゲット	Nugget	抵抗スポット溶接における溶融金属部
偏析	Segregation	合金元素や不純物が金属内部に偏って分布している状態。溶融金属が凝固する際に生じる
摩擦攪拌接合・FSW	Friction Stir Welding	ツールを回転させながら、金属板に押し付け、その摩擦熱、加工発熱、材料流動により接合する接合法
摩擦重ねスポット溶接・FLSW	Friction Lap Spot Welding	ツールを2枚重ね材料の片側に押し込んだ状態で回転による摩擦熱を利用して接合する重ね点接合法
摩擦重ね溶接	Friction Lap Welding	2枚重ね材料の片側にツールを強く接触した状態で回転と平行移動をさせ、発生した摩擦熱を利用して接合する重ね線接合法
焼き戻し	Tempering	マルテンサイト組織から炭化物を析出させ、靱性を回復させる熱処理
両面複動式(フラット)摩擦攪拌接合法	Flat Friction Stir welding	FSW ツールのプローブ部にネジを付与しなくても、重ね接合において上下の流れを発生させることのできる FSW 接合法

[テーマ番号55]「マルチマテリアル接合技術の基盤研究 (FS 研究)」

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
異材接合	Dissimilar joining	2種類以上の異なる材料を接合すること
マルチマテリアル	Multi material	異なる金属や材料を接合し、併用することで材料特性を改善、高強度化や軽量化を実現する可能性を持つ素材のこと
摩擦攪拌点接合 (FSSW)	Friction stir spot welding	先端に突起のある円筒状の工具を回転させながら強い力で押し付けることで突起部を接合させる部材 (母材) の接合部に貫入させ、これによって摩擦熱を発生させて母材を軟化させるとともに、工具の回転力によって接合部周辺を塑性流動させて練り混ぜることで複数の部材を一体化させる接合法
アーク溶接	Arc welding	気体中の放電現象 (アーク放電) を利用して、金属同士をつなぎ合わせる溶接法
抵抗スポット溶接	Resistance spot welding	2枚以上の母材 (被溶接材料) を圧着しつつ電流を流し、その抵抗熱で金属を溶かして溶接する接合法
レーザー溶接	Laser welding	レーザー光を熱源として主として金属に集光した状態で照射し、金属を局部的に溶融・凝固させることによって溶接する方法
レーザーブレイジング	Laser brazing	熱源にレーザーを用いるろう付方法であり、従来のろう付方法と同様に、ろう材をあらかじめろう付部に設置してレーザーを照射する置きろう方式と、ろう材を連続的に供給しながらレーザーを照射する差しろう方式がある
シミュレーション	Simulation	想定する場面を再現したモデルを用いて分析すること
その場 (In-Situ) 観察	In situ observation	ある状態のまま組織等の観察を行うこと。例えば引張試験中の応力負荷状態で組織観察などを行うこと
シャルピー衝撃試験	Charpy impact test	切り欠きの入った角柱状の試験片に対して高速で衝撃を与えることで試験片を破壊し、破壊するのに要したエネルギーと試験片の靱性を評価するための衝撃試験

FEM	Finite Element Method	有限要素法。数値解析手法の一つ。空間を格子によって分割し、その格子に物理量を変数として割り当て計算をする
6000系アルミニウム合金	6000 series aluminum alloy	主に Mg と Si を添加し、純アルミニウムの強度を増加させたアルミニウム合金。この合金系は強度、耐食性に優れており、微量な Cu(銅) を添加することにより強度を上げた 6061 材等がある
ハイテン（高張力鋼）	High Tensile Strength Steel	合金成分の添加、組織の制御などを行って、一般構造用鋼材よりも強度を向上させた鋼板
GA 鋼板（合金化亜鉛めっき鋼板）	Galvannealed steel	溶融亜鉛めっき鋼板に熱処理を施し、鉄-亜鉛合金を生成させた鋼板
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Plastics	炭素繊維強化プラスチック。炭素繊維で強化したプラスチック成形品（樹脂成形品）の総称
TSS	Tensile Shear Strength	引張せん断強さ。引張でせん断負荷をかけた時の強さ
CTS	Cross Tension Strength	十字引張強さ。引張で剥離負荷をかけた時の強さ
疲労強度	Fatigue strength	材料の疲労において、物体が振幅一定の繰返し応力を受けるとき、何回負荷を繰り返しても疲労破壊に至らない、またはそのように見なされる応力値のこと
界面反応	Interface reaction	二つの相の界面で起こる反応。主に異なる材料の接合界面で起こる
金属間化合物	Intermetallic compound	2種類以上の金属からなる化合物。異材接合では原子拡散により接合界面部に形成しやすい
めっき	Plating	所望の物質表面に金属の膜を形成させる手法。防食性、装飾性、機能性等を付与することが可能になる

[テーマ番号 6 4] マルチマテリアル接合技術の基盤研究

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
異材接合	Dissimilar joining	2種類以上の異なる材料を接合すること

マルチマテリアル	Multi material	異なる金属や材料を接合し、併用することで材料特性を改善、高強度化や軽量化を実現する可能性を持つ素材のこと
メゾスケール	Meso-scale	サブ mm オーダーのスケール
マイクロスケール	Micro-scale	$\mu\text{m}$ オーダーのスケール
ナノスケール	Nano-scale	nm オーダーのスケール
トランススケール	Trance-scale	マクロからメゾ、マイクロ、ナノレベルへと一貫したスケール
摩擦攪拌点接合 (FSSW)	Friction stir spot welding	先端に突起のある円筒状の工具を回転させながら強い力で押し付けることで突起部を接合させる部材（母材）の接合部に貫入させ、これによって摩擦熱を発生させて母材を軟化させるとともに、工具の回転力によって接合部周辺を塑性流動させて練り混ぜることで複数の部材を一体化させる接合法
アーク溶接	Arc welding	空気（気体）中の放電現象（アーク放電）を利用して、同じ金属同士をつなぎ合わせる溶接法
抵抗スポット溶接	Resistance spot welding	2枚以上の母材（被溶接材料）を圧着しつつ電流を流し、その抵抗熱で金属を溶かして溶接する接合法
レーザー溶接	Laser welding	レーザー光を熱源として主として金属に集光した状態で照射し、金属を局部的に熔融・凝固させることによって溶接する方法
レーザーブレイジング	Laser brazing	熱源にレーザーを用いるろう付方法であり、従来のろう付方法と同様に、ろう材をあらかじめろう付部に設置してレーザーを照射する置きろう方式と、ろう材を連続的に供給しながらレーザーを照射する差しろう方式がある
シミュレーション	Simulation	想定する場面を再現したモデルを用いて分析すること
集束イオンビーム装置	Focused ion beam	集束したイオンビームを試料に照射し、加工や観察を行う装置

その場（In-Situ）観察	In situ observation	ある状態のまま組織等の観察を行うこと。例えば引張試験中の応力負荷状態で組織観察などを行うこと
透過型電子顕微鏡 (TEM)	Transmission Electron Microscope	観察対象に電子線を当て、透過してきた電子線の強弱から観察対象内の電子透過率の空間分布を観察するタイプの電子顕微鏡のこと
シャルピー衝撃試験	Charpy impact test	切り欠きの入った角柱状の試験片に対して高速で衝撃を与えることで試験片を破壊し、破壊するのに要したエネルギーと試験片の靱性を評価するための衝撃試験
FEM	Finite Element Method	有限要素法。数値解析手法の一つ。空間を格子によって分割し、その格子に物理量を変数として割り当て計算をする
6000系アルミニウム合金	6000 series aluminum alloy	主に Mg と Si を添加し、純アルミニウムの強度を増加させたアルミニウム合金。この合金系は強度、耐食性に優れており、微量な Cu(銅) を添加することにより強度を上げた 6061 材等がある
ハイテン（高張力鋼）	High Tensile Strength Steel	合金成分の添加、組織の制御などを行って、一般構造用鋼材よりも強度を向上させた鋼板
GA 鋼板（合金化亜鉛めっき鋼板）	Galvannealed steel	溶融亜鉛めっき鋼板に熱処理を施し、鉄-亜鉛合金を生成させた鋼板
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Plastics	炭素繊維強化プラスチック。炭素繊維で強化したプラスチック成形品（樹脂成形品）の総称
TSS	Tensile Shear Strength	引張せん断強さ。引張でせん断負荷をかけた時の強さ
CTS	Cross Tension Strength	十字引張強さ。引張で剥離負荷をかけた時の強さ
延性破壊	Ductile fracture	塑性変形によってディンプルを伴って生じるひずみ支配型の破壊
脆性破壊	Brittle fracture	大きな塑性変形を伴わずに不安定に生じる応力支配型の破壊
界面破壊	Interfacial fracture	接合部の界面（あるいは界面近傍）での分離破壊
プラグ破断	Plug failure	ナゲット内、熱影響部または母材部でボタン状に破断する形態

疲労強度	Fatigue strength	材料の疲労において、物体が振幅一定の繰返し応力を受けるとき、何回負荷を繰り返しても疲労破壊に至らない、またはそのように見なされる応力値のこと
界面反応	Interface reaction	二つの相の界面で起こる反応。主に異なる材料の接合界面で起こる
金属間化合物	Intermetallic compound	2種類以上の金属からなる化合物。異材接合では原子拡散により接合界面部に形成しやすい
めっき	Plating	所望の物質表面に金属の膜を形成させる手法。防食性、装飾性、機能性等を付与することが可能になる

[テーマ番号 6 4 B] マルチマテリアル接合技術における継手性能データベースの構築

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
抵抗スポット溶接・RSW	Resistance Spot Welding	溶接する金属母材の上下から電極をあて大電流を流し加熱し、冷却、母材を再凝固して2つの母材を溶接する圧接法
摩擦攪拌接合・FSW	Friction Stir Welding	先端に突起のある円筒状の工具を回転させながら強い力で押し付けることで突起部を接合させる部材（母材）の接合部に貫入させ、これによって摩擦熱を発生させて母材を軟化させるとともに、工具の回転力によって接合部周辺を塑性流動させて練り混ぜることで複数の部材を一体化させる接合法
摩擦攪拌点接合・FSSW	Friction Stir Spot Welding	摩擦攪拌接合同様、摩擦攪拌現象を利用した点接合法
複動式摩擦攪拌点接合法・RFSSW	Refill Friction Stir Spot Welding	摩擦攪拌点接合を応用した技術で、先端に突起のある円筒状工具の、突起を含んだ部分（プローブ）とそれ以外の部分（ショルダー）とが別駆動する工具を用いることで、穴およびバリのない点接合を行う接合法
レーザー樹脂溶着	Laser Plastic Welding	レーザー光により溶着界面で熱エネルギーを発生させ、非接触で熔融させる加工方法

レーザー溶着接合・LIAPW	Laser Irradiation Assistant Plastic Welding	レーザー樹脂溶着に類似した接合法で、金属を樹脂との重ね部の、金属部にレーザー光を照射し、熱伝導により、樹脂と金属との溶着界面に熱エネルギーを発生させて、金属と樹脂とを接合させる加工方法
S-N 線図	S-N Diagram (S-N Curve)	材料の疲労破壊において、一定の振幅で繰り返し負荷される応力と破断までの負荷の繰り返し数の関係を示した曲線
JASO M609 法	JASO M609	公益社団法人 自動車技術会が定めた試験方法であり、自動車用材料腐食試験方法を示す
重ね継手	Lap Joint	締結されるものの端が互いに重なりあった状態で接合された継手
引張せん断試験	Tensile Shear Test	重ね継手の両端部を引張り、重ね部をせん断破壊させる試験法
せん断疲労試験	Shear Fatigue Test	重ね継手の両端部に、引張あるいは圧縮荷重を繰り返し付与することで、重ね部にせん断応力を繰り返し与えて、重ね継手が破壊に至るまでの負荷の繰り返し数を計測する試験法
腐食疲労試験	Corrosion Fatigue Test	材料の腐食促進環境下で疲労試験を行い、破断されるまでの負荷の繰り返し数を計測する試験法
マルチマテリアル車体	Multi Material Car Body	鋼材、アルミニウムをはじめとする金属・非鉄金属や炭素繊維強化複合素材（CFRP）などの樹脂材料を組み合わせで作製される自動車
炭素繊維強化複合材料	Carbon Fiber Reinforced Composite	繊維強化複合材料の一種で、強化繊維に炭素繊維を用いた複合材料
CFRTP	Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Composite	熱可塑性樹脂を用いて、炭素繊維で強化された複合材料
シランカップリング処理・シラン処理	Silane Coupling Treatment	シランカップリング剤を用いたガラスやアルミニウム合金等の表面改質の処理方法

ベーマイト処理	Boehmite Treatment	高温の純水中でアルミニウム表面にベーマイト層を形成する表面改質の処理方法
機械学習	Machine Learning	明示的な指示を用いることなく、その代わりにパターンと推論に依存して、特定の課題を効率的に実行するためにコンピュータシステムが使用するアルゴリズムおよび統計モデルの科学研究



### 研究開発項目③「革新的チタン材の開発」

[テーマ番号10]「チタン材一貫製造プロセス技術開発」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
スクラップ	Scrap	金属材料の切り屑や、金属製品の廃棄物
チタン鉱石	Titanium ore	鉱石中に含まれる酸素や鉄とチタンの化合物でチタンの原料となる

[テーマ番号11] チタン薄板の革新的低コスト化技術開発

[テーマ番号12] 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
スポンジチタン	Ti Sponge	チタン展伸材の原料となるスポンジ状の金属チタン。チタン鉱石を製錬して得られる
チタン梱包体	Titanium package	熱間圧延用の素材（スラブ）。スポンジチタンを圧縮成形したブリケットをチタン厚板で覆った箱
A級スポンジチタン	A grade sponge titanium	比較的品位が高いスポンジチタンで、主にチタンインゴットの溶解原料として使用されるスポンジチタン
A級歩留まり	Yield of A grade sponge	スポンジチタン塊全体に対し、A級スポンジチタンを採取できた割合

#### 研究開発項目④ 「革新的アルミニウム材の開発」

[テーマ番号 1 3] 高強度アルミニウム合金を用いた自動車部品の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
7150 合金	7150 alloy	Al-(5.9-6.9)%Zn-(2.0-2.7)%Mg-(1.9-2.5)%Cu-(0.08-0.15)%Zr 合金
Al-Sc 合金	Al-Sc alloy	Sc を添加したアルミニウム合金。熱処理により Al <sub>3</sub> Sc 相を析出することで、再結晶抑制効果と分散強化を発現する
RRA 処理	Retrogression and Re-aging	“Retrogression and Re-aging”処理。三段時効処理により、耐応力腐食割れ性を向上する
T5 調質	T5 temper	高温加工から冷却後人工時効硬化処理したもの
T6 調質	T6 temper	溶体化処理後人工時効硬化処理したもの
T7 調質	T7 temper	溶体化処理後安定化処理（過時効処理）したもの
圧縮ねじり加工	Compressive torsion process	円盤状の材料に対し、圧縮応力を負荷しながらねじり変形を加える加工
延性	ductility	材料が弾性限界を超えた張力を受けても破壊されずに引き延ばされる性質
応力腐食割れ	stress corrosion cracking	腐食環境下で応力が負荷されるとき裂の進展が促進される現象
高強度	high strength	引張強さが大きいこと
後方散乱電子回折	EBSD: Electron BackScatter Diffraction	SEM に組み合わせ、電子線を操作しながら、ミクロな結晶方位や結晶系を測定する。平均的な情報が得られる X 線回折と異なり、結晶粒毎の情報が得られ、また、結晶方位データから、結晶粒の方位分布を解析できる
均質化処理	Homogenizing treatment	鋳造後に行う熱処理のことで、偏析の解消や第二相粒子の析出を目的に行う
金属間化合物	intermetallic compound	2 種類以上の金属からなる化合物。凝固の際に結晶粒界に生成する比較的粗大なものを指すことが多い
サイドシルインナー	Side sill inner reinforcement	ドアの下に位置する敷居部分で、その内部に配置される構造部材

サブグレイン組織	Subgrain structure	亜結晶粒組織。加工組織（転位組織）から回復過程において形成された安定な転位網（亜粒界）によって囲まれた領域
晶出物	constituents	鋳造時に、主要元素ならびに不純物は最終凝固部において高濃度となり、第 2 相を形成する。これらは、その後の工程で消滅することなく、1 $\mu$ m 以上の寸法で残留する。破壊の起点となりやすい
人工時効処理	Artificial aging	焼入れ後の時効硬化を人工的に行う熱処理
靱性	toughness	材料の粘り強さを表す特性
水素ポア	Hydrogen pore	水素が材料内部でガスとして集まってできた隙間
穿孔法	Center-hole Drilling method	残留応力測定方法の一種で、測定対象の表面にひずみゲージを貼り、穿孔によるひずみの変化から残留応力を測定する
耐力	yield strength	塑性変形が開始する応力。明瞭な降伏点を示さないアルミニウム合金などでは、引張試験において 0.2%の永久歪みを生じる時の応力で 0.2% offset proof stress とも言う
中性子回折法	Neutron diffraction method	残留応力測定方法の一種で、中性子による回折のピークシフトから非破壊で残留応力を測定する。材料内部の三軸応力測定が可能
電磁攪拌鋳造	Electro-magnetic stirring casting	電磁場によるローレンツ力により、溶湯を攪拌させながら凝固させる鋳造法
ねじり鍛錬加工	Torsion Straining process	棒材の一部を誘導加熱で局部的に加熱し、片端部を回転させることで部分的にねじり変形を加える。加熱部を棒材長手方向に連続的に移動させることで長手全体にねじり変形を加える
伸び	elongation	引張試験において、引張試験後の破断した試験片の永久伸びを元の長さで除した値を百分率で示す
破壊靱性	fracture toughness	破壊に対する抵抗を表す特性

バブリング法（脱ガス）	Bubbling (Degassing)	アルゴンガスや窒素ガスなどの不活性ガスを溶湯内に流して行う脱ガス法。これらの泡の水素分圧が低いため、溶湯中の水素が気泡内に移動し、気泡と一緒に浮上することで水素ガスが除去される
引張強さ	tensile strength	引張試験での最大荷重応力
疲労き裂進展特性	fatigue crack propagation property	き裂が繰返し応力によって進展（伝播）する特性。き裂の進展が小さいほど好ましい
疲労特性	fatigue property	繰返し応力によって内部損傷が発生し、破断に至る特性。10 <sup>7</sup> 回のサイクルに耐える応力を疲労限と呼び、高い値を持つことが好ましい
ワイヤードレーザ溶接	Wire-Filling Laser Welding	溶加材を供給しながら行うレーザー溶接
深孔穿孔法	Deep Hole Drilling method	被測定材にあらかじめ基準孔を明け、その周囲のトレパニング加工（円状の溝加工）の前後での穴径の変位から残留応力を測定する方法
フロントサイドメンバー	Front side member	自動車のフロントボディの骨格の役割を有している部材。ボディシェルの強度・剛性・耐久性を確保するほか、衝突が起きた時、その衝撃を吸収し乗員の影響を極力抑えるなどの働きをする
マルチマテリアルボディ	Multi material automotive body	異種材料を組み合わせた車体
溶体化処理	Solution heat treatment	過飽和固溶させるための熱処理。一般には融点直下の温度で行うことが多い
リバースエンジニアリング	Reverse engineering	機械を分解したり、製品の動作を観察したり、ソフトウェアの動作を解析するなどして、製品の構造を分析し、そこから製造方法や動作原理、設計図などの仕様やソースコードなどを調査すること

[テーマ番号14] アルミニウム材新製造プロセス技術開発)

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
アノード	anode	電極をつないで電気回路形成した際に、電子を放出する側の電極のこと

アルミナ	alumina	酸化アルミニウム ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) の通称
イオン液体	Ionic liquid	イオンのみで構成される液体。高導電性、難燃性、低常気圧といった特徴を持ち。親水性のもの、疎水性のものなど多くの種類がある。室温（常温）熔融塩と呼ばれることもある
塩化アルミニウム	Aluminum chloride	$\text{AlCl}_3$ で表されるアルミニウムの金属塩。イオン液体の原料の一つ
カスケードリサイクル	Cascade recycling	リサイクルをすることによって、元の製品の品質（純度）に戻らず、品質（純度）の低下を伴うリサイクル
カソード	Cathode drum	電極をつないで電気回路形成した際に、電子を受け取る側の電極のこと
グローブボックス	Glove box	内部に手を入れられるゴム手袋（グローブ）がついている密閉容器のことで、不活性ガス雰囲気置換して作業ができるようになっている
サイクリックボルタンメトリー (CV)	Cyclic voltammetry	電気化学測定法の一つ。電極で荷を直線的に掃引し、応答電流を測定する手法
三層電解法	Trinal electrolytic process	ホール・エルー法で製造されたアルミニウムを熔融塩中で電解し、高純度のアルミニウム地金を製造する方法
水酸化アルミニウム	Aluminum hydroxide	$\text{Al}(\text{OH})_3$ で表されるアルミニウムの水酸化物。バイヤー法で製造される
電解アルミニウム箔	Electrolytic aluminum foil	電解銅箔の手法でアルミ箔を製造する方法。ただし、アルミニウムを析出させるには水溶液を使用できないため、非水溶液および非水溶液を使用できる環境の整備が必要となる。実用化されていない
電解精製	electrorefining	純度の低い金属をアノードにして電気分解することでカソードに純度の高い金属を析出させる手法のこと。高純度の銅やニッケルなどを得る方法として使用されている
電解製錬	Electrolytic smelting	電気分解を利用し、鉍石から所望の金属を製造する方法

電解銅箔	Electrolytic copper foil	カソードドラムに析出させた銅を剥がし、連続的に巻き取ることで薄箔を製造する方法。リチウムイオン二次電池負極集電体に使われている
電析	Electrodeposition	電気分解により、カソードに還元生成物を析出させること
バイヤー法	Bayer process	ボーキサイト中のアルミナを抽出する方法。水酸化ナトリウムに溶かし、水酸化アルミニウムを製造し、それを脱水することでアルミナを抽出する。ホール・エルー法と併せて使用される
ボーキサイト	bauxite	アルミニウムの原料となる鉱石。アルミナを含む
ホール・エルー法	Hall-Heroult process	現在実用化されている唯一のアルミニウム製錬方法。氷晶石とフッ化ナトリウムからなる高温熔融塩中にアルミナを溶解させ、電気分解によりカソードにアルミニウムを析出させる
ボルタモグラム	Voltammogram	サイクリックボルタンメトリーで得られた曲線

[テーマ番号21] 複層アルミ合金の開発

[テーマ番号02] 残留  $\gamma$  相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発のうち「⑫複層アルミの合金設計、組織解析・制御技術の開発」および「⑬ヘテロ界面微細組織解析技術の構築」

なし

## 研究開発項目⑤「革新的マグネシウム材の開発」

[テーマ番号15] マグネシウム合金設計と難燃性評価

[テーマ番号15] 難燃性マグネシウム合金の信頼性（疲労・破壊・難燃性）評価

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
A6N01 合金	A6N01 alloy	Al-Si-Mg 系アルミニウム合金。構造材として中強度の押出用合金。溶接性に優れる
A7N01 合金	A7N01 alloy	Al-Zn-Mg 系アルミニウム合金。6N01 合金と比較すると押出特性は劣るが、強度特性に優れた合金
AZX311 合金	AZX311 alloy	AZ31 合金に約 1mass%のCaを添加した合金
難燃性	Flame-retardant	材料が熱や炎に直接さらされた際に、発火に対して抵抗する性質
時効処理	Aging treatment	金属材料を高温から室温などへ急冷した後に、ある温度に材料を保持することで材料の硬さを増加させる処理。最も硬くなる条件をピーク時効という
応力腐食	Stress corrosion	引張応力や曲げモーメントなどの応力を受けた金属材料が、著しく腐食しやすくなる現象
T6 処理	T6 treatment	溶体化処理を施した後に、人工時効硬化処理を行う処理
溶体化（均質化） 処理	Solution treatment (Homogenization treatment)	材料を十分に加熱して合金成分を固体に溶け込ませ（固溶）、その後冷却する処理
底面集合組織	Basal texture	六方晶の上面と下面を底面と呼び、底面が特定の方位に揃った組織
AZ31 合金 AZ91 合金	AZ31 alloy AZ91 alloy	AZ31 合金：展伸用として一般的なマグネシウム合金。(Mg-3%Al-1%Zn 合金, 質量%) AZ91 合金：鋳造用として一般的な合金。(AZ91: Mg-9mass%Al-1mass%Zn),
AZX611 合金 AZX612 合金 AZX811 合金 AZX912 合金	AZX611 alloy AZX612 alloy AZX811 alloy AZX912 alloy	AZX611, AZX612 合金は AZ61 合金にそれぞれ 1, 2mass%の Ca を添加した合金。AZX912 合金は AZ91 合金に 2mass%の Ca を添加した合金
AX41 合金 AX92 合金	AX41 alloy AX92 alloy	プロジェクトで 2015 年度までに開発した合金。AX41 は高速押出し合金 AX92

AX81G 合金 AX81S 合金	AX81G alloy AX81S alloy	は高強度押し出し用合金。AX81G は高強度厚板・中板用合金。AX81S は高強度薄板用合金
DTA	Differential thermal analysis	試料と基準物質の温度を一定のプログラムに従って変化させながら、その試料と基準物質との温度差を温度の関数として測定する方法
孔食	Pitting	特定の小部分で腐食が発生する腐食形態の一つ
TIG 溶接	TIG welding	Tungsten Inert Gas の略で、タングステン-不活性ガス溶接の意
MIG 溶接	MIG welding	Metal Inert Gas の略で、金属電極棒が溶加材として送給される溶接法の一つ
FSW	Friction Stir Welding	先端に突起のある工具を回転させて母材の接合部に貫入させることで、摩擦熱を発生させて母材を軟化させ、工具の回転力によって塑性流動させて練り混ぜることで部材を一体化する接合法
下限界応力拡大係数範囲	Threshold stress intensity factor range	応力拡大係数範囲を漸減していった際に、き裂が伝播しなくなった際の値
有効応力拡大係数範囲	Effective stress intensity factor range	き裂開閉口挙動を考慮した応力拡大係数範囲。一般的な応力拡大係数範囲は、応力拡大係数の最大値と最小値の差。有効抗力拡大係数範囲は、応力拡大係数の最大値とき裂開口時もしくは閉口時の応力拡大係数の差
シャルピー衝撃試験	Charpy impact test	切り欠きの入った角柱状の試験片に対して高速で衝撃を与えることで試験片を破壊し、破壊するのに要したエネルギーと試験片の靱性を評価するための衝撃試験
延性・脆性遷移温度	Ductile-(to)-brittle transition temperature	延性脆性遷移が起きる温度



[テーマ番号16] 易加工性マグネシウム材（押出材）の開発及び高強度マグネシウム材（厚板）作製の基礎的検討

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
A6N01 合金	A6N01 alloy	Al-Si-Mg 系アルミニウム合金。構造材として中強度の押出用合金。溶接性に優れる
A7N01 合金	A7N01 alloy	Al-Zn-Mg 系アルミニウム合金。6N01 合金と比較すると押出特性は劣るが、強度特性に優れた合金
AX41 合金	AX41 alloy	射水分室（三協立山株）における開発合金
AZ31 合金	AZ31 alloy	展伸用として一般的な Mg-Al-Zn 系マグネシウム合金。(Mg-3mass%Al-1mass%Zn 合金)
AZX311 合金	AZX311 alloy	Mg-3mass%Al-1mass%Zn-1mass%Ca合金。比較的高い延性を有するAZ31合金に1mass%Caを添加した合金
AZX611 合金	AZX611 alloy	Mg-6mass%Al-1mass%Zn-1mass%Ca合金
AZX811 合金	AZX811 alloy	Mg-8mass%Al-1mass%Zn-1mass%Ca合金。相模原分室における開発合金
DTA	Differential thermal analysis	試料と基準物質の温度を一定のプログラムに従って変化させながら、その試料と基準物質との温度差を温度の関数として測定する方法
EBSD	Electron backScatter diffraction	電子顕微鏡に組み合わせ、電子線を操作しながら、擬菊池パターン（試料に電子を照射した際に反射電子が試料中の原子面によって回折されることによるバンド状のパターン）を解析することで、ミクロな結晶方位や結晶系を測定する解析
MIG 接合	MIG welding	半自動溶融接合の一種でシールドガスに不活性ガスを用いて、電極棒が溶加材として溶融する
片振り	Pulsating stress	疲労試験において応力比=0での試験
側構体	Side body structure	構体の進行方向左右にある部分

均質化処理	Homogenization	溶解・鑄造後の鑄塊に生成した不均一な晶出物・析出物を固溶させたり、その大きさや密度をコントロールし、均一にしたりするために行う熱処理
剛性率	Rigidity	弾性率の一つ。物体のねじれに対する抵抗の大きさを表す定数
構体	Railway car body	鉄道車両の車体において、台枠・骨組・外板などで構成され車体の強度を担う部分である
時効処理	Aging treatment	金属材料を高温から室温などへ急冷した後に、ある温度に材料を保持することで材料の硬さを増加させる処理。最も硬くなる条件をピーク時効という
晶出	Crystallization	液相から固相が分かれて生成すること
成形性	Formability	割れを生じずに所要の形状への付与のしやすさ。深絞り成形性、張出し成形性、曲げ成形性等がある
析出	Precipitation	温度による溶解度の変化で材料中に溶け込んでいた原子が元の材料からはみだし、元の材料とは異なる結晶を作る現象。この時に作られた結晶を析出物という
双晶変形	Twin deformation	金属結晶において、ある剪断応力を受けた時、すべり（結晶塑性）によらず双晶（2個以上の結晶が一定の幾何学的規則性を持って一体に結合しているもの）の形成によって変形すること
台枠	Under frame	上部構造の重量を支え、形を安定させるための構造
妻構体	Gable end body structure	鉄道車両の連結面側の壁部分
底面集合組織	Basal texture	六方晶の上面と下面を底面と呼び、底面が特定の方位に揃った組織
電気抵抗率	Electrical Resistivity	電気の通しにくさを表す、寸法によらない物性値
難燃性	Flame resistance	材料が熱や炎に直接さらされた際に、発火に対して抵抗する性質

熱伝導率	Thermal Conductivity	物質の熱伝導のしやすさを示す値。温度差のある物体において熱移動の起こりやすさで表される
伸び・延性	Elongation	材料が破断する直前における最大の変形量（ひずみ）を伸びと呼び、元の長さに対する比率として表す
引張強さ	Tensile strength	材料に引張り変形を加えた際に、破断する前に材料に表れる最大の引張応力
表面処理	Surface treatment	金属材料が腐食するのを防護するためにめっき、塗装などを行うこと
疲労	Fatigue	静的破壊力より低い繰り返し応力によって材料が破壊に至る現象
平面曲げ疲労試験	Plane Bending Fatigue	平板状試験片に曲げモーメントを繰り返し与えることによって材料の疲労寿命を測定する試験
ポアソン比	Poisson's ratio	物体に弾性限界内で応力を加えた時、応力に直角方向に発生するひずみと応力方向に沿って発生するひずみの比
ヤング率	Young's modulus	固体を単純に引っ張ったり圧縮したりした場合、長さの弾性変形と外力を結び合わせる比例定数
両振り	Alternating stress	疲労試験において応力比=-1 での試験

[テーマ番号 17] 高強度マグネシウム材（薄板）の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
6061 合金	AA6061 alloy	6000 番台のアルミニウム合金。Al-Si-Mg 系合金。構造材として中強度の押出用合金
5052 合金	AA5052 alloy	5000 番台のアルミニウム合金。Al-Mg 系合金。耐食性、成形性のほか、溶接性も良い合金
ダブルスキン構造	Double skin profile	ダンボールと同じように、2 枚の板の間にトラス状の補強部材が入っている構造。骨組み無しでも強度・剛性を確保できる

[テーマ番号18] 高強度マグネシウム材（押出材）の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
AX92 合金	AX92 alloy	プロジェクトで 2015 年度までに開発した高強度押出用合金
AZX311 合金	AZX311 alloy	展伸材として一般的な汎用合金 AZ31 (Mg-3wt%Al-1wt%Zn) に 1wt%の Ca を添加した合金

[テーマ番号19] 「難燃性マグネシウム合金の耐食技術の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
L D H	Layered Double Hydroxide	層状複水酸化物。原子配列が二次元的な層状構造を持ち、層と層が比較的弱い力で結合している水酸化化合物
X R D	X-ray Diffraction	一定波長の X 線を分析試料に照射すると、散乱された X 線は物質の原子・分子の配列状態により物質特有の回折パターンを示す。この特性（回折パターン）から物質を構成している成分を特定するもの
アニオン・カチオン	Anion・Cation	カチオンおよびアニオンはともにイオンを指す。カチオンは正電荷（+）を有するイオン。アニオンは負電荷（-）を有するイオン
アモルファス	amorphous	固体を構成する原子または分子・イオンが、結晶のような規則正しい配列をせずに集合している状態。また、そのような物質を指す。非晶質物質
アノード・カソード	Anode・Cathode	電流が流れ込む反応（電子を放出する）をアノード、電流を放出する反応（電子を受け取る）をカソードと呼ぶ。アノードは酸化反応、カソードは還元反応 局部電池が構成される中で、こうした反応は腐食の要因となる
イオン化傾向	Ionization tendency	金属が溶液中で陽イオンになろうとする性質の順位。金属毎にイオン化しやすさの特性があり、その傾向を並べたものをイオン化列という

塩水噴霧試験 (SST)	Salt spray test	一定の温度に保たれた塩水噴霧試験装置内に試料を設置し、その上から霧状にした中性の塩化ナトリウム溶液を噴霧して表面に錆びを生じさせる試験 JIS Z 2371 に準拠する
塩水浸漬試験 (DIP)	Salt dipping test	塩水噴霧試験に用いる塩水を用い、浸漬で腐食をさらに促進させる方法 (一般的には塩水噴霧試験の方が主体)
化成処理	chemical treatment	表面処理の一つで、素材に化学反応で皮膜を作り、素材表面に素材とは違った性質を与える処理。金属表面に酸化膜や無機塩の薄い皮膜を作り、金属に対し防錆効果を付与する
犠牲防食機構	Sacrificial corrosion protection	塗料防食用語：塗料中に配合する金属顔料が酸化し溶け出すことにより、素材を腐食から守る機構。素材の代わりに金属顔料が犠牲となって錆の進行を阻止するもの。配合する金属顔料は、素材より酸化されやすいものを使用する
CASS 試験	copper-accelerated acetic acid salt spray test	試験機自体は塩水噴霧試験と同じであるが、試験液として酢酸で酸性化した塩水噴霧試験液を用い、さらに銅イオンを加えて酸化力を高めたもの。腐食をさらに促進させた方法。 JIS H 8502
構体	structure	鉄道車両の車体において、台枠・骨組・外板などで構成され車体の強度を担う部分 (本報;腐食では主に外板部を指す)
遮へい暴露	Shielding exposure test	遮へい物の下に試料を設置して、日照、雨、雪、風などの直接の影響を避けた状態で暴露する試験
酸化反応	Oxidation	対象とする物質が電子を失う化学反応を指す、物質に酸素が化合する反応、あるいは、物質が水素を奪われる反応。(本報では主に、酸化は金属の錆びの原因となる反応である)
局部電池	local cell	金属側または環境側の電子の不均一性が原因となって、金属表面に局部的に形成された腐食電池構造。腐食の電氣的要因となるものである

直接暴露	Direct exposure test	一般的な、屋外暴露試験であり太陽光、または他の天候構成要素に直接暴露すること
暴露試験	Exposure Tests	屋外で工業材料及び工業製品を使用した場合に生じる化学的性質、物理的性質の経時変化を調査する試験。J I S Z 2381「大気暴露試験方法通則」に基づき実施される耐候性試験
表面処理	surface finishing	素材表面に素材の持つ特性とは別の特性を与えること。(本報では耐食性・意匠性を付与することで金属表面とは異なった特性を与えることを指す: : 化成処理+塗装)
複合サイクル試験 (CCT)	Cyclic Corrosion Test)	試験槽内で塩水噴霧、乾燥、湿潤などの腐食サイクルを組み合わせることで、耐食性を評価するもの。腐食サイクルの組み合わせで、時間はかかるが使用環境との相関には優れる
プライマー	PRIMER	下塗塗料。被塗物（素材）との密着性を高める塗料であり、金属素地の防錆性も付与するもの
防錆剤	Anti-rust agents	金属製品の錆を防ぐ薬剤。本報では防錆剤とは、塗料中に配合する防錆顔料を指す
陽極酸化	Anodization	表面処理手法の一種。通常アルマイトと呼ばれるアルミの陽極酸化処理が一般的であるが、本報では、「マグネシウムの陽極酸化処理」を指す。アルミニウムとマグネシウムのように特性が大きく異なる素材には使用する薬液などを変える必要があり、処理条件も異なる

[テーマ番号 20] 難燃性マグネシウム合金の接合技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
A6N01 合金	A6N01 alloy	Al-Si-Mg 系アルミニウム合金。構造材として中強度の押出用合金。溶接性に優れる
A7N01 合金	A7N01 alloy	Al-Zn-Mg 系アルミニウム合金。6N01 合金と比較すると押出特性は劣るが、強度特性に優れた合金
AS, RS	Advancing side, Retreating side	摩擦攪拌接合において、接合ツールの回転方向と接合方向が一致する側を前進側（AS）、一致しない側を後退側（RS）と呼ぶ
AZ91 合金 AM60 合金	AZ91 alloy AM60 alloy	鋳造用として一般的な合金。(AZ91: Mg-9mass% Al-1mass% Zn), (AM60: Mg-6mass% Al-0.2mass% Mn)
AMX601 合金 AMX602 合金 AZX912 合金	AMX601 alloy, AMX602 alloy, AZX912 alloy	AMX601, AMX602 合金は AM60 合金にそれぞれ 1, 2mass% の Ca を添加した合金。AZX912 合金は AZ91 合金に 2mass% の Ca を添加した合金
AX41 合金 AX92 合金 AX81G 合金 AX81S 合金	AX41 alloy AX92 alloy AX81G alloy AX81S alloy	プロジェクトで 2015 年度までに開発した合金。AX41 は高速押し出し合金。AX92 は高強度押し出し用合金。AX81G は高強度厚板・中板用合金。AX81S は高強度薄板用合金
BTR	Brittle temperature range	凝固脆性温度領域
CMT	Cold metal transfer	フローニクス社が開発した低入熱の MIG 溶接法
FSW	Friction stir welding	摩擦攪拌接合
IMC	Intermetallic compound	金属間化合物
MIG 溶接	MIG welding	Metal Inert Gas の略で、金属電極棒が溶加材として送給される溶接法の一つ
TIG 溶接	TIG welding	Tungsten Inert Gas の略で、タングステン-不活性ガス溶接の意
側構体	Side body structure	構体の進行方向左右にある部分

構体	Car body structure	鉄道車両の車体において、台枠・骨組・外板などで構成され車体の強度を担う部分
台枠	Underframe	上部構造の重量を支え、形を安定させるための構造。車体の土台となる骨組
妻構体	end body structure	鉄道車両の連結面側の壁部分
難燃性	Non combustible	材料が熱や炎に直接さらされた際に、発火に対して抵抗する性質
伸び・延性	Elongation	材料が破断する直前における最大の変形量（ひずみ）を伸びと呼び、元の長さに対する比率として表す
引張強度	Tensile strength	材料に引張り変形を加えた際に、破断する前に材料に表れる最大の引張応力

[テーマ番号 3 4] 革新的マグネシウム材の開発および信頼性評価

[テーマ番号 3 5] 革新的マグネシウム材の鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
AE 計測	Acoustic Emission (AE) measurement	材料が変形・破壊する際に内部に蓄えていた弾性エネルギーを音波（AE 波）を計測する手法
AX41 (AXM4102) 合金, AX92 合金, AX81G 合金, AX81S 合金	AX41 (AXM4102) alloy, AX92 alloy, AX81G alloy, AX81S alloy	プロジェクトで 2015 年度までに開発した合金。AX41 (AXM4102) は高速押し出し合金。AX92 は高強度押し出し用合金。AX81G は高強度厚板・中板用合金。AX81S は高強度薄板用合金
AZ31 合金, AZ91 合金	AZ91 alloy, AZ31 alloy	AZ31 合金：展伸用として一般的な合金。(AZ31: Mg-3wt% Al-1wt% Zn) AZ91 合金：鋳造用として一般的な合金。(AZ91: Mg-9wt% Al-1wt% Zn)
AZX611 合金, AZX612 合金	AZX611 alloy, AZX612 alloy	AZX611, AZX612 : AZ61 (Mg-6wt% Al-1wt% Zn) 合金にそれぞれ 1wt%, 2wt% の Ca を添加した合金 AZX911 : AZ91 合金に 1wt% の Ca を添加した合金
A6N01 合金, 6061 合金	A6N01 alloy, AA6061 alloy	6000 番台のアルミニウム合金。Al-Si-Mg 系合金。構造材として中強度の押し出し用合金。6N01 合金は溶接性に優れる



BH(バークハード)性	Bake hardening	金属が塗装の焼き付け工程で加熱された時に、降伏点が高くなり硬くなる性質
LDR (限界絞り比)	Limiting Drawing Ratio	1 回の絞りで破断を起こさないで円筒を絞ることのできる最大のブランク直径とパンチ直径の比。プレス成形性（特に深絞り成形性）の指標
MI(マテリアルズ・インテグレーション)	Materials integration	材料科学の成果を活用するとともに、理論、実験、解析、シミュレーション、データベースなどの全ての科学技術を融合して材料の研究開発を工学的な視点に立ち支援することを目指す総合的な材料技術ツールのこと
MIG 溶接	MIG welding	Metal Inert Gas の略で、金属電極棒が溶加材として送給される溶接法の一つ
SPR	Self-Pierce Riveting	機械締結法の一つ。母材下穴を事前に開ける必要が無く、上側母材を貫通し下側母材を貫通させずに、複数母材の締結を可能にする
TIG 溶接	TIG welding	Tungsten Inert Gas の略で、タングステン不活性ガス溶接の意
エリクセン値	Erichsen value	カップ状に膨らんでいく板の下面頂部にき裂が生ずるまでパンチを押し込み、その時の深さを mm 単位で測定した数値。プレス成形性（特に張出し成形性）の指標
ガルバニック腐食	Galvanic corrosion	異種金属同士を接触させた際に生じる腐食現象の総称
気密疲労試験	Airtight fatigue test	積載荷重の変動やトンネルの出入りに伴う気圧の変動によって構体に加わる疲労荷重を模した試験
孔食	Pitting	特定の小部分で腐食が発生する腐食形態の一つ
相当曲げ剛性	Equivalent bending stiffness	はり部材の曲げ変形のしにくさを示す指標
ダブルスキン形材	Double skin profile	ダンボールと同じように、2 枚の板の間にトラス状の補強部材が入っている構造を有する押出形材。骨組み無しでも強度・剛性を確保できる

継手効率	Joint efficiency	溶接継手の強度と母材の強度の割合。溶接部分と母材の強度が同じになると値は 100 (%)となる
底面(0001)集合組織 底面(0001)集合組織 強度	Basal texture, Basal texture intensity	六方晶の上面と下面を底面 ((0001)面)と呼び、底面が特定の方位に揃った組織。底面集合組織強度は、ランダム配向と比較しての底面の配向の度合いを示したもの
難燃性	Flame-retardant	材料が熱や炎に直接さらされた際に、発火に対して抵抗する性質
へム加工 (へミング加工)	Hemming	板材の折り返し曲げ加工。板材端部の強化や手等が触れた時になめらかなタッチとなるようにするために実施する
摩擦攪拌接合	Friction stir welding	先端に突起のある工具を回転させて母材の接合部に貫入させることで、摩擦熱を発生させて母材を軟化させ、工具の回転力によって塑性流動させて練り混ぜることで部材を一体化する接合法
溶加材	Filler material	溶接の際に加える添加材料

[テーマ番号 50] 「Mg 材の性能・寿命に関する MI (マテリアルズインテグレーション) 活用技術開発 (FS 研究)」

[テーマ番号 60] 「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション (MI) 活用技術の開発」

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
AX41 (AXM4102) 合金, AX92 合金, AX81G 合金, AX81S 合金	AX41 (AXM4102) alloy, AX92 alloy, AX81G alloy, AX81S alloy	プロジェクトで 2017 年度までに開発した合金。AX41 (AXM4102) は高速押出し合金。AX92 は高強度押出し用合金。AX81G は高強度厚板・中板用合金。AX81S は高強度薄板用合金
AZX611 合金, AZX912 合金	AZX611 alloy, AZX912 alloy	AZX611 : AZ61 (Mg-6wt% Al-1wt% Zn) 合金にそれぞれ 1wt% の Ca を添加した合金。 AZX912 : AZ91 (Mg-9wt% Al-1wt% Zn) 合金に 2wt% の Ca を添加した合金
MIG 溶接	MIG welding	Metal Inert Gas の略で、金属電極棒が溶加材として送給される溶接法の一つ

Tanaka-Mura モデル	Tanaka-Mura model	すべり帯に沿う疲労き裂の発生寿命を予測するモデル。転位の不可逆運動によりすべり帯に蓄積されるひずみエネルギーが、単位破面の破壊エネルギーを超えた時に結晶粒寸法のき裂が発生すると考える
TIG 溶接	TIG welding	Tungsten Inert Gas の略で、タングステン-不活性ガス溶接の意
極値解析	Extreme value analysis	連続確率分布を用いた解析の1つであり、最大値または最小値を予測する手法
結晶塑性有限要素解析 (CPFEM)	Crystal plasticity finite element analysis	個々の結晶粒におけるすべり変形や双晶変形を考慮した構成方程式を用いることで、多結晶の変形挙動を予測する数値解析手法。金属材料における複雑な塑性変形挙動を予測するために有効である
重回帰分析	Multi-regression analysis	1つの目的変数を複数の説明変数で予測しようとする統計的手法
疲労き裂発生寿命	Fatigue crack initiation life	繰返し荷重を受ける材料において、疲労き裂が発生するために要する繰返し数のこと。工学的には非破壊検査により検出可能な長さ (1 mm～数 mm) のき裂が現れるまでの寿命を意味することがあるが、ここではより厳密に、結晶粒寸法のき裂が生成されるまでの寿命と定義する
ニューラルネットワーク (ANN)	Artificial neural network	機械学習手法の一種であり、一般に、入力層、隠れ層、出力層、そしてそれぞれの活性化関数により定義される。あらゆる非線形関数を近似できる特徴がある
マテリアルズ・インテグレーション (MI)	Materials integration	材料科学の成果を活用するとともに、理論、実験、解析、シミュレーション、データベースなどの全ての科学技術を融合して材料の研究開発を工学的な視点に立ち支援することを目指す総合的な材料技術ツールのこと
モジュール	Module	物理現象を数学の式で記述した数値解析モデルのこと。予測や解析に必要な理論・経験則、数値モデリング、データベースのサブモジュール群ならびに援用するソフトウェアを包含する

ワークフロー	Workflow	複数のモジュールの入力と出力をつなぎ合わせることで、必要な出力を得るための一連の計算プロセスを定義し、その計算の流れを可視化したもの
--------	----------	--

## 研究開発項目⑥ 「革新鋼板の開発」

[テーマ番号 2 2] 「残留  $\gamma$  高度制御革新鋼板の開発」

[テーマ番号 0 2] 「残留  $\gamma$  相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発」のうち「⑨接合性に優れる残留  $\gamma$  高度制御革新鋼板の開発」および「⑩残留  $\gamma$  高度制御のための指導原理の導出」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
TRIP（変態誘起塑性）	Transformation Induced Plasticity	鉄鋼材料で室温において準安定なオーステナイトを含有する鋼を変形させた際に起こる延性向上に寄与することができる現象のことで、加工中にオーステナイトからマルテンサイトへの変態が誘発されることで加工硬化率が增大し、伸びが上昇する
TWIP（双晶誘起）	Twining Induce Plasticity	鉄鋼材料で室温において安定なオーステナイトを含有する鋼を変形させた際に起こる延性向上に寄与することができる現象のことで、加工中にオーステナイト中に双晶変形が誘発されることで加工硬化率が增大し、伸びが上昇する
残留 $\gamma$	Retained Austenite	一般に Fe において高温域で安定で、室温では不安定なオーステナイトが室温に準安定状態で残存した組織
Q&P	Quench & Partitioning	高強度・高延性組織の製造プロセスの名称、または、鋼を後につけてそのプロセスで製造した鋼のことを示す。 焼鈍時に高温域から 100~300°C程度の温度域に焼入れ(quench)したのち、炭素の分配(partitioning)を行うための再加熱を行うプロセス

[テーマ番号 2 3] 軽元素を有効に用いた革新鋼材の耐食性および成形性向上技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
軽元素	light element	軽元素は原子量の小さい元素。軽元素は微量添加でも鉄鋼材料の著しい機能向上をもたらす場合がある
粒界偏析	grain boundary segregation	不純物または合金元素が多結晶材料の結晶粒界に偏析すると、しばしば材料の性質が大きく変化する

表面偏析	surface segregation	金属表面には金属中に含まれている微量の元素が表面に単層の吸着層を作って偏析する場合と 3 次元的な厚みを持った析出物として析出する場合がある。そしてこのような組成の異なった表面層の存在は表面が関与する材料の性質に大きな影響を与える
マルチスケール	multi scale	スケールの異なる構造体双方の物性、もしくは挙動を連成させる解析
熱力学データベース	Thermodynamic Database	熱力学平衡計算に必要なデータベース。エンタルピー変化、生成ギブズエネルギー変化、エントロピー、比熱、相転移におけるエンタルピー変化、など
オキシアニオン	oxyanion	化学式 $A_xO_y^{z-}$ で表される化合物

[テーマ番号 24] 炭素活用による革新的加工性を有する超高強度鋼板の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
TRIP	TRIP	Transformation Induced Plasticity(変態誘起塑性)の略
ハイテン	High Tensile Strength Steel	高強度鋼板

[テーマ番号 25] 中高炭素鋼ベース高強度高延性複層鋼板の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
FRP	Fiber-Reinforced Plastics	ガラス繊維などの繊維をプラスチックの中に入れて強度を向上させた複合材料
FRM	Fiber-Reinforced Metal	金属を基材に繊維で強化した複合材料
TWIP 鋼	TWinning-Induced. Plasticity Steel	加工誘起双晶変形を起こすことで、優れた強度－延性バランスを実現する鋼

[テーマ番号 26] 「複層鋼板の界面構造解析と特性調査」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
複層鋼板	Multi-layer steel plate	異なる組成や組織を持つ鋼と鋼を積層して製造した鋼板
水素脆化	hydrogen embrittlement	鋼中に含まれる水素により鋼材の強度や延靱性が低下する現象

有限要素法 (FEM)	Finite Element Method	数値解析の方法の一種で、複雑な形状・性質を単純な小部分に分割することで近似し、全体の挙動を予測する手法
第一原理計算	first-principles calculation、Ab initio calculation	量子力学のシュレディンガー方程式に則って、物質中の電子運動を計算する方法
分子動力学法 (MD)	molecular dynamics method	古典力学におけるニュートン方程式によって原子・分子の運動を計算することで、系の静的、動的安定構造や、動的過程を解析する手法。
走査型電子顕微鏡 (SEM)	Scanning Electron Microscope	対象物に電子線を照射し放出される電子を解析することで、高倍率で対象物の観察を行うことが可能な電子顕微鏡
透過型電子顕微鏡 (TEM)	Transmission Electron Microscope	対象物に電子線を照射し透過した電子を解析することで、SEM よりも高倍率で対象物の観察を行うことが可能な電子顕微鏡
電子後方散乱回折法 (EBSD)	Electron BackScatter Diffraction patterns	電子線回折により結晶粒の大きさや方位を解析する手法
In-Situ 観察	In situ observation	ある状態のまま組織等の観察を行うこと、例えば引張試験中の応力負荷状態で組織観察などを行うこと

[テーマ番号 4 7] 異相界面腐食解析の基盤技術開発 (FS 研究)

[テーマ番号 6 1] 超高強度鋼板の腐食挙動解析技術の開発

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
ケーエフエム・KFM	Kelvin force Microscopy	原子間力顕微鏡と同等の空間分解能で表面電位を計測する手法
ケルビン電位・KE	Kelvin potential	ケルビン法 (試料—電極間に流れる電流が 0 になるように電極電位を制御することで試料電位を計測する方法) で得られる試料電位。慣用的に用いられる
サイクル腐食試験・CCT	Cyclic corrosion test	ラボで、各種腐食環境を再現、促進する腐食試験

電荷移動・CT	Charge transfer	原子、分子がイオンと衝突、もしくはイオン同士が衝突した時に、電子が一方から他方に移動現象。腐食の律速する現象の一つ
物質移動・MT	Mass transfer	物質の移動である。腐食系の場合、腐食関与物質（酸素などガス、イオン、腐食生成物など化学種）の拡散を含み、腐食を律速する現象の一つ
ポテンシオスタット・PS	Potentiostat	ポテンシオスタットとも書く。試料を定電位電解するための電源
ラマン散乱分光・RS	Raman scattering spectroscopy	光を照射すると、入射光と異なる波長の散乱光、ラマン散乱光、が得られる。ラマン散乱光は物質固有のスペクトルパターンを持ち、物質同定に活用される

[テーマ番号 4 8] 「超高強度薄鋼板の水素脆化に関する研究基盤技術開発 (FS 研究)」

[テーマ番号 6 2] 「超高強度薄鋼板の水素脆化挙動評価技術の開発」

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
U 曲げ試験	U-bend test	薄鋼板を U 形状に曲げ、両端をボルト等で固定し、応力を付与した状態で酸浸漬などにより水素を導入し、遅れ破壊特性を評価する方法
遅れ破壊	Delayed fracture	材料が静的な負荷応力を受けた状態で、ある時間を経過した時、外見上はほとんど塑性変形を伴うことなく、突然脆性的に破壊する現象
水素脆化	Hydrogen embrittlement	材料中に吸収された水素により材料の強度や延性または靱性が低下する現象
水素割れ感受性	Susceptibility to hydrogen cracking	水素に起因した割れの起こしやすさ。一般に高強度ほど水素割れを起こしやすい

[テーマ番号 6 6] 鉄鋼信頼性評価技術開発

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
ASTM	American Society for Testing and Materials	国際標準・規格設定機関



CMOD	Crack mouth opening displacement	き裂開口変位
CT 試験片	Compact tension specimen	コンパクトテンション試験片
EBSD	Electron backscattering diffraction	電子線後方散乱回折
IQ	Image quality	EBSD 測定における菊池回折パターンの質を表すパラメータ
ISO	International Organization for Standardization	国際標準化機構
IF 鋼	Interstitial free steel	固溶元素を含まない鉄
KAM	Kernel average misorientation	隣接する測定点間の結晶方位差
K-S 関係	Kurdjumov-Sachs orientation relationship	マルテンサイトとオーステナイトとの間の結晶方位関係の一つ
MT 試験片	Middle-tension specimen	中央切欠き付き試験片
SEB 試験片	Single-edged beam specimen	片側切欠き付き曲げ試験片
X 線 CT	X-ray computed tomography	X 線コンピュータ断層撮影

研究開発項目⑦「熱可塑性 CFRP の開発」

[テーマ番号 27] 「熱可塑性 CFRP の開発及び構造設計・応用加工技術の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
RTM（樹脂注入成形）	Resin Transfer Molding	金型に強化繊維織物をセットし、それに樹脂を高圧で注入することにより得られる複合材
EV（電気自動車）	Electric Vehicle	電池と電動モーターで駆動させる自動車
NDI（非破壊検査）	Non Destructive Inspection	超音波探傷、X線等により部品内部の欠陥状態を検査する方法
LFT-D	Long Fiber Thermoplastics-Direct	比較的繊維長の長い不連続繊維と熱可塑性樹脂を直接コンパウンドして得られる低コストな複合材成形法のこと
TG-DTA/MS	Thermogravimetry (TG) - Differential Thermal Analysis (DTA) / Mass Spectrometry (MS)	繊維強化複合材料を所定の雰囲気中で加熱し、含まれる樹脂の分解挙動を評価するために用いる。TG で質量変化を、DTA で反応等によって生じる温度差を、MS で発生するガスを評価する
T-RTM	Thermoplastic Resin Transfer Molding	熱可塑性樹脂注入成形を指す。ここではその場重合成形と同義
一次構造部材	Primary Structure Member	自動車の車両構造に関して、地面や衝突物から受ける荷重を直接受けて構造体を維持するための高強度・高剛性・高耐久性部材
一方向性	Unidirectional	層内において強化繊維がすべて互いに平行に並んでいる状態。一方向強化層はプライ（Ply）と呼ばれ、この層の積み重ねは積層板と言われる
異方性	Anisotropy	物質の物理的性質、例えば弾性率や屈折率などが方向によって異なること。結晶、圧延した金属、プラスチックなどに現れる⇔ 等方性

エポキシ（樹脂）	Epoxy (Resin)	高分子内に残存させたエポキシ基で架橋ネットワーク化させることで硬化させることが可能な熱硬化性樹脂の総称。架橋ネットワーク化前のプレポリマーと硬化剤を混合して熱硬化処理を行うと製品として完成するが、プレポリマーも製品化した樹脂も両者ともエポキシ樹脂と呼ばれる。
押出素材	Extruded material	混練により生成される中間素材
開繊性	Fiber Spreading	炭素繊維束やガラス繊維束などの強化繊維束を連続して幅広く、薄く拡げた状態にすること。繊維束の厚み方向の繊維本数を少なくすれば（開繊性を高めれば）、繊維束中へのマトリクスを含浸が短時間で均一にできるので、成形工程において生産性の向上や品質の向上に有利に働く
強化材	Reinforcement	プラスチックなど、軽量であるが弾性率や強度の低い母材（マトリクス材）に対して、強度を向上させることを目的として混入させる材料。強化材とマトリクスを組み合わせたものを複合材料と呼ぶ。強化材にはガラス繊維、炭素繊維、ケブラーなどが用いられる
コンポジット	Composites	2 つ以上の異なる素材を一体的に組み合わせた材料のこと
混練	Mixing	強化繊維ロービングと樹脂ペレットをスクリュウ押出機に投入し、混ぜ合わせる。それによって、不連続繊維強化複合材が得られる
サイクルタイム	Cycle Time	製品を作る場合のかかった時間。最初の工程をスタートし最後の工程までかかった時間のこと。稼働時間のみならず、待ち時間も含まれる。サイクルタイムの短縮によって、品質やコストだけでなく、時間の面で競合との差別化、競争力の強化、及びコスト削減、顧客満足度の増大までを図ることができる

サーモグラフ	Thermograph	サーモグラフィ装置。物質から発せられる赤外線を検出して、ものの温度を調べる装置。コンピュータ画面上で温度を色分けして表示することができる
射出成形	Injection Molding	加熱溶融させた材料を金型内に射出注入し、冷却・固化させることによって、成形品を得る方法。複雑な形状の製品を大量に生産するのに適している。工程は大きく分けて、型締め、射出、保圧、冷却、型開き、取り出し、と進み、このサイクルの繰り返しによって、製品を連続的に生産できる
チョップドテープ	Chopped Tape	一定の長さに切りそろえたプリプレグテープ。短繊維でマット、スプレイアップ法、コンパウンドに使用される。一方不連続繊維基材
等方性	Isotropy	物体の物理的性質が方向によって異なること。気体、ふつうの液体、非晶質（アモルファス）の固体（ガラスなど）は等方性を示す⇔異方性
熱可塑性樹脂	Thermoplastic Resin	ガラス転移温度または融点まで加熱することによって軟らかくなり、目的の形に成形できる樹脂。一般的に、熱可塑性樹脂は切削・研削等の機械加工がしにくいことが多く、加温し軟化したところで金型に押し込み、冷し固化させて最終製品とする射出成形加工等が広く用いられている。ポリエチレン、ポリプロピレン、ポリスチレン、ABS樹脂、塩化ビニル樹脂、メタクリル酸メチル樹脂、ナイロン、フッ素樹脂、ポリカーボネート、ポリエステル樹脂など

熱硬化性樹脂	Thermosetting Resin	加熱すると重合を起こして高分子の網目構造を形成し、硬化して元に戻らなくなる樹脂のこと。使用に際しては、流動性を有するレベルの比較的 low molecular weight の樹脂を所定の形状に整形し、その後加熱等により反応させて硬化させる。接着剤やパテで A 液（基剤）と B 液（硬化剤）を混ぜて使うタイプがあるが、これは熱硬化性樹脂のエポキシ樹脂で、混合により重合反応が起こっている。熱硬化性樹脂は硬くて熱や溶剤に強い。フェノール樹脂、エポキシ樹脂、不飽和ポリエステル樹脂、ポリウレタンなどがある
熱伝導性	Thermal Conductivity	熱伝導において、熱流束密度（単位時間に単位面積を通過する熱エネルギー）を温度勾配で割った物理量
破断ひずみ	Breaking Strain	外力の作用により、材料が破壊（破断）する時のひずみ。破断する時の応力を破断強度または破断応力とも言う
パルスサーモグラフィ	Pulse Thermography	NDI の手法の一つで、ハロゲンランプ等の光源から検査対象物の内部に動的な温度差を発生させ、その結果の表面に生じる温度変化を、画像として取得し得られた複数の温度画像から、内部の構造や欠陥を画像化する NDI 法
比強度	Specific Strength	比重に対する材料の強度。このパラメータが大きいほど、同じ強度の時により軽い部品が作れる
比剛性	Specific Stiffness	比重に対する材料の剛性。このパラメータが大きいほど、同じ剛性の時により軽い部品が作れる
賦形性	Formability	プリフォーム配置工程において、成形に用いる型形状に対して、プリフォームを形作ること。熱成形直後における、得られた予備成形体の形状と熱成形に用いた型の形状との一致性の程度を表す
フラグメンテーション（フラグメント）試験	Fragmentation Test	マトリックスに単繊維を埋め込み、繊維方向に平行にマトリックスに引張ひずみを加えることによりせん断強度を推定するテスト方法。繊維は破断し、多数の小片に分断される

プリフォーム	Preform	RTM や C/C コンポジット等の成形用基材で、強化繊維を立体的な形状にしたもの
プリプレグ	Prepreg	連続した強化繊維にマトリックス樹脂を含浸させた半硬化状態の単層材
プレヒート	Pre-Heat	成形型に基材を設置する前にあらかじめプリフォームに余熱を与えておくこと
不連続繊維	Discontinuous Fiber	繊維が短く切断されたもの（短繊維）で、マトリックス樹脂内でランダムに配向される。射出成形用繊維強化樹脂でよく用いられる
ボイド（空隙）	Void	樹脂の繊維束への含浸が不十分であった場合に、樹脂内や樹脂-繊維間に空気が入り込んだまま成形されてしまい生じる空間
ポリアミド （PA）	Polyamide	主鎖にアミド結合（-NH-CO-）を持つものをポリアミドと呼ぶが、主鎖が脂肪族であるものは、ナイロンとも呼ばれる。耐摩耗性、自己潤滑性に優れ耐衝撃性も大きいという長所があるが、アミド結合のために吸湿性も強いので寸法安定性が悪く、機械的、電気的な物性が変化する。結晶化度による影響も大きいので成形時には注意が必要である
ポリプロピレン （PP）	Polypropylene	エチレンの水素ひとつがメチル基に変わった構造のプロピレンの重合体。メチル基の立体的な位置の違いによって特性が大きく異なるが、その中でも結晶化度が高く剛性の優れたアイソタクチック PP が一般的に用いられている
マイクロドロップ レット試験	Microdroplet Test	繊維強化複合材料において、強化繊維と各種樹脂の界面接着性を評価する試験方法。単繊維に樹脂粒（ドロップレット）を付着させ、ドロップレットを固定させて後に繊維の引き抜きを行い、引き抜かれる際の荷重と、繊維の樹脂粒への埋め込み長さの関係から、界面せん断応力を求めることができる

マテリアルハンドリング (マテハン)	Material Handling	工場内において材料や部品の移動に関する取扱い。移動方法としては、台車、フォークリフト、コンベヤ、ロボット等がある
マトリクス材	Matrix	複合材料において、強化される側の部材を母材 (マトリックス) と呼ぶ。繊維強化プラスチックの場合はプラスチック、繊維強化金属の場合は金属、鉄筋コンクリートの場合はコンクリートがそれぞれマトリックスとなる
モジュール構造部材	Module Structure Member	部材をインテグレーションした複合化部材。一体成形できるので、製造コストを安くできる。自動車部品では、従来よりインストゥルメントパネルモジュールなどがあり、短繊維のガラス繊維強化プラスチックの成形部材として適用されている
溶着接合	Welding	溶接あるいは高温で加熱して接着させること。二次加工技術 (成形が一次加工) の一つ。熱可塑性の樹脂部材を、融点を超えるまで加熱し、圧力を加えると分子レベルで結合することを利用した接合方法。樹脂部材を加熱する方法として、超音波溶着、振動溶着、誘導溶着、高周波溶着、熱溶着など、様々な方法がある
その場重合成形	n-situ polymerization molding	低粘度の $\epsilon$ カプロラクタムを金型内のドライプリフォームに注入し、金型内で固化させる高速成形法
ワイブル分布	Weibull Distribution	炭素繊維は脆性材料であり、その破壊挙動はワイブル分布と呼ばれる確率分布に従うことが知られている
過熱水蒸気 (SHS)	Superheated Steam (SHS)	常圧で 100°C 点以上に加熱された水蒸気を指し、高速かつ均一な加熱が可能である。処理によって炭素繊維を表面改質し、エポキシ樹脂等に対する密着性 (界面せん断強度) の改善が可能である

[テーマ番号 27B] リサイクル炭素繊維の評価技術開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Plastics	炭素繊維強化プラスチックの略。炭素繊維によりプラスチックを強化した軽量複合材料
GC	Gas Chromatography	気体の混合物を、カラムを通して分離し、各成分を同定・定量する分析手法
アラインメント	Alignment	ここでは、引張試験において、試験機、治具、試験片の軸を合わせる事
アレニウスプロット	Arrhenius Plot	反応の速度定数の対数を絶対温度の逆数に対してプロットした図。傾きから反応の活性化エネルギーが決定できる
剛性	Stiffness	変形のしにくさ
コンプライアンス補正	Compliance Correction	力学試験において、試験装置や把持部など、本来測定したい試験片以外の部分の変形量を補正することで、試験精度を向上すること
サイジング剤	Sizing Agent	収束剤。市販の炭素繊維は数千～数万本の繊維の束として取り扱われているが、束としてまとまった状態を保持するために塗布されている薬剤を言う
炭素残渣	Carbonaceous Residue	CFRP のリサイクル過程では、熱処理等によりマトリックスであるプラスチックを分解除去し、より耐熱性に優れる炭素繊維のみを取り出している。炭素残渣とは、分解されきらずに残留したプラスチック由来の炭化物を表す
マイクロ波分解	Microwave Digestion	リサイクル炭素繊維中の不揮発性不純物元素分析の前処理法の一つ。リサイクル炭素繊維に分解試薬を添加してマイクロ波を照射し、リサイクル炭素繊維を分解する
誘導結合プラズマ質量分析法（ICP-MS）	Inductively Coupled Plasma – Mass Spectroscopy	高温のプラズマを利用して液中または気中の元素をイオン化し、質量分析を行う手法。多種類の元素を一度に幅広い濃度範囲で測定することができる



ワイブル分布	Weibull Distribution	炭素繊維は脆性材料であり、その破壊挙動はワイブル分布と呼ばれる確率分布に従うことが知られている。分布形態はシェイプパラメータとスケールパラメータと呼ばれる2つのパラメータで表現される
RoHS 規制	Restriction of Hazardous Substances Directive	電気・電子機器における特定有害物質の使用制限に関する欧州議会・理事会指令。10物質が規制対象物質となっている。本研究開発の不純物元素分析法はこれの中で水銀や鉛など重金属や臭素系難燃剤由来の臭素を対象としている
揮発性元素、不揮発性元素	Volatile Element, Non-Volatile Element	揮発性元素は蒸気圧が高い元素で、不揮発性元素は低い元素である。揮発性の基準は研究分野や対象範囲によって異なる。本研究開発の分析法では、分析前処理法の熱分解法で気化が容易な水銀や臭素などを揮発性元素とし、それ以外の元素を不揮発性元素としている
タブ	Tab	試験機のつかみ部で試験片が破壊するのを防ぐための保護部材。一般に紙や金属など試験片に応じて様々なものを使用される
ゲージ長	Gauge Length	力学試験における試験片伸び評価部の長さ。ここではグリップ間やタブ間の距離をゲージ長として採用している
応力集中係数	Stress Concentration Factor	形状や構造が不均一である材料を変形させた場合に、局所的に応力が増大する応力集中という現象が起きる。 この応力集中の程度を表現する係数が応力集中係数であり、最大応力を基準応力(平均応力や公称応力など)で除すことで求められる

[テーマ番号54] 低圧・超高速 CFRP 成形技術の開発 (FS 研究)

[テーマ番号27C] 超軽量 CFRTP/CFRP ハイブリッド部材の開発

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
CAE	Computer Aided Engineering	製品設計の支援をするツール

CAD	Computer-aided design	コンピュータ支援設計
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Plastics	炭素繊維強化プラスチック
CFRTP	Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics	炭素繊維強化熱可塑性プラスチック
HP-RTM	High Pressure Resin Transfer Moldings	型内で基材に樹脂を高圧含浸・硬化させる自動車向け CFRP で汎用される高速成形法
ILSS	Interlaminar Shear Strength	層間せん断強度
RFI	Resin Film Infusion	基材と樹脂フィルムを交互積層し、含浸・硬化させる成形法
RTM	Resin Transfer Moldings	型内で基材に樹脂を含浸・硬化させる自動車向け CFRP で汎用される成形法
Vf	Fiber volume fraction	繊維体積含有率
Wf	Fiber weight fraction	繊維重量含有率
樹脂供給体	Resin-supply body	本テーマで開発した、大量の樹脂を担持した可搬の基材

[テーマ番号28] 熱可塑性 CFRP の開発及び構造設計・加工基盤技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Plastics	炭素繊維強化プラスチック。炭素繊維で補強したプラスチック成形品（樹脂成形品）の総称
CFRTP	Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics	炭素繊維強化熱可塑性プラスチック。ポリアミドやポリプロピレンといった熱可塑性樹脂を母材とする炭素繊維強化複合材料
CFRTS	Carbon Fiber Reinforced Thermosetting Plastics	炭素繊維強化熱硬化性プラスチック。エポキシや不飽和ポリエステルといった熱硬化性樹脂を母材とする炭素繊維強化複合材料

CMT	Carbon Fiber Mat Reinforced Thermoplastics	炭素繊維マット強化熱可塑性樹脂。GMTと対比させる形で前プロジェクトで命名したもので、炭素繊維の単糸を面内等方に分散させた CFRTP
CTT	Chopped Carbon Fiber Tape Reinforced Thermoplastics	炭素繊維テープ強化熱可塑性樹脂。CMTと対比させる形で前プロジェクトで命名したもので、炭素繊維強化熱可塑性樹脂テープを面内等方に分散させた CFRTP
GFRP	Glass Fiber Reinforced Plastics	ガラス繊維強化プラスチック。ガラス繊維で補強したプラスチック成形品（樹脂成形品）の総称
GMT	Glass-Mat Reinforced Thermoplastics	熱可塑性樹脂（主に PP）をガラス長繊維マットで強化したプラスチック材料であり、スタンプブルシートとも呼ばれる。通常のガラス短繊維入り熱可塑性樹脂と比べて、長繊維が 50%程度も占めているので強度的に優れ、自動車部品などに使われている
LCA	Life Cycle Assessment	製品やサービスに対する環境影響評価の手法。主に個別の商品の製造、輸送、販売、使用、廃棄、再利用までの各段階における環境負荷を明らかにすることを目的としている
RTM	Resin Transfer Molding	金型に封入されたドライプリフォームに樹脂（熱硬化性または熱可塑性）を注入する成形法
SMC	Sheet Molding Compound	強化繊維と樹脂（熱硬化性または熱可塑性）からなるシート状材料を金型の中で積層し圧縮成形する手法
Vf	Fiber Volume Fraction	繊維体積含有率。単位は%
アイゾッド衝撃強さ	Izod Impact Strength	衝撃に対する強さを表す指標。単位は J/m。ノッチと呼ばれる切り込みをつけた試験片を、片持ちはりで支持し、振り型のハンマーで衝撃曲げ打撃を加えて計測する。1回の打撃によって破壊するのに要したエネルギーを、ノッチに沿って計測した試験片の幅で割って求められる

一次構造部材	Primary Structural Member	自動車の車両構造に関して、地面や衝突物から受ける荷重を直接受けて構造体を維持するための高強度・高剛性・高耐久性部材
一方向性	Unidirectional	層内において強化繊維がすべて互いに平行に並んでいる状態。一方向強化層はプライ (Ply) と呼ばれ、この層の積み重ねは積層板と言われる
異方性	Anisotropy	物質の物理的性質、例えば弾性率や屈折率などが方向によって異なること。結晶、圧延した金属、プラスチックなどに現れる (対義語は等方性)
エッチング	Etching	化学薬品などの腐食作用を応用した塑形ないし表面加工の技法。使用する素材の必要部分にのみ防食処理を施し、腐食剤によって不要部分を除去することで目的形状のものを得る
エポキシ (樹脂)	Epoxy (Resin)	高分子内に残存させたエポキシ基で架橋ネットワーク化させることで硬化させることが可能な熱硬化性樹脂の総称。架橋ネットワーク化前のプレポリマーと硬化剤を混合して熱硬化処理を行うと製品として完成するが、プレポリマーも製品化した樹脂も両者ともエポキシ樹脂と呼ばれる
遠赤外線ヒーター	Far-Infrared Radiation Heater	セラミックス、石英、金属酸化面などの比較的低温 (500°C~1000°C) の発熱体から放射される光を利用する加熱装置。光のピーク波長は 3 ~5 μm であり、1 ~ 15 μm 程度の範囲に分布する
応力集中	Stress Concentration	材料に切欠きや溝がある場合に、外力を与えた時に他の部分よりも応力が大きくなる現象。部材の断面が大きく変形している部分や、部材の断面に孔 (あな)、亀裂、切欠きなどが起こり不連続部分が発生している時、その近くに著しく応力 (抵抗力) が集中している

開繊	Fiber Spreading	炭素繊維束やガラス繊維束などの強化繊維束を連続して幅広く、薄く広げた状態にすること。繊維束の厚み方向の繊維本数を少なくすれば（開繊性を高めれば）、繊維束中へのマトリックスの含浸が短時間で均一にできるので、成形工程において生産性の向上や品質の向上に有利に働く
界面層	Interfacial Layer	ある均一な液体や固体の相が他の均一な相と接している境界のことを界面層と呼ぶ。炭素繊維のような強化繊維の場合、樹脂と接している境界の表面層を界面層という
カップリング剤	Coupling Agent	分子内に水になじみやすい部分（親水基）と油になじみやすい部分（親油基・疎水基）を持つ物質。有機材料と無機材料を結合させる機能を有し、複合材料の力学特性や耐水性、接着性の向上に使われる
含浸度	Impregnation Rate	ゴム、合成樹脂を織物、紙などの組織や構造のすき間にしみ込ませた状態の程度を表す指標
官能基	Functional Group	有機化合物に特別の化学性質を与える原子・原子団。例えばアルコールの $-OH$ （ヒドロキシル基）、アルデヒドの $-CHO$ 、カルボン酸の $-COOH$ 、などがある
強化材	Reinforcement	プラスチックなど、軽量であるが弾性率や強度の低い母材（マトリックス材）に対して、強度を向上させることを目的として混入させる材料。強化材とマトリックスを組み合わせたものを複合材料と呼ぶ。強化材にはガラス繊維、炭素繊維、ケブラーなどが用いられる
コミングルヤーン	Commingled Yarn	強化繊維と樹脂系マトリックス繊維を組み合わせた混織糸
コンソリデーション	Consolidation	プリプレグやセミプレグを裁断後、積層あるいはプリフォームして、複数の部材を合同体として同時に成形すること。後工程での接合の必要が無いのでコスト削減が可能となる

コンポジット	Composites	2つ以上の異なる素材を一体的に組み合わせた材料のこと
サイクルタイム	Cycle Time	製品を作る場合のかかった時間。最初の工程をスタートし最後の工程までかかった時間のこと。稼働時間のみならず、待ち時間も含まれる。サイクルタイムの短縮によって、品質やコストだけではなく、時間の面で競合との差別化、競争力の強化、及びコスト削減、顧客満足度の増大までを図ることができる
サイズ剤	Sizing Agent	ある組織や構造に対してインクなど液体の浸透性を抑え、滲みを防ぐ目的で加えられる化学物質。疎水性基と親水性基を持ち、疎水性基を外側に向けて組織に疎水性を持たせる。内添方式と表面方式とがあり、いずれにも天然物と合成物とがある
酸化処理	Oxidative Treatment	炭素繊維などの表面層を改質する処理手法の一つ。エッチング処理。含酸素基を繊維表面に導入することにより樹脂との水素結合を促進し、接着性を高めることができる
サーモグラフ	Thermograph	サーモグラフィ装置。物質から発せられる赤外線を検出して、ものの温度を調べる装置。コンピュータ画面上で温度を色分けして表示することができる
射出成形	Injection Molding	加熱溶融させた材料を金型内に射出注入し、冷却・固化させることによって、成形品を得る方法。複雑な形状の製品を大量に生産するのに適している。工程は大きく分けて、型締め、射出、保圧、冷却、型開き、取り出し、と進み、このサイクルの繰り返しによって、製品を連続的に生産できる
収束剤	Convergence Agent	サイズ剤。炭素繊維の製造工程や、高次加工工程（織物工程、プリプレグ工程、その他の成形工程）での取扱い性を向上させる

親和性	Affinity	繊維強化プラスチックにおいては、分子同士の結合しやすさを言う。例えば、分子構造中に水となじみやすい（親和性の高い）水酸基（OH）を持っていれば、吸湿・吸水に優れる物質となる
スタンピング成形	Stamping Molding	圧縮成形（Compression Molding）の一種で、FRTP（繊維強化熱可塑性プラスチック）のシート状中間基材を金型外で加熱し、連続的に型の中に投入してプレスする成形方法。金型内で中間基材を加熱冷却するヒートアンドクール成形に比べてサイクルタイムを大幅に短縮できるが、品質保証のための高度なマテハン（材料搬送）技術が必要となる
脱型	De-molding	型から製品を取り出す作業
ダブルベルトプレス	Double Belt Press	押出機等による連続供給と、ベルトプレスによる連続した加熱・冷却によって、樹脂シート等の加工を行う装置。各ゾーンにおけるプレスロールの高さ調節や温度、圧力設定を行うことにより、製品の厚み制御を行うことができる
中間基材	Intermediate Material	一方向材、織物、テープ分散シート、マット等、目的に応じた繊維形態と樹脂による、成形直前の材料形態
チョップドテープ	Chopped Tape	一定の長さに切りそろえたプリプレグテープ。短繊維でマット、スプレИАップ法、コンパウンドに使用される。一方向不連続繊維基材
テキスタイル	Textile	織物や布地を意味し、繊維製品全般のこと
テーププレースメント	Tape Placement	樹脂を含浸させたトウプリプレグやプリプレグテープを、型に配向させて積層する技術
等方性	Isotropy	物体の物理的性質が方向によって異なること。気体、ふつうの液体、非晶質（アモルファス）の固体（ガラスなど）は等方性を示す（対義語は異方性）

内圧成形	Inner Pressure Molding	成形型のキャビティ内に中空状の成形素材を配置し、中空素材の内側から圧力を加えて中空素材を成形型に密着させた状態とし、その状態で加熱成形する方法。繊維強化樹脂を用いた中空（閉断面）の部品を製作することができる
ナノアロイ	Nano-Alloy	ポリマーAのマトリックス中にポリマーBをナノオーダーで分散させた分散構造を作る良流動化技術。ポリマー微粒子を独自に開発してマトリックスポリマー中に均一に分散させることにより、加熱化の熔融状態（流動状態）でのマトリックスポリマー分子間の相互作用の低下が起こり、ポリマー分子の運動性向上による流動性の大幅な向上が実現できる
熱可塑性樹脂	Thermoplastic Resin	ガラス転移温度または融点まで加熱することによって軟らかくなり、目的の形に成形できる樹脂。一般的に、熱可塑性樹脂は切削・研削等の機械加工がしにくいことが多く、加温し軟化したところで金型に押し込み、冷し固化させて最終製品とする射出成形加工等が広く用いられている。ポリエチレン、ポリプロピレン、ポリスチレン、ABS樹脂、塩化ビニル樹脂、メタクリル酸メチル樹脂、ナイロン、フッ素樹脂、ポリカーボネート、ポリエステル樹脂など
熱硬化性樹脂	Thermosetting Resin	加熱すると重合を起こして高分子の網目構造を形成し、硬化して元に戻らなくなる樹脂のこと。使用に際しては、流動性を有するレベルの比較的低分子の樹脂を所定の形状に整形し、その後加熱等により反応させて硬化させる。接着剤やパテでA液（基剤）とB液（硬化剤）を混ぜて使うタイプがあるが、これは熱硬化性樹脂のエポキシ樹脂で、混合により重合反応が起こっている。熱硬化性樹脂は硬くて熱や溶剤に強い。フェノール樹脂、エポキシ樹脂、不飽和ポリエステル樹脂、ポリウレタンなどがある



熱伝導性	Thermal Conductivity	熱伝導において、熱流束密度（単位時間に単位面積を通過する熱エネルギー）を温度勾配で割った物理量
破断ひずみ	Failure Strain	外力の作用により、材料が破壊（破断）する時のひずみ。破断する時の応力を破断強度または破断応力とも言う
パッチ	Patch	つぎあて。リペア技術において損傷部に追加して貼り合わせる薄板状のCFRTP
比強度	Specific Strength	比重に対する材料の強度。このパラメータが大きいほど、同じ強度の時により軽い部品が作れる
比剛性	Specific Stiffness	比重に対する材料の剛性。このパラメータが大きいほど、同じ剛性の時により軽い部品が作れる
表面改質	Surface Treatment	表面層の特性を変化させること。炭素繊維は、マトリックス樹脂との接着性を改善するため、その表面を酸化処理する
ファイバブリッジング	Fiber Bridging	繊維強化プラスチックにおいて、亀裂進展時に未破断繊維が亀裂を橋渡しすることにより、亀裂進展抵抗が増加する現象
ファウンテンフロー	Fountain Flow	樹脂を型内に流し込む時に、金型面との滑りによって流れるのではなく、流れの中心から金型内壁面へ噴出するように流れていくこと。射出成形の流動末端で生じる
賦形性	Formability	プリフォーム配置工程において、成形に用いる型形状に対して、プリフォームを形作ること。熱成形直後における、得られた予備成形体の形状と熱成形に用いた型の形状との一致性の程度を表す
フラグメンテーション（フラグメント）試験	Fragmentation Test	樹脂に単繊維を埋め込み、繊維方向に平行に樹脂に引張ひずみを加えることによりせん断強度を推定するテスト方法。繊維は破断し、多数の小片に分断される
プリフォーム	Preform	中間基材とほぼ同義
プリプレグ	Prepreg	連続した強化繊維にマトリックス樹脂を含浸させた半硬化状態の単層材

プレヒート	Pre-Heat	成形型に基材を設置する前にあらかじめ中間基材に余熱を与えておくこと
ブレード	Blade	一方向材を基本として、立体的にファイバーを織り込んだもの。三次元強化基材の一つ
不連続繊維	Discontinuous Fiber	繊維が短く切断されたもの（短繊維）で、マトリックス樹脂内でランダムに配向される。射出成形用繊維強化樹脂でよく用いられる
ボイド（空隙）	Void	樹脂の繊維束への含浸が不十分であった場合に、樹脂内や樹脂-繊維間に空気が入り込んだまま成形されてしまい生じる空間
ホモポリプロピレン	Homo-polypropylene	ポリプロピレン単体のみからなる重合体であり、結晶性は高い。ホモPPでも触媒の選択・プロセスの相違・さらには各メーカーの市場性格の差異によりその物性は微妙に異なる
ポリアミド（PA）	Polyamide	主鎖にアミド結合（-NH-CO-）をもつものをポリアミドと呼ぶが、主鎖が脂肪族であるものは、ナイロンとも呼ばれる。耐摩耗性、自己潤滑性に優れ耐衝撃性も大きいという長所があるが、アミド結合のために吸湿性も強いので寸法安定性が悪く、機械的、電氣的な物性が変化する。結晶化度による影響も大きいので成形時には注意が必要である
ポリプロピレン（PP）	Polypropylene	エチレンの水素ひとつがメチル基に変わった構造のプロピレンの重合体。メチル基の立体的な位置の違いによって特性が大きく異なるが、その中でも結晶化度が高く剛性の優れたアイソタクチックPPが一般的に用いられている
マイクロドロップレット試験	Microdroplet Test	繊維強化複合材料において、強化繊維と各種樹脂の界面接着性を評価する試験方法。単繊維に樹脂粒（ドロップレット）を付着させ、樹脂粒を固定させて後に繊維の引き抜きを行い、引き抜かれる際の荷重と、繊維の樹脂粒への埋め込み長さの関係から、界面せん断応力を求めることができる

マトリックス材	Matrix	複合材料において、強化される側の部材を母材（マトリックス）と呼ぶ。繊維強化プラスチックの場合はプラスチック、繊維強化金属の場合は金属、鉄筋コンクリートの場合はコンクリートがそれぞれマトリックスとなる
モジュール構造部材	Module Structure Member	部材をインテグレーションした複合化部材。一体成形できるので製造コストを安くできる。自動車部品では従来よりインストルメントパネルモジュールなどがあり、短繊維のガラス繊維強化プラスチックの成形部材として適用されている
溶着接合	Welding	溶接あるいは高温で加熱して接着させること。二次加工技術（成形が一次加工）の一つ。熱可塑性の樹脂部材を融点を超えるまで加熱し、圧力を加えると分子レベルで結合することを利用した接合方法。樹脂部材を加熱する方法として、超音波溶着、振動溶着、誘導溶着、高周波溶着、熱溶着など、様々な方法がある
熔融粘度	Melt Viscosity	樹脂などが溶けた時に、流動する物体の内部に生じる抵抗。粘度＝粘性とも言う。熔融粘度が低いということは流動性が良いことを意味する
ラマン顕微鏡	Raman Microscope	可視光が分子に当たって散乱する光散乱（＝ラマン散乱）を利用した物質の分析装置。この散乱した光の波長変調を分光器によって調べることによりその組成分析や結晶構造情報を得、顕微鏡と融合させることで局所的な成分や結晶状態を知ることができる
ラマンスペクトル	Raman Spectrum	ラマン散乱光の波長（色の違い）に対する光強度をグラフ化したもの。スペクトルは複数のピークを持ち、分子に固有の形状を示す。物質の質の評価や不純物の同定を行うことができる
ランダムチョップ基材	Random Chopped Material	チョップドテープ（一定の長さに切りそろえたプリプレグテープ）をランダムに配向した基材

臨界繊維長	Critical Fiber Length	繊維を埋め込んだ樹脂材料において、引張応力を適用した時に繊維が切断され、それ以上切断が起こらない時の繊維の長さ。ある繊維長以下になると界面でのせん断を支えることができなくなるため、繊維破断よりも繊維の樹脂内での滑りが先に起きてしまう
連続繊維	Continuous Fiber	すべての繊維が互いに平行に並んでいる一方向層の形態で用いられる長繊維。編んだり、織ったりして用いることができる。また一方向層を様々な方向に積層することで擬似等方性や直交性、異方性のある板を作ることができる
ワイブル分布	Weibull Distribution	物体の破壊強度を統計的に記述するための確率分布。時間に対する劣化現象や寿命を統計的に記述するためにも利用される。ワイブル係数を導入した式で表わされる

研究開発項目⑧ 「革新炭素繊維基盤技術開発」

[テーマ番号 5 1] 革新炭素繊維基盤技術開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Plastics	炭素繊維強化プラスチック。炭素繊維で強化したプラスチック成形品（樹脂成形品）の総称
CFRTP	Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics	炭素繊維強化熱可塑性プラスチック。ポリアミドやポリプロピレンといった熱可塑性樹脂を母材とする炭素繊維強化複合材料
PAN	Polyacrylonitrile	有機高分子の一種で、アクリロニトリルを重合させて得られる。PAN と略称される。PAN（ポリアクリロニトリル）は、アクリル、モダクリル繊維、衣類および家の調度品のウールの一般的な材料として生産されている
Vf	Fiber volume fraction	繊維体積含有率
異形状炭素繊維	Modified cross-section carbon fiber	中空など、通常の炭素繊維とは異なる断面形状を有する炭素繊維
異方性	Anisotropy	物質の物理的性質、例えば弾性率や屈折率などが方向によって異なること。結晶、圧延した金属、プラスチックなどに現れる⇔ 等方性
エッチング	Etching	繊維表面などを酸化処理などによって、削ること。一般に軽微なエッチングは繊維表面の欠陥を除去する効果があり、繊維強度を増加させるが、過度のエッチングは繊維強度を減少させる
エポキシ（樹脂）	Epoxy (Resin)	高分子内に残存させたエポキシ基で架橋ネットワーク化させることで硬化させることが可能な熱硬化性樹脂の一種。硬くて熱や溶剤に強い
界面せん断強度	Interfacial shear strength	樹脂と繊維界面の接着が剥がれる際の繊維方向のせん断強度

界面層	Interfacial layer	ある均一な液体や固体の相が他の均一な相と接している境界のことを界面と呼ぶ。炭素繊維のような強化繊維の場合、樹脂と接している境界の表面層を界面層という
官能基	Functional group	有機化合物に特別の化学性質を与える原子・原子団。例えばアルコールの -OH、アルデヒドの-CHO、カルボン酸の -COOH、などがある
サイズ剤	Sizing agent	炭素繊維束を収束させて、複合材料にする際に樹脂との濡れ性をよくするために、炭素繊維表面に塗布されるもの。使用する樹脂に応じて最適なサイズ剤がある
酸化処理	Oxidative treatment	炭素繊維などの表面層を改質する処理手法の一つ。エッチング処理。含酸素基を繊維表面に導入することにより樹脂との水素結合を促進し、接着性を高めることができる
射出成形	Injection molding	加熱溶融させた材料を金型内に射出注入し、冷却・固化させることによって、成形品を得る方法。複雑な形状の製品を大量に生産するのに適している。工程は大きく分けて、型締め、射出、保圧、冷却、型開き、取り出し、と進み、このサイクルの繰り返しによって、製品を連続的に生産できる
樹脂界面接着性	Interfacial adhesion	樹脂と繊維表面の接着性
親和性	Affinity	繊維強化プラスチックにおいては、繊維と樹脂とのなじみやすさを言う。例えば、繊維表面にカルボキシル基 (-COOH) を持っていれば、エポキシ樹脂と親和性（濡れ性）に優れる繊維となる
樹脂含浸ストランド物性	Resin-impregnated strand mechanical property	樹脂含浸繊維束の引張弾性率や引張強度などの特性

前駆体化合物	Precursor compound	炭素材料になる前の高分子物質。温度を上げても熔融しない特徴を持つ
耐炎化	Thermal stabilization	PAN 繊維が炭素化時に熔融しないように 200-350℃の空气中で数時間加熱する処理のこと
耐炎繊維	Flame resistant fiber (Oxidized PAN fiber)	PAN 繊維を耐炎化処理して得られる耐炎性を有した有機繊維
大繊維度	Large linear density	繊維または繊維束において単位長さあたりの質量が大きいこと。繊維度の単位は長さ 1000m あたりの質量 g で表す TEX が用いられることが多く、繊維束に用いる場合、現行の炭素繊維束が 1600TEX までのものが多いため、それ以上のものを大繊維度として扱う
炭素繊維 (CF)	Carbon Fiber	有機繊維の前駆体を加熱炭素化処理して得られる、質量比で 90%以上が炭素で構成される繊維
ねじり弾性率	Torsional modulus	材料をねじる時のねじりにくさを表す物性値
熱可塑性樹脂	Thermoplastic resin	ガラス転移温度または融点まで加熱することによって軟らかくなり、目的の形に成形できる樹脂。一般的に、熱可塑性樹脂は切削・研削等の機械加工がしにくいことが多く、加温し軟化したところで金型に押し込み、冷し固化させて最終製品とする射出成形加工等が広く用いられている。ポリエチレン、ポリプロピレン、ポリスチレン、ABS 樹脂、塩化ビニル樹脂、メタクリル酸メチル樹脂、ナイロン、フッ素樹脂、ポリカーボネート、ポリエステル樹脂など
熱硬化性樹脂	Thermosetting resin	加熱すると重合を起こして高分子の網目構造を形成し、硬化して元に戻らなくなる樹脂のこと。熱硬化性樹脂は硬くて熱や溶剤に強い。フェノール樹脂、エポキシ樹脂、不飽和ポリエステル樹脂、ポリウレタンなどがある

破断強度	Breaking strength	外力の作用により、材料が破壊（破断）する時の応力
破断伸度	Fracture elongation	材料が破断した時のひずみ（変形量／試験片長）
表面改質	Surface treatment	表面層の特性を変化させること。例えば、炭素繊維は、マトリックス樹脂との接着性を改善するため、その表面を酸化処理する
表面官能基	Surface functional group	材料の表面についている官能基。接着特性などに大きく影響する
引張弾性率	Tensile modulus	材料を引張った時の伸びにくさを表す物性値
ピンホール引抜き法	Pin-hole pull-out method	界面せん断強度を評価する手法の一つ。金属板に微小な穴を空けて、樹脂を埋め込み、繊維をそこに差し込んで、試験片を製作。繊維を引き抜く際の荷重と埋め込み長さからせん断強度を求める手法
フラグメンテーション法	Fragmentation method	界面せん断強度を評価する手法の一つ。樹脂に繊維を一本埋め込んで引っ張った際の繊維の平均破断長さからせん断強度を求める手法
プラズマ表面処理	Plasma surface treatment	プラズマを利用して、繊維表面に官能基を導入する表面処理方法
不連続繊維強化複合材料	Discontinues fiber reinforced composite	カットされた短い繊維を強化繊維に用いた複合材料。短繊維強化複合材料。 ⇔連続繊維強化複合材料
ベンチプラント	Bench plant	少量のサンプルを試験的に作成し、工業化に向けての運転データを取得するためのプラント（工業設備）
ポリプロピレン (PP)	Polypropylene	エチレンの水素原子一つがメチル基に変わった構造のプロピレンの重合体。メチル基の立体的な位置の違いによって特性が大きく異なるが、その中でも結晶化度が高く剛性の優れたアイソタクチック PP が一般的に用いられている



マイクロコンポジット法	Micro composite method	界面せん断強度を評価する手法の一つ。複数繊維束に樹脂玉を付けて、樹脂玉から繊維を一本引き抜いて、荷重と繊維の埋め込み長さからせん断強度を求める手法
マイクロドロップレット法	Micro drop-let method	界面せん断強度を評価する手法の一つ。繊維一本に樹脂玉を付けて、繊維の埋め込み長さとして繊維を引き抜く時の荷重から界面せん断強度を求める手法
マイクロ波炭素化	Microwave carbonization	ヒーターなどによる放射や伝導による加熱ではなく、繊維をマイクロ波によって直接加熱して炭素化する方法
横方向圧壊試験	Compressive crush test	繊維試料に横方向から圧縮荷重を負荷した時誘起され半径方向引張応力によって、試料が脆性的に破壊させる試験。試験の最大荷重を試料のサイズで規格化した値を圧壊強さという
ラージトウ	Large tow	大織度の繊維束。フィラメント数が、一般に 40,000 本程度以上のもの
ライフサイクルアセスメント (LCA)	Life Cycle Assessment	製品やサービスに対する、環境影響評価の手法。主に個別の商品の製造、輸送、販売、使用、廃棄、再利用までの各段階における環境負荷を明らかにすることを目的としている
レギュラートウ	Regular tow	標準的な織度の繊維束。フィラメント数では、24,000 本以下のもの。ラージトウに対しスモールトウと呼ぶこともある
ワイブル分布	Weibull distribution	脆性材料の強度を統計的に記述するための確率分布。時間に対する劣化現象や寿命を統計的に記述するためにも利用される。ワイブル係数を導入した式で表わされる

研究開発項目⑨「戦略・基盤研究」

[テーマ番号56] 新材料の材料代替効果定量技術の開発 (FS 研究)

[テーマ番号42-II] 材料・接合等技術動向調査研究 (新材料の材料代替効果定量技術の開発)

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
インパクト	Impact	アウトカムから「分析対象の活動が無くても生じた活動の効果」や「別の人物や組織による活動の効果」などを指し引いた実質的な成果
インパクト・マップ	Impact Map	ステークホルダーが活動にどのようなインプットを行い、アウトプットやアウトカムが生じたのかなどを一覧表で表したもの
インプット	Input	活動のためにステークホルダーが行った貢献 (投入)。具体的には、時間やお金など
温室効果ガス・GHG	Greenhouse Gas	地球温暖化の主な原因とされる温室効果を有する気体である二酸化炭素、メタン、亜酸化窒素などの物質の総称
開ループリサイクル	Open-loop recycling	リサイクルの前後で素材の固有の特性が変化するリサイクルのこと
環境影響評価	Environmental impact assessment	製品の生産や事業の実施にあたって環境にどのような影響を及ぼすのかについて調査、予測、評価を行うこと
クローズド (閉) リサイクル	Closed-loop Recycling	元の製品と同じ製品にリサイクルすること。(例: 使用済みアルミ缶を回収して再度アルミ缶を製造する、など) 水平リサイクルとも言う
公表済みの政策によるシナリオ・STEPS	Stated Policies Scenario	パリ協定に基づく 66%の確率で平均気温上昇を 1.8°Cに抑える基準を採用したと想定したシナリオ
コホート	Cohort	共通した因子を持ち、観察対象となる集団のこと。コホート研究において用いられる母集団のことを指す
コンセクエンシャル LCA	Consequential LCA	現行の LCA を空間的・時間的に拡張した新たな手法のこと。需要の変化に対応して変化する生産量及びその生産方法のマージナルな部分をとらえることが可能

財務プロキシ	Financial Proxy	貨幣換算するにあたり、厳格な指標が無い場合の近似値。ファイナンシャル・プロキシ、財務変数、財務指標、財務係数などと表現されることも多い
従来材料	Conventional material	現在の自動車に対して投入されている材料。本プロジェクトにおいては鉄鋼材を想定している
新材料	New material	将来的に自動車に対して投入される、従来材料に変わる材料。本プロジェクトにおいてはハイテン（800Mpa、1.5Gpa）、アルミニウム、マグネシウム、CFRPを想定している
材料代替率	Material substitution ratio	革新的構造材料によって従来材料を代替する際の重量比
材料ライフサイクル	Material Life Cycle	ある材料の天然資源からの生産、製品の製造使用、リサイクルそして複数回のリサイクルと再生品化の繰り返しと最終的な廃棄までのプロセスのこと
持続可能な開発シナリオ・SDS	Sustainable Development Scenario	すでに実施中の政策に加えて、現時点での各国政府が公表している温暖化対策が行われたと想定したシナリオ
持続可能な発展・SD	Sustainable Development	複数の定義が存在。例えば「将来の世代のニーズを満たす能力を損なうことなく、今日の世代のニーズを満たすような開発」（国際連合（1987）「環境と開発に関する世界委員会報告書」より）など
社会（的）インパクト	Societal Impact	活動の結果、受益者を含むステークホルダーに生じた社会的（貧困、教育など）、環境的なアウトカムのこと
社会（的）インパクト評価	Social Impact assessment	社会的インパクトを、定量的・定性的に把握し、価値判断を加えること
ステークホルダー	Stakeholder	活動によって、プラスあるいはマイナスの影響を受ける人物、組織、機関
成り行きシナリオ・BAU	Business as Usual	現状年度の政策のまま2050年まで推移することを想定したシナリオ
バックグラウンドデータ	Background data	LCA 実施者が自ら収集することが困難な系統電力や汎用素材の製造時のインベントリデータのこと

フォアグラウンド データ	Foreground data	LCA 実施者が自社製品の LCA を実施する場合、当該製品製造時のエネルギー消費量や素材使用量のこと
ホワイトボディ	White body	自動車の製造工程において、車体を構成する部品が全て溶接済みで組み建てられたもの。未塗装状態であり、エンジンや座席などの架装はされていない。BIW ボディインホワイトとも表現される
ライフサイクルアセスメント・LCA	Life Cycle Assessment	ある製品・サービスの原料調達から廃棄・リサイクルまでのライフサイクル全体の環境負荷を定量化する環境影響評価手法のこと
CFRP	Carbon fiber reinforced plastics	炭素繊維と樹脂との複合材料であり、金属に比べ軽く、高強度、高弾性率など力学的物性にも優れている
CL-RR	Closed-loop recycling rate	元の製品と同じ製品にリサイクルする率のこと。閉ループリサイクル率
EoL-RR	End-of-life recycling rate	リサイクルシステムの効率性を評価するための評価指標。排出された使用済み製品に含まれる素材の量に対する、実際にリサイクルされた素材の量の比として定義される。素材が対象システムから散逸する量を減少させることを目標とする指標
IDEA	Inventory Database for Environmental Analysis	産業技術総合研究所が開発したライフサイクルインベントリ（ある活動に必要な製品・サービス・排出する環境負荷等のリスト）データベースのこと
MFA	Material Flow Analysis	あるまとまりのあるシステム（国や地域など）における一定期間内（例えば 1 年間）のモノの流れ（投入・排出・蓄積）を、系統的にかつ定量的に分析する手法のこと
p-CL-RR	Product closed-loop recycling rate	使用済み製品に含まれる対象素材の量と同一用途に投入されたりサイクル素材の量の比を製品の視点から見た時の閉ループリサイクル率のこと

SimaPro	SimaPro	オランダの PRe Sustainability が開発した LCA ソフトウェア。標準搭載で ecoinvent データベース等を搭載しており、IDEA データベース等オプションデータベースの利用も可能
---------	---------	--

[テーマ番号 58] マルチマテリアル信頼性設計技術に関する調査研究 (FS 研究)

[テーマ番号 42-IV] 異種軽量金属接合部材信頼性評価の基盤技術研究

[テーマ番号 35-④] 異種軽金属接合部材信頼性評価の基盤技術研究

用語 (日本語)・略号	English	用語・略号の説明
PMS 処理	PMS (Prominent Micro Structure) treatment	金属基材表面にマイクロスケールの隆起した微細構造を形成させる処理。アンカー効果により強固な接合が可能となる
ガルバニック腐食	Galvanic corrosion	異種の金属が電解質溶液を介して電気回路ができた時、両者の腐食電位の違いのため、よりひ (卑) な電位の金属が腐食する現象
スマートマテリアル	Smart material	外的変化を感知すると、その変化に対して応答の動作を行う機能を持った材料
走査型振動電極 (SVET)	SVET、Scanning Vibrating Electrode Technique (SVET)	微小電極を振動させながら電解液中に置かれた金属試料の表面近傍を走査することにより、表面に発生している電位勾配を測定する装置
走査型電気化学顕微鏡 (SECM)	Scanning Electro-Chemical Microscopy (SECM)	走査型プローブ顕微鏡の一種で、材料表面の電気化学反応に伴う析出や溶解、界面でのイオンや電子移動反応等の挙動を観察する装置
デジタル画像相関法 (DIC)	Digital Image Correlation (DIC)	試料表面にランダムな模様を与え、変形前後の画像を解析演算することで歪み・変位を可視化する方法
データプラットフォーム	Data platform	データの収集・集積・解析・統合・可視化を行い、様々なデータを広く活用するための基盤
マテリアルズ・インフォマティクス	Materials informatics	機械学習などの情報処理技術や材料データベース等を駆使して材料の挙動を高精度に予測し、材料開発、構造・特性評価等に活用する材料研究

中性子ビーム法	Neutron beam method	電氣的に中性で電荷を持たない中性子の性質を利用して、X線や電子線では困難であった材料の構造評価・解析を行う方法
爆着接合	Explosive welding	二種類の金属を爆発力によって高速で衝突させ極めて高い圧力で両者を接合させる方法
不活性ガス溶融-熱伝導度法	Inert gas fusion thermal conductivity detection method	不活性ガス中において金属を溶融して対象気体（水素等）を抽出し、熱伝導度の変化から抽出気体の量を算出する方法

[テーマ番号 4 2 - III] 「材料・接合等技術動向調査研究 III. データ等活用拠点（仮名称）計画」

[テーマ番号 4 2 - III①] 「材料・接合等技術動向調査研究 III. データ等活用拠点計画 ①AIST マルチマテリアル信頼性拠点」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
ガルバニック腐食	Galvanic corrosion	異種の金属が電解質溶液を介して電気回路ができた時、両者の腐食電位の違いのため、よりひ（卑）な電位の金属が腐食する現象
難燃性マグネシウム合金	Flame-retardant magnesium alloy	Mg-Al 合金に 1~2 質量%のカルシウムを添加し、発火温度を相対的に高めた合金。プロジェクトで開発した合金の 1 つとして AX41 (Mg-4%Al-1%Ca-0.2%Mn : 質量%)がある
走査型振動電極	SVET、Scanning vibrating electrode technique	微小電極を振動させながら電解液中に置かれた金属試料の表面近傍を走査することにより、表面に発生している電位勾配を測定する装置
グロー放電発光分析法	GD-OES、Glow discharge optical emission spectrometry	スパッタリングにより試料表面から原子を弾き出し、原子をプラズマ状態に励起し、生じた発光を測定することによって試料の組成を分析する方法
不活性ガス溶融-熱伝導度法	Inert gas fusion thermal conductivity detection method	不活性ガス中において金属を溶融して対象気体（水素等）を抽出し、熱伝導度の変化から抽出気体の量を算出する方法

化成処理	Chemical conversion	金属の耐食性や、塗装下地との密着性向上を目的として、金属表面を化学的に、非金属物質である酸化物やリン酸塩等の皮膜を形成させ被覆する表面処理方法
エックス線 CT	X-ray computed tomography	試料にエックス線を照射し、透過したエックス線を検出することで、試料の内部構造などを観察する方法。物質毎のエックス線吸収能の差を利用し像のコントラストを得る
STEM	Scanning transmission electron microscope	走査透過電子顕微鏡のこと、薄膜試料を透過した電子を検出して、走査像を得る装置
サイカス (SAICAS)	Surface and interfacial cutting analysis system	斜め切削加工により、接着性層（剥離強度）、膜強度（せん断強度）等の材料の機械的性質の評価するシステム
原子間力顕微鏡	Atomic force microscope	探針と試料に作用する原子間力を検出することによって表面形状や特性を測定する装置
SFG	Sum-frequency generation spectroscopy	2次の非線形光学効果を利用した振動分光法で、表面・界面選択的な分光法
nanoIR	Nanoscale infrared spectrometers	原子間力顕微鏡のプロブとレーザー加熱を利用して、ナノレベルの空間分解能でIRスペクトルを測定する装置
nanoTA	Nanoscale thermal analysis	原子間力顕微鏡のプロブとレーザー加熱を利用して、ナノレベルの空間分解能で軟化点を測定する装置
インベントリデータ	Inventory data	ある活動に必要な製品・サービス・排出する環境負荷等のリスト
IDEA	Inventory database for environmental analysis	産業技術総合研究所が開発したライフサイクルインベントリデータベースのこと
ライフサイクルアセスメント・LCA	Life cycle assessment	ある製品・サービスの原料調達から廃棄・リサイクルまでのライフサイクル全体の環境負荷を定量化する環境影響評価手法のこと
物質フロー分析・MFA	Material flow analysis (accounting)	あるシステムにおける物質の投入・排出・蓄積について定量化する分析手法のこと

材料ライフサイクル	Material life cycle	ある材料の天然資源からの生産、製品の製造使用、リサイクルそして複数回のリサイクルと再生品化の繰り返しと最終的な廃棄までのプロセスのこと
温室効果ガス・GHG	Greenhouse gas	地球温暖化の主な原因とされる温室効果を有する気体である二酸化炭素、メタン、亜酸化窒素などの物質の総称

[テーマ番号 42-III②] 材料・接合等技術動向調査研究 III. データ等活用拠点計画  
②大阪大学接合技術拠点

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
マルチマテリアル	Multi material	異なる金属や材料を接合し、併用することで材料特性を改善、高強度化や軽量化を実現する可能性を持つ素材のこと
摩擦接合	Friction Welding	金属材料を接触加圧しながら相対運動を起こさせ、発生する摩擦熱を熱源とする溶接法
継手特性評価	Evaluation of Joint Property	接合に使用する継手の性能評価
その場(In-Situ)観察	In situ observation	ある状態のまま組織等の観察を行うこと。例えば引張試験中の応力負荷状態で組織観察などを行うこと

[テーマ番号 42-III③] 「材料・接合等技術動向調査研究 III. データ等活用拠点計画 ③NIMS 鉄鋼信頼性拠点」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
LCA 技術	Life Cycle Assessment Technology	製品・サービスのライフサイクル全体における環境負荷を定量的に評価する技術
水素脆化	Hydrogen Embrittlement	水素の侵入によって材料の強度と延性が低下する現象
ハイテン	High Tensile Strength Steel	軟鋼よりも引張強度が高い鉄鋼。自動車骨格用として現在 1GPa 以上のハイテンが使われている

[テーマ番号 42-III④] 「材料・接合等技術動向調査研究 III. データ等活用拠点計画 ④名古屋大学（NCC）拠点」

なし



[テーマ番号 4 2 -III⑤] 「材料・接合等技術動向調査研究 III. データ等活用拠点  
計画 ⑤京都大学 CAE 拠点」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
ガルバニック腐食	Galvanic corrosion	腐食環境下で異なる種類の金属が接触し電子電導した時、片方の金属の腐食が促進される現象
形状最適化	Shape optimization	構造物の外形形状を対象としたノンパラメトリックな構造最適化手法
構造最適化	structural optimization	機械的な構造物の剛性、質量などの特性を目標とする最適な値に近づけること
最適設計	Design optimization	力学的境界条件を設定した構造モデルを用いて、数理的な方法により、あらかじめ決められた設計・境界条件から所望の性能を最大限得られる構造・形状を求める方法論のこと
衝突	Crash	相対的に運動する 2 つの物体が微小時間の接触によって互いに強い負荷を及ぼし、相対速度を変える現象
衝突安全性解析	Crashworthiness Analysis	自動車の衝突性能の数値解析
設計ツール	design tools	設計のための計算機のソフトウェアなどのこと
ソルバー	solver	FEM 解析計算等で入力された条件に基づいて、結果を求める演算処理部のこと

[テーマ番号 4 4] 中性子線による構造材料解析技術の Feasibility Study

[テーマ番号 5 2] 中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
電子加速器	Electron accelerator	電子銃から出た電子ビームを光速に近い速度にまで加速する装置。加速器は、高エネルギー物理学実験、放射線治療、材料開発、医療機器などの滅菌をはじめとする学術や産業の様々な分野で使われている

ブラッグエッジスペクトル	Bragg edge spectrum	結晶性の試料を透過した中性子強度の波長分布（スペクトル）を測定すると、試料中の物質の結晶の格子面間隔と同等の波長の中性子が回折によって失われるため、スペクトル中でその波長の強度が弱くなる。このようなスペクトルをブラッグエッジスペクトルと呼び、これを利用して、試料の結晶構造情報を得ることができる
中性子線	Neutron beam	中性子は、陽子と共に原子核を構成する粒子の一つで、原子炉や加速器などを用いて人工的に発生させることができる。中性子線は、多くの元素に対して X 線よりも透過力が高いほか、水素に対する感度の高さから水分分析にも利用されている。また、低エネルギーの中性子線は、鉄やアルミニウムなどの構造材料に多く含まれる物質の結晶格子と同程度の波長のため、中性子回折やブラッグエッジイメージング法による材料の結晶構造分析などに利用されている
中性子回折法	Neutron diffraction (ND)	X 線や中性子線を結晶に入射すると、波長と結晶格子面間隔と散乱ベクトル（入射方向と中性子検出方向）の間でブラッグ条件と呼ばれる関係が成立する時に散乱ビーム強度が強くなる。散乱強度と散乱ベクトルの大きさ（あるいは結晶面間隔）の関係は回折プロファイルとして求め、中性子線の波長を一定にして検出器を移動させることで散乱ベクトルを変化させて測定する角度分散法と検出器の位置は固定して飛行時間（すなわち波長）による散乱強度変化を測定する飛行時間法がある。いずれも回折強度ピークから結晶格子面間隔が、プロファイル形状から転位密度や結晶子サイズのマイクロ組織情報を求めることができる。弾性ひずみは格子面間隔の差と対応するため、応力測定等にも利用されている

中性子減速材	Neutron moderator	重金属ターゲットから発生する中性子は、非常に高いエネルギーを持つため、低エネルギーでの分析法であるブラッグエッジイメージング法には適さない。そこで減速材と呼ばれるものを用いて、中性子のエネルギーを構造材料などの分析に適した低エネルギー（波長）にまで下げることがある。減速材には、エネルギー（波長）制御の精度を重視した非結合型と、中性子量を重視した結合型とがあり、本装置ではブラッグエッジイメージング法に適した非結合型減速材を採用している
中性子透過ブラッグエッジイメージング法	Neutron transmission Bragg edge imaging	測定対象試料に X 線や中性子線を透過させて二次元強度分布を測定する方法をイメージングと呼ぶ。パルス中性子を用いて二次元検出器の画素毎に試料を透過した中性子強度の波長分布（ブラッグエッジスペクトル）を測定し、結晶情報の抽出と画像化を行う測定法をブラッグエッジイメージング法と呼び、回折で得られる組織情報のビーム透過経路における平均値に対応する情報の二次元マップを得ることができる
中性子小角散乱法	Small angle neutron scattering (SANS)	小角散乱は材料中のナノ・マイクロ不均質体による透過ビームの幅広がりであり、その散乱ベクトルに対する変化（プロファイル）から析出物等の形状、サイズ分布、存在割合等が測定される。回折ピークの広がりよりもサイズの大きい不均質体の同定に適している

[テーマ番号 57] 超高強度化材料の潤滑加工性向上と異種材料接合部の塗装後耐食性向上技術の開発 (FS 研究)

[テーマ番号 65] マルチマテリアル車体における防食表面処理評価技術の開発

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
ガルバニック腐食	Galvanic Corrosion	異種金属接触腐食。異種金属が電氣的に接続されて、両者間に電位差ができることで生じる腐食

大気腐食	Atmospheric Corrosion	大気腐食は通常、屋外において雨、日光、風などの影響のもとに進行する腐食
腐食促進試験	Accelerated Corrosion Test	製品・材料の寿命を調べるために、様々な腐食因子を用いて、実際の腐食状態を再現・促進するもの
融雪塩	Deicing Salt	液体が氷になることを防止するために氷を融かして水にするための化学材料
電気化学	Electrochemistry	物質間の電子の授受と、それに付随する諸現象を扱う化学
電気化学インピーダンス	Electrochemical Impedance	金属/水溶液界面で起こる現象をすべて電氣的回路に置き換えて解析を行う手法
分極曲線	Polarization Curve	電気化学測定において電流応答を印加電位の関数としてプロットし、電位と電流の関係を示す
ACM センサ	Atmospheric Corrosion Monitor	環境因子により電気化学的に発生する金属の腐食電流を直接計測できるセンサ
電気抵抗センサ	Electrical Resistance Sensor	金属の電気抵抗を利用した腐食モニタリング法であり、電気抵抗値を計測することで腐食による減肉量を調査する
化成処理	Conversion Coating	金属の表面に処理剤を作用させて化学反応を起こすことで金属表面に皮膜を形成する表面処理法
りん酸亜鉛化成処理	Zinc Phosphate Conversion	金属材料表面にりん酸亜鉛皮膜を形成することで塗装性能を向上させる表面処理
ジルコニウム化成処理	Zirconium Conversion	金属材料表面にジルコニウム水酸化物の皮膜を形成することで塗装性能を向上させる表面処理
熱力学平衡計算	Thermodynamic equilibrium calculation	熱力学的系が熱的、力学的、化学的な平衡状態から、ある組成が液体・固体・気体の何れかになり得るものを示す方法
表面電位測定	Surface potential measurement	帯電物体の帯電量に比例した強さの電界の強さを検出し、電位として換算する測定法
線膨張係数	Coefficient of Thermal Expansion	単位温度の上昇による物体の長さや体積が膨張する割合
引張せん断試験	Tensile Shear Test	接着面に平行に作用し、被着体同士を反対方向の荷重であるせん断応力によって、接着接合部が破断する強さを計測する評価法

[テーマ番号65B]「マルチマテリアル車体におけるガルバニック腐食のシミュレーション技術の開発」

用語（日本語）・略号	English	用語・略号の説明
iR-ドロップ	iR-drop	固体や液体に電圧を印加して電流を流した際に、電気抵抗により生じる電位の低下のこと
塩化物イオンセンサー	Chloride ion sensor	溶液中の塩化物イオン濃度を測定するセンサ
ガルバニック腐食	Galvanic Corrosion	異なる金属が接触することで、金属が単体で腐食するよりも腐食が加速されること
乾湿繰り返し腐食試験	Wet-dry cyclic corrosion test	温度や湿度を変化させることで、金属表面のぬれ状態を変化させ、大気腐食状況を模擬する試験法
金属間化合物	Intermetallic particle	2種類以上の金属から構成される化合物。6000系Al合金にはMg-Si系やAl-Fe-Si系などの金属間化合物が含有される
空気中生成皮膜	Air-formed film	金属などを研磨した後に、空気中で生成する表面皮膜のこと
孔食	Pitting corrosion	孔（穴）状に局部的に腐食が進行する現象
固定電荷・X	fixed charge	固定されて隔膜を通過できない荷電粒子の持つ電荷
自己腐食	Self-corrosion	Al合金-鋼間のガルバニック腐食反応では無く、Al合金や鋼個々の金属で腐食が進行する現象
すき間腐食	Crevice corrosion	金属材料あるいは金属材料と非金属材料とが接している構造体で、閉塞された接触部分に水溶液が侵入できる場合には、その閉塞空間のことをすき間と呼び、すき間内にて特異的に腐食が進行する現象をすき間腐食と言う。多くの場合、すき間内で金属の溶解反応のみが生じ、すき間外で水中に溶解している酸素等の酸化剤が還元される反応が生じ、特にすき間外の酸化剤還元速度が大きい場合には、すき間内の腐食が加速される

3D 電気化学インピーダンス分光法	Three-dimensional electrochemical impedance spectroscopy	時間情報を保持した電気化学インピーダンス法
センターピラー	Center pillar	前部座席と後部座席の間にある柱状の車体部材
大気腐食	Atmospheric corrosion	薄い液薄膜下で生じる金属の腐食現象
ターフェルの式	Tafel equation	電極反応の速度を表現する式で、反応速度の対数と電圧との直線関係を示す。従って、原点となる電位とその電位での反応速度(交換電流密度)、ならびに電圧の変化に対して電流の対数の変化の傾き(ターフェル勾配)によって表現できる。A と B を定数とすると、 $\eta=A+B \log i$ で表される
電気化学インピーダンス分光法	Electrochemical impedance spectroscopy	電気化学反応系への交流摂動によって生じる電気化学応答を解析することで、反応速度、反応機構を解析する方法
電気抵抗型腐食センサ	Electric resistance type corrosion sensor	腐食による金属薄膜の電気抵抗から腐食速度を求めるセンサ
電着	e-coat	車両防錆用の下塗り塗料
ドーソナイト	Dawsonite	Al の腐食生成物 $\text{NaAl(OH)}_2\text{CO}_3$
曝露試験	Exposure test	実環境に材料を曝すことで実施する試験
バンパービーム	Bumper beam	主に自動車の衝突時の衝撃吸収に用いられる車両の前後に設けられる棒状の部材
pH センサ	pH sensor	溶液中の pH を測定するセンサ
フェンダー	Fender	エンジンルームの側面に位置する車体の外板部材
腐食速度	Corrosion rate	金属の(平均)腐食速度
フレーム	Frame	主にトラックの荷台下部に装備された支持パーツのこと。一般的にはクルマの骨格を構成する機構で、シャシーまたはフレームと呼称される場合が多い。シャシーフレームは、荷台の全ての重量を支えるという重要な部位となっている

フロアパン	Floor pan	車のフロア（床面）部分のパネルのことで、アンダーボディを組み立てる上で必要な部材の内の一つ
膜電位・ $E_m$	membrane potential	電気化学ポテンシャルの異なる2つの電解質水溶液を隔てる薄膜の両端に生じる電位差
マルチマテリアル車体	Multi-material automotive body	従来鉄を主体に構成されている車体の一部をアルミやCFRP等の異種材料に置換する技術動向または、その技術を用いた車体
有限要素解析（FEM）	Finite element method	微分法的式の近似解を得るための数値解析法。流体、物質移動、材料変形などの数値計算シミュレーションを実施する際に広く用いられている
溶存酸素	Dissolved oxygen	水溶液が大気に接すると酸素は水溶液中に溶解し、溶存酸素と呼ばれる。水溶液中の金属の腐食では溶存酸素が酸化剤となって作用することが多い

# 1.事業の位置付け・必要性について

## 1.事業の背景・目的・位置付け

### 1.1 事業の背景

我が国の CO<sub>2</sub> 排出総量（2018 年度）は約 11 億 38 百万 t であり、このうち運輸部門の排出量はこの 18.5%を占め 2 億 1 千万 t となっている。自動車はこの運輸部門のうち 86%の排出量を占め、日本全体の CO<sub>2</sub> 排出量の 16%を占めていることになる。

また国内のエネルギー使用量(2018 年度)は 1.4 万 PJ であり、この中の約 23%を運輸部門が占めており、そのうちガソリン、軽油、LP ガス等の石油由来エネルギーは 98%を占めている。

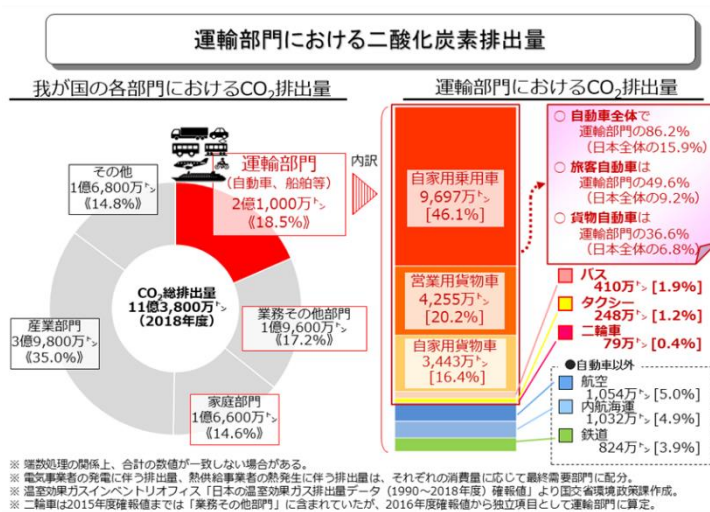


図 1-1 運輸部門における CO<sub>2</sub> 排出量

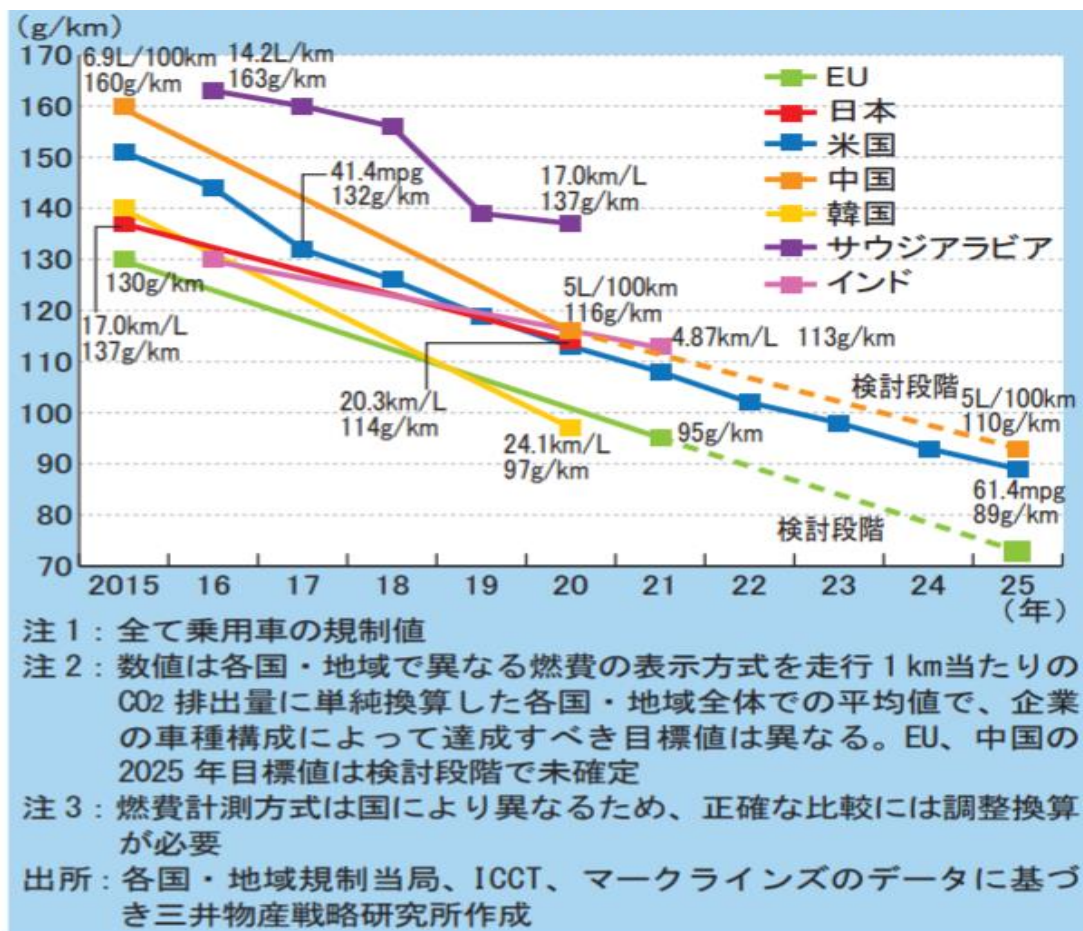


図 1-2 最終エネルギー消費の構成比の内訳

この中で特に自動車は 83%を占め、自動車の燃費改善は社会的に非常に大きな影響がある。自動車の燃費改善に関しては各国での取り組みが行われている中、特に欧米諸国での CO<sub>2</sub> 排出量規制の強化が進められており、自動車の CO<sub>2</sub> 排出量削減、燃費の向上が強く求められている。今後の CO<sub>2</sub> 排出量削減に向けて、自動車の燃費向上に係る技術開発が重要となる。このような中、自動車用内燃機関の効率向上やハイブリッド自動車の開発、電気自動車の開発により燃費改善が進められているが、これと共に自動車車体の軽量化が燃費の改善に非常に重要になる。

近年の車両軽量化技術開発では、軽量材料を適材適所に使うマルチマテリアル化が進められている。その際、異種材料接合が鍵となるが、材質が大きく異なる材料間の接合や、自動車としての安全性を保証する上で欠かせない接合部の性能評価技術など、今後克服すべき数多くの技術課題が残されている。また、構造材料そのものの軽量化も極めて重要な課題であり、高強度、高延性、不燃性、耐食性、耐衝撃性等の機能が確保された軽量構造材の開発が必要である。それと同時に、これらの機能を損なうことのない接合技術や成形加工技術等の開発が求められる。

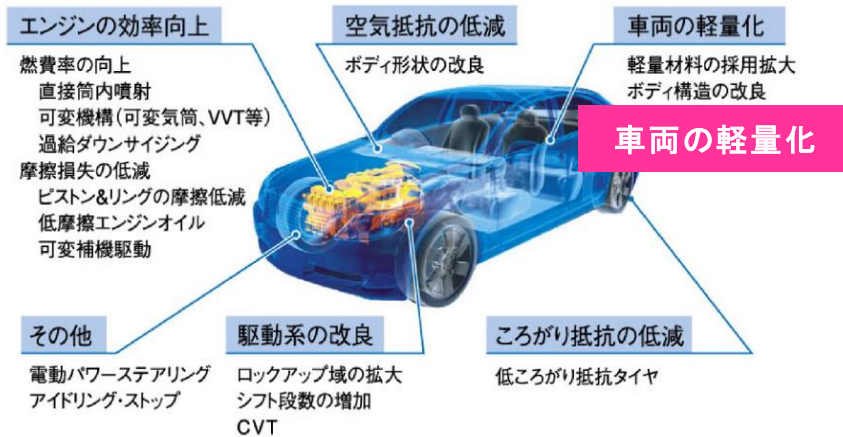




出展：三井物産戦略研究所戦略研レポート「世界の燃費規制の進展と自動車産業の対応」  
 ([https://www.mitsui.com/mgssi/ja/report/detail/\\_icsFiles/afieldfile/2017/03/15/170315i\\_nishino.pdf](https://www.mitsui.com/mgssi/ja/report/detail/_icsFiles/afieldfile/2017/03/15/170315i_nishino.pdf))

図 1-3 世界の燃費規制動向 (CO<sub>2</sub> 排出量 g/km)

国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（以下、「NEDO」という。）では、「革新的新構造材料等研究開発」において2014年から2022年まで、輸送器機の構造材料の軽量化を目指すこととした。このプロジェクトにおいては、自動車を中心とした輸送機器の抜本的な軽量化に向けて、革新的接合技術の開発や、鋼材、アルミニウム材、チタン材、マグネシウム材、炭素繊維及び炭素繊維強化樹脂（Carbon Fiber Reinforced Plastics、以下「CFRP」という。）等、輸送機器の主要な構造材料の高強度化等に係る技術開発を一体的に推進する。これにより、輸送機器の燃費向上によるエネルギー消費量とCO<sub>2</sub>排出量の削減、我が国の部素材産業及びユーザー産業の国際競争力強化を目指す。



一般社団法人日本自動車工業会資料より

図 1-4 自動車の燃費向上に係る部位

## 1.2 事業の目的及び意義

我が国は高張力鋼では他国を圧倒する技術を有し、また炭素繊維においてもその市場シェアの 70~90%以上を占める等、輸送機器の軽量化に関わる素材の研究開発、事業化において強みを持っている。このような状況下で輸送機器、特に自動車の軽量化に関しては強みとしている素材を応用することで、CO<sub>2</sub> 排出量の削減に繋がる。

そこで、本プロジェクトでは車体等の構造材を形成する素材である、鋼材（鋼板）、アルミニウム材、マグネシウム材、チタン材、炭素繊維、炭素繊維強化樹脂とこれら構造材を接合する接合技術の研究開発を委託事業により輸送機器の CO<sub>2</sub> 排出量の削減を進める。

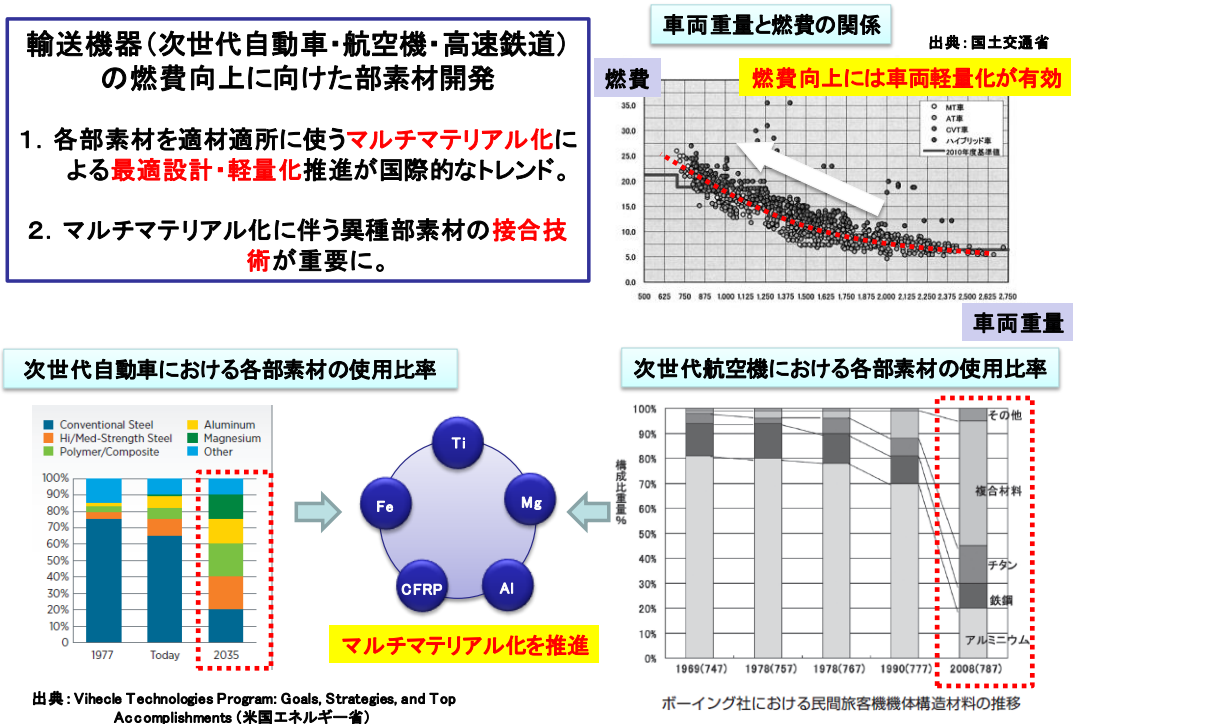


図 1-5 輸送器機軽量化とマルチマテリアル素材の活用

軽量化を実現するためのマルチマテリアル化を進める上で、我が国の素材産業を本プロジェクトで束ね、オールジャパン体制で研究支援をすることにより、軽量化とマルチマテリアルを実現する接合技術開発をシームレスに進めることが出来る。

また本事業は 2013 年度より経済産業省の直執行事業としてスタートした 10 年に渡る長期プロジェクトである。2014 年度にプロジェクトの円滑な推進のために NEDO にプロジェクト移管され、その際に軽量構造材料の素材としての炭素繊維の研究開発も本事業の委託の一部として加わり、プロジェクトを構成した。図 1-6 に本プロジェクトのスケジュール概要を示す。

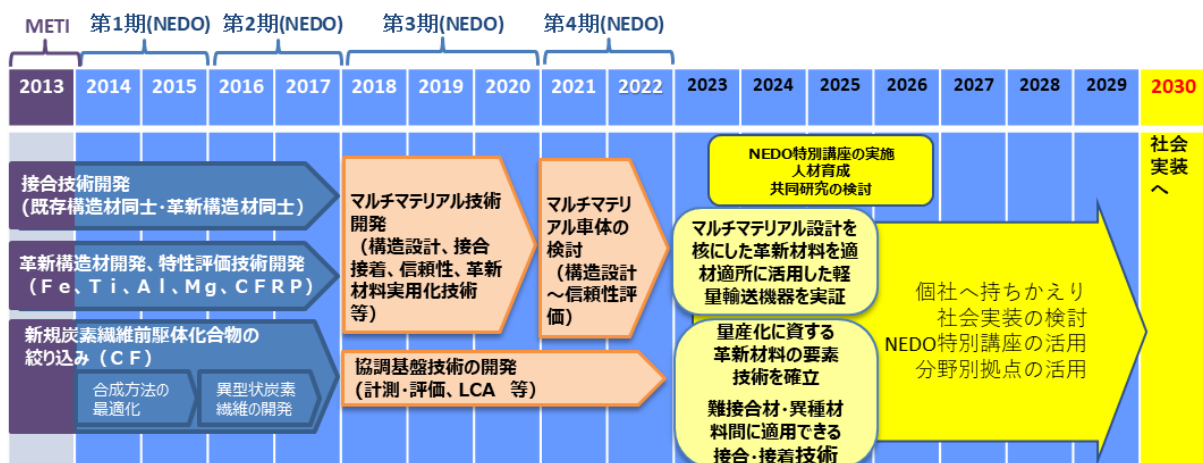


図 1-6 プロジェクトスケジュールの概要

本プロジェクトで開発した技術は各社持ち帰って事業化・社会実装を目指すことに加えて、協調テーマで開発した技術、取得したデータ等は、分野別拠点を構築し活用・保管すると共に、連携研究ハブを設けて分野間の連携を図る予定である（図 1-7）。

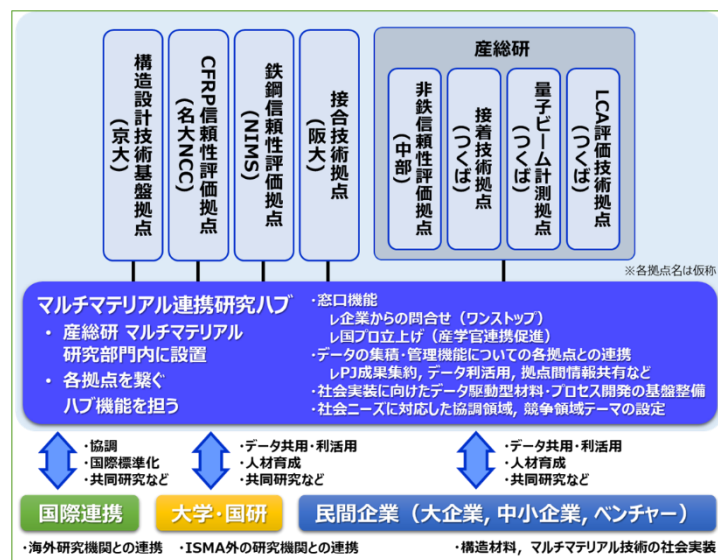


図 1-7 プロジェクト終了後のデータ等活用を図る分野別拠点と連携研究ハブ

### 1.3 事業の位置付け

#### 1.3.1 政策的位置付け

本事業は経済産業省が推進する、「未来開拓プロジェクト」の一つであり、本研究開発は既存技術の延長線上にない、夢のある「未来技術開拓」を実施するものである。内閣府総合科学技術会議では「平成25年度科学技術重要施策アクションプラン」により、重点的取り組みとして「技術革新によるエネルギー消費量の飛躍的削減」を実現するものと登録されている。

マテリアル革新力強化戦略（令和3年4月27日）では、データ駆動型研究会基盤の整備が基本方針2として掲げられており、本プロジェクトでもマグネシウム材のマテリアルズ・インフォマティクス（MI）活用技術の開発、データ等活用拠点の形成を行った。

○我が国が抱えるエネルギー・環境制約等の構造的課題を克服し、将来の成長の姿を描くために、**既存技術の延長線上にない、夢のある「未来開拓技術」**によって日本再生を果たすべく、国が研究開発で新たな道を切り開くべき分野を絞り込み、研究開発投資を重点化し、事業化に至るまで中長期的に推進する体制を構築する。

（総合科学技術会議）

本プロジェクトは「平成25年度科学技術重要施策アクションプラン」の2-3. 政策課題「エネルギー利用の革新」重点的取組④「技術革新によるエネルギー消費量の飛躍的削減」の対象施策として登録されている。

（参考）「平成25年度科学技術重要施策アクションプラン」（抜粋）

2-3. 政策課題「エネルギー利用の革新」

（1）政策課題のポイント

我が国では、東日本大震災以降のエネルギー制約に対して、省エネによりエネルギー消費量の削減及び電力需要の平準化に取り組んでいる。これらに取組むことは、実質的に新たなエネルギー供給源を確保することと同等の効果があり、消費側での取組を更に強化することが重要である。その際には、生活の質を向上させながらもエネルギー消費量を削減するという、相反する課題も解決する必要がある。また、我が国は、産業・民生・運輸部門の各部門において、様々なエネルギー消費量削減に関する技術力を源泉に高い国際競争力を持っている。しかし、今後も国際競争に打ち勝ち成長するためには、エネルギー消費量削減に関する技術を更に進化させることが必要である。このような状況下、新たなエネルギー有効利用技術を通じて消費量の削減を目指し、「技術革新によるエネルギー消費量の飛躍的削減」を重点的取組に設定する。

（2）重点的取組④「技術革新によるエネルギー消費量の飛躍的削減」この取組では、例えば、未利用のまま排出されている熱エネルギー等を経済的に回収・変換・蓄積等を行う技術や情報量等の増大により増え続けるエネルギー消費量を根本的に低減する技術、産業・民生・運輸の各部門においてエネルギー消費量を飛躍的に削減する技術等、革新的なエネルギー消費量削減技術の研究開発を推進する。

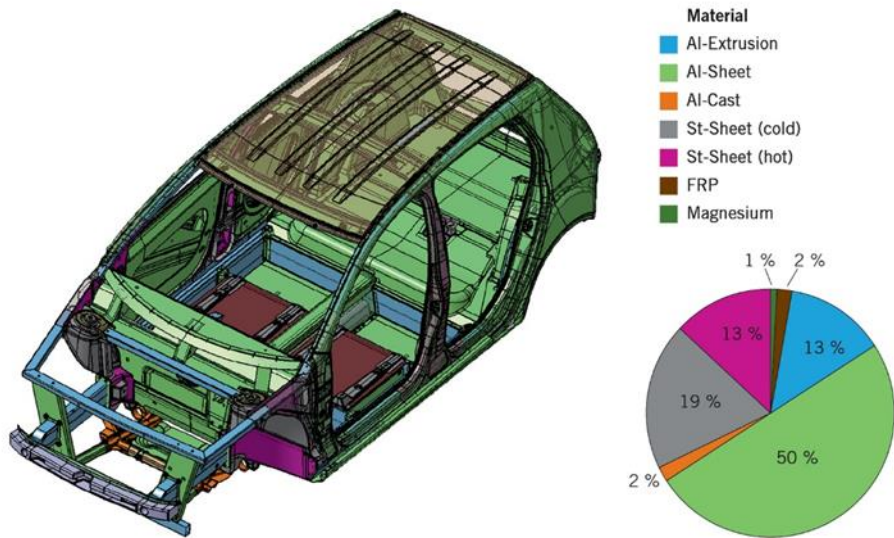
図 1-7 本プロジェクトの政策的位置付け

#### 1.3.2 国内外の研究開発の動向と比較

本事業に関わる研究開発を取り巻く状況と、国内外の主要なプレーヤーを表 1-1 に示す。この表からもわかるように、炭素繊維や鋼材に関しては技術的、生産的優位に立っていることがわかる。しかし、製錬に大きなエネルギーを必要とする非鉄金属はエネルギーコストの安価な北米や中国に対して競争力が弱く、構造材のマルチマテリアル化を進める上で競争力を増す必要がある。

表 1-1 研究開発を取り巻く状況とプレーヤー

	取りまく状況	主要な技術及びプレーヤー	
①マルチマテリアル技術開発	-	マルチマテリアル構造設計に適した解析手法であるトポロジー最適化法の適用により、設計ツールを開発しており、さらに、開発した設計ツールをもとに、高性能なマルチマテリアル車体設計を実現しようとしている。	京都大学、株式会社アルモノコス、株式会社メカニカルデザイン、トヨタ中研、シガン大学、JFE、自動車各社。
②接合技術開発	-	自動車のマルチマテリアル時代に向かって、異材接合・接着技術の開発が日本、欧州、米国中心に行われている。	新日鉄住金、JFE、神戸製鋼所、英国TWI、オークリッジ国立研究所、ノースウエスト国立研究所、3M、DOW、デュボン
③-1 チタン材	LD ~ DH	欧州とシェア40~50%で市場を分け合っているが、中国・韓国の競争力も向上しつつあり、競争力低下が懸念。添加シメタルの需要逼迫も懸念材料。	新日鉄住金、JFE、神戸製鋼所、東北大、ボスコ(韓国)、宝山鋼鉄(中国)、武漢鋼鉄(中国)、釜山大(韓国)、オークリッジ国立研究所(米国)、デルフト大(ドイツ)
③-2 アルミニウム材	RA	日系企業のアルミニウム合金のシェアは14%。精錬・加工まで垂直統合している海外メジャーと比較して生産性が劣る。自動車メーカーと連携して海外進出。	神戸製鋼所、UACI、産総研、東北大学、アルコア(米国)、アライトシグナル(米国)、コーラスアルミニウム(ドイツ)、ロシア科学アカデミー(ロシア)、中国科学院(中国)
③-3 マグネシウム材	RA	マグネシウム合金の市場シェアは10%と低い状況。今後は、難燃性が鍵だが、日本や韓国にて性能改善の成果が出ている。	大阪富士工業、三協立山、熊本大、長岡技科大、アルコア(米国)、ACROSTAK(スイス)、上海交通集団(中国)、中国科学院(中国)、ベングリオン大学(イスラエル)、レイゼオン大学(カナダ)
③-4 鋼板	DH	スポンジチタンのシェアは中国に次ぐ25%、延伸加工材のシェアは10%。航空機等の重要部材では優位を保っているが、高いエネルギーコストと複雑な生産工程がネック。	東邦チタニウム、神戸製鋼所、新日鉄住金、産総研、東北大学、QUESTEK(米国)、ウエスティングハウス(米国)、ディボン(米国)、ロシア科学アカデミー(ロシア)、中国科学院(中国)、ハルビン工業大学(中国)
③-5 熱可塑性CFRP	RA ~ DH	航空機、産業機器、スポーツ用品業界等では熱硬化性CFRPの需要が多く、加工技術も欧州が進んでいるが、熱可塑性CFRPは、我が国でも基礎技術が出来た段階で、材料も成形加工技術は、世界中がまだこれからの状況。	東レ、東邦テナックス、三菱レイヨン、東洋紡、帝人、東京大学、名古屋大学、Tencate(オランダ)、Bond Laminates(ドイツ)、デルフト工科大学(ドイツ)、フランクフォーター研究所(ドイツ)
③-6 炭素繊維	LD	材料開発技術力は極めて高く、世界の主要生産企業7社中、我が国の企業3社で市場シェアの約70%をほぼ独占しており、外国企業の追随を許さない状況下にある。但し、消費エネルギー及びCO <sub>2</sub> 排出量が多く、高コストは共通の課題。	東レ、東邦テナックス、三菱レイヨン、東洋紡、帝人、東京大学、Hexcel(米国)、Cytec(米国)、SGL Carbon(ドイツ)



ALIVE Multi-Material Concept, Autotech Review WEB より  
(<https://autotechreview.com/technology/multi-material-concept-for-a-battery-electric-vehicle>)

図 1-8 欧州委員会傘下 “ALIVE” プロジェクト 電気自動車の軽量化

欧州では輸送機器軽量化の研究開発が盛んである。図 1-8 に “ALIVE” プロジェクトの電気自動車の軽量化部材構成図を示す。

## 2.NEDO の関与の必要性・制度への適合性

### 2.1 NEDO が関与することの意義

車両軽量化のための革新的新構造材料の開発は、先に述べたように未来開拓プロジェクトの一つであり、そのプロジェクトの特徴は、

### 1. リスクの高い中長期的テーマ

- ・短期の対策に加え、事業化まで 10 年を超えるような、リスクが高い研究開発を国が主導
- ・エネルギー・環境制約など、抜本的な対策が必要な分野に集中投資

### 2. 省庁の枠を超えた連携

- ・経産省、文科省の局長級をヘッドとする合同検討会で連携テーマを設定
- ・両省のプロジェクトを一体的に運営するガバニング・ボードを設置、基礎から事業化まで一気通貫

### 3. ドリームチーム

- ・技術と事業の両面で世界に勝てる産学官ドリームチーム
- ・事業化促進のための適切な知財管理

であり、これを進めるためにはプロジェクトマネジメントを的確に実施し、定期的なテーマ成果の確認、新規課題の取り込み、事業化の促進をする必要があり、NEDO がこれまでに得た知識と実績を生かして推進すべきプロジェクトである。

## 2.2 実施の効果（費用対効果）

実施の効果は以下の通りである。なお、売上、効果は全て 2030 年度の推定値である。

- |                          |   |
|--------------------------|---|
| (1) プロジェクト費用の総額          | 376 億円（10 年間）   |
| (2) 売上予測                 | 719 億円／年（原油使用量削減による費用削減効果）<br>1.2 兆円／年（革新材料を用いた自動車の売上げ） |
| (3) CO <sub>2</sub> 削減効果 | 373.8 万 t CO <sub>2</sub> ／年（車両軽量化の効果として）               |

## 2. 研究開発マネジメントについて

### 1. 事業の目標

#### 【アウトプット目標】

輸送機器の抜本的な軽量化（自動車の場合は半減）のために、必要な革新的構造材料技術や革新的接合技術及びマルチマテリアル技術を開発する。

研究開発項目は多岐にわたるため、具体的な開発目標は、各テーマ開発目標に記載する。

#### 【アウトカム目標】

現在使用されている輸送機器の原材料を革新的新構造材料に置き換えることで軽量化を図り、2030年において、373.8万tのCO<sub>2</sub>削減及び1.2兆円規模の売り上げが期待される。

#### 【各テーマ開発目標】

経済産業省での公募（2013年度）では、第1期目標、第2期目標だけでなく、第3期目標、第4期目標も設定されていたが、プロジェクト期間が10年と長く、途中で情勢変化の可能性があるため、NEDO移管時（2014年度）には前半4年間分の、第1期目標（2015年度末）、第2期目標（2017年度末）のみを定めた。後半5年間分の第3期目標（2020年度末）、第4期目標（2022年度末）については、当時の社会情勢、プロジェクトの進捗状況等を踏まえて2017年度末に設定した。

大きな変更点としては、2017年度末に研究開発項目①「マルチマテリアル技術開発」を新たに追加した。

研究開発項目①「マルチマテリアル技術開発」（2017年度末設定の研究開発項目）

（1）マルチマテリアル設計技術開発

（a）トポロジー最適化システムの構築

#### 【第3期目標（2020年度末）】

- ・複数の材料のトポロジー最適設計法を構築する。
- ・線形過渡応答問題のトポロジー最適設計法を構築する。
- ・複数の材料・線形過渡応答問題のトポロジー最適化結果を評価・検討および他のCAEツールと連携可能なシステムを構築する。

（b）マルチマテリアル界面評価・モデル化

#### 【第3期目標（2020年度末）】

- ・マルチマテリアル界面の評価方法の現状、および今後のニーズを調査する。
- ・数値解析技術により、マルチマテリアル界面をモデル化する。トポロジー最適化システムとの連携可能な適切な方法を検討する。
- ・有望と考えられる接合法によって作製された試験片をモデル化し、マルチマテリアル界面として評価検討する。

(c) 車体構造適用可能性検討

【第3期目標 (2020年度末)】

- ・複数の材料の利用を想定した対象問題を選定し、そのデータを作成する。
- ・車体構造への展開を目的としたソフトウェアの大規模問題への拡張を検討する。
- ・最適構造の工学的な妥当性を検証・評価する。

(d) マルチマテリアル実設計への適用

【第4期目標 (2022年度末)】

- ・開発材料を利用した最適設計法を構築する。
- ・マルチマテリアル最適構造の導出と接合方法を含めた評価を実施し、最終的にマルチマテリアル設計車体の提案を行う。

(2) マルチマテリアルボディーの検討・試作 (2020年度末設定)

【第4期目標(2022年度末)】

- ・トポロジー最適化法により得られた軽量化マルチマテリアル部材につき、粉末積層造形プロセスによる軽量化の可能性を検討する。
- ・開発材料、接合・接着技術を集約して、自動車の部材や車体の部分骨格を試作し軽量化効果の検証を行う。

研究開発項目②「接合技術開発」

(1) チタン／チタン連続接合技術の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

- ・接合深さ：5mm 以上
- ・接合強度：母材強度の90%以上
- ・接合装置：設計技術の確立

【第2期目標 (2017年度末)】

- ・接合深さ：10mm 以上
- ・接合強度：母材強度の90%以上
- ・接合装置：設計技術の確立

(2) 中高炭素鋼／中高炭素鋼接合技術の開発

【第1期目標 (2015年度末)】

(a) スポット接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.5mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級 (JIS Z3140:1989) の引張せん断荷重平均値の70%

(b) 連続接合技術開発

- ・接合強度：厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の70%

【第2期目標 (2017年度末)】



(a) スポット接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.5mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級 (JIS Z3140:1989) の引張せん断荷重平均値の 70%以上

(b) 連続接合技術開発

- ・接合強度：厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上

【第 3 期目標 (2020 年度末)】

(a) スポット接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級 (JIS Z3140:2017) の引張せん断荷重平均値の 70%以上、十字引張荷重平均値の 70%以上

(b) 連続接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼同士で、母材強度の 70%以上

【第 4 期目標 (2022 年度末)】

(a) スポット接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級 (JIS Z3140:2017) の引張せん断荷重平均値以上、十字引張荷重平均値以上

(b) 連続接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼同士で、母材強度の 90%以上

(3) 鋼材／アルミニウムの接合技術の開発 (スポット接合技術)

【第 1 期目標 (2015 年度末)】

- ・接合強度：試験片の接合で、JIS-A 級 (JIS Z3140:1989) の引張せん断荷重平均値以上または母材破断
- ・電食による接合部腐食の電気化学的評価手法の確立
- ・鋼板／アルミニウム間の熱膨張差による熱歪みの評価解析手法の確立

【第 2 期目標 (2017 年度末)】

- ・高減衰接着剤の仕様決定
- ・電食に対する防錆技術の確立

【第 3 期目標 (2020 年度末)】

- ・接合強度：抵抗スポット溶接による剥離強度として十字引張荷重平均値が 1.5kN 以上

【第 4 期目標 (2022 年度末)】

- ・接合強度：各種実用部品の接合で、JIS-A 級 (JIS Z3140:2017) の引張せん断荷

重最小値以上または母材破断

- ・接合時間：1点あたり5秒以内

#### (4) アルミニウム／CFRP 接合技術の開発

##### 【第1期目標（2015年度末）】

- ・接合強度：試験片の接合で、JIS-A級（JIS Z3140:1989）の引張せん断荷重平均値以上または母材破断
- ・電食による接合部腐食の電気化学的評価手法の確立
- ・アルミニウム／CFRP間の熱膨張差による熱歪みの評価解析手法の確立

##### 【第2期目標（2017年度末）】

〈当初の目標〉

- ・高減衰接着剤の仕様決定
- ・電食に対する防錆技術の確立

〈2015年度末修正後の目標〉

- ・高減衰接着剤の実用組成の決定
- ・電食に対する防錆技術の確立

##### 【第3期目標（2020年度末）】

- ・ポリアミド樹脂（PA）、ポリフェニレンスルファイド樹脂（PPS）など高融点樹脂をマトリックスとするCFRPの接合技術の確立
- ・電食の評価手法確立と防錆仕様検討への応用

##### 【第4期目標（2022年度末）】

- ・接合強度：各種実用部品の接合で、JIS-A級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重最小値以上または母材破断
- ・接合時間：1点あたり5秒以内
- ・プロセスモニタリング技術の確立

#### (5) 鋼材／CFRP等樹脂接合技術の開発

##### 【第1期目標（2015年度末）】

- ・接合強度：母材破断

##### 【第2期目標（2017年度末）】

- ・接合強度：母材破断
- ・電食による接合部腐食の評価手法の確立

##### 【第3期目標（2020年度末）】

- ・鋼材／CFRP複合成形パネルの製作に向けた接合材料の仕様確定
- ・試験片レベルの接合強度：引張せん断強度15MPa以上

**【第4期目標（2022年度末）】**

- ・鋼材／CFRP複合成形パネルの製作
- ・成形パネルの接合強度：引張せん断強度 20MPa 以上

(6) 構造材料用接着技術の開発

**【第2期目標（2017年度末）】**

- ・接合強度：引張せん断強度 10MPa 以上
- ・接合部劣化のメカニズム解明及び評価法の確立

**【第3期目標（2020年度末）】**

- ・接合強度：金属用接着剤では引張せん断強度 20MPa 以上、プラスチック用接着剤に対しては 7MPa 以上。
- ・接着接合部の耐久性向上の検討

**【第4期目標（2022年度末）】**

- ・接合強度：金属用接着剤は引張せん断強度 28MPa 以上、プラスチック用接着剤に対しては 10MPa 以上。

研究開発項目③「革新的チタン材の開発」

(1) 製錬・溶解・熱延工程を革新的に短縮した高機能チタン薄板製造技術開発

**【第1期目標（2015年度末）】**

(a) 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス要素技術の開発

- ・鉄含有値：ばらつき範囲 50～500ppm 平均値 200ppm 以下
- ・酸素含有値：ばらつき範囲 100～200ppm 平均値 150ppm 以下
- ・塩素含有値：300ppm 以下

(b) 上記スポンジチタンを活用した高効率チタン薄板製造プロセス要素技術の開発

- ・薄板中の気孔率：1%以下
- ・引張強度・延性バランス：現行材より 20%向上

**【第2期目標（2017年度末）】**

(a) 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス要素技術の開発

- ・大型工業製品製造に不可欠な工程技術の要素技術を確立し、量産プロセスの見通しを得る。

(b) 上記スポンジチタンを活用した高効率チタン薄板製造プロセス要素技術の開発

- ・工業的に薄板を製造するプロセスの要素技術を確立し、量産プロセスの見通しを得る。

**【第3期目標（2020年度末）】**

(a) 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス要素技術の開発

- ・実機スケールで、 $Fe \leq 200\text{ppm}$ 、 $O \leq 150\text{ppm}$ 、 $Cl \leq 300\text{ppm}$  のスポンジチタンを製造可能な技術の確立
- ・A 級スポンジチタンの歩留向上（85%を 92%に向上）可能な技術の確立
- ・スポンジチタンの製造リードタイムを 30%低減可能な技術の確立
- (b) 上記スポンジチタンを活用した高効率チタン薄板製造プロセス要素技術の開発
  - ・大型試験設備によりチタン薄板コイルを試作
  - ・上記で試作したチタン薄板の気孔率 0.2%以下
  - ・チタン薄板の強度・延性バランスを現行材よりも 30%向上
  - ・現行プロセスに比べて薄板製造のリードタイムを 15%低減

(革新的チタン材の開発は 2020 年度で終了することとなったため、2020 年度末に第 4 期目標は削除した)

**【第 4 期目標 (2022 年度末)】**

- (b) 上記スポンジチタンを活用した高効率チタン薄板製造プロセス要素技術の開発
  - ・第 3 期で作製した薄板を用いた自動車部品サンプルの試作

(2) チタン材連続一貫製造プロセス技術開発

**【第 1 期目標 (2015 年度末)】**

- (a) スクラップチタンやチタン鉱石などのチタン低廉材料の溶解・精錬要素技術の開発
  - ・精錬後の酸素含有値：300ppm 以下
- (b) 上述の溶解・精錬技術と casting、圧延を組み合わせたチタン材連続一貫製造プロセス要素技術の開発
  - ・引張強度：現行材より 20%向上

**【第 2 期目標 (2017 年度末)】**

- (a) スクラップチタンやチタン鉱石などのチタン低廉材料の溶解・精錬要素技術の開発
  - ・実機プロセスにおける精錬後の酸素含有値を 300ppm 以下とする要素技術確立の見通しを得る。
- (b) 上述の溶解・精錬技術と casting、圧延を組み合わせたチタン材連続一貫製造プロセス要素技術の開発
  - ・高速高圧下箔圧延技術：生産性向上の達成に向けた要素技術を確立し、量産プロセスへの見通しを得る。

**【第 3 期目標 (2020 年度末)】**

- ・引張強度が現行材より 20%向上した材の量産プロセス検証

(革新的チタン材の開発は 2020 年度で終了することとなったため、2020 年度末に第 4 期目標は削除した)

【第4期目標（2022年度末）】

- ・引張強度が現行材より20%向上した材を用いて実機相当部材を試作

(3) チタン新製錬技術開発

【第1期目標（2015年度末）】

工業化への展開が可能な低コストでの新規な製錬技術の開発  
(ラボスケールで検証)

- ・鉄含有値：2000ppm 以下
- ・酸素含有値：1000ppm 以下

【第2期目標（2017年度末）】

工業化への展開が可能な低コストでの新規な製錬技術の開発

- ・製錬プロセス設計指針を構築し、量産プロセスへの見通しを得る。

【第3期目標（2020年度末）】

- ・工業化が可能と判断される  $Fe \leq 2000ppm$ 、 $酸素 \leq 1000ppm$  で、現行クロール法よりコスト20%削減に必要な要素技術を提示。
- ・大型化試験により、A4判サイズ、数百 $\mu m$ 厚さで、 $O \leq 1000ppm$ 、 $Fe \leq 2000ppm$ を試作。

(革新的チタン材の開発は2020年度で終了することとなったため、2020年度末に第4期目標は削除した)

【第4期目標（2022年度末）】

- ・第3期の成果をベースとした自動車部品サンプルの試作

研究開発項目④「革新的アルミニウム材の開発」

(1) 高強度・高靱性アルミニウム合金の開発

【第1期目標（2015年度末）】

- ・引張強度：660MPa 以上（現状：600MPa）
- ・耐力（降伏強度）：600MPa 以上（現状：550MPa）
- ・伸び：12%以上

【第2期目標（2017年度末）】

- ・引張強度：750MPa 以上（現状：600MPa）
- ・耐力（降伏強度）：700MPa 以上（現状：550MPa）
- ・伸び：12%以上

【第3期目標（2020年度末）】

- ・疲労強度を維持しながら高強度化した合金（引張強度：750MPa）の実機レベル（大型ねじり鍛造装置を用いた）の製造技術開発

**【第4期目標（2022年度末）】**

〈2017年度末設定目標〉

- ・開発合金の実機化製造条件の技術指針確立
- ・航空機の実機カットモデルの作製・評価と量産・事業化に向けた課題解決

〈2020年度末修正後の目標〉

- ・開発合金の実機化製造条件の技術指針確立
- ・Sc添加アルミニウム合金の自動車用途としての実用性を検証する。

(2) アルミニウム材製造電析プロセス技術開発

**【第1期目標（2015年度末）】**

- ・電解条件の確立
- ・電析メカニズムの解明

**【第2期目標（2017年度末）】**

〈当初の目標〉

- ・AlCl<sub>3</sub>系イオン液体の大量合成手法の確立
- ・パイロットプラントによる実証実験

〈2015年度末修正後の目標〉

- ・AlCl<sub>3</sub>系イオン液体の新合成法の開発及び量産法の提示
- ・パイロットプラントによる実証実験

**【第3期目標（2020年度末）】**

- ・新電析浴において、電析速度 1.0μm/min 以上の達成
- ・新電析浴を用いた量産ライン設計指針の確定
- ・従来溶製法では製造不可な新電析浴を用いた新 Al 合金および作製法の指針確定

**【第4期目標（2022年度末）】**

〈2017年度末設定目標〉

- ・不純物濃度 10ppm 以下、電解コスト 10kWh/kg 以下（国内で 150 円/kg 以下）
- ・大型試験装置による実機化技術の検証

〈2020年度末修正後の目標〉

- ・鋳物級の低純度から新地金以上の高純度アルミニウムへのハイアップグレード技術の指針確定
- ・ハイアップグレード用電解液を用いた高速電解精錬技術の確立
- ・省エネルギーかつ CO<sub>2</sub> 排出量低減が可能なハイアップグレード技術の開発

(3) 複層アルミ合金の開発

**【第2期目標（2017年度末）】**

- ・熱処理後の耐力 600MPa 以上

- ・成形前の伸び 20%以上
- ・製造プロセス設計指針の提示

**【第3期目標（2020年度末）】**

- ・熱処理後の耐力 700MPa 以上
- ・成形前の伸び 20%以上  
(部材成形性)平面歪領域の破断限界ひずみ 0.15 以上

(複層アルミ合金の開発は、第4期より、接合技術及び革新鋼板のテーマと統合して部材開発を行うこととしたため、2020年度末に第4期目標は削除した)

**【第4期目標（2022年度末）】**

- ・成形前：(部材成形性)平面歪領域の破断限界ひずみ 0.2 以上
- ・熱処理後：(部材圧壊性)VDA 曲げ角度 40° 以上

研究開発項目⑤「革新的マグネシウム材の開発」

(1) 易加工性マグネシウム材の開発

**【第1期目標（2015年度末）】**

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：250MPa 以上
- ・伸び：15%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性
- ・AZ31 (マグネシウム材) と同程度以上の押出速度

**【第2期目標（2017年度末）】**

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：270MPa 以上
- ・伸び：20%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性
- ・A6N01 (アルミニウム材) と同程度以上の押出速度

(2) 高強度マグネシウム材の開発

**【第1期目標（2015年度末）】**

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：350MPa 以上
- ・伸び：13%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性

**【第2期目標（2017年度末）】**

- ・レアアース添加無し
- ・引張強度：360MPa 以上

- ・伸び：15%以上
- ・AZX311 マグネシウム合金と同程度以上の難燃性

### (3) マグネシウム材の評価手法の開発

#### 【第1期目標（2015年度末）】

- ・既存の難燃性マグネシウム合金を対象として、発火メカニズム及び腐食メカニズムの解明と評価手法の導出

#### 【第2期目標（2017年度末）】

〈当初の目標〉

- ・既存の難燃性マグネシウム合金を対象として、発火特性、腐食特性に関するデータベース構築

〈2015年度末修正後の目標〉

- ・本プロジェクトで開発した難燃性マグネシウム合金を対象として、発火特性、腐食特性及び疲労特性に関するデータベース構築

### (4) マグネシウム材の接合技術の開発

#### 【第2期目標（2017年度末）】

- ・本プロジェクトで開発した難燃性マグネシウム材を対象として、MIG、TIG、FSW等の接合技術の開発を行う。

### (5) 革新的マグネシウム材の開発および長期性能評価

#### 【第3期目標（2020年度末）】

- (5-1) 前期で開発した合金を用いて高速鉄道車両適用のための大型部材（長さ 5m 以上）の材料製造技術（押出技術、圧延技術、加工技術）を構築する。
- (5-2) 自動車への適用に必要な機械的特性、成形性を有するマグネシウム材の開発と製造技術を確立する。
- (5-3) (5-1), (5-2)で開発した合金を対象として実用化に必要となる長期性能（疲労特性等）データベースを構築する。

#### 【第4期目標（2022年度末）】

〈2017年度末設定目標〉

- (5-1) 前期で開発した合金(6N01 もしくは 7N01 合金並みの機械的特性を有する合金)を用いて鉄道車両のための大型部材（長さ 25m 以上）の量産技術の技術指針を構築する。
- (5-2) 自動車への適用に必要な機械的特性、耐食性、成形性を有するマグネシウム材の適用技術（成形技術、スケールアップ技術）を確立する。
- (5-3) (5-1), (5-2)で開発した合金を対象として、実用化に必要となる長期性能（疲労特性等）データベースを機械学習等のデータサイエンスを利用して構築する。

〈2020年度末修正後の目標〉



- (5-2) 自動車への適用に必要な機械的特性、耐食性、成形性を有するマグネシウム材の適用技術（成形技術、スケールアップ技術）を確立する。
- (5-3) (5-1), (5-2)で開発した合金を対象として、実用化に必要な長期性能（疲労特性等）データベースを機械学習等のデータサイエンスを利用して構築する。

(6) マグネシウム製高速車両構体の開発

【第3期目標（2020年度末）】

- (6-1) 革新的マグネシウム材を用いて高速車両構体を設計するための技術指針を、一般断面モックアップ構体の作製・評価を通じて構築する。
- (6-2) 革新的マグネシウム材を用いて一般断面モックアップ構体を作製するための接合技術および表面処理技術を構築する。

【第4期目標（2022年度末）】

〈2017年度末設定目標〉

- (6-1) 革新的マグネシウム材製の実物長高速車両構体を設計するための技術指針を構築する。
- (6-2) 革新的マグネシウム材製の実物長高速車両構体を作製するための接合・組立技術および表面処理技術・施工技術を構築する。

〈2020年度末修正後の目標〉

- (6-3) 革新的マグネシウム材の高速車両用構体への適用による試作、検証を行う。

(7) マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション(MI)活用技術開発

【第3期目標（2020年度末）】

- ・難燃性マグネシウム合金接合部の疲労性能・寿命を、理論や経験則、数値モデリング、データベース、機械学習などにより予測可能とする各モジュールのプロトタイプを完成させる。

【第4期目標（2022年度末）】

- ・難燃性マグネシウム合金接合部の長期性能（疲労性能・寿命、耐食性等）を、理論や経験則、数値モデリング、データベース、機械学習などにより予測可能とする各モジュールの検証を実施し、統合したワークフローとして完成させる。

研究開発項目⑥「革新鋼板の開発」

(1) 高強度高延性中高炭素鋼の開発

【第1期目標（2015年度末）】

- ・レアメタル添加量：10wt%未満
- ・引張強度：1.2GPa以上
- ・伸び：15%以上

**【第2期目標（2017年度末）】**

〈当初の目標〉

- ・レアメタル添加量：10wt%未満
- ・引張強度：1.2GPa以上
- ・伸び：20%以上

〈2015年度末修正後の目標〉

- ・レアメタル添加量：10wt%未満
- ・引張強度：1.5GPa以上を目指す
- ・伸び：20%以上

〈2017年度末修正後の目標〉

- ・レアメタル添加量：10wt%未満
- ・引張強度：1.5GPa以上
- ・伸び：20%以上

**【第3期目標（2020年度末）】**

- ・レアメタル添加量：10wt%未満、引張強度：1.5GPa以上、伸び：20%以上の開発鋼において、汎用鋼（590MPa～980MPa級）と同等の耐食性と水素脆性を目指す

〈2020年度末修正後の目標〉

**【第4期目標（2022年度末）】**

- ・鋼材中の軽元素と耐食性の関係の明確化

（2）中高炭素鋼の解析・評価手法の開発

**【第1期目標（2015年度末）】**

- ・低濃度炭素検出技術  
炭素定量下限：30ppm
- ・微細粒成長動的観察技術  
像分解能：15nm
- ・加熱加工模擬技術の確立
- ・鋼の歪み挙動解析技術の確立

**【第2期目標（2017年度末）】**

- ・鋼組織の高速定量解析技術の確立
- ・鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術の確立

**【第3期目標（2020年度末）】**

- ・鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術において、空間分解能：200nm以下、濃度分解能：0.1mass%を目指す
- ・微小電気化学計測技術、局所構造解析技術、マクロ腐食挙動との対比などによるマイクロおよびナノオーダー（ $\mu\text{m}$ 以下）の腐食挙動解析技術の確立

- ・薄鋼板の水素脆化挙動に影響を及ぼす応力、ひずみ、水素濃度分布、組織損傷を数百  $\mu\text{m}$  レベルで測定できる技術を確立し、自動車用構造部材としての薄鋼板の水素脆化挙動を適切に評価できる試験方法の確立

〈2020 年度末修正後の目標〉

【第 4 期目標（2022 年度末）】

- ・薄鋼板の水素脆化挙動に係るき裂伝播挙動解析技術を構築する。また、新規マイクロ組織観察技術を開発し、き裂伝播挙動との関係を明らかにする。

研究開発項目⑦「熱可塑性 CFRP の開発」

(1) 熱可塑性 CFRP と金属材料との接合技術開発

【第 1 期目標（2015 年度末）】

- ・CFRP と異種材料（鉄鋼、アルミ合金）との接合の要素技術の見極めを行い、上記接合方式・接合形状における強度設計に必要なデータベースを構築する。

【第 2 期目標（2017 年度末）】

- ・2015 年度までに構築した異材接合データベースを基に、現行量産車において多用され一般的に用いられている接合方式（ボルト締結や接着接合）と同等以上の強度を達成するための要素技術及びその設計手法を確立する。また、最適な非破壊評価手法を確立する。

(2) 熱可塑性 CFRP の開発及び構造設計・加工技術の開発

【第 1 期目標（2015 年度末）】

(a) 熱可塑性 CFRP の中間基材の開発

- ・中間基材のバリエーションを拡大し、車体の 6 割軽量化を実現する中間基材の製造に係る要素技術を確立する。

(b) 熱可塑性 CFRP の性能評価技術の開発

- ・開発材の静的及び動的力学特性把握のための標準試験法・試験片製作方法を提案する。

(c) 熱可塑性 CFRP を用いた構造設計技術の開発

- ・開発材の静的及び動的材料特性を CAE（Computer Aided Engineering）解析に適用した予測技術を確立し、予測精度を既存の鋼板製車体と同等以上とする。

(d) 熱可塑性 CFRP の成形加工技術の開発

- ・成形シミュレーション技術を構築する。

(e) LFT-D（Long Fiber Thermoplastics-Direct）成形の基礎技術の開発

- ・炭素繊維と熱可塑性樹脂の混練体の流動特性と材料特性の関係を解析し、混練プロセスの最適条件を解明し、基礎的力学的モデルを提案する。また、初歩的 CAE 解析技術を確立する。

(f) 大物高速成形技術の開発

- ・初歩的なボディ部材を対象に高速プレス成形技術を確立する。また、構造材の剛

性確保のために LFT-D 成形品の部分補強を試行する。ハイブリッド構造を達成するためのマテハン技術の概念を決定する。

(g) 大物高速接合技術の開発

- ・熱可塑性 CFRP 使用部材同士の接合方法を見極め、最適手法を選択する。

(h) 高意匠性外板製造技術開発

- ・高意匠性を支配する技術要因を分析し、基礎技術を見極める。

(i) 実証評価

- ・実証評価の実施方法を策定する。

【第 2 期目標 (2017 年度末)】

(a) 熱可塑性 CFRP の中間基材の開発

- ・組立パーツの部品点数の半減を実現する中間基材の製造に係る要素技術を確立する。

(b) 熱可塑性 CFRP の性能評価技術の開発

- ・材料特性発現メカニズムを解明することにより、標準試験法による評価値の妥当性を検証する。

(c) 熱可塑性 CFRP を用いた構造設計技術の開発

- ・CAE 解析予測技術を用いた複数部材の一体化設計技術を開発し、組立パーツの部品点数半減と車体の 6 割軽量化のための要素技術を確立する。

(d) 熱可塑性 CFRP の成形加工技術の開発

- ・成形シミュレーション技術を基にして、繊維配向や形状安定性の予測手法を確立する。

(e) LFT-D (Long Fiber Thermoplastics-Direct) 成形の基礎技術の開発

- ・量産化につながる混練・押出プロセスの要素技術を確立する。また、LFT-D の材料特性データベースの一部を構築するとともに、試験法標準化への道付けを実施する。さらに、力学モデルの高度化を行い、CAE 解析ソフトウェアに組み込む。

(f) 大物高速成形技術の開発

- ・複雑なボディ部材の成形技術を確立し、量産化に繋がる要素技術を確立する。ハイブリッド成形技術を確立するとともに、高速マテハン技術の要素技術を確立する。

(g) 大物高速接合技術の開発

- ・熱可塑性 CFRP 使用部材同士の接合技術を確立する。

(h) 高意匠性外板製造技術開発

- ・選定した材料、プロセスを用いて、高意匠性付与技術を確立する。

(i) 実証評価

〈当初の目標〉

- ・自動車構造体を想定して、軽量化及び量産性の検証を行う。

〈2015 年度末修正後の目標〉

- ・自動車構造体を想定して、自動車ボディの剛性試験などにより軽量化の検証を行うと共に、量産化に向けた課題の抽出を行う。

### 【第3期目標（2020年度末）】

#### （j）LFT-D 高速成形実用化技術の開発

- ・革新炭素繊維強化熱可塑性 CFRP の LFT-D 成形性および力学特性を評価する。
- ・LFT-D 材の混練 CAE シミュレーション技術の研究を行うと共に、成形流動および流動配向異方性を考慮した最適設計 CAE 解析技術の研究を行い、剛性最適化技術を開発する。

#### （k）熱可塑性 CFRP 高速ハイブリッド成形技術の開発

- ・その場重合成形補強材と LFT-D とのハイブリッド成形技術を開発するとともに、新しく考案したフレック法によるハイブリッド成形の基礎技術を開発する。

#### （l）熱可塑性 CFRP 評価・解析技術の開発

- ・熱可塑性 CFRP の動的・経時特性を評価するとともに、破壊メカニズム解明の研究を行う。
- ・熱可塑性 CFRP の材料特性データベースの一部を構築する。

#### （m）自動車向リサイクル CF 適用化技術の開発

- ・リサイクル CF 回収技術の研究を行い、LFT-D 要件に適合する基本プロセスを開発するとともに、設備の改良開発を行う。
- ・リサイクル CF を用いた LFT-D 成形プロセスおよび LFT-D 廃材の再利用技術、並びに設備システムの研究を行う。

### 【第4期目標（2022年度末）】

#### 〈2017年度末の目標設定〉

#### （j）LFT-D 高速成形最適化技術の開発

- ・革新炭素繊維強化熱可塑性 CFRP の LFT-D 成形性および力学特性を評価する。

#### （k）熱可塑性 CFRP 高速ハイブリッド成形技術の開発

- ・多様な補強材と LFT-D とのハイブリッド成形技術について構造部材による技術検証を行い、技術を確立する。

#### （l）熱可塑性 CFRP 評価・解析技術の開発

- ・熱可塑性 CFRP の破壊メカニズムを解明し、材料特性予測技術を確立するとともに、実設計への適用を想定した実用的な材料モデルを開発する。
- ・熱可塑性 CFRP の材料特性データベースを構築する。

#### （m）自動車向回収 CF 適用化技術の開発

- ・リサイクル CF 回収技術を確立する。
- ・リサイクル CF の LFT-D 成形技術、および LFT-D 廃材のリサイクル技術を開発する。

#### 〈2020年度末修正後の目標〉

#### （j）LFT-D 高速成形最適化技術の開発

- ・革新炭素繊維強化熱可塑性 CFRP の LFT-D 成形性および力学特性を評価する。

#### （k）熱可塑性 CFRP 高速ハイブリッド成形技術の開発

- ・LFT-D 材との異種材料との組合せによる LFT-D マルチマテリアル要素技術の検

討を行う。

(1) 熱可塑性 CFRP 評価・解析技術の開発

- ・熱可塑性 CFRP の破壊メカニズムを解明し、材料特性予測技術を確立するとともに、実設計への適用を想定した実用的な材料モデルを開発する。
- ・熱可塑性 CFRP の材料特性データベースを構築する。

(m) 自動車向回収 CF 適用化技術の開発

- ・リサイクル CF 回収技術を確立する。
- ・リサイクル CF の LFT-D 成形技術、および LFT-D 廃材のリサイクル技術を開発する。

〈2020 年度末に目標設定〉

(3) 超軽量 CFRTP/CFRP ハイブリッド部材の開発

【第 4 期目標 (2022 年度末)】

- ・CFRTP 材料および成形技術を活用して、CFRTP/CFRP (熱可塑/熱硬化) ハイブリッド部材を設計し、軽量化効果を実証する。

研究開発項目⑧「革新炭素繊維基盤技術開発」

(1) 新規炭素繊維前駆体化合物の開発

【第 1 期目標 (2015 年度末)】

- ・下記 (2) の成果とあわせて、新たな炭素繊維前駆体の効率的な合成プロセス技術を確立し、新たな炭素繊維前駆体を開発する。なお、汎用炭素繊維と同等の特性とは、引張弾性率 235GPa、破断伸度 1.5%とする。

【第 2 期目標 (2017 年度末)】

- ・下記 (2) の成果とあわせて、異形状炭素繊維の製造技術を確立する。

【第 3 期目標 (2020 年度末)】

- ・アクリル繊維ポリマーをベースとする完全耐炎ポリマーを得る反応プロセスを確立する。これに伴い炭素繊維紡糸工程では、Large Tow (48K) の紡糸技術を確立すると同時に、炭化プロセスも革新炭素繊維に適合するよう処理条件など検討する。炭素繊維として、フィラメント径  $7\mu\text{m}$  で、弾性率 240GPa、強度 4GPa を凌ぐ性能を目指す。

(2) 炭化構造形成メカニズムの解明

【第 1 期目標 (2015 年度末)】

- ・(1) の成果とあわせて、新たな炭素繊維の製造技術を開発する。なお、汎用炭素繊維 と同等の特性とは、引張弾性率 235GPa、破断伸度 1.5%とする。

【第 2 期目標 (2017 年度末)】

- ・(1) の成果とあわせて、異形状炭素繊維の製造技術を確立する。

**【第3期目標（2020年度末）】**

- ・マイクロ波炭化のプロセス多段化など設備を改良すると共に処理条件を最適化し、従来の炭化炉方式に優る大規模生産のための製造技術を確立する。

**(3) 炭素繊維の評価手法開発、標準化**

**【第1期目標（2015年度末）】**

- ・圧縮試験、曲げ試験、ねじり試験方法の規格原案を作成し、JIS/ISO化に必要なデータを収集する。また、単繊維の熱膨張率計測試験について、試験装置を開発し、評価手法を確立するとともに、熱可塑性樹脂との界面接着特性試験について、複数の評価手法について比較検討を行い、その結果をテスト報告（TR）としてとりまとめる。さらに、新規炭素繊維前駆体から製造される炭素繊維を適用した複合材料の設計やライフサイクルアセスメント（LCA）に活用するためのデータを収集する。

**【第2期目標（2017年度末）】**

- ・熱可塑性樹脂と異形状炭素繊維の界面特性を検証し、その特性発現メカニズムを解明することにより、標準的な力学的試験法を確立する。

研究開発項目⑨「戦略・基盤研究」

**(1) 新構造材料の動向調査・技術・研究戦略**

**【第1期目標（2015年度末）】**

- ・研究開発のビジョンの明確化
- ・接合技術及び個別材料の技術戦略指針、実用化に向けた課題抽出
- ・プロジェクトの技術・研究戦略の策定
- ・新規材料の輸送機器への適用可能性の明確化
- ・新規材料の研究開発方針の明確化

**【第2期目標（2017年度末）】**

〈当初の目標〉

- ・必要に応じて、平成27年度末に設定する。

〈2015年度末修正後の目標〉

- ・研究開発の実用化・事業化ビジョンの明確化
- ・接合技術及び個別材料の技術戦略の策定
- ・新規材料の実用化に向けた技術課題（構造体関連）の抽出
- ・異種材料接合技術の標準化・規格化の検討体制の構築

**【第3期目標（2020年度末）】**

- ・接合技術及び個別材料の技術戦略の策定
- ・新規材料の実用化に向けた技術課題の抽出

- ・マルチマテリアル構造体に係わる共通基盤技術課題の抽出
- ・異種材料接合技術の標準化・規格化の検討

#### 【第4期目標（2022年度末）】

〈2017年度末目標設定後〉

- ・新規材料の実用化に向けた技術課題の明確化
- ・マルチマテリアル構造体に係わる共通基盤技術課題の明確化
- ・異種材料接合技術の標準化・規格化取りまとめ
- ・プロジェクト成果の取りまとめ及び検証

〈2020年末修正後の目標〉

- ・新規材料、接合・接着技術の実用化に向けた技術・コスト課題の明確化
- ・マルチマテリアル構造体に係わる共通基盤技術課題の明確化
- ・異種材料接合技術の標準化・規格化取りまとめ
- ・プロジェクト成果の取りまとめ及び検証
- ・プロジェクト成果をプロジェクト終了後も活用してくための方策を具体的に検討し準備を進める。

#### （2） 共通基盤技術の調査研究

##### 【第1期目標（2015年度末）】

- ・構造材料、接合プロセスに関する新たな研究シーズの顕在化
- ・マルチマテリアル設計における、研究方向性の明確化
- ・材料と破壊の基礎メカニズム解明
- ・接合部の非破壊評価手法の確立
- ・プロセスモニタリング／ヘルスマニタリング手法の確立

##### 【第2期目標（2017年度末）】

〈当初の目標〉

- ・必要に応じて、平成27年度末に設定する。

〈2015年度末修正後の目標〉

- ・構造材料、接合プロセスに関する新たな研究シーズ(腐食や水素脆化評価など)の顕在化
- ・小型中性子線などによる構造材料評価手法の構築
- ・軽量金属材料（アルミニウム、マグネシウム）に関する計測・評価手法の確立
- ・熱可塑性複合材料の損傷・強度評価手法の確立
- ・構造体接合部設計・評価手法の確立

##### 【第3期目標（2020年度末）】

- ・構造体接合部設計・評価手法の抽出
- ・新材料の材料代替効果定量技術の開発課題の抽出
- ・車体軽量化技術の集約化に関する課題の抽出



- ・異種材料接合における腐食課題の抽出

【第4期目標（2022年度末）】

- ・構造体接合部設計・評価手法の確立
- ・新材料の材料代替効果定量技術の確立
- ・車体軽量化技術の集約手法・実行体制の確立
- ・異種材料接合における腐食解析手法の確立

（3）中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発（2017年度末設定）

【第3期目標（2020年度末）】

- ・新規小型中性子装置を建設し、ブラッグエッジイメージング法による測定 of 分解能と統計精度を明らかにする。
- ・中性子小角散乱と X 線小角散乱の比較から、ナノ析出物の化学組成、サイズ分布、体積率、形状因子を同定する技術を開発する。
- ・炭素の濃度分布を同定する技術および析出物と水素局所濃縮の関係を検出する技術を開発する。

【第4期目標（2022年度末）】

- ・ブラッグエッジイメージングのデータから、歪や金属組織のイメージング情報に変換する手法を確立し、接合部の2次元マッピングを実現する。
- ・中性子小角散乱と X 線小角散乱の比較から、ナノ析出物の化学組成、サイズ分布、体積率、形状因子を同定する技術を確立する。
- ・オーステナイト中の炭素濃度分布を検出する技術を開発する。
- ・鋼中の水素局所的濃縮を検出する技術を開発する。

（4）低圧・超高速 CFRP 成形技術の開発（2017年度末設定）

【第3期目標（2020年度末）】

- ・樹脂供給体における樹脂・基材の基本設計を完了する。
- ・低圧・高速成形の平板形状での成形条件を確立する。
- ・平板での樹脂含浸挙動解析シミュレーション技術を構築する。

【第4期目標（2022年度末）】

〈2017年度末設定後の目標〉

- ・樹脂供給体設計技術の確立
- ・低圧・高速成形の部材形状での成形条件を確立する。
- ・部材での樹脂含浸挙動シミュレーション技術を構築する。

〈2020年度末修正後の目標〉

研究開発項目⑦「熱可塑性 CFRP の開発」で実施することとしたため、第4期目標は削除。

## 2.事業の計画内容

### 2.1 研究開発の内容及びスケジュールと予算

#### 2.1.1 研究開発の内容及びスケジュール

本プロジェクトの目的は、輸送機器の抜本的な軽量化による、エネルギー使用量の削減とそれによる CO<sub>2</sub> 排出量の削減である。

そのため、高強度な革新的構造材料及び接合技術を開発し、それらを適材適所（マルチマテリアル）に組み合わせることで輸送機器の抜本的軽量化を図ることを目指した。研究開発項目は以下の 9 項目、①マルチマテリアル技術開発（2018 年度から実施）、②接合技術開発、③革新的チタン材の開発、④革新的アルミニウム材の開発、⑤革新的マグネシウム材の開発、⑥革新鋼板の開発、⑦熱可塑性 CFRP の開発、⑧革新炭素繊維基盤技術開発、⑨戦略・基盤研究、である。

本事業の研究開発内容と社会実装先を図 2-1 に示す。



図 2-1 本事業の研究開発内容と社会実装先

革新的構造材料開発（革新鋼板、革新的アルミニウム材、革新的マグネシウム材、革新的チタン材、革新炭素繊維（CF）、熱可塑性 CFRP）および革新的接合技術（同種・異種）の開発を、まずはプロジェクト前半 2013～2017 年度の 5 年間で実施した。

それらの成果、社会情勢の変化を基に 2017 年度末に後半 5 年間の目標の見直しを実施し、後半 5 年間ではマルチマテリアルで軽量化を実現するためのマルチマテリアル設計技術の開発、革新材料をマルチマテリアルで使いこなすための評価技術の開発を行う事とした。

第 3 期末（2020 年度末）には更に見直しを行い、第 4 期（2021 年度、2022 年度）に、開発した革新材料及び革新的接合技術を用いて、自動車用部材、鉄道車両用部材の試作による技術の実証、協調的テーマで開発した技術をプロジェクト終了後も発展させると共に、広く一般にも活用してもらうためのデータ等活用拠点の形成を進めた。

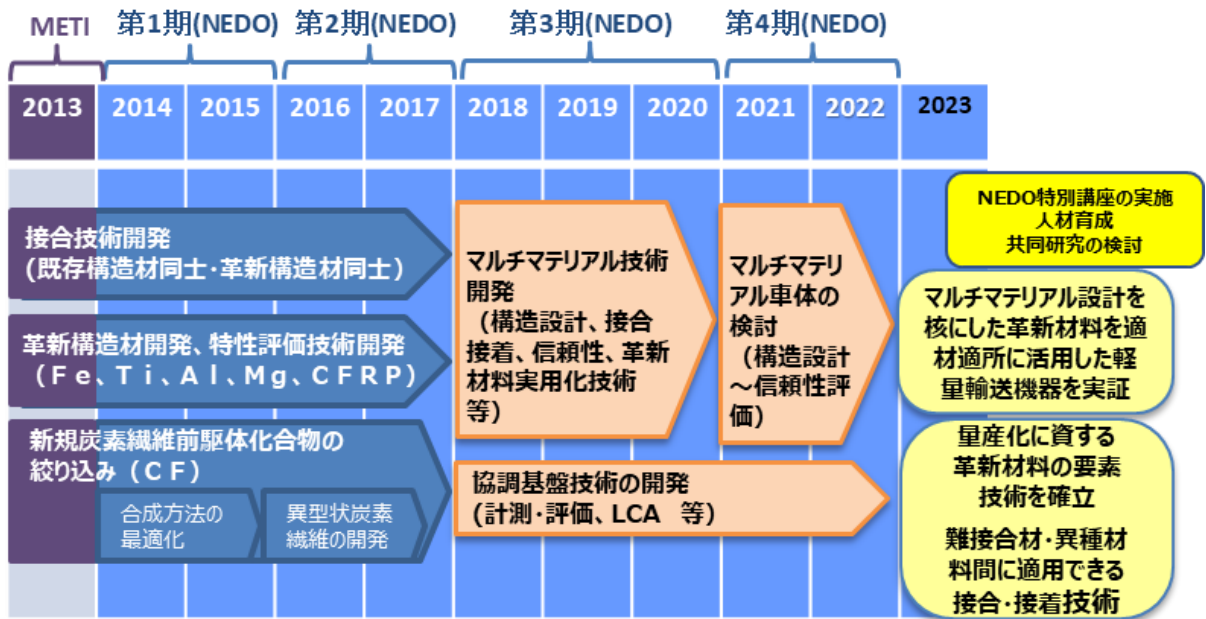


図 2-2 本事業の全体スケジュール

(1)研究開発項目①「マルチマテリアル設計技術開発」

本研究開発項目は前半終了時点（2017 年度末）で、2018 年度から開始する新たな研究開発項目として設定した。高強度な革新材料への置き換えだけでは、輸送機器の抜本的な軽量化は難しいと考え、革新材料を適材適所に採用（マルチマテリアル化）することで抜本的な軽量化を図ることを狙いとした。

本研究開発では、マルチマテリアル構造設計に適した解析手法であるトポロジー最適化法の適用により、設計ツールを開発した。具体的には、解析対象のモデル化、解析結果の可視化とトポロジー最適化法を連携した解析システムの構築、異材接合を対象としたマルチマテリアル界面評価・モデル化の検討、車体構造適用可能性検討を行い、設計ツールとして完成させ、本プロジェクトの開発材料・接合手法によりマルチマテリアル設計車体の提案を行った。

2021 年度からは、プロジェクトで開発した革新材料、革新的接合技術により、自動車部材の軽量化を実証するテーマ（テーマ 42-V）を実施した。

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目① 「マルチマテリアル 技術開発」						(1)マルチマテリアル設計技術開発				
									(2)マルチマテリアルボディの 検討・試作	

図 2-3a 「マルチマテリアル設計技術開発」のスケジュール

テーマ番号	テーマ名	METI	NEDO								
		第1期			第2期		第3期			第4期	
		2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
49	マルチマテリアル設計技術開発 (FS研究)					FS→59					
59	マルチマテリアル車体軽量化に関わる革新的設計技術の開発						49→				
42-V	マルチマテリアルボディの試作										

図 2-3b 「マルチマテリアル設計技術開発」のテーマ推移

## (2)研究開発項目②「接合技術開発」

本研究開発項目では、中高炭素鋼を含む超ハイテン鋼やチタン材といった難接合材の同種接合、鋼板／アルミニウム、金属／CFRP 間等の異種接合、に適用できる革新的な固相摩擦撈拌接合技術の開発、超ハイテン鋼の溶融接合技術、鋼板/アルミニウムのスポット溶接技術等を開発した。また、異種接合固有の電食や熱歪みに関する評価技術の開発を行った。

第 1 期末（2015 年度）より異材接合に対応するための構造材料用接着技術の開発を開始した（テーマ 53）。

第 2 期より、摩擦撈拌接合を中高炭素鋼／中高炭素鋼接合技術の共通基盤技術として開発した（テーマ 46）。

さらに、第 3 期・第 4 期においては、マルチマテリアルで軽量化を図ることを想定し、マルチマテリアル接合技術の基盤研究を実施し（テーマ 64、64B）、またマルチマテリアル設計技術との連携も図った。また、幾つかのテーマについては、テーマを統合し、技術の融合を図った（テーマ 02+21+22→02、テーマ 04+08→33）。

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目② 「接合技術開発」	①チタン／チタン連続接合技術の開発									
	②中高炭素鋼／中高炭素鋼接合技術の開発					②中高炭素鋼／中高炭素鋼接合技術の開発				
	③鋼材／アルミニウムの接合技術の開発(スポット接合技術)					③鋼材／アルミニウムの接合技術の開発(スポット接合技術)				
	④アルミニウム／CFRP接合技術の開発					④アルミニウム／CFRP接合技術の開発				
	⑤鋼材／CFRP等樹脂接合技術の開発					⑤鋼材／CFRP等樹脂接合技術の開発				
							⑥構造材料用接着技術の開発			

図 2-4a 「接合技術開発」のスケジュール

テーマ番号	テーマ名	METI		NEDO							
		第1期			第2期		第3期			第4期	
		2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
1	アルミニウム／CFRP接合技術の開発						終了				
2	残留γ相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発							+21, 22			
3	中高炭素鋼の革新的接合技術の開発						終了				
4	中高炭素鋼板のPHMによる実用FSW技術の開発						→33				
5	アルミニウム／異種材料の点接合技術										
6	中高炭素鋼／中高炭素鋼のフリクションスポット接合技術の開発						終了				
7	鋼材／CFRP等樹脂材料の接合技術開発						終了				
63	鋼板と樹脂材料の革新的接合技術及び信頼性評価技術の開発										
8	難接合性材料の接合技術の開発						→33				
9	水和物架橋低温接合技術の開発				終了						
33	革新的FSWによる超ハイテン接合部材の開発							4+8→			
45	構造用接着技術に関するFeasibility Study			FS	→53						
53	構造材料用接着技術の開発					45→					
46	摩擦接合共通基盤研究										
55	マルチマテリアル接合技術の基盤研究 (FS研究)						FS				
64	マルチマテリアル接合技術の基盤研究										
64B	マルチマテリアル接合技術における継手性能データベースの構築										

図 2-4b 「接合技術開発」のテーマ推移

### (3)研究開発項目③「革新的チタン材の開発」

本研究開発項目では、生産性を向上した新規のチタン製錬技術やチタン材加工技術開発（製錬・溶解・熱延工程を革新的に短縮した高機能チタン薄板製造技術開発、連続一貫製造プロセス技術など）を行うとともに、チタン材の構造制御や不純物濃度低減技術等による高機能チタン材の開発を行った。高品質なスポンジチタンの製造技術を開発し、それを用いて圧延工程を短縮、チタン薄板の製造リードタイム短縮を可能とした。また、高被削性チタン合金、高成形性純チタン板を開発した。

チタン新製錬技術開発では、電析により高品質なチタン箔をA4サイズで取得することに成功した。

いずれも第3期で技術的な目処が付き、各社技術を持ち帰って実用化を目指すこととなり、本研究開発項目は第3期で終了した。

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目③ 「革新的チタン材の開発」	① 製錬・溶解・熱延工程を革新的に短縮した高機能チタン薄板製造技術開発					① 製錬・溶解・熱延工程を革新的に短縮した高機能チタン薄板製造技術開発				
	② チタン材連続一貫製造プロセス技術開発					② チタン材連続一貫製造プロセス技術開発				
	③ チタン新製錬技術開発					③ チタン新製錬技術開発				

図 2-5a 「革新的チタン材の開発」のスケジュール

	テーマ番号	テーマ名	METI		NEDO								
			第1期			第2期		第3期		第4期			
			2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	
研究開発項目③ 革新的チタン材の開発	10	チタン材一貫製造プロセス技術開発										終了	
	11	チタン薄板の革新的低コスト化技術開発										終了	
	12	高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発			11に統合								

図 2-5b 「革新的チタン材の開発」のテーマ推移

#### (4)研究開発項目④「革新的アルミニウム材の開発」

本研究開発項目では次世代航空機や自動車等の輸送機器への適用を目指した革新的アルミニウム材の開発を行った。具体的には、アルミニウム材の構造制御技術等を確立することで、強度や延性を向上させた革新的なアルミニウム材を実現することを目指した。主として次世代航空機への適用を目指した、ねじり鍛錬加工による高強度・高靱性アルミニウム材の開発では、小スケールでは目標を達成したものの、スケールアップに苦戦した。自動車用途としては、Sc添加のアルミニウム材を開発し、フロントサイトメンバー、サイドシルを試作した（テーマ13）。

また、海外メジャー企業並みの低価格を実現できる新規アルミニウム材製造プロセスとして、イオン液体を用いた電析による新規製錬技術の開発を目指し研究開発を開始したが、EV化の急速な進展により、アルミスクラップの出口としてのエンジン用途の数量減が懸念されるようになり、用途をアップグレードリサイクルに変更してイオン液体を用いた電析技術の開発を行った（テーマ14）。

複層アルミ合金の開発では、組成の異なるアルミ合金を積層することにより、成形前は高延性で成形後は高強度となる革新的アルミニウム材の開発を行った（テーマ21）。2019年度より接合テーマへ移行し、鋼板／アルミニウムの組合せによる接合性の確認を行った。

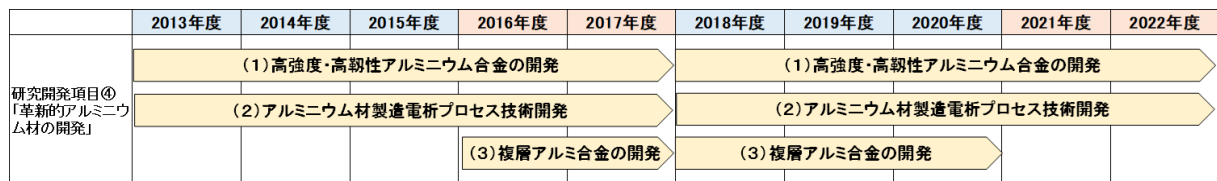


図 2-6a 「革新的アルミニウム材の開発」のスケジュール

	テーマ番号	テーマ名	METI		NEDO							
			第1期			第2期		第3期			第4期	
			2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
研究開発項目④ 革新的アルミニウム材の開発	13	高強度アルミニウム合金を用いた自動車部品の開発										
	14	アルミニウム材新製造プロセス技術開発										
	21	複層アルミ合金の開発						→2				

図 2-6b 「革新的アルミニウム材の開発」のテーマ推移

**(5)研究開発項目⑤「革新的マグネシウム材の開発」**

本研究開発項目では、革新的マグネシウム材による高速鉄道車両の実現を目指して、可燃性や難加工性といった欠点を克服するため、マグネシウム材の組織制御により強度や延性、難燃性などの材料特性を向上させたレアアースフリーマグネシウム材の開発を行い、また、大型展伸材を製造するための革新的製造プロセス技術等の開発、マグネシウム材の特性評価技術開発及び及び利用のための接合技術開発を併せて行った。

プロジェクト前半は主にこれら要素技術の開発を行いながら、少しずつ大型の構造体の試作を行った。2015年度、2016年度には鉄道車両の側パネル（窓部を含む車両の側面）、2017年度には新幹線同一断面積で幅1mのモックアップ構体を試作した。後半の2018年度～2020年度には長さ5mのモデル構体を試作して気密疲労試験を行い、2021年には車両の床材を試作し新幹線試験車両に搭載した（テーマ15～20、34、35）。

また、第3期の2018年度より自動車用途に向けた材料開発、技術開発を開始し、2022年度にはマグネシウム製ボンネットフードを試作した（テーマ35）。

さらに、第3期より疲労特性を始めとする長期性能を予測するためMI（マテリアルズ・インテグレーション）システムを適用し、上記性能を予測するためのモジュール及び統合されたワークフローの構築を行った。（テーマ60）

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目⑤ 「革新的マグネシウム材の開発」	① 易加工性マグネシウム材の開発									
	② 高強度マグネシウム材の開発					⑤ 革新的マグネシウム材の開発および長期性能評価				
	③ マグネシウム材の評価手法の開発									
					④ マグネシウム材の接合技術					
						⑥ マグネシウム製高速車両構体の開発				
						⑦ マグネシア材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション(MI)活用技術開発				

図 2-7a 「革新的マグネシウム材の開発」のスケジュール

テーマ番号	テーマ名	METI	NEDO									
			第1期			第2期		第3期			第4期	
			2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
15	難燃性マグネシウム合金の信頼性(疲労・破壊・難燃性)評価						→34、35					
16	易加工性マグネシウム材(押出材)の開発及び高強度マグネシウム材(厚板)作製の基礎的検討						→34、35					
17	高強度マグネシウム材(薄板)の開発						→34、35					
18	高強度マグネシウム材(押出材)の開発						→34、35					
19	難燃性マグネシウム合金の耐食技術の開発						→34、35					
20	難燃性マグネシウム合金の接合技術の開発						→34、35					
34	革新的マグネシウム材の開発および信頼性評価								35に統合			
35	革新的マグネシウム材の鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発											
50	Mg材の性能・寿命に関するMI(マテリアルズインテグレーション)活用技術開発(FS研究)							FS→60				
60	マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション(MI)活用技術の開発								50→			

図 2-7b 「革新的マグネシウム材の開発」のテーマ推移

## (6)研究開発項目⑥「革新鋼板の開発」

本研究開発項目では、プロジェクト開始当時主流であった引張強度 590MPa、伸び 20%の鋼板に対し、引張強度 2.5 倍の 1470MPa (1.5GPa) 以上で伸びは同等の 20%以上の革新鋼板を開発することを目標とした。その際、レアメタル添加量は極力低く抑え、炭素を有効利用する次世代中高炭素鋼板の開発を目標とした。鋼板製造工程を精密制御し、レアメタルに代えて鋼材中の既存軽元素が強度や延性などの特性に及ぼす機能を最大限に発現させる技術や、鋼材中の結晶粒微細化・組織制御技術などの各種アプローチの高度化を図った。当初計画では 10 年間で上記目標を達成する予定であったが、鋼材開発は 5 年前倒しで 2017 年度には基本的な技術が完成した（テーマ 22～24）。

また同時に、中高炭素鋼開発に貢献する革新的な解析・評価技術の開発を並行して行った。具体的には、中性子や放射光、電子線等を用いて、中高炭素鋼中の固溶炭素分布状態や、熱処理や加工プロセスにおける鋼微細組織変態挙動の動的解析技術等の開発を行った（テーマ 22～24）。

複層鋼板による高強度化、高延性化の検討も行ったが、上記鋼材開発が順調に進み、そちらに注力するため、第 1 期（2013 年度～2015 年度）で検討を終了した。層間の元素移動等に関する情報を取得した（テーマ 25、26）。

鋼材開発では鉄鋼 3 社がそれぞれ独自の技術で目標を達成したが、評価・解析技術は協調テーマとして個社のテーマから切り出し、検討を行った。具体的には、中性子による構造材料解析技術、腐食解析技術、遅れ破壊（水素脆化）評価技術である。中性子による構造材料解析技術では、2014 年度末に調査委員会を設置し、2 年間 FS 研究を実施した後、2017 年度から鉄鋼以外の材料や接合・接着も対象とし、小型中性子装置の建設も含めたテーマとして実施した（テーマ 52：戦略・基盤研究テーマ）。

2018 年度からは（FS 研究を前年の 2017 年度より）、高強度鋼板の実使用で心配となる腐食と遅れ破壊（水素脆化）に関する研究開発を協調テーマとして開始した。腐食については、腐食の起点に関する情報を極微小領域で計測する技術や、腐食生成物を計測する技術の開発を行った（テーマ 61）。遅れ破壊（水素脆化）については、超高強度薄鋼板の遅れ破壊（水素脆化）特性を適切に評価するための技術開発を行った（テーマ 62）。水素脆化については、非破壊で鋼材内部のき裂進展を計測できる装置を導入し、水素脆化現象の解明に資する体制を整えた（テーマ 66）。

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目⑥ 「革新鋼板の開発」	(1)高強度高延性中高炭素鋼の開発					(1)高強度高延性中高炭素鋼の開発				
	(2)中高炭素鋼の解析・評価手法の開発					(2)中高炭素鋼の解析・評価手法の開発				

図 2-8a 「革新鋼板の開発」のスケジュール



	テーマ番号	テーマ名	METI		NEDO								
			第1期			第2期		第3期			第4期		
			2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	
研究開発項目⑥ 革新鋼板の開発	22	残留γ高度制御革新鋼板の開発							→2				
	23	軽元素を有効に用いた革新鋼材の耐食性および成形性向上技術の開発											
	24	炭素活用による革新的加工性を有する超高強度鋼板の開発					終了						
	25	中高炭素鋼ベース高強度高延性複層鋼板の開発			終了								
	26	複層鋼板の界面構造解析と特性調査			終了								
	47	異相界面腐食解析の基盤技術開発(FS研究)						FS→61					
	61	超高強度鋼板の腐食挙動解析技術の開発							47→		終了		
	48	超高強度薄鋼板の水素脆化に関する研究基盤技術開発(FS研究)						FS→62					
	62	超高強度薄鋼板の水素脆化挙動評価技術の開発							48→		終了		
66	鉄鋼信頼性評価技術開発												

図 2-8b 「革新鋼板の開発」のテーマ推移

(7)研究開発項目⑦「熱可塑性CFRPの開発」

本研究開発項目では、炭素繊維と熱可塑性樹脂を直接混練してプレスし熱可塑性CFRP成形品を作製するLFT-Dと称する技術開発(テーマ27)と、炭素繊維と熱可塑性樹脂からなる中間基材(シートやテープ)を用いてプレス成形品を作製する技術開発(テーマ28)を行った。なお、テーマ28は2008年度～2012年度に実施したサステナブルハイパーコンポジット技術の開発の成果をベースとしてしている。

また、それぞれのテーマの中で、CFRTPから炭素繊維を取り出すリサイクル技術、取り出したリサイクル炭素繊維を利用する技術の開発も行った。リサイクル炭素繊維の利用拡大には、標準的な評価技術が必要であり、2019年度よりリサイクル炭素繊維評価技術の開発(テーマ27B)を実施し、標準化にも取り組んだ。

プロジェクト後半では、テーマ28で開発した技術をテーマ27に取り入れたり、熱可塑性CFRPと熱硬化性CFRPのハイブリッド技術の検討(テーマ27C)を行った。

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目⑦ 「熱可塑性CFRPの開発」	(1)熱可塑性CFRPと金属材料との接合技術開発									
	(2)熱可塑性CFRPの開発及び構造設計・加工技術の開発					(2)熱可塑性CFRPの開発及び構造設計・加工技術の開発				
									(3)超軽量CFRTP/CFRPハイブリッド部材の開発	

図 2-9a 「熱可塑性CFRPの開発」のスケジュール

	テーマ番号	テーマ名	METI		NEDO								
			第1期			第2期		第3期			第4期		
			2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	
研究開発項目⑦ 熱可塑性CFRPの開発	27	熱可塑性CFRPの開発及び構造設計・応用加工技術の開発											
	27B	リサイクル炭素繊維の評価技術開発											
	54	低圧・超高速CFRP成形技術の開発(FS研究)						FS	→27C				
	27C	超軽量CFRTP/CFRPハイブリッド部材の開発								54→			
	28	熱可塑性CFRPの開発及び構造設計・加工基盤技術の開発					終了						

図 2-9b 「熱可塑性CFRPの開発」のテーマ推移

### (8)研究開発項目⑧「革新炭素繊維基盤技術開発」

本研究開発項目は、2011年度に経済産業省から東京大学への委託で研究開発が開始された。2014年度にNEDOに移管され、NEDOから東京大学へ委託して研究開発を実施した。2016年度には、新構造材料技術研究組合（ISMA）への委託となり、2020年度まで実施した。

本研究開発項目では、我が国の炭素繊維の国際優位性を維持し、かつ、国内における炭素繊維の利用産業の競争力強化を図っていくため、環境負荷が少なく、かつ、生産性が大きく向上する新たな炭素繊維製造プロセスの開発を目指した。

具体的には、耐炎化工程を省略できる新規前駆体開発、炭化工程をマイクロ波に代替することなどにより、消費電力及びCO<sub>2</sub>排出量を半減するとともに、製造速度を向上し生産効率を引き上げる炭素繊維製造プロセスの開発を行った。

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目⑧ 「革新炭素繊維基盤技術開発」	(1)新規炭素繊維前駆体化合物の開発					(1)新規炭素繊維前駆体化合物の開発				
	(2)炭化構造形成メカニズムの解明					(2)炭化構造形成メカニズムの解明				
	(3)炭素繊維の評価手法開発、標準化									

図 2-10a 「革新炭素繊維基盤技術開発」のスケジュール

	テーマ番号	テーマ名	METI		NEDO							
			第1期			第2期		第3期		第4期		
			2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
研究開発項目⑧ 革新炭素繊維基盤技術開発	東大	革新炭素繊維基盤技術開発	東京大学へ委託									
	51	革新炭素繊維基盤技術開発				東大→ISMA				終了		

図 2-10b 「革新炭素繊維基盤技術開発」のテーマ推移

### (9) 研究開発項目⑨ 「戦略・基盤研究」

本研究開発項目では、革新的新構造材料等研究開発の効果的な推進に繋げることを目的に、当初テーマ 29～32 の 4 テーマを設定し、材料、部品、自動車や航空機などのメーカーや、全材料を横断的に見渡せる有識者へのヒアリング、内外の技術動向や政策支援の調査、新しい技術の可能性調査（FS）、基盤研究など、本研究開発の方向性検討に必要な調査を全般的に行った。2015年度にはテーマ 41～43 の 3 テーマに再編した。テーマ 42「材料・接合等技術動向調査研究」では、各種調査及び調査委員会を開催し、革新的な材料開発に必要な新規テーマを立ち上げた。それらテーマのうち、研究開発項目①～⑧に属さない共通的なテーマは本研究開発項目として実施した。中性子による構造材料解析技術（テーマ 52）、マルチマテリアル腐食・防食評価技術（テーマ 65、65B）、LCA 評価技術（テーマ 42-II）、拠点形成（テーマ 42-III）である。

通常、研究開発プロジェクトが終了すると、その成果はプロジェクト参加各社が持ち帰ってそれぞれ事業化を目指すことになるが、本プロジェクトでは協調テーマも多く、それらの成果をプロジェクト終了後も維持・発展させ広く活用することを目指して、2021年度、2022年度の2年間を使ってデータ等活用拠点の形成を進めた（テ

マ 42-III)。

また、テーマ 42 では、毎年度成果報告会を開催し、本プロジェクトの活動及び成果を広く一般社会に広報した。

	2013年度	2014年度	2015年度	2016年度	2017年度	2018年度	2019年度	2020年度	2021年度	2022年度
研究開発項目⑨ 「戦略・基盤研究」	(1)新構造材料の動向調査・技術・研究戦略					(1)新構造材料の動向調査・技術・研究戦略				
	(2)共通基盤技術の調査研究					(2)共通基盤技術の調査研究				
						(3)中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発				
						(4)低圧・超高速CFRP成形技術の開発				

図 2-11a 「戦略・基盤研究」のスケジュール

テーマ番号	テーマ名	METI	NEDO										
			第1期		第2期		第3期		第4期				
			2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	
29	新構造材料の技術・研究戦略												
30	技術動向調査分析												
31	高分子複合材料技術開発動向調査												
32	共通基盤技術の研究調査												
41	非鉄金属先端研究												
42	材料・接合等技術動向調査研究												
43	計測解析評価研究												
56	新材料の材料代替効果定量技術の開発(FS研究)							FS→42-2					
42-II	材料・接合等技術動向調査研究(新材料の材料代替効果定量技術の開発)								56→				
58	マルチマテリアル信頼性設計技術に関する調査研究(FS研究)							FS→42-3					
42-IV	材料・接合等技術動向調査研究(異種軽金属接合部材信頼性評価の基盤技術開発)								58→				
42-III	材料・接合等技術動向調査研究(データ等活用拠点計画、2021年度よりデータ等活用拠点) ①AISTマルチマテリアル信頼性拠点、②大阪大学接合技術拠点、③NIMS鉄鋼信頼性拠点、④名古屋大学NCC拠点、⑤京都大学CAE拠点								58→				
44	中性子線による構造材料解析技術のFeasibility Study				FS								
52	中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発								44→				
57	超高強度化材料の潤滑加工性向上と異種材料接合部の塗装後耐食性向上技術の開発(FS研究)								FS→65				
65	マルチマテリアル車体における防食表面処理評価技術の開発									57→			
65B	マルチマテリアル車体におけるガルバニック腐食のシミュレーション技術の開発												

図 2-11b 「戦略・基盤研究」のテーマ推移

### 2.1.2 研究開発予算

表 2-1 に本事業の予算を示す。2013 年度から本事業はスタートしているが、2013 年度のみ経済産業省の直執行事業として活動し、2014 年度から NEDO にて管理する事業となっている。適宜、開発促進財源投入（加速）を行い、研究事業の加速を実施した。当初予算 343 億円（経産省直執行含む）、加速 34 億円、10 年間で計 377 億円であった。

表 2-1 本事業の予算（単位：百万円）

年度 研究開発項目	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	合計
新構造材料技術	2,212	3,780	3,496	3,708	3,544	3,512	2,827	2,738	2,536	2,400	30,753
熱可塑性CFRP	830										830
革新炭素繊維	918	980	804								2,702
合計	3,960	4,760	4,300	3,708	3,544	3,512	2,827	2,738	2,536	2,400	34,285
加速			1,570		185			882	483	288	3,408

2013 年度に経済産業省で事業がスタートしたときには、金属材料・接合技術、熱可塑性 CFRP、革新炭素繊維の 3 つの分野別々であったが、2014 年度に NEDO に移管されるときに金属材料・接合技術と熱可塑性 CFRP が 1 つとなり、2016 年度からは革新炭素繊維も加わり 1 つのプロジェクトとなった。

## 2.2 研究開発の実施体制

本事業は、2013 年度に経済産業省の直執行事業としてスタートした。その後、2014 年度からプロジェクトの円滑なマネジメントを行うために NEDO へ移管され、その際に軽量構造材料の素材となる炭素繊維の研究開発も委託事業の一部として加わり研究開発を推進している。

図 2-12 に事業全体の実施体制を示す。本プロジェクトに参加した全実施者を記載している。テーマ毎の実施体制は 3.研究開発成果についてに記す。なお、革新炭素繊維基盤技術研究については、2014 年度、2015 年度は東京大学に委託して実施した。

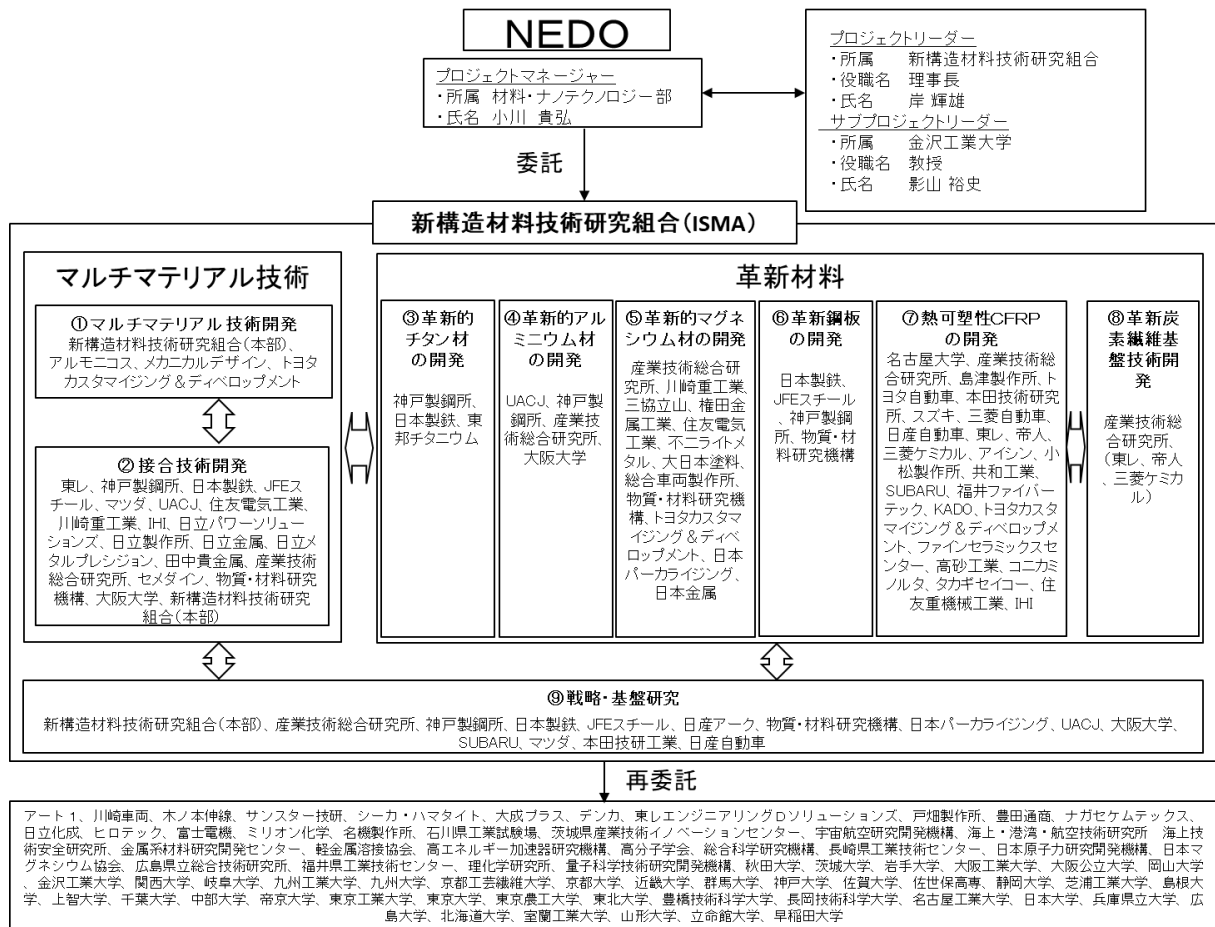


図 2-12 革新的新構造材料等研究開発プロジェクト実施体制

PL : 新構造材料技術研究組合 理事長 岸 輝雄 (2014/10~2023/現在)

SPL : 学校法人金沢工業大学 教授 影山 裕史 (2019/7~2023/現在)

国立大学法人東京大学 教授 影山 和郎 (2014/10~2018/3)

国立大学法人東京大学 教授 武田 展雄 (2018/6~2019/3)

PM : NEDO 材料・ナノテクノロジー部 主査 小川 貴弘 (2020/4~2023/現在)

材料・ナノテクノロジー部 主査 今西 大介 (2014/4~2017/1)

材料・ナノテクノロジー部 主査 宮本 一夫 (2017/2~2018/3)

材料・ナノテクノロジー部 主査 斉藤 英紀 (2018/4~2020/3)

## 2.3 研究開発の運営管理

### ①研究開発の進捗把握・管理

研究開発全体の管理・執行に責任を有する NEDO は、経済産業省及び研究開発実施者と密接な関係を維持しつつ、本事業の目的及び目標に照らして適切な運営管理を実施した。具体的には、必要に応じて、技術推進委員会等における外部有識者の意見を運営管理に反映させる他、随時、プロジェクトの進捗について報告を受けること等により進捗の確認及び管理を行った。また、全体の最終目標の効率的かつ効果的な研究開発の早期達成のため、(新たな課題の対応も含む) 関連技術や市場の動向を随時把握し、最新の技術や知見を取り込むこととし、毎年度、実施方針に掲げられた研究開発プロジェクトの目標や研究開発の内容を評価し、必要に応じて変更した。早期実用化が可能と認められた研究開発については、期間内であっても研究を完了させ、実用化へ向けた実質的な研究成果の確保と普及に努めた。

### ②技術分野における動向の把握・分析

NEDO は、プロジェクトで取り組む技術分野について、内外の技術開発動向、政策動向、市場動向等について調査し、プロジェクト運営に生かすと共に、報告会を開催し広く一般に情報提供を行った(2014 年度、2017 年度、2021 年度に調査を実施し、次年度に報告会を行った)。

### ③ステージゲート方式の実施

研究開発を効率的に推進するため、ステージゲート方式を適用した。NEDO は、経済産業省と密接に連携し、外部有識者による審査を活用し、次年度以降の研究開発テーマの継続是非、新規テーマの妥当性等を検討しプロジェクト運営に生かした。

表 2-2 外部有識者による審査(技術推進委員会)の実績

年度	開催日	審議テーマ数	備考
2014	12月10、11、12日	34	
2015	12月9、10、11日	33	第1期中間評価
2016	11月30日、12月1、2日	32	
2017	10月3、4、5日	35	第2期中間評価
2018	12月3、4、5日	28	
2019	12月2、3、4日	28	
2020	11月9、10、11日	29	第3期中間評価
2021	12月8、9、10日	27	

新規テーマ(テーマ統合等改変テーマは除く)の実施に当たっては、公募を実施した(テーマ52、53、59、60、61、62、63、65)。

## 2.4 研究開発成果の実用化・事業化に向けたマネジメントの妥当性

2013 年度に経済産業省において本プロジェクトが開始された時には、10 年かけて高強度・軽量材料の開発、接合技術の開発を行うという個別材料、技術の開発の側面の多いプロジェクトであった。しかしながら、地球温暖化を防止するための CO<sub>2</sub> 削減の必要性はますます強まり、本プロジェクトにおいても、高強度・軽量材料の開発はプロジェクト前半で極力完了または目途をつけ、後半はこれら高強度・軽量材料をマルチマテリアルで使いこなすための、接合技術、部材の設計技術、評価技術の開発、部材での実証へと移行するべく、テーマの終了、統合、新規テーマの立ち上げを行った。

特に、2017 年度末には新たな研究開発項目として「マルチマテリアル設計技術開発」を設定し、2018 年度より「マルチマテリアル車体軽量化に関わる革新的設計技術の開発」（テーマ 59）というテーマを開始した。自動車関連団体の技術者を推進委員会の委員とするなど、出口ユーザーの声を聞きながら実施した。

2021 年度からは「マルチマテリアルボディの検討・試作」（テーマ 42-V）を実施し、開発材料、接合・接着技術を用いて自動車部材を試作した。これらは、2022 年度の展示会（オートモーティブワールド 2023「第 13 回クルマの軽量化技術展」、nano tech 2023「第 22 回国際ナノテクノロジー総合展・技術会議」）にて展示し、成果のアピールとユーザーの獲得に努めた。

また、高速鉄道を出口とする革新的マグネシウム材の開発においては、当初より鉄道会社をアドバイザーとし、意見交換をしながら研究開発を実施した。そして、2021 年度には、難燃性マグネシウム製床材を新幹線試験車両へ登載し、走行試験に供した（NEDO ニュースリリース 2022 年 4 月 4 日、難燃性マグネシウム合金製の床板を新幹線試験車両に適用し、性能試験を実施、[https://www.nedo.go.jp/news/press/AA5\\_101528.html](https://www.nedo.go.jp/news/press/AA5_101528.html)）。

知的財産権については、「未来開拓研究プロジェクト（革新的新構造材料等技術開発）成果管理方針」に基づき、「革新的新構造材料等研究開発プロジェクトにおける知財マネジメント基本方針」を制定し、知的財産権については原則技術研究組合の組合員に帰属させることとし、成果の実用化を促した。技術研究組合においては知的財産権取扱規定、知財委員会を整備し、成果の実用化に支障が生じないようにしている。原則として、出願を奨励し、外国出願（PCT 出願）も積極的に出願する方針で運営したが、分野によっては出願による情報の公知化が競合（特に国外）を利することもあるため、慎重に行った。

標準化については、本プロジェクトで直接標準化活動を行う事はないが、本プロジェクトで得られた成果が標準化を担う団体に提供され活用されることを前提にプロジェクト運営を行った。リサイクル炭素繊維の評価技術、新規マグネシウム合金、腐食評価技術等で標準化提案を行っている。

## 3. 情勢変化への対応

事業の運営管理として、研究開発の進捗状況や技術推進委員会の結果を踏まえ、研究開発事業の見直し、新規テーマの導入を随時行った。2017 年度については、「中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発」及び「構造材料用接着技術の開

発」の2テーマを、2018年度には「マルチマテリアル車体軽量化に関わる革新的設計技術の開発」、「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション(MI)活用技術の開発」、「超高強度鋼板の腐食挙動解析技術の開発」、「超高強度薄鋼板の水素脆化挙動評価技術の開発」、「鋼板と樹脂材料の革新的接合技術及び信頼性評価技術の開発」の5テーマを、2019年度には「マルチマテリアル車体における防食表面処理評価技術の開発」の1テーマを新規に採択した。

また、2015年のパリ協定の採択により、更なるCO<sub>2</sub>の削減、自動車においては更なる燃費向上によるCO<sub>2</sub>排出量の削減が求められるようになった。これを受けて、自動車車体の軽量化に対する要求はますます強くなり、本プロジェクトにおいては材料開発は早期に完成させ、社会実装を加速させるため、実使用時の特性評価技術の開発や部材での実証へとテーマの再編を行った。

#### 4.中間評価結果への対応

表 2-3 2015年度中間評価での指摘事項と対応状況

カテゴリー	指摘事項	対応状況
事業の位置付け・必要性	なし。	—
研究開発マネジメント	①世界的な開発動向を調査し、目標値を見直すこと。 ②企業間でシナジー効果が生まれるよう、連携強化すること。	①毎年各研究分野の世界技術レベルの定点調査を実施している。 ②革新チタン材料で、スポンジチタン開発と薄板プロセス開発を統合し、垂直連携テーマとした。 革新鋼板分野で、素材の腐食、水素脆性等の協調テーマを開始した。 中高炭素鋼の接合技術分野は、大阪大学接合研を中心とした体制に統合した。
研究開発成果	③目標の早期達成が見込めるテーマは、計画変更を考慮すること。 ④今後、国際標準化・規格化等の検討が望まれる。	③革新鋼板分野は成果が顕著であり、最終目標を5年前倒しの2017年度末に再設定した。 ④素材研究開発分野毎、推進している。
成果の実用化・事業化	⑤早期にユーザー側企業と連携し、開発対象の目標レベルや必要時期、コストなどを具体化すること。	⑤革新鋼板分野は実用化を早々に進めるためプロジェクトからの卒業を促す。 プロジェクト内にユーザー企業を取り込むとともに、外部専門家を招へいし目標レベルを見直している。



表 2-4 2017 年度中間評価での指摘事項と対応状況

カテゴリー	指摘事項	対応状況
事業の位置付け・必要性	指摘事項なし	—
研究開発マネジメント	<p>各素材のテーマ設定は良好であるが、各素材間の連携について不明な部分があるため、リアルタイムで情報共有をしながら、方針決定と実行、そして評価に基づいて軌道修正できるように、全体を俯瞰しつつ、かつ小回りのきくマネジメントが望まれる。</p>	<p>「戦略基盤」研究の中で素材を超えた連携を推進してきた。「マルチマテリアル技術開発」を「戦略基盤」から特出しし、推進する過程で、異種材料のデータを集約するとともに連携を強化する取り組みを行っている。また、素材ごとに別々だった開発テーマを1つの部材開発テーマに集約するなど連携を図った。</p>
研究開発成果	<ul style="list-style-type: none"> <li>・最終的に材料を利用するユーザーがメンバーとして積極的に係わっている分野とそれほど明確でない分野があるため、横串を通す役割を担っていると考えられる「戦略基盤」と協力して、最終材料使用ユーザーとの連携についても更なる推進をはかってほしい。</li> <li>・各テーマの目標設定については、トップクラスの材料の創製を目指しているが、プロジェクトの後半では、最終的な目標である軽量化とコスト低減に向けて、ユーザーニーズをよく勘案し、材料特性バランスや開発コストの面から見直したほうが良い。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・従前からユーザーとの連携を進めてきた所であるが、「構造体接合部の設計・評価」テーマを新規に立ち上げ、自動車メーカーと材料メーカーが協調する仕組みを強化するという方針の下、自動車メーカーの技術者を委員とする委員会を設置し連携を図っている。</li> <li>・プロジェクト後半では、実用化により力点を置き、ユーザーニーズを勘案した開発内容・目標値に修正した。具体的には研究開発項目として「マルチマテリアル技術開発」を追加し、マルチマテリアルでの軽量化手法の検討を行っている。</li> </ul>
成果の実用化・事業化	<ul style="list-style-type: none"> <li>・最終製品ユーザーとの関わりが薄いと感じるテーマもみられるため、「戦略基盤」などとも連携して、実用化・事業化に向けた検討を推し進めるべきである。</li> <li>・材料開発が進展してきたため、ユーザー企業に対して、より具体的に形状や設計に必要な物性値、材料の必要時期等を確認すべきである。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・従前からユーザーとの連携を進めてきた所であるが、「構造体接合部の設計・評価」テーマを新規に立ち上げ、自動車メーカーと材料メーカーが協調する仕組みを強化するという方針の下、自動車メーカーの技術者を委員とする委員会を設置し連携を図っている。</li> <li>・マルチマテリアル設計を推進する中で、自動車メーカーからの必要情報取得を推進するため、自動車メーカーの技術者を委員とする委員会を設置した。</li> </ul>

表 2-5 2020 年度中間評価での指摘事項と対応状況

カテゴリー	指摘事項	対応状況
事業の位置付け・必要性	指摘事項なし	—
研究開発マネジメント	<p>【1】ユーザーが関与する体制を構築しているとは言い切れず、差別化が有望視できる検査技術の開発や残留応力の評価手法などが、他のテーマに十分に展開（応用）されていないなど、実施者間の連携関係が十分に明確だったとは言い難い。</p> <p>【2】「材料」「接合」「トポロジー最適化」「実装」での各要素および横串での「コスト設計」が明確でなく、推定できる範囲でも、今後は明示することが望まれる。</p>	<p>【1】これまでもマグネシウム製車両構体の開発では材料メーカーに加え、車両を製造している川崎重工業、総合車両製作所も加わり体制を構築している。また、マルチマテリアル設計技術開発とマルチマテリアル防食評価技術の開発では自動車技術会の委員を有識者として、ユーザー視点を取り入れマネジメントを行ってきた。第4期からは自動車の部材や部分骨格において軽量化の検証を行う予定であり、ユーザー企業出身者が主体的に関与し、またテーマ間の成果を連携できる体制を構築する予定である。検査技術、評価手法等については、これまで各テーマを軸に検討を行っていたが、第4期は他のテーマに横展開するべくマネジメントを行っていく。</p> <p>【2】第4期から行う自動車の部分試作や部分骨格の試作を通して、可能な範囲でコスト設計を明確化していく。</p>
研究開発成果	<p>【3】成果は、事例実行の域にとどまり、定量的な評価が行われていない事業も見られた。これらの状況に対して、解決の方針は示されていたが、達成できなかった原因の分析は不十分であるように思われる。</p> <p>【4】報告書上では最も主幹となる、車体軽量化の50%の目標値の定義が明確でなく、今後、輸送機器の使用条件をどのように変更した上で、どの部分の質量を50%軽量化するのかの定義が必要と思われる。</p>	<p>【3】1年ごとに行われる技術推進委員会にて達成できなかった要因についても説明し外部委員からコメントをいただき次年度の目標設定に反映している。</p> <p>【4】2015年、2017年と2回にわたり自動車の車体軽量化シナリオについて調査事業を行なっている。軽量化の定義については、調査事業の結果等をもとにNEDO技術戦略研究センター作成の高機能材料（構造材料）分野の技術戦略（非公開）において考察がなされ、個別材料の目標に落とし込まれている。その目標をもとにプロジェクトの最終成果として各部品の試作評価、シミュレーションを行い、来年度行う調査事業にて今後の自動車車体軽量化の動向を参考に、軽量化における最適化案を最終の成果報告書に明示する。</p>

<p>成果の実用化・事業化</p>	<p>【5】技術の実用化に向けた戦略や具体的取組は確認できるが、それらを市場に提供するための事業化の計画及びマイルストーンの検討は見え難かった。これに伴い、市場への製品提供のための市場の要求分析、解決方針や経済的・社会的効果の分析及び予測について、十分であったとは言い難い。今後は、新構造材料技術研究組合（ISMA）を中心とした本プロジェクトで得られた成果を、我が国の産業に対して普及する体制づくりを立案していただきたい。</p>	<p>【5】事業化計画は各企業の戦略に基づくため公開しづらい。一方、市場要求や経済的・社会的効果の分析及び予測については、2017年度調査以降の社会情勢の変化を踏まえた調査を実施し、出口戦略に反映していく。産業界への普及については、すでにPJ内に鉄鋼メーカーや自動車メーカーが参画しており、実用化を見据えた研究開発を行っているところであるが、今後2年間では産業界への還元について、分野ごとに拠点化を進めデータの蓄積をはかるとともに、PJ終了後を見据えた具体的な検討を経産省と開始しているところである。</p>
-------------------	---	--

## 5.評価に関する事項

NEDO は、(1) 事業の位置付け・必要性、(2) 研究開発マネジメント、(3) 研究開発成果、(4) 実用化・事業化に向けての見通し及び取り組みの4つの評価項目について、外部有識者による中間評価及び事後評価を実施する。

中間評価は、プロジェクト期間の前半5年の中で3年目の2015年度及び5年目の2017年度に実施した。また後半5年も同様に3年目の2020年度に中間評価を行い、最終年度終了後に事後評価を実施する。なお、中間評価等の結果を踏まえ必要に応じプロジェクトの加速・縮小・中止、及び助成事業への移行等の見直しを迅速に行う。評価の時期については、当該研究開発に係る技術動向、政策動向や当該研究開発の進捗状況に応じて、前倒しする等、適宜見直すものとする。

2015年度、2017年度、2020年度の中間評価については以下の通り。

「革新的新構造材料等研究開発」（中間評価）

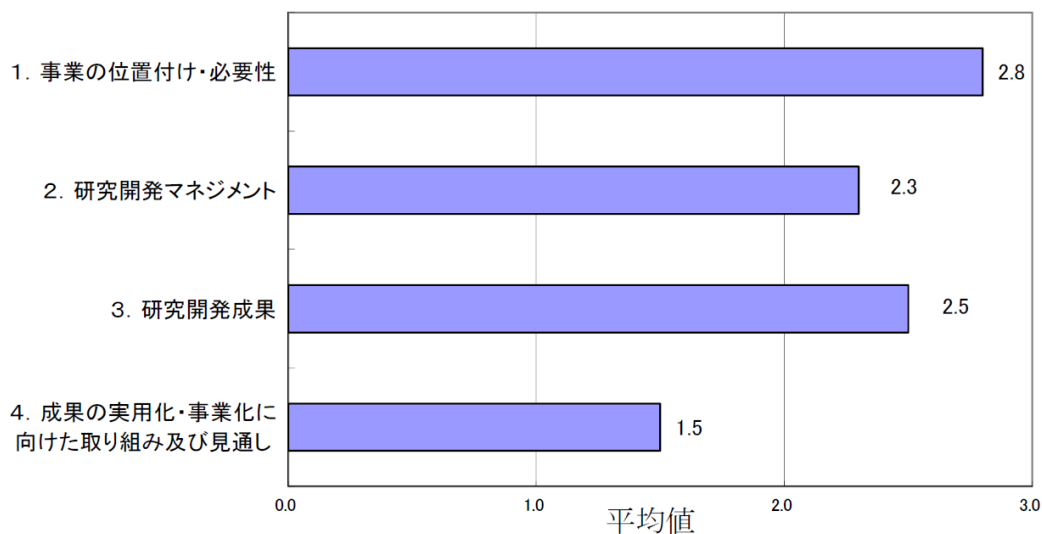
分科会委員名簿

(平成27年10月現在)

	氏名	所属、役職
分科 会長	おおくぼ みちのり 大久保 通則	日本大学生産工学部機械工学科 教授
分科 会長 代理	くぼ しろう 久保 司郎	摂南大学理工学部機械工学科 教授
委員	しみず かずみち 清水 一道	室蘭工業大学もの創造系領域機械工学ユニット 教授
	たかばし すすむ 高橋 進	日本大学生産工学部機械工学科 教授
	ひら ひろひと 平 博仁	大同大学工学部総合機械工学科 教授
	みうら ひろみ 三浦 博己	豊橋技術科学大学大学院機械工学専攻 教授

敬称略、五十音順

2015 年度中間評価結果



評価項目	平均値	素点 (注)					
		A	A	A	A	A	B
1. 事業の位置付け・必要性について	2.8	A	A	A	A	A	B
2. 研究開発マネジメントについて	2.3	B	A	A	B	A	C
3. 研究開発成果について	2.5	A	A	A	B	B	B
4. 成果の実用化・事業化に向けた取り組み及び見通しについて	1.5	B	B	B	C	C	C

(注) 素点：各委員の評価。平均値は A=3, B=2, C=1, D=0 として事務局が数値に換算し算出。

〈判定基準〉

- |                    |                                |
|--------------------|--------------------------------|
| 1. 事業の位置付け・必要性について | 3. 研究開発成果について                  |
| ・非常に重要 →A          | ・非常によい →A                      |
| ・重要 →B             | ・よい →B                         |
| ・概ね妥当 →C           | ・概ね妥当 →C                       |
| ・妥当性がない、又は失われた →D  | ・妥当とはいえない →D                   |
| 2. 研究開発マネジメントについて  | 4. 成果の実用化・事業化に向けた取り組み及び見通しについて |
| ・非常によい →A          | ・明確 →A                         |
| ・よい →B             | ・妥当 →B                         |
| ・概ね適切 →C           | ・概ね妥当 →C                       |
| ・適切とはいえない →D       | ・見通しが不明 →D                     |

2017 年度中間評価分科会

「革新的新構造材料等研究開発」

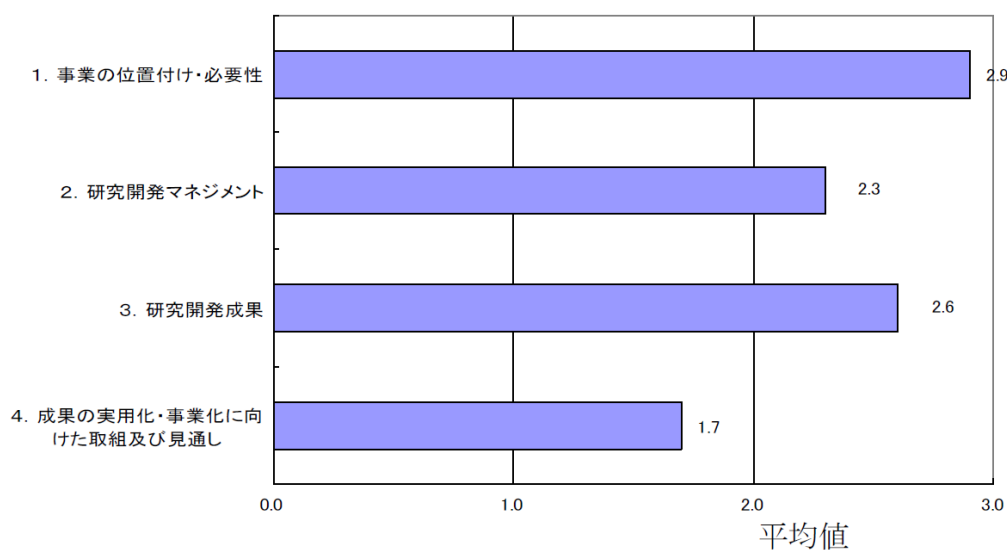
中間評価分科会委員名簿

(平成29年6月現在)

	氏名	所属、役職
分科会長	くぼ しろう 久保 司郎	摂南大学 理工学部 機械工学科 教授
分科会長 代理	たかはし すすむ 高橋 進	日本大学 生産工学部 機械工学科 教授
委員	おくだ あきのぶ 奥田 章順	株式会社三菱総合研究所 ものづくり革新事業センター 参与/チーフコンサルタント
	こばやし せんご 小林 千悟	愛媛大学大学院 理工学研究科 物質生命工学専攻 物性制御工学研究室 教授
	たなか かずと 田中 和人	同志社大学 生命医科学部 医工学科 教授
	ひら ひろひと 平 博仁	大同大学 工学部 総合機械工学科 特任教授
	まつだ けんじ 松田 健二	富山大学大学院 理工学研究部 ナノ・新機能材料学 域 ナノマテリアル・システムデザイン学系 教授

敬称略、五十音順

## 2017 年度中間評価結果



評価項目	平均値	素点 (注)							
		A	B	A	A	A	A	A	A
1. 事業の位置付け・必要性について	2.9	A	B	A	A	A	A	A	A
2. 研究開発マネジメントについて	2.3	B	C	A	B	B	A	A	
3. 研究開発成果について	2.6	A	B	A	A	B	B	A	
4. 成果の実用化・事業化に向けた取組及び見通しについて	1.7	B	C	B	B	B	C	B	

(注) 素点：各委員の評価。平均値はA=3、B=2、C=1、D=0として事務局が数値に換算し算出。

〈判定基準〉

1. 事業の位置付け・必要性について	3. 研究開発成果について
・非常に重要 →A	・非常によい →A
・重要 →B	・よい →B
・概ね妥当 →C	・概ね妥当 →C
・妥当性がない、又は失われた →D	・妥当とはいえない →D
2. 研究開発マネジメントについて	4. 成果の実用化・事業化に向けた取組及び見通しについて
・非常によい →A	・明確 →A
・よい →B	・妥当 →B
・概ね適切 →C	・概ね妥当 →C
・適切とはいえない →D	・見通しが不明 →D

2020 年度中間評価分科会

「革新的新構造材料等研究開発」

中間評価分科会委員名簿

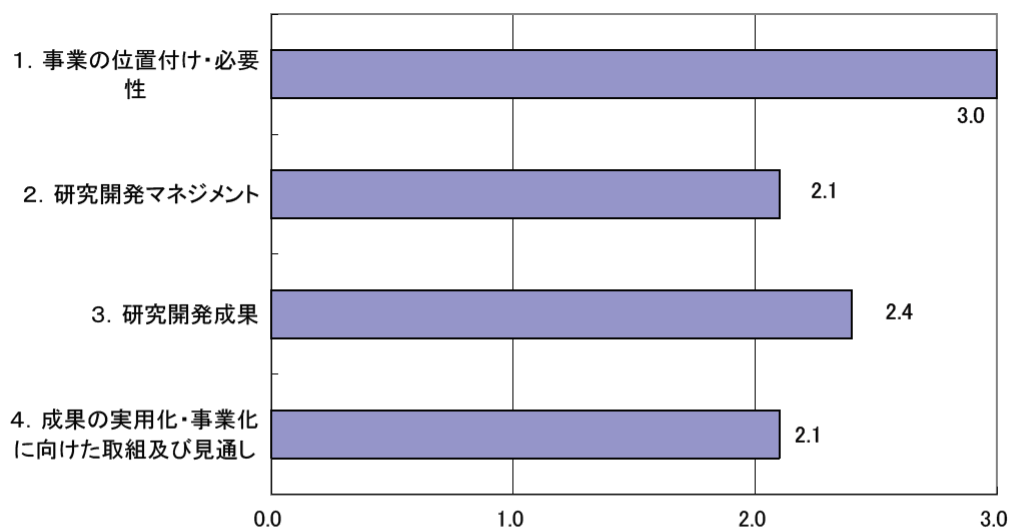
(2020年8月現在)

	氏名	所属、役職
分科会長	まつだ けんじ 松田 健二	富山大学 学術研究部 都市デザイン学系 教授
分科会長 代理	おくだ あきのぶ 奥田 章順	株式会社航想研 代表取締役社長
委員	おおくぼ かずや 大窪 和也	同志社大学 理工学部 機械理工学科 教授
	こばやし せんご 小林 千悟	愛媛大学 大学院 理工学研究科 物質生命工学専攻 教授
	こやなぎ じゅん 小柳 潤	東京理科大学 基礎工学部 材料工学科 准教授
	まつもと ひろあき 松本 洋明	香川大学 創造工学部 先端マテリアル科学コース 教授
	みうら せいじ 三浦 誠司	北海道大学 大学院 工学研究院 材料科学部門 教授

敬称略、五十音順



2020 年度中間評価結果



評価項目	平均値	素点 (注)							
		A	A	A	A	A	A	A	A
1. 事業の位置付け・必要性について	3.0	A	A	A	A	A	A	A	A
2. 研究開発マネジメントについて	2.1	B	B	B	A	B	B	B	B
3. 研究開発成果について	2.4	A	B	B	A	C	A	A	
4. 成果の実用化・事業化に向けた取組及び見通しについて	2.1	A	B	B	B	C	B	A	

(注) 素点：各委員の評価。平均値は A=3、B=2、C=1、D=0 として事務局が数値に換算し算出。

〈判定基準〉

- |                    |                              |
|--------------------|------------------------------|
| 1. 事業の位置付け・必要性について | 3. 研究開発成果について                |
| ・非常に重要 →A          | ・非常によい →A                    |
| ・重要 →B             | ・よい →B                       |
| ・概ね妥当 →C           | ・概ね妥当 →C                     |
| ・妥当性がない、又は失われた →D  | ・妥当とはいえない →D                 |
| 2. 研究開発マネジメントについて  | 4. 成果の実用化・事業化に向けた取組及び見通しについて |
| ・非常によい →A          | ・明確 →A                       |
| ・よい →B             | ・妥当 →B                       |
| ・概ね適切 →C           | ・概ね妥当 →C                     |
| ・適切とはいえない →D       | ・見通しが不明 →D                   |

### 3. 研究開発成果について

#### 1. 事業全体の成果

##### 1.1 成果の概要

###### (1) 背景と目的

エネルギー消費量削減やCO<sub>2</sub>排出量削減は、国際的な重要課題である。産業・運輸・民生の各部門で様々な対応が図られており、例えば運輸部門では、世界的に自動車に対する厳しい燃費規制が設定されている。我が国においても、CO<sub>2</sub>総排出量の20%近くが自動車からの排出であり、今後のCO<sub>2</sub>排出量削減に向けて、自動車の燃費向上に係る技術開発が重要となる。

自動車の燃費改善に係る課題には、エンジンを始めとした動力機関の効率向上、車両の軽量化、空気抵抗軽減などがある。中でも動力機関の効率向上に向けた研究開発は精力的に取り組まれ、例えばハイブリッド車の普及に至っているが、エンジンシステムの開発も必要だが、これに加えて車両の軽量化もまた、燃費改善効果が高いとされ、重要な取り組み課題の一つになっている。

#### 車体や材料の研究

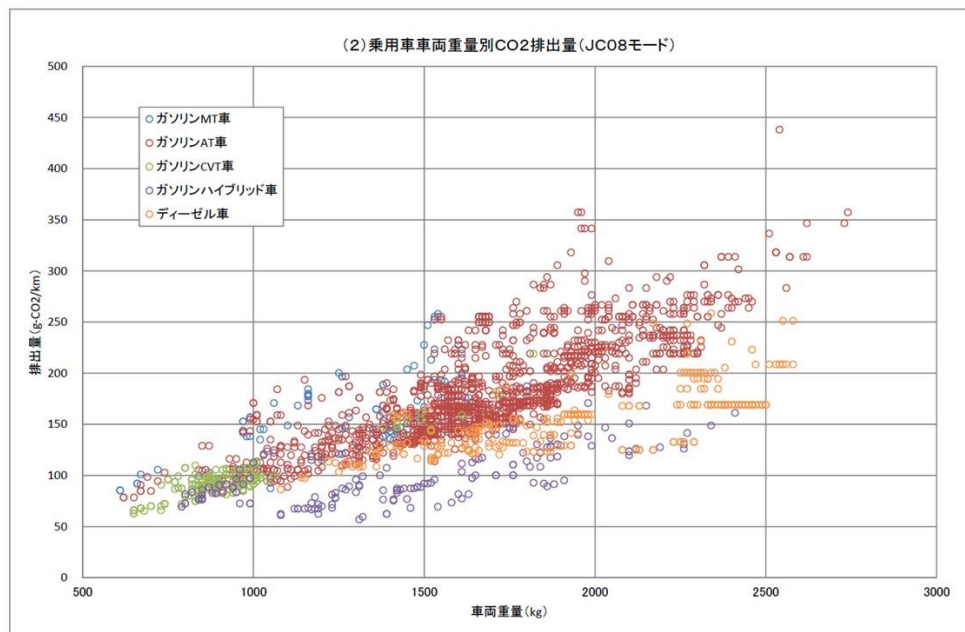
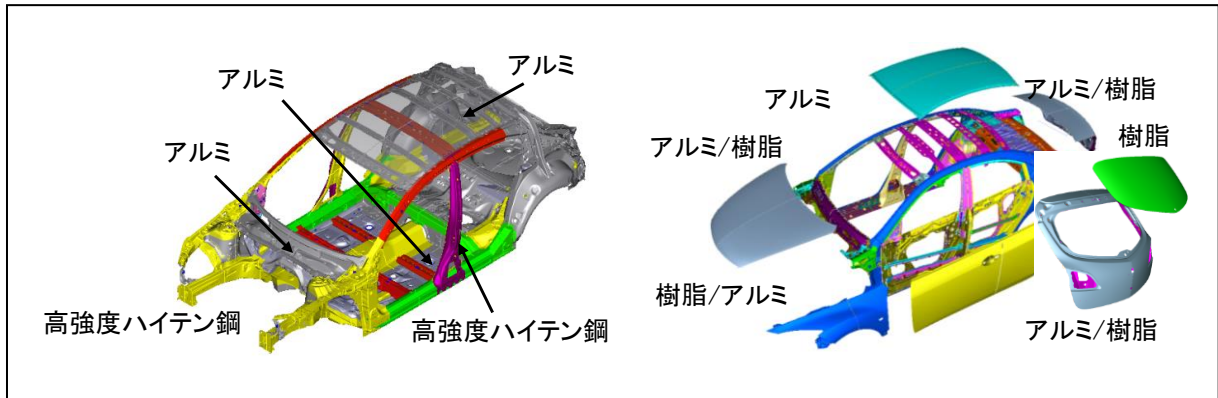


図 3-1.1-1 自動車の重量と CO<sub>2</sub> 排出量の関係

近年の車両軽量化技術開発では、軽量材料を適材適所に使うマルチマテリアル化が進められている。その際、異種材料接合が鍵となるが、材質が大きく異なる材料間の接合や、自動車としての安全性を保証する上で欠かせない接合部の性能評価技術など、今後克服すべき数多くの技術課題が残されている。図 3-1.1-2 に鉄鋼材の軽量材を活用した例を挙げる。

また、構造材料そのものの軽量化も極めて重要な課題であり、高強度、高延性、不燃性、耐食性、耐衝撃性等の機能が確保された軽量構造材の開発が必要である。それと同時に、これらの機能を損なうことのない接合技術や成形加工技術等の開発が求められる。



(骨格:青、緑、茶;鉄鋼、鉄鋼材料 クロゾジャー:灰、緑;樹脂、黄;アルミニウム等)

図 3-1.1-2 本プロジェクトで扱うモノコック車体の材料構成

## (2) 全体計画

本事業では自動車を中心とした輸送機器の抜本的な軽量化（半減）に向けて、革新的接合技術の開発や、鋼材、アルミニウム材、チタン材、マグネシウム材、炭素繊維及び CFRP 等、輸送機器の主要な構造材料の高強度化等に係る技術開発を一体的に推進する。これにより、輸送機器の燃費向上によるエネルギー消費量と CO<sub>2</sub> 排出量の削減、我が国の部素材産業及びユーザー産業の国際競争力強化を目指す。

### ①アウトプット目標

輸送機器の抜本的な軽量化（自動車の場合は半減）のために、必要な革新的構造材料技術や革新的接合技術及びマルチマテリアル技術を開発する。目標を達成するために以下の研究開発項目について、開発を行う。

#### 研究開発項目①「マルチマテリアル技術開発」

解析対象のモデル化、解析結果の可視化とトポロジー最適化法を連携した解析システムの構築、異材接合を対象としたマルチマテリアル界面評価・モデル化の検討、車体構造適用可能性検討を行い、設計ツールとして完成させ、本プロジェクトの開発材料・接合手法による詳細設計に進展し、最終的にマルチマテリアル設計車体の提案を行う。本研究開発では異種材料の開発成果の集約・連携が重要であるため、連携を促す体制・仕組みを構築し、活動を推進する。

#### 研究開発項目②「接合技術開発」

中高炭素鋼を含む超ハイテン鋼やチタン材といった難接合材の接合、金属/CFRP 間等の異種接合に適用できる革新的な固相摩擦攪拌接合技術や熔融接合技術等を開発する。また、異種接合固有の電食や熱歪みに関する評価技術の開発を行う。さらに異材接合に対応するための構造材料用接着技術の開発を進め、中高炭素鋼/中高炭素鋼接合技術の開発については、共通基盤技術である摩擦攪拌接合について、実用化に向けた研究を加速し、コスト競争力に優れ、用途が想定された革新的接合技術を開発す

る。最終的に、マルチマテリアル設計技術と連携しながら、材料選択に応じた適切な継手性能を発揮する接合プロセスの技術開発とその基盤研究を実施する。

#### 研究開発項目③「革新的チタン材の開発」

生産性を向上した新規のチタン製錬技術やチタン材加工技術開発（製錬・溶解・熱延工程を革新的に短縮した高機能チタン薄板製造技術開発、連続一貫製造プロセス技術など）を行うとともに、チタン材の構造制御や不純物濃度低減技術等による高機能チタン材の開発を行う。

#### 研究開発項目④「革新的アルミニウム材の開発」

アルミニウム材の構造制御技術等を確立することで、強度や延性を向上させた革新的なアルミニウム材を実現する。また、海外メジャー企業並みの低価格を実現できる新規アルミニウム材製造プロセス等の開発を進める。また、複層アルミ合金における設計、組織解析・制御技術の開発ではさらなる強度・伸びバランス向上のための合金組成の組み合わせ、クラッド構成の最適化を行なう。さらに、部材特性の向上策として、成形性向上のための材料設計指針を提示する。また、ハイアップグレード技術として、アルミニウム材新製造プロセス技術開発を行う。

#### 研究開発項目⑤「革新的マグネシウム材の開発」

可燃性や難加工性といった欠点を克服するため、マグネシウム材の組織制御により強度や延性、耐熱性などの材料特性を向上させたレアアースフリーマグネシウム材の開発を行う。また、大型展伸材を製造するための革新的製造プロセス技術等の開発に加え、マグネシウム材の特性評価技術開発を併せて行う。さらに疲労特性を始めとする長期性能を予測するためMI（マテリアルズ・インテグレーション）システムを適用し、上記性能を予測するためのモジュール及び統合されたワークフローを構築する。最終的に、自動車用部材および高速車両用構体への適用による試作、検証を行う。

#### 研究開発項目⑥「革新鋼板の開発」

レアメタル添加量が極限まで抑えられた次世代中高炭素鋼板の開発を目標とし、鋼板製造工程を精密制御し、レアメタルに代えて鋼材中の既存軽元素が強度や延性などの特性に及ぼす機能を最大限に発現させる技術や、鋼材中の結晶粒微細化・組織制御技術などの各種アプローチの高度化を図る。また同時に、中高炭素鋼開発の加速化に貢献する革新的な解析・評価技術を開発する。さらに、高強度鋼板の異相界面腐食解析及び水素脆化に関する研究開発を開始し、構造用材料としての信頼性の向上を図る。

#### 研究開発項目⑦「熱可塑性CFRPの開発」

量産プロセスに適用できるレベルの熱可塑性CFRPと金属材料との接合技術を開発し、接合部の耐久性等の評価解析技術を確立する。また、熱可塑性CFRPの中間基材の開発と、その特性に基づいた構造設計、成形加工、性能評価等に係わる技術開発を包括的に実施する。さらに、リサイクル炭素繊維及び革新炭素繊維の適用評価を行い、

LCA上優位な省エネルギー技術を開発する。

#### 研究開発項目⑧「革新炭素繊維基盤技術開発」

アクリル繊維ポリマーをベースとする溶剤可溶性かつ完全耐炎化ポリマーにおいて、目標性能（フィラメント径 7 $\mu$ m、弾性率 240GPa、強度 4GPa）を満たす耐炎ポリマーの反応プロセスならびに湿式紡糸技術（3K または 6K）を確立する。また、マイクロ波による炭素化プロセス技術においては、マイクロ波による太繊維前駆体の安定的な炭素化を実現するため、炭素化過程における化学構造変化や電磁気学的な性質変化と機械特性との相関関係を明らかにする。

#### 研究開発項目⑨「戦略・基盤研究」

構造材料技術についてテーマ化のための重点調査を行うとともに、接合技術と個別課題（材料）に関する研究開発と、自動車等の輸送機器への適用との関係を踏まえた定点観測的な調査を実施する。また、低圧・超高速 CFRP 成形技術と戦略基盤の中で実施するライフサイクルアセスメント（LCA）とマルチマテリアル信頼性設計技術に関する調査研究（拠点化）に関わる研究の取り組みを行い、課題を明確化する。マルチマテリアル化に伴う腐食に関しては、評価技術及び表面処理技術の開発を行う。

中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発は、小型中性子装置を完成させ観測を開始するとともに中性子分析法のさらなる高度化を図る。

#### ②アウトカム目標

現在使用されている輸送機器の原材料を革新的新構造材料に置き換えることで軽量化を図り、2030 年において、373.8 万 t の CO<sub>2</sub> 削減及び 1.2 兆円規模の売り上げが期待される。

### (3)実施体制

NEDO から新構造材料技術研究組合（以下、ISMA という）に委託し、本プロジェクトを推進した。東京大学 岸輝雄名誉教授をプロジェクトリーダー、金沢工業大学 影山裕史教授をサブプロジェクトリーダーとし、NEDO との指示・協議の下で本プロジェクトを推進した。

ISMA は、事業概要に規定した研究開発項目を、テーマ毎に再委託・共同実施先とともに遂行した。

### (4)運営管理

本事業においては、事業の立ち上げ段階から事業終了に至るまで適宜適切な運営管理に努めた。また、本事業の進捗状況や成果、将来像について情報共有することを目的とした成果報告会などを実施した。

## (5) 研究開発成果

表 3-1.1-1 研究開発項目と主な成果

研究開発項目	主な研究開発成果
① マルチマテリアル技術開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ レベルセット法トポロジー最適化によるマルチマテリアル軽量化設計技術を開発し、プロジェクトの開発材料・接合手法による成果を集約し、最終的にマルチマテリアル設計車体の提案まで行った。</li> <li>・ トポロジー最適化手法とダイレクトプロセッシングの金属積層造形により、世界初のマルチマテリアルのサスペンションタワーを試作実証した。</li> <li>・ 開発成果の革新材料と革新接合・接着技術を適用したマルチマテリアルボディーの部材試作を行い、実車レベルでの各種衝突安全性能を有しながら、ベース車両の従来部材に比べて軽量化（32%～60%）を達成した。</li> </ul>
② 接合技術開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ 開発鋼を用いて摩擦攪拌点接合（FSSW）や連続接合技術を確立した。また、印加圧力により接合温度を制御できる線形摩擦接合（LFW）を開発し、開発鋼の変態温度（A<sub>1</sub>点）以下の低温接合に成功した</li> <li>・ マルチマテリアル接合における異材接合界面構造の評価解析と強度発現機構を解明し、車体構造設計や接合プロセス制御に展開できる異材接合継手の評価技術を開発した。</li> <li>・ 異材接合継手性能をデータベース化し、さらに、蓄積データを用いた接合性能評価予測を行う接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズムを構築した。</li> <li>・ 自動車車体の構造材料用の接着技術の実用化を想定して、十分な強度・耐久性と信頼性が担保された接着剤・接着技術を開発した。</li> </ul>
③ 革新的チタン材の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ 汚染機構の把握と汚染元素低減の要素技術を開発することにより、実機スケールの高品質スポンジチタン高効率製造技術を確立した。</li> <li>・ 開発スポンジチタンを適用し、現行品よりリードタイム・強度延性バランスに優れた非溶解型の低コスト薄板製造プロセスを開発した。</li> <li>・ 熱処理条件を最適化することで、現行材と比較して強度 20%向上した高被切削性チタン合金を開発した。併せて、高被切削性チタン合金のスケールアップ検証も完了した。</li> </ul>
④ 革新的アルミニウム材の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ ねじり鍛錬加工による引張強度 750MPa 高強度アルミニウム合金の製造技術を開発し、最弱方向のき裂進展特性の向上も確認した。</li> <li>・ Sc 元素を添加した自動車部材用の革新 5000 系合金（引張強さ ≧ 250MPa）、革新 6000 系合金（引張強さ 360MPa を達成）を開発した。</li> <li>・ 複層アルミ合金の開発において目標強度と延性を達成し、フロントサイドメンバーおよび B ピラー等の部材適合性を確認した。</li> </ul>

	<ul style="list-style-type: none"> <li>・イオン液体を用いた高純度アルミニウムへのハイアップグレード技術の開発を進め、電解液の選定により 99.9%相当の精製 Al が回収可能であることが確認でき、ハイアップグレード技術の指針を確定できた。</li> </ul>
⑤革新的マグネシウム材の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・鉄道車両等大型部材への適用可能性実証として、新幹線試験車両の床パネルを Mg 開発合金で置換する試作評価を推進。開発合金の優れた比強度および難燃性を利用して、軽量化を（約 30%減）を実現した。</li> <li>・自動車用構造部材への適用技術開発として、易加工性 Mg 合金板材を開発し、低温（150℃）成型技術を確認した。材料温度 150℃でアウトター・インナー成形およびヘミング化工に成功し、フロントフード部材（約 45%減）を試作実証した。</li> </ul>
⑥革新鋼板の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・引張強度 1.5GPa 以上、伸び 20%以上の高強度高延性中高炭素鋼を開発。冷間成型加工による A ピラー部材の試作を実証した。</li> <li>・開発鋼（引張強さ 1500MPa 超）の実用化を見据え、破壊メカニズム（き裂伝ば形態、マイクロ組織とき裂の相関）に裏付けられた材料信頼性評価（水素助長き裂伝ば評価）の解析技術を開発した。</li> </ul>
⑦熱可塑性 CFRP の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・LFT-D（Long Fiber Thermoplastics-Direct）プロセスにより CFRTP 製シャーシー、フロアパネルの試作に成功した。</li> <li>・過熱水蒸気法による炭素繊維（CF）回収システムを構築し、リサイクル CF の LFT-D 成形技術、LFT-D 廃材のリサイクル技術を開発した。</li> </ul>
⑧革新炭素繊維基盤技術開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・前駆体候補物質の絞り込みの結果、引張試験において、引張弾性率が 240GPa、破断伸度 1.5%の炭素繊維が得られるなど、目標値をクリアする結果を得た。</li> <li>・PAN 系前駆体を用いた耐炎化系を使用したマイクロ波炭素化実験において、引張弾性率 247GPa、破断伸度 1.7%を示す炭素繊維の製造に成功した。</li> </ul>
⑨戦略・基盤研究	<ul style="list-style-type: none"> <li>・新材料の材料代替効果定量技術の開発として、材料の物質フローやリサイクル性なども加味し、時間的・空間的に拡張した材料のライフサイクル全体を評価できる LCA 評価手法を開発した。</li> <li>・産総研に新規小型中性子解析装置を立ち上げ、マルチマテリアル部材等の非破壊分析評価を進めたほか、小型中性子 3 施設（北大・理研・産総研）による中性子構造材料解析ネットワークの有効利用に向け、標準試料や共通試料測定で得られたデータを整理し、データ解析事例集を整備した。</li> <li>・実車を用いた腐食試験による腐食環境データの総合的な解析により、マルチマテリアル部材のガルバニック腐食評価技術を開発した。本腐食評価法は自動車産業界利用に向け標準規格化を計画する。</li> </ul>

	<ul style="list-style-type: none"><li>・プロジェクト終了後も成果活用できる体制構築を目指して、産総研を連携研究ハブに主要技術の研究開発拠点が、事業成果である各種データの利活用体制を整備し、社会実装に向けた拠点運用準備が完了した。</li></ul>
--	---



## 2.研究開発項目毎の成果

### 2.1 研究開発項目①「マルチマテリアル技術開発」

#### 2.1.1 [テーマ番号 4 9] マルチマテリアル設計技術開発 (FS 研究) (2017 年度)

#### [テーマ番号 5 9] マルチマテリアル車体軽量化に関わる革新的設計技術の開発 (2018 年度～2022 年度)

##### 2.1.1.1 テーマの概要

###### (1)背景と目的

自動車や航空機等輸送機の軽量化には、異種材料を適材適所に配置したマルチマテリアル構造の導入が必要不可欠である。しかし、その設計手法は確立されておらず、現状では単なる材料置換にとどまっている。異種材料接合のモデル化も含め、マルチマテリアル構造最適化の設計手法等の確立をはじめとした総合的な技術開発が急務となっている。

本研究開発では、これらの課題を解決するために、マルチマテリアル構造設計に適した解析手法であるトポロジー最適化法の適用により、設計ツールを開発する。

###### (2)目標値

本研究開発では、解析対象のモデル化、解析結果の可視化とトポロジー最適化法を連携した解析システムの構築、異材接合を対象としたマルチマテリアル界面評価・モデル化の検討、車体構造適用可能性検討を行い、設計ツールとして完成させ、「革新的新構造材料等開発」プロジェクトの開発材料・接合手法による成果を集約し連携を図りつつ詳細設計を行い、最終的にマルチマテリアル設計車体の提案を行う。

表 3-2.1.1-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
トポロジー最適化解析システムの整備 (2017 年度、FS)		<ul style="list-style-type: none"> <li>・解析システムプラットフォームの整備</li> <li>・ソルバーとの連携検証</li> </ul>		
評価解析モデルによる実装評価 (2017 年度、FS)		<ul style="list-style-type: none"> <li>・3D シェルモデル実装基礎検討</li> <li>・3D 簡易部分モデルの作成・評価</li> </ul>		
解析対象車体の構想設計 (2017 年度、FS)		<ul style="list-style-type: none"> <li>・対象車体の仕様策定</li> <li>・評価項目の選定</li> </ul>		
トポロジー最適化システムの構築 (2018～2022 年度)			<ul style="list-style-type: none"> <li>・複数の材料 (マルチマテリアル) のトポロジー最適設計法を構築する。</li> <li>・動的現象を対象としたトポロジー</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・マルチマテリアルトポロジー最適設計法の構築・実装を行う。</li> <li>・マルチマテリアル対応システム化を行う。</li> </ul>

			<p>最適設計法を構築する。</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・複数の材料・線形過渡応答問題のトポロジー最適化結果を評価・検討及び他の CAE ツールと連携可能なシステムを構築する。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ CAD・CAE モデル作成システムの開発を行う。</li> <li>・ 解析・最適化高速化の検討を行う。</li> </ul>
マルチマテリアル界面評価・モデル化 (2018～2022 年度)			<ul style="list-style-type: none"> <li>・ 数値解析技術によるマルチマテリアル界面のモデル化を達成する。トポロジー最適化システムとの連携可能な適切な方法を検討する。</li> <li>・ 有望と考えられる接合法によって作製された試験片をモデル化し、マルチマテリアル界面として評価検討する。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ マルチマテリアルトポロジー最適化における界面評価モデルの開発を行う。</li> <li>・ 非線形構造解析による厳密な界面評価を行うための界面評価技術・モデルの開発を行う。</li> </ul>
車体構造適用可能性検討 (2018～2021 年度)			<ul style="list-style-type: none"> <li>・ 複数の材料の利用を想定した対象問題を選定し、そのデータを作成する。</li> <li>・ 車体構造への展開を目的としたソフトウェアの大規模問題への拡張を検討する。</li> <li>・ 最適構造の工学的な妥当性を検証</li> <li>・ 評価する。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ 一材料最適車体部分構造の実験検証を行う。</li> <li>・ 大規模車体モデルへの対応を行う。</li> <li>・ マルチマテリアル最適化の車体部分構造への適用を行う。</li> <li>・ 車体モデルへの組込と効果検証を行う。</li> </ul>
マルチマテリアル実設計への適用 (2020～2022 年度)			<p>2021 年度より実施予定のトポロジー最適化による詳細設計の事前準備として 2019 年</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・ 車全体のマルチマテリアルトポロジー最適化を図る。薄板構造で構成される板組構造創</li> </ul>

			<p>度に入手したり バースデータをも とにリバースエン 지니어リングモデ ルによる剛性・衝 突特性評価とトポ ロジー最適化のた めのデータ抽出を 実施する。</p>	<p>成法の有効性を検 討する。</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・非線形構造解析により、マルチマテリアルボディ構造の衝突安全性の評価し、必要であれば、構造案の改良を行うとともに、最終構造案を整理しまとめる。</li> <li>・さらなる車体軽量化の可能性検討のため、典型的な部材を対象としたトポロジー最適化を適用した三次元積層造形法による部材試作・評価のためのマルチマテリアル設計案を提案する。</li> </ul>
--	--	--	---	--

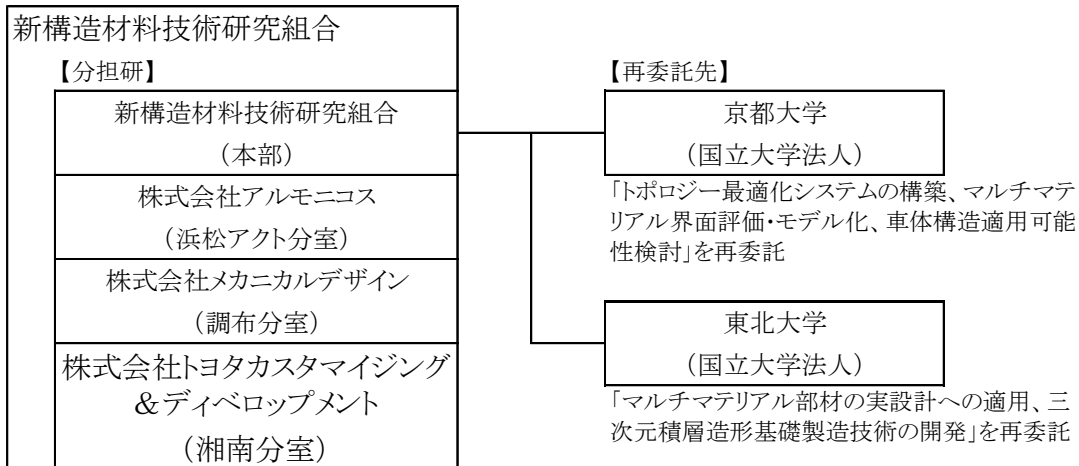
### (3)全体計画

本研究開発では、解析対象のモデル化、解析結果の可視化とトポロジー最適化法を連携した解析システムの構築、異材接合を対象としたマルチマテリアル界面評価・モデル化の検討、車体構造適用可能性検討を行い、設計ツールとして完成させ、「革新的新構造材料等研究開発」プロジェクトの開発材料・接合手法による成果を集約し連携を図りつつ詳細設計を行い、最終的にマルチマテリアル設計車体の提案を行う。

### (4)実施体制

新構造材料技術研究組合、株式会社アルモニコス、株式会社メカニカルデザイン、株式会社トヨタカスタマイジング&ディベロップメント(2021年度～2022年度)および、再委託先である京都大学、東北大学(2021年度～2022年度)が連携し、実施した。また、車体軽量化に対する各自動車会社のニーズ、実際の車体設計を行なう上での必要条件等を的確に把握するため、自動車技術会構造形成技術部門委員会と連携し、適切な助言や設計指針の教示等を得られる体制のもとに実施した。

【委託先】



(5) 運営管理

各分担研、再委託先である京都大学、ISMA で毎月、月例会議を開催し進捗・技術の共有を行った。また、これらのメンバーと、産業界からは自動車技術会の会員、学会からは本分野の専門家らを推進委員とし、推進委員会を毎月開催した。本推進委員会では、各分担研、再委託先からの進捗報告をもとに、推進委員から毎回助言をもらうとともに、適宜別の機会を設け、詳細な議論を行なった。

(6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

開発する設計ツールを自動車関連企業に展開することにより、マルチマテリアルを基にしたボディ構造およびボディ部分構造等の高機能化設計の支援を行うことができる。また、高機能で軽量のボディ構造案を提案し、その構造案を自動車関連企業に展開することにより、大幅な軽量化を図ることができ、CO<sub>2</sub>削減・省エネルギーが可能となる。

2.1.1.2 研究開発成果

(1) 最終目標の達成度

表 3-2.1.1-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成度※	未達の場合 原因と解決方針
トポロジー最適化システムの構築	<ul style="list-style-type: none"> <li>マルチマテリアルトポロジー最適設計法の構築・実装を行う。</li> <li>マルチマテリアル対応システム化を行う。</li> <li>CAD・CAEモデル作成システムの開発を行う。</li> <li>解析・最適化高速化の検討を行う。</li> </ul> (2022年度)	<ul style="list-style-type: none"> <li>プリポストシステムを含めたマルチマテリアルトポロジー最適化システムの構築を行い、トポロジー最適化計算の為のパラメータ設定、トポロジー最適化計算の実行とトポロジー最適化計算結果による材料毎の表示・ステップ毎の表示切替、断面表示等により、材料形状の詳細をインタラクティブに確認することができるようになった。</li> </ul>	◎	

マルチマテリアル 界面評価・モデル 化	<ul style="list-style-type: none"> <li>・マルチマテリアルトポロジー最適化における界面評価モデルの開発を行う。</li> <li>・非線形構造解析による厳密な界面評価を行うための界面評価技術・モデルの開発を行う。</li> </ul> <p>(2022 年度)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・マルチマテリアルトポロジー最適化における接着・接合の影響に関し、テーマ 64 と連携し、評価を行なった。</li> <li>・非線形構造解析によるマルチマテリアル界面評価を行ない、テーマ 64 で実施されたクーボン試験に対応した解析モデルを構築した。</li> </ul>	◎	
車体構造適用可能性検討	<ul style="list-style-type: none"> <li>・一材料最適車体部分構造の実験検証を行う。</li> <li>・大規模車体モデルへの対応を行う。</li> <li>・マルチマテリアル最適化の車体部分構造への適用を行う。</li> <li>・車体モデルへの組込と効果検証を行う。</li> </ul> <p>(2021 年度)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・リバースエンジニアリングにより作成した BIW モデルの計算を実施し、元になった車体構造よりも軽量な最適解を得た。</li> <li>・サブストラクチャリング法の導入と、ソフトウェアの並列化により実車の大規模モデルの計算を可能にした。</li> <li>・得られた最適解について、詳細な有限要素モデルにより剛性等価で軽量であることを確認した。</li> </ul>	◎	
マルチマテリアル 実設計への適用	<ul style="list-style-type: none"> <li>・車全体のマルチマテリアルトポロジー最適化を図る。薄板構造で構成される板組構造創成法の有効性を検討する。</li> <li>・非線形構造解析により、マルチマテリアルボディ構造の衝突安全性の評価し、必要であれば、構造案の改良を行うとともに、最終構造案を整理しまとめる。</li> <li>・さらなる車体軽量化の可能性検討のため、典型的な部材を対象としたトポロジー最適化を適用した三次元積層造形法による部材試作・評価のためのマルチマテリアル設計案を提案する。</li> </ul> <p>(2022 年度)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・車全体を対象とした 5 材料マルチマテリアルトポロジー最適化を行なった。</li> <li>・薄板構造で構成される板組構造創成法の有効性を検討した。</li> <li>・マルチマテリアルボディ構造の衝突安全性の評価を行ない、最終構造案を整理しまとめた。</li> <li>・マルチマテリアル 3D 積層造形法によるサスペンションタワーの試作・評価を行い、異材接合部における脆化層の抑制効果等従来にない貴重な知見を得ることができ、構造材料への適用可能性を実証することができた。</li> </ul>	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### 研究開発項目 I(2017 年度、FS) トポロジー最適化解析システムの整備

2017 年度 FS にて、解析システムプラットフォームとして、Hyperworks と spFrame を選定した。spFrame では、Hyperworks により作成された有限要素モデルのデータに、レベルセットトポロジー最適化固有のデータを追加して入力データを作成する機能、レベルセットトポロジー最適化計算の実行を管理する機能を開発した。また、等値面表示機能など、通常の有限要素解析とは異なるレベルセットトポロジー最適化固有の機能を実装した。以上の開発により、spFrame による面データ作成→Hyperworks による有限要素モデル作成→spFrame による入力データ作成→spFrame からのレベルセットトポロジー最適化計算実行→spFrame による計算結果の表示に至る一連の検討が、ストレスなく実行可能になった。最適化計算を実行するソルバーについては、単一材料のみ利用による部品レベルの静的剛性最大化が実行的に実行できる Fortran コードを開発した。

また、本研究をふまえて、マルチマテリアル車体設計への適用を前提に、レベルセットトポロジー最適化を解析システムプラットフォーム上に実装する際の課題を抽出した。それらの課題のうち、FS 研究の段階で実用性判断に不可欠と判断した機能は、選定した解析システムプラットフォームに実装を行った。今回実装を行った主な機能は、spFrame については等値面表示機能、入力データ作成機能である。最適化計算実行ソルバーについては、4 面体要素の導入、収束性の改善、計算の高速化などである。特に、計算時間は構造部品の解析においても削減の必要があり、疎行列の効率的なソルバーである PARDISO の実装、および OpenMP による並列化を行い、現実的な計算時間に収まることを確認した。なお、FS 研究では単一素材のみを対象としているが、マルチマテリアル化の実装の適用可能性を確認する必要があると判断したため、マルチマテリアルトポロジー最適化のアルゴリズムの基礎部分を実装した。車両の構造部品の剛性最大化問題に適用し、その有効性も確認した。

### 研究開発項目 II(2017 年度 FS)評価解析モデルによる実装評価

今回整備したトポロジー最適化解析システムの妥当性を検証するため、過去の研究において解かれたことのある簡易モデルの剛性最大化解析、および車両の構造部品を想定しモデルの剛性最大化解析を行った。

先行研究との比較では、論文に載っている形状と似た最適形状が得られ、トポロジー最適化解析システムの基本的な部分が正しく機能していることを確認した。車両の構造部品を想定した部品は、自動車技術会より提供を受けた、サスペンションタワー、フロントバンパーメンバおよび B ピラーの三部品のモデルについて剛性最大化解析を行った。

### 研究開発項目 III(2017 年度 FS)解析対象車体の構想設計

設計解析モデルによる実装評価の結果より、レベルセットトポロジー最適化から最適構造は、与えた計算条件の範囲では物理的に妥当ではあるが、これらの結果を実際の車体構造へすぐに適用できるという結論にはならない。例えば、B ピラーの最適化結果図 3-2.1.1-4 を見ると、周辺部品との接合部の欠落、補器類の取り付け部の欠落、荷重条件、境界条件が現実と整合しているかなど、いくつかの課題がある。

これらの課題は、複数の制約条件を考慮することなど解析システムの機能追加による解決が見込まれるものもあるが、適切な非設計領域の設定や、適切な計算条件の導入など、利用者による適切な問題設定により解決が必要な場合があることが分かった。

また、車体構造には多くの要求性能があり、静剛性の最適化だけでは対応できない。レベルセットトポロジー最適化システムのユーザである自動車技術関係者との

情報共有により、静的剛性のほかに固有振動数が必要と結論付け設定した。

今回のFS研究により、車両の構造部品の設計には適用できる可能性が高いことが確認できたが、最終的には車体構造全体への適用が目標である。最初の段階では、設計変数を除く部分に現行の車体モデルから求めた特性を境界条件のように使い、車体構造全体としての特性を最適化する方法を採用する。車体構造全体を設計変数とし、全体を同時に最適化するシステムへの発展は、次の段階とする。全体を同時に最適化するシステムに必要な要件は、現時点で十分明らかになっているわけではない。本研究のなかで検討を続ける必要があるとの結論とした。

### 研究開発項目①トポロジー最適化システムの構築(2018-2022年度)

2018度は、3次元静弾性問題を対象として、2017年度FS研究で検証したレベルセット法による形状表現と反応拡散方程式に基づくトポロジー最適化の方法を、複数の材料を取り扱えるように拡張を行い実装した。同時に、開発したシステムを、自動車技術会より提供された車体部品の簡易構造モデルに適用し、車体構造への適用が可能であるか、マルチマテリアル化による軽量化が可能であるかを検討した。

図3-2.1.1-1に検討に用いた、(a)サスペンションタワー、(b)Bピラーおよび(c)フロントバンパーメンバの簡易構造モデル、表1に最適化の目的関数と制約条件を示す。材料は鋼、アルミニウム、マグネシウムを想定しており、制約条件は設計領域を全て鋼とした場合の平均コンプライアンスを基準としている。計算に用いた材料のYoung率、密度、Poisson比はそれぞれ、鋼が205GPa、7.9E-6 kg/mm<sup>3</sup>、0.3、アルミニウムが69GPa、2.7E-6 kg/mm<sup>3</sup>、0.35、マグネシウムが45GPa、1.8E-6 kg/mm<sup>3</sup>、0.29である。

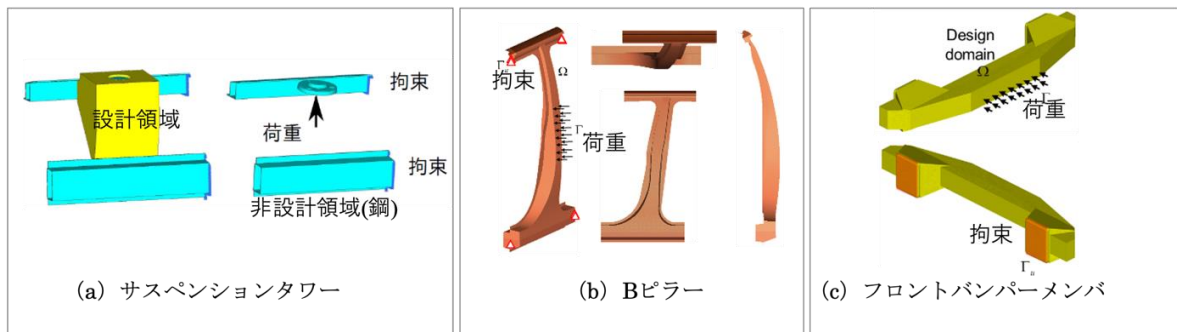


図 3-2.1.1-1 車体部品の簡易構造モデル

表 3-2.1.1-3 各モデルの目的関数と制約条件

簡易構造モデル	目的関数	制約条件 (平均コンプライアンス比)
(a)サスペンションタワー	質量	1.1 以下
(b)Bピラー	質量	1.5 以下
(c)フロントバンパーメンバ	質量	10.0 以下

表 3-2.1.1-4 最適解の質量 (単位は kg)

	3 材料	鋼	アルミニウム	マグネシウム
(a)サスペンションタワー	4.5	5.6	6.6	解なし
(b)B ピラー	54.3	60.0	解なし	解なし
(c)フロントバンパーメンバ	10.5	13.5	12.1	11.4

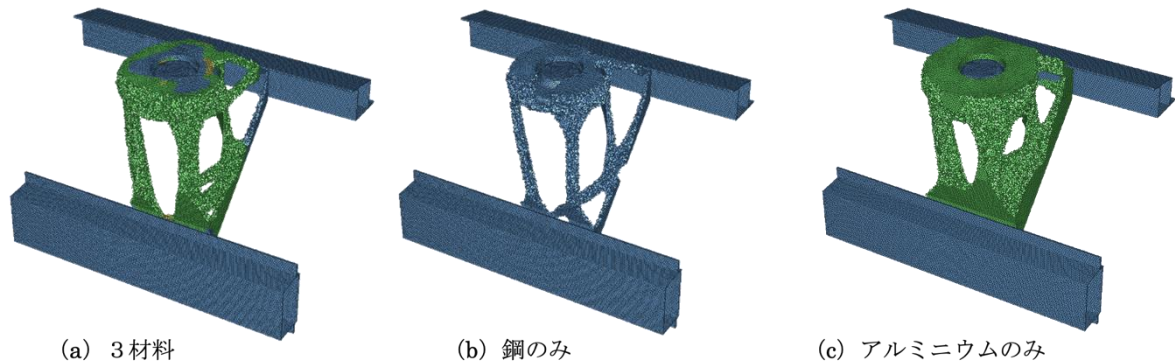


図 3-2.1.1-2 サスペンションタワーの最適化結果 (青：鋼、緑：アルミニウム、黄：マグネシウム)

各モデルのマルチマテリアルトポロジー最適化の結果を表 2 に示す。いずれも 3 材料の最適構造が、鋼のみよりも 10~20%程度軽量な結果となっている。また、鋼以外の一材料との比較においても、3 材料の結果が最も軽量である。表の中で「解なし」としているのは、設計領域を全て材料で埋めても、制約条件として指定した平均コンプライアンスの値を満たせないことを示している。

図 3-2.1.1-2 にサスペンションタワーの最適結果の材料分布を示す。図 3-2.1.1-2 に示した 3 材料の材料分布から、荷重点まわりの設計領域には主に剛性の高い鋼が配置され、その他の大部分は軽量なアルミニウムに置き換わっており、合理的な結果であると判断した。

以上の結果より、複数材料のトポロジー最適化手法が軽量化検討の有効な手段となり得る事、また、複数材料の組み合わせにより軽量な構造を設計できる可能性があることが確認できた。

2019 年度は、2018 年度に構築した、総質量、材料ごとの体積に関する制約のもと、平均コンプライアンスを目的関数とする最適化問題のみを扱っていたが、総質量を制約とする平均コンプライアンス最小化問題、平均コンプライアンスを制約とする総質量最小化問題を扱えるように、本最適化システムの拡張を行なった (図 3-2.1.1-3、3-2.1.1-4)。さらに、2020 年度以降の車体構造への本最適化システムの適用をする際に課題となるコストについてモデル化を行い、最適化問題への適用を行なった(図 3-2.1.1-5)。



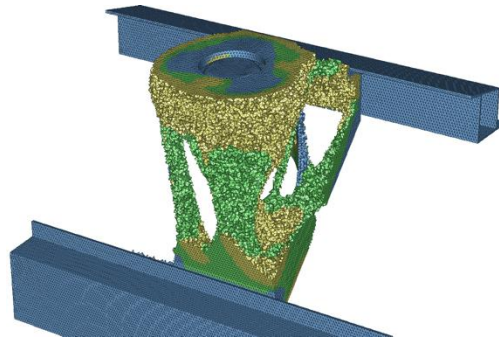


図 3-2.1.1-3 サスペンションタワーを対象とした総質量制約下での平均コンプライアンス最小化問題（青：鋼、緑：アルミニウム、黄：マグネシウム）

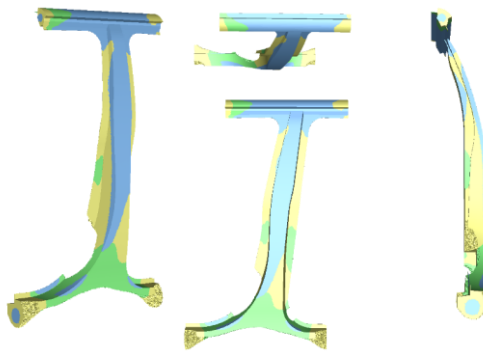


図 3-2.1.1-4 B ピラー構造を対象とした質量最小化問題（青：鋼、緑：アルミニウム、黄：マグネシウム）

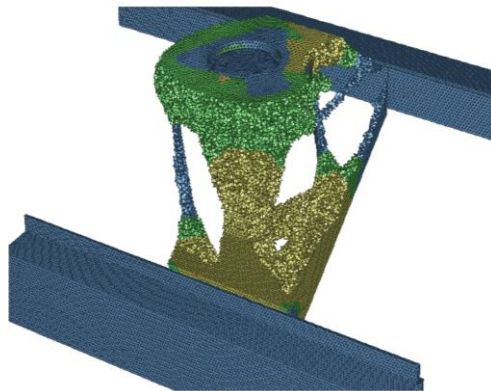


図 3-2.1.1-5 サスペンションタワーを対象としたコスト制約下での平均コンプライアンス最小化問題

2019 年度までは、剛性の最適化問題を中心に扱ってきた。そして、2020 年度、2021 年度に動的問題への拡張として、固有振動数の最大化問題を対象としたマルチマテリアルトポロジー最適設計法の構築をおこなった。2020 年度には、総質量、材料ごとの体積に関する制約のもと、平均コンプライアンスを目的関数とする 3 次元問題の静剛性最適化システムの開発、および、固有振動数を目的関数とする動剛性最適化に関する手法調査、2 次元問題を対象とした最適化システムの開発を実施した(図 3-2.1.1-6)。2021 年度は、動剛性最適化システムの 3 次元問題への拡張、計算の高速化を行い、車体部分構造への適用を可能にした。(図 3-2.1.1-7)。並行して、平均コンプ

ライアンスを制約として固有振動数を最大化する最適化システムについても開発を行なった(図 3-2.1.1-8)。

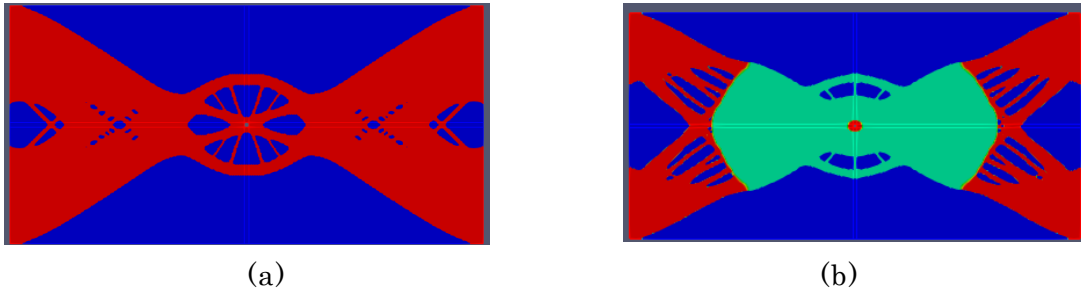


図 3-2.1.1-6 片持ち梁を対象とした固有振動数最大化問題の最適化結果：(a)単材料（赤色：スチール、青色：空洞）、(b)複数材料（赤色：スチール、緑色：アルミ、青色：空洞）

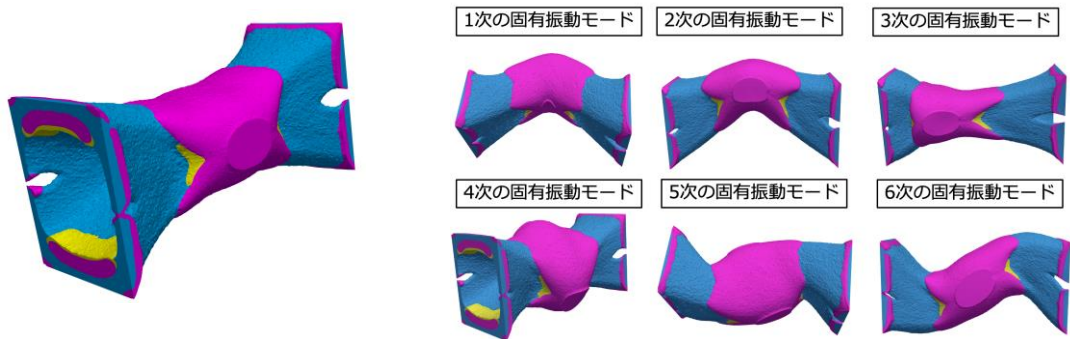


図 3-2.1.1-7 3次元固有振動数最大化問題を対象としたマルチマテリアルトポロジー最適設計法の数値計算例：(左)最適構造（青色：スチール、黄色：アルミニウム、赤色：マグネシウム）、(右)最適構造の各固有振動モード

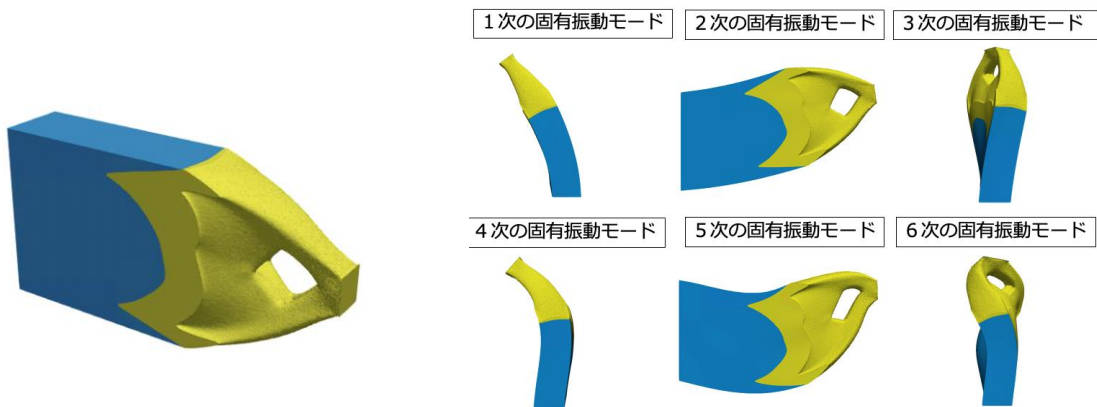


図 3-2.1.1-8 平均コンプライアンスを考慮したマルチマテリアル3次元固有振動数最大化問題の数値計算例：(左)最適構造(青色：スチール、黄色：アルミニウム)、(右)最適構造の各固有振動モード

最終年度である 2022 年度は、これまでに開発したトポロジー最適化アルゴリズムおよびプログラムの安定性を狙った改良を進めた。そして、ベンチマークテストを実施しシステムの有効性能検証を行なった(図 3-2.1.1-9)。そして、BIW を対象とした 5

材料トポロジー最適化計算を行い、後述する車体設計案のための構想設計を行った。さらに、最適構造の製造コストを評価できる方法を開発し、その方法によりマルチ材料最適構造のコストを評価・検討を行なった（図 3-2.1.1-10）。

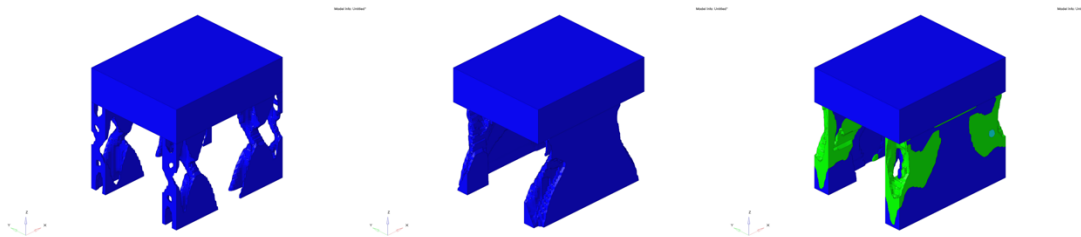


図 3-2.1.1-9 マルチ材料 3次元固有振動数最大化問題の数値計算例(左：一材料、一次固有振動モード、中：一材料、一～三次固有振動モード、右：三材料、一～三次固有振動モード)

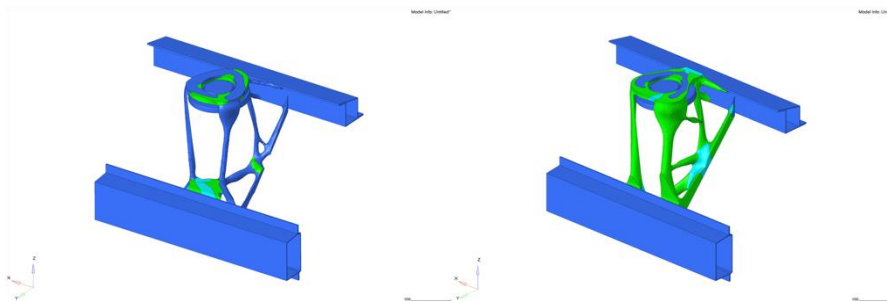


図 3-2.1.1-10 サスペンションタワーを対象としたコスト最小化問題の数値計算例(左：コスト考慮、右：質量最小化)

プリポストシステムの開発について、2018年度、トポロジー最適化のソルバーにマルチ材料対応の条件を渡せるように、FS研究で開発したインターフェースを修正した（図 3-2.1.1-11）。また、ポスト処理機能として、ソルバーから出力された複数のレベルセット関数値の等値面を計算して表示する機能を開発した。材料分布の断面形状を表示する機能等も、マルチ材料の計算結果に対応させた。

高速化関連では、トポロジー最適化において最も計算時間を要する感度解析およびレベルセット関数更新のための有限要素法の計算部分について、GPUによる高速化が可能かを調査した。その結果、従来使用していた、Intel社MKLのPARDISOと同程度の計算時間で求まる場合があることを確認した。

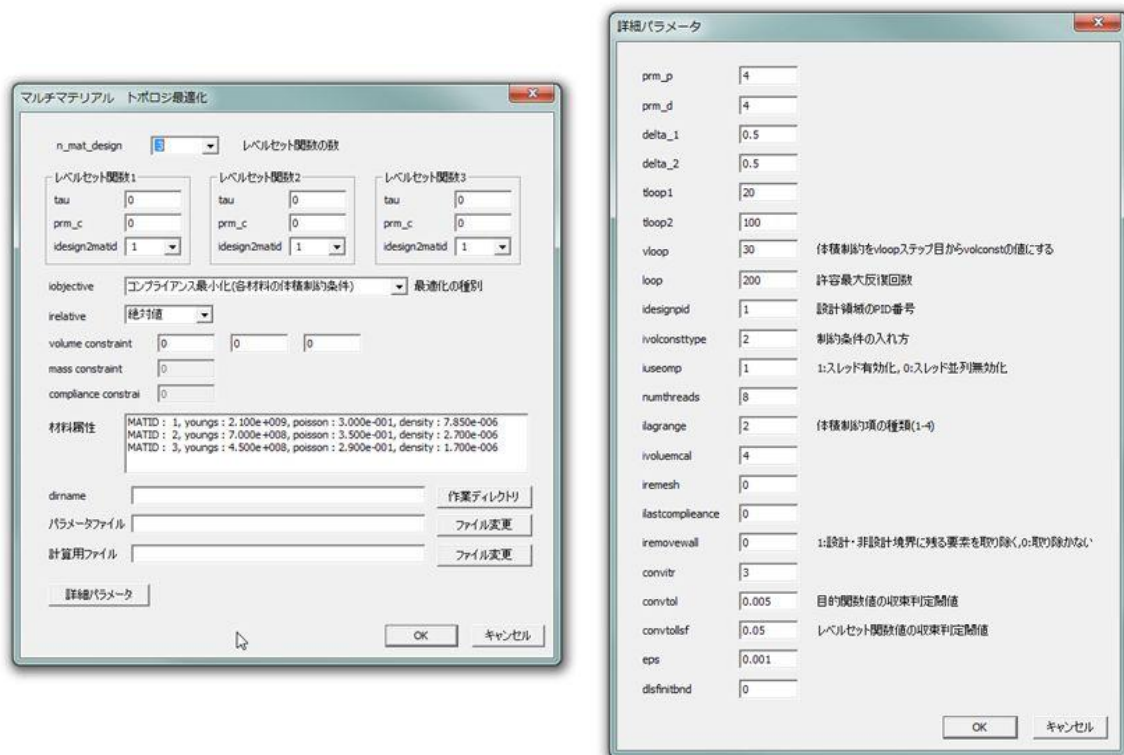


図 3-2.1.1-11 最適化条件設定入力画面

2019年度には、マルチマテリアルトポロジー最適化計算結果における、各材料の領域を得るためのレベルセット関数ごとの等値面ポリゴンのブーリアン演算システムの開発を行なった。その結果、材料ごとのデータ（図 3-2.1.1-12）と材料間の界面データ（図 3-2.1.1-13）の出力が可能となった。そして、トポロジー最適化計算に利用する行列計算に関して、新規に NVIDIA の CUDA-ver10.2 を導入することにより、従来使用していた Intel 社の MKL Paradiso よりも計算を高速化できることを確認した。また、アルモニコス社製の spScan を利用し、材料ごとの STL データより、リバース CAD データを作成するシステムの開発を行なった。得られたリバース CAD データを Hyperworks に読み込み、解析用データが作成可能であることを確認した（図 3-2.1.1-14）。

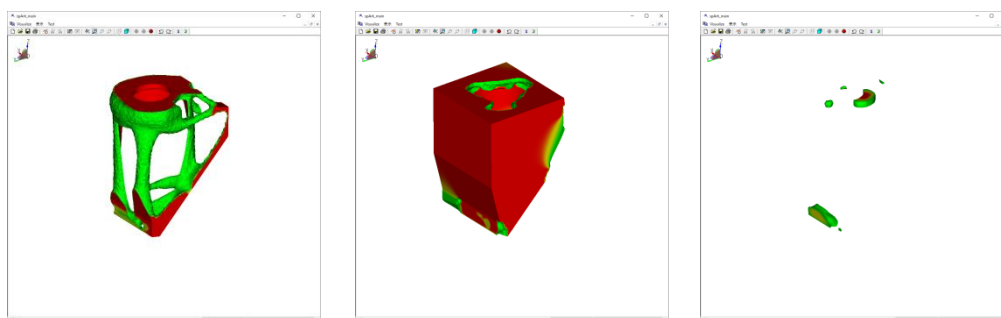


図 3-2.1.1-12 レベルセット関数値の等値面表示

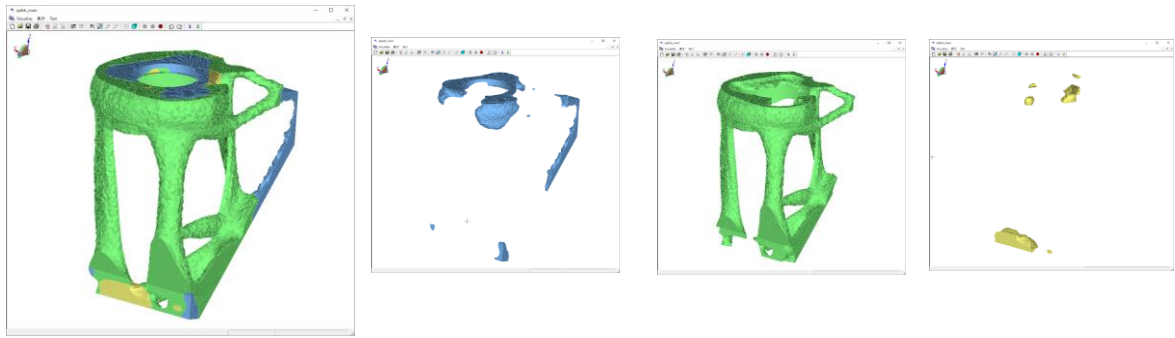


図 3-2.1.1-13 材料界面表示

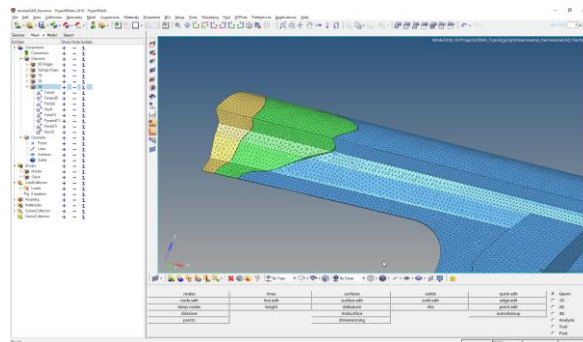


図 3-2.1.1-14 HyperWorks へのリバース CAD データの出力

2020 年度には、NASTRAN の bdf 形式ファイルを読み込み、トポロジー最適化計算のパラメータを指定し、トポロジー最適化計算の実行を行うシステムを構築した（図 3-2.1.1-15）。

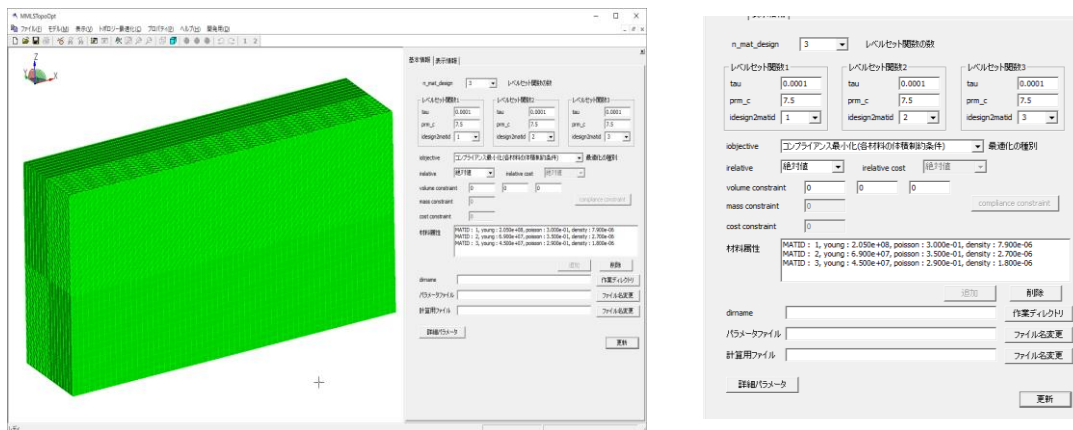
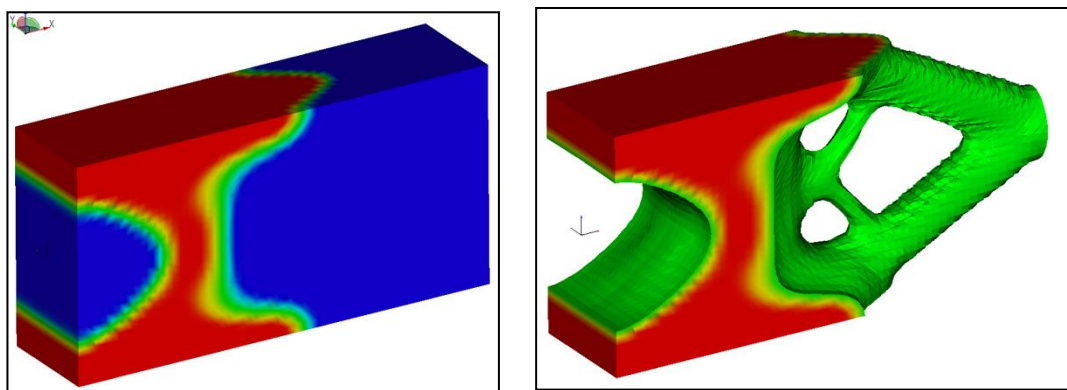


図 3-2.1.1-15 トポロジー最適化計算プリポストシステム例示

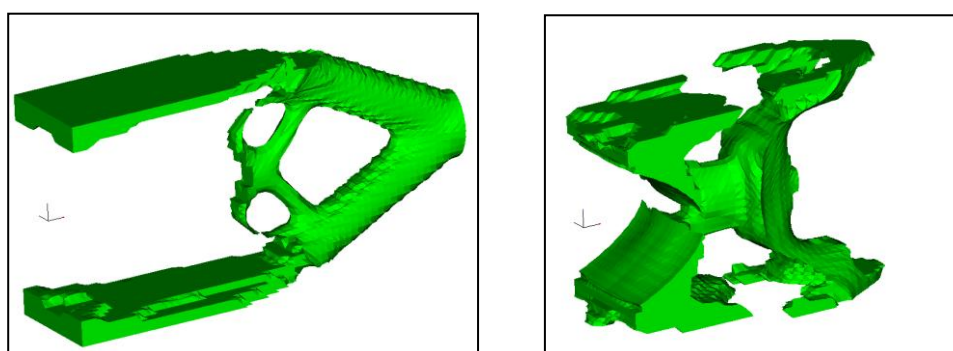
ポストシステムでは、計算用パラメータ設定後にトポロジー最適化計算を実行し、最適化計算結果のレベルセット関数値を読み込み、各種表示の切り替えを行うことができるようにした（図 3.2.1.1-16）。そして、トポロジー最適化の実行結果として得られたポリゴンメッシュ（小さな三角形の集まり）から、CAD データを作成するシステムの開発を進めた（図 3-2.1.1-17）。さらに、自動化率の向上、面品質の向上、高速化等を行ない CAD データを作成することができるようになった（図 3-2.1.1-18）。



(a)

(b)

図 3-2.1.1-16 レベルセット関数表示 : (a)関数値による色表示、(b)等値面表示



(a)

(b)

図 3-2.1.1-17 材料ごとの表示 : (a)材料 1、(b)材料 2

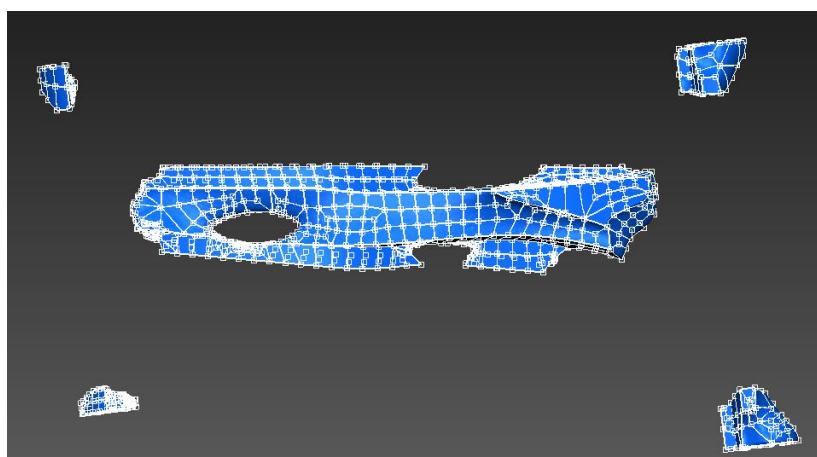


図 3-2.1.1-18 BピラーCADデータ作成結果 (3材料のうち1材料分)

2021年度、プリ・ポスト処理を含むプラットフォーム開発については、2020年度までに構築したシステムに対して、ユーザーインターフェースの拡充を行なった。具体的には、ユーザーインターフェースの利便性向上のための、材料表示の改善、最適化計算中にも構造を随時更新し表示するシステムの構築、目的関数や制約条件の収束状況の表示システムの構築を行なった(図 3-2.1.1-19、3-2.1.1-20)。さらに、本最適化手法で用いるパラメータに関する整備を行い、ユーザが容易にパラメータを変更し設計案を創出可能なパラメータの範囲設定や整理、そのシステムの構築を行なった(図 3-2.1.1-21)。

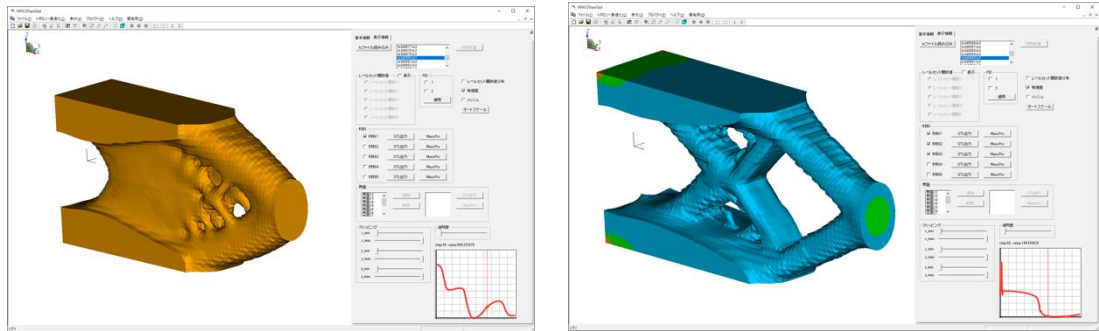


図 3-2.1.1-19 プラットフォームの表示例 (UI の利便性向上)

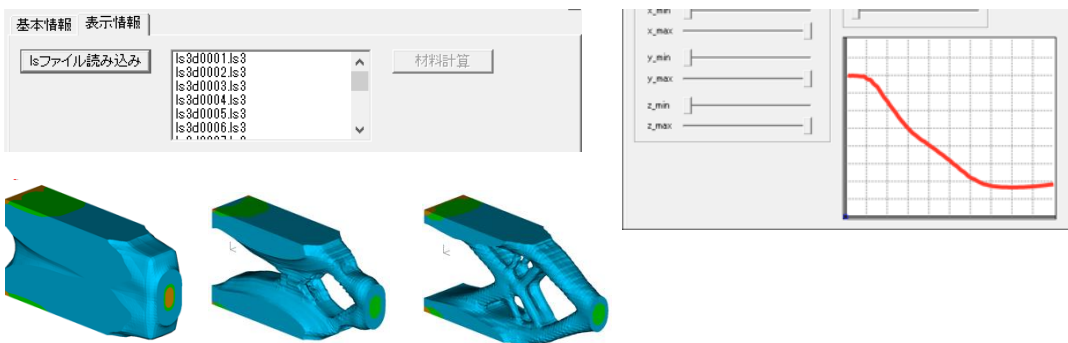


図 3-2.1.1-20 プラットフォームの表示例 (最適構造および収束状況の逐次表示)

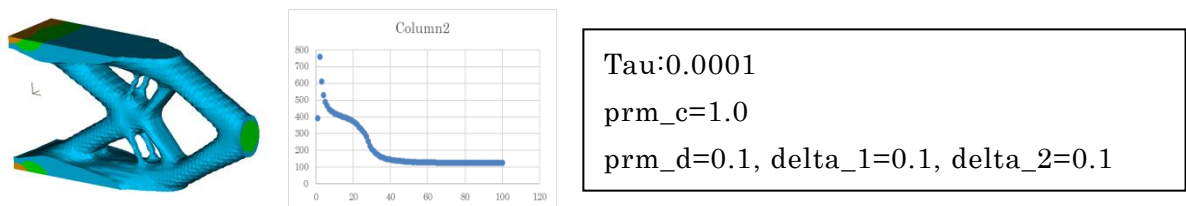


図 3-2.1.1-21 ユーザビリティ向上を目的としたパラメータの整理およびその計算例

さらに、ポスト処理としてリバース機能の向上を行なった。具体的には、トポロジー最適化計算の STL データを入力として、リバースソフト spScan を利用して B ピラーの CAD データ化を 1 時間程度で行えるよう高速化を行なった(図 3-2.1.1-22)。

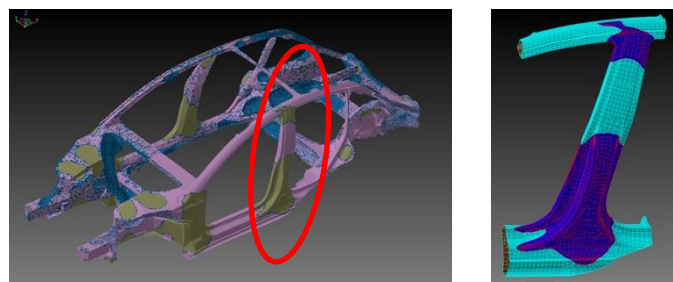


図 3-2.1.1-22 最適構造の STL データから CAD データへの変換例(B ピラー)

2022 年度には、マルチマテリアル対応のトポロジー最適化システムの構築を行なった。プリシステムとして最適化を行なう領域の取り込み、必要なパラメータの設定を行ない、3D の形状の表示を可能とした。ポストシステムとして、ソルバーからの結果を受け取り、5 材料までの最適化形状を確認でき、結果をポリゴンメッシュとして出力可能にした。

最適化を行なった結果としてのポリゴンメッシュから CAD データを作成するリバースエンジニアリングを行なうシステムを開発した。自動で処理を行なうパッチ面と、手動で面作成を行なうことで、より品質の良い面を作成できるようにした。改良をすることで、自動化率の向上と面質の向上を行なった。5 材料でトポロジー最適化を行なった結果の BIW データから実際にリバースエンジニアリングを行なうことで、衝突シミュレーションを行なうための CAD データの作成を行なった(図 3-2.1.1-23)。

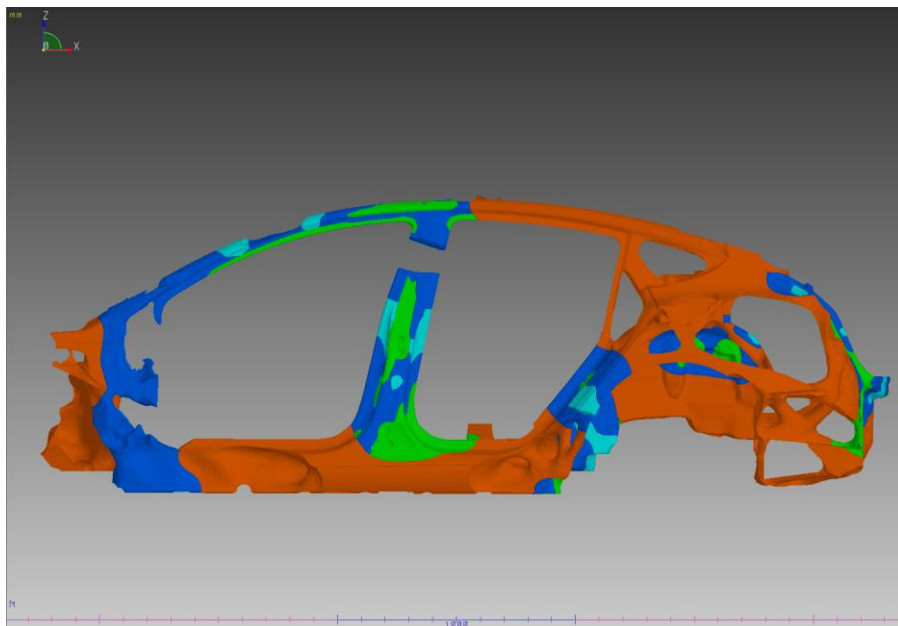
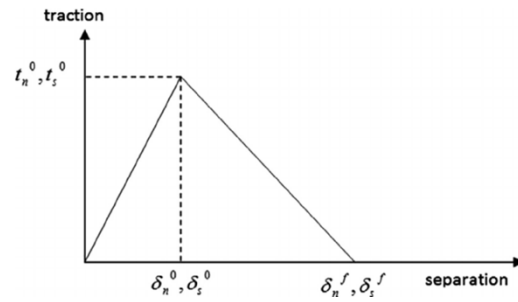
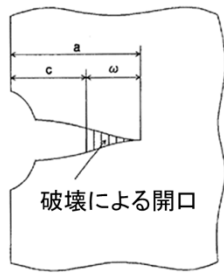


図 3-2.1.1-23 5 材料でトポロジー最適化を行なった BIW からリバースをした CAD データ

#### 研究開発項目② マルチマテリアル界面評価・モデル化

2018 年度、トポロジー最適化システムとの連携可能な適切な方法を検討するために「革新的新構造材料等研究開発」プロジェクト接合分野研究テーマにおける剛性計測方法および剛性値の適用方法を調査した。また非線形構造解析による厳密な界面評価を行うために、接着接合への適用を踏まえて汎用 FEM における CZM モデル、機械接合モデル、疲労破壊モデルについて調査した。さらに FSW について、塑性流動解析手法および熱応力評価の従来知見を調査した。以上の検討のうち、まず接着接合へのシミュレーションの適用性を考えると、図 3-2.1.1-24 に示す CZM モデルの相性が良いことを、国内で使用されている汎用 FEM の実績を踏まえて評価した。



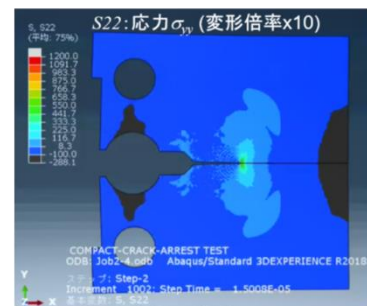
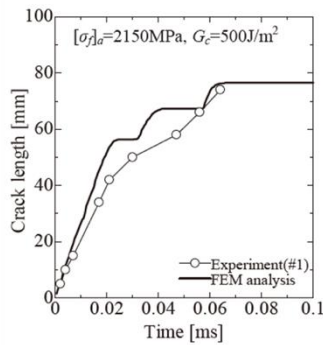
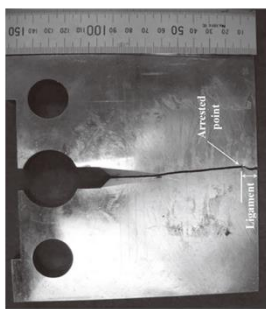


(a)破壊による開口の発生

(b) 汎用 FEM における CZM モデルの例

図 3-2.1.1-24 接着接合の破壊による開口と CZM モデル

2019 年度、マルチマテリアルトポロジー最適化において、異種材料の物体領域同士の界面の接合方法の状態をモデル化するための方法とモデルに必要な実験的測定からのパラメータ値の同定技術を開発した。CZM モデル、機械接合モデル、疲労破壊モデルについて、接着接合を対象として簡易モデルから開発の検討を進めた。実機シミュレーションへの適用性の面からは、CZM モデルの特性が良いことを明らかにした (図 3-2.1.1-25)。また疲労破壊モデルについても、Paris 則によって整理された鋼板の疲労試験の先行実測例を、汎用 FEM を用いて解析できることを明らかにした。



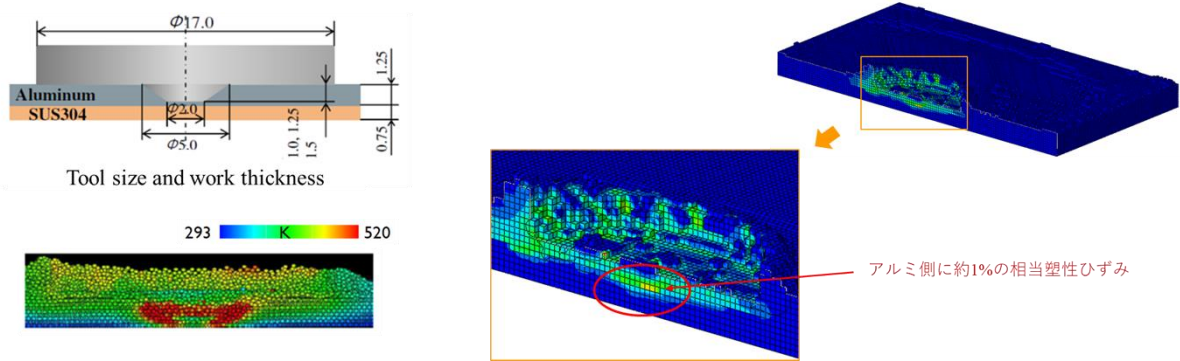
川畑友弥, 稲見彰則, 栗飯原周二, 破面生成エネルギーを考慮した高張力鋼の脆性き裂伝ば数値モデル -脆性き裂伝ば数値モデルの構築\_第1報-, 日本船舶海洋工学会論文集, 6, pp.77-87, 2012.

(a)先行実測例

(b)シミュレーション結果

図 3-2.1.1-25 CZM モデルを用いた高張力鋼板の破壊シミュレーション

FSSW に関しては、テーマ 64 において実施された粒子法解析の結果を構造系汎用 FEM に引き渡し、熱応力解析を実施するシステムを開発した。図 3-2.1.1-26 に示すように、粒子法で得られた異種材料の攪拌結果と温度データから、熱応力解析を行うことが可能になった。



(a) テーマ 64 における FSSW の粒子法解析結果 (b) 粒子法結果に基づく FEM 熱応力解析

図 3-2.1.1-26 テーマ 64 との 粒子法/FEM コラボレーションによる FSSW 熱応力シミュレーション

異材界面の電食に関しては従来知見の調査のため、汎用コード COMSOL による電食現象の基礎シミュレーションを行い、その解析可能性を確認できた。

実車の衝突安全シミュレーションの準備として、自動車業界で実績のあるソフトウェア LS-DYNA を用いて、図 3-2.1.1-27 に示すように一般車モデルの衝突シミュレーション（ベースモデルの検証）を行い、その解析可能性を確認できた。

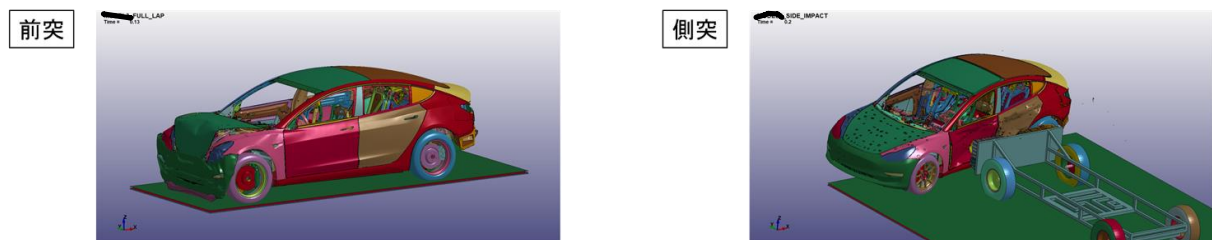


図 3-2.1.1-27 一般車モデルの衝突シミュレーション（ベースモデルの検証）

また、異材接合界面を考慮可能なモデルの導入可能性についても検討を行なった。状態場に関する有限要素法解析を通し、現行法では接合部の剛性、特に、せん断方向の剛性を高く評価してしまうことが判明した。以上の事前検討より、界面近傍に関し応力の制約を加えることで、異材接合の剛性を考慮する方法を構築（図 3-2.1.1-28）するととともに、メッシュ 1 要素分よりも十分に小さい接着層に関する材料特性を現行法で使用している要素サイズで緩和する方法の検討を行なった。

	制約なし	制約あり(開発手法)
最適構造 (鋼・アルミ)		
せん断 応力分布 (界面近傍)		

図 3-2.1.1-28 界面近傍における応力制約を加えた平均コンプライアンス最小化問題

2020年度、マルチマテリアルトポロジー最適化計算において、線形範囲内で異種材料界面の影響を考慮可能な手法の構築に取り組んだ。具体的には、異種材料界面近傍にのみ応力に関する制約を付与することで、異材接合の影響を考慮したマルチマテリアルトポロジー最適設計法の構築を行った(図 3-2.1.1-29)。

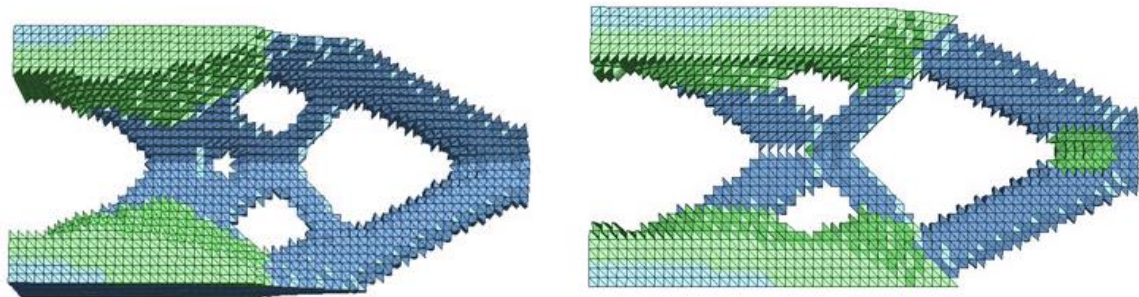


図 3-2.1.129 異材接合の影響を考慮したマルチマテリアルトポロジー最適化計算例(3次元問題): (左)従来法、(右)提案手法(青色: スチール、緑色: アルミ)

また、テーマ 64 が実施した FSSW 粒子法解析の結果を、構造系汎用 FEM に引き渡し、熱応力解析を実施するシステムの開発を行った。引張せん断試験と、十字引張試験を模して、残留熱応力を考慮した強度評価を可能とした(図 3-2.1.1-30)。そして、実験的測定からのパラメータ同定を踏まえて、非線形特性を厳密に評価可能な界面評価・モデル化技術として、ハット部材接合部を対象に行われた国内鉄鋼メカ先行例のトレース解析の結果を以下に示す(図 3-2.1.1-31)。一方、電食については、アルミニウムと CFRP の組合せによるガルバニック試験解析モデルを検討し、電極の腐食量と、反応によって生じる腐食生成物の拡散と沈殿について実験結果に近い解析結果を得ることができた(図 3-2.1.1-32)。

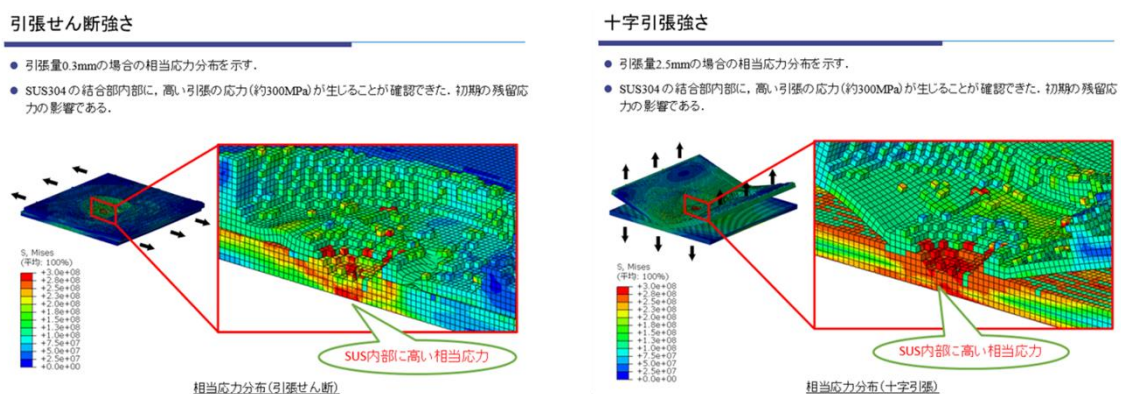


図 3-2.1.1-30 FSSW 粒子法解析と構造系 FEM の連成、引張せん断試験と十字引張試験の解析

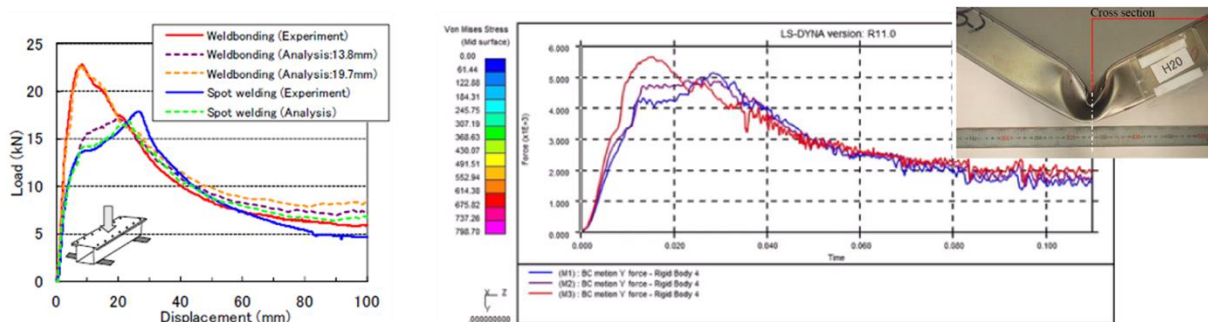


図 3-2.1.1-31 ハット部材接合部に関する国内鉄鋼メーカー先行例のトレース解析

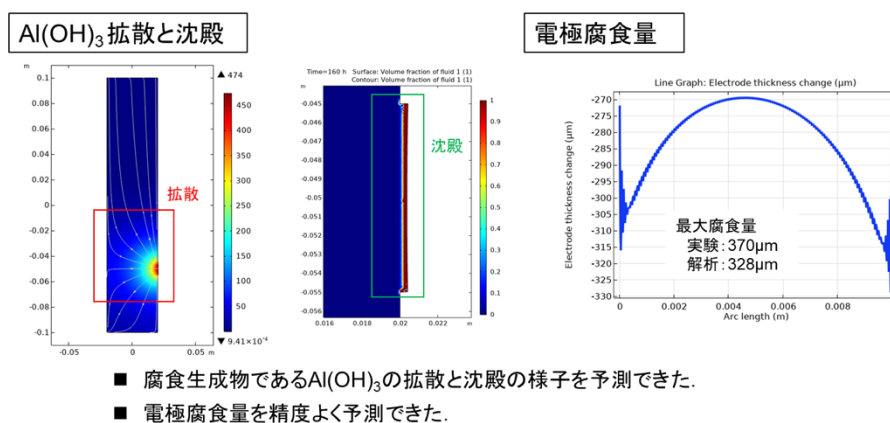


図 3-2.1.1-32 アルミニウムと CFRP の組合せによるガルバニック試験解析

2021、2022 年度には、メカニカルデザインにて、本プロジェクトで実際に使用する接着剤に関する情報をもとに、FEM 解析を行い、そのばね定数を求め参照解との比較を行なった(図 3-2.1.1-33)。

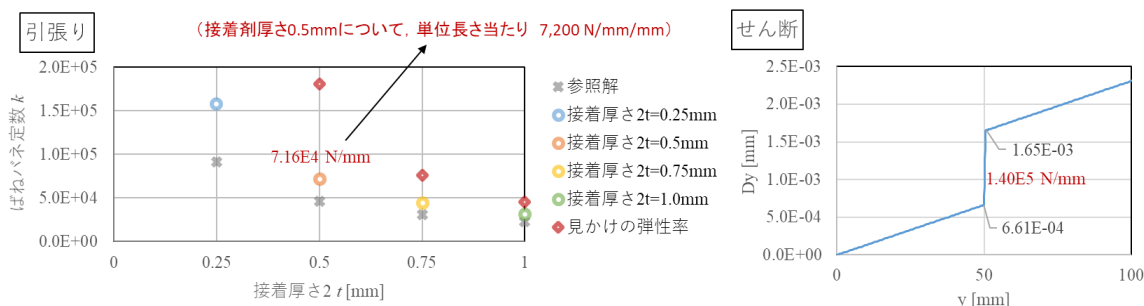
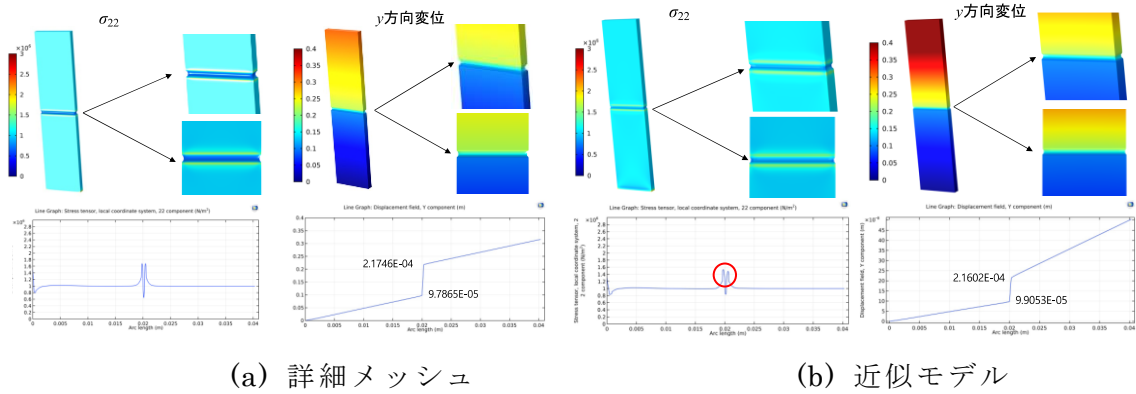
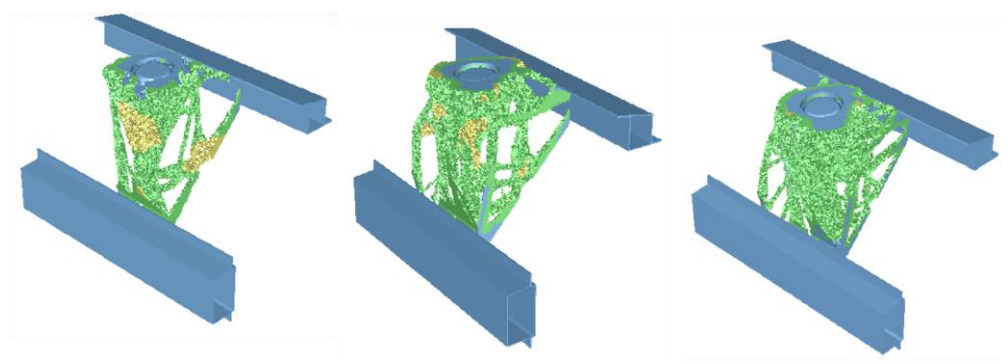


図 3-2.1.1-33 引張り、せん断荷重を受けたときの接合面における接着剤のばね定数

テーマ 64 より提供された材料定数、接着条件、メカニカルデザインより提供された有限要素法の結果をもとに、京都大学においても接着層を考慮した有限要素法に基づく数値計算、最適化計算に利用する近似モデルに関する妥当性の検証を行った(図 3-2.1.1-34)。そして、テーマ 64 との打ち合わせより決定された接着層厚さに基づき、接着層による材料定数の変化を開発中のプログラムへ適用した(図 3-2.1.1-35)。



(a) 詳細メッシュ (b) 近似モデル  
 図 3-2.1.1-34 (a)詳細メッシュによる接着層を伴う引っ張り解析と(b)近似モデルによる引っ張り解析



(a) 従来法 (接着考慮なし) (b) 近似モデル(Case1) (c) 近似モデル(Case2)  
 図 3-2.1.1-35 サスペンションタワーを対象とした、接着層を近似モデルにより考慮した最適構造と従来法による最適構造の比較(青色：スチール、緑色：アルミニウム、黄色：マグネシウム)

電気腐食については、アルミニウムと CFRP の組合せによるガルバニック試験解析における孔食発生条件を検討し、第 68 回材料と環境討論会において口頭発表を行なった(図 3-2.1.1-36)。

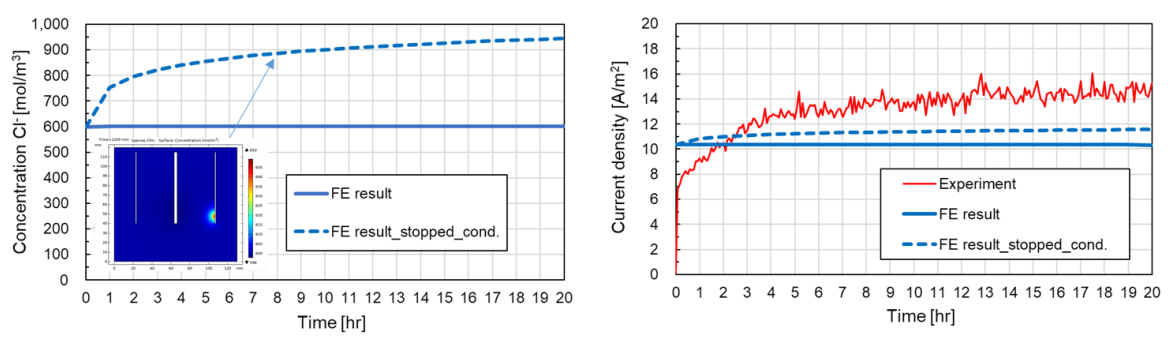


図 3-2.1.1-36 アルミニウムと CFRP の組合せによるガルバニック試験解析

2022 年度は、テーマ 64 が実施した A6000 系 ISMA 開発材 ( $t=1.6$ ) と 980MPa ハイテン材 ( $t=1.4$ ) の組合せによる FSSW (摩擦攪拌点接合) の引張せん断試験 (TSS) および十字引張試験 (CTS) について、衝突解析に適用可能な動的接合 FEM モデルを作成し、引張試験解析を実施した。図 3-2.1.1-37 に示すように実験

結果を良好に再現することができた。

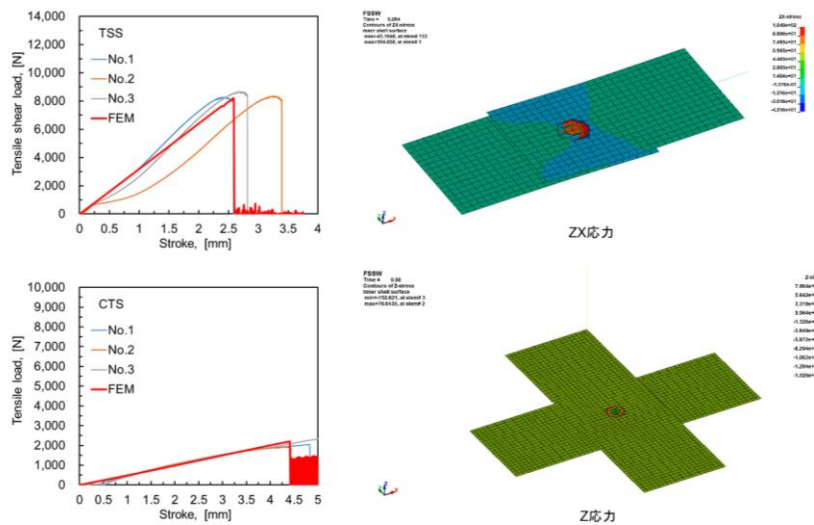


図 3-2.1.1-37 FSSW の引張せん断と十字引張試験の解析結果

次に、同じくテーマ 64 が実施したウェルドボンド（FSSW と接着剤の組合せ）の TSS 試験、CTS 試験について、衝突解析に適用可能な動的接合 FEM モデルを作成し、引張試験解析を実施した。接着剤の材料特性は、テーマ 53 から提供の実験結果を基に同定した。図 3-2.1.1-38 に示すように、TSS において実験結果を良好に再現することができた。

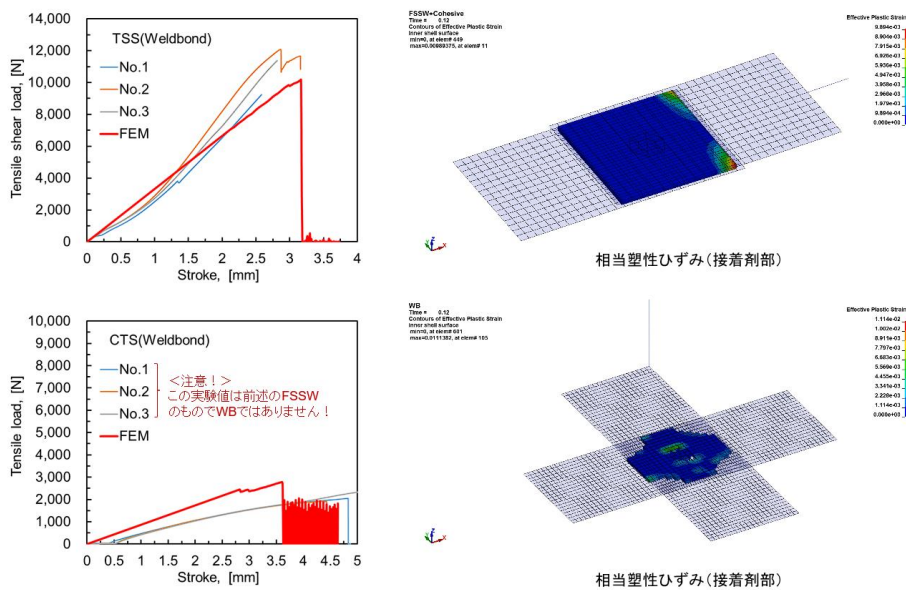


図 3-2.1.1-38 ウェルドボンドの引張せん断と十字引張試験の解析結果

### 研究開発項目③車体構造適用可能性検討(2018-2021 年度)

2018 年度は事前検討として、サブストラクチャリング手法の定式化と実装方法について調査し、開発中のシステムに組み込むことができると判断した。

2019 年度には、大規模車体モデルに対応するためのサブストラクチャリング機能の実装を行なった。本手法を用いることで、現行法からの計算時間の大幅な短縮が可能となった(図 3-2.1.1-39)。また、自動車部分構造の最適化を今後行う際に、多用な目的関数を扱えるように、コストのモデル化を行なった。そして、本モデル化に基づきコストを制約として考慮した最適化問題の定式化、実装を行なった(図 3-2.1.1-40)。本手法を適用することで単純な質量だけでなく、自動車技術会からの助言等にもあった材料費といった製造コストを考慮した最適化計算を行うことが可能となった。

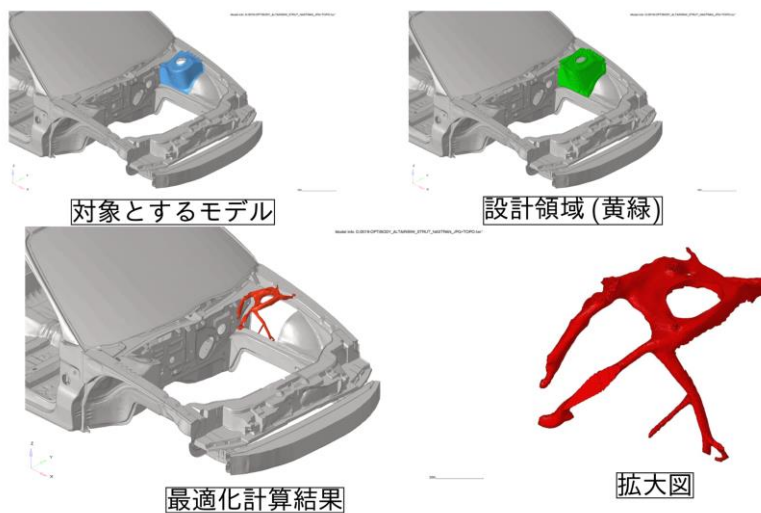


図 3-2.1.1-39 サブストラクチャリングの実装

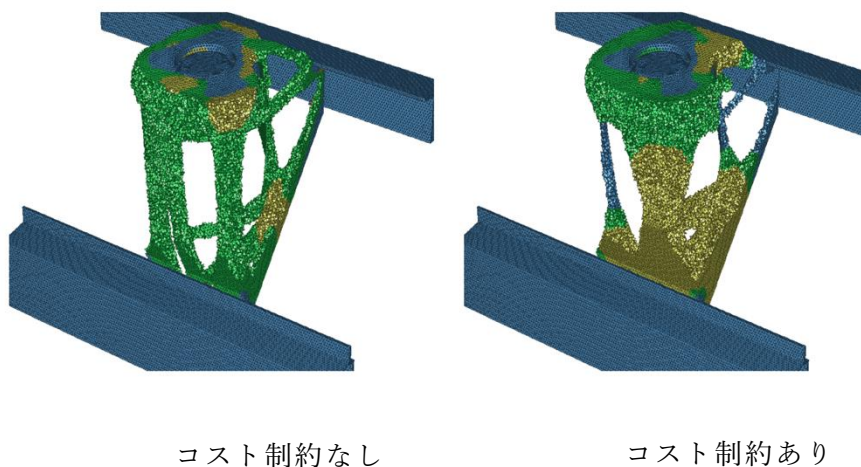


図 3-2.1.1-40 コスト制約を考慮した最適化

2020 年度には、実際の車体の大規模モデルに対応するため、パラレル化と制約条件の改善による計算の高速化を行った。従来、本最適化ソフトウェアは、

OpenMP によるパラレル化のみに対応していたが、今回、MPI を導入し、拘束条件毎に別のプロセスとすることで計算の高速化を図った。さらに、制約条件を車体全体の剛性と、その他、シートなど部品を取り付ける点の剛性に分けることで、境界条件を削減する方法を考案した。こうしたソフトウェア、および、適用技術の開発で、計算時間が 1/20 から 1/50 程度に短縮され、実際の車体に近い規模のモデルへの適用が可能になった (図 3-2.1.1-41)。また、計算結果より、マルチマテリアル構造において、剛性の高い部材を配置すべき位置が明確になることを確認した。

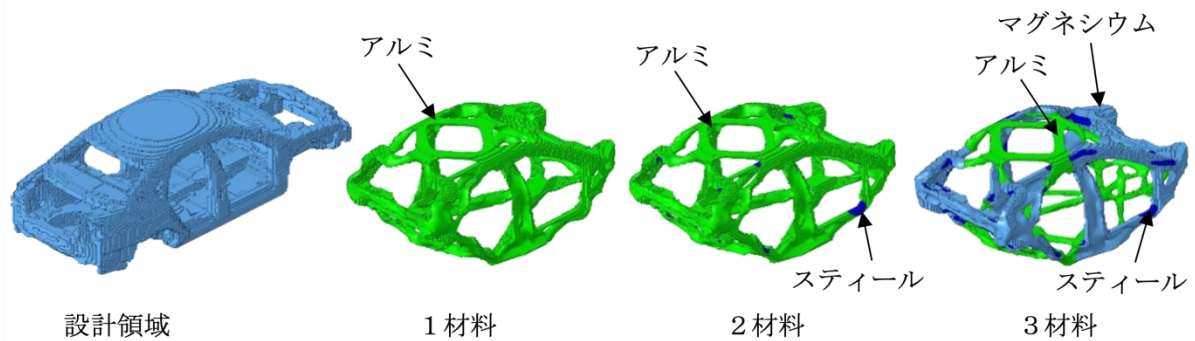


図 3-2.1.1-41 簡易的な車体モデルのマルチマテリアルトポロジー最適化

2021 年度には、最適化システムのソルバー部分のファイルアクセスを改善し、これまで 2～3 日かかっていた実車 BIW (body-in-white) モデルの計算時間を 1 日に短縮した。

#### 研究開発項目④(2020-2022 年度)マルチマテリアル実設計への適用

2020 年度車体部品への適用として、積層造形により製造できること、形状的、剛性的には現行部品と差し替え可能であることを前提としたマルチマテリアルのサスペンションタワーの最適化を行った (図 3-2.1.1-42)。得られた結果より、アルミニウムとのスチール組み合わせにより、スチールの板構造に対して、20%程度の軽量化が見込めることを確認した。

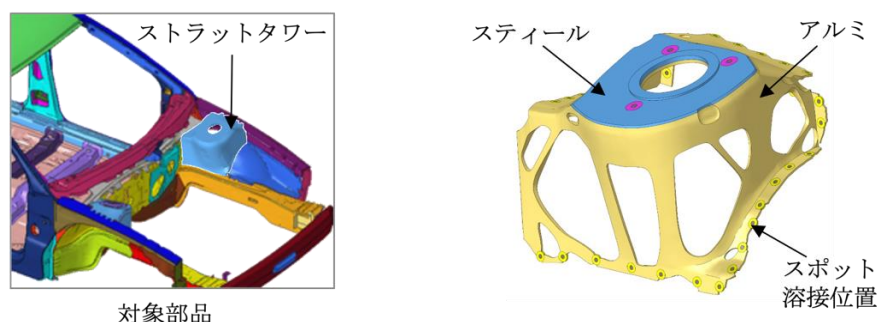


図 3-2.1.1-42 サスペンションタワーのマルチマテリアルトポロジー最適化

また、ベンチマークとなり得る既存車 (ベースモデル) に対し、全米高速道路交通安全局 (National Highway Traffic Safety Administration: NHTSA) で公開され



ている前突、側突の衝突安全試験結果と FEM による衝突安全試験解析結果の比較を行った。そして、米国道路安全保険協会(Insurance Institute for Highway Safety: IIHS)が公開している ODB (オフセットデフォーマブルバリア) 衝突安全試験結果と FEM による衝突安全試験解析結果の比較を行い、衝突特性をまとめた(図 3-2.1.1-43)。

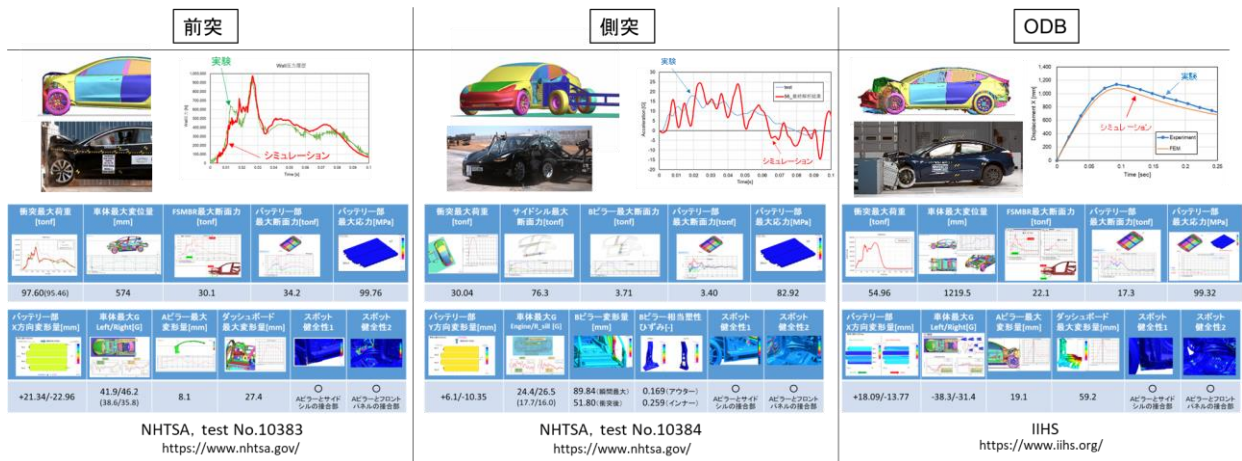


図 3-2.1.1-43 衝突安全試験結果と衝突安全試験 FEM 解析結果の比較

特に前突においては、NHTSA で公開されている衝突試験データから衝突の各時刻における壁反力の分布を可視化する(図 3-2.1.1-44 左)とともに、試験結果と解析結果において、フロントサイドメンバーとサブフレームにおける断面力履歴を比較した(図 3-2.1.1-44 右)。解析結果は試験結果を良好に再現した。以上により、エネルギー吸収主要部(前突時)の衝突特性を明らかにすることができた。

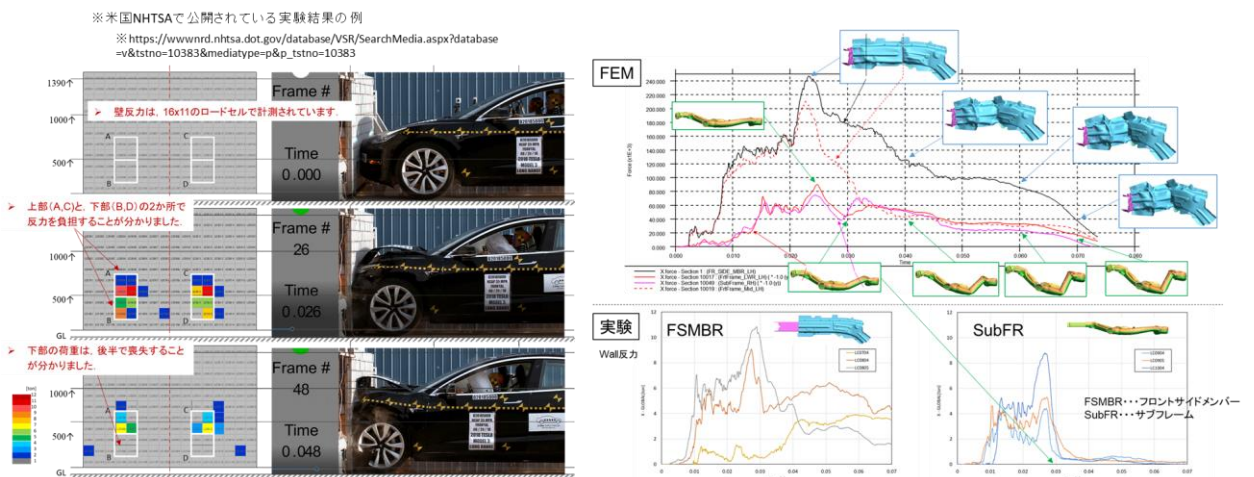


図 3-2.1.1-44 前突における壁反力と主要断面力の履歴

2021 年度はメカニカルデザインにて、マルチマテリアル設計は BIW (Body In White) を設計領域としているため、衝突安全解析モデルも、BIW モデルとしてリダ

クッションさせるにあたり、重心と重量の他に、慣性テンソルについてもフルカーの実車解析モデルを正として整合させることで、フルカーと同等の変形および荷重履歴を得ることができた（図 3-2.1.1-45）。

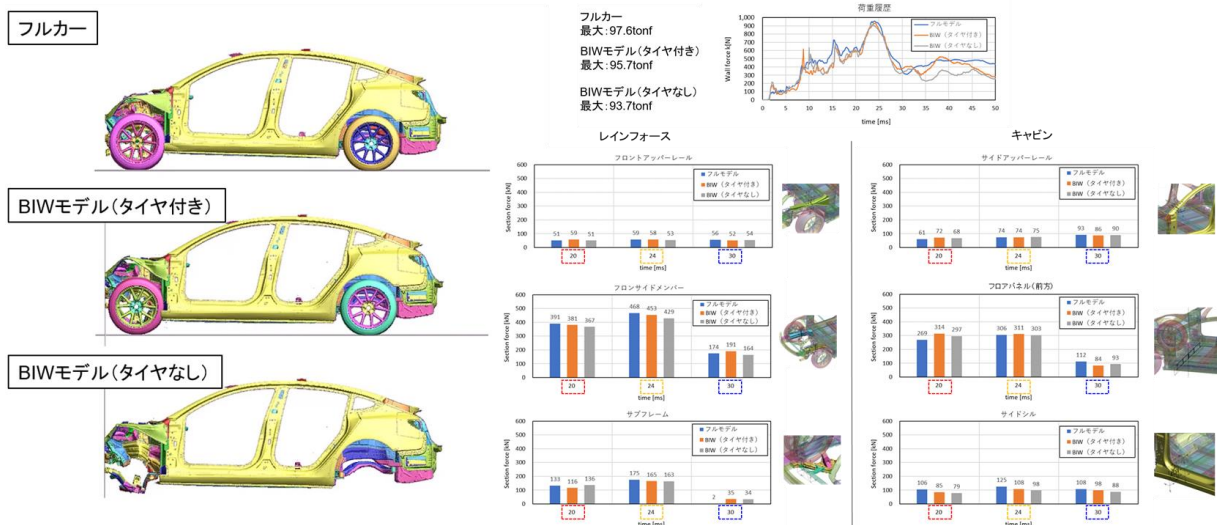


図 3-2.1.1-45 BIW 衝突安全解析モデルの変形の様子と主要断面力

続いてベンチマークとなり得る既存車（ベースモデル）に対し、研究開発項目①で得られた材料配置を参考とし、A6000系アルミニウム合金（ISMA 開発材）を主体とする材料構造に置換し、衝突安全解析を実施した。レインフォース部材の板厚を調整することにより、重量を 8.2% 低減しつつ、ベースモデルと同等の衝突安全特性を得ることができた（図 3-2.1.1-46）。

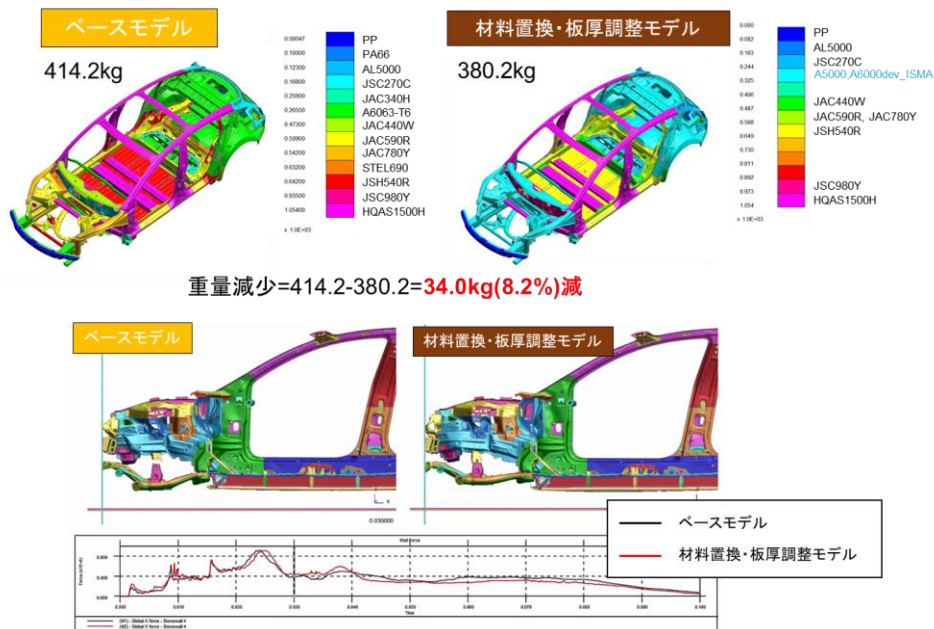


図 3-2.1.1-46 材料置換・板厚調整モデルによる衝突安全解析

2021 年度には、ISMA で開発した新しい材料も取り入れた、実車 BIW 全体のマルチマテリアルトポロジー最適化計算を実行し、最適な材料配置と最適な構造を求めた。

具体的には、軽量化車体構造の提案を目指し、マルチマテリアルのトポロジー最適化による設計技術の開発において、最適化条件およびコスト（生産効率）を考慮した板組変換に関する調査および検討をトヨタカスタマイジング&ディベロップメント（TCD）にて主に推進した。

まず、最適化条件ならびに最適化による構造と質量の関係性に関する検討を行なった。具体的には、京都大学より展開されたトポロジー最適化車体の最適化条件による線形静解析および参照車体の衝突解析（前突、側突）それぞれから得られた応力分布について確認し、実施されたトポロジー最適化条件では、衝突解析の様な広域的な応力分布となっていなかったことから局所的に最適化されていることが確認された。

そこで、前突および側突の解析結果より車体の変形（ひずみ）を分析することで、車体内部の荷重伝達について考察し、動的な現象（条件）である前突および側突について最適化で設定可能な静的な条件を検討した。また、検討した最適化用の衝突（前突、側突）条件による確認線形静解析および参照車体の衝突解析それぞれから得られた応力分布について再確認し、同様の応力分布を得られることが確認できた。以上の成果をもととした構造最適化より材質、板厚、隔壁の有無などの構造が質量に及ぼす効果を確認した(図 3-2.1.1-47)。

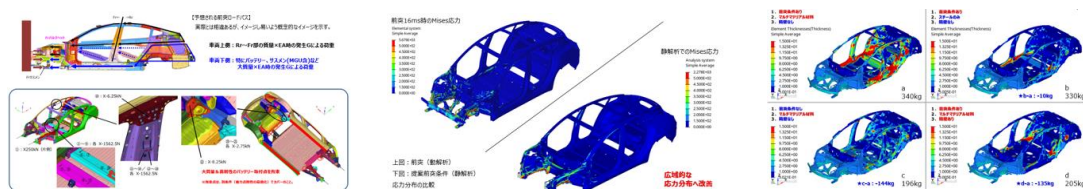


図 3-2.1.1-47 最適化条件ならびに最適化による構造と質量の関係性に関する検討

さらに、コスト(生産効率)を考慮した板組変換に関する検討を行なった。トポロジー最適化より得られる結果は、三次元バルク（塊）で構成されているため、自動車の車体設計に適応する場合は、成形や接合などが可能な生産性を加味したパネルで構成された板組構造への変換が必要となる。そこで、参照車体を参考に、京都大学より展開されたトポロジー最適化車体を暫定的に板組変換し、プレス成形やスポット溶接などシミュレーションすることで、トポロジー最適化車体を生産可能な板組構造に変換できることを確認した。また、シミュレーションを用いることで車体の質量、生産性、材料使用量やロスなどについて評価できることも確認できた(図 3-2.1.1-48)。

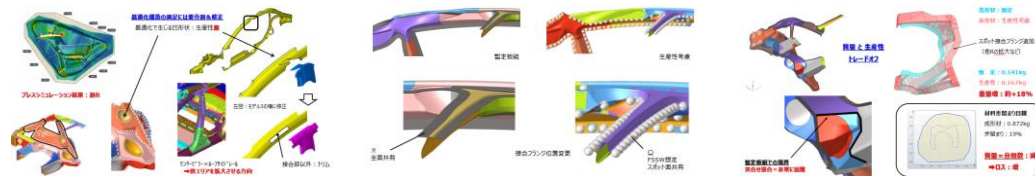


図 3-2.1.1-48 コストを考慮した板組変換に関する検討

2021-2022 年度にかけて、マルチマテリアルトポロジー最適化を用いて、ベンチマークとなり得る既存車の BIW の衝突特性、静・動的剛性と同等の性能を有する、図 3-2.1.1-49 に示す様なマルチマテリアル構造の軽量の BIW の提案を行なった。図 3-2.1.1-50 は、本研究で選択されたベンチマーク BIW を示し、この BIW の静的剛性を目標に、3 材料（鉄、アルミ、マグネシウム）のマルチマテリアルトポロ

ジー最適化によって得られた中実構造のソリッド最適化 BIW に対して、京都大学が表面抽出を行った中空構造のシェル最適化 BIW を図 3-2.1.1-51 に示す。この最適化 BIW の断面は、図 3-2.1.1-52 に示す通り、ベンチマーク BIW の様な断面内部を補強する構造を有さない空洞状となっており、板厚も設定されていない。

そこで、TCD では、i: 3 材料最適化 BIW に対して、中空断面の補強構造および最適化における非設計部品の検討や、京都大学のマルチマテリアルトポロジー最適化と同様にベンチマーク BIW の剛性を目標とした板厚最適化することで、ベンチマーク BIW の衝突特性、静・動的剛性と同等の性能を有するとともに、軽量の BIW について検討した。

また、ii: 図 3-2.1.1-53 に示す、京都大学における 2021 年度 4 材料 (スチール、アルミ、マグネシウム、CFRTP) のマルチマテリアルトポロジー最適化によって得られた中空構造のシェル最適化 BIW に対して、iの検討成果を基に板厚最適化することでベンチマーク BIW の衝突特性、静・動的剛性と同等の性能を有する軽量の板厚を設定した。

更に、iii: 生産性の観点からパネルを分割成形および接合した板組構造となっているベンチマーク BIW を参考に、2021 年度 4 材料最適化 BIW を板組化し、iiと同様に板厚最適化することで、生産性を加味した場合の軽量化効果についても確認した

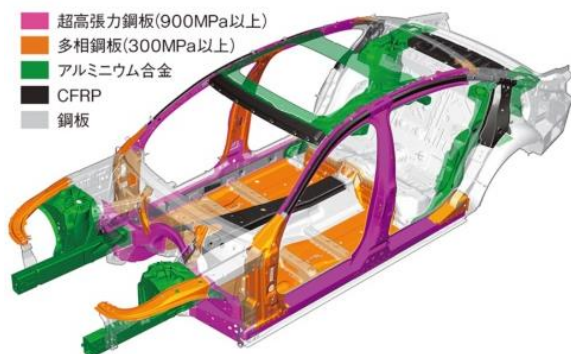


図 3-2.1.1-49 マルチマテリアル BIW イメージ

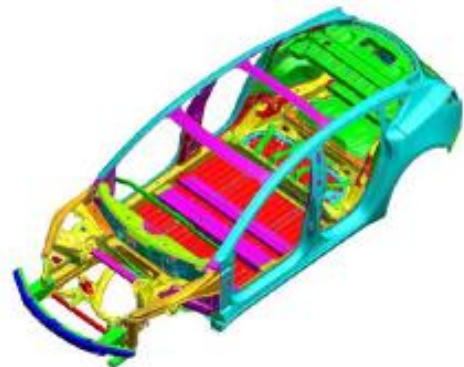


図 3-2.1.1-50 ベンチマーク BIW

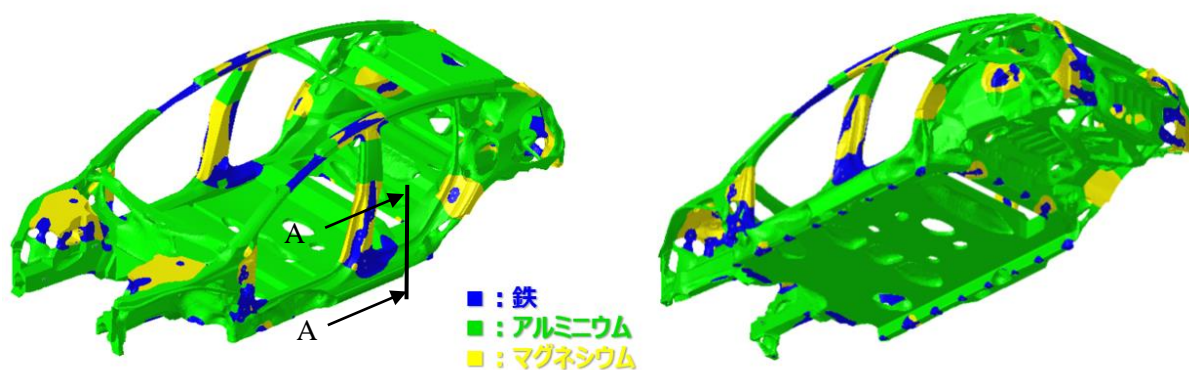


図 3-2.1.1-51 2021 年度 3 材料マルチマテリアルトポロジー最適化によって得られた中空構造のシェル最適化 BIW

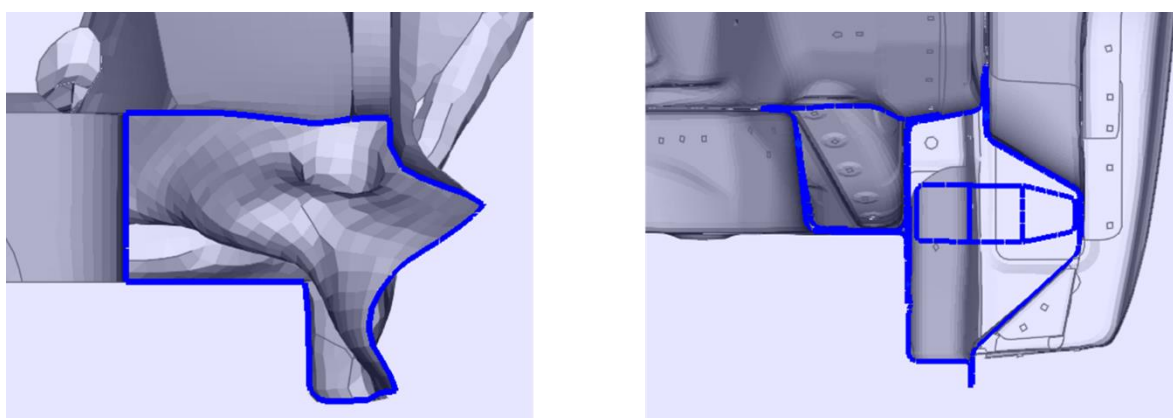


図 3-2.1.1-52 図 3-2.1.1-46 の A 位置での断面比較 (左：3 材料最適化 BIW、右：ベンチマーク BIW)

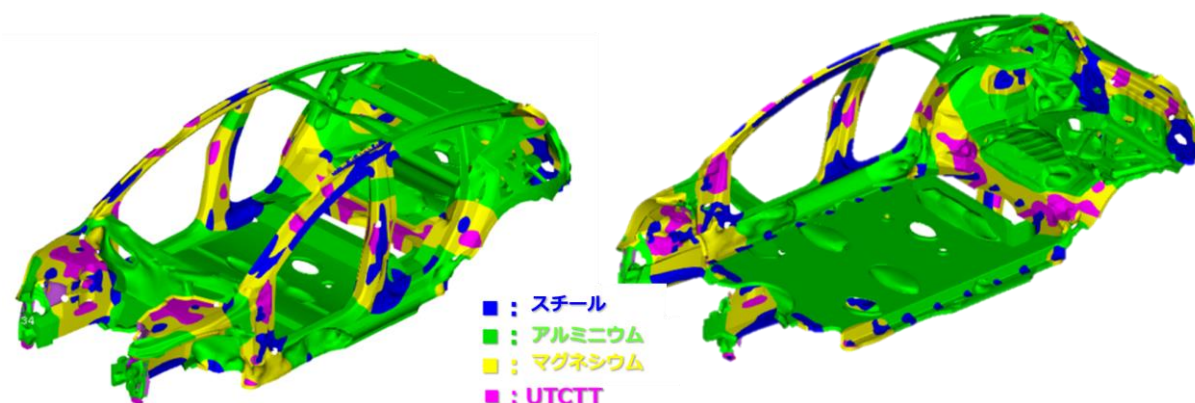


図 3-2.1.1-53 2021 年度 4 材料マルチマテリアルトポロジー最適化によって得られた中空構造のシェル最適化 BIW

## 検討 i: 2021 年度 3 材料マルチマテリアルトポロジー最適化 BIW におけるベンチマーク BIW の衝突特性、静・動的剛性の達成および軽量化

図 3-2.1.1-54 は、TCD における検討 BIW を示し、図 3-2.1.1-51 の 2021 年度 3 材料最適化 BIW 前部に対し、メカニカルデザインが衝突特性に合わせて材質や板厚を変更し、軽量化した図 3-2.1.1-45 のベンチマーク BIW 前部と切り換えを行っており、BIW 前部より後方を検討対象とした。

これは、メカニカルデザインにおけるベンチマーク BIW の衝突特性の検討において、BIW 前部には前突時の発生荷重をコントロールする目的で、座屈等を意図的に誘発させるための構造が設けられていると分析されており、BIW 前部については衝突特性を解析する上で重要な非線形計算に対応していない最適化では、衝突特性を満足する構造を得ることは困難との報告があったからである。

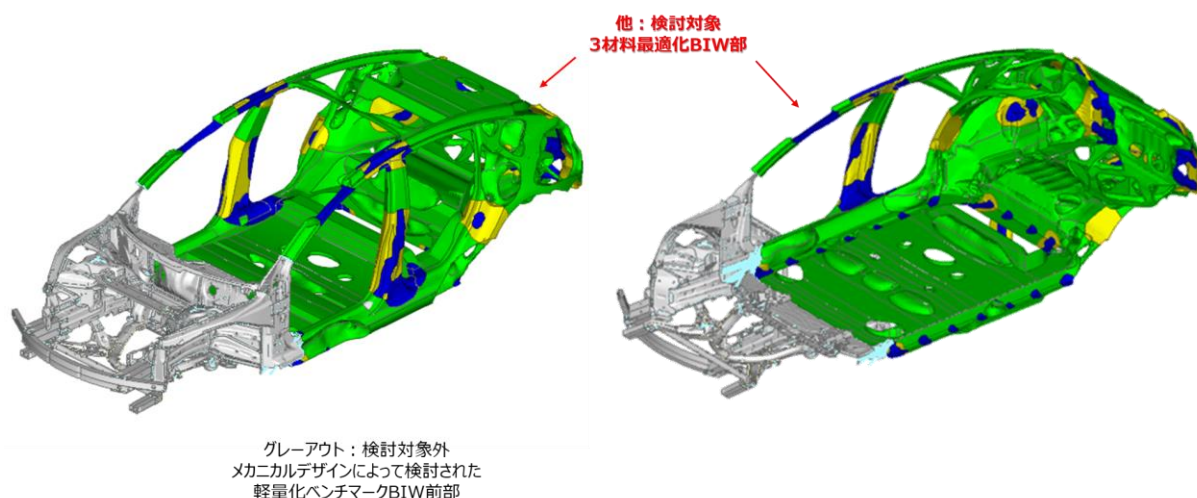


図 3-2.1.1-54 2021 年度 3 材料検討 BIW および検討対象

TCD の検討 BIW は 2021 年度 3 材料最適化 BIW 前部に対し、衝突特性に合わせて軽量化されたベンチマーク BIW 前部と切り換えを行った。

しかしながら、京都大学におけるマルチマテリアルトポロジー最適化は、図 3-2.1.1-50 に示す通り BIW 全体を対象とした条件で行っていたため、この条件を用いて検討 BIW に板厚最適化した場合、検討対象の前部（検討 BIW における切り換え部）の最適化が不十分となることで、衝突等によってベンチマーク BIW から作用する荷重に対し、性能を満足できなくなり、衝突特性を左右するベンチマーク BIW 前部自体が機能しなくなる懸念があった。

そこで、マルチマテリアルトポロジー最適化条件に対し、ベンチマーク BIW の前突解析において、検討 BIW における切り換え部に相当する位置で発生する荷重と変位の関係（剛性）を条件に加えるか否かで、板厚最適化の結果に変化が生じるか確認した（検討 i-①）。

図 3-2.1.1-55 は、メカニカルデザインでのベンチマーク BIW の前突解析において、検討 BIW における切り換え部に相当する位置で発生する荷重と変位の結果の一部を示す。

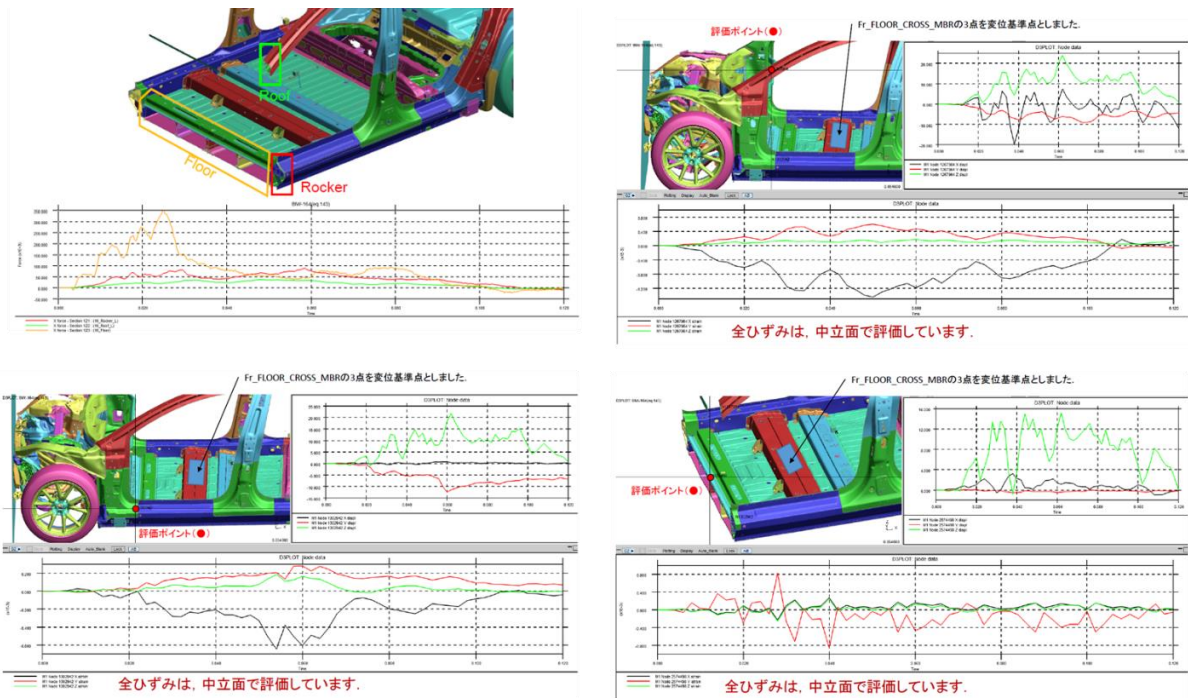


図 3-2.1.1-55 ベンチマーク BIW の前突解析結果（左上：Roof・Floor・Rocker 発生荷重、右上：Roof 変位、左下：Floor 変位、右下：Rocker 変位）

本研究開発は、BIW の軽量化に向けた提案という背景および目的より、板厚最適化は最適化自由度が高く、優れた軽量化コンセプトを得やすい FEM モデルの要素単位（京都大学の MM トポロジー最適化時の要素サイズ：15mm と同じ）で行った。また、板厚最適化時の下限値は、ベンチマーク BIW で設定されていた最小板厚：0.5mm を設定し、上限値はベンチマーク BIW において、図 3-2.1.1-51 に示す補強用に設定されていると予想されるビードの高さを基に 15mm を暫定的に設定した。

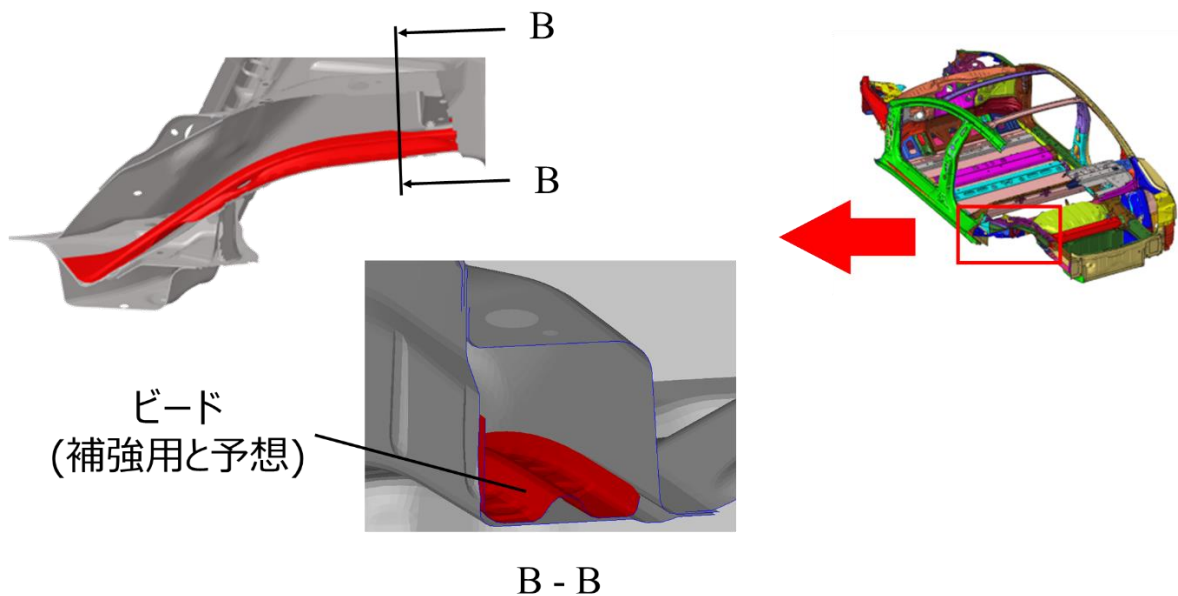


図 3-2.1.1-56 ベンチマーク BIW における補強用と予想されるビード

### 【結果①】

図 3-2.1.1-57 は、a：検討 BIW をマルチマテリアルトポロジー最適化と同様の条件、b：a に図 3-2.1.1-55 をはじめとする前突解析で得られた検討 BIW 切り換え部の剛性を加えた条件、それぞれの板厚最適化によって得られた板厚分布と質量を示し、質量の右隣にある ( ) 内は、本検討対象に相当するベンチマーク BIW の質量：238kg を基とした増減割合を示す。図 3-2.1.1-57a に比べ、図 3-2.1.1-57b では質量が 144kg 増加し、約 2.3 倍となった。

以上のことから、本検討における板厚最適化において、a：マルチマテリアルトポロジー最適化と同様の条件では不足と判断し、b：a に前突解析で得られた検討 BIW 切り換え部の剛性を加えた条件を暫定的に採用することとした。採用の判断については、メカニカルデザインでの衝突解析による評価から、ベンチマーク BIW の衝突特性を満足したため妥当と考えた。

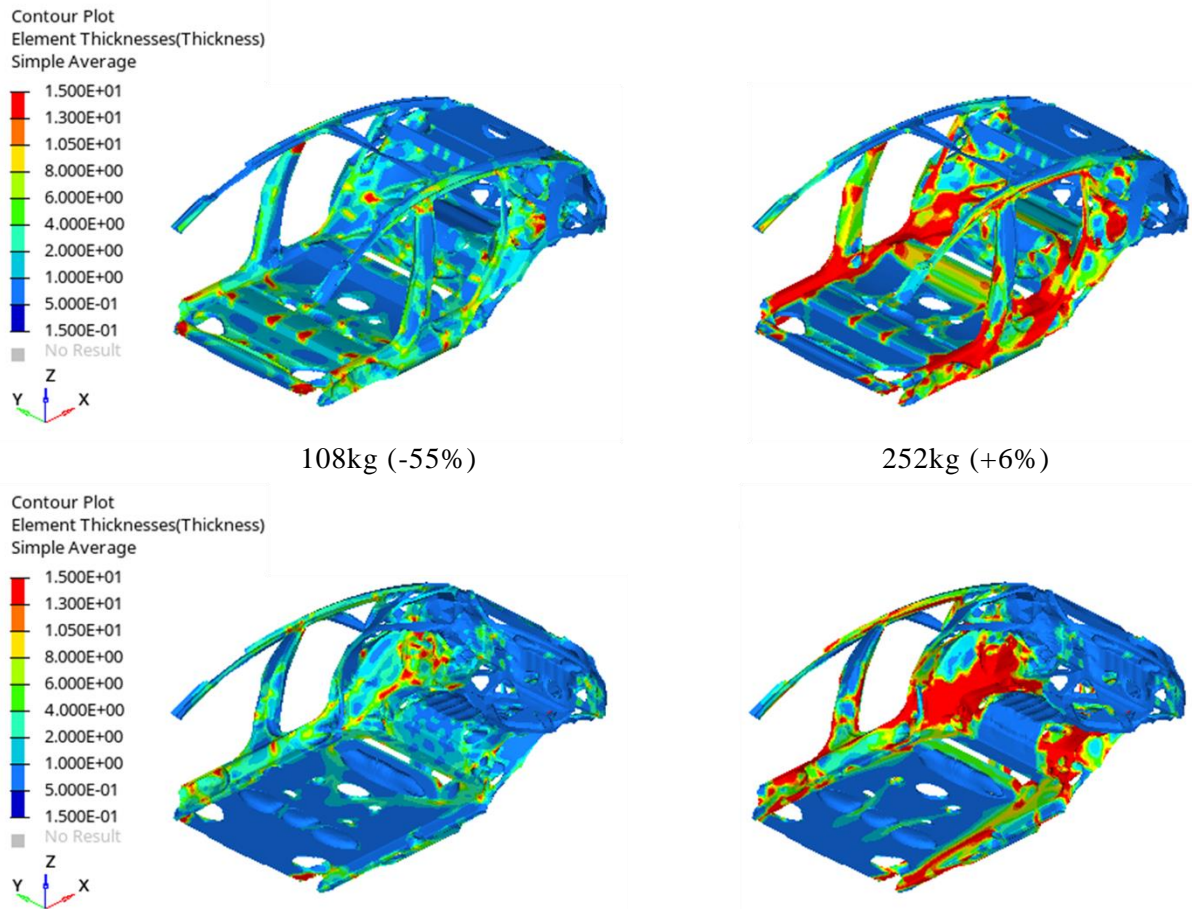


図 3-2.1.1-57-a マルチマテリアルトポロジー最適化と同様の最適化条件 a における板厚分布と質量

図 3-2.1.1-57-b 最適化条件 a に前突解析で得たを加えた最適化条件 b における板厚分布と質量

図 3-2.1.1-52 で示した通り、2021 年度 3 材料最適化 BIW ならびにベンチマーク BIW ともに中空構造であるが、2021 年度 3 材料最適化 BIW はベンチマーク BIW に見られる断面内部を補強する構造を有さないことが、検討 i -①の結果 (図 3-2.1.1-57-b) の通り、ベンチマーク BIW に対して、6%の質量増となったものと予想した。



そこで、最適化条件 b にベンチマーク BIW を模した断面内部を補強する構造を暫定的に追加した最適化条件 c にて板厚最適化し、最適化条件 b の結果と比較することで、断面内部の補強構造の軽量化効果について確認した（検討 i -②）。

【検討 i -②の結果】

図 3-2.1.1-53 は、最適化条件 c における断面内部の補強構造を示し、図 3-2.1.1-54 は板厚最適化における板厚分布と質量を示す。図 3-2.1.1-54 より、最適化条件 c では、ベンチマーク BIW に対して 37%の質量減となっており、最適化条件 b の結果 (+6%) と比較すると 43%の質量減となっていた。このことから、断面内部の補強構造に大きな軽量化効果があることが確認された。

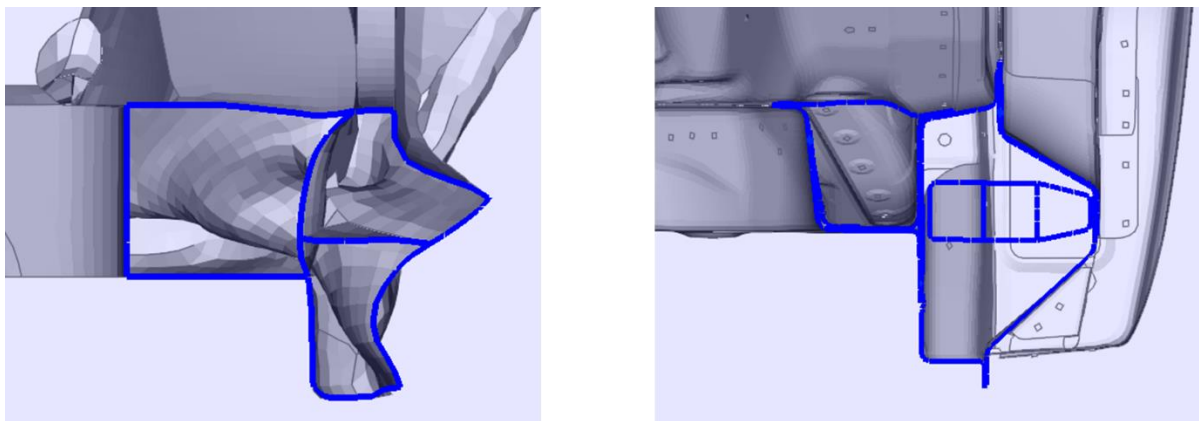


図 3-2.1.1-58 図 3-2.1.1-56 の B 位置断面（左：最適化条件 c、右：ベンチマーク BIW）

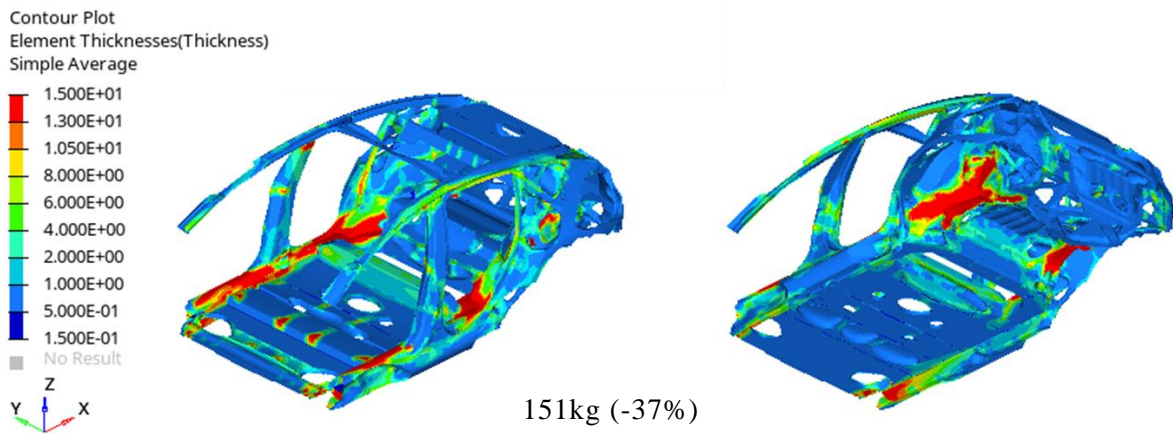


図 3-2.1.1-59 最適化条件 c における板厚分布と質量

図 3-2.1.1-60 は、メカニカルデザインが、前突解析の発生荷重を部品単位で分析した結果の一例である。この図からわかる通り、BIW 以外にも BIW と同レベルの荷重を発生させている部品が存在しており、BIW を除く衝突特性に影響を及ぼす部品（衝突機能部品）を加味せずに板厚最適化していたことから板厚や質量が過多となっていた可能性が考えられた。

そこで、検討 i -②における最適化条件 c に、衝突機能部品を非設計部品として

追加した最適化条件 d にて板厚最適化し、最適化条件 c の結果（図 3-2.1.1-59）と比較することで、非設計部品追加の必要性を確認した（検討 i -③）。

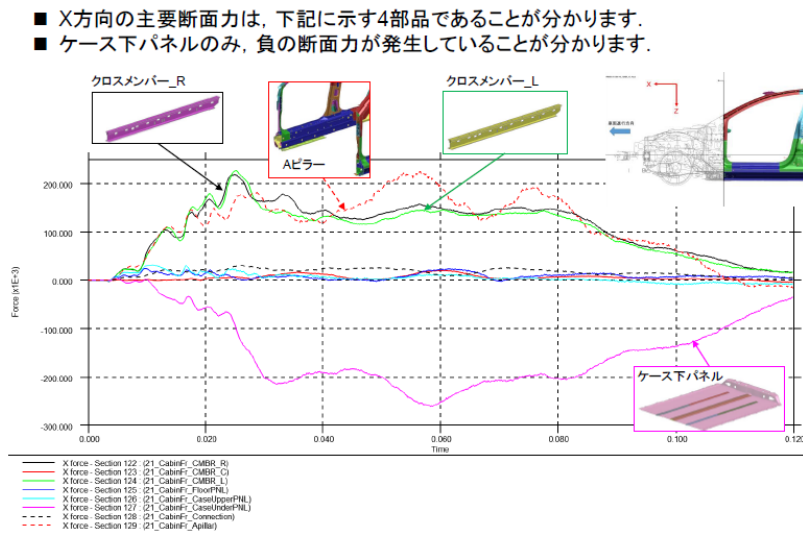


図 3-2.1.1-60 前突解析における発生荷重の部品単位分析の結果

【結果③】

図 3-2.1.1-61 は、最適化条件 d の非設計部品を示し、図 3-2.1.1-62 は板厚最適化における板厚分布と質量を示す。図 3-2.1.1-62 より、最適化条件 d では、ベンチマーク BIW に対して 41%の質量減となっており、最適化条件 c の結果 (-37%)と比較すると 4%の質量減となっていた。このことから、衝突機能部品を板厚最適化時に非設計部品として追加する必要があることが確認された。

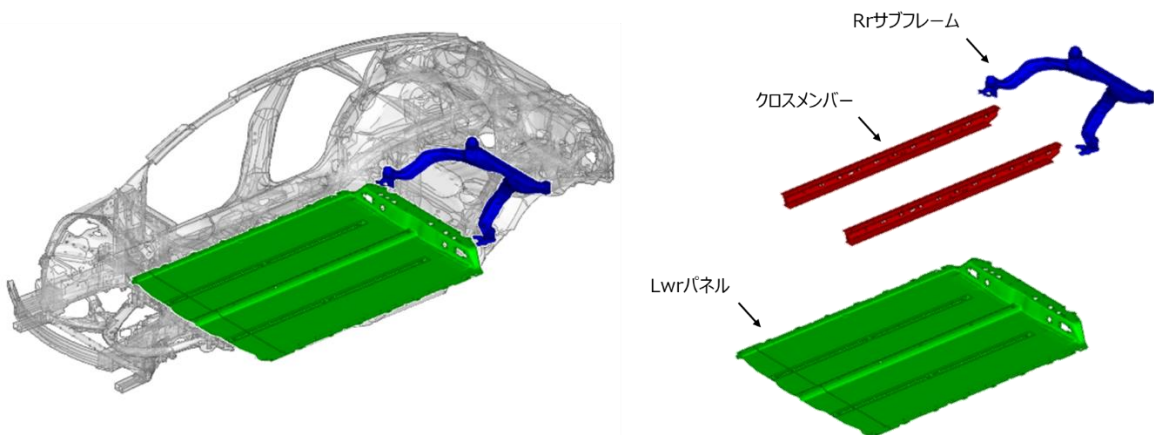


図 3-2.1.1-61 最適化条件 d における非設計部品（衝突機能部品）

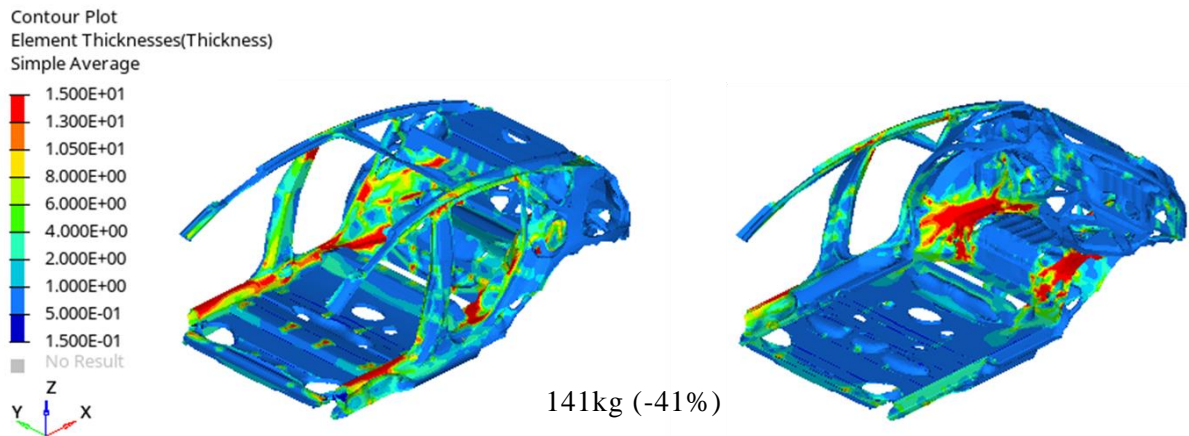
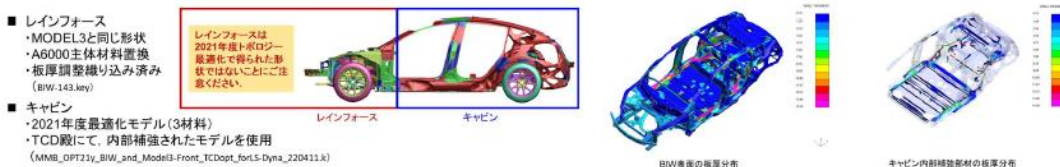


図 3-2.1.1-62 最適化条件 d における板厚分布と質量

以上の検討より、ベンチマーク BIW の静・動的剛性を目標に検討した i-①：最適化条件、i-②：中空断面の補強構造、i-③：最適化における非設計部品の結果を基に板厚最適化することで、3 材料最適化 BIW の検討対象部の質量をベンチマーク BIW に対して、41%軽量化できた (図 3-2.1.1-62)。また、この軽量化された 3 材料最適化 BIW の衝突特性は、図 3-2.1.1-63 に示すメカニカルデザインが行った衝突解析の結果より、ベンチマーク BIW の衝突特性を満足することが確認された。

## 評価結果



	変形の様子とバリア反力	最大変形量 (評価ポイントにおける)	主要断面力	過大変形	評価結果
前突		ベースモデル同等 MODEL3_A6000	ベースモデル同等 (過大断面力なし)	認められない	○
側突		ベースモデル同等 MODEL3	ベースモデル同等 (過大断面力なし)	認められない	○
ODB		ベースモデル同等 MODEL3	ベースモデル同等 (過大断面力なし)	認められない	○

図 3-2.1.1-63 最適化条件 d で得た BIW の衝突解析の結果

## 検討 ii: 検討 i の成果を基とした板厚最適化による 5 材料最適化 BIW の軽量化

図 3-2.1.1-64 は、TCD における検討 BIW を示し、検討iと同様に図 3-2.1.1-53 の 2021 年度 4 材料最適化 BIW 前部に対し、メカニカルデザインが衝突特性に合わせて材質や板厚を変更し、軽量化した図 3-2.1.1-50 のベンチマーク BIW 前部と切り換えを行っており、BIW 前部より後方を検討対象とした。

ベンチマーク BIW と同等の衝突特性、静・動的剛性を有することが確認された検討iの成果である①：最適化条件、-②：中空断面の補強構造、③最適化における非設計部品の検討結果を基に、2021 年度 4 材料最適化 BIW を板厚最適化した。

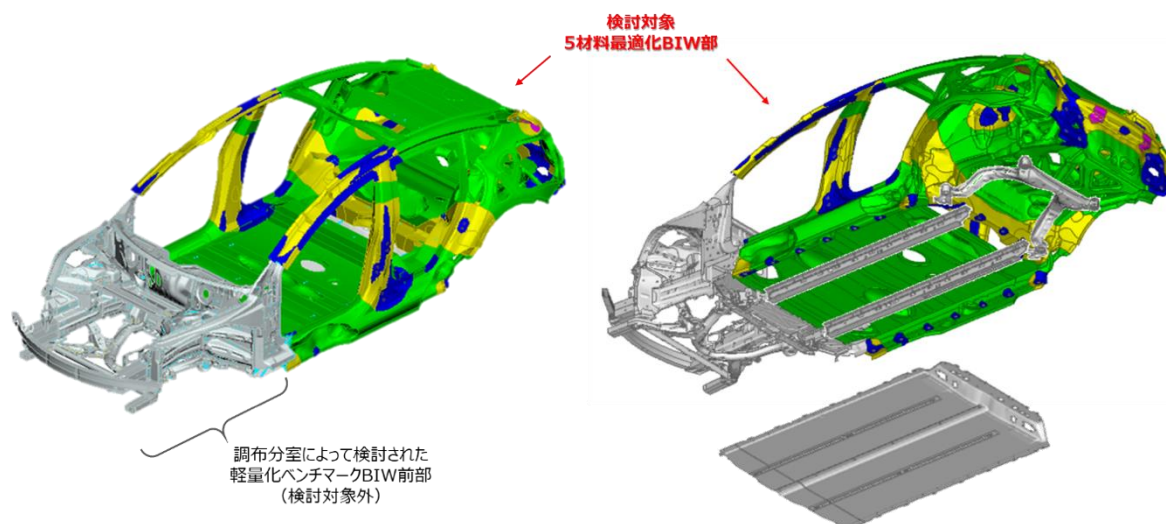


図 3-2.1.1-64 2021 年度 4 材料検討 BIW および検討対象

### 【検討 ii の結果】

図 3-2.1.1-65 は、板厚最適化された 2021 年度 4 材料最適化 BIW の板厚分布と質量を示し、質量の右隣にある ( ) 内は、本検討対象に相当するベンチマーク BIW の質量：238kg を基とした増減割合を示す。図 3-2.1.1-65 に示す通り、検討iの成果を基に板厚最適化することで、2021 年度 4 材料最適化 BIW の検討対象部の質量をベンチマーク BIW に対して、43%軽量化することができた。

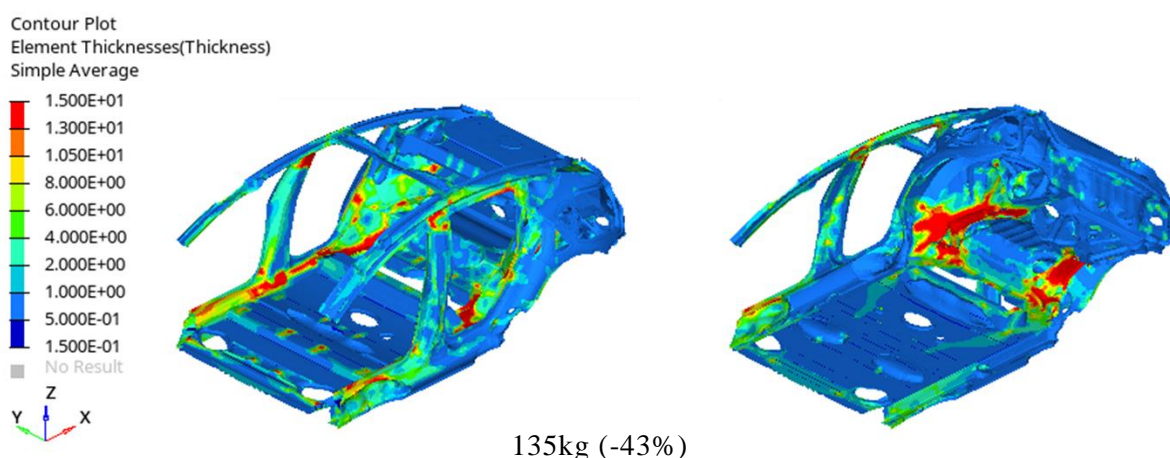


図 3-2.1.1-65 検討 i 成果を基とした 2021 年度 4 材料最適化 BIW 板厚分布と質量

### 検討 iii: 検討 ii の 2021 年度 4 材料最適化 BIW に対して、板組による生産性を加味した場合の軽量化効果の確認

図 3-2.1.1-66 に示す様にベンチマーク BIW は、生産性の観点からパネルを分割成形および接合した板組構造となっていることから、各パネル単位で板厚最適化されていると予想されるが、検討iならびにiiともに BIW の軽量化に向けた提案という背景および目的より、最適化自由度が高く優れた軽量化コンセプトを得やすい FEM モデルの要素単位 (サイズ: 15mm) にて板厚最適化を行ってきた。

そこで、検討iiの 2021 年度 4 材料最適化 BIW を板組化し、パネル単位で板厚最適化することで、生産性を加味した場合の軽量化効果を確認することとした。

まず、2021 年度 4 材料最適化 BIW を板組化するにあたり、マルチマテリアルトポロジー最適化の FEM データから CAD サーフェスデータ作成を行った。CAD サーフェスデータ作成の短時間化として、図 3-2.1.1-67 に示す様にアルモニコスでリバーエンジニアリングツール (spScan) を用いた自動サーフェス生成を行い、生成されたサーフェスを採用もしくは、それを基にサーフェスを作成した。

図 3-2.1.1-68 は、暫定的に FEM データから偏差 $\pm 3\text{mm}$  以内を目標に、CAD サーフェスデータ化した 2021 年度 4 材料最適化 BIW における FEM データに対する面差の分布を示す。FEM データの局所的な凹凸により、目標以上の面差が生じている部分が見受けられるが、基本的に目標内で CAD サーフェスデータを作成することができた。

また、アルモニコスが spScan によって自動生成したサーフェスを基に、CAD データを作成したことで、概ね 20% の作業期間の短縮 (5 週間の作業期間予想に対して、4 週間で作業完了) を達成した。

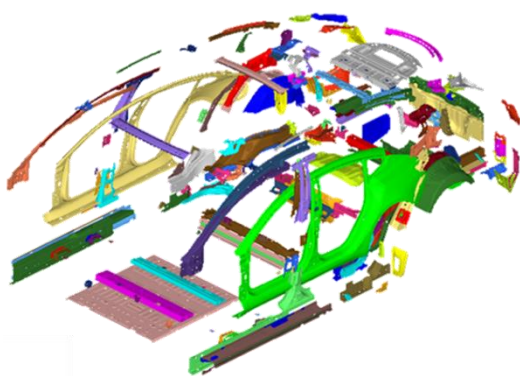


図 3-2.1.1-66 ベンチマーク BIW の板組構成



図 3-2.1.1-67 自動サーフェス生成例 (spScan)

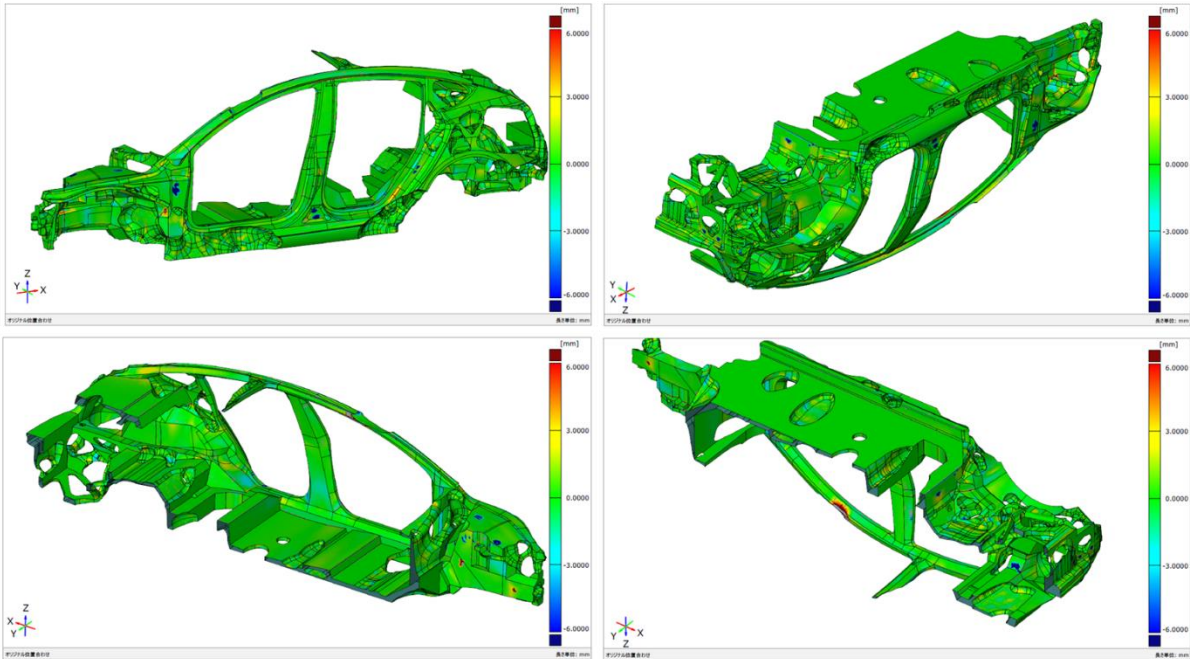


図 3-2.1.1-63 CAD サーフェス化した 2021 年度 4 材料最適化 BIW の FEM データに対する面差分布

次に、作成した CAD サーフェスデータに対して、図 3-2.1.1-66 に示すベンチマーク BIW を参考に板組化を実施した（図 3-2.1.1-69）。但し、検討iiと比較する点より、検討iiの検討対象部についてのみ板組化した。

この板組化された 2021 年度 4 材料最適化 BIW に対して、検討iiと同様にベンチマーク BIW と同等の衝突特性、静・動的剛性を有することが確認された検討iの成果を基に、板組化によって分割されたパネル単位で板厚最適化した。

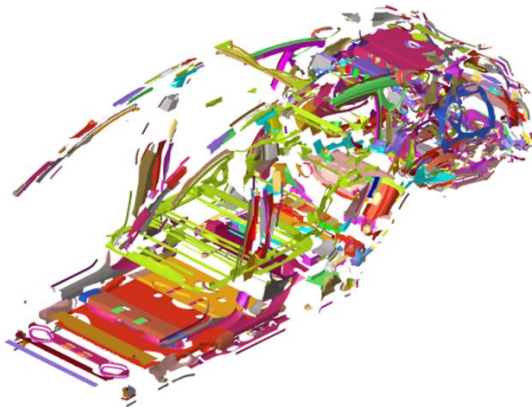


図 3-2.1.1-69 2021 年度 4 材料最適化 BIW の板組構成

図 3-2.1.1-70 は、パネル単位で板厚最適化された板組 2021 年度 4 材料最適化 BIW の板厚分布と質量を示し、質量の右隣にある ( ) 内は、本検討対象に相当するベンチマーク BIW の質量：238kg を基とした増減割合を示す。生産性を加味したパネル単位による板厚最適化した場合でも、検討iの成果を基に板厚最適化することで、2021 年度 4 材料最適化 BIW の検討対象部の質量をベンチマーク BIW に対して、13%軽量化することができた。

しかしながら、検討iiの要素単位での 2021 年度 4 材料最適化 BIW の板厚最適化における軽量化効果 (図 3-2.1.1-53) は、ベンチマーク BIW に対して 43%であり、パネル単位で板厚最適化したことで、軽量化効果を 30%損なっていた。これは、最適化する単位が、要素から要素集合のパネルに変化することで、最適化自由度である要素数の減少によるものであり、どのような単位で最適化するか、生産技術面を含め今後の課題である。

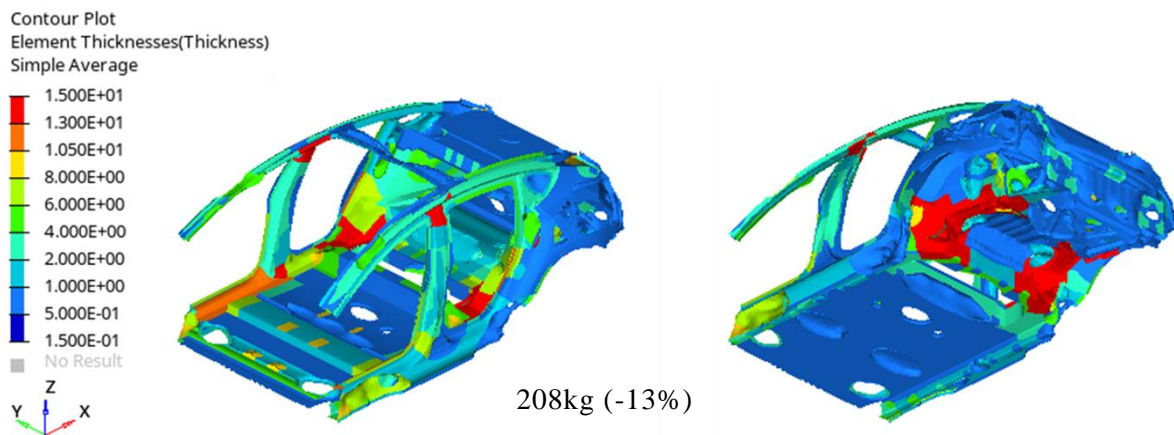


図 3-2.1.1-70 板組化 5 材料最適化 BIW における検討iの成果を基とした板厚分布と質量

2022 年度の成果として、図 3-2.1.1-71 に示す NCC で検討されている CFRTP フロアを加えた 2022 年度 4 材料最適化 BIW に対して、検討i~iiiの成果を基に、板厚最適化ならびに板組化を実施した。

図 3-2.1.1-72 は、2022 年度 4 材料検討 BIW および検討対象を示し、この BIW に対して板厚最適化することで得られた板厚分布と質量を図 73 に示す。質量の右隣にある ( ) 内は、本検討対象に相当するベンチマーク BIW の質量：238kg を基とした増減割合を示し、2021 年度 4 材料最適化 BIW (図 3-2.1.1-65) に比べ更に 4%軽量化することができたことから NCC の CFRTP フロアを加えたことで更なる軽量化につながった

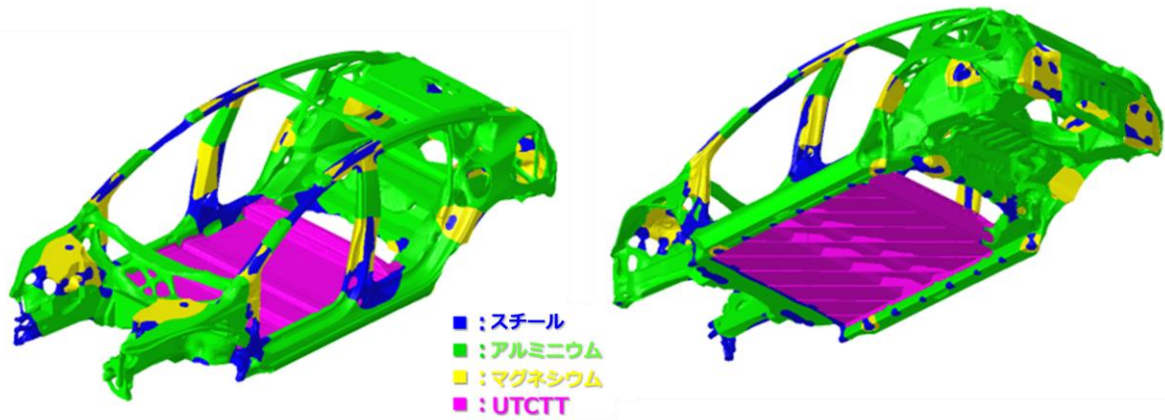


図 3-2.1.1-71 2022 年度 4 材料のマルチマテリアルトポロジー最適化によって得られた中空構造のシェル最適化 BIW

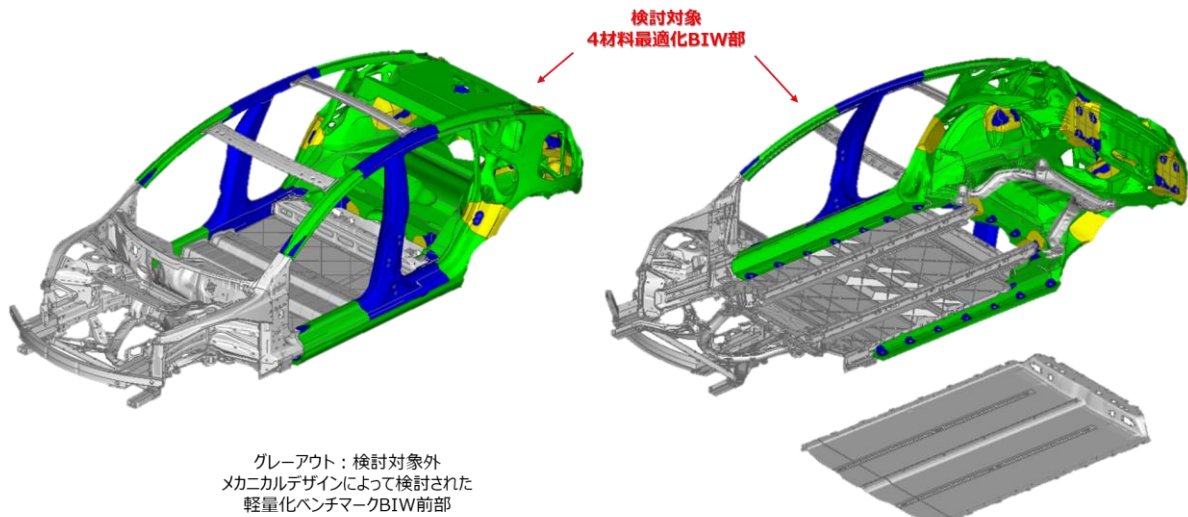


図 3-2.1.1-72 2022 年度 4 材料検討 BIW および検討対象

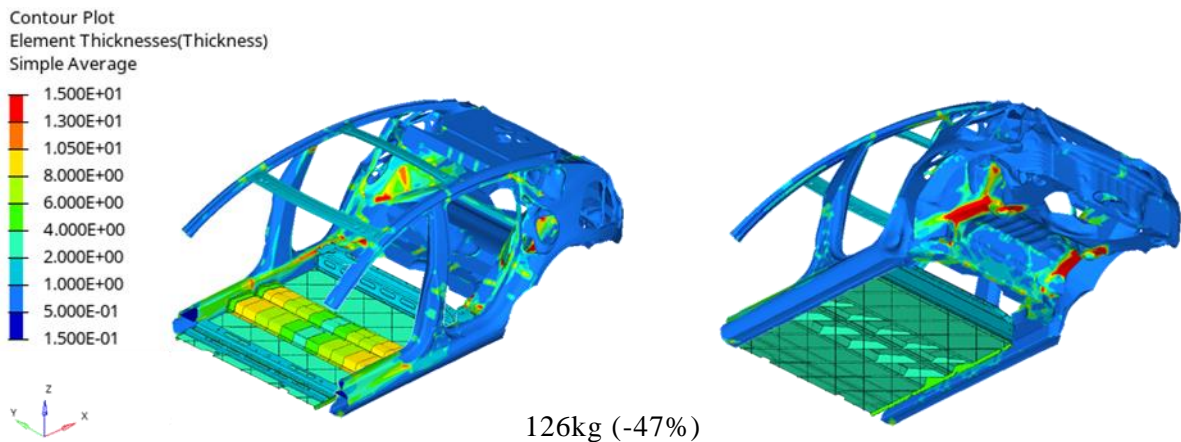


図 3-2.1.1-73 2022 年度 4 材料最適化 BIW 板厚分布と質量 (一部検討対象外含む)



更に、一般的なボディを生産する上で、プレス成形や接合が可能な構造となっている必要があることから、材料分布（図 3-2.1.1-71）、板厚分布（図 3-2.1.1-73）をもとに、プレスや接合をシミュレーションにて検討することで、より現実的な板組構図への変換を実現した（図 3-2.1.1-74）。

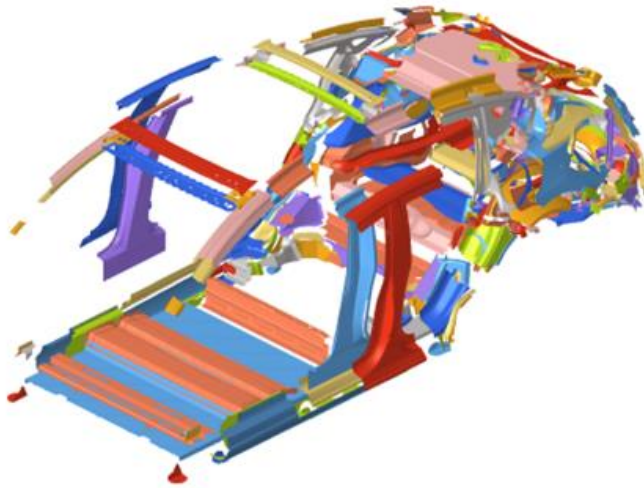


図 3-2.1.1-74 2022 年度 4 材料最適化 BIW の板組構成

さらに 2022 年度メカニカルデザインでは、研究開発項目①で得られた 2021 年度 3 材料マルチマテリアル設計車体構造を基に、TCD にてキャビン部の板厚最適化および断面補強された実車体構造から、衝突安全解析を実施した。レインフォース部はベースモデルからの材料置換、板厚調整による形状を用いた。なお、A6000 系の ISMA 開発材を主体に材料置換を行った。図 3-2.1.1-75 に衝突解析モデルを示す。ベースモデルと同等の衝突安全特性を得ることができた（図 3-2.1.1-76）。さらに BIW 全体では、32%の重量低減を達成することができた。

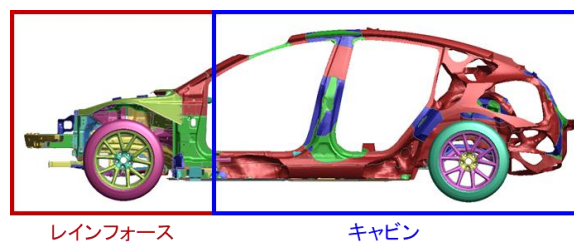
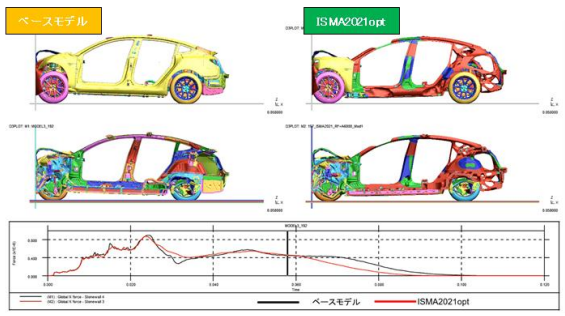
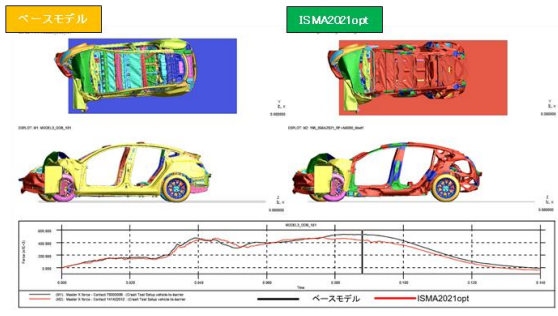


図 3-2.1.1-75 2021 年度 3 材料マルチマテリアル設計車体による衝突安全解析モデル

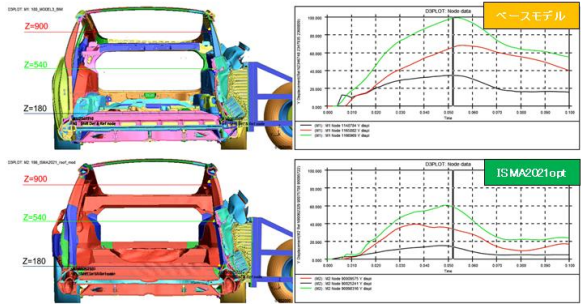
前突



ODB



側突



	変形の様子とバリア反力	最大変形量 (評価ポイントにおける)	主要断面力	過大変形	評価結果
前突	ベースモデル同等	ベースモデル同等	ベースモデル同等 (過大断面力なし)	認められない	○
側突	ベースモデル同等	ベースモデル同等	ベースモデル同等 (過大断面力なし)	認められない	○
ODB	ベースモデル同等	ベースモデル同等	ベースモデル同等 (過大断面力なし)	認められない	○

図 3-2.1.1-76 2021 年度 3 材料マルチマテリアル設計車体による衝突安全解析評価結果

また、研究開発項目①で得られた 2021 年度 4 材料マルチマテリアル設計車体構造を  
 基に、TCD にてキャビン部の板厚最適化および断面補強された実車体構造から、衝  
 突安全解析を実施した。レインフォース部はベースモデルからの材料置換、板厚  
 調整による形状を用いた。なお、A7000 系の ISMA 開発材を主体に材料置換を  
 行った。図 77 に衝突解析モデルを示す。

ベースモデルと同等の衝突安全特性を得ることができた (図 78)。さらに BIW 全  
 体では、38%の重量低減を達成することができた。

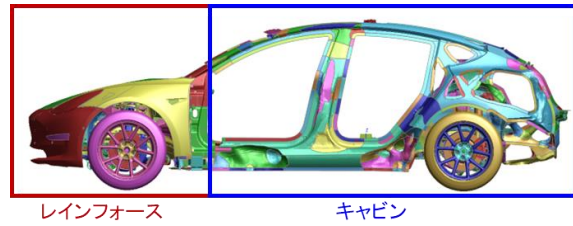


図 3-2.1.1-77 2021 年度 4 材料マルチマテリアル設計車体による衝突安全解析モデル

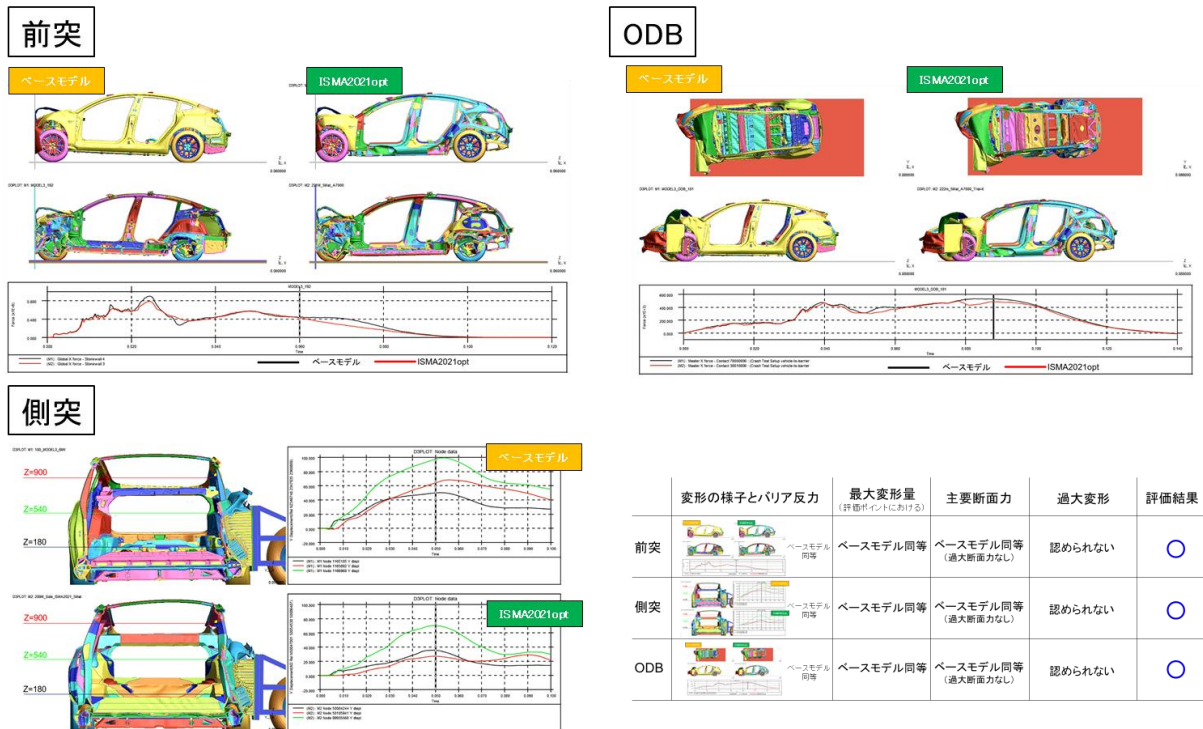


図 3-2.1.1-78 2021 年度 4 材料マルチマテリアル設計車体による衝突安全解析評価結果

さらに、研究開発項目①で得られた 2022 年度 4 材料マルチマテリアル設計車体構造を基に、TCD にてキャビン部の板厚最適化および断面補強された実車体構造から、衝突安全解析を実施した。レインフォース部はベースモデルからの材料置換、板厚調整による形状を用いた。なお、新たな ISMA 開発材である A7000'(対 SCC 改善版) を主体に材料置換を行った。図 3-2.1.1-79 に衝突解析モデルを示す。ベースモデルと同等の衝突安全特性を得ることができた (図 3-2.1.1-80)。最終的な成果として BIW 全体では、41.4%の重量低減を達成することができた。

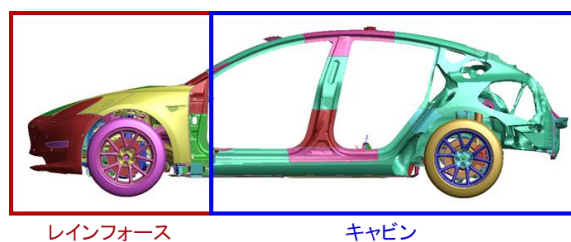


図 3-2.1.1-79 2022 年度 4 材料マルチマテリアル設計車体による衝突安全解析モデル

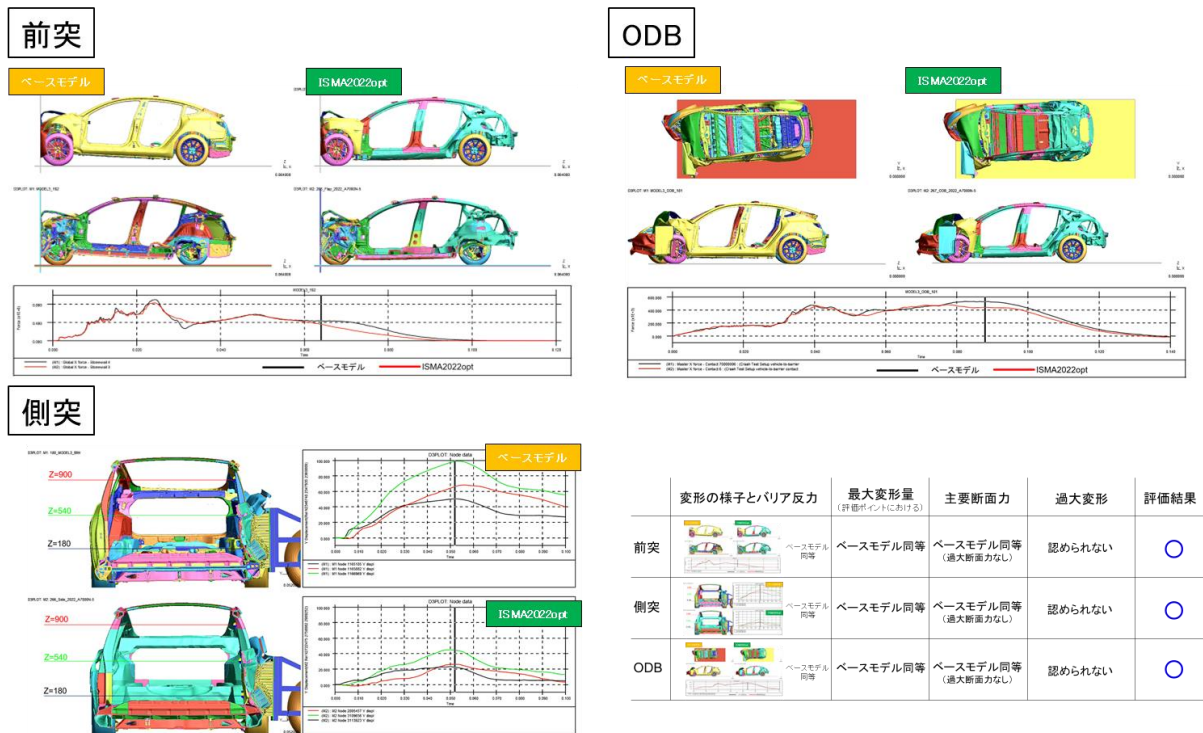


図 3-2.1.1-80 2022 年度 4 材料マルチマテリアル設計車体による衝突安全解析評価結果

また研究開発項目②で得られた FSSW およびウェルドボンドの動的接合モデル (図 3-2.1.1-37, 38) を、フロントサイドメンバー部を模した部分衝突安全解析モデルに適用した。フロントサイドメンバーの材質と板厚については、テーマ 64 が実施した引張試験での組合せ【A6000 系 ISMA 開発材 (t=1.6) と 980MPa ハイテン材 (t=1.4)】に合わせた。異材接合部については、FSSW の他、ウェルドボンド (WB)、ウェルドボンド+溶接 (WB+溶接)、SPOT (衝突モデルで採用している弾性モデル、破断なし) の 4 種類で検討した。

図 3-2.1.1-81 に解析モデルと解析結果および断面力の時刻歴を示す。部分的に FSSW およびウェルドボンドが破壊していることが確認できた。しかし、断面力の履歴には大差がないことから、座屈後の S 字型形状への導入があれば、FSSW やウェルドボンドの破壊強度に期待しなくても、必要な反力を得ることが分かった。

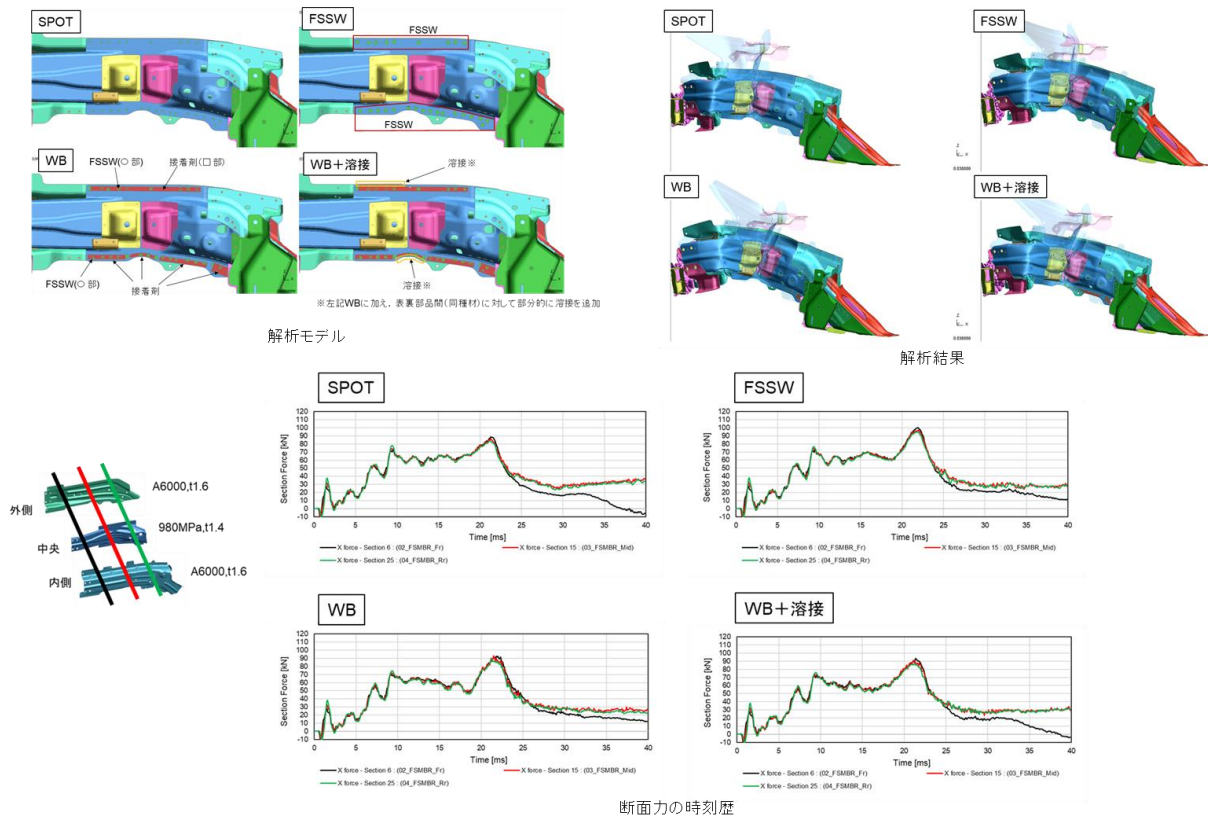


図 3-2.1.1-81 解析モデルと解析結果および断面力の時刻歴

### マルチ材料積層造形法によるサスペンションタワーの試作

以下に 2021 年～2022 年に東北大学が実施した、典型的な部材を対象としたトポロジー最適化を適用した三次元積層造形法による部材試作・評価のためのマルチ材料設計法の開発成果について、説明する。

#### 1. 研究開発の成果と意義

鉄鋼材料とアルミニウム合金から構成される自動車用マルチ材料構造部材を金属積層造形を用いて製造した。初年度（2021 年度）は、積層造形に使用する PREP・DAT 粉末の作製および鉄・アルミ単独および接合体の積層造形を行い、それぞれの積層条件の最適化、課題の明確化を行った。最終年度(2022 年度)は、積層体のスケールアップ技術開発確立とマルチ材料自動車部品の実試作を実施し、トポロジー最適化法からのダイレクトプロセッシングの技術的可能性の確認を行った。

##### 1.1 実験方法

鉄鋼材料とアルミニウム合金から構成される自動車用マルチ材料構造部材を金属積層造形を用いて製造する場合、熱源のパワー（P）と走査速度（v）、操作パターン（SP）などのプロセスパラメータを最適化することで、鉄鋼材料とアルミニウム合金双方で欠陥無で、相対密度 100% の高密度造形が可能であることが分かった。

以下に、金属積層造形（粉末床熔融結合方式のレーザー積層造形：SLM）に使用する粉末作製、造形パラメータ設定、造形体評価の詳細を記述する。

### 1.1.1 粉末作製

Fe系3種（SUS304、S25C、BMR-2）に、プラズマ回転電極プロセス（plasma rotating electrode process、PREP）粉末を、Al系2種（Al-3Si-1Mn、Al-10Si-0.3Mg）に、DAT粉末を用いた。図3-2.1.1-82にSUS304-PREP粉末のSEM写真を示すが、いずれの粉末も球形度が高く、微細なサテライト粉末が存在しなかった。

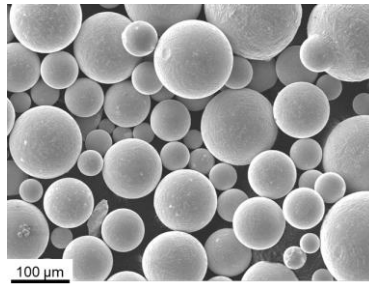


図 3-2.1.1-82 SUS304-PREP 粉末

### 1.1.2 造形パラメータの設定

積層造形装置及び設定パラメータは、以下のとおりである。

- ・積層造形装置:LBM レーザー方式積層造形装置 Concept Laser M2 (Dual Laser)  
機械学習(support vector machine (SVM)法)により、以下パラメータの最適化を行った。
- ・LBM (設定範囲) : Power (10-370W)、Scan speed (40-4500 mm/s)、Trace spacing (0-1 mm)、Spot size (50-500 μm)

### 1.1.3 造形体の評価

各金属単体及びマルチマテリアル接合体の最適条件抽出のための試験片形状および評価内容は、以下の通りである。

- ・試験片形状 : 10mm□×20 (40) mm \* ( ) 内数値は、接合体のもの
- ・単体の造形体の評価:密度 (アルキメデス法)、表面の粗さ (レーザー共焦点顕微鏡)、断面組織 (光学顕微鏡)、引張試験
- ・接合体の評価:引張試験
- ・界面組織の観察:EBSD、SEM、EPMA、TEM

## 1.2 実験結果

### 1.2.1 LBM 単体の造形体の評価

組織観察と表面粗さの結果に基づいて、SVM法によって最適な造形パラメータを取得した。

以下に各材料単体の最適積層条件を示す。これらの条件により積層されたいずれの造形体においても欠陥が非常に少ない、真密度に近い造形体が得られた。

(a)SUS304 機械学習最適条件

Power	Scan speed	Spot size	Trace spacing	Maximum Decision Function value
370	600	100	0.23	2.213

(b)S25C 機械学習最適条件

Power	Scan speed	Spot size	Trace spacing	Maximum Decision Function value
310	350	290	0.13	2.51

(c)BMR-2 機械学習最適条件

Power	Scan speed	Spot size	Trace spacing	Maximum Decision Function value
340	700	130	0.10	2.71

(d)Al10SiMg 機械学習最適条件

Power	Scan speed	Spot size	Trace spacing	Maximum Decision Function value
280	450	240	0.22	4.25

(e)Al3SiMn 機械学習最適条件

Power	Scan speed	Spot size	Trace spacing	Maximum Decision Function value
250	550	190	0.29	4.99

### 1.2.2 LBM 接合体の評価

部品下部を鉄鋼材料の金属粉末で造形し、引き続いて重ねて上部をアルミニウム合金粉末により積層造形を行う。この場合、接合部に粗大金属間化合物相（Fe-Al 合金層（ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相、 $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> 相））形成の無いマルチマテリアル（この場合は、鉄鋼材料/アルミ合金）からなる構造部材の一体成型を行うことが求められる。

異種金属の積層造形においては、界面に生成する脆化層（金属間化合物）（ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相、 $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> 相）を抑制し、且つ線膨張係数の相違からくる残留熱応力の発生を如何に抑えるかがポイントとなる。今回接合体の造形では、界面 5 層の積層条件の最適化により欠陥の少ない健全な積層造形体を得るべく検討を行った。

図 3-2.1.1-67 に S25C/Al3SiMn 接合体試料の引張試験の応力ひずみ曲線を示す。P2 と P3 の造形物の引張強さは、それぞれ 60MPa および 45MPa である。この結果より、スキャンスピード 550m/s の下で、パワーを 280W から 310W へと増加させることは界面強度を低下させることを示唆する。一方、S1、S2、および S3 の造形物の引張強さは、それぞれ 25MPa、45MPa、および 105MPa である。この結果より、パワー一定（250W）の条件では、スキャンスピードを上昇させるほど高い引張強さが得られることが分かった。これは、スキャンスピードが上昇するほど界面強度が上昇することを示唆する。このことは、スキャンスピードを上昇させることは、界面強度を増加させる効果を有することを示唆する。

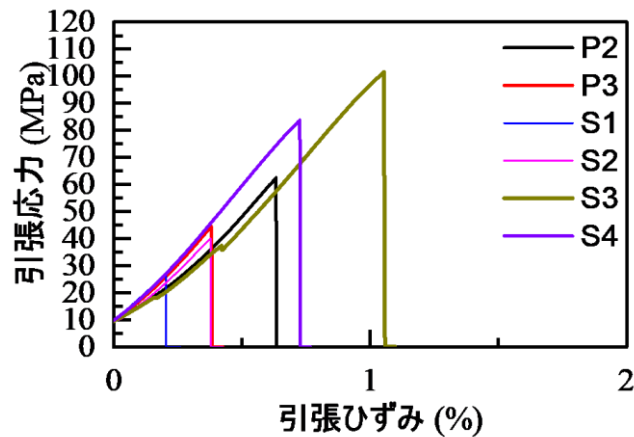


図 3-2.1.1-83 S25C-Al3Si1Mn の試料の引張試験の応力ひずみ曲線

図 3-2.1.1-84 に、図 3-2.1.1-83 中の S1（強度最小）、S3（強度最大）の EBSD 結晶方位マップを例示する。界面近傍層の組織の不均一性と引張強度に顕著な相関が見られた。

S25C/Al3Si1Mn の S3 試料接合部には、溶接などの既存の接合法で観察される粗大な  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相や  $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> 相等の金属間化合物相（界面反応相）の形成が抑制されていることがわかった。また、異種金属接合体では、線膨張係数の相違に起因する残留熱応力が発生することから、積層時の power とスキンスピードの最適化が正常な界面を形成する上で非常に重要であること等知見が得られた。

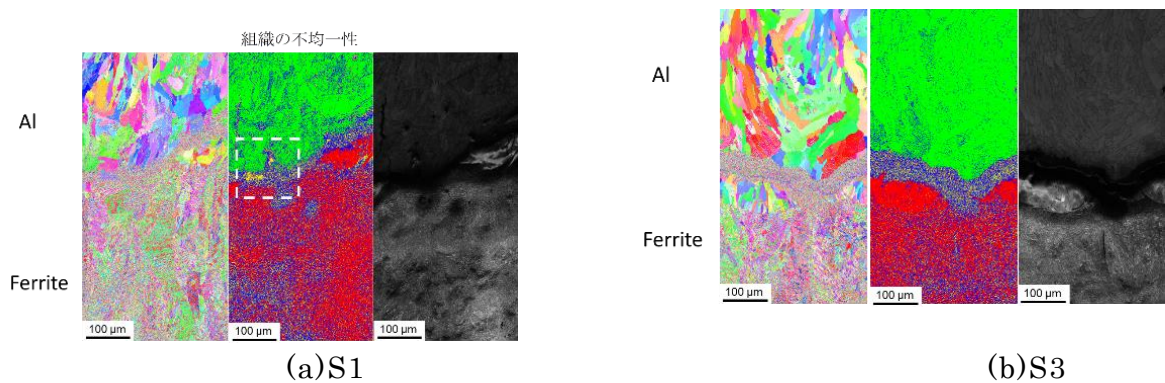


図 3-2.1.1-84 (a)S25C-Al3Si1Mn の S1 試料接合部および(b)S25C-Al3Si1Mn の S3 試料接合部の EBSD 結晶方位マップ



### 1.3 実寸サスペンションタワーの作製

#### 1.3.1 小型要素モデル試作・評価

2022年度は、まず初めに実寸サスペンションタワー（以降サスタワーと略記）試作のための小型要素モデルの試作・評価を行った。

小型要素モデルの内容及び目的を表 3-2.1.1-5 に示す。2021年度得られた知見より異材接合界面での残留熱応力を低減する目的で、積層パターンとしてチェスパターンを採用し、且つ異材界面での金属間化合物の発生を抑制するために、スキャンスピードを上げた条件で積層条件の最適化を行った。

表 3-2.1.1-5 小型要素モデル

	要素モデル供試体	目的
1	角柱 □10mmx20mm	チェスパターンでの最適積層条件取得 Spotsize の影響確認
2	角柱 □10mmx40mm	S25C/Al3Si1Mn 最適積層条件取得
3	円筒状 φ100mmxφ90mmx40mmH	実寸サスタワーを模擬した形状での積層試 行と課題抽出

これまでの研究により、レーザーパワー $P$  とスキャンスピード  $v$  の比 ( $E_{line}=P/v$ )、即ちラインエネルギー密度一定の条件において、 $v$  を大きくして、熔融池（メルトプール）に生じる固相/液相界面の移動速度、即ち凝固速度 ( $V$ ) をある程度高速となるように  $v$  を制御することで、金属間化合物相の形成が抑制されることを見出している。この様な高速の凝固速度は、通常の溶接などの熔融凝固プロセス（凝固速度、数 cm/s）では発現させられない超高速凝固である。

溶接凝固などの通常の熔融凝固プロセスでは、局所平衡が成立する非平衡熔融凝固プロセスであり、固相/液相界面においては溶質元素の再分配が生じるため、固相と液相での溶質元素濃度に違いが生じる。通常、溶質元素の分配係数が 1 以下の合金の場合は、固相の溶質元素が液相側に多く分配されるため、液相側界面の溶質元素濃度が高濃度となり、粗大な金属間化合物の形成に至る。

本研究においては、鉄鋼材料とアルミ合金の接合部には、通常粗大な金属間化合物 ( $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相、および  $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> 相) 相が形成されると考えられ、マルチマテリアル部材製造の場合は、異種金属界面が脆化の原因となるため、既存の接合プロセスなどを用いたマルチマテリアル構造部材製造ができないという懸念があった。

しかしながら、本研究の研究グループにおいては、EBM や SLM などの金属積層造形では、熱源の特性を制御することで、メルトプールの形状を制御するとともに、メルトプールの固相/液相の最大凝固速度  $V_{max}$  を造形プロセスにおいて常にある値以上になるように、走査速度  $v$  を制御することが可能であることを見出した。この熱源特性制御と  $v$  の制御によって、メルトプール形状を安定制御可能な熱伝導型に維持し、メルトプール深さと幅の比（深さ/幅）を指定範囲となるように維持する造形を行う。このことで、固相/液相界面において局所平衡が成立しないまま、即ち溶質元素の再分配が抑制されたまま（これを“溶質トラッピング”と言う）固相/液相界面の移動、即ち凝固を進行させる。このことで、溶質元素の局所的な高濃度領域の形成を回避でき、

即ち金属間化合物の形成を抑制することができる。

上記した、研究結果では、S25C/Al3Si1Mn の S3 試料接合部には、溶接などの既存の接合法で観察される粗大な  $\eta$ -Fe2Al5 相、および  $\theta$ -FeAl3 相の金属間化合物相（界面反応相）の形成が、スキャンスピードを上昇させた条件において接合界面強度が増加しており、Al3Si1Mn 母材の降伏応力の値まで強化されることが示された。スキャンスピードの上昇は、凝固速度を上昇させるため、本研究結果において見出された、S25C/Al3Si1Mn の接合界面強度の増加は凝固速度が溶質トラッピング効果が発現する凝固速度に達していたためと考えられる。

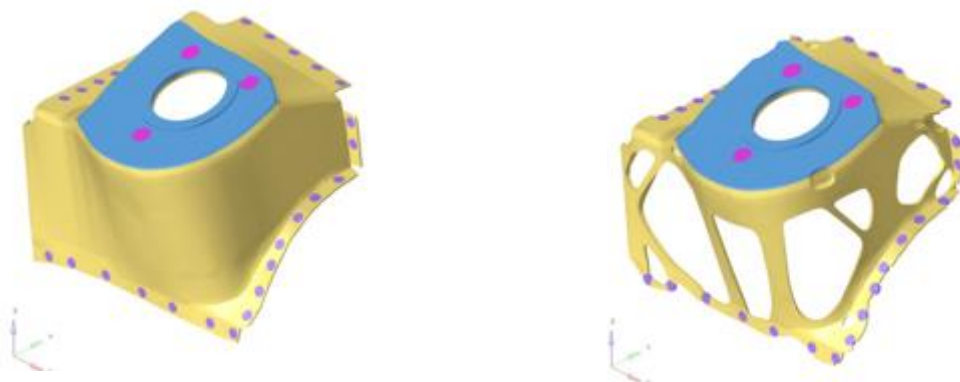
### 1.3.2 実寸サスタワーモデル試作・評価

前記小型要素モデル試作・評価において得られた知見をもとに、実寸サスタワーの試作・評価を行った。

実寸サスタワーの積層造形時には、大型で且つ複雑形状であることから、造形時にいくつかのサポート治具を用い、成形ひずみの少ない成形品を得ることができた。また、異材接合界面に発生する残留熱応力を可能な限り低減し、最適な積層条件のもと、実寸形状の試作を行った。

### 1.3.3 サスタワートポロジー最適化モデル

実寸サスタワー試作時に用いるトポロジー最適化モデル作成のため、実部品のリバースエンジニアリングを実施した。対象としたのは、市販車両のサスタワーで、実部品の CAD データより FEM モデルを作成し、トポロジー最適化モデルを作成した。最適化においては、実部品モデルと剛性等価とし、2材料（スチール、アルミ）での最少重量設計を行った。また、併せて実部品モデル、最適化モデルそれぞれの固有値解析を行い、固有振動数と固有モードを求め、3D 積層造形試作品を用いたハンマリング試験結果との比較評価を行った。図 3-2.1.1-85(a)にサスタワー実部品の CAD データを、同図(b)にトポロジー最適化結果を示す。今回 SLM での積層造形であることから同一平面は、同一材料とし、且つ異材界面と開口部は一定の距離を保持すること、開口部のコーナーには R をつける等配慮してモデルを作成した。



(a)サスタワー実部品 CAD データ

(b)トポロジー最適化モデル

図 3-2.1.1-85 サスタワートポロジー最適化結果

図 3-2.1.1-86 に試作品外観を示す。昨年度来検討を行ってきた各種モデル成形で得られた知見を集積し、異材界面での残留熱応力を抑制しつつ、最適積層条件での造形により世界で初めて、マルチマテリアル 3D 積層造形による実寸サスタワー（ベンチマーク車体サスタワー比 22%軽量化）の成形に成功した。



図 3-2.1.1-86 実寸サスタワー試作品外観（外挿空間 400x400x400mm）

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.1.1-6 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2018FY	0	0	4	1	0	0	0	0	0
2019FY	0	0	2	0	0	0	0	0	1
2020FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2021FY	0	0	4	0	0	0	0	0	1
2022FY	1	0	1	0	0	0	0	0	0
合計	1	0	11	1	0	0	0	0	3

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.1.1-7 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2020FY	1	0	0
合計	1	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

### 2.1.1.3 参考文献

- 1) 川畑友弥、稲見彰則、栗飯原周二、破面生成エネルギーを考慮した高張力鋼の脆性き裂伝ぱ数值モデル-脆性き裂伝ぱ数值モデルの構築 第 1 報、日本船舶海洋工学会論文集、16, 77-87、(2012). (図 25-(a)にて引用)

## 2.1.2 [テーマ番号 4 2 - V] 「マルチマテリアルボディーの試作」 (2021 年度～2022 年度)

### 2.1.2.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

新構造材料研究開発における開発材料（革新鋼板、革新アルミニウム、革新マグネシウム、革新炭素繊維複合材）、開発接合技術及び開発防錆技術を織り込んだマルチマテリアル車体部品を試作し、評価する。

#### (2)目標値

表 3-2.1.2-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2021 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
A/B ピラー試作技術 開発	A/B ピラーの素材準備と試作型ができ ていること	A/B ピラー試作部品の取得（精度±3 m m）
成形解析技術開発	成形解析用モデルができていること。 解析用素材データ取得できていること	成形解析結果と実体と差異±3 m m
接合技術開発	RSW 法による接合条件が明確になっ ていること	R S W の最適な条件の明確化と破断 予測法の確立
性能予測技術開発	部品性能予測ができていること	性能解析結果と実体の誤差 10 %
革新材料・技術を適 用した部品試作	革新 Mg フード、マルチマテリアルド ア、CFRP 製ルーフ、LFT-D 製フロア 試作完了。A/B ピラー、サイドメンバ 試作検討、準備完了	展示試作部品がすべて完成
試作部品の実用化必 要要件の評価	A/B ピラー、サイドメンバは評価実 施。それ以外の部品は完了	対象部品の実用化要件評価完了
試作部品と実用化評 価結果の展示	展示コンセプト立案と展示構想を立案 する。	試作部品と実用化要件評価の展示

#### (3)全体計画

計画は 2020 年に立案し、2021 年度から具体的に開発を実施した。2021 年度は設計と試作を開始した。具体的には、設計は A/B ピラー、サイドメンバ、シルの仕様決定、詳細構造検討、性能予測解析を、試作は、A/B ピラーの成形解析、接合手法の決定、接合条件出しを実施した。2022 年度は試作部品の評価を実施した。具体的には、静的・動的 3 点曲げ試験、解析との比較、実車での衝突解析を実施してベース車との比較検討を実施した。

	2020年	2021年	2022年		
革新材料・技術の検証	計画	設計 ・仕様決定 ・詳細構造検討 ・性能予測解析	試作 I と II	評価	まとめ
	計画 ・部品決定 ・部品仕様 ・試作内容 ・評価項目 ・評価手法  部品：B-PLR A-PLR、シル・サスタワー等 ・材質、板厚決定 ・側突解析 ・動的・静的曲げ解析 ・車体剛性 ・熱変形解析 ・ルーフ圧壊解析	試作 ・A-PLR、B-PLR、C-PLR ・シル・サスタワー ・成形解析 ・接手法法の決定 ・接合条件出し	試作品の集約 接合及び材料テーマでの実施部品の集約  評価 ・動的・静的3点曲げ試験 ・熱変形実験 ・車体剛性実験 ・解析との比較		

図 3-2.1.2-1 全体計画

#### (4)実施体制

体制は下図に示すように、A ピラーへの革新鋼板の適用は神戸製鋼所が、FSW による TWB 材の B ピラーへの適用は、材料は JFE スチールが、部品化検討を新構造材料技術研究組合 (ISMA) 本部が、鋼板と CFRTP とで構成され接着接合した模擬 B ピラーは IHI と物質・材料研究機構 (NIMS) が、サイドメンバとシルへの革新アルミニウムの適用検討は UACJ が、革新マグネシウムのフードへの適用は産業技術総合研究所 (AIST) と日本金属が、CFRP と CFRTP とのサンドイッチパネルのルーフへの適用検討は東レが、LFT-D のフロアへの適用検討は名古屋大学ナショナルコンポジットセンター (NCC) が実施した。全体の取りまとめと展示については ISMA 本部が実施した。

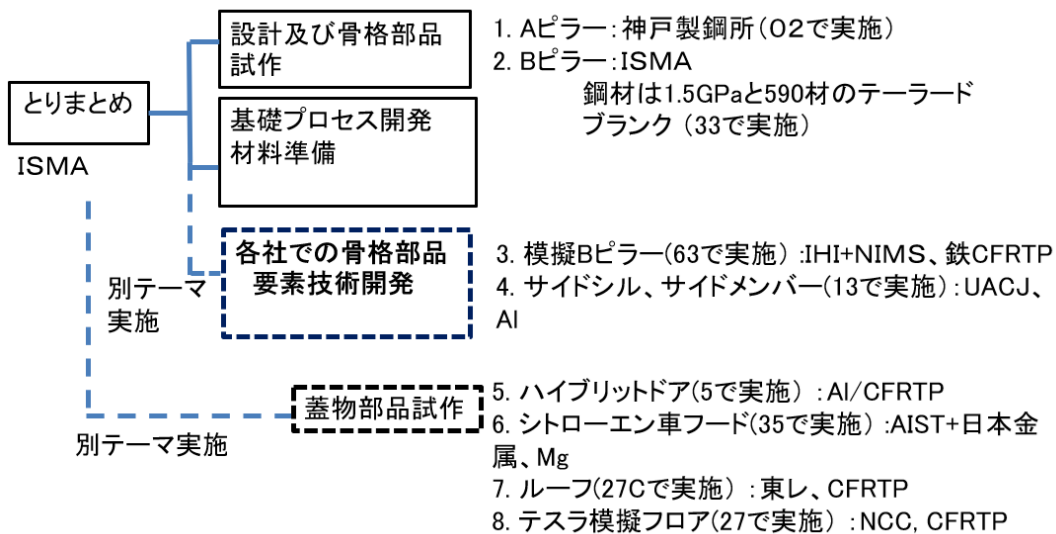


図 3-2.1.2-2 実施体制

## (5) 運営管理

個別課題に関する打ち合わせは随時必要に応じて実施。

さらに、3 か月毎に個別に進捗報告、技術論議を行い、進捗管理を実施。

## (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

革新鋼板を適用した場合、19 部品をホットスタンプ材から変更した場合、約 96 kg-CO<sub>2</sub>/台の CO<sub>2</sub>削減が可能である。自動車製造排出 CO<sub>2</sub>量の 2%相当を削減。

車両として軽量化は、ISMA 開発技術で、①コスト考慮、OEM 採用可能性大のアイテムで、2013 年比約 28%の軽量化、②CFRP、Mg を一部採用した場合、2013 年比約 36%軽量化。LCA は、①コスト考慮、OEM 採用可能性大のアイテムで、2013 年比 14～17%CO<sub>2</sub>削減、②CFRP、Mg を一部採用した場合、2013 年比 15～18%CO<sub>2</sub>削減となる試算が出ている。

### 2.1.2.2 研究開発成果

#### (1) 最終目標の達成度

表 3-2.1.2-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
A/B ピラー試作技術開発	A/B ピラー試作部品の取得（精度±3 mm）	A/B ピラー試作部品の取得ができた。（精度±3 mm以内）	○	
成形解析技術開発	成形解析結果と実体と差異±3 mm	成形解析結果と実体との差異が±3 mm以内に。	○	
接合技術開発	R S Wの最適な条件の明確化と破断予測法の確立	R S Wの最適条件が明確になり、破断予測法が確立した。	○	
性能予測技術開発	性能解析結果と実体の誤差 10 %	性能解析結果と実験結果の差異±10%以内達成。	○	
革新材料・技術を適用した部品試作	展示試作部品がすべて完成	展示部品すべて完成	○	
試作部品の実用化必要要件の評価	対象部品の実用化要件評価完了	実用化要件評価完了	○	
試作部品と実用化評価結果の展示	試作部品と実用化要件評価の展示	試作部品と実用化要件評価の展示実施	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### ①A/B ピラー試作技術開発

図 3-2.1.2-3/4 に示すように革新鋼板を用いて、割れ・しわの無い A/B ピラー試作部品の取得ができた。取得するに当たっては、ブランク形状の工夫、工程の見直し、形状の変更（角 R の緩和）、型への見込みを実施した。（図 3-2.1.2-5/6）

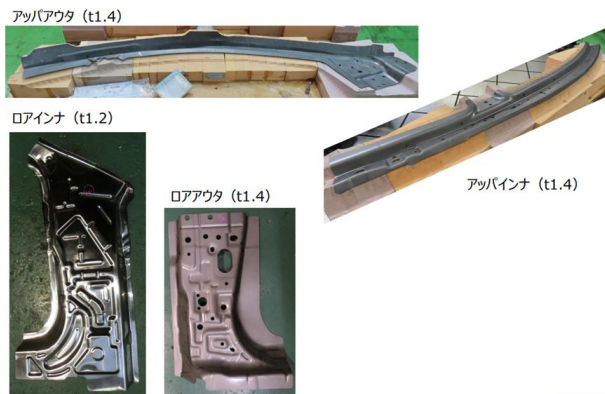


図 3-2.1.2-3 A ピラー



図 3-2.1.2-4 B ピラー部品

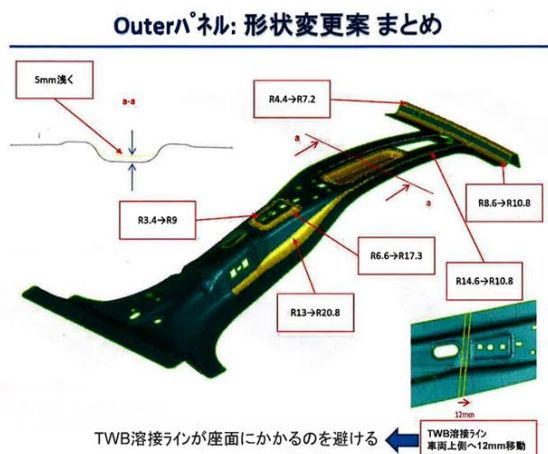


図 3-2.1.2-5 B ピラーアウトの形状変更

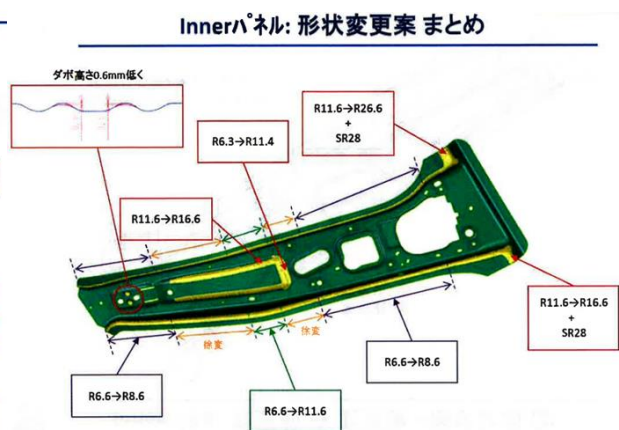


図 3-2.1.2-6 B ピラーインナ形状変更

### ②成形解析技術開発

A ピラーに関しては下部については±3mm 以内になっている。また上部は、±5～7mm となったが、3 工程の見込み量を修正して±3mm になった。（図 3-2.1.1-7/8）

最新解析結果では、1st (ドロー) ⇒ 2nd (ドロー) ⇒ 3rd (リスト) で目標精度を満足することを確認  
REST後の目標形状との乖離量

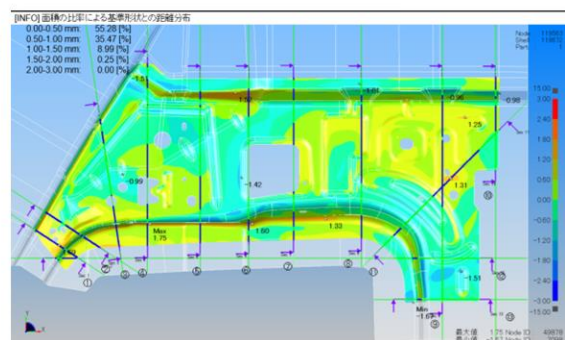
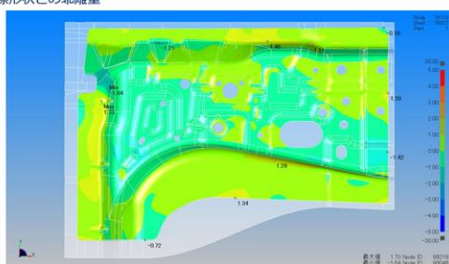
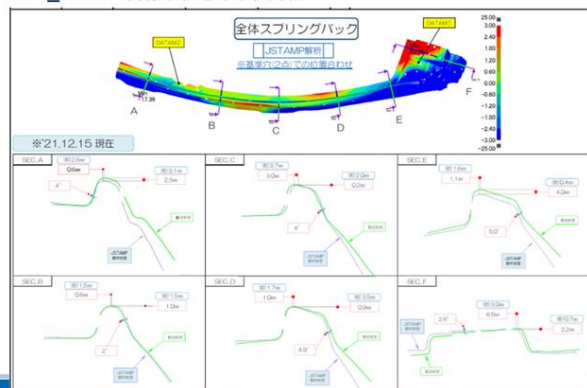


図 3-2.1.2-7 A ピラー 下部 (アウト・インナ) 解析結果精度



③ APLR UPR OTR検討状況

■ 3rd\_REST : 目標形状との形状比較



④ APLR UPR INR検討状況

■ 3rd\_REST : 目標形状との形状比較

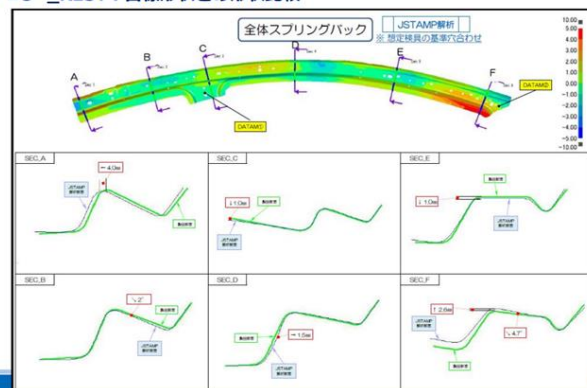


図 3-2.1.2-8 Aピラー上部 (アウト・インナ) 解析結果

図 3-2.1.2-9 に示すように、B ピラーに関して、成形解析結果と設計形状との差異は ±3mm 以内で上下で捩じり変形が僅かに発生している。ポイントは、材料の特性のバウシinger効果を考慮した材料モデルを使用して解析を実施した。図 3-2.1.2-11 に革新鋼板のバウシinger効果の特性を示す。また図 3-2.1.2-10 に示すように、実体と設計形状との差異も ±3mm 以内で、CAE と同様に捩じりが発生し、大きく変形している。その原因は、成形型の変形を考慮した成形解析を実施していなかったでその影響がこのような違いになったと思われる。

スプリングバック対策の効果(CAE結果)

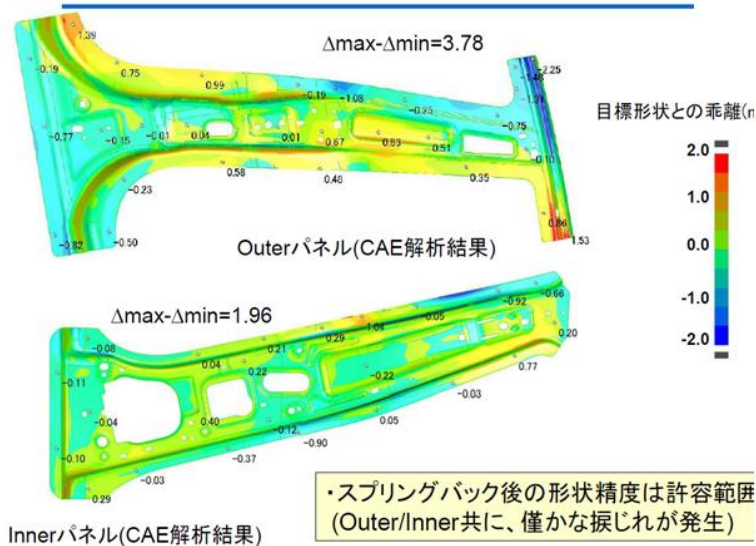


図 3-2.1.2-9 各パネルの成形解析結果の精度

## 実パネル形状精度測定結果

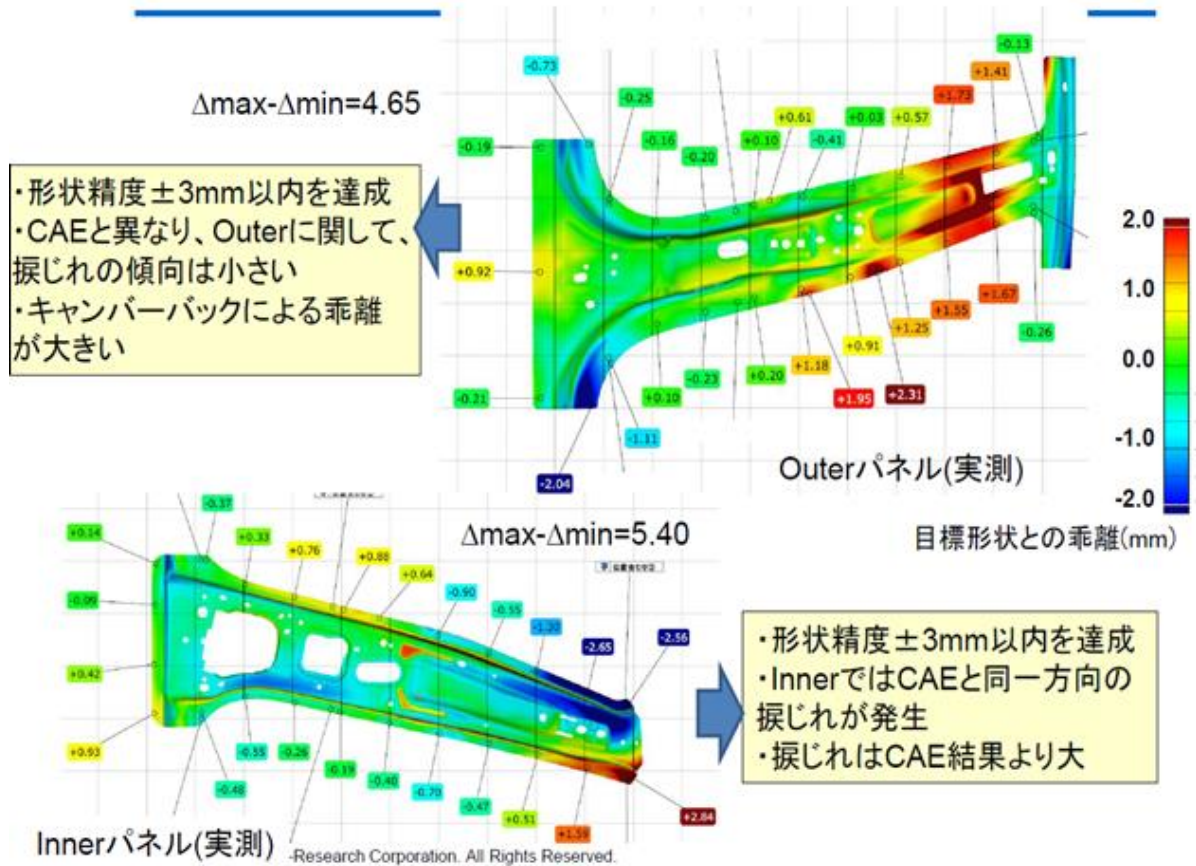


図 3-2.1.2-10 各部品の部品精度

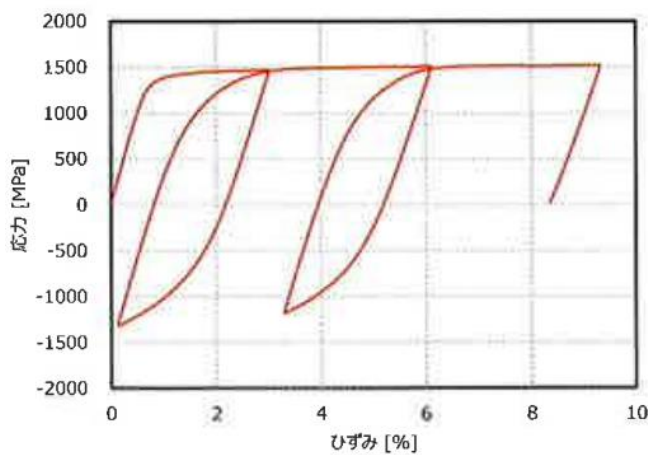


図 3-2.1.2-11 サイクリック試験  
 (吉田一上森モデル)

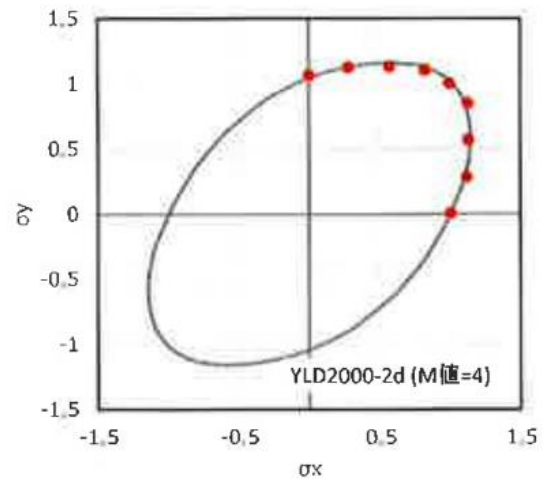


図 3-2.1.2-12 2軸引張試験結果と  
 降伏関数計算値

### ③接合技術開発

- (1) スポット溶接の最適条件検討
- (A) 革新鋼板の A ピラーへの適用検討

・革新鋼板同士のスポット溶接は多段通電することにより、ナゲット及び HAZ 部の焼きなましを実施することで引張せん断強度、剥離強度とも向上を図った。(図 2-2.1.2-13 参照)

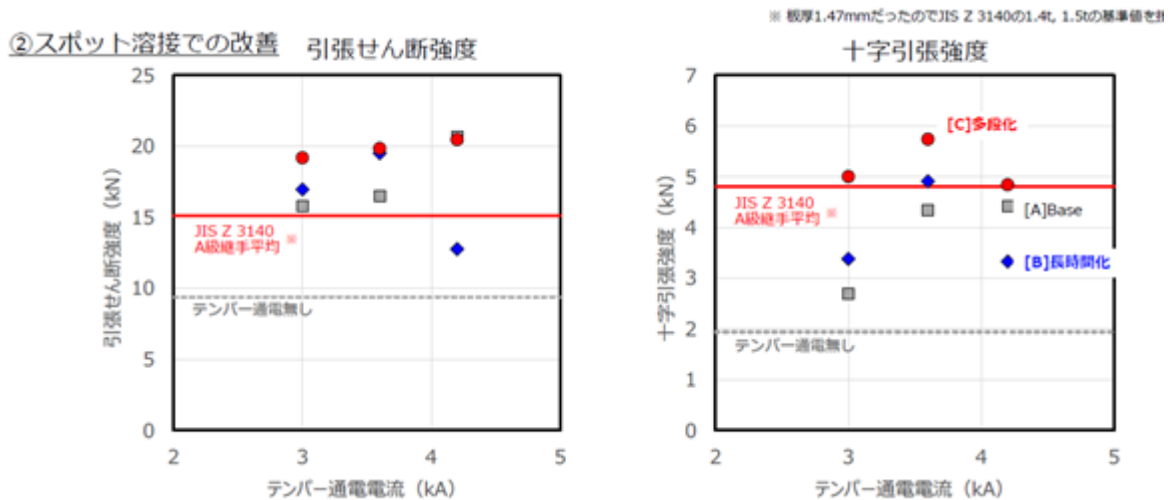


図 3-2.1.2-13 革新鋼板同士のスポット溶接 (条件と強度の関係)

### (B) FSW で製造した TWB 材の B ピラーへの適用検討

B ピラーの接合で同種材のスポット溶接は最適条件が±3%変動しても十分なナゲット径を確保している。(図 3-2.1.2-14/15 参照)

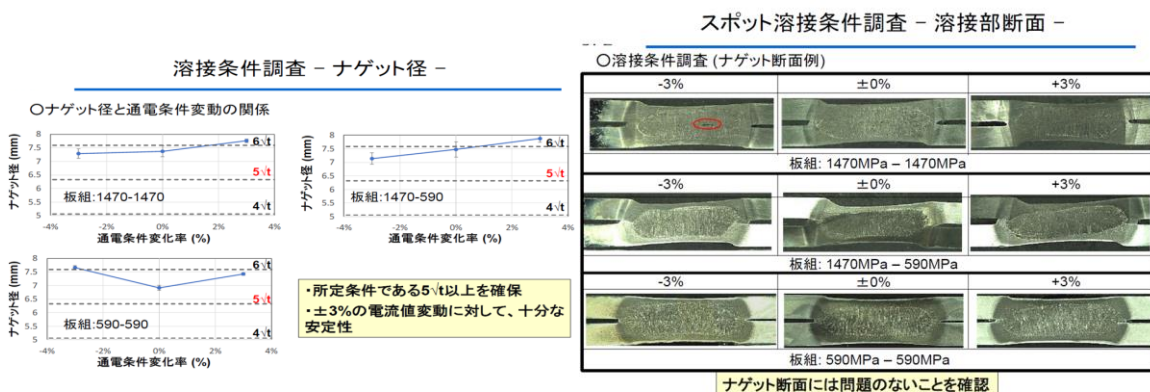


図 3-2.1.2-14 溶接条件のロバスト性結果 図 3-2.1.2-15 各条件でのナゲット断面写真

### (2) スポット溶接破断予測法

・スポット溶接の破断クライテリアを検討するために、引張せん断強度 (TSS) における破断状況を調査した。具体的には 1470MPa 同士で DIC 解析を実施した。その結果を図 3-2.1.2-16 に示すように、最大ひずみ部位で破断せず、HAZ 部で判断することが分かった。従って Cockcroft & Latham の破断クライテリア (ダメージ値 > クライテリア) を適用して判定することにした。図 3-2.1.2-17 に TSS 試験結果と CAE 結果の比較を示す。この結果、実験と解析結果が良く合っていることが分かる。十字剥離強度 (CTS) 試験結果、CAE 解析結果と TSS の解析結果からの破断クライテリアを示す。CTS の破断クライテリアは TSS のその約 70~80% であり、TSS より安全側を考慮して、これを破壊現象のクライテリアとした。

TSSにおける破断状況の調査 (1470MPa同士; DIC解析)

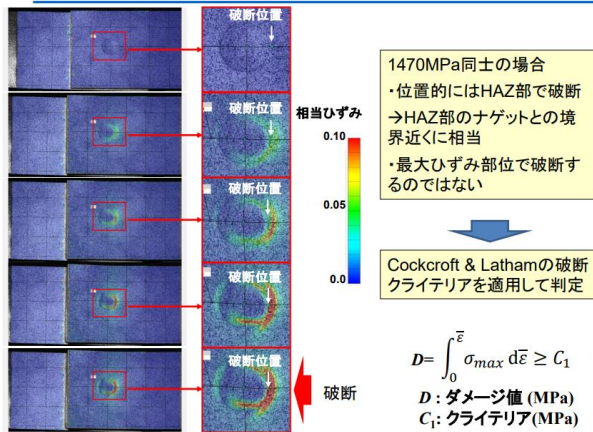


図 3-2.1.2-16 TSS における破断状況調査

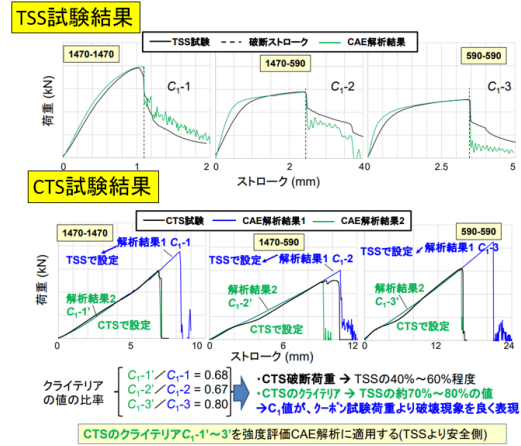


図 3-2.1.2-17 TSS & CTS 試験結果と CAE 結果比較

④性能予測技術開発

ここでは性能予測精度向上を図るために、解析モデルのメッシュサイズの適正化とプレスでの加工硬化による材料特性の変化を解析モデルに織り込んで実施した。

(A)革新鋼板の A ピラーへの適用検討⑤性能としては、A ピラーで要求される前面衝突を模擬して、部品性能は曲げ強度を解析と実験で、さらに実車レベルでの検討では、フルラップ前面衝突解析とオフセット衝突解析を実施した。結果、部品性能の曲げ強度は、解析と実験とはほぼ同じ反力で目標値を達成した。(図 3-2.1.2-18/19) さらに実車レベル評価はフルラップ前面衝突解析、オフセット衝突解析結果でベース車両と同等の性能を達成した。(図 3-2.1.2-20)

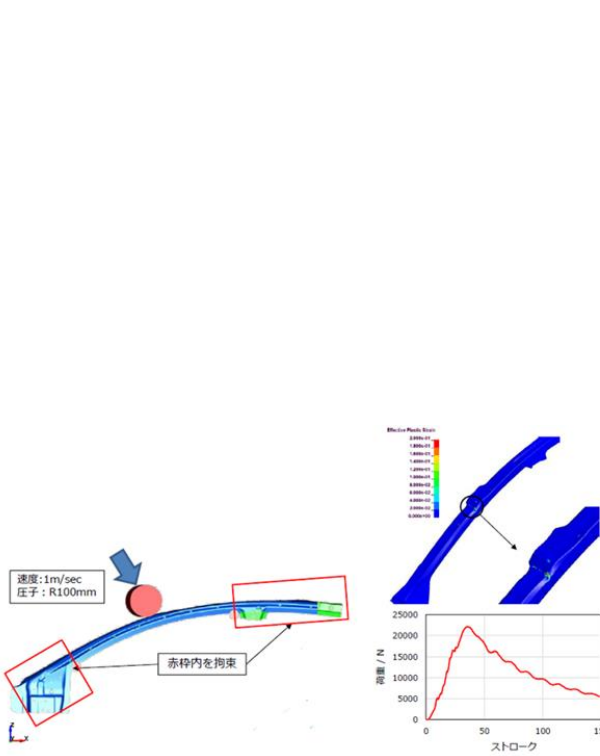


図 3-2.1.2-18 A ピラー上部曲げ強度解析

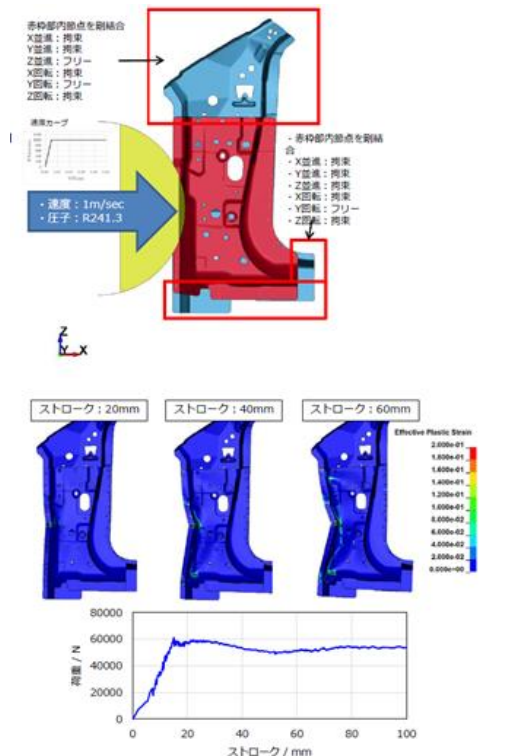


図 3-2.1.2-19 A ピラー下部曲げ強度解析

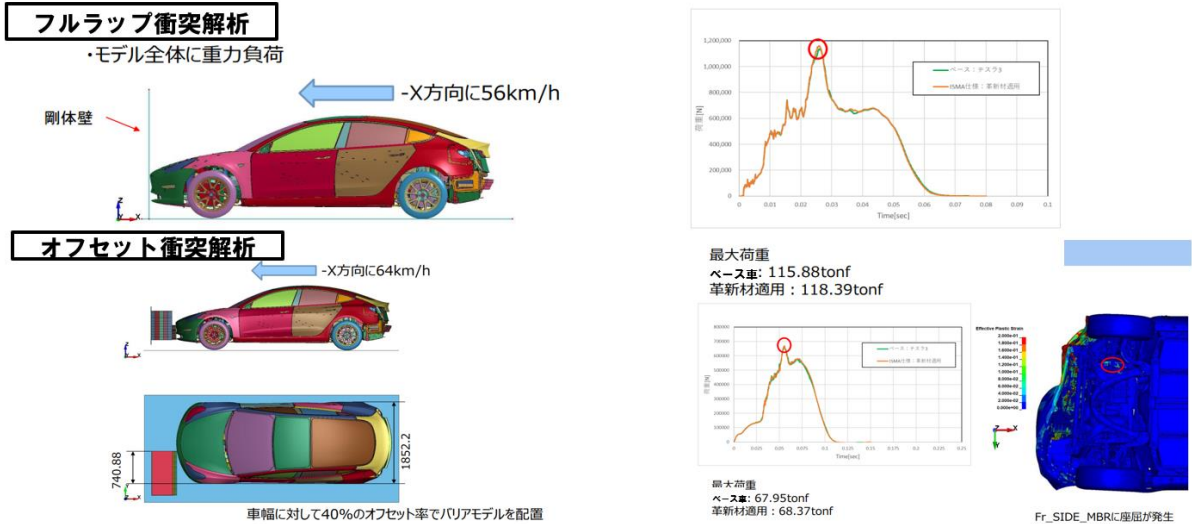


図 3-2.1.2-20 フルラップ前面衝突解析、オフセット衝突解析結果

(B) FSW で製造した TWB 材の B ピラーへの適用検討⑤性能は B ピラーで要求される側面衝突を模擬して、部品単体の曲げ強度の解析・実験、実車レベルでは JNCAP 側突と IIHS 側突解析を実施した。結果、単品部品の曲げ強度は解析と実験がほぼ一致し目標反力を達成。さらに接合点入力も解析では強度以下で実験でも剥がれはなかった。(図 3-2.1.2-21/22、23/24 参照) 実車の JNCAP 側面衝突解析では、衝突荷重線図はベース車と同じであった。また B ピラーの侵入量もほぼ同じだった。さらに相当塑性ひずみはアウトが若干大きく、インナは小さかった。(図 3-2.1.2-25/26/27) IIHS 側面衝突解析結果は最大荷重がベース車より僅かに 10kN 低くなっているがその他は同等性能で適用に関して問題はないことが分かった。(図 3-2.1.2-28)

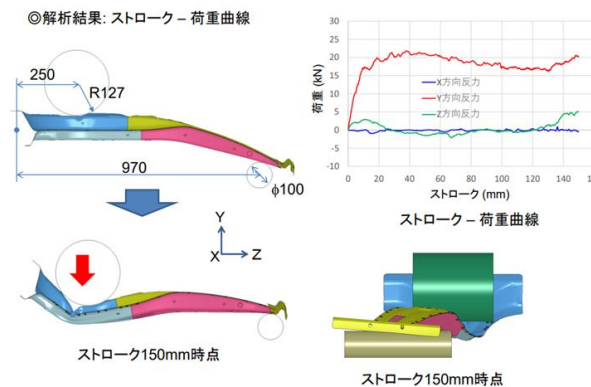


図 3-2.1.2-21 B ピラー曲げ強度解析

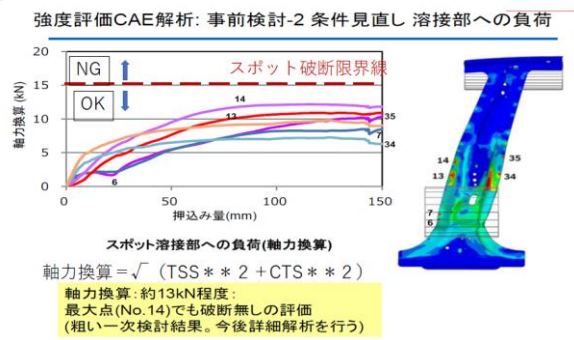
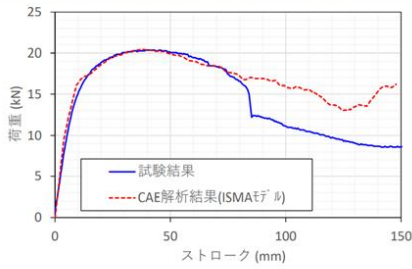


図 3-2.1.2-22 B ピラー曲げ強度時の接合強度

2.4 B-Pillar Assy 強度評価解析; ストローク - 荷重曲線の結果

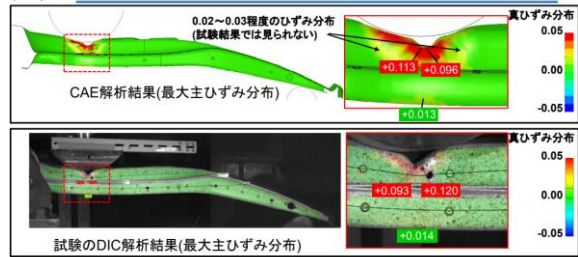
試験結果(試験体No.2)とCAE解析(ISMAモデル)を比較  
 ※試験結果のストロークには、DICで計測した治具の変位ストロークを採用



- ・全体的にはストローク - 荷重線図は試験とCAE解析で良く一致している
- ・最大荷重ではCADモデルのCAE解析結果と試験結果が非常に良く一致 (試験、CAE解析結果とも、最大荷重は20.4kN)

図 3-2.1.2-23 曲げ強度解析と実験結果比較

2.4 B-Pillar Assy 強度評価解析; 荷重最大時点の最大主ひずみ比較

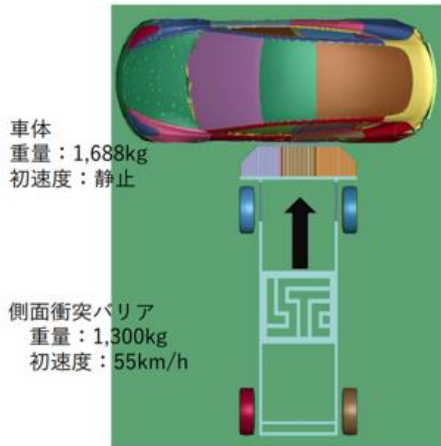


- ・発生するひずみ(最大主ひずみ)のレベルはCAE解析と試験結果で近い
- ・試験では発生していない部位に、CAEでは0.02~0.03程度のひずみ分布が見られる → ひずみに関しては載荷箇所周辺で局所的な発生となっていて、座屈を伴った変形でもあるため分布には若干の差異が見られるが、全体的な傾向は一致している

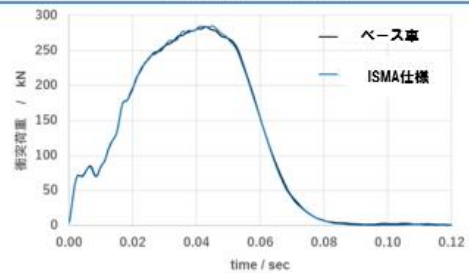
図 3-2.1.2-24 解析と実験のひずみ比較

JNCAP側面衝突解析

要素数: 約748万  
 ベース車 側面衝突解析モデル (変形要素: 約722万)



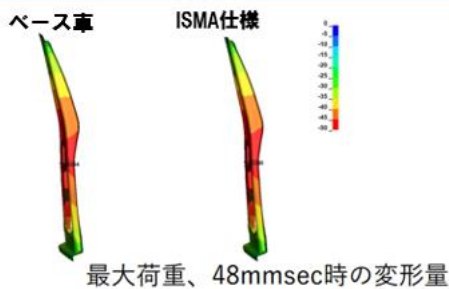
衝突荷重線図



Case	衝突最大荷重 (kN)
ベース車	283
ISMA仕様	285

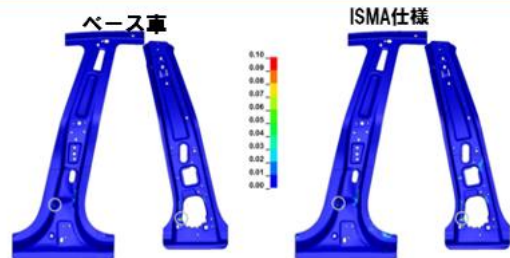
図 3-2.1.2-25 JNCAP 側面衝突解析結果

侵入量



Case	変形量 (mm)	
	48msec	120msec
ベース車	51.0	13.6
ISMA仕様	50.6	16.0

相当塑性ひずみ

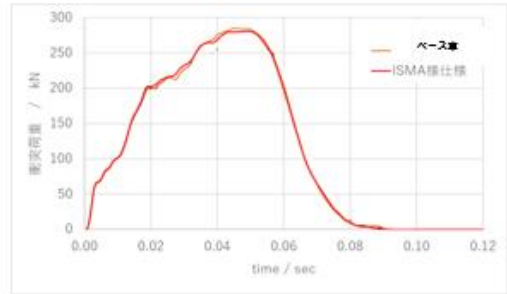
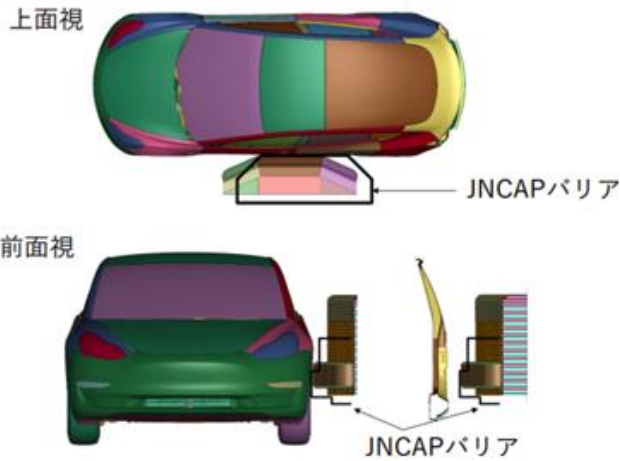


Case	相当塑性ひずみ最大値	
	アウター	インナー
ベース車	0.040	0.072
ISMA仕様	0.044	0.065

図 3-2.1.2-26 JNCAP 側面衝突時の侵入量

図 3-2.1.2-27 JNCAP 側面衝突時の相当塑性歪

## IIHS側面衝突解析



CASE	衝突最大荷重 (kN)
ベース車	285
ISMA仕様	281

図 3-2.1.2-28 IIHS 側面衝突解析結果

### ⑤ 革新材料・技術を適用した部品試作

以下に試作部品の写真を掲載する。(A) 革新鋼板製 A ピラー (図 3-2.1.2-29) (B) FSW による TWB 製 B ピラー (図 3-2.1.2.-30) (C) 鋼板+CFRTP の模擬ピラー (図 3-2.1.2-31) (D) 革新アルミニウム製フロンドサイドメンバ&シル補強部材 (図 3-2.1.2-32) (E) 革新マグネシウム製フード (図 3-2.1.2-33) (F) 異材接合マルチマテリアルドア (図 3-2.1.2-34) (G) CFRP と CFRTP 複合パネル製ルーフ (図 3-2.1.2-35) (H) LFT-D 製フロア (図 3-2.1.2-36)

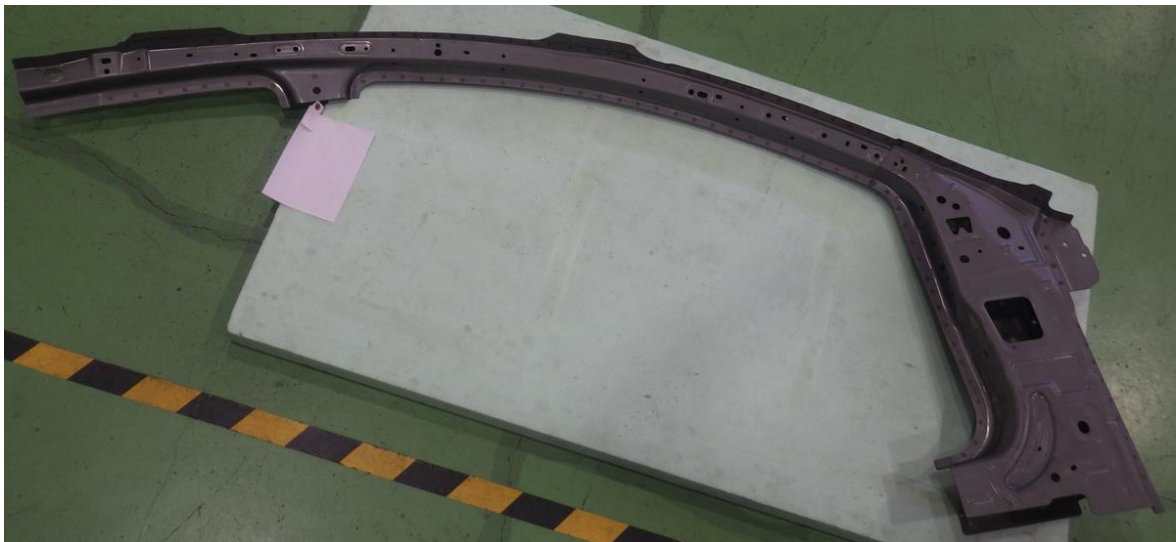


図 3-2.1.2-29 革新鋼板製 A ピラー



図 3-2.1.2-30 FSW で製造した TWB 製 B ピラー

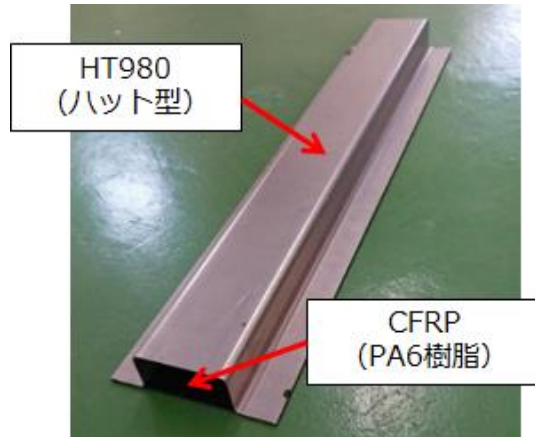
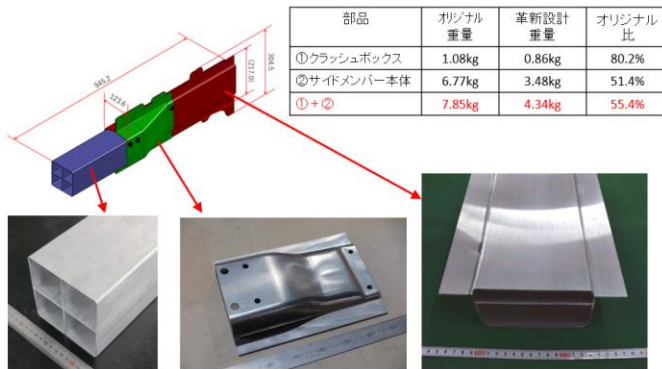


図 3-2.1.2-31 鋼板+CFRTP 模擬 B ピラー



	材質	重量	オリジナル比
オリジナル	6082-T6	8.95kg	100%
革新設計	革新6xxx-T6	8.15kg	91%

図 3-2.1.2-32 革新アルミニウム製フロント サイドメンバ & シル 補強部材



図 3-2.1.2-33 革新マグネシウム製フード



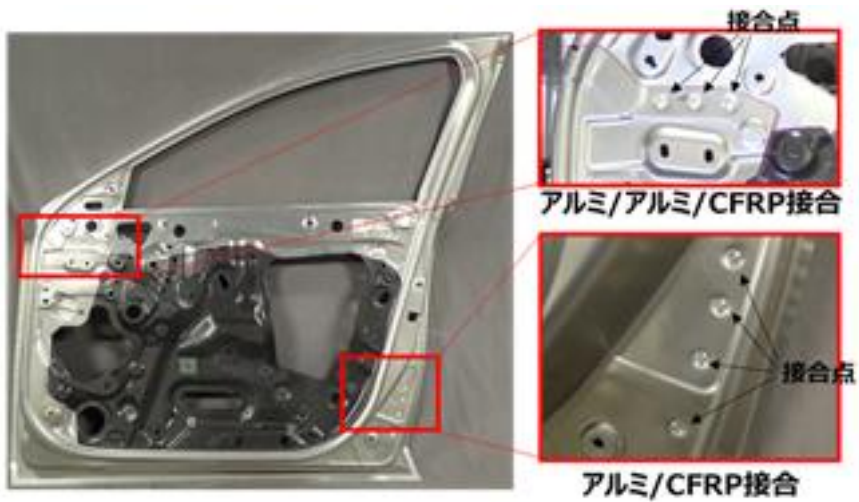


図 3-2.1.2-34 異種材料接合マルチマテリアルドア



図 3-2.1.2-35 CFRP+CFRTP 複合パネル製ルーフ



表面

裏面

図 3-2.1.2-36 LFT-D 製フロア

## ⑥ 試作部品の実用化必要要件の評価

実用化に向けて要求される特性としては表 3-2.1.2-3 に示しているように、各アイテムとも①材料特性、②成形性、③接合、④塗装・防錆、⑤性能（軽量化）であり、これら进行评估した。

表 3-2.1.2-3

### 革新材料・技術と実用化の必要要件

材料	部品	成形性	接合	塗装・防錆	性能	解析技術	軽量化
革新鋼板	A/B-PLR	FLC,成形性解析、摺動性	レーザ溶接、RSW、接着	水素脆性特性	曲げ強度（前突）	成形解析 性能解析	32%
	FSWのTWB B-PLR	曲げ性、球頭張出性	強度、速度	化成処理、ED性 水素侵入量	曲げ強度（側突）	成形解析 性能解析	---
鋼板+CFRP	B-PLR	---	レーザ・接着	ガルバニック腐食 熱応力	曲げ強度（側突）	曲げ解析	30%
革新アルミニウム	FR S/MBR SILL R/F	押出性	RSW,FSW		圧壊特性 曲げ強度	性能解析	60%
革新マグネ	フード	150° 室温成形	異材接合	化成処理 ガルバニック腐食	歩行者保護 性能	歩行者保護 解析	45%
マルチマテリアルドア	ドア	CFRTP成形性	FSWの異材接合、 Al/Mg異材接合	塗装熱変形	側突強度	側面衝突熱 変形解析	45%
CFRP/CFRT Pサンドイッチ	ルーフ	サンドイッチ パネル成形性	接着による異材 接合	接着でガルバ ニック腐食対策	面内剛性 面外剛性	剛性解析	50%
LFT-D・T- RIM	フロア	LDT-DとT- RIM一体成型	接着による異材 接合	---	側面衝突、 ボール衝突	衝突解析	38%

具体的には、

(A) 革新鋼板の A ピラーへの適用検討では、②成形性で FLD、球頭張出性、③接合はスポット溶接性、FSW、レーザ溶接、④塗装・防錆では水素脆性特性、⑤性能としては、部品性能は曲げ強度を解析と実験で、さらに実車レベルでの検討では、フルラップ前面衝突解析とオフセット衝突解析を実施した。

(B) FSW による TWB 材の B ピラーへの適用検討は、②成形性で曲げ性、球頭張出性、③接合では、溶接速度、強度、④防錆では、溶接部の水素拡散量、FSW 部位の電着付き回り性、⑤性能は部品単体の曲げ強度の解析・実験、実車レベルでは JNCAP 側突と IIHS 側突解析を実施した。

(C) 鋼板と CFRP の模擬ピラーは、③接合でレーザ、接着、④塗装・防錆では GC（ガルバニック腐食）対応、熱応力対応、⑤性能は曲げ強度である。

(D) 革新アルミニウムのサイドメンバやシルへの適用検討は、②成形性では押し出し性、③接合は RSW、FSW、⑤性能としては、圧壊特性特に飛散しないこと、圧壊反力を達成していること確認した。

(E) 革新マグネシウムのフードへの適用検討では、①材料の異方性がないこと、②成形性では常温成形性、FLD でのアルミとの比較、球頭張出性、③接合では異材接合特に GC 対応、④塗装・防錆では鉄・アルミ・マグネの同時化成処理性、⑤性能では歩行者保護性能の評価である。

(F) マルチマテリアルドアでの CFRTP とアルミとの異材接合では、②CFRTP の成形性、③接合は CFRTP とアルミとの FSSW 接合、④塗装・防錆では GC 対応、熱

変形、⑤性能は側面衝突である。

(G) CFRP/CFRTP のサンドイッチパネルのルーフへの適用は、②成形性は表層の CFRP とコア材の CFRTP が一体成形、③接合は接着剤による異材接合、④塗装・防錆は GC 対応、⑤性能として車体剛性に影響のある面内剛性、面外剛性、透過音、衝撃を評価した。

(H) LFT-D 製フロアは、①材料特性：引張弾性率・強度、曲げ剛性・強度、②成形性、最低板厚、③接合：熱融着、④塗装・防錆は GC 対応と熱変形対応、⑤性能は面内剛性とポール側突性能である。

## ⑦ 革新材料および革新技术評価結果の概要

### (A) 革新鋼板の A ピラーへの適用検討 (テーマ 02 参照)

②成形性③接合④塗装・防錆、各項目とも問題となる課題はない。特に水素脆性特性はホットスタンプ材と同等以上の性能を発現した。⑤性能では部品性能の曲げ強度は、解析と実験とはほぼ同じ反力で目標値を達成している。さらに実車レベル評価ではフルラップ前面衝突解析、オフセット衝突解析結果はベース車両と同等の性能を達成した。

### (B) FSW で製造した TWB 材の B ピラーへの適用検討 (テーマ 33 参照)

②成形性③接合ともレーザ溶接と同等、③接合で同種材のスポット溶接は条件が±10%変動しても十分なナゲット径を確保、④防錆では、電着付き回り性は FSW 端部のバリを除くことで達成、⑤性能では単品部品の曲げ強度は解析と実験がほぼ一致し目標反力を達成。さらに接合点入力も解析では強度以下で実験でも剥がれはなかった。実車の JNCAP 側面衝突解析と IIHS 側面衝突解析結果はベース車と同等性能で適用に関して問題はないことが分かった。

### (C) 鋼板と CFRP の異材接合適用の模擬ピラー (テーマ 63 参照)

③接合でレーザは適正な条件 (入熱量、加圧力) で、接着でも十分な強度を発現、④塗装・防錆では表面に GF (ガラスファイバー) 設置で GC 対応、⑤性能では 3 点曲げ強度は、レーザ適用で 108.8%、接着適用で約 140%まで向上した。

### (D) 革新アルミニウムのサイドメンバやシルへの適用検討 (テーマ 13 参照)

⑤性能では、単品圧壊特性は蛇腹変形モードになった。またサイドメンバの単品特性解析結果では反力と変形モードともベースと同等、シルの単品特性解析結果も反力が同等であった。軽量化はサイドメンバで 45%、シルで 11%を達成。

### (E) 革新マグネシウムのフードへの適用検討 (テーマ 35 参照)

評価結果は、①材料特性は異方性がある。②成形性は 150℃の温間成形必要で熱変形により部品精度確保が困難であった。またへム加工でも加熱が必要でこれによる変形も課題である。③接合で GC 対策として接着剤挿入と端部シール実施、さらに各部品の表面処理が必要である。④鉄、アルミ、マグネの同時化成処理は Zr 処理で pH はある値以上のコントロールで達成可能、⑤性能は張り剛性は Al より低下、歩行者保護性能は変形量が大きくエンジンルーム部品との干渉大で NG であった。

(F) マルチマテリアルドアでの CFRTP とアルミとの異材接合適用 (テーマ 05 参照)

評価結果は、③接合は、アルミ前処理、ウエルドボンドにより強度向上する。④塗装・防錆では、GC 対応として接着剤挿入と端部シール実施。シールの耐久信頼性は可塑剤量を指標として評価。⑤性能では、側面衝突対応として、ドアインナの構造を CFRTP 一体構造から周囲をアルミ製、中央部を CFRTP 製にして FSW と接着剤で接合する構造に変更して割れない構造に変更した。ドアビームへの革新鋼板適用は目標以上達成、革新マグネは断面拡大（レイアウト課題有）と時効処理による析出物制御と結晶微細化制御の適正化により圧縮側で発生するき裂を防止した。熱変形は CAE と T/P 部材の結果がほぼ一致しているので CAE を活用してドアを評価実施した。

#### **(G) CFRP/CFRTP のサンドイッチパネルのルーフへの適用（テーマ 27C 参照）**

③接合は接着剤による異材接合、④塗装・防錆は接着剤挿入で GC 対応、⑤性能として車体剛性に影響のある面内剛性は現行の半分。面外剛性は従来の約 2 倍達成、透過音は雨音、風音の車外騒音域で効果大である。衝撃性能は延性破壊になっている。高低温度の面外剛性への影響は、高温（80℃）で若干の低下（6%）が見られたが、問題ないレベルである。低温（-40℃）はほとんど変化がないことが分かった。

#### **(H) LFT-D 製フロア（テーマ 27 参照）**

①材料特性：引張弾性率・強度は目標値を達成、②成形性は製品表面積と板厚の関係が比例関係であり、製品表面積  $1\text{m}^2$  で板厚 2.1t、表面積  $1.5\text{m}^2$  で板厚 2.6t であることが分かった。③接合は熱融着で強度はマトリックス母材（PA6）強度並み、④塗装・防錆は GC 対応として表面に GFRP を配置して対応。⑤性能でベース車両と車体振り剛性等価でベース車両に対して約 36%軽量化を達成した。またポール側突性能は目標値として 600kN の圧壊強度狙い仕様（クロスメンバの板厚 10t）で目標値を達成した。

### **⑧ 試作部品展示**

本テーマの目的を実現するために試作部品を車体に模擬した集合体（図 3-2.1.2-37）で展示することで、上記で説明した実用化ポテンシャルの高さを示した。その結果、展示を見た見学者に実用化のレベルを理解して頂いた。

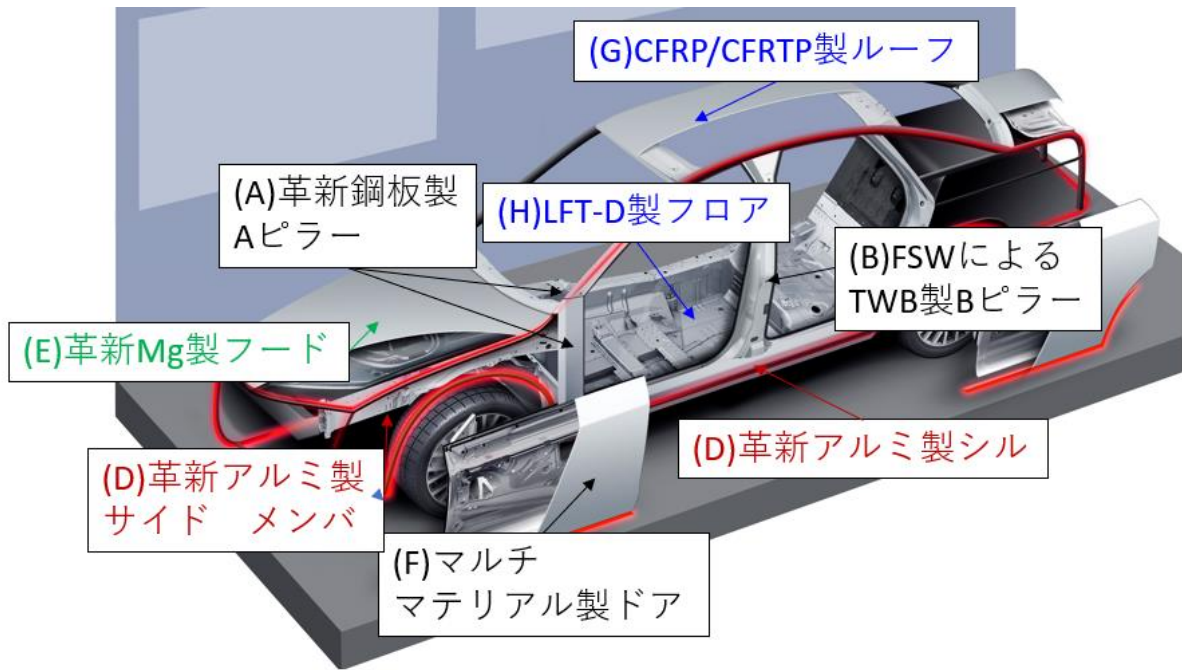


図 3-2.1.2-37 部品展示（部品集合体）

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.1.2-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2021FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2022FY	0	0	1	1	0	0	2	0	2
合計	0	0	2	1	0	0	2	0	3

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

なし

2.1.2.3 参考文献

- 1) 千葉、「マルチマテリアルの実用化と LCA 対応」、溶接技術、5月号、P42～47（2022年）

## 2.2 研究開発項目②「接合技術開発」

### 2.2.1 [テーマ番号01] アルミニウム／CFRP 接合技術の開発

(2013 年度～2017 年度)

#### 2.2.1.1 テーマの概要

##### (1)背景と目的

軽量構造材料のアルミニウム (Al) と、軽量・強度・剛性に優れる CFRP との組み合わせは、今後の輸送機器用途では非常に重要な設計技術となるが、従来接合方法では接合サイクル、コスト面、設備大型化・精密化が必要となる場合や、熱源や高価な設備が必要なものもあり、更なる改善が期待されている。本事業では、より簡便に実施でき、接合特性に優れ、大型部材にも適用可能な革新的接合技術、具体的には、新規接合技術として、摩擦エネルギーを利用した簡便な摩擦（攪拌）重ね接合（Friction lap joining、以下 FLJ）技術の研究開発を進める。2017 年度までで、FLJ の要素技術検証が完了しており、当初予定としていた 2018 年度以降の実用化技術推進は、FLJ プロセスの設備化と並行して装置メーカーと連動した検討を進めることから、愛知県の戦略的基盤技術高度化支援事業（サポイン事業 2017 年 8 月から 2020 年 3 月まで）にて実施しており、伊予分室での本テーマ検討は 2017 年度で終了とした。

なお、サポイン事業では、回転ツールの加圧力制御機能を開発することで接合部の金属側のバリの発生を抑制し、母材強度以上の接合強度を確保すること、ならびに回転ツール軌跡制御の開発により、回転ツール先端位置をフィードバックしたロボット動作制御により緻密な加工動作を実現し、川下企業からの要求値である R50mm、R100mm での凸 R、凹 R の直線接合時において、バリ発生を抑制することを目標に実施した。

##### (2)目標値

###### 【第一中間目標（2015 年度末）】

接合強度：アルミニウム／CFRP（熱可塑性樹脂ベース）の試験片の接合で、JIS-A 級（JIS Z3140）の引張せん断荷重平均値以上、またはそれに準ずる接合試験片（例えばシングルラップ接合試験（ISO4587））の引張せん断試験で母材破断となるレベルを達成する。ここで母材破断とは、CFRP 破断の場合は①CFRP 全体が接合部周辺で破断した場合、②接合部においてアルミニウム側に CFRP 材料表面がとられて破断した場合であり、アルミニウム／CFRP の界面剥離となっていない状態のことを示す。また、実用化に向けては、接合部外観などの接合強度以外にも着目し、具体的な対象アイテム絞り込みに関する FLJ のポテンシャル見極めを最優先とする。

###### 【第二中間目標（2017 年度末）】

接合強度：アルミニウム／CFRP（熱硬化性樹脂ベース）の試験片の接合で、JIS-A 級（JIS Z3140）の引張せん断荷重平均値以上、またはそれに準ずる接合試験片（例えばシングルラップ接合試験（ISO4587））の引張せん断試験で母材破断となるレベルを達成する。ここで母材破断とは、CFRP 破断の場合は①CFRP 全体が接合部周辺で破断した場合、②接合部においてアルミニウム側に CFRP 材料表面がとられて破断した場合であり、アルミニウム／CFRP の界面剥離となっていない状態のことを示す。

表 3-2.2.1-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
プロセス開発 (2013～2017年度)	AI/熱可塑性 CFRP の FLJ で CFRP 母 材破壊レベル (樹 脂は PP、PA、 PPS)	AI/熱硬化 CFRP の FLJ で CFRP 母 材破壊レベル		愛知県サポイン 事業で実施
CFRP 設計 (2013～2017年度)	AI/熱可塑性 CFRP の FLJ で CFRP 母 材破壊レベルとな る CFRP 設計 (樹 脂は PP、PA、 PPS)	AI/熱硬化 CFRP の FLJ で CFRP 母 材破壊レベルとな る CFRP 設計		
接合データベース構 築 (2013～2017年度)	AI/熱可塑性 CFRP (樹脂は PP、 PA、PPS) の DB 構築	AI/熱硬化 CFRP の DB 構築		

### (3)全体計画

表 3-2.2.1-2 に全体計画を示す。第一に FLJ のポテンシャル見極めを優先し、まずは AI/熱可塑性 CFRP での検証を 2015 年度末までに実施した (第一中間目標)。この時点で FLJ が接合技術として適用可能であると判断し、2017 年度に AI/熱硬化 CFRP での検証を実施し (第二中間目標)、2017 年度末までに FLJ の要素技術検証を完了させた。

実用化に向けては、ロボット設備化が必須と考えており、接合プロセス検証と並行して設備実用化に向けた初期課題抽出を進めた。

接合データベースは、2017 年度末までにモデル試験片での構築を進めた。また、以降の実用化検討はテーマ推進の協力先であるロボット制御システムメーカー (トライエンジニアリング株式会社) が愛知県の戦略的基盤技術高度化支援事業 (サポイン事業 2017 年 8 月から 2020 年 3 月まで) にて実施した。

表 3-2.2.1-2 全体計画

	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	2023~
<b>全体</b>			★ 第一中間目標達成 熱可塑性CFRP		★ 第二中間目標達成 熱硬化性CFRP					★ 最終目標達成	→ 実用化 検討
	要素技術検証					実用化技術推進					
<b>プロセス開発 (FLJ)</b>											→ 実用化 検討
<b>CFRP設計 指針策定</b>											
<b>接合DB構築 接合部解析</b>											
<b>実用部品検証</b>											→ 実用化 検討

(4)実施体制

プロセス開発は基礎検討設備を保有する再委託先主体で要素技術開発と接合データベース構築の基礎部分を実施し、実用化の際には外部の設備メーカーとの協力が必要となる。CFRP設計は東レが実施した。表 3-2.2.1-3 に実施体制のまとめを示す。実施割合が大きい担当を◎印としている。



表 3-2.2.1-3 実施体制

研究開発項目	研究内容	担当		
		東レ(株)	再委託先	外部
プロセス開発	①FLJポテンシャル把握	○	◎	
	②接合メカニズム解析	○	◎	
	③設備実用化	○	○	◎
CFRP設計	④指針確立(熱可塑)	◎		
	⑤指針確立(熱硬化)	◎		
	⑥接合基材設計	◎		
接合DB構築	⑦適正接合条件設定	○	◎	
	⑧接合法ベンチマーク	○	◎	
接合部解析	⑨電食評価法確立	○	○	
	⑩熱歪み評価法確立	○	○	
実用部品検証	⑪モデル成形・試作	◎		○

#### (5)運営管理

東レ(株)と再委託先の間で定期ミーティング(電話会議なども含めて少なくとも2ヶ月に1度)を開催し、進捗確認および今後の検討方針や開発軌道修正について協議し、スケジュールに沿った研究開発運営を実施した。

#### (6)実施の効果(費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度)

軽量構造材料のアルミニウム(比重2.7)と、強度・剛性に優れてさらに比重が小さいCFRP(比重1.0~1.6)との組み合わせは、輸送機器用途では効果的な軽量設計技術となる。FLJの適用で接合サイクル、接合ポテンシャル、コストや設備面でのメリットが見出せればAI/CFRPを接合した部材の輸送機器への適用拡大に繋がると期待できる。

本テーマではポテンシャル把握に注力したため、具体的用途については未定であるが、AI/CFRPの複合化により、エネルギー吸収がそれぞれ単体よりも2倍以上に大きくなる結果もあり、例えば自動車のバンパー部材などへの適用も期待できる。輸送機器用途への適用以外でも、開発期間の比較的短い家電製品などの産業用途アイテムでは特性がマッチすれば早期事業化の可能性もあると考える。

### 2.2.1.2 研究開発成果

#### (1)最終目標の達成度

表3-2.2.1-4に目標の達成度を示す。2017年度末での実績について一覧にまとめた。2017年度末まででFLJのプロセス開発、CFRP設計については要素技術検証が完了した。一方で実用化に向けた設備検討はテーマ推進の協力先であるロボット制御システムメーカー(トライエンジニアリング株式会社)が愛知県サポイン事業にて検討を実施した。接合DB構築に対しても、試験片レベルでの評価を完了している。

表 3-2.2.1-4 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
プロセス開発	AI/熱硬化 CFRP の FLJ で CFRP 母 材破壊レベル (2017 年度) ※熱可塑 CFRP は 達成済 (2015 年度)	CFRP 母材破壊レベル 達成	○	
CFRP 設計	AI/熱硬化 CFRP の FLJ で CFRP 母 材破壊レベルとな る CFRP 設計 (2017 年度) ※熱可塑 CFRP は 達成済 (2015 年度)	CFRP 母材破壊レベル 達成	○	
接合データベース 構築	AI/熱硬化 CFRP の DB 構築 (2017 年度) ※熱可塑 CFRP は 達成済 (2015 年度)	母材破壊レベルの接合達 成 試験片レベルでは耐久性 含めて評価完了	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

プロセス開発では、FLJ プロセスにおける接合部の温度プロファイルを評価し、数秒程度の短時間で 400° C を超える温度まで接合部の温度が上昇可能であり、熱融着に適するポテンシャルを有することが確認できた (図 3-2.2.1-1)。

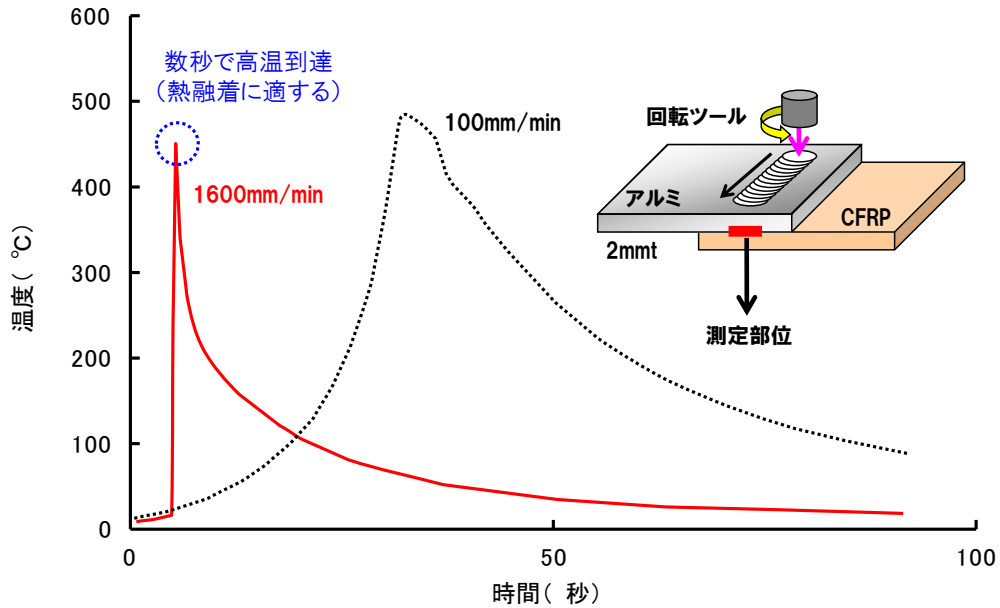


図 3-2.2.1-1 FLJ プロセス接合部の温度履歴

また、Al/CFRP (CF/PA6 射出成形品) の FLJ 条件検討において、図 3-2.2.1-2 に示すように適切な接合条件範囲が存在することが確認できた。回転ツールの回転数が 2000rpm 付近で、接合速度が 1600mm/min 付近のときに CFRP 母材破壊レベルとなる良好な接合が可能である。

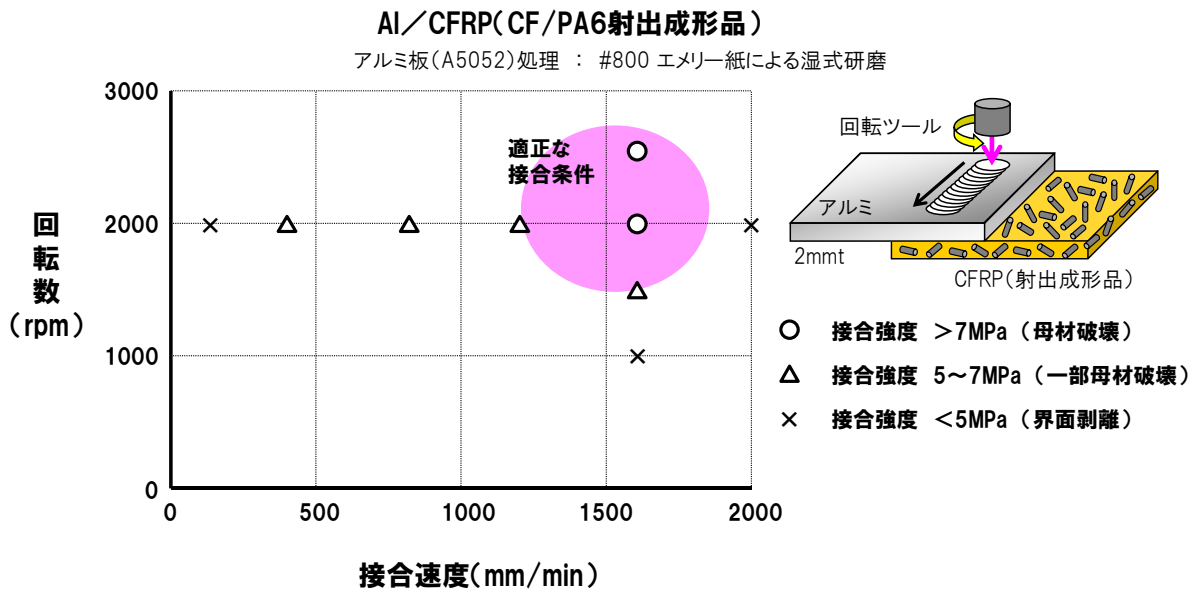


図 3-2.2.1-2 FLJ 条件と接合強度

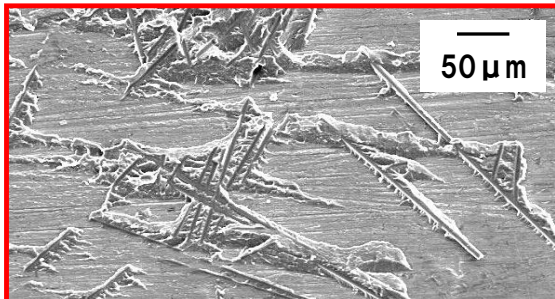
接合強度評価後の接合部 Al 側表面の観察写真を図 3-2.2.1-3 に示す。適切な条件とすることで、左側写真のように Al 表面に CFRP 母材破壊による母材付着が確認されるが、接合条件が適切でなければ右側写真のように母材付着は確認できず、界面で薄

剥離している。

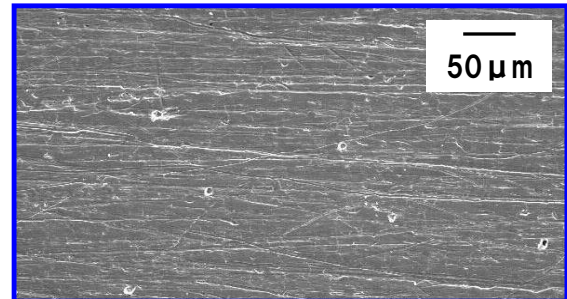
### 接合条件

接合速度 : 1600mm/min  
ツール回転数 : 2000rpm  
ツール押込深さ : 0.9mm

接合速度 : 2000mm/min  
ツール回転数 : 2000rpm  
ツール押込深さ : 0.9mm



CFRTP母材内破断



接合界面破断

図 3-2.2.1-3 接合部 AI 側表面の観察写真

PA6 の他の熱可塑性樹脂として、ポリプロピレン (PP) およびポリフェニレンスルフィド (PPS) を用いた CF 強化射出成形品を検討した。PP は安価で軽量であり、PPS は高い耐熱性を有するため、輸送機器向けにはいずれも重要な樹脂となる。

PA6 で良好な接合が得られた接合速度 1600mm/min、回転数 2000rpm の接合条件で FLJ を実施したところ、PP、PPS ともに一部母材破壊となる良好な接合が得られた。

さらに高耐熱性を有する PEEK 樹脂の射出成形品を用いて FLJ を実施したところ、PEEK 樹脂がネッキング破壊する強固な接合が可能であり、FLJ プロセスは加工温度が 400℃ 近辺になる PEEK 樹脂にも適用可能であることがわかった。(図 3-2.2.1-4)。

joining speed 1600mm/min  
rotating speed 2000rpm

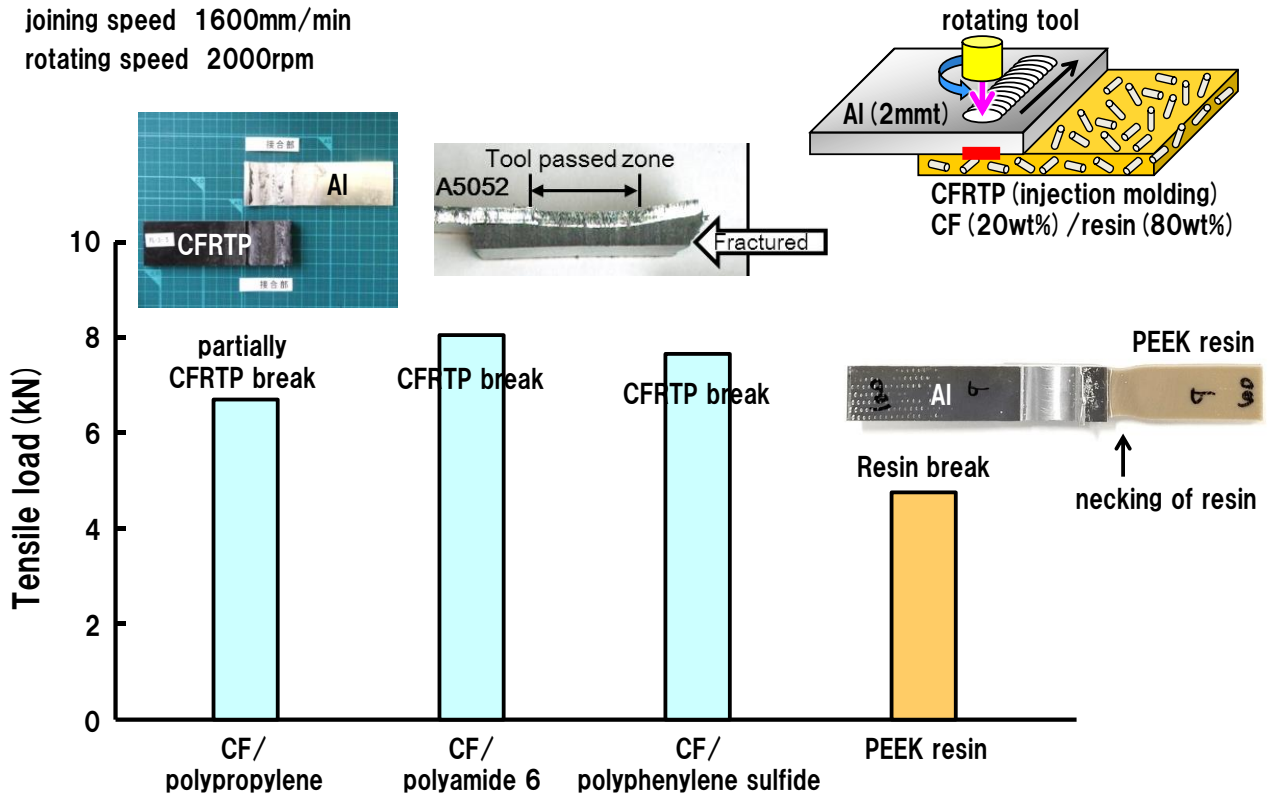


図 3-2.2.1-4 各種樹脂系での接合強度

接合メカニズム解析について、Al/CFRP (CF/PA6 射出成形品) 接合部の元素マッピングを実施した結果、Al/CFRP 界面に酸素、Mg が局在化していることが判明した。また、Al のみを FLJ プロセスに通し、Al 接合側 (回転ツールを当てた反対面) の表面分析を実施した結果、プロセス前後で酸素、Mg の局在が示唆されたことから、FLJ により Al 側の表面極性が変化し、CFRP との熱融着時に相互作用が有利に働いているものと推定する (図 3-2.2.1-5)。

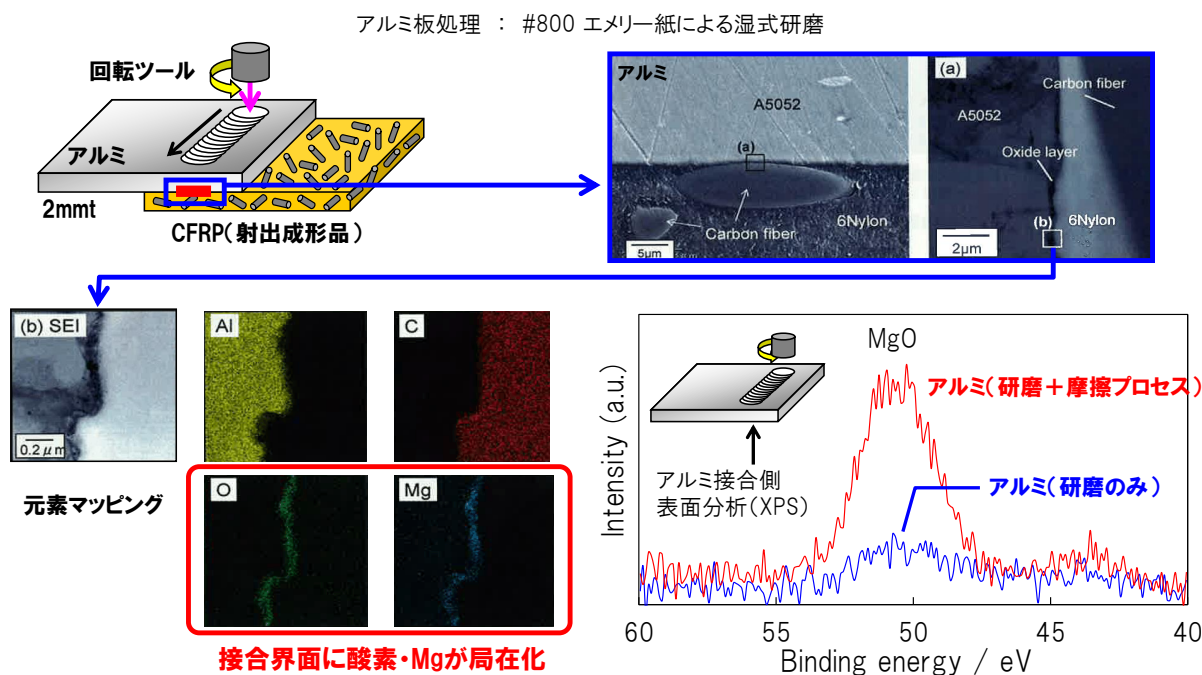


図 3-2.2.1-5 接合部元素分析

FLJ プロセスがアルミニウムと接合する CFRP 外観に与える影響について確認を実施した。CFRP には表面クリア塗装を施したものを用い、FLJ プロセス実施後の外観変化を目視および表面粗さ評価で検証した。FLJ プロセスは数秒で 400℃ 近い温度まで加熱可能であるため、CFRP への熱履歴の影響は大きい。実際に回転ツールが通過した部位は、他の部位と比較して塗装表面に反射する蛍光灯が歪む結果となった (図 3-2.2.1-6)。表面粗さ評価では、塗装ベース部分は高低差 10 $\mu$ m 程度であるのに対して、回転ツールが通過した部位は高低差 100 $\mu$ m 程度と大きくなっていることがわかった。FLJ プロセスは適用部位の見極めや塗装前の適用など用途・部位に応じた配慮が必要である。

クリア塗装CFRPを用いたFLJ接合テスト

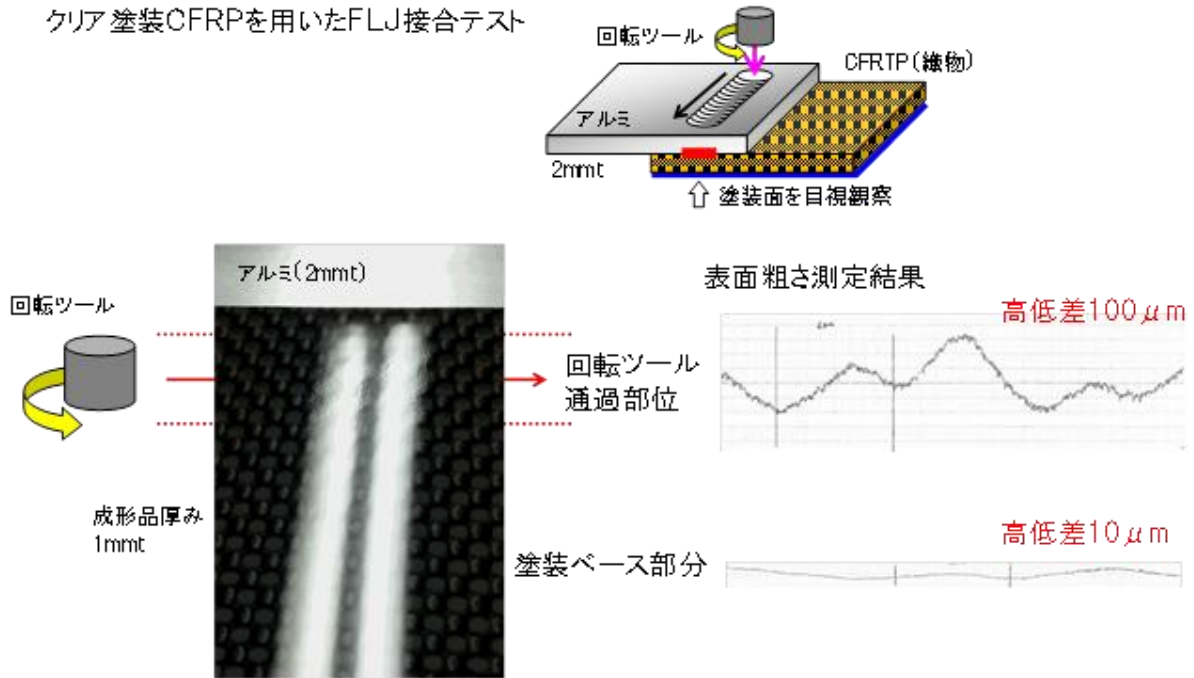


図 3-2.2.1-6 FLJ の外観への影響 (モデル評価)

アルミニウムと熱硬化 CFRP との接合についても検証を進めた。熱硬化 CFRP は熱可塑 CFRP には無い特性を有しており、熱硬化 CFRP と熱可塑 CFRP とを使い分けて接合が可能になれば、アルミニウムとの一体化成形品の使用に対しても幅広い特性を付与することができるため、輸送機器への実用化に有効となり得ると考える。一般的に熱硬化 CFRP は樹脂が架橋構造となるため、弾性率や熱安定性が高く、熱可塑 CFRP よりも力学特性の信頼性が高くなる場合がある。一方で架橋構造であるため、熱溶着性が無く、通常は熱溶着プロセスでは接合が不可能である。(表 3-2.2.1-5)

表 3-2.2.1-5 熱硬化 CFRP と熱可塑 CFRP

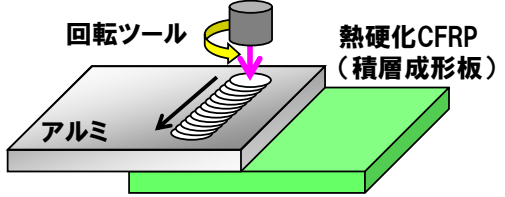
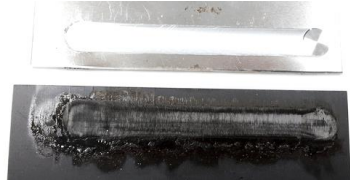
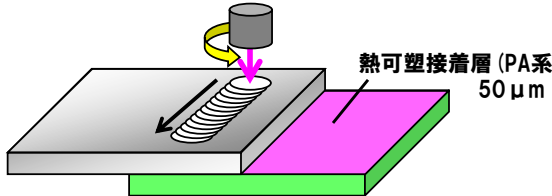
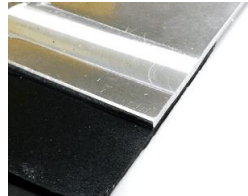
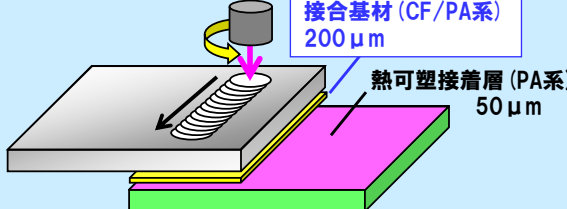
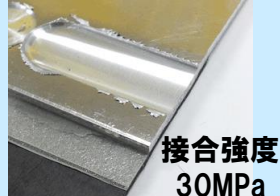
		熱硬化CFRP		熱可塑CFRP	
特性	樹脂構造	◎	架橋構造 (高い信頼性)	△	非架橋構造 (疲労、クリープ:劣)
	弾性率	○	高弾性率に利点	△	一般的に低弾性率
	靱性	△	一般的に低伸度	◎	衝撃(変形)に利点
	熱安定性	○	熱変形は少ない	△	溶融や熱変形
成型加工	含浸性	◎	モノマー使用 (連続繊維向き)	×	ポリマー使用 (連続繊維に不向き)
	成形時間	△	硬化時間(5分以上) ※1分速硬化も可能	◎	溶融・固化時間 (射出成形は1分)
	成形温度 成形圧力	○	低温・低圧 (大型成形向き)	△	高温・高圧 (大型成形に不向き)
	後加工性	×	接着剤、機械接合(一般的)	◎	熱溶着可能

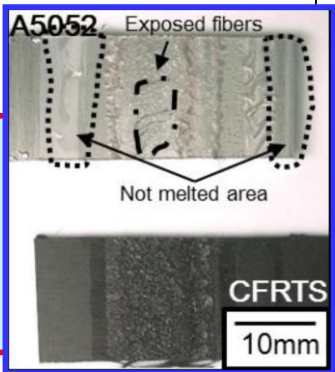
我々は熱硬化 CFRP 表面に熱可塑樹脂を配置した熱溶着が可能な熱硬化 CFRP を用いて FLJ プロセスによる接合評価を実施した。

まずは比較として、熱可塑性樹脂の接着層無しの CFRP を用いて FLJ プロセスを実施したところ、予想通り溶着はしなかった。熱硬化 CFRP の表面に熱可塑性樹脂の接着層 (50 $\mu$ m 厚み) を有する場合には、FLJ プロセスにより溶着可能であったが、容易に手で剥がせるレベルの接合であった。これは熱可塑性樹脂の接着層 (50 $\mu$ m 厚み) が十分な量ではなかったために、溶着強度が低下したものと推定し、接合部に接合基材を追加で挿入して FLJ プロセスを実施したところ、CFRP の一部がアルミ表面にとられるほどの強固な接合強度 (30MPa) を発現可能であった。また、熱可塑性樹脂の接着層が無い場合には、接合基材を追加で挿入しても容易に剥離することもわかった。熱硬化 CFRP を接合対象とする場合、表面への熱可塑性樹脂の接着層形成とともに、十分な量の熱可塑性樹脂を介在させて接合する必要がある。(表 3-2.2.1-6)



表 3-2.2.1-6 アルミニウム／熱硬化 CFRP の FLJ 接合

構成・接合条件	速度:1600mm/min 回転数:2000rpm 接合状況
	
	
	



※熱可塑接着層無しの場合、接合基材があっても溶着せず (容易に剥離)

また、アルミニウムと CFRP との間に介在させる接合基材は、それ自身を炭素繊維 (CF) で補強することで、より強固な接合強度を発現可能となる。具体的には CF を 20% 混合したポリアミド樹脂を用いることで、CF を混合しないポリアミド6 樹脂を用いた場合よりも 1.5 倍程度接合強度が向上する。これは接着層自身の強度を強化することで、接合強度が向上したものと推定する。(図 3-2.2.1-7)

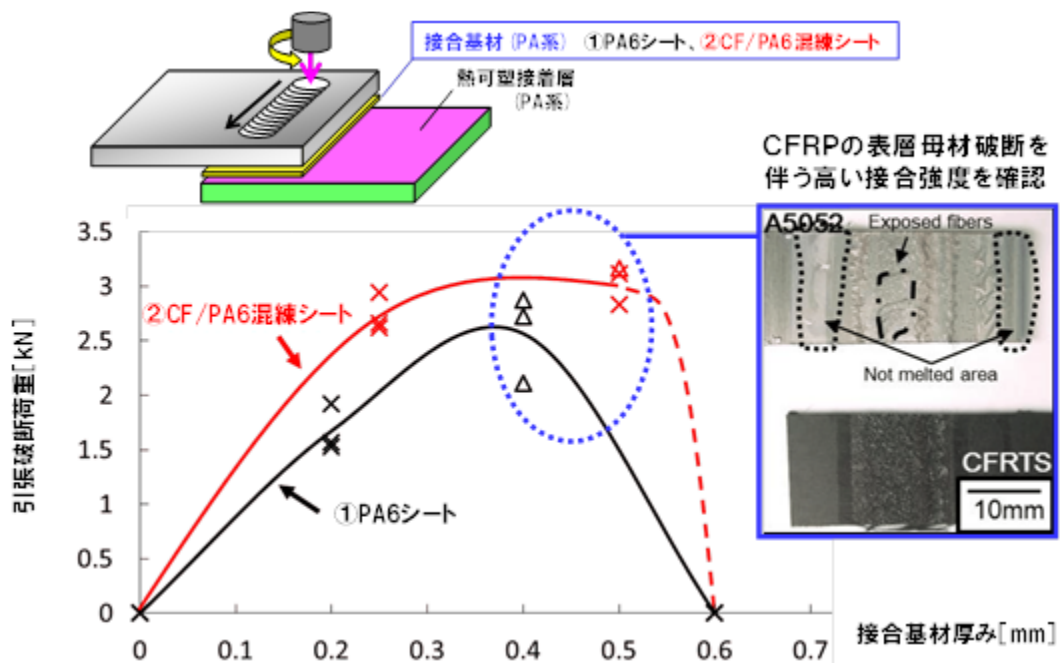


図 3-2.2.1-7 FLJ の外観への影響 (モデル評価)

用いる接合基材の厚みも適切な範囲があり、本検討では 0.3~0.5mm 程度が良好な厚み範囲であることがわかった。

FLJ 接合試験片のデータベース構築の一環として、Al/CFRP(CF30wt%/PA6)の FLJ 接合試験片を用いた各種耐久性評価を実施した。

・ 85°C 恒温試験 (図 3-2.2.1-8)

アルミニウムの表面処理として湿式研磨してシランカップリング処理を施した試験片と、表面処理を施さなかった試験片とを比較すると、接合強度の絶対値は表面処理有りの方が高いものの、表面処理有無にかかわらず、85°C 環境下では接合強度は初期強度から 28 日間ほぼ変化しないことがわかった。

・ 85°C×85%RH 試験 (図 3-2.2.1-8)

アルミニウムの表面処理として湿式研磨してシランカップリング処理を施した試験片と、表面処理を施さなかった試験片とを比較すると、表面処理無しでは初期の接合強度が低くなり、かつ 5 日間でほぼ接合強度が無くなるが、表面処理有りの場合では 85°C 環境下では接合強度は初期強度からほぼ変化しないことがわかった。

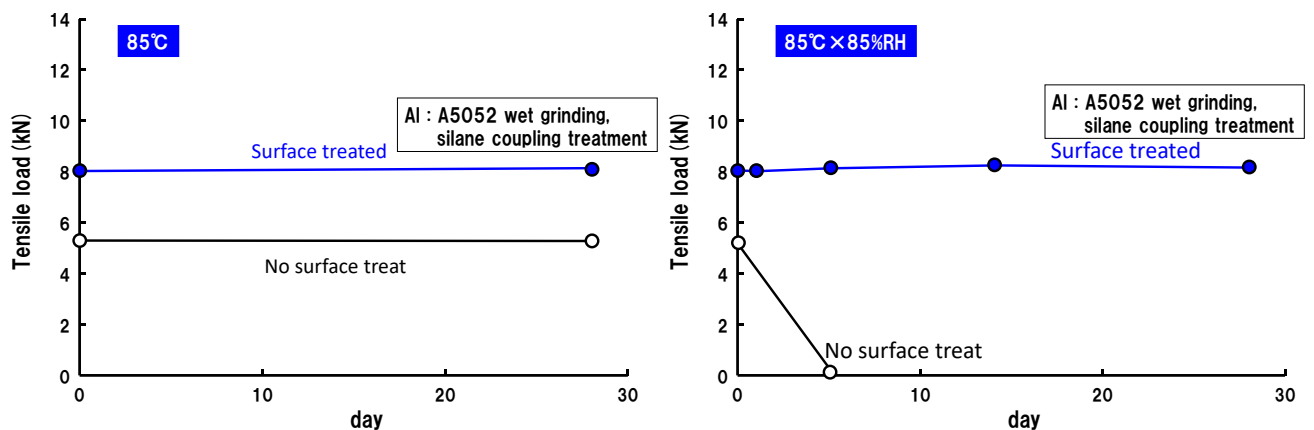


図 3-2.2.1-8 FLJ の耐久性評価(85°C、85°C×85%RH)

・ サーマルショック試験 (-40°C×30分⇔100°C×30分) (図 3-2.2.1-9)

アルミニウムの表面処理として湿式研磨してシランカップリング処理を施した試験片と、表面処理を施さなかった試験片とを比較すると、接合強度の絶対値は表面処理有りの方が高くなり、かつ表面処理無しでは接合強度が徐々に低下していくことがわかった。

・ 塩水噴霧試験 (35°C×2h→) (図 3-2.2.1-9)

接合部をラバーでシールを施した試験片と、シールを施さなかった試験片とを比較すると、シール無しでは接合強度が 60 日間でほぼゼロとなるが、シール有りでは初期強度を維持可能であることがわかった。

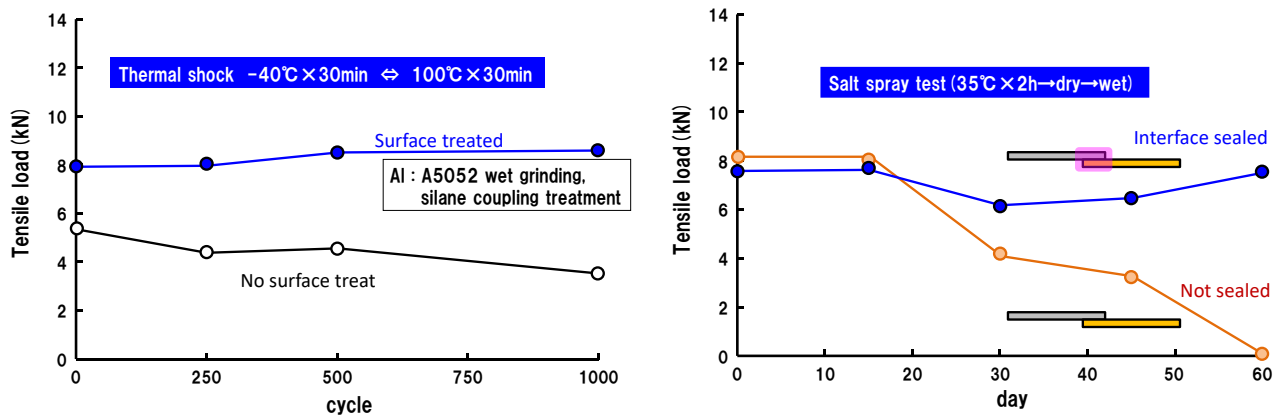


図 3-2.2.1-9 FLJ の耐久性評価(Thermal shock、Salt spray)

FLJ の自動化について、ロボット設備を用いた検証を実施した。まずはアルミニウムと熱可塑 CFRP の平板を用いたモデル検討を進め、基礎検討時の知見同様に接合強度はプロセス条件に依存する傾向が確認でき、ロボット設備を用いた FLJ による接合はポテンシャル的に十分可能であることを確認した。(図 3-2.2.1-10)

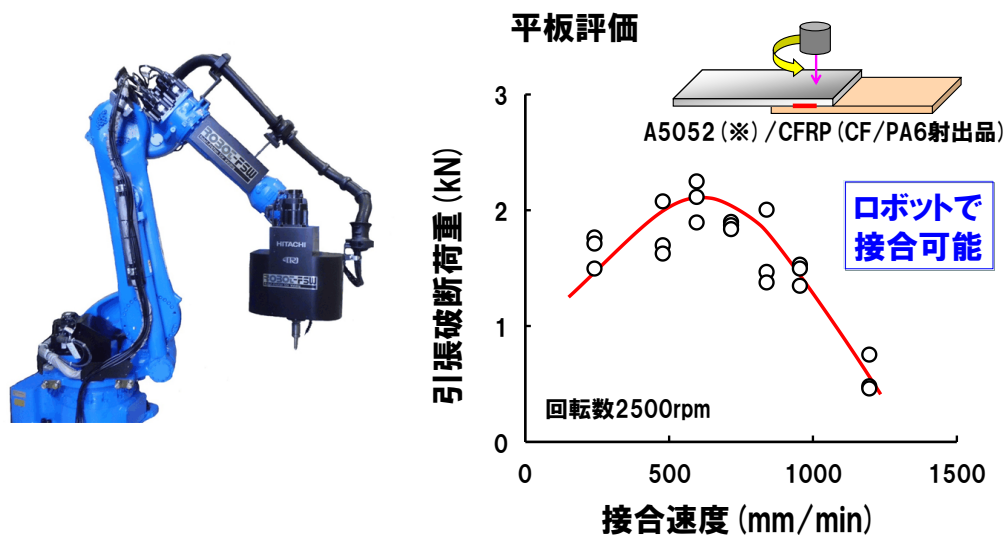


図 3-2.2.1-10 ロボット設備を用いた FLJ モデル検討

さらに、FLJ 接合の適用形状に関しては、平板形状だけでなく、R100mm 程度の曲面形状でも接合が可能であることを確認した。(図 3-2.2.1-11)

加えて、実用化に向けては①回転ツール加圧の均一維持、②接合後の冷却固化までの接合部位固定がプロセス上重要であることもわかった。特にロボット設備化を想定する場合、回転ツールを当てる角度が異なると、設備自体(回転ツールヘッド)の自重が大きいため接合部位の加圧力に影響して、加圧力の均一維持が非常に困難となる。具体的な加圧力制御と接合条件と接合強度との関係や、接合部の状態確認などの検証は愛知県の戦略的基盤技術高度化支援事業(サポイン事業)にて検討を実施しており、結果を簡単に紹介する。




**実用化に向けた課題抽出**  
**(1) ツール加圧の均一維持**  
**(2) アルミ/CFRP固定**  
**接合後に冷却固化するまで**  
  
**加圧制御技術の開発**  
**(サポイン事業活用)**

図 3-2.2.1-11 ロボット設備を用いた FLJ モデル検討

主要な課題として、ロボット設備で実施する 3 次元形状への FLJ 適用には、接合部の正確な加圧制御が重要となるが、高速回転ツールを備えたアーム部はたわみの影響などで加圧の制御が非常に困難であり、接合部品位（アルミ側外観や接合強度）に大きく影響することが挙げられていた。この課題解決のため、テーマ検討の開発協力先であるロボット制御システムメーカー（トライエンジニアリング株式会社）が愛知県サポイン事業（2017 年 8 月～2020 年 3 月）で開発を進め、図 3-2.2.1-12 に示すように、加圧力の精密なフィードバック制御を実現し、接合部の外観や強度を 3 次元形状にも適用可能なレベルに到達した。自動車メーカーや Tier1 の関心は高いと想定しており、ロボットシステムメーカーでの設備販売も含めて実用化に向けた働きかけを継続する。結果詳細はサポイン技術紹介サイト

(<https://www.chusho.meti.go.jp/sapoin/index.php/cooperation/project/detail/4390>) に掲載されている。



（左：FLJ ロボット設備 右：開発成果の接合部品位向上結果

図 3-2.2.1-12 アルミニウム/CFRP の FLJ サポイン事業成果例

軽量構造材料のアルミニウムと、軽量・強度・剛性に優れる CFRP との組み合わせは、今後の輸送機器用途では非常に重要な設計技術となる。金属は力学特性以外にも高い電導性や熱伝導性などの優れた性能を有し、CFRP は軽量性に優れた素材であり、その複合体は輸送機器以外にも様々な用途に展開可能と考える。

本研究開発において、より簡便に実施でき、接合特性に優れ、大型部材にも適用可

能な革新的接合技術として FLJ の可能性を見極めることで、Al に限らず金属／CFRP 複合体の適用部材が大きく拡大する可能性を有する。現時点では熱可塑性 CFRP（射出成形品）および熱硬化 CFRP に対して母材破壊レベルの接合強度を有することが確認できており、接合ポテンシャルは高いものと期待する。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.1-7 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	1	0	2	0	0	0	0	1	1
2015FY	1	1	5	0	0	1	0	1	0
2016FY	0	0	11	1	0	2	0	1	1
2017FY	0	0	5	0	0	3	0	0	0
2018FY	0	0	8	0	0	3	0	0	0
2019FY	0	0	7	0	0	3	0	0	0
2020FY	0	0	1	0	0	0	0	0	0
2021FY	0	0	2	0	0	2	0	0	0
2022FY	0	0	1	0	0	0	0	0	0
合計	2	1	42	1	0	14	0	3	2

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.1-8 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	0	0	0
2017FY	0	0	0
2018FY	0	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	0
2022FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.1.3 参考文献

特記無し

## 2.2.2 [テーマ番号02] 残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発 (2014～2022年度)

### 2.2.2.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

自動車の軽量化ニーズに対応するため、自動車用鋼板およびアルミニウム板の画期的な高強度化・高延性化を狙い、自動車用鋼板では残留 $\gamma$ 相状態を高度に制御した中高炭素鋼を活用した革新鋼板の開発、自動車用アルミニウム板では複層アルミ板の開発を進めている。一方、マルチマテリアル化を狙った際には、これらの鋼板・アルミ板の接合に難しさがあるとともに、革新鋼板－革新鋼板の接合についても課題が存在する。現状、鋼板－アルミ板の異材接合については量産されている技術は、Self-Piercing Rivet (SPR) や Flow Drill Screw (FDS) といった機械締結を活用した技術が中心となっている。しかし、これらの技術は副資材が必要でコストが高いため少量生産の高級車に適用することはできるが大量生産には適さなかったり、超高強度鋼板を対象とすると機械締結のために鋼板に穴をあける必要があるが、その穴あけが難しかったりすることで、超高強度鋼に展開するには課題がある。

上記のような状況に対して、鋼板－アルミ異材接合については、コスト、量産性という観点では、現在最も一般的に活用されている抵抗スポット溶接を活用することが最も有効と考えられている。一方で、抵抗スポット溶接による鋼板－アルミ異材接合については、様々な研究が進められているが、金属間化合物の制御に難しさがあることから、実用化に至っていない。しかし、金属間化合物を作り込みながら、種々の制御を実現するための方策として、これまで鉄－鉄接合において開発してきた加圧制御技術が有効と想定される。

また、超高強度鋼での異材接合という観点では、高強度鋼板側に機械的な穴あけをすることが難しさの元となるために、鋼板側には穴をあけずに溶接で接合しつつ、アルミ側については機械締結を行う Element Arc Spot Weld (EASW) という手法が有効で、安定して高い継手品質を確保できる可能性があると考えられる。

そこで本テーマでは、革新鋼板－複層アルミもしくはその同等材を対象にして、量産性を考慮した抵抗スポット溶接および継手品質を想定した EASW を活用して、継手強度を確保するための技術開発に取り組んだ。

また、革新鋼板－革新鋼板の同材接合については、抵抗スポット溶接では十字引張強度 (CTS) が大幅に劣化することがわかっている。この改善のために、これまで電極外周部を加圧しながら通電する外加圧スポットという技術を用いることで、チリ発生を抑制しながらナゲットを大きくすることで継手強度確保を図ってきたが、2018年度までの結果では継手特性確保に外加圧スポットだけでは不十分であり、抵抗スポット溶接で制御可能な加圧、電流、電圧、その付与のパターン等様々な項目を制御して、理想的な接合部の組織・特性分布を実現する必要があることがわかってきた。また、抵抗スポット溶接だけでは継手強度を確保することが難しい可能性もあり、継手強度を確保するためにスポット溶接と併用できるような技術の活用も視野に入れる必要があると考えられる。

そこで、2019 年度は、これまで検討してきた外加圧スポットだけでなく、構造用接着剤を活用したウェルドボンド、ナゲット部および熱影響部の強度を制御するためのテンパー通電を用いることで、継手特性改善の可能性について検討した。

また、2020 年度は 2019 年度までに検討した知見を元に、各種異材接合技術を活用した異材継手にて、十字引張強度の最終目標達成に取り組んだ。

一方、第 3 期までに開発した革新鋼板、複層アルミ合金ならびに同材／異材接合技術について、社会実装を加速するためには、試験片での引張特性の評価だけでなく、自動車の車体骨格部品もしくはそのモデル部品を実現する製造性の検証や、衝突性能に代表される車体骨格部品の機能に対する材料・接合技術の効果を明らかにすることが有効と考えられる。

そこで、2021 年度から始まった第 4 期においては、これまでに開発した革新材料、接合技術を活用し、自動車用模擬部品の実現とその性能評価について検討し、2022 年度は革新材料、革新アルミを活用した自動車模擬部品の試作に取り組んだ。

## (2)目標値

表 3-2.2.2-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
①残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板／革新アルミ異材抵抗スポット溶接技術の開発 (2018～2022 年度)			革新アルミ・革新鋼板において抵抗スポット溶接および新接合技術活用による十字引張強度 1.5kN 以上	各種実用部品の接合で JIS-A 級の引張せん断荷重最小値以上又は母材破断。
②残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼のスポット溶接 (2014～2019 年度)	1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、JIS-A 級の引張せん断荷重平均の 70%以上の接合強度	スポット溶接の電流通電時間、加圧力以外の制御因子の明確化と継手特性向上のための溶接方法提案と有効性検証	中高炭素革新鋼板同士の継手において JIS-A 級の引張せん断継手平均値の 70%以上、十字引張荷重平均値の 70 以上	
③残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板／革新アルミ異材継手のための新接合技術 (2018～2022 年度)			革新アルミ・革新鋼板において抵抗スポット溶接および新接合技術活用による十字引張強度 1.5kN 以上	各種実用部品の接合で JIS-A 級の引張せん断荷重最小値以上又は母材破断。



④超高強度鋼板の接合強度発現メカニズムの解明【大阪工業大学】 (2018～2020 年度)			革新鋼板の接合継手の特性支配因子とその景況を数値シミュレーションにより算出し、継手特性向上が達成可能な方策を提示する。	
⑤多重レーザー溶接による中高炭素鋼板の連続接合 (2014～2017 年度)	1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上の引張特性	継手特性向上可能な接合技術探索と中高炭素鋼板での効果検証		
⑥残留 $\gamma$ 相制御革新鋼板の重ね FSW 溶接技術の開発 (2014～2017 年度)	1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上の引張特性	継手特性向上可能な接合技術探索と中高炭素鋼板での効果検証		
⑦革新的 FSW 技術の探索【大阪大学】 (2014～2016 年度)	各種炭素量の鋼板に FSW を施し、中間目標を満たす継手強度を実現できる接合条件を提示する。	開発鋼において適切な継手特性を得るためのプロセス設計指針を提案する。		
⑧ツール設計による FSW 特性向上技術【近畿大学】 (2014～2015 年度)	モデル合金で接合部の組成流動を最大化できる接合方法を提示する。			
⑭革新材料の実用部品適用を想定した成形技術、接合技術の開発 (2020～2022 年度)			成形限界線図に代表される各種材料特性のデータベース構築。革新材料適用の候補部品の成形、接合継手の作製評価と課題抽出。	自動車部品に適用可能な接合技術開発。革新鋼板を適用した模擬部品の実現。
⑮革新鋼板製実車体模擬部品の実現				モデル車両の A ピラーを元にした

(2021～2022 年度)				革新鋼板適用の可能性検討。材料、接合、成形技術のデータベース構築
----------------	--	--	--	----------------------------------

なお、実施計画書に記載の実施項目のうち革新鋼板の開発に関わる⑨、⑩、⑪についてはテーマ 22 (3-2.6.1 章)、複層アルミの開発に関わる⑫、⑬についてはテーマ 21 (3-2.4.2 章) に記載する。

### (3)全体計画

本テーマについては、テーマ 22 の残留 $\gamma$  高度制御革新鋼板のテーマと連動して検討を進め、革新鋼板の開発の中で鋼板開発が進んだら、その開発鋼を用いて各接合技術による継手特性向上に取り組んだ。

具体的には、2015 年度までは、強度 1.2GPa 伸び 15%以上の鋼材を対象に抵抗スポット溶接、多重レーザ、FSW と言った技術の開発に取り組んだ。

また、2017 年度までは強度 1.5GPa 伸び 20%の革新鋼板を用いて 1.5GPa 化した時の課題を抽出するとともに、その対策技術開発を進め、本プロジェクトの最終目標を実現できる接合技術の探索を進めた。

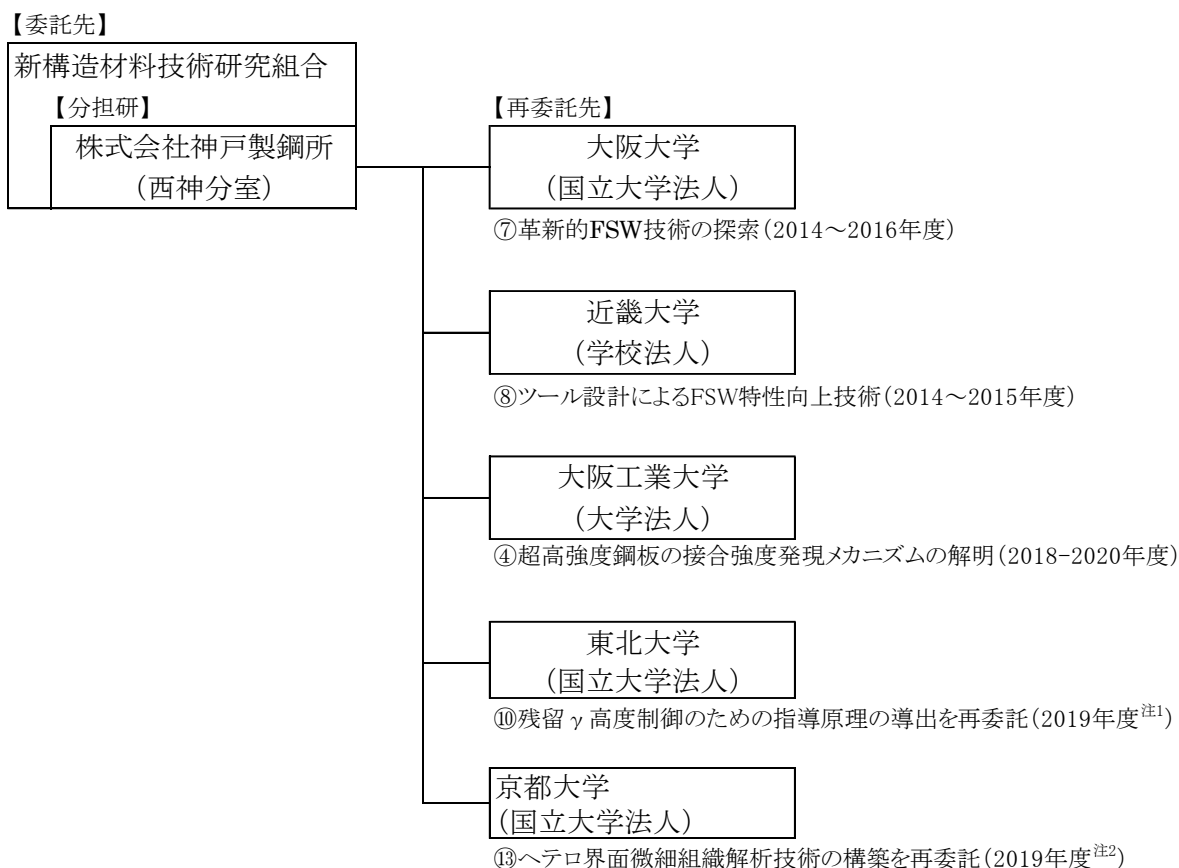
2018 年度以降は 2017 年度までの知見を活用しながら革新鋼板と革新アルミもしくはその相当材の異材接合技術の抵抗スポット溶接および新接合技術に関する開発を進め、2020 年度末までに十字引張強度 1.5kN 以上の特性確保、2022 年度までに接合時間 5 秒/1 点以下で JIS 相当以上の継手強度確保を目標に接合技術開発に取り組んだ。

また、鉄-鉄接合については、2019 年度までに 1.5GPa 級革新鋼板を対象に JIS Z3140 相当の引張せん断強度、十字引張強度を確保するための技術開発に取り組んだ。

また、2020 年度以降は、開発した革新鋼板を用いて 2022 年度末までに実部品相当の模擬部品を作製することを狙い、その実現のために必要な要素技術開発と部品試作を進めた。

### (4)実施体制

図 3-2.2.2-1 に開発体制図を示す。革新鋼板に関する接合技術の要素技術的な支援を受けるために大阪工業大学への再委託を実施した。また、革新鋼板の組織制御の指導原理の導出を東北大学に、複層アルミでの界面状態の解析技術を京都大学とともに 2019 年度まで再委託を実施した。



注 1) 2018 年度まではテーマ 22 にて再委託のため、成果は 3-2.6.1 章に記載

注 2) 2018 年度まではテーマ 21 にて再委託のため、成果は 3-2.4.2 章に記載

図 3-2.2.2-1 研究開発体制図

### (5) 運営管理

再委託先との進捗会議を年 2 回程度実施し、再委託先での研究進捗の確認とそこで得られた知見を分担研の研究内容にフィードバックさせる方法をとることで、研究開発が促進できるような運営を行った。

### (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

革新鋼板開発の実用化を進められるように接合技術として支援することで、各種効果を実現する。本接合技術を構築することで初めて革新鋼板の実用化が可能となり、最終目標である強度 1.5GPa、伸び 20%の革新鋼板も実現できれば、約 20%の軽量化（約 40kg）が期待される。

売上については、革新鋼板については、国内の全汎用車を対象とすると約 1000 億円/年のマーケット創出が期待できる。神戸製鋼所では約 30%の約 30 万トン/年、約 30 億円/年の売上が期待される。CO<sub>2</sub>削減という観点では、車体重量約 40 キロの削減で約 0.2kg/L の燃費改善が期待される。その CO<sub>2</sub>削減効果は約 2g/km となるため、鋼板開発全体で約 14 万トン/年、神戸製鋼として約 4 万トン/年の CO<sub>2</sub>削減効果が期待される。この時のコストとしては、鋼板の原料コストはほぼ変わらないため、製造時の

コスト増加が若干起こるものの影響は小さい。接合技術のうち、外加圧スポット溶接、多重レーザ溶接については、設備投資の初期費用がかかるものの従来技術の延長であるため、初期コスト、ランニングコストとも増加量を最小化しながら、CO<sub>2</sub>削減効果が得られることが期待できる。FSW についてはツールのコストが存在するため、低コストツールを同時に行っていく必要がある。

## 2.2.2.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.2-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
①残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板／革新アルミ異材抵抗スポット溶接技術の開発	各種実用部品の接合で JIS-A 級の引張せん断荷重最小値以上又は母材破断。 (2022 年度)	1.5GPa 級革新鋼板と複層アルミを対象に接着剤を併用したウェルドボンドを実施することで、引張せん断強度 14.0kN と目標を達成。さらに十字引張強度も 3.9kN と JIS-A 級の最小値以上を達成。	○	
②残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼のスポット溶接	中高炭素革新鋼板同士の継手において JIS-A 級の引張せん断継手平均値の 70%以上、十字引張荷重平均値の 70%以上 (2019 年度)	1.5GPa 級革新鋼板で接着剤併用で十字引張強度 6.2kN (対 JIS 規格 140%)、副資材でコストのかかるボンドを使用しない場合は、テンパー通電の適正化により十字引張強度 4.7kN (対 JIS-A 級 106%) まで改善できることを示した。	○	
③残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板／革新アルミ異材継手のための新接合技術	各種実用部品の接合で JIS-A 級の引張せん断荷重最小値以上又は母材破断。 (2022 年度)	1.5GPa 級革新鋼板と複層アルミを対象に高 Ni 当量ワイヤを用いたエレメントアークスポット溶接を実施することで、引張せん断強度 9.3kN と目標を達成。さらに十字引張強度は 2.4kN を確保。	○	

④超高強度鋼板の接合強度発現メカニズムの解明【大阪工業大学】	革新鋼板の接合継手の特性支配因子とその景況を数値シミュレーションにより算出し、継手特性向上が達成可能な方策を提示する。 (2020年度)	FEM解析による十字引張強度の向上策を検討。Ni インサートを用いた鋼板のナゲット部の軟化による CTS 向上、応力集中抑制のためにナゲット近傍の形状加工による CTS 向上の可能性を示した。	○	
⑤多重レーザー溶接による中高炭素鋼板の連続接合	継手特性向上可能な接合技術探索と中高炭素鋼板での効果検証 (2017年度)	強度 1.5GPa 伸び 15%の革新鋼板を対象に、3本のレーザー溶接を行うことで外端の拡大ならびに外端硬さの低減を実現することで、継手効率 93%を達成した。	○	
⑥残留 $\gamma$ 相制御革新鋼板の重ね FSW 溶接技術の開発	継手特性向上可能な接合技術探索と中高炭素鋼板での効果検証 (2017年度)	FSW とレーザー照射による後熱を組み合わせることにより、強度 1.5GPa 伸び 15%の革新鋼板で継手効率 75.2%を達成した。	○	
⑦革新的 FSW 技術の探索【大阪大学】	開発鋼において適切な継手特性を得るためのプロセス設計指針を提案する。 (2017年度)	0.4C 革新鋼板の FSW を行い、組織の変化挙動を調査。Si 量の有無による残留 $\gamma$ の状態を比較し、継手特性を向上させるために有効な接合条件の指針を明示した。	○	
⑧ツール設計による FSW 特性向上技術【近畿大学】	モデル合金で接合部の組成流動を最大化できる接合方法を提示する。 (2015年度)	各種形状のツールを作製し FSW に及ぼす影響を検討した。円柱形状以外は FSW 時に折損し接合できないことが判明。円柱形状での FSW 接合性を調査し、適切な接合条件を明示した。	○	

<p>⑭革新材料の実用部品適用を想定した成形技術、接合技術の開発</p>	<p>革新鋼板製ドアインパクトビームに適用可能な接合技術開発。シャシー向けアーク溶接継手の疲労特性向上溶接技術の提示。革新鋼板製深絞り形状 A ピラー模擬部品の実現。 (2022 年度)</p>	<p>・実部品を想定した革新鋼板を用いた板組において幅広い電流範囲で継手強度を確保可能な技術を構築した。 ・革新鋼板の降伏関数やバウシinger効果のデータを用いて金型設計を行い、模擬部品の試作した。</p>	<p>○</p>	
<p>⑮革新鋼板製実車体模擬部品の実現</p>	<p>モデル車両の A ピラーを元にした革新鋼板製 A ピラー模擬部品の作製と関連する材料、接合、成形技術のデータベース構築 (2022 年度)</p>	<p>成形性データとして、FLC、降伏関数、Y-U モデルをデータベース化して金型・工程設計に供した。この知見を元に、A ピラー模擬部品の試作した。接合技術については多段テンパー通電で JIS-A 級継手平均値以上の十字引張強度を確保できることを示し、試作に供した。材料データベースとして遅れ破壊特性の評価を実施した。</p>	<p>○</p>	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### ①残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板／革新アルミ異材抵抗スポット溶接技術の開発

テーマ 22 で開発してきた革新鋼板（炭素量 0.4%以上、TS 1.5GPa-EL 20%）とテーマ 21 で開発中の複層アルミを対象として、引張せん断強度（TSS）、十字引張強度（CTS）1.5kN 以上を目標として、スポット溶接工法の検討を行った。なお、革新鋼板ならびに複層アルミについては開発材であり数量に限られるため、基本技術を構築するために 1.5GPa 級高強度鋼板（炭素量 0.2%）および高強度アルミを用いて検討を行った。一方、鉄-アルミ異材接合に関しては様々な取り組みが進められているが、ここでは革新鋼板の接合のために検討を進めてきた外加圧スポットの適用を試みた。

高強度鋼とアルミの継手強度を高めるためには、従来から報告されているのと同様に金属間化合物を薄く、広く形成させればよいことを確認できたが、その実現方法については、スポット溶接技術だけでは難しいことも示唆された。そこで、継手

特性改善のために抵抗スポット溶接に加えて、構造接着剤の塗布を併用するウェルドボンドによる継手特性の改善について検討した。

ここでは、テーマ 22 で開発した革新鋼板ならびにテーマ 21 で開発した複層アルミを用いた。また、構造接着剤を持って、接合面のうちスポット溶接する部分を避けて接着剤を塗布し、その後、抵抗スポット溶接を実施してウェルドボンド継手を作製した。革新鋼板－複層アルミで構造用接着剤を活用したウェルドボンドで継手特性を確保することが可能であり、ISMA プロジェクトで目標としていた 1.5kN を上回る継手特性が得られることを示した。

## ②残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼のスポット溶接

抵抗スポット溶接は自動車の組み立て工程において鋼板接合に使用される最も一般的な溶接工法である。その適用については過去からの知見で鋼板中の炭素量が増加すると継手強度が劣化することは知られている。実際に鋼板中の炭素量を 0.2% から 0.6% まで変化させた時の TSS、CTS の評価結果を図 3-2.2.2-2 に示す。炭素濃度の向上に従い TSS、CTS とともに劣化したが、特に CTS の劣化が顕著だった。中高炭素鋼板の継手強度、特に CTS が特に劣化するナゲット部が硬くて脆く、かつ、母材の強度が高いために拘束が厳しくコロナボンド近辺に大きな応力集中が起こりやすくなっているためと考えられる。

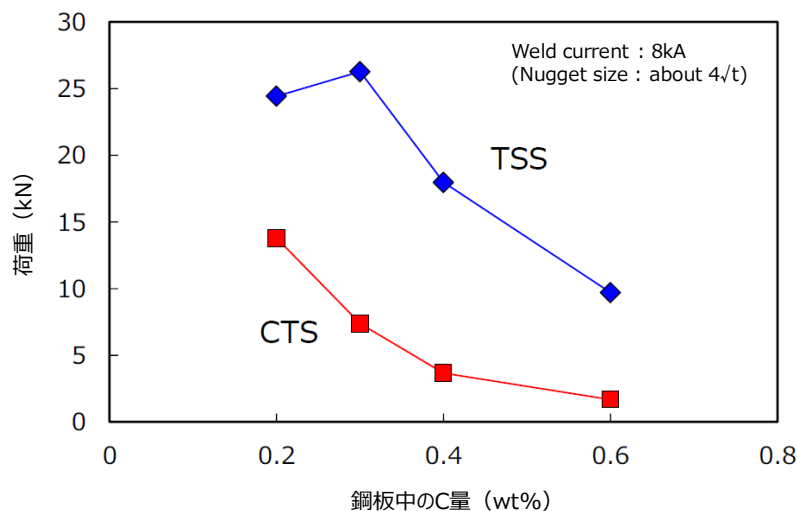


図 3-2.2.2-2 抵抗スポット溶接継手強度に及ぼす炭素量の影響

応力集中が起こった際に、破壊がナゲット内を進展すると界面剥離になり、スポット溶接強度が低位となると考えられるため、ナゲット部の靱性をいかに改善するかが、CTS 向上のために重要な制御因子と考えられる。ナゲット部の靱性については、テンパー通電により焼戻すことで改善できることが知られている。0.4% C 鋼は通常のスポット溶接だけでは 2kN 程度の低位の値を示すが、テンパー通電を最適化することで、継手強度を改善させられ、0.4% C 鋼 TS1.5GPa で 15% 程度の高位の伸びを発現するが、テンパー通電の最適条件においては CTS が JIS Z3140 A 級継手 平均値を上回る良好な値が得られることがわかった。このような良好な継手特性が得

られる原因は基本的にテンパー通電によりナゲットの中でもナゲット端部ーコロナボンドーその外周部付近において焼き戻しによる強度低下が起こっており、それが継手強度向上に寄与していると考えられる。

一方、TS1.5GPa、EL20%の革新鋼板の最終目標を達成するには単純なテンパー通電では継手強度を確保することは難しかった。そこで母材成分によらず、安定して強度を発現できると考えられる接着剤とスポット溶接を併用したウェルドボンドでの継手強度向上の可能性について検討した。接着剤については、様々な特性の接着剤があると言われていたがここではとある接着剤を引張試験時の試料間に塗布して、継手強度の変化を確認した。その結果、ウェルドボンドについては、溶接電流にほぼ安定であり、5~6kNと最終目標であるJIS規格で規定されたCTS値を上回る結果となっており、本接合技術の有効性を確認することができたと考えられる。

### ③残留γ相制御中高炭素鋼板／革新アルミ異材継手のための新接合技術

革新鋼板ーアルミ異材接合の継手強度確保に対して、スポット溶接以外の新工法の適用を検討した。新接合技術としては、スポット溶接機で通電による発熱・軟化を活用して鉄アルミを機械的に変形させてかしめるスポットカシメ、および、鋼板ーアルミ板の板組にアルミ側から鋼製エレメントを打ち込み、鋼板と鋼製エレメントを溶接で接合するエレメントスポットアーク溶接（EASW）の技術的可能性について検討した。

スポットカシメは、通常のスポット溶接機の電極を、片方は凸型、もう片方は凹型とし、鋼板ーアルミを挟み込んで通電、抵抗発熱で軟化させた際に押し込むことでカシメを行うという思想である。実際に鋼板としては1.5GPa級鋼、7000系アルミを用いてスポットカシメを行った。その結果、通電条件を各種変化させたが適切な継手を実現できる接合条件が存在しないことがわかった。以上の結果から、カシメ接合については革新鋼板と複層アルミの接合技術としては活用できないと想定される。

次に、革新鋼板ー複層アルミのESAWについて検討した。EASWは、鋼板ーアルミ板の重ね継手に対して、アルミ側から鉄製のエレメントを打ち込み、そのエレメントと鋼板をアークスポット溶接で接合することで、エレメントと鋼板でアルミを挟み込む形で接合する手法となる。そのため、継手強度はエレメントー鋼板間の接合強度で決まるため、エレメントと中高炭素の革新鋼板の溶接部の継手強度向上のための方策を検討した。ここでは、溶接部の材質劣化を避けるために適切な組成のワイヤを選定し、溶接部でのマルテンサイト変態抑制による継手特性向上の可能性を検討した。その結果、図3-2.2.2-3に示すように、CTSは第3期目標を達成することができた。



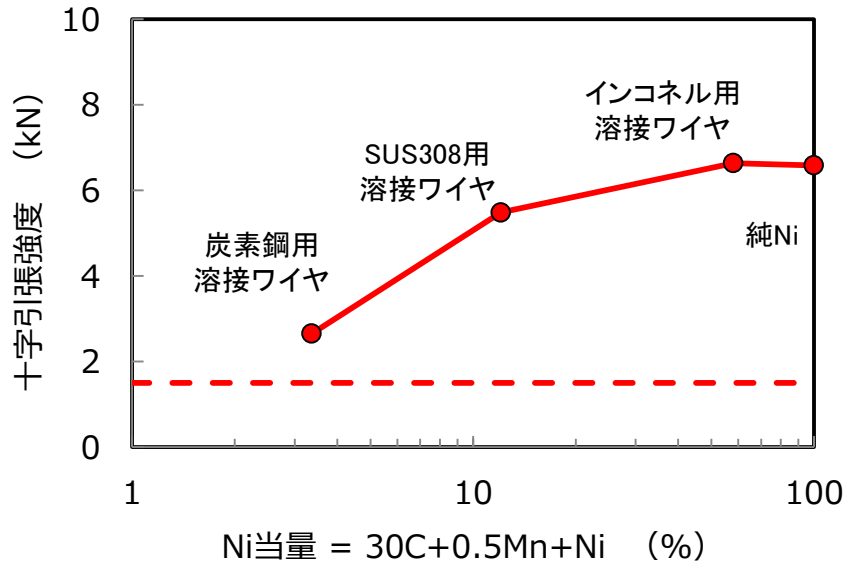


図 3-2.2.2-3 革新鋼板-7000系アルミのEASW継手強度評価結果

④超高強度鋼板の接合強度発現メカニズムの解明【大阪工業大学】

中高炭素鋼の革新鋼板に関しては、ナゲット部や HAZ 部の破壊靱性が低くなることで、継手強度、特に十字引張強度が極めて低位な値を示す。また、母材強度が 1.5GPa と高いために、変形した際にナゲットにかかる応力が高くなるため、ナゲットに求められる破壊靱性はかなり高い値となってくるのが想定される。このような状況に対して、十字引張継手を引張試験した際に、ナゲット部、HAZ 部にかかってくる応力を正確に把握し、適切な継手強度を得るために必要となるナゲット部・HAZ 部の破壊靱性のレベル感を明確化することが有効であると考えられる。

そこで、本取り組みでは、十字引張継手の母材、ナゲット部をモデル化し、中高炭素鋼に相当する物性値を与えることで、十字引張試験中の溶接継手内に発生する破壊力学的なパラメータを計算可能な技術の構築に取り組んだ。

1.2GPa 級および 1.5GPa 級中高炭素鋼板の継手特性の支配因子を明確化するため、継手形状を模擬した数値解析モデルによる、強度評価試験時における継手内部の応力・ひずみ場を再現可能な抵抗スポット溶接継手の構造解析手法の構築に取り組み、十字引張試験を模擬して応力解析可能なモデルを構築した。

上記のモデルを用いて継手特性の向上策について検討した。Ni インサートを用いた鋼板のナゲット部の軟化による CTS 向上策としては、Ni インサートによりナゲット部が軟化できれば、溶接継手の引張試験中の応力集中が緩和されることにより十字引張強度が向上できる可能性があることを FEM 解析で示した。また、応力集中を抑制するためにナゲット近傍での形状を加工することで、変形を容易にしつつ、破断強度向上を実現できる可能性があることも、FEM 解析により明示した。

### ⑤多重レーザー溶接による中高炭素鋼板の連続接合

レーザー溶接の課題としては、レーザー溶接線は一般に幅が狭いため、継手強度を確保するには接合面積が不十分であることがあげられる。溶接線を広くするためにウィーピングのような手段もあるが、中高炭素鋼を対象とした場合、溶接部が脆性的になるために強度が確保できないと考えられる。

このような状況のもと、レーザー溶接での継手強度確保方法を検討した結果、**図 3-2.2.2-4** に示すように、レーザー溶接線を2本、平行に離して引くことで、そこに挟まれた領域は実質的に溶接部として機能することと、さらにその2本の溶接線の溶接金属の組織を改善するためにさらにもう1本の溶接線で熱履歴を制御することで、外側の2本の溶接部の靱性を改善する方法を着想し、検討を行った。

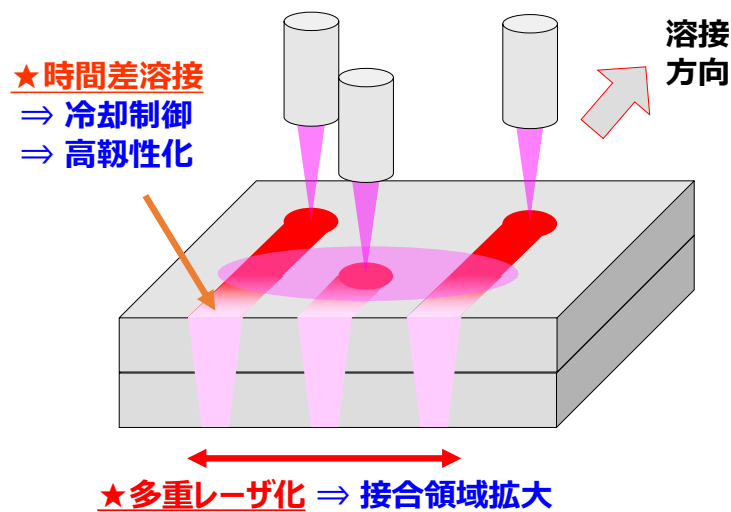


図 3-2.2.2-4 多重レーザー溶接のイメージ

多重レーザー溶接を実施した際の断面マクロの例を**図 3-2.2.2-5** に示す。溶接線の間隔、各レーザー溶接の入熱量により硬さ分布は変化する。適切な溶接条件を設定し、図中の応力集中部の硬さを十分に低下させつつ、靱性を改善できれば、継手強度を改善できることがわかった。なお、レーザー溶接間隔が広すぎたり、3本目（真ん中）のレーザー溶接の入熱量が低すぎると応力集中部の軟質化、靱性改善が不十分となり継手特性が確保できなかった。また、逆にレーザー溶接間隔が狭すぎたり、3本目のレーザー溶接の入熱量が高すぎた場合は、応力集中部が再焼入れされ、硬化および脆化し、継手特性を確保できなかった。

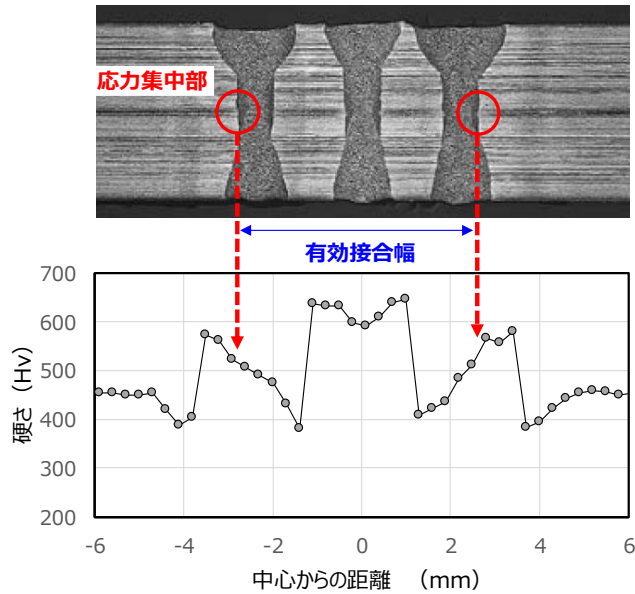


図 3-2.2.2-5 1.5GPa 級革新鋼板の多重レーザー溶接部の断面マクロと硬さ分布

このように適切な溶接条件の設定の指針ができたため、まず、1.2GPa 級革新鋼板に多重レーザー溶接を付与して、継手特性の評価を行った。その結果を図 3-2.2.2-6 に示す。レーザー溶接の本数が、1本、2本、3本、また、3本でも3本目の入熱量が過多の場合の継手特性を評価したところ、1本では中間目標（1.2GPa 級革新鋼板で継手効率 90%）を大幅に下回り、2本でもやや目標未達となったが、3本溶接とすることで目標を上回る継手効率を実現できた。また、3本目の溶接の入熱量が過剰な場合は、継手強度が劣化しており、入熱量の適性化が重要であることが確認できた。

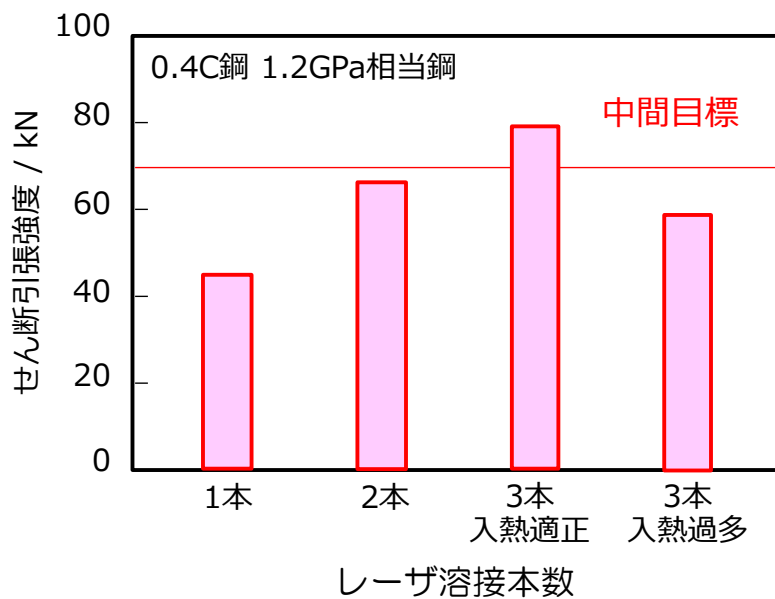


図 3-2.2.2-6 多重レーザー化による中高炭素革新鋼板の継手特性変化

また、1.5GPa 級鋼板を対象に多重レーザー溶接を付与した時の継手特性の評価結果を

図 3-2.2.2-7 に示す。ここでは、多重レーザ溶接の出力、溶接速度、スポット径を変化および 1 パス目-2 パス目の溶接幅（図 3-2.2.2-5 の図中に記載されている有効接合幅）の影響を評価した。

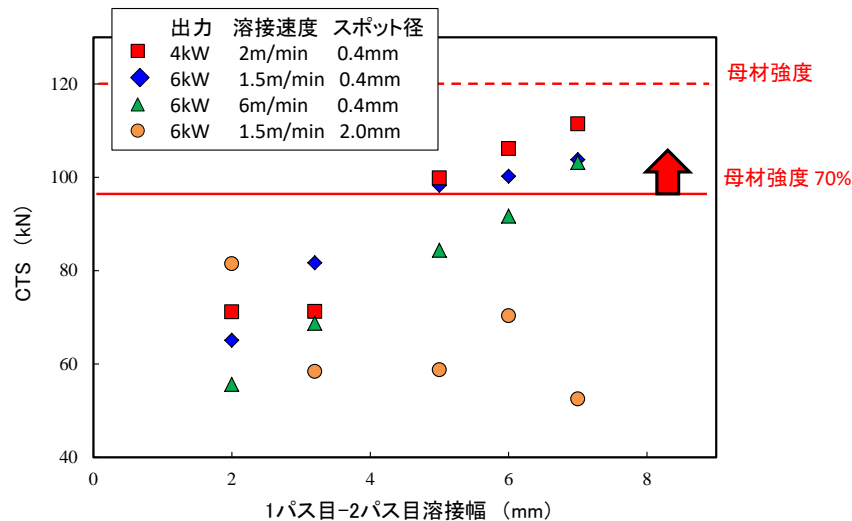


図 3-2.2.2-7 1.5GPa 級革新鋼板の連続接合（レーザ溶接）、多重レーザ化による中高炭素革新鋼板の継手特性の変化挙動

レーザ溶接の入熱量の違い、スポット径の違いにより傾向は異なるが、基本的に 1 パス目と 2 パス目の溶接幅（有効溶接幅）を広げていくことで継手特性が向上し、出力 4kW、溶接速度 2m/min、スポット径 0.4mm、有効溶接幅 7mm で 1.5GPa 級革新鋼板にて継手効率が 90% を超え、最終目標を達成できた。

一方、スポット径が  $\phi 2.0\text{mm}$  とした場合、接合幅の拡大が継手強度がほとんど変化しなかった。このような溶接条件の違いが、継手強度の変化挙動のメカニズムを検討した結果、有効接合幅と溶接部端部の硬さが影響することがわかった。図 3-2.2.2-8 にその整理結果を示す。応力集中部硬さと有効接合幅がそれぞれ継手強度に影響し、有効接合幅 7mm 以上、応力集中部硬さ 500Hv 以下を実現することで目標特性を達成可能であることを示した。

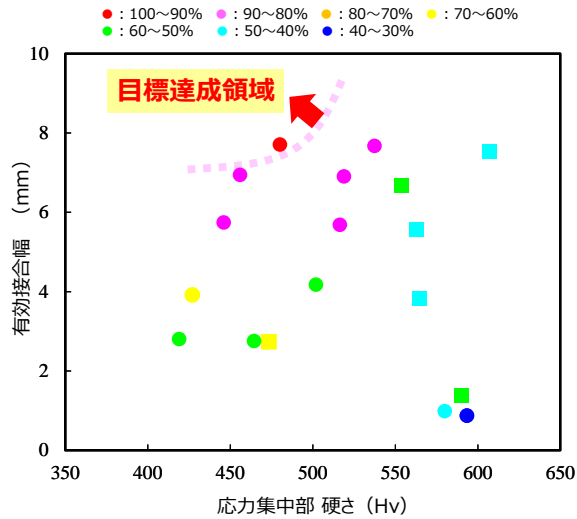


図 3-2.2.2-8 1.5GPa 革新鋼板の継手効率に及ぼす  
応力集中部硬さと有効接合幅の関係

以上のように継手特性 1.5GPa 級での継手特性多重レーザ溶接により継手特性の大幅な向上による中間目標達成が実現できた。また、継手の製造指針を明確化できた。

ここで構築した多重レーザ溶接技術を革新鋼板に適用した時の効果を検証するために、1.5GPa 級革新鋼板 (EL20%材) に 3 重のレーザ溶接を施した際の継手特性を評価した。その時の継手強度は 109.5kN、継手効率で 89.2%と最終目標をほぼ達成できた。

#### ⑥ 残留 $\gamma$ 相制御革新鋼板の重ね FSW 溶接技術の開発

FSW については、ツールの回転速度や送り速度を低速化した低入熱条件で接合することで、接合部組織が微細化、強化すること知られている。図 3-2.2.2-9 には 1.2GPa 級革新鋼板で FSW をした際の外観、断面ならびに継手強度を示す。継手強度については、FSW ままの強度ならびに FSW ののち、ハイブリッド FSW の模擬として熱処理を施した継手の強度を合わせて示す。FSW については外観、断面内での欠陥の無い接合が可能な条件を見出した。これに後熱処理を施すことで、継手効率が最大 72%まで改善できた。

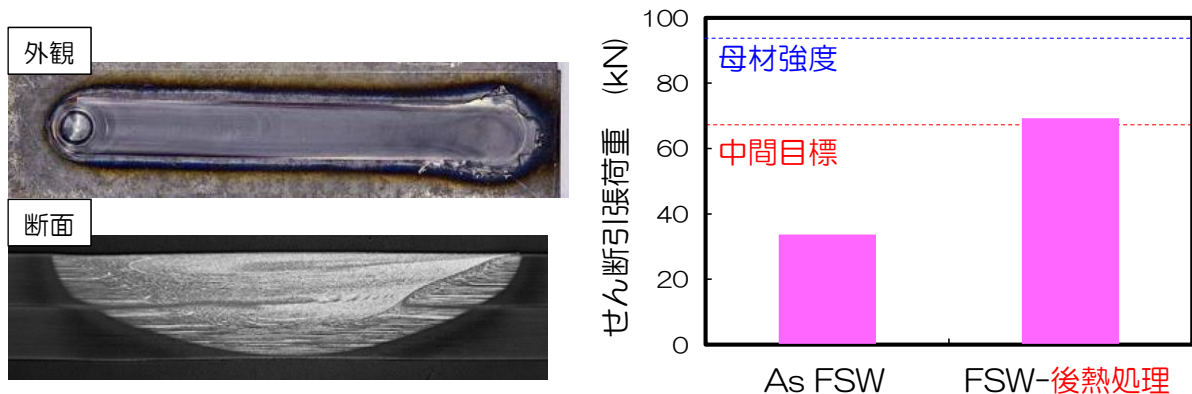


図 3-2.2.2-9 1.2GPa 革新鋼板の FSW 継手とその強度

以上の結果を元に、1.5GPa 級革新鋼板の継手特性の確保を狙い、ハイブリッド FSW の接合条件および FSW ツール形状の影響について検討した。FSW では接合幅に対応する拡販領域の幅が継手特性に影響すると考えられる。そこで、拡販領域に対応する FSW ツールのプローブ径に着目し、プローブ径を 3 水準変更した FSW ツールを作製して FSW を実施して、継手を作製した。なお、ツール形状については、通常、プローブ幅は 3.7mm だが、 $\phi 4.8\text{mm}$ 、もしくは、 $\phi 5.9\text{mm}$  とした。ツール形状を図 3-2.2.2-10 に示す。また、FSW ツールの素材には、窒化ケイ素を用いた。

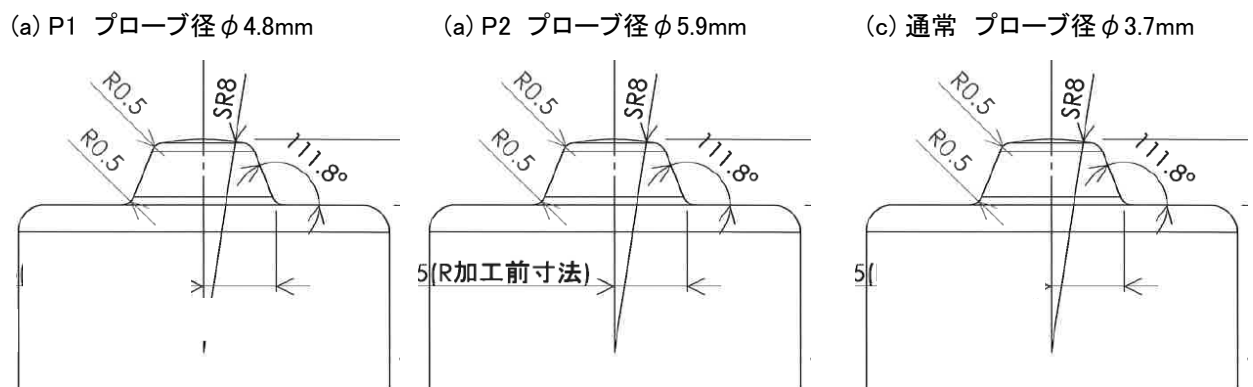


図 3-2.2.2-10 FSW ツール形状

FSW の接合条件としては、回転速度 700rpm、接合速度 40m/min、Z ポジション 2.6mm とした。継手特性を評価したところ、 $\phi 4.8\text{mm}$  のツールでは継手強度は低位だったが、 $\phi 5.7\text{mm}$  のツールでは大幅に継手強度が向上した。材料強度を 1.5GPa とすると、継手効率、 $\phi 4.8\text{mm}$  で 18.8%、 $\phi 5.9\text{mm}$  で 71.9%と良好な値を示した。以上の結果から、プローブ径の拡大は特性向上に有効であり、1.5GPa 級革新鋼板で継手効率 70%を達成可能なことを示した。

また、継手特性をさらに高めるための方策として、FSW-レーザを併用したハイブリッド FSW の可能性を検討した。上記の FSW の条件をトレースし、レーザの照射条件を  $\phi 10\text{mm}$  の円を連続的に描く方法をとった。なお、円を描く間に溶接速度が 40m/min となっているので、図 3-2.2.2-11 に示すような外観となった。また、この継手特性を評価した結果を図 3-2.2.2-12 に示す。ツールの先端系が  $\phi 4.8\text{mm}$  の場合は 60.8kN (継手効率 50.6%)、 $\phi 5.9\text{mm}$  の場合は 90.0kN (継手効率は 75.2%) だった。以上のように FSW ツールのプローブ径拡大とハイブリッドレーザ化による組織改質を併用することで目標とする継手特性確保可能なことを示した。



図 3-2.2.2-11 ハイブリッド FSW (FSW-レーザ併用) 継手の外観

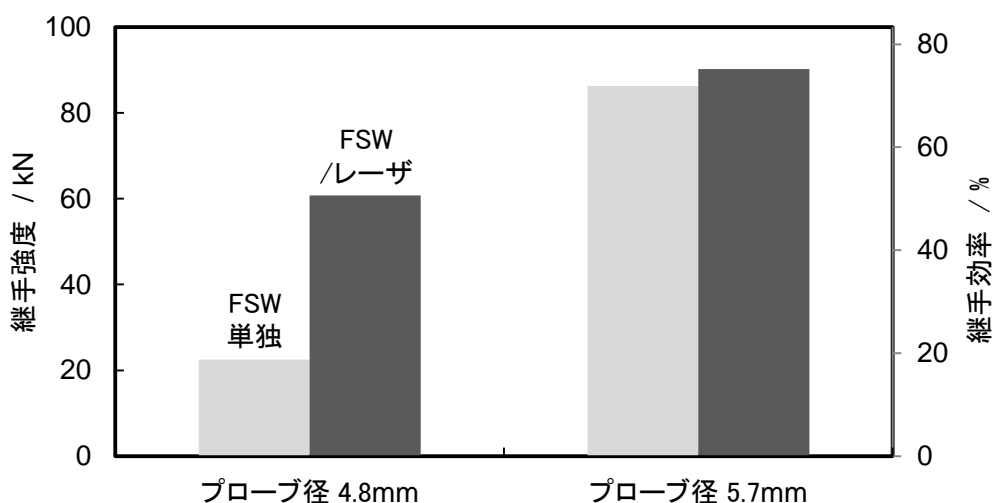


図 3-2.2.2-12 ハイブリッド FSW (FSW-レーザ併用) の継手強度評価結果

#### ⑦革新的 FSW 技術の探索【大阪大学】

各種炭素量の鋼板を対象に FSW (Friction Stir Welding) の最適条件を探索し、中間目標を満たす継手強度を実現できる接合条件を提示するため、中炭素鋼板に対して、回転数の異なる条件において FSW により継手を作製し、その金属組織と室温引張特性を評価した。

図 3-2.2.2-13 は、比較的小さいツール回転数にて得られた継手の横断面の各種位置における EBSD (Electron Back Scattering Diffraction) 測定により得られた相分布マップと結晶方位カラーマップである。図中の下段に示した結晶方位カラーマップでは、BCC と同定された箇所における観察面法線方向の方位を色で示しており、隣接測定点間の結晶方位差が  $15^\circ$  以上の大角粒界を黒線で描いている。測定場所により組織を構成する相や形態が異なる。接合中心部では、いずれも等軸形状を有するフェライト粒とオーステナイト (FCC) 粒が混在していた。等軸フェライト粒は接合中心部から離れた攪拌部の際の部分でも部分的に観察されたのに対して、オーステナイト粒が占める面積率は接合中心から離れるにつれ少なくなる。炭素鋼の FSW 継手において、接合

中心部近傍で等軸形状組織が観察されるのは、接合中の最高到達温度が  $A_1$  点を超えず、FSW による塑性変形が組織形成に主要な役割を果たす場合であることがこれまでの研究で明らかとなっている。図 3-2.2.2-13 に示した攪拌部近傍の組織も主としてフェライトが塑性変形を受け再結晶により形成されたものと考えられる。EBSD 測定位置が接合中心部から十分離れた部分では母材とほぼ同様の組織が認められた。

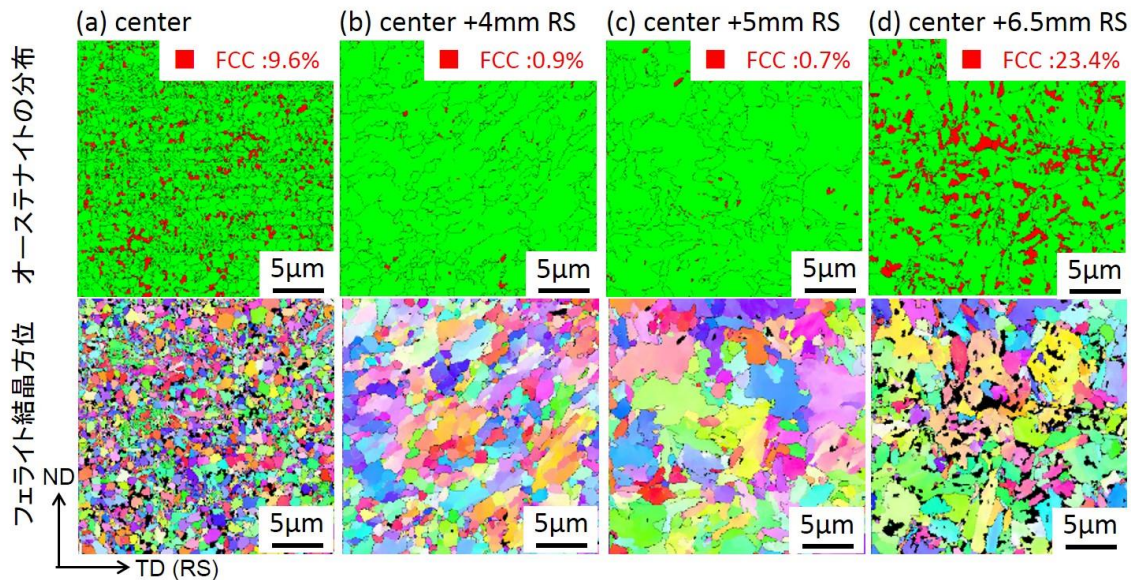


図 3-2.2.2-13 低ツール回転数にて得られた継手の横断面の各種位置における EBSD 測定により得られた相分布マップ（上段）と結晶方位カラーマップ（下段）

比較的速いツール回転数にて得られた継手に対して、EBSD 測定を行った結果、図 3-2.2.2-13 に示したものと大きく異なる組織構成が明らかとなった。図 3-2.2.2-14 は速いツール回転数にて得られた炭素鋼継手の測定結果である。接合中心部では、矩形形状を示すブロックから構成されるマルテンサイト組織が測定領域全域で観察される。これは、接合中心部において、FSW 中の最高到達温度が  $A_3$  点を超え、攪拌後の冷却時にマルテンサイト変態が生じたことを示唆している。全面マルテンサイト組織中に含有されるオーステナイト量は比較的少ない。接合中心部から離れるにつれ、等軸形状のフェライトが観察されるようになり、オーステナイト相の占める体積率が増大してゆく。さらに中心部から離れると、再びオーステナイト相がほとんど認められなくなる。その際の BCC の示す組織は、大部分の領域で凹凸の多い粒界により区切られた焼き戻しマルテンサイトあるいは焼き戻しベイナイトの形態を有していた。オーステナイト相がほとんど認められなくなった位置から、さらに母材側に測定位置が移動すると、オーステナイト相の面積率は再び上昇した。



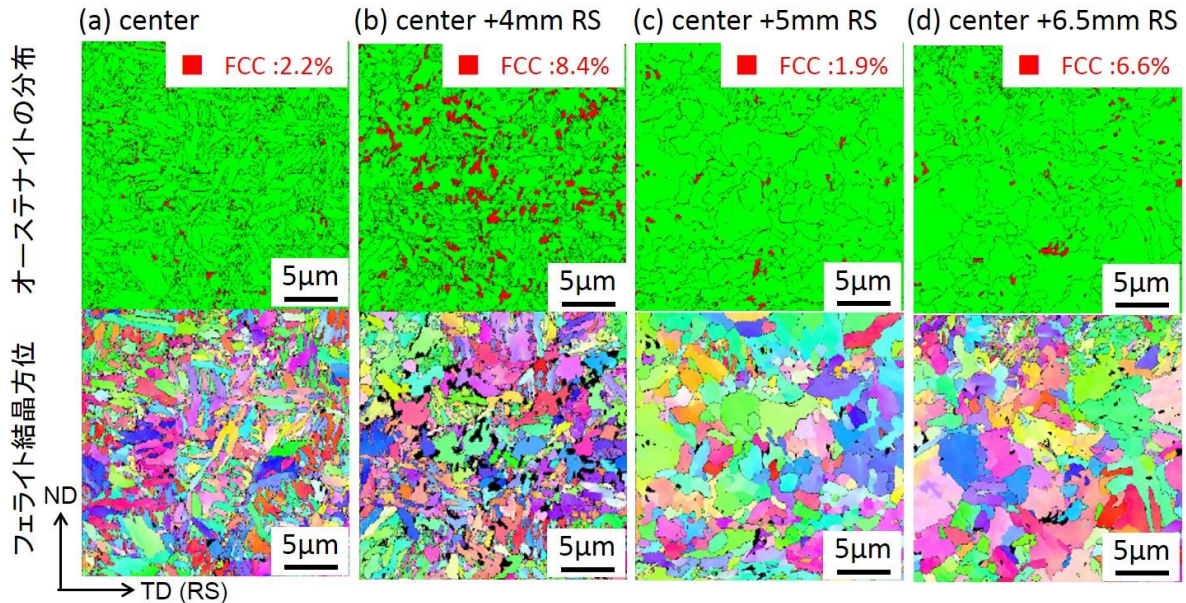


図 3-2.2.2-14 高回転数にて得られた継手の横断面の各種位置における EBSD 測定により得られた相分布マップ（上段）と結晶方位カラーマップ（下段）

図 3-2.2.2-15 は、EBSD 測定により得た、オーステナイト面積率の板幅方向の分布を示している。各測定点は 25 $\mu$ m 四方の EBSD 測定により得た結果である。FSW 中の最高到達温度が A<sub>1</sub> 点を大きく超えない、低いツール回転速度により得た継手では、攪拌部中央の方がその周囲よりも多くのオーステナイトを示すのに対して、最高到達温度が A<sub>3</sub> 点を超える高速回転数条件の場合は、逆の傾向を示した。この違いは、攪拌部近傍におけるオーステナイトの安定化には種々の方法があることを示唆している。母材組織としてオーステナイトを残存する場合には、最高到達温度を低温にすることにより、オーステナイト自体に塑性変形を与えることで、その安定度を変えることができる。一方で、高温条件の場合は、接合中心部の周囲に形成される最高到達温度が二相域温度となる領域において、炭素等の再分配によりオーステナイトが安定化される。上記で示した継手を含む種々の接合条件で得られた FSW 継手の引張特性を調査した結果、特に高温条件において良好な機械的性質が得られることが明らかとなった。

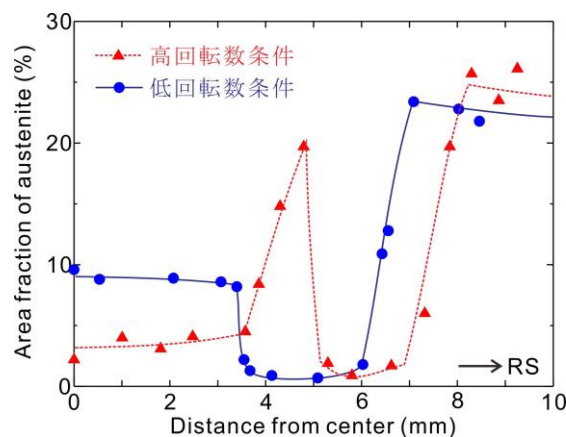


図 3-2.2.2-15 オーステナイト面積率の板幅方向の分布

また、炭素量 (0.4%) は一定で、Si 量を 0.2% と 2% の二種類の鋼板を対象として、FSW の最適条件を調べた。異なる接合条件で得られた継手の微細組織を解析し、室温引張特性向上に関するメカニズムを検討した。

図 3-2.2.2-16 に低回転数 100rpm と高回転数 300rpm で得られた継手の横断面における OM 写真を示す。試料 1 と試料 2 いずれの試料でも、比較的明るいコントラストを有する攪拌部が見られた。100rpm の条件より、300rpm の場合が、攪拌部の領域は非常に大きかった。

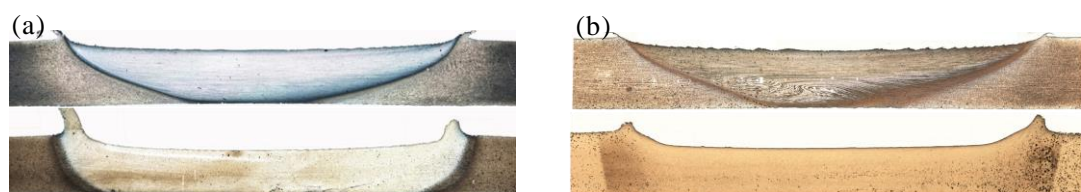


図 3-2.2.2-16 低回転数 100rpm と高回転数 300rpm で得られた継手の横断面における OM 写真 (a)試料 1 # 0.4C2Si2Mn; (b)試料 2 # 0.4C0.2Si2Mn

試料 1 では、母材はベーナイトと残留オーステナイトを含有している。残留オーステナイト量は約 25% であった。図 3-2.2.2-17 は得られた継手の攪拌部の中央部の EBSD 結果である。100rpm の攪拌部では等軸結晶粒が生じることがわかった。残留オーステナイト量は約 7.7% であった。300rpm の場合、攪拌部においてラス状焼き戻しマルテンサイト組織が見られた。残留オーステナイト量は約 6.0% であった。試料 2 の母材はほぼベーナイトであることがわかった。100rpm の攪拌部では等軸結晶粒が生じることがわかった。残留オーステナイト量は約 14.5% であった。300rpm の場合、攪拌部においてラス状焼き戻しマルテンサイト組織が見られた。残留オーステナイト量は約 4.0% であった。

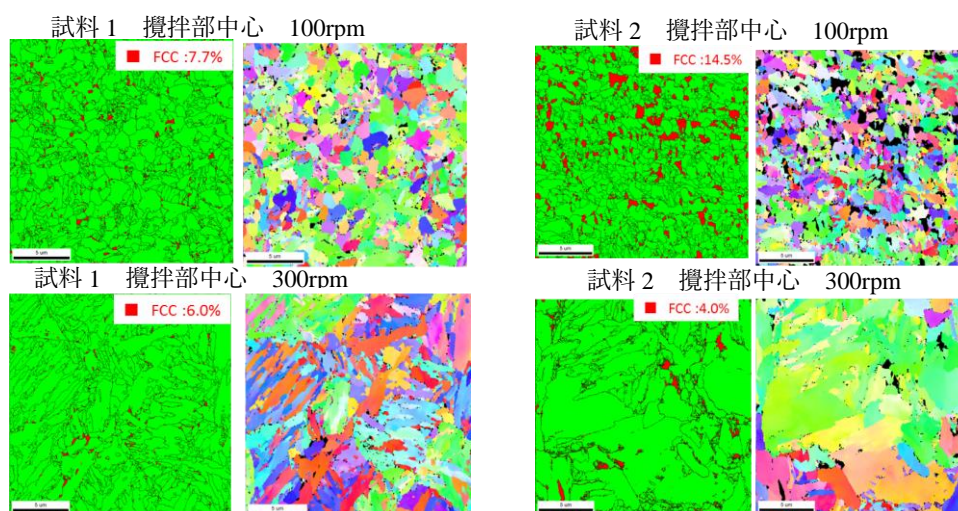


図 3-2.2.2-17 低回転数 100rpm と高回転数 300rpm で得られた継手の横断面の中央部における EBSD 測定により得られた相分布マップと結晶方位カラーマップ

接合部から母材までの残留オーステナイト量を測定した結果を図 3-2.2.2-18 に示す。試料 1 の場合、Thermal-Cal で相変態温度を計算した結果、A1 は 695 度、A3 は 795 度であることがわかった。100rpm では、中心部半径 3.5mm の範囲内の残留オーステナイト量は均一で、平均体積率は約 9% であった。接合温度は A1 点以上と推定される。中心部からの距離の増加とともに、残留オーステナイト量は徐々に減少し、熱加工影響部における量は約 4% であった。この領域の最高温度は A1 点以下であると考えられる。熱の影響で、母材に存在する残留オーステナイトは相変態によってフェライトに変化する。熱影響部における残留オーステナイトは攪拌部からの距離の増加に伴って、徐々に増加した。300rpm の場合、中心部半径 4mm の範囲内の残留オーステナイト量は約 5% であった。A1 点より非常に高いため、残留オーステナイト量は少なかった。熱加工影響部における残留オーステナイト量は少し増え、8% に達していた。この領域における接合温度は A1 点より少し高いことがわかった。熱影響部での変化は 100rpm の場合と同じで、攪拌部からの距離の増加に伴って、母材の含有量まで、徐々に増加していた。

試料 2 の場合、Thermal-Cal で計算された相変態温度は、A1 は 685 度、A3 は 752 度であった。100rpm では、中心部半径 4mm の範囲内の残留オーステナイト量は均一で、平均体積率は約 10% であった。接合温度は A1 点以上と推定される。中心部からの距離が増加するとともに、残留オーステナイト量は徐々に減少し、熱加工影響部における量は僅かに 1% になっていた。この領域の最高温度は徐々に低下し、A1 点以下になっていると考えられる。熱影響部における残留オーステナイトは母材と同様に、殆どなかった。300rpm の場合、中心部半径 5mm の範囲内の残留オーステナイト量は約 2.5% となっていた。A1 点より非常に高いため、残留オーステナイト量は少なくなっていた。熱加工影響部における残留オーステナイト量は徐々に減少し、1% に達した。熱影響部での変化は 100rpm の場合と同じで、攪拌部からの距離の増加に伴って、母材の含有量と同じく、ほぼゼロになることがわかった。

上記で示した継手を含む種々の接合条件で得られた FSW 継手の引張特性を調査した結果、良好な機械的性質が得られたことが明らかとなった。

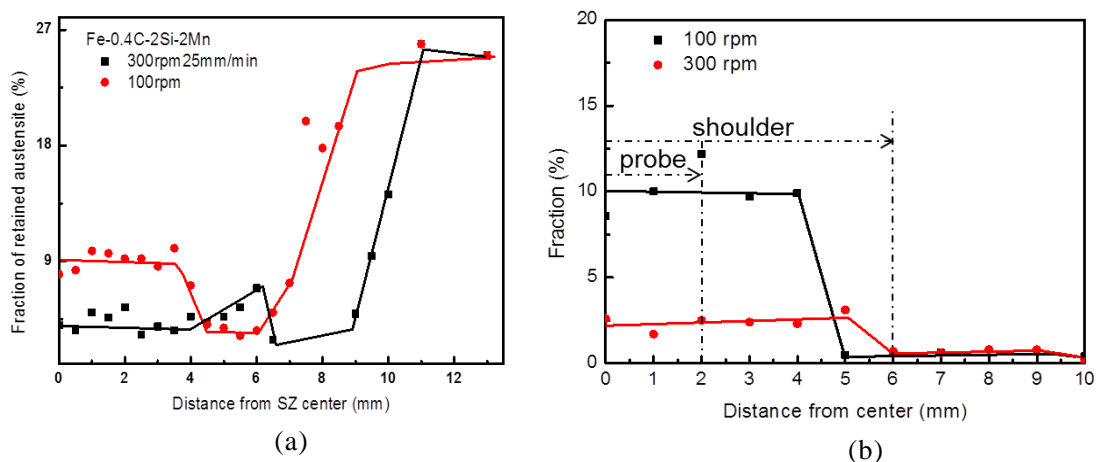


図 3-2.2.2-18 残留オーステナイト面積率の板幅方向の分布 (a)試料 1 ; (b)試料 2

⑧ ツール設計による FSW 特性向上技術【近畿大学】

高強度・高延性中高炭素鋼板の継手強度を向上させる革新的な FSW 接合技術探索の一環として、FSW ツール設計による継手品質改善技術の開発に取り組んだ。アルミニウム合金において塑性流動域に関して継手性能に寄与すると考えられたツール形状に対して、鉄鋼材料における適用性を FSW 接合部の塑性流動状態および接合部組織の観点から検討を行った。

実験材料は、板厚 2mm の冷間圧延鋼板(SPCC)を使用した。ツールには図 3-2.2.2-19 に示す円柱型、三角柱型および月型プローブツール（以下、それぞれ円柱型、3F および DM ツール）を用いてステアインプレートの摩擦攪拌接合を行った。なお、プローブ直径は 4mm を基本とし、3F ツールにおいてはプローブ直径 6mm のものも用いた。なお、ツールの材質は超硬合金製で、ショルダ部の直径はいずれも 12mm である。接合条件はいずれのツールも前進角 3° および接合距離 100mm、ツール回転数 600rpm で、接合速度を 100、200、300 および 400mm/min と変化させた。また、いずれのツールも圧入深さを 1.9mm とした。継手の評価は、継手断面の組織観察を行うとともに、結晶粒径およびビッカース硬さ分布を測定した。

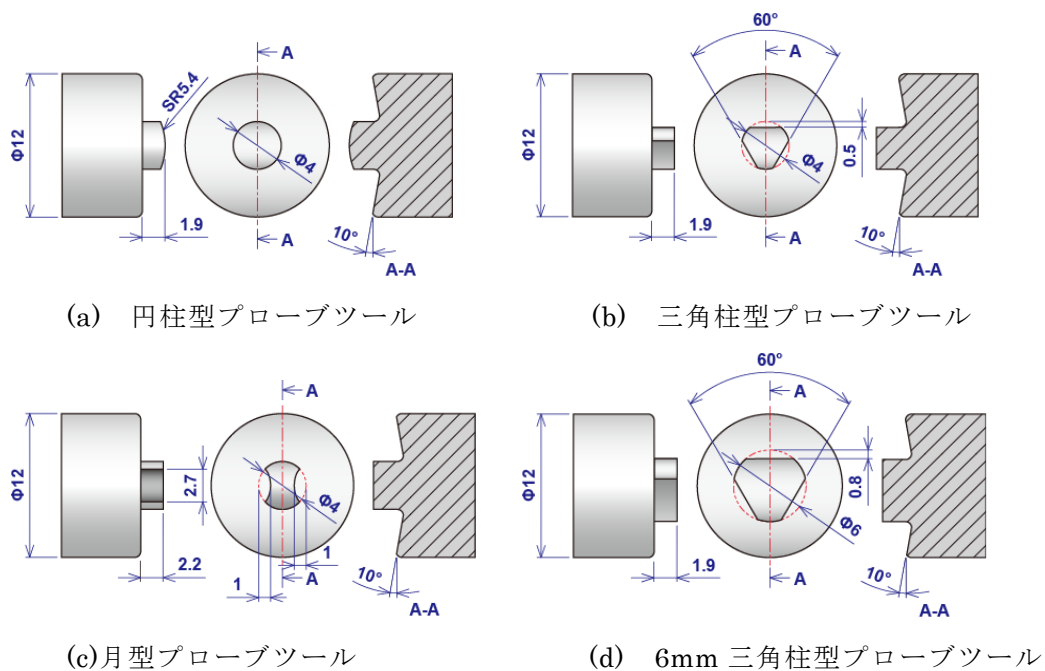


図 3-2.2.2-19 使用した接合ツール

プローブ径 4mm のツールを用いて FSW を実施した。しかしながら、円柱型ツール以外は、圧入時にプローブ部が折損し、FSW を実施することが不可能であった。なお、これは後述するようにツールの折損状況から、FSW 時の回転トルクに対してプローブ強度が不足していたためと考えられる。そのため、まず、円柱型ツールのみを用いて各種の調査を行った。図 3-2.2.2-20(a)は円柱型ツールを用いて FSW を行った場合における外観を示したものである。いずれの接合速度においてもバリの生成はほとんど無く、ビードの表面性状も良好な結果が得られた。しかしながら、ビード幅に関しては接合初期では接合速度が上昇するにつれて減少し、終端部の形状からもショルダ部全

面が接合材料に接しておらず、必ずしも良好とは言えない状態となっていた。

図 3-2.2.2-20(b)は円柱型ツールを用いて FSW を行った場合における継手断面の観察結果を示したものである。接合速度 100mm/min では欠陥の無い、良好な結果が得られているが、その他の接合速度においてはワームホール状の欠陥が観察された。これらワームホール状の欠陥が前進側(AS)に大きく発生し、接合速度が大きくなるとワームホール状の欠陥も大きくなっている。このことから、接合温度が比較的低温であったために塑性流動性が低いまま FSW が行われたものと考えられる。

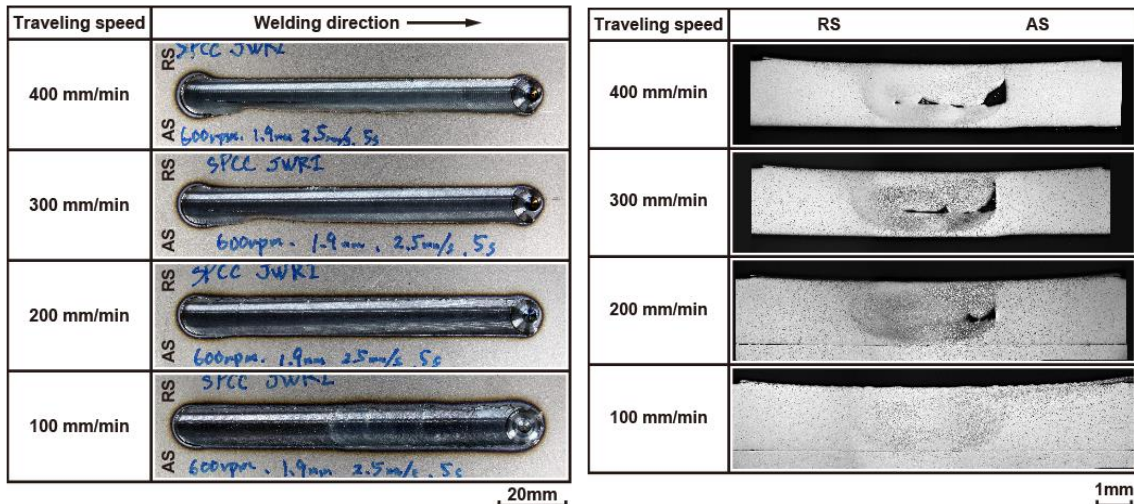


図 3-2.2.2-20 円柱型ツールを用いた摩擦攪拌部の(a)外観、(b)断面観察結果

図 3-2.2.2-21 は、円柱型ツールを用いて FSW を行った場合における継手断面のビッカース方分布測定結果を示したものである。その結果、接合速度が大きくなると攪拌領域における硬さが上昇したことがわかる。これは、図 3-2.2.2-22 に示す攪拌領域の高倍率組織観察結果例からもわかるように結晶粒径の微細化によるものと考えられ、従来から報告されている鉄鋼材料における FSW の硬さ分布と一致する。

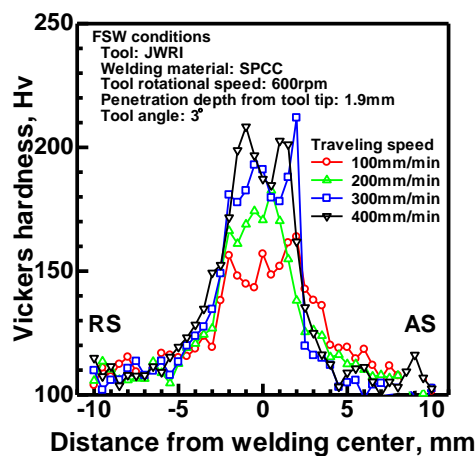


図 3-2.2.2-21 円柱型ツール使用時におけるビッカース硬さと接合速度との関係

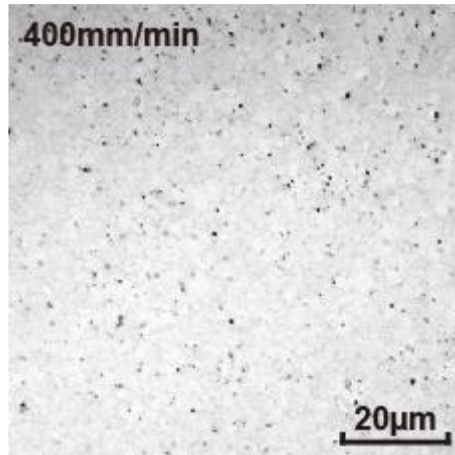


図 3-2.2.2-22 摩擦攪拌接合部の組織観察結果の一例（高倍率）

次に、プローブ径 6mm のツールを用いて FSW を行った。図 3-2.2.2-23 に示すように良好な外観を示したものの、接合部には大きな欠陥が存在し、良好な接合状態は得られなかった。なお、このツールを使用した場合、いずれの接合速度でも同様に大きな欠陥が発生した。これらの結果から、本研究で検討した、プローブの断面形状を変化させることにより、接合部を大きく変形させながら攪拌部を形成させることは、総合的な観点から鉄鋼材料については良好な結果を示さないと考えられる。これは第一に、通常のツール寸法では、大きな変形を与えるための反力を受け持つツールの強度不足が考えられる。円柱型ツール以外のプローブ径 4mm の場合、プローブ部は粉碎されるか、ねじりによって折損していたことから、このことは明らかである。第二に、プローブ径とショルダ径との比率を考慮した上でツール寸法を検討する必要があると考えられる。プローブ径 6mm の場合、接合自体は可能であったが、単純にプローブ径を大きくしただけでは良好な接合結果は得られなかった。攪拌トルクに耐えうるプローブ径を有し、必要な熱量を生成するショルダ径とするにはツール寸法が大きくなりすぎるものと考えられる。

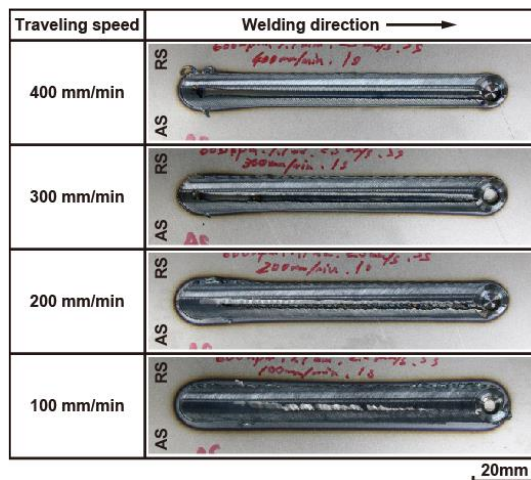
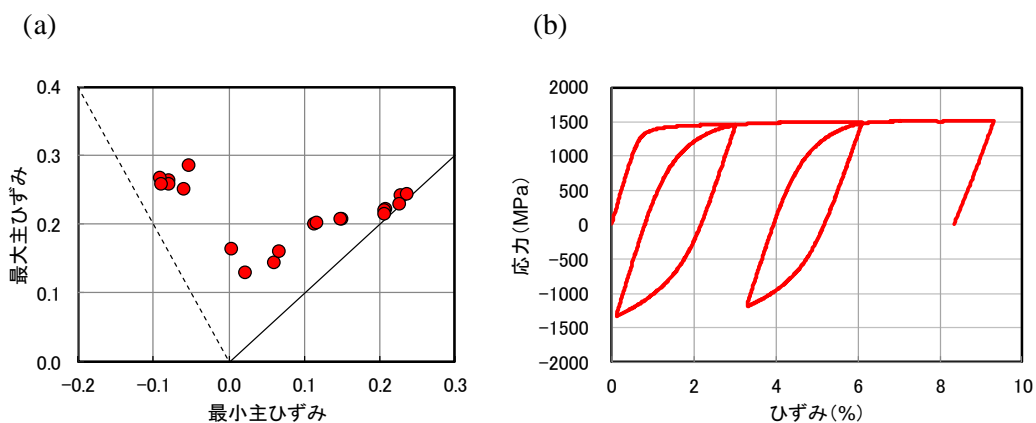


図 3-2.2.2-23 6mm プローブツール使用時における摩擦攪拌接合の外観

以上より、鉄鋼材料に適するツール形状について検討を行ったが、ツールに働く力学的問題および合理的なツール寸法の問題から、攪拌能力に注力した設計指針より単純形状の各部機能における設計指針を明らかにすべきであることが示された。

#### ⑭ 革新材料の実用部品適用を想定した成形技術、接合技術の開発

革新材料（革新鋼板、複層アルミ合金）を実部品に適用するために必要となる各種特性をデータベース化するとともに、実部品化する際に重要となる代表的な板組での接合技術について検討を行った。材料特性のデータベースについては、革新鋼板の成形限界線図、降伏関数、バウシinger効果を計算するためのサイクリック試験となる。**図 3-2.2.2-24** に革新鋼板の成形限界線図ならびにサイクリック試験の測定結果を示す。980MPa 級の汎用鋼の場合、平面ひずみの成形限界ひずみ（最小主ひずみ 0 における最大主ひずみの値）は 0.1 程度であるが、革新鋼板では 0.1 を超える値となっており、同等以上の成形性を有していることが確認できた。一方、サイクリック試験では、初期の降伏強度は高いが、反転させた圧縮時や、さらに引張に転じた際の降伏応力の低下がみられた。このデータを用いて、Yoshida - Uemori モデルのパラメータフィッティングを行うことで、成形解析時のスプリングバック状態を計算できるようになった。



**図 3-2.2.2-24 革新鋼板の成形関連データベース**  
**(a)成形限界線図 (FLC)、(b) サイクリック試験**

これらの結果を元に、A ピラー模擬部品の成形解析を実施した。

革新鋼板と複層アルミを活用してマルチ材料部品とした時の衝突性能を明確化するために小型ハット形状部品を作製した。これは、A ピラー、B ピラー等の側突部品を想定し、衝突時の変形が大きくなるアウト側に革新鋼板を配置しつつ、比較的変形量が小さなインナ側に複層アルミを配置するような設計思想で作製したものである。また、革新鋼板と複層アルミの接合はエレメントアークスポット溶接で実施した。**図 3-2.2.2-25** に革新鋼板－複層アルミのマルチ材料小型部品のイメージ図と外観写真を示す。このようなハット形状の部品を用いて、3点曲げを行い、変形時の最大荷重に対して、従来材料から革新材料に置き換えた際の効果の検証を行った。

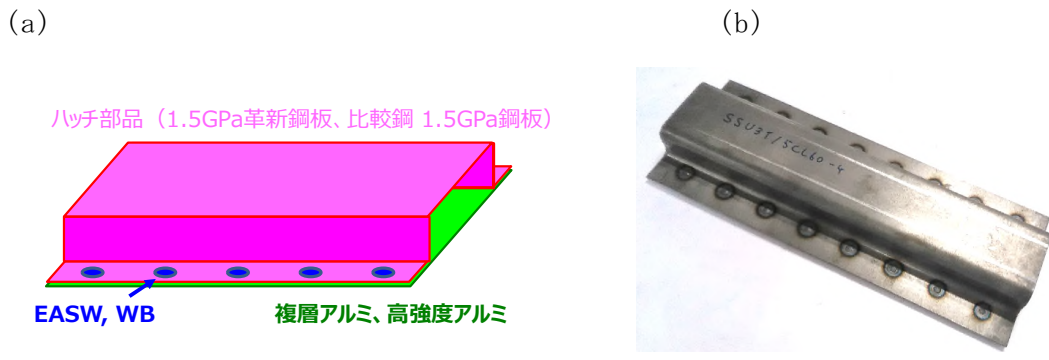


図 3-2.2.2-25 革新鋼板－複層アルミ マルチマテリアル部品の  
(a)イメージ図、(b) 外観

図 3-2.2.2-26 には革新鋼板－複層アルミを想定したハット部品を 3 点曲げした時の変形挙動とその際の荷重－変位線図について FEM 解析により計算した結果を示す。3 点曲げを実施するとハット部品の曲げ稜線にひずみが集中し、その部分が塑性変形しながら全体が曲がっていくような変形となる。その時、荷重－変位線図としては 12mm 程度まで徐々に荷重が増加して最大荷重を示した後、変位が増加するにしたがって荷重が低下していくような挙動をとることが FEM 解析の計算結果で示された。このような計算結果を元に実験条件を設定して、圧壊性能に対する革新材料の効果の明確化に取り組んだ。

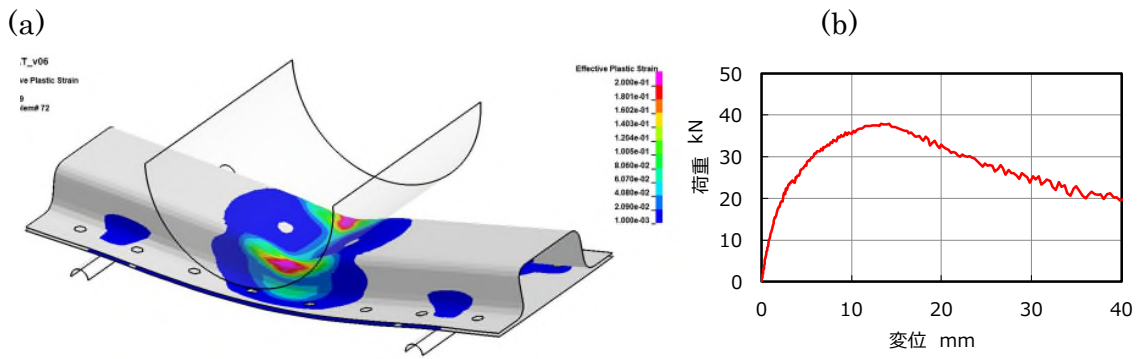


図 3-2.2.2-26 革新鋼板－複層アルミ マルチマテリアル小型部品の  
3 点曲げ試験 FEM 計算結果 (a) 最大荷重時の部品内ひずみ分布、  
(b) 3 点曲げ時の荷重－変位線図

図 3-2.2.2-27 に作製したハット形状部品を準静的な 3 点曲げ試験で評価した結果を示す。比較鋼として用いた 980MPa 級既存鋼、1.5GPa 級既存鋼ならびに 1.5GPa 級革新鋼板を用いた際のデータを比較したところ、980MPa 級既存鋼に対して、1.5GPa 級の材料を用いることで約 1.5 倍の圧潰性能を示すことが確認できた。また、1.5GPa 級の材料でも、既存鋼板と革新鋼板の比較を行ったところ、革新鋼板の方が良好な特性を示すことが確認された。



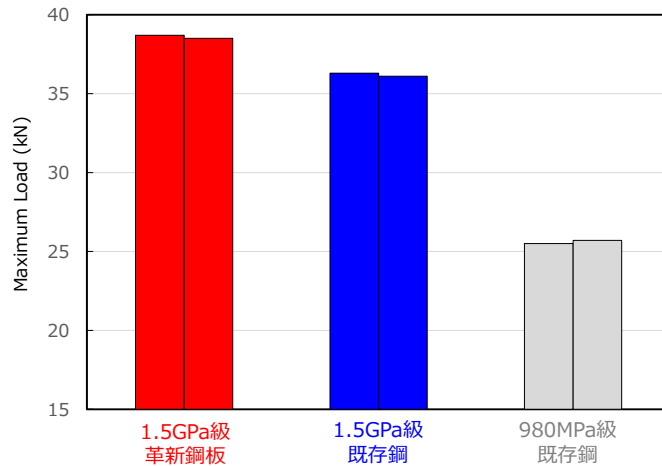


図 3-2.2.2-27 新鋼板－複層アルミ－EASW 活用小型ハット部品の圧壊性能評価結果

同一強度にありながら特性が異なる原因を明らかにするため、1.5GPa 級既存鋼板と 1.5GPa 級革新鋼板の S-S 曲線を用いて FEM 解析を行った。図 3-2.2.2-28 に (a)FEM 解析の概略イメージ、(b)FEM 解析に用いた S-S 曲線を示す。S-S 曲線については材料そのもののデータを用いず、引張強度が 1.5GPa になるように規格化し、伸びの影響を比較できるように加工したものを用いた。

FEM 解析については、当初シェル要素で実施したところ、伸びの差により最大荷重が変化する傾向がみられたが、その差は僅少であり、伸び以外の影響因子も考慮する必要があると考えられた。その影響因子として、想定される因子として、ハット曲げ加工部の加工硬化や曲げ加工部の局所的な板厚減少が想定されたため、板厚方向での材質変動や形状変化を考慮するためにソリッド要素を用いて計算を行った。その結果、図 3-2.2.2-29 に示すようにシェル要素からソリッド要素に変更するだけで、材料の違いによる最大荷重の変化を説明できることに加えて、ストローク・荷重の変化挙動をほぼ再現できることがわかった。

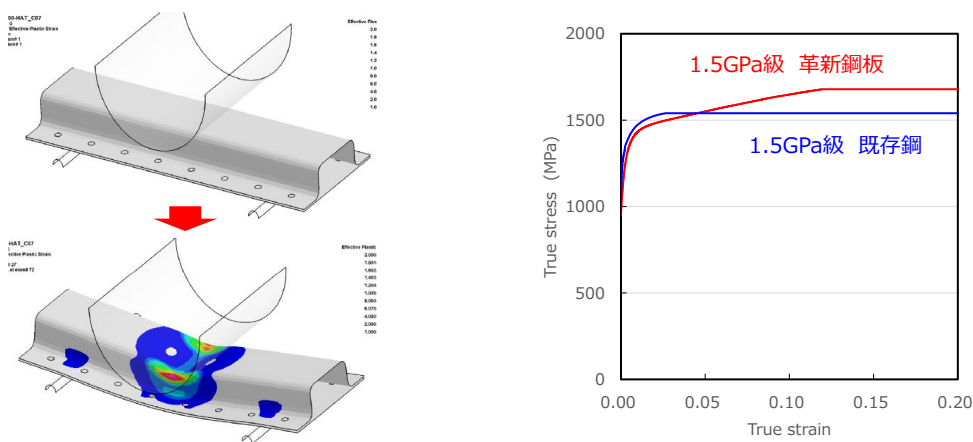


図 3-2.2.2-28 革新鋼板-複層アルミハット部品 3 点曲げの (a)FEM 計算概要、(b)FEM 計算に用いた応力-ひずみ線図

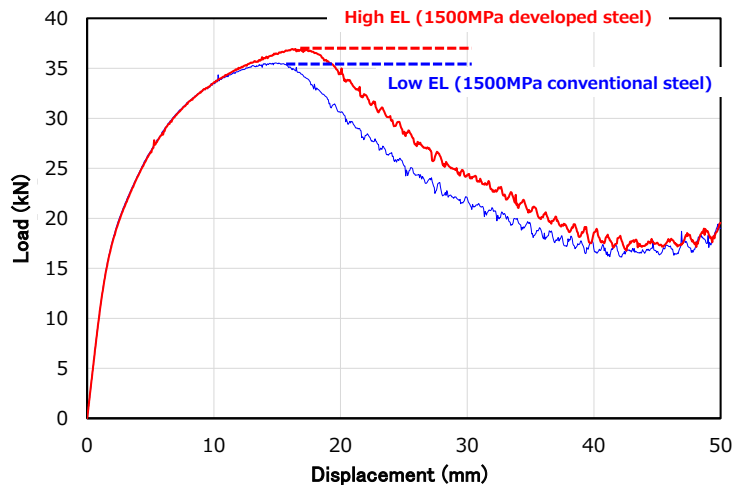


図 3-2.2.2-29 鋼板-アルミハット部品 3 点曲げの荷重変位曲線に及ぼす鋼板特性の影響

また、この際の歪分布状態を確認することで、伸びの向上、つまり、加工硬化率の向上がひずみの広がりを促進させ、その結果、最大荷重が向上したものと考えられる。この結果は、革新鋼板のように伸びが良好な材料は、成形性だけでなく、衝突性能も向上できることがわかった。

#### ⑮革新鋼板製実車体模擬部品の実現

- ・ A ピラー（モデル車両）への革新鋼板の適用検討

ISMA 本部で検討しているモデル車両のリバースエンジニアリングで得られた A ピラーを構成する 4 部品と、それらのアッシー部品の作製を目指している。これらの実現に向け、2020 年度には、革新鋼板に関する成形に必要な基本特性である 1 軸引張試験、引張圧縮サイクリック試験（スプリングバック計算のために吉田-上森モデルに適用）、2 軸引張試験（異方性考慮のために降伏関数に適用）、成形限界線図、 $r$  値などをデータベース化していた。これらのデータ群を用いながら、図 3-2.2.2-30 に示す A ピラーを構成する 4 部（A ピラーロアインナ(t1.2mm)、A ピラーロアアウト(t1.4mm)、A ピラーアッパーインナ(t1.4mm)、A ピラーアッパーアウト(t1.4mm)) について図 3-2.2.2-31～図 3-2.2.2-33 に示すようにプレス工程設計を行った。

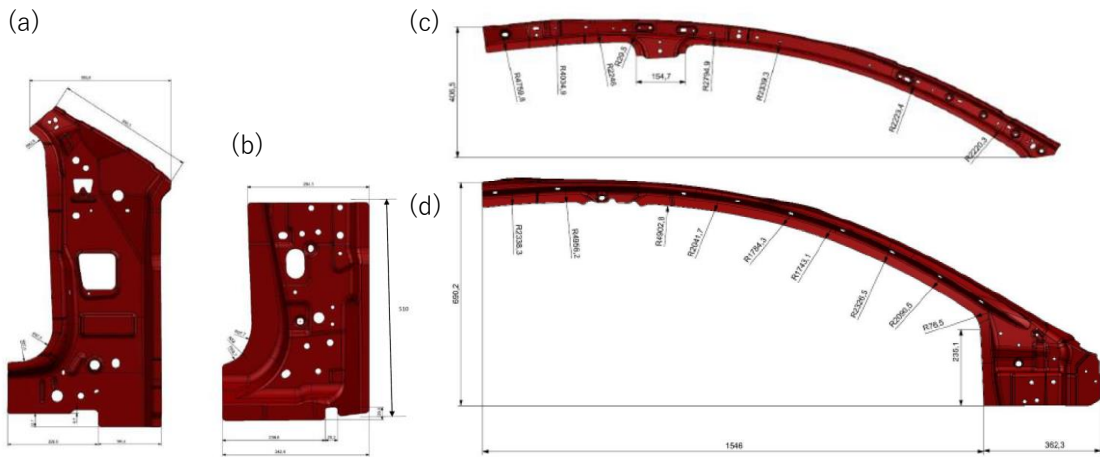


図 3-2.2.2-30 A ピラー構成部品

(a)ロアインナ、(b)ロアアウト、(c)アッパーインナ、(d) アッパーアウト

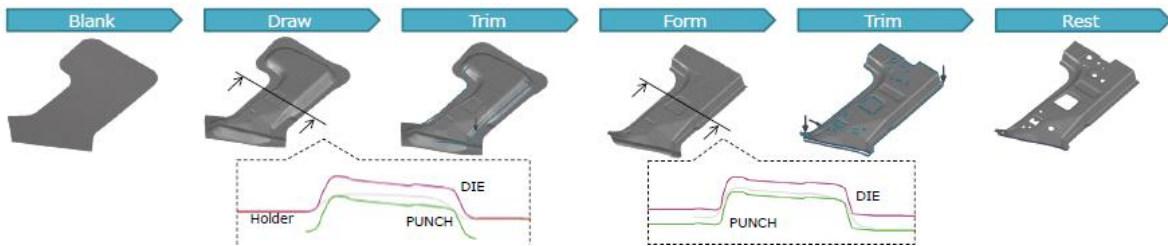


図 3-2.2.2-31 A ピラーロアインナの工程設計 FEM 計算結果

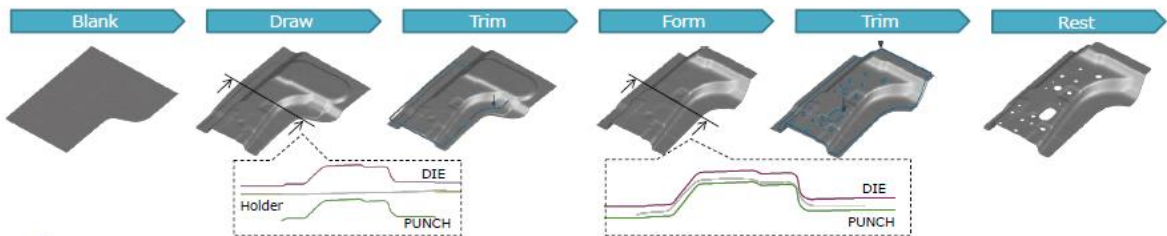


図 3-2.2.2-32 A ピラーロアアウトの工程設計 FEM 計算結果

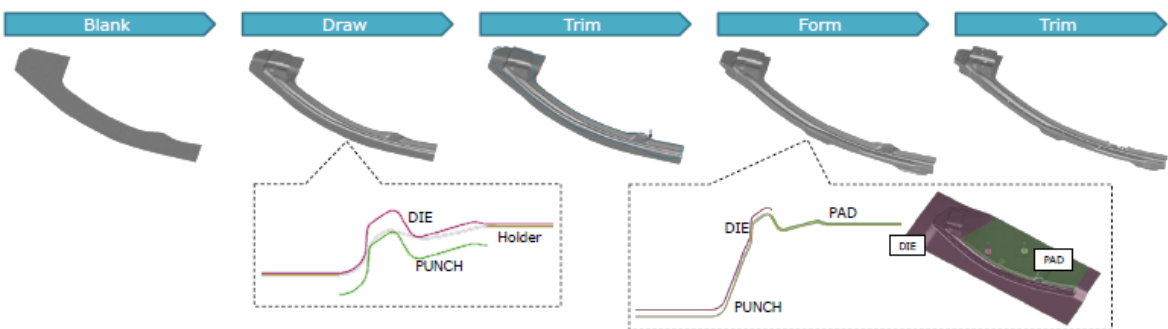


図 3-2.2.2-33 A ピラーアッパーアウトの工程設計 FEM 計算結果

#### ・革新鋼板の同材接合技術の再検討

前節で試作を検討した A ピラーを構成する 4 部品については、最終的に組み立てて A ピラーアッシー部品とする計画としている。A ピラー構成部品を組み立てるために各部品を繋ぐ接合技術が必要となる。これまでに西神分室では革新鋼板の同材接合技術として、実施項目②で示したようにエポキシ系接着剤と抵抗スポット溶接を併用したウェルドボンドにより、JIS Z3140 で規定される A 級継手のせん断引張荷重、十字引張荷重を上回る特性を実現できていた。しかし、ウェルドボンドを実施するためには接着剤を適切に塗布する必要があるが、実部品を対象にその条件を設定することは限られた時間の中で実現するのが困難であるため、抵抗スポット溶接のみで継手特性を確保する方法について再検討した。

テンパー通電の条件を検討した結果、適切な条件を設定することで溶接部全体を軟質化させることで、十字引張強度を向上させられ、JIS 規格相当の CTS を確保できることを見出した。

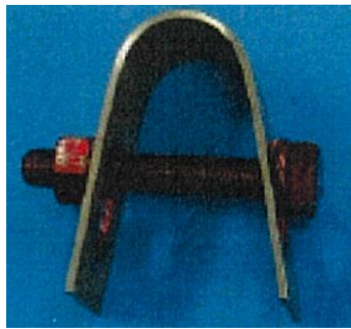
#### ・革新鋼板の遅れ破壊特性評価

革新鋼板のような超高強度鋼板の実用化に向けた課題として、遅れ破壊（水素脆化）が挙げられる。1.0GPa 級を超える鋼材においては、腐食に伴い鋼中に水素と、成形や組立、車両走行時に発生する応力で、長期保持後に割れる現象である。そのため、自動車用鋼板における耐水素脆化特性については、成形時のひずみ、負荷応力、侵入する水素量の 3 つの因子を変化させた時に割れの発生有無で評価する。

一方、革新鋼板を実用化するために必要となる耐水素脆化特性については、共通の基準は存在しない。そのため、既に実用化されている 1.5GPa 級鋼板であるホットスタンプ材料と比較することで、耐水素脆化特性のフィジビリティを評価すればよいと考えられる。

自動車用鋼板の遅れ破壊特性の評価方法としては、成形によるひずみ導入を模擬するために U 字形状に曲げ加工を行った後、U 字サンプルを頂点部の応力を測定しながらサンプルをボルトで締め付けて応力付与し、その後、水素を導入するために腐食環境に保持もしくは陰極チャージを施して割れ発生を評価する方法が活用されることが多い。本取り組みでも、その方法を踏襲して、革新鋼板とホットスタンプ材の遅れ破壊特性を評価した。なお、ホットスタンプの場合、成形を熱間で実施するため、そのプロセスを模擬するために曲げ形状のサンプルを作製し、水素チャージ、応力付与をするようにした。図 3-2.2.2-34 に U 曲げ後の革新鋼板ならびにホットスタンプ材での U 曲げー応力付与後の写真を示す。

(a)革新鋼板



(b)ホットスタンプ

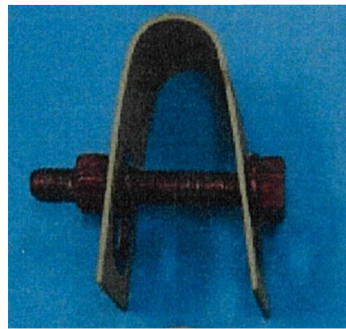


図 3-2.2.2-34 U 曲げ試験片-応力付与の外観 (a)革新鋼板、(b)ホットスタンプ

革新鋼板については、U 曲げを曲げ半径 5mm、10mm、18mm を中心に変化、負荷応力を引張強度同等の 1.5GPa、水素付与については pH1 もしくは pH3 の塩酸で 24hr 保持し、割れ発生の有無を確認した。ホットスタンプでは、熱間プレスにより作製した曲げ半径 10mm のサンプルに 1.5GPa までの応力を付与し、革新鋼板と同等に pH1 もしくは pH3 の塩酸で 24hr 保持し、割れ発生の有無を確認した。

水素浸漬後の割れの存在有無を評価した結果を表 3-2.2.2-3 に示す。革新鋼板、ホットスタンプ共に、割れは発生しなかった。一般に、構造体の設計の際に、構造材料の引張強度同等の 1.5GPa の応力が付与されることは無いと考えられるため、利用に際して大きな問題はない耐遅れ破壊特性を有すると考えられる。

表 3-2.2.2-3 革新鋼板とホットスタンプの遅れ破壊特性評価結果

付加応力 (MPa)	(a) 革新鋼板						(b) ホットスタンプ	
	予ひずみ (U曲げR)						ホットスタンプで R10 試験片作製	
	R5		R10		R18		pH 1	pH 3
1500	○	○	○	○	○	○		
1250	○	○	○	○	○	○	○	○
1000	○	○	○	○	○	○	○	○
	pH 1	pH 3	pH 1	pH 3	pH 1	pH 3	pH 1	pH 3
	塩酸濃度						塩酸濃度	

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.2-4 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2016FY	1	0	1	0	0	0	0	0	1
2017FY	0	1	2	0	0	0	0	0	2
2018FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2019FY	0	0	5	0	0	0	0	0	1
2020FY	1	0	3	0	0	0	0	0	1
2021FY	0	2	4	2	0	0	0	0	1
2022FY	0	0	1	1	0	0	0	0	1
合計	2	3	17	3	0	0	0	0	10

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.2-5 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	1	0	0
2014FY	1	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	0	0	0
2017FY	0	0	0
2018FY	0	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	1	0	0
2021FY	3	0	0
2022FY	1	0	0
合計	7	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

### 2.2.2.3 参考文献

特に無し

## 2.2.3 [テーマ番号03]「中高炭素鋼の革新的接合技術の開発」 (2014年度～2017年度)

### 2.2.3.1 テーマの概要

#### 1) 背景と目的

自動車分野では、CO<sub>2</sub>排出量規制を背景とした軽量化による燃費改善と衝突安全性確保を目的としたボディの高剛性化の両面が求められ、自動車ボディに用いられる高強度鋼板の強度レベルやその使用割合は、ますます増加する傾向がある。

これらの要求に答えるため、近年、高強度鋼板の開発動向では、多量のレアメタル添加による高合金化が図られているが、資源の高騰等の課題が指摘され、安価な高強度化元素として炭素（C）の活用が期待されている。例えば、C系低合金鋼（C>0.5%）では、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトなどの組織制御により、引張強さ $\geq 1500\text{MPa}$ 、伸び $\geq 20\%$ 以上の優れた特性を得ることが可能であるが、薄鋼板として製造することが難しいことや溶接性に課題があり、自動車用鋼板・鋼材として用いられていない。特に、0.5%以上の炭素鋼の溶接継手では、溶接金属部や溶接熱影響部の局所的な軟化、靱性低下、水素脆化、疲労特性低下などにより、本来、鋼が持つ特性を溶接構造部材として十分に発現することができなかった。そこで、本テーマでは、自動車等の移動体の生産に用いることを前提に、高性能な中高炭素鋼の性能を損なわない革新的な接合技術の開発を目指す。非溶融接合法である摩擦接合については2016年度以降、連携領域として、別テーマ(No. 46)で開発を目指す。

#### 2) 目標値

本テーマでは、中高炭素鋼と中高炭素鋼の革新的接合技術の確立を目的に、具体的な開発計画を提案する。

#### 研究開発の内容

中高炭素鋼の革新的接合技術を確立するため、以下の点をブレークスルーポイントとして掲げ、重点的な研究開発を行う。

- ① 中高炭素鋼の溶接性明確化
- ② 継手特性の改善
- ③ 小型部材モデルによる継手・部材性能検討
- ④ 開発高炭素鋼の接合技術
- ⑤ 小型部材モデルでの検証

以下に、本開発の具体的な実施内容を示す。

#### ①中高炭素鋼の溶接性明確化

試供材を選定、作製し、溶融接合法、非溶融接合法の接合性検討を行う。



- 溶融接合法（アークスポット）

溶融接合法では、アークスポットに注力。

最適溶材混合による溶接金属の靱性改善 + 余盛による負荷応力の最適化による継手強度確保を図る。

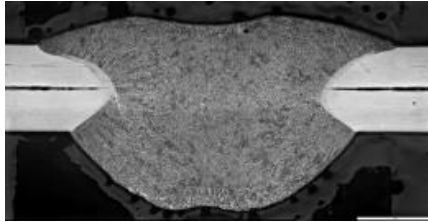


図3-2.2.3-1 アークスポットによる貫通継手の例

- 非溶融接合法（摩擦攪拌リニア接合、複動式フラットFSW）

→2016年度から、No.46へ移行

- ・摩擦攪拌リニア接合（FSLW）

高効率冷却技術と摩擦攪拌技術を組み合わせることにより、微細な接合界面組織を実現し、継手強度の向上を狙う。

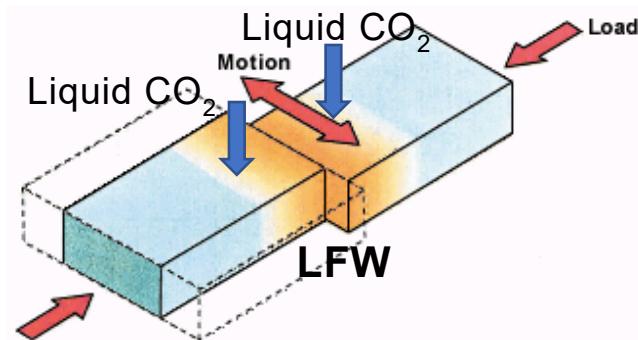


図3-2.2.3-2 摩擦攪拌リニア接合（FSLW：大阪大学 藤井教授）

- ・複動式フラットFSW →2016年度から、No.46へ移行

低温接合（Ac1以下）と上下ツールによる大きな塑性流動を用いて、継手強度の向上を狙う。

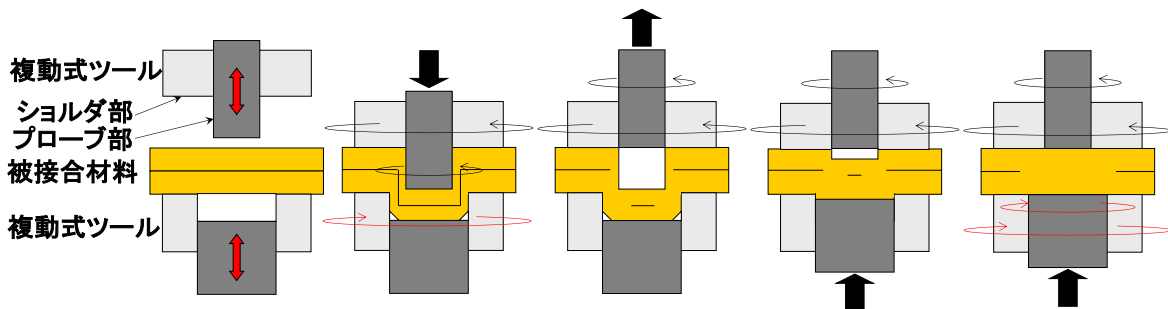


図3-2.2.3-3 複動式フラットFSW（大阪大学 藤井教授）

## ②継手特性の改善

- ・ 予熱後熱処理/溶接条件パラメータ等の最適化
- ・ 継手特性（強度、疲労、遅れ破壊）の向上及びそのメカニズム検討

## ③小型部材モデルによる継手・部材性能検討

- ・ 小型モデル部品の作製
- ・ 部材特性（圧潰、曲げ）評価
- ・ 形状/継手構造の最適化による部材特性向上検討

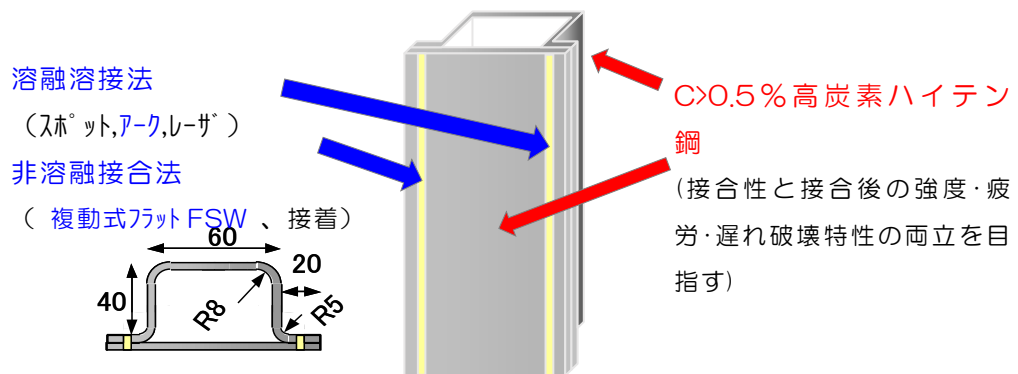


図3-2.2.3-4 小型部材モデルの例

## ④開発高炭素鋼の接合技術

- ・ 開発材の溶接部組織と継ぎ手特性との関連性調査
- ・ 溶接性観点からの素材開発へのフィードバック

## ⑤小型部材モデルでの検証

- ・ 試作小型モデル部材の特性評価検証

以下に、本開発の研究開発目標を示す。

表 3-2.2.3-1 研究開発目標

研究開発項目	第一中間目標 (2015年度末)	第二中間目標 (2017年度末)	最終目標 (2022年度末)
研究テーマ目標	中高炭素鋼の継手特性の明確化とその改善プロセスの方向性提示。1.2GPaの中高炭素鋼（板厚1.4mm）で、引張せん断試験における破	中高炭素鋼板の性能を活かし得る溶接プロセス指針明確化。	1.5GPa級中高炭素鋼の性能を活かし得る溶接プロセス指針の確立と小型部材モデルでの性能検証。 強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼（板厚

	断荷重の平均値が、 JIS-Z3140-A 級（約 14.4kN）の 70%以上		1.4mm) で、引張せん 断試験における破断荷 重の平均値が、JIS- Z3140-A 級（約 14.4kN）以上
1-1)アークスポット溶 接部の静的継ぎ手特 性改善 (新日鐵住金) (2014~2017 年度)	中高炭素鋼溶接部の 評価、小型部材モデ ルの評価	成分・強度の異なる鋼 での継手特性の評価・ 改善および、部材モデ ルでの性能確認	1.5GPa 発中高炭素鋼の 継手、部材特性明確化
1-2)継手疲労特性の解 明 (2014Fy まで再委 託先) (2014~2017 年度)	中高炭素鋼のアーク スポット溶接部の疲 労強度特性評価	—	1.5GPa 級中高炭素鋼の 疲労特性明確化
1-3)溶接残留応力の影 響明解明 (再委託 先) (2014~2017 年度)	残留応力解析技術の 構築	溶接部の残留応力によ る継手、部材特性のへ 影響明確化	1.5GPa 級中高炭素鋼の 継手特性に及ぼす残留 応力の影響把握
1-4)アークスポットプ ロセスの解析 (新日 鐵住金) (2014~2017 年度)	アーク挙動とワイヤ 成分、溶接姿勢の影 響調査	アークスポット安定溶 接技術の開発	1.5GPa 級中高炭素鋼の 実施工性確保
1-5)溶接部形状の数値 解析技術 (再委託 先) (2014~2017 年度)	シミュレーション手 法の構築	溶接ビード形成メカニ ズムの明確化	1.5GPa 級中高炭素鋼での 検証
2-1)摩擦接合による継 手性能評価 (新日鉄 住金) (2014~2017 年度)	C 量、強度レベルの 異なる中高炭素鋼の 適正接合条件の明確 化	摩擦接合の継手特性、 性能の明確化	—
2-2)摩擦接合プロセス の開発 (再委託先) (2014~2017 年度)	FSLW 接合プロセス の開発とその継手特 性評価	FSLW 接合プロセスの 開発とその継手特性評 価	新接合プロセスの開発 とその継手特性評価

2-3)溶接部特性への金属組織の影響解明 (再委託先) (2014～2017年度)	中高炭素鋼の摩擦接合界面組織の解析と継手特性への影響把握	接合条件による継手特性、接合部組織への影響明確化	新接合プロセスによる接合部組織の特性明確化
2-4)摩擦攪拌接合の数値解析技術の開発 (再委託先) (2014～2017年度)	シミュレーション手法の構築	摩擦接合プロセスのメカニズム推定	新接合プロセスのシミュレーション手法構築

### (3)全体計画

上記のように、溶融溶接としてアークスポット溶接を取り上げ、中高炭素鋼の継ぎ手諸特性のデータ蓄積や継ぎ手強度支配因子の解明を図るとともに、実施工を踏まえたプロセス最適化や溶接組み立て部材性能の検証を行う。なお、摩擦接合については2016年度以降、連携領域として、別テーマ(No.46)にて検討する。

### (4)実施体制

#### 1) 溶融溶接技術の開発 (担当機関：新日鐵住金(株))

中炭素鋼を用いて、溶融（アークスポット等）、非溶融（FSW）等による各種溶接継手を作製し、継手特性を把握する。

各種溶接による継手を作製し、各種継手強度試験（せん断、十字）を実施して継手強度レベルを把握するとともに、断面マクロ試験片を作製し、溶接ビード形状、溶接部組織・硬度などを把握する。また、ハット型断面の小型モデル部材を作製し、落錐試験を用いて、部材の動的破壊特性を調査する。

#### 2) 継手疲労特性の解明 (担当機関：新日鐵住金(株)、再委託先)

中高炭素鋼の各種溶接法による溶接継手の疲労強度特性評価とその強度特性発現機構の解明に取り組む。なお本再委託は、2014年度の成果を以って中止とし、2015年度は富津分担研にて実施し、完了を目指す。

#### 3) 溶接残留応力による継手強度特性への影響解明 (担当機関：新日鐵住金(株)、再委託先)

中高炭素鋼の各種溶接法による継手の溶接部の残留応力に着目し、継手強度特性への影響を解明する。

#### 4) 溶接部靱性への金属組織の影響解明 (担当機関：新日鐵住金(株)、再委託先)

中高炭素鋼の溶接継手の溶接部金属組織に着目し、継手強度特性への影響を解明する。なお本再委託は2016年度以降、連携テーマとしてNo.46にて実施する。

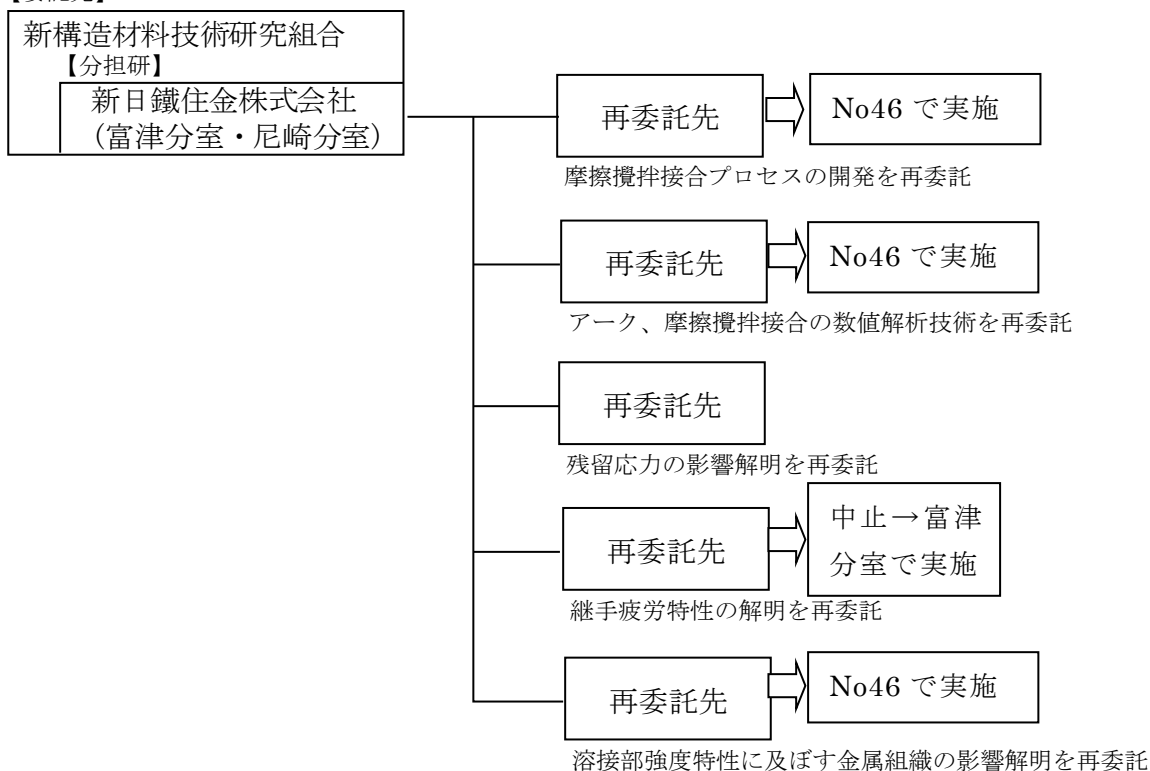
#### 5) アーク溶接、摩擦攪拌接合の数値解析技術開発 (担当機関：新日鐵住金(株)、再委託先)

アーク溶接、摩擦攪拌接合における接合現象の解明のため、数値解析によるモデリング技術を開発する。なお本再委託は、2016年度以降、連携テーマとしてNo.46にて実施する。

## 6) 摩擦接合プロセスの開発（担当機関：新日鐵住金(株)、再委託先）

摩擦攪拌リニア接合プロセスの開発及び開発接合方法による継手特性の評価と接合メカニズム検討を行う。なお本再委託は、2016 年度以降、連携テーマとして No46 にて実施する。

### 【委託先】



## (5) 運営管理

本テーマは、中高炭素鋼の溶融、非溶融の革新的接合技術開発に向けて、継手特性に及ぼす組織、疲労、残留応力、接合メカニズム解析のためのシミュレーション技術構築、革新的な摩擦接合プロセスの開発などを大学に再委託し、個別に、定期的な進捗確認、試験結果報告、情報共有等を行うとともに、年 2 回程度、全体会議を催し、本研究を推進する。

## (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

CO<sub>2</sub> 排出量の削減と衝突安全性能向上の観点から、自動車車体の軽量化が求められ、高張力鋼の車体骨格部品への適用は増加傾向にある。特に、980MPa を超える超ハイテンは、車体骨格部品への適用が期待され、2020 年頃には、ホワイトボディに使用される鋼板の 20%以上となる予想もみられる。本プロジェクトで開発を目指す革新的な接合技術は、自動車ユーザが、1.5GPa 以上の中高炭素鋼を信頼、安心して使うことのできる革新的な接合技術であり、国内外での中高炭素鋼の拡販やその実用化に大いに貢献するものである。

## 2.2.3.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.3-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	原因・課題と解決方 針 ※未達の場合のみ
1-1)アークスポット溶接部の静的継ぎ手特性改善 (新日鐵住金)	成分・強度の異なる鋼での継手特性の評価・改善および、部材モデルでの性能確認 (2017年度)	モデル部材を作製し、スポット溶接に比べて部材特性が改善することを確認 No3 としてはテーマ終了し、実用化フェーズに移行する	○	
1-2)継手疲労特性の解明 (再委託先)	1.5GPa 級中高炭素鋼の疲労特性明確化 (2017年度)	せん断、剥離モードでの疲労特性を把握。 No3 としてはテーマ終了し、実用化フェーズに移行する	○	
1-3)溶接残留応力の影響明解明 (再委託先)	溶接部の残留応力による継手、部材特性への影響明確化 (2017年度)	溶接部残留応力の数値解析技術の構築 No3 としてはテーマ終了し、実用化フェーズに移行する	○	
1-4)アークスポットプロセスの解析 (新日鐵住金)	アークスポット安定溶接技術の開発 (2017年度)	中高炭素鋼の中でも炭素量の高い鋼種でも、良好な溶接部が形成できる条件を提示した。 No3 としてはテーマ終了し、実用化フェーズに移行する	○	
1-5)溶接部形状の数値解析技術 (再委託先)	溶接ビード形成メカニズムの明確化	数値解析を活用しビード形状を予測 2016年度以降、No.46へ移行	○	
2-1)摩擦接合による継手性能評価 (新日鐵住金)	摩擦接合の継手特性、性能の明確化	摩擦接合の継手強度を評価 2016年度以降、No.46へ移行	○	

2-2)摩擦接合プロセスの開発（再委託先）	FSLW 接合プロセスの開発とその継手特性評価	FSLW 接合プロセスを開発し継手強度を評価 2016年度以降、No.46へ移行	○	
2-3)溶接部特性への金属組織の影響解明（再委託先）	接合条件による継手特性、接合部組織への影響明確化	接合条件が継手強度および接合部組織に及ぼす影響を明確化 2016年度以降、No.46へ移行	○	
2-4)摩擦攪拌接合の数値解析技術の開発（再委託先）	摩擦接合プロセスのメカニズム推定	摩擦拡販接合の数値解析技術を活用し接合プロセスのメカニズムを推定した 2016年度以降、No.46へ移行	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、△達成見込み、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### (2).1. 研究開発の内容及び成果等

自動車等の輸送機器の軽量化推進するには部材の薄肉化が必要であり、その材料として強度・延性に優れる中高炭素鋼の開発・実用化が期待されている。しかし、鋼板強度が増加すると、自動車等の製造で多用される抵抗スポット溶接では継手強度が低下することが知られており、中高炭素鋼の接合技術として新たな接合法の開発が求められている。

本研究では革新的接合技術として、アークスポット溶接（熔融接合）の開発を行っている。これまで中高炭素鋼の継手強度の明確化に取り組み、スポット溶接に比べて特にCTSで顕著に向上することを確認した。またモデル部材を作製し、アークスポット溶接ではスポット溶接に比べて、部材の衝撃吸収特性が向上することを確認した。以下に開発成果を述べる。

### (2).2. ISMA 支給材の継手強度調査

#### ①供試鋼板

支給された共通鋼板 1.2GPa 級 TRIP 鋼板の化学成分を表 3-2.2.3-3 に示す。板厚 1.4mm の材料を用いた。

表 3-2.2.3-3 1.2GPa 級 TRIP 鋼の化学成分 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
1.2 TRIP 鋼	0.40	1.50	2.00	0.010	0.002	0.04	0.0040	-

#### ②溶接条件

##### ・アークスポット溶接

ワイヤにはYM-28/1.2mmΦを使用した。シールドガスにはAr+20%CO<sub>2</sub>を使用した。アークタイムは2.5sとした。溶接金属の硬さは、溶接ワイヤによる希釈によりスポット溶接の溶接金属よりも低い約330Hvとなった。またキーエンス製形状測定機VJ-7020により測定した表裏面のふくらみは表約0.74mm、裏約3.3mmで安定していた。

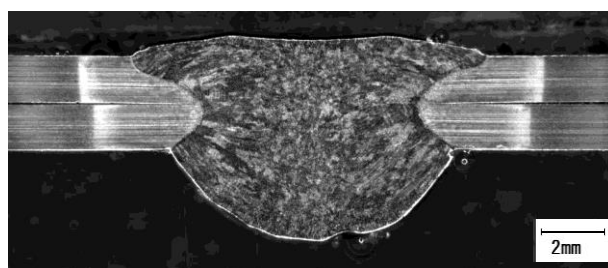


図 3-2.2.3-5 アークスポット溶接部の断面観察結果

##### ・スポット溶接

スポット溶接電極にはDR型Φ6R40を使用した。加圧力350kgf、通電時間20cyc@60Hz（以降、すべて60Hzでの記載とする）、溶接電流7.0kAでナゲット径 $5\sqrt{t}$ となることを確認した。溶接金属部の硬さは約720Hvとなっていた。



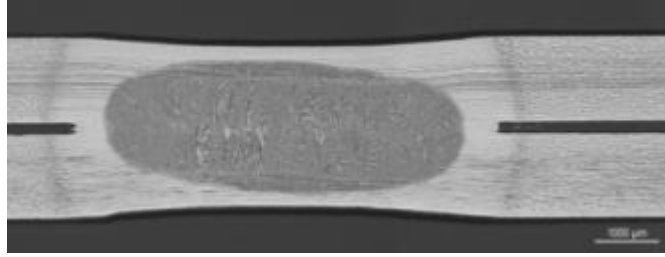


図 3-2.2.3-6 スポット溶接部の断面観察結果

### ③継手強度

図 3-2.2.3-7 にスポット溶接継手、およびアークスポット溶接継手の TSS、CTS を示す。TSS は溶接金属の硬さ低下に伴い若干低下した。一方、アークスポット溶接の CTS はスポット溶接に比べて向上した。溶接金属の硬さが低く、靱性が回復したためと考えられる。

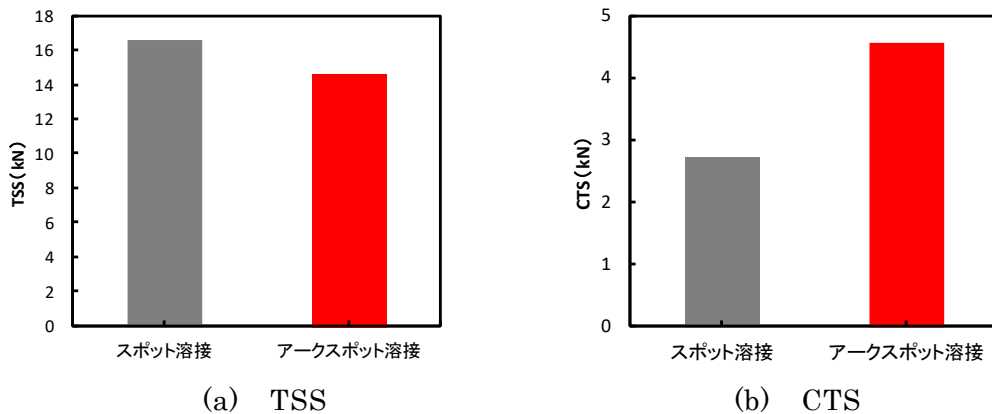


図 3-2.2.3-7 1.2GPa 鋼の継手強度

## (2).3.継手強度に及ぼす炭素量の影響

### ①供試材料

市販の S35C、S45C、S55C 鋼板 板厚 1.6mm を焼入れ、焼き戻し処理により母材硬さを約 400Hv に調整した材料を用いた。

### ②溶接条件

アークスポット溶接は、溶接ワイヤ YM-24T/1.2mmΦ を使用した。シールドガスには Ar+20%CO<sub>2</sub> を使用した。アークタイムは 2.5s とした。スポット溶接はナゲット径が 4√t となる条件を採用した。

### ③CTS に及ぼす炭素量の影響

図 3-2.2.3-8 アークスポット溶接継手とナゲット径 4√t としたスポット溶接継手の CTS に及ぼす炭素量の影響を示す。向上程度に差は見られるものの、すべての

炭素量で CTS が高い値を示すことを確認した。図 3-2.2.3-9 に最も炭素量の高い S55C 鋼板溶接部の破断位置の観察結果を示す。スポット溶接継手では、溶接部の界面で破断しており、主に粒界破面が観察された。一方、アークスポット溶接では、界面ではなく亀裂が板厚方向に進展したプラグ破断となった。この破断形態の改善により継手強度が向上したと考えられた。

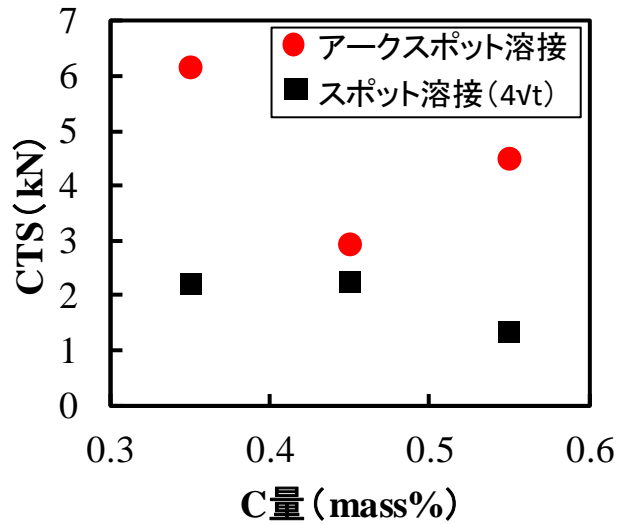
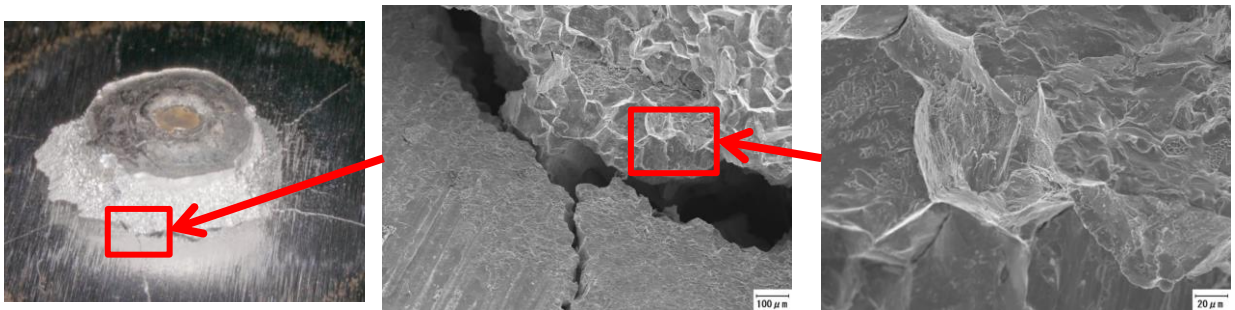
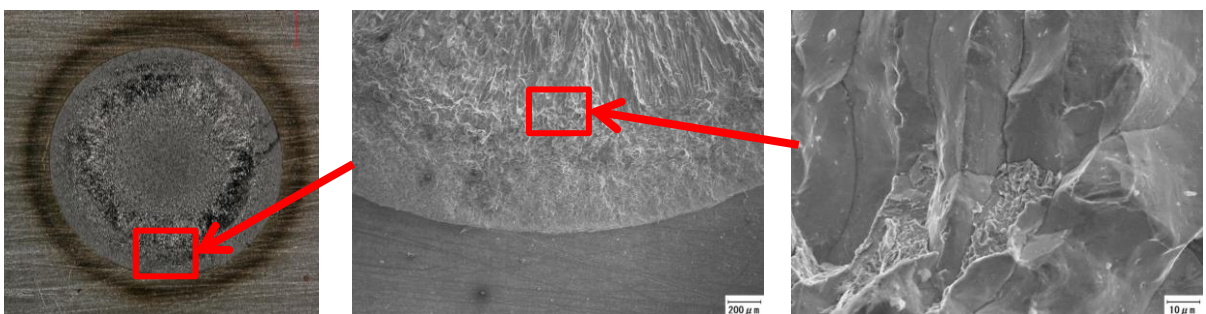


図 3-2.2.3-8 溶接継手強度に及ぼす炭素量の影響



(a) アークスポット溶接継手 (S55C)



(b) スポット溶接継手 (S55C)

図 3-2.2.3-9 溶接継手の破面観察結果

## (2).4.ハット部材衝撃吸収特性評価

### ①はじめに

本評価検討において 0.45mass%C 鋼 (S45C) の薄鋼板を供試鋼とした。短冊状の供試鋼をオーステナイト単相の温度に加熱したのち、金型で急速冷却して焼入れた。焼入れ時の部材形状は短冊状ままとするか、あるいは同時に成形してハット型とした。その後、引張強さが 1200MPa 級(Hv400 程度)となるように熱処理を施した。これらの部材を組合せてアーク溶接により接合し、自動車部品を模擬したモデル部材に仕上げた。部材に対し、溶接部基礎評価(溶接部断面観察)を行った。また衝撃三点曲げ試験も実施し、部材の圧潰特性を評価した。部材評価に先立ち、継手の引張試験も実施した。比較のため、スポット溶接部材や継手も作製し、同様な評価を実施した。

### ②継手引張試験

部材の衝撃三点曲げ試験に先立ち、溶接部の基礎評価として、引張せん断強さ(TSS)と十字引張強さ(CTS)を評価した。なお鋼板の熱処理条件は後述する部材作製時の条件と同様とした。アークスポット溶接継手の TSS はスポット溶接のその 3 倍程度となり、今季の目標値 (JIS A 級の 70%) を達成した。TSS も同様にアークスポットがスポットよりも 3 倍程度高くなった。

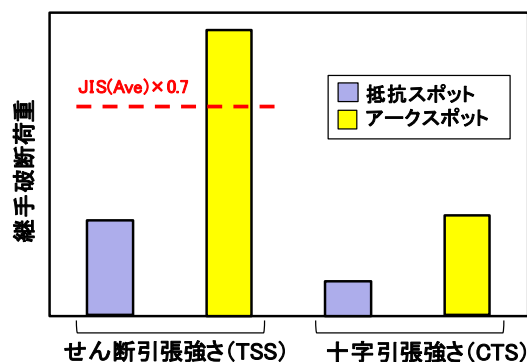


図 3-2.2.3-10 継手の引張強度比

### ③モデル部材の特性評価試験

#### ③-1 モデル部材の作製

供試鋼は板厚が 1.4mm の S45C 材である。その化学成分を表 3-2.2.3-4 に示すように、C 量は 0.44% であった。供試鋼を 920°C で 5 分間加熱し、金型で挟み込んで急冷・焼入れすると同時に、図 3-2.2.3-12 の部材概略図に示す長さ 800mm のハット型部材に成形した。その後、鋼板の引張強さが約 1200MPa(ビッカース硬さ Hv400 程度)となるよう、部材に対し 360°C×3.5 時間の焼戻し熱処理を施した。このハット型部材と向かい合わせ溶接する短冊形の鋼板に対しても同条件の加熱焼入れと焼戻し熱処理を行った。焼戻し熱処理後の組織を図 3-2.2.3-11 に示す。こうして準備したハット型部材と短冊型鋼板を重ね合わせ、そのフランジ部をスポット溶接あるいはアークスポット溶接した。図 3-2.2.3-12 に示すように、フランジにおける基準の溶接点間隔は 40mm とした。スポット溶接の場合、鋼板重ね面における溶接金属(ナゲット)の直径は  $5\sqrt{t}$  (t=鋼板板厚 1.4mm) とした。溶接点間隔は 40mm を基準とした。アークスポット溶接の場合、溶接材料として φ1.2mm のソリッドワイヤ(JIS 規格 YGW16)を用いた。鋼板重ね面における溶接金属直径は  $5.8\sqrt{t}$  であった。アークスポット溶接の溶接点間隔は 40mm と 20mm の 2 水準とし、溶接点間隔の影響も評価した。アークスポット溶接では、溶接に先立ち φ4mm の穴あけ加工を施した。ワイヤの狙い位置は穴の中心とした。

表 3-2.2.3-4 モデル部材に用いた供試材料の成分 (mass)

C	Si	Mn	P	S
0.44	0.21	0.78	0.01	0.005

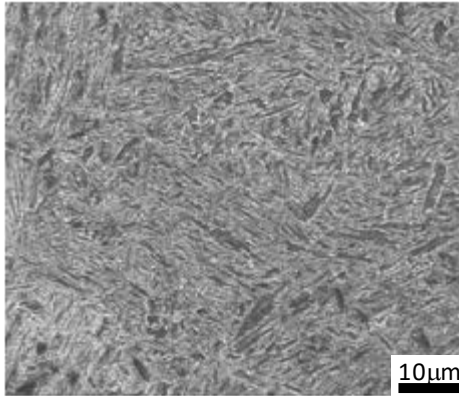


図 3-2.2.3-11 供試鋼の母材組織

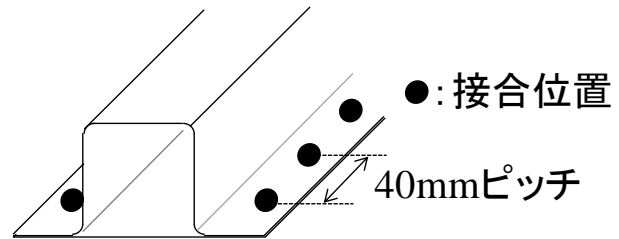
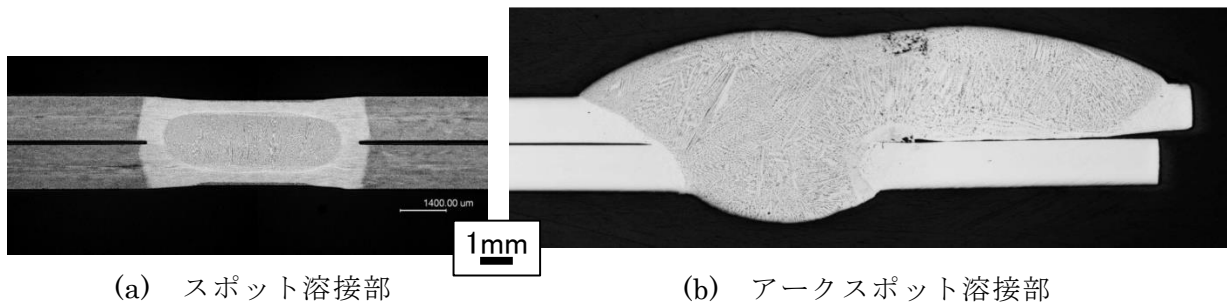


図 3-2.2.3-12 モデル部材形状の模式図

### ③-2 溶接部断面形状

スポット溶接部断面およびアークスポット溶接部断面を図 3-2.2.3-13 に比較する。スポット溶接部では、電極の圧下を受けて表裏面が凹んだ形状となった。一方、アークスポット溶接部は表裏面ともに凸形状の溶接金属が形成された(鋼板表面よりも外側に出た部分が余盛)。また上板では右側の溶接金属量が左側よりも増加したことが判る。これは、写真右側が部材のフランジ端部であって溶接中の熱伝導が進まなかったためと考えられる。つまり、右側の溶接中の温度レベルと溶鋼の流動性が左側のそれらより高いため、溶鋼の多くが右側に流れたものと推測される。両溶接部のビッカース硬さも測定したが、溶接金属硬さはアーク溶接部がスポット溶接部を下回った。これは、スポット溶接の溶接金属にはマルテンサイトが生成したのに対し、アーク溶接の溶接金属ではより軟質なベイナイトが生成したことが理由である。この組織の相違は、アーク溶接部の溶接金属では溶接ワイヤと母材が混合し、その成分が母材成分から変化するために生じる。



(a) スポット溶接部

(b) アークスポット溶接部

図 3-2.2.3-13 溶接部断面

### ③-3 衝撃三点曲げ試験条件

衝撃三点曲げ試験の模式図を図 3-2.2.3-14 に示す。インパクトを部材の平板側から衝突させ、試験中の荷重と錘の変位を計測した。一定変位までの荷重の積分値を吸収エネルギーとし、それを部材特性の評価指標とした。

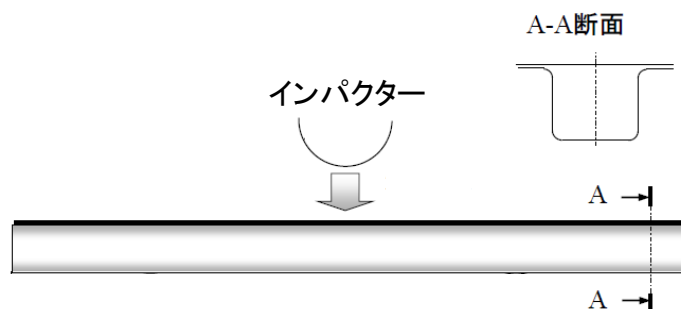


図 3-2.2.3-14 衝撃三点曲げ試験の模式図

### ③-4 部材特性の評価

各接合法で作製したモデル部材の吸収エネルギーを図 3-2.2.3-15 に示す。スポット溶接部材の吸収エネルギーに対して、アーク 5.8√t 条件の部材で 34% 向上し、さらに溶接点間隔を 20mm にすると 67% 向上した。

アーク溶接部材では、スポット溶接部材と同等以上の吸収エネルギー性能が得られており、さらに改善条件部材では、スポット溶接部材に対して吸収エネルギーが 30% 以上向上した。

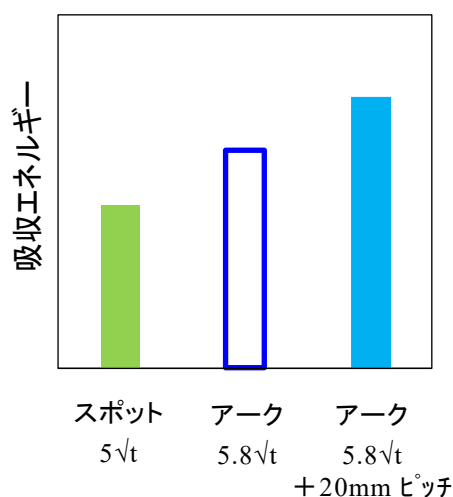


図 3-2.2.3-15

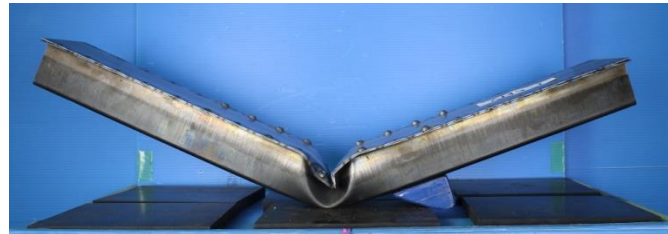
吸収エネルギーに及ぼす接合法の影響

### ③-5 試験後部材の外観

図 3-2.2.3-16 に衝撃三点曲げ試験後のモデル部材外観を比較する。スポット溶接部材では溶接部の破断が発生したが、アークスポット溶接部材の溶接部破断が抑制された。アーク溶接部の方が強度・じん性に優れること、また余盛により溶接部の応力が緩和されることが破断抑制の理由と推定される。この破断防止を通じ、アークスポット溶接部材の吸収エネルギー向上が達成されたと考えられる。



(a) スポット溶接



(b) アークスポット  $5.8\sqrt{t}$



(c) アークスポット  $5.8\sqrt{t}+20\text{mm}$  ピッチ

図 3-2.2.3-16 衝撃三点曲げ試験後のモデル部材

### ③-6 まとめ

引張強さが 1200MPa となるように熱処理を施した 0.45mass%C 鋼のアークスポット溶接継手の特性、および自動車部品を模擬したモデル部材の特性を評価した結果、以下の知見が得られた。

- 0.45mass%C 鋼のアークスポット溶接継手の引張せん断試験において、開発目標である JIS-A 級平均値の 70%を超えることを確認した。
- アークスポットにより部材の衝撃特性がスポット溶接に比較し向上することを確認した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.3-5 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読 付き	その 他	学会 発 表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その 他			
2013FY	0	0	1	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	6	0	0	0	0	0	1
2015FY	1	0	2	0	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	1	1	0	0	0	0	1
2017FY	1	0	1	0	0	0	0	0	0
合計	2	0	11	1	0	0	0	0	3

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.3-6 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	1	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	0	0	0
2017FY	0	0	0
合計	1	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.3.3 参考文献

特記無し。

## 2.2.4 [テーマ番号04]「中高炭素鋼板の PHM による実用 FSW 技術の開発」

(2014 年度～2017 年度)

[テーマ番号33]「革新的 FSW による超ハイテン接合部材の開発」のうち「①超ハイテン TWB 部材の開発」(2018 年度～2021 年度)

### 2.2.4.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

自動車車体のマルチマテリアル化により適材適所に材料選択が施行される中、側突部位などには超ハイテンによる接合部材の適用が期待されており、自動車の次世代構造用鋼として従来のハイテンの強度と伸びをさらに上回る超ハイテンの開発が進んでいる。しかし、自動車生産に使用される既存の溶接技術により溶接を行うと、熔融・凝固に起因する割れや脆化といった問題が溶接部に生じることがあり、対策には生産性やコストを阻害する工程を付加する必要がある。摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding: FSW) は非熔融の接合方法であるため、これらの課題の解決に有望であると考えられているが、鉄鋼への適用においては現行の溶接方法と同等の施工能率の確保が課題となる。

そこで、本テーマでは、自動車生産において超ハイテンの接合に適用可能な連続摩擦攪拌接合 (FSW) 技術の開発を目的に、予熱プロセスおよび両面 FSW を複合化したハイブリッド FSW による高速接合を検討した。さらに、開発 FSW プロセスを用いて作製した超ハイテンによるテーラード・ブランク (Tailor-Welded Blank: TWB) をプレス成形し、フルスケールの自動車部品の試作することで自動車の接合技術としての適用性を検討した。

#### (2)目標値

##### 【第1中間目標】(2015年度末)

導入する鉄鋼用 FSW 装置、および既存接合ツールを用いた検討により、鉄鋼の FSW 基礎プロセスを確立する。さらに、導入する予熱・後熱プロセスを有する FSW 装置を用いて接合性の検証を行う。

既存 FSW プロセスにおいて厚さ 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼板に対して接合継手の引張せん断強さが母材強度の 70%以上を実現する。

##### 【第2中間目標】(2017年度末)

予熱プロセスおよび両面 FSW を複合化したハイブリッド FSW プロセスを確立する。ハイブリッド FSW プロセスにおいて厚さ 1.4~2mm、強度 1.2GPa 以上の中炭素鋼板への適用性を実験室レベルで確認する。接合強度は強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼に対して接合継手の引張せん断強さが母材強度の 70%以上を実現する。

##### 【第3中間目標】(2020年度末)

開発 FSW プロセスにより引張強さ 1.5GPa 級超ハイテンを用いた TWB 部材を作製し、プレス成形試験において接合部の健全性確立の指針を明確にする。



**【最終目標】（2021 年度末）**

開発 FSW プロセスにより引張強さ 1.5GPa 級超ハイテンを用いた TWB 部材を作製し、プレス成形によりフルスケールの自動車部品を試作することで自動車の接合技術としての適用性を検証する。

**表 3-2.2.4-1 研究開発目標**

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度 末)	第 2 中間目標 (2017 年度 末)	第 3 中間目標 (2020 年度 末)	最終目標 (2022 年度 末)
FSW 法の開発 (2014～2017 年度)	予熱プロセスを有する FSW 法の接合性を検証	予熱プロセスおよび両面 FSW を複合化したハイブリッド FSW プロセスを確立		
継手性能の確立 (2014～2017 年度)	既存 FSW において、厚さ 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼に対して接合継手の引張せん断強さ $\geq$ 母材強度の 70%を実現	ハイブリッド FSW において、厚さ 1.4~2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼に対して接合継手の引張せん断強さ $\geq$ 母材強度の 70%を実現		
超ハイテン TWB 部材の開発 (2018～2021 年度)			開発 FSW プロセスにより引張強さ 1.5GPa 級超ハイテンを用いた TWB 部材を作製し、プレス成形試験において接合部の健全性確立の指針を明確化	開発 FSW により 1.5GPa 級超ハイテンを用いた TWB 部材を作製し、自動車部品を試作することで自動車の接合技術としての適用性を検証。 (2021 年度末)

### (3)全体計画

2013～2015 年度の計画を下記に示す。

- ・ FSW 装置本体、予熱プロセスから構成されるハイブリッド FSW 装置を構築
- ・ 導入装置が設計・仕様に従った性能を有することを確認。
- ・ 既存 FSW において、厚さ 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼に対して接合継手の引張せん断強さ $\geq$ 母材強度の 70%を実現。
- ・ 研究再委託の大阪大学にて中炭素鋼板の FSW における塑性流動基礎現象を検討。

2016～2017 年度の計画を下記に示す。

- ・ ハイブリッド FSW 法の予熱条件の最適化により FSW 施工性の向上と接合部熱履歴制御による継手特性を向上。
- ・ 両面摩擦攪拌が可能な機構の追加によりハイブリッド FSW 装置を改良。
- ・ ハイブリッド FSW において、厚さ 1.4~2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼に対して接合継手の引張せん断強さ $\geq$ 母材強度の 70%を実現。

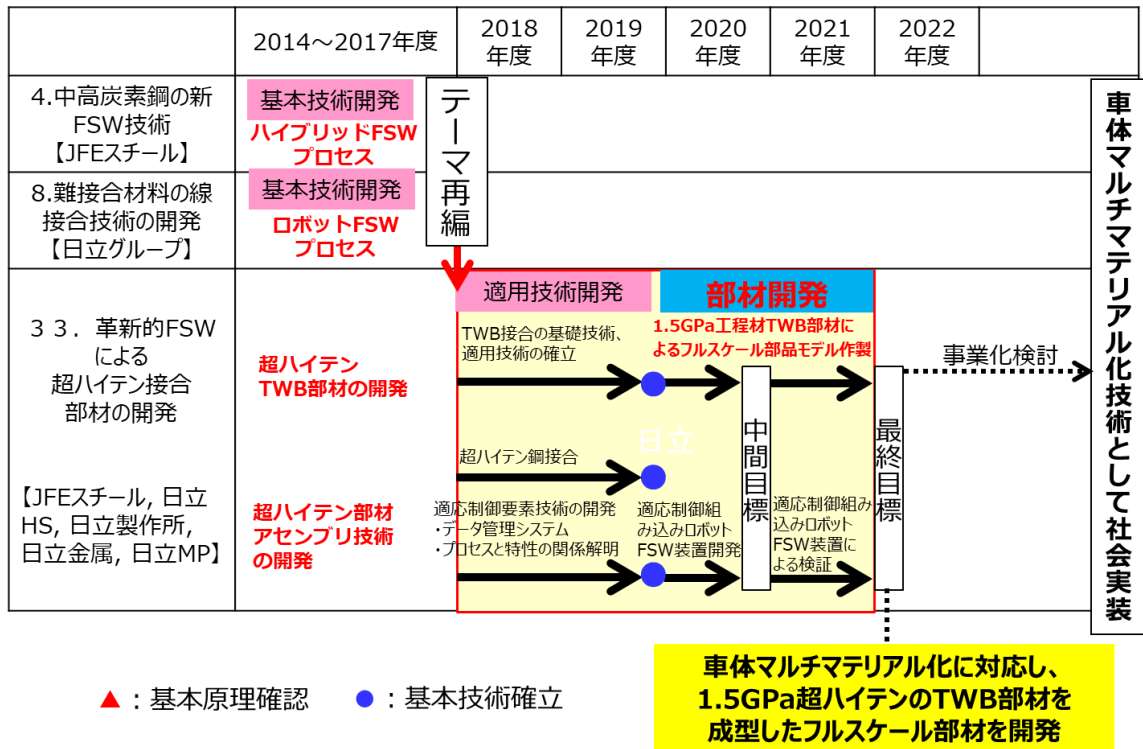
2018～2020 年度の計画を下記に示す。

- ・ テーラード・ブランク (TWB) 接合に対応した開発 FSW プロセスの適用技術確立。
- ・ 開発 FSW プロセスによる差厚材、差強度材に対応した TWB 接合技術の確立と従来の TWB 接合技術をベンチマークとした継手特性を評価。
- ・ 開発 FSW プロセスによる引張強さ 1.5GPa 級超ハイテンを用いた自動車部材の開発として、TWB の作製、作製した TWB を用いたプレス成形試験による接合部の健全性確立の指針を明確化。

2021 年度の計画を下記に示す。

- ・ 開発 FSW プロセスによる引張強さ 1.5GPa 級超ハイテンを用いた自動車部材の開発として、プレス成形後の TWB 接合部の割れの有無、局部変形による厚さの減少を評価。
- ・ プレス後の接合部の健全性を検証し、自動車部品に要求される品質、特性を実証。

表 3-2.2.4-2 全体計画



(4)実施体制

(2014～2017年度)

テーマ 04 中高炭素鋼板の PHM による実用 FSW 技術の開発は、千葉分室（JFE スチール（株））を委託先として実施。研究再委託の大阪大学にて中炭素鋼板の FSW における塑性流動基礎現象を検討。

(2018～2021年度)

テーマ 33 革新的 FSW による超ハイテン接合部材の開発のうち、①超ハイテン TWB 部材の開発は、千葉分室（JFE スチール（株））、②ロボット適応制御 FSW による超ハイテン部材アセンブリ技術の開発は、日立分室会瀬（（株）日立パワーソリューションズ）、日立分室大みか（（株）日立製作所）、日立分室安来第 1（日立金属（株））、日立分室安来第 2（（株）日立メタルプレジジョン）を委託先として実施。さらに、日立分室会瀬から再委託として、再委託先①にてツール合金開発、接合部解析、再委託先②にて接合材の疲労破壊解析を実施。

【委託先】

新構造材料技術研究組合	
【分担研】	
JFEスチール株式会社 (千葉分室)	
超ハイテンTWB部材の開発	
株式会社日立パワーソリューションズ (日立分室会瀬)	
超ハイテン部材アセンブリ技術の開発: FSW装置開発	
株式会社日立製作所 (日立分室大みか)	
超ハイテン部材アセンブリ技術の開発: FSW接合プロセス技術開発	
日立金属株式会社 (日立分室安来第1)	
超ハイテン部材アセンブリ技術の開発: ツール素材量産技術開発	
株式会社日立メタルプレジジョン (日立分室安来第2)	
超ハイテン部材アセンブリ技術の開発: FSWツール量産技術開発	

【再委託先】

東北大学  
(国立大学法人)  
ツール合金開発, 接合部解析 を再委託

長岡技術科学大学  
(国立大学法人)  
接合材の疲労破壊評価と解析 を再委託

(5) 運営管理

(2014 年度～2017 年度)

テーマ 04 登録研究員による実務者進捗会議を 1 ヶ月に 1 回開催。加えて、スチール研究副所長出席による運営会議を 3 ヶ月毎に開催。

(2018 年度～2021 年度)

テーマリーダー（分室代表者を兼任）、分室代表者、再委託先代表者の出席による全体会議を 3 ヶ月に 1 回(年 4 回)開催し、実施計画に対する各分室、再委託先の進捗を共有すると共に、分室間の連携により実施する研究項目に関して協議・調整。

(6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

自動車車体のマルチマテリアル化により適材適所に材料選択が施行される中、側突部位などには超ハイテンによる接合部材の適用が期待されており、自動車の次世代構造用鋼として従来のハイテンの強度と伸びをさらに上回る超ハイテンの開発が進んでいる。本テーマで開発する新接合技術により、上記開発の進む超ハイテンが自動車製造に適用されることで、自動車の燃費向上によるエネルギー消費量と CO<sub>2</sub> 排出量が大幅に削減され、燃費改善目標（国立環境研究所 AIM PJ チーム試算）の 10～20%相当の CO<sub>2</sub> 削減で地球温暖化ガスの低減に寄与する。加えて、自動車の安全性(耐衝突性)・走行性能の向上により、社会の安心・安全向上にも寄与すると考えられる。

また、開発する新接合技術は中高炭素鋼のみならず、異材接合技術としても非常に有用であるものと想定している。

### 2.1.1.2 研究開発成果

#### (1)最終目標の達成度

##### 1) FSW 法の開発

1.2GPa 級超ハイテンを用いた検討において、予熱プロセスなしの両面 FSW により、従来 FSW プロセスと比較し 5 倍の接合速度を達成。更に高周波予熱を使用した両面 FSW により従来 FSW と比較し、10 倍の接合速度を達成。

##### 2) 継手性能

予熱プロセスなしの両面 FSW により、厚さ 1.5mm、強度 1.2GPa の 1.2GPa 中炭素系開発鋼を用いて継手を作製し、接合継手の引張強さ母材強度の 70%以上を達成。

表 3-2.2.4-3 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
FSW 法の開発	予熱プロセスおよび両面 FSW を複合化したハイブリッド FSW プロセスを確立 (2017 年度)	1.2GPa 級超ハイテンを用いた検討において、予熱プロセスなしの両面 FSW により、従来 FSW プロセスと比較し 5 倍の接合速度を達成。高周波予熱を使用した両面 FSW により更なる高速化の可能性を確認した。	◎	
継手性能の確立	ハイブリッド FSW において、厚さ 1.4~2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼に対して接合継手の引張せん断強さ $\geq$ 母材強度の 70%を実現 (2017 年度)	予熱プロセスなしの両面 FSW により、厚さ 1.5mm、強度 1.2GPa の 1.2GPa 中炭素鋼開発材を用いて継手を作製し、接合継手の引張強さ母材強度の 70%以上が得られ、第二中間目標を達成した。	○	
超ハイテン TWB 部材の開発	開発 FSW により 1.5GPa 級超ハイテンを用いた TWB 部材を作製し、自動車部品を試作する	1.5GPa 級超ハイテンを用いた TWB より B ピラーアウターを試作し、プレス成形性を実証した。	◎	

	ことで自動車の接合技術としての適用性を検証 (2021年度)		
--	-----------------------------------	--	--

※◎大きく上回って達成、○達成、X未達

## (2)研究開発の成果と意義

### ① ハイブリッドFSW法における施工性検討

#### ①-1 高周波予熱を用いた片面FSW

高周波加熱を用いた FSW 法の検討を行った。FSW 時に高周波加熱を用いて予熱することで接合部の塑性流動を促進し、接合速度を増大させた場合においても健全な継手を達成する検討を行った。結果として、従来の FSW と比較し接合速度を 3 倍とすることに目途を得た。

#### a. 実験条件

C: 0.57%、板厚 2.3mm の鋼板サンプルを架台にクランプし、全体をステージ上で長手方向に移動させた。接合ツールは WC 製で、ショルダー径 12mmφ、プローブ径 4mmφ、プローブ長 1.8mm のものを用いた。周波数 80kHz の高周波加熱装置を用いて、サンプル上方に固定した加熱コイルを通じて加熱を行うとともに、コイル後方に配置した接合ツールにて FSW を行った。高周波加熱条件として、出力を 100kW、コイル鋼板間距離を 10mm とした。FSW 条件として、ツール角度を 3°、ツール回転数は 400、600rpm、接合速度は 0.4~2.2m/min の範囲とした。

#### b. 実験結果

高周波予熱 FSW 試験時の加熱状態に関して、赤熱の様子からツール前方および後方では 600°C 程度になっていたと考えられる。接合継手表面の外観に関して、表面欠陥が生じる際にはプローブ径の前進側の端部の位置に沿って線状の欠陥が認められた。接合条件による表面欠陥の発生状況に関しては、高周波による予熱なしの場合は、接合速度 0.6m/min までは表面欠陥の無い継手が得られたのに対し、接合速度 0.8m/min 以上では表面欠陥が発生した。一方、高周波による予熱を付与した場合は、接合速度 2.0m/min までは表面欠陥の無い継手が得られたのに対し、接合速度 2.2m/min 以上では表面欠陥が発生した。予熱 FSW 接合部の断面マクロ組織に関して、高周波による予熱なしで回転数 400rpm、接合速度 0.6m/min で接合した場合は、表面欠陥は認められなかったもののプローブ径の前進側の端部の位置に内部欠陥が認められた。一方、高周波による予熱を付与し、回転数 400rpm、接合速度 2.0m/min で接合した場合においても、表面欠陥は認められなかったもののプローブ径の前進側の端部の位置に内部欠陥が認められた。予熱付与した FSW においては、回転数を 600rpm に増加することで、接合速度 2.0m/min で内部欠陥が顕著に縮小することが確認できた。

### ①-2 両面 FSW の施工性検討

両面 FSW 法の施工性を検討した。回転速度 1500 rpm で作製した継手において接合速度 3m/min までにおいて母材と同等の引張強さが得られ、従来 FSW プロセスと比較し 5 倍の接合速度を達成した。

#### a. 実験条件

供試材として板厚 1.6mm の 1180 MPa 級冷延鋼板を使用した。2 枚の鋼板の突合せ部に両側から回転ツールを押し当てて接合した。本文中ではツールの回転方向と進行方向が等しい側を前進側(AS)、反対側を後進側(RS)と表記する。

両面 FSW の適切な接合条件と継手特性を明らかにするために、1180 MPa 級鋼板 2 枚を突き合わせ、接合速度 3~6 m/min、上側、下側ツール回転速度 1500~3000 rpm、上側、下側ツール傾斜角 1.5°で接合を行い、各接合パラメータが両面 FSW の継手特性に与える影響を調べた。得られた継手に対して断面マクロ観察と引張試験を行った。断面マクロ組織観察はナイトールとピクリン酸飽和水溶液でそれぞれエッチングし光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。引張試験片の寸法は JIS Z 2241-5 号試験片とした。

#### b. 実験結果

作製した継手は接合速度 5~6 m/min かつ回転速度 1500~2000 rpm 以外の接合条件で表面欠陥無い健全な状態が確認された。ピクリン酸飽和水溶液を用いてエッチングを行った試料断面を図 3-2.2.4-1 に示す。試料の右上、左上が上面ツールの RS、AS、左下、右下が下面ツールの RS、AS となるよう断面観察を行った。両面 FSW の接合部は従来の片面 FSW とは異なり、180°回転対称な攪拌部 (SZ) が形成する。接合速度の上昇による入熱低下に伴い材料の塑性流動が見られた領域が減少し、SZ の面積が縮小した。回転速度 1500 rpm 一定とした場合、接合速度 3、4 m/min の条件では表面欠陥および内部欠陥は発生しなかったが、5、6 m/min の条件では表面欠陥が生じた。一方、接合速度 5 もしくは 6 m/min 一定とした場合、回転速度を 1500 rpm から 3000rpm へ増加するに従い表面欠陥は解消された。しかしながら、1500 rpm、3 m/min と 3000 rpm、5 および 6m/min の断面マクロ組織を比較すると、1500 rpm、3 および 4m/min では接合部で十分攪拌されている様子が示されているが、3000 rpm、5 および 6 m/min では接合前の鋼板の突合せ形状が残り、十分な攪拌が得られなかったと考えられる。引張試験結果においては、1500 rpm、3 m/min の試料は引張強さ母材と同等、伸びは 9%以上となり健全な継手となったが 3000 rpm、6 m/min の試料は引張強度、伸び共に著しく低下した。以上より、接合速度 3m/min までの範囲では接合部が十分攪拌され母材と同等の引張強さが得られた。

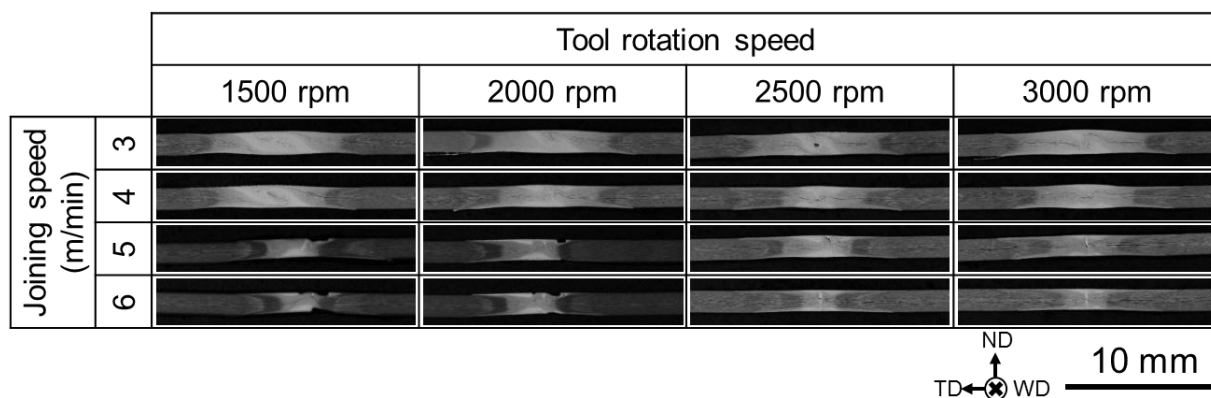


図 3-2.2.4-1 両面 FSW 継手の断面マクロ組織

### ①-3 高周波予熱を用いた両面 FSW の施工性検討

高周波予熱を用いた両面 FSW において適切な熱量を両面 FSW のツール前方に与えることで表面欠陥の抑制と材料の攪拌が促進された。接合速度 6 m/min において予熱なし両面 FSW の接合速度 3 m/min の際に見られた接合部の攪拌状態と同様な傾向が得られ、母材と同等の引張強さが得られると考えられる。

#### a. 実験条件

予熱の熱源として最大出力100 kW、周波数80 kHzの高周波加熱装置を使用し、高周波加熱コイルをツール前方に配置し、上側、下側ツールの回転速度1500、3000rpm、傾斜角1.5°、接合速度3~6 m/min、高周波加熱出力12~97 kWとして実験を行った。得られた継手に対し断面マクロ観察を行った。

#### b. 実験結果

上記の方法で高周波予熱両面 FSW 実験を行った。回転速度 1500 rpm とし 12 kW、22 kW、46 kW、97kW の出力で高周波誘導加熱装置を使用して予熱を加えると、出力 22 kW および 46 kW では接合速度 6 m/min においても表面欠陥が発生せず良好な表面状態が得られた。適切な熱量をツール前方に与えることで表面欠陥を抑制できることがわかった。断面マクロ観察結果を図 3-2.2.4-2 に示す。出力 12 kW の予熱では接合速度 6 m/min で表面欠陥が認められ、予熱の効果はほとんどみられないが、出力 22 kW 以上の予熱を加えると接合速度 6 m/min まで表面欠陥、内部欠陥の無い接合部が得られた。さらに、接合速度 6 m/min までにおいて、予熱なし両面 FSW の 1500 rpm、3 m/min の条件と同様に接合部で材料が十分に攪拌された状態が得られ、これは良好な接合状態を示唆する結果と考えられる。以上の結果により、接合速度 6 m/min まで母材と同等の引張強さが得られると考えられる。



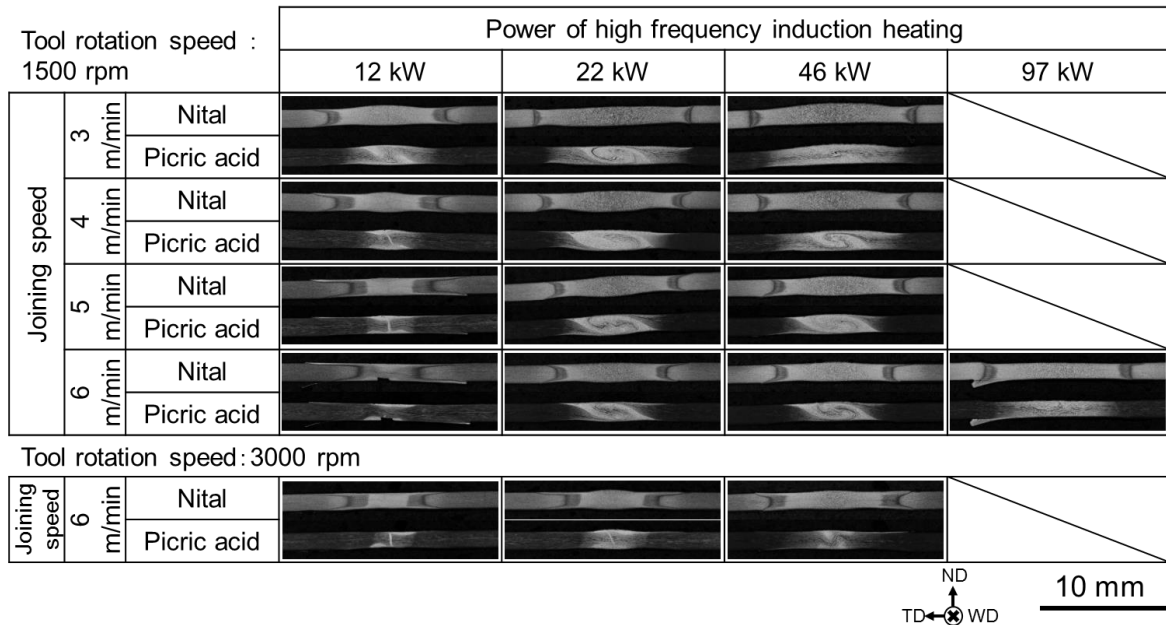


図 3-2.2.4-2 高周波予熱両面 FSW 継手の断面マクロ組織

② 開発 FSW プロセスによる継手性能の確立

予熱プロセスなしの両面 FSW により、厚さ 1.5mm、強度 1.2GPa の 1.2GPa 中炭素鋼開発材を用いて継手を作製し、接合継手の引張強さ母材強度の 70% 以上が得られ、第二中間目標を達成した。

a. 実験条件

供試材として板さ 1.5mm、強度 1.2GPa の 1.2GPa 中炭素系開発鋼を使用した。予熱プロセスなしの両面 FSW により継手を作製した。接合速度 2m/min、上側、下側ツール回転速度 1500 rpm、上側、下側ツール傾斜角 1.5°で接合を行った。得られた継手に対して断面硬さ分布、継手引張特性を調査した。

b. 実験結果

作製した継手の硬さ分布を図 3-2.2.4-3 に示す。欠陥の無い健全な継手を得られたことが確認でき、接合部ではカーボン量が高くなるため顕著な硬化が見られた。継手の引張特性を図 3-2.2.4-4 に示す。継手強度は母材強度の 85% となり、第二中間目標を達成した。

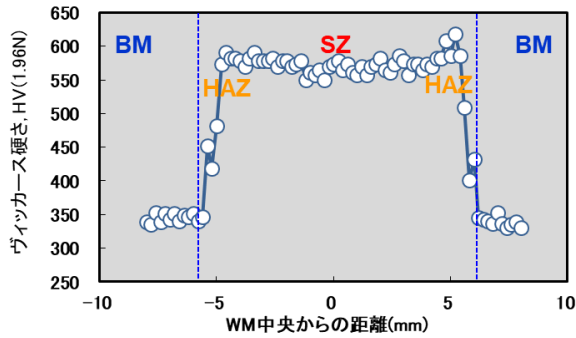


図 3-2.2.4-3 1.2GPa 中炭素鋼開発材両面 FSW 継手の硬さ分布

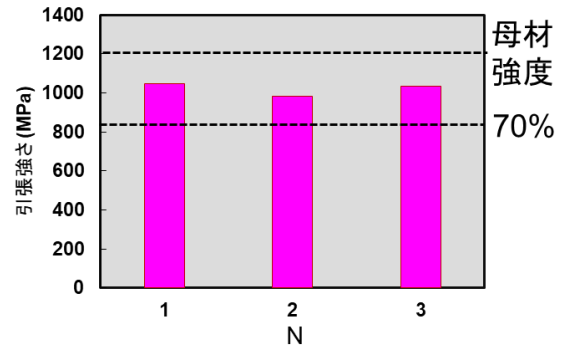


図 3-2.2.4-4 1.2GPa 中炭素鋼開発材両面 FSW 継手の引張特性

### ③ 超ハイテン TWB 部材の開発

#### ③-1 両面 FSW の施工性を向上するツール形状の検討

両面 FSW において、ツール形状を改善することで攪拌部の塑性流動を促進し、健全な接合部を形成可能な接合速度の向上を検討した。従来ツールでは接合速度の上限が 3m/min であったのに対し、ツールのショルダー部にツールの回転方向とは反対方向に渦状溝（スクロール）を設けることで 5m/min に向上することを確認した。

#### a. 実験条件

図3-2.2.4-5に示すようなツール、材料配置とし、表3-2.2.4-4に示す接合条件により接合を行った。ツールの回転方向は上側に対し下側は反対となる。従来の両面 FSW ツールとの相違点は、プローブは省略され、ツール先端には時計回りに渦状溝(スクロール)が施されている点で、ツールの回転方向は反時計回りとなる。供試鋼板には板厚1.6mmの引張強さ1180MPa級の自動車用冷延鋼板を用いた。得られた継手から、断面マクロ観察用試験片と引張試験片を採取した。引張試験片の寸法はJIS Z 2241に記載の5号試験片とした。継手の機械的特性は、引張試験により評価した。

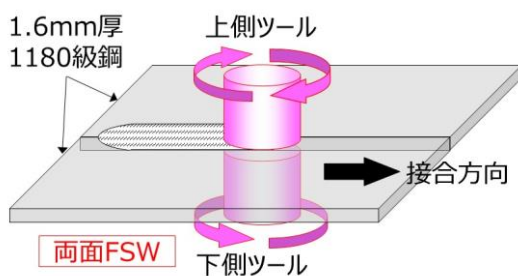


図 3-2.2.4-5 両面 FSW の概略図

表 3-2.2.4-4 両面 FSW の接合条件

	上側ツール	下側ツール
ツール角度(°)	0	0
ツール回転数(rpm)	500~3000	500~3000
接合速度(m/min)	3.0~6.0	

#### b. 実験結果

接合速度を 5m/min としたときのスクロールツールを用いた両面 FSW 継手の断面マクロ組織、継手特性を図 3-2.2.4-6 に示す。ツール回転数 1500 rpm の場合は、良好な塑性流動状態が得られず、継手引張強さは母材以下、破断位置は攪拌部内部となった。一方、ツール回転数を 2500 rpm に増大した場合は、断面マクロ組織は促進された塑性流動状態を示し、継手引張強さは母材と同等、破断位置は HAZ となり健全な接合状態が得られた。スクロールツールを用いた両面 FSW の健全な接合状態が得られる

接合速度の上限は 5m/min となり、従来のスクロールなしツールでの接合速度の上限の 3m/min と比較し、顕著な向上が見られた。

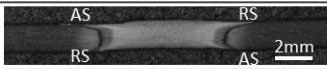
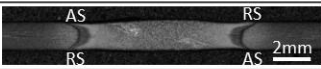
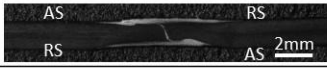
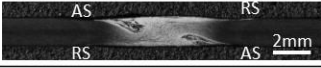
		ツール回転数(rpm)	
		1500	2500
断面 マクロ	ナイタール		
	ピクリン酸 水溶液		
継手 強度	引張強さ(MPa)	818	1222
	破断位置	SZ	HAZ

図 3-2.2.4-6 スクロールツールを用いた両面 FSW 継手の断面マクロ、継手特性 (接合速度 : 5m/min)

### ③-2 1.2GPa 材による TWB 部材を想定した差厚接合の検討

TWB 部材を想定した差厚接合の検討として、板厚 1.2mm の引張強さ 1180MPa 級の自動車用冷延鋼板、板厚 1.6mm の引張強さ 980MPa 級の自動車用冷延鋼板を用いて両面 FSW による接合実験を行った。ショルダーの外周部にテーパ部を設け、テーパ部にツールの回転方向と同じ方向に渦状溝 (スクロール) を設けることで、差厚接合における厚板側の段差分の材料をテーパ部により排除し、接合部において薄板側と厚板側の材料をショルダーにより十分に攪拌することを狙ったツール形状を検討した。上記のツールを用いることで両面 FSW により、板厚 1.2mm 1180MPa 級鋼板-板厚 1.6mm 980MPa 級鋼板の板組合せにおいて、接合速度 2m/min で健全な接合継手が得られることを確認した。

#### a. 実験条件

図3-2.2.4-7に示すようなツール、材料配置とし、表3-2.2.4-5に示す接合条件により接合を行った。供試鋼板は板厚1.2mmの引張強さ1180MPa級の自動車用冷延鋼板、板厚1.6mmの引張強さ980MPa級の自動車用冷延鋼板を用いた。用いたツールの回転方向は上側に対し下側は反対となり、材料の段差のある上側においては、板厚1.2mm 1180MPa級鋼板をアドバンシング・サイド、板厚1.6mm 980MPa級鋼板をリトリーティング・サイドに配した。接合に用いたツールは、ショルダーの外周部にテーパ部を設け、テーパ部には反時計回りに渦状溝(スクロール)が施され、ツールの回転方向も同様に反時計回りとなる。

得られた継手からサンプルを採取し、断面マクロ観察、引張試験、曲げ試験を実施した。断面マクロ組織観察はピクリン酸飽和水溶液でエッチングし光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。引張試験はJIS Z 2241に準拠して行った。曲げ試験は、接合部の長さ方向に100mm、接合部を中央に幅方向30mmとして採取したサンプルを用い、JIS Z 2248に準拠して行った。

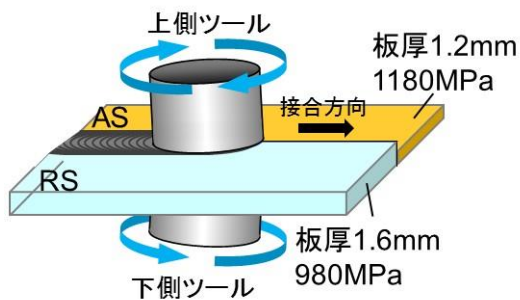


図 3-2.2.4-7 両面 FSW による差厚接合の概略図

表 3-2.2.4-5 両面 FSW による差厚接合の接合条件

	上側ツール	下側ツール
ツール角度(°)	1.5	1.5
ツール回転数(rpm)	1500	1500
接合速度(m/min)	2.0	

b. 実験結果

ツール回転数 1500 rpm、接合速度 2m/min のときの両面 FSW により得られた差厚接合継手の断面マクロ組織、継手特性を図 3-2.2.4-8 に示す。表面欠陥、内部欠陥の無い健全な接合部が得られた。板厚の異なる母材に対し、厚さが連続的に変化し平滑な止端部を有する接合部が得られた。断面マクロ組織は促進された塑性流動状態を示し、継手引張強さにおいては 1.2mm 厚 1180MPa 鋼板破断の HAZ で破断を呈し、母材と同等の引張強さが得られた。両面 FSW による差厚 FSW 継手の曲げ試験結果を図 3-2.2.4-9 に示す。曲げ半径 3、5、7mm に対していずれも割れは見られず、レーザ溶接並みと考えられる結果となった。

		ツール回転数(rpm)	
		1500	
断面マクロ	ナイタール	1180MPa 1.2mmt AS	RS 980MPa 1.6mmt 2mm
	ピクリン酸水溶液	1180MPa 1.2mmt AS	RS 980MPa 1.6mmt 2mm
継手強度	引張強さ(MPa)	1222	
	破断位置	1.2mmt 1180側のHAZ	

図 3-2.2.4-8 両面 FSW による差厚 FSW 継手の断面マクロ、引張特性

		両面FSW
		2m/min
継手曲げ	3mm	○○○
	5mm	○○○
	7mm	○○○

○: 割れ無 ×: 割れ

図 3-2.2.4-9 両面 FSW による差厚 FSW 継手の曲げ試験結果

③-3 超ハイテン継手の拡散性水素量の調査による水素割れ・脆化の評価

従来のTWB接合技術であるレーザ溶接をベンチマークとして超ハイテンにおいて懸念される水素割れ・脆化の評価のため、各接合方法にて作製した継手の拡散性水素量を調査した結果、両面FSW、ハイブリッドFSWにより水素脆化抑止に有利な接合が可能であることを確認した。

a. 実験条件

表3-2.2.4-6に示すように従来のTWB接合技術であるレーザ溶接、両面FSW、そして高周波加熱を予熱の熱源としたハイブリッドFSWにより、板厚1.6mm 980MPa冷延鋼板を用いて接合を実施した。ハイブリッドFSWに関しては、高周波誘導加熱コイルを

ツール前方に配置し、表3-2.2.4-7に示す接合条件により接合を行った。得られた継手から、接合部の長さ方向に40mm、接合部を中央に幅方向140mmとして採取したサンプルを用い、表3-2.2.4-8に示すガスクロを用いた昇温脱離分析法により拡散性水素量を測定した。

表 3-2.2.4-6 拡散性水素量の調査で用いた接合方法

	接合速度	レーザ出力	高周波予熱出力	ツール回転数
レーザ溶接	6m/min	4kW	-	-
両面FSW	3m/min	-	-	1500rpm
ハイブリッドFSW	6m/min	-	46kW	1500rpm

表 3-2.2.4-7 高周波加熱による予熱両面 FSW の接合条件

		上側ツール	下側ツール
両面FSW	ツール形状	12φ-0.5mmピン	12φ-0.5mmピン
	ツール角度	1.5°	1.5°
	ショルダ間距離	0.8mm	
	ツール回転数	1500rpm	1500rpm
	接合速度	3.0~6.0m/min	
高周波予熱	周波数	80kHz	
	出力	12~97kW	

表 3-2.2.4-8 ガスクロを用いた昇温脱離分析法により拡散性水素量の測定方法

サンプル前処理	超音波洗浄
サンプルサイズ	40×140 (接合長:40mm)
昇温速度	200°C/h
キャリアガス・流速	Ar・50mL/min
N数	3体

#### b. 実験結果

図 3-2.2.4-10 に板厚 1.6mm 980MPa 冷延鋼板を用いてレーザ溶接、両面 FSW、ハイブリッド FSW により作製した継手の拡散性水素量を示す。レーザ溶接と比較し、両面 FSW (予熱なし)、ハイブリッド FSW では拡散性水素量は 12~21%となり顕著な低減が可能であることが示された。レーザ溶接は熔融溶接であるため、大気中の水蒸気もしくは鋼板表面の防錆油などの水素源から熔融状態の溶接部へ水素が浸入するが、固相接合である FSW では接合中に熔融状態を経ることが無く、水素が浸入しにくいと考えられる。

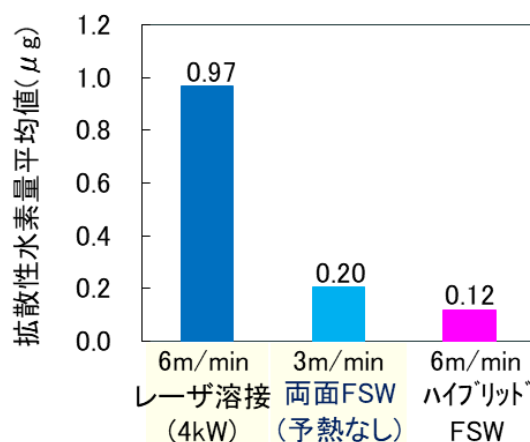


図 3-2.2.4-10 板厚 1.6mm 980MPa 冷延鋼板を用いて各溶接方法により作製した継手の拡散性水素量

### ③-4 1.5GPa 級超ハイテンを適用したテーラード・ブランク(TWB)の対象材料で作製した継手の特性評価

両面 FSW の 1.5GPa 級超ハイテンを含む TWB 部材への適用を想定し、引張強さ 1.5GPa 級の自動車用冷延鋼板と引張強さ 590MPa 級の自動車用冷延鋼板を用いて両面 FSW により接合し、外観および断面マクロ組織から両面 FSW 継手の健全性を評価した。また、両面 FSW 継手の継手特性を従来の TWB 部材の溶接法であるレーザ溶接法の継手特性と比較することで、両面 FSW の TWB 部材接合への適用可能性を評価した。

#### a. 実験条件

供試材には板厚 1.6mm で引張強さ 1.5GPa 級の自動車用冷延鋼板(以降、1.5GPa-CR と表記する)、板厚 1.6mm で引張強さ 590MPa 級の自動車用冷延鋼板(以降、590MPa-CR と表記する)を用いた。

図 3-2.2.4-11 に示すように、上側から見てアドバンシング・サイドに 1.5GPa-CR を、リトリートイング・サイドに 590MPa-CR となる配置で、表 3-2.2.4-9 に示す接合条件で両面 FSW を実施した。

1.5GPa-CR と 590MPa-CR を接合した両面 FSW 継手および 1.5GPa-CR と 590MPa-CR を接合した両面 FSW 継手に対して、外観観察、断面マクロ観察を行った。断面マクロ組織観察はピクリン酸飽和水溶液でエッチングし光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。

両面 FSW の継手特性を従来の TWB 溶接技術であるレーザ溶接の継手特性と比較するために、1.5GPa-CR および 590MPa-CR に対して図 3-2.2.4-12 に示す配置で表 3-2.2.4-10 に示す溶接条件でレーザ溶接を行い、継手を作製した。

1.5GPa-CR と 590MPa-CR を接合した両面 FSW 継手およびレーザ溶接継手からサンプルを採取し、ビッカース硬さ試験、引張試験、曲げ試験、エリクセン試験を実施した。断面マクロ組織観察はピクリン酸飽和水溶液でエッチングし光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。ビッカース硬さ試験は荷重 1.96N とし継手断面の板厚中央を 200 $\mu$ m 間隔で試験を実施した。引張試験は JIS Z2241 に準拠して実施した。曲げ試験は接合部の長さ方向に 100mm、接合部を中央に幅方向 30mm とし採取したサンプルを用いて、図 3-2.2.4-13 に示すように JIS Z2248 に準拠し実施した。エリクセン試験は接合部の長さ方向に 90mm、接合部を中央に幅方向 90mm とし採取したサンプルを用い、図 3-2.2.4-14 に示すように JIS Z2247 に準拠し実施した。

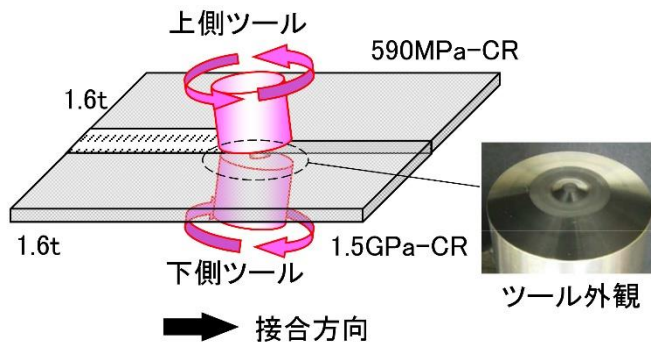


図 3-2.2.4-11 両面 FSW の概略図

表 3-2.2.4-9 両面 FSW 接合条件

	上側 ツール	下側 ツール
接合速度(m/min)	3.0	
ツール角度(°)	1.5	1.5
ツール回転数(rpm)	1500	1500
ツール間距離(mm)	0.8	
ツール材質	WC	
ツール形状	図1.1.1-1参照	

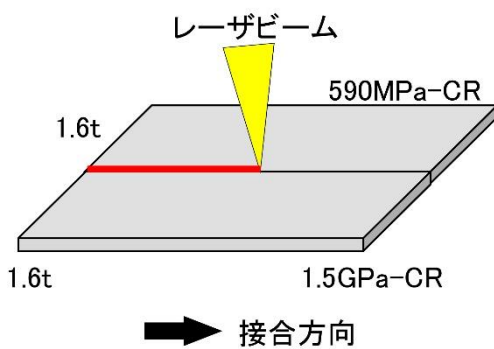


図 3-2.2.4-12 レーザ溶接の概略図

表 3-2.2.4-10 レーザ溶接条件

接合速度(m/min)	3.0
レーザ出力(kW)	2.5
レーザ波長(μm)	1.07
レーザ照射角度(°)	1.0
レーザ焦点外し距離(mm)	0

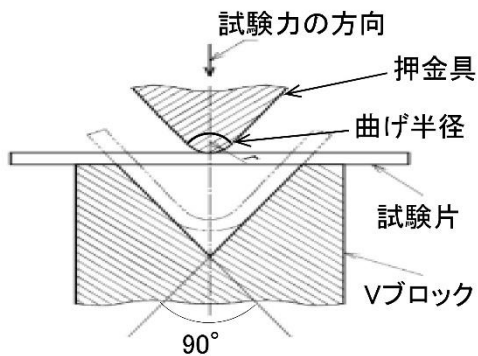


図 3-2.2.4-13 曲げ試験の概略図

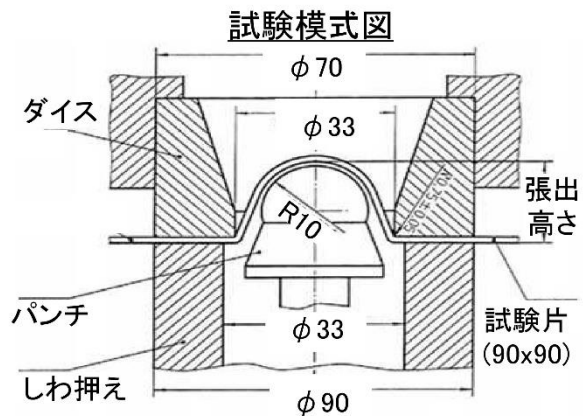


図 3-2.2.4-14 エリクセン試験の概略図

b. 実験結果

両面 FSW 継手およびレーザ溶接継手の接合外観および断面マクロ組織を図 3-2.2.4-15 に示す。両面 FSW 継手およびレーザ溶接継手ともに表面欠陥および接合欠陥の無い健全な接合部が得られた。

ビッカース硬さ試験結果を図 3-2.2.4-16 に示す。なお、図中に示す断面写真の点線上の位置は横軸の位置と対応する。レーザ溶接継手の硬さは 590MPa-CR 側の母材と

比較して熱影響部(HAZ)、溶接金属(WM)では顕著に上昇した。また、590MPa-CR 側の HAZ、溶接金属(WM)、1.5GPa-CR 側の HAZ の順に硬さが増加した。レーザー溶接部は急冷によりマルテンサイト組織となり、炭素量の低い 590MPa-CR 側の HAZ では低硬度、炭素量高い 1.5GPa-CR 側の HAZ では高硬度のマルテンサイト組織となり、両者が融合して形成された WM では中間的な硬さのマルテンサイト組織となったと考えられる。また、1.5GPa-CR 側の HAZ の外側では硬さの低下が見られたが、これは 1.5GPa-CR 側の母材のマルテンサイト組織が焼き戻されたためと考えられる。一方、両面 FSW の攪拌部は 590MPa-CR 側の母材と比較して顕著に上昇したことから接合時の冷却において低温側で変態したフェライト組織を多く含む組織が形成されたと考えられる。また、内部では部位により明瞭な硬度の差異が見られた。攪拌部は非溶融のまま 590MPa-CR、1.5GPa-CR の材料が塑性流動したのちに形成された組織であり、硬さの高い部位は 1.5GPa-CR に由来する材料、硬さの低い部位は 590MPa-CR に由来する材料により形成されていた。また、1.5GPa-CR 側の HAZ の外側ではレーザー溶接継手と同様に焼き戻しに起因すると考えられる硬さの低下が見られ、硬さが低下した領域の幅はレーザーと比較して広がった。

引張試験結果を図 3-2.2.4-17 に示す。両面 FSW 継手およびレーザー溶接継手で共に 590MPa-CR の母材で破断することが確認された。図 3-2.2.4-16 の硬さ試験結果から、どちらの継手においても 590MPa-CR の母材を下回る硬さとなる部分は存在しないため、590MPa-CR の母材で破断したものと考えられる。

曲げ試験結果を図 3-2.2.4-18 に示す。曲げ半径 3、5、7mm で試験し、両面 FSW 継手およびレーザー溶接継手で共に亀裂は見られず、両面 FSW 継手はレーザー溶接継手並みの曲げ特性を有することが考えられる。

エリクセン試験結果を図 3-2.2.4-19 に示す。両面 FSW 継手は平均張出高さが 5.9mm であるのに対し、レーザー溶接での平均張出高さは 7.3mm となり、両面 FSW 継手はレーザー溶接継手の 8 割程度の張出高さであった。両面 FSW 継手では 1.5GPa-CR の接合部端部で亀裂が発生しているのに対し、レーザー溶接継手では 590MPa-CR の母材で亀裂が発生した。

以上から、両面 FSW 継手は、硬さ試験、引張試験、曲げ試験の結果においてレーザー溶接継手と同程度の継手特性を有していることが確認された。また、エリクセン試験の結果ではレーザー溶接継手と比較してやや継手特性が劣るものの、今回実施の B ピラー試作における部材成形には問題ないレベルと考えられる。




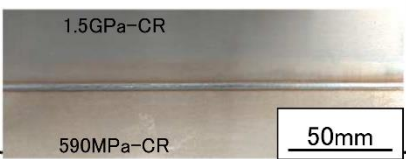

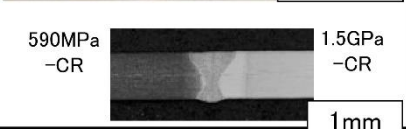
接合方法	両面FSW	レーザ溶接
供試材料	590MPa-CR, 1.5GPa-CR	590MPa-CR, 1.5GPa-CR
継手外観		
断面 マクロ組織		

図 3-2.2.4-15 両面 FSW およびレーザ溶接の継手外観、断面マクロ組織

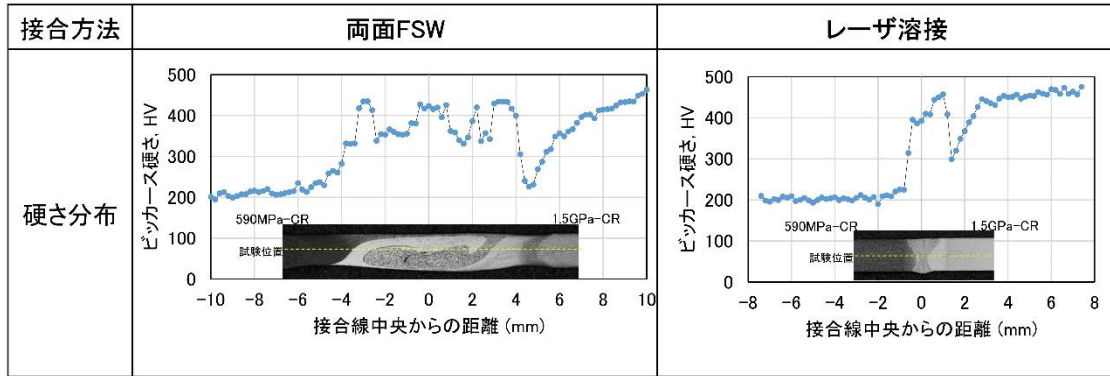


図 3-2.2.4-16 両面 FSW およびレーザ溶接の継手硬さ分布

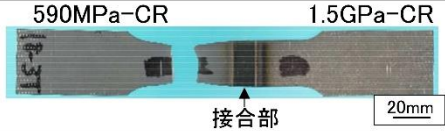
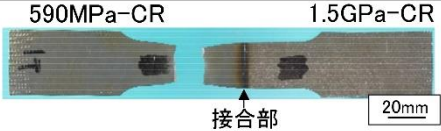
接合方法	両面FSW	レーザ溶接
引張強度 (MPa)	平均 722.9 722.8    720.9    725.0	平均 719.1 719.5    715.3    722.4
破断位置	590MPa-CRの母材部	
試験後 外観		

図 3-2.2.4-17 両面 FSW およびレーザ溶接の継手引張強度

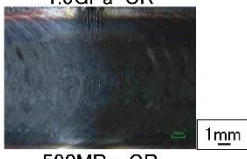
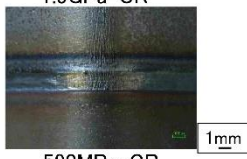
接合方法	両面FSW			レーザ溶接		
曲げ半径	7mm	5mm	3mm	7mm	5mm	3mm
亀裂判定	○,○,○	○,○,○	○,○,○	○,○,○	○,○,○	○,○,○
試験後 外観	1.5GPa-CR 曲げ半径 3mm  590MPa-CR			1.5GPa-CR 曲げ半径 3mm  590MPa-CR		

図 3-2.2.4-18 両面 FSW およびレーザ溶接の継手曲げ試験結果

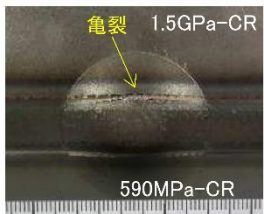
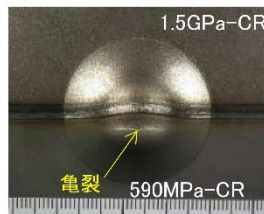
接合方法	両面FSW			レーザ溶接		
張出高さ (mm)	平均 5.9			平均 7.3		
	6.4	5.4	5.9	7.3	7.3	7.3
亀裂発生位置	1.5GPa-CR側接合端部			590MPa-CR側母材部		
試験後 外観	 亀裂 1.5GPa-CR 張出高さ 6.4mm 590MPa-CR			 1.5GPa-CR 亀裂 590MPa-CR 張出高さ 7.3mm		

図 3-2.2.4-19 両面 FSW およびレーザ溶接の継手エリクセン試験結果

③-5 FSW を適用した 1.5GPa 級超ハイテンテーラード・ブランク(TWB)による B  
ピラー部品モデルの作製

両面 FSW 技術の TWB 接合への適用を目的として、両面 FSW を用いて 1.5GPa 級超  
ハイテンによる TWB を作製し、フルスケール B ピラー部材モデルを試作した。プレス  
加工された接合部の健全性を確認し、プレス成形性を検証した。

a. 実験条件

供試材には板厚 1.6mm で引張強さ 1.5GPa 級の自動車用冷延鋼板(以降、1.5GPa-CR  
と表記する)、板厚 1.6mm で引張強さ 590MPa 級の自動車用溶融亜鉛めっき鋼板(以降、  
590MPa-GA と表記する)を用いた。供試鋼板を用い図 3-2.2.4-20(a)に示す両面 FSW に  
より TWB を作製し、トリミングとプレス成形を繰り返し図 3-2.2.4-20(b)に示す B ピ  
ラー部材を作製する。接合条件は③-4 と同様に、図 3-2.2.4-11 に示すように、上側  
から見てアドバンシング・サイドに 1.5GPa-CR を、リトリーティング・サイドに  
590MPa-GA とする配置で、表 3-2.2.4-9 に示す接合条件で両面 FSW 接合を実施した。

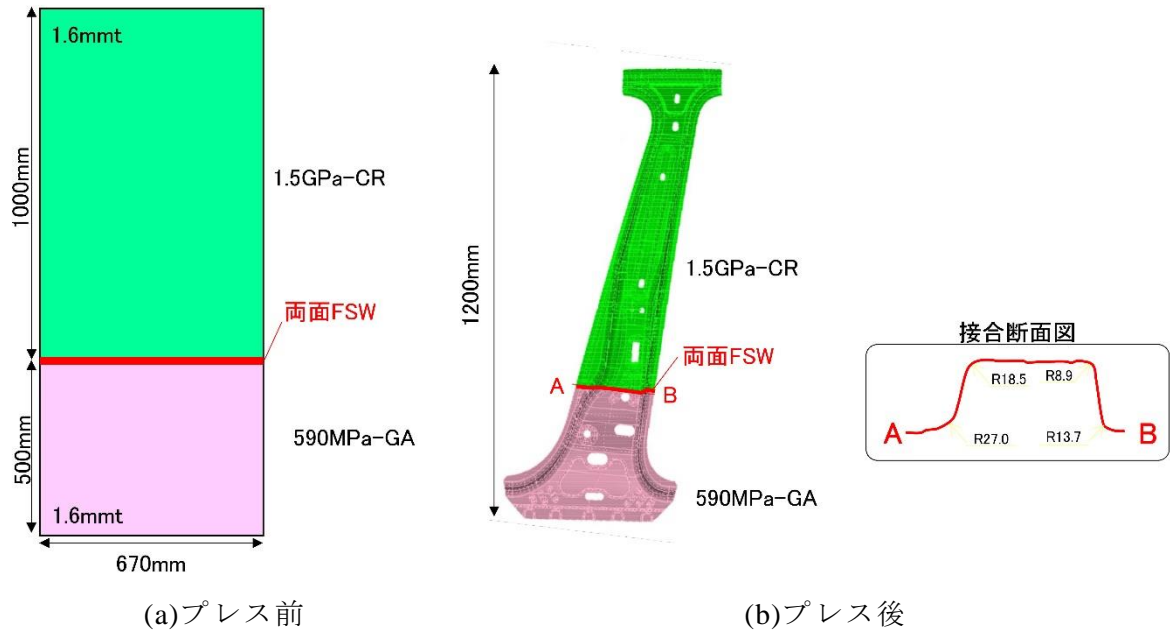


図3-2.2.4-20 Bピラーモデルの形状



図3-2.2.4-21 Bピラーモデル作製のプレス金型例

#### b. 実験結果

1.5GPa-CRと590MPa-GAを接合したTWBの外観を図3-2.2.4-22に示す。外観観察においては接合長全長で接合欠陥は確認されず、フルスケールBピラーを想定した接合長においても適正に接合できることが確認された。

TWB(1.5GPa-CRと590MPa-GA)の各プレス工程のサンプル外観を図3-2.2.4-23に、最終プレス後のサンプルの接合部外観を図3-2.2.4-24に示す。各工程で問題なくプレス成形できることが確認され、特に最終プレス成形後の接合部外観から亀裂発生懸念がある接合部においても亀裂は確認されなかった。

以上の結果から、両面 FSW を用いて作製した 1.5GPa 級超ハイテンによる TWB は、フルスケール B ピラー部材モデルの試作において満足なプレス成形性を示し、部品試作に成功した。

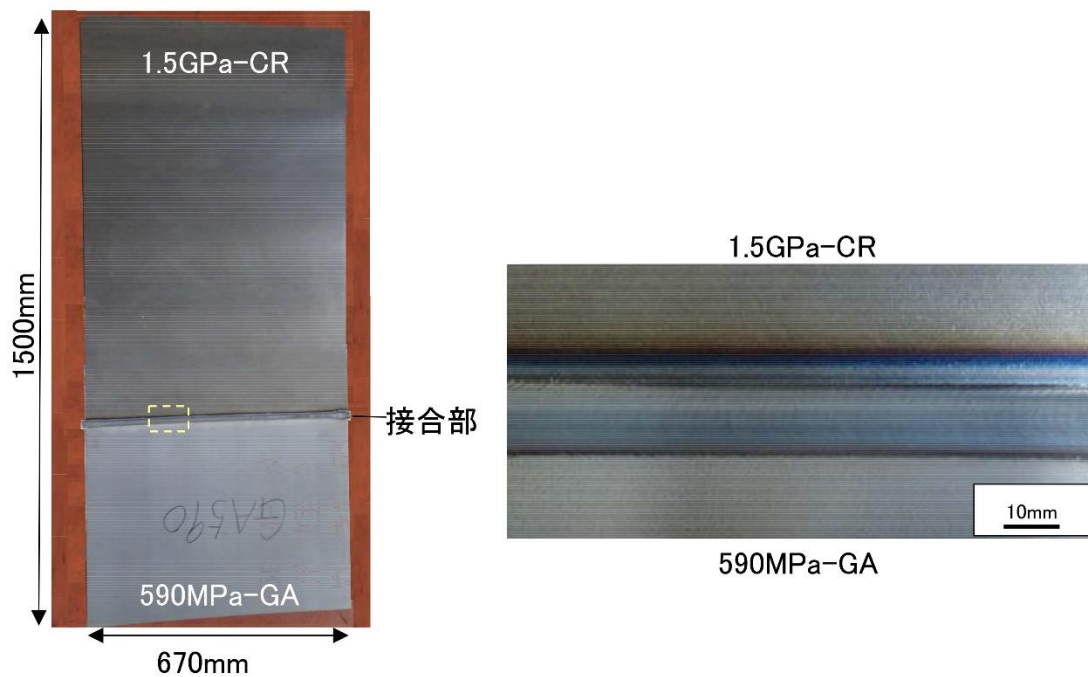


図3-2.2.4-22 TWBの外観

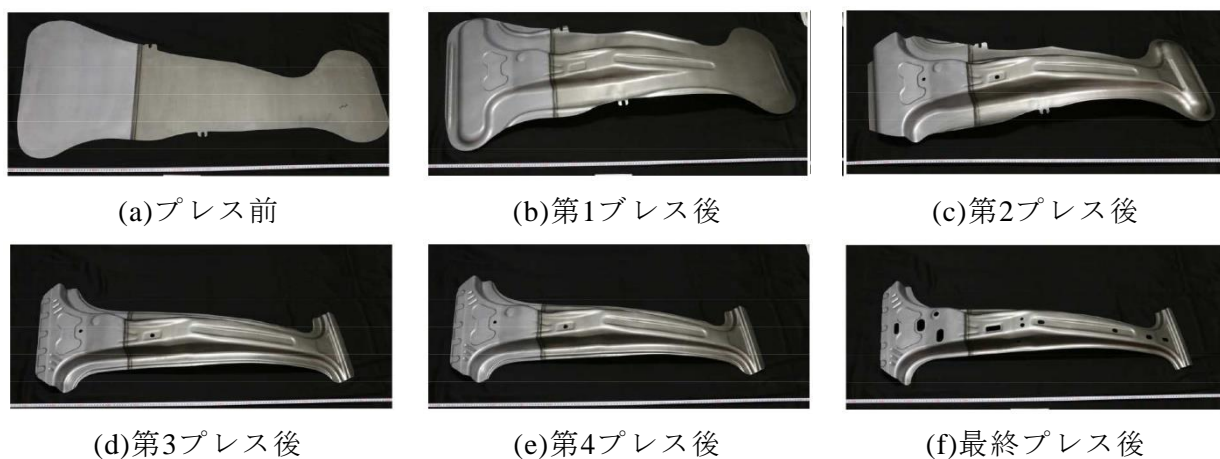


図3-2.2.4-23 両面FSW継手(1.5GPa-CR・590MPa-GA)の各プレス工程のサンプル外観



図3-2.2.4-24 最終プレス後サンプルの接合部外観

### 【研究開発の意義】

自動車用超ハイテンの溶接への FSW の適用において課題となる施工能率の向上に対して、予熱プロセスおよび両面 FSW を複合化したハイブリッド FSW を開発し、従来の FSW と比較し飛躍的な接合速度を達成し、自動車生産に使用される既存溶接技術であるレーザ溶接と同等とすることができた。

既存技術での超ハイテン溶接は、溶接部の水素割れなど熔融・凝固に起因する割れ・脆化が予見されるが、開発 FSW では接合中に侵入する水素量を大幅に低減可能であり、耐水素割れ性において既存溶接法に対する優位性が確認され、次世代超ハイテンの接合において開発 FSW を適用するメリットが示された。

開発 FSW の超ハイテンによるテーラード・ブランク (TWB) への適用を想定し、差厚、差強度材における接合性、継手性能を確認し、TWB 接合への適用の技術要件を検証した。開発 FSW により 1.5GPa 級超ハイテンを用いた TWB を作製し、プレス成形性によりフルスケール B ピラーアウターを試作することで、自動車用超ハイテンの溶接への適用性を実証した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.4-11 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会への 出展	受賞	フォー ラム等※
	査読 付き	その 他	学会 発表・ 講演	新 聞・ 雑誌 等 への 掲載	プレス 発表	その 他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	1	0	2	0	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	2	0	0	0	0	0	1
2017FY	1	0	1	0	0	0	0	0	2
2018FY	0	0	3	0	0	0	0	0	1
2019FY	0	0	1	1	0	0	0	0	1
2020FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2021FY	0	0	1	0	0	0	1	0	1
合計	2	0	11	1	0	0	1	0	9

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.4-12 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	2	0	0
2016FY	2	0	2
2017FY	3	0	2
2018FY	3	16	2
2019FY	2	10	1
2020FY	0	24	0
2021FY	0	0	0
合計	12	50	7

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

#### 2.2.4.3 参考文献

特記無し。

## 2.2.5 [テーマ番号05] アルミニウム／異種材料の点接合技術 (2014年度～2022年度)

### 2.2.5.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

航空機や自動車等の輸送機器には地球温暖化対策としてのCO<sub>2</sub>削減と省エネルギー化が求められており、軽量化はその有効な手段である。自動車においてはとくに車両重量の40%を占める車体の抜本的な軽量化が必要であり、従来の鋼板製車体のような単一材料ではなく、各種構造材料の特長を生かした適材適所の材料適用（マルチマテリアル車体）の研究が主流となっている。

そのマルチマテリアル車体の実現には、部素材の高性能/低コスト化のための研究開発とともに、異種材料からなる複数の部素材を組み付けるための接合技術が不可欠であるが、現状ではリベットなどの機械的接合や接着に限られ、多関節ロボットによる抵抗スポット溶接を前提とした車体組立ラインには容易に展開できない。

そこで本研究開発では、マルチマテリアル車体を既存の車体組立ラインで製造するため、その主要構成材料であるアルミニウムや鋼板、CFRPなどの異種材料の直接接合が可能で、且つ、組立ラインへの適合性の高い異材点接合技術を開発する。併せてそれら異材接合部の信頼性を確保するため、素材間の熱膨張差による熱歪みの解析技術や腐食電位差によるガルバニック腐食の電気化学的評価手法を確立する。

#### (2)目標値

車体組立ラインで多用されている抵抗スポット溶接に置き換え可能な点接合技術を開発対象としており、一部に使用されているリベット接合よりも低コストで多様な板組（材質、総板厚）に対応できる利点もあり、マルチマテリアル車体の接合技術として他の接合手法に比べ優位にある（図3-2.2.5-1～3-2.2.5-4参照）。

板組としては、マルチマテリアル車体で性能、コスト面で適用が進むと思われるアルミダイカスト材料とアルミニウム展伸材の接合に対しても十分に展開が可能であると考えられる。

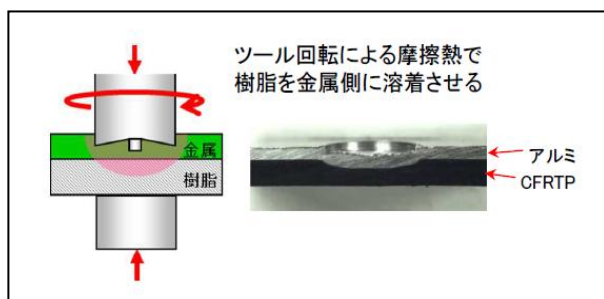


図 3-2.2.5-1 アルミニウム/CFRP の点接合

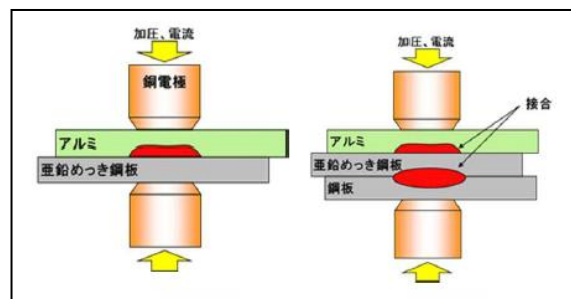


図 3-2.2.5-2 アルミニウム/鋼板の点接合



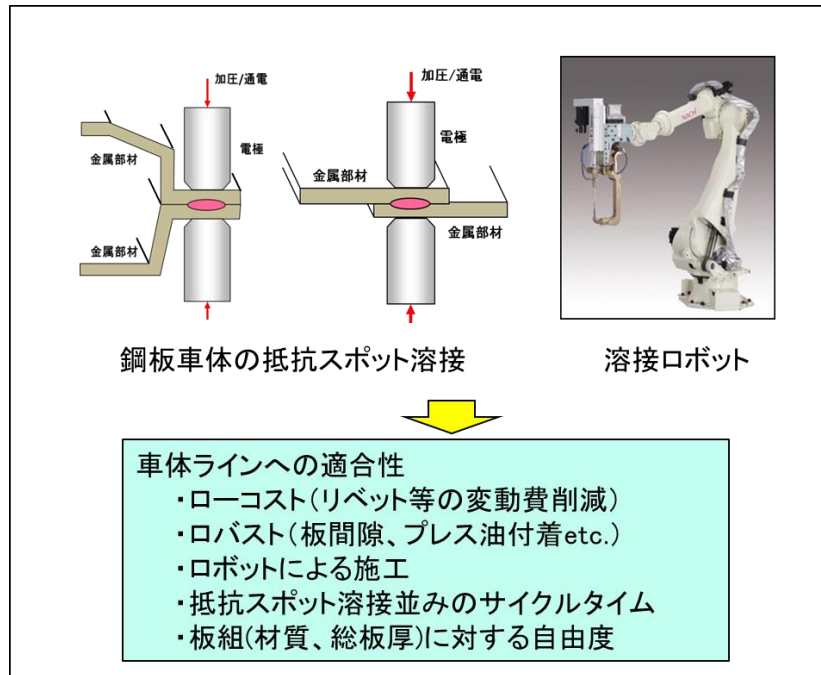


図 3-2.2.5-3 異材点接合の要件

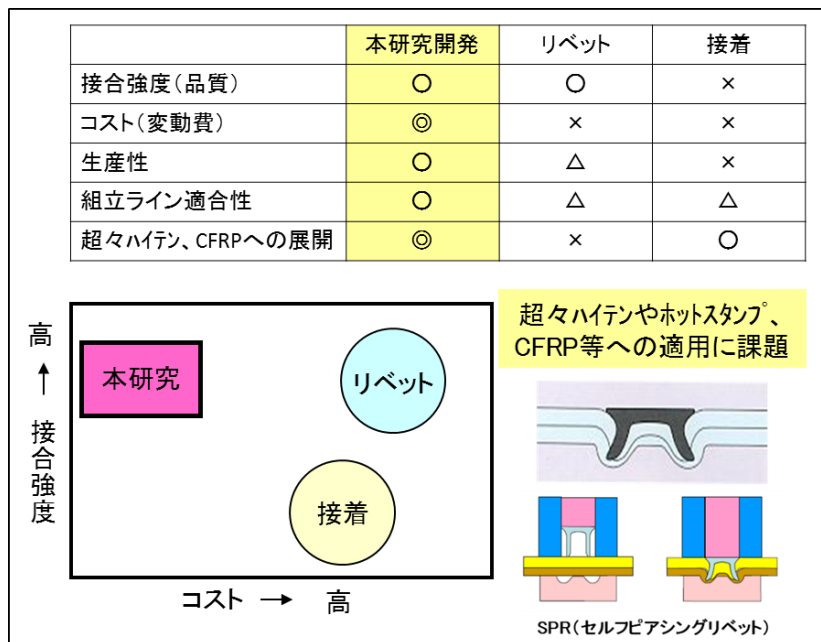


図 3-2.2.5-4 競合技術との対比

本研究開発の目標値を表 3-2.2.5-1 に示す。アルミニウム/CFRP とアルミニウム/鋼板の点接合技術を車体の強度部材に適用するため、接合強度の目標値を JIS Z3140 (スポット溶接部の検査方法) に記載の A 級 (特に強さを要する溶接部) 以上と設定した。また、アルミニウム/CFRP の点接合については、生産性の観点から 1 点あたりの接合時間を抵抗スポット溶接に近い 5 秒以内を最終目標としている。

表 3-2.2.5-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
①-1 アルミニウム／CFRPの点接合技術 (2014～2022年度)  ①-2 アルミ厚板の点接合 (2021～2022年度)	・試験片の接合強度で JIS Z3140-A 級の引張せん断荷重平均値以上または母材破断を実現	・車体部材適用時の部材性能／品質／コスト／主要量産課題の明確化 ・アルミニウム／CFRP 点接合に特化した摩擦攪拌点接合ロボットの仕様決定	・車体部材適用時の部材性能/品質/コスト/生産性を考慮した接合プロセス要件の明確化	・車体部材の接合強度で JIS -A 級の引張せん断荷重最小値以上または母材破断を実現 ・1点あたりの接合時間は5秒以内 ・多関節ロボットによる施工技術と品質保証手法の確立 (①-1、①-2)
②アルミニウム／鋼板の点接合技術 (2014～2022年度)	・試験片の接合強度で JIS Z3140-A 級の引張せん断荷重平均値以上または母材破断を実現	・車体部材適用時の部材性能／品質／コスト／主要量産課題の明確化	・車体部材適用時の部材性能/品質/コスト/生産性を考慮した接合プロセス要件の明確化	・車体部材の接合強度で JIS -A 級の引張せん断荷重最小値以上または母材破断を実現
③異材接合部の評価解析 (2014～2022年度)	・ガルバニック腐食による接合部腐食の電気化学的評価手法の確立 ・アルミニウム／鋼板、アルミニウム／CFRPの熱膨張差による熱歪みの評価解析手法の確立	・ガルバニック腐食に対する防錆技術の確立 ・熱歪み解析手法の運用	・ガルバニック腐食に対する防錆仕様や品質保証ロジックを部品構造で検討 ・熱歪み解析手法を部品構造で検討	・車体の設計開発での実運用
④-1 高遮音アルミパネルの仕様検討 ④-2 高減衰接着剤の仕様検討 (2014～2017年度)	・高遮音アルミパネルと高減衰接着剤の基本仕様決定	・車体部材適用時の部材性能／品質／コストの明確化 ・量産仕様の決定	/	・車体部材適用時の部材性能／品質／コストの明確化 ・量産仕様の決定 (2017年度)
⑤異材点接合の適用研究 (2016～2022年度)	/	・自動車用ドアを想定した CFRP 複合成形の技術課題抽出	・衝突性能を考慮したマルチマテリアルドアの構想設計（構造検討/材	・マルチマテリアルドアの材料/工法の決定

		<ul style="list-style-type: none"> <li>・マルチマテリアルドアの構想設計（重量とコストの概算）</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>料/工法及び重量とコストの概算</li> <li>・革新材料のドアビームとしてのポテンシャルの明確化</li> </ul>	
--	--	---	--	--

### (3)全体計画

研究開発が 10 年間の長期に及ぶことから、研究テーマの運営にステージ管理を導入して進めてきた。具体的には研究期間を第一期：術構想の実証（2013 年～2015 年）、第二期：実部品での性能/効果の検証（2016 年～2017 年）、第三期：実用化の主要課題解決（2018 年～2020 年）、第四期：技術展開(2021 年から 2022 年)の四つのステージに分け、各ステージでの研究内容やゴールを明確に設定した。

第一期、第二期では異材点接合技術と評価解析技術に加え軽量化に伴い課題となる NVH 性能改善のための材料開発（2014～2017 年度）を織込み取り組んだ。

また、第二期では新たに自動車用ドアを想定した異材点接合の適用研究に着手し、第三期では自動車用ドアを想定した異材点接合の実用化開発へ移行している。

### (4)実施体制

本研究テーマは、異材点接合技術と接合部の評価解析技術及び NVH 性能（振動騒音）を改善するための材料開発で構成される。アルミニウム/CFRP の点接合技術と高遮音アルミニウムパネルは、アルミニウム素材メーカーである(株)UACJ との共同開発とし、大学や公的研究機関に接合部の基礎評価や接合時間短縮を再委託している。ウエルドボンド用高減衰接着剤については接着剤メーカー（2014～2017 年度）や大学等に再委託し、接着剤の基本組成の検討や減衰メカニズムの解明を進めた。また、自動車用ドアを想定した適用研究を進めるため、自動車部品メーカーを再委託先としている。さらに、ISMA との連携体制として、接合技術分科会活動、革新接合技術の応用検討、革新材料の適用検討を進めるため新たに体制を構築した。

### (5)運営管理

業務管理責任者のもと部門横断の実施体制とし、サブテーマ毎にテーマリーダーを設定した。また、研究活動の PDCA サイクルを徹底するため、業務管理責任者をレビューボードとしたマンスリー（毎月）の進捗会議を開催している。

### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

技術開発のトレンドによると車体のマルチマテリアル化は 2020 年代頃から車の全面改良に合わせて随時拡大するものと予想され、最小（1 モデル）でも年間数万台レベル、主要車種に適用されれば年間数十万台レベル、同業他社が採用した場合にはさらに大きな事業規模に達する。開発技術を着実に社会へと還元するため、マツダの占

有ではなく、海外メーカーを除く国内同業他社への技術ライセンスを検討する。

## 2.2.5.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.5-2 に最終目標と達成度を示す。各サブテーマとも最終目標を達成できている。第三期及び第四期（2018～2022 年度）ではアルミニウム/CFRP 点接合技術の確立（接合装置開発含む）と生産ラインでの同時塗装を狙いとした高融点熱可塑性樹脂への応用展開、構造開発のための接合強度の静的/動的評価やデータベース化及び材料モデル構築、自動車部材への適用開発に重点的に取り組んでいる。高融点樹脂であるポリフェニレンサルファイド（PPS）などの耐熱性樹脂をマトリックスとした CFRP についても目標を超える接合強度が得られる接合条件の検討を終え、知財権利化を完了した。また、ロバスト性確保のための技術開発を進め、車体実部材を想定した試作検証、構造化、本工法の板組や材質の適用拡大の検討を進めた。

アルミニウムダイカスト材を含むアルミニウム厚板の摩擦攪拌点接合に関しては、主要な板組での接合性評価を完了し、アルミニウムの JIS A 級スポット溶接強度を超える接合強度が確保可能なことを確認し、強度を必要とする用途へ本技術が適用可能なことを明らかにした。また、アルミニウム/鋼板の点接合についても第二期中に基本技術を確立し、第三期及び第四期（2018～2022 年度）では接合強度のロバスト性を確保可能な接合要件の定量化、品質保証方法及び生産性の検討を進め最終目標を達成した。

表 3-2.2.5-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
①-1 アルミニウム ／CFRP の点接合 技術	・車体部材の接合 強度で JIS -A 級の 引張せん断荷重最 小値以上または母 材破断を実現 ・1 点あたりの接合 時間は 5 秒以内	・ JIS -A 級の引張せん断 荷重と接合時間 5 秒以内 /点を実現したアルミニ ウム/CFRP 点接合技術。 ・アルミニウム厚板点接 合への同様な目標の達成 による本技術のマルチマ テリアル適用性の実証。	◎	
①-2 アルミ厚板 の点接合技術	・多関節ロボット による施工技術と 品質保証手法の確 立 (2022 年度)	・多関節ロボットを使っ た実部材の接合実証と工 程での品質管理を実現す る強度保証ロジック。		
②アルミニウム/ 鋼板の点接合技術	・車体部材の接合 強度で JIS -A 級の 引張せん断荷重最 小値以上または母	・ JIS -A 級の引張せん断 荷重と接合時間 5 秒以内 /点を実現したアルミニ ウム/鋼板点接合技術。	○	

	材破断を実現 (2022年度)	・工程での品質管理を実現する強度保証ロジック。		
③異材接合部の評価解析	・車体の設計開発での実運用 (2022年度)	(ガルバニック腐食) 市場と相関のある劣化モードの構築及びCAEによる机上予測技術を構築し実運用済み。 (熱歪み予測) 接着剤の硬化を考慮した工程での熱歪みと市場を想定した熱歪み予測技術を構築し実運用済み。	○	
④-1 高遮音アルミパネルの仕様検討	・車体部材適用時の部材性能/品質/コストの明確化 (2017年度)	・遮音効果最大化のための音響CAEを完了。	○	
④-2 高減衰接着剤の仕様検討	・量産仕様の決定 (2017年度)	・熱可塑性樹脂の添加による温度範囲拡大の可能性を見出した。	◎	
⑤異材点接合の適用研究	・マルチマテリアルドアの材料/工法の決定 ・革新材料の評価 (2022年度)	・マルチマテリアルドアの接合工法の検証を完了し、多関節ロボットを使った接合性を実証。 ・アルミニウムとCFRPを複層化することで衝突性を確保。 ・革新鋼板、マグネ、アルミ材の評価を行い、現時点の材料としての評価を完了し、性能、実用上の課題を明らかにした。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

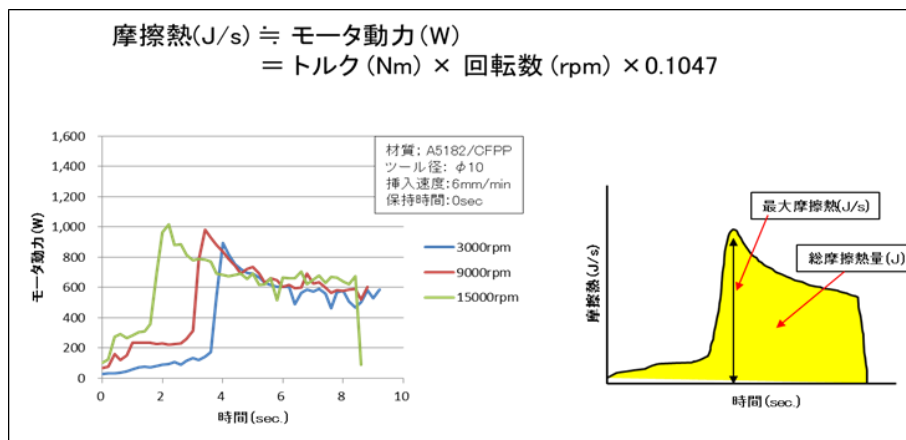
## (2)研究開発の成果と意義

### ①-1 アルミニウム/CFRP 点接合技術

これまでにマトリックス樹脂の官能基とアルミニウム表面の酸化膜分子との物理的相互作用（クーロン力）による結合であることを明らかにした。その接合メカニズムに基づき、本来は官能基を含まず接合性に劣るポリプロピレン樹脂につ

いても、カルボキシル基の添加やアルミニウム側への表面処理により接合強度が大幅に向上することを見出し、第一期目標（JIS Z3140-A 級の引張せん断荷重平均値以上または母材破断）を前倒しで達成した（**UACJ** と共同）。また、本技術の接合品質と生産性（接合時間目標 5 秒以内/点）を両立するため、品質工学の直交表を用いた実験を行い、ポリプロピレン樹脂マトリックスの **CFRP** では接合時間を 2 秒程度まで短縮できることも分かった。

第二期では主にアルミニウム/**CFRP** の点接合に特化した実用接合装置の構想設計と、実部品による技術検証を実施した。このうち接合装置の構想設計においては、その基本仕様を決定するため、予備実験として接合強度に及ぼすプロセスパラメータの影響を体系的に調査した。具体的にはツール径や回転数、挿入速度、保持時間と接合強度の関係を実験的に求め、接合部に投入される摩擦熱を指標として整理した（**図 3-2.2.5-5**）<sup>1)</sup>。



**図 3-2.2.5-5 摩擦熱の指標**

その結果、引張せん断荷重は接合面積にほぼ比例し、その接合面積は接合時に投入される総摩擦熱量と相関があることが分かった（**図 3-2.2.5-6**、**図 3-2.2.5-7**）<sup>2)</sup>。パラメータの中でも挿入速度と保持時間の総摩擦熱量に及ぼす影響が大きく、挿入速度が速い（接合時間が短い）ほど、引張せん断荷重が低下する（**図 3-2.2.5-8**）。これに対し、所定の挿入深さに到達後もツール回転を一定時間保持することで高速挿入域の引張せん断荷重が大幅に改善されることも分かった（**図 3-2.2.5-9**）。要求強度レベルやマトリックス樹脂の熱的性質に応じて、これらのパラメータを適切に設定することが重要である。

予備実験の知見をもとに、ポリフェニレンサルファイドや芳香族ポリアミドなど、ポリプロピレンに比べて融点の高い耐熱性樹脂への展開性も考慮したうえで、必要な摩擦熱量を得るための装置能力やパラメータの設定範囲を決定し、接合装置の構想設計に織り込んだ。

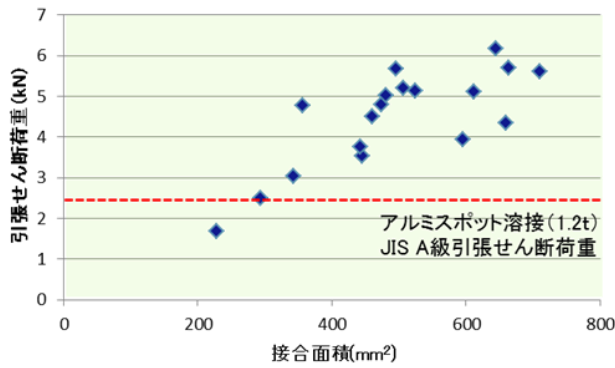


図 3-2.2.5-6 引張せん断荷重と接合面積

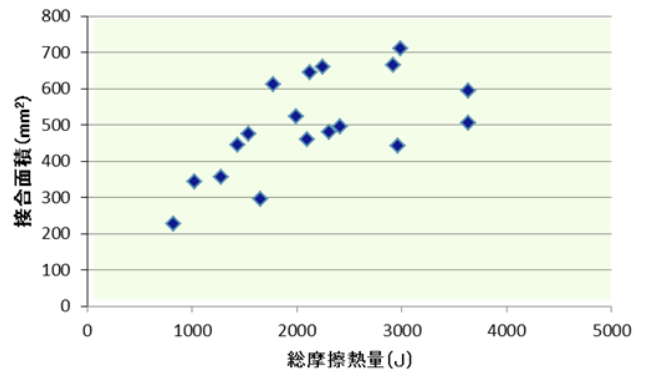


図 3-2.2.5-7 総摩擦熱量と接合面積

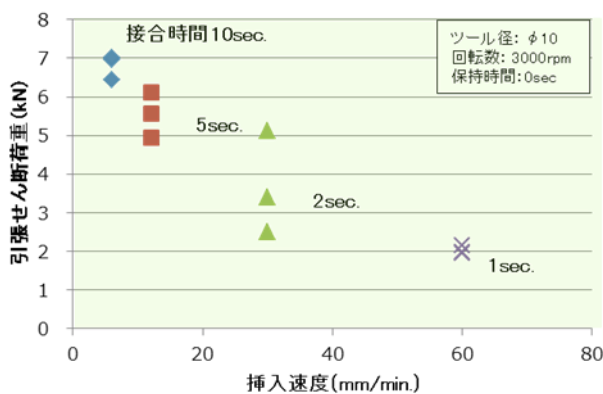


図 3-2.2.5-8 挿入速度の影響

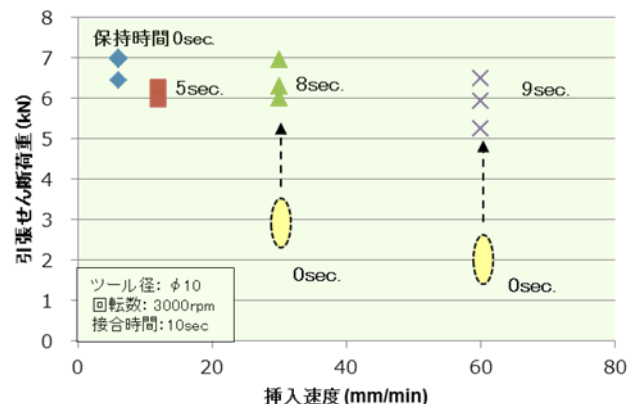


図 3-2.2.5-9 保持時間の影響

ポニフェニレンサルファイドや芳香族ポリアミドなどの高融点樹脂を接合するため、第三期では、摩擦熱量のアップに加え、アルミニウムの表面処理などの手段で接合強度確保を検討した。この内、アルミニウムの表面処理に関しては、実用化を踏まえた部材性能と品質の向上を目的に表面処理の効果についてメカニズムを踏まえ、(株)UACJ 及び大学と共同で検証を行った。結果として、アルミニウム母材から破断する仕様も見られ、疲労強度向上だけでなく強度ばらつきの抑制にも効果があることを見出した (図 3-2.2.5-10) <sup>3)</sup>。

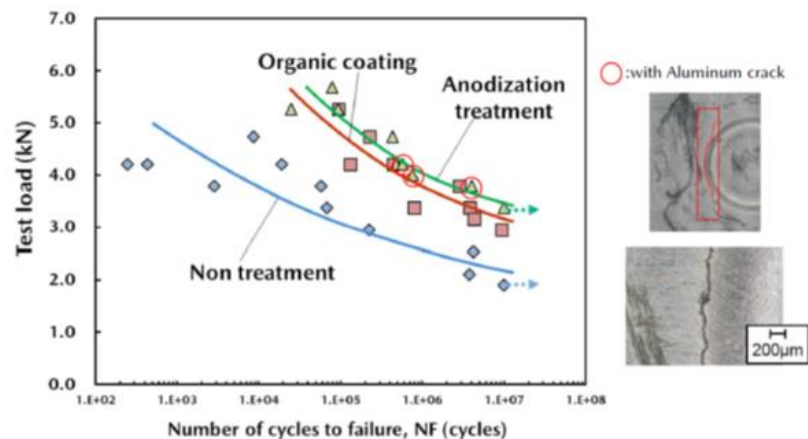


図 3-2.2.5-10 表面処理による接合部の疲労特性向上

また、恒温恒湿試験や冷熱衝撃試験を実施した後の引張せん断強度についても調査を行った<sup>3)</sup>。試験結果を図 3-2.2.5-11 に示す。グラフの上矢印は、母材破断したことを示す。二つの耐久信頼性試験の結果、接合界面の極端な強度低下は生じなかった。多くが樹脂の母材破断となっており、アルミニウム表面処理剤を使用することでさらに界面破断する継手は減少する傾向にある。樹脂種と表面処理の適切な選択により、より高い耐久性能を得られると考える。

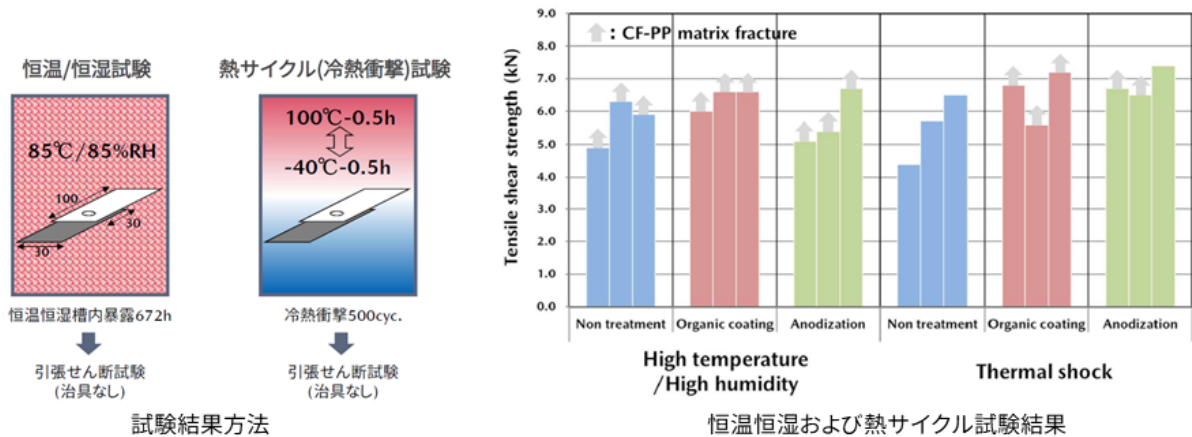


図 3-2.2.5-11 恒温恒湿及び熱サイクル試験結果

#### ①-2 アルミニウム厚板点接合技術

摩擦攪拌点接合は、様々な材料への適用性の高い接合技術であり、一つの工程の中で同じ設備を使って様々な材料を接合できることは投資の面でも有利である。

そこで、本技術を使った板厚の厚いアルミニウムダイカスト材とアルミニウム圧延材を対象とした接合技術研究を 2021 年度から開始した。

アルミニウムダイカスト材とアルミニウム圧延材の接合においては、アルミニウム/CFRP の接合とツールが異なるのみで同一の設備で接合が可能である。

図 3-2.2.5-12 にツールの模式図と各パラメータを示す。ツールは、下板までプローブが浸入しているのが特徴であり、下板の材料を攪拌して塑性流動させ上板と接合させるものである。

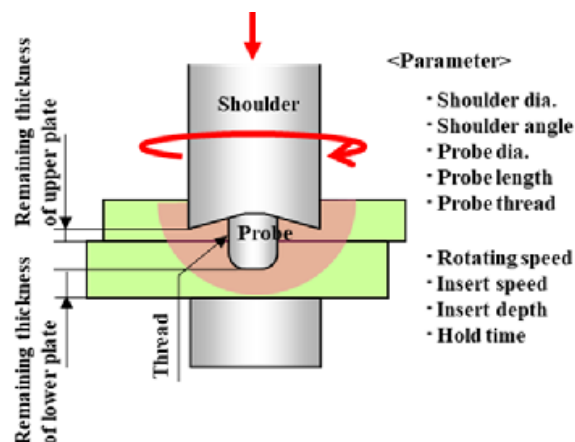


図 3-2.2.5-12 アルミニウム厚板の摩擦攪拌点接合のツール及びパラメータ



図 3-2.2.5-13 にツールのプローブ径を変えた時の上板残厚と引張せん断荷重の関係を示す<sup>4)</sup>。これを以下ウエルドローブと呼ぶ。上板残厚はツールの侵入量で変化させており、あるところに強度のピークが存在している。適切に条件を設定することにより、アルミニウムの抵抗スポット溶接 JIS Z3140-A 級の引張せん断値の平均荷重を超える接合強度が得られている。今回のように被接合材の総厚さが 4~4.5mm 程度の板組では、プローブ径は 5mm 程度、プローブ長さは下板を貫通しない範囲で設定するのが適当と考えられる。

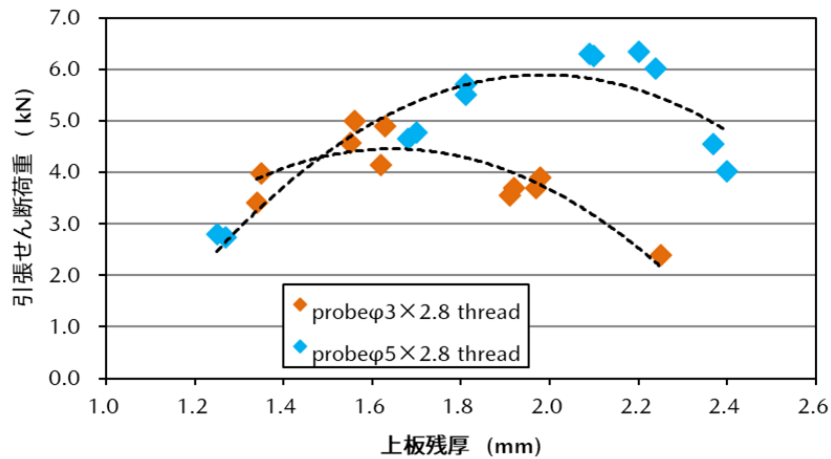


図 3-2.2.5-13 アルミニウムダイカスト材とアルミニウム圧延材のウエルドローブ

図 3-2.2.5-14 にアルミニウムダイカスト材とアルミニウム圧延材を接合した試験片の断面マクロ写真を示す。いずれもその接合条件で得られる引張せん断荷重の極大値に対応したツール挿入量の断面である。各写真の下欄にプローブ形状と回転数を示す。カッコ内の値はその接合条件で得られる引張せん断荷重である。写真中央の金属光沢部分はツールの挿入痕、その周囲に黒く見える部分が断面である。なお、写真に追記した白破線は上板と下板の接合界面を表している。

ツールの挿入に伴って下板が巻き上げられ、くさび状に上板へ流入していることが分かる。

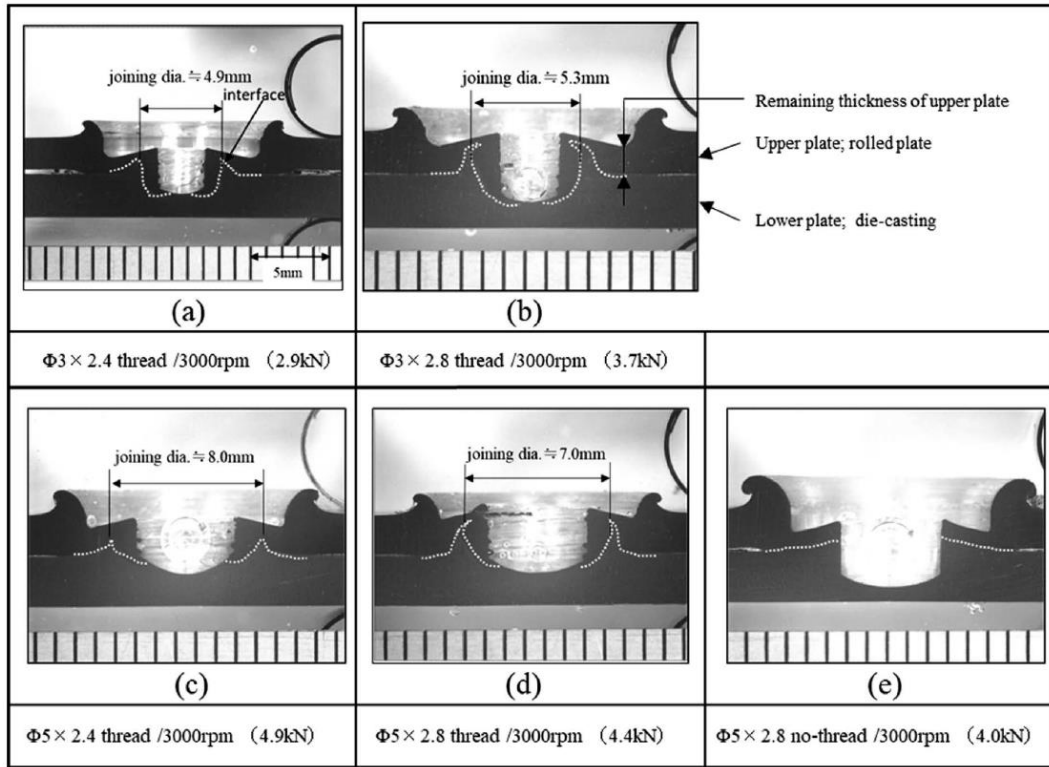


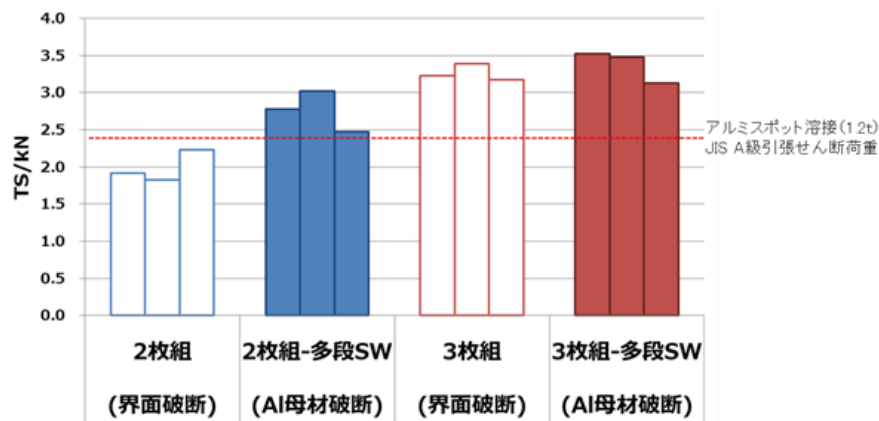
図 3-2.2.5-14 アルミニウムダイキャスト材とアルミニウム圧延材接合部の断面マクロ写真

## ②アルミニウム/鋼板点接合技術

これまでに鋼板側に薄目付けの亜鉛メッキを施すことで接合強度を大幅に改善し、第一期目標（JIS Z3140-A 級の引張せん断荷重平均値以上または母材破断）を達成した。また、防錆鋼板として国内では主流の厚目付 GA 鋼板（合金化溶融亜鉛メッキ）についても、通電を複数回に分けてステップ状に電流値を増加させる「多段通電プロセス」を用いることで、チリの抑制と接合ナゲット径の拡大が両立でき、実用レベルのはく離強度（アルミニウム同士の抵抗スポット溶接以上）が得られた。

第二期では、本技術の適用範囲を明らかにするため、超ハイテンを含む板組みでの接合性を評価した。軟鋼板の場合と同様、亜鉛メッキと多段通電の組合せにより、目標を超える引張せん断荷重が得られ、破断形態もアルミニウムの母材破断を示すことを確認した（図 3-2.2.5-15）。材料の塑性変形を前提とするセルフピアッシングリベットは硬質材料への適用が難しいことを考慮すると、超ハイテンを含む異材が接合できることは本技術の大きな利点と言える。

また、種々の板組に対する通電条件や電極仕様などの最適化ツールとして、市販の溶接シミュレーションの活用を検討した。アルミニウムと鋼板の異材組合せにおいても、断面観察により確認できるナゲット形成状態をほぼ再現できることが分かった（図 3-2.2.5-16）。



2枚組: Al(1.2t)/GA980MPaハイテン(1.2t)  
 3枚組: Al(1.2t)/GA軟鋼板(0.8t)/1180MPaハイテン(1.4t)

図 3-2.2.5-15 超ハイテンの接合強度

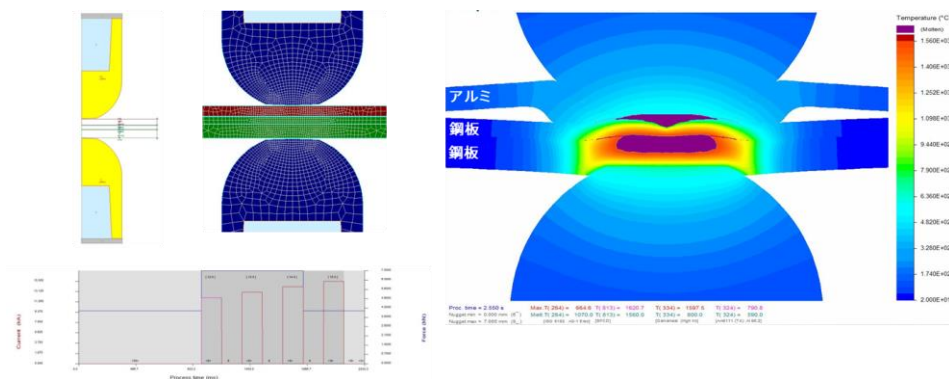


図 3-2.2.5-16 シミュレーション結果

第二期までの検討において、アルミニウムと鋼板のスポット溶接において、ナゲット部を形成するアルミニウムの残厚（アルミ残厚）の確保が重要なことを見出した。第三期では、これを実現する手段として、装置及び電極先端形状の適正化の二つの方法の検討に着手した。この内、電極先端形状の適正化に関しては、市販の溶接シミュレーションで上下の電極先端形状によるアルミニウム材の熔融面積の変化が再現できることを確認し、CAE 解析による溶接部のせん断強度の予測の可能性を見出した（図 3-2.2.5-17）。

図 3-2.2.5-18 は、アルミ側、鋼板側の電極先端 R とアルミ材の熔融幅の関係を見たもので、接合強度に関係するアルミ材側の熔融幅は、鋼板側の電極先端 R に依存し、アルミ側の先端 R の影響は小さいことが分かった。電極形状は、アルミ側と鋼板側で、解析の結果を見てもアルミ側の熔融幅が鋼板の加熱幅に依存していることが確認できる。これは、鋼板側の加熱を促進することが本工法では必要で、通常鋼板の溶接に使われる先端がフラットの電極が使えることはコスト的にも LCA 的にも有効と考えられる。一方、アルミ側に関しては、電極先端 R の影響を受けないことからアルミ残厚を確保することを考慮して選択することが重要と思われる。

図 3-2.2.5-19 に電極先端 R の組合せと最大電流値、引張せん断強度の関係を示す。





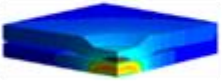
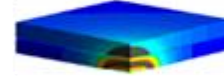
電極組合せ	DR型(R40/R40) 	R型(R150/R25) 
断面写真		
解析結果 (温度)		

図 3-2.2.5-17 電極組み合わせによるアルミ残厚の安定化

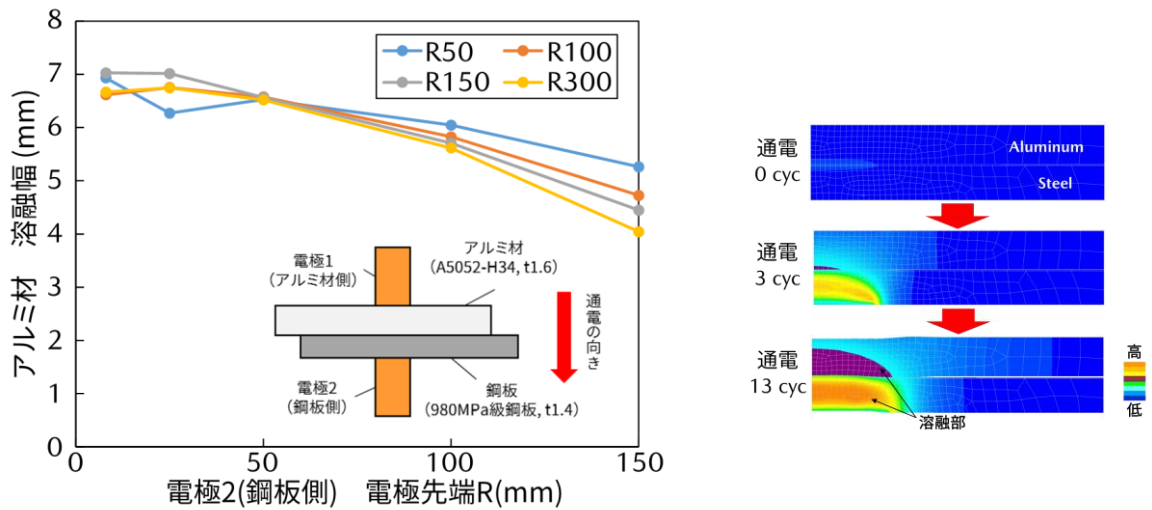


図 3-2.2.5-18 電極先端 R とアルミ材溶融幅の関係及び通電中の材料の温度変化

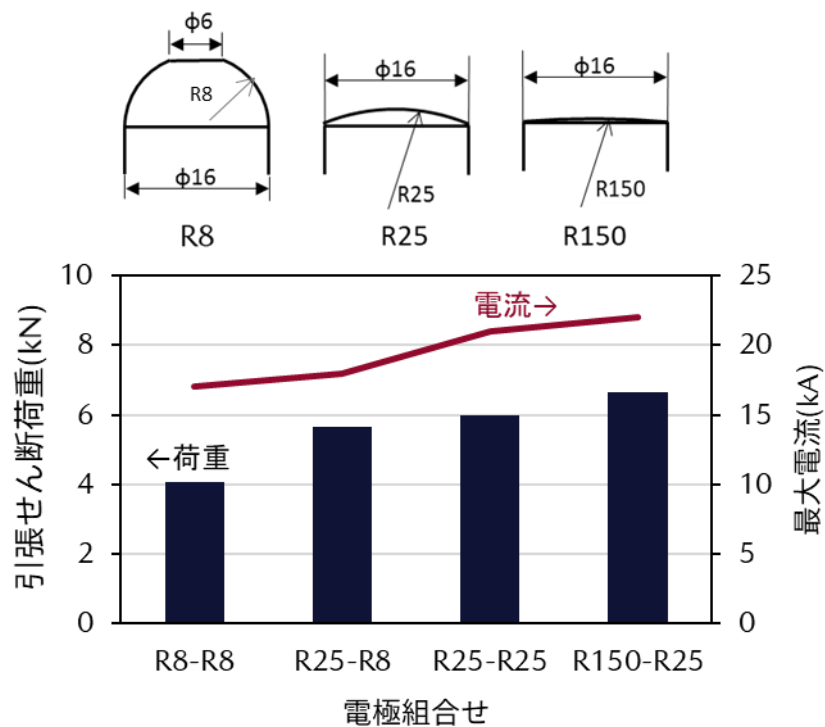


図 3-2.2.5-19 電極組合せと最大電流値及び引張せん断荷重の関係

### ③異材接合部の評価解析

異種材料（アルミニウム/ CFRP/鋼板など）の電気化学特性や熱的特性の違いに起因したガルバニック腐食や熱歪みへの対応は、マルチマテリアル車体を実現するうえでの大きな課題である。これまでに電気化学的評価手法を用いてガルバニック腐食を評価し、腐食速度に及ぼす炭素繊維量や電極面積比の影響を明らかにした。

ガルバニック腐食は、図 3-2.2.5-20 に示すように電位差のある異種材料を塩水膜などの電解質中に浸漬した場合、電子のやり取りによって電気回路が形成され、電位の低い方（卑な金属）が腐食していく現象である。

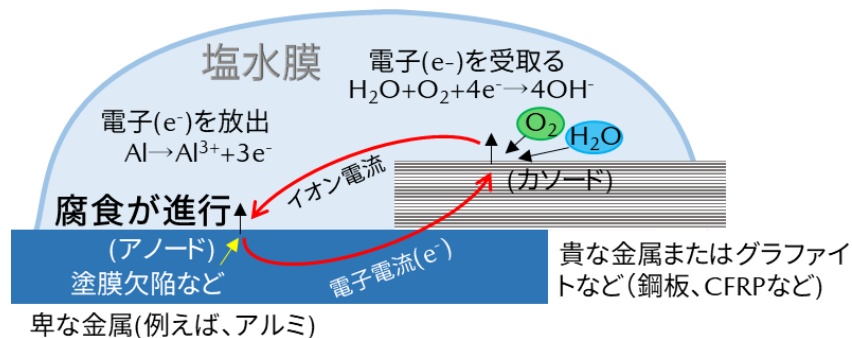


図 3-2.2.5-20 ガルバニック腐食のメカニズム

アルミニウムと CFRP の接合部が被水環境に曝される場合には、防水もしくは絶縁等の防錆対策が不可欠であり、実際に CFRP を採用している欧州車ではシーラーや接着剤などの防錆副資材が用いられている。図 3-2.2.5-21 は腐食試験日数と継手強度保持率の関係を見たもので、シーラーの有無によって大きく強度低下が起きることが予測された。

そこで第二期では実際の締結構造をモデルに、電気化学的評価手法による腐食の定量化と防錆仕様の検討に取り組んだ。シーラーや接着剤を用いる場合には、防水性や絶縁性の長期品質保証が不可欠であるが、これまでは、異材接合の場合の耐食性のばらつきや市場での経年劣化を想定した品質保証のための評価方法が無かった。そこで、これら防錆副資材の施工不良や経年劣化を模擬した試験片と電気化学的手法を組み合わせた新たな評価方法を考案した。

第三期では、市場と相関のある締結構造モデル（図 3-2.2.5-22）の促進劣化手法及びその品質保証要件の明確化を行った。また、市場劣化因子の寄与度の定量化を行い、各種促進劣化モードとの相関取りを進めた。さらに、第三期からガルバニック腐食のシミュレーションについて検討を行ってきた（図 3-2.2.5-23）。CAE 解析では、ガルバニック腐食電流密度（腐食速度）に及ぼす水膜厚、シーラー膜抵抗の影響などについて、第二期で構築した促進劣化モードでの試験結果とのコリレーションも得られてきており、実運用についても使用できるレベルにあることを確認できた。

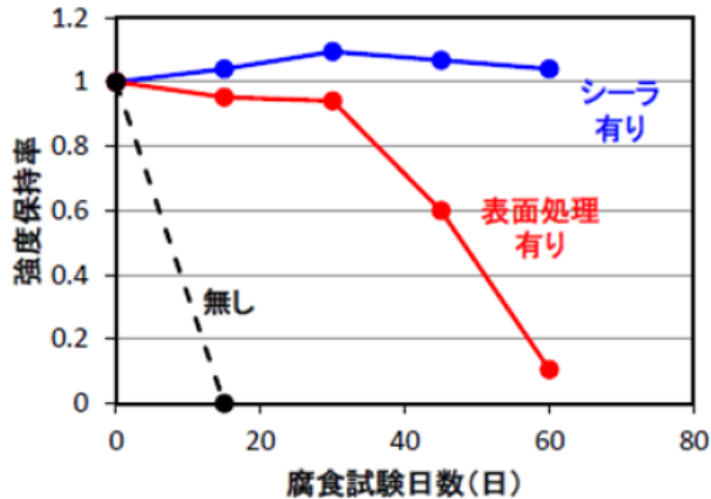


図 3-2.2.5-21 腐食試験日数と継手強度保持率の関係

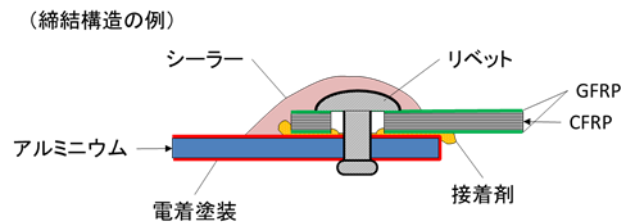


図 3-2.2.5-22 締結構造モデル

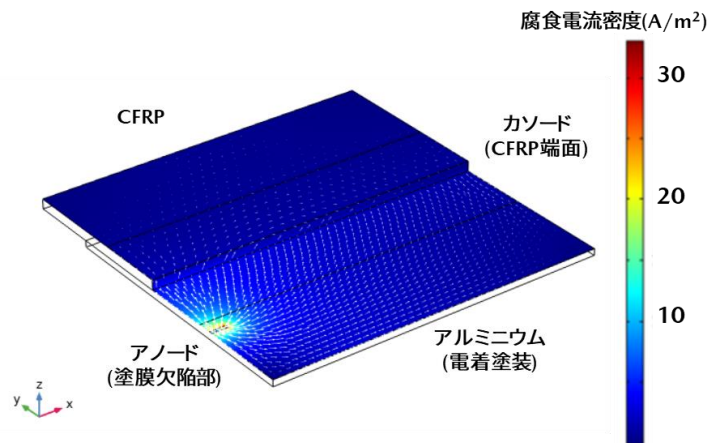


図 3-2.2.5-23 ガルバニック腐食解析結果の一例

一方、熱歪みについては、第二期では CFRP とアルミニウムを接着剤で接合したフレームを想定した試験片を用い、熱歪み現象を定性的に評価できることを確認した。第三期では、同様な組み合わせで各部材の剛性比を変えた場合の熱変形量の実測値と CAE 解析値を比較した (図 3-2.2.5-24)。なお、温度範囲は自動車の使用環境温度 (-40°Cから+80°C) とした。今回の予測結果については、実体と CAE 解析の変形量及び内部に生じる歪み(応力)の差はさほど大きくなく、CAE に

て実験の傾向を再現できており、定性的に活用可能なことが確認できた。

また第三期では、熱硬化型エポキシ系接着剤を対象として、接着剤の硬化過程を模擬したモデル構築にも取り組んだ。図 3-2.2.5-25 にモデルの確からしさを検証するため用いたアルミニウム/鋼板接着接合テストピースの概要を示す。図 3-2.2.5-26 に接着剤硬化後のテストピース中央部の残留変形量の比較を示す。硬化過程を考慮していないモデルは、予実差+35%であったのに対し、硬化過程を考慮することで目標とする予実差+13%まで改善できることを確認した。現在は、接着剤を常温硬化接着剤にまで拡大し解析の検討を行っている。今後、後述するドア部品を対象に、本モデルの精度検証を行っていく。

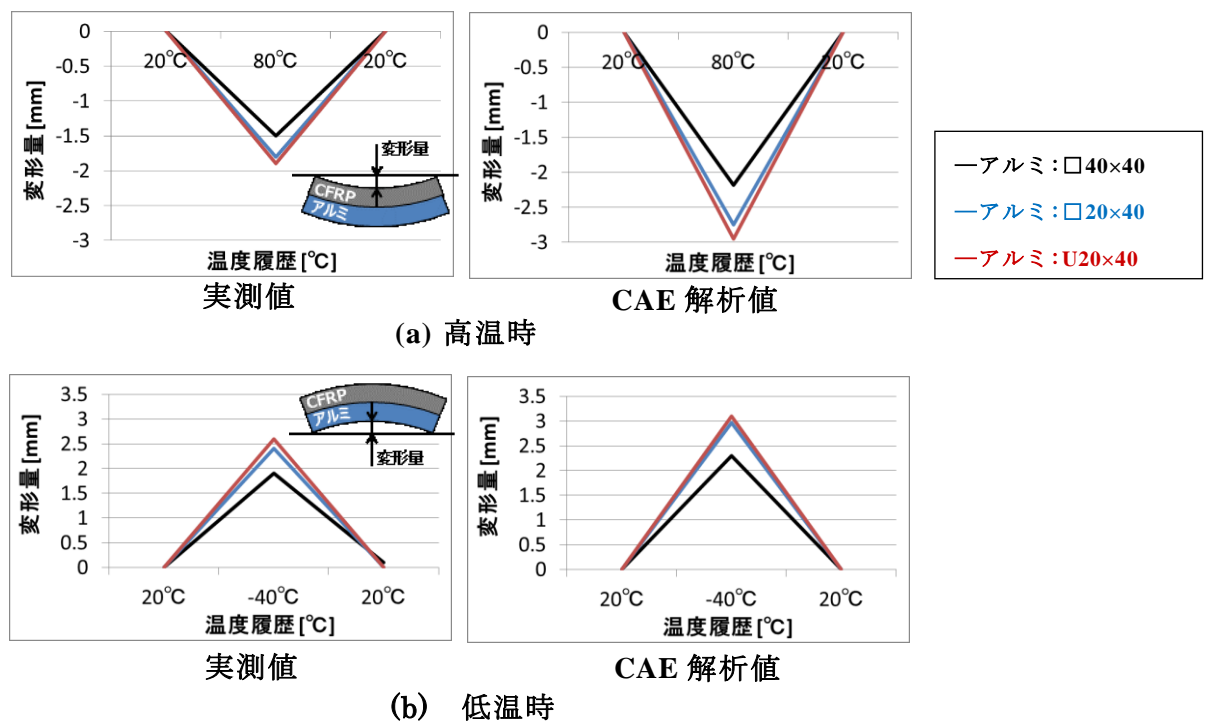


図 3-2.2.5-24 熱変形量の実測値と CAE 解析値の比較

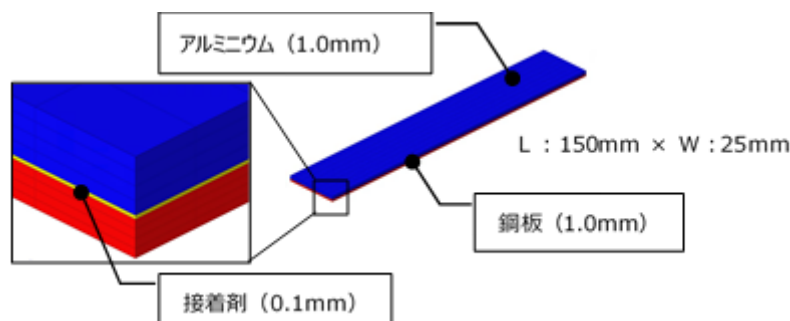


図 3-2.2.5-25 アルミニウム/鋼板接合試験片

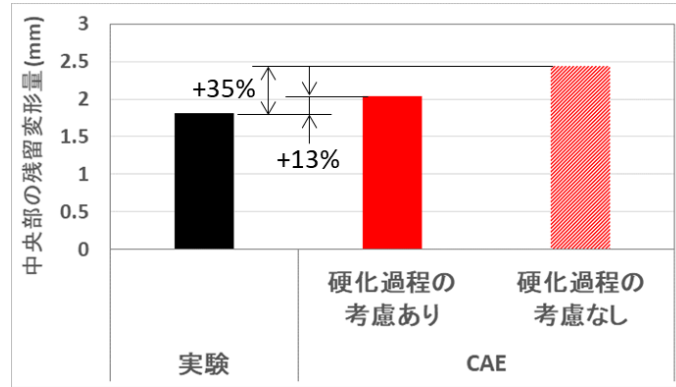


図 3-2.2.5-26 アルミニウム/鋼板接合試験片の熱変形計測結果

#### ④-1 高遮音アルミニウムパネルの仕様検討

自動車の鋼板パネル部材をアルミニウムや樹脂などの低密度材に置換した場合の問題点のひとつに遮音性能の悪化がある。本プロジェクトではこれを解決するため、接合技術開発に加え、高遮音アルミニウムパネル材の仕様を検討した。

具体的には、パネル部材に部分的にエンボスを付与し、板振動を制御することで板厚(=重量)を増加させることなく遮音性能の改善を図るとい、新規なコンセプトに基づくものである。音響特性評価手法や数値シミュレーションを用い、各周波数の音響性能を目的関数としたエンボス形状の最適化を行い、ユニットレベルで遮音性能が最大 2.0dB 改善できる仕様を導き出し、コンセプトの妥当性を実証した(株UACJと共同)。

2016 年度は、その遮音効果を最大化するため、(i)リアパッケージトレイを題材に必要な遮音周波数域の特定、(ii)遮音周波数に応じたエンボス配置の最適化の検討を実施した。(i)については実走行中のタイヤ音を模擬できる 4 輪音響加振システムを導入し、台上での評価を可能とした。本システムにより、リアパッケージトレイから透過してくる音のエネルギーを測定することで、弱点周波数が 1kHz と 4kHz であることを明らかにした。また(ii)については、エンボス配置を設計因子とした 43 仕様の音響解析を実施した。さらに、上記の弱点周波数に適した剛性配置を音響解析により導出し、アルミニウム合金製リアパッケージトレイを試作した。試作品の遮音性能を確認した結果、狙いの周波数では材料置換に伴う性能悪化分の 80~90%を改善でき、開発目標(材料置換による遮音性能の悪化を重量増無しでキャンセル)を達成した。

#### ④-2 ウェルドボンド用高減衰接着剤の仕様検討

アルミニウム等の低密度材をフレームやパネルに適用すると、遮音性能と同様に車体の振動特性が悪化する。本研究の目的は、そのリカバリー策のひとつとして、点接合と接着の併用(ウェルドボンド)を想定し、振動減衰特性の高い接着剤を開発することである。

2016 年度は、高減衰接着剤の構造用としての実用性を考慮し、基本性能であるヤング率や接着強度に加え、生産要件である貯蔵安定性等も考慮して基本組成を



検討した（サンスター技研、東京工業大学、大阪工業大学に再委託）。この中では、減衰特性の発現メカニズムについても、接着剤の組成配合比や攪拌条件、硬化条件とモルフォロジーとの関係を紐解くため、透過型電子顕微鏡による微細構造解析や、原子間力顕微鏡法（AFM）等の材料分析技術を活用・構築することで、性質の異なる熱可塑性樹脂を複合添加すると高減衰特性が得られる温度範囲をコントロールできることを見出すことができた。

2017年度は、熱可塑性粒子の種類や組合せ、添加量等を調整し、目標の減衰特性（0～60℃の範囲で  $\tan\delta 0.4$  以上）を有する接着剤を試作した。その試作接着剤のパネル振動減衰効果を確認するため、2枚の SPC 鋼板を接着接合した試験片を作製し、導入した非接触振動計測装置で振動減衰効果を比較した。その結果、試作接着剤は汎用構造用接着剤よりも振動減衰効果が大きいことを検証することができた。

また、試作接着剤の基本性能（ヤング率、接着強度）と生産要件（塗布性、耐シャワー性、貯蔵安定性等）を評価した結果、基本性能は確保できており、残課題として貯蔵安定性等があることを把握した。以上の取り組みにより、本技術開発の開発目標を過達し、材料分析・計測解析技術を含めてウエルドボンド用高減衰接着剤に必要な要素技術を構築することができたと判断し、本研究開発を完了した。その後、個社での量産性を含めた技術開発ステージに移行した。

#### ⑤異材点接合の適用研究

第二期から研究成果の自動車部品への適用を目指したマルチマテリアルドアの検討を開始した。これまでにドア重量半減を目標に候補材料/工法を絞り込んだ。具体的にはドアインナーを射出成形による非連続繊維 CFRP とし、アウトパネルにアルミニウム、ドアビームとして革新鋼板や革新アルミを想定したものである（図 3-2.2.5-27）。ドアインナーに形状自由度に優れた射出成形を用いることで、部品統合によるコスト削減と性能向上の両立を図ることを考えている。

第三期において、実際にドアを試作し、実体での強度試験と解析を行ったところ、CFRP の割れにより、強度確保が難しいことが判明したことから構造検討を進めた。また、 OUTER をアルミとした時のガルバニック腐食を抑制する必要があることも考慮し、インナーを CFRP とアルミを複層化し、間に常温硬化型接着剤を配した構造とした。これにより鋼板製ドア比約 40% 軽量の構造となっている。本構造において、解析にて衝突性能を満足することを確認した（図 3-2.2.5-28）。また、実体での静的テストにおいて、本構造が目標強度を満足することも確認済みである。

本構造の試作研究において、アルミニウムと CFRP 及び中間材に常温硬化型接着剤を配した接合部及びアルミニウム厚板の接合部を多軸ロボットによる摩擦攪拌点接合の接合試験を実施した。図 3-2.2.5-29 に摩擦攪拌点接合の多軸ロボットと、ドアにおける接合点へのアクセス性の検討を実施した結果を示す。接合試験において、接着剤を介した実体での接合においても十分に接合が可能であることを確認した。図 3-2.2.5-30 に試作したドアインナーアッシーを示す。

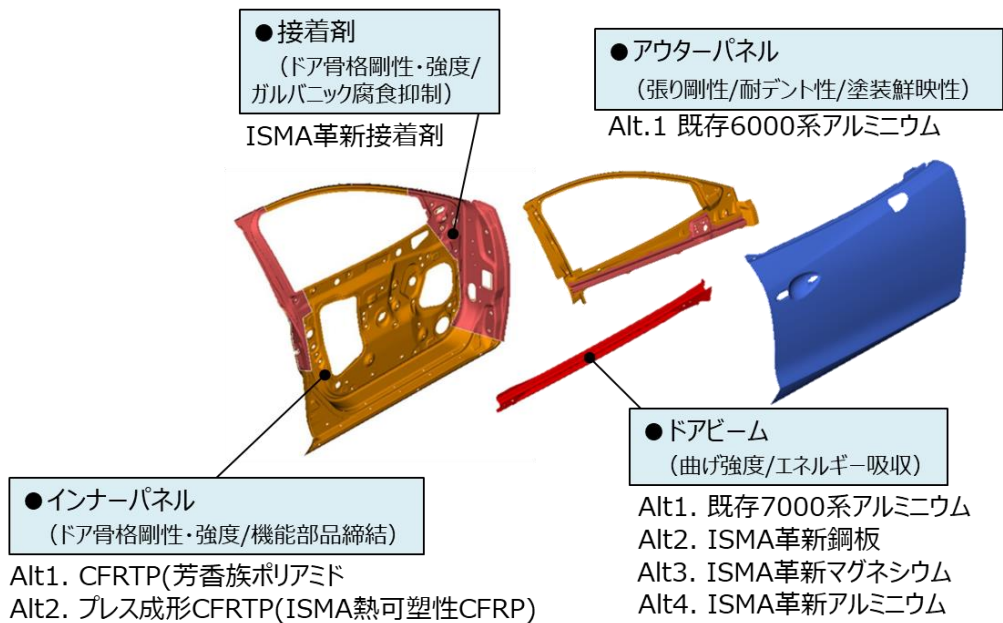


図 3-2.2.5-27 マルチマテリアルドアの検討

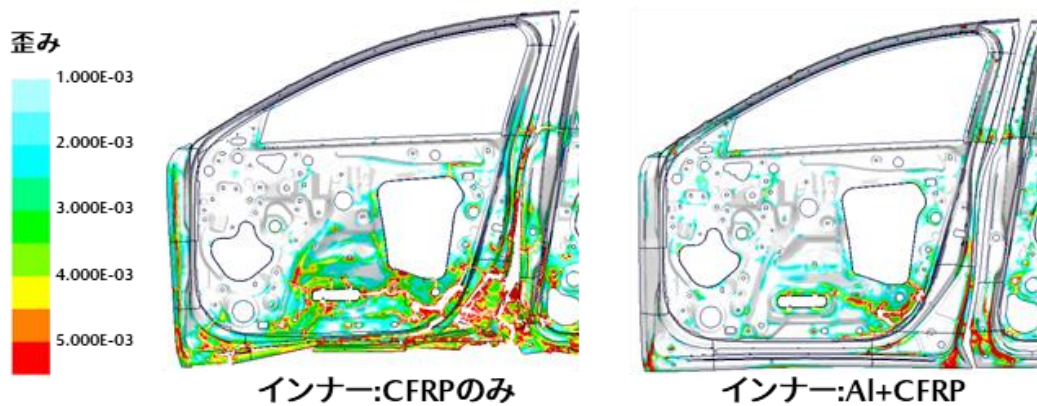


図 3-2.2.5-28 インナー構造の違いによる衝突解析結果(歪み分布)



図 3-2.2.5-29 ドアインナーへの FSSW 接合ロボットのアクセス性検討  
3-2.2.5-19

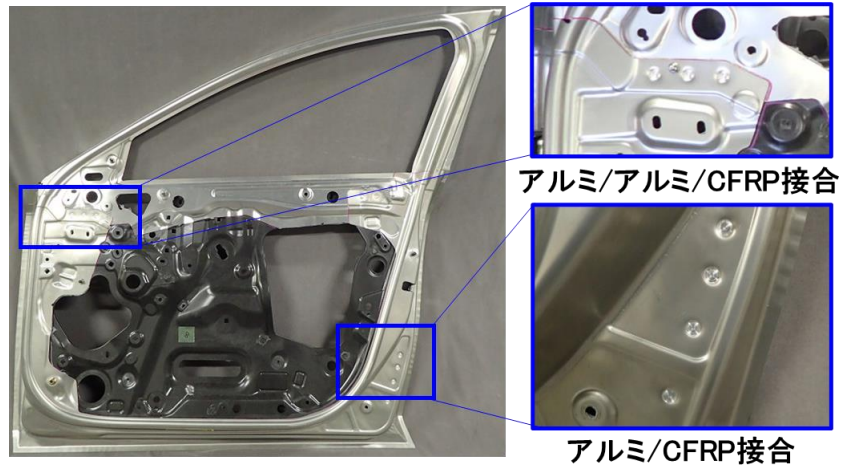


図 3-2.2.5-30 試作したドアインナーアッセンブリーの外観

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.5-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	0	1	0	0	0	0	1
2015FY	1	1	4	2	0	0	0	0	1
2016FY	0	1	9	0	0	0	0	0	1
2017FY	3	4	10	5	0	2	0	0	2
2018FY	3	1	12	0	0	0	0	1	1
2019FY	0	0	5	1	1	0	0	0	1
2020FY	2	0	2	0	0	0	0	0	1
2021FY	3	1	5	2	0	0	0	0	1
2022FY	3	0	6	2	0	0	0	0	2
合計	15	8	53	13	1	2	0	1	11

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.5-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願 <sup>※</sup>
2014FY	7	0	0
2015FY	5	0	0
2016FY	5	0	0
2017FY	2	0	0
2018FY	1	0	0
2019FY	1	0	0
2020FY	1	0	0
2021FY	1	0	0
2022FY	2	0	0
合計	25	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

### 2.2.5.3 参考文献

- 1) 杉本、自動車のマルチマテリアル化と異材接合技術、溶接学会誌、第 87 巻、第 1 号、P66-P70、2018
- 2) 杉本ら、自動車のマルチマテリアル化と異材接合技術、溶接学会、平成 29 年度春季全国大会フォーラム予稿集、2017
- 3) 田中ら、アルミニウム／樹脂異種材料点接合の強度特性に及ぼす表面処理の影響、マツダ技報、No.37、P81-P85、2020
- 4) 杉本ら、アルミニウム合金ダイカストと圧延材の摩擦攪拌点接合、軽金属、第 70 巻、P8-P13、2020

## 2.2.6 [テーマ番号06]「中高炭素鋼/中高炭素鋼のフリクションスポット接合技術の開発」(2014年度～2017年度)

### 2.2.6.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

近年、地球温暖化や安全意識の高まりから、自動車には優れた燃費性能と高い安全性能の両立が強く求められており、自動車ボディの骨格部には高強度鋼板が多用されている。高強度鋼板は一般的にレアメタルの添加によって強度向上が図られているが、経済性や供給性という観点から、それらを含まない中高炭素鋼が次世代鋼として開発されている。しかしながら、鉄鋼材料は炭素量が多くなるほど急冷時に硬化組織が出現し、溶接継手の剥離強度が確保できないということが課題となっている。また、溶接部における割れなどの欠陥が生じやすくなる。

フリクションスポット接合法 (**F**riction **S**pot **J**oining : 以下、FSJと略す) は摩擦発熱を用いた固相接合法であり、回転工具の摩擦発熱で生じた材料軟化とその流動を利用したスポット接合方法である。FSJは固相接合であるため抵抗スポット溶接よりも投入熱量が小さく接合部の硬化を抑制できる可能性がある。そのため、炭素量の高い中高炭素鋼においても従来の抵抗スポット溶接よりも優れた継手性能が得られると期待できる。

本テーマはFSJの中高炭素鋼への適用技術の確立とその実用化を目的に、その要素技術(接合ツール(以下単にツールという)、接合プロセス、鋼板)について、重点的な研究開発を行う。

#### (2)目標値

本テーマは、中高炭素鋼板の実用化およびその接合機器市場(溶接ロボット、ツール)で確固たるシェアを獲得することを目標に、FSJを次世代の中高炭素鋼板の接合におけるキー技術として世界に先駆けて実用化することを目指している。そのため中高炭素鋼の適用ターゲットである自動車分野において、生産性や品質要求の厳しい自動車の生産ラインでも適用できる実用ロボットシステムや、引張強度が1.2 GPaを超える高強度な中高炭素鋼板の接合に耐えうるツール素材やコーティング膜の開発、品質保証に必要な接合メカニズムの解明、自動車部材への適用を意識した継手性能の評価など実用化を見据えた研究開発を実施する。

表 3-2.2.6-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	最終目標 (2022年度末)
(1-1) ツール素材の開発 (2014～2022年度)	1.2 GPa 級中高炭素鋼の接合に対して、破損せずに確実に接合できるツール素材を開発する。	耐熱衝撃性などを考慮したツール素材の最適化を図る。	1.5 GPa 級鋼板に適したツール素材の改良を実施する。
(1-2) コーティングの開発 (2014～2022年度)	種々のコーティング物質や層構造について検討し、摩擦係数などの基礎データを蓄積する。	耐酸化性や摩擦係数、膜厚の最適化を図る。	1.5 GPa 級鋼板に適したコーティングの改良を実施する。
(1-3) ツール形状の開発 (2014～2022年度)	1.2 GPa 級中高炭素鋼 (1.5 mmt) において JIS-A 級強度 (14.4 kN) の 70 % を越える継手強度を達成する。	1.2 GPa 級鋼板 (1.4 mmt) の接合継手の引張せん断試験で JIS-A 級強度 (13.02kN) の 100% 以上。	1.5 GPa 級鋼板 (1.4 mmt) の接合継手の JIS-A 級強度 (13.02 kN) の 100 % 以上。
(2-1) ツール性能の評価 (2014～2022年度)	ツールの自動評価システムを構築する。	—	—
(2-2) 接合装置開発 (2014～2022年度)	接合条件開発用の接合ガンおよび高ツール加圧力に対応した小型軽量ガンを試作する。	1.2 GPa 級鋼板用に最適化された接合プロセスに適するようガンを改良する。	1.5 GPa 級鋼板用に最適化された接合プロセスに適した小型軽量ガンの試作および設計方針を決定する。また、プロセスモニタリング機能を開発する。
(2-3) 接合プロセス開発 (2014～2022年度)	接合条件と形成組織の関係や、ツール形状と継手強度の関係などの基礎的知見を得るとともに、高炭素鋼に適した基本プロセスを開発する。	1.2 GPa 級鋼板に最適な接合プロセスおよび制御プログラムを開発し、継手の特性を向上させる。	1.5 GPa 級鋼板の接合プロセスの最適化を図り、目標強度を達成する。
(3-1) 接合部の評価 (2014～2022年度)	1.2 GPa 級鋼の継手特性把握、部材の動的・静的特性調査の実施。	共通鋼材の継手基礎データの蓄積。実部材特性を模擬した部材の試作評価、特性把握。	1.5 GPa 級のテーマ共通鋼板継手の試作と特性評価。

<p>(3-2) 材料特性の影響          解明          (2014～2022 年度)</p>	<p>1.2 GPa 級鋼の継手強度発現メカニズムの解明。接合性向上指針の導出。</p>	<p>中高炭素鋼の継手強度発現メカニズム解明の推進。特性改善指針の明確化。</p>	<p>1.5 GPa 級までの中高炭素鋼における継手特性改善指針の導出。</p>
<p>(4-1) 組織観察          (2014～2022 年度)</p>	<p>1.2 GPa 級鋼板の接合部 (FSJ、抵抗スポット) について金属組織の詳細観察や硬さ分布から熱履歴と組織形成の関係を調査する。</p>	<p>1.2 GPa 級鋼板の接合部の金属組織の詳細観察。</p>	<p>1.5 GPa 級鋼板の接合部の金属組織の詳細観察。</p>
<p>(4-2) 接合メカニズムの解明          (2014～2022 年度)</p>	<p>接合界面トレース方法の検証と接合界面近傍の組織について詳細に観察する。</p>	<p>接合界面トレース法による 1.2 GPa 級鋼板の接合挙動の把握。</p>	<p>接合界面トレース法による 1.5 GPa 級鋼板の接合挙動の把握。</p>

### (3)全体計画

表 3-2.2.6-2 に、本テーマの開発全体スケジュールを示す。なお、状況に応じて 2017 年度末を目安に 1.2 GPa および 1.5 GPa 級中高炭素鋼の基本技術を前倒しで確立し、早期に実用化ステージへ移行する考えである。

表 3-2.2.6-2 スケジュール

研究開発項目	FY2013	FY2014	FY2015	FY2016	FY2017	FY2018	FY2019	FY2020	FY2021	FY2022
マイルストーン				▽JIS-Aの70%達成 (1.2G級)		▽JIS-A達成 (1.2G級)				▽JIS-A達成 (1.5G以上)
1.長寿命ツールの開発 (住友電気工業)										
1.1 ツール素材の開発	試作(1.2G級)	組成改良		組成最適化		試作(1.5G級)	組成改良		組成最適化	
1.2 コーティングの開発	試作(1.2G級)	膜質改良		膜質最適化		試作(1.5G級)	膜質改良		膜質最適化	
1.3 ツール形状の開発	試作(1.2G級)	形状改良		形状最適化		試作(1.5G級)	形状改良		形状最適化	
2.施工技術開発 (川崎重工業)										
2.1 ツール性能の評価	自動評価装置試作			ツール性能評価(1.1~1.3項のツール)						
2.2 接合装置の開発	接合ガン試作(#1)	接合ガン試作(#2)		改良		ガン小型・軽量化(実部材品への展)				
2.3 接合プロセスの開発	継手試作(1.2G級)	プロセス改良		プロセス最適化		継手試作(1.5G級)	プロセス改良		プロセス最適化	
3.材料評価・開発 (新日鐵住金)										
3.1 接合部の評価	評価(1.2G級)	評価(2.3の試作継手)				1次評価(1.5G級)	評価(2.3の試作継手)			
3.2 材料成分開発	試作(1.2G級)	改良		最適化		1次試作(1.5G級)	改良			
4.接合メカニズム解明 (東北大学)										
4.1 組織解析		解析(1.2G級)					解析(1.5G級)			
4.2 接合メカニズム解明		解析(1.2G級)					解析(1.5G級)			

### (4)実施体制

表 3-2.2.6-3 に本テーマの実施体制を示す。伊丹分室（住友電気工業株式会社）が



長寿命接合ツールの開発を、神戸東川崎分室（川崎重工業株式会社）が施工技術の開発を、富津分室・尼崎分室（新日鐵住金株式会社）で材料評価・開発を実施する。

表 3-2.2.6-3 実施体制図

新構造材料技術研究組合	
分担研	伊丹分室 (住友電気工業株式会社)
	神戸東川崎分室 (川崎重工業株式会社)
	富津分室・尼崎分室 (新日鐵住金株式会社)
再委託	東北大学

#### (5) 運営管理

当テーマは各社が分室を設け、選任された業務管理者が研究開発の進捗を管理・遂行している。三分室で定期的な連絡会議を開き、進捗確認、試験結果報告、情報共有等を行って連携を深めている。さらに、必要に応じて各分室の担当者が試験立会を行うなど、協調した研究開発が進められるよう留意している。

#### (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

今後の世界の自動車生産台数は新興国での需要も加わり大きく増加すると予測され、それに伴って抵抗スポット溶接ロボットも増加する。また、引張強さが1.0 GPaを超える超高張力鋼板の自動車ボディへの適用量が増加しており、将来的なFSJの適用数の増加が見込まれる。

### 2.2.6.2 研究開発成果

#### (1) 最終目標の達成度

表 3-2.2.6-4 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
(1-1) ツール素材の開発	1.5 GPa 級鋼板に適したツール素材の改良を実施する。 (2017 年度)	Co 微粒化により抗折力を改善。炭窒化物添加量の最適化により、耐摩耗性と耐欠損性を両立。高温特性の更なる向上のため、耐熱合金をバイン	◎	

		ダーに用いた超合金の合成に成功。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。		
(1-2) コーティングの開発	1.5 GPa 級鋼板に適したコーティングの改良を実施する。 (2017年度)	窒化物膜の組成改良により、耐摩耗性、耐酸化性、耐凝着性を改善。残留応力低減により、厚膜化を実現。 酸化物膜の面粗さ、酸化バリア性、高温アニール後硬度を改善。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	
(1-3) ツール形状の開発	1.5 GPa 級鋼板 (1.4 mmt) の接合継手の JIS-A 級強度 (13.02 kN) の 100%以上。 (2017年度)	ツール形状の改良により、1.5 GPa 級鋼板において JIS-A 級強度の 121%の継手強度を達成。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	
(2-1) ツール性能の評価	ツールの自動評価システムを構築する。	自動評価装置を構築し、試作ツールの評価を実施。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	
(2-2) 接合装置開発	1.5 GPa 級鋼板用に最適化された接合プロセスに適した小型軽量ガンの試作および設計方針を決定する。また、プロセスモニタリング機能を開発する。 (2017年度)	1.5 GPa 級鋼板を接合可能な小型軽量ガンを試作し、現在、評価・改良中。また、接合温度管理によるプロセスモニタリング機能は完成。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	
(2-3) 接合プロセス開発	1.5 GPa 級鋼板の接合プロセスの最適化を図り、目標強	自動的に設定した接合温度に制御するプログラムを開発し、最適化を達	◎	

	度を達成する。 (2017年度)	成。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。		
(3-1) 接合部の評価	1.5 GPa級のテーマ共通鋼板継手の試作と特性評価。 (2017年度)	各種共通鋼板継手の静的引張特性について把握。競合接合法による継手とも比較し、優位性や課題の明確化した。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	
(3-2) 材料特性の影響解明	中高炭素鋼における継手特性改善指針の導出。 (2017年度)	強度向上のための継手内硬さ分布・組織制御指針を導出。接合部組織形成機構の解明を進め、素材ごとの接合設計指針導出に取組中。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	
(4-1) 組織観察	1.5 GPa級鋼板の接合部の金属組織の詳細観察。 (2017年度)	1.5 GPa級共通鋼板の接合継手の組織解析を完了。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	
(4-2) 接合メカニズムの解明	接合界面トレース法による1.5 GPa級鋼板の接合挙動の把握。 (2017年度)	1.2 GPa鋼板、1.5 GPa級鋼板ともに接合界面挙動は解明済み。5年前倒しで最終目標を達成、2017年度末にテーマ終了。	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### (2)-1 長寿命ツールの開発 (担当：伊丹分室 (住友電気工業 (株)))

#### (2)-1.1 ツール素材の開発

高温での耐塑性変形性に優れる合金を開発すべく、超硬合金の金属バインダーに改良を加えた。改良バインダー合金は、同バインダー量の超硬合金に比べて高硬度となり、高温においても超硬合金より高硬度となった。また、1000℃で15kNの荷重を5時間保持させたときの圧縮歪量は、同バインダー量の超硬合金に比べ、約4分の1倍歪みにくい結果となった。しかし、靱性と抗折力は同バインダー量の超硬合金に比べ低い結果であった。そこで、同じ圧縮歪量で靱性と抗折力を比較するため、バインダー量を調整し、圧縮歪量が同等の耐熱合金バインダー超硬と超硬合金を試作し、物性の比較を行った。それぞれの硬度、靱性、抗折力の比較を行った結果を表 3-2.2.6-5 に示す。耐熱合金バインダー超硬の室温硬度は超硬合金よりも 0.2 GPa 高いが、靱性が  $1.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  低い結果となり、靱性の改善が課題であることが明確になった。抗折力については同等であるが、耐熱合金バインダー超硬の破断起点は全て耐熱合金バインダーの凝集であり (図 3-2.2.6-1)、プロセスの改善により抗折力を向上できる余地があることが判明した。

表 3-2.2.6-5 圧縮歪量同等の耐熱合金バインダー超硬と超硬合金の物性比較

	バインダー量 (wt%)	圧縮歪 (%)	硬度 (GPa)	靱性 ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ )	抗折力 (GPa)
耐熱合金バインダー超硬	8	7.8	17.5	5.7	2.4
超硬合金	5	7.6	17.3	6.7	2.5

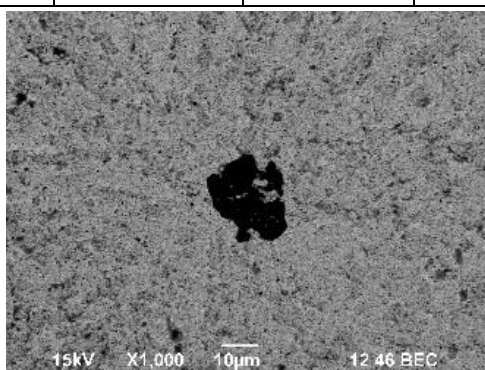


図 3-2.2.6-1 耐熱合金バインダー超硬の抗折力測定後の破断起点

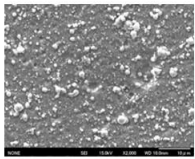
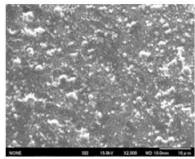
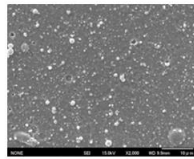
#### (2)-1.2 コーティングの開発

##### (2)-1.2.1 酸化物被膜の開発

昨年度作製した酸化物被膜は、窒化物被膜と比較して酸化バリア性は高いが、異常成長粒が多く面粗度が大きいことが課題であった。そこで面粗度の改善に取り組んだ結果、表 3-2.2.6-6 に示すとおり異常成長粒を低減し、面粗度を大幅に改

善することができた。また被膜の緻密度も合わせて改善できたため、昨年度作製した酸化物被膜に対して酸化バリア性をより向上することができた。

表 3-2.2.6-6 酸化物被膜の特性

	昨年度酸化物膜	今年度酸化物膜	
		改良1	改良2
表面形態			
面粗度	大	大	小
緻密度	低	高	高
酸化バリア性	中	高	高

### (2)-1.2.2 窒化物被膜の開発

昨年度に選定した新組成の窒化物膜を被覆したツールを用いて摩擦攪拌ツールの接合試験を行った。980 MPa ハイテン鋼（板厚 1.2 mm）におけるツールの耐久性を評価した結果を図 3-2.2.6-2 に示す。従来被膜（MA 添加）は 120 打点の接合を行ってもピンが欠損しなかったが、新組成被膜（MB 添加、MC 添加、MD 添加）は 26~85 打点でピン欠損した。欠損の原因を調査した結果、被膜の弾性回復率  $\eta$  と欠損までの接合打点には相関があることが判明した。

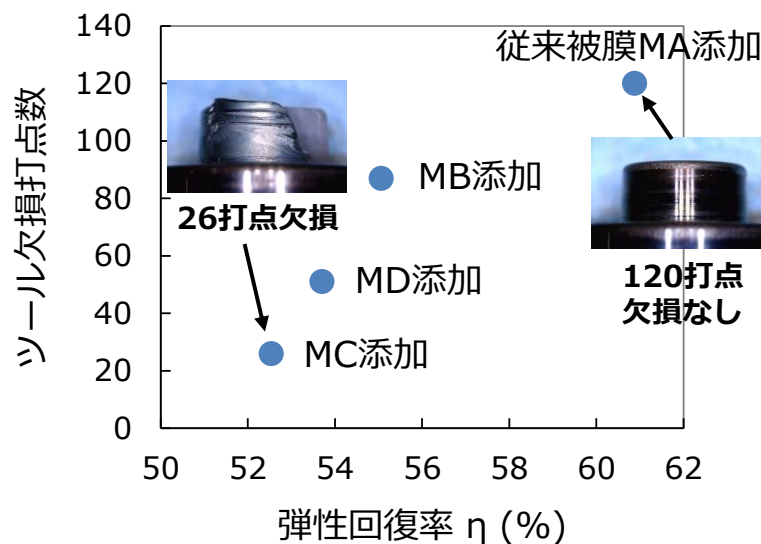
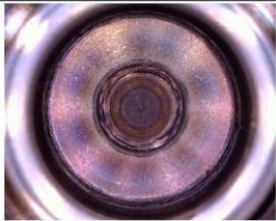
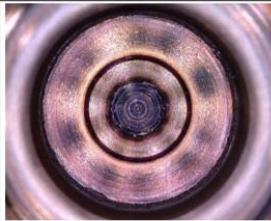
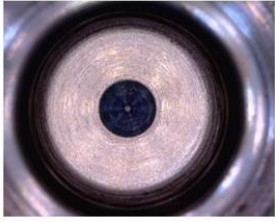



図 3-2.2.6-2 ツール耐久性評価結果

そこで弾性回復率の高い従来被膜との複合化による欠損抑制を図った。2 層積層構造、および積層周期約 20 nm の超多層構造の被膜を施したツールの耐久性評価結果を表 3-2.2.6-7 に示す。2 層積層構造、超多層構造ともに 120 打点接合後も

欠損が生じず、複合化により欠損が抑制されることを確認できた。

表 3-2.2.6-7 複合膜のツール耐久性評価結果

	MA添加/MC添加複合化	
	2層積層	超多層 積層周期20nm
60打点		
120打点		

### (2)-1.2.3 残留圧縮応力低減による窒化物膜の厚膜化

窒化物膜の耐摩耗性改善には厚膜化が有効であるが、圧縮残留応力を有する PVD 膜は膜厚を厚くすると剥離しやすくなる課題がある。そこで、圧縮残留応力低減による厚膜化を試みた。

従来の固定磁場蒸発源を持つ PVD 装置は、基材に印加するバイアス電圧を変化させることにより、圧縮残留応力の値を変化させることが可能であるが、圧縮残留応力を低減させると膜硬度が低下する課題があった。本事業で導入した PVD 装置は、可変磁場蒸発源を有し、磁場を変化することによっても、硬度、残留応力を変化させることが可能であるため、高硬度かつ低残留応力の膜が得られるコイル電流の最適値を調査した。結果を図 3-2.2.6-3 に示す。コイル電流の最適化により、高硬度かつ低残留応力の膜の成膜が得られ、膜厚 8 $\mu\text{m}$  の厚膜化が可能となった。

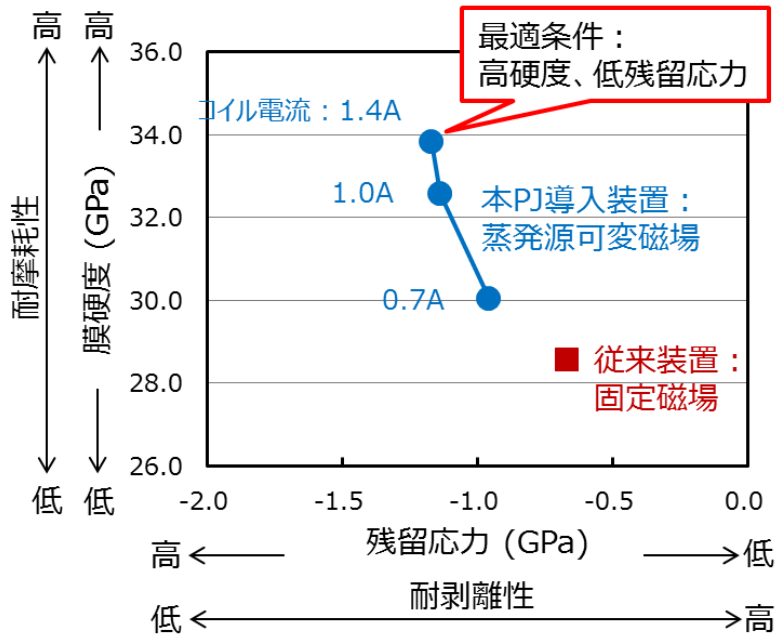


図 3-2.2.6-3 高硬度、低残留応力膜の得られる成膜条件調査結果

(2)-1.2.4 PVD コーティング装置の酸化物成膜仕様への改造

フリクションスポット接合ツールの表面に施すコーティングには、耐酸化性と耐摩耗性が要求される。そこで、酸化物膜と窒化物膜の2層膜（図 3-2.2.6-4）を成膜できるように、窒化物膜成膜仕様で導入した PVD コーティング装置を、酸化物膜も成膜可能な仕様へ改造を行った。

窒化物膜 (AlTiMAN) と、改造後の装置で成膜した酸化物膜 ( $\alpha$ -AlCrO) の膜特性の比較結果を図 3-2.2.6-5 に示す。酸化物膜は、窒化物膜と比較して耐酸化バリア性が高く、また高温摺動試験（ピンオンディスク試験において、600 °Cでの SUJ2 ボールの凝着量を評価）において耐凝着性が優れることが判明した。ただし、酸化物膜は窒化物膜よりもドロップレットが多く面粗さが悪いため、面粗さ改善が必要であることが明確になった。



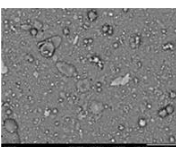
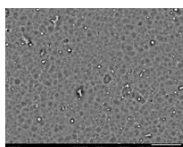
	酸化物膜	窒化物膜			
<table border="1" style="display: inline-table; vertical-align: middle;"> <tr><td style="background-color: #fce4ec;">酸化物膜</td></tr> <tr><td style="background-color: #e0f2f1;">窒化物膜</td></tr> <tr><td style="background-color: #e0e0e0;">基材(超硬)</td></tr> </table> ⇒耐酸化性 ⇒耐摩耗性	酸化物膜	窒化物膜	基材(超硬)	酸化バリア性 (1000°C) ○ 	× 
酸化物膜					
窒化物膜					
基材(超硬)					
耐凝着性 ( $\times 10^{-6} \text{mm}^3$ )	△ 3911	× 15006			
膜表面モフォロジー	× ドロップレット多 	○ 			

図 3-2.2.6-4 膜構造と必要特性

図 3-2.2.6-5 窒化物膜と酸化物膜の特性評価結果

### (2)-1.2.5 ツール寿命評価

S45C を調質した 1.5 GPa、C=0.45wt%、板厚 1.4mm 鋼板（ISMA 共通鋼板と同スペック）を用いてツール寿命評価を行った。

ツール形状は AH ツールを用いた。接合プロセスには新たに開発した温度制御接合を用いた。継手の引張せん断強度が JIS A 級最小値を下回った打点数をツール寿命と判断した。評価結果を図 3-2.2.6-6 に、試験前後の外観を図 3-2.2.6-7 に示す。10,000 打点接合後も JIS A 級最小値以上を維持しており、10,000 打点を超える長寿命を有することが確認できた。

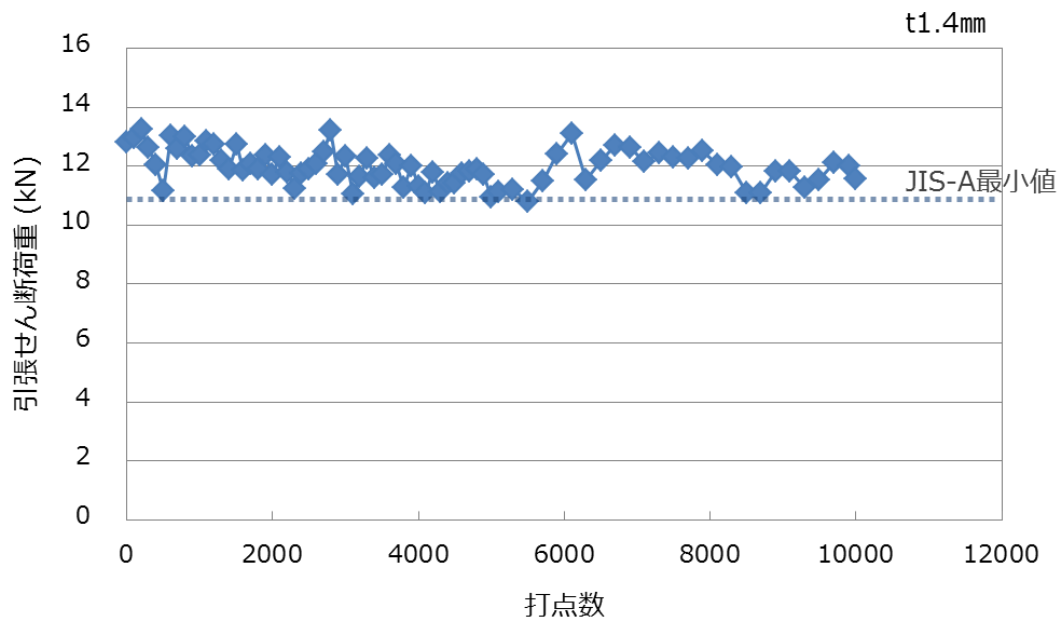


図 3-2.2.6-6 1.5 GPa-0.45 C（板厚 1.4mm）鋼板でのツール寿命評価結果



図 3-2.2.6-7 ツール写真（左：1万打点後、右：新品）

### (2)-1.3 ツール形状の開発

寸法の異なる 3 種類ツールを試作し、本プロジェクトの共通鋼板（1.2 GPa 級高伸び：TRIP 鋼、1.5 GPa 級：0.45C、いずれも板厚 1.4 mm）を用いて継手強度を評価した。その結果を表 3-2.2.6-8 に示す。2022 年度末目標であった抵抗スポット溶接の JIS



要求強度の 100 % 値を上回る強度を達成した。

表 3-2.2.6-8 接合継手の最大強度

鋼種	引張せん断強度	備考
1.2TRIP 鋼	18.7 kN	JIS 要求値*13.0 kN
1.5QT 鋼	14.2 kN	JIS 要求値*13.0 kN

\* 抵抗スポット溶接における JIS (Z3140) A 級要求強度 (平均値)

## (2)-2 施工技術の開発 (担当: 明石分室 (川崎重工業 (株)))

本研究開発では、各テーマ共通の試験鋼板として ISMA 共通鋼板を用いた。表 3-2.2.6-9 に ISMA 共通鋼板の仕様を示す。試験片の板厚は 1.4 mm とし、評価試験片の寸法は抵抗スポット溶接の JIS 規格 Z3140 に準じて、せん断試験片は幅 40 mm×長さ 125 mm、十字引張試験片は幅 50 mm×長さ 150 mm とした。

表 3-2.2.6-9 ISMA 共通鋼板の化学成分

鋼種	炭素量	強度	伸び
0.35C	0.35wt. %	1.2~1.3GPa	—
0.45C	0.45wt. %	1.2~1.3GPa	—
0.55C	0.55wt. %	1.2~1.3GPa	—
1.5QT	0.45wt. %	1.5GPa 以上	5% 以上
1.2TRIP	0.40wt. %	1.2GPa 以上	20% 以上

### (2)-2.1 ツール性能の評価

中高炭素鋼のフリクションスポット接合継手の試作や接合ツールの評価を効率的かつ客観的に行うため、ロボットを用いた自動評価システムを構築した (図 3-2.2.6-8)。本システムにより、接合中におけるツール温度など接合中の諸データや、接合後のツール寸法や外観の変化を定量的および画像的に記録することが可能となった。本システムは、接合ゾーンとワークハンドリングゾーンから成り、接合ゾーンは接合ロボットその他、引張せん断試験片および十字引張試験片接合用のジグや計測機器類、ハンドリングゾーンにはハンドリングロボットその他、供給試験片や接合後の試験片入れが配置され、全て自動化されている。

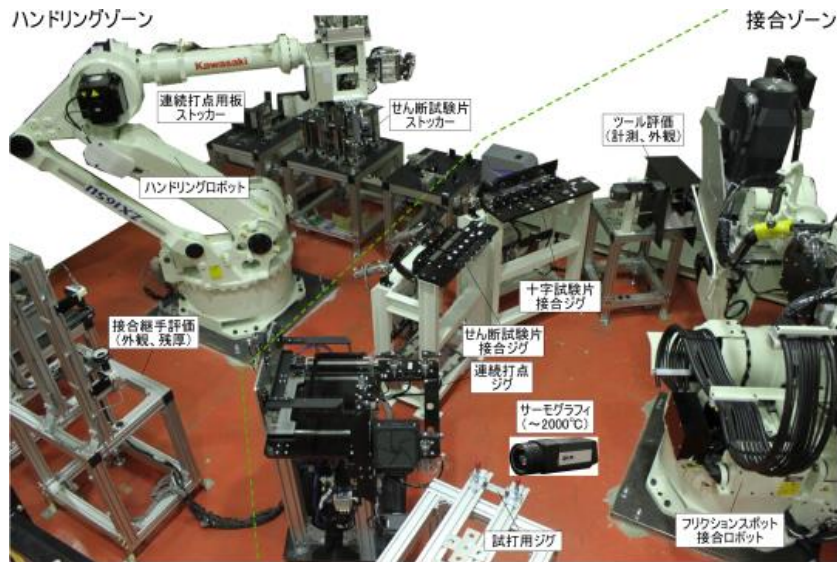


図 3-2.2.6-8 フリクションスポット接合の自動評価システム

### (2)-2.2 接合プロセスの開発

中高炭素鋼のフリクションスポット接合継手における剥離強度を改善するため、接合温度を制御することで接合部の硬化を防止する温度制御接合プロセスを開発し、ISMA 共通鋼板を用いたフリクションスポット継手の強度評価を実施した。まず、炭素量 0.35 C、0.45 C、0.55 C の 1.2 GPa 級鋼板を用いて温度制御なしの場合（接合温度約 1000 °C）と温度制御ありの場合（接合温度約 780 °C）で FSJ を行った。図 3-2.2.6-9 に得られた継手の引張せん断破断強度（TSS）および十字引張破断強度（CTS）を示す。温度制御ありの場合、温度制御なしの場合に比べて TSS は減少したが、CTS は最大で 69%改善された。また、1.5 GPa 級鋼板では、温度制御ありの場合でも抵抗スポット溶接の JIS（Z3140）における A 級平均強度の 100%以上が得られており、本テーマの最終目標を達成できた。

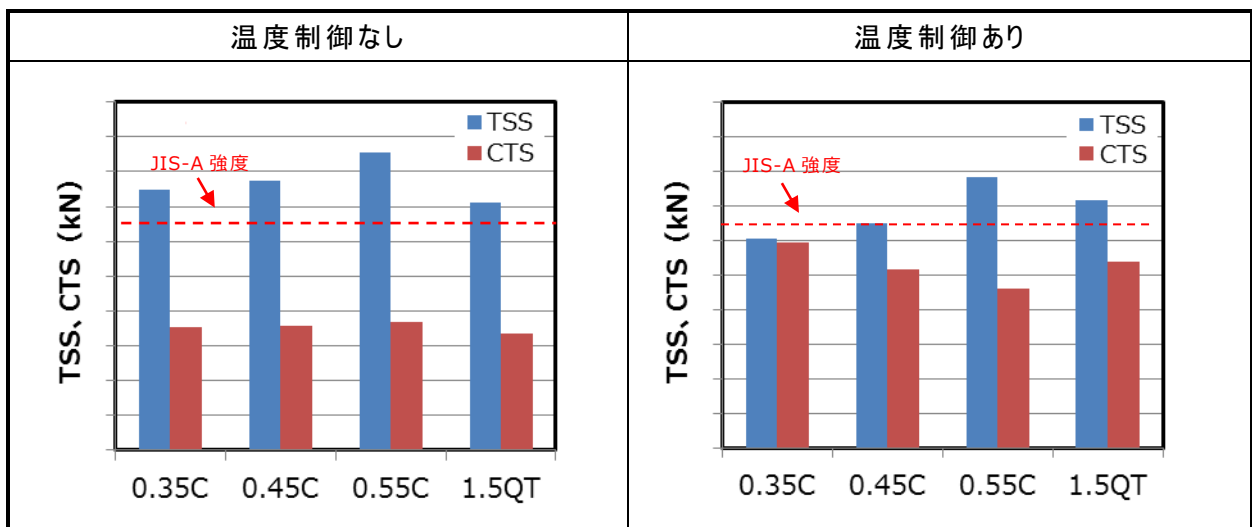


図 3-2.2.6-9 各炭素鋼の引張せん断破断強度（TSS）と十字引張破断強度（CTS）

次に、強度と伸びを両立した 1.2 GPa 級 TRIP 鋼を用いて温度制御あり、なしで接合試験を行った。図 3-2.2.6-10 に試作した継手の引張試験結果を示す。温度制御により低い温度で接合した結果、十字引張強度を 94 % 向上させることができた。

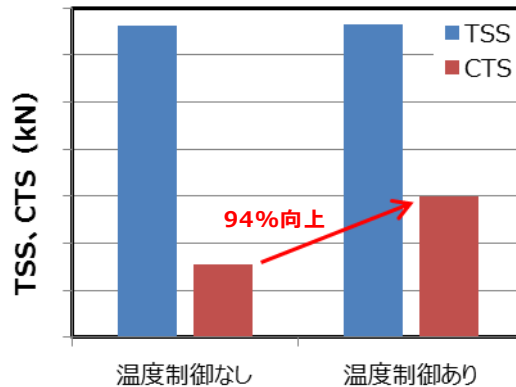


図 3-2.2.6-10 1.2TRIP 鋼継手の引張試験の結果（温度制御なし、あり）

母材と攪拌部（温度制御なし、あり）について SEM 観察および EBSD 分析を実施した。図 3-2.2.6-11 に SEM 写真ならびに EBSD 相マップを示す。母材ではフェライト、マルテンサイト、残留オーステナイトの 3 相が共存し、それぞれの相分率はフェライト：マルテンサイト：残留オーステナイト=62：14：24 と見積もられた。一方、攪拌部においては、残留オーステナイトが著しく減少しており、温度制御なしでは粗大なマルテンサイト組織が観察されたが、温度制御ありでは微細かつ等軸的なフェライト+マルテンサイト組織が観察された。攪拌部における硬さの違いはマルテンサイト量によって説明できることが示唆された。

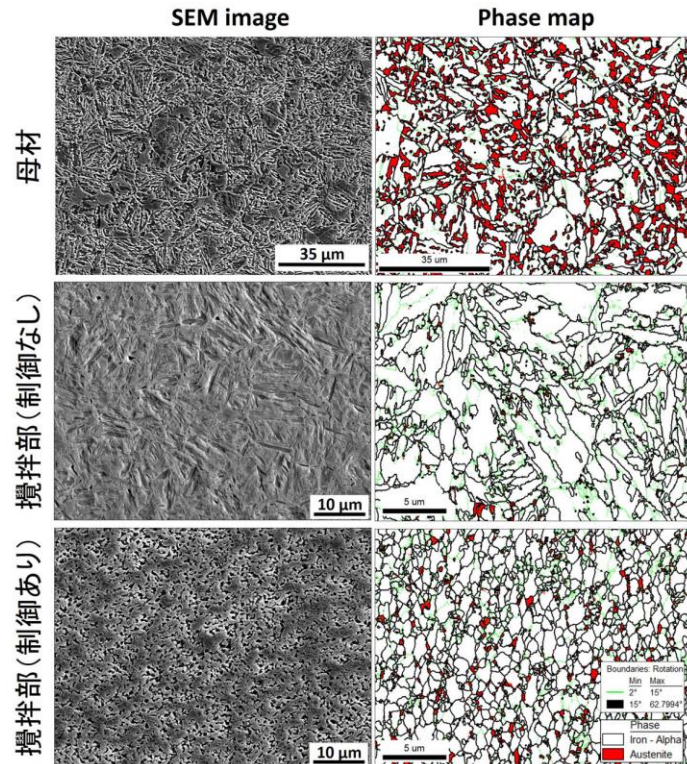


図 3-2.2.6-11 TRIP 鋼母材と FSJ 攪拌部の SEM 写真と EBSD 相マップ

### (2)-2.3 接合装置の開発

1.5 GPa 級鋼板を接合可能な小型軽量接合ガンの開発を行った。設計では FEM による構造解析により、応答性の悪化原因となる可動軸支持部で局所歪が発生しないことを確認した。試作した 1.5 GPa 用小型接合ガンは、中高炭素鋼の接合が可能な性能を保持したまま、初期の接合条件開発用ガンに比べ体積比で約 30%の小型化を達成しており、実際に自動車の生産ラインに適用されているアルミニウム用接合ガンとほぼ同じ大きさへの小型化を達成した。

### (2)-3 鋼板・継手性能の評価（担当：富津・尼崎分室（新日鐵住金（株））

摩擦攪拌点接合部のマイクロ組織形成機構を調査するため、熱サイクル試験および加工熱サイクル試験を実施し、本接合法の特徴である接合中の加工歪み導入が冷却後のマイクロ組織に及ぼす影響について調査した。

#### (2)-3.1 供試鋼の無加工 / 加工熱サイクル試験

供試材には、焼入焼戻しによりビッカース硬さを約 400 に調整した S45C 鋼 (0.43 %C) を用いた。50 °C/s で 940 °C まで加熱後、940 °C での保持中に 50 %の圧縮加工を行い、種々の冷却速度で室温に冷却した。また、同一熱サイクルで加工を行わないサンプルも作製し、加工有り/加工無しそれぞれのサンプルの冷却後のマイクロ組織と硬さを比較調査した。

無加工熱サイクル試験および加工熱サイクル試験後のマイクロ組織とビッカース硬さ測定結果の一例を図 3-2.2.6-12 に示す。冷却速度 0.5 °C/s においては、いずれも冷却後にフェライト-パーライト組織が得られ、ビッカース硬さは共に 200 Hv 程度となった。但し、50 %の圧縮加工を加えたサンプルに置いて、より微細な組織が観察された。冷却速度 15 °C/s では、いずれもフェライト、パーライト、ベイナイトの混合組織が観察されたが、加工材の方がベイナイトの分率が低く、軟質であった。80°C/s 冷却材では、無加工材ではほぼ全面にマルテンサイトまたはベイナイトと考えられる低温変態組織が観察されたのに対し、50 %加工材ではフェライトとパーライト、ベイナイトまたはマルテンサイトの混合組織が観察された。

以上のように、本検討の加工条件・冷却条件の範囲においては、到達温度で加工歪みを導入した場合の方が、冷却後組織におけるフェライト、パーライトの分率が高く、冷却後の平均硬さがやや低くなる傾向が認められた。摩擦攪拌点接合部のマイクロ組織・硬さを制御するに当たっては、材料の組成、熱サイクルの他に加工歪みの導入状況も考慮して接合設計を行う必要があることが示唆された。

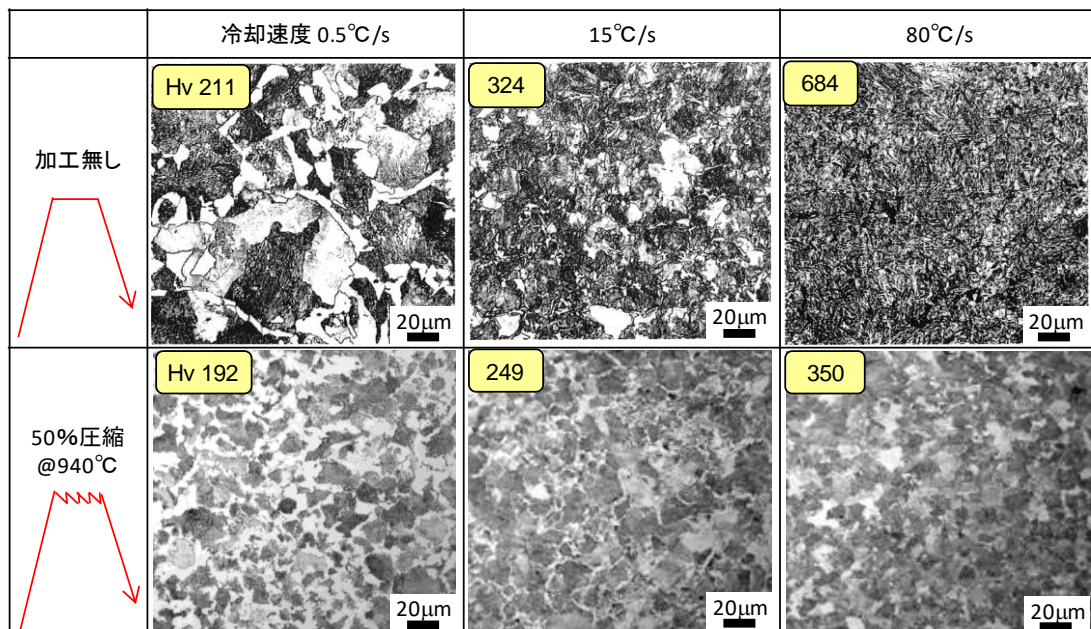


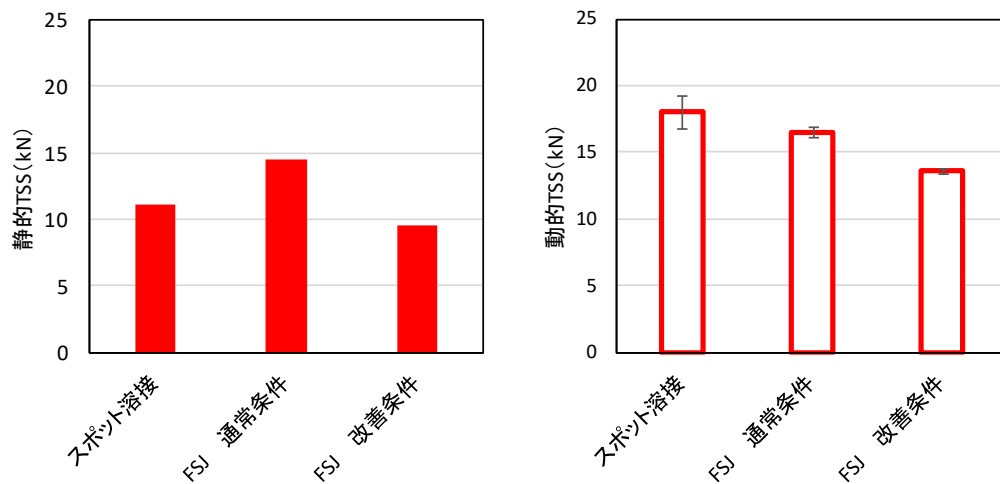
図 3-2.2.6-12 無加工（上段）/加工（下段）熱サイクル試験後のマイクロ組織硬さ

### (2)-3.2 FSJ 継手の高速引張試験

供試材料には、市販の S45C 鋼板 板厚 1.6 mm の表裏面を研削し板厚 1.4 mm にした後、焼入れ・焼き戻しにより母材強度 1.2 GPa 相当に調整した。熱処理時に付着した酸化スケールは酸洗処理により除去した。スポット溶接電極には DR 型 Φ6R40 を使用した。加圧力 350 kgf、通電時間 20 cyc@60 Hz（以降、すべて 60 Hz での記載とする）、溶接電流 7.0 kA でナゲット径  $5\sqrt{t}$  となることを確認した条件で継手を作製した。フリクションスポット接合（FSJ）では温度制御なし（通常条件と表記）と温度制御あり（改善条件と表記）で継手を作製した。引張試験は TSS 継手、および CTS 継手で実施した。引張速度は、静的で 0.166 mm/s、動的で 2000 mm/s とした。

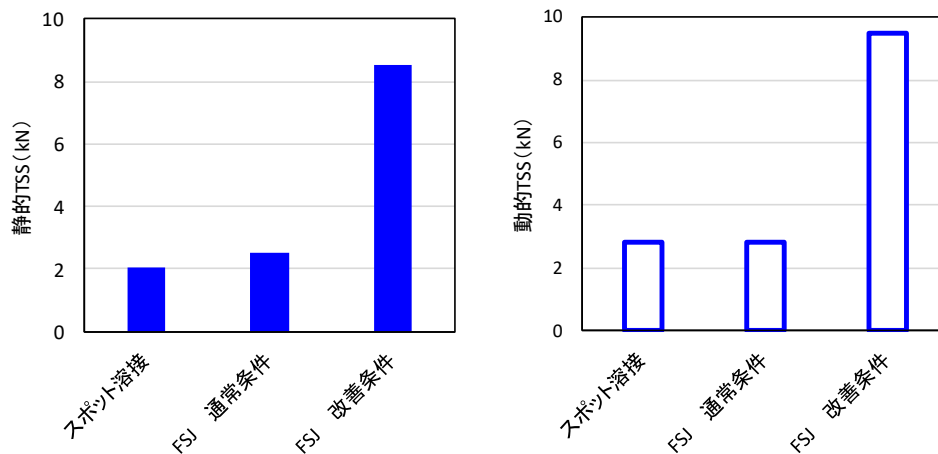
図 3-2.2.6-13 に TSS の静的・高速引張試験を、図 3-2.2.6-14 に CTS の静的・高速引

張試験結果を示す。静的な TSS を比較すると、スポット溶接に比べて FSJ 改善条件は僅かに低位であった。高速の TSS でもその傾向に変化は無かったが、静的よりも TSS が向上していることを確認した。静的の CTS を比較すると、FSJ 改善条件はスポット溶接や FSJ 通常条件に比べて向上した。また高速においても FSJ 改善条件の CTS は最も高い結果となった。図 3-2.2.6-15 に高速での CTS におけるスポット溶接および FSJ 改善条件の破面観察結果を示す。スポット溶接では粒界破面が主体となっているが、FSJ 改善条件ではディンプル破面が主体であり、接合部の靱性が改善されたことで CTS が向上したと考えられた。



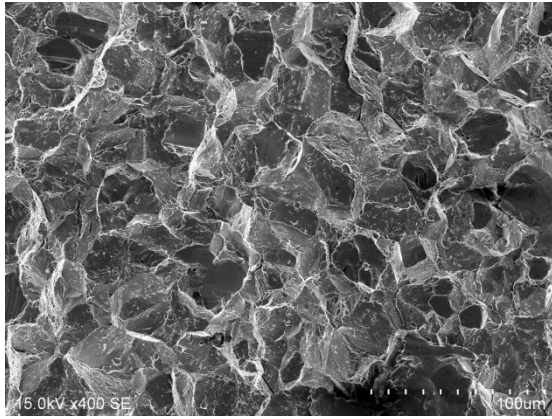
(a) 静的引張せん断試験 (b) 高速引張せん断試験

図 3-2.2.6-13 静的および高速引張試験における TSS

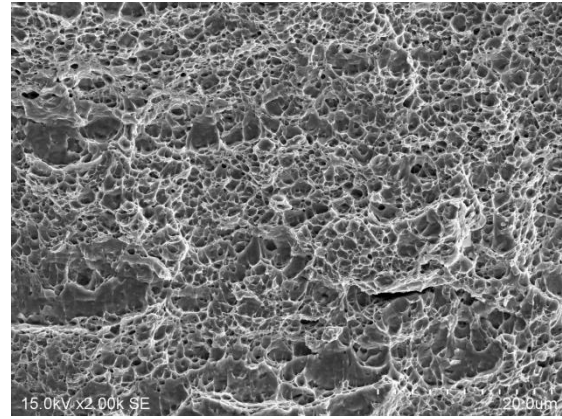


(a) 静的十字引張試験 (b) 高速十字引張試験

図 3-2.2.6-14 静的および高速引張試験における CTS



(a) スポット溶接



(b) FSJ 改善条件

図 3-2.2.6-15 高速 CTS の破面観察結果

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.6-10 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	4	1	0	0	1	0	1
2017FY	0	0	5	2	0	0	0	0	2
合計	0	0	10	3	0	0	1	0	5

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.6-11 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	2	0	0
2016FY	6	0	2
2017FY	3	0	3
合計	11	0	5

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.6.3 参考文献

なし



## 2.2.7 [テーマ番号07] 「鋼材／CFRP等樹脂材料の接合技術開発」

(2014年度～2017年度)

## [テーマ番号63] 「鋼板と樹脂材料の革新的接合技術及び信頼性評価技術の開発」(2018年度～2021年度)

### 2.2.7.1 テーマの概要

#### (1) 背景と目的

[テーマ番号07]

商船上部構造の構成材料として、炭素繊維強化樹脂材料（CFRP）に代表される繊維強化樹脂材料をマルチマテリアル化して利用することで構造体が軽量化でき、燃費向上、環境負荷低減が実現できる。そのために必要なCFRP等樹脂材料と各種鋼材との異種材料接合技術、およびこれらを用いるための構造設計技術、継手健全性評価技術等を開発する。2017年度までで、大型模擬構造体を試作し製造プロセスの成立性を検証するとともに、すべての目標値（部材の終局限界耐力>応力換算500MPa強度相当、設計強度 $\geq$ 現行の鋼構造パネル強度、疲労強度：200万回疲労強度20%向上、部材重量20%低減）を前倒しで達成できたことから、2017年度末にテーマを終了し、早期に実用化ステージへ移行した（2014年度～2017年度）。

[テーマ番号63]

自動車等の輸送機器の軽量化に資する技術として、マルチマテリアル化技術開発（接合に関する技術開発）は重要なキーテクノロジーである。また、組織・体制的にはテスラ等の非自動車企業および中国企業（非自動車企業）の研究が加速していく中、国内でも非自動車企業が自動車企業と連携し、研究を加速すべきである。



図 3-2.2.7-1 自動車等の輸送機器の軽量化に資する技術動向

超強度鋼（ハイテン）／CFRPの素材技術では、まだ日本は世界をリードしている。一方、マルチマテリアル化技術開発（接合に関する技術開発）やその実証技術は、国内での実施例が少なく、世界をリードしているとは言い難い。本研究開発テーマでは、

「革新的新構造材料等研究開発」で開発された素材・材料（被着体・接着剤）を主に用い、「マルチマテリアル化技術の集大成」に資する実機に適用可能な信頼性を備えた鋼板と CFRP 等樹脂材料の接合技術の確立を目的とする（2018 年度～2021 年度）。

## (2)目標値

表 3-2.2.7-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
鋼材／CFRP 等樹脂材料の接合技術開発 (2014～2022 年度)	設計に必要な材料データベースの構築 重ね継手せん断引張：母材破断	継手要素の接合において、界面剥離強度 $\geq$ 母材層間剥離強度 電食による接合部腐食の評価手法の確立 構造要素の接合において、所要性能を発現し得る最適部材配置設計手法の確立		大型模擬構造体を試作し製造プロセスの成立性を検証するとともに、以下の目標値を達成する。 ・部材の終局限界耐力 $>$ 応力換算 500MPa強度相当 ・設計強度 $\geq$ 現行の鋼構造パネル強度 ・疲労強度：200万回疲労強度20%向上 ・部材重量20%低減（従来の鋼構造標準設計に対して）
異種材料接合部信頼性評価技術の開発 (2018～2021 年度)			各素材の熱・力学的特性、接合における破壊形態を含めた接合信頼性評価マップの作成	接合部耐久性評価、試験片レベルでの疲労予測 (2021 年度末)
異種材料接合性能向上と実証技術の開発 (2018～2021 年度)			自動車部品を想定した鋼板と CFRP の部材接合実証と鋼板と CFRP のレーザ溶着技術の確立	プロセス管理により品質保証ができることを確認 (2021 年度末)
ガルバニック腐食評価技術の開発 (2018～2020 年度)			鋼板と CFRP のガルバニック腐食挙動の把握	

## (3)全体計画

[テーマ番号 07]

異種材料継手の接合技術と特性評価技術の開発として、所要性能発現のための材料

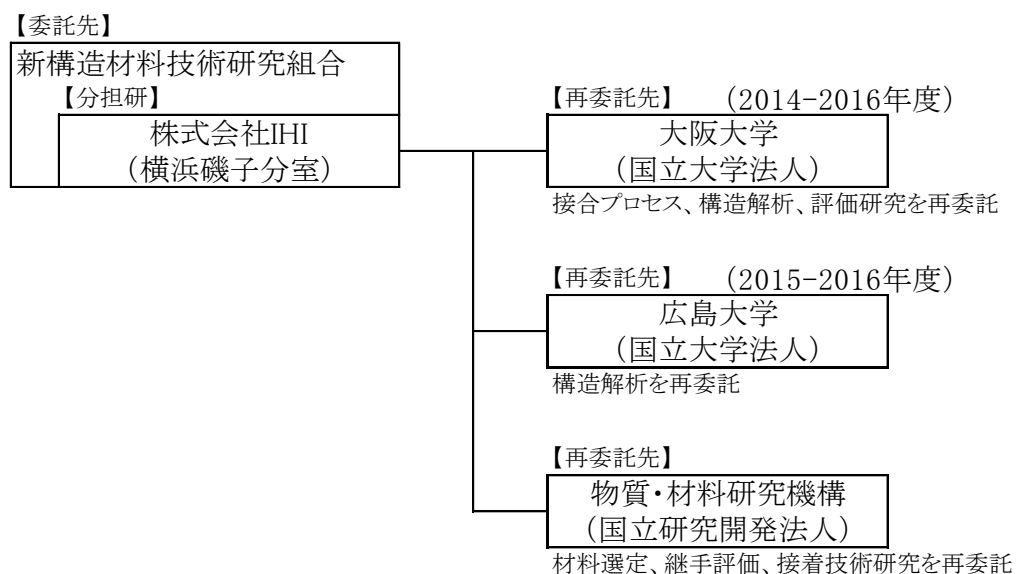
検討、接合手法および施工技術の開発、接合部の強度・加工特性・耐久性・耐候性把握、接合部検査手法の開発を実施する。また、異種材料継手における耐食性把握と最適配置を検討した上で、複合構造部材の設計と評価技術の確立を目指す（2014年度～2017年度）。

[テーマ番号63]

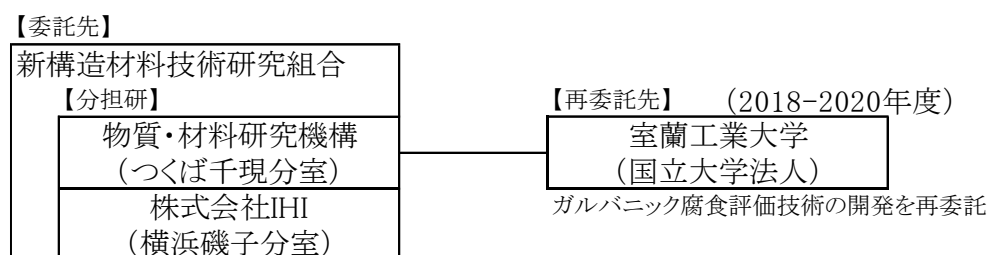
本事業期間では、自動車等の輸送機器の軽量化に資する、鋼板と樹脂材料の革新的接合技術とその信頼性評価技術を開発する。鋼板と CFRP 等樹脂材料の組合せが想定される部材の負荷に応じ、異種材料接合部の強度を確保し、界面破壊を抑止する等の「異種材料接合部の性能向上」を目指し、接合プロセスの最適化手法の研究開発を行う。一方、異種材料接合部では、両材料の線膨張率や弾性率の差異による熱応力やガルバニック腐食などが発生するため、接合部の長期耐久性や耐環境性を明らかにする必要がある。このため、「異種材料接合部耐久性評価」「ガルバニック腐食評価技術の開発」の研究開発を行う（2018年度～2021年度）。

#### (4)実施体制

[テーマ番号07]



[テーマ番号63]



#### (5)運営管理

[テーマ番号07]

横浜磯子分室としては研究の初期段階においては研究開発項目07に関わる分室およ

び再委託先との間で定期的に会合を開き、進捗管理を行った。基本的には再委託先との個別打ち合わせが中心である。研究の進捗に伴いメールベースによる進捗管理を行うとともに再委託先毎に研究進捗会議を開催した。

[テーマ番号 63]

つくば千現分室として、研究開発項目 63 に関わる分室および再委託先との間で定期的に会合を開き、進捗管理を行った。基本的には横浜磯子分室および再委託先との個別打ち合わせが中心である。また、研究の進捗に伴いメールベースによる進捗管理も行っている。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

[テーマ番号 07]

コンテナ船の上部構造重量は現状、約 1,000t。複合構造化により、20%程度の重量低減を見込むと、低重心化や振動の低減が可能となり、走行性能が向上する。合わせて燃費も 10%程度の低減が見込まれる。

例えば、8,000TEU コンテナ船の場合、25 ノット走行で燃料消費量が 57,000t/年、10%の低減により、CO<sub>2</sub> 排出量の削減は

“ $5,700t \times 41.9GJ/kL \times 0.0195tC/GJ \times 44/12 = 17,076t$  の削減”

燃料費は 500 ドル/t として

“ $500 \text{ドル/t} \times 5,700\text{ton} = 3.53 \text{億円/年の節約}$ ”

となる。20 年使用すれば、約 70 億円の節約となり、CFRP 利用による製造コストアップはある程度回収可能と考えられる。

[テーマ番号 63]

鋼板と CFRP のマルチマテリアル部品／製造装置の販売とシェアの拡大を目指している。また、マルチマテリアル化により自動車部品の 10~30%の軽量化を想定している。

### 2.2.7.2 研究開発成果

#### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.7-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
鋼材／CFRP 等樹脂材料の接合技術開発	継手要素の接合において、界面剥離強度 $\geq$ 母材層間剥離強度 (2017 年度)	継手要素試験、桁構造体、それぞれにおいて終局時の破壊形態は補材層間剥離であり、界面剥離強度の方が優れることを示した。また、部材の終局限界耐	○	

		力>応力換算 500MPa 強度相当、設計強度≧現行の鋼構造パネル強度、疲労強度：200 万回疲労強度 20%向上を達成した。目標を前倒しで達成し、実用化ステージへ移行した。		
	電食による接合部腐食の評価手法の確立 (2017 年度)	電解質を介し単極自然電位測定して腐食の可能性を評価する手法を確立した。目標を前倒しで達成し、実用化ステージへ移行した。	○	
	構造要素の接合において、所要性能を発現し得る最適部材配置設計手法の確立 (2017 年度)	鋼と CFRP を最適に部材配置した複合 I 桁構造と複合柱構造を開発した。複合柱構造の中間部の単位長重量は同じ耐荷力の鋼柱構造の 3/4 であり、部材重量を 25%低減した。目標を前倒しで達成し、実用化ステージへ移行した。	○	
異種材料接合部信頼性評価技術の開発	接合部耐久性評価、試験片レベルでの疲労予測 (2021 年度)	接着接合における疲労を含めた接合信頼性評価試験結果を示し、試験片レベルでの疲労予測を実現した。	○	
異種材料接合性能向上と実証技術の開発	プロセス管理により品質保証ができることを確認 (2021 年度)	自動車部品を想定した鋼板と CFRP の部材接合装置の導入、レーザ溶着技術の実施、プロセス管理機能を搭載による品質保証評価を実現した。	○	
ガルバニック腐食評価技術の開発	鋼板と CFRP のガルバニック腐食挙	ガルバニック腐食挙動の詳細な検討結果を示	○	

	動の把握 (2020 年度)	し、耐ガルバニック腐食接着接合方法を提案した。		
--	-------------------	-------------------------	--	--

※◎大きく上回って達成、○達成、X未達

## (2)研究開発の成果と意義

### [テーマ番号 07]

鋼材／CFRP 等樹脂材料の接合技術開発においては、構造体を構築する最も基本的な要素技術である重ね継手接合技術、電食による接合部腐食の評価技術の開発、構造要素の接合において、所要性能を発現し得る最適部材配置設計技術の開発に特に注力した。

重ね継手接合技術開発では、船舶上部構造に適切な CFRP プレートを製作するため、最適な樹脂と繊維の組合せを検討した。またこの CFRP と鋼材を接合するための、接着、摩擦ラップ接合 (FLJ)、レーザ溶着を開発し、それぞれにおいて施工条件の接合強度への影響などの知見を蓄積した。図 3-2.2.7-2 に試作した継手を例示する。本研究では接着そのものの性状を解明するため、鋼材どうしの接着も実施した。図 3-2.2.7-3 に FLJ の施工概念図を、図 3-2.2.7-4 にレーザ溶着の施工状況を示す。



(a) 鋼材どうしの接着継手



(b) 鋼材と/熱可塑性樹脂 CFRP の異材継手

図 3-2.2.7-2 試作した継手例

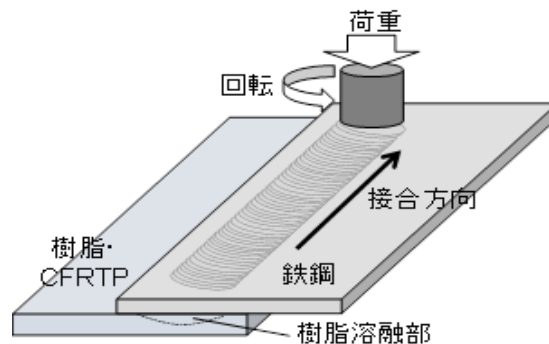


図 3-2.2.7-3 摩擦重ね接合法施工概念

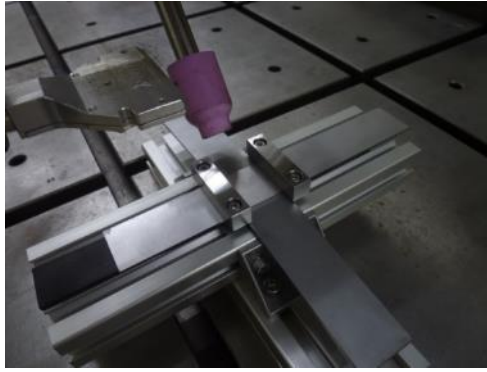


図 3-2.2.7-4 レーザ溶着の施工状況

重ね継手の引張試験状況を図 3-2.2.7-5 に例示する。また試験結果の一例を図 3-2.2.7-6 に示す。これは熱硬化 CFRP (VE) と SUS304 の接着継手であり、接着面は予めアセトン洗浄とサンドブラスト処理を行い、かつ電食防止のためのガラスクロスが付与している。引張試験における破断形態は CFRP の層間破壊である。すなわち、界面剥離強度 $\geq$ 母材層間剥離強度であることは明らかである。こうした知見をもとに鋼 FRP で構成する複合 I 桁構造体を試作した。外観を図 3-2.2.7-7 に示す。複合 I 桁構造体は圧縮応力が生じる部分を鋼材、引張応力が生じる部分を FRP で構成し、重ね継手によって接合している。曲げ荷重による載荷試験状況を図 3-2.2.7-8 に示す。この試験では構造体が破壊するまで荷重を増加している。破壊した構造体を図 3-2.2.7-9 に示す。重ね継手の添接板は脱落し、接合部の母材部分はプリプレグの層間剥離を確認した。さらに撮影した動画を踏まえると、添接板の脱落と同時にフリーエッジとなった FRP のウェブが座屈したことが推察できた。このように部材レベルにおいても終局時の継手特性は界面剥離強度 $\geq$ 母材層間剥離強度であることが明らかとなった。

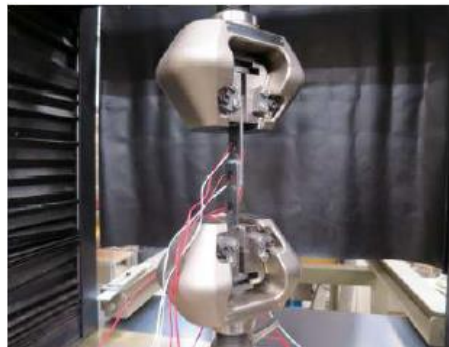


図 3-2.2.7-5 重ね継手引張試験状況

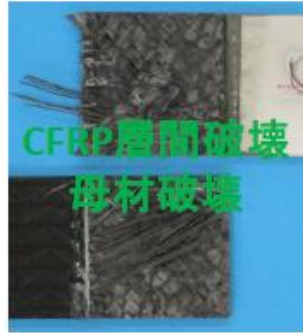


図 3-2.2.7-6 接着継手引張試験後外観

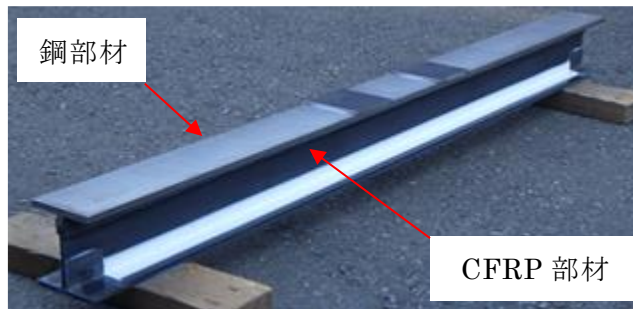


図 3-2.2.7-7 複合 I 桁構造

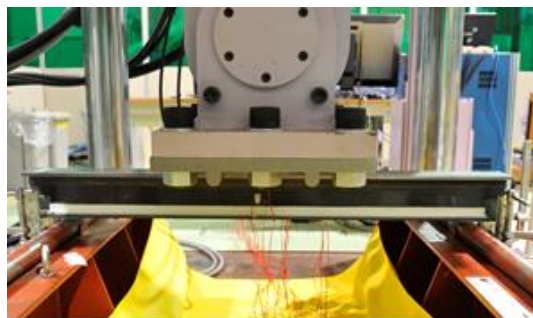


図 3-2.2.7-8 構造載荷試験状況



図 3-2.2.7-9 試験後の構造破壊状況

また、船舶上部構造を想定して製作した継手の疲労強度は溶接鋼構造継手の同じ継手形式の 200 万回強度と比較すると 20%優れていることも確認した。図 3-2.2.7-10 に疲労試験状況を図 3-2.2.7-11 に疲労試験片を示す。





図 3-2.2.7-10 疲労試験状況



(a)シングルラップ



(b)ダブルラップ

図 3-2.2.7-11 接着継手疲労試験片

電食による接合部腐食の評価技術の開発では、金属と CFRP の重ね継手の耐食性の評価手法を検討した。電解質を介して接合もしくは接触した場合、金属側に異常腐食の可能性を単極自然電位を測定することで評価する。

各種単極自然電位に有意差が認められ、高電位側より CFRP > SUS304 > SS400 であることを確認した。従って SS400 または SUS304 と CFRP が接触した場合、両系ともガルバニック腐食（異種金属接触腐食）を起こすと判定した。このとき CFRP より低電位側になる SUS304 もしくは SS400 がアノード（陽極）になるため腐食される。特に CFRP との電位差が大きかった SS400 は、影響が大きい。そこで前述のように重ね継手にガラスクロスを付与して腐食を防止する。これによって強度低下が生じないことは引張試験によって確認している。

構造要素の接合において、所要性能を発現し得る最適部材配置設計技術の開発では前述した複合 I 桁構造の開発と複合柱構造の開発を行った。CFRP は鋼材と比較すると軽量である反面、縦弾性係数が低いため局部座屈強度は低くなる。これを活かした複合 I 桁構造体（図 3-2.2.7-12）と複合柱構造体（図 3-2.2.7-13）を設計試作した。

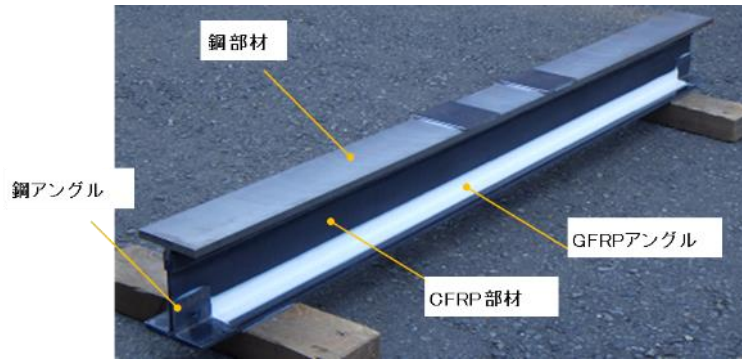


図 3-2.2.7-12 複合 I 桁構造体



図 3-2.2.7-13 複合柱構造体

桁構造とは曲げ荷重に対応するための構造である。荷重によって圧縮応力が生じる部分に縦弾性係数が高い鋼材を、引張応力が生じる部分に引張強度に優れる FRP を配置している。複合 I 桁構造の解析例を図 3-2.2.7-14 に、曲げ載荷試験より得た応力分布と解析値との比較を図 3-2.2.7-15 に示す。中央断面における応力分布が示すように供試体の終局限界は極めて高く垂直応力度の最大値は 500MPa を超えている。また、平面保持も確保されており、鋼と CFRP が一体となって機能していることも見て取れる。また、試験値と解析値は概ね一致し、解析手法や解析に用いた物性値が妥当であることがわかる。部材断面の上側に配置した鋼材では圧縮の応力 ( $-\sigma$ ) が、下側に配置した FRP では引張の応力 ( $+\sigma$ ) が分布していることも見て取れる。これは前述の設計思想が具現化されていることを示している。CFRP の縦弾性係数は鋼材と比較すると低いため、外力によるひずみと同じであるときは発生する応力は小さくなる。本部材のように鋼材と CFRP をひずみ分布に対応して断面中立軸の両側に分けて配置することは CFRP 強度の効率的な利用という点で有効である。

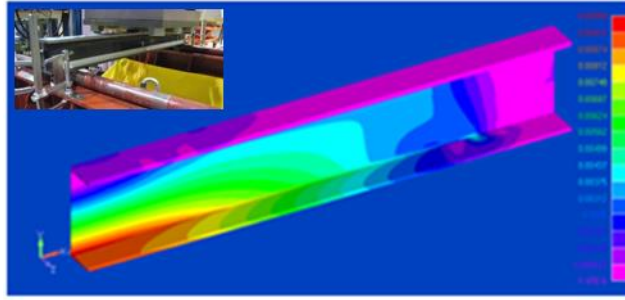


図 3-2.2.7-14 複合 I 桁構造解析例

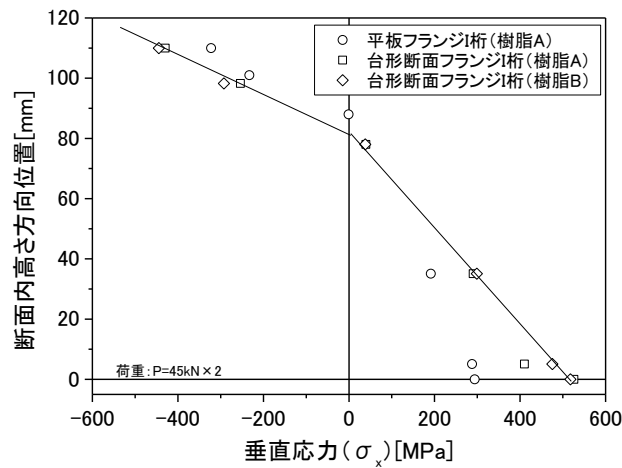


図 3-2.2.7-15 複合 I 桁構造中央断面応力分布

柱構造とは圧縮荷重を受ける構造部材であり、その断面においては圧縮応力が卓越する。FRP は鋼材と比較すると軽量である反面、縦弾性係数が低いため局部座屈強度は低くなる。そこで、矩形断面の角部に鋼材を配置し、スキンプレートは鋼 CFRP 複層と CFRP 単層となる構造を検討した。

試作した柱構造体の載荷試験状況を図 3-2.2.7-16 に、解析で得た荷重変位と試験で得たそれを図 3-2.2.7-17 に示す。両者はよく一致した。また、試験結果と設計計算値および FEM 解析値との比較を図 3-2.2.7-18 に示す。破壊挙動および強度が想定の通りであったため、試作部材の設計要領と製作方法は妥当であると判断した。



図 3-2.2.7-16 複合柱構造体載荷試験

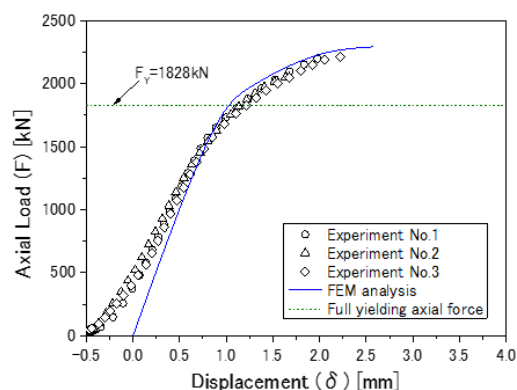


図 3-2.2.7-17 実験値解析値比較（荷重変位）

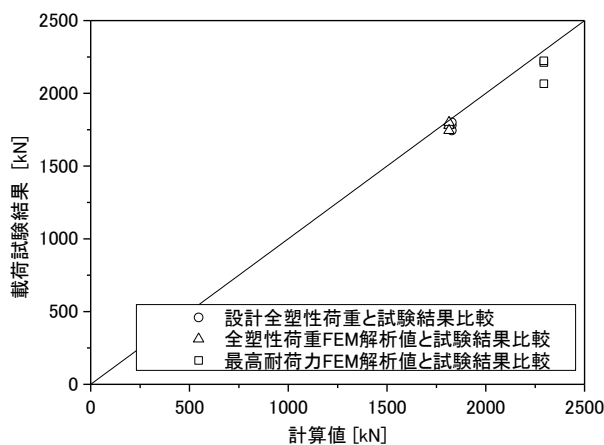


図 3-2.2.7-18 複合柱構造体載荷試験結果と設計計算値・FEM 解析値の比較

また本研究において、試作を繰り返した結果、強度は同じ外形寸法の従来タイプの鋼構造部材と同等以上でありながら単位重量は 3/4 まで低減した鋼 CFRP 複合構造体も製作することができた。

### まとめ

本研究の目的は船舶を軽量化して省エネ航行や環境負荷の低減を実現して、造船事業の国際競争力の向上に資することを目的とする。具体的にはブリッジや居住区などに鋼材と炭素繊維強化樹脂材料（CFRP）で構成する複合構造部材を適用し軽量化を実現する。そのため本研究では大型模擬構造体（I 桁構造体、柱構造体、パネル構造体など）を試作して製造プロセスの成立性を検証している。そのための目標値を以下のように定めた。

- ① 部材の終局限界耐力 > 応力換算 500MPa 強度相当
- ② 設計強度  $\geq$  現行の鋼構造パネル強度
- ③ 疲労強度：200 万回疲労強度 20% 向上

#### ④ 部材重量 20%低減（従来の鋼構造標準設計に対して）

まずは鋼 CFRP 接合技術を用いた複合構造部材の設計と試作を行い、その製造技術を実証した。そうした供試体を用いた試験では前述したように、応力度が 500MPa に達する載荷状態であっても鋼と CFRP 部材の接合は保持され、両者は一体として挙動した。またその応力分布は部材断面における平面保持が確保されていることも示していた（目標①の達成）。鋼 CFRP 複合構造体と、従来構造である鋼構造体とを比較すると前者の最高耐荷力は後者のそれよりも高いことが確認された。最高耐荷力においても鋼と CFRP の接合は保持された（目標②の達成）。船舶上部工への適用を想定した鋼 CFRP の疲労強度試験では、従来の鋼構造継手と比較すると 200 万回疲労強度が 20% 向上していることも確認した（目標③の達成）。さらに本研究において、設計と試作を繰り返した結果、同じ外形寸法の従来の鋼構造部材とは同等以上の強度でありながら一般部の単位重量は 3/4 である鋼 CFRP 複合構造体も製した（目標④の達成）。以上のように本研究の検討項目においては、定めた目標値にすべて到達した。実用化への技術的な準備は相当整えられたと言える。

### [テーマ番号 6 3]

本研究開発では、2つの主要な開発テーマ（部材レベルの接合構造の作製・評価と試験片レベルの接合部の信頼性評価）がある。

#### ● 部材レベルの接合構造の作製・評価

自動車部品の軽量化に資する、鋼板と CFRP のレーザ溶着および接着接合の最適プロセスを確立し、再現施工できる異種材料接合実証機を開発することを目的とした。また、自動車部品を模擬した複合材パネル部品を試作し、性能評価を行った。

#### (1) 異種材料接合部材製造ラインの製作

量産を想定した複数回数の接着を規定サイクルタイムで実現可能な素材・部材搬送及び接着剤塗布から硬化までを含めた自動化ラインを試作した。図 3-2.2.7-19 に導入した異種材料接合試作機を示す。接着剤を定量吐出するための接着剤塗布ロボットと素材・部材をハンドリングするロボットおよび接着部材を養生する装置をメインとして構成される。本装置を連動させることで、素材供給から部材接着までの一連の工程を自動化した。本試作機で製作した部材は、後述する性能評価試験を実施した。



(a) 接着剤塗布ロボット



(b) ハンドリングロボット



(c) 養生装置

図 3-2.2.7-19 異種材料接合試作機

また、製作した異種材料接合装置にプロセス管理に供するモニタリング機能を搭載し、自動車部品製造を想定した部材製造ラインを試作するために以下検討をした。

#### 要素継手での継手強度に及ぼすプロセスパラメータの評価

異材接着装置のプロセス管理パラメータを抽出することを目的に、各プロセスパラメータが単純引張せん断継手の強度に及ぼす影響を評価した。ここでのプロセスパラメータとは、静的強度に影響を及ぼす支配因子のことを言い、プロセス管理パラメータとは生産設備における接着の品質を安定化させるために管理すべきパラメータを言う。被着材には、鋼板と熱可塑性 CFRP を用いた。なお、接着前に、鋼板・CFRP それぞれに表面処理を実施した。接着工程におけるプロセスパラメータを変化させ、接着継手を製作した。製作した継手は、引張せん断試験を実施し、各プロセスパラメータが静的強度に及ぼす影響を調査した。

図 3-2.2.7-20 に各プロセスパラメータが引張せん断強度に及ぼす影響評価の一例を示す。

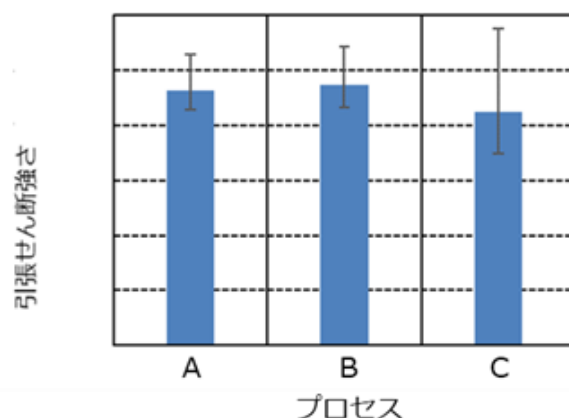


図 3-2.2.7-20 各プロセスパラメータが引張せん断強さに及ぼす影響の一例

各プロセスパラメータが静的強度に及ぼす影響度を評価し、プロセス管理パラメータの抽出と管理値を取得した。なお、最適なプロセスパラメータで製作した継手では、高強度でバラツキの少ない接着継手が得られた。

#### プロセス管理パラメータの設定とモニタリング機能の搭載

異種材料接合装置で製作する部材の接着品質を安定化させるため、プロセス管理パラメータの設定とそれをモニタリングする機能について検討した。前述の試験結果および部材レベル（大面積）での品質安定化を考慮し、プロセス管理パラメータを設定した。以下にモニタリング機能の対応状況を、図 3-2.2.7-21 にモニタリング機能の搭載例を示す。

プロセス管理パラメータ①： 制御ソフトからプロセス管理パラメータ①をモニタリングできるように対応した。また、予備試験により、プロセス管理パラメータ①を管理値内に制御できるように、ロボット等の制御を調整した。

プロセス管理パラメータ②： センサを設置し、プロセス管理パラメータ②をモニタリングできるように対応した。なお、予備試験によりプロセス管理パラメータ②を管理値内に制御できるように各種機構を調整した。

プロセス管理パラメータ③： プロセス管理パラメータ③は、制御盤から設定できるように対応した。また、制御盤のパネル上から、プロセス管理パラメータ③の状態を確認できるように対応した。

プロセス管理パラメータ④： プロセス管理パラメータ④は、制御盤から設定できるように対応した。また、追加でセンサを設置し、プロセス管理パラメータ④の状態を出力できるように対応した。

プロセス管理パラメータ⑤： プロセス管理パラメータ⑤は、制御盤から設定できるように対応した。また、制御盤のパネル上から、プロセス管理パラメータ⑤の状態を確認できるように対応した。



(a)モニタリング状況①



(b)モニタリング状況②

図 3-2.2.7-21 モニタリング機能の搭載例

#### 部材製造ラインによる鋼 CFRP 複合部材連続製造

製作した部材製造ラインを使用して、自動車部材を対象とした鋼 CFRP 複合部材を連続製造し、サイクルタイムの取得とプロセス管理パラメータの評価を行う。製作した部材製造ラインを使用して、素材供給から部材接着完了までの一連の工程を自動で、鋼 CFRP 複合部材を連続製造した。連続製造中は、装置の稼働状況およびプロセス管理パラメータのモニタリング状況を取得した。鋼 CFRP 複合部材の素材には、ハット型の鋼板と、熱可塑性 CFRP の成形板を用いた。

図 3-2.2.7-22 に鋼 CFRP 複合部材の連続製造時の動画の一例を示す。前述したモニタリング機能が動作することを確認した。また、自動車部材を対象とした鋼 CFRP 複合部材を、本装置により連続製造できることを確認した。部材製造ラインにより連続製造した部材の一例を図 3-2.2.7-23 に示す。本部材は、後述する曲げ試験により、部材製造ラインで得られる部材品質について評価した。





図 3-2.2.7-22 鋼 CFRP 複合部材の連続製造図の一例



図 3-2.2.7-23 部材製造実証ラインにより連続製造した部材の一例

図 3-2.2.7-24 にプロセス管理パラメータのモニタリングの一例を示す。まず、プロセス管理パラメータ A、B いずれにおいても、部材によらず同等程度の値が得られ管理値内にあることを確認した。また、連続製造の自動運転でかかった総時間から、1部材当たりのサイクルタイムを計算し、目標のタクトタイムを達成することを確認した。

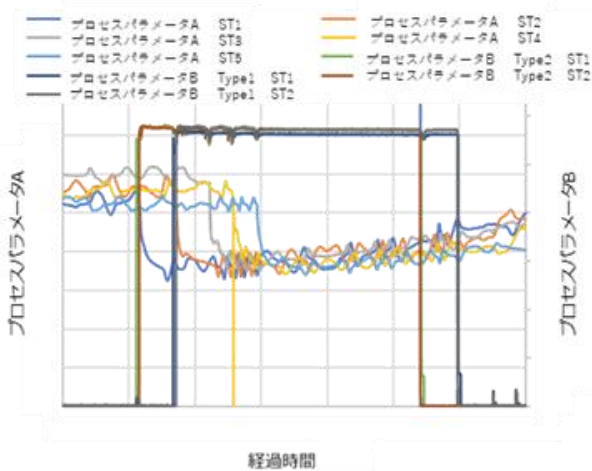


図 3-2.2.7-24 プロセス管理パラメータのモニタリングの一例

### 曲げ試験による性能評価

連続製造した鋼 CFRP 複合部材に対し曲げ試験を実施し、部材の吸収エネルギー性能を評価する。また、手塗りで接着した部材と比較することで、プロセス管理により

品質が安定していることを確認する。

本検討で用いた試験体はハット型部材とフランジを接合した長さ 800mm の接着継手である。ハット型部材（図 3-2.2.7-25）の供試材料は、ハット型部材には高張力鋼板を、フランジには熱可塑性樹脂をマトリクスに用いた疑似等方の CFRP 成形板を用いた。手塗で接着した部材と、連続製造した部材を評価した。試験機は電気油圧サーボ式疲労試験機を使用して動的 3 点曲げ試験を行った。試験方法を図 3-2.2.7-26 に示す。試験中の部材の荷重-変位関係を測定し、吸収エネルギーにより部材の性能を評価した。

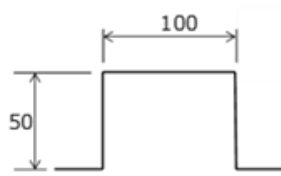


図 3-2.2.7-25 断面形状

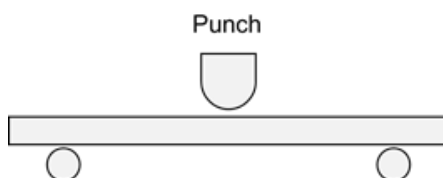


図 3-2.2.7-26 試験方法

図 3-2.2.7-27 に連続製造した鋼 CFRP 複合部材の吸収エネルギーを示す。なお、青点線は手塗で作製した部材の平均吸収エネルギーである。連続製造した部材が手塗部材より高い吸収エネルギーを示した。

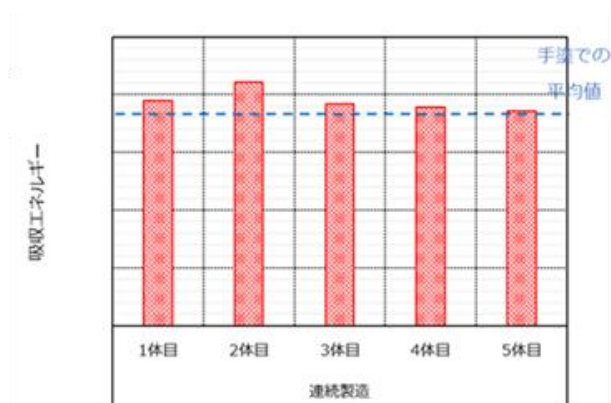


図 3-2.2.7-27 連続製造した鋼 CFRP 複合部材の吸収エネルギー評価例

## (2) レーザ溶着による異種材料接合技術開発

鋼材と CFRP の異種材料接合プロセスとしてレーザ溶着を用い、施工条件の最適化を実施した。供試材料には L100×W25×t1.2mm の鋼板および L100×W25×t3.6mm の熱可

塑性樹脂 CFRP を用いた。図 3-2.2.7-28 に施工方法を示す。所定のラップ長で試験体をセットした後に、鋼板側からレーザーを照射し、レーザー溶着を実施した。作製した重ね継手に、ISO19095-3 に準拠したせん断試験を実施した。

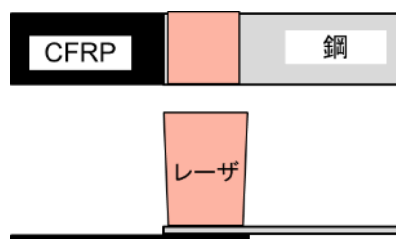


図 3-2.2.7-28 施工方法

入熱量とせん断強度の関係を図 3-2.2.7-29 に示す。入熱量によってせん断強度はピークを示していることがわかる。入熱量が低い場合および高い場合では強度が低下した。以上の結果より、最適施工条件を選定した。

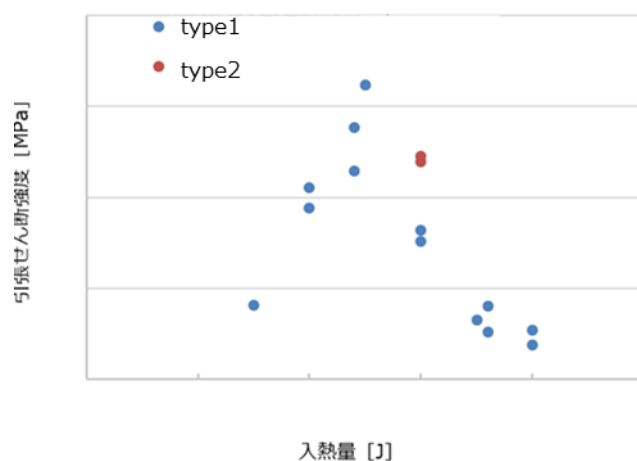


図 3-2.2.7-29 入熱量とせん断強度の関係

CFRP と鋼板の接触によって発生するガルバニック腐食には、ガラスクロスの有無が効果的である。ガラスクロス有無でのレーザー溶着試験体を製作した。図 3-2.2.7-30 にガラスクロス有無でのせん断引張試験結果を示す。ガラスクロスが静的強度に及ぼす影響はほとんどないことを確認した。

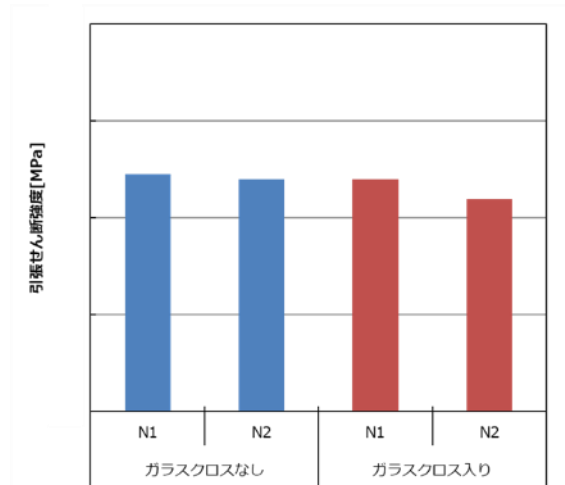


図 3-2.2.7-30 ガラスクロス有無でのせん断引張試験結果

レーザ溶着継手の耐食性を評価するために JASO 試験を実施した。塩水噴霧 (35°C±1 5% NaCl) 2 時間、乾燥 (60°C±1 30%RH) 4 時間、湿潤 (50°C±1 95%) 2 時間を 1 サイクルとした複合サイクル試験 (JASO M610-92 準拠) を実施した。所定の複合サイクルを完了した継手は、引張せん断試験を実施し評価した。レーザ溶着継手の JASO サイクル試験結果を図 3-2.2.7-31 に示す。製作した継手によっては、JASO サイクルによる強度低下はほとんどないことを確認した。耐ガルバニック腐食接着接合方法を提案した。

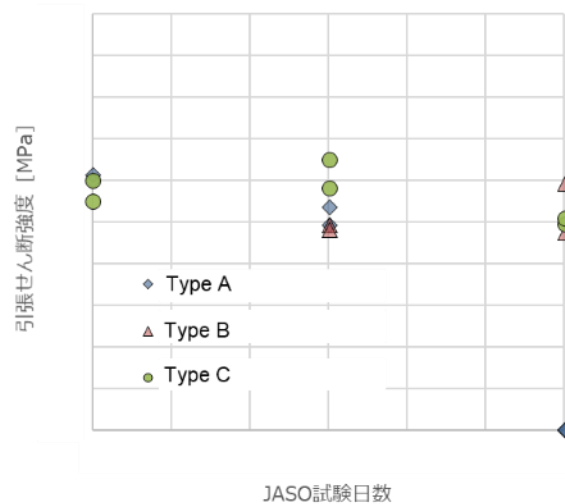


図 3-2.2.7-31 ガラスクロス有無でのせん断引張試験結果

### (3) 模擬部材レベル性能評価による異種材料接合評価

自動車部品を想定し、軽量化に資する鋼 CFRP の複合材パネル部品を設計・製作し、性能評価を行った。ターゲットの部材を決定し、複合材パネル部品の設計を実施した。対象部材を選定し、それを模擬したターゲット部材形状を図 3-2.2.7-32 に示す。実車から外形寸法を採寸し、形状を決定した。接合試験および性能評

価試験では、構造を単純化したモデルを使用した。

検討を行う複合パネル部品の断面形状の一例を図 3-2.2.7-33 に示す。引張の荷重を受ける側に CFRP を採用する構造とした。製作したパネルについては、曲げ試験を行い、部材の吸収エネルギー性能を評価した。解析と性能試験を繰り返し実施することで、軽量かつ高性能な部材を検討した。解析による評価の一例を図 3-2.2.7-34 に示す。

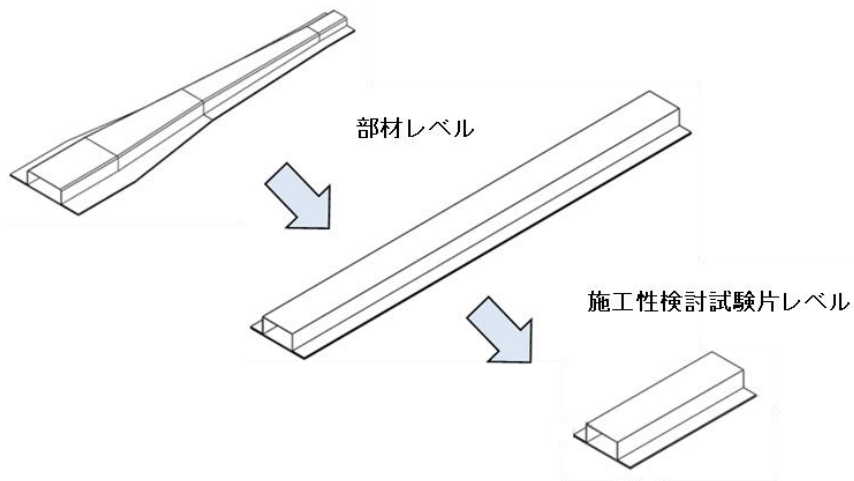
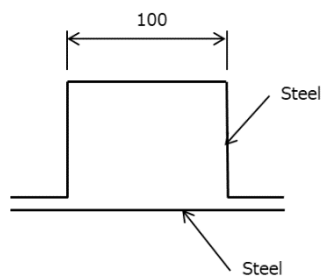
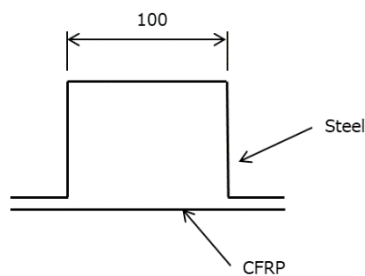


図 3-2.2.7-32 ターゲット部材形状



(a) i-SS (IHI-Steel Section)



(b) i-SFCB (IHI-Steel FRP Composite Basic type)

図 3-2.2.7-33 複合パネル部品の断面形状一例

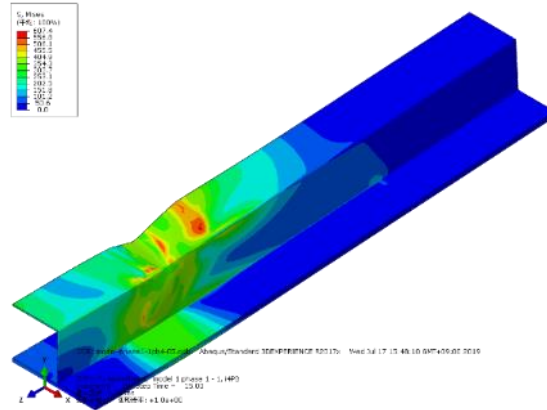


図 3-2.2.7-34 複合パネル解析の一例

製作した部材のエネルギー吸収性能評価を目的として、3点曲げ試験を実施した。図 3-2.2.7-35 に本検討で用いた試験体形状を示す。試験材料には鋼板と CFRP を用いた。試験中の部材の荷重-変位関係から吸収エネルギーを算出し部材の性能を評価した。

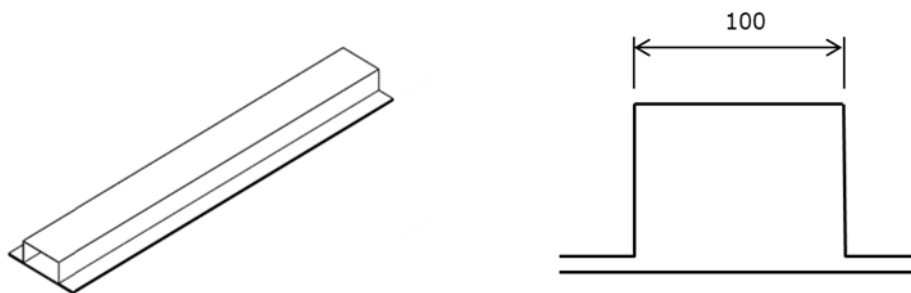


図 3-2.2.7-35 試験体形状

表 3-2.2.7-3 に曲げ試験により得られた各部材における単位重量当たりのエネルギー吸収性能を示す。鋼部材より吸収エネルギー性能を 40%以上改善した。

表 3-2.2.7-3 単位重量当たりの吸収エネルギー評価結果

部材タイプ	接合方法	単位重量当たりの 吸収エネルギー 改善率
鋼部材	スポット溶接	
複合部材A	TypeA	(22.3%↑)
複合部材B	TypeB	(40.1%↑)
複合部材C	TypeC	(42.6%↑)
複合部材D	TypeD	(8.8%↑)

#### (4) 接着・レーザ溶着の異種材料接合性能向上

接着継手における表面処理がせん断強度に及ぼす影響を調査した。鋼板およびCFRPに各種表面処理を施し、接着継手を製作した。製作した継手は、引張せん断試験により評価した。図 3-2.2.7-36 に表面処理とせん断強度の関係を示す。接着継手における表面処理のせん断強度に及ぼす影響度を取得した。実際には、表面処理の費用対する効果から部材接合要領に反映しく。

次にレーザ溶着に継手における材料の表面性状がせん断強度に及ぼす影響を調査した。材料に対し、各種表面処理を施し、(2)で選定した施工条件にてレーザ溶着を実施し、せん断継手を製作した。鋼材側には7通りの表面処理を、CFRP側には3通りの表面処理を検討した。図 3-2.2.7-37 に表面処理とせん断強度の関係を示す。本試験結果よりレーザ溶着に最適な表面処理方法を選定した。

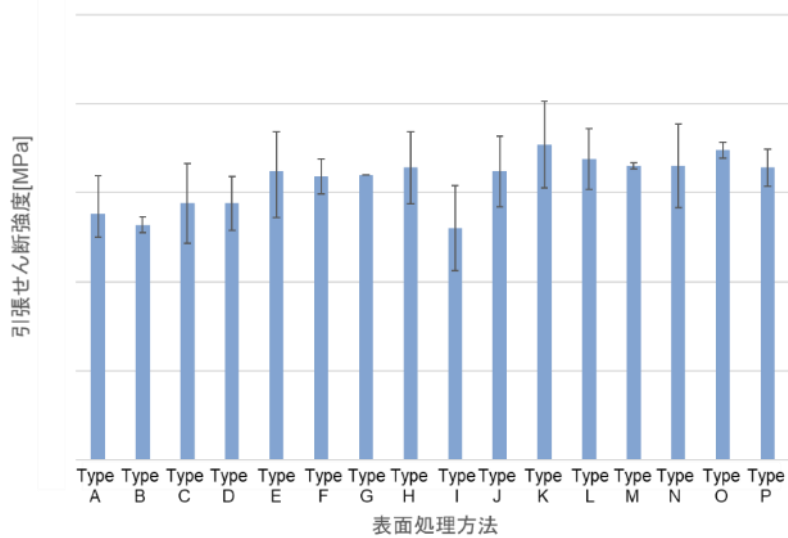
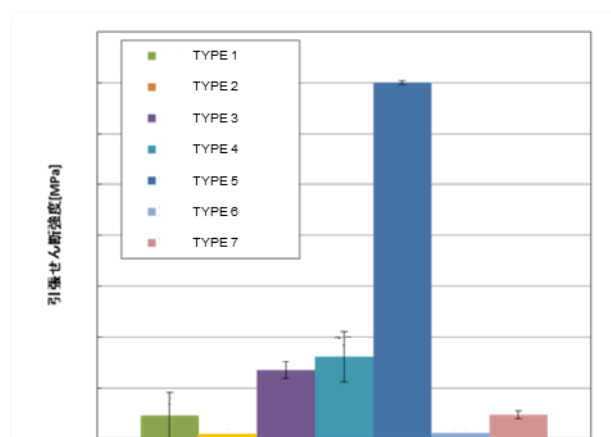
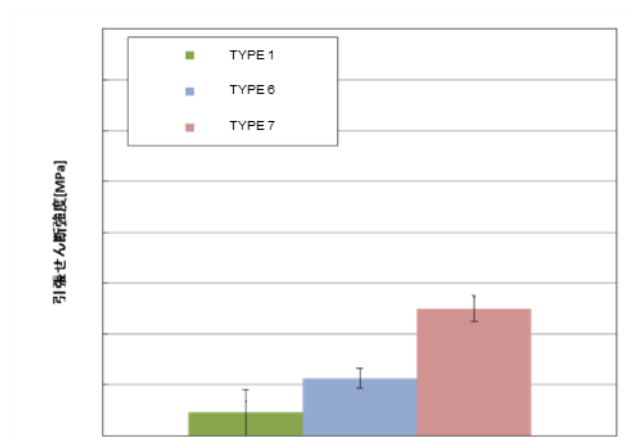


図 3-2.2.7-36 表面処理とせん断強度の関係



(a) 鋼板表面処理 (CFRP は未処理)



(b) CFRP 表面処理 (鋼板は未処理)

図 3-2.2.7-37 表面処理とせん断強度の関係

自動車部品を想定した鋼板と CFRP の部材接合装置の導入、レーザ溶着技術の実施、プロセス管理機能を搭載による品質保証評価を実現した。

● 試験片レベルの接合部の信頼性評価<sup>(1-62)</sup>

多種の被着体や接着剤について、材料の熱的・力学的特性から継手の破壊形態までを統一的に評価する接着接合継手の接合信頼性評価マップの作製を行い、実機の強度予測や耐久性評価を行うことを目指している。継手強度に影響を及ぼす多数の評価因子について多角的な実験的知見が必要となり、それらを総合的に評価する指標の確立が求められる。

基礎的な知見拡充と種々の影響因子に対する考察を行うため、アクリル接着剤を使用した接着接合継手を対象とし、継手強度を支配する一因子である接着層厚さを変化させ、その影響について実験的な検討を行った。また、使用したアクリル接着剤についてはその材料特性を変化させ、それが継手強度に与える影響について併せて検討を行った。

被着体に板厚 3 mm の一般構造用炭素鋼 SS400 を使用した。被着体の表面状態を統一することを目的に、接着接合を行う領域にサンドブラスト処理を施し、その後アセトン脱脂を行った。接着剤はセメダイン株式会社製メタルロックを使用した。接着剤の材料特性について検討を行うため、高強度な接着剤である Y611 黒 S と、可撓性の特長を持つ Y618H の 2 種類のアクリル接着剤を使用した。作製した継手形状を図 3-2.2.7-38 に示す。



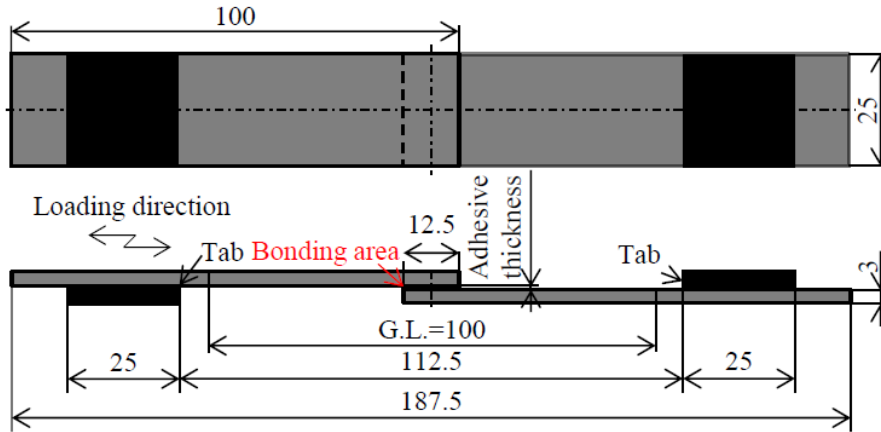


図 3-2.2.7-38 継手形状（単純重ね合わせ継手（SLJ: single lap joint））

2枚の被着体を 12.5 mm で重ね合わせ、その間を接着した単純重ね合わせ継手（SLJ: single lap joint）を使用した。接着剤の硬化条件は、硬化状態の安定化を図るため室温で 24 時間硬化させた。接着剤層厚さによる影響を検討するため、3.0、1.0、0.3 mm の 3 種類の接着剤層厚さを有する継手を作製した。接着端部についてはフィレット加工を施した。

静的試験は島津製作所製オートグラフ AG-X/R を用い、変位制御で負荷速度 1 mm/min にて実施した。試験時の伸び測定は島津製作所製ビデオ変位計 DVE-201 を使用し、標点間距離は 100 mm とした。疲労試験は MTS 製 858 Mini Bionix II を使用し、正弦波荷重にて周波数  $f = 10$  Hz、荷重比  $R_P (= P_{min}/P_{max}) = 0.1$  で実施した。未破断時の打切繰り返し数を  $N = 1.0 \times 10^7$  cycle とした。静的および疲労試験後の破面観察には、キーエンス製デジタルマイクロスコープ VHX-6000 を使用した。

静的試験結果を図 3-2.2.7-39 に示す。

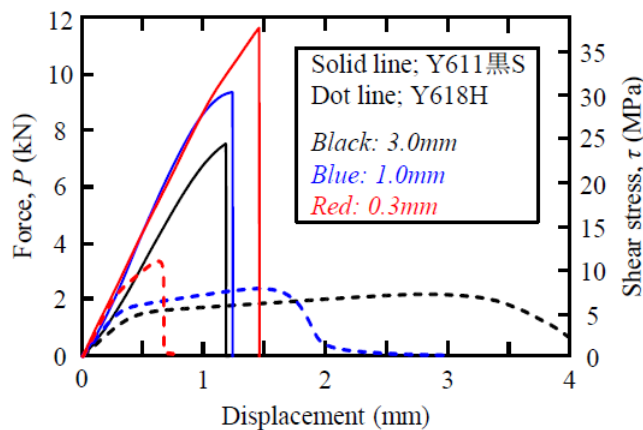


図 3-2.2.7-39 静的試験結果（荷重—変位の関係）

接着剤の違いに着目すると、継手の静的強度は Y611 黒 S の継手の方が Y618H より高く、弾性率や接着剤強度が高い接着剤を使用した継手の方がその強度は高くなることが確認された。接着剤層厚さに着目すると、接着剤層厚さが薄いほど、継手の静的強

度は高くなる傾向を示した。

信頼性評価として静的試験での強度バラツキを評価する。図 3-2.2.7-40 に各接着剤のそれぞれの接着剤層厚さに対する継手の静的強度のワイブルプロットを示す。

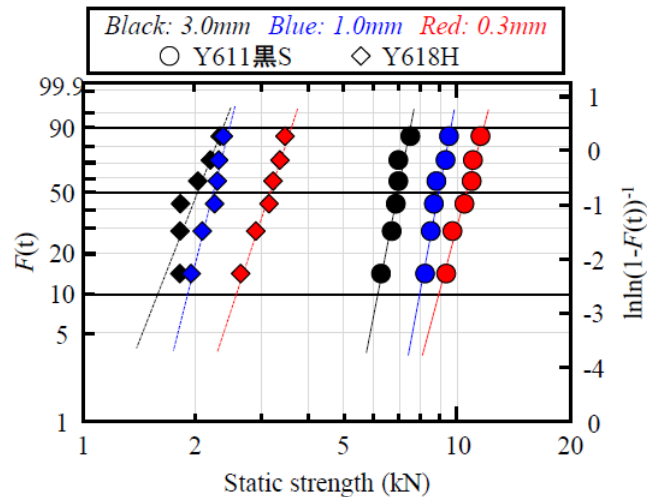


図 3-2.2.7-40 各接着剤の接着剤層厚さに対する継手の静的強度のワイブルプロット

Y611 黒 S を使用した継手のワイブル係数は Y618H と比べ総じて高くなった。高弾性率・高強度の接着剤を使用するほど継手の静的強度は高く、バラツキを抑制できることが明らかになった。しかし接着剤層厚さの違いについて相関は見られなかった。

図 3-2.2.7-41 に静的破面の観察結果に示す。

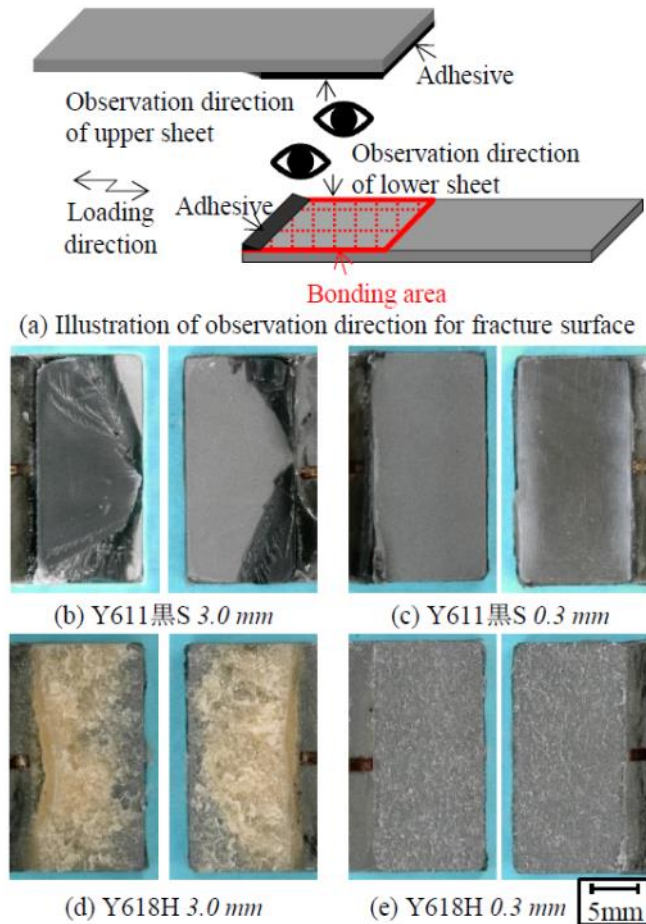


図 3-2.2.7-41 静的破面観察結果

(a)は破面の観察方向を示す模式図である。(b)および(c)に示す Y611 黒 S の破面は、接着剤層厚さによらず、上板あるいは下板の一方で被着体と接着剤との界面近傍を破壊した様相となっていた。接着界面近傍の剥離応力が継手の破壊に大きく寄与することから、接着剤層厚さの変化による継手の曲げ剛性や剥離応力の影響が顕著に表れ、継手の静的強度が変化したことが考えられる、また、接着界面近傍を進展することから、接着剤の伸び量については大きく変化しなかったことが推察される。一方、Y618H の破面は、凝集破壊となった。接着剤の白化が Y611 黒 S に比べると顕著に発現している。この破壊様相は、接着剤層厚さの違いに対して差異はなかった。しかし、接着剤自体の伸びや変形は接着剤層厚さが厚いほど大きいため、上述した静的試験の結果で見られた伸び違いが現れたと考えられる。接着剤層厚さの違いによって接着剤内部の応力状態が変化することで継手強度が変化したと考えられる。接着剤内部への破壊に伴い伸びも変化したことが Y611 黒 S と Y618H との静的試験結果における傾向の違いと対応していると考えられる。

図 3-2.2.7-42 に各種接着剤に対し 3 種類の接着剤層厚さで作製した継手の疲労試験結果を示す。

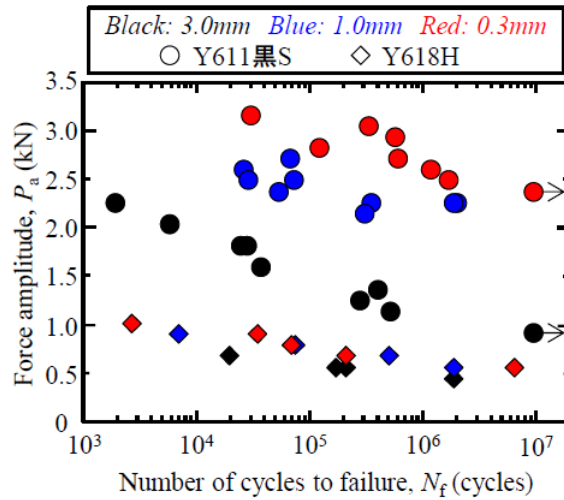


図 3-2.2.7-42 疲労試験結果（負荷試験力振幅—破断繰り返し数の関係）

縦軸は継手に作用した負荷試験力振幅  $P_a$ 、横軸は破断までの繰り返し数  $N_f$  である。Y611 黒 S を使用した継手の疲労強度は Y618H に比べ高く、静的強度と同様に高強度な接着剤ほど継手の疲労強度も高くなる傾向が見られた。接着剤層厚さの影響は、接着剤層厚さが薄いほど疲労強度が高くなり、その影響は Y611 黒 S が顕著であった。

図 3-2.2.7-43 に疲労破面の観察結果を示す。図 3-2.2.7-44 に特徴的な破面様相を示す箇所拡大図を示す。

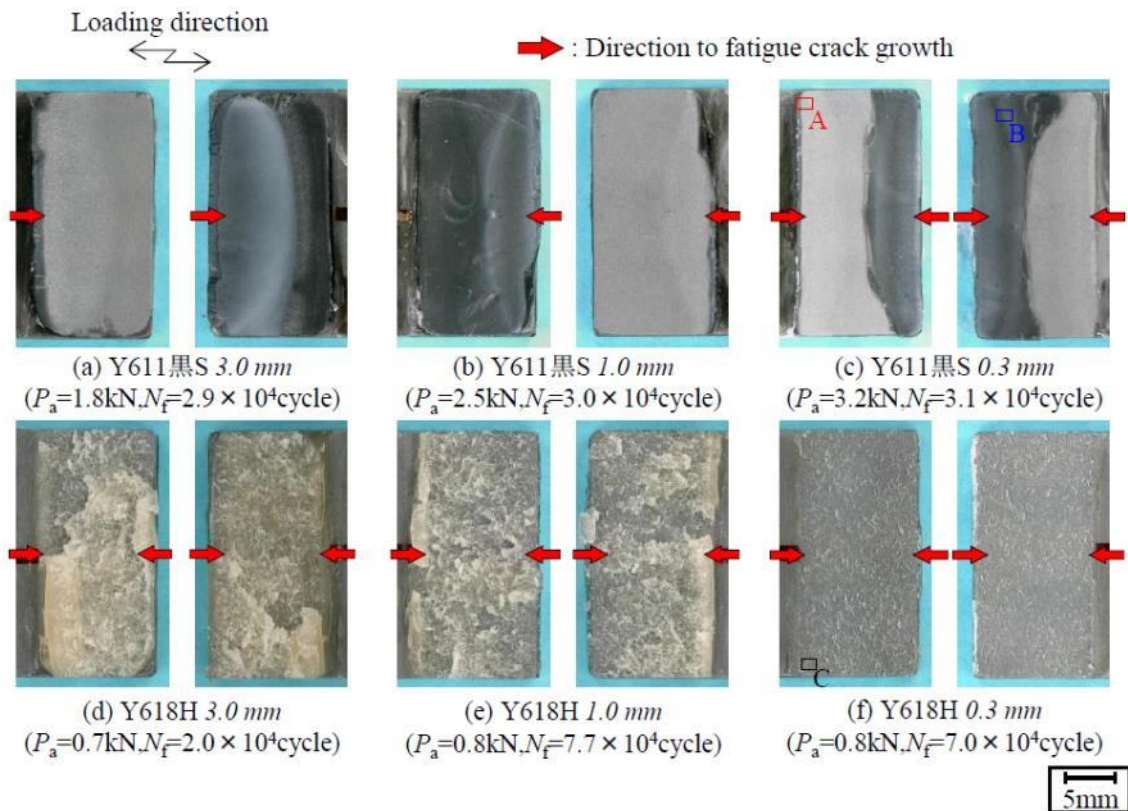


図 3-2.2.7-43 疲労破面観察結果

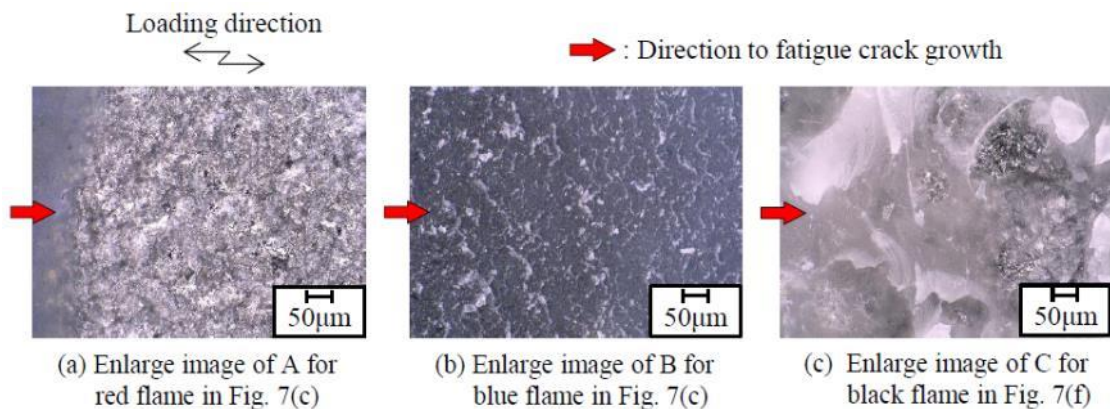


図 3-2.2.7-44 特徴的な破面様相を示す箇所の拡大図

Y611 黒 S の継手については、接着端に作製したフィレット部から疲労き裂が発生していることが確認された。また、疲労破面中の接着剤にて白色で示す疲労き裂前縁が認められ、疲労き裂進展様相については接着剤層厚さ依存性が認められた。接着剤層厚さ 3.0、1.0 mm の継手については、上板あるいは下板の一方に被着体表面が現れ、もう一方には接着剤が残存し、破面上に凹凸がみられた。接着剤層厚さ 3.0、1.0 mm の継手の場合の疲労き裂進展過程は、一方の接着端部から発生した疲労き裂による界面破壊となった。一方、接着剤層厚さ 0.3 mm の継手では、両接着端部から疲労き裂が発生した後、接着界面をき裂が進展しており、複数の疲労き裂が合体した破面様相が確認された。Y618H の継手については、疲労き裂は接着剤内部を進展していた。本疲労破壊は接着剤層厚さによらないことが明らかになった。

図 3-2.2.7-45 に接着剤および接着剤層厚さの違いに対する継手の疲労破壊の模式図を示す。

Type	Y611 黒 S		Y618H
Adhesive thickness	3.0mm/1.0mm	0.3mm	All
Fracture mechanism			

図 3-2.2.7-45 接着剤および接着剤層厚さの違いに対する継手の疲労破壊の模式図

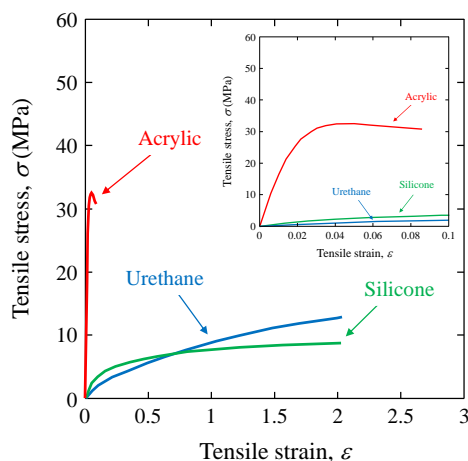
接着剤の種類に着目すると、接着剤が異なる材料を使用する場合は界面の状態が変化する。接着剤自体の強度や弾性率の高い接着剤を使用することで、継手に作用する応力の抑制が疲労寿命を延伸することが示唆される。接着剤層厚さに着目すると、接着剤層厚さを薄くするほど継手に発生する応力は小さくなる。接着剤の破壊じん性が同一と仮定した場合、継手の破断荷重は接着剤層厚さが薄いほど高くなることが推察さ

れる。破壊様相の差異については、接着剤の濡れ性の違いや伸び変化による接着剤自体の特性の違いが一因とされる。接着剤自体の特性および接着剤層厚さの違いに対する継手の強度特性や破壊様相の差異は、混合モードである単純重ね合わせ継手特有の応力状態によるものと考えられる。

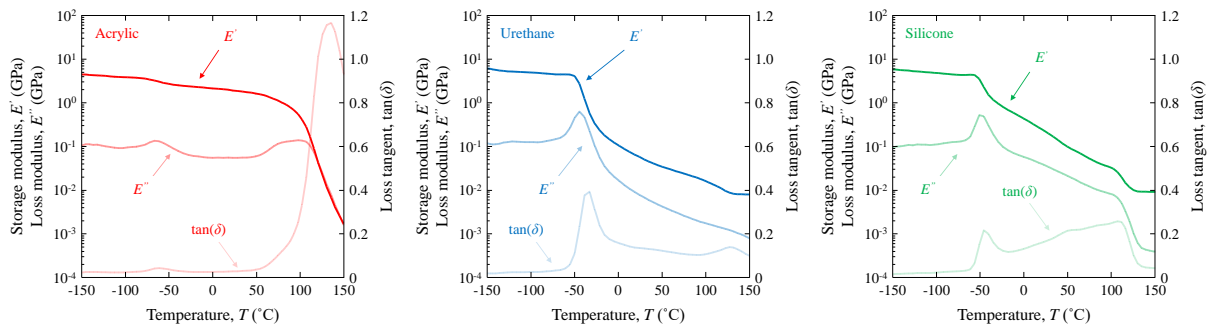
多種の被着体や接着剤について、材料の熱的・力学的特性から継手の破壊形態までを統一的に評価する接着接合継手の接合信頼性評価マップの作製を行い、実機の強度予測や耐久性評価を行うことを目指している。継手強度に影響を及ぼす多数の評価因子について多角的な実験的知見が必要となり、それらを総合的に評価する指標の確立が求められる。

そこで、接着剤単体（アクリル、ウレタン、シリコン接着剤）での力学特性評価（引張特性および動的粘弾性特性試験）、接着接合試験片の静的荷重下での単純重ね合わせ継ぎ手（SLJ: single lap joint）強度試験、二重片持ち梁（DCB: double cantilever beam）試験片、端面切り欠き曲げ（ENF: end notched flexure）試験片を用いたモード I およびモード II 破壊じん性試験を実施した。接着接合試験片を対象とし、継手強度を支配する一因子である接着層厚さを変化させ、その影響について実験的な検討を行った。

静的引張試験には島津製作所製小型卓上試験機 EZ-S を用い、変位制御で変位速度 1 mm/min にて実施した。試験時の伸び測定は島津製作所製ビデオ変位計 DVE-201 を使用した。動的粘弾性挙動測定には日立ハイテクサイエンス製粘弾性測定装置 DMA7100 を用いた。0.1~100 Hz の周波数にて計測を行ったが、ここでは、周波数 1 Hz での結果を示す。図 3-2.2.7-46 に接着剤単体での力学特性評価試験結果を示す。引張特性から各接着剤の弾性率、強度（降伏応力）および破断ひずみの適用範囲がわかる。動的粘弾性挙動から各接着剤の弾性率の温度依存性やガラス転移温度（ $T_g$ : glass transition temperature）がわかる。また、周波数を変化させた弾性率の温度依存性データから時間—温度換算則を導き出し、高温環境下での加速試験から、室温環境下での長期のクリープ特性や疲労特性を予測すること、あるいは室温環境下での試験から、高温環境下でのクリープ特性や疲労特性を予測することに用いることができる。



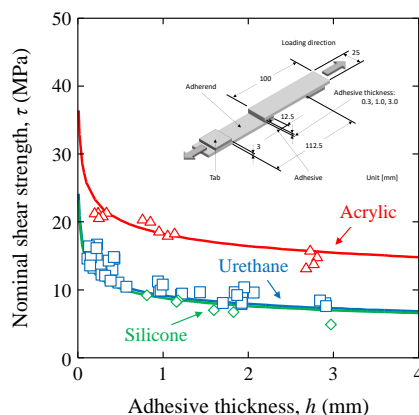
(a) 引張特性



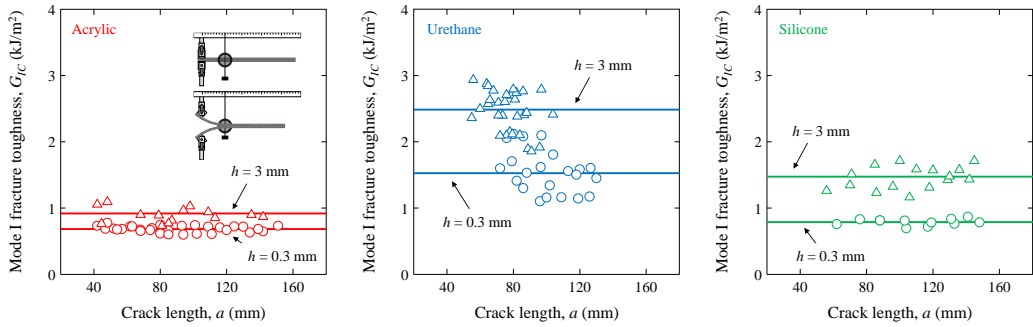
(b) 動的粘弾性特性

図 3-2.2.7-46 アクリル、ウレタン、シリコン接着剤の接着剤単体での力学特性評価試験結果

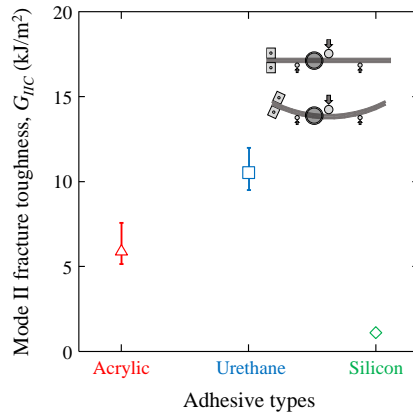
接着接合試験片では、被着体に鋼材と CFRP（熱硬化性樹脂、熱可塑性樹脂）を用いた試験も実施しているが、ここでは、被着体に板厚 3 mm の一般構造用炭素鋼 SS400 を用いた試験結果を示す。静的荷重下での SLJ 強度試験には島津製作所製オートグラフ AG-X/R（50 kN）を用い、変位制御で変位速度 1 mm/min にて実施した。DCB 試験は規格に準拠し、島津製作所製小型卓上試験機 EZ-LX を用いた。き裂長さの測定にはキーエンス製デジタルマイクロスコープ VHX-6000（レンズ: VH-ZST）を用いた。試験は変位制御で行い、変位速度 1 mm/min での負荷、き裂が 10 mm 程度進展後 30 min の停止、変位速度 1 mm/min での除荷を繰り返す負荷－除荷試験で実施した。ENF 試験も規格に準拠し、島津製作所製オートグラフ AG-X/R（5 kN）を用いた。試験は変位制御で行い、変位速度 0.5 mm/min で実施した。図 3-2.2.7-47 に接着接合試験片の試験結果を示す。



(a) SLJ 試験



(b) DCB 試験



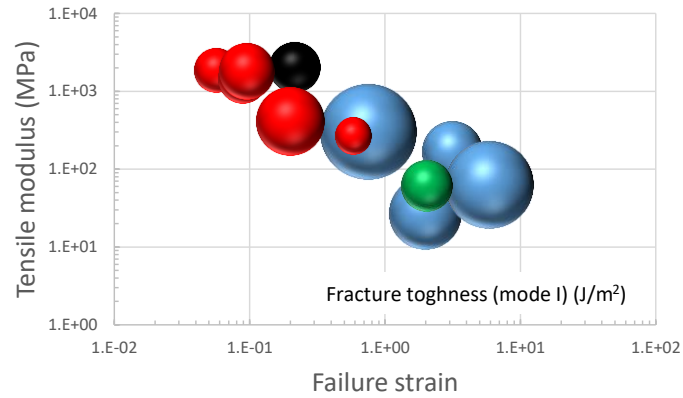
(c) ENF 試験

図 3-2.2.7-47 アクリル、ウレタン、シリコン接着剤の  
接着接合試験片での試験結果

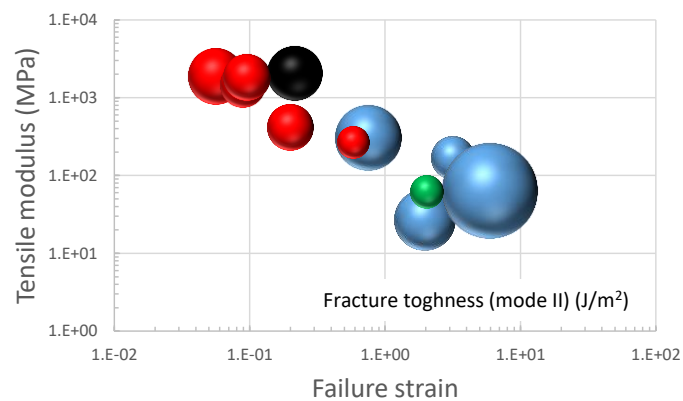
ここで示した接着剤では、接着剤の種類によらず、接着剤層厚さが薄いほど、SLJ での静的せん断強度は高くなる傾向を示した。接着剤の種類に見れば、SLJ での静的せん断強度はアクリル>ウレタン>シリコンの順になっていた。接着剤単体の引張強度と関連性があり、弾性率や強度が高い接着剤を方が、SLJ での静的せん断強度が高くなることが確認された。接着剤層厚さが薄い場合、アクリルおよびシリコン接着剤では  $1 \text{ kJ/m}^2$  以下の低いモード I 破壊じん性値を示した。一方、ウレタン接着剤では接着剤層厚さが薄い場合でも  $1 \text{ kJ/m}^2$  以上の高いモード I 破壊じん性値を示した。接着剤層厚さが厚い場合、ウレタンおよびシリコン接着剤では  $1 \text{ kJ/m}^2$  以上の高いモード I 破壊じん性値を示した。一方、アクリル接着剤では、 $1 \text{ kJ/m}^2$  以下の低いモード I 破壊じん性値を示した。モード I 破壊じん性値に及ぼす接着剤層厚さの影響は、ウレタンおよびシリコン接着剤では大きく、アクリル接着剤は小さかった。モード II 破壊じん性値はウレタン>アクリル>シリコンの順になっていた。接着剤せん断弾性率、強度およびせん断伸びが、モード II 破壊じん性値と関連していると思われる。

上記の試験結果から接合信頼性評価マップを検討した。図 3-2.2.7-48 に接合信頼性評価マップを示す。





(a) DCB 試験結果



(b) ENF 試験結果

図 3-2.2.7-48 接合信頼性評価マップ

アクリル、ウレタンおよびシリコン接着剤においてモード I 破壊じん性値よりもモード II 破壊じん性値が高くなった。各接着剤でモード I 破壊じん性値に対するモード II 破壊じん性値の比率が異なり、両破壊じん性値の関係から接着剤の選定が可能になると考えられる。

以上、アクリル、ウレタンおよびシリコン接着剤について、接着剤の静的力学的特性から接着継ぎ手の静的力学的特性まで、接着剤の選定に有効な接着接合部の信頼性評価マップとなると考えている。

図 3-2.2.7-49 に熱拡散率の測定結果を示す。熱特性等についても接着接合部の信頼性評価マップに適用することを考えている。

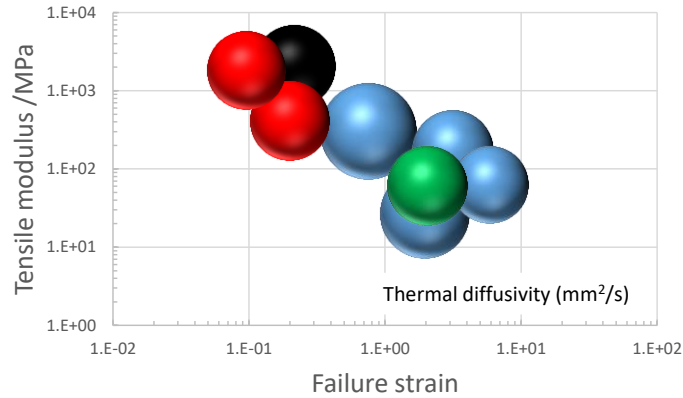
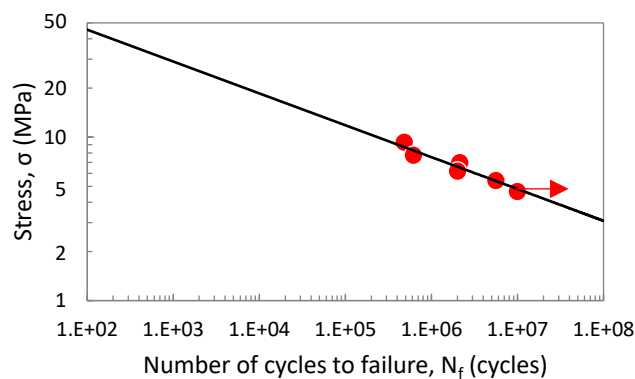


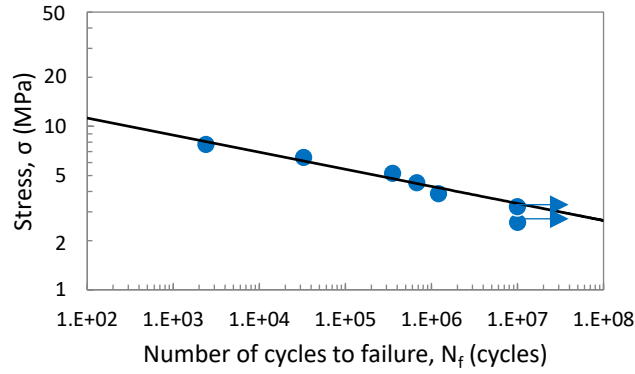
図 3-2.2.7-49 熱拡散率の測定結果

接着剤単体（アクリル、ウレタン、シリコン接着剤）での引張疲労試験、接着剤接合試験片（アクリル、ウレタン、シリコン接着剤）の疲労荷重下での二重片持ち梁（DCB: double cantilever beam）試験片を用いたモード I 疲労き裂進展試験を実施した。接着剤接合試験片を対象とし、継手強度を支配する一因子である接着層厚さを変化させ、その影響について実験的な検討を行った。

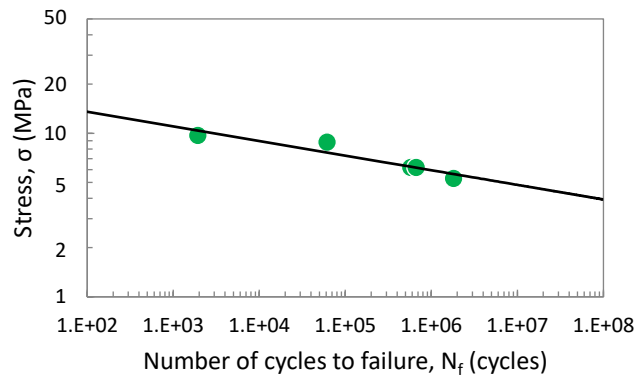
接着剤単体の疲労試験には島津製作所製電磁力式微小試験機 MMT-250NV-10 を用い、荷重制御で周波数 5 Hz、荷重比（＝最小荷重／最大荷重）0.1 および打ち切り繰り返し数  $10^7$  回にて実施した。図 3-2.2.7-50 に接着剤単体での引張疲労特性評価試験結果を示す。両対数軸で示された負荷応力－破断繰り返し数の関係は直線関係を示す。また、負荷応力を順次下げることによってそれ以下の負荷では  $10^7$  回で試験片が破断しない下限の応力（時間強度）が得られた。両対数軸での傾きは疲労負荷での材料の損傷／破壊のしやすさを、時間強度は疲労負荷での材料の強さを示している。疲労特性を予測するのに重要なパラメータである。



(a) アクリル接着剤



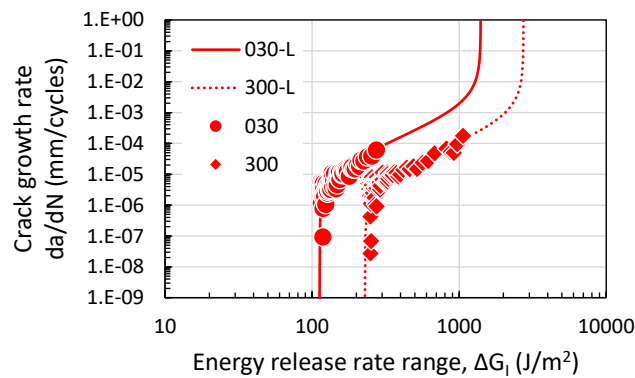
(b) ウレタン接着剤



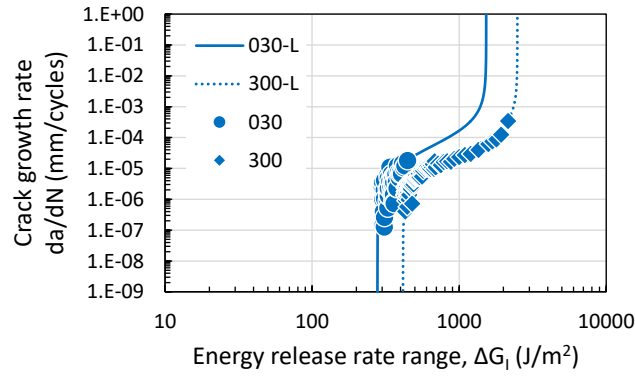
(c) シリコン接着剤

図 3-2.2.7-50 アクリル、ウレタン、シリコン接着剤の  
接着剤単体での引張疲労特性評価試験結果

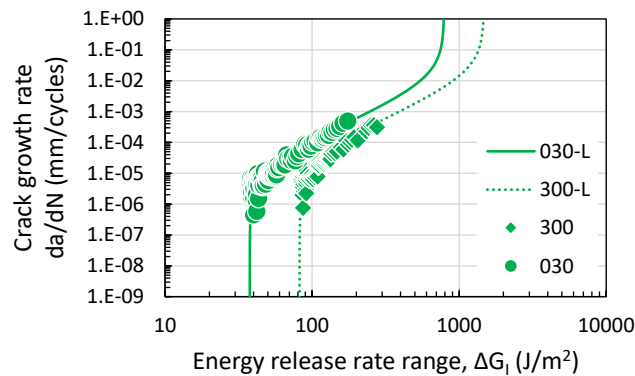
接着接合試験片では、被着体に板厚 3 mm の一般構造用炭素鋼 SS400 を用いた。疲労荷重下での DCB 試験には、島津製作所製油圧サーボ式強度試験機 EHF-U シリーズを用いた。き裂長さの算出には、静的破壊じん性試験でのコンプライアンスーき裂長さの関係（修正コンプライアンス法）を用いた。試験は変位制御で行い、周波数 1 Hz で実施した。図 3-2.2.7-51 に接着接合試験片の試験結果を示す。



(a) アクリル接着剤



(b) ウレタン接着剤



(c) シリコン接着剤

図 3-2.2.7-51 アクリル、ウレタン、シリコン接着剤の接着接合試験片での試験結果

両対数軸上で疲労き裂進展速度とエネルギー解放率範囲の関係が直線で表される中き裂進展速度域から下限界エネルギー解放率範囲である低き裂進展速度域までを示すことができた。また、ここで示した接着剤では、接着剤の種類によらず、接着剤層厚さが薄いほど、下限界エネルギー解放率範囲は低くなる傾向を示した。さらに、下限界エネルギー解放率範囲はシリコン<アクリル<ウレタンの順となった。

両対数軸上で疲労き裂進展速度とエネルギー解放率範囲の関係が直線で表されるパリス則は次式で表される。

$$\frac{da}{dN} = D(\Delta G_I)^n \quad (3-2.2.7-1)$$

ここで、D と n は実験により得られる定数である。

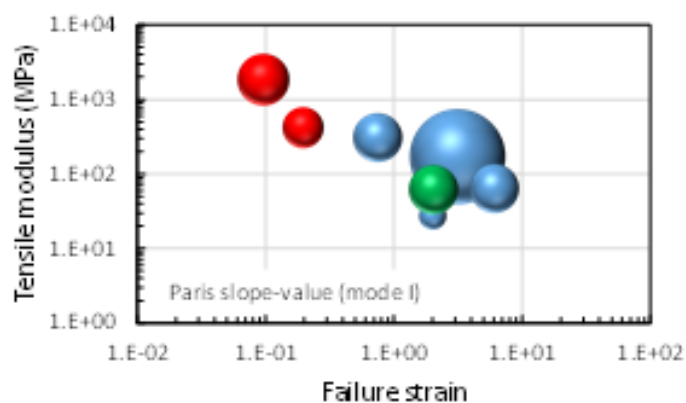
式(3.2.2.7-1)を拡張し、静的破壊じん性値  $G_{IC}$  および下限界エネルギー解放率範囲  $\Delta G_{Ith}$  を適用することにより、

$$\frac{da}{dN} = D(\Delta G_I)^n \left\{ \frac{1 - \left(\frac{\Delta G_{Ith}}{\Delta G_I}\right)}{1 - \left(\frac{\Delta G_I}{G_{IC}}\right)} \right\} \quad (3-2.2.7-2)$$

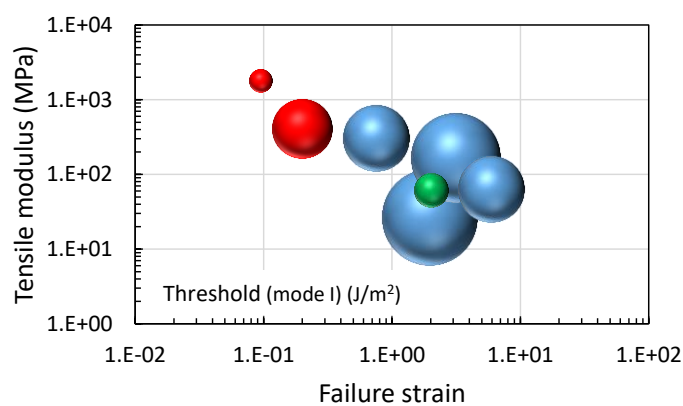
と表すことができる。図 3-2.2.7-51 の実線および破線が得られた曲線である。実験結果を基にした全領域での疲労き裂進展挙動を見積もることができる。工学的価値のあ

る実験結果であると考えられる。

上記の試験結果から疲労荷重下での接合信頼性評価マップを検討した。図 3-2.2.7-52 に接合信頼性評価マップを示す。パリス則の傾きでは、アクリルとシリコン接着剤で大きな差異は示さないが、ウレタン接着剤でパリス則の傾きが大きな接着剤があった。パリス則の傾きが大きいことは負荷応力と破断繰返し数の関係（S-N 曲線）での傾きが緩やかであることを示し、高い疲労特性を示す。ウレタン接着剤では高い疲労特性を示す接着継ぎ手となるものがあると考えられる、また、下限界エネルギー解放率範囲でも、ウレタン接着剤において高い下限界エネルギー解放率範囲を示している。各接着剤での疲労荷重下での接合信頼性評価マップは接着剤選定の一助となると考えられる。接着接合における疲労を含めた接合信頼性評価試験結果を示し、試験片レベルでの疲労予測を実現した。



(a) パリス則での傾き



(b) 下限界エネルギー解放率範囲

図 3-2.2.7-52 接合信頼性評価マップ（疲労）

鋼材と炭素繊維強化プラスチック（CFRP）とが接して用いられると、鋼材側の腐食が加速するガルバニック腐食が生じる。このガルバニック腐食を定量的に評価するために、3種類の鋼材と CFRP とを 0.001~0.1 mol/L 食塩水中に浸漬し、両者を無抵抗電流計を介して短絡するガルバニック試験を実施した。3種類の鋼材

には、冷間圧延鋼板（SPCC-SD 材）、高張力鋼板（HTSS 材、JSC980）、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA 材、JAC980）を用いた。CFRP には熱硬化性樹脂（CF/Epoxy）に加え、熱可塑性樹脂（CF/PA）も用いた。ガルバニック電流については、SPCC、HTSS 材で約  $1200\mu\text{A}/\text{cm}^2$  が流れ、GA 材は約  $800\mu\text{A}/\text{cm}^2$  と他の二者に比べて少なかった。CF/Epoxy 材を CF/PA 材に変更しても流れるガルバニック電流は変わらなかった。溶液濃度の影響は、食塩水濃度が 0.001、0.01、0.1 mol/L と高くなるにつれて、ガルバニック電流は大きくなった。また、溶液を攪拌することで大幅にガルバニック電流は上昇した。ガルバニック試験終了後、SPCC 材に生成した腐食生成物を XRD により分析したところ、最表面の剥がれやすい黄土色の錆層はオキシ水酸化鉄である  $\alpha\text{-FeO}(\text{OH})$ 、 $\gamma\text{-FeO}(\text{OH})$ 、下地の黒色の錆層はマグネタイト( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ )であることが判明した。また、マイクロ波プラズマ原子発光分光分析装置（MP-AES）を用いて溶液中に溶出する鉄イオン濃度が測定できることを確認した。

金属同士のガルバニック腐食に関する研究は多数報告されているが、CFRP と従来金属とのガルバニック腐食に関する研究報告はほとんどない。

そこで、CFRP と接することにより生じる鋼板のガルバニック腐食について、主に電気化学測定を用いて調べた。鋼板は冷間圧延鋼板（SPCC）、冷間圧延高張力鋼板（HTSS）、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）の 3 種類を用いた。CFRP は熱硬化性である CF/Epoxy と熱可塑性である CF/PA の 2 種類を用いた。分極曲線の自然電位は鋼板の方は約  $-500\sim-1000\text{mV}$  を示し、CFRP の方は約  $+200\text{mV}$  を示した。CFRP の自然電位が鋼板のそれよりも約  $700\text{mV}$  以上高いことから、鋼板がアノード、CFRP がカソードとなりガルバニック腐食が進行する可能性が示唆された。鋼板と CFRP とを無抵抗電流計を介して短絡し、10、100mM NaCl 溶液中に浸漬した。鋼板と CFRP 間を流れるガルバニック電流を測定することでガルバニック腐食を評価した。溶液濃度が高いほどガルバニック電流は大きくなった。ガルバニック試験後の重量減は、単独浸漬時に比べて CFRP と短絡したときの方が大きくなった。100mM NaCl 中の HTSS-CFRP 対の HTSS の腐食量は単独浸漬の HTSS に比べて約 11 倍となった。鋼板と CFRP 間を流れるガルバニック電流を測定することでガルバニック腐食を評価する方法を確立した。鋼板と CFRP とをプラスチック製ボルト・ナットを用いて締結して作製した試料を乾湿繰り返しおよび食塩水中への浸漬試験に供した。乾湿繰り返しでは鋼板と CFRP とのガルバニック対と鋼板どうしのガルバニック対とで腐食量に差はあまりみられなかった。浸漬試験では HTSS と CFRP とのガルバニック対の腐食量が HTSS 同士の腐食量の約 2 倍となった。ガルバニック腐食挙動の詳細な検討結果を示した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.7-4 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2014FY	1	0	6	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	6	2	0	0	0	1	1
2016FY	4	0	8	2	0	0	1	0	1
2017FY	2	0	4	0	0	0	0	0	0
2018FY	2	0	3	0	0	0	0	0	1
2019FY	1	0	8	0	0	0	0	1	1
2020FY	0	0	0	1	0	0	0	0	1
2021FY	0	0	2	0	0	0	0	0	1
合計	10	0	37	5	0	0	1	2	7

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.7-5 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2014FY	1	0	0
2015FY	2	0	0
2016FY	2	0	0
2017FY	1	0	0
2018FY	0	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	1	0	0
合計	7	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.7.3 参考文献

- 1) Netcarshow ホームページ（[https://www.netcarshow.com/renault/2014-eolab\\_concept/#4](https://www.netcarshow.com/renault/2014-eolab_concept/#4)）
- 2) Dow Automotive Systems (Form no. 299-52306-914 HMC)
- 3) 佐藤千明, 自動車用接着接合と材料の表面処理の動向, 表面技術, 67(12), 644-648, 2016.

- 4) Z. Kozuh, S. Jralj, Z. Cvirn, Advantages and application possibilities of adhesive bonding, *Promet-Traffic-Traffico*, 9(1), 33–40 (1997).
- 5) CS. Adderley, Adhesive bonding, *Mater. Des.*, 9(5), 287–293 (1988).
- 6) 今中誠, 原賀康介, 西川哲也, 接着および接着・リベット併用継手の強度分布特性, *材料*, 41(470), 1662-1667 (1992).
- 7) LFM. da Silva, PC. das Neves, RD. Adams, A. Wang, JK. Spelt, Analytical models of adhesively bonded joints-Part II: Comparative study, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 29(3), 331-341 (2009).
- 8) M. Alfano, F. Furgiuele, A. Leonardi, C. Maletta, GH. Paulino, Mode I fracture of adhesive joints using tailored cohesive zone models, *Int. J. Fract.*, 157(1-2), 193-204 (2009).
- 9) Z. Zhang, GH. Paulino, Cohesive zone modeling of dynamic failure in homogeneous and functionally graded materials, *Int. J. Plast.*, 21(6), 1195-1254 (2005).
- 10) Y. Qiu, MA. Crisfield, G Alfano, An interface element formulation for the simulation of delamination with buckling, *Eng. Fract. Mech.*, 68(16), 1755-1776 (2001).
- 11) XP. Xu, A. Needleman, Numerical simulations of fast crack growth in brittle solids, *J. Mech. Phys. Solids*, 42(9), 1397-1434 (1994).
- 12) V. Tvergaard, JW. Hutchinson, On the toughness of ductile adhesive joints, *J. Mech. Phys. Solids*, 44(5), 789-800 (1996).
- 13) MJ. van den Bosch, PJG. Schreurs, MGD. Geers, An improved description of the exponential Xu and Needleman cohesive zone law for mixed-mode decohesion, *Eng. Fract. Mech.*, 73(9), 1220-1234 (2006).
- 14) S. Li, MD. Thouless, AM. Waas, JA. Schroeder, PD. Zavattieri, Use of mode-I cohesive-zone models to describe the fracture of an adhesively-bonded polymer-matrix composite, *Compo. Sci. Technol.*, 65(2), 281-293 (2005).
- 15) LFM. da Silva, RAM. aa Silva, JAG. Chousal, AMG. Pinto, Alternative methods to measure the adhesive shear displacement in the thick adherend shear test, *J. Adhes. Sci. Technol.*, 22(1), 15-29 (2008).
- 16) AMG. Pinto, AG. Magalhaes, RDSG. Campilho, LFM. da Silva, JAG. Chousal, AFM. Baptista, Shear modulus and strength of an acrylic adhesive by the notched plate shear method (Arcan) and the thick adherend shear test (TAST), *Mater. Sci. Forum*, 636-637, 787-792 (2010).
- 17) C. Thomas, S. Ulf, Influence of layer thickness on cohesive properties of an epoxy-based adhesive-an experimental study, *J. Adhes.*, 86(8), 814-833 (2010).
- 18) J. Jumel, MK. Budzik, N. Ben Salem, MER. Shanahan, Instrumented end notched flexure-crack propagation and process zone monitoring. Part I: modelling and analysis, *Int. J. Solids Struct.*, 50(2), 297-309 (2013).
- 19) RDSG. Campilho, MD. Banea, JABP. Neto, LFM. da Silva, Modelling adhesive joints with cohesive zone model: effect of the cohesive law hape of the adhesive layer, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 44, 48-56 (2013).
- 20) G. Fernlund, M. Papini, D. McCammond, JK. Spelt, Fracture load predictions for adhesive joints, *Compos. Sci. Tech.*, 51(4), 587-600 (1994).



- 21) FM. da Lucassilva, TNSS. Rodrigues, MAW. Figueiredo, MFSF. de Moura, JAG. Chousal, Effect of adhesive type and thickness on the lap shear strength, *J. Adhes.*, 82(11), 1091-1115 (2006).
- 22) RDSG. Campilho, MFSF. de Moura, JJMS. Domingues, Modelling single and double-lap repairs on composite materials, *Compos. Sci. Tech.*, 65(13), 1948-1958 (2005).
- 23) FM. da Lucassilva, JE. Ramos, MV. Figueiredo, TR. Strohaecker, Influence of the adhesive, the adherend and the overlap on the single lap shear strength, *J. Adhes. Interface*, 7(4), 1-9 (2006).
- 24) T. Hattori, A stress-singularity-parameter approach for evaluating adhesive strength of single-lap joints, *JSME int. J. Ser. 1*, 34(3), 326-331 (1991).
- 25) 荒井雅嗣, 小林英男, 重ね合わせ接着継手の破壊機構と接着強度評価, 日本機械学会論文集 A 編, 64(619), 618-623 (1998).
- 26) 張玉, 野田尚昭, 高石謙太郎, 蘭欣, 接着接合板における接着層厚さが特異応力の強さに与える影響, 日本機械学会論文集 A 編, 77(774), 360-372 (2011).
- 27) K. Naito, M. Onta Y. Kogo, The effect of adhesive thickness on tensile and shear strength of polyimide adhesive, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 36, 77-85 (2012).
- 28) ASTM D3433-99, Standard test method for fracture strength in cleavage of adhesives in bonded metal joints, in annual book of ASTM standards, 15.06 (2005).
- 29) JIS K 7086, Testing methods for interlaminar fracture toughness of carbon fibre reinforced plastics (1993).
- 30) HB. Kim, K. Naito, H. Oguma, Fracture toughness of adherends bonded with two-part acrylic-based adhesive: double cantilever beam tests under static loading, *Appl. Adhes. Sci.*, 4(10), 1-11 (2016).
- 31) T. Ungsuwarungsri, WG. Knauss, The role of damage-softened material behavior in the fracture of composites and adhesives, *Int. J. Fract.*, 35(3), 221-241 (1987).
- 32) BF. Sørensen, Cohesive law and notch sensitivity of adhesive joints, *Acta. Mater.*, 50(5), 1053-1061 (2002).
- 33) DA. Khayer, EBF. Tan, Direct measurement of the cohesive law of adhesives using a rigid double cantilever beam technique, *Exp. Mech.*, 53(9), 1763-1772 (2013).
- 34) JM. Gagliano, CE. Frazier, Improvements in the fracture cleavage testing of adhesively-bonded wood, *Wood Fiber Sci.*, 33(3), 377-385 (2001).
- 35) S. Mahaphasukwat, K. Shimamoto, S. Hayashida, Y. Sekiguchi, C. Sato, Mode I critical fracture energy of adhesively bonded joints between glass fiber reinforced thermoplastics, *Appl. Adhes. Sci.*, 3(4), 1-13 (2015).
- 36) JC. del Real-Romero, Y. Ballesteros, R. Chamochín, J. Abenojar, L. Molisani, Influence of surface preparation on the fracture behavior of acrylic adhesive/CFRP composite joints, *J. Adhes.*, 87(4), 366-381 (2011).
- 37) R. Chamochín, M. Cano, J. Abenojar, M. Pantoja, Y. Ballesteros, JC. del Real-Romero, The effect of surface treatment on the behavior of toughened acrylic adhesive/GRP(epoxy) composite joints, *J. Adhes. Sci. Technol.*, 24(11-12), 1801-1818 (2010).

- 38) JC. del Real-Romero, M. Cano, J. Abenojar, M. Pantoja, MA. Martínez, Influence of silanisation parameters with  $\gamma$ -methacryloxypropyltrimethoxysilane on durability of aluminium/acrylic adhesive joints, *J. Adhes. Sci. Technol.*, 22(13), 1461-1475 (2008).
- 39) HB. Kim, K. Naito, H. Oguma, Mode II fracture toughness of two-part acrylic-based adhesive in an adhesively bonded joint: end-notched flexure tests under static loading, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 40(11), 1795-1808 (2017).
- 40) MFSF. de Moura, RDSG. Campilho, JPM. Goncalves, Pure mode II fracture characterization of composite bonded joints, *Int. J. Solids Struct.*, 46(6), 1589-1595 (2009).
- 41) WS. Kim, JJ. Lee, Fracture characterization of interfacial cracks with frictional contact of the crack surfaces to predict failures in adhesive-bonded joints, *Eng. Fract. Mech.*, 76(12), 1785-1799 (2009).
- 42) G. Ji, Z. Ouyang, G. Li, Effects of bonding thickness on Mode-II interfacial laws of bonded laminated composite plate, *Int. J. Fract.*, 168(2), 197-207 (2011).
- 43) Y. Yukimoto, R. Matsuzaki, A. Todoroki, Mode II interfacial toughness of composite/adhesive interfaces obtained by in-mode surface modification, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 50, 191-198 (2014).
- 44) Q. Pizhong, J. Wang, JF. Davalos, Analysis of tapered ENF specimen and characterization of bonded interface fracture under Mode-II loading, *Int. J. Solids Struct.*, 40(8), 1865-1884 (2003).
- 45) BRK. Blackman, AJ. Kinloch, M. Paraschi, The determination of the Mode II adhesive fracture resistance, GIIC, of structural adhesive joints: an effective crack length approach, *Eng. Fract. Mech.*, 72(6), 877-897 (2005).
- 46) PB. Crosley, EJ. Ripling, A Thick Adherend, Instrumented Double-Cantilever-Beam Specimen for Measuring Debonding of Adhesive joints, *ASTM Int.*, 19(1), 24-28 (1991).
- 47) G. Fernlund, JK. Spelt, Failure load prediction of structural adhesive joints, Part 1: Analytical method, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 11(4), 213-220 (1991).
- 48) G. Fernlund, JK. Spelt, Failure load prediction of structural adhesive joints, Part 2: Experimental study, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 11(4), 221-227 (1991).
- 49) B. Blackman, JP. Dear, AJ. Kinloch, S. Osiyemi, The calculation of adhesive fracture energies from double-cantilever beam test specimens, *J. Mater. Sci. Lett.*, 10, 253-256 (1991).
- 50) 鄭南龍, 結城良治, 石川晴雄, 中野禪, 接着継手の強度評価への破壊力学の応用 (第1報, DCB試験片と単純重ね継手の破壊特性), *日本機械学会論文集*, 54(506), 1895-1902 (1988).
- 51) 能野謙介, 破壊力学の接着継手への応用, *日本接着協会誌*, 22(7), 31-39 (1986).
- 52) HL. Groth, A Method to Predict Fracture in an Adhesively Bonded Joint, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 5(1), 19-22 (1985).
- 53) 鄭南龍, 結城良治, 石川晴雄, 中野禪, 接着継手の強度評価への破壊力学の応用 (第2報, 各種接着継手の疲労き裂伝ば特性), *日本機械学会論文集*, 55(517), 1984-1991 (1989).
- 54) S. Mall, G. Ramamurthy, Effect of bond thickness on fracture and fatigue strength of adhesively bonded composite joints, *Int. J. Adhes. Adhes.*, 9(1), 33-37 (1989).

- 55) S. Mall, K.T. Yun, Effect of adhesive Ductility on Cyclic Debond Mechanism in Composite to Composite Bonded Joints, *J. Adhes*, 23(4), 215-231 (1987).
- 56) S. Mall, MA. Rezaizadeh, G. Ramamurthy, Interaction of Mixed Mode Loading on Cyclic Debonding in Adhesively Bonded Composite Joints, *J. Eng. Mater. Technol.*, 109(1), 17-21 (1987).
- 57) JF. Hwang, JA. Manson, RW. Hertzberg, GA. Miller, LH. Sperling, Fatigue Crack Propagation of Rubber-Toughened Epoxies, *Polym. Eng. Sci.*, 29(20), 1477-1487 (1989).
- 58) HR. Azimi, RA. Pearson, RW. Hertzberg, Role of crack tip shielding mechanisms in fatigue of hybrid epoxy composites containing rubber and solid glass spheres, *J. Appl. Polym. Sci.*, 58(2), 449-463 (1995).
- 59) H. Sautereau, A. Maazouz, JF. Gerard, JP. Trotignon, Fatigue behaviour of glass bead filled epoxy, *J. Mater. Sci.*, 30, 1715-1718 (1995).
- 60) HR. Azimi, RA. Pearson, RW. Hertzberg, Effect of rubber particle - plastic zone interactions on fatigue crack propagation behaviour of rubber-modified epoxy polymer, *J. Mater. Sci. Lett.*, 13, 1460-1464 (1994).
- 61) Y. Miyano, M. Nakada, *Durability of Fiber-Reinforced Polymers*, Wiley (2018).
- 62) 宮野靖, 中田政之, 繊維強化プラスチックの耐久性, 共立 (2017).

## 2.2.8 [テーマ番号 08] 難接合性材料の線接合技術の開発

(2013 年度～2017 年度)

[テーマ番号 33] 「革新的 FSW による超ハイテン接合部材の開発」のうち

「②ロボット適応制御 FSW による超ハイテン部材アセンブリ技術の開発」(2018 年度～2021 年度)

### 2.2.8.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

自動車、鉄道車両、航空機などの輸送機器は CO<sub>2</sub> 削減、省エネルギーの観点から、軽量化への努力が継続的に行われている。軽量化の一手段として、比強度の高い材料の使用が挙げられる。比強度の高い材料として、高強度鋼（ハイテン鋼）、高強度チタン合金、高強度アルニウム合金などの金属材料に加え、近年、精力的に開発されている炭素繊維強化プラスチック（CFRP）などがある。これら、高機能性材料の共通点として、接合が難しい点が挙げられる。

接合技術の一種に摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding、以下、FSW）と呼ばれている技術がある（図 3-2.2.8-1）。FSW は材料を溶かさずに線接合できる特異な技術である。表 3-2.2.8-1 にチタン合金に対して試算した、FSW と TIG 溶接（アーク溶接法の一つ）の比較を示す。TIG 溶接は 1 回に溶接できる深さが限られているため、板厚が大きくなると、複数回溶接する必要がある。これに対し、FSW は板厚に依らず 1 パス接合となるため、厚板接合で特に有効と考えられる。これ以外に、FSW は最高温度が低いため、酸化防止対策が容易になるという長所がある。

FSW は回転するツールと接合材料の摩擦熱で局所的に材料を軟化させ、軟化した材料がツールの回転で攪拌されることで接合されるが、材料が軟化する温度は概ね材料の融点に比例して高くなる。チタン合金や鉄鋼材料は融点が 1500°C 以上であり、材料が軟化する温度は赤熱状態である。また、ツールを接合材料に押し付ける力も高融点の材料になる程、大きくなる。このため、FSW の技術的観点において、ツールの高温耐久性と FSW 装置（耐荷重、剛性）が課題となる。更に、自動車等への適用では形状多様性、生産性（大量生産）が要求されることになる。

このような背景の中、本研究開発ではハイテン鋼やチタン合金等の熔融溶接が難しい材料に対して、FSW 技術を実用化水準に引き上げることを目的とする。

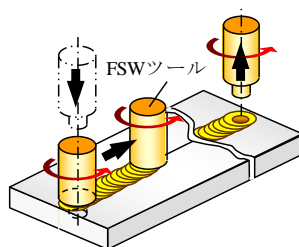


図 3-2.2.8-1 FSW 概念図

表 3-2.2.8-1 FSW と TIG 溶接の比較

	FSW	TIG
接合部温度	約 900°C	融点 (1668°C) 以上
~5mm	1	1
接合パス数 5~10mm	1	2
10~13mm	1	3

(2)目標値

表 3-2.2.8-2 研究開発目標と根拠

研究開発項目	第一中間目標 (2015 年度末)	第二中間目標 (2017 年度末)	第三中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2021 年度末)
FSW 装置開発 (2013~2017 年 度)	①設計技術の確立	①Ti 材接合装置： 接合深さ 10mm 以 上可能な実証機製 作。 ②厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の炭 素鋼を線接合可能 なロボット FSW 装置の開発。		
接合技術開発 (2013~2017 年 度)	①接合強度：母材 強度の 90%以上 (チタン合金接合 深さ 5mm 以上)	①Ti 材接合強度： 母材強度の 90%以 上。(チタン合金 接合深さ 10mm 以 上) ②厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の炭 素鋼の線接合材の 引張強度が母材強 度の 70%以上。		
FSW ツール開発 (2013~2017 年 度)	①チタン合金接合 深さ：5mm 以上の 実証	①Ti 材接合深さ： 10mm 以上の実証		
ロボット適応制御 FSW による超ハイ テン部材アセンブ リ技術の開発 (2018~2021 年度)			-接合部強度：厚 み 2mm 以下の強 度 1.5GPa 級超ハ イテン同士で、母 材強度の 70%以上 を達成する。	-接合部強度：厚 み 2mm 以下の強 度 1.5GPa 級超ハ イテン同士で、母 材強度以上を達成 する。

			-厚み 2mm 以下の超ハイテン接合において、25m 以上接合可能なツール耐久性の見通しを得る。 -厚み 2mm 以下の超ハイテン接合において、接合長 25m 後の定常接合部の強度低下 10% 以下を達成する。 -適応制御組込みロボット FSW 装置による線接合を検証する。	-ロボット FSW 装置による曲面部材の線接合を実証する。
--	--	--	---	-------------------------------

### (3)全体計画

図 3-2.2.8-2(a)にテーマ (8) の、図 3-2.2.8-2 (b)にテーマ (33) の全体計画を示す。2013 年度から 2015 年度にかけて、チタン合金の FSW 技術を主体に開発してきた。この間に厚み 10mm (接合深さ 10mm) を超えるチタン合金の接合技術を前倒し達成した。2016 年度からは、超ハイテン鋼を接合対象に加え、難接合性材料の線接合技術として開発を進めて来た。このテーマは 2017 年度に、第二中間目標を達成したため、終了した。2018 年度から 2021 年度まで、テーマ (4) とテーマ (8) を再編したテーマ (33) において、)自動車車体への適用を想定した接合部材の試作等に関する研究を推進した。以下に 2013~2021 年度の実施内容を示す。

#### ① FSW 装置開発【日立パワーソリューションズ】

(テーマ 8)

##### 【2013 年度】

小型、高出力、高剛性 F S W ヘッドの設計を行う。

##### 【2014 年度】

小型で高出力、高剛性の FSW 装置用ヘッドの設計および試作をし、既存の FSW 装置に取り付けて性能を評価する。

##### 【2015 年度】

前年度に試作した F S W 装置用ヘッドをベースに FSW 確証実験装置の設計・製作を行なう。

##### 【2016 年度】

平成 27 年度に製作したロボット FSW 装置に対し、ロボット剛性補償システムを開発

する。また、接合完了部の材料の冷却速度を制御する、接合部冷却制御システムを開発する。

**【2017 年度】**

実用性を高めるため、ロボット F S W 装置のヘッド体積を現状の 3/4 (25%減) に小型化することを目標に設計、製作する。また、接合条件、接合荷重、ツール温度等の入出力データを一元管理し、ツール寿命予測等を視野に入れた、データ管理システムの基盤を構築する。

(テーマ 33)

**【2018 年度】**

超ハイテンを種々の接合条件で接合した際の負荷データ等を用いて、FSW 装置適応制御システムの基礎を構築する。

**【2019 年度】**

FSW 装置適応制御システムを使用した接合実験を実施し、接合品質との関係性を評価する。

**【2020 年度】**

2019 年度に前倒し開発した適応制御システム組み込みロボット FSW 装置を使用し、超ハイテンの線接合可能なことを検証する。

**【2021 年度】**

適応制御組み込みロボット FSW 装置による超ハイテン部材アッセンブリ技術の検証に関して、1.5GPa 級超ハイテンラボ部材による実証実験を実施し、プレス成形部材アッセンブリ接合試作品を作製する。

② 接合技術開発【日立製作所】

(テーマ 8)

**【2013 年度】**

チタン合金の FSW および接合材料特性評価を実施する。

**【2014 年度】**

開発合金で試作した FSW ツールなどを使用しチタン合金等を接合し、適切な接合条件の決定および接合部の機械的特性評価などを実施する。

**【2015 年度】**

開発合金で試作した FSW ツールなどを使用しチタン合金等を接合し、適切な接合条件を検討するとともに接合部の機械的特性評価などを実施する。また、接合材料予熱、ツール冷却等を併用してツール長寿命化技術を検討する。接合条件検討およびツール長寿命化検討では、チタン合金以外に鉄鋼材料も含めた、接合対象材料を拡大して接合する。

**【2016 年度】**

高強度鋼等の難接合性材料に対し、接合中のツール温度、接合部近傍の温度等と材料強度等の関係を調査し、難接合性材料の適正接合方案の基礎を構築する。

**【2017 年度】**

高強度鋼等の難接合性材料に対し、接合中のツール温度、接合部近傍の温度等を適

正に制御した接合技術を構築し、高強度鋼に対し、母材強度の 70%以上の引張強度を有する接合材を得られる技術を構築する。

(テーマ 33)

**【2018 年度】**

超ハイテンに対し、接合条件と接合部の機械的特性の関係を調査し、適正な接合条件を検討する。また、25m 以上のツール耐久性を達成するためのツール耐久性評価接合試験および長距離接合での接合部品質変化を調査する。更に、適応制御システムの開発に必要な装置負荷データ等を採取する。

**【2019 年度】**

FSW ツールおよび接合条件等を適正化して 25m以上のツール耐久性を達成するためのツール耐久性評価接合試験を実施するとともに長距離接合での接合部品質を評価する。

**【2020 年度】**

強度 1.5GPa 級の超ハイテン同士の接合試験を実施し、接合条件と機械的特性の関係を調査する。また、25m 以上の長距離接合の実証と接合部品質の安定性を実証する。

**【2021 年度】**

ロボット FSW による超ハイテン部材アセンブリ接合を安定して実現するため、ツール損傷および装置負荷を低減する重ね接合条件を明確にする。

**③ FSW ツール用材料量産技術開発【日立金属】**

(テーマ 8)

**【2013 年度】**

Co 合金マスターインゴット試作と素材の特性評価を実施する。

**【2014 年度】**

数種の FSW ツール用 Co 合金の精密鑄造用マスターインゴットの製造技術を検討するとともに、精密鑄造されたツールの材料特性の確認を行う。

**【2015 年度】**

改良 FSW ツール用 Co 合金数種の精密鑄造用マスターインゴットの製造技術を確立するとともに、精密鑄造されたツールの材料特性の確認を行う。

**【2016 年度】**

高強度鋼等の難接合性材料の接合に好適な材料の精密鑄造用マスターインゴットの製造技術を検討するとともに、精密鑄造されたツールの材料特性を評価する。

**【2017 年度】**

平成 28 年度の接合試験結果に対して、改良を加えた FSW ツール材料の精密鑄造用マスターインゴットの製造技術を検討するとともに、精密鑄造されたツールの材料特性を評価する。

(テーマ 33)

**【2018 年度】**

超ハイテン向け FSW ツール材料の精密鑄造用マスターインゴットを試作するとともに、25m 以上のツール耐久性を達成するための、ツール耐久性評価接合後のツール



の損傷状態を分析する。

**【2019 年度】**

超ハイテン向けに改良した FSW ツール材料の精密鋳造用マスターインゴットを試作するとともに、25m 以上のツール耐久性を達成するための、ツール耐久性評価接合後のツールの損傷状態を分析する。

**【2020 年度】**

超ハイテン向け FSW ツール材料の精密鋳造用マスターインゴットを試作するとともに、強度 1.5GPa 以上の超ハイテン接合後のツールの損傷状態を分析する。

**【2021 年度】**

超ハイテン向け FSW ツール材料の精密鋳造用マスターインゴットを試作するとともに、1.5GPa 超ハイテンを長距離接合した後のツールの損傷状態を分析する。

**④ FSW ツール量産技術開発【日立メタルプレシジョン】**

(テーマ 8)

**【2013 年度】**

精密鋳造による Co 合金製ツールの試作を実施する。

**【2014 年度】**

精密鋳造製ツールの製作・熱処理・加工および品位調査を行う。

**【2015 年度】**

FSW ツールの最適な精密鋳造条件および加工・熱処理条件を確立する。

**【2016 年度】**

高強度鋼等の難接合性材料の接合に好適な FSW ツールの鋳造素材形状および製造条件（鋳造条件、熱処理条件）の基礎データを採取する。

**【2017 年度】**

高強度鋼等の難接合性材料を接合に最適な FSW ツールの製造条件（素材形状、鋳造条件、熱処理条件）およびツールの加工条件を確立する。

(テーマ 33)

**【2018 年度】**

超ハイテン FSW 技術開発に供する FSW ツールを試作するとともに、ツールコスト低減のため、ツール製造方法およびツール構造変更により Co 合金使用量を低減した FSW ツールを試作し、ツール性能への影響を評価する。

**【2019 年度】**

超ハイテン FSW 技術開発に供する FSW ツールを試作するとともに、ツールコスト低減のため、ツール製造方法およびツール構造変更により Co 合金使用量の低減と冷却方式を変更した FSW ツールを試作し、ツール性能への影響を評価する。

**【2020 年度】**

1.5GPa 超ハイテン FSW 技術開発に供する FSW ツールを試作するとともに、形状を多様化した FSW ツールを試作し、ツール性能への影響を評価する。

**【2021 年度】**

1.5GPa 超ハイテン FSW 技術開発に供する FSW ツールを試作するとともに、形状を

多様化した FSW ツールを試作し、ツール性能への影響を評価する。

⑤ 貴金属添加 FSW ツール用材料開発【田中貴金属工業】

(テーマ 8)

【2013 年度】

Ir 添加合金インゴットの試作およびツール試作を実施する。

【2014 年度】

貴金属添加材料の製造プロセス開発とともに評価用ツールを制作する。本年度は熱処理炉を導入し、材料組成に応じた製造プロセス条件と材料特性に関する調査を実施する。

【2015 年度】

前年度までに開発を実施し、評価選定した貴金属添加合金の量産化に向け、安定した加工工法を見極める。

【2016 年度】

高強度鋼等の難接合性材料の接合に好適な FSW ツール材料に対し、前年度まで設計された水冷ツールを量産可能にする、安定した加工工法の基礎データを採取する。

【2017 年度】

高強度鋼等の難接合性材料の接合に好適な FSW ツールの量産化に向け、ツール加工コスト低減を視野に入れた溶解鑄造法を構築する。

⑥ FSW ツール用合金開発および材料解析【再委託先（大学）】

(テーマ 8)

【2013 年度】

Co 合金および Ir 添加合金の設計指針を策定する。

【2014 年度】

Co および Ni 基合金の合金設計と組織・物性調査、開発合金による FSW 性能試験ならびにチタン等の FSW 接合部の組織・特性解析を行う。

【2015 年度】

優れたツール性能を示す Co および Ni 基合金の設計・製造と組織・物性調査、FSW 試験ならびにチタン等の FSW 接合部の組織・特性解析を行う。

【2016 年度】

高強度鋼やチタン合金等の難接合性材料に対して優れたツール性能を示す Co および Ni 基合金の設計・試作、FSW 試験ならびに得られた FSW 接合部の組織・特性解析を行う。

【2017 年度】

高強度鋼やチタン合金等の難接合性材料に対して優れたツール性能を示す Co および Ni 基合金のツール材料に関し、ツール材の析出相など金属組織的特徴とツール性能の関係調査ならびに FSW 接合部の組織・特性解析を行う。

(テーマ 33)

【2018 年度】

種々の接合条件で接合した超ハイテンの金属組織等を分析し、接合条件と接合部の機械的特性の関係を調査する。また、ツール耐久性評価試験で得られたツールの分析とツール損傷低減の方策を検討する。

**【2019 年度】**

FSW ツールおよび接合条件等を適正化した超ハイテンの金属組織等を分析し、接合部の機械的特性の関係を調査する。

**【2020 年度】**

種々の接合条件で接合した強度 1.5GPa 級超ハイテンの金属組織等を分析し、接合条件と接合部の機械的特性の関係を調査する。

**【2021 年度】**

適正化された FSW ツールおよび接合条件で接合した強度 1.5GPa 級超ハイテン重ね接合部の金属組織等を分析し、接合部の機械的特性の関係を調査する。

⑦接合材の疲労破壊評価と解析【再委託先（大学）】

（テーマ 8）

**【2016 年度】**

FSWによる接合材の強度特性、とりわけ、疲労強度特性に関する知見を取得し、最適接合条件検討にフィードバックする。その際、摩擦攪拌接合体にありがちな局所組織の不均質・不均一性と局所強度特性への影響に注目し、それを評価するための新たな評価手法・装置を開発する。

**【2017 年度】**

FSW による接合材の大気環境下での室温及び高温疲労強度特性に関する知見を取得し、最適接合条件検討にフィードバックする。チタン合金等の難接合性材料接合材の適用・拡大が期待される輸送機器分野における新規高温構造体応用に向けた高温強度特性の把握とその特徴的性能を見いだす。

（テーマ 33）

**【2018 年度】**

接合条件と接合部の機械的特性の関係調査において、機械的特性が優れた超ハイテンの接合材に対し、疲労特性を評価するとともに破壊メカニズムを解析する。

**【2019 年度】**

FSW ツールおよび接合条件等を適正化した超ハイテンの接合材に対し、疲労特性を評価するとともに破壊メカニズムを解析する。

**【2020 年度】**

強度 1.5GPa 級超ハイテンの接合材に対し、疲労特性を評価するとともに破壊メカニズムを解析する。

**【2021 年度】**

実用化の際に特に重要となる重ね合わせ接合体の疲労強度と破壊メカニズムについて、強度 1.5GPa 級超ハイテン接合体を対象として明らかにする。あわせて、接合部の繰返し接触など、重ね合わせ接合体固有の破壊機構を考慮した合理性のある評価方法も探求する。

年度 開発項目	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
	チタン接合			難接合材料(超ハイテン鋼追加)				テーマ33		
FSW装置開発 (日立PS)	小型・高出力FSW装置									
	ロボットFSW装置			剛性	小型化					
	温度制御システム									
接合技術開発 (日立)	Ti合金5mm接合				1.2GPaハイテン鋼接合					
	Ti合金10mm接合									
FSWツール 開発 (日立金属) (日立メタル プレジジョン) (田中貴金属工業)	FSW用ツール合金開発・評価									
	Ti合金向け				ハイテン鋼向け					
	Ti合金10mm用ツール									
					ハイテン鋼用ツール					

▲：基本原理確認  
●：基本技術確立

図 3-2.2.8-2(a) 全体計画：テーマ(8)

事業項目	2018年度				2019年度				2020年度				2021年度			
	第1 四半期	第2 四半期	第3 四半期	第4 四半期	第1 四半期	第2 四半期	第3 四半期	第4 四半期	第1 四半期	第2 四半期	第3 四半期	第4 四半期	第1 四半期	第2 四半期	第3 四半期	第4 四半期
ロボット適応制御FSWによる超ハイテン部材アセンブリ技術の開発																
① FSW装置開発 【日立パワーソリューションズ】	FSW装置適応制御システムの基礎構築				適応制御システムでの接合実験				2019年度に前倒し開発した適応制御システム組み込みロボットFSW装置を使用し、適応制御システム組み込みロボットFSWで超ハイテン鋼の線接合検証				1.5GPaプレス部材アセンブリ接合試作品を作製			
② FSW接合プロセス技術開発 【日立製作所】	超ハイテンの接合条件と機械的特性の関係				長距離接合での接合部品質評価				1.5GPa級超ハイテンの接合条件と機械的特性				超ハイテン部材アセンブリ技術基礎データ			
	ツール耐久性評価接合試験				ツール耐久性評価接合試験				25m以上の長距離接合の実証				FSWツール損傷低減プロセス条件の調査			
③ ツール素材量産技術開発 【日立金属】	適応制御用装置負荷データ採取															
	FSWツール用インゴット試作				FSWツール用改良合金インゴット試作				超ハイテン用FSWツール合金インゴット試作				超ハイテン用FSWツール合金インゴット試作			
	ツール耐久性評価後のツール損傷分				ツール耐久性評価後のツール損傷分				1.5GPa級超ハイテン接合後のツール損傷分				1.5GPa級超ハイテン耐久試験後のツール損傷分析			
④ FSWツール量産技術開発 【日立メタルプレジジョン】	超ハイテン用FSWツール試作				超ハイテン用FSWツール試作				1.5GPa級超ハイテン用FSWツール試作				1.5GPa級超ハイテン用FSWツール試作			
	ツールコスト低減のためのツール試作				ツールコスト低減改良製造方案でのツール試作				形状多様化ツール試作				形状多様化ツール試作			
⑤ ツール合金開発, 接合部解析【再委託先①】	種々の条件での超ハイテンの接合部金属組織等分析				適正条件での超ハイテンの接合部金属組織等分析				種々の条件での1.5GPa級超ハイテンの接合部				適正条件での1.5GPa級超ハイテン重ね接合部			
	ツール損傷低減の方策を検討															
⑥ 接合材の疲労破壊評価と解析【再委託先②】	機械的特性が優れた超ハイテン接合材の疲労特性評価				FSWツール・接合条件等を適正化した超ハイテン接合材の疲労特性評価				1.5GPa級超ハイテン接合材の疲労特性評価				1.5GPa級超ハイテン重ね合わせ接合材の疲労特性に及ぼす外束荷様式と形状依存性の影響評価と破壊メカニズム調査			

図 3-2.2.8-2(b) 全体計画：テーマ(33)

#### (4)実施体制

図 3-2.2.8-3(a)に示すように、テーマ(8)では 5 つの分担拠点と 2 つの再委託先、計 7 部署で推進している。開発項目は、FSW 装置開発、接合技術開発、FSW ツール開発の三つに大別される。FSW 装置開発の主担当は（株）日立パワーソリューションズ、接合技術開発の主担当は（株）日立製作所、FSW ツール開発は日立金属（株）、（株）日立メタルプレシジョン、田中貴金属工業（株）が担当した。また、再委託先（大学）で、ツール合金開発、接合部解析、接合材の疲労破壊解析を実施している。本実施体制により、三つの研究開発項目を推進している。

<b>【委託先】</b>	
新構造材料技術研究組合	
<b>【分担研】</b>	
	株式会社日立パワーソリューションズ (日立分室会瀬)
	株式会社日立製作所 (日立分室大みか)
	日立金属株式会社 (日立分室安来第1)
	株式会社日立メタルプレシジョン (日立分室安来第2)
	田中貴金属工業株式会社 (日立分室平塚)

図 3-2.2.8-3(a) 実施体制：テーマ(8)

図 3-2.2.8-3(b)に示すように、テーマ(33)は 5 つの分担拠点と 2 つの再委託先、計 7 部署で推進している。また、テーマ (33) の中で、革新的 FSW による超ハイテン接合部材の開発は、新構造材料技術研究組合 日立分室会瀬 ((株) 日立パワーソリューションズ)、日立分室大みか ((株) 日立製作所)、日立分室安来第 1 (日立金属 (株))、日立分室安来第 2 ((株) 日立メタルプレジジョン) を委託先として実施する。さらに、日立分室会瀬から再委託として、再委託先①にてツール合金開発、接合部解析、再委託先②にて接合材の疲労破壊解析を実施する。

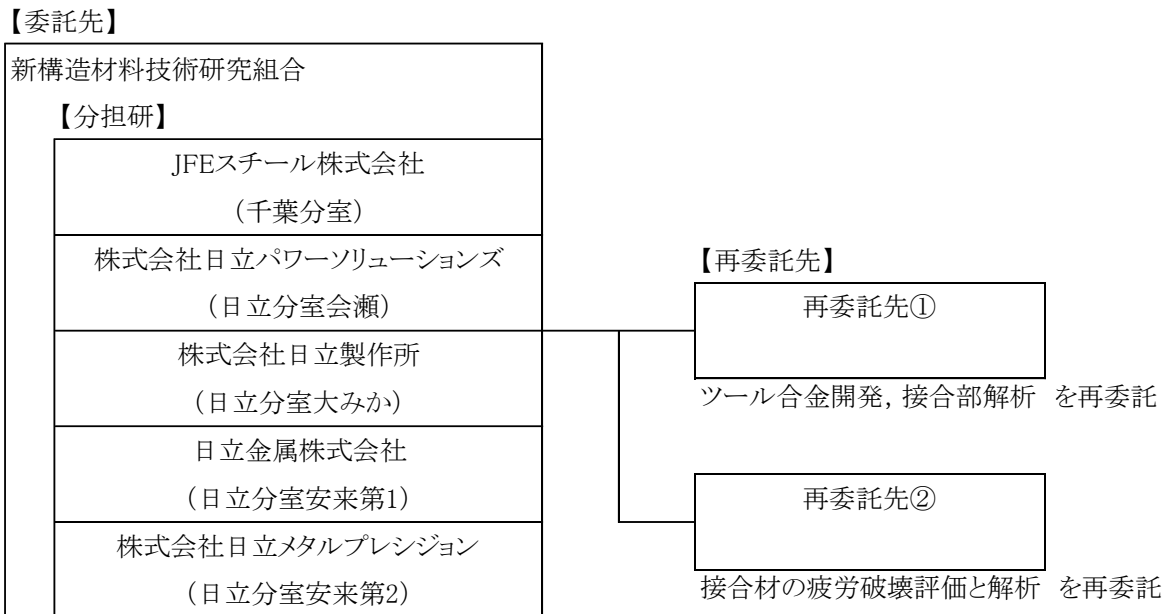


図 3-2.2.8-3(b) 実施体制：テーマ(33)

## (5) 運営管理

テーマ 33 は、前述したように、本研究開発テーマは 5 つの分担拠点と 2 つの再委託先、計 7 部署で推進している。(株) 日立パワーソリューションズがテーマリーダーとして全体取り纏めを担当している。着実な情報共有を図るため、おおよそ 3 ヶ月毎に全部署が集まる全体会議と称する会議を開催している。開催場所は各拠点持ち回り制とし、各拠点の研究設備や実験等を見学することで、他部署の開発内容の理解を深めている。

テーマ 08 は、テーマリーダー (分室代表者を兼任)、分室代表者、再委託先代表者の出席による全体会議を 3 ヶ月に 1 回(年 4 回)開催し、実施計画に対する各分室、再委託先の進捗を共有すると共に、分室間の連携により実施する研究項目に関して協議・調整する。

**(6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）**

厚み 6mm 程度の純チタンを接合する場合の消費電力の試算結果を表 3-2.2.8-3 に示す。現在の FSW の技術レベルでも従来の TIG アーク溶接法と比較して、22%の消費エネルギー効果がある。今後の開発で、FSW の接合速度を 2~4 倍に上げることで、61~80%の消費エネルギー効果となる。

**表 3-2.2.8-3 FSW と TIG の消費電力試算結果**

接合法	接合長 1m 当たりの消費電力 [kWh/m] ( ) 内数値は相対比	備考
FSW	0.47 (0.78)	速度：30mm/min－1 パス
TIG	0.60 (1.00)	速度：200mm/min－2 パス, 12V-300A

自動車車体のマルチマテリアル化により適材適所に材料選択が施行される中、側突部位などには超ハイテンによる接合部材の適用が期待されており、自動車の次世代構造用鋼として従来のハイテンの強度と伸びを更に上回る超ハイテンの開発が進んでいる。本テーマで開発する新接合技術により、上記開発の進む超ハイテンが自動車製造に適用されることで、自動車の燃費向上によるエネルギー消費量と CO<sub>2</sub> 排出量が大幅に削減され、燃費改善目標（国立環境研究所 AIM PJ チーム試算）の 10~20%相当の CO<sub>2</sub> 削減で地球温暖化ガスの低減に寄与する。加えて、自動車の安全性(耐衝突性)・走行性能の向上により、社会の安心・安全向上にも寄与すると考えられる。



## 2.2.8.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.8-4 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	原因・課題と解決方針 ※未達の場合のみ
難接合性材料の線接合技術の開発（最終年度：2017年度）				
FSW 装置開発	①Ti 材接合装置： 接合深さ 10mm 以上可能な実証機製作 ②厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の炭素鋼を線接合可能なロボット FSW 装置の開発	①実証機で Ti 材（Ti-6Al-4V 合金）を接合深さ 10mm 以上接合可能なことを確認。 ②厚み 2mm の炭素鋼において、ロボット FSW 装置により線接合可能なことを確認。	○	
接合技術開発	①Ti 材接合強度： 母材強度の 90% 以上 ②厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の炭素鋼の線接合材の引張強度が母材強度の 70% 以上	①Ti 材（Ti-6Al-4V 合金）において、母材強度の 97% の引張強度を有する接合材が得られることを確認。 ②母材強度 1.2GPa の TRIP 鋼において、母材強度と同じ（100%）の引張強度を有する接合材が得られることを確認。但し、素材厚みは ISMA 共通鋼で統一した 1.4mm。	○	
FSW ツール開発	①Ti 材接合深さ： 10mm 以上の実証	Ti 材（Ti-6Al-4V 合金）において、接合深さ 10mm を無欠陥接合可能なことを確認。	○	
テーマ(33)：ロボット適応制御 FSW による超ハイテン部材アセンブリ技術の開発（最終年度：2021年度）				
① FSW 装置開発【（株）日立パワーソリューションズ】				
ロボット適応制御 FSW 装置の開発	超ハイテン鋼を用いたプレス成形部材のアセンブリ接合の実験を実施し、部材形状への	1.5GPa 級超ハイテンラボ部材による実証実験を実施、プレス成形部材アセンブリ接合試作品を作製。	○	

	対応を実証する。			
② FSW 接合プロセス技術開発【(株)日立製作所】				
ツール耐久性	厚み 2mm 以下の超ハイテン接合において、25m 以上接合可能なツール耐久性の見通しを得る。	引張強度 1.5GPa、厚み 1.4mm の超ハイテン鋼を 25m 接合可能なことを実証。	○	
接合品質安定性	厚み 2mm 以下の超ハイテン接合において、接合長 25m 後の定常接合部の強度低下 10%以下を達成する。	引張強度 1.5GPa、厚み 1.4mm の超ハイテン鋼を 25m 後の定常接合部の強度低下は 5%を確認。25m 以前の接合部で強度低下 10%以上の部分あったが、ツール摩耗に応じて接合条件を修正することで改善可能。	○	
③ ツール素材量産技術開発【日立金属(株)】				
超ハイテン用 FSW ツール材料のマスターインゴット製造技術	ベース合金、改良合金のマスターインゴット作製	Φ80mm インゴットを作製できることを確認	○	
超ハイテン接合後のツール損傷分析	接合後のツール損傷部の評価	1.5GPa 級超ハイテン鋼板を用いて長距離接合後のツールの損傷分析を実施	○	
④ FSW ツール量産技術開発【(株)日立メタルプレジジョン】				
1.5GPa 級超ハイテン用 FSW ツール試作	超ハイテン接合用 FSW ツールを精密鑄造法で製作	最適な鑄造条件による品質の安定化及び製造工程の確立	○	
形状多様化ツール試作	各接合に合致した FSW ツールの試作	ツール形状の金型化によるコスト削減及び品質の作り込み	○	
⑤ ツール合金開発, 接合部解析【再委託先①】				
ツール損傷低減の方策検討	鋼 FSW での Co 合金ツール損傷を低減させる方策を提示。	鋼の FSW において、ツール摩耗を低減する Co 合金の材料組織学的な特徴を解明。	○	
超ハイテン接合部の金属組織等解析	種々の接合条件で得られた強度	超ハイテン接合部の金属組織と機械的特性に及ぼ	○	

	1.5GPa 級超ハイテン接合部の分析	す接合条件の影響を調査・解明。		
⑥ 接合材の疲労破壊評価と解析【再委託先②】				
超ハイテン接合体（同種接合体）の疲労強度を評価すること	厚み 2mm 以下の接合体が軸負荷を受けた際の疲労強度を評価する	母材に対し 85%程度の疲労強度を有することを示すこと	○	
異種金属接合体の疲労強度を評価すること	超ハイテン鋼と軟鋼からなる異種金属接合体が軸負荷を受けた際の疲労強度を評価する。	最適化した条件で製作した接合体は接合部では破損しない事を示した。	○	
接合部と母材部の疲労破壊に対する抵抗を評価する	接合部と母材部の疲労き裂伝播に対する抵抗を世界標準法に従って破壊力学的に評価・比較	FSW/TRIP 境界部を伝播する疲労き裂の抵抗は TRIP 鋼単体中を伝ばする抵抗よりも高いこと、従って、本研究で採用した[TRIP 鋼/軟鋼]の組合せと接合条件は適切であったことが示された。	◎	

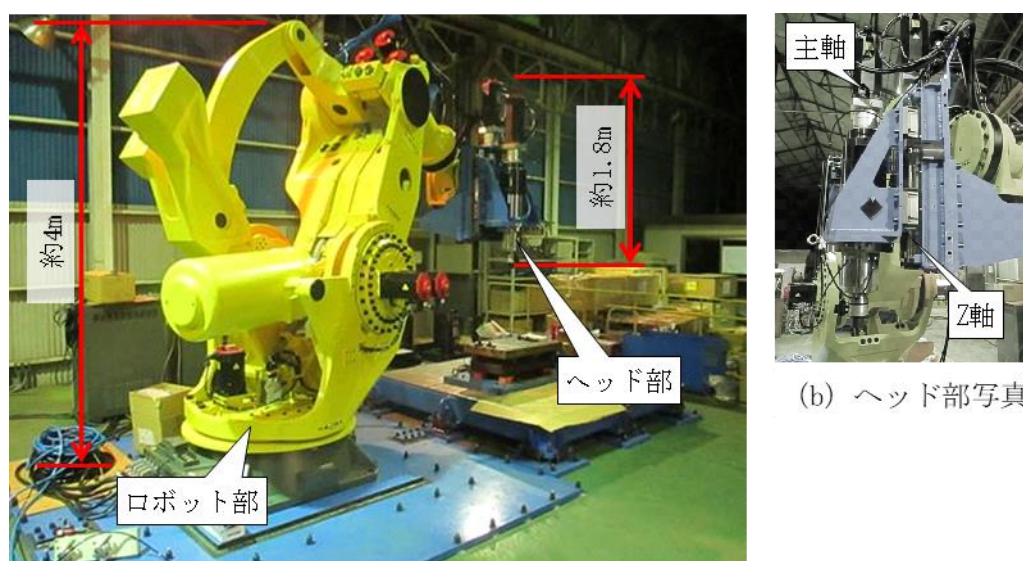
※◎大きく上回って達成、○達成、△達成見込み、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### A. [テーマ番号 08] 難接合性材料の線接合技術の開発

#### ①FSW 装置開発【日立パワーソリューションズ】

図 3-2.2.8.A-1 に 2015 年度予算で開発したロボット FSW 装置の外観写真を示す。本装置は多関節ロボット（ロボット部）と、ロボット先端に取付けられたヘッド部により構成される。FSW で欠陥の無い接合品質を実現するためには、接合材に対するツールの押込み量を一定に保持する必要があるため、FSW 装置には接合中のツール軸方向に作用する反力（以下、接合反力と称す）に対し、撓みを小さくする装置剛性が必要となる。従来型の FSW 装置は接合反力による装置変形量を極力小さくする思想で設計されている。一方、ロボット FSW 装置は複雑形状や姿勢変化に対する追従性は向上するものの、多関節ロボットの構造上、装置剛性が小さいのが実状である。そこで、本開発品ではヘッド部にツールを回転させる主軸に加えてツール押込み量を変化させる Z 軸（追込み軸）を設け、Z 軸に作用する接合反力を任意に制御することでツール押込み量を一定に保持することを可能にしている。一方、ヘッドサイズが幅 630mm×奥行 1187mm×高さ 1587mm と大きいため、周辺の部材と干渉するなどの問題があり、実用性の観点で課題がある。そこで、本開発では自動車部品製造ラインへの適用を想定し、より小型で実用性の高いヘッド部の検討を行った。



(a) 装置全体写真

図 3-2.2.8.A-1 ロボット FSW 装置外観写真

図 3-2.2.8.A-2 に 2017 年度に開発したヘッド部（以下、小型ヘッドと称す）の外観を示す。既存ヘッドは開発当初に得られた炭素鋼（SS400）に対する接合深さ 2mm の接合テスト結果を基に、最大接合反力を 26kN とて設計した。その最大接合反力から Z 軸モータ及び主軸モータを選定し、また、各構成部品の配置を検討し、主軸先端とロボット手首軸をできるだけ近い位置に設定した。さらに、接合反力によるロボット部の撓みを考慮して Z 軸ストロークを 100mm とした結果、ヘッド全高 1578mm となっている。このため主軸をロボット手首軸と同軸上に配置する事が出来ず、ロボット

部が接合反力によるモーメント荷重の影響を受けやすい構造であった。

2016 年度開発で、Co 合金ツールを冷却構造にして接合中のツール温度上昇を抑制させることで、ツール回転数をこれまでの 150rpm 程度から 400rpm 程度まで高速化して使用することが出来るようになり、接合反力を大幅に低減させることに成功している。この結果を受け、本開発では最大接合反力を 15kN として設計見直しを実施した。先ず、Z 軸モータ及び主軸モータの再選定により既存ヘッドよりモータを小型にできた。また、Z 軸ストロークを 50mm に短くし、Z 軸モータの減速機を直交軸タイプにすることで Z 軸全体を小さくできた。さらに主軸モータから主軸への動力伝達に使用していた減速機をなくしてベルト駆動とし主軸モータを主軸と並列に配置することで、既存ヘッドと比較して全高を 1/2 以下に短縮することができた。これにより主軸をロボット手首軸と同軸上に配置することができ、接合反力によるモーメント荷重の低減が期待できる。これらの構造変更により、既存ヘッドに対して体積比 25%小型化を達成した。以下、小型ヘッドを用いて接合テストした結果について述べる。

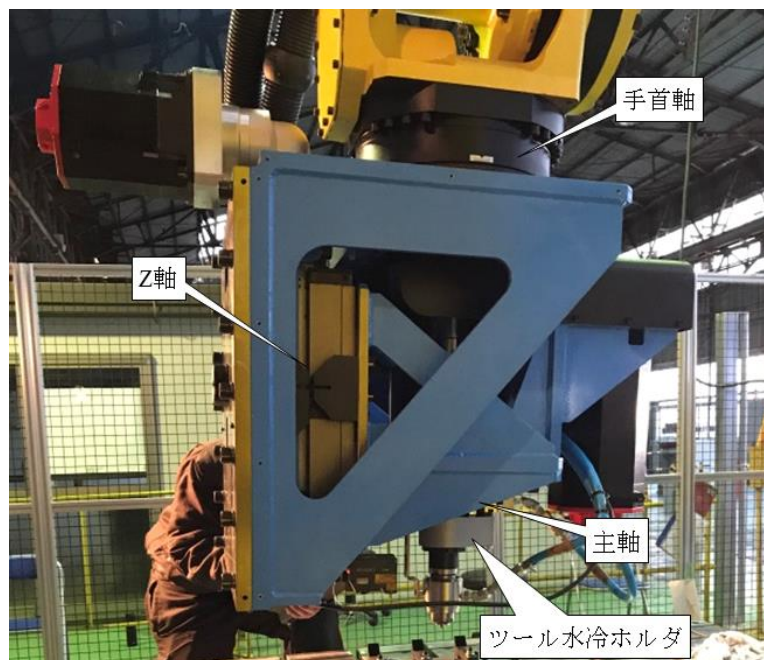
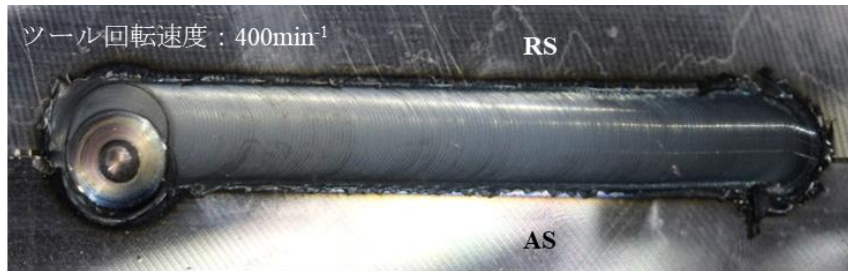
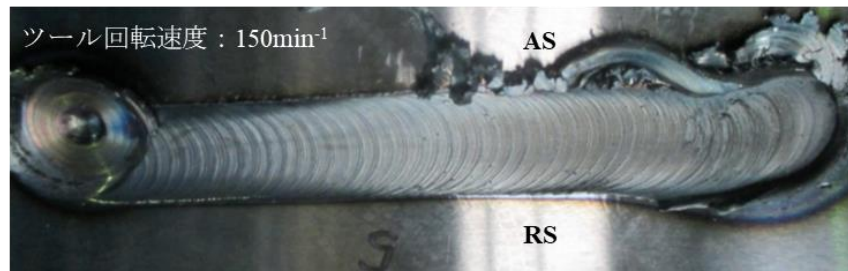


図 3-2.2.8.A-2 2017 年度に開発したヘッド部（小型ヘッド）外観写真

図 3-2.2.8.A-3 に小型ヘッドを搭載したロボット FSW 装置で接合した材料の外観写真を既存ヘッドでの接合結果と併せて示す。厚み 9mm の炭素鋼（SS400）を突合せ、接合深さ約 2mm 仕様の Co 合金（MAST2）製ツールで接合した。いずれの接合もツールの狙い位置は開先中心である。小型ヘッドではツール挿入時に開先中心から RS 側へ位置ズレが生じているが、接合方向へ移動開始してからは一定のズレ量を維持して直線的な接合が出来ている。一方、既存ヘッドでは、ツール挿入時の位置ズレに加えて接合方向移動中にも左右へ蛇行しており、小型ヘッドではツール移動方向への直進性が大幅に向上していることが確認できる。



(a) 2017年度開発ヘッド（小型ヘッド）による接合部外観



(b) 2015年度開発ヘッド（既存ヘッド）による接合部外観

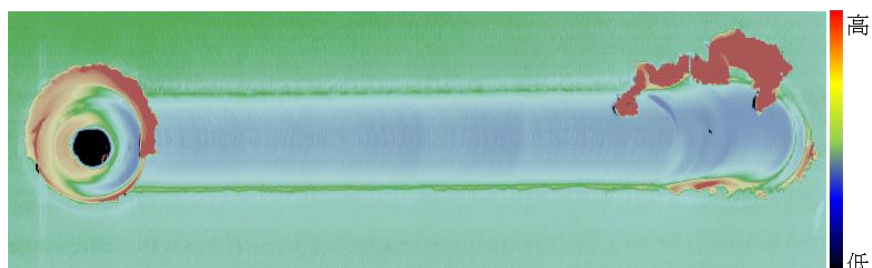
### 図 3-2.2.8.A-3 炭素鋼接合部の外観写真

図 3-2.2.8.A-4 に板厚 2mm の冷間圧延鋼板（SPCC）を接合した結果を示す。図 3-2.2.8.A-4(a) より、接合方向に一定のビード幅を保って直線的に接合できているが確認できる。また、図 3-2.2.8.A-4(b) に示すレーザ変位計による接合材表面の形状測定結果から、ビードの凹み量がほぼ一定であることが分かる。この結果は、ロボット FSW 装置によりツール挿入深さを一定に維持して接合方向へツール移動できていることを示している。

本開発により、ロボット FSW 装置ヘッド部の小型化とそれに伴う接合品質の向上が確認できた。2018 年度以降は適用製品形状を想定した接合性評価と適応制御技術の開発を行う予定である。



(a) 接合ビード外観



(b) レーザ変位計による接合部プロファイル

### 図 3-2.2.8.A-4 冷間圧延鋼板の接合テスト結果

FSW の実施にあたっては、まず接合対象となる被接合材（材質、接合深さ等）に適した接合ツール（材質、形状寸法）を選定する必要がある。次に、ツール回転数、接合速度、ツール挿入深さといった接合条件の設定が必要になるが、これらの条件は被接合材の材質によって異なり、同材質であっても板厚や継手形状によっても大きく異なる。欠陥の無い高品質な接合を実現させるために必要なこれらの情報は、経験に基づいて選定されているのが現状である。FSW 中に計測して得られる接合荷重やツール温度等の情報を利用して接合条件を自動制御し高品質な接合を実現していく動きも出てきているが、特定材質、板厚、形状毎の接合条件設定に留まっており課題も多い。

本開発では種々の接合材質や継手形状の接合対象に対して、個々の経験に左右されることなく容易に FSW プロセスを選定するための支援機能を構築することを目的として、FSW 施工時の被接合材、接合ツール、接合条件に関する情報（以下、入力情報と総称する）と、接合現象を捉えるために有効と思われる主軸トルク、接合荷重やツール温度、また、FSW 装置状況の監視に有効と思われる接合中の主軸ベアリング温度や振動、各軸モータに生じる負荷、指令値と実効値の差異等の計測データ（以下、出力情報と総称する）を収集、格納して管理しデータベース化するためのシステム構成を検討した。本検討では、収集したデータにデータマイニング技術を用いて FSW 装置の故障やツール寿命、接合欠陥発生等を予兆診断することを想定した構成とした。

データ管理の最少構成システムは FSW 装置よりデータを収集、管理し故障予兆診断を行うものである。本構成はクライアントサーバ型のシステムとし、データ収集機能および予兆診断機能を有し、FSW 装置に設置したデータロガーとデータ格納・診断 PC を LAN で接続して収集と診断を行う。データ収集は、データ収集機能部にて以下の流れで実施される。なお、予兆診断には（株）日立パワーソリューションズの予兆診断システム『Hitachi Power Anomaly Measure Pick up System』（以下、HiPAMPS と略す）を用いる。

- (i) FSW 装置の各センサからアナログデータを取得する。
- (ii) データロガーから TCP/IP 通信を用いて、データ格納兼データ診断 PC に CSV 形式ファイルで出力する。
- (iii) データ格納兼データ診断 PC で CSV ファイルの格納を検出しデータ取り込み機能を起動させ、データベースに格納する。

格納したデータは、診断機能部にて HiPAMPS により学習・診断処理を実施し、学習結果データと診断結果データをデータベースに出力する。学習結果データおよび診断結果データは管理用のデータベースに格納する。過去のデータは画面表示機能にて表示し確認できる。

本システムで収集、管理する項目を表 3-2.2.8.A-1～表 3-2.2.8.A-3 に示す。表 3-2.2.8.A-1 は接合対象に関するものり、材質や機械的特性、継手形状に関する情報である。表 3-2.2.8.A-2 は接合に使用するツールに関する情報であり、表 3-2.2.8.A-3 は FSW 装置を運転する為に必要な接合条件である。これらは FSW 施工にあたり入力情報として与えられる情報である。表 3-2.2.8.A-4 は FSW 中に測定して得られる出力情報である。これらの測定には各種センサの使用を想定しているが、計測手法等、詳細については今後検討する。

表 3-2.2.8.A-1 接合材情報

No.	項目名
1	材質
2	物性値・強度
3	板厚（接合深さ、同厚、差厚等）
4	ワーク形状・寸法
5	継手形状（重ね、突合せなど）
6	接合線形状（直線、曲線など）

表 3-2.2.8.A-2 ツール情報

No.	項目名
1	材質
2	物性値・強度
3	寸法
4	突き出し長
5	ショルダ径
6	プローブ径
7	プローブ長

表 3-2.2.8.A-3 接合条件

No.	項目名
1	ツール回転数（挿入時/接合時）
2	接合速度
3	ツール前進角（挿入時/接合時）
4	ツール傾斜角
5	ツール挿入量
6	ツール挿入速度
7	ツール引抜き速度
8	挿入後保持時間
9	接合終点保持時間
10	接合材加温（予熱、後熱）
11	ツール冷却（エア、水冷等）
12	アンビル温調（加温、冷却）
13	シールドガス（Ar 等）

表 3-2.2.8.A-4 測定データ

No.	項目名
1	実回転数
2	主軸トルク（モータ負荷）
3	実接合速度
4	Fx荷重
5	モータ負荷（X軸）
6	Fy荷重
7	モータ負荷（Y軸）
8	接合線倣い
9	Fz荷重
10	実挿入量
11	モータ負荷（Z軸）
12	実挿入量
13	モータ負荷（A軸）
14	モータ負荷（C軸）
15	角度（3D対応用）
16	ツール温度
17	ツール振動
18	ツール形状（摩耗量）
19	接合材温度（AS側/RS側）
20	ビード表面状態

生産ラインでは、接合部位ごとに複数の FSW 装置を運用することが想定される。そこで複数の FSW 装置からデータを収集し、データ管理拠点にてデータを一元管理・診断する為のシステム構成について検討した。

一元管理システムでは複数の FSW 装置のデータをデータ管理サーバにより一元管理する。FSW 装置側（以下、拠点側と称す）には前項の最小構成システムを配置し、データの収集・管理・診断を行う。データ管理拠点では、データ一括管理用のホストコンピュータを配置して拠点側を管理する。

拠点側にて収集されたデータは、まず拠点毎に設置された HiPAMPS により個々に



診断される。拠点側にて収集・診断されたデータはインターネット回線を用いてデータ管理拠点に送られる。データ収集と診断によって故障予兆を検出したデータに対してサーバ側で再度診断を実施する。ここでは診断パラメータをより細分化した再評価や、別拠点の学習データを適用した再評価を実施することで誤診断防止やデータ精度向上を図る。サーバ側の診断により得られた学習データ・診断結果データは、管理用のデータベースに格納する。この時、FSW 装置の運転条件も併せて格納する。これらのデータは各拠点設置のデータ収集通信用 PC にて、Web 画面の操作によるダウンロードを可能とし、拠点側の環境に反映させることが出来る。

FSW 装置を操作するユーザに対して最適な接合条件を検索し提供する為の実現するための支援機能項目を表 3-2.2.8.A-5 に示す。本機能は、データ管理拠点にて一元管理された過去の接合条件をユーザの接合部材に合わせて類似性検索し、その時に使用された接合条件をユーザのデータ収集通信用 PC に送付する。拠点側で実際に使用した運転条件はサーバ側にアップロードし登録される。サーバ側から拠点側の接合条件を遠隔で変更する機能を持たせることで、接合品質を一定制御可能なシステム構成としている。

この機能を実現するには、迅速に支援情報の提供を可能とするために接合部材の検索項目に優先度を持たせ、情報を早期に抽出する検索機能の確立と出力情報の中から接合品質の変化を読み取り予兆検出する技術の確立が必要になる。

本設計検討におけるシステムを構築する為、次年度以降は接合パラメータ、接合中の装置負荷、ツール摩耗量、接合材の温度など種々のデータを採取し、これらのデータと接合品質の関係性について解析を行う予定である。

表 3-2.2.8.A-5 接合条件選定のための支援機能項目

No.	機能	内容
1	条件検索機能	類似の接合条件を検索し、接合条件設定時の参考とすることを目的とした機能
2	条件ダウンロード機能	サーバ内に管理している接合条件をダウンロードし、拠点端末に設定する機能
3	条件編集機能	拠点端末から、サーバ内に管理している接合条件を編集する機能
4	条件アップロード機能	拠点端末で使用した運転条件をサーバ側にアップロードし、登録する機能
5	接合条件変更機能	サーバサイドから、拠点側の接合条件を遠隔で変更する機能

② 接合技術開発【日立製作所】

難接合性材料の一つである、高張力鋼板を摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding、以下 FSW）で接合する開発をした。ツール材質は Co 基合金または Ni-Ir 合金とし、ツール寸法はショルダ径  $\phi 9(\text{mm})$ とした。接合中はツール内部を水冷した。接合条件は接合速度（V）100~250mm/min、ツール回転速度（N）150~400rpm の範囲で変化させた。接合材料は ISMA 共通試験鋼板の一つである 1.2-TRIP 鋼を使用した。表 3-2.2.8.A-6 に接合材の化学組成を示す。この材料は熱処理により引張強度を 1.2GPa に調質したものである。厚み 1.4mm、幅 165mm、長さ 250mm の素材を幅 50mm、長さ 250mm に加工し、2 枚の材料を突合せて接合した。また、接合部の機械的特性の改善を目的に、接合中に接合完了部を高周波誘導加熱により加熱する試みもした。

表 3-2.2.8.A-6 接合材の化学組成 (mass%)

材 質	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
1.2-TRIP 鋼	0.410	1.50	2.02	0.010	0.0025	0.039	0.0039	0.0009

図 3-2.2.8.A-5 に接合速度 100mm/min、ツール回転速度 300rpm の条件で接合した接合部の外観写真を示す。外観上は加熱の有無による顕著な差は認められない。図 3-2.2.8.A-6 に接合部の断面写真を示す。マクロ的には金属組織の明確な差は認められないが、コントラストの差が認められた。

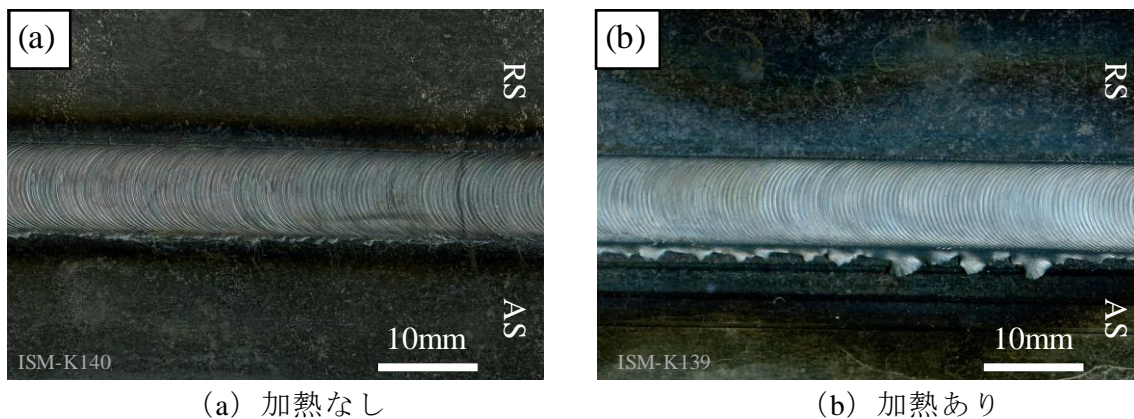
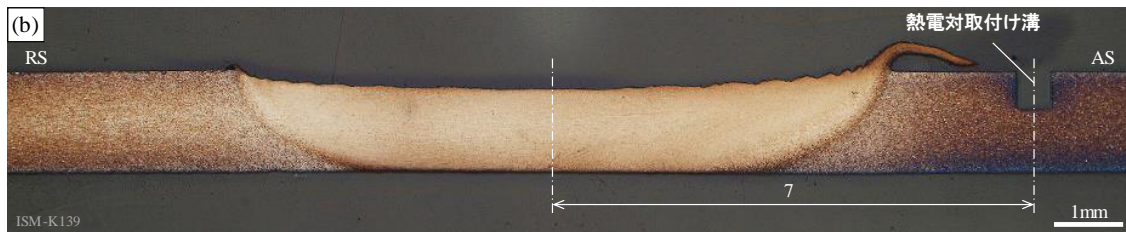


図 3-2.2.8.A-5 接合部外観写真



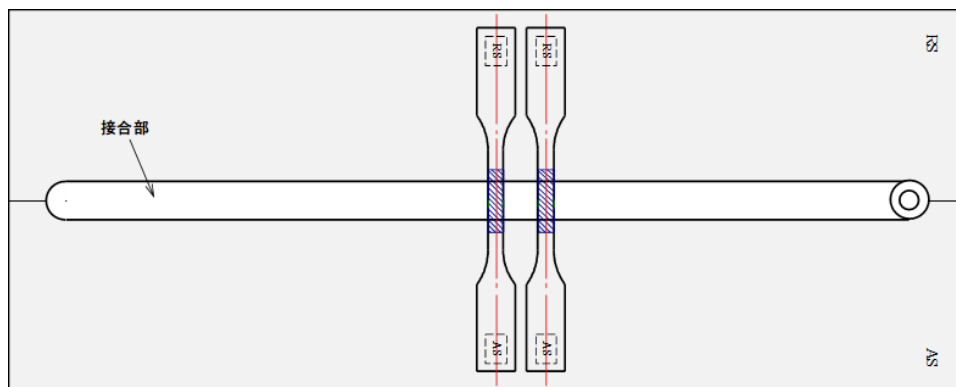
(a) 加熱なし



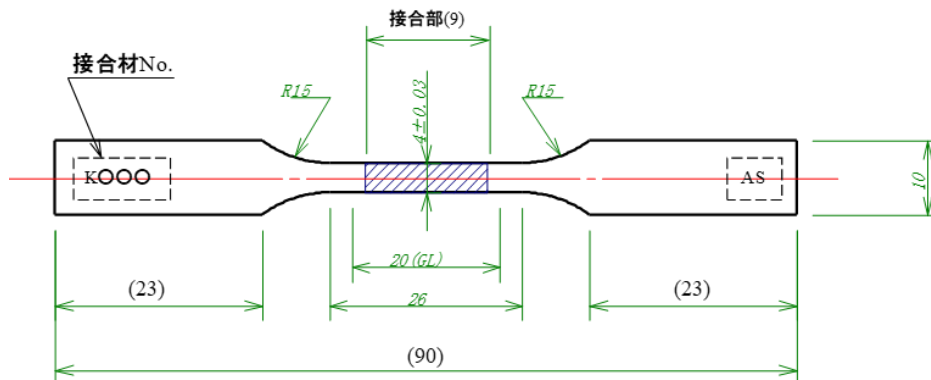
(b) 加熱あり

図 3-2.2.8.A-6 接合部断面写真

接合部の硬さを調査した所、接合部の硬さは、加熱なしの場合が 640~700HV であるのに対し、加熱ありの場合 480~550HV と硬さの低下が認められた。加熱により、接合部が焼戻されたためと推測している。



(a) 引張試験片採取方向



(b) 引張試験片寸法

図 3-2.2.8.A-7 引張試験片採取方向および引張試験片寸法

これらの接合材料から、**図 3-2.2.8.A-7** に示す方向および寸法の引張試験片を採取し、引張試験を実施した。結果を**表 3-2.2.8.A-7** に示す。引張強度は加熱した場合の方が約 60MPa 大きかったが、有意差であるかは不明である。しかし、伸びは両材料とも 3% と小さかった。但し、加熱した接合材は温度測定のために設けた熱電対取付け溝での破断であったため、引張強度、伸びともに、もう少し大きな値になる可能性がある。

いずれの場合でも、接合材は母材と同等の強度を示し、最終目標である母材強度の 90%以上を達成した。

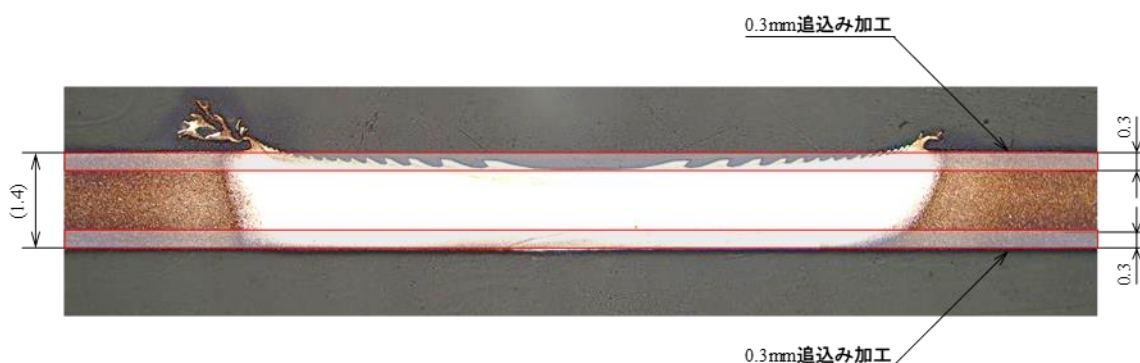
**表 3-2.2.8.A-7 引張試験結果**

材 質	引張強度 [MPa]	伸び [%]	備 考
加熱なし	1243	3	接合部破断
加熱あり	1311	3	母材破断（熱電対取付け溝）

前述の伸びが小さい結果に対し、追加検討をした。**図 3-2.2.8.A-8** に接合部断面組織と破断位置の関係を示す。接合部に明白な内部欠陥は認められないが、接合部裏面から板厚方向に線状のコントラストが認められる。破断はこの線状コントラストに近い位置で生じていたことから、線状コントラストが破断に影響を及ぼした可能性が考えられる。そこで、**図 3-2.2.8.A-9** に示すように、接合材を厚み方向に切削して、線状コントラスト部分を除去した試験片で引張試験を実施した。結果を**表 3-2.2.8.A-8** に示す。表裏を切削除去したした場合としない場合とで、優位差は認められなかった。この結果より、線状コントラストが破断に与える影響は小さいと判断した。



**図 3-2.2.8.A-8 接合部断面組織と破断位置**



**図 3-2.2.8.A-9 引張試験片加工概念図**

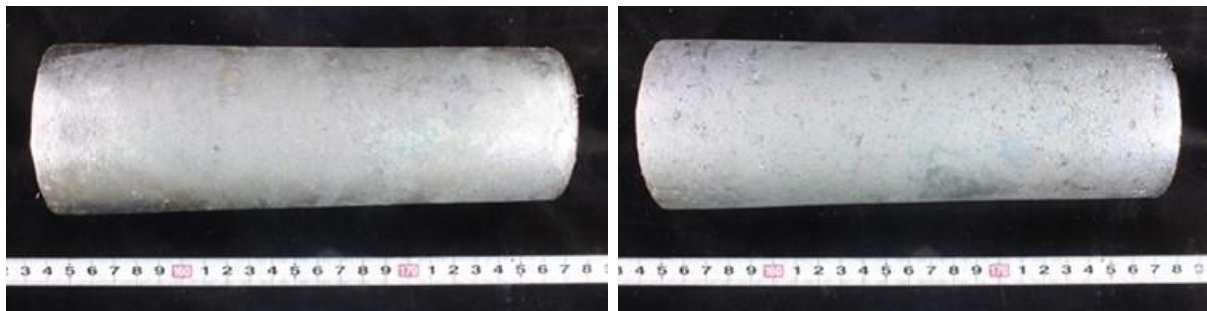
表 3-2.2.8.A-8 引張試験結果

材 質		引張強度 [MPa]	伸び [%]	備 考
母 材	(1)	1208	22	平行部破断
	(2)	1189	22	平行部破断
FSW 材 表裏切削：なし	(1)	1154	2	接合部破断
	(2)	1264	8	AS 側の母材破断
FSW 材 表裏切削：あり	(1)	1197	11	AS 側の母材破断
	(2)	1086	4	接合部破断

引張試験後の破面を観察した結果、母材破断した FSW 材の破面にはディンプルが観察され、延性破壊したものと考えられる。一方、接合部破断した FSW 材の破面にディンプルは認められず、脆性的に破壊したものと思われる。この結果より、伸びが小さい接合部は何らかの理由により、金属結合が弱かったものと推測している。今後、接合条件等を見直して、伸びの改善を図る予定である。

③ FSW ツール用材料量産技術開発【日立金属】

鋼板の FSW 接合評価に供するツール用 Co 合金として、ベース合金、改良合金 3 の 2 種類の精密铸造用マスターインゴットを真空誘導溶解によって溶解、铸造した。作製した約 11~13kg のマスターインゴットの外觀例を図 3-2.2.8.A-10 に示す。外觀観察、重量測定、成分分析等の確認試験を行った結果、良好なマスターインゴットであることを確認し、精密铸造用のマスターインゴットに供した。



(a)ベース合金

(b)改良合金 3

図 3-2.2.8.A-10 マスターインゴットの外觀例

マスターインゴットを原料に精密铸造により作製した 3 種類の Co 合金製ツールを用いて、1.2GPa の TRIP 鋼の FSW 接合を行った前後のツールの断面組織等を調査した。接合条件は、条件 A(低速走行、低回転速度)、条件 B(中速走行、中回転速度)、条件 C(高速走行、高回転速度)の 3 条件で接合長は 220mm である。接合試験前後の Co 合金ツールの外觀を図 3-2.2.8.A-11 に示す。試験後のツールのプローブおよびショルダ部の一部鋼板の付着が見られるものの、3 合金ともツール自体の損傷はほとんど見られず、ほぼ試験前の形状を保っている。

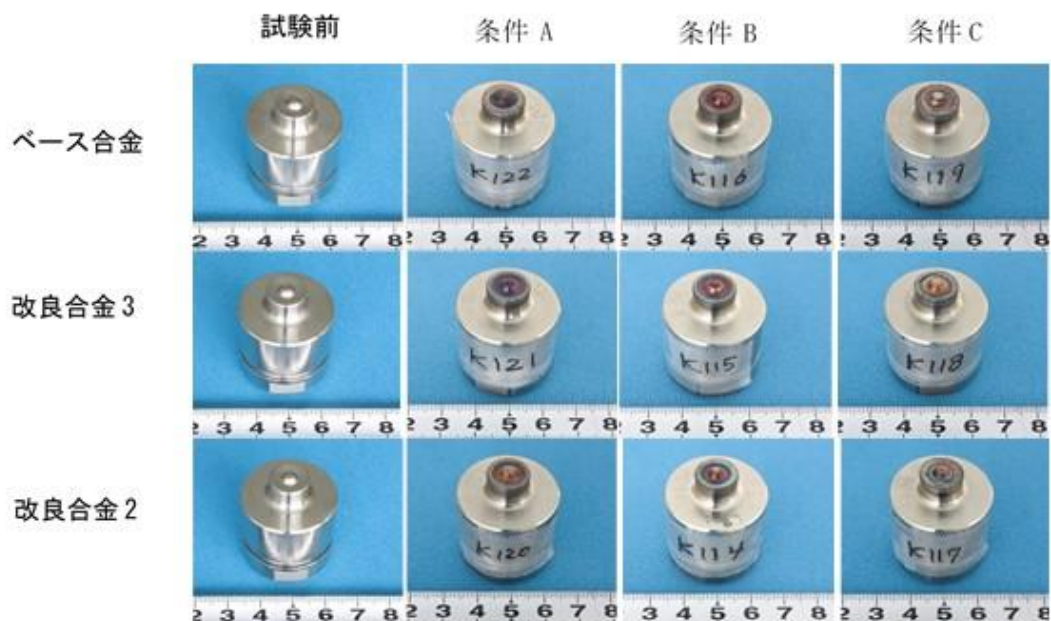


図 3-2.2.8.A-11 1.2GPa の TRIP 鋼の FSW 前後の Co 合金ツールの外觀

図 3-2.2.8.A-12 に接合試験前のツール断面 SEM 組織、図 3-2.2.8.A-13 に条件 B で接合試験した後のツール断面 SEM 組織を示す。試験前の断面組織中に分散する白い粗大な硬質粒子は、試験後にもほぼそのまま存在しており、損傷度合いは非常に小さかった。

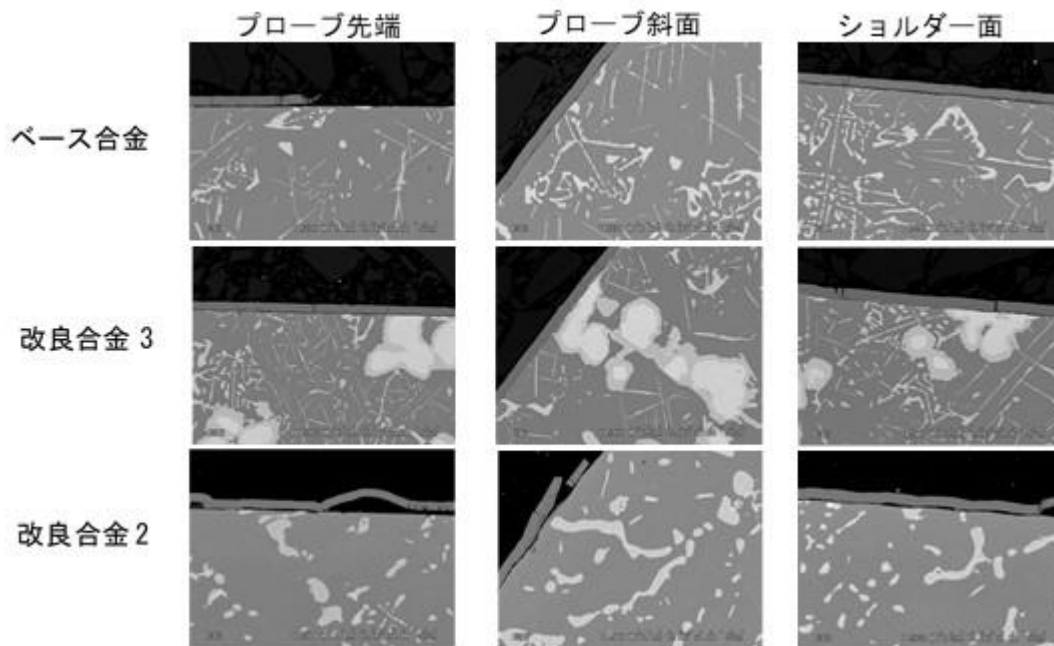


図 3-2.2.8.A-12 FSW 前のツール断面 SEM 組織

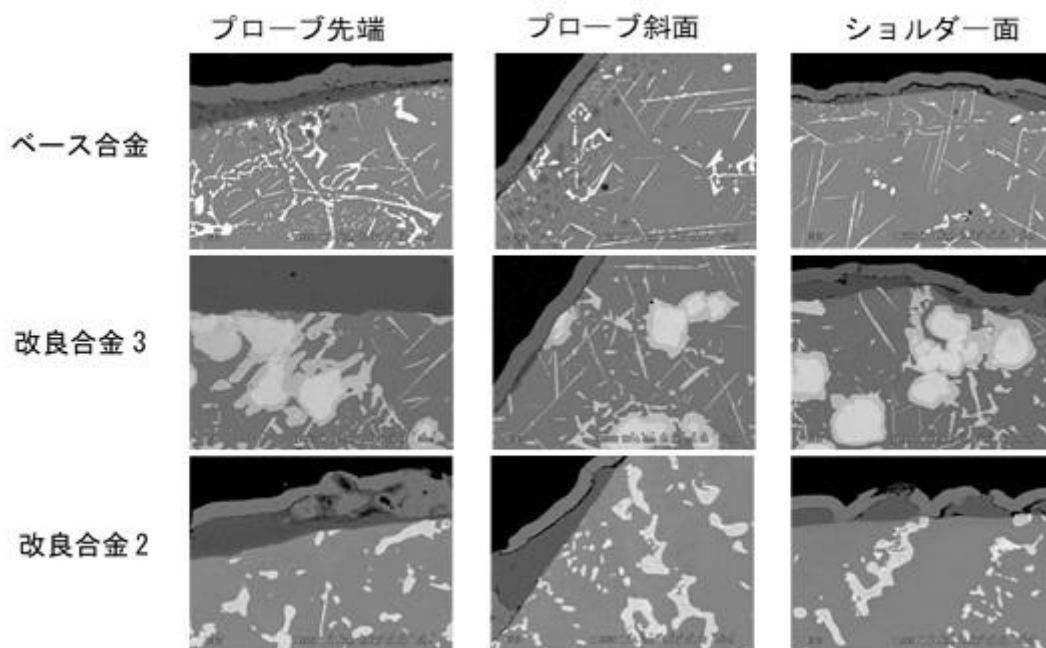


図 3-2.2.8.A-13 FSW 後のツール断面 SEM 組織(接合条件 B)

マスターインゴットから採取した試験片を用いて、3 種類の Co 合金の高温引張特性および高温硬さを評価した。高温硬さは温度の上昇とともに徐々に低下し、室温では 500HV 前後の硬さが 800℃では約 400HV まで低下するが、900℃においても 400HV 弱の高い硬さを維持していることを確認した。

④ FSW ツール量産技術開発【日立メタルプレシジョン】

ツールは日立分室安来第1において製造したマスターインゴットを溶解原料として、精密鑄造によりニア・ネット・シェイプの鑄造材を製造した後、機械加工で最終形状に加工する。先ず、精密鑄造後の品質確認のため、蛍光浸透探傷検査を実施した。結果を図 3-2.2.8.A-14 に示す。写真中に点状に見える淡黄色の部分に欠陥を示す。表面に関して、ベース合金と改良合金3において欠陥指示が確認された。表面欠陥指示が確認された物について、内部欠陥の有無を確認するため、断面の蛍光浸透探傷検査を実施した。断面に欠陥指示が無かった事から、欠陥はごく表層のみに発生していると考えられる。

上記の欠陥防止のため、鑄込みに時のフィルター使用や鑄造条件（鑄型温度、鑄造温度、冷却方法等）を変更して製造した。その結果、図 3-2.2.8.A-15 に示すようにベース合金の表面部の欠陥指示は改善された。

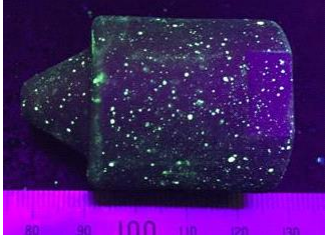
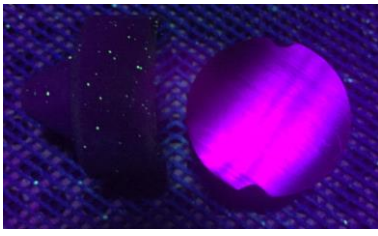
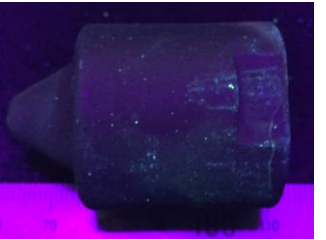
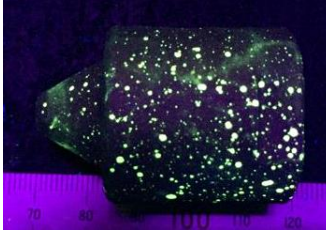
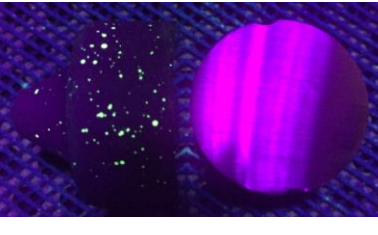
	蛍光浸透探傷確認結果		断面の蛍光浸透探傷確認結果	
ベース合金		表面指示あり		指示は表面のみ 鑄型との 反応と推定
改良合金2		指示無し		
改良合金3		表面指示あり		指示は表面のみ 鑄型との 反応と推定

図 3-2.2.8.A-14 精密鑄造材の蛍光浸透探傷検査結果




蛍光浸透探傷試験結果	
ベース合金	 <p>外周には指示無し 湯口面に多少あり</p>
改良合金2	 <p>外周には指示無し 湯口面に多少あり</p>

図 3-2.2.8.A-15 方案改良後の精密鑄造材の蛍光浸透探傷検査結果

日立分室安来第1において製造したベース合金、改良合金2の2種類のマスターインゴットを用いてFSWツールを試作した。FSWツールは使用するFSW装置によりツール取付構造が異なるため、日立分室大みかおよび再委託先で先端部分以外の形状が異なっている。各拠点向けに試作したツール形状とツール合金の内訳を図 3-2.2.8.A-16 と図 3-2.2.8.A-17 に示す。T12 スパイラル形状のツールは攪拌力を高めることを狙った形状である。



向け先	日立分室大みか						
ツール名	水冷ツール						
	T12		T14		T17		T12スパイラル
形状			—				溝追加加工
鋼種	ハース合金	改良合金2	ハース合金	改良合金2	ハース合金	改良合金2	ハース合金
納品	'17/10	5	5				
	'17/10					10	15
	'17/12					25	20
	'18/2	11	13				
	'18/3						

図 3-2.2.8.A-16 日立分室大みか向けに試作したツール内訳


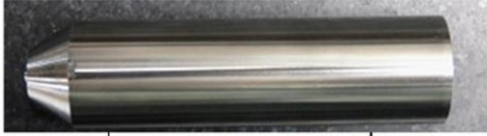
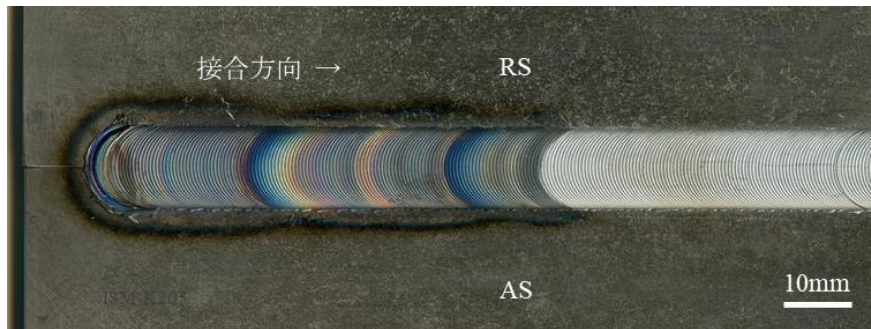
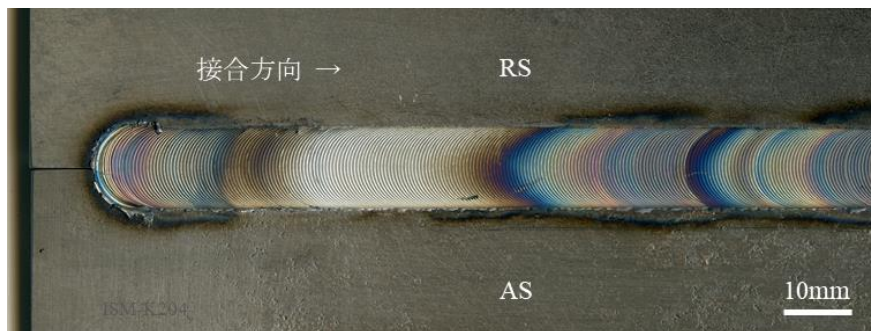
向け先	再委託先						
ツール名	常温ツール						
	T12		T14		T17		T12スパイラル
形状							
鋼種	ハース合金	改良合金2	ハース合金	改良合金2	ハース合金	改良合金2	ハース合金
納品	'17/10		1		1		
	'18/11				5	5	
	'18/2	3	5				
	'18/3						2

図 3-2.2.8.A-17 再委託先向けに試作したツール内訳

先端形状のスパイラルの有無による接合部の品質調査を実施した。強度 1.5GPa の超ハイテン鋼を接合した接合部の外観写真を図 3-2.2.8.A-18 に示す。接合部に青色や褐色に変色した部分が観察されるが、これは、ツールの冷却水が漏れて接合部に滴下したことで生じたもので、ツール形状とは無関係である。接合部の外観からは、スパイラル有無による顕著な差は認められなかった。接合後のツールを観察した結果、スパイラル溝の大部分が接合材で埋められた状態になっていた。接合開始直後からこのような状態になっていたものと推察しており、これより、今回試作したスパイラル溝は材料の流動に与える影響は小さいと考えている。このため、以降はスパイラルのないツールを主体に開発を進めた。



(a) T12 ツール (スパイラルなし)



(b) T12 ツール (スパイラルあり)

図 3-2.2.8.A-18 接合部外観写真

⑤ 貴金属添加 FSW ツール用材料開発【田中貴金属工業】

Ni<sub>3</sub>Al  $\gamma$ '相を析出させた Ni 基合金は、高い高温強度を有していることは一般に既知である。本研究では、Ni<sub>3</sub>Al  $\gamma$ '相の安定性を向上させ、更に優れた高温強度を有する Ni 基合金を開発することを目的とし、高融点かつ高硬度である Ir の添加に着目した。Ir-Al 二元系合金では Ir<sub>3</sub>Al  $\gamma$ '相は形成されないが、Ir<sub>3</sub>(Al,W)  $\gamma$ '相は形成されることが発見されており<sup>[1]</sup>、この金属間化合物は Ni<sub>3</sub>Al を超える高い相安定性を有することから、Ni-Ir-Al-W 系で高い  $\gamma$ '相安定性を示す可能性があることが示唆された。そこで、Ni-Al に対する Ir、W 添加の効果を検証する為、Ni-Ir-Al-W 四元系合金を作製して  $\gamma$ '相の固溶温度と硬度を測定した。

Ni-Ir-Al-W 四元系合金に Ir を 0~20 (at %)添加し、各合金を作製した。所望の組成となるように純金属を秤量・混合した後、アーク溶解炉または高周波真空溶解炉を用いてインゴットを作製した。インゴットより小片を切り出し、溶体化熱処理を行った上で、示差走査熱量測定法 (Differential Scanning Calorimetry: DSC)で各 Ni-Ir 系合金の相変態温度を測定した。また、溶体化後に時効処理を行い、ビッカース硬度計を用いて硬度測定を行った。

Ni-Ir-Al 三元系合金においては Ir 添加と共に  $\gamma$ '相固溶温度は低下するが、Ni-Ir-Al-W 四元系合金では Ir 添加により  $\gamma$ '相固溶温度は上昇した。即ち、Ir と W の複合添加によって  $\gamma$ '相が安定化されることが明らかとなった。Ir<sub>3</sub>(Al,W)  $\gamma$ '相は高い相安定性を有するため、Ni-Ir-Al-W 系合金では  $\gamma$ '相は(Ni,Ir)<sub>3</sub>(Al,W)の形で存在し、10 at % Ir と W の添加で  $\gamma$ '相固溶温度は約 1300°Cまで上昇した。また、Ir は高融点金属であり、 $\gamma$  固相線温度も Ir 添加で上昇することがわかった。以上より、Ir、W の複合添加は、融点と  $\gamma$ '相の固溶温度上昇の両者を満たし、高温材料としての応用が示唆される合金設計指針が得られた。

図 3-2.2.8.A-19 に Ni-Ir-Al-W 四元系合金の時効処理後のビッカース硬度を示す。Ir 添加により硬度は上昇し、Ir の固溶強化が確認された。また、時効処理によっても硬度が上昇しており、 $\gamma$ '相の析出強化も確認された。

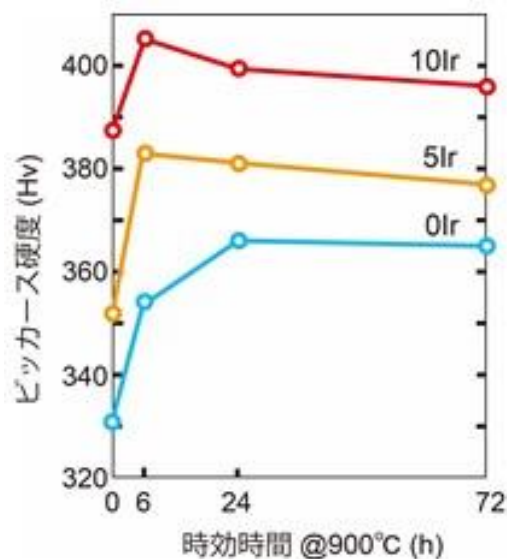


図 3-2.2.8.A-19 Ir 添加量と  $\gamma$ ' 相固溶温度および  $\gamma$  相固相線温度の関係

前述の高硬度を発現した Ir 10 at %組成合金に対し、圧縮試験による 0.2%耐力を測定した。鉄鋼系材料を FSW する際、1000℃に於ける圧縮強度が 400MPa 以上であることが報告されている<sup>[2]</sup>。Ni-Ir 系合金は 1000℃で 700MPa 程度の耐力を示しており、鉄鋼系材料の FSW ツールとして有望であることが示唆された。

FSW 中のツールには回転軸方向の荷重と捻り力が作用している。従って、FSW ツールにはある程度の靱性が必要である。靱性を評価する方法として三点曲げ試験を実施した。厚み 1.0×幅 2.5×長さ 20 mm に加工した試験片を 1000℃の Ar 雰囲気中で支持間距離 15mm で試験した。荷重－変位曲線を図 3-2.2.8.A-20 に示す。変位置量約 0.5mm で折損しており、靱性に乏しい材料であることがわかった。しかし、荷重は約 90N であったことから、強度的には強い材料であると考えている。

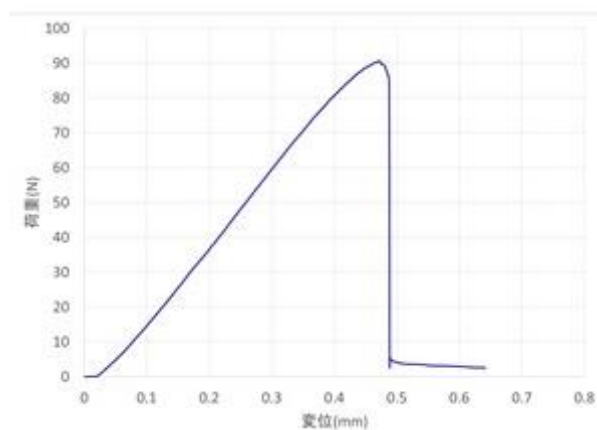


図 3-2.2.8.A-20 三点曲げ試験での荷重－変位曲線

実際に FSW を行う際に重要となるのが、接合中の温度における硬度である。Ti 合金や超ハイテン鋼などの難接合材の接合中のツール温度は 900℃程度と推定され、この温度に於ける硬度の把握が必要である。図 3-2.2.8.A-21 に高温ビッカース硬度試験の結果を示す。温度の上昇に伴い硬度は徐々に低下するが、900℃で HV400 程度の硬度を示しており、高温でも高い硬度であると考えている。

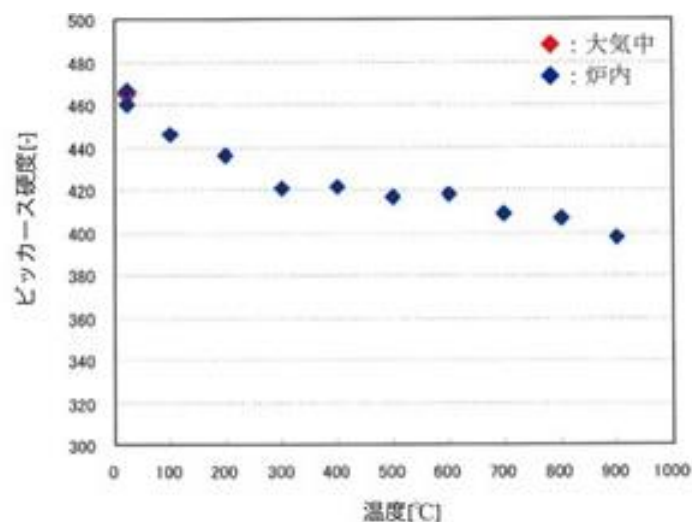


図 3-2.2.8.A-21 Ni-Ir 系合金硬度の温度依存性

Ni-Ir 系合金で試作した FSW ツールの耐久性評価を実施した。接合材料は Ti-6V-4Al 合金を使用し、接合深さは 6mm とした。図 3-2.2.8.A-22 に耐久試験前後のツール外観写真を示す。接合長の増加に伴い、ツールは径方向に細くなるが、相対的に軸方向の摩耗は比較的小さかった。接合長 4.7m でツールの胴体部分が折損したため、耐久性評価を終了したが、ツール先端部分は接合可能な状態であった。ツールの胴体部が折損したことに関しては、ツール構造を見直し、トルク伝達位置の変更や応力集中の低減を図った。

本研究開発の FSW ツール開発における最終目標は、接合深さ 5mm 以上の接合で接合長 4m 以上としていたが、本結果より、最終目標を達成できた。

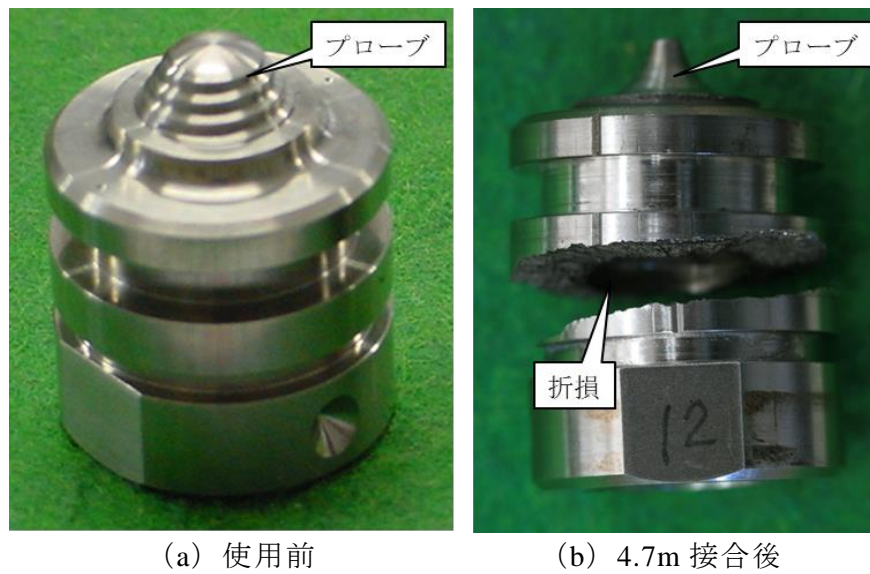


図 3-2.2.8.A-22 耐久試験前後のツール外観写真

## ⑥ FSW ツール用合金開発および材料解析【再委託先（大学）】

チタンや超ハイテン、中高炭素鋼等の難接合性材料の FSW ではアルミニウム合金や銅合金よりも接合温度が高く、ツール軸方向荷重も大きくなると予想される。そこで、先ずチタン等の FSW において、目標とする接合深さを接合できる高温強度の高い材料の開発を1つの目的とした。この目的に対し、母材の高温強度向上、析出相の分解温度の高温化などが期待できる組成を設計して小型のインゴットを試作し、高温強度等の基礎データを取得するとともに、試作合金を用いた FSW ツールを作製して、チタン等の FSW 過程におけるツール摩耗挙動の解析、ツール摩耗を支配するツール材組織・物性の影響を調べた。その後、被接合材の対象を超ハイテンや中高炭素鋼へ拡大し、これら被接合材を FSW する過程でのツール摩耗挙動、ツール摩耗を支配するツール材組織・物性の影響についても調べた。また、FSW は材料を固相状態で塑性変形させて接合する特殊な原理に基づいているため、接合部の金属組織と機械的特性などの関係が不明な場合が多い。そこで、チタンや超ハイテン等の接合部における金属組織と機械的特性の関係、金属組織の形成機構などを調べた。

高温強度の高い材料として、Co 基合金と Ni-Ir 合金を試作し、金属組織、析出相 ( $\gamma'$ ) の分解温度 (固溶温度)、高温強度等に関する基礎知見を得た。

いずれの合金も  $\gamma/\gamma'$  型をベースに種々の化学組成を有するものを試作した。Co 基合金の高温強度に及ぼす合金元素の影響を調査するため、30Ni 合金をベースとして Ta、Nb、Ti、V を添加した合金を試作し、 $\gamma'$  相固溶温度と硬度を測定した。Ta、Nb、Ti が  $\gamma'$  相固溶温度の上昇に効果があることが判明し、適切な均質化熱処理と時効熱処理を行うことで硬さ上昇にも効果があることもわかった。また、FSW においては  $\gamma'$  の固溶温度とともに硬質析出相もツール性能に影響することが予測されるため、8 種類の Co 基合金を別途試作して、金属組織と  $\gamma'$  の固溶温度を調べた。いずれも  $\gamma/\gamma'$  組織を有しており、合金成分により種々の炭化物や金属間化合物などの硬質相を含む Co 基合金を得ることが出来た。

Ni-Ir 合金においては、Ir 添加が  $\gamma'$  相安定化と融点の上昇に効果があるかを検証する基礎実験を実施した。Ir、Al、W 量を種々変化させた Ni 合金を試作し、 $\gamma'$  相固溶温度の測定と硬度測定を行ったところ、適量の Ir 等の合金元素を含む Ni 合金で、 $\gamma'$  相固溶温度と融点及び硬度上昇が実現できることがわかった。

Co 基合金に関して、FSW ツールとしての適用性を高める目的で、添加元素による高強度化を試みた。示差走査熱量計(DSC)により、添加元素が固相線温度と  $\gamma'$  相固溶温度に及ぼす影響を決定した。V は固相線温度に大きな影響を及ぼさなかったが、Nb、Ta は固相線温度を低下させることがわかった。一方、 $\gamma'$  相固溶温度に対し、Ta 添加は  $\gamma'$  相固溶温度が上昇し、Ta のみが強化相の  $\gamma'$  相の安定性を向上させたと考えられる。また、SEM による組織観察と EPMA による炭化物/金属間化合物相 ( $\gamma'$  相以外) の組成分析を行った。V 添加材は  $M_6C$  炭化物と  $Co_7W_6$  タイプの  $\mu$  相が存在していた。Nb 添加材は、少なくとも分析した視野内においては炭化物は見られず、 $\mu$  相のみが観察された。Ta 添加材は  $M_6C$  炭化物と  $MC$  炭化物及び  $\mu$  相が観察された。また、室温における硬度測定を行ったところ、いずれの試料においても添加量が多いほど硬度は高かったが、V 添加材はベース材よりも硬度が低く、Nb、Ta 添

加材においてベース材よりも硬度を上昇させることができた。さらに 0.2% 耐力の温度依存性を測定したところ、いずれの合金元素を添加した試料においても、すべての試験温度域において耐力が向上していた。耐力の向上は主に  $\gamma'$  相の安定化によるものと考えられた。

合金設計した Co 基合金の諸特性に基づいて、11 種類の Co 基合金を選定し、所望の組成となるように純金属を秤量・混合した後、高周波真空溶解炉を用いて、溶解・ casting により作製した。図 3-2.2.8.A-23 に溶解・ casting 法により作製した Co 基合金のインゴットの一例を示す。

インゴットを溶体化熱処理した後、 $\gamma'$  相を析出させるための熱処理を行い、その後、機械加工にてショルダ径 15mm、プローブ長 1.7mm の FSW ツールに仕上げた。



図 3-2.2.8.A-23 試作した Co 基合金インゴット

作製した Co 基合金製 FSW ツールを用いて、Ti-6Al-4V 合金の FSW 試験を実施し、Ti-6Al-4V 合金の FSW におけるツール摩耗挙動とツール摩耗を支配する Co 基合金の材料因子を調べた。接合長 200mm 毎にツール形状をデジタルマイクロスコップで取り込み、FSW に伴うツール摩耗体積を定量化した。ツール摩耗度はツール摩耗体積を接合長で割った値、「ツール摩耗率 ( $\text{mm}^3/\text{mm}$ )」を用いて比較した。また、Co 基合金の材料因子として、 $1000^\circ\text{C}$ における高温強度、室温硬さ、 $\gamma'$  固溶温度、母相中に分散する硬質相（炭化物や金属間化合物）のサイズと体積分率を求めた。11 種類の Co 基合金ツールを用いて、Ti-6Al-4V 合金に対して FSW を行った結果、Co 基合金ツールはそれぞれ異なったツール摩耗率を示した。図 3-2.2.8.A-24 (a)に示すように、ツール摩耗はショルダ面の中央において優先的に生じており、FSW に伴ってショルダ面はすり鉢状を呈した。また、図 3-2.2.8.A-24 (b)に示すように、FSW 後には Co 基合金ツール表面に Ti-6Al-4V 合金が付着していた。

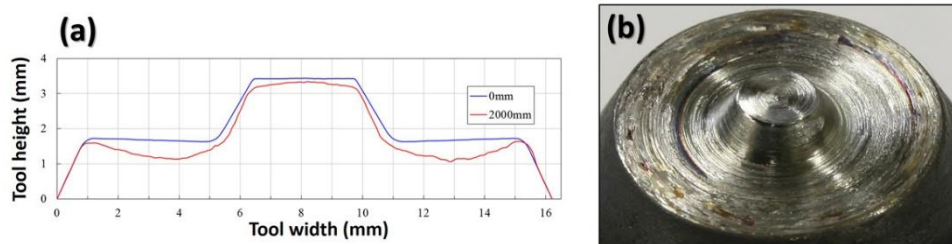


図 3-2.2.8.A-24 Ti-6Al-4V 合金 FSW での形状変化(a)と FSW 後のツール表面(b)

Ti-6Al-4V 合金が付着した Co 基合金ツールの断面を走査型電子顕微鏡 (SEM) にて観察した結果、Co 基合金と Ti-6Al-4V 合金の界面に、厚さ  $1\mu\text{m}$  程度で、複数の相から構成される反応層が観察された。Co と Ti の 2 元系状態図から、Co と Ti から成る複数の金属間化合物であることが示唆された。いずれの Co 基合金ツールにおいても同様の反応層が観察され、厚さは Co 基合金の合金成分に依存せず、また後熱処理に伴う反応層の成長速度にも合金依存性は確認できなかったことから、ツール摩耗率に及ぼす化学反応の影響は大きくないと推察された。

ツール摩耗度に及ぼす Co 合金の材料因子の影響を調べた結果、 $1000^{\circ}\text{C}$ における高温強度とよい相関性が得られ、高温強度が高い Co 基合金ほどツール摩耗度が低くなることが示された。以上の結果から、Ti-6Al-4V 合金の FSW 過程における Co 基合金ツールの摩耗は、FSW に伴う Ti-6Al-4V 合金の付着と剥離に起因しているものと考えられる。FSW 過程で Co 基合金ツールを Ti-6Al-4V 合金中に挿入すると、Co 基合金ツール表面に Ti-6Al-4V 合金が付着し、両者の間で化学反応が生じる。次のツール挿入時には、ツール表面に付着した Ti-6Al-4V 合金に対して、大きなせん断力が Ti-6Al-4V 合金全面に作用するため、Ti-6Al-4V 合金はツール表面の Co 基合金とともに剥離すると考えられる。剥離後、再度 Ti-6Al-4V 合金がツール表面に付着するため、FSW 試験を繰り返す毎に Ti-6Al-4V 合金の付着と剥離が生じると考えられる。Co 基合金自体の高温強度が高いほど、剥離に対する抵抗は大きくなると予想されることから、高温強度がツール摩耗を支配する材料因子となり、高温強度が高い Co 基合金においてツール摩耗が生じにくかったものと推察される。

Ti-6Al-4V 合金の FSW において、異なるツール摩耗度を示した Co 基合金を 4 種類選定し、純チタンに対する FSW 試験を実施した。接合条件は Ti-6Al-4V 合金と同じであり、ツール摩耗度はツール摩耗率により定量化した。図 3-2.2.8.A-25 に示すように、純チタンに対する FSW の結果、いずれの Co 基合金ツール表面にも純チタンが付着するものの、ツール摩耗はほとんど生じなかった。ツール表面への純チタンの付着は Ti-6Al-4V 合金の場合と同様、Co と Ti の化学反応に起因するものと考えられる。ツール摩耗がほとんど生じなかったのは、純チタンは Ti-6Al-4V 合金よりも著しく高温強度が低いため、Co 基合金ツール表面に対する力学的負荷が少なかったことに起因すると考えられる。

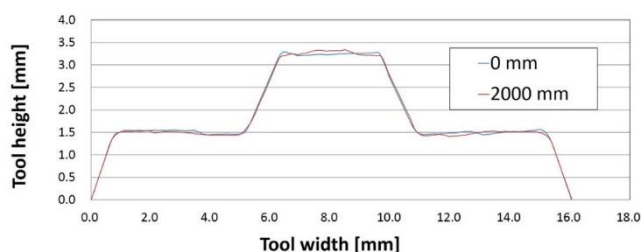
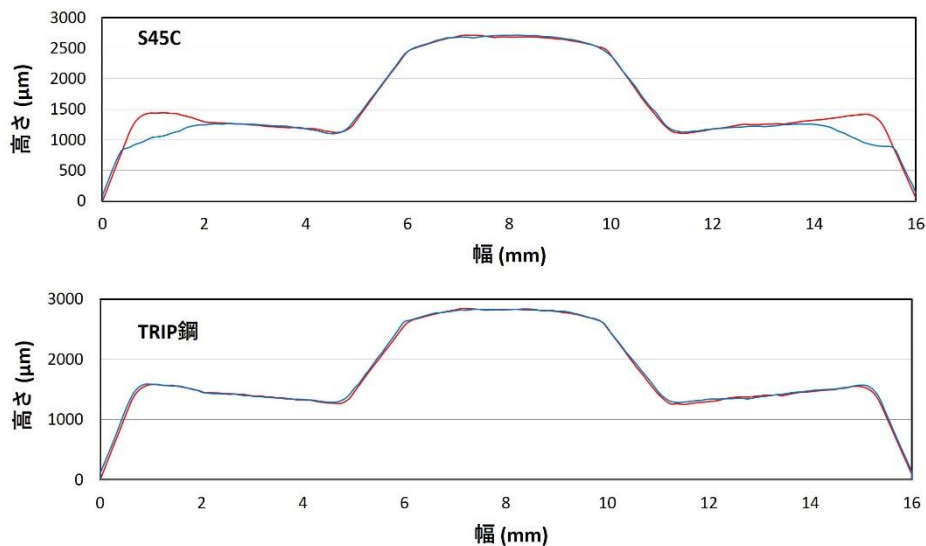


図 3-2.2.8.A-25 純チタンの FSW に伴うツール形状変化



Co 基合金ツールは純チタンの FSW ではほとんど摩耗しないが、高温強度が高い Ti-6Al-4V 合金ではショルダ面がすり鉢状に摩耗し、高温強度が高い Co 基合金ほど FSW に伴う摩耗量が低減することが示された。一方、鋼の FSW 過程における Co 基合金ツールの損傷挙動についてはほとんど明らかになっていないため、高強度鋼の FSW 時におけるツール損傷を、室温状態にある被接合材へツールを挿入するときに見えるツール変形と温度上昇後に生じるツール摩耗に大別して調べた。高強度鋼に対して優れた耐久性を示す Co 基合金ツール素材を開発するため、チタンの FSW 時に合金設計した Co 基合金を参考にして、組成や組織の異なる 10 種類の Co 基合金を設計して、FSW ツールを作製した。そして、ISMA 共通の 1.2GPa 級高強度鋼に対する FSW を実施し、温度上昇後のツール摩耗に優れた Co 基合金の諸特性やマイクロ組織の影響をまず調べた。ツール性能評価に用いた Co 基合金ツールの形状はショルダ径 15mm、プローブ長 1.3mm である。

種々の Co 基合金ツールを用いて高強度鋼に対して FSW を行った結果、Ti-6Al-4V 合金で優れた耐久性を示した合金とは異なるものが最良であることが分かった。高強度炭素鋼におけるツール摩耗はショルダ面端部から生じ、鋼の炭素量による違いはほとんど見られなかったが、**図 3-2.2.8.A-26** に示すように、TRIP 鋼の FSW 時におけるツール摩耗はほとんど生じないことが示された。高強度炭素鋼におけるツール摩耗度はツール材の材料組織、特に  $\gamma/\gamma'$  母材に分散する金属間化合物や炭化物などの硬質粒子の量やサイズに依存する可能性が示唆されたことから、高強度鋼の FSW に対するツール素材の開発に向けた新たな設計指針が得られた。



**図 3-2.2.8.A-26 S45C と TRIP 鋼を FSW したときに生じるツール摩耗挙動**  
(赤線が初期形状、青線が FSW 後の形状)

次に優れたツール摩耗度を示したツール素材を用いて、ツール挿入時の変形に及ぼす鋼の硬さの影響を調べた。S45C ならびに S55C を A<sub>3</sub> 点以上に加熱後急冷した後、A<sub>1</sub> 点以下の種々の温度で熱処理することで、硬さの異なる鋼を作製した。これら鋼に対して Co 基合金ツールを用いて点接合し、ツール挿入で生じるプローブの長さ変化を定量化した。Co 基合金ツールのプローブ長さ変化に及ぼす鋼の硬さの影響を調べた結果、Co 基合金はツール自体よりも硬い鋼に挿入されたとき著しく変形することが示された。

高強度鋼の FSW においては、熱影響に伴う硬化や軟化現象が見られるため、FSW 時の熱影響を減らすため、ショルダ径の小さな Co 基合金ツール（ショルダ径：9mm）を試作し、中炭素鋼（S45C）に対するツール摩耗挙動を回転速度が 400rpm と 150rpm の条件下で調べた。図 3-2.2.8.A-27 に FSW に伴うツール断面プロファイルの変化を示す。回転速度が高い場合、Co 基合金ツールは著しく摩耗するが、回転速度を低く設定することで、ほとんど摩耗しなくなることが示された。

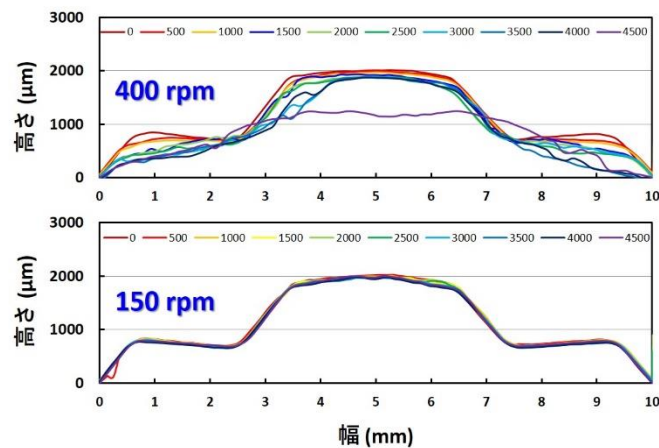


図 3-2.2.8.A-27 中炭素鋼の FSW に伴うツール断面プロファイルの変化

接合部の金属組織と機械的特性の関連性を明らかにするため、Ti-6Al-4V 合金接合部における解析を実施した。プローブ長 1.7mm の Co 基合金ツールを用いて得られた Ti-6Al-4V 合金 FSW 部の外観写真と断面マクロを図 3-2.2.8.A-28 に示す。光沢がある滑らかな表面を有する無欠陥継手を得ることができた。攪拌部には  $\alpha$  相と  $\beta$  相からなる等軸的な微細粒組織を得ることができ、EBSD 解析の結果、この組織は不連続再結晶により得られることが示唆された。

接合部の硬さ分布および攪拌部の引張特性を調べた結果（表 3-2.2.8.A-9）、微細粒組織形成に伴い、硬さと引張特性の向上が確認できた。



図 3-2.2.8.A-28 Ti-6Al-4V 合金 FSW 部の外観写真と断面マクロ

表 3-2.2.8.A-9 母材と攪拌部の硬さおよび引張強度

	硬さ (Hv)	引張強度 (MPa)
母材	275~300	820
攪拌部	320	940

次に無欠陥で接合深さ 5.7mm の FSW を行った Ti-6Al-4V 合金接合部の断面マクロ上で、攪拌部のミクロ組織を SEM にて解析した。攪拌部には微細かつ等軸的な  $\alpha$  粒組織と  $\alpha/\beta$  のラス状組織が混在し、 $\alpha$  粒の平均結晶粒径は約  $2\mu\text{m}$  であった。接合中心の攪拌部上部、中央、下部の組織を比較したところ、攪拌部中央での結晶粒径が最も大きかった。これは Ti 合金の低い熱伝導率に起因して FSW の冷却過程での抜熱が最も生じにくく、より粒成長が生じたためと考えられる。断面マクロを詳細に観察したところ、攪拌部の前進側にエッチングのされ方が異なる領域が見られた。その領域を詳細に解析した結果、母材よりも  $\beta$  相が多くなっていることが示された。FSW 部の硬さ分布を測定した結果、攪拌部の前進側のみ高め（約 400Hv）であったが、母材から攪拌部にかけて約 300~350Hv でほぼ一定であった。攪拌部に微細粒組織が形成されたにも関わらず硬さに違いがなかったのは、母材がミルアニール状態であって若干加工硬化されていたためと考えられた。

Co 基合金ツールを用いて FSW した Ti-6Al-4V 合金接合部のミクロ組織を SEM、EDS および EBSD 法を用いて詳細に解析するとともに、接合部断面のビッカース硬さ分布を測定した。接合部の外観写真を図 3-2.2.8.A-29(a)に示す。接合欠陥を含まず良好な外観を有する接合部が得られた。母材部にはミルアニール状態の結晶粒組織が観察され、 $\alpha$  粒界上に  $\beta$  相が点在していた。攪拌部には微細かつ等軸的な  $\alpha$  粒組織と等軸的な  $\alpha/\beta$  のラス状組織が混在し、 $\alpha$  粒の平均結晶粒径は約  $1\mu\text{m}$  であった（図 3-2.2.8.A-29(b)）。攪拌部に存在する  $\alpha$  粒界の結晶方位差に対して、バーガースの方位関係に基づいたバリエーション解析を実施した結果、 $\beta \rightarrow \alpha$  の固相変態に起因する  $\alpha$  粒界の

存在率は極めて低かった。結晶粒組織形態とバリエント解析の結果から、FSW 過程での最高到達温度は $\beta$ 変態点 ( $\beta$ トランザス) 以下であったことが示唆された。また、断面マクロを詳細に解析した結果、攪拌部の前進側にエッチングのされ方が異なる領域が観察された。その領域を詳細に解析した結果、母材や他の攪拌部よりも $\beta$ 相が多く存在していることが示された (図 3-2.2.8.A-29 (c))。これは Co が $\beta$ 安定化元素であるため、ツール摩耗によって攪拌部内に残存した Co 基合金が Ti-6Al-4V 合金と反応することで形成されたものと推察された。接合部の硬さ分布を測定して結果、攪拌部は母材部 (約 300Hv) よりも若干高い約 330~340Hv を呈した。これは FSW に伴って攪拌部に微細粒組織が形成されたためと推察される。

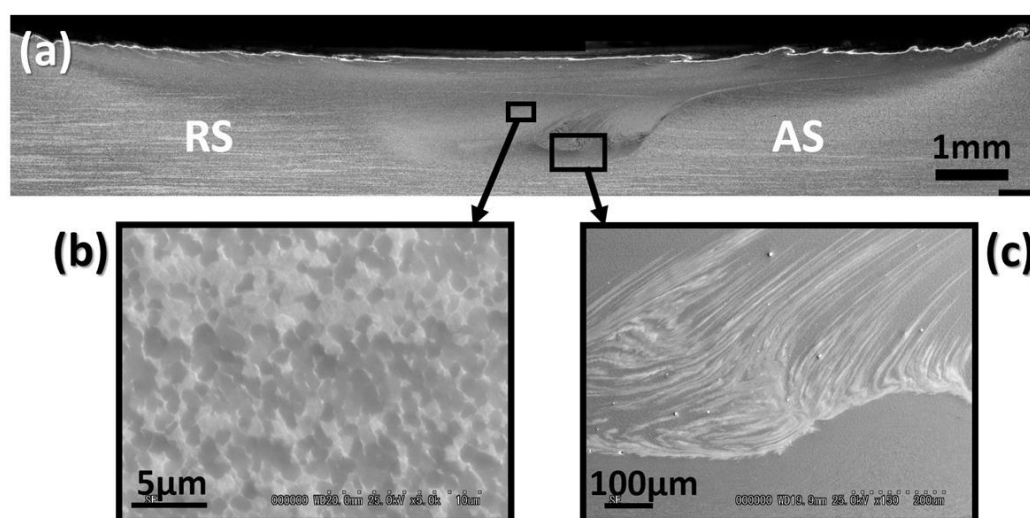


図 3-2.2.8.A-29 Co 基合金ツールで得られた Ti-6Al-4V 合金接合部の SEM 写真

Co 基合金ツールを用いて得られた純チタン接合部のマイクロ組織を光学顕微鏡、SEM および EBSD 法を用いて解析し、また接合部断面のビッカース硬さ分布を測定した。純チタン接合部は表面が荒れる傾向を示した。母材部には結晶粒径が  $47\mu\text{m}$  の粗大かつ等軸的な $\alpha$ 単相組織が存在しているが、攪拌部には小角度粒界を多く含む粒径  $4\mu\text{m}$  程度の微細結晶粒組織が形成された。極めて強い単純せん断集合組織を呈しており、 $\beta \rightarrow \alpha$  固相変態で生じるラス状組織が観察されなかったことから、 $\alpha$  単相状態、すなわち最高到達温度は  $880^\circ\text{C}$  以下で FSW されたものと推察された。小角度粒界を多く含む組織となったのは、 $\alpha$  相が hcp 構造ですべり系が限定されていることに起因するものと考えられる。断面マクロを詳細に解析したが、Ti-6Al-4V 合金攪拌部に見られたようなツール摩耗に起因する特異な組織は観察されなかった。接合部の硬さ分布を測定して結果、攪拌部は母材部 (約 150~170Hv) よりも若干高い約 180~190Hv を呈した。純チタンの場合にも、FSW に伴って攪拌部に微細粒組織が形成されたことに起因すると推察された。

Co 基合金ツールを用いて高強度鋼の FSW を実施した結果、欠陥のない接合部が得られた。その一例として、ツール回転速度 300rpm、接合速度 150mm/min で得られた

1.5QT 鋼接合部の断面マクロと硬さ分布を図 3-2.2.8.A-30 に示す。母材硬さは約 180Hv 程度であったが、攪拌部においては 320~400Hv へ低下し、その外側（熱影響部）では 260Hv 程度まで低下していた。母材には焼戻しマルテンサイト組織が観察されたが、熱影響部では母材組織の更なる焼戻しが見られ、攪拌部ではパーライトとマルテンサイトの混合組織が観察された。形成されたマイクロ組織から接合時の最高到達温度を推定すると、熱影響部では A<sub>1</sub> 点直下、攪拌部では A<sub>1</sub> 点~A<sub>3</sub> 点の間に加熱されたことが示唆された。

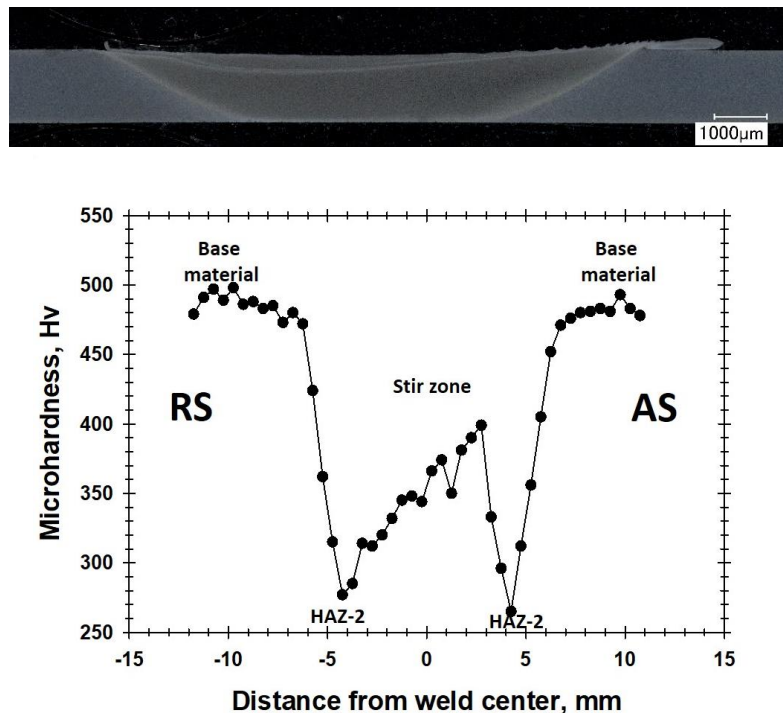


図 3-2.2.8.A-30 1.5QT 鋼接合部の断面マクロと硬さ分布

回転速度 150rpm、接合速度 60mm/min の条件でビードオンプレート FSW された TRIP 鋼接合部の硬さ分布を測定し、またマイクロ組織を SEM および EBSD で調べた。図 3-2.2.8.A-31 に本接合部の断面マクロと硬さ分布を示す。攪拌部は、母材部と異なるコントラストを呈しており、接合欠陥は観察されなかった。硬さは母材部と攪拌部の間（熱影響部）で低下し、攪拌部内で著しく増加することが示された。攪拌部、熱影響部、母材部の SEM 写真と EBSD 相マップを図 3-2.2.8.A-32 に示す。母材にはフェライト、硬質相（マルテンサイトもしくはベイナイト）、残留オーステナイトの 3 相が共存しており、残留オーステナイト量は約 20%であった。熱影響部においては、硬質相はほとんど見られず、また残留オーステナイトの著しい減少が確認された。TRIP 鋼においては、A<sub>1</sub> 点以下でフェライトと炭化物が平衡相であり、マルテンサイトやベイナイト等の硬質相、オーステナイトは準安定であることから、この領域は FSW 時に A<sub>1</sub> 点直下に加熱されたことで、硬質相と残留オーステナイトがフェライトと炭化物に変態した領域に対応するものと推察された。硬質相と残留オーステナイトの減少がこの領域の硬さ低下に起因しているものと考えられる。攪拌部には少量のフェライ

トと残留オーステナイトを含む硬質相組織が形成されていることが示された。この組織は、FSW 時に TRIP 鋼の  $A_3$  点以上もしくはその近傍に加熱された後に冷却されたことで形成されたものと推察された。攪拌部における硬質相の増加が硬さ上昇に起因していると考えられた。

炭素鋼接合部においても、TRIP 鋼と同様、攪拌部における硬さの上昇とその外側での硬さ低下が見られた。攪拌部における硬さ上昇は、FSW 時の最高到達温度が  $A_3$  点以上もしくはそれ付近であったことに起因して、マルテンサイトやベイナイト等の硬質相の量が増加したことに起因しており、一方攪拌部の外側における硬さ低下は、 $A_1$  点直下に加熱された結果、母材に存在する焼戻しマルテンサイトの更なる焼戻しが生じたためと推察された。

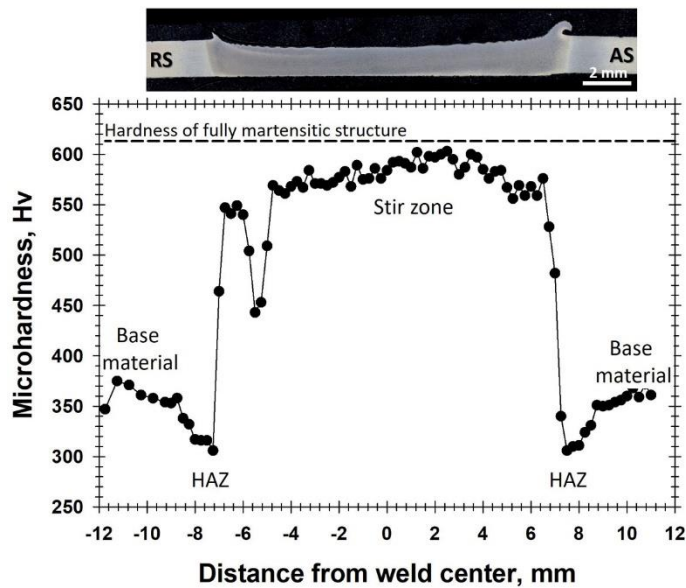


図 3-2.2.8.A-31 TRIP 鋼接合部の断面マクロと硬さ分布

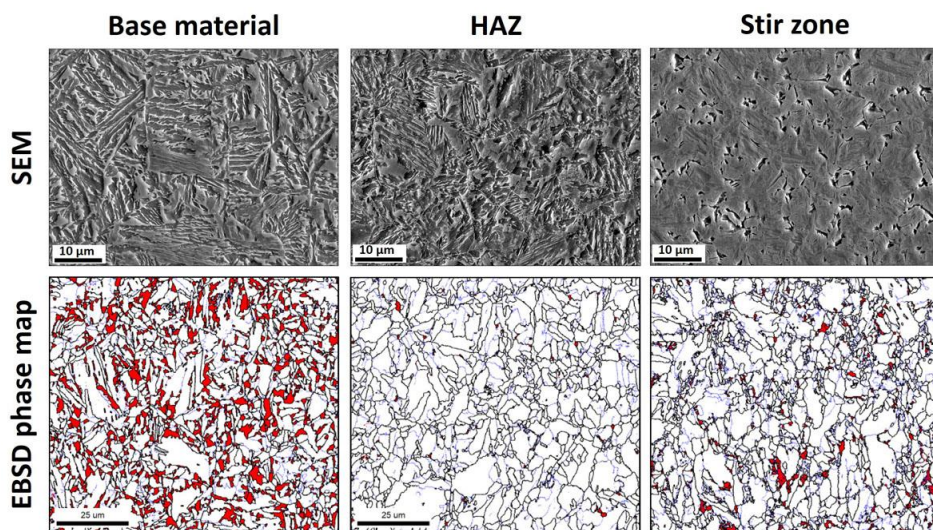


図 3-2.2.8.A-32 TRIP 鋼接合部の SEM 写真と EBSD 相マップ

TRIP 鋼接合部の継手引張試験を実施した結果、接合部は熱影響部で破断し、引張強度は約 1.1GPa、伸びは約 6%であった。継手引張試験過程における局部ひずみ分布変化を図 3-2.2.8.A-33 に示す。局所ひずみは最初に最軟化部である熱影響部で発生するが、その後母材部でもひずみが生じ、引張破断直前には再度熱影響部においてひずみが集中し、破断に至ることが示された。引張破断した母材部において、残留 $\gamma$ 量が低下していたことから、母材部において TRIP 効果が発現したことが確認された。

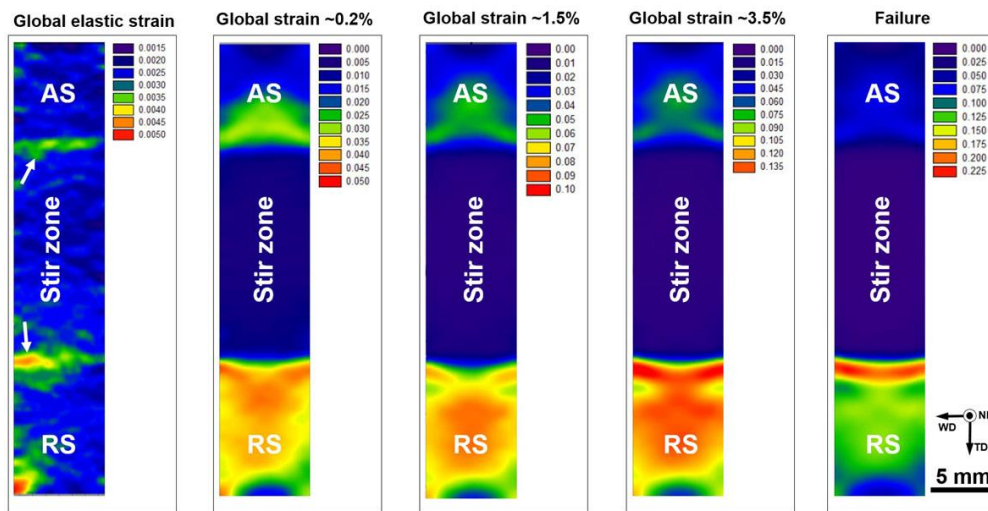


図 3-2.2.8.A-33 TRIP 鋼接合部の継手引張試験過程における局部ひずみ分布変化

接合後に 400℃で 20~30 分熱処理された TRIP 鋼接合部のマイクロ組織と硬さ分布を調べた。後熱処理することで、攪拌部の硬さは母材並みに低下し、熱影響部における軟化はより進行することが明らかとなった。後熱処理により、接合部内の全ての領域において、マルテンサイトやベイナイト等の硬質相はほとんど観察されなくなり、残留オーステナイト量も減少することが示された。

本研究開発では、チタンや超ハイテン、中高炭素鋼等の難接合性材料の FSW による線接合技術を確立することを目的とし、これら難接合性材料の FSW を可能にする接合ツール材料の開発と得られた接合継手の金属組織と機械的特性との関係調査を実施した。接合ツール材の開発においては、種々の耐熱合金を設計して接合ツールとして供し、チタンや高強度鋼の FSW 過程で生じるツール摩耗挙動と摩耗の支配因子を解明することで、難接合性材料の FSW を可能にする接合ツール材料を開発することができた。また、チタンや高強度鋼の接合部における金属組織分布、金属組織と機械的特性の関係、FSW 過程における金属組織の形成機構についても明らかにすることができた。以上の成果は、各種難接合材料の FSW による線接合技術開発に貢献するとともに、また継手特性の更なる向上に向けた基礎知見を提示しており、当初の目的を達成できたと考えられる。

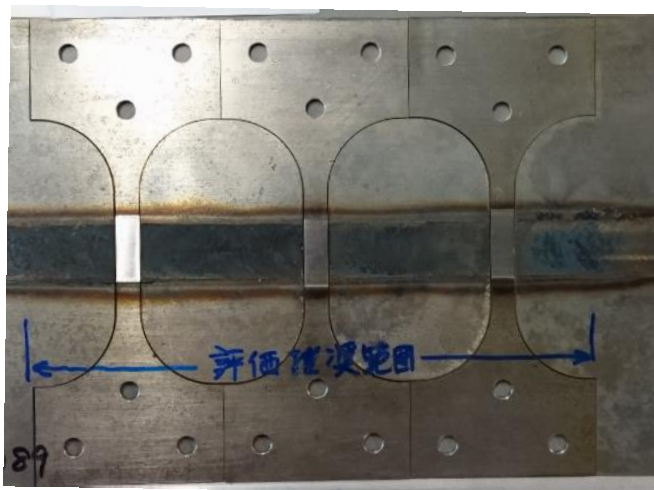
⑦接合材の疲労破壊評価と解析【再委託先（大学）】

厚さ 1.4 mm の TRIP 鋼（引張強度 1.2GPa）を FSW で突合せ接合した材料の疲労特性を評価した。表 3-2.2.8.A-10 に接合条件を示す。接合条件 B では、FSW 直後の連続工程で 400℃×30 分加熱した後、空冷した。

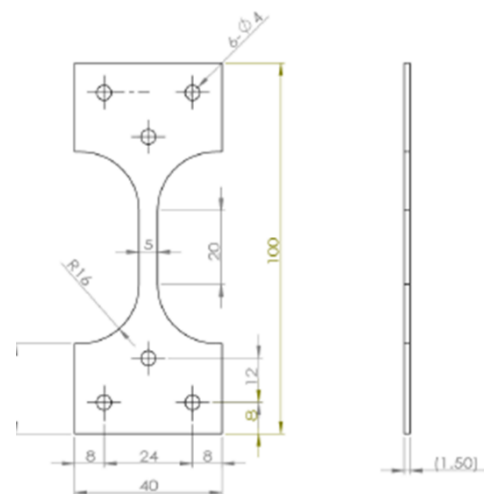
図 3-2.2.8.A-34 に試験片の外観写真と試験片寸法を示す。接合体の FSW 施工時の表面凹凸部を機械加工により取り除き、厚さ 1.1mm、幅 5mm、長さ 30mm の評点部を持つダンベル型の疲労試験片を放電加工により切り出した後、評点部表面を機械研磨した。

表 3-2.2.8.A-10 接合条件

接合条件	A	B
ツール回転速度, $N$ (rpm)	300	400
接合速度, $V$ (mm/min)	150	100
ツール（図 3-2.7.8-32 参照）	T12	T17
後熟処理	なし	あり



(a) 試験片外観写真



(b) 試験片寸法

図 3-2.2.8.A-34 試験片の外観写真と試験片寸法

一般に、高強度材の疲労強度は軸負荷下と曲げ負荷下では前者の方が低い強度を示すことから、本研究ではより信頼性の高い知見を得る目的から軸負荷下の疲労強度を評価した。疲労強度評価に当たっては、試験系のアライメントには特に配慮し、応力比は 0.4、周波数は 20Hz とし、強度のみならずき裂発生起点についても注目した。

接合試験片の疲労寿命曲線を母材単体のそれと比較して図 3-2.2.8.A-35 に示す。条件 A の接合体の疲労強度は母材に対して約 85%の強度を有しており、実用に耐えるものと思われる。図中の各データポイントに付記した記号（AS、RS、SZ）は疲労き裂の発生起点を示している。殆どの試験片が RS、AS のいずれかの部位で破断し、こ



れら破損部位の相違による有意な寿命差は見られなかった。ただし、攪拌部（SZ）で破断した試験片では、RS あるいは AS で破断した場合に比べて顕著な強度低下が見られる。この特徴は、後熱処理の有無に関わらず共通している。

今後は、以上の知見を最適接合条件検討にフィードバックさせ、疲労強度と信頼性向上に向けた課題に取り組む予定である。

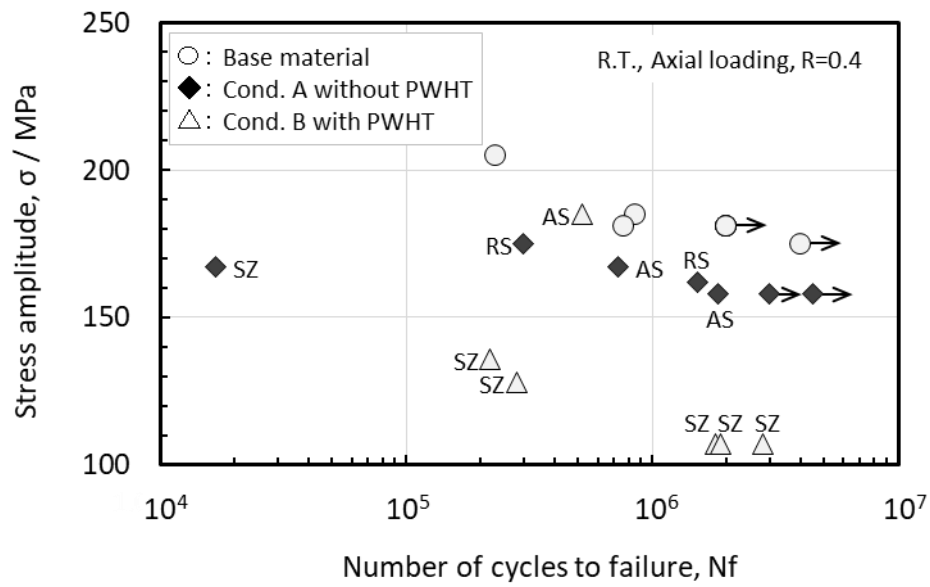


図 3-2.2.8.A-35 TRIP 鋼母材および接合材の疲労特性

B. [テーマ番号 33] 「革新的 FSW による超ハイテン接合部材の開発」のうち  
「②ロボット適応制御 FSW による超ハイテン部材アセンブリ技術の開発」  
(2018 年度～2021 年度)

① FSW 装置開発【株式会社日立パワーソリューションズ】

①-1 適応制御システムの開発

これまでに実施した接合データの収集、解析及び診断の結果から、材料と接合ツールの蓄熱状態等による接合負荷の変動で接合ツール先端位置が微少変動していることが判明した。これまで FSW の品質向上を目的として接合ツール温度を測定し、ツール温度が均一になるように接合条件（ツール回転数、接合速度等）を制御していたが、常に安定した制御をするためには高精度な測定が必要であり、ハイテン材の接合においてはツール冷却等の周囲温度の変動が制御精度や応答性に影響を与えていると推測した。

そこで、より高品質な FSW を行うことを目的として、ツール挿入深さを適切に自動制御する適応制御システムの開発を本研究テーマの最終目標であるロボット FSW 装置による曲面部材の線接合の実証を視野に入れ、既設ロボット FSW 装置を改造し適応制御システムを開発した。

1) システム構成

図 3-2.2.8.B-1 に適応制御システム組み込みロボット FSW 装置のシステム構成を示す。接合材料表面からツール先端（主軸ヘッド）までの距離を計測する測定部を設け、ツール挿入時から接合終了まで適正なツール挿入深さにリアルタイムで位置補正するシステムとした。

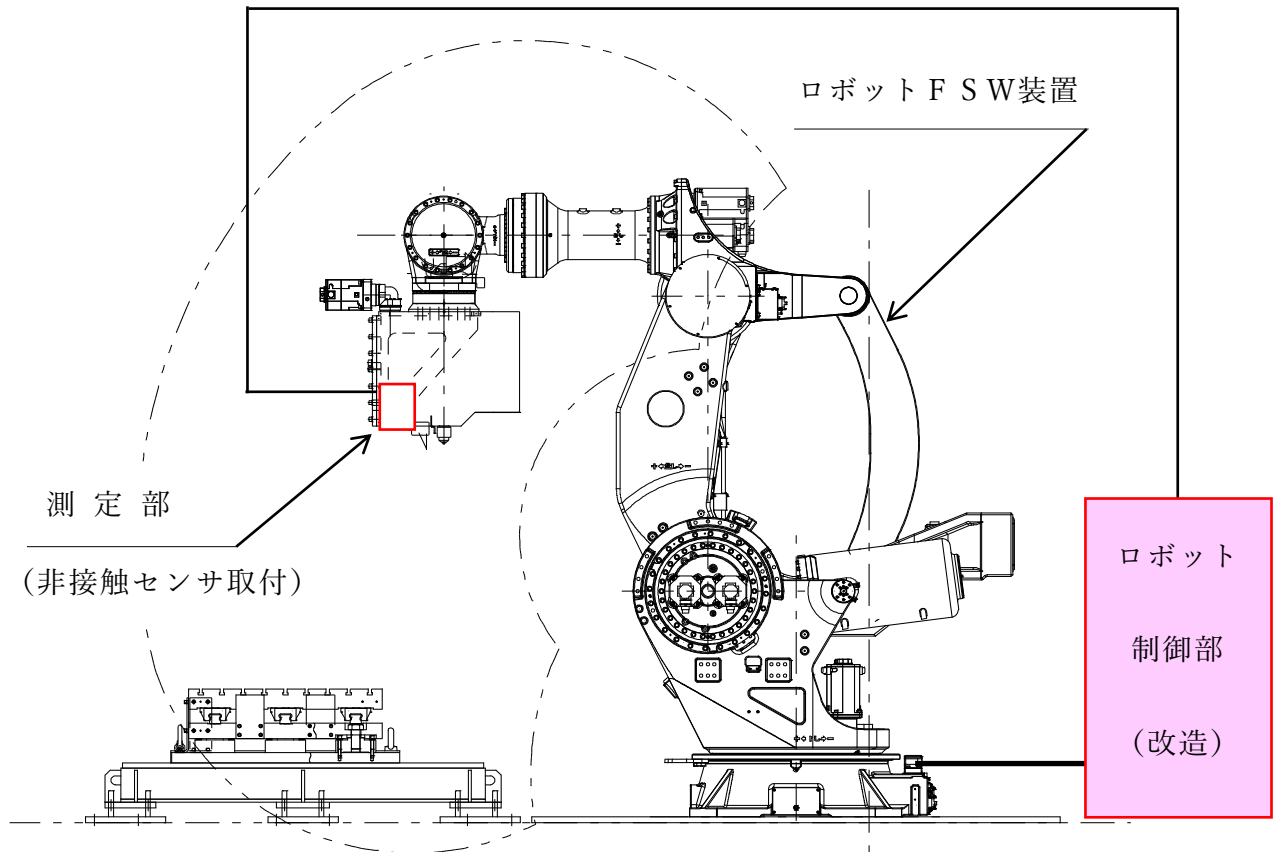


図 3-2.2.8.B-1 システム構成

## 2) 制御方法

図 3-2.2.8.B-2 に制御方法の概要を示す。制御無しの場合、接合が進行する過程でツール挿入量が不安定であった。これに対し本適応システムでは、ツール先端（主軸ヘッド）に設けた計測部で接合材料との距離を測定し、以下の制御をする方式とした。

- ① ツール挿入時、設定した距離（ツール挿入深さ）に到達した後、次動作（接合）に移行
- ② 接合開始から接合終了まで一定の距離を保つよう、しきい値（上限／下限）を任意に設定できるようにし、ツール挿入深さを制御

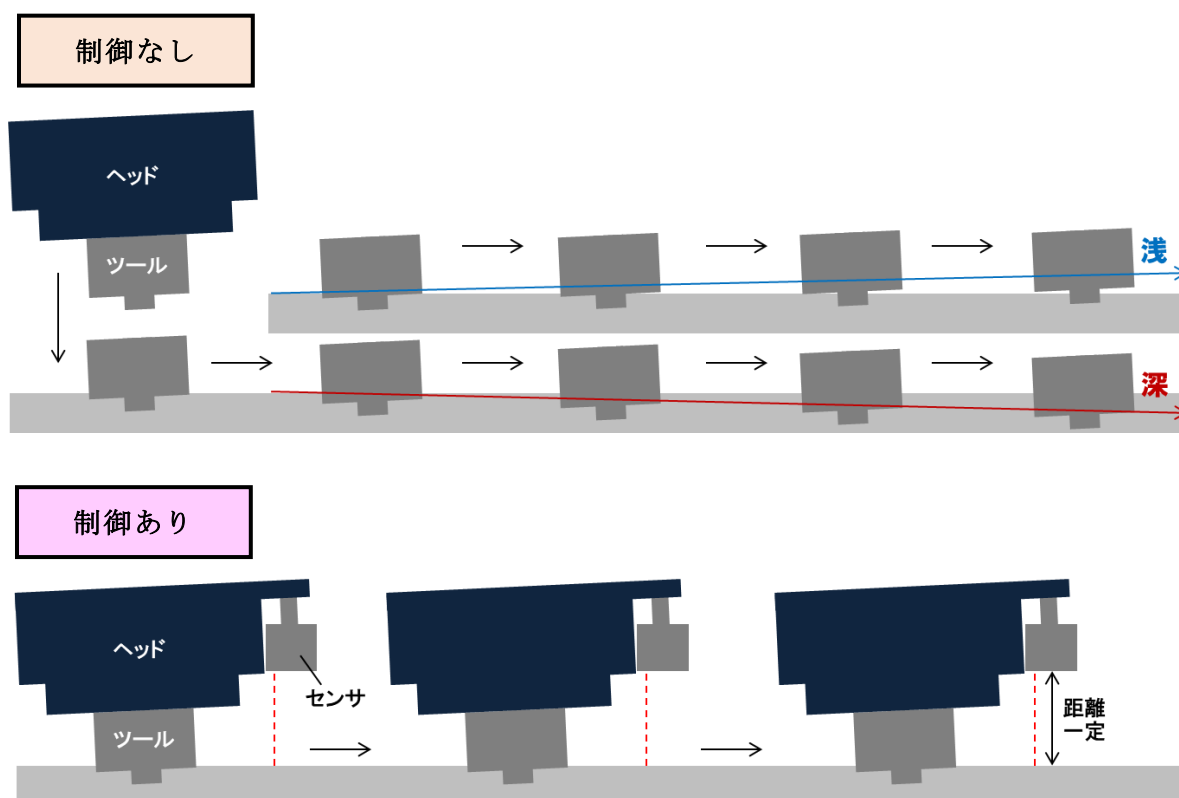


図 3-2.2.8.B-2 制御方法概要

## 3) 機能確認

以下条件で接合テストを実施し、機能の確認を行った。

### ○接合テスト条件

- ・接合材料 : 熱間圧延材 (SCM) t 1.4mm
- ・接合ツール : Co 合金ツール (MAST2、水冷式)
- ・継手形状 : ビードンプレート

図 3-2.2.8.B-3 にツール挿入時から接合終了まで測定部で測定した距離の測定データを示す。本グラフからツール挿入後から接合終了まで、設定したしきい値内で一定の

距離を保っていることを確認した。

図 3-2.2.8.B-4 に制御しない場合と制御した場合の接合ビード表面の写真を示す。制御しない場合は、接合が接合終点に向かうにつれて接合バリが増加していることから、ツール挿入深さが深くなっていることが分かる。それに対し、制御した場合は、接合開始から終了まで接合バリの発生量がほぼ均一であることからツール挿入深さが安定していることを示している。以上によりハイテン材の接合においては本適応制御システムが接合品質の向上に有効であると考えられる。

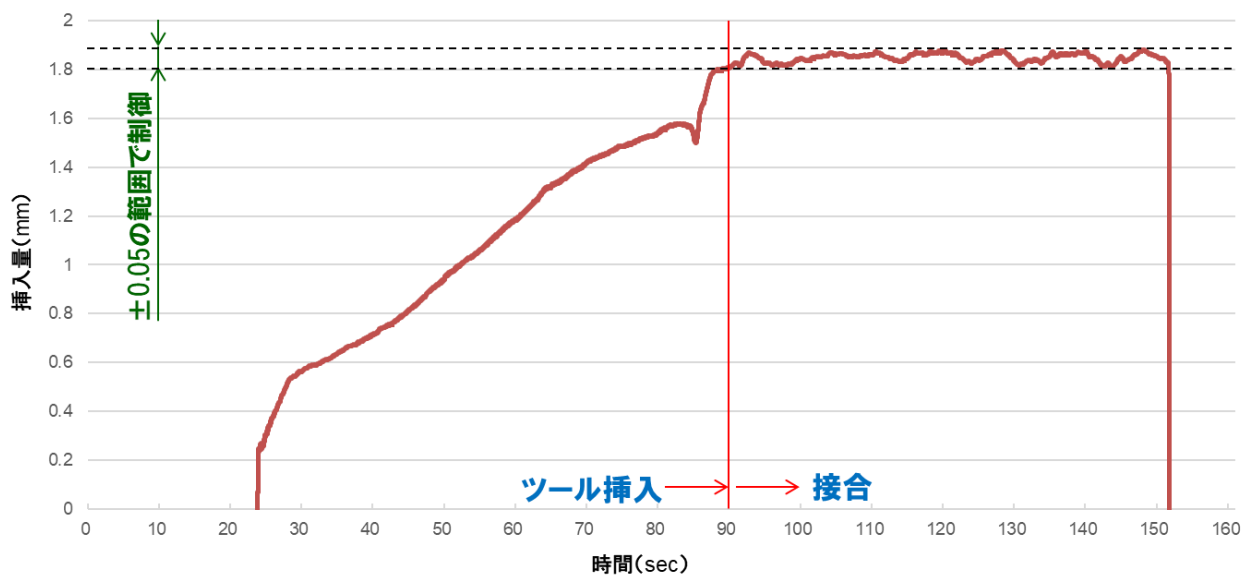


図 3-2.2.8.B-3 測定データ

制御なし



制御あり



→ 接合方向 →

図 3-2.2.8.B-4 接合ビード表面

## ①-2 線接合の実証実験

2019 年度に既設ロボット FSW 装置を改造して開発した適応制御システム組み込みロボット FSW 装置を使用し、本研究テーマの最終目標であるロボット FSW 装置による曲面部材の線接合の実証を目的に超ハイテン鋼板で線接合の検証実験を実施した。本実験において、超ハイテン鋼板を 2 枚重ね合わせた状態で線接合が可能であることを確認した。

また、2021 年度に実施予定の適応制御組み込みロボット FSW 装置による超ハイテン部材アッセンブリ技術の検証に向け、プレス成形部材(ハット材)用の部材クランプ治具を試作した。本部材クランプ治具の機能を確認するための実験において、プレス成形部材のアッセンブリ接合が可能である見通しが得られた。

今後、上記実験で確認されたプレス成形部材の成形による歪みの個体差(成形精度のバラツキ)に対応し、より安定した品質で接合可能なクランプ構造を検討の上、改良版を製作し、引張強度 1.5GPa 級超ハイテン鋼板プレス成形部材のアッセンブリ接合試作品を作製する。

### 1) 超ハイテン鋼の線接合実証実験

図 3-2.2.8.B-5 に本実証実験で使用した適応制御システム組み込みロボット FSW 装置の写真を示す。本システムは、ツール挿入時から接合終了まで適正なツール挿入深さを保つようリアルタイムで制御を行うシステムである。

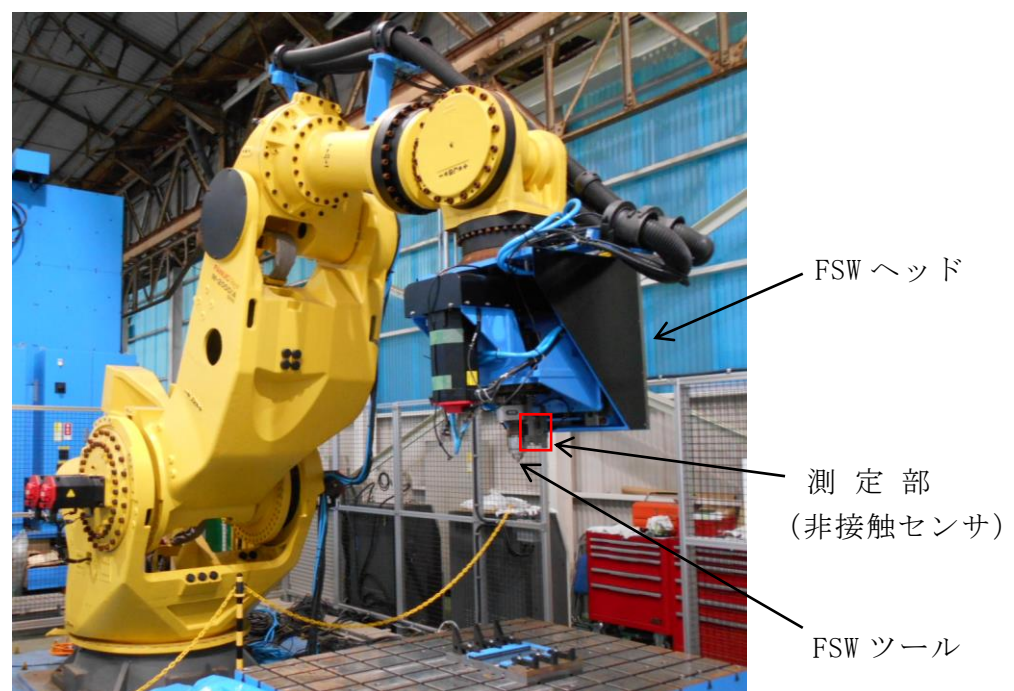


図 3-2.2.8.B-5 適応制御システム組み込みロボット FSW 装置

本実験で接合する対象材料は、JFE スチール殿からの支給材で 1.5GPa 級ラボ熱処理鋼板である。本材料は素材厚み 3.2mm であり、アッセンブリ接合で想定している板厚 1.6mm に合わせて減厚加工し、2 枚を重ね合わせて接合を行った。接合条件は、ツ

ール回転速度（N）と接合速度（V）の組合せを変えて実験を実施した。

○実験条件

- ・対象材料 : 1.5GPa 級ラボ熱処理鋼板（板厚 1.6mm）
- ・接手形状 : 2 枚重ね合わせ
- ・接合条件 : N=400min-1, V=150mm/min
- ・ツール仕様 : Co 合金ツール（MAST2, 水冷式）, IS-T20（板厚 1.6mm 重ね用）

図 3-2.2.8.B-6 に接合ビードの外観写真を示す。図 3-2.2.8.B-7 に FSW ヘッドから材料表面までの距離を測定したグラフを示す。外観写真からほぼ一定のビード幅であることを確認し、またグラフから設定範囲内ではほぼ一定した距離に制御できていることを確認した。

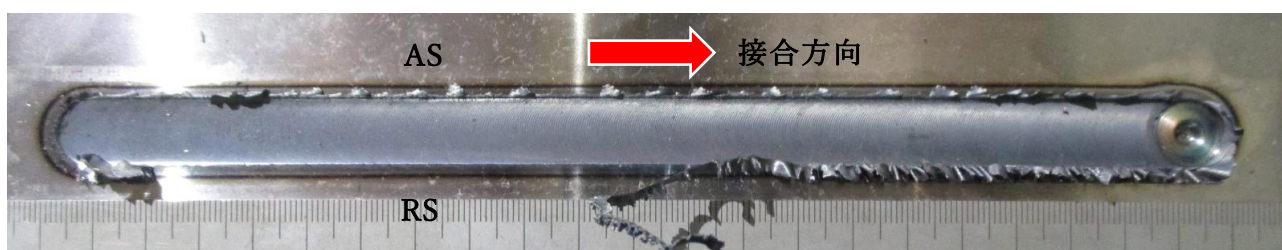


図 3-2.2.8.B-6 接合ビード外観写真

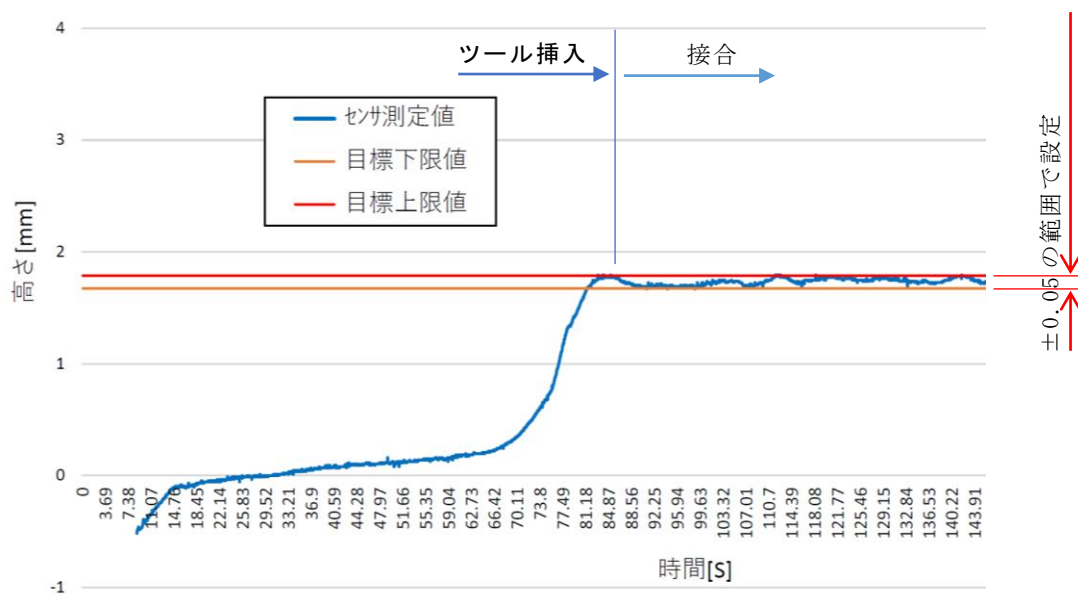


図 3-2.2.8.B-7 FSW ヘッドから材料表面までの距離

## 2) プレス成形部材(ハット材)用クランプ治具の試作

図 3-2.2.8.B-8 にプレス成形部材(ハット材)の断面形状を示す。本部材は JFE スチール殿からの支給品で、B ピラーの単純化形状ダウンスケール部品モデルである。

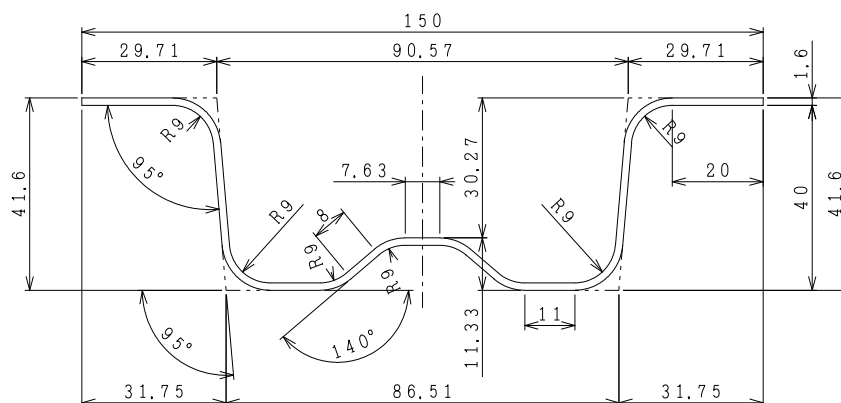


図 3-2.2.8.B-8 プレス成形部材(ハット材)の断面形状

図 3-2.2.8.B-9 に部材クランプ治具の概略イメージ図を示す。本治具は、プレス成形部材の現品寸法を実測し、現品形状に合わせた構造とした。また、図 3-2.2.8.B-10 に接合箇所のイメージ図を示す。製品適用時の接合強度を考慮し、断続した線接合を想定しており、部材クランプ治具の詳細検討においては、クランプ部品と接合ヘッドに取付けた測定部との干渉が無く、測定に影響がない構造とする必要があった。また本部材クランプ治具の機能を確認するための実験において、プレス成形部材の成形による歪み量の個体差(成形精度のバラツキ)が接合品質に影響することが接合部外観から確認された。この原因としては、部材①と部材②の重ね合せ面またはクランプ治具が部分的に密着固定されていなかったことが原因の一つであると推察している。

### ○実験条件

- ・対象材料 : 部材① 1.5GPa 級ラボ熱処理鋼板 (板厚 1.6mm)  
部材② 1.5GPa 級ラボ熱処理鋼板 プレス成形部材 (板厚 1.6mm)
- ・接手形状 : 重ね合わせ
- ・接合条件 :  $N=400\text{min}^{-1}$ ,  $V=150\text{mm/min}$
- ・ツール仕様 : Co 合金ツール (MAST2, 水冷式), IS-T20 (板厚 1.6mm 重ね用)



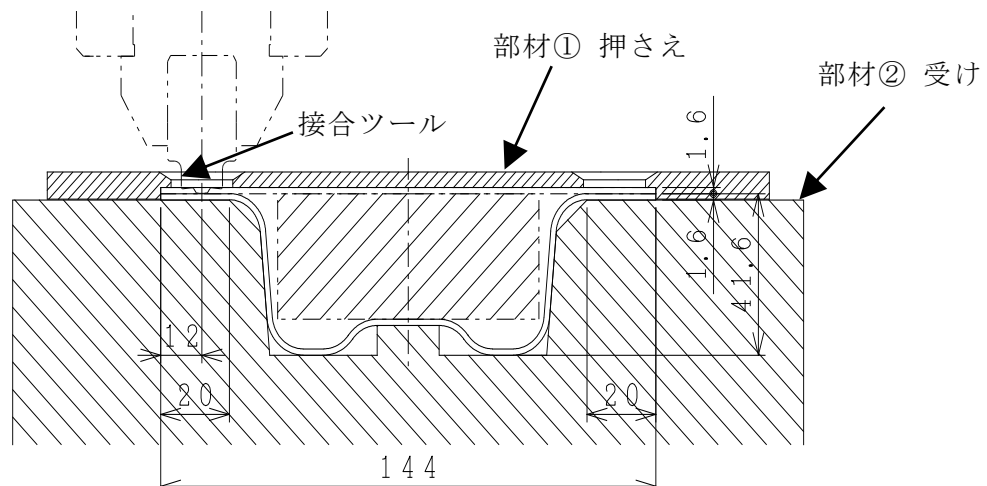


図 3-2.2.8.B-9 部材クランプ治具の概略イメージ図

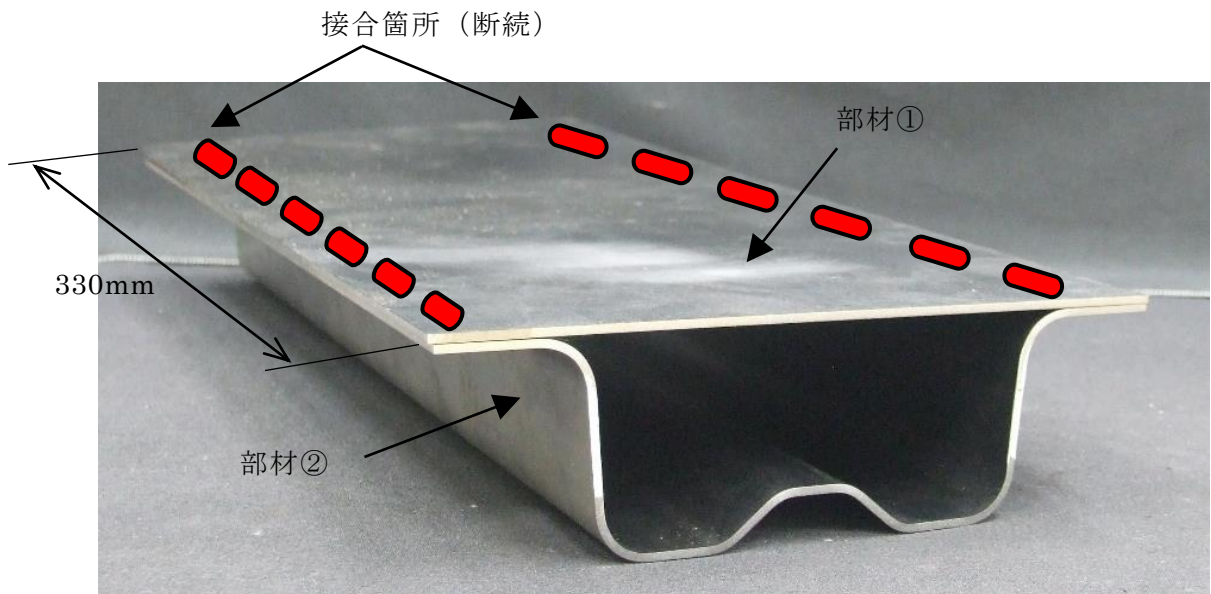


図 3-2.2.8.B-10 接合箇所イメージ図

図 3-2.2.8.B-11 に本実験で接合したプレス成形部材(ハット材)接合サンプルの写真を示す。より安定した品質で接合する為には、プレス成形による歪みをクランプ力で矯正し、部材①と部材②、さらにクランプ治具を確実に密着固定させる必要があると考えている。

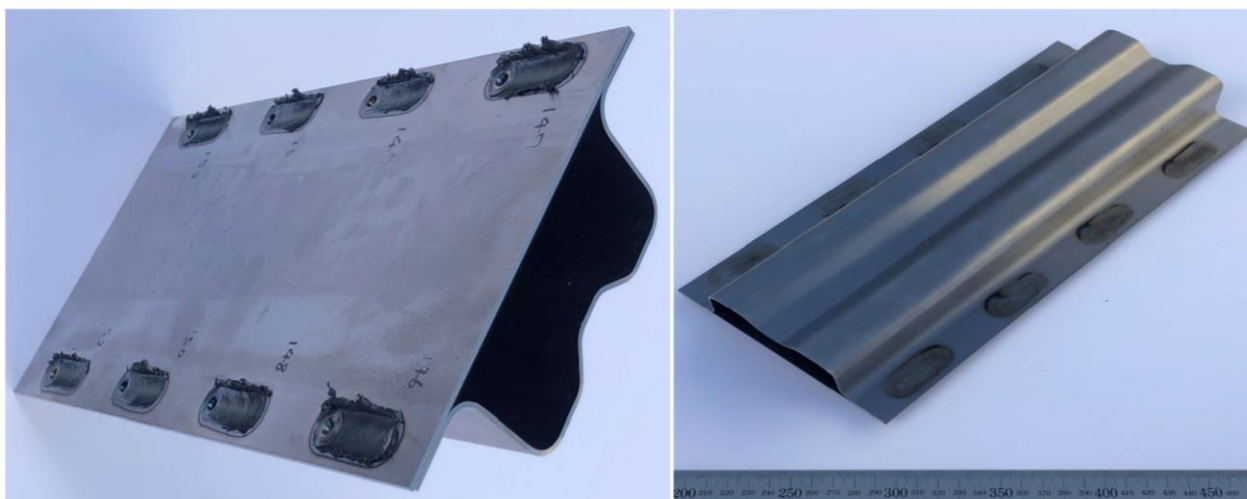


図 3-2.2.8.B-11 プレス成形部材(ハット材)接合サンプル写真

### ①-3 プレス成形部材アッセンブリ接合試作品の作製

本研究テーマの最終目標であるロボット FSW 装置による曲面部材の線接合の実証において、適応制御組み込みロボット FSW 装置で 1.5GPa 級超ハイテンラボ部材によるアッセンブリ接合実証実験を実施した。また 2020 年度試作したプレス成形部材(ハット材)用クランプ治具を改良し、プレス成形部材アッセンブリ接合試作品を作製した。本成果により超ハイテン鋼板製自動車部品への適用の見通しを得ることができた。

#### 1) 1.5GPa 級超ハイテンラボ部材によるアッセンブリ接合実証実験

2020 年度に実施した「超ハイテン鋼の線接合実証実験」の結果を基に接合品質の安定化を狙い、主に接合ツールの消耗軽減に着目した接合条件を検討した。具体的には接合ツール挿入時のツール回転数を最適化し、被接合部材への急激な入熱量上昇を抑えることで接合ツールの消耗軽減を図った。本条件出しにおいては、日立分室大みか所有の FSW 装置で予備実験を行い、その条件を目安に適応制御組み込みロボット FSW 装置で接合条件出しを実施した。

#### ○被接合部材

図 3-2.2.8.B-12 にプレス成形部材(ハット材)の形状を示す。

- ・部材① : 1.5 GPa級ラボ鋼板 (厚さ 1.6mm×幅 150mm×長さ 330mm)
- ・部材② : 1.5 GPa級ラボ鋼板 (厚さ 1.6mm×幅 150mm×長さ 330mm×高さ 41.6mm)

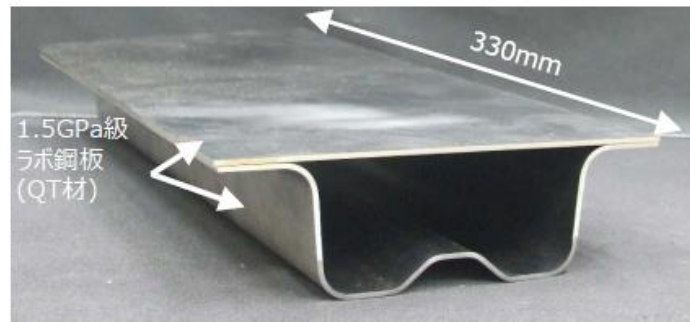
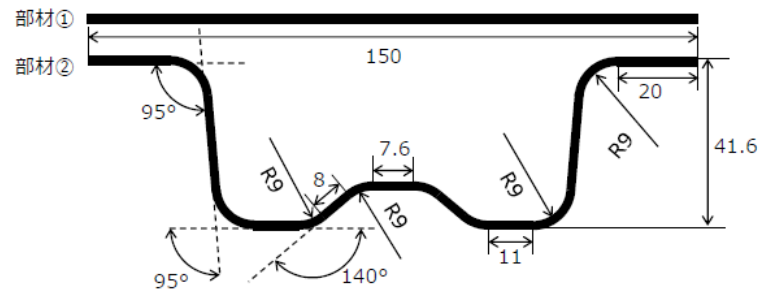


図 3-2.2.8.B-12 プレス成形部材(ハット材)の形状

○接合ツール仕様

- ・ Co 合金ツール (MAST2, 水冷式), IS-T20 (板厚 1.6mm 重ね用)

○接合条件

- ・ [改善前]  $N=400\text{min}^{-1}$ ,  $V=150\text{mm/min}$
- ・ 【改前後】  $N=750/600/400\text{min}^{-1}$  (多段可変制御),  $V=150\text{mm/min}$

図 3-2.2.8.B-13 に FSW ヘッド先端部から被接合部材表面までの距離を測定したグラフを示す。前年度実験結果との比較で、ツール挿入深さが挿入開始から納入完了までなだらかに推移していることが確認できた。本状況から被接合部材への入熱もなだらかに上昇しているものと推測し、接合ツールの消耗軽減に効果があるものと考えられる。

図 3-2.2.8.B-14 に 2020 年度実験で作製したプレス成形部材(ハット材)接合サンプル品、図 3-2.2.8.B-15 に 2021 年度作製したプレス成形部材アッセンブリ接合試作品の外観写真を示す。2020 年度サンプル品の接合ビード外観は、接合箇所毎に接合ビード幅が不均一であるのに対し、2021 年度製作した試作品の接合ビード外観は 1 本目から 8 本目までほぼ均一なビード幅で接合ができている。以上の結果より、超ハイテンラボ部材によるアッセンブリ接合実証実験において、接合ツールの消耗を軽減し、安定した接合品質が得られる制御手法及び接合条件の基礎を確立することができた。

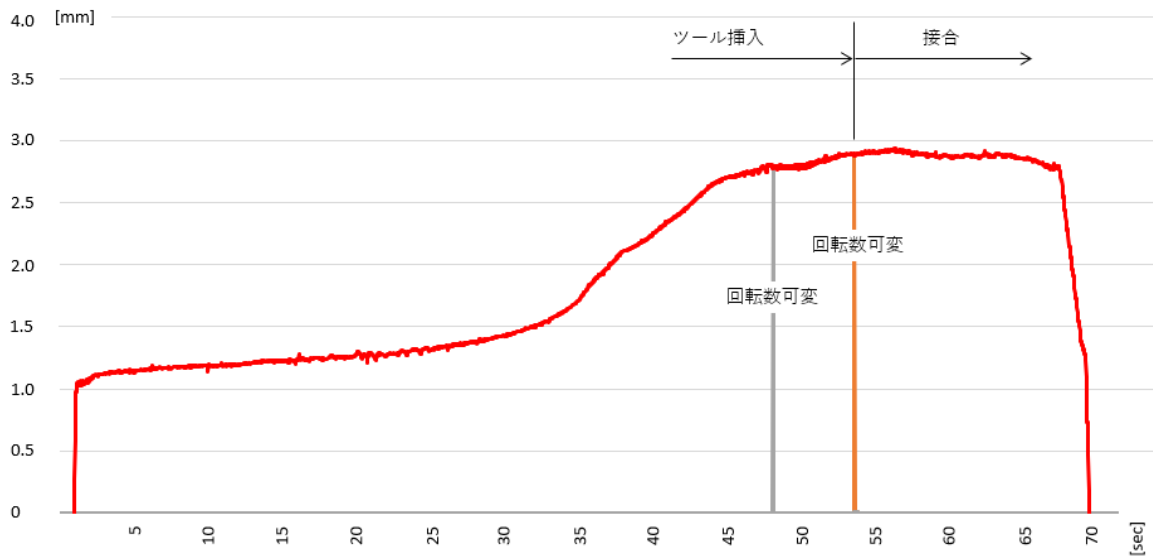


図 3-2.2.8.B-13 FSW ヘッドから材料表面までの距離

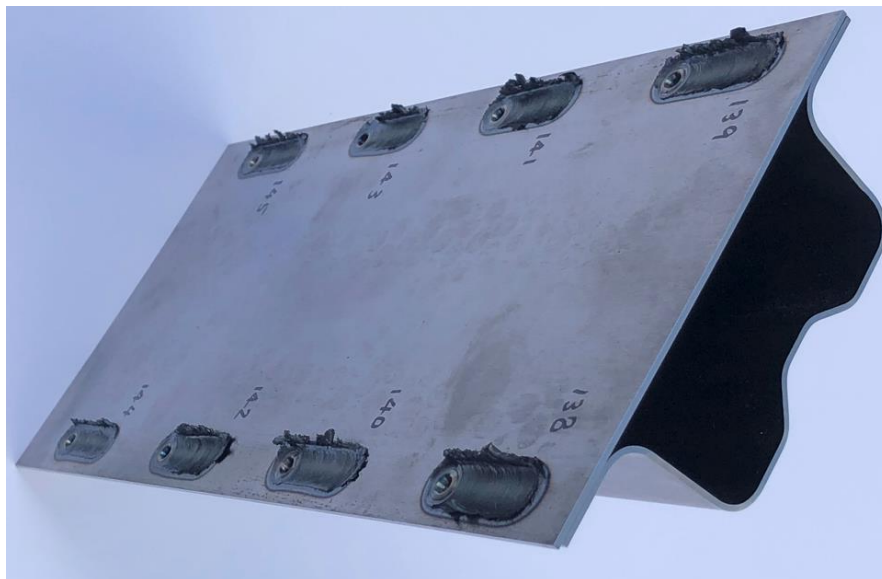


図 3-2.2.8.B-14 2020 年度作製プレス成形部材(ハット材)接合サンプル品



図 3-2.2.8.B-15 2021 年度作製プレス成形部材アッセンブリ接合試作品

## 2) プレス成形部材(ハット材)用クランプ治具の改良

2020 年度に試作したクランプ治具を使用した接合実験において、プレス成形部材の成形による歪み量の個体差（成形精度のバラツキ）が接合品質に影響することを確認した為、プレス成形部材アッセンブリ接合試作品を製作するにあたり、クランプ治具の改良を行った。

図 3-2.2.8.B-16 に改良したクランプ治具の外観写真を示す。主な改良点は部材の押さえ板を接合ビード位置に合わせてスリット加工で分割することにより部材の歪に合わせてクランプ力を調整できる構造とした。

図 3-2.2.8.B-17 にクランプ治具改良前に作製したプレス成形部材(ハット材)接合サンプル品の断面マクロ写真、図 3-2.2.8.B-18 にクランプ治具改良後に作製し

たプレス成形部材アッセンブリ接合試作品の断面マクロ写真を示す。本断面マクロ観察の結果より接合欠陥がほぼ解消できていることから本クランプ治具改良によりクランプ治具構造を適正化することができた。

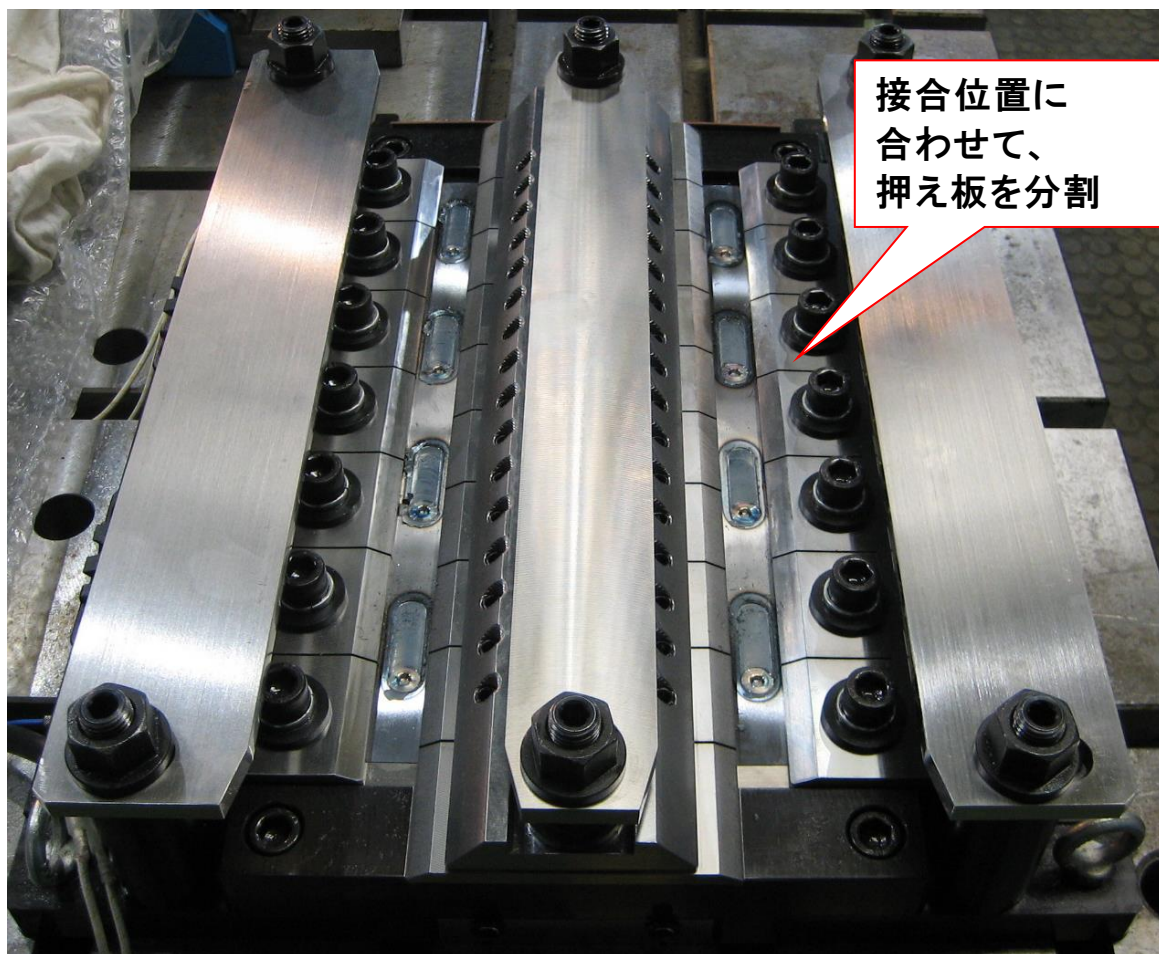


図 3-2.2.8.B-16 プレス成形部材(ハット材)用クランプ治具改良品

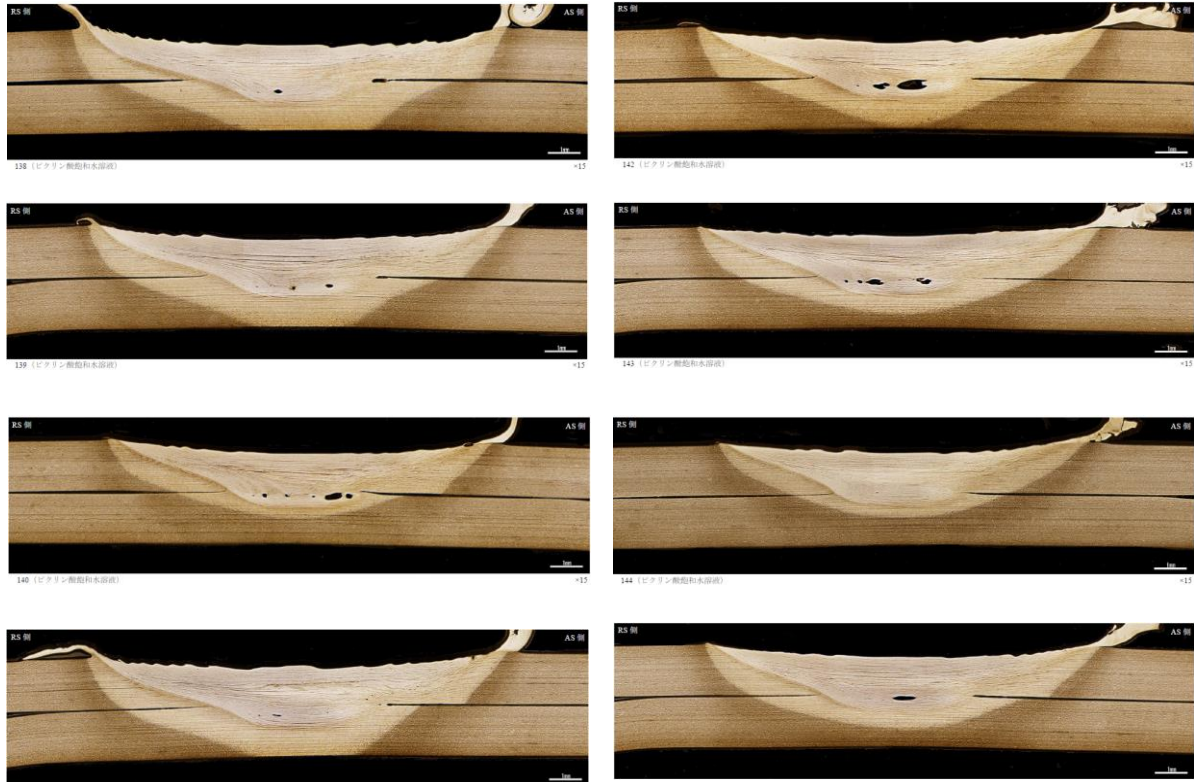


図 3-2.2.8.B-17 プレス成形部材(ハット材)接合部断面マクロ写真  
(クランプ治具改良前)



図 3-2.2.8.B-18 プレス成形部材(ハット材)接合部断面マクロ写真  
(クランプ治具改良前)

② FSW 接合プロセス技術開発【株式会社日立製作所】

1) 1.2GPa 級 TRIP 鋼の接合性評価

難接合性材料の一つである、高張力鋼板を摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding、以下 FSW）で接合する技術開発を推進した。接合材料は ISMA 共通試験鋼板の一つである 1.2-TRIP 鋼を使用した。厚み 1.4mm、幅 165mm、長さ 250mm の素材を幅 50mm、長さ 250mm に加工し、2 枚の材料を突合せて接合した。接合条件をツール回転速度 300rpm、接合速度 150mm/min として評価した結果、接合表面、内部ともに欠陥なく接合できることを確認した。接合部の硬さは 640~700HV であった。接合方向と直角方向に引張試験を実施した結果、引張強度は 1213MPa で母材と同等、伸びは約 11%であった。

2) 1.5GPa 級超ハイテン鋼の接合部強度の調査

引張強度 1.5GPa 級の超ハイテン鋼の FSW 部の引張強度を調査した。接合素材の化学組成を、表 3-2.2.8.B-1 に示す。本材料は JFE スチール殿からの支給材である。熱処理により強度を調整した材料であり、引張強度は 1500MPa、伸びは 7%である。素材の寸法は厚み 3.2mm、幅 150mm、長さ 220mm で、この素材を厚み 1.4mm、幅 50mm、長さ 220mm に加工し、2 枚を突合せて接合した。裏当て材は窒化珪素（Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>）セラミックスを使用した。接合速度（V）とツール回転速度（N）を 4 水準変化させた組合せで接合した。

表 3-2.2.8.B-1 接合素材の化学組成

[単位 mass%]

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCM435	0.33-0.38	0.15-0.35	0.60-0.90	≤0.030	≤0.0030	0.90-1.20	0.15-0.30

接合材から図 3-2.2.8.B-19 に示す位置から試験片を採取し、引張試験および断面観察を実施した。L 方向試験片は試験片全体を接合部から採取している。これにより、接合部の純粋な強度を評価できる。

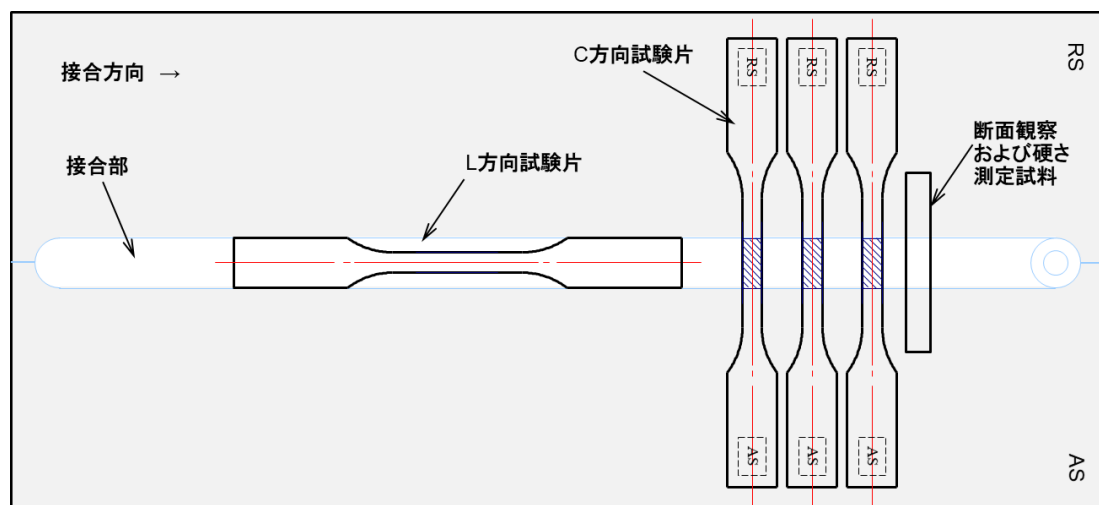


図 3-2.2.8.B-19 試験片採取位置



N=100~300rpm、V=50~150mm/min の範囲で変化させて接合した所、外観に顕著な差は認められなかった。また、接合部断面観察でも顕著な差は認められなかったが、ツール回転速度が小さくなると、攪拌部の大きさが小さくなる傾向が認められた。

引張試験の結果、C 方向引張試験では、全ての接合材が母材強度よりも小さく、母材強度の 77~85%であった。破断位置は全て RS 側の攪拌部と熱影響部の境界近傍であった。C 方向引張試験片は攪拌部、熱影響部、母材部が引張方向に混在しているため、場所により硬さや強度が異なると推察されことから、このような結果になったものと考えている。

L 方向引張試験では、V=150、N=300 の条件で母材と同等、V=100、N=200 の条件で母材以上の引張強さを示した。この結果より、接合部の純粋な強度は母材を上回る場合があることが明らかになった。接合条件により引張強さが異なる要因として、接合中の温度に起因する硬さの変化などが考えられる。

### 3) 接合条件と FSW ツール摩耗量の関係調査

図 3-2.2.8.B-20 に FSW の概念図を示す。FSW はツールを挿入する段階（プランジング）とツールを移動して接合する段階（線接合）に大別できる。本研究では、これら二つの段階での、条件とツール摩耗の関係进行调查した。摩耗量は、使用前後のツール形状をレーザ変位計（KEYENCE：LJ-V80）で測定して、プローブ及びショルダの形状変化から評価した。ツール材質は組成の異なる 2 種類の Co 基合金とした。

図 3-2.2.8.B-21 に接合前後のツール形状測定例を示す。図に示すように、接合長 1m 程度の場合、プローブ先端が軸方向に摩耗する程度で、その他の部分は殆ど摩耗しない。そこで、本検討ではプローブ先端の軸方向寸法の変化を比較することとした。

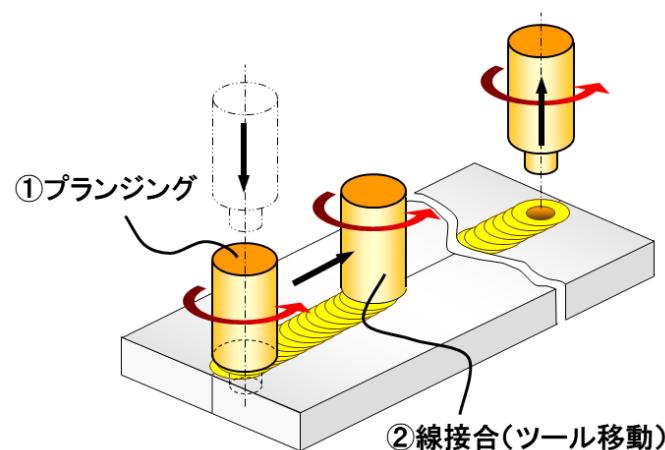


図 3-2.2.8.B-20 FSW 概念図

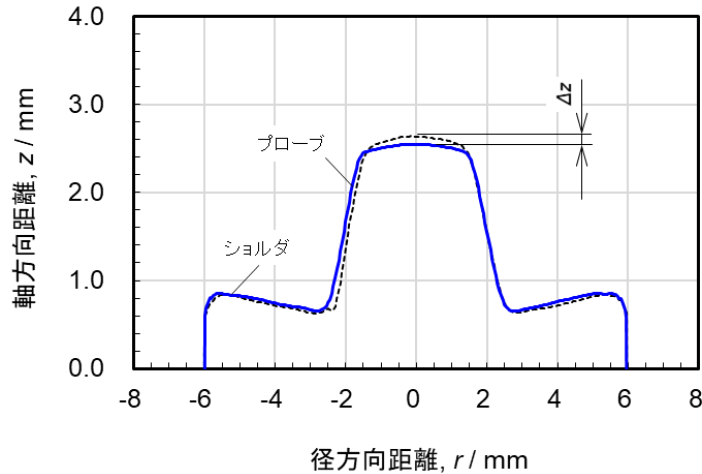


図 3-2.2.8.B-21 接合前後の FSW ツール形状

プランジング条件とツール摩耗の関係調査では、接合材にツールを所定の深さまで挿入した後、10 秒保持してツールを引き抜いた。調査の結果、ツール回転速度 (N) が大きく、ツール挿入速度 ( $V_p$ ) が小さい条件でツールの摩耗が小さくなることが明らかになった。また、同一条件でのツール材質の違いを調べた結果、摩耗量に 40% 程度の差が認められた。

線接合条件とツール摩耗の関係調査では、プランジング条件は一定とし、接合速度 (V) とツール回転速度 (N) を変化させて相対比較した。線接合開始直前にツールの回転速度を所定の回転速度に変更している。調査の結果、線接合では接合速度 100mm/min、ツール回転速度 200rpm の条件が最もツール摩耗量が小さかった。この条件よりも高入熱条件および低入熱条件ではツール摩耗量が増加する傾向が認められた。

#### 4) ツール耐久性評価

前節までの結果を反映し、線接合時のツール回転速度 200rpm、接合速度 100mm/min の条件でツール耐久性評価を実施した。接合材料は 1.5GPa 級の超ハイテン鋼で、表面の酸化スケールを除去した厚み約 3mm の素材にビードオンプレートとした。1 回の接合長は 200mm で、特定の接合長において引張試験用に突合せ接合を実施した。

ツール摩耗量と接合長の関係を調査した結果、接合長の増加とともにツール摩耗量が増加し、接合長 25m で約 1.2mm 摩耗した。また、接合長 20m 以降で摩耗の進行が加速する傾向が認められた。

ツール形状の変化を比較した結果、接合長 10m ではショルダ部の摩耗は僅かであったが、接合長 25m 後は顕著な摩耗が認められた。ショルダ形状の変化がツールの摩耗を加速した要因の一つと推察している。

図 3-2.2.8.B-22 に接合材の外観写真を示す。接合長 5m と比較すると、接合長 20m、25m と接合長の増加に伴い、表面荒れが顕著になっていた。摩耗に伴うツール形状の変化により、材料流動、接合部の温度分布が要因として考えられる。

接合部の断面観察では、接合長 5m と接合長 20m では顕著な差は認められないが、接合長 25m では攪拌部が小さくなり、接合深さも小さくなっていた。外観の変化と同様、ツール形状の変化に伴う、材料流動、接合部の温度分布が要因として考えられる。

接合長と引張強さの関係を調査した結果、引張強さは接合長 10m までは同等であったが、接合長 20m 以降は減少した。しかし、引張強さの減少量は約 8% であり、最終目標である強度低下 10% 以下を満足する結果であった。

接合部の硬さ分布を調査した結果、熱影響部の硬さは接合長 5m よりも、接合長 25m の方が小さくなっており、この違いが引張強さの低下に影響したものと考えている。



(a) 接合長 5m



(b) 接合長 20m



(c) 接合長 25m

図 3-2.2.8.B-22 接合材の外観写真

### 5) 適応制御ロボット FSW 装置向けプランジング条件の適正化

超ハイテン材のアセンブリ接合を安定して実現する為、ロボット FSW 装置でのプランジング条件を検討した。接合材には引張強度 1.5GPa 級の超ハイテン鋼を用い、厚み 1.6mm、幅 74mm、長さ 220mm として 2 枚を重ね合わせて使用した。ツール回転数（以下、 $N$  と称す）、ツール挿入速度（以下、 $V_p$  と称す）をパラメータとした。

図 3-2.2.8.B-23 に、 $V_p=2\text{mm/min}$ 、 $N=500\text{rpm}$  及び  $600\text{rpm}$  でツール挿入した場合のツール形状変化を示す。 $N=500\text{rpm}$  ではプランジング前後でツール形状に変化は無く、使用後のツール外観からも損傷は認められなかったが、 $N=600\text{rpm}$  になるとショルダ外周部分に摩耗による形状変化が認められ、特にプローブは先端部分が大きく摩耗した。

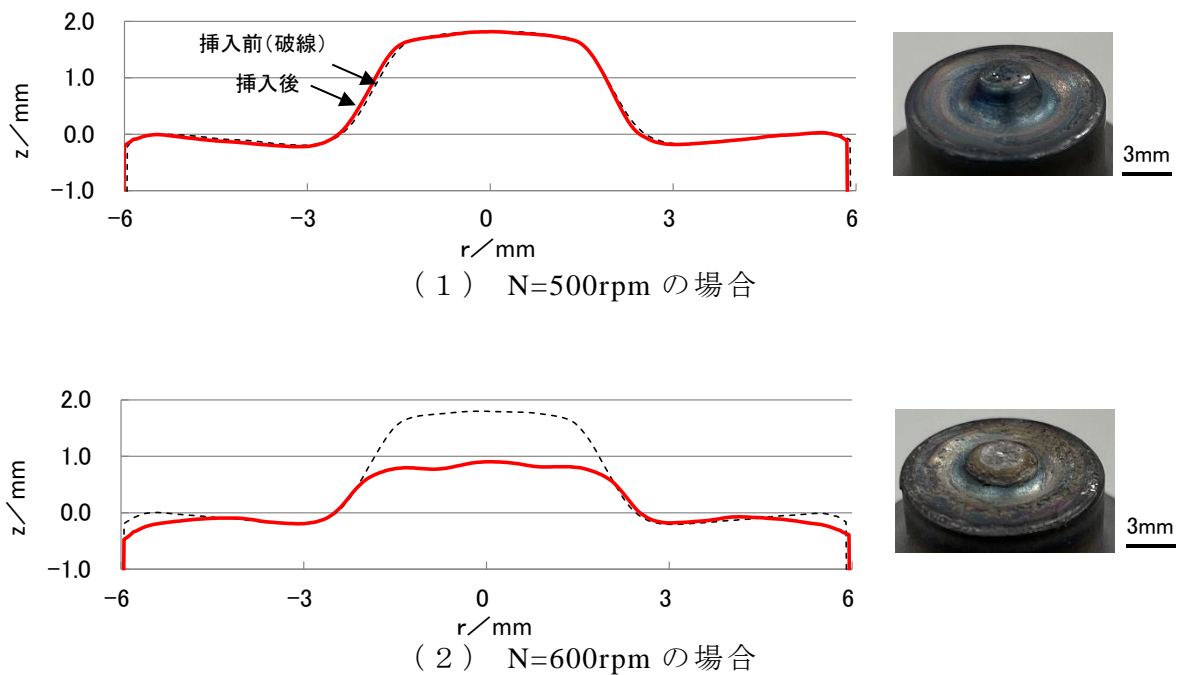


図 3-2.2.8.B-23 プランジング前後の FSW ツール形状変化

図 3-2.2.8.B-24 に、 $V_p=5\text{mm/min}$ 、 $N=750\text{rpm}$  及び  $850\text{rpm}$  でプランジングした場合のツール形状変化を示す。 $N=750\text{rpm}$  では挿入前後でプローブ形状に変化はなかったが、ショルダ外周部分が摩耗していた。 $N=850\text{rpm}$  になると、ショルダ外周部分の摩耗に加えてプローブが大きく損傷した。 $N=600\text{rpm}$  でプランジングした時にはプローブが大きく摩耗していたが、 $V_p$  を速くすることで  $N=500\text{rpm}$  以上でもプローブの損傷を防止できることが確認できた。一方、ショルダに関しては  $V_p=2\text{mm/min}$ 、 $N=500\text{rpm}$  以外は全ての条件で摩耗したことから、ツールの損傷はショルダが接合材に挿入される際の入熱が大きく影響すると考えプランジング条件をプローブ挿入とショルダ挿入以降の 2 段階して検討した。

図 3-2.2.8.B-25 に、 $V_p=5\text{mm/min}$ 、 $N=750\text{rpm}$ （プローブ挿入）、 $V_p=2\text{mm/min}$ 、 $N=500\text{rpm}$ （ショルダ挿入以降）の条件でプランジングした場合のツール形状変化

を示す。ショルダ、プローブともプランジング前後で形状に変化はなく、ツール外観からも損傷は認められなかった。本条件を用いることで、 $V_p=2\text{mm/min}$  でツール挿入した場合に比べてプランジングに要する時間を約 34 秒短縮できることを確認した。

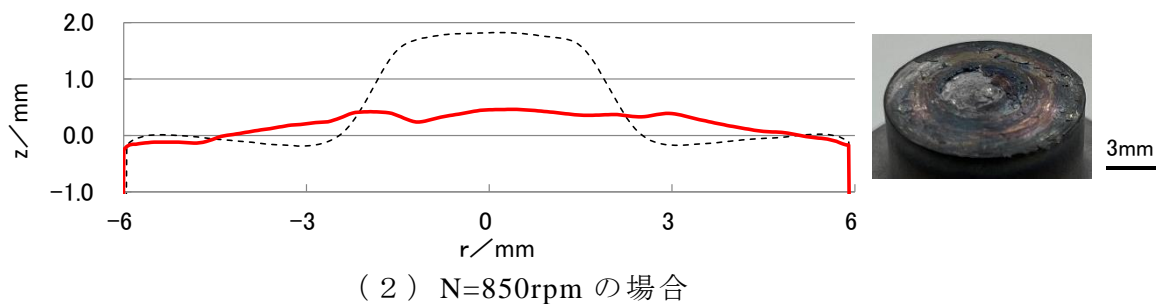
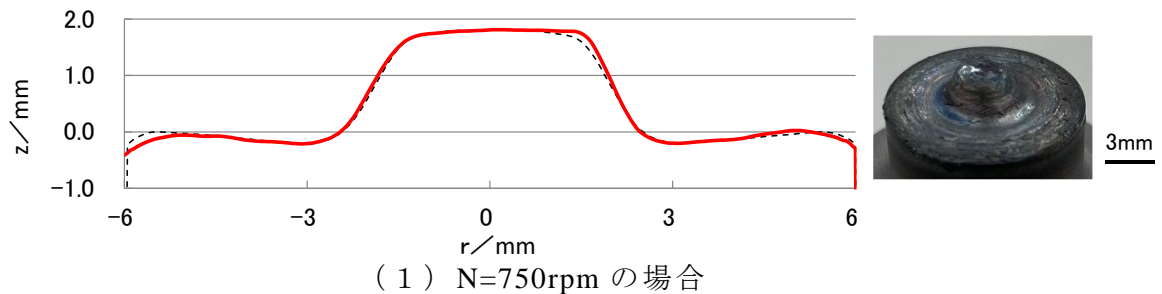


図 3-2.2.8.B-24 プランジング前後の FSW ツール形状変化

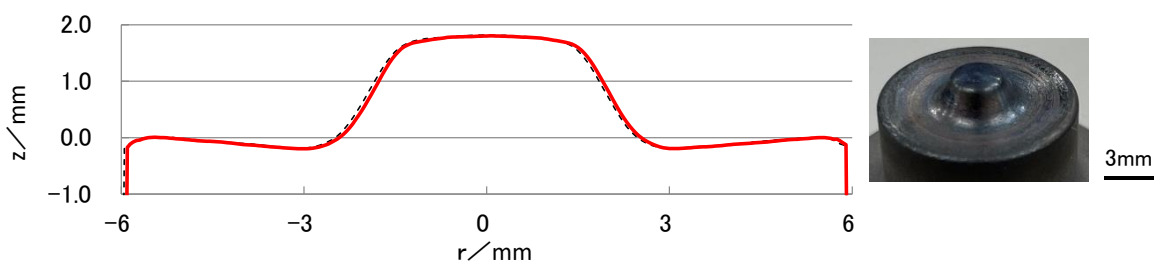


図 3-2.2.8.B-25 プランジング条件を変化させた場合のプランジング前後での FSW ツール形状変化

#### 6) 重ね面ギャップ量と接合品質の関係調査

超ハイテン部材アセンブリ接合を安定して実現させるため、重ね継手の重ね面ギャップ量と接合品質の関係を調査した。接合試験では、板厚 1.6mm の超ハイテン鋼を重ね代 22mm で重ね合わせた継手の重ね面にシムを挟み込むことでギャップを設定した。シムの厚みは 0.05mm、0.1mm、0.15mm を準備し、ギャップ量：0mm、0.05mm、0.1mm、0.15mm の 4 水準とした。ツールの挿入量は常に上板表面を基準として接合試験を実施した。

図 3-2.2.8.B-26 に、 $N=200\text{rpm}$ - $V=100\text{mm}/\text{min}$ 、 $N=400\text{rpm}$ - $V=150\text{mm}/\text{min}$  の 2 条件で重ね接合した場合のビード外観を示す。 $N=200\text{rpm}$ - $V=100\text{mm}/\text{min}$  の場合、ギャップ  $0\text{mm}$  では表面欠陥なく接合できたがギャップ  $0.05\text{mm}$  以上では表面欠陥が発生するようになり、ギャップ  $0.15\text{mm}$  では接合中にツールが折損した。 $N=400\text{rpm}$ - $V=150\text{mm}/\text{min}$  では、ギャップ  $0\text{mm}$ ~ $0.15\text{mm}$  の範囲で表面欠陥なく接合できた。

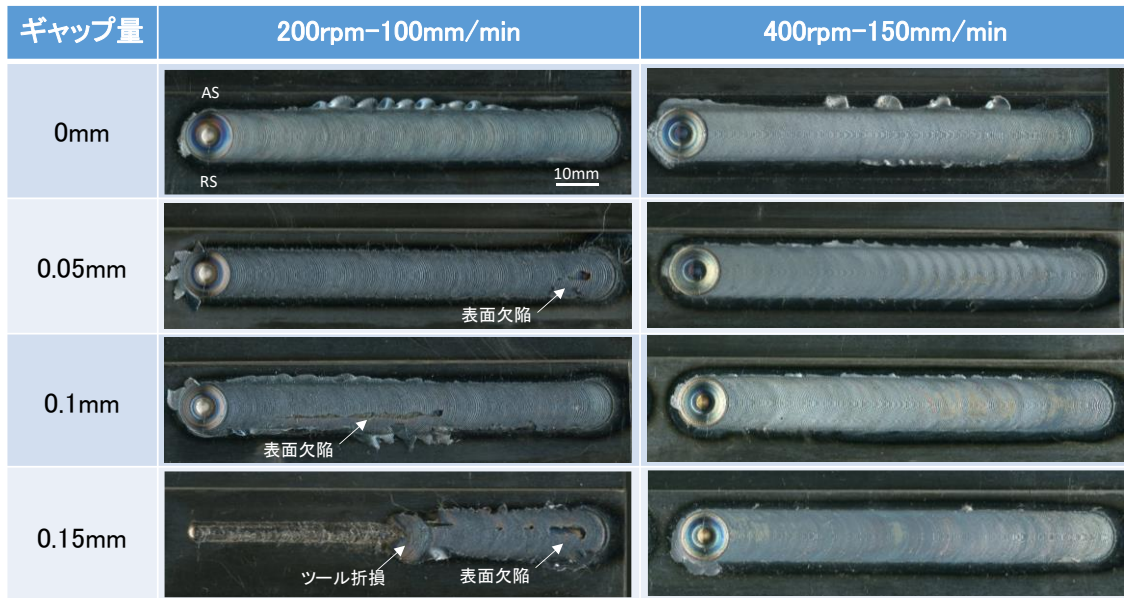


図 3-2.2.8.B-26 接合材の外観写真

次に、ギャップ  $0\text{mm}$ 、 $0.05\text{mm}$ 、 $0.15\text{mm}$  について継手の強度評価を行った。試験片形状は図 3-2.2.8.B-27 に示すとおりである。なお、FSW の攪拌部は左右が非対称となり、重ね継手の引張せん断強度に対してツール回転方向が影響するため、上板の RS 側に負荷が加わる場合と、AS 側に負荷が加わる場合で比較した。

図 3-2.2.8.B-28 に引張せん断試験結果を示す。RS 側に負荷が加わる場合では、ギャップ量に関係なく同等の破断荷重であった。AS 側に負荷が加わる場合には、ばらつきが見られるが、RS 側の場合に比べ破断荷重が小さくなる傾向が示された。強度評価の結果に加え、接合品質（欠陥有無）を考慮した結果、重ね継手のギャップは  $N=400\text{rpm}$ - $V=150\text{mm}/\text{min}$  の条件において  $0.1\text{mm}$  まで許容可能と考えられる。

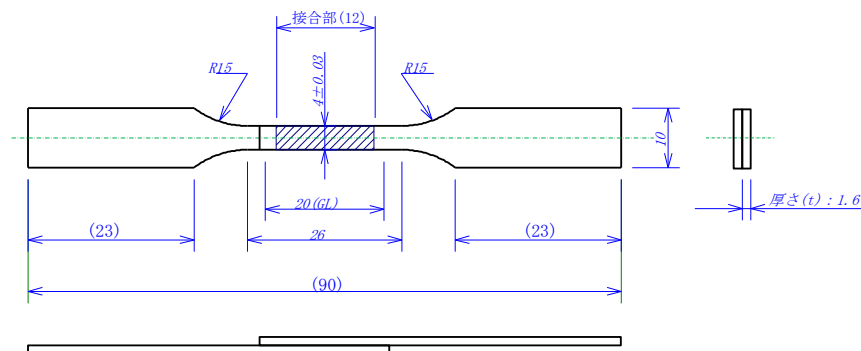


図 3-2.2.8.B-27 引張試験片形状

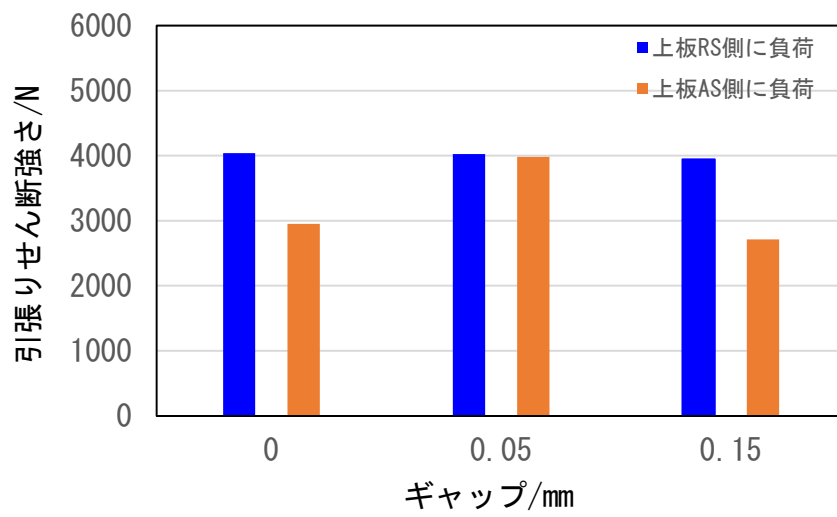


図 3-2.2.8.B-28 引張りせん断試験結果

### ③ ツール素材量産技術開発【日立金属株式会社】

#### 【2018年度】

#### 1) ツール材料特性評価

2018年度に溶製した改良合金3のマスターインゴットにて精密铸造したCo合金製ツールを用いて、370MPa級のSPHC冷間圧延鋼板同士のFSW接合を行った。接合長は30.14mであり、接合条件は低速走行・中回転速度とした。接合試験後のCo合金ツールの外観を図3-2.2.8.B-29に、接合試験後のプローブ先端部表面をSEMにて観察した結果を図3-2.2.8.B-30にそれぞれ示す。試験後のツールのプローブ先端部、ショルダ部の一部にツールの母相とは異なる相の凝着が見られるものの、ツール自体の損傷はほとんど見られず、ほぼ試験前の形状を保っている。

接合後のツールの断面SEM組織を図3-2.2.8.B-31に示す。ツールの全ての部位において、鋼板と接触したツールの表面近傍でも粗大な硬質粒子がそのまま残っており、硬質粒子の破碎やマトリックスの組織的な変化は見られない。次に、接合後のツール断面のEPMAによる元素マッピングを図3-2.2.8.B-32に示す。ツール表面には研磨による凝着物の脱落を防ぐために、Niメッキを施している。ツール表面にはSPHC鋼板そのものが凝着しており、SPHC鋼板の外表面には酸素が検出された。しかし、ツールと凝着したSPHC鋼板の界面においては、鉄、コバルト、酸素が拡散した形跡は見られないため、ツールそのものは接合中に高温まで昇温していないと考えられる。



図 3-2.2.8.B-29 370MPa 級 SPHC 鋼板を FSW 接合した後の Co 合金ツールの外観

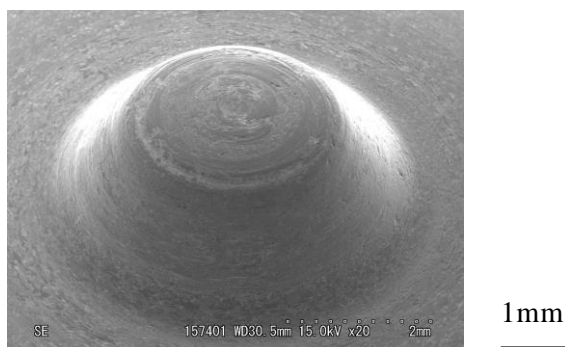


図 3-2.2-8.30 370MPa 級 SPHC 鋼板接合後の Co 合金ツールのプローブ先端部表面における SEM 観察結果



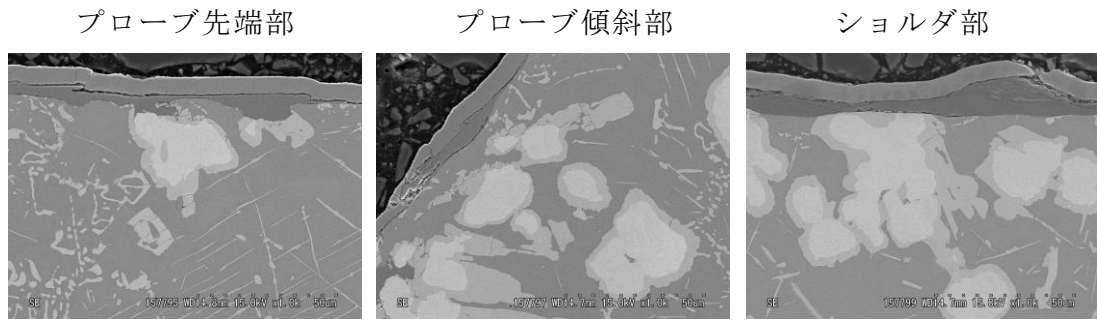


図 3-2.2.8.B-31 370MPa 級 SPHC 鋼板接合後のツールの断面 SEM 組織 50μm

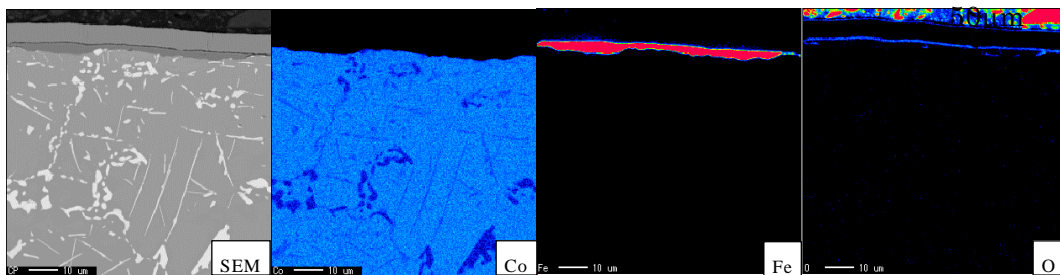


図 3-2.2.8.B-32 370MPa 級 SPHC 鋼板接合後のツール断面の元素マッピング

## 2)高温における熱伝導率の測定

精密鑄造したベース合金、改良合金 2、改良合金 3 のツール材から試験片を採取し、800～1200℃の高温における熱伝導率測定を実施した。熱伝導率は、熱拡散率と比熱と密度の積で算出される。密度は厳密には温度によって変化するが、室温での測定値を代用し、熱拡散率と比熱を測定した。熱伝導率は、3 合金ともに温度の上昇とともに増大し、1100℃で極大となった後に、1200℃では低下した。また、各温度における熱伝導率は、改良合金 3 が最も高く、改良合金 2 は最も低い。熱伝導率が高いほど、ツール表面から内部への伝熱が速く、接合に伴うツール表面の温度上昇を抑制するため、改良合金 3 は良好な耐損傷性を有すると考えられる。

## 3)まとめ

精密鑄造した Co 合金製ツールを用いて、370MPa 級の SPHC 冷間圧延鋼板の接合し、試験後のツールのミクロ組織を観察し、組織変化は部分的に留まることを確認した。また、高温における熱伝導率を取得し、熱伝導率は温度とともに増大し、約 1100℃で極大値を取り、改良合金 3 が最も高い熱伝導率を有することを確認した。以上より、ツール用 Co 合金は、高温において良好な熱伝導率と高い硬さを維持するため、ツール損傷が比較的小さいものと考えられる。

## 【2019 年度】

### 1) ツール材料特性評価

1.5GPa 級超ハイテン鋼の模擬材料として、FSW において難接合性となる SUS304 鋼板同士の FSW 接合を行い、接合後のツールの損傷評価を行った。Co 合金製ツールは、2019 年度に溶製したベース合金のマスターインゴットを精密鑄造したものを用い、接合長は 100mm であり、接合条件は低速走行・中回転速度とした。接合試験後の Co 合金ツールの外観を図 3-2.2.8.B-33 に、接合試験後のプローブ部表面を SEM にて観察した結果を図 3-2.2.8.B-34 にそれぞれ示す。試験後のツールのプローブ、傾斜部およびショルダ部全体にわたり、鋼板と見られる相が凝着しており、外観上のツールの損傷は確認できなかった。

次に接合後のツールの断面 SEM 組織を図 3-2.2.8.B-35 に示す。ツールの全ての部位において、鋼板と接触したツールの表面近傍でも粗大な硬質粒子がそのまま残っており、ほぼ試験前の形状を保っていた。また、硬質粒子の破砕や母相の組織的な変化は見られず、ツールは損傷していないことが示唆された。続いて、接合後のツール断面の EPMA による元素マッピングを図 3-2.2.8.B-36 に示す。ツール表面に多く凝着した相は、Fe が多量に検出されたため、SUS304 鋼板である。また、ツールと SUS304 鋼板の界面には鉄、コバルト、ニッケルを含み、かつ微量に酸素を含んだ相が確認されたので、これらはツールと鋼板が摩擦されることによって形成された移着物であると考えられる。一方、鋼板に含まれる鉄がツール内部に拡散した形跡が見られないため、母材に含まれる元素が拡散するほどの高温までは昇温していないことが示唆される。



図 3-2.2.8.B-33 SUS304 鋼板を FSW 接合した後のツールの外観

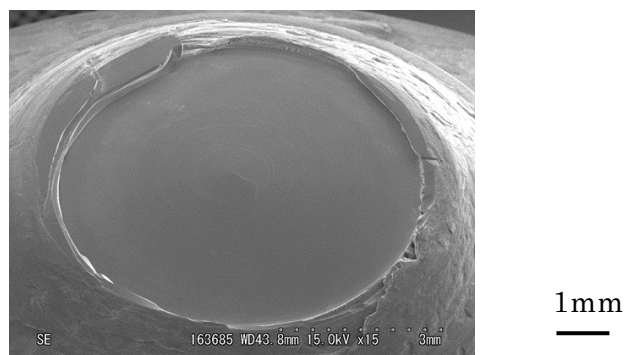


図 3-2.2.8.B-34 SUS304 鋼板接合後のツールのプローブ部表面の SEM 観察結果

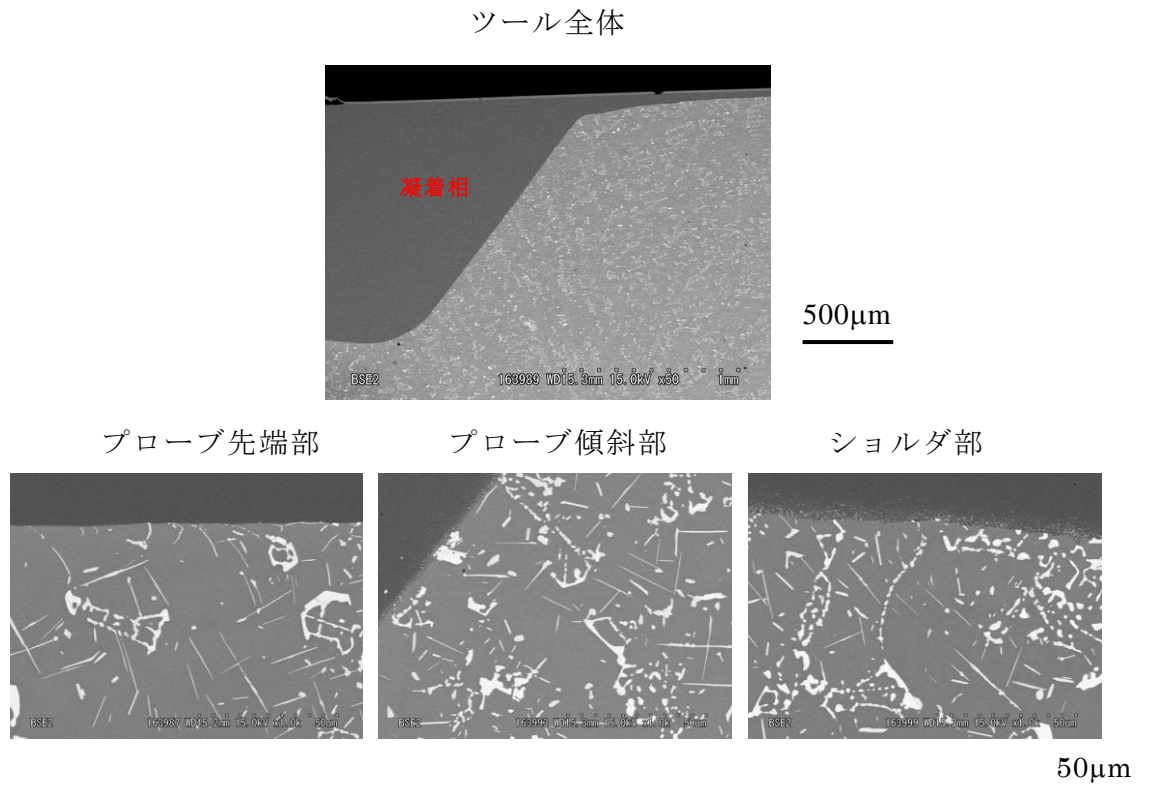


図 3-2.2.8.B-35 SUS304 鋼板接合後のツールの断面 SEM 組織

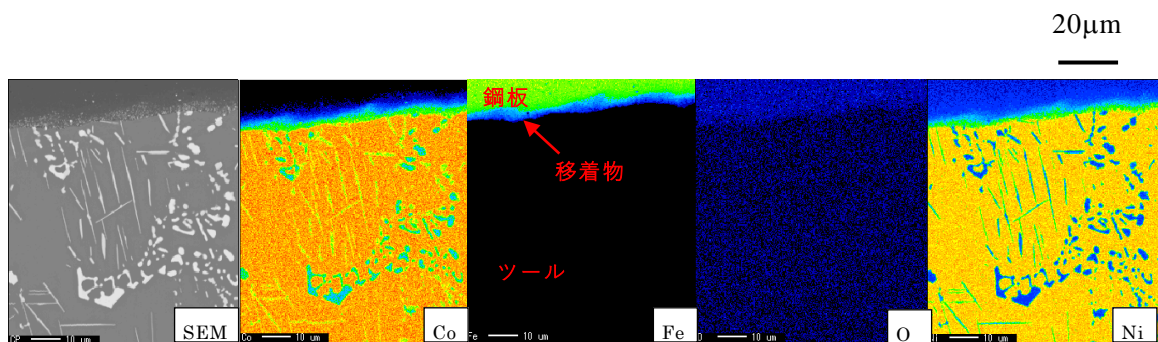


図 3-2.2.8.B-36 SUS304 鋼板接合後の Co 合金ツール断面の元素マッピング

接合試験後のツール断面の室温における各部位の硬さを調査した。接合前のツールの断面硬さは、部位によってやや異なり約 500～530HV である。接合試験後のツールの硬さは、ほとんどの部位で変わらないが、最も熱負荷の大きい部位では、試験前に比べてやや低下したが、接合試験に摩耗を伴うような急激な低下はないことを確認した。

## 2)まとめ

精密鋳造した Co 合金製ツールを用いて、1.5GPa 級超ハイテン鋼の模擬材料である SUS304 鋼板の接合試験後の組織、硬さ等を調査し、組織変化は部分的に留まり、ツール各部位の急激な摩耗は起こらないことを確認した。

## 【2020 年度】

### 1) 接合条件別 FSW ツールの評価

1.5GPa 級超ハイテン鋼同士の長距離接合を実現するために種々の条件で FSW にて短距離での接合試験を行い、接合後のツールの損傷評価を行った。Co 合金製ツールは、ベース合金、改良合金 3、改良合金 6 のマスターインゴットを精密鑄造したものをを用いた。接合条件は低速走行・低速回転、中速走行・中速回転、高速走行・高速回転の条件で行い、接合長は 1.0~1.2m とした。接合後の Co 合金ツールの外観とプローブ部表面の SEM 観察を行ったが、外観上の大きな損傷は見られなかった。

次に接合後のツールの断面 SEM 組織を観察し、ツールのプローブ傾斜部、ショルダ部については、鋼板と接触したツールの表面近傍でも粗大な硬質粒子が残っており、ほぼ試験前の形状を保っていること、プローブ先端部については、低速走行・低速回転条件の場合を除き、表面において針状の硬質粒子の破砕が見られるが、いずれの部位についても母相の組織的な変化は見られないことを確認した。続いて、接合後のツール断面の EPMA による元素マッピングを行い、ツール表面に接合材の超ハイテン鋼板が凝着していること、界面に移着物が存在することを確認した。鋼板に含まれる鉄がツール内部に拡散した形跡が見られないため、母材に含まれる元素が拡散するほどの高温までは昇温していないことが示唆された。

最後に、接合後のツールの各部位における断面硬さを調査した。ベース合金については接合前のツールの断面硬さは、その他部位に比べてプローブ先端部で比較的高く、接合後の硬さはショルダ部とプローブ中央ではほとんど違いがないが、プローブ先端部とプローブ傾斜部では高い。改良合金 3 については接合前に比べ、低速走行・低速回転条件では全部位において硬さが高く、中速走行・中速回転条件では硬さの顕著な増大は見られなかった。また、改良合金 6 についてはプローブ先端部とプローブ傾斜部の硬さが高く、ショルダ部とプローブ中央部では比較的ショルダとなった。いずれの条件についても摩耗につながるような急激な硬さの低下はなかった。

以上の基礎検討結果から、1m の短距離接合においてはツール表面に硬質粒子が残存し、大きな摩耗もないため、1.5GPa 級超ハイテン鋼板接合時においても Co 合金ツールは損傷していないことを確認した。改良合金 3 を用いた中速・中速回転条件が検討した中で最も良好であったので、本条件で 25m 長距離接合試験を実施することとした。

### 2) 25m 長距離接合後の FSW ツールの評価

25m 長距離接合を実施した後の Co 合金ツールの外観写真とプローブ先端部表面の SEM 写真を図 3-2.2.8.B-37 に示す。試験後のツールには鋼板の軽微な付着が見られ、プローブ先端部が摩耗していたが、クラック等の外観上の損傷は見られなかった。

次に長距離接合後のツールの断面 SEM 組織を図 3-2.2.8.B-38 に示す。ツールの

全ての部位において針状の硬質粒子は破碎しており、プローブ先端部においては粒状硬質相の塑性変形が見られ、高温まで昇温していることが示唆された。また、ツール内部の水冷部に約 1mm の長さのクラックが確認された。このクラックはエッジ部を起点に発生しているように見えるため、エッジ部の軽微な形状変更が必要であると考えられる。

続いて、ツール断面の EPMA による元素マッピングを図 3-2.2.8.B-39 に示す。接合距離 1m の場合と同様に、ツールと超ハイテン鋼板の界面には鉄、コバルト、ニッケルを含み、かつ微量に酸素を含んだ移着物が確認され、ツール表面には凝着した接合材の超ハイテン鋼板が確認された。

次に、ツール各部位の断面における硬さを調査した。長距離接合後のツールの硬さは、前述の接合距離 1m の場合と同様にショルダ部ではほとんど違いがないものの、プローブ先端部とプローブ傾斜部では接合前に比べて高く、プローブ中央部については接合距離が長いほど硬さは高いが、全部位において顕著な低下はなかった。

以上の結果から、プローブ先端部は摩耗し硬質粒子の破碎は見られるものの、プローブ形状は維持されており、また顕著な硬さ低下は見られないため、25m の長距離接合においてもツールは耐久可能であると考えられるが、局部的にクラックが発生するためツール形状の再検討が必要である。

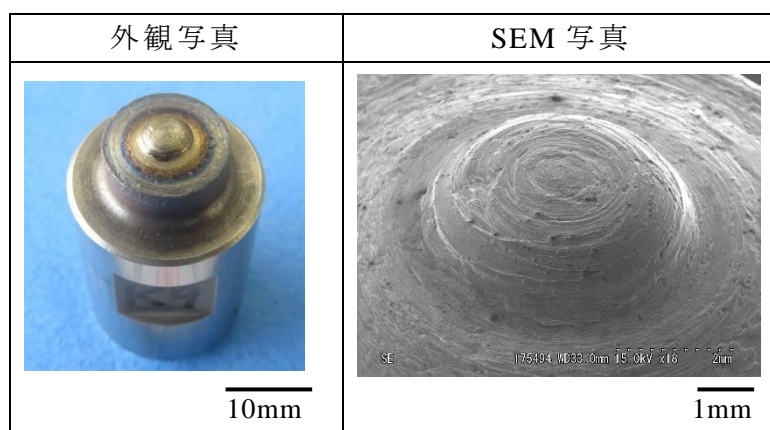


図 3-2.2.8.B-37 1.5GPa 級超ハイテン鋼板長距離接合後のツールの外観写真および SEM 写真（中速走行・中速回転条件で接合した改良合金 3 ツール）

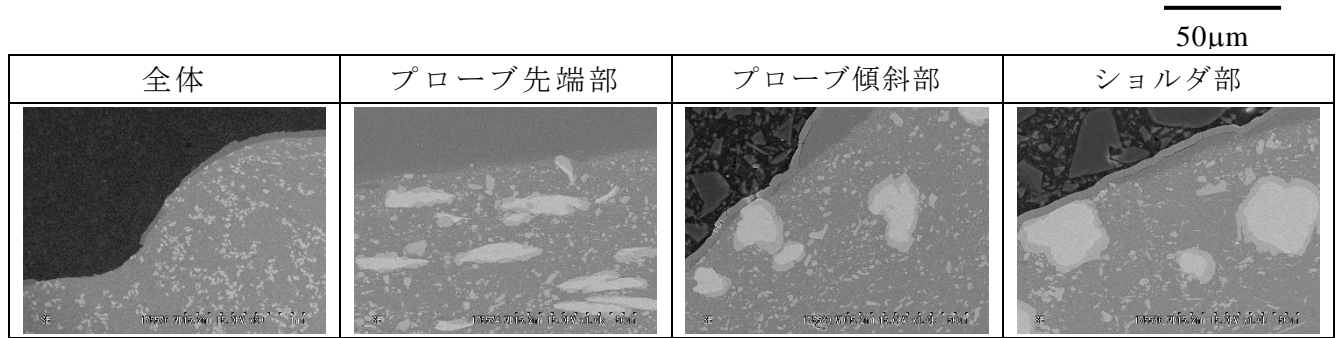


図 3-2.2.8.B-38 1.5GPa 級超ハイテン鋼板長距離接合後のツールの断面 SEM 組織 (25m 長距離接合後の改良合金 3 ツール)

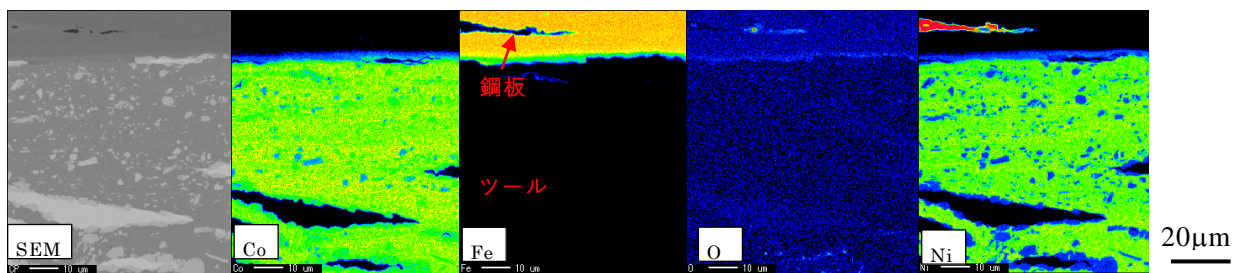


図 3-2.2.8.B-39 1.5GPa 級超ハイテン鋼板接合後のプローブ先端部断面の元素マッピング (25m 長距離接合後の改良合金 3 ツール)

### 3)まとめ

精密鋳造した Co 合金製ツールを用いて、種々の材質および接合条件で 1.5GPa 級超ハイテン鋼板を接合試験し、ツールの組織、硬さ等を評価した。この中で最も摩耗が抑制されるツール材質と接合条件の組み合わせを明確にし、本条件にて 25m の長距離接合を実施した。25m 長距離接合後のツールは、プローブ先端部が摩耗し、硬質粒子の破砕は見られるものの、プローブ形状は維持されており、顕著な硬さ低下は見られなかった。しかし、局部的にクラックが発生するためツール形状の再検討が必要であることが明確となった。

### 【2021 年度】

#### 1)接合条件別 FSW ツールの評価

1.5GPa 級超ハイテン鋼同士の重ね合わせ接合技術を確立するために、種々の条件で FSW による重ね合わせ接合試験およびロボット適用制御 FSW によるアッセンブリ接合試験を行い、接合後のツールの損傷評価を行った。Co 合金製ツールは、全て改良合金 3 のマスターインゴットを用いて精密鋳造したものをを用いた。接合条件は中速走行・中速回転、中速走行・高速回転の条件で行い、接合長はそれぞれ 240mm、120mm とした。接合後の Co 合金ツールの外観を図 3-2.2.8.B-40 に、プローブ部表面の外観 SEM 写真を図 3-2.2.8.B-41 に示す。いずれの条件においても接合後のツールには外観上の大きな損傷は見られなかった。

次に接合後のツールの断面 SEM 組織を図 3-2.2.8.B-42～図 3-2.2.8.B-43 に示す。プローブ傾斜部については鋼板と接触したツールの表面近傍でも粗大な硬質粒子が残っており、試験前の形状を保っている。一方、プローブ先端部やショルダ部では、表面の針状の硬質粒子の破碎や塑性流動が見られたが、いずれの部位についても母相の組織的な変化は見られなかった。





FSW による重ね合わせ接合		ロボット適応制御 FSW によるアッセンブリ接合	
中速走行・中速回転 (接合長 240m m)	中速走行・高速回転 (接合長 240m m)	中速走行・高速回転 (接合長 120m m)	
C1	C2	H5	H6
			

図 3-2.2.8.B-40 1.5GPa 級超ハイテン鋼板接合後のツールの外観写真

20mm

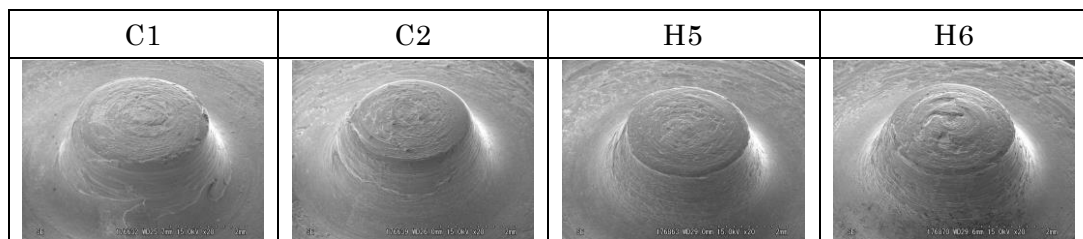


図 3-2.2.8.B-41 1.5GPa 級超ハイテン鋼板接合後のツールの外観 SEM 写真

2mm

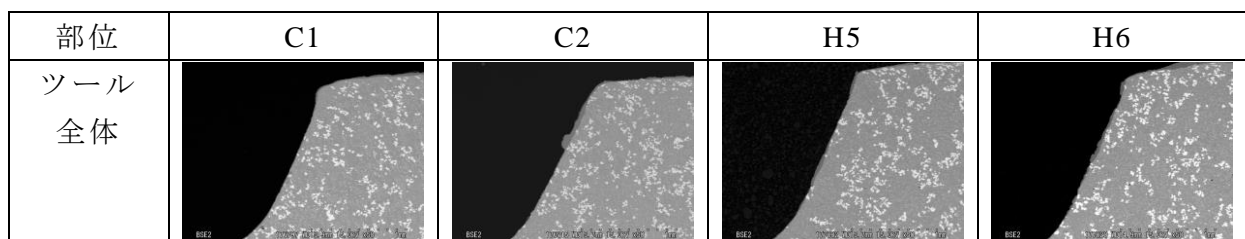


図 3-2.2.8.B-42 1.5GPa 級超ハイテン鋼板接合後のツールの断面 SEM 組織

1mm

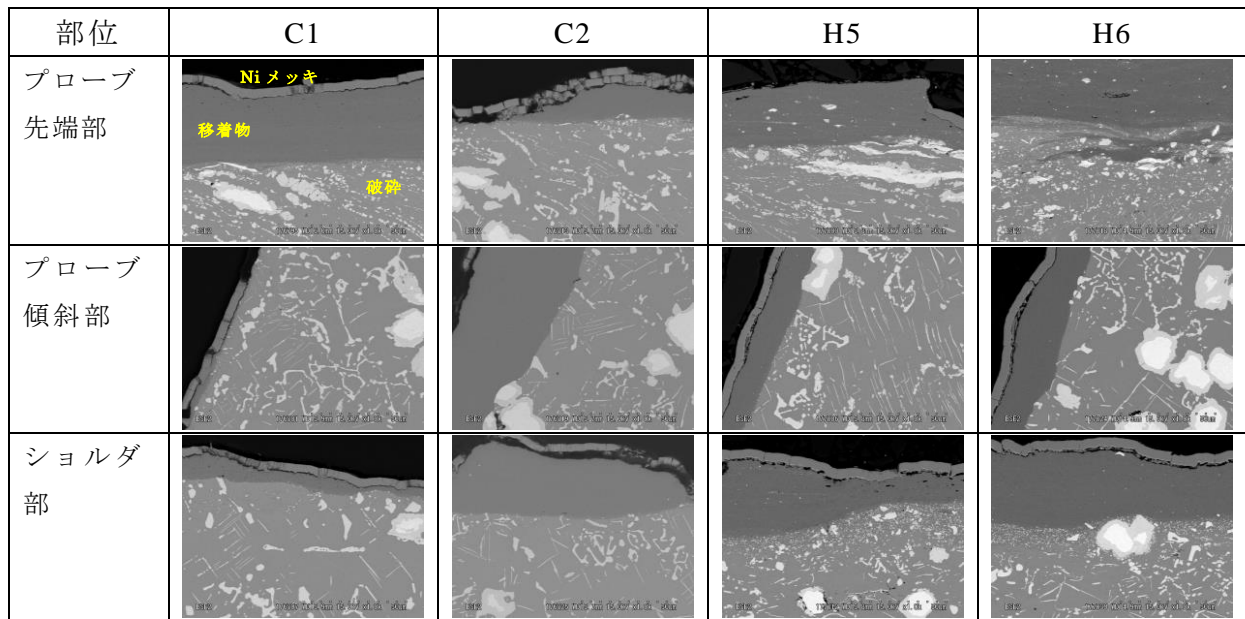


図 3-2.2.8.B-43 1.5GPa 級超ハイテン鋼板接合後のツールの  
断面 SEM 組織

50μm

続いて、接合後のツール断面の EPMA による元素マッピングを図 3-2.2.8.B-44 に示す。ツールと超ハイテン鋼板の界面には鉄、コバルト、ニッケルを含み、微量に酸素を含んだ移着物が確認された。一方、鋼板に含まれる鉄がツール内部に拡散した形跡が見られないため、母材に含まれる元素が拡散するほどの高温までは昇温していないことが示唆される。

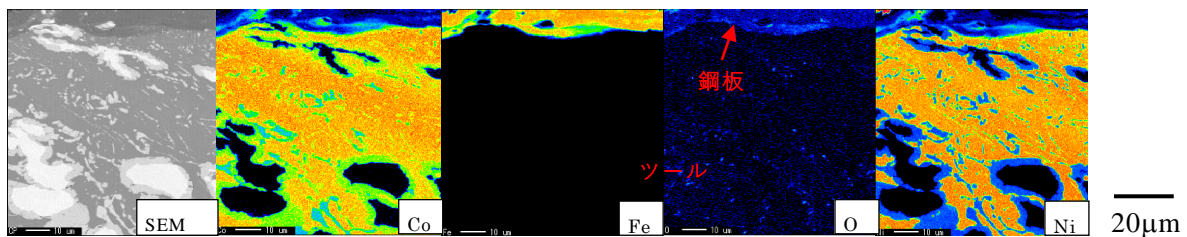


図 3-2.2.8.B-44 1.5GPa 級超ハイテン鋼板接合後のプローブ先端部断面  
の元素マッピング (ツール No.C2)

最後に、接合後のツールの各部位における断面硬さを測定した。重ね合わせ接合後のツール (C1、C2) の硬さは接合前に比べて高いが、ロボット適応制御 FSW アセンブリ接合後のツール (H5、H6) の硬さは接合前とほとんど変わらない結果となった。

以上の結果から、ツール表面に硬質粒子が残存し、大きな摩耗もないため、1.5GPa 級超ハイテン鋼板の重ね合わせ接合においても Co 合金ツールは損傷していないと言える。



## 2)まとめ

精密鋳造した Co 合金製ツールを用いて、種々の接合条件で 1.5GPa 級超ハイテン鋼板の FSW による重ね合わせ接合試験およびロボット適用制御 FSW によるアッセンブリ接合試験を行ったツールの組織、硬さ等を評価した。いずれの接合条件においても、接合試験後のツールはプローブ先端部とショルダ部が摩耗し、硬質粒子の破砕は見られるものの、プローブ形状は維持されており、顕著な硬さ低下は見られなかった。

④ FSW ツール量産技術開発【株式会社日立メタルプレシジョン】

1) 精密鋳造法による Co 合金ツールの製作

先端に突起物のあるツールを回転させながら接合部に押し込み、摩擦熱によって軟化した材料を攪拌して接合する FSW ツールには、高温域での高強度、高靱性、高剛性が要求される。これまでツールの高性能化を目的に、合金成分を改良した Co 合金が研究されてきた。一方コストを抑える製法として用いる精密鋳造法は、熔融金属を凝固させて形を作る製法であり、合金成分の違いで溶湯の物性値が変わるため、その凝固プロセスのなかで如何に欠陥の少ない製品を作り込むかが必須である。内部欠陥は強度低下の要因であり、ツール寿命に大きく影響することから精密鋳造法に於いて欠陥の有無は重要な課題であった。

図 3-2.2.8.B-45 に示すよう従来から欠陥は合金成分によって発生形態や発生量が異なり、断面内部には鋳造品特有のマイクロシュリンケージが確認されていた。シュリンケージの形態は空洞で形状については球状や樹枝状が観察され、凝固が始まる表層付近にも分散し、湯口側の中央付近にはより多くの発生傾向が見られた。これは熱ボリュームが大きいことに起因し、湯口から最終凝固部に十分な押湯供給が得られなかったことから発生したと想定された。本研究では Co 合金の使用量を低減させコストダウンを図る目的で、ツール外径の小径化 ( $\phi 30 \rightarrow \phi 20$ ) に取組んだ。これは内部欠陥に対しても優位であり、凝固の基本となる製品部の熱ボリュームを下げることを可能とした。更に湯口サイズの最適化を行い、凝固パラメータとなる鋳型温度や鋳造温度、冷却方法を検討し見直した。結果、最終凝固部に適正な押湯効果が得られ、空洞の大きさは小さくなり発生量も明らかに少ないツールを製造することが可能となった。

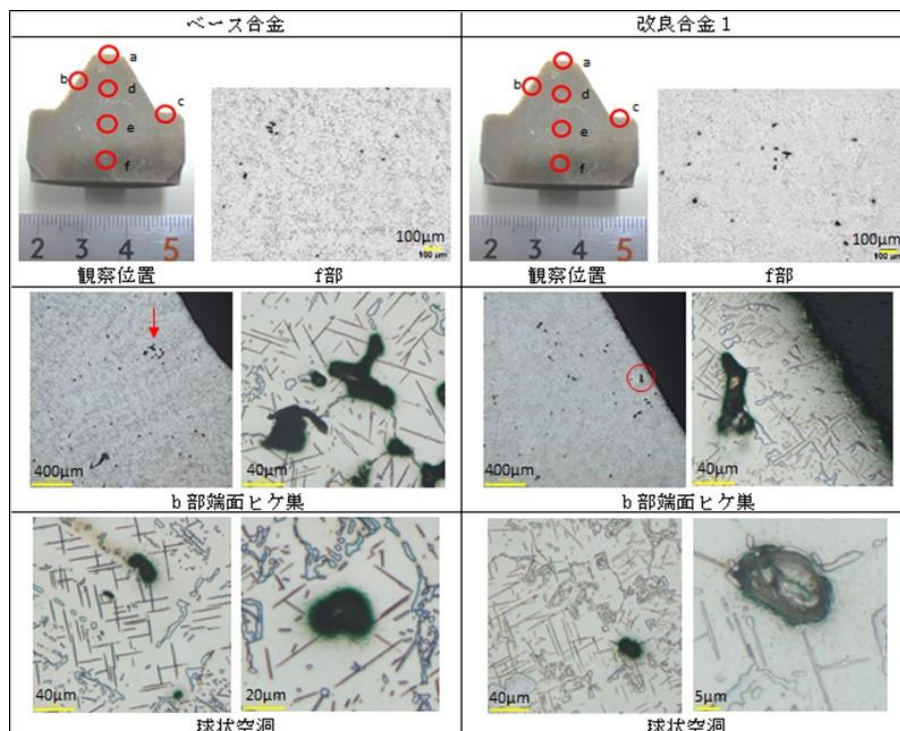


図 3-2.2.8.B-45 2017 年度ツールの内部欠陥

断面観察に於いて確認された空洞の空隙率を測定することにより、欠陥状態を定量的に示した。測定箇所はツール全体と先端部のみを観察した場合の平均と最大で評価した。比較のため従来製造したベース合金及び改良合金 3 の空隙率測定結果を表 3-2.2.8.B-2 に、観察したツールの空隙状態（2 値化写真）を図 3-2.2.8.B-46 に示す。ツール全体の平均空隙率を 2017\_φ30 と 2019\_φ20 ツールで比較すると、ベース合金では 95.4%、改良合金 3 では 92.2%と大幅に減少し、先端についても 89.5%、86.9%と明らかに減少し内部品位の向上が確認された。本研究で行った熱ポリユームを小さくするための小径化や、適切な押湯効果を得る湯口サイズの検討、鑄造条件等の最適化は内部欠陥に極めて効果があり、健全な品位が得られていることが示された。

表3-2.2.8.B-2 空隙率測定結果

観察部位		ベース合金			改良合金3		
		平均値(%)	最大値(%)	減少率(%)	平均値(%)	最大値(%)	減少率(%)
2017_φ30	全体	1.73	13.75	—	5.39	9.82	—
	先端	0.19	0.80	—	1.37	3.76	—
2018_φ20	全体	0.43	3.27	—	0.34	1.69	—
	先端	0.18	0.94	—	0.25	1.04	—
2019_φ20	全体	0.08	0.53	95.4	0.42	1.50	92.2
	先端	0.02	0.40	89.5	0.18	0.80	86.9

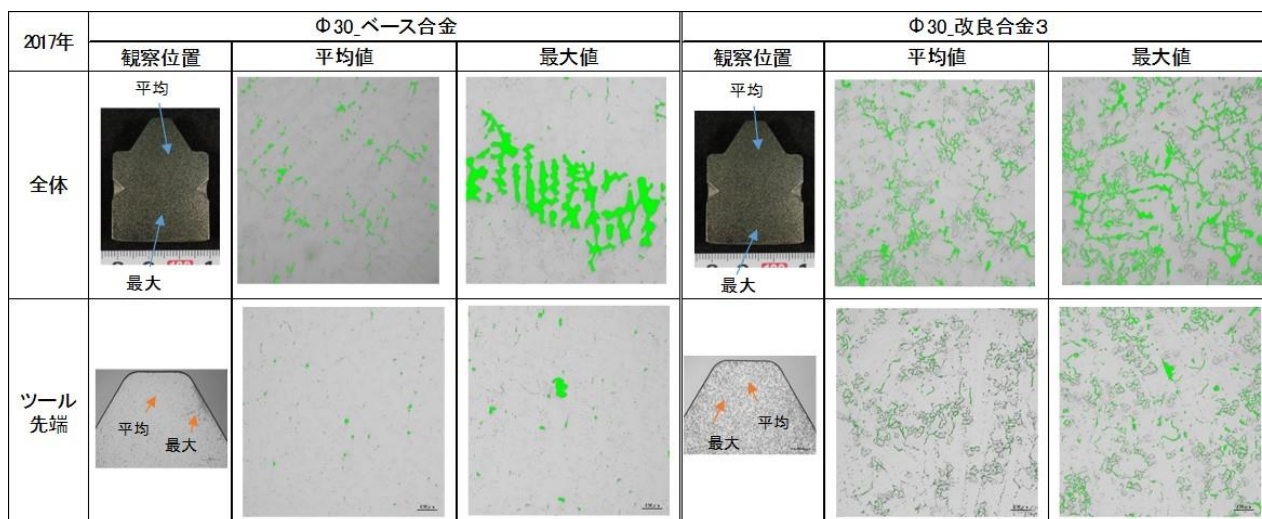


図3-2.2.8.B-46-① 2017年度\_φ30 空隙状態

2018年	Φ20_ベース合金			Φ20_改良合金3		
	観察位置	平均値	最大値	観察位置	平均値	最大値
全体						
ツール先端						

図3-2.2.8.B-46-② 2018年度\_φ20 空隙状態

2019年	Φ20_ベース合金			Φ20_改良合金3		
	観察位置	平均値	最大値	観察位置	平均値	最大値
全体						
ツール先端部						

図3-2.2.8.B-46-③ 2019年度\_φ20 空隙状態

## 2) 金型による形状多様化ツールの製作

Co 合金の使用量を減らしてコストダウンをする目的で、ツールサイズの小径化（φ30→φ20）を行い、従来のミーリングチャックや冷却機構を見直すことで形状を決定して、精密鋳造に用いられる WAX 模型金型を新規製作した。この金型の特徴はそれぞれの先端形状を掘り込んだパーツを交換することにより、先端部は加工レス（素材のまま）で使用することが可能である。また図 3-2.2.8.B-47 の模式図で示すように、金型の一部品を差し替えて射出成形することで多様な先端形状を得ることが可能であり、スライドコアの製作費用は金型一式の 10%と安価で製作できることから金型費用を抑える効果は非常に大きい。表 3-2.2.8.B-3 に金型製作費のコストを示す。

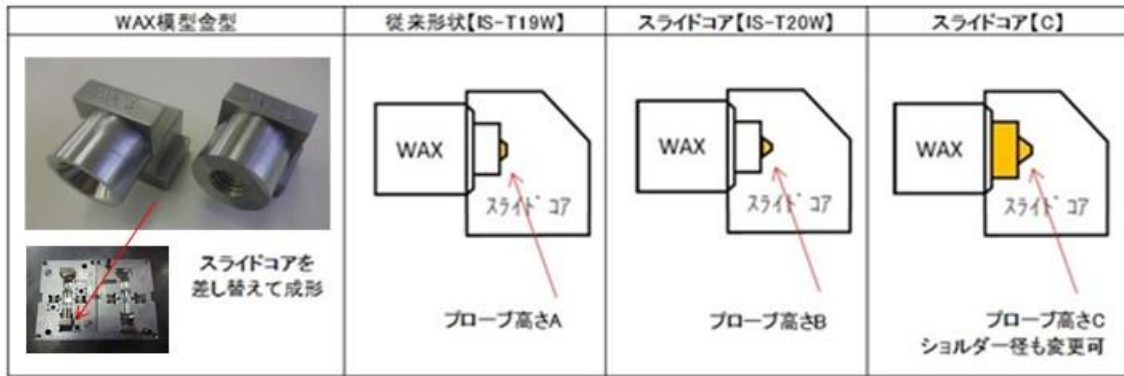


図 3-2.2.8.B-47 スライドコアの模式図

表 3-2.2.8.B-3 金型製作費のコスト

	金型一式	IS-T19W	IS-T20W	C(参考)
製作費(%)	100	本体兼用	本体兼用	本体兼用
スライドコア費(%)	—	10	10	10
コスト(%)	—	▲90	▲90	▲90

金型で成形された WAX 模型を鋳造した後に、加工完成品まで施して従来品とのコストを比較した。小径にしたことから鋳型への組付数を 1.8 倍に増やして鋳造歩留りを向上させ、得られた鋳造品の重量は従来品と比較して 58%軽くなり原材料費も抑えられた結果、素材単価は 40%低減された。加工費に於いても必要部のみを加工することで Total コストを 28%低減させた。図 3-2.2.8.B-48 に精密鋳造品の製造工程及びツール形状比較、表 3-2.2.8.B-4 に製品コスト効果の内訳を示す。



図3-2.2.8.B-48 精密鋳造品の製造工程及びツール形状比較

表3-2.2.8.B-4 製品コスト効果の内訳

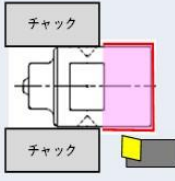
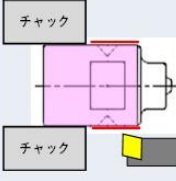
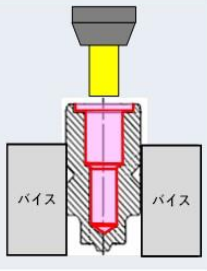
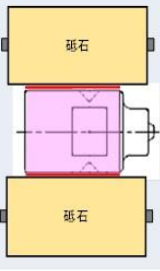

	組付数 (p)	素材重量 (g)	素材単価 (%)	加工費 (%)
従来ツール_Φ30	36	235	100	100
小径ツール_Φ20	64	97	60	85
効果	1.8倍	▲58%	▲40%	▲15%

3) ツール加工費のコスト低減

精密鋳造法で製造したツール素材は、熱処理で機械的特性を改善させた後、最終形状まで機械加工を施して完成する。現状の加工工程は、1.端面・外周荒加工から始まり 3.水孔加工 4.外周仕上げを施し 6.検査で完了する。

加工費に於ける工程比率を分析すると、消耗品の刃具比率が 50%と加工費の半分を占めている。これには本ツールの材質が Co 基合金で超耐熱鋼に分類され、熱伝導率が低く、加工硬化性を有した難削材であり刃具の摩耗が著しく早いことが挙げられる。一方加工工程では 3.水孔加工が 15%を占め、マシニングセンターによる等高線加工に時間を要していた。一般的なドリルの先端角は 120°のため図面は 30°で規定されているが、耐熱鋼に適合したドリルは 140°であり角度が異なることから、30°を加工するために φ8×R0.2 ラジアスエンドミルで粗加工した後、仕上げ加工を φ6×R0.5 で行っていた。エンドミルは 2 種類を使用し、寿命が短いため刃具費の 98%を水孔加工が占めている実態が把握された。表 3-2.2.8.B-5 に加工工程及び工程比率を示す。

表 3-2.2.8.B-5 加工工程及び工程比率

	1	2	3	4	5	6	消耗品
加工工程	端面・外周荒加工	外周荒加工	水孔加工	外周仕上げ	バリ取り	検査	刃具
加工部位							
加工機	旋盤	旋盤	マシニング	センタレス	手仕上	CMM	購入
工程比率(%)	12	3	15	5	8	7	50
使用刃具	チップ		ドリル, エンドミル	砥石	ヤスリ	—	—
刃具比率(%)	2		98	—	—	—	—

等高線加工とは図 3-2.2.8.B-49 に示すよう、30°の斜面に沿って R の付いた刃物で、小さな階段状になるよう何度も周回を重ねる加工で、段差は 0.003mm になるようにプログラムを組み加工時間は 190 秒を要していた。そこで加工方法をエンドミルからドリルに変更することに着目し、更なる加工費低減に取り組んだ。対品である水冷パイプとの干渉を確認したところ 30°を 20°に変更することが可能で、耐熱鋼用先端角 140°のドリルでテスト加工を実施した結果、切りくずの排出性も良好で表面粗さも満足することが確認された。図 3-2.2.8.B-50 に対品との干渉及びテスト加工の断面を示す。

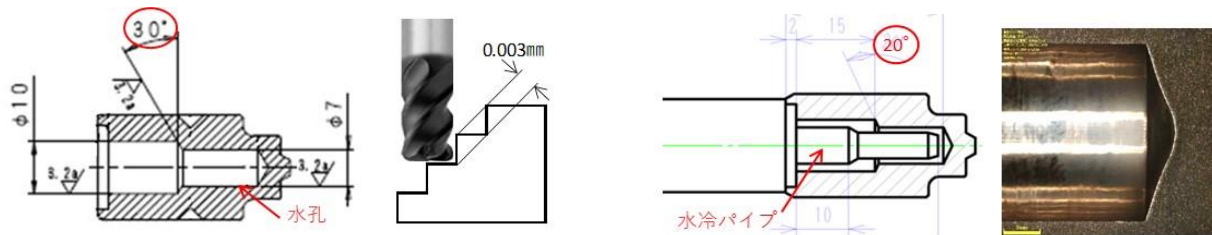


図 3-2.2.8.B-49 加工形状及び等高線加工 図 3-2.2.8.B-50 干渉及びテスト加工

2 種類のエンドミルをドリル加工に変更した結果、加工時間は 190 秒が 30 秒になることで水孔加工工程に於ける効果は△5%、耐熱鋼用ドリルは高額だがエンドミルと比較すると寿命が長いいため全体的に安くなり、刃具費の効果は△5%となり、加工費全体で△10%のコスト低減を実現した。表 3-2.2.8.B-6 に加工方法変更によるコスト効果を示す。

表 3-2.2.8.B-6 加工方法変更によるコスト効果

	1	2	3	4	5	6	消耗品	合計
加工工程	端面・外周荒加工	外周荒加工	水孔加工	外周仕上げ	バリ取り	検査	刃具	
加工機	旋盤	旋盤	マシニング	センタレス	手仕上	CMM	購入	
従来比率(%)	12	3	15	5	8	7	50	100
改善比率(%)	12	3	10	5	8	7	45	90

#### 4) 研究成果の意義

チタン材や超ハイテンを接合するには、高温域での高強度と耐久性を備え持つツールの開発が必須であり、ツールを製造する観点に於いては極めて欠陥の少ないツールを安定的に安く供給することが実用化に向けた重要な課題と考える。本研究ではツール寿命に影響する内部欠陥の低減、ツールコストの低減に向けて取り組み、方向性を示す意義ある成果が得られた。

## ⑤ ツール合金開発， 接合部解析【再委託先①】

### 1) 鉄鋼の FSW に適した Co 合金 FSW ツールの成分最適化

平成 26 年度～平成 29 年度の再委託事業において、合金成分を変化させることで、金属組織や諸特性を変えた Co 合金を設計し、チタン合金、純チタンおよび鉄鋼に対する FSW 試験を実施した結果、チタン合金では高温強度が高い Co 合金の FSW ツールが摩耗しづらいが、鉄鋼ではツール材の材料組織がツール摩耗に影響を及ぼすことを明らかにした。具体的には、 $\gamma/\gamma'$ 母材に分散する金属間化合物や炭化物などの硬質粒子の分布状態に依存し、2～5 $\mu\text{m}$  の硬質粒子が高密度に分布するほど、耐摩耗性が向上する可能性が示唆された。そこで更なる高性能化を目指して、合金成分量を微調整することで硬質粒子の分布状態を変えた Co 合金を追加設計し、S45C（中炭素鋼）に対する FSW に供して、Co 合金 FSW ツールの成分最適化とツール損傷低減の方策について検討した。S45C の FSW 条件は、ツール回転速度 150rpm、接合速度 1mm/s とし、アルゴンガスによるシールドに加えて、進行方向前方からアルゴンガスを Co 合金ツールに吹き付けることで強制的に冷却した。Co 合金 FSW ツール形状は、ショルダ径 15mm、プローブ長 1.7mm とした。

追加設計された Co 合金ツールは FSW に伴い、これまでの報告と同様、ショルダ外縁部から摩耗する傾向を示したが、微細な硬質粒子を高密度に分散した合金においては、ツール摩耗量の著しい低減が確認された。3 次元的なツール摩耗を定量的に評価すると、ショルダ外縁部からの摩耗が確認できるが、マクロ的なツール摩耗はほとんど生じていないことが分かった。単位摺動距離当たりのショルダ外縁部の摩耗体積（ショルダ摩耗率）をツール摩耗の指標として用いると、最良の耐摩耗性を示したショルダ摩耗率は既存の開発ツールに比べて半分以下に低減できた。また、耐摩耗性に対するツール材の物性・ミクロ組織の関係について詳細に検討した結果、微細な硬質粒子が高密度に分散した状態を定量的に示す指標として、硬質粒子間の平均距離を用いることで比較的良好な関係を得ることができた。すなわち、硬質粒子間の平均距離が小さい Co 合金 FSW ツールほど耐摩耗性に優れることが示唆された。

実使用を考慮した場合、一度摩耗した Co 合金 FSW ツールを再加工し、再利用できることが求められることから、摩耗後、再加工した Co 合金 FSW ツールの摩耗性能を評価した。被接合材は S45C であり、Co 合金 FSW ツール形状はショルダ径 12mm、プローブ長 1.2mm とし、ツール回転速度 200rpm、接合速度 100mm/min、アルゴンガスによるシールドと強制冷却を用いた。FSW によるツール摩耗挙動を調べた結果、再加工した Co 合金 FSW ツールは新品と同等のツール性能を示すことが示された。これは、ツールへ加工するインゴット全てに、同一のミクロ組織を得る製造方法（鋳造および熱処理）が用いられているためと考えられた。以上より、鉄鋼の FSW に適した Co 合金 FSW ツールの成分を最適化することができた。

### 2) 1.2GPa 級 TRIP 鋼 FSW 継手の引張特性

超ハイテンの一種である 1.2GPa 級 TRIP 鋼の FSW 突合せ継手引張特性を調べた。1.2GPa 級 TRIP 鋼に対してツール回転速度 200rpm と 300rpm を用いた場合、接合欠陥



のない継手が得られた。その結果、ツール回転速度 300rpm の継手では、引張強さ 1210MPa 程度、伸び 11~12% の良好な引張特性が得られたが、ツール回転速度 200rpm では、引張強さが約 1100MPa、伸びが 4~7% となり、特に伸びの低下が著しかった。このように FSW 継手における引張特性の違いの要因を明らかにするため、継手のマイクロ組織を解析した。

いずれの継手においても、攪拌部中にコントラストの異なる領域が左上から攪拌部を横断するように観察されるが、初期突合せ面の残存、トンネル欠陥や溝状欠陥などは観察されなかった。これら継手の引張試験を実施した結果、300rpm で得られた継手は、攪拌部から離れた熱影響部にてネッキングを起こした後、破断した。TRIP 鋼 FSW 継手の硬さ分布は、攪拌部で上昇する一方、熱影響部で母材よりも軟化するため、最軟化した領域で優先的に降伏し、破断に至ったものと推察される。一方、200rpm で得られた継手は、攪拌部と熱影響部の境界付近においてネッキングを起こすことなく破断した。き裂の進展経路におけるマイクロ組織を詳細に調べた結果、破断の起点となり得る接合欠陥や介在物などは観察されなかったが、攪拌部の前進側表面において、非常に粗い波目模様が存在し、その波目模様の凹部からき裂が進展しているように見えることから、ツール回転速度が 200rpm においては、攪拌部表面に形成される波目模様が粗くなってしまい、引張試験における応力集中点として作用したものと推察された。以上より、FSW 継手における硬さ分布以外にも、表面模様が引張破断に影響する場合があります、ツール回転速度が低い場合、その危険性が増すことが明らかとなった。

### 3) 超ハイテンの突合せ FSW における条件適正化

代表的な Cr-Mo 鋼である SCM435 に対して、引張強さ 1.5GPa 以上、伸び 7% 以上の引張特性が得られるように、焼ならし、焼入れおよび焼戻し処理を行ったものを超ハイテン供試材として用いて、Co 合金ツールを用いた突合せ FSW を種々の接合条件で実施し、得られた超ハイテン FSW 突合せ継手の金属組織と機械的特性を調べて、接合条件の最適化を試みた。

供試材の形状は長さ 220×幅 49.5×厚さ 3.2 (mm) であり、突合せ面から 10 mm の領域を厚さ 1.4 mm に機械加工した。その後、2 枚の供試材を超硬合金板の上に設置して突合せ FSW した。接合ツールは本研究開発で組成や形状を適正化した Co 合金製のものであり、ショルダ径 12 mm、プローブ長 1.2 mm のものを用いた。条件を適正化するため、ツール回転速度 200~400 rpm、接合速度 100~400 mm/min の範囲で変化させた。

種々の接合条件で FSW した結果、接合速度 100 mm/min では表面外観が荒れた継手となったが、それ以外の条件では表面が滑らかな継手を得ることができた。滑らかな表面外観が得られた 5 つの接合条件で作製した継手の断面マクロ写真を **図 3-2.2.8.B-51** に示す。接合中心付近に攪拌部が観察された。全ての攪拌部内にトンネル欠陥などの体積欠陥は観察されなかったが、3 つの接合条件 300rpm-200mm/min、300rpm-300mm/min、400rpm-400mm/min で得られた継手では、攪拌部下部に初期突合せ面の残存と思われる欠陥、ルートフローが観察された。断面マクロを詳細に観察すると、300rpm-300mm/min および 400rpm-400mm/min で得られた攪拌部は供試材下部まで達

していないことが確認できた。本研究の FSW では、装置に一定のツール挿入深さ値を入力して実施したため、FSW 走行時にはツールに働く反力により、実質的なツール挿入深さが減少することが想定された。ルートフローが観察された継手は、ツール回転速度に対して接合速度が速い接合条件で得られたものであったことから、ツールへの反力が大きく、実質的なツール挿入深さが減少したため、ルートフローが残されたものと推察された。ルートフローは裏曲げ試験において開口するとともに、引張試験や疲労試験においては応力集中源となるため、機械的特性を著しく低下させることが容易に想像できる。従って、断面マクロ観察の結果から、ルートフローが形成されない 300rpm-150mm/min もしくは 400rpm-200mm/min が適正な接合条件の候補として選定された。

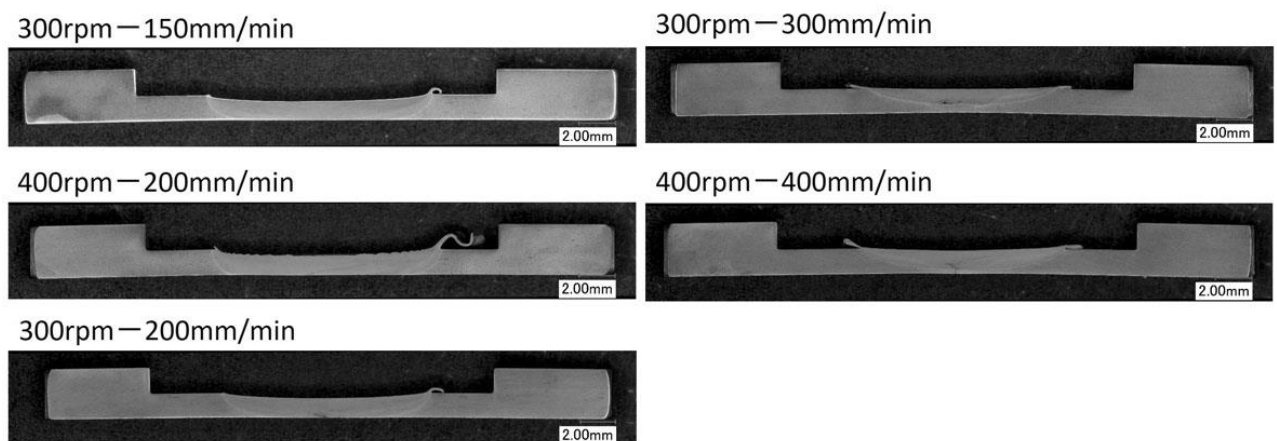


図 3-2.2.8.B-51 種々の接合条件で得られた超ハイテン FSW 部の断面マクロ写真

攪拌部のミクロ組織を解析した結果、全ての攪拌部において、マルテンサイトが主体のラス状組織が観察された。マルテンサイトの分率や形状、サイズに及ぼす接合条件の影響はあまり見られなかった。この組織より、全ての接合条件において攪拌部の最高到達温度は A3 点を超えているものと考えられた。接合ツールの攪拌により最高到達温度が A3 点を超えることで完全オーステナイト組織が得られ、ツール通過後の急冷によりオーステナイトがマルテンサイトへ変態したものと推察された。

超ハイテン突合せ継手の硬さ分布を調べた結果、母材の硬さは 450~480 Hv 程度であったが、攪拌部の硬さは約 600 Hv であった。攪拌部硬さに及ぼす接合条件の影響はほとんど見られなかった。これはミクロ組織解析の結果と同様、全ての攪拌部においてマルテンサイト主体のラス状組織が得られており、接合条件の影響は見られなかったことと一致していた。母材と攪拌部の間、すなわち熱影響部 (HAZ) で、硬さが 300 Hv 程度まで低下しており、いわゆる HAZ 軟化が見られた。軟化部の硬さに及ぼす接合条件の影響はあまり見られなかったが、軟化部の位置はツール回転速度が高いほど接合中心から遠くへ移動する傾向が見られた。後ほど詳細を示すが、HAZ 軟化は A1 点直下に加熱されて、母材の焼戻しマルテンサイトが更に焼戻されることで生じたものと推察された。ツール回転速度とともに最高到達温度も高くなるため、A1 点直下に加熱される領域も接合中心から離れるものと考えられた。これらの結果から、

攪拌部の組織及び継手の硬さ分布に及ぼす接合条件の影響はほとんどないことが示された。そこで本研究では、300rpm-150mm/min と 400rpm-200mm/min のうち、熱影響が少ない 300rpm-150mm/min を適正化条件として選定した。

適正化条件（300rpm-150mm/min）で得られた超ハイテン接合部におけるマイクロ組織分布について調べた。母材部にはラス状組織の中に微小な炭化物が観察されることから、典型的な焼戻しマルテンサイト組織であることが分かった。HAZ 軟化が生じた“軟化部”では、ラス状組織が粗大化し、炭化物の量およびサイズが増加していることから、母材部の焼戻しマルテンサイトが更に焼戻されたものと考えられた。このような組織は A1 点直下へ加熱されることで得られるものと考えられた。“HAZ”には、マルテンサイトとフェライトが共存した組織が観察された。マルテンサイト中に炭化物は観察されないことから、FSW の冷却過程において新たに形成された焼入れマルテンサイトと考えられた。“HAZ”において、軟化部から攪拌部に近づくにつれて、焼入れマルテンサイト量が増加していたため、“HAZ”は FSW 過程での最高到達温度が A1 点～A3 点の間に加熱された領域と考えられた。最高到達温度が A1 点～A3 点の間に加熱された場合、フェライトとオーステナイトの混合組織が得られ、温度が高いほどオーステナイトの量は増加する。オーステナイトは冷却過程で焼入れマルテンサイトへ変態するため、この領域では、焼入れマルテンサイトとフェライトから成る組織を呈し、攪拌部に近づくほど焼入れマルテンサイト量が増えるものと考えられる。焼入れマルテンサイト量の増加とともに硬化するため、“HAZ”は HAZ 軟化部から攪拌部にかけて見られる硬さが急上昇した領域に対応していた。母材部、軟化部、攪拌部において EBSD 解析を実施し、集合組織ならびに平均結晶粒径を調べた結果、これらの領域はいずれも比較的ランダムな方位分布を有しており、結晶粒径も 2.5～3.0  $\mu\text{m}$  の範囲にあり、大きな差は見られなかった。

この接合部に対して継手引張試験を実施した結果、引張強さは約 1480 MPa、伸びは約 4%であった。破断は HAZ 軟化部で生じた。母材は、引張強さ 1.5 GPa 以上、伸び 7%以上を目標に製造されているため、接合部において引張強さ、伸びともに低下したと言える。引張強さの低下は、最弱ポイントである HAZ 軟化部で破断したためである。伸びの低下は、HAZ 軟化部において優先的に塑性変形が生じる一方、硬化した攪拌部ではほとんど塑性変形が生じないためであり、接合部内に著しく脆化した領域が形成された結果ではないと考えられた。

#### 4) 超ハイテンの重ね FSW における条件適正化

超ハイテンの TWB（テイラードブランク）部材の製作においては、重ね FSW が用いられることから、Co 合金ツールを用いて種々の接合条件で超ハイテンの重ね FSW を実施し、得られた継手の金属組織と機械的特性を調べて、接合条件の適正化を試みた。

用いた超ハイテン供試材は、代表的な Cr-Mo 鋼である SCM435 に対して、引張強さ 1.5GPa 以上、伸び 7%以上の引張特性が得られるように、焼ならし、焼入れおよび焼戻し処理を行って作製した。供試材の形状は長さ 220×幅 74×厚さ 1.4 (mm)であり、幅

方向に 22 mm 重ね合わせて、重ね FSW を行った。FSW ではツール回転方向と接合方向の関係で左右が非対称な継手となり、重ね継手の引張せん断強度に対してツール回転方向が影響するため、回転方向を変えて実施した。接合ツールは本研究開発で組成を適正化した Co 合金製のものであり、ショルダ径 15 mm、プローブ長 1.6 mm のものを用いた。接合条件は、接合速度をツール回転速度で除した値、すなわちツール 1 回転当たりの進行距離（回転ピッチ）が 0.5 mm/rev で一定になるように、ツール回転速度と接合速度を変化させた。具体的には、100 rpm×50 mm/min、150 rpm×75 mm/min、200 rpm×100 mm/min、300 rpm×150 mm/min の 4 条件で重ね FSW を行った。

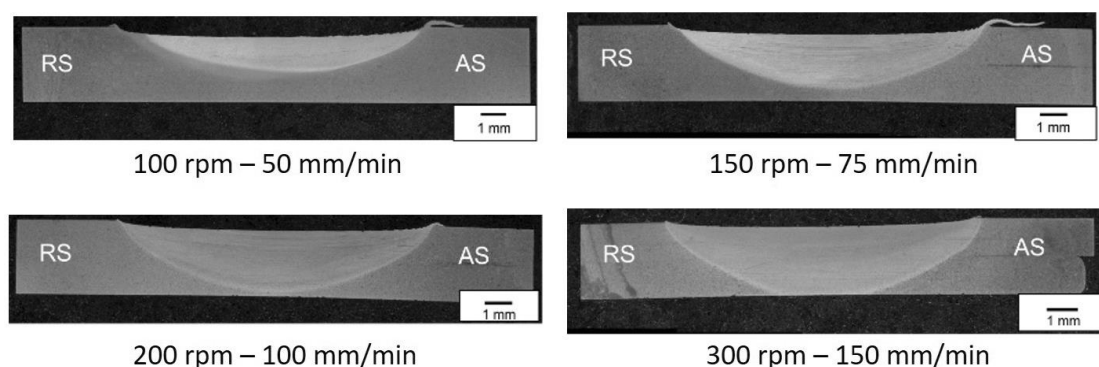


図 3-2.2.8.B-52 厚さ 1.4mm 超ハイテンの重ね FSW 継手の断面マクロ写真

得られた FSW 継手の表面外観は全て滑らかであり、表面荒れなどは確認できなかった。FSW 継手の断面マクロ写真を図 3-2.2.8.B-52 に示す。接合中心付近に無欠陥の攪拌部が見られた。攪拌部はツール回転速度が増加するほど深くなっており、回転速度 100 rpm では上下板厚の半分程度であったが、回転速度 300 rpm では下板下部にまで達していた。攪拌部内において重ね面は分断されており、どの接合条件でも接合が達成されていたが、回転方向と接合方向が一致する側（前進側：AS と表記）において、重ね面端部が上板側に浮き上がるフックが確認された。一方、回転方向と接合方向が逆になる側（後退側：RS と表記）では、重ね面端部のフックは見られなかった。

FSW 継手の断面上の上板でビッカース硬さ分布を測定した結果、母材の硬さは約 450 HV であった。攪拌部では、接合条件によって 380~500 HV の硬さとなっており、回転速度とともに攪拌部硬さは増加した。攪拌部の外側では硬さが急激に低下し、約 300 HV であり、回転速度が高いほど、硬さ低下領域の位置が接合中心から遠い側へシフトする傾向を示した。

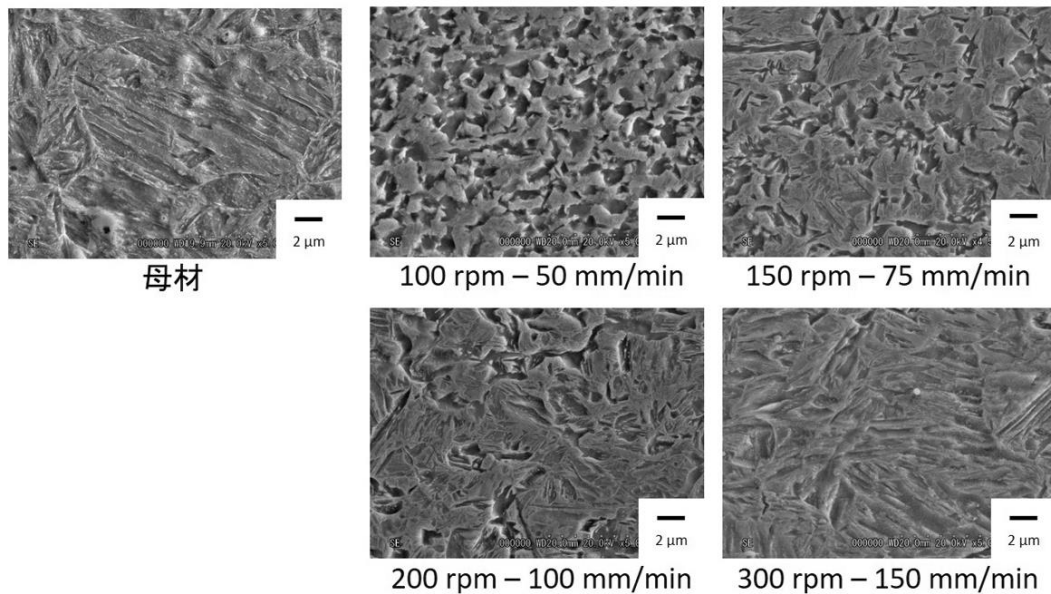


図 3-2.2.8.B-53 厚さ 1.4mm 超ハイテンの母材および攪拌部中央の SEM 写真

硬さとマイクロ組織の関係を調べるため、得られた FSW 継手の各領域のマイクロ組織を SEM により察した。母材および異なる接合条件で得られた攪拌部の SEM 写真を図 3-2.2.8.B-53 に示す。母材は典型的な焼戻しマルテンサイト組織を呈していた。攪拌部においては、焼入れマルテンサイトとフェライトの混合組織となっており、回転速度が高いほどマルテンサイト量が増加する傾向が示された。一般的に、焼入れ硬化性を有する鋼の硬さはマルテンサイト量に依存し、マルテンサイト量が多いほど硬くなる。すなわち、攪拌部の硬さが回転速度とともに増加したのは、焼入れマルテンサイト量の増加により説明できた。一方、硬さ低下が生じた領域では、母材よりも粗大な炭化物を有する焼戻しマルテンサイトが観察できた。これは母材組織がさらに焼き戻されたことを意味しており、この母材の更なる焼戻しにより著しい硬さ低下が生じたものと推察された。

FSW では摩擦熱と加工熱により材料を加熱しつつ、大きな塑性ひずみを付与することで攪拌部が形成される。鋼の場合、微細な再結晶粒組織が形成された後、固相変態を経るため、攪拌部組織は主に最高到達温度に依存する。焼戻しマルテンサイトだった母材組織は、FSW 時の温度上昇に伴って変化し、A1 点を超えるとオーステナイト相が形成され、温度上昇とともにオーステナイト相の割合が増加し、A3 点以上で完全オーステナイト組織となる。SCM435 は焼入れ硬化性が高いため、接合時の冷却過程においてオーステナイトが全て焼入れマルテンサイトへ変態すると仮定すると、ThermoCalc で求めた計算状態図から、各接合条件で得られた攪拌部の最高到達温度を予測することができる。本研究で用いた SCM435 の A1 点は約 730℃、A3 点は 788℃であり、各接合条件で得られた攪拌部の最高到達温度は、100 rpm×50 mm/min で 740℃、150 rpm×75 mm/min で 760℃、200 rpm×100 mm/min で 780℃、300 rpm×150 mm/min で 788℃以上であることが推察された。

本研究で得られた FSW 継手の引張せん断試験を実施した。各接合条件においてツ

ール回転方向を変えた継手の引張せん断試験を実施したが、これは時計回りでは上板の RS へ、反時計回りでは上板の AS へ荷重が加わるため、破断位置や破断荷重が変わるためである。図 3-2.2.8.B-54 に引張せん断試験での破断荷重に及ぼす接合条件と回転方向の影響を示す。破断荷重は 150 rpm×75 mm/min で最大となり、回転速度の増加とともに低下した。回転速度が低い場合には、時計回りに比べて反時計回りで得られた継手の破断荷重が高いが、回転速度が高い場合には、時計回りで得られた継手のほうが高くなった。破断荷重の違いを検討するため、引張せん断試験時の破断起点とき裂進展経路を調べたところ、ほとんどの継手は重ね面端部近傍から上板側へき裂が進展していることが分かった。時計回りでは上板の RS、反時計回りでは上板の AS で破断していた。回転速度が低い場合、破断起点は重ね面端部ではなく硬さ低下領域であり、その後、上板の AS に存在する硬さ低下領域、すなわち熱影響部をき裂が進展するが、回転速度が高い場合には、重ね面端部で発生したき裂が攪拌部内を引張方向に垂直に進展していた（図 3-2.2.8.B-55）。

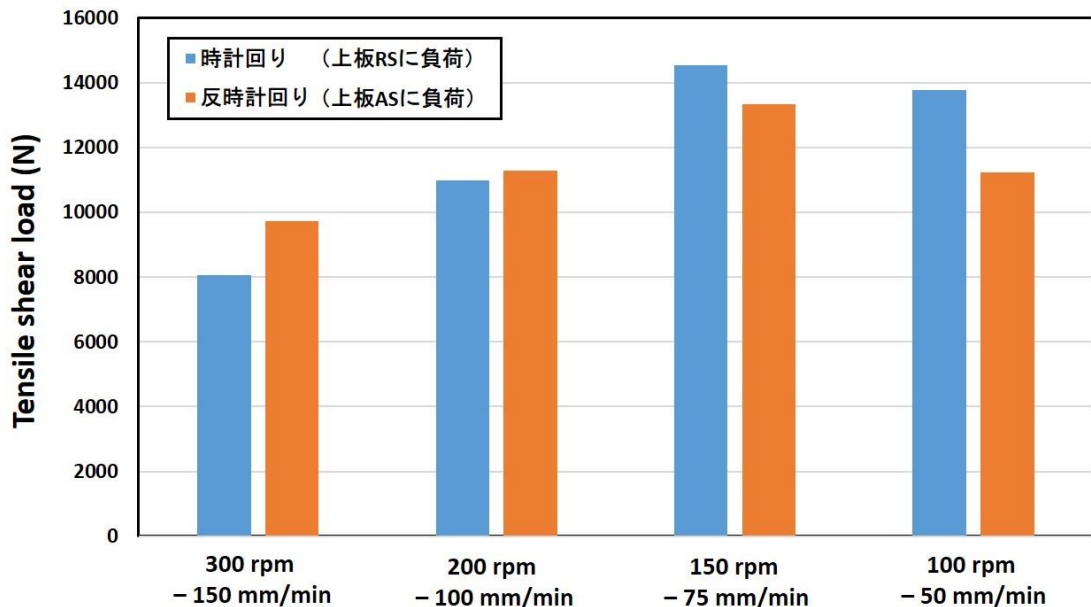


図 3-2.2.8.B-54 厚さ 1.4mm 超ハイテンの重ね FSW 継手の引張せん断荷重に及ぼす接合条件と回転方向の影響

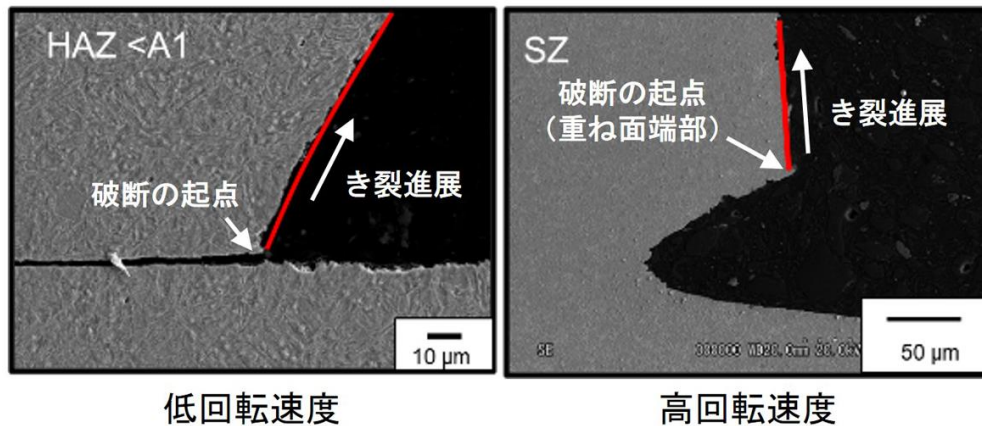


図 3-2.2.8.B-55 破断した厚さ 1.4mm 超ハイテン重ね FSW 継手における破断き裂の起点近傍の SEM 写真

重ね継手の場合、重ね面端部は切欠きとして作用するため、大きな応力集中が生じる。応力が集中する領域に、低い靱性を有する焼入れマルテンサイトが多く存在する回転速度が高い継手では、低荷重で破断に至るが、回転速度の低下に伴ってマルテンサイト量が減少し、靱性が向上するため、重ね面端部からき裂が発生せず、最軟化部（硬さ低下領域）においてき裂の発生と進展が生じ、破断経路が長くなったため、破断荷重が上昇したものと推察される。

2021 年度は、超ハイテンの TWB（テイラードブランク）部材に使用される板厚 1.6mm の超ハイテンに対する重ね FSW を対象とし、Co 合金ツールを用いて種々の接合条件で超ハイテンの重ね FSW を実施して、得られた継手の金属組織と機械的特性を調べ、接合条件の適正化を試みるとともに、適正条件で得られた継手のマイクロ組織の形成機構を調べた。

用いた超ハイテン供試材は、SCM435 に対して、引張強さ 1.5GPa 以上、伸び 7% 以上の引張特性が得られるように、焼ならし、焼入れおよび焼戻し処理を行ったものを用いた。供試材の形状は長さ 220×幅 74×厚さ 1.6 (mm)であり、幅方向に 22 mm 重ね合わせて、重ね FSW を行った。FSW ではツール回転方向と接合方向の関係で左右が非対称な継手となり、重ね継手の引張せん断強度に対してツール回転方向が影響するため、回転方向を変えて実施した。接合ツールは本研究開発で組成を適正化した Co 合金製のものであり、TWB 部材の接合と板厚を考慮して、ツール形状はショルダ径 12 mm、プローブ長 1.8 mm とした。接合条件は、接合速度をツール回転速度で除した値、すなわちツール 1 回転当たりの進行距離（回転ピッチ）が 0.5 mm/rev で一定になるように、ツール回転速度と接合速度を変化させた。具体的には、150 rpm×75 mm/min、200 rpm×100 mm/min、300 rpm×150 mm/min、400 rpm×200 mm/min の 4 条件で重ね FSW を行った。更に TWB 部材接合における反力等を考慮して、ロボット FSW 性に優れた接合条件として選定された 400 rpm×150 mm/min で得られた継手に関しても、マイクロ組織と機械的特性を調べた。

得られた継手の外観は、滑らかで良好であることが示された。得られた継手の断面

マクロ写真を調べた結果、ツール回転速度の増加とともに、攪拌部の面積が増大し、深く形成されていることが示された。これは、ツール回転速度が低いほど、接合時の最高到達温度が低いため、ツール走行に対する被接合材からの反力が大きくなり、実質的なツール挿入深さが減少したためと考えられた。加えて、いずれの継手の攪拌部内にも、初期重ね面の残存らしきものが AS、RS とともに観察された。初期重ね面の残存量に及ぼす接合条件の影響はあまり見られなかった。板厚 1.4 mm 超ハイテン重ね FSW 継手においても、RS において初期重ね面の残存が観察されたが、板 1.6 mm 重ね継手のほうが、残存量が多かった。これは、接合ツールのショルダ径の影響と考えられた。板厚 1.4 mm の重ね FSW ではショルダ径 15 mm の接合ツールを用いたが、板厚 1.6 mm では TWB 部材 FSW を考慮して、ショルダ径 12 mm の接合ツールを用いた。ショルダ径が小さいほど、接合温度が低下して攪拌力が減り、重ね面上の酸化膜の分断が低減されることから、板 1.6 mm 重ね FSW 継手では、初期重ね面の残存が顕著になったものと推察された。

継手の硬さ分布を調べた結果、母材では約 475 Hv であったが、攪拌部の外側で軟化が生じ、攪拌部では母材以上の硬さとなっていた。攪拌部の硬さは接合条件に依存しており、ツール回転速度が高いほど高くなった。ミクロ組織解析を行った結果、母材は焼戻しマルテンサイトであったが、攪拌部はマルテンサイトとフェライトの混合組織となっており、回転速度が高いほど、マルテンサイト量が増加し、粗大化することが示された。これは回転速度の増加とともに最高到達温度が上昇するため、接合時にオーステナイトへ変態する焼戻しマルテンサイト量が増加し、オーステナイトは高温化で粗大化した後、冷却時にマルテンサイトへ変態するためと考えられた。攪拌部の硬さはマルテンサイト量に依存するため、回転速度の増加とともに攪拌部硬さは上昇したものと考えられた。

図 3-2.2.8.B-56 に板厚 1.6 mm 重ね FSW 継手の引張せん断試験における破断荷重に及ぼす接合条件および回転方向の影響を示す。破断荷重は 200 rpm×100 mm/min において最大となり、時計回りよりは反時計回りで若干高くなる傾向が示された。それぞれの継手の破断位置を調べた結果、反時計回りにおいて、回転速度が 200 rpm 以下の場合、破断は攪拌部外側の軟化部から生じるが、300 rpm 以上では、き裂が重ね面端部から攪拌部上部へ攪拌部内を進展することが分かった。時計回りにおいては、いずれもき裂が攪拌部内を進展した。破断荷重が高い場合、き裂は攪拌部外の軟化部を進展する傾向は、板厚 1.4 mm 重ね FSW 継手でも見られた。これは、ツール回転速度が低い場合、攪拌部のマルテンサイト量が少なく、じん性が高かったため、き裂発生が攪拌部内から軟化部へ移ったためと考えられた。以上の結果から、優れた引張せん断荷重を示す超ハイテン重ね継手を得るには、上板の AS へ荷重が加わるような回転方向とツール回転速度が低い接合条件を利用するのが有効であることが示された。



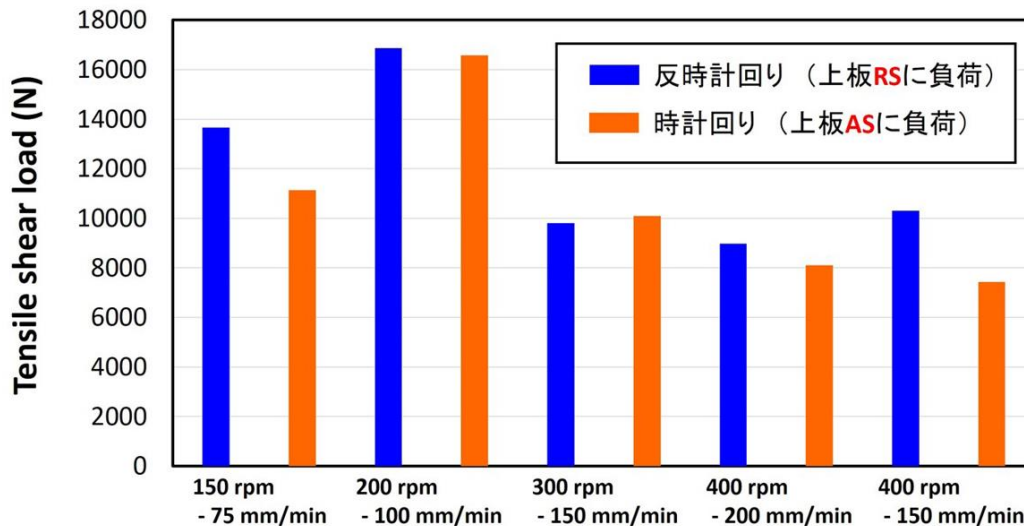


図 3-2.2.8.B-56 厚さ 1.6mm 超ハイテンの重ね FSW 継手の引張せん断荷重に及ぼす 接合条件と回転方向の影響

板厚 1.6 mm 重ね FSW 継手においては、200 rpm×100 mm/min が適正化条件であることが分かった。この継手におけるマイクロ組織分布を調べた結果、母材部には焼戻しマルテンサイトが、攪拌部にはマルテンサイトとフェライトの混合組織が、軟化部では母材の焼戻しマルテンサイトがさらに焼戻された組織が観察された。いずれの領域にも接合欠陥などは検出されず、硬さ分布はマルテンサイト量によって説明できることが示唆された。以上の結果より、適正化された超ハイテン重ね FSW 継手のマイクロ組織と機械的特性分布を明らかにすることができた。

##### 5) 意義

本研究では、鉄鋼用の FSW ツールにおいて、耐摩耗性を確保するために必要なツール材の物性・マイクロ組織について明らかにし、そのツール材の物性・マイクロ組織を制御することで、実使用に耐えうる Co 合金 FSW ツールを開発した。この研究成果は、鉄鋼用 FSW ツール材料の開発において、基礎的な重要知見と成り得ることから、更に高性能な FSW ツールの開発において、極めて有益な情報と成り得る。また、本研究で開発された Co 合金 FSW ツールは、これまで溶接施工が想定されなかった鋼の接合を可能とするものであり、自動車をはじめとして、鋼を利用する種々の工業製品の設計自由度を大幅に改善することができる。

また、超ハイテンの突合せ FSW および重ね FSW において、継手のマイクロ組織と機械的特性を調べることで接合条件の最適化指針を明らかにした。突合せ FSW においては、ルートフロー等の応力集中を作ることなく、熱影響が最も少ない接合条件を適正化条件として選定することができた。重ね FSW においては、上板の AS へ荷重が加わるような回転方向とツール回転速度が低い接合条件が最適化条件であることが示された。これらのデータは、超ハイテンに限定されるものではなく、種々の鉄鋼の FSW において、優れた諸特性を得るための材料組織学的な基礎的かつ有用な知見であり、

鉄鋼の FSW の汎用化促進に貢献することができる。

#### ⑥ 接合材の疲労破壊評価と解析【再委託先②】

##### 1) 高疲労強度を達成する高強度 TRIP 鋼の FSW プロセス開発

低炭素化社会の実現が命題になっている中で、輸送機器の軽量化、製造コストの低減、製造プロセスの簡略化は極めて大きな貢献を果たす。その中でも、固相状態のままで、かつ、連続工程で高強度鋼製の 3 次元複雑構造体の製造を可能とする摩擦撈拌接合法(FSW)は、特に注目されている技術である。その一方で、これを可能にするには、接合の際のツール素材の開発、ツール形状の選択、接合条件の選択と最適化が不可欠である。そしてまた、高強度材は難接合材であることが多いことから、疲労強度を始めとする接合体の強度的信頼性を確保した上で工業的な製造技術にまで昇華させることは極めて困難とされてきた。そこで、熔融溶接が難しい材料の代表である高強度 TRIP 鋼を主対象とし、自主開発した FSW 装置、そのためのツール素材、ツール形状、接合条件などを変数とした FSW 接合体を製作し、その室温における疲労強度を調査することにより、最適な FSW 条件へフィードバックする基盤的情報とした。

具体的には、難接合性材料の線接合技術を開発するため、代表的な難接合性材料である 1.2GPa 級の強度を有する TRIP 鋼の平板接合体を摩擦撈拌接合法(FSW)により製作し、硬さ分布等の機械的性質の調査、ならびに冶金学的組織解析を行うとともに、室温での疲労強度特性、及び、これらに及ぼす接合条件や後熱処理の影響を評価した。

本研究の接合体の応用先は、軽量化を強く意識した薄肉構造物とし、この方向性を強く意識して対象素材は厚さ 1.4 mm の TRIP 鋼（板材）とした。受入れの際の熱処理は、900°Cx180s の焼入れの後、400°Cx30 分の焼戻し処理を施した。この受入材に対し、自主開発装置を用いて FSW により突合わせ接合を施した。この受け入れ素材に対し、基本的 FSW 接合条件として、ツール回転速度 300 回転/分、接合速度 150mm/分とする条件(Cond. A)を選定した。これは、引張試験により得られた継手の静的強度をベースに選択したものである。使用したツールは、独自開発の Co 基合金製水冷方式のもので、ショルダ径は 12mm である。これら接合体の FSW 施工時の表面凹凸部を機械加工により取り除いた上で、厚さ 1.1mm、幅 5mm、長さ 30mm の評点部を持つダンベル型の疲労試験片を放電加工により切出したのち、評点部表面を機械研磨した。なお、比較のため、ツール回転速度 400 回転/分、接合速度 100mm/分、ツールのショルダ径 9mm とする接合条件(Cond. B)で後熱処(PWHT)を施した接合体も準備し、接合プロセスパラメータの影響についても調査した。PWHT 条件は、FSW 直後の連続工程で 400°Cx30 分ののち空冷とする条件を暫定条件とした。さらに、接合の後の被接合部材の接合部の冷却速度を工業的にコントロールする目的で、接合素材裏板敷金の剛性と放熱速度を変えた接合体を条件 B の下で製作し、そのときの疲労強度も調査した。

一般に、高強度材の疲労強度は軸負荷下と曲げ負荷下では前者の方が低い強度を示すことから、本研究ではより信頼性の高い知見を得る目的から軸負荷下の疲労強度を評価した。疲労強度評価に当たっては、試験系のアライメントには特に配慮し、基本

応力比は 0.4、周波数は 20Hz とし、強度のみならずき裂発生起点についても注目した。あわせて、応力比の影響も調査するため、応力比は 0.1 とする条件下の疲労強度も調査した。

接合体の接合方向と垂直な断面における硬さ分布と組織観察を行った。それによれば、FSW の攪拌中心部では硬さが高くなる一方で、Advancing side(AS)と Retreating side(RS)部では、幅約 1-2mm 程度の硬さ低下領域が形成されることが明らかとなった。接合体の組織は、基本的にはフェライト相、ベーナイト相、残留オーステナイト相からなる複合組織で、各層の割合には AS 域と RA 域で有意な差異は見られなかったが、母材部とは異なっていた。また、攪拌域内部では接合中のメタルフロー状態が反映されたと思われる組織の不均質性も見られた。なお、接合体内部のごく一部には 0.1mm 程度の接合欠陥も見られ、その周囲では酸素濃度が高く、攪拌中に酸素がまきこまれたことを示唆する分析結果も得られた。

接合試験片の疲労寿命曲線を母材単体のそれと比較した(図 3-2.2.8.B-57)。これより、Cond. A の接合体の疲労強度は母材に対して約 85%の強度を有しており、実用に耐えるものと思われる。なお、図中の各データポイントに付随させた記号(AS、RS、SZ)は疲労き裂の発生起点を示しているが、ほとんどのものは RS、AS のいずれかの部位で破断し、これら破損部位の相違による有意な寿命差は見られない。ただし、攪拌域内(SZ)で破断した試験片では、RS あるいは AS で破断した場合に比べて顕著な強度低下が見られる。この特徴は、PWHT の有無に関わらず共通していた。

疲労強度向上のために効果的であったのは、さらに、接合の後の被接合部材の接合部の冷却速度を工業的にコントロールする目的でおこなった接合時裏板敷金の影響であった。結果を図 3-2.2.8.B-57 示す。図 3-2.2.8.B-57 で”Improved condition”として記載するこれに該当する接合体の疲労強度は、母材とほぼ同程度の疲労強度を有することが示され、且つ、破断位置も接合部から離れた母材部であった。

すなわち、「強度 1.2GPa 以上、厚み 2mm 以下の炭素鋼に対して、母材と同等の引張強度および母材の 85%程度の疲労強度を有する接合体製作条件を見いだす」とする当初の目的を概ね達成できたと言える。

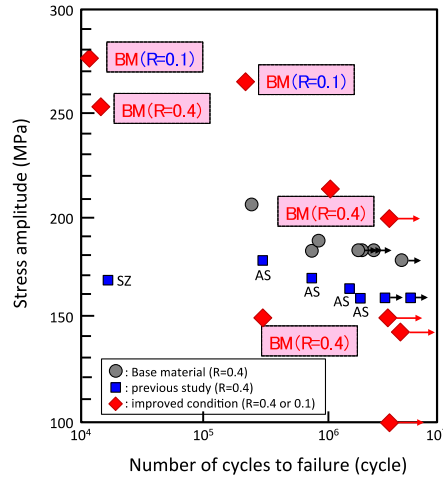


図 3-2.2.8.B-57 最適化した接合体の疲労強度と母材の疲労強度との比較(全て Cond.A にて製作)。“Improved condition”と記載したものが最適化した接合体。各データポイントに示した記号は破断位置と応力比を表す。

## 2) 高強度 TRIP 鋼と軟鋼の FSW 異材接合体開発

低炭素化社会の実現が命題になっている中で、これを可能にするには、接合の際のツール素材の開発、ツール形状の選択、接合条件の選択と最適化が不可欠である。そしてまた、高強度材は難接合材であることが多いことから、疲労強度を始めとする接合体の強度的信頼性を確保した上で工業的な製造技術にまで昇華させることは極めて困難とされてきた。そこで、熔融溶接が難しい材料の代表である高強度 TRIP 鋼と、汎用性と用途が広い軟鋼を組み合わせたいわゆる異材接合体開発を目指し、自主開発した FSW 装置、そのためのツール素材、ツール形状、接合条件などを変数とした FSW 接合体を製作し、その疲労強度を調査した。あわせて、接合時に形成された欠陥を想定し、そこからの疲労き裂伝ば抵抗を調査することにより、開発した異材接合体の信頼性を保証する基盤的情報とした。

熔融溶接が難しい材料の代表である 1.2 GPa 級の強度を有する高強度 TRIP 鋼と、汎用性と用途が広い軟鋼を組み合わせたいわゆる突き合わせ異材接合体を製作した。接合体の応用先を軽量化を強く意識した薄肉構造物とし、自動車への用途開拓を強く意識して、厚さ 1.4 mm の板材とした。TRIP 鋼の受入れの際の熱処理は、900°Cx180s の焼入れの後、400°Cx30 分の焼戻し処理を施した。この受入材に対し、自主開発装置を用いて FSW により突き合わせ接合を施した。接合条件は、ツール回転数 300 rpm、接合速度 150 mm/min とした。使用したツールは、独自開発の Co 基合金製水冷方式のもので、ショルダ径は 12mm である。比較のため、TRIP/TRIP の同種材料 FSW 継手も準備した。

接合体の接合方向と垂直な断面における硬さ分布と組織観察を行った。これより、FSW の攪拌(FSW)中心部では硬さが最も高くなる一方で、軟鋼部(Mild)は最も硬さが低い。また、FSW/TRIP 境界部、及び、FSW/MILD 境界部には、通常の熔融を伴う溶接の際に形成され易い低硬度熱影響部などの形成は見られなかった。

つぎに、接合試験片の疲労寿命曲線を母材単体のそれと比較して(図 3-2.2.8.B-58)に示す。これより、TRIP/TRIP の同種材料 FSW 継手の疲労強度は TRIP 母材のそれに対して約 80%であり、異種材料 FSW 継手の疲労強度は同種材料 FSW 継手のそれに対

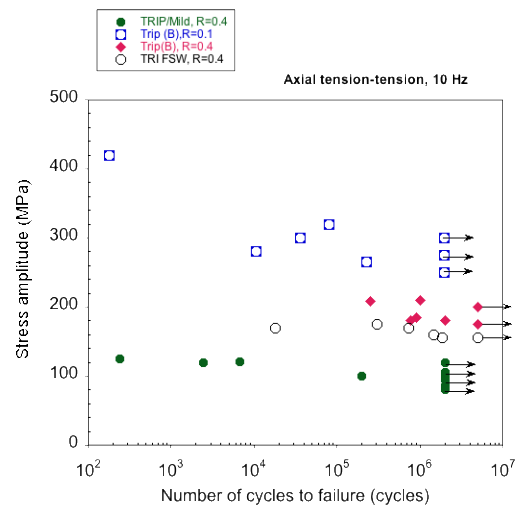


図 3-2.2.8.B-58 異材継手の疲労寿命曲線

し、約 3/4 である。最も注目すべきは、異種材料 FSW 継手の疲労破損が接合部よりも十分離れた軟鋼母材部であったことである。このことは本研究で探索した接合条件は良好であったこと、異種材料 FSW 継手の疲労強度の絶対値は軟鋼のそれに強く支配されたものであること示している。すなわち、当初の目的「厚み 2mm 以下の炭素鋼に対して、母材と同等の引張強度および母材の 85%程度の疲労強度を有する接合体製作条件を見いだす」は概ね達成できたと言える。

難接合材の信頼性評価のためには、接合の際の無欠陥保証が難しいが故に、見落とされる可能性のある欠陥に対する冗長度（尤度）を把握しておくことも必要である。この目的のため初期欠陥を模擬した人工切欠を種々の位置に導入し、いわゆる、中央切欠き試験片を用いて、その際の疲労き裂伝ば抵抗を測定した。疲労き裂伝ば試験は、ASTM 標準法 E 647 に準拠して、室温、応力比 0.1 の下で行い、評価は Mode I 型のき裂進展を対象とした。

これにより、疲労き裂の進展に対する抵抗は、き裂がどの部位を伝ばしてもほとんど変わらず、絶対値的にも最終破損が起きる軟鋼部を伝ばする際の抵抗と同等であることも明らかにした(図 3-2.2.8.B-59)。すなわち、き裂伝ばの観点からも、「厚み 2mm 以下の炭素鋼に対して、母材の 85%程度の疲労強度を有する接合体製作条件を見いだす」とする当初の目的を概ね達成でき、且つ、本研究で採用した[TRIP/軟鋼]の組み合わせ選択は適切で、実用化が期待できると言えよう。

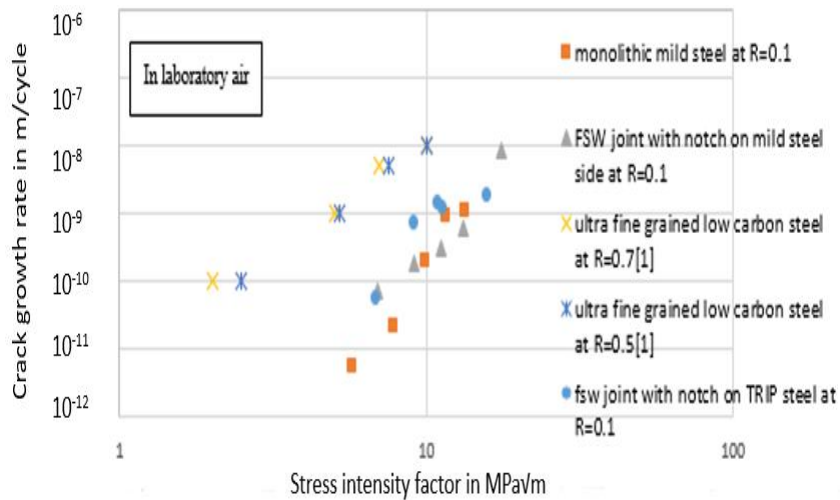


図 3-2.2.8.B-59 TRIP/軟鋼 FSW 異材接合体の疲労き裂伝ば抵抗の評価結果

### 3) 1.5G 級高強度鋼の FSW による重ね合わせ継手の疲労強度改善と破壊機構解明

摩擦攪拌接合(FSW)は非溶融の接合方法であるため、従来の接合方法が抱える多くの課題の解決に有望であると考えられるが、自動車生産への適用には、接合速度に由来する施工能率や複雑形状の部材に対するアクセス性の向上が必要である。難接合性材料の線接合技術を開発するため、代表的な難接合性材料である 1.5GPa 級の強度を有する超高強度鋼(以下、1.5 G 鋼)の平板接合体を摩擦攪拌接合法(FSW)により試作し、硬さ分布等の機械的性質の調査、ならびに冶金学的組織解析を行うとともに、室温での疲労強度特性を評価し、それらの破損機構について探索することにした。

最初に、板厚 2.0 mm の 1.5 G 鋼の FSW 重ね合わせ接合体を製作した。接合体試験片製作の際の変数は、FSW 工具であるピンの回転速度と送り速度（接合速度）、重ね代長さ（この長さは、接合部長と非接合部長の長さの総和となる）、及び最終的に採取する疲労試験片の標点部長さとした。製作した接合条件と試験片形状の変数を表 3-2.2.8.B-7、図 3-2.2.8.B-60 に総括した。

製作行程は以下の通りである。まず、2 枚の接合素材を重ね合わせた上で、素材重ね合わせ部の表面に回転ピン（ツール）を押当て、そのときに発生する摩擦熱を駆動力として固相接合した(図 3-2.2.8.B-60)。用いたピンのショルダ径は 12mm（一定）である。この長さは接合長にほぼ相当する。また、FSW 中のピンの押し込み深さは 2.0mm（目安：一定）とした。良好な FSW の接合条件は、製作した継手の引張強度を目安としてスクリーニングした。その結果、ピン回転速度  $n=200\text{rpm}$ 、接合速度  $v=100\text{mm/min}$  を基本条件とし（Condition 1 と称する）、接合時の入熱の目安となる  $N/v$  値を一定する  $n=300\text{rpm}$ 、接合速度  $v=150\text{mm/min}$ （Condition 2）も比較条件として採用することとした。

一方、FSW の疲労強度は、接合中の摩擦発熱量、摩擦熱の流れ、それらに依存するメタルフローに関連して変化することが予想されるため、接合中のピン回転方向と接合方向の相対関係を変えた接合体を製作した(表 3-2.2.8.B-7、 図 3-2.2.8.B-61 及び B62)。すなわち、図 3-2.2.8.B-61 で Site A が Advancing site (接合方向とピン回転方向が同じ) となるピン回転方向と、それが Retreating site (接合方向とピン回転方向が逆) となるピン回転方向の 2 種類の試験片である。さらに、重ね合わせ継手においては、重ね合わせしろの長さも未接合部の長さも疲労強度に影響することも予想されるため、これらの長さも変数とする試験片も準備した。

図 3-2.2.8.B-62 に示す疲労試験片を採取した。すなわち、ツールの回転押し込みに依って形成されたりボールショーンピッチに対応する凹凸を放電加工と研削盤によって取り除いた後、接合標点部の厚さを 0.90 mm まで (片側で表記すれば 0.45mm) 注意深く減肉し、疲労試験片用の標点部とした。その際、標点間の一部には未接合部を意識的に残存させることにした (目安として約 4~5mm)。これは、継手に外負荷が加えた際の応力緩和を狙ったものである。なお、本研究では、試験片標点部の長さ GL を 60mm とした試験片と 40mm とした試験片を準備した。前者を long GL 試験片、後者を short GL 試験片と称することにする(表 3-2.2.8.B-7)。

高強度材の疲労強度は軸負荷下と曲げ負荷下では、前者の方が低い強度を示すことが知られていることから、本研究では継手共同のより保守的 (安全側) な知見を得る目的から軸負荷を主体とする疲労負荷下の強度を評価することとした。すなわち、室温、応力比  $R=0.4$  の下で繰返し軸負荷を加え、継手の疲労強度を評価した。図 3-2.2.8.B-62 の重ね合わせ試験片に軸負荷を加えた際、試験片の左右端にはアライメントのミスマッチがあるため、軸負荷に誘起された曲げモーメントが生じることになる。接合界面において生じるこの効果を巨視的に最小化することを目的とし (疲労強度を定量的に解析する際にも不可決になる)、試験片のグリップ部にアライメント調整用のスペーサをはさみ、試験片全体をクランプする形で疲労負荷を加える方式とした (図 3-2.2.8.B-61)。

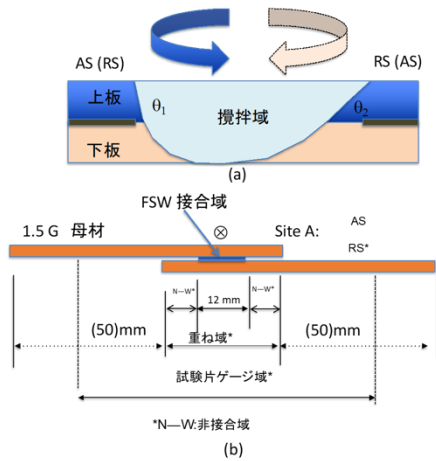


図 3-2.2.8.B-60 FSW による接合体製

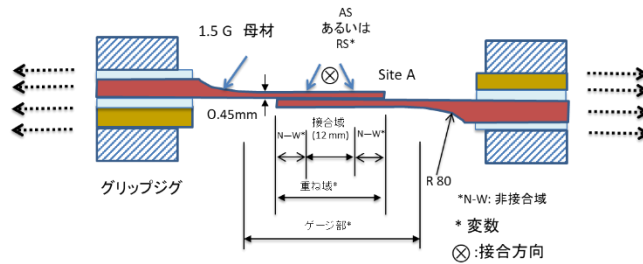


図 3-2.2.8.B-61 重ね合わせ継手試験片と疲労負荷の与え方

表 3-2.2.8.B-7 FSW 接合条件

ゲージ長 (mm)	重ね域長さ (mm)	非接合長 (mm)	部位Aのピン回転方向	接合速度 (m/sec)	ピン回転速度 (rps)	備考
40 or 60	12 or 22	0 or 5	Advancing site(条件 J&K) or Retreating site (条件 L&M)	0.1/60	200/60	Condition 1
				0.15/60	300/60	Condition 2

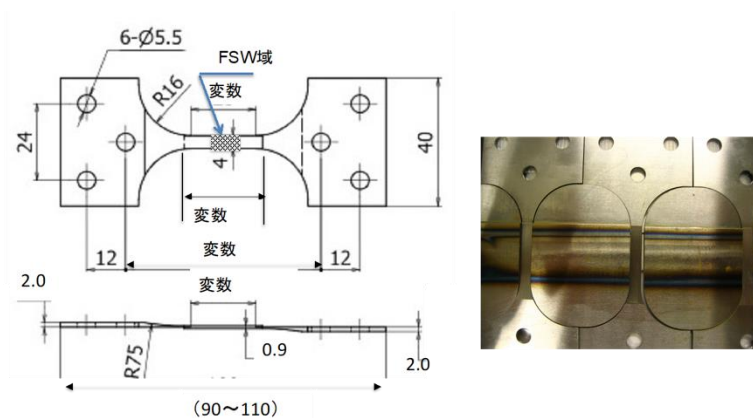
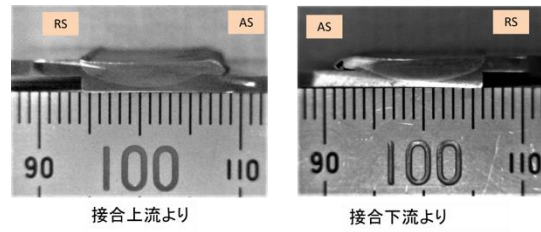


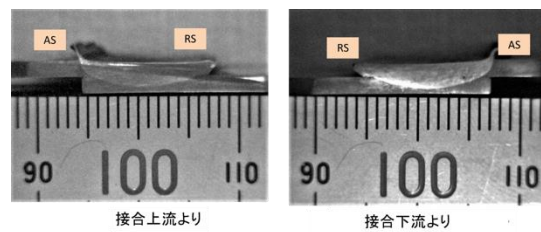
図 3-2.2.8.B-62 切り出した疲労試験片



製作した継手の組織観察から、ツールショルダ下部に該当する接合目的域には半楕円状の摩擦攪拌接合域が形成されていることが確認できた(図 3-2.2.8.B-63)。この接合域にはマクロ的な欠陥は見られなかった。



(a) FSW 条件-m



(b) FSW 条件-J

図 3-2.2.8.B-63 巨視的接合部組織

半楕円状の摩擦攪拌接合域に形成された組織の一つの特徴は、熱影響域の形状は概ね対称の半楕円形状であると言える一方で、表 1 に示した Site A のピン回転方向に依存して旧接合界面と攪拌域（熱影響域）がなす角度  $\theta$  が左右でわずかに異なる傾向が見られたことである。すなわち、Site A を AS とする接合条件では RS 側の  $\theta$  が (AS 側のそれよりも) 相対的に大きく、一方、Site A を RS とする接合条件では AS 側の  $\theta$  が大きい傾向が見られた。これらで共通して言えることは、相対的に  $\theta$  が大きいのは、接合方向に向かって左側に位置するサイト側であると言えそうである。その様子を図 3-2.2.8.B-64 に模擬的に示した。詳細は今後の詳細な調査が必要であるが、この類いの非対称の攪拌域は接合中の重ね板 2 枚の変形が関係しているのかもしれない。

力学的検討をベースに継手の疲労強度を評価した。得られた結果を 1.5 G 鋼母材の特性と比較して図 3-2.2.8.B-65 から図 3-2.2.8.B-68 に示す。ここでは、破損した位置（後述するように、ほとんど全ての場合で、接合/非接合部の境界部）における公称応力と破断繰り返しの関係で示している。

最初に、図 3-2.2.8.B-65, -67, -68 において、全般的な継手の疲労強度と母材のそれとを比較すると、Condition 1 の FSW 条件 (200 rpm、100 mm/min) で製作した重ね合わせ継手と突き合わせ継手は、双方ともに母材のそれに対して 70-80% 程度の疲労強度を有していることがわかる。そして、重ね合わせ継手と突き合わせ継手は概ね同等と言えそうである。なお、疲労強度にはある程度のばらつきも見られるが、これについては接合条件と破壊挙動との関係も踏まえて継続的に検討していくことにする。図 3-2.2.8.B-65, -68 でさらに興味深い点は、FSW 接合の入熱の目安パラメータ： $N/v$  (mm/min) が同じでも、疲労強度は大きく異なっていたことである (Condition 1 と Condition 2 の比較による)。回転速度の高い Condition 2 の疲労強度が低かったことを鑑みると、発熱量の絶対値の増加に依る母材の局所軟化が寄与しているのかもしれない。

図 3-2.2.8.B-69 は、それぞれ、本重ね合わせ継手の破面観察結果の代表例と、その疲労き裂の発生し伝ばした模擬図を示したものである。破面解析より、ほとんど全ての重ね合わせ継手は、重ね合わせ接合面の内側から発生し、接合部外表面側に向かってき裂が主に Mode I 形態で進展したことが強く示唆された。この破壊進行形態は、本試験法において生ずる曲げ応力成分の勾配にも対応している。なお、本研究では接合界面せん断型で破壊した試験片は皆無であった。換言すれば、本試験法のように応力勾配がある試験体に対してはき裂の発生した位置の公称応力をベースにして疲労強度を示すことが合理的取り扱いと思われる図 3-2.2.8.B-64 から図 3-2.2.8.B-67 の S-N 曲線の表示方法はこのような背景によるものである。

図 3-2.2.8.B-67 において short GL と long GL の各試験片の疲労強度の比較より、試験片標点部の長さの影響に注目すると、少なくとも疲労き裂の発生起点（接合/非接合境界部）の公称応力振幅を媒介とする限り、疲労強度に対する試験片標点長 GL の影響は有意でない（曲げ成分の大きさは GL に依存するので、軸成分を含めた最大応力で評価すれば問題ない）ようである。

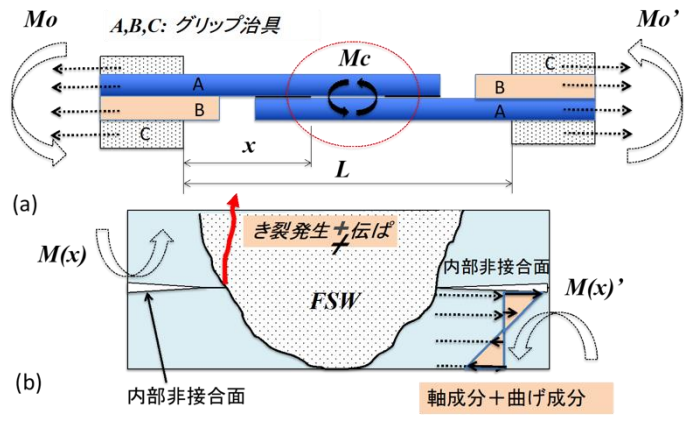


図 3-2.2.8.B-64 FSW 重ね合わせ継手の力学モデル

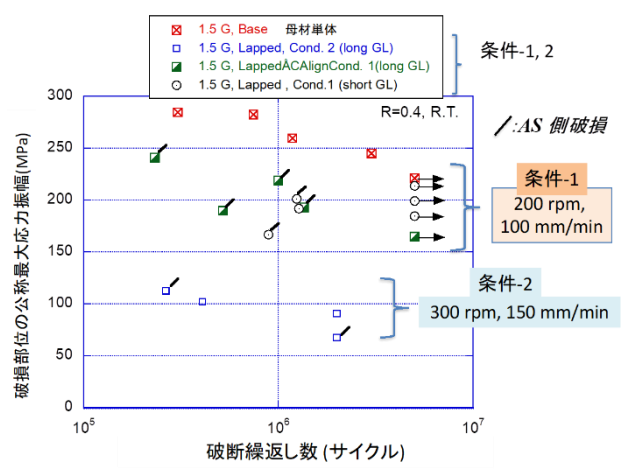


図 3-2.2.8.B-65 FSW 接合体の疲労寿命曲線

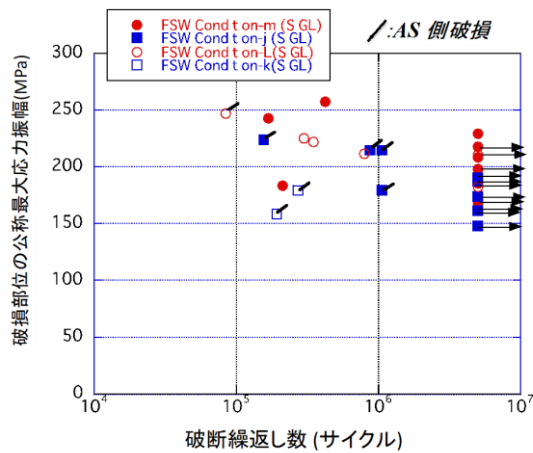


図 3-2.2.8.B-66 重ねあわせ接合体と突き合わせ接合体の疲労寿命の比較

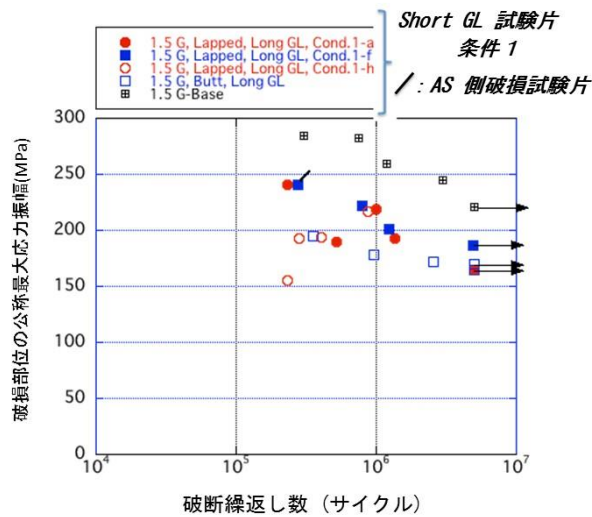


図 3-2.2.8.B-67 重ね合わせ接合体 (GL 短) 疲労強度における FSW 接合条件依存

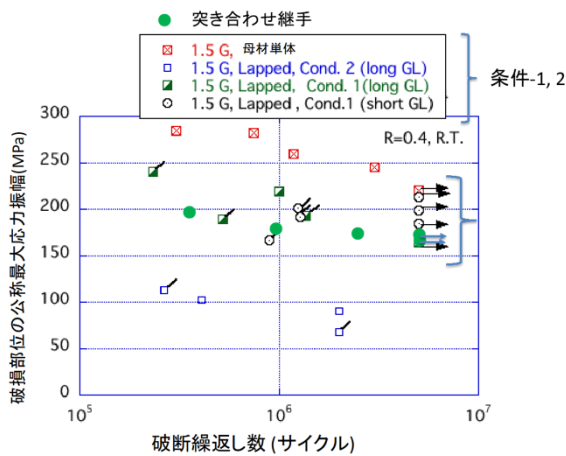


図 3-2.2.8.B-68 重ね合わせ接合体疲労強度における FSW 接合条件と標点間距離の依存性

一方、図 3-2.2.8.B-65 から図 3-2.2.8.B-68 のグラフ中で、スラッシュを施したシンボルは、疲労破断が advanced side で生じた試験片を表し、それが無いものは Retreating side で破壊した試験片を表している。これらの図から、Advancing side で破損した試験片の疲労強度が相対的に低下しているように見える。また、前者の試験片の方が疲労強度のばらつきが大きいように思われる。このような挙動には、熱影響軟化領域と旧接合界面とのなす角度が Advancing side と Retreating side で異なること、および、これらの幾何学的形状が接合条件によっても変わることが関係していると考えられる。この角度によって界面を起点として発生したき裂先端の応力特異性が変化することが界面破壊力学の知見により予見されるからである。

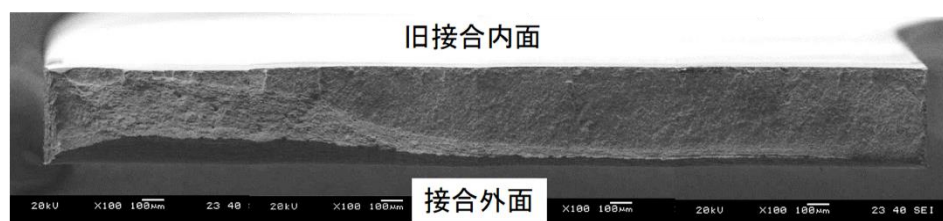


図 3-2.2.8.B-69 疲労破面とき裂の発生部位

以上の検討より、本研究で最適化した FSW 条件によれば、母材の約 80%程度の疲労強度を有する重ね合わせ継手が製作可能であったこと、重合わせ継手と突合わせ継手の疲労強度はほぼ同等であったこと、重合わせ継手における疲労破損モードは、旧界面内側を起点として発生し、Mode I型の下でき裂が伝ば様式で、せん断型で破壊する例はなかったこと、き裂発生部の公称応力を基準とすれば、疲労強度における試験片形状依存性は有意でなかったこと、Advancing side で破損した試験片は、Retreating side で破損したものと比べ、相対的に疲労寿命のばらつきが大きく、疲労強度も低下している傾向が見られた。このような挙動には、接合部位中での攪拌域と旧接合界面とのなす角度が関連している可能性が示唆された。

#### 4) 意義

本研究で最適化した FSW 条件によれば、母材の約 80%程度の疲労強度を有する重ね合わせ継手が製作可能であった。あわせて、その破壊機構と疲労強度向上のための指針を得た。本研究で最適化した FSW 条件によれば、母材の約 80%程度の疲労強度を有する重ね合わせ継手が製作可能であった。また、重合わせ継手と突合わせ継手の疲労強度はほぼ同等であった疲労破損モードは、旧界面内側を起点として発生し、Mode I型の下でき裂が伝ば様式で、せん断型で破壊する例はなかった。さらに、き裂発生部の公称応力を基準とすれば、疲労強度における試験片形状依存性は有意でなかったなどの成果が得られ、FSW の実用化に際して信頼性工学的に定量的なバックデータが提供できた。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.8-5 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読 付き	その 他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレ ス発 表	その 他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	1	0	5	0	0	0	2	0	1
2015FY	1	0	5	0	0	1	1	0	1
2016FY	2	0	5	1	0	0	3	0	1
2017FY	3	0	2	0	0	1	1	0	2
2018FY	1	0	4	1	0	0	0	0	1
2019FY	1	0	3	1	0	0	0	0	1
2020FY	1	0	3	0	0	0	0	0	1
2021FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
合計	10	0	28	3	0	2	7	0	9

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.8-6 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	2	0	0
2017FY	0	8	0
2018FY	0	0	1
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	1	0	0
合計	3	8	1

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.8.3 参考文献

特記無し

## 2.2.9 [テーマ番号09] 水和物架橋低温接合技術の開発 (2014年度～2015年度)

### 2.2.9.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

自動車分野では、軽量化による燃費改善と衝突安全性向上の両面から高強度軽量素材の適用が多く検討されてきており、「強さと粘さ」のような、相反する物性を両立したハイブリッド材料を提供することが強く求められている。具体的には、高強度素材の典型である高強度鋼板と軽量素材である非鉄材料（アルミ、チタン、CFRP）の組み合わせが不可欠である。しかし、製造方法の全く異なるこれらの材料を一括形成することは困難なため、ハイブリッド化にはアSEMBリ、すなわち異種材料接合技術が必要である。現行の異材接合技術としては、SPR、TOX、リベット等の機械接合技術、接着技術、スポット溶接技術、およびそれらを組合せた技術、そして、ブレイジング、摩擦圧接、摩擦攪拌接合、摩擦点接合など多種存在するが、コスト、信頼性、そして鉄と他素材の熱膨張係数差に起因する熱変形を抑制する技術に課題があり、適切な接合方法が見当たらないのが現状である。

一方、異種材料を水和物架橋で接合する技術が、(国)物質・材料研究機構ハイブリッド材料ユニット(重藤、香川ら)により提案され、半導体積層やセンサー実装等を念頭にした応用検討が行われている。同技術は、初期表面の汚染物質分子層などを除去した後の表面を、水蒸気を有する雰囲気中に露出しその結果生成する水和物皮膜を介して接触させ、低温で加熱し脱水縮合反応を促進することにより安定な結合を得る技術である。鉄、アルミ、チタンなどの水和物を形成し得る金属材料や、CFRPなどの一部のポリマーにおいても、架橋皮膜形成条件の明確化がなされれば、異材接合技術を達成可能と考えられる。同技術は高価な接合材料を用いることなく毒性のない水などの常在物質で架橋でき、150°C程度の比較的低温で接合できる可能性があることから、量産時の低コスト化(安価接合材料+低消費電力化)と併せ、熱膨張係数差起因の熱変形抑制の双方が期待され、日本発の世界初の新接合技術として展開する可能性がある。本テーマでは、「水和物架橋接合技術」の実用化目処を得ることを目的に、2015年度までのフィジビリティースタディを行う。

#### (2)目標値

鉄とアルミ、チタン、CFRP等の異材接合技術を確立するため、以下の点をブレークスルーポイントとして掲げ、重点的な研究開発を短期間で行う。

- ①鉄/非鉄材料(アルミ、チタン、CFRP)異材の水和物架橋低温接合技術開発
- ②界面メカクス理論を活用した水和物架橋低温接合継手特性の評価

##### 【第1期目標(2015年度末)】

- ・鉄とアルミ、鉄とチタン、鉄とCFRPの水和物架橋低温接合による接合界面組織、継手特性の明確化(FSJによる継手特性との比較)
- ・鉄/CFRP継手特性を改善するための指針明確化

【第2期目標（2017年度末）】

2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。

【最終目標（2022年度末）】

2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。

表 3-2.2.9-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
1-1)接合用表面素材の作製 (2014～2015年度)	表面凹凸状態を変えた水和物架橋接合用素材の作製 (本接合に適した表面状態の把握)	2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。		
1-2)接合前表面処理技術の検討 (2014～2015年度)	表面汚染物分子層や酸化物を減少させる表面処理技術の開発	2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。		
1-3)大気圧下での水和物架橋低温接合技術の検討 (2014～2015年度)	水蒸気などを含む大気圧雰囲気において脱水縮合反応を可能とする条件を把握	2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。		
1-4)水和物架橋低温接合界面の解析 (2014～2015年度)	得られた接合界面層の解析及び接合界面の強度試験における破壊経路の解析	2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。		
2-1)静的継手強度特性の評価 (2014～2015年度)	得られた継手の静的強度の評価及び従来技術による継手との比較	2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。		
2-2)継手破壊様式の界面メカニクス解析 (2014～2015年度)	接合界面の破壊様式に配慮した界面メカニクス解析手法の提案	2015年度までのFS研究の結果に基づき、目標を設定する。		



### (3)全体計画

事業項目	2014年度				2015年度			
	第1 四半期	第2 四半期	第3 四半期	第4 四半期	第1 四半期	第2 四半期	第3 四半期	第4 四半期
①異材の水和物架橋低温接合技術の開発 ・水和物架橋低温接合用素材の作製 ・表面前処理技術の検討（NIMS 再委託） ・大気圧水和物架橋低温接合技術の検討（NIMS 再委託） ・水和物架橋低温接合界面の解析	鉄/アルミ、鉄/チタン素材試作		鉄/CFRP 素材試作					
	前処理技術検討		前処理技術検討					
	水和物架橋技術検討		水和物架橋技術検討					
			界面解析		界面解析			
②界面メカニクス理論を活用した水和物架橋低温接合継手特性の評価 ・継手形状の探索 ・静的継手強度特性評価 ・継手破壊様式の界面メカニクス解析（東京大再委託）	継手形状探索		継手形状探索					
			継手強度評価		継手強度評価			
	界面メカニクス解析		界面メカニクス解析					
③鉄/異材・水和物架橋低温接合技術の総括・見極め							FS 総括・見極め	

（補足）

#### 【2014年度】

鋼／アルミの水和物架橋低温接合に取り組み、2014年度12月の技術推進委員会にて、主として、表面前処理技術（Ar-FAB法、V-UVU法）、低温接合技術とその接合界

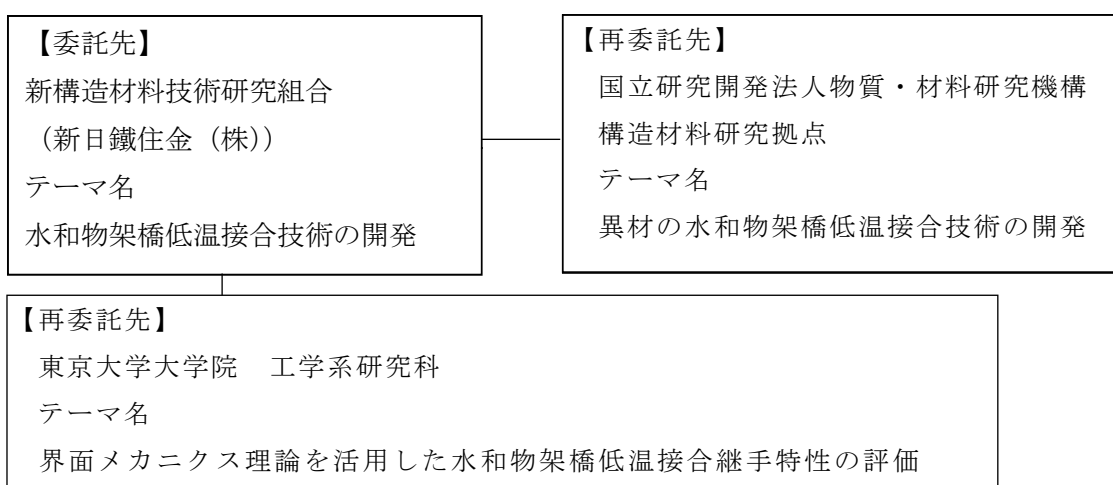
面組織・継手強度について報告し、接合強度の向上よりも、接合界面組織に着目し、メカニズム検討を進めるよう御指導を頂いた。

本御指導を踏まえ、2015年度は、鋼/Ti、鋼/CFRPを加えた異種材料接合に取り組み、実験結果から、『水和物架橋のための M-OOH が形成され、水和物の脱水縮合反応により、界面には、アモルファス状の酸化物層が形成された』と推定されることを報告し、得られた知見を御評価を頂いた。

しかし、FS 継続の指標として設けた継手強度レベルを得られておらず、本テーマにおける新日鐵住金による委託研究開発は 2015 年度を持って中断とする。

#### (4)実施体制

共同実施体制スキーム



#### (5)運営管理

上記、分担にて各々の検討項目について研究開発を進めるとともに、定期的な連絡会議を開き、進捗確認、試験結果報告、情報共有等を行う。さらに、必要に応じて各分室の担当者が試験立会を行うなど、協調した研究開発が進められるように進める。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

高価な接合材料を用いることなく毒性のない水などの常在物質の架橋、脱水縮合反応を用いた低温(150°C程度)接合の可能性を検討したが、2016年度に、FS 継続の指標として設けた継手強度レベルを得られておらず、本テーマにおける新日鐵住金による委託研究開発は 2015 年度を持って中断とした。ただし、本検討において得られた水和物架橋接合の新しい知見は、今後の異種金属接合の研究に役立つものと考えられる。

## 2.2.9.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.9-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と 解決方針
1-1)接合用表面素材の作製	表面凹凸状態を変えた水和物架橋接合用素材の作製 (2015年度)	アルミ試験体(4種)を作成し、表面処理技術検討に提供。接合性に有利な表面状態を把握	○	
1-2)接合前表面処理技術の検討	表面汚染物分子層や酸化物を減少させる表面処理技術の開発 (2015年度)	水蒸気補助窒素雰囲気中紫外光による表面改質条件を明確化	○	
1-3)大気圧下での水和物架橋低温接合技術の検討	水蒸気などを含む大気圧雰囲気において脱水縮合反応を可能とする条件を把握 (2015年度)	鋼/アルミ接合において水蒸気を含む N <sub>2</sub> 雰囲気中で、水和物架橋接合を確認。本プロセスの実現可能性を示唆	○	
1-4)水和物架橋低温接合界面の解析	得られた接合界面層の解析及び接合界面の強度試験における破壊経路の解析 (2015年度)	接合界面にはボイドが存在するが、Fe、Al のアモルファス状の架橋層(酸化物)を介した接合がなされていることを確認	○	
2-1)静的継手強度特性の評価	得られた継手の静的強度の評価及び従来技術による継手との比較 (2015年度)	得られた各異種接合継手強度は、FS 検討の継続判断指標とした FSJ 継手と同等には至らず、2015年度までの検討を以って開発中断とした。	×	FS 継続なし。 2015 までの検討を以って開発中断
2-2)継手破壊様式の界面メカニクス解析	接合界面の破壊様式に配慮した界面メカニクス解析手法の提案 (2015年度)	界面接合強度(ひずみ E 開放率)の測定手法提案、鋼/Al 接合体での評価	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### (2).1 背景・目的

自動車等の輸送機器の燃費改善には、エンジンを始めとした動力機関の効率向上とともに、車両の軽量化が重要な取組課題の一つである。車両軽量化技術開発では軽量材料を適材適所に使うマルチマテリアル化と異種材料接合が必須となり、自動車としての安全性を保証する上で欠かせない接合部の性能評価技術などに関する数多くの技術課題が残されている。また、構造材料そのものの軽量化も極めて重要な課題であり、高強度、高延性、不燃性等の機能が確保された軽量構造材の開発が必要である。

自動車を中心とした輸送機器の抜本的な軽量化に向けて、革新的接合技術の開発や、鋼材、アルミニウム材、チタン材、マグネシウム材、炭素繊維及び炭素繊維強化樹脂(CFRP)等、輸送機器の主要な構造材料の高強度化等に係る技術開発を一体的に推進し、輸送機器の燃費向上によるエネルギー消費量とCO<sub>2</sub>排出量の削減及び我が国の産業の国際競争力強化を目指す。このためには、上述したような材料を接合する技術の創出が必須である。現行の異種材料接合技術には、a) SPR、TOX、リベット等の機械的接合技術、b)溶接などの熔融を用いる手法、ならびに c)ブレージング、摩擦圧接、摩擦攪拌、摩擦点接合などの高温での拡散現象・新生面創製に基づく方法が存在する。しかしいずれの手法においても鉄との熱膨張係数差に起因する熱変形を抑制する技術に課題を残しており、接合プロセスの低温化が強く求められていた。そこで、本研究では低温での接合技術を探索することとし、水和物（ならびに親水性官能基）架橋形成による Fe、Al、Ti、CFRP の異種材料低温接合技術の確立を目的とし検討した。

### (2).2 接合手法と各実験方法の概要

本接合実験に用いる装置の概略は以下の通りである（図 3-2.2.9-1）。接合装置は、試料導入、試料待機、Ar 高速原子ビーム（Ar-FAB）照射、X 線光電子分光計（以下 XPS）、接合・加熱のための各チャンバが連結され、試料が自由に行き来できる構造をしている。

試料導入チャンバには、真空紫外光照射ユニット（VUV）と、純水を霧化して体積湿度を制御しながら窒素ガスキャリアで導入するための霧化ユニットが設置されている。また、XPS チャンバは、Ar イオンビームによる深さ方向分析ならびに非破壊の角度分解法のための試料ステージを有する。

接合チャンバの圧接軸は 1000N まで荷重印加可能なほか、ステージ下部に設置したヒーターを用いて、接触・加圧中の試料を最大 400°C まで加熱できる。

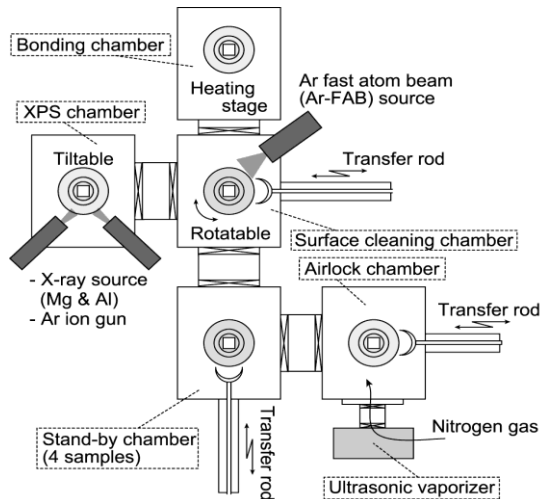


図 3-2.2.9-1 接合に用いる装置の概略図

本装置を用いた接合実験のフローは以下の通りである（図 3-2.2.9-2）

- 1) Ar-FAB（もしくは VUV）による初期表面上の吸着分子除去、
- 2) 霧化純水を含む大気圧窒素雰囲気への露出、
- 3) 試料間の接触後、ただちに 150°C での加熱保持。

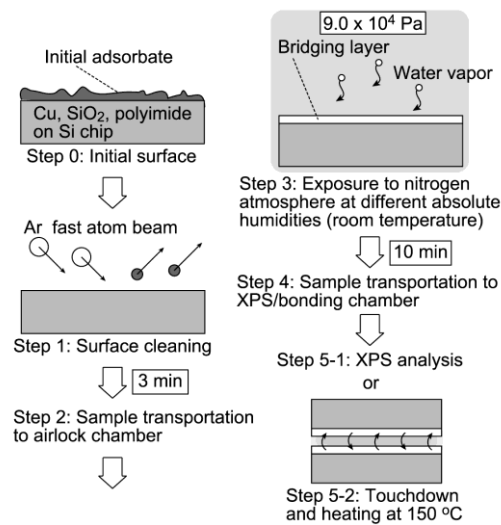


図 3-2.2.9-2 接合実験フロー

### (2).3 接合前処理条件の検討

以下に、接合前処理条件の検討結果を示す。ここでは、事前検討の結果から、Fe、Al、Ti の検討試料として、10x10mm<sup>2</sup>（厚さ 1mm）の板を機械的鏡面研磨したものをを用いた。

各試料とも  $1 \times 1 \mu\text{m}^2$  程度の領域内での平均面粗さ (Ra) は約 8nm で、目視で確認可能な面内のうねりが存在していた。

### (2).3.1 Ar-FAB による接合前処理条件の検討

上記接合手法において、まず適切な表面改質条件を最適化する。ステップ 1 では、Ar-FAB 照射によりエッチングされる深さをパラメータにとり、初期表面上の汚染物質分子層を除去するのに最低限必要な条件を抽出する。これは、Ar-FAB 照射が表面洗浄に有効である反面、過剰な照射が表面粗さを増大させることが既の実証されているためである。ステップ 2 では、改質後の表面を一定の体積湿度 ( $\text{g}/\text{m}^3$ ) の大気圧窒素雰囲気中に露出し、金属水和物層の形成の有無を確認する。

#### STEP1 : Ar-FAB 照射条件の決定

Ar-FAB 照射は、Fe、Al 各試料初期表面上の吸着汚染物分子を除去し、表面全体で均一かつ水分子の吸着に有効な結合状態を確保するために行う。Fe に関しては、有機汚染物分子層ならびに金属酸化物がほぼ消滅する時点の Ar-FAB 照射エッチング深さを最適条件とする。Al に関しては、Ar-FAB の照射エネルギーと本装置のバックグラウンド真空圧では完全な酸化物除去が困難であることと、Al 酸化物への水分子吸着が可能であることが過去に実証されているので、有機汚染物分子層が除去され、均一な組成の酸化物が表出した時点を最適条件とみなす。Ar-FAB エッチング深さは、各試料とも照射後に触診式段差計で測定した。Fe 表面を順次 2~20nm まで XPS 測定したところ、2nm エッチング時で Fe ピークが顕著に現れ、O ピーク強度が減少したことから、この時点で有機汚染物分子が除去され、Fe 酸化物の層が露出したと判定できる。深さ 12nm 以上では、 $2p_{1/2-3/2}$  スペクトルのエネルギー差 (13.1eV) が Fe の文献値と一致することが確認された。したがって、Fe 表面に対する Ar-FAB 照射により、Fe (および少量の黒鉛状 C) が露出して金属水和物 (およびカルボニルなどの親水基) が形成可能な表面が形成され、初期表面の汚染物分子除去を含めた必要エッチング深さがおよそ 12nm 以上であることがわかった。同様の評価を Al に対しても行ったところ、Al 表面に対する Ar-FAB 照射により、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  が露出して金属水和物が形成可能な表面が形成され、初期表面の汚染物分子除去を含めた必要エッチング深さがおよそ 10nm 以上であることがわかった。

## STEP2；架橋分子層形成の確認

Fe、Al について、3 項の検討に基づき、深さ 20nm まで Ar-FAB 照射を行った直後の表面を 15.9g/m<sup>3</sup> の水蒸気を含む 0.9atm の高純度窒素雰囲気中に 300s 露出し、架橋分子層形成の有無を確認した。前述の通り、本来は体積湿度を変化させて架橋性皮膜形成速度を算出するべきであるが、装置構成の都合上、本年度は架橋層形成の確認のみを行った。

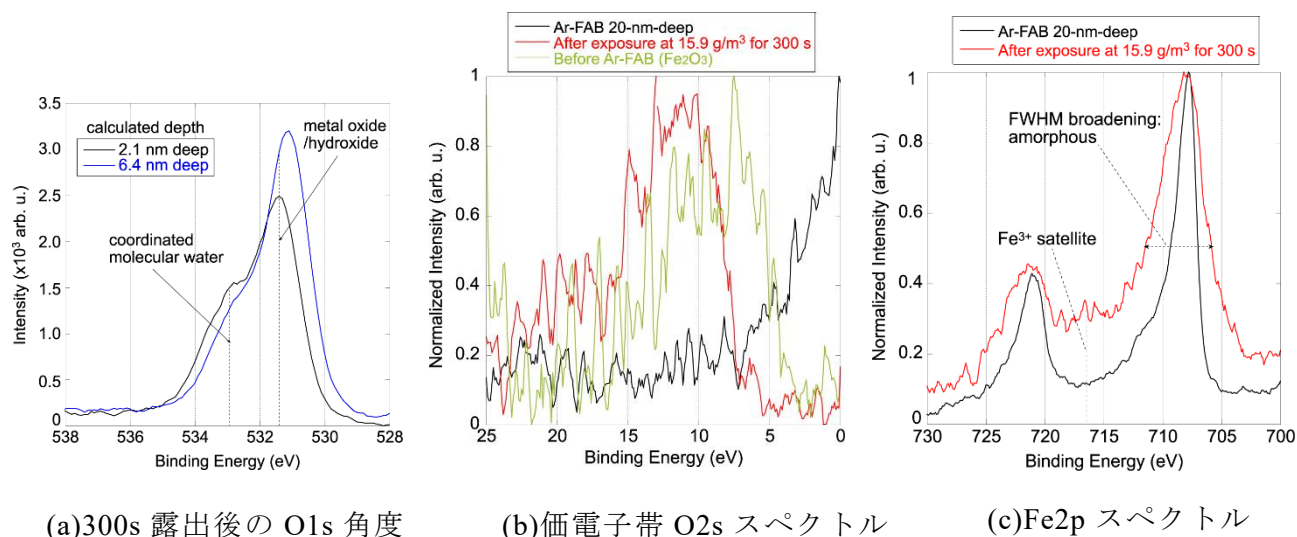


図 3-2.2.9-3 加湿窒素雰囲気(15.9g/m<sup>3</sup>)に露出された Fe 表面の化学結合状態の変化

図 3-2.2.9-3(a~c) は露出に伴う Fe 表面の結合状態変化を示す O1s、価電子帯-O2s、ならびに Fe2p スペクトルである (スキャンステップ 0.1 eV)。図 3-2.2.9-3(a) の O1s スペクトルは、水蒸気露出後の表面に対して検出角 15° と 45° で角度分解法観察を行い、金属酸化物由来のピーク強度変化から算出した深さ (膜厚) で示されている。図 3-2.2.9-3(a~c) のスペクトルは Ar-FAB 照射後と水蒸気露出後のピーク形状を比較したもので、結合状態変化を明確に示すため最大強度で平均化されている。まず、(a) の O1s スペクトルでは、明確に分子水に対応するピークが出現している。このピークは計算値 6.4nm の深さまで存在することから、分子水を有する層は 6nm 程度の厚さを有することが確認された。(b) の価電子帯-O2s のスペクトルでは、水蒸気露出に伴いピークが高エネルギー側にシフトし、初期表面上で観察された Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> より高い値を示した。形成された皮膜が Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> より高いバンドギャップを有する構造を有すること、また、(c) の Fe2p スペクトルにおいて、アモルファス構造の混在に起因すると考えられる半値幅の広がり、Fe<sup>3+</sup> に対応するサテライトピークの出現が観察されたことを併せると、Fe 表面の水蒸気への露出により、当初の想定通り水分子が配位された FeOOH 皮膜が形成されたと考えられる。同様に、Al (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 表面においても調査した結果、水蒸気露出により架橋能を有する AlOOH 皮膜が形成されることが判明した。

### (2).3.2 VUV による接合前処理条件の検討

VUVによる表面改質手法が各材料の表面化学結合状態に及ぼす影響を、X線光電子分光計（以下XPS）を用いて評価した。Al、Fe、Tiについて、VUV照射時間を30minに固定した場合の体積湿度の影響を示す広帯域スペクトルを図3-2.2.9-4(a)-(c)に示す。元素ピークの位置と強度を強調する目的で、スペクトルは実測値を微分した状態で示した。凡例の湿度標記 low、mid、high はそれぞれ、 $3.7\text{g/m}^3$ 、 $9.9\text{g/m}^3$ 、 $18.2\text{g/m}^3$ に対応している。また、比較のため、表面改質前ならびにVUV照射のみのスペクトルも併記した。

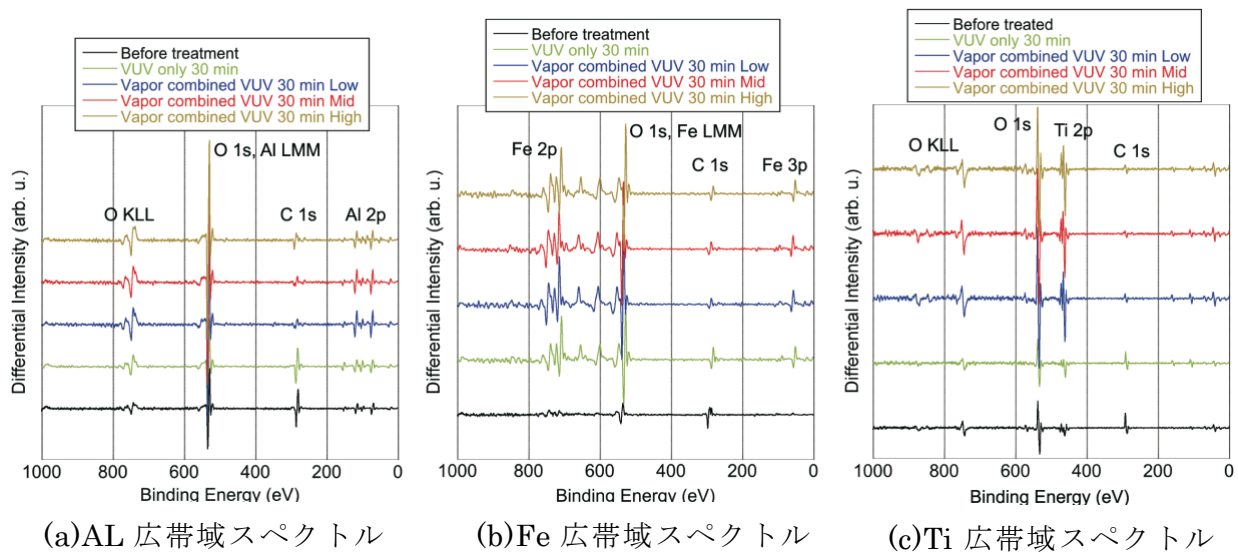


図 3-2.2.9-4 Vapor combined VUV における表面結合状態の変化  
(X線光電子分光スペクトル)

図3-2.2.9-4から、各材料で、vapor combined VUV手法で処理された表面では、C1sで示される有機汚染物質分子層が除去されていることがわかる（Feは炭素含有鋼なので一定量の強度が残存する）。また、VUV照射のみの試料と比較して金属の組成比が増加しており、ある程度の表面活性化効果が得られていることが確認された。さらに、O1sのスペクトルに内包される水和物の存在可能性も増加している様子が見られる。これらの効果は特にFeとTi表面において顕著であることから、表面改質条件の最適化はFe、Ti側に依存すると考えられる。この状態を詳細に分析するために、Fe、Tiそれぞれのvalence bandとO1sの狭帯域スペクトルを図3-2.2.9-5(a)-(d)に示す。狭帯域分析では、体積湿度（ $\text{g/m}^3$ ）と照射時間（s）の積を露出量と定義し、これをパラメータに評価を行った。



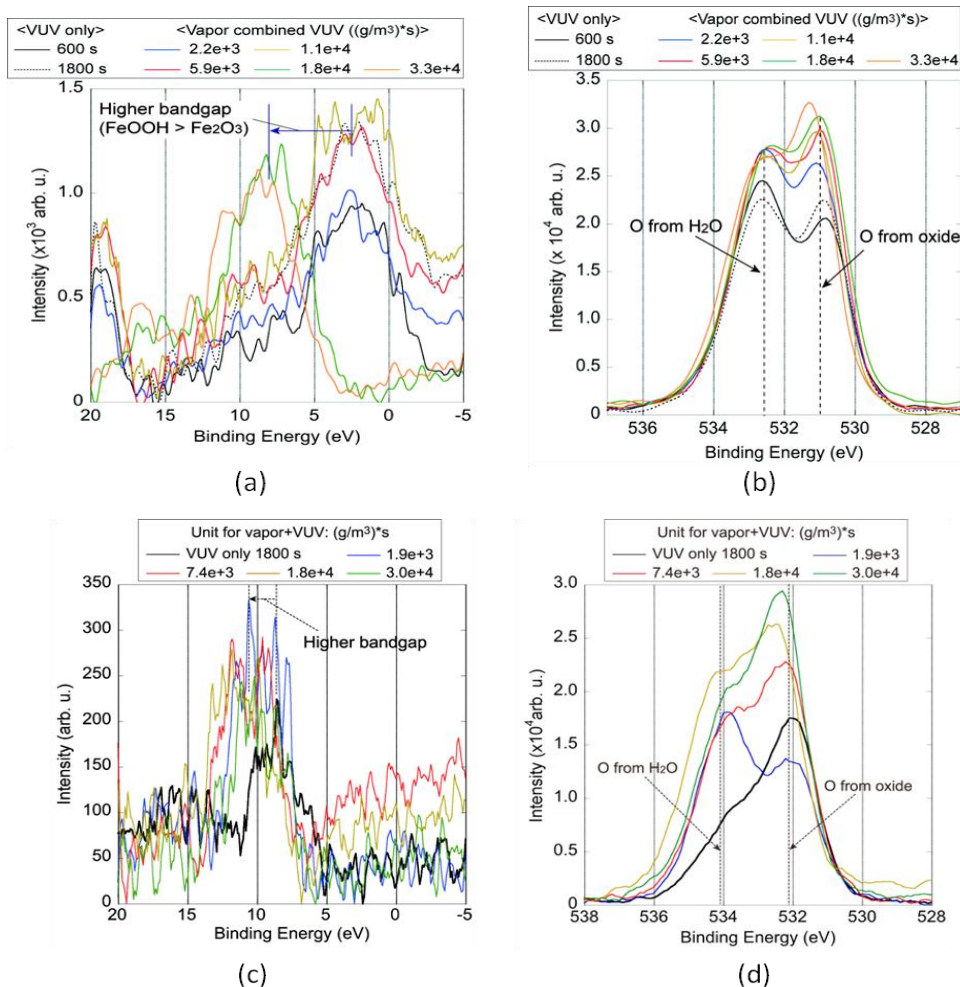


図 3-2.2.9-5 Vapor combined VUV 照射量に対応した表面結合状態の変化  
 (a) Fe valence band、(b) Fe O1s、(c) Ti valence band、(d) Ti O1s

図3-2.2.9-5(a)の、vapor combined VUV手法を適用した表面においては、自然酸化物に被覆されているVUV照射のみの表面と比較してバンドギャップの高い状態へ遷移している様子が観察されており、FeOOHが生成していると推測される。また、(b)において、酸化物由来のものより約1.5eV高い位置にピークが出現し、その強度は露出量が一定に達するまで増加する傾向が観察された。このピークはH<sub>2</sub>Oに起因することから、水分子が配位されていることが確認された。露出量の変化に伴うFe表面の組成の変化を示した図3-2.2.9-6から、Fe最表面の有機汚染物質分子層を除去し、金属組成比を増加させ、かつ一定量の水和物架橋皮膜を形成するために必要な露出量が、 $1.0 \times 10^4 (\text{g/m}^3) \cdot \text{s}$  程度であることが判明した。なお、同様の挙動はTi表面でも確認された。

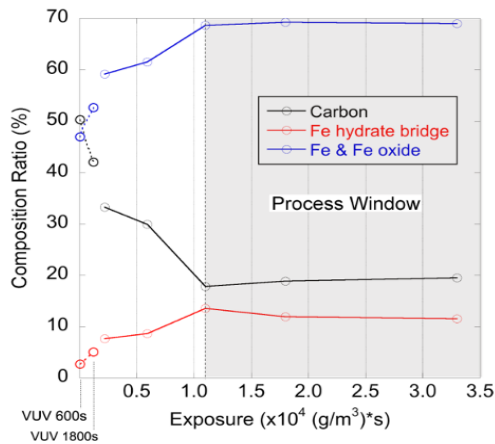


図 3-2.2.9-6 露出量と Fe 表面組成比の関係

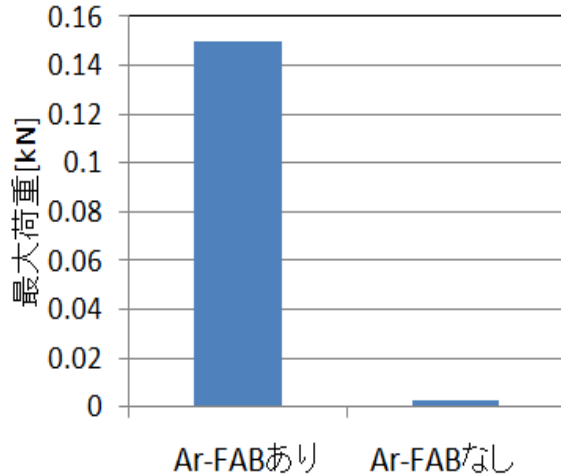


図 3-2.2.9-7 接合強度評価結果

#### (2).4 接合強度評価、破面観察

前項までに示した条件を用いて接合実験を行った。Ar-FAB による前処理をしたものの、そうでないサンプルに対して、強度評価を試みた。強度評価方法は、Al の角棒 (10x10x150mm) に市販の構造用接着材によって、サンプルを固定し、接合界面に鉛直方向の荷重を負荷し、その破断荷重を測定した。その結果を図 3-2.2.9-7 に示すが、現状、Al 側の母材で破断するような高い継手強度は得られていない。

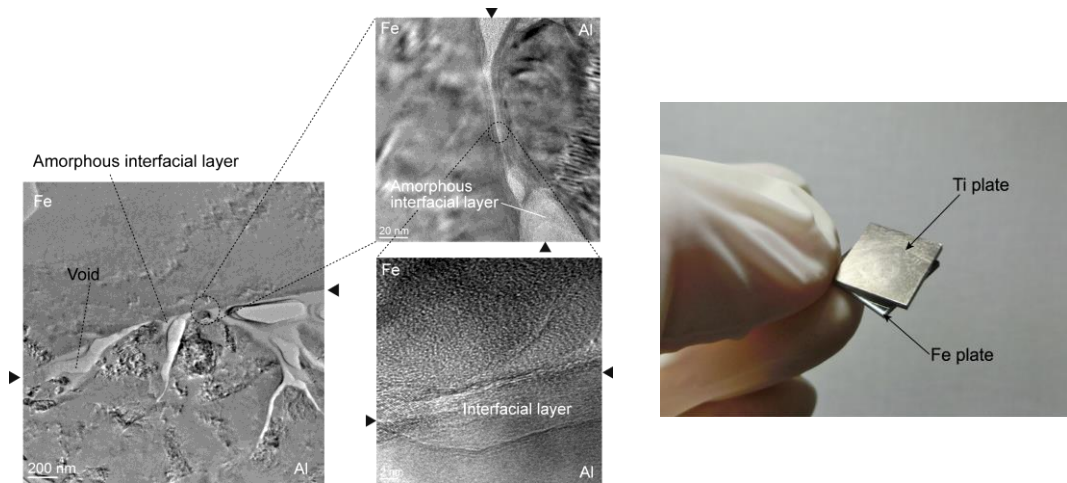
これは、図 3-2.2.9-8 に示しように、表面間の接触面積が小さいことに起因しており、接合強度の確保には、プロセス的な条件工夫が必要と考えられる。

このような接合強度の課題が残存しているが、接合が達成された部位においては良好な密着が達成されていることが確認されている。

図 3-2.2.9-9 に照射量  $1.3 \times 10^4$  (g/m<sup>3</sup>) · s で接合した試料界面の透過電子顕微鏡像を示す。試験片作成を良好に行うことが可能な強度を維持するため、本試料については 200°C で接合実験を行った。(a) から、界面にはボイドが散見されるものの、接合達成部はアモルファス状の架橋層を介して密着が進行している様子が確認された。また、(b) に全体像を示したように、Fe-Ti の組合せについても一定の接合強度が得られている。



図 3-2.2.9-8 破面の一例



(a)  
照射量  $1.3 \times 10^4 \text{ (g/m}^3) \cdot \text{s}$  で接合され  
た Fe-Al 試料界面の TEM 像

(b)  
Fe/Ti の接合体

図 3-2.2.9-9 各試料の接合事例

図3-2.2.9-10にFe-Al界面でのアモルファス状架橋層中央部における電子エネルギー損失分光測定（EELS）スペクトルを表す。観察部位は、下図の白丸部であり、架橋層中心部分（径 0.7nm）とした。架橋層内部からはFe、Alが検出され、その結合状態は、The EELS Databaseと照合した結果、それぞれの酸化物であることが判明した。これは、当初想定していた通りに、水和物架橋の脱水縮合が進行し、界面の構造が安定化したことを示唆する。以上のことから、vapor combined VUV手法により異種金属材料接合が達成可能であることが示された。

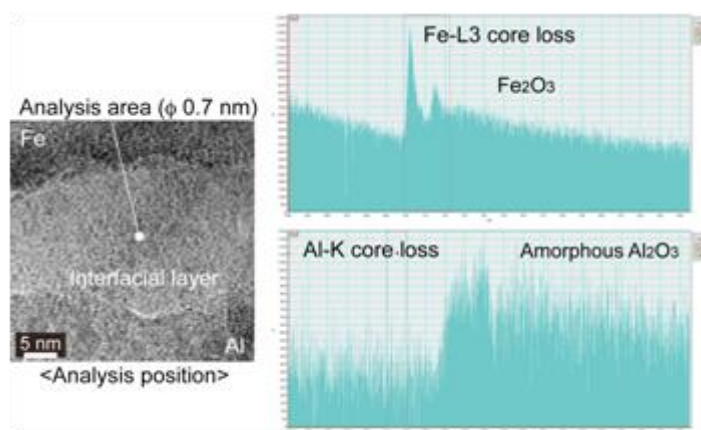


図 3-2.2.9-10 接合試料の界面架橋皮膜層の化学的構造を示す  
電子エネルギー損失分光スペクトル

## (2).5 接合界面のメカニクス評価

実試料の接合界面には表面の凹凸に起因した非接触領域が含まれるため、実際に接合が達成された部分の強度を評価する方法を考案した。図3-2.2.9-11は、Al-Fe接合界面上にナノインデントを1kgfで圧下し、界面の剥離挙動を観察した結果である。インデント圧下後は接合界面に沿って、主にAl側で破断が進展した様子が確認された。この状態を念頭に置き、接合状態の簡単なモデル構造を図3-2.2.9-12に示す。破断面の光学顕微鏡写真に画像処理（2値化）を施し、破断痕跡部分を見かけの接合達成領域として、面積を抽出する。同面積の円状の接合達成領域が試料中央に存在し、未接合部を既存クラックとした構造を仮定し、引張試験においてその両端から破断が進展するものとする。クラック先端における塑性変形領域の拡大を無視し、破断に要したエネルギーが全て破断面の創製に用いられたとして、この見かけの接合領域の半径をR、Fe、Al試料片厚さをそれぞれ $L_{Fe}$ と $L_{Al}$ 、破断荷重をPとするとき、 $\sigma$ は荷重Pを見かけの接合達成領域面積Sで割った値と定義する。この条件下で、接合部と未接合部を含む見かけの接合界面のひずみエネルギー開放率 $\Gamma_i$ を考える。このような仮定のもとで、接合部と未接合部を含む見かけの接合界面のひずみエネルギー開放率 $\Gamma_i$ は以下のように表現できる。

$$\Gamma_i \approx \frac{\sigma^2}{4} \left( \frac{L_{Al}}{E_{Al}} + \frac{L_{Fe}}{E_{Fe}} \right)$$

実験結果にこの式を適用して求められる $\Gamma_i$ は接合部の値 $\Gamma_{real}$ とある定数 $\Omega$ を用いて $\Gamma_i = \Omega \cdot \Gamma_{real}$ と表現される。ここで、 $0 < \Omega < 1$ である。また、 $E_{Al}$ と $E_{Fe}$ はAlとFeのヤング率で、それぞれ $7 \times 10^{10} \text{N/m}^2$ ならびに $1.5 \times 10^{11} \text{N/m}^2$ である。Vapor combined VUV手法により接合された試料については試料数がまだ少ないため、計算には便宜的に高速原子ビーム衝撃を利用した試料の引張試験結果(P=60N)を引用した。見かけの接合面積は材料表面のうねりなどに起因して初期接触状態が異なるため均一ではないが、概ね板材試料表面の5%程度を占めることがわかっているため、 $S=5\text{mm}^2$ とした。引張試験は、板状試料をおよそ50mm長のAl角棒に接着して行われているため、 $L_{Fe}$ と $L_{Al}$ の解釈についてばらつきが生じるが、試料厚さが変化しても界面の破断エネルギーに顕著な違いが生じていないことを考慮し、試料と角棒を一体とみなして $L=50\text{mm}$ とすると、 $\Gamma_i$ の値は約40N/mで、実際の破断面の値は0.1程度であることから、 $\Gamma_{real}$ の値はおおよそ400N/mと見積られる。この値は、親水化アルミ酸化物（酸化水酸化物）もしくはアルミの固体表面エネルギーと同じオーダーである。したがって、これらの単一相材料を剥離し、二つの表面を創製するための凝集仕事と同等と推測できる。なお、実験より求めた不安定剥離挙動が開始したときの荷重を利用しているために、剥離エネルギー開放率を過小評価している可能性がある。図3-2.2.9-11に示したように、界面クラックの進展は主にAl側であることから、求められた破壊エネルギーは妥当で、接合部では十分な強度が得られていると考えられる。この実験以外にも同様の接合手法を用いてTiとFe系の材料の接合を試みたところAlとFeの場合と同じような良好な接合が

得られることが確認された。この場合の接合はAlとFe同様に水酸化物が支配していると考えられる。しかし、この事実を証明するためにはAlとFe系同様に剥離のエネルギー開放率を求めて評価することが必要である。

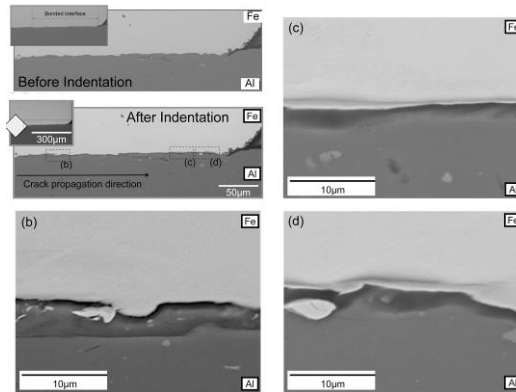


図 3-2.2.9-11 ナノインデントを圧下し Al-Fe 接合界面近傍の拡大

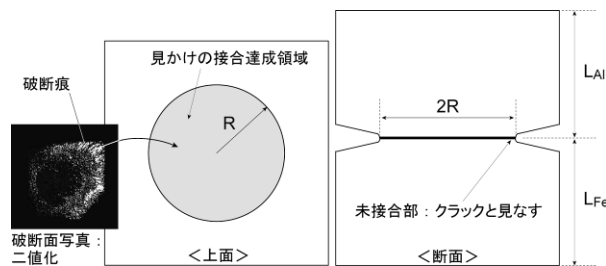


図 3-2.2.9-12 接合達成領域の簡易モデル

## (2).6 まとめ

異種金属接合プロセスの全工程を低温大気圧雰囲気で行うために、水分子含有雰囲気での真空紫外光照射を利用する手法を提案し、接合可能性を示した。解離した水分子の作用により、大気圧雰囲気での一定の表面活性化と水和物架橋形成が可能であることが明らかになり、材料表面の化学的結合状態の観察結果から、最適プロセス条件が照射量およそ  $1.0 \times 10^4 \text{ (g/m}^3) \cdot \text{s}$  であることが明らかになった。この条件を用いてAl、Fe、Tiの接合実験を試みたところ、接合ができることは確認され、Al-Fe界面においては、水和物が脱水縮合して生成したアモルファス状の酸化物中間層を介して密着が進行していることが判明した。接合界面全域で接合が達成されておらずマクロ的には、十分な強度は得られていないものの、部分的には本接合での接合が達成されている。その部位の接合強度を考察する方法を考案し、Fe-Al試料の実測値に対し適用したところ、破断エネルギーがAl架橋もしくはAlの離断に要するエネルギーと同等であり、実際に接合できている部位では十分な強度が達成されていることがわかった。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.9-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示 会へ の出 展	受賞	フォー ーラ ム等※
	査読 付き	その 他	学会 発表 講演	新 聞・ 雑誌 等へ の掲 載	プレ ス発 表	その 他			
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
合計	0	0	1	0	0	0	0	0	2

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.9-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.9.3 参考文献

特になし

**2.2.10 [テーマ番号 4 5] 構造用接着技術に関する Feasibility Study (FS 研究)  
(2015、2016 年度)**

**[テーマ番号 5 3] 構造材料用接着技術の開発 (2017 年度～2022 年度)**

**2.2.10.1 テーマの概要**

**(1)背景と目的**

自動車や航空機などの輸送機器の軽量化には、適材適所に異種材料を配置したマルチマテリアル構造が有望である。これを実現するには、プロセス温度が比較的低温で、変形が少なく、剛性を確保できる接着接合が適している。しかし、接着接合では接合強度や耐久性、生産性の観点で解決すべき問題が多い。本事業では、これらの課題を解決することにより、構造体接合法として実装できる信頼性の高い接着技術を確立することを目的とする。

**(2)目標値**

**表 3-2.2.10-1 研究開発目標**

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
接着機構解明に向けた界面の分析手法・研究方法論の検討 (2015～2016 年度)		接着接合機構解明のための手法を検証する (2016 年度)		
検査手法の検討 (2015～2016 年度)		その適用可能性を検証 (2016 年度)		
接着性能 (2017～2022 年度)			引張せん断強度 10MPa 以上	引張せん断強度： 15MPa 以上もしくは母材破壊。
接合部検査手法 (2017～2022 年度)				高感度化 2 倍以上

**(3)全体計画**

**テーマ 45 (2015-2016 年度)**

構造用接着技術に関する研究・開発プロジェクトの実施を踏まえ、重要度が高く、かつ実現可能性の高いテーマの抽出、並びにその優先順位付けを行う。平成 26 年度に ISMA で実施した構造用接着技術調査委員会の答申に基づき、5 つの課題、具体的には「新規接着剤開発のための方法論構築」、「機械的特性評価法・接合部の設計論の確立」、「表面処理法の確立」、「接合部検査手法の確立」および「接着機構解明に向け

た界面の分析手法・研究方法論の確立」に対して各種の研究を実施するとともに、海外の研究開発動向調査を実施し、各研究開発項目の予想される成果とその必要性から、研究項目の優先順位を決定する。

#### テーマ 53（2017-2022年度）

電子顕微鏡を用いて接合特性に関与する界面層を特定し、界面層に含まれる階層構造を明らかにする。また、表面・界面に敏感な分光法とイメージング技術などの分光学的手法を組み合わせ、界面の分子結合状態および化学構造変化を同定する手法を開発するとともに、接着界面に関する分子シミュレーションを実施し、接着メカニズムの解明を図る。構造体接合に実装できる接着技術を実現するため、各種構造材料の接合を対象とする接着剤の技術開発と基礎研究を実施する。耐疲労性や、強度、伸びなど諸物性を用途ごとに制御した接着剤の開発を行う。接着接合の強度・耐久性の評価法は十分に確立されていないことから、接着接合部の強度評価法および耐久性予測法と接合部の設計手法を確立する。これらの結果を総合して、接合部の強度予測法並びに耐久性予測法を構築する。金属および樹脂材料の表面処理技術に関する基礎的検討を実施し、有望な系の洗い出しを行なう。接着接合を実装するためには、接合部の性能を評価できる検査手法の確立が必須である。本研究開発項目では、接着前後での検査手法を開発する。

#### (4)実施体制

テーマ 45（2015-2016年度）は、つくば中央東分室（産業技術総合研究所）が中核となり、7機関に必要な研究開発を再委託して実施する。

テーマ 53（2017-2022年度）は国立研究開発法人産業技術総合研究所（委託先）とセメダイン株式会社（委託先）と物質・材料研究機構（委託先）に3大学と2企業を再委託先として加え、共同で研究開発を実施する。なおユーザー企業や大学等の専門家からなる技術委員会（アドバイザリーボード）を開催し、内容や進捗について議論しながら研究を進める。

#### (5)運営管理

実施者と接着技術に精通した外部専門家が集まって、非公開の全体進捗報告会議を実施した。分室間および再委託先との個別の進捗状況は、サブテーマ毎で随時行った。さらに、毎年一回、公開のシンポジウムを主催して最新の研究成果発表を行った。これらの活動により研究進捗の適切な管理に努めた。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

本テーマでのCO<sub>2</sub>削減、省エネ効果は自動車の軽量化によるもので、プロジェクト全体で見込まれる数字と同じである。当該接着技術は、開発新材料に対してだけでなく、現行材料にも有効である。したがって普及車への適応も早い。国内メーカーの世界シェア向上0.1%分に貢献できるとの仮定でも2000億円程度に相当する。



## 2.2.10.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.10-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
接着機構解明に向けた界面の分析手法・研究方法論の検討	接着接合機構解明のための手法を検証する (2016年度)	電子顕微鏡観察や、分光法、計算機化学的な手法が有効であることが確かめられた。	○	
検査手法の検討	その適用可能性を検証 (2016年度)	実プロセスに適応可能な検査技術の絞り込みを行った。	○	
接着性能	引張せん断強度： 15MPa以上もしくは母材破壊。 (2022年度)	母材破壊もしくは、35MPaを超える強度。	◎	
接合部検査手法	高感度化2倍以上 (2022年度)	8倍以上の高感度化	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

### (2)研究開発の成果と意義

#### (2.1) 構造用接着技術に関する FS 研究 (テーマ 45)

新規接着剤開発のための方法論の検討では、新規型耐熱性接着剤を評価した。室温で硬化可能な PP 用の接着では、ボラン系接着剤の代替の可能性を検証したが、代替可能性は低いと判断した。機械的特性評価法・接合部の設計論の検討では、エポキシ系の高強度接着剤の設計とバルク状態での疲労き裂伝ぱ抑制に成功した。加熱加圧水蒸気下での接着強度の超加速劣化試験法を検討した。接着強度の低下はみられたものの、低下速度は十分とは言えない。表面処理法の検討では、ポリプロピレンのプラズマ処理が有効であることが示された。接合部検査手法の検討、接着前検査では、接着強度に影響を与える濃度の汚染物質の検出が可能であることを実証した。接着後の検査では接着接合部の剥離欠陥の検出に成功している。また、接着接合部（内部）の動的なひずみ分布を検出可能であることが実証された。接着機構解明に向けた界面の分析手法・研究方法論の検討では、接着界面の観察の結果、ナノレベルのアンカーリング効果が発現している可能が示唆された。またポリプロピレンの表面処理の効果は、処理法によってその接着メカニズム異なることが示された。分光法からは、極性官能基に形成はみられなかった)。またナノレベルの孔に埋め込まれた接着剤（樹脂）の剥離過程における状態を計算化学的にシミュレーションする手法を検討した。

## (2).2 構造材料用接着技術の開発 (テーマ 53)

### ①メカニズムの解明 (産総研)

金属とプラスチックなどの異種材料を高い強度、信頼性で接合する技術は、自動車、航空機等の軽量化にとって重要である。新規接合技術を普及させるためには、接合特性の評価と接合メカニズムの解明が必要である。

化学的な表面処理により超微細凹凸が形成された金属部品へのインサート射出成形により樹脂を金属部品に強固に接合することで実現しているが、本研究では、インサート射出接合に有効な金属表面処理技術を CFRP と金属の接合への適用を検討した。特に、低コストでの製造が期待されている、ポリアミド(PA)等の熱可塑性樹脂をマトリックスとする熱可塑性複合材料 (CFRTP) と金属 (アルミ) の接着剤による強い接合を実現するため、金属表面処理法と破壊靱性による接合特性の評価方法を検討し、さらに、ナノ有限要素法 (ナノ FEM)による接合領域の応力集中解析により接合メカニズムについて考察を行った (図 3-2.2.10-1)。

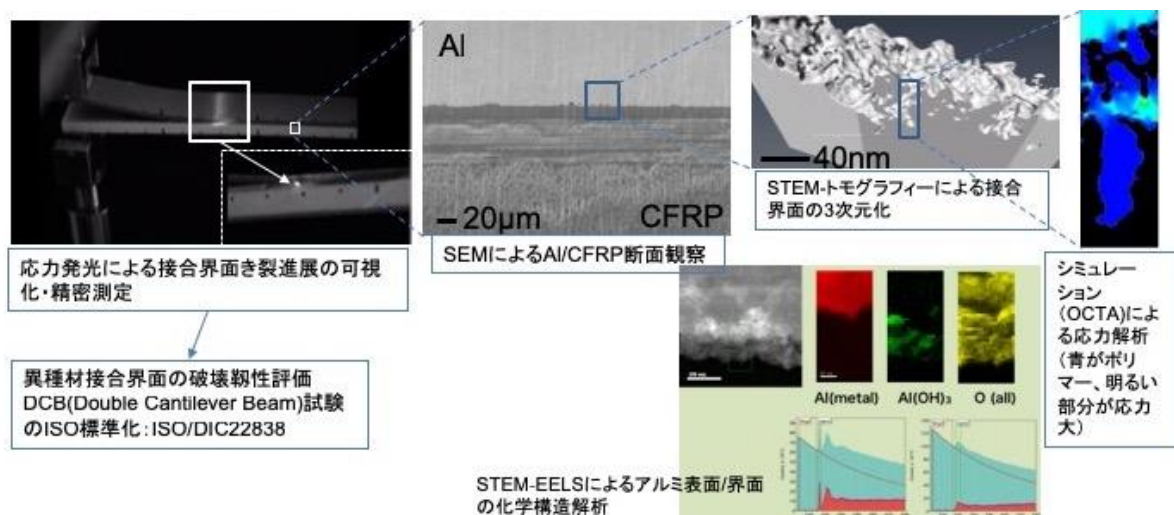


図 3-2.2.10-1 金属表面処理法と破壊靱性による接合特性の評価方法

### アルミの接着の接着メカニズム

応力発光体を DCB 試験片に塗布し、き裂進展を精度良く測定し、接合界面の破壊靱性を評価した。接合界面の構造は、SEM による断面観察で接着層の厚み等均一性を確認し、STEM トモグラフィーでアルミ表面に予め作った微細凹凸の 3 次元像を構築し、この構造をシミュレーションに取り込み、界面での応力分布の解析を行った。さらに、STEM-EELS によりアルミ表面・界面での酸化膜の化学状態の変化の解析を行った。mm~µm~nm におよぶマルチスケールでの接合界面の解析により、接合メカニズムを明らかにした。STEM-EELS により、アルミ表面の  $\text{Al}(\text{OH})_3$  が  $\text{Al}_2\text{O}_3$  へと接合により化学変化することを見出した。このような化学反応がアルミ表面の微細孔への接着分子の侵入を自発的に起こしていると考えられる。シミュレーションにより明らかになった応力分布の結果から、Al 表面に接する上部のポリマー層に歪が大きく発生しているのに対し、微細凹凸に侵入したポリマーで歪が発生する領域はごく一部であることがわかった。また、Al 表面の凹凸形状により歪の集中が起こることが示唆さ

れた。アルミ表面の凹凸サイズ、深さ等の特徴を3次元的に解析し、接合に有効な構造を明らかにした。

### PPの接着の接着メカニズム

難接着材料として知られるポリプロピレンの表面処理効果に関して、和周波分光(SFG)、赤外分光、およびラマン散乱などの各種分光法を用いてメカニズム解析を進めた。いずれの表面処理の場合においても表面処理回数に応じて極性官能基は増加していくが、赤外光侵入深さの異なる2種類の全反射プリズムを用いた赤外測定から、バルク方向に極性官能基が広がっていることが確認された(図 3-2.2.10-2)。一方、SFG分光でプラズマ処理および火炎処理したポリプロピレン表面を分析した結果からは、接着強度が増加する処理回数領域では赤外で見られたようなカルボニル基や水酸基は確認されず、表面処理により形成された水酸基などの官能基は速やかにバルク方向へ移行していくことが示唆された。また火炎処理においては、表面の炭化によると思われるラマン振動モードと接触角の上昇が見られた。

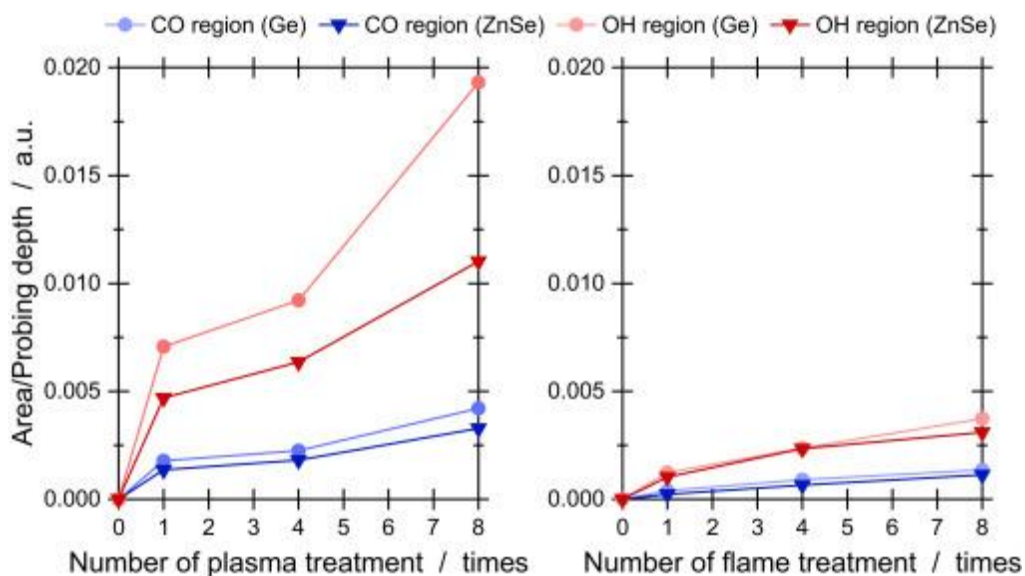


図 3-2.2.10-2 ポリプロピンの表面処理後の厚さ方向の官能基分布<sup>1</sup>

### PAの接着メカニズム

ポリアミド(PA)等の熱可塑性樹脂をマトリックスとする熱可塑性複合材料(CFRTP)と金属(アルミ等)の接着剤による強い接合を実現するため、CFRTPのモデル表面として、6-ナイロンの表面処理効果に関して各種分光法を用いて、その表面処理効果のメカニズム解析を進めた。酢酸処理により表面近傍の結晶層がα型へ転移していることが確認された。6-ナイロンにおける接着強度の改善は酢酸処理によって生じた表面近傍での構造変化に起因することが強く示唆された(図 3-2.2.10-3)。

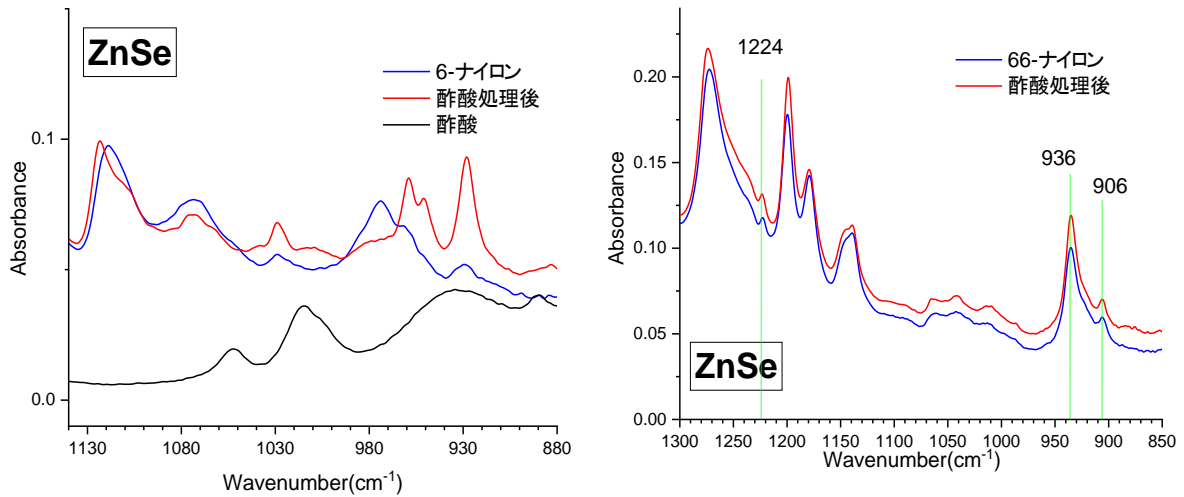


図 3-2.2.10-3 PA6 および PA66 の酢酸処理前後の ATR-IR スペクトル

### 劣化メカニズム

熱可塑性樹脂（ポリアミド6）をマトリックスとする炭素繊維強化複合材料（CFRTP）とアルミニウム合金（A15052）との異種材接着接合界面の高温高湿下での耐久性を評価し、劣化メカニズムの解明を行った。界面のじん性を評価するために、予備き裂に対して開口変位を印加しながらき裂の進展を測定する DCB 試験と予備き裂にくさびを打ち込み、発生したき裂長さを測定するくさび試験を実施し、DCB 試験により初期の界面じん性を測定し、くさび試験により高温高湿下（85℃85%）での耐久性の評価を行った（図 3-2.2.10-4）。エポキシ系とウレタン系の構造接着剤について評価を行い、破壊モードの初期と劣化後での変化が接着剤の種類や CFRTP の表面処理によって変化することを見出した（表 3-2.2.10-3）。特に、ウレタン系接着剤では初期はき裂の進展が起こらずに CFRTP が破壊されるが、高温高湿下では A1/接着剤界面の劣化によりじん性の著しい低下が起こることが明らかになった。接着剤接合の高温高湿下での耐久性の改善が重要であることが明らかになった。

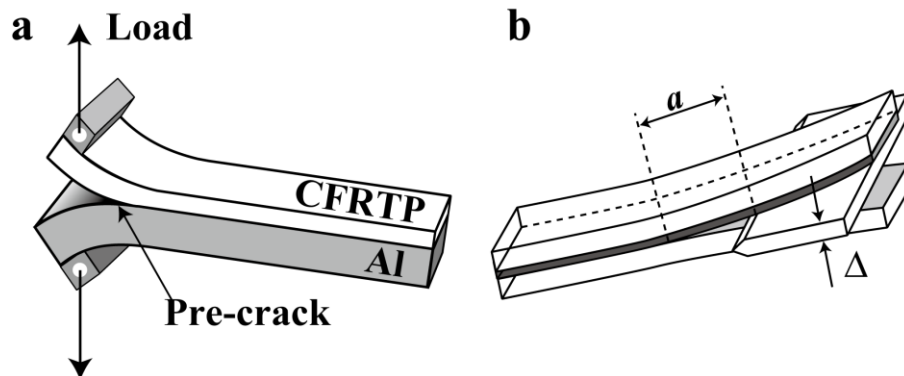


図 3-2.2.10-4 異種材接着接合界面のじん性評価試験。a: DCB 試験 ; b: くさび試験 Adapted with permission.<sup>2</sup> Copyright 2020 American Chemical Society.

表 3-2.2.10-3 接着接合界面の破壊モードのまとめ  
Adapted with permission.<sup>2</sup> Copyright 2020 American Chemical Society.

Adhesive	Surface Treatment on CFRTP	Locus of Failure	
		DCB	Wedge
Epoxy	No	Interfacial (CFRTP/Adhesive) 	Interfacial (CFRTP/Adhesive) 
	Acetic acid	Interfacial (CFRTP/Adhesive) 	Cohesive 
	Flame	Cohesive 	Cohesive 
Urethane	No	CFRTP bulk 	Interfacial (Adhesive/Al) 
	Acetic acid	CFRTP bulk 	Interfacial (Adhesive/Al) 
	Flame	CFRTP bulk 	Interfacial (CFRTP/Adhesive) 

### シミュレーション技術

金属とエポキシ樹脂の接着シミュレーションに関して、主剤として用いた DGEBA の分子長を変化させた場合の接着挙動について分子動力学計算により解析を行った。分子長の短い系・長い系ともに、伸長試験においては、架橋度が 60% 以下では凝集破壊が観察されたが、架橋度が 80% 以上では界面破壊が観察された (図 3-2.2.10-5)。これらの樹脂サンプルにおいて、伸長試験におけるナノ細孔構造による接着力の効果についても比較検討を行った。

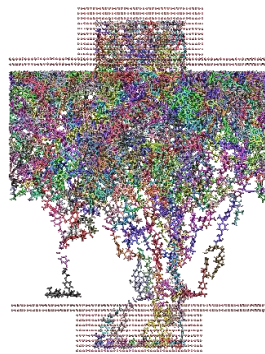


図 3-2.2.10-5 細孔のある金属基板と DGEBA エポキシ樹脂との伸長剥離挙動の様子 (架橋度 90%)

### 汚染の影響

離型剤であるシリコンオイルのアルミ/エポキシの組み合わせにおける接着阻害について検討した。和周波分光によって、アルミナ膜表面と接触しているシリコンオイルが配向を持つことが示唆された。加えて、アルミナ表面に存在する水酸基の SFG シグナルがシフトする様子が見られ、シリコンオイルと、水酸基の間で相互作用が働いていることが示唆された。

## ②新規接着剤の開発

### ②-1 低温速硬化変成シリコン系 (10MPa、伸び 100%以上) 塗装後接着 (アウトプロセス塗装) ターゲット (セメダイン)

CFRP と AL などの異種材料接着では、線膨張係数の違いによる硬化時、使用時の熱ひずみによる歪みやはがれなどの問題が生じる可能性がある。それら線膨張を緩和することができ、かつ構造接着となる接着剤の検討を実施した。エポキシ樹脂と変成シリコンは非相溶であり、重合する過程で図 3-2.2.10-6 のように相分離が起こる。この相分離により、海が柔軟性のある変成シリコン、島が高硬度なエポキシ樹脂の海島構造を形成することができる。エポキシ樹脂が均一分散された状態になり、物性の向上ができる。

主剤・・・エポキシ樹脂+変成シリコン硬化剤

硬化剤・・・変成シリコン+エポキシ樹脂硬化剤

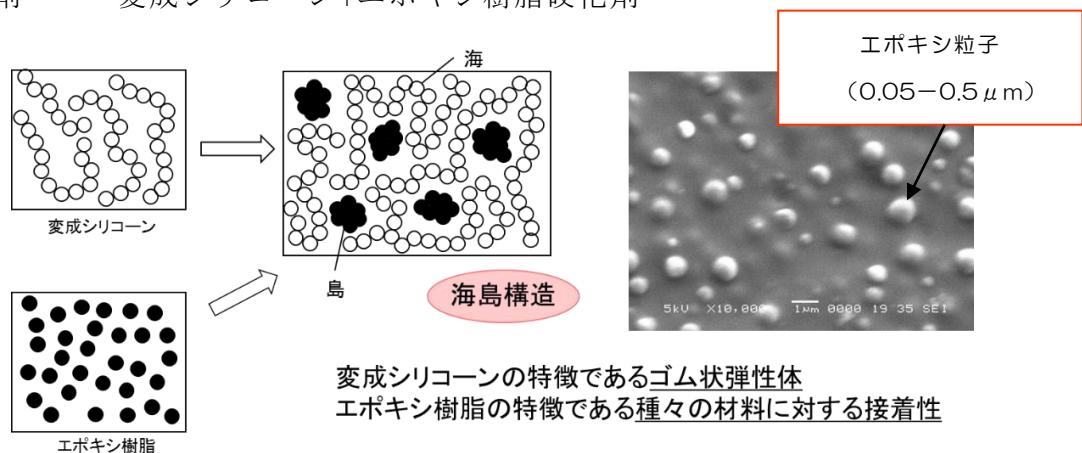


図 3-2.2.10-6 変成シリコンとエポキシ樹脂の相分離構造

エポキシ樹脂 (EP) と変成シリコン樹脂 (MS) の比率などによる、相分離構造制御により目標を達成した。また、自動車構造用途における異種材接着に必要な性能、a) 高ヤング率とひずみ追従性、b) 広範囲な接着性、c) 温度変化等に追従し振動・衝突などでは抵抗力が向上する速度依存性の付与、d) 高温、高湿度に対する良好な耐久性、e) 油面接着性を付与、及びデータ蓄積を実施した。現在、欧州で使用されている PU 系と比べ優位性があることが確認できている。

最終目標の 10MPa、伸び 100% をクリアする性能を得られている。成功の要因は良好な相分離構造と変成シリコンとエポキシ樹脂の相溶性を制御することで弾性率を向上することが可能になった点である。また、油面接着性、速度依存性、ノンプライマーでの幅広い接着性、高耐久性や粘度を含めた作業性など実用上有効な性能が付与できている。また、実使用油に対する接着性や常温硬化を想定した検討を行い実用化の目途が付いた。しかし、急速なカーボンニュートラル化により、構造材として CFRP を使用した実用化の可能性が低くなっている。今後は、本検討技術をカーボンニュートラル化 (自動車製造工程のエネルギー削減・低温接着)、建築、電気・電子市場への拡販を実施する。

## ②-2 高じん性高耐熱エポキシ接着剤（目標値：28MPa 以上）/接着後塗装（インプロセス塗装）ターゲット（セメダイン）

低燃費実現のための軽量化として、鋼板の薄肉化および高張力化が進んでいる。軽量化に伴い騒音、振動などの増加が課題となる。軽量化と快適性の両立が必要であり、溶接/リベットなどの点接着から接着剤併用による面接合にすることでねじり剛性を向上させ、両立できることが期待されている（図 3-2.2.10-7）。エラストマー変性のエポキシ樹脂はエラストマー添加によりじん性を付与することが可能であるが、エラストマー成分が均一に分散されないことや、エポキシ相にエラストマー成分が一部相溶することなどによる、高剛性化への影響や低温時の特性および高温時の耐熱性（熱間）が低下していた。それらの欠点を解決するために、コアシェル化したゴム成分（CSR）をエポキシ樹脂に均一分散（一次粒子の状態で分散）を検討した（図 3-2.2.10-8）。

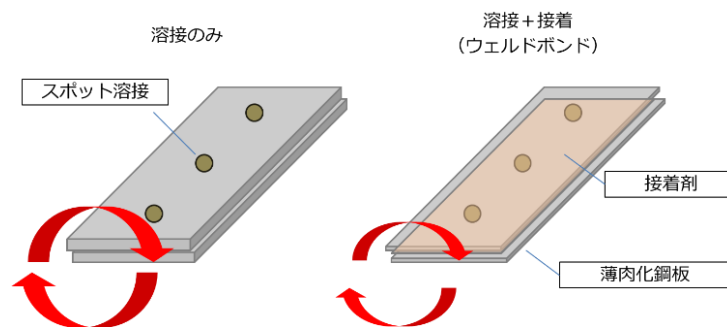


図 3-2.2.10-7 溶接のみと溶接+接着のねじり剛性イメージ

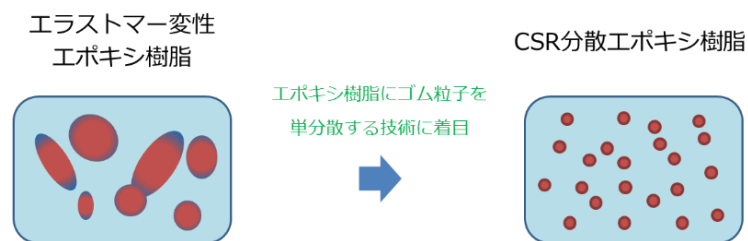


図 3-2.2.10-8 エラストマーと CSR 分散イメージ

この技術により、せん断接着強さ 28MPa、高温時の強度保持率、耐衝撃性（じん性）が付与し目標を達成した。また、実用化に向け a)生技性評価、b)アルミ接着性、c)硬化可能温度の評価、d)硬化温度低温化によるカーボンニュートラルへの対応、e)熱応力のシミュレーションを実施し、実用化性能付与・データ蓄積を実施した。

最終目標の 28MPa をクリアする性能および高耐熱（80℃での弾性率保持率 80%）および低温衝撃性（高じん性）を得られている。成功の要因はエポキシ樹脂および CSR の選択によるものである。加えて、実用化のための性能付与：a) 溶接性 b) AL の接着性向上、c)耐衝撃性/低温下でのじん性付与、d)硬化可能温度の評価、e)カーボンニュートラルへの対応、および異材接合に適した接着剤および部材、耐久性設計のための f) 熱応力のシミュレーションを実施した。現在達成した成果を基に実用化を進めている。

### ②-3 応力緩和接着 (NIMS+産総研)

応力緩和が可能な接着剤として、ビスフェノール A 型エポキシモノマー主剤と芳香族ジアミンの硬化剤からなるポリロタキサン(PR)を配合したエポキシ系接着剤の接着性を調整し、その機械的/熱的特性について検討した。また、動的共有結合として、ジスルフィド基を有するエポキシ着剤を合成し、動的共有結合が接着性能の温度特性に及ぼす影響について明らかにした。さらには、動的共有結合を利用することで、エポキシ接着剤の解体性およびリワーク性についても検討した (図 3-2.2.10-9 左)。エポキシ樹脂のネットワーク構造の中に、ジスルフィド (-S-S-) 基を導入し、生体内還元物質であるグルタチオンを、エポキシ樹脂を分解するための触媒として用いた。グルタチオンの水溶液にジスルフィド基を導入したエポキシ樹脂を浸すことによって、グルタチオンのチオール基とエポキシ樹脂のジスルフィド基の間で交換反応が起こることで、ジスルフィド基の部分でエポキシ樹脂のネットワークが切断され、最終的には固形成分がなくなるまで分解された。また、グルタチオンの酸化-還元機能を利用することで、エポキシ分解物に反応性官能基であるチオール基を残すことができるようになった。結果として、回収した分解物を加熱加工すると、チオール間で酸化反応が起こり、ジスルフィド基を含むエポキシ樹脂のネットワークを再び得ることができる (図 3-2.2.10-9 右)。この手法で得られた再生エポキシ樹脂は、硬さの指標の一つである貯蔵弾性率が、分解前のエポキシ樹脂とほぼ同等の値を示し、リサイクルの回数を増やしても、大きな変化は見られなかった。これまでもジスルフィド基を含むエポキシ樹脂を、チオールを含む化合物で化学分解させる試みはなされてきたが、再成形加工ができず、結果としてリサイクルができないという課題があった。グルタチオンは大気、土壌、海洋などの自然環境の中に偏在することはないことから、使用環境下で勝手に分解が進行してしまう心配がなく、リサイクルのタイミングを、使用者が決められるというメリットがある (NIMS 成果)。

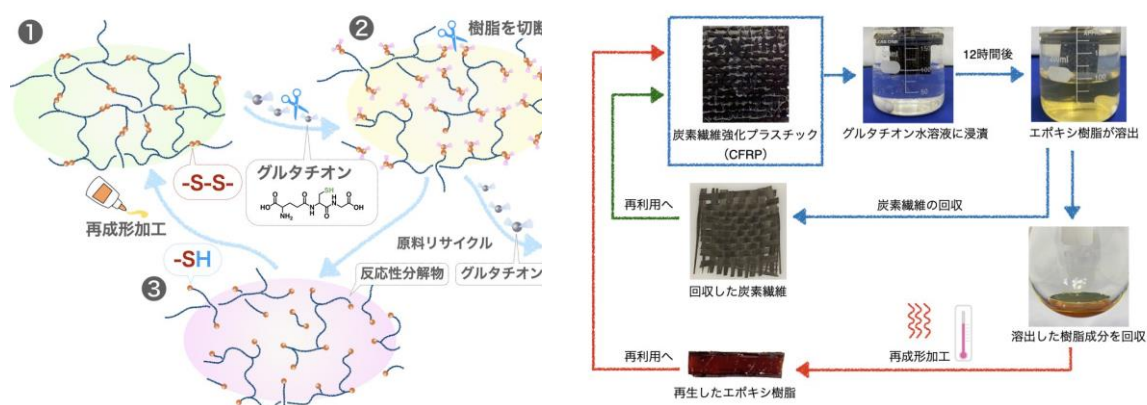


図 3-2.2.10-9 エポキシ樹脂のリサイクルシステム (右) ①ジスルフィド基(-S-S-)を導入したエポキシ樹脂, ②チオール基(SH 基)を有するグルタチオンにより、エポキシ樹脂のネットワーク構造を分解、③グルタチオンを除去することで、反応性を持った分解物が生成、再成形加工によって、元々の樹脂と同等の硬さを持った樹脂にリサイクル (左) とエポキシ樹脂のリサイクルシステムを利用した炭素繊維強化プラスチック (CFRP) の再利用 (右)



これとは別に、ホットメルト接着剤を用い、温度制御することで熱変形を低減する方法について原理を確認し、その手法を新たに提案した（産総研成果）。

## ②-4 速硬化接着剤（再委託先）

CFRTP などの樹脂材の接合（樹脂材同士および樹脂／異種材の接着）を対象とする速硬化ウレタン接着剤の開発を実施している。2017 年度から 2018 年度にかけては、プロトタイプのウレタン系接着剤（開発品）を調整し、伸びと強度については目標（>10MPa or >100%）を大きく超え、これを達成した（表 3-2.2.10-4）。2019 年度は、接着剤の組成検討をさらに充実させ、よりパフォーマンスの高いものとした。速硬化性能については 2020 年度に目途付けできた。2021 年度は、開発接着剤のハットジョイナーの曲げ性能試験を実施し、その接合性能を検証した。図 3-2.2.10-10 に示すように、CFRTP/スチール異材接着接合ハットビームの 3 点曲げ試験において、開発ウレタンフォームが充填された No.3 の試験体は、フォーム充填のない No.2 の試験体に比べて、約 1.8 倍の最大強度を示した。また、写真でも見られる通り No.1～3 のいずれの破断後試験体も接着接合部（フランジ部）での破断（剥離）は確認されなかった。また、ウレタン系接着剤の表面処理された PP 系複合基材への接着（阻害）機構解明を試みた。加えて他テーマへも評価用に試料提供を実施した。この試験に適合させるために、可使時間を改良したサンプルを新たに調整した。また、接着接合性能の評価技術の確立に向け、応力発光による接着接合部のせん断変形挙動モニタリングに対し、それに同期したシミュレーション解析を実施した（図 3-2.2.10-11）。さらに接着剤のポリプロピレン系複合樹脂への適用を想定し、樹脂に対する表面処理検討も併せ実施した。

表 3-2.2.10-4 硬化物のバルク引張物性とせん断接着試験

接着剤 No.	名称	メーカー	準静的特性					
			バルク引張				Lap shear	
			ヤング率 MPa	ポアソン比	破断公称応力 MPa	降伏点 MPa	破断公称ひずみ	破断応力 MPa
KS-HY(YU-06)	高ヤング率ウレタン	横浜ゴム	239	0.38	31.8	12	2.56	32.06
	+SPCC(塗装)処理なし	横浜ゴム						21.7
KS-M(YU-07)	標準ウレタン(中間)	横浜ゴム	159.5	0.375	28.5	8.5	3.08	29.46
KS-HE(YU-08)	高伸びウレタン	横浜ゴム	128.4	0.366	21.2	7	3.28	32.5
YU-09	硬化時間延長	横浜ゴム	167	0.39	27	6.4	4.66	32.3

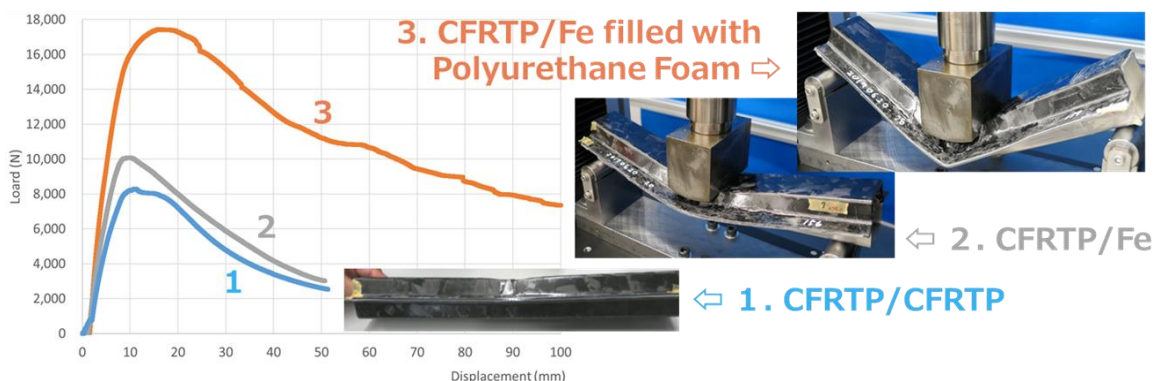


図 3-2.2.10-10 ハットビーム 3 点曲げ試験結果（荷重－変位曲線）

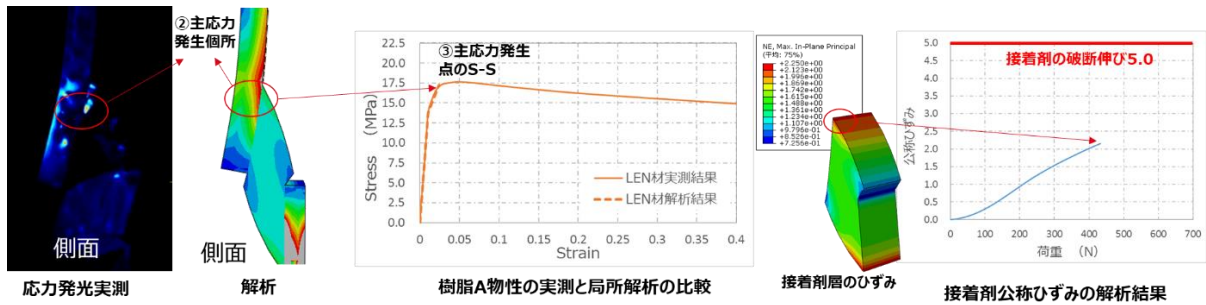


図 3-2.2.10-11 樹脂 A/接着剤 A/カチオン電着鋼板による試験体のせん断試験の実測および解析結果

### ②-5 高延性接着剤（再委託先）

本テーマの目標であるアルミ/鋼板用の異種材接着剤では基材の熱膨張差による接着剤硬化時の硬化収縮と熱収縮によって界面に発生する応力が非常に大きな問題となる。そのため、異種材を接着するための接着剤は基材の熱膨張差によって発生する応力を吸収するためにできるだけ伸びを大きくすることを目標としてきた。一方で硬化プロセス側からのアプローチとしては接着剤を硬化する際に発生する残留応力を小さくする硬化プロセスの適用も基材に掛かる応力を低減させることに非常に効果的である。接着剤を硬化する際には基材も温度変化によって膨張収縮を起こすが、同時に接着剤も熱膨張、硬化収縮、熱収縮といった体積変化を硬化過程で起こす。基材に掛かる応力は体積変化に弾性率を乗じたものの積分値と言えるため、硬化温度を低下させることにより硬化収縮とトータルの体積変化が小さくなり、基材に掛かる応力が小さくなることが分かる。そのため、促進剤の最適化を行うことにより 120℃40 分硬化でせん断接着強度 36MPa、引張伸び 30%以上の系を見出した。また、最終目標としている 120℃/20 分硬化が可能な系を見出せた。

- ・ 120℃20 分硬化(エポキシ-DICY 系)

一般的に DICY 系は硬化促進剤を併用する必要がある、硬化温度は促進剤の種類によって調整することが可能である。硬化促進剤をスクリーニングすることで反応性/安定性/接着強度の比較検証を行った（表 3-2.2.10-5、図 3-2.2.10-12）。次に伸び率向上を目的とした応力緩和剤のスクリーニングを行った。その結果、接着強度 19MPa、引張伸び 10%のものが得られた。促進剤と応力緩和剤の添加量の最適化を試みたが、伸びと接着強度をどちらも向上させる系を見出すことはできなかった。

表 3-2.2.10-5 応力緩和剤のスクリーニング結果

項目	条件	単位	応力緩和剤なし	検討剤A	検討剤B	検討剤C	検討剤D	検討剤E	検討剤F
Tg	DSC	℃	136	138	135	122	135	120	143
接着強度	Al-Al	MPa	15.0	19.0	15.5	7.2	14.3	1.2	3.6
伸び率	引張試験	%	3.7	10.5	5.1	15.7	6.7	11.2	6.0

硬化条件：120℃C20分

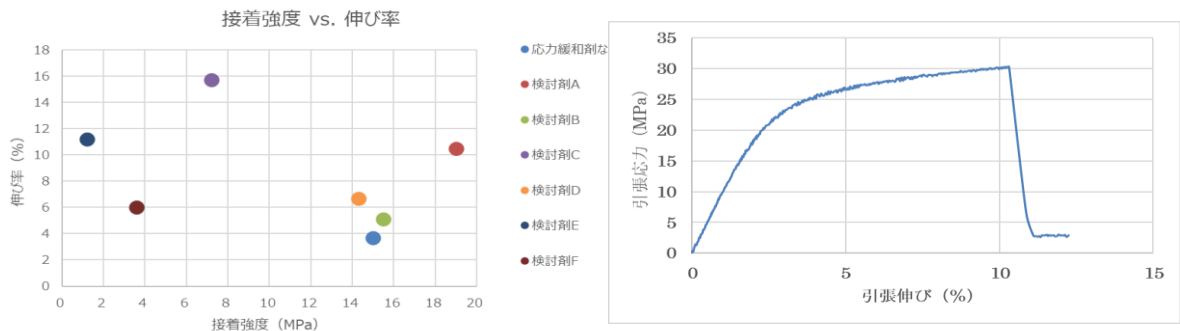


図 3-2.2.10-12 応力緩和剤のスクリーニング結果と応力ひずみ曲線（検討剤 A）

・ 120℃ 20 分硬化 (XNR6852E-3 系)

上記エポキシ-DICY 系の評価を応用する形で、XNR6852E-3 系の改良を行った。具体的には上記スクリーニングでバランスの良かった促進剤と応力緩和剤を XNR6852E-3 系に適用することで低温硬化性向上を検討した。結果として、120℃ 20 分硬化が可能であり、接着強度が 30MPa、引張伸びが 13%の系が得られた（図 3-2.2.10-13）。また、この系では XNR6852E-3 で課題であったせん断接着試験後の界面剥離が解消され、凝集破壊となった。

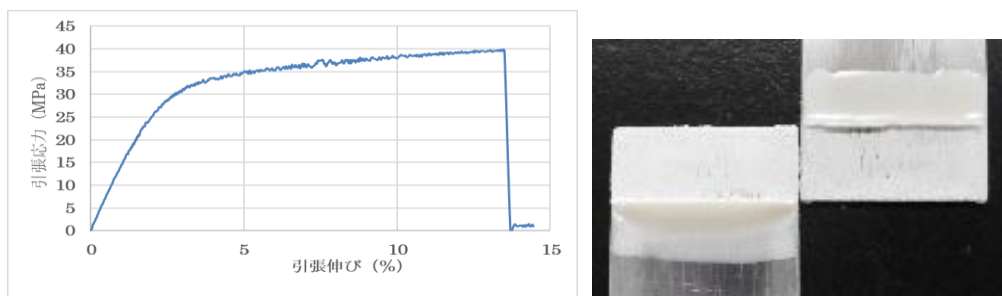


図 3-2.2.10-13 応力ひずみ曲線と破断面の写真

## ②-6 耐疲労接着剤（再委託先）

長期信頼性・機械設計の観点から構造用接着材は接着剤層内での破壊（凝集破壊）が必須とされている。本研究では、添加剤として剥離型コアシェルゴム粒子およびグラフェンを候補とし、き裂伝ぱ抵抗を向上させる効果について検討を行った。コアシェルゴム粒子のシェルの官能基量を 0 にした結果、静的破壊・疲労破壊ともに凝集破壊率が増加し、粒子添加量 5wt%で 50%、10wt%で 90%とほぼ界面破壊であった未添加（5%）よりも大きく向上することがわかった。また、疲労寿命は、粒子未添加の接着剤と比較して約 3 倍高くなり、凝集破壊と高い耐疲労性の両立が可能であることを見出した。破面観察の結果、コアシェルゴム粒子の界面での剥離が支配的であり、ゴム粒子の周囲のエポキシ樹脂の塑性変形がみられたことから、剥離型コアシェルゴムが凝集破壊効果と強靱化効果の両方を兼備していることが明らかとなった。粒子サイズについても検討した結果、3μm と 500nm では、500nm の方が凝集破壊効果、疲労寿命ともに高く、粒子間距離が重要な因子であることが示唆された。疲労試験は、

応力比 0.1 の正弦波を用いて行った。粒子未添加、熱可塑微粒子のみ添加した接着剤では、すべて被着体との界面で破壊したのに対し、剥離型コアシェルゴムを添加した系ではき裂伝ば速度が比較的高い領域で凝集破壊となった。新たな試みとして、ナノフィラーの一種であるグラフェンを添加剤として検討した。グラフェンのみを添加した場合、グラフェン添加量が 0.1wt% を超えると凝集破壊率が 80% 以上と、ごく少量の添加量で凝集破壊モードとなり、剥離型コアシェルゴム粒子より効果が大きいことがわかった。しかしながら、すべてのグラフェン添加系において、未添加の接着剤より疲労寿命は低くなり、またグラフェン添加量が増加するにつれて疲労寿命が低下することがわかった。グラフェン 0.1wt% と強靱化ゴム粒子 5wt% を併用した結果、凝集破壊率はほとんど低下せず、疲労寿命も未添加接着剤の約 5 倍となった。破面観察の結果、強靱化ゴム粒子の周囲のエポキシ樹脂が塑性変形を起こしていることがわかり、疲労寿命向上の要因であることが明らかとなった。

### ③強度・耐久性評価法の開発

接着接合の強度・耐久性の評価法は十分に確立されていないことから、構造体接合への応用が阻害されている。本研究課題では、接着接合部の強度評価法および耐久性予測法を構築し、併せて接合部の設計手法を確立することを目的とした。接着強度では衝撃強度を中心に検討し、耐久性については接着界面に及ぼす水の影響を実験的調べた。接着接合部は、外からの水や熱の影響を受けやすく、その結果接着界面が劣化し、接合強度が大幅に低下することが知られている。そこで、水と熱に着目し接着界面に及ぼす影響を調べた。初めに、接着剤への水の侵入速度を調べるために、その拡散係数を実験的に調べた。具体的には、バルク試験片を用い、これを水へ浸漬し、定期的にその重量を測定した。その結果から Fick の拡散則を用い接着剤内部への水の拡散係数を求めた。

#### オープンフェイス試験（再委託先+産総研）

従来の吸水劣化試験は、貼り合わせた 2 枚の被着体を水に浸漬し、一定時間後に取り出し、その強度を測定するものであった。しかしこの手法では、劣化に十分な水を吸収させるために年単位の時間を必要とすることが問題となっていた。そこで、本研究では、被着体上に接着剤皮膜を形成したオープンフェイス型の試験片を用い、吸水時間の短縮を図った（図 3-2.2.10-14）。この方法では、接着剤層の上面全体から水が侵入するため、従来型の試験片に比べて 1000 倍以上の速さで飽和吸水状態に達する。また、その強度評価を SAICAS 装置により界面での切削抵抗を測定することにより実施した（図 3-2.2.10-15）。

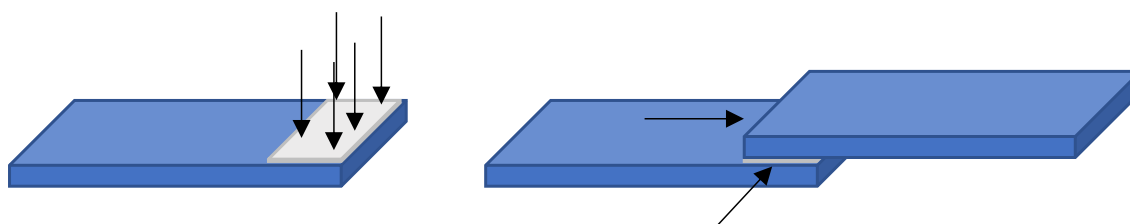


図 3-2.2.10-14 オープンフェイス型試験片と従来型試験片の吸水方向

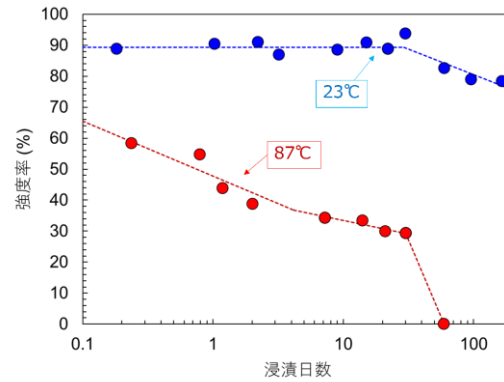
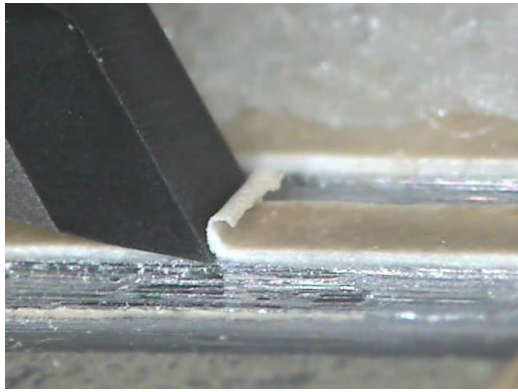


図 3-2.2.10-15 87°C59 日間曝露した試験片の切削試験および SAICAS 試験における水平方向荷重

#### 速度依存 (再委託先+産総研)

接着硬化物の速度依存性を明らかにするため、高速引張試験を実施した。20m/s の速度で、バルクの引張速度を行い荷重及び変位の測定を行った。試験片の変位及びひずみは、デジタル画像相関法 (DIC) も用いた。ハイスピードカメラを用いて試験片の変形挙動を撮影しデジタル画像相関法ソフトウェアを用いて解析した。横浜ゴムにて試作中の高強度ポリウレタン接着剤を評価すると、100%を大きく超えるひずみを示した。言い換えるなら、これらの接着剤は、車体の衝突事故など高ひずみ速度が予測される場合でも十分な延性を示すものと考えられる。

#### 海島構造と接着強度 (再委託先+産総研)

最近の接着剤では、成分が相分離して海島構造を形成し、接合部の強度などに影響を及ぼす場合が多い。また、この海島構造は、接着剤の硬化中に出現するため、その形態が硬化時の温度条件に強く依存すると言われている。そこで本研究では、接着条件および使用環境が接着接合部の特性に及ぼす影響に関して調べた。具体的には、接着剤硬化物内部および界面に形成される海島構造の観察を、原子間力顕微鏡を用いて行った。ここではコンタクトモードにより局所的な剛性の比較、並びに局所熱分析により海島構造の局所的な熱特性の比較を行い、被着体の種類と島構造との関連について調べた。この観察結果から、界面近傍に生じる海島構造が被着体材料の種類により変化すること、および低強度の被着体では界面近傍に小さな島が、また良好な接着強度を示す被着体では界面近傍に大きな島が形成されることがわかった。

#### 圧力容器を用いた加速劣化試験 (産総研)

小型圧力容器を用いて水蒸気下での熱劣化による加速劣化法について検討した。単純重ね合せ継手試験片をこの劣化法により劣化させ、85°C・85%RH の加速劣化法と比較した。85°C・85%RH と小型圧力容器の両者の劣化を連続して試験片に加えたところ、劣化の順序により結果に差が出ることがわかった。このため、破断面の水分量について赤外分光 (FTIR) で分析したところ、水分量に違いがあることがわかった。なお本試験法は ISO19905-6 として発行されている。

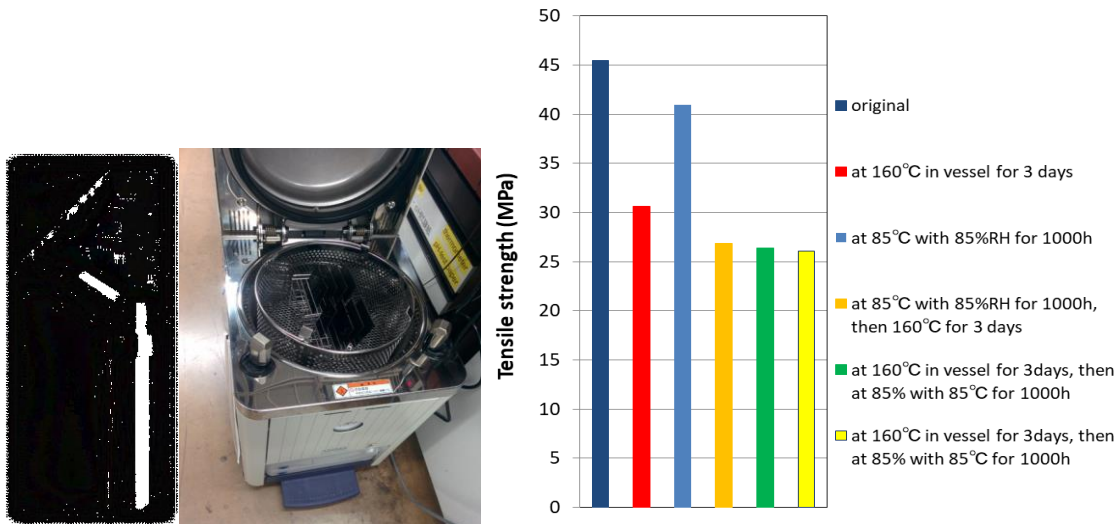


図 3-2.2.10-16 圧力容器（左）と滅菌器（中央）と試験結果（右）

#### 接着接合試験片の耐水クリープ評価試験（再委託先、産総研）

2021年度までは、接着部の静的強度や衝撃強度を試験片レベルで調べ、接合部の強度予測法を構築した。一方、耐水性等の耐久劣化試験は産総研が実施していたが、吸水劣化と継続的負荷の複合化した条件での強度試験は実施されていなかった。そこで、接着接合部の湿熱クリープ強度を測定した。この実験には、接着した DCB 試験片を用い、スプリングを介して継続的負荷を加え、その荷重を測定してモード I 破壊靱性を求める、Spring Loaded DCB 試験を採用した。この結果、温水クリープにより接合部の破壊靱性は経時的な低下を示した。

#### 接着接合試験片の疲労特性評価試験（再委託先、産総研）

構造用材料は必ず疲労の影響を受けながら使用されている。それにより接着接合部および接着剤は使用年数とともに強度劣化が進行する。これを正確に把握して構造設計に反映しなければならない。しかるに車体に加わる力の形態は極めて多様である。応力の大きさ、方向、速度および頻度など疲労特性に与える因子は多い。車体接着接合部の耐久性を検討する場合、部位により入力のパターンが異なるため、応力比が疲労強度に与える影響は重要である。一方、繰り返し負荷を受けた接合部の残存強度や疲労強度に及ぼす応力比の影響は、接着接合部に対してはあまり知られていない。そこで本研究では応力比を広範囲に試験できるようにダブルラップジョイントを試験片として選択した。そして応力比が疲労限度に与える影響および、繰り返し応力が接着継手の強度劣化に与える影響を系統的に調査した。

図 3-2.2.10-17 に疲労試験結果を示す。図中の記号赤丸は応力比  $R = -1$ 、青丸は  $R = 0$ 、黄丸は  $R = 0.5$ 、緑丸は  $R = 0.75$  の結果をそれぞれ示す。また記号に付した矢印は、試験片が破断せずに試験を打ち切ったことを示す。縦軸のせん断応力振幅 ( $\tau_a$ ) は接着総面積で負荷荷重振幅を割ったものを表している。いずれの疲労線図も折れ点が現れ 5000k 回の試験打ち切り回数は妥当だといえる。応力比  $R$  が大きくなるほど疲労限度  $\tau_w$  は低くなる。 $R = -1$  の疲労限度  $\tau_w0 = 5.6\text{MPa}$  は、引張試験の平均強度  $\tau_B = 19.6\text{MPa}$  に対しておよそ 29%であった。

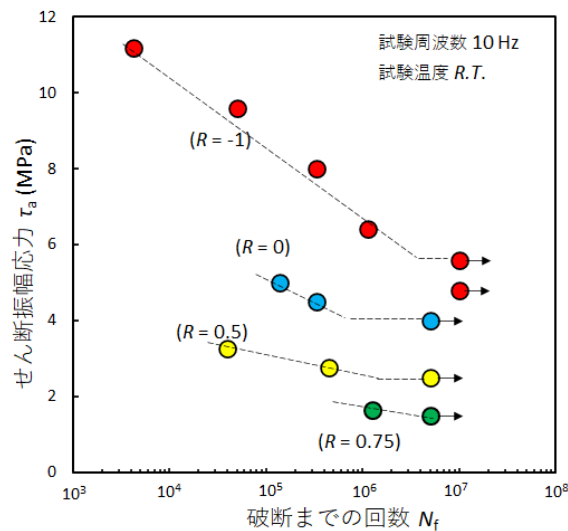


図 3-2.2.10-17 各応力比における疲労線図

次に耐久限度線図を図 3-2.2.10-18 に示す。横軸は平均せん断応力  $\tau_m$ 、縦軸は  $\tau_a$  を示している。図中の記号の○は疲労試験で破断しなかった試験片を表している。したがって記号各応力比における疲労限度  $\tau_w$  を表しており、これらを最小二乗法で結んだ実線がこの試験片の耐久限度曲線として定義される。

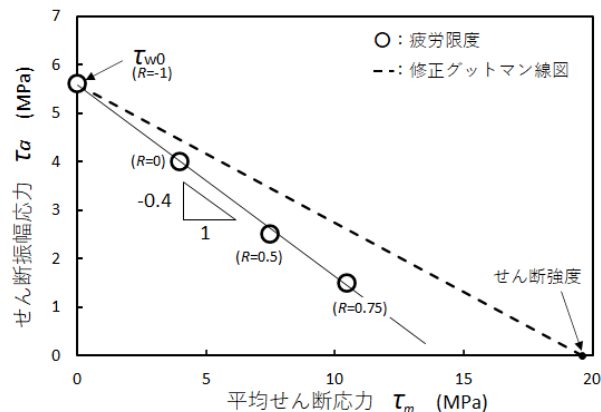


図 3-2.2.10-18 接着継手の耐久限度曲線(実線)および修正 Goodman 線図(破線)

実線はよい直線関係を示していてその関係は次の式(3-2.2.10-1)で与えられる。

$$\tau_w = -0.4\tau_m + \tau_w0 \quad \dots \text{式(3-2.2.10-1)}$$

ここで  $\tau_w0$  は応力比  $R = -1$  の疲労限度を表している。この線図から本供試接着剤の場合、疲労限度は、応力振幅と平均応力の両方に影響を受けることがわかった。

式(3-2.2.10-1)の  $\tau_m$  の係数が-0.4 であることから、疲労限度に与える影響は平均応力よりも応力振幅の方が大きいといえる。一方図中の破線は修正 Goodman 線図を示している。線図は  $\tau_w0$  と破断せん断強度  $\tau_B$  を結んでいる。修正 Goodman 線図と比べると本研究で得られた耐久限度曲線は、それよりの負の側に傾きが大きく金属材料に比べ、応力振幅が疲労破壊に及ぼす影響が大きいことがうかがえる。これは応力比が高くなるほどクリープ成分が増加するため、金属材料に比べやや低強度を示すためだと考えられる。

耐久限度曲線はこの曲線の内側で応力設計しなければならないことを示しており、構造設計の指針にすることができる。

#### ハット供試体の3点曲げ衝撃試験（再委託先+産総研）

2022年度は、供試体レベルの衝撃試験を行うべく、その準備を実施した。具体的には、落錘試験機を3点曲げ用に改造した。さらに、スチールの接着ハットビーム供試体を作成して、この試験を実施した。残念ながら、ハットビームが強すぎて、今回用いた試験機では十分には変形しなかった。なお、CFRP ハットビーム供試体についても、シーカハマタイトが作成したのでその衝撃試験を実施した。しかしこの場合も十分な変形は得られていない。そこで、大型の試験機（図 3-2.2.10-19 左）を入手し、あらためて供試体の試験を実施したところ（図 3-2.2.10-19 中央）、用いた接着剤の特性によって破壊形態に明確な差が見られた（図 3-2.2.10-19 右）。

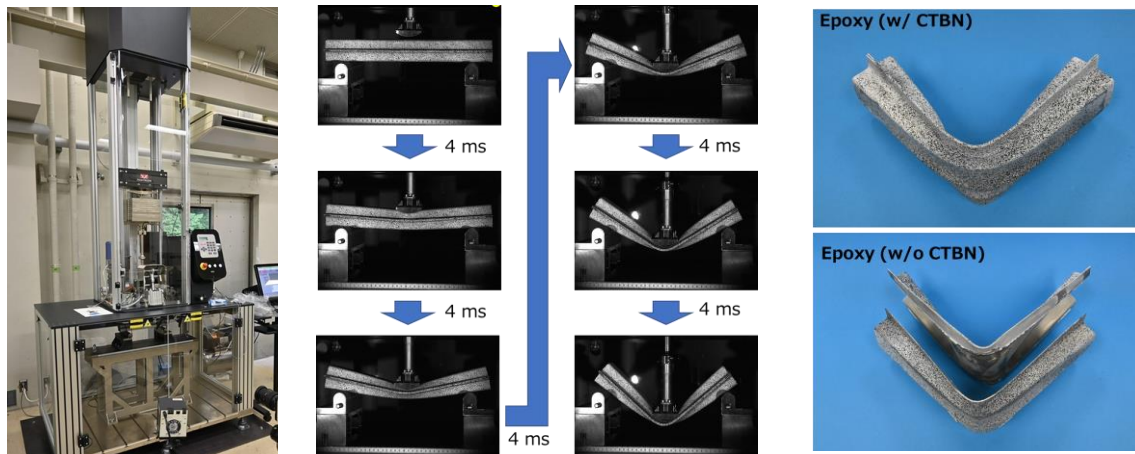


図 3-2.2.10-19 落錘式衝撃試験システム（左）と試験時の様子（中央）と試験後のハットビーム供試体写真（右）

#### 水熱環境下における接着接合部の特性評価（産総研・東工大）

乗用車の軽量化で想定されるアルミニウム板材を重ね合わせて標準一液エポキシ接着剤で接着し、力学的評価を実施した。特に熱に着目して引張強度、静的疲労強度および動的疲労強度を測定し、これらの関連性を系統的に究明した。本研究では、疲労限度に与える接着継ぎ手に対する静的荷重負荷、動的荷重負荷および温度負荷の影響の大きさを調査し、その関係を明らかにした。さらに温度と繰り返しひずみが接着剤の化学構造に与える影響を、FTIR を使って分析した。得ら



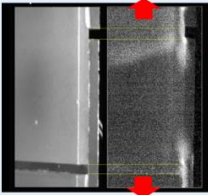
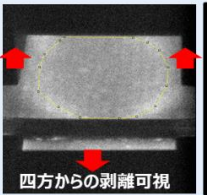
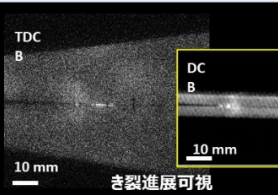
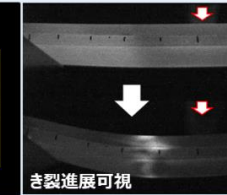
れた結果を下記の通りまとめる。

1. せん断強度は高温になるほど強度が低下したが、Tg 点を超えても急激に低下することはなかった。
2. Tg 点を超えてエージングすると接着強度は大きく低下した。
3. 室温での接着強度は一定ひずみに比べて、繰り返しひずみに弱い。また静的疲労限度は温度に対してたいへん敏感であるといえる。
4. 高温中では C=C および C=O 結合が分解し、この化学構造変化が強度に大きな影響を及ぼしている。

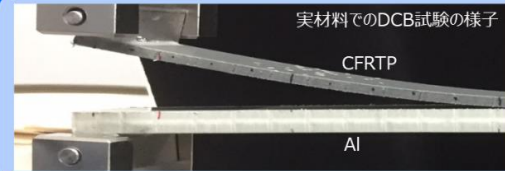
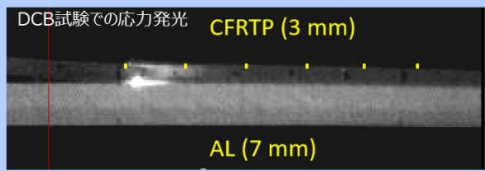
接着接合部の機械的挙動の応力発光による可視化（産総研+再委託先）

接着界面強度に敏感といわれる破壊じん性値（G1c、G2c）の算出に関して、破壊進展の可視化を利用した接着強度評価を、Double cantilever beam: DCB 試験、TDCB 試験、end notch flexure: ENF 試験、compact tension: CT 試験において実施した（図 3-2.2.10-20）。さらに、溶接など他の接合評価にも用いられる引張りせん断強度（TSS 値）、十字引張り強度（CTS 値）を算出する引張りせん断試験、十字引張り試験についても、その機械的挙動を応力発光で可視化することに成功した。試験法、試験片は国際標準に準じたもので行っている。今後、得られた知識、方法を国際標準に展開し、ガイドライン等作成に活かしたい。また、応力発光による破壊進展の可視化を利用した接着強度評価、接着強度、衝撃伝搬などの可視評価法を、実材料において実証した。具体的には、車体内装に使用される強化ポリプロピレンに対する接着剤選択（ヤング率の異なる複数接着剤）に際して、引張りせん断試験を行い、ひずみの均一分散を意味する「均一な応力発光分布」を選定基準とした接着剤選定法を開発した。本件は、プロジェクト内企業との連携の成果である。

●成果：国際規格の“見える”接着強度評価に成功！ 指標の“背景”を直感的に知り、強度信頼性に活かす。

試験	Lap-shear TSS	Cross tension CTS	DCB/TDCB Fracture toughness (G1c & G2c)	ENF
規格	ISO 4587:2003 JIS K 6850:1999	ISO/NP24360 ISO 14272:2016溶接	ISO 25217:2009(en) JIS K 7086:1993	ASTM D7905M - 19 JIS K 7086:1993
				
		四方からの剥離可視	き裂進展可視	き裂進展可視

●成果：上述知見を活かし、「接着強度評価のための応力発光によるき裂進展可視」は、ISO/TC61でNP化決定！

	
実材料でのDCB試験の様子 CF RTP Al	DCB試験での応力発光 CF RTP (3 mm) AL (7 mm)

●基調講演 日本成型学会（6月） ●招待講演 Joining in Car Body Engineering 2019（4月、独）日本接着学会（11月）他

図 3-2.2.10-20 各種試験法における機械的挙動の可視化

#### ④表面処理法の開発

2020年度末までの検討の結果、PA および PP マトリックスの CFRTP に対して適切な表面処理を施すことによって、強度試験後の破壊モードが母材破壊となることがわかった。本課題は最終目標を達成したため、2020 年度に前倒しで終了した。

##### 酢酸処理（産総研）

開発を進めているポリアミド6系マトリックス CFRTP (CFRTP-PA6) を想定して、これに適した接着前表面処理法を検討した。その結果酢酸塗布という極めて簡便な処理により、せん断接着強度が 20MPa になる表面処理手法を見いだした。他の処理法との強度比較（表 3-2.2.10-6）、破壊モードの観察、メカニズムチームと連携した分析により、接着性改善の機構の解明を進めた。その結果、PA6 の表面に脆弱層があり、強度低下を招いていることがわかった。酢酸処理によって最表面層だけでなく 20 ミクロンの深さまで改質が起きていることが示唆されており、脆弱層の改質が一因になっている。

表 3-2.2.10-6 CFRTP-PA6 表面処理の影響

処理	平均破壊強度(標準偏差) /MPa, N=5	破壊形態
none	12.42 (2.17)	界面
水洗い	13.25 (1.60)	界面
スチーム処理	18.79 (2.00)	界面+凝集
酢酸塗布	21.24 (0.74)	凝集
Plasma (10往復)	20.93 (0.67)	凝集
Flame (2往復)	19.37 (0.76)	界面+凝集

##### 汚染の影響（産総研）

アルミ、SUS、SPCC、CFRP、CFRTP-PP および CFRTP-PA6 の接着性に対する各種の汚染物質（シリコンオイル、機械油、界面活性剤）の影響について検討をした。その結果界面活性剤による汚染は、アルミ、SUS、SPCC、CFRTP-PP 接着強度の低下を引き起こし、破壊モードは凝集破壊から界面剥離に変わることがわかった。またアルミとシリコンオイルの組合では特異的に大きい接着強度を示した。図 3-2.2.10-21 に示すように、アルミとシリコンオイルに特異的な吸着がることを見いだした。しかしながら、CFRP や CFRP-PA6 ではこれらの汚染物質塗布による接着強度の低下は見られなかった。次に、アルミ基板に立ち戻り、接着剤の組成と油面接着性との相関について調べた。サンドブラストしたアルミ合金（6061）を用い、汚染物質として機械油とシリコンオイルを塗布した。油面接着に対して有効な接着剤の組成を明らかにするために、添加剤として、フィラーとゴム成分、フィラーのみ、どちらもなしの3種類の一液のエポキシ接着剤を用いて接着強度を比較した。シリコンオイルによる汚染は、いずれの場合でも強度低下を引き起こした。予想に反して、ゴム成分の添加では、油面に対する強度低下が大きいことがわかった。

フィラーについては、添加した方がわずかに接着性がよい傾向にあった。

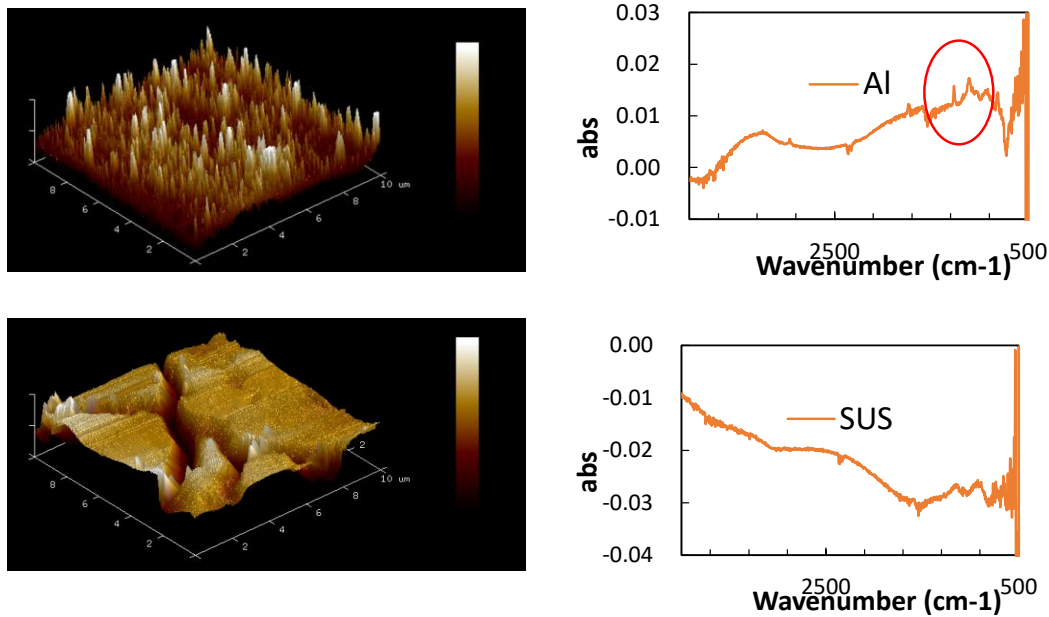


図 3-2.2.10-21 シリコンオイルを塗布したのち洗浄したアルミニウムと SUS304 基板の AFM 像と高感度 FTIR スペクトルの比較

#### 電子線処理（再委託先）

ポリプロピレンおよびポリアミドの一種であるナイロン 6 (PA6) に対して、電子線処理を施した際の接着性への影響を評価した。接着性評価には、PA6 のフィルムを用い、未処理、電子線処理、大気圧プラズマ処理を施した接着試験片の接着強度を評価した。電子線処理により、剥離強度が著しく増加しており、大気圧プラズマで処理した場合とも比較して、接着に対する効果は大きいことを見出した (図 3-2.2.10-22)。

電子線の PA フィルム表面への処理効果を評価するために動的接触角による各処理後の表面自由エネルギーを評価した。未処理の PA6 フィルムと比較して、電子線処理・大気圧プラズマ処理により表面自由エネルギーは上昇した。特に両方の処理で、極性成分の方が大きく上昇していることから、表面の極性が大きくなったことを示している。その結果から、各処理により PA6 表面に極性基が導入されていることが明らかになった。さらに処理による表面自由エネルギーの変化量を確認すると、大気圧プラズマ処理の方が大きく変化していることが確認できた。これは、電子線処理と比較して、大気圧プラズマ処理の方が、表面により多くの極性基を導入することを意味する。従って、極性基の分量のみが接着性を決定する因子であるとした場合、接着試験の結果と矛盾することとなる。つまり、電子処理を施した PA6 基板では、極性基の導入の効果による接着強度の上昇に加え、他の因子による接着強度の上昇であることが示唆された。さらに、電子線照射線量の接着強度への影響を評価した。電子線線量を 0~400kGy まで変化させた際の T 型剥離強度を評価した。結果として照射線量が小さいときは、線量に応じて剥離強度が上昇した。しかし、50kGy を超えると剥離強度には大きな変化がなく、アイソタクチック PP の際とは異なる挙動を示した。一方で、表面処理後の基板に対し、電子スピン共鳴測定 (ESR) を評価した。未処理やプラズ

マ処理後の PA6 基板には、シグナルは観測できなかつたが、電子線照射後の電子線照射 PA には、ラジカルに由来するシグナルが確認できた。このラジカル種は、照射線量に依存して増加することが確認でき、ラジカル種の発生により接着強度が上昇したと推察できた。またラマン分光により表面を評価したところ、過酸化物の構造に対応するピークが確認でき、発生したラジカル種と空気中の酸素が反応したことが原因である。未処理のアイソタクチック PP 基板の試料では、このピークは確認できなかつた。また、電子線照射後の接着サンプルの耐水性試験を行った。湿潤条件下で保存した試料では、接着強度が上昇し、さらに時間が経過してもその接着強度が維持される結果となった。これらのことより、電子線照射は PA6 基板に対しても有効であることが確認できた。

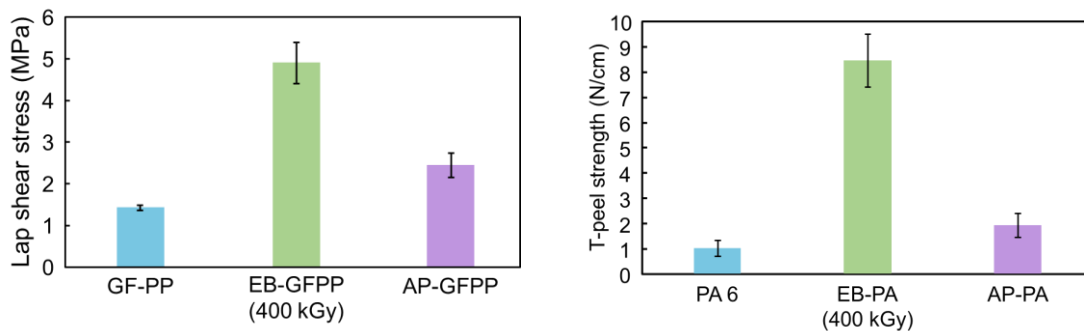


図 3-2.2.10-22 未処理、電子線処理、及び大気圧プラズマ処理を施したガラス繊維強化 *it*.PP のせん断接着強度の比較 (左図) および未処理、電子線処理、及び大気圧プラズマ処理を施した PA6 フィルムの T 型剥離強度の比較 (右図) <sup>3</sup>

### ⑤接着接合部の検査手法の開発

#### 接着前の表面性状検査法 (産総研)

LIBS 法による表面汚染物質検出の下限值評価を進め、FRTP のマトリックス樹脂であるポリプロピレン(PP)上のシリコンオイルについて  $0.05 \mu\text{g}/\text{cm}^2$  の検出下限値を得た。F 系離型剤の検出について、当初暫定的に評価された  $60 \mu\text{g}/\text{cm}^2$  の検出下限値が、測定条件の最適設定により  $0.50 \mu\text{g}/\text{cm}^2$  まで改善することを確認した。また、2019年度導入した汎用光検出評価装置を用いた評価では、アルミ合金上のシリコンオイルについて  $0.82 \mu\text{g}/\text{cm}^2$  の検出下限値が得られ、検出対象によっては高感度分光検出器に匹敵する検出感度が示されることを実証した。可搬型レーザー装置と汎用 CCD 検出装置による可搬型 LIBS 測定装置を、測定距離に対する許容幅を大きくとることができるように構築した (図 3-2.2.10-23)。この装置によりアルミ合金上、および CFRP 上のシリコンオイル汚染の検出下限値として  $0.4 \mu\text{g}/\text{cm}^2$ 、 $1.1 \mu\text{g}/\text{cm}^2$  が得られた。既設高感度測定装置には劣るが、ベンチマークとしているアルミ合金の結果は FS 時の 3 倍感度になっており汚染検出に使用可能である。この感度が  $\pm 4\text{mm}$  の位置ずれがあった場合にも保持されることを確認した。2022年度に、アルミ合金上のシリコンオイル汚染の検出下限値をさらに精査した。特に測定ゲート時間の設定について詳細に評価し、最適に設定することで検出下限値  $0.13 \mu\text{g}/\text{cm}^2$  が得られ (図 3-2.2.10-24)、最終目標を達成した。

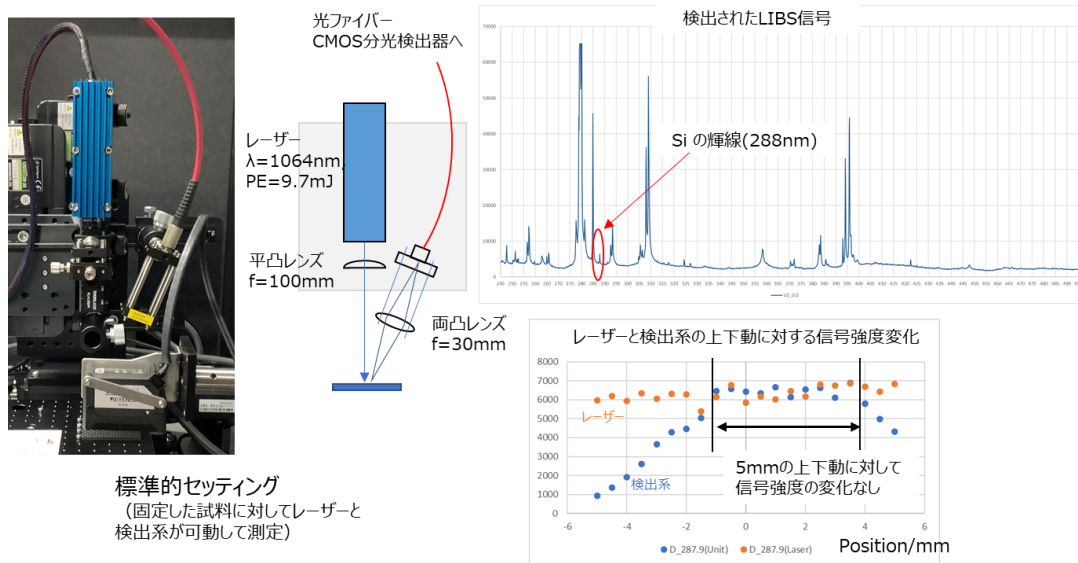


図 3-2.2.10-23 可搬型レーザーを使った LIBS 検査装置

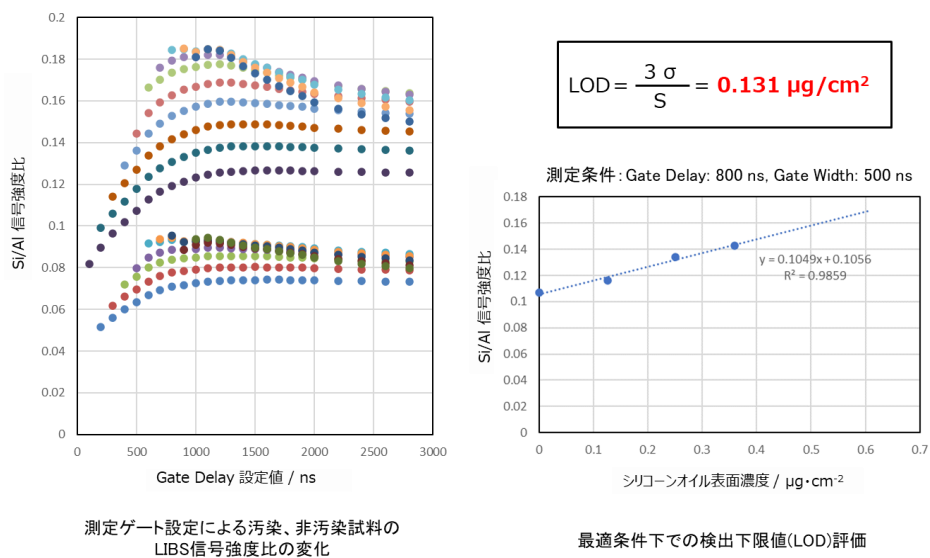


図 3-2.2.10-24 測定ゲート時間に依存した信号強度変化と最適条件下での検出下限値評価

### 接着接合後の欠陥検出法 (産総研)

開発してきた高速パルスレーザーシステムを用いて、各種構造部材および接合部材の超音波伝搬映像を取得し、機械学習による欠陥自動検出のためのデータベース構築を進めた。3次元畳み込みニューラルネットワークによる超音波伝搬動画画像解析手法(図 3-2.2.10-25)を新たに開発し、人工欠陥を導入した金属板サンプルの欠陥自動検出を試みた。その結果、2021年度開発した2次元畳み込みニューラルネットワークを用いた超音波伝搬静止画像解析による欠陥検出率(95.7%)をさらに向上(97.3%)させることに成功した。CFRP/アルミニウム接着面のφ2mm以下の欠陥検出

超音波伝搬の動画観察によらず、短時間での画像観察によって実現するための画像処理技術の開発を行った。具体的には時間と空間の両方の輝度情報を活用した時空位相解析を用いた高精度な位相解析を超音波伝搬映像に適用することで、欠陥によるわずかな超音波の位相変化を画像化する技術を開発した。本技術を CFRP/CFRP 接着面のボイド検出に適用した結果、 $\phi$  1mm 程度の微小なボイドを明確に検出することに成功し（図 3-2.2.10-26）、欠陥検出能を大きく向上させることができた。以上の一連の研究開発によって、最終目標を超える高速性と欠陥検出能を兼ね備えた高速レーザー超音波検査システムを完成させた。

### 超音波伝搬映像の特徴量抽出

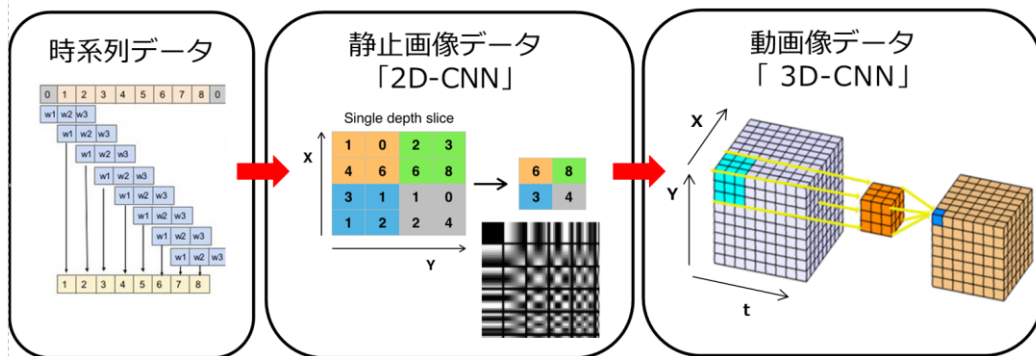


図 3-2.2.10-25 機械学習を用いた欠陥自動検出技術の開発

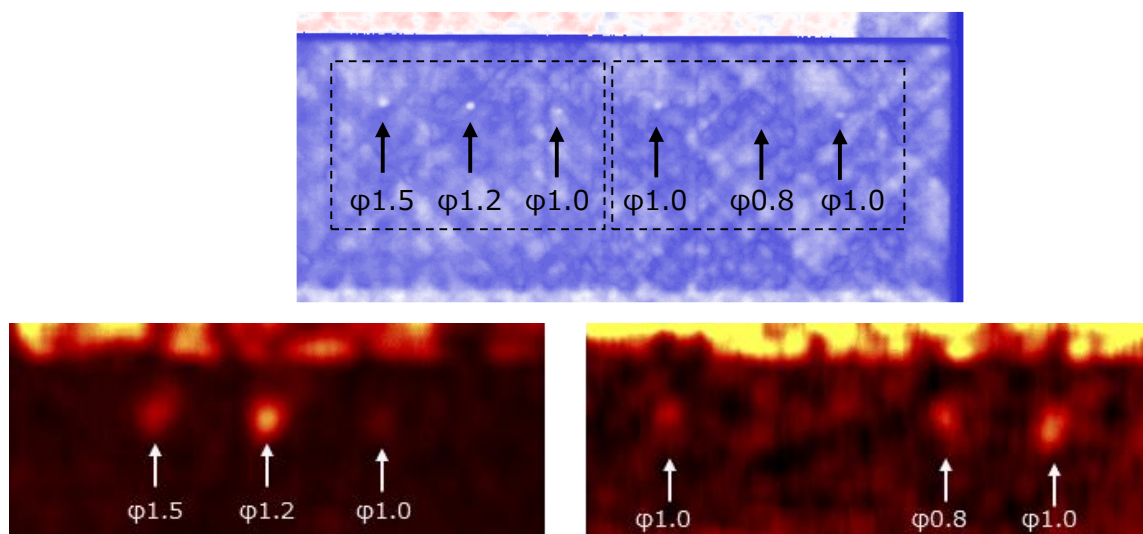


図 3-2.2.10-26 CFRP/CFRP 接着接合サンプルの水浸式超音波検査結果（上）と超音波伝搬映像に位相解析を行って得られた位相変化画像（下）

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.10-7 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2015FY	0	0	39	2	0	0	0	3	1
2016FY	4	0	50	5	0	0	0	1	1
2017FY	3	0	66	3	2	0	1	0	2
2018FY	8	0	38	3	0	0	2	1	2
2019FY	4	0	24	9	0	0	3	0	1
2020FY	10	0	18	2	0	1	2	5	1
2021FY	5	0	17	0	0	0	0	0	1
2022FY	0	0	1	0	0	0	0	1	1
合計	31	0	253	24	2	1	8	11	10

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.10-8 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2015FY	0	0	0
2016FY	1	0	0
2017FY	0	0	1
2018FY	0	0	0
2019FY	2	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	0
2022FY	0	0	0
合計	3	0	1

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

### 2.2.10.3 参考文献

---

- 1) T. Sato et.al, Influences of low-temperature ambient pressure N<sub>2</sub> plasma and flame treatments on polypropylene surfaces, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 93, 102322 (2019)
- 2) L. Lyu et al., *Langmuir*, Toughness and Durability of Interfaces in Dissimilar Adhesive Joints of Aluminum and Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastics, *Langmuir*, 36, 14046-14057 (2020)
- 3) 2020 年度 ISMA 成果報告会資料より



## 2.2.11 [テーマ番号 4 6] 摩擦接合共通基盤研究 (2016～2022 年度)

### 2.2.11.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

自動車の次世代構造材として期待される  $C > 0.3\%$  以上の中高炭素鋼は、冷却時に変態を伴って材料の脆化が起こるため、従来型の溶融接合法が適用できないとされる。代表的な非溶融接合の一つである摩擦攪拌接合においても、オーステナイト温度域で接合した際には、同様に変態に伴う材料の脆化が生じる。加えて、鉄鋼材料等の融点の高い材料に対しては、攪拌ツールの激しい摩耗・損傷等がネックとなり、現状では適用が困難である。このような難接合材の総合的な摩擦接合技術の確立を各機関一体となって実施するため、第二期より大阪大学接合科学研究所に新拠点を設けて研究開発を開始した。これにより、研究開発の充実を図る。

#### (2)目標値

本研究開発では、これらの技術課題を解決するため、コスト競争力に優れ、具体的な用途が想定された革新的接合技術を開発する。具体的には、中高炭素鋼に適用できる革新的な固相摩擦接合技術を開発する。第二期より、大阪大学接合科学研究所に新拠点を設けて研究開発を開始した。

鉄鋼三社や他の再委託先等との連携を深め、線形摩擦接合、線形摩擦攪拌接合、摩擦攪拌接合、両面複動式摩擦攪拌接合等の技術を開発、高度化することにより、これまで接合が困難であった、 $C > 0.3\%$  以上の中高炭素鋼・マルチマテリアルの接合を可能にする技術を確立する。以下に、第 2 中間目標、第 3 中間目標、および最終目標を示す。

#### 【第 2 中間目標 (2017 年度末)】

##### (a) 重ね摩擦接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.5mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、引張せん断試験で継手率 70%以上

##### (b) 突合せ摩擦接合技術開発

- ・接合強度：厚み 2mm、強度 1.2GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上

#### 【第 3 中間目標 (2020 年度末)】

##### (a) 重ね摩擦接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、引張せん断試験で母材強度の 70%以上、またはスポット接合の JIS-A 級 (JIS Z3140:2017) の引張せん断荷重平均値の 70%以上、十字引張荷重平均値の 70%以上

##### (b) 突合せ摩擦接合技術開発

- ・接合強度：厚み 2 mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上

【最終目標（2022年度末）】

(a) 重ね摩擦接合技術開発

- ・接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、引張せん断試験で母材強度の 80%以上、またはスポット接合の JIS-A 級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重平均値以上、十字引張荷重平均値以上

(b) 突合せ摩擦接合技術開発

- ・接合強度：厚み 2 mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 80%以上

以下の表 3-2.2.11-1 に、具体的な研究開発項目、研究開発目標を示す。

表 3-2.2.11-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
研究テーマ目標 (2016～2022年度)	<p>(a) 重ね摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 1.5mm、強度 1.2GPa 級中高炭素鋼で、引張せん断試験で継手効率 70%以上</p> <p>(b) 突合せ摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 2mm、強度 1.2GPa 級中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上</p>	<p>(a) 重ね摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、引張せん断試験で母材強度の 70%以上、またはスポット接合の JIS-A 級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重平均値の 70%以上、十字引張荷重平均値の 70%以上</p> <p>(b) 突合せ摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 2mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上</p>	<p>(a) 重ね摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 1.4mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、引張せん断試験で母材強度の 80%以上、またはスポット接合の JIS-A 級（JIS Z3140:2017）の引張せん断荷重平均値以上、十字引張荷重平均値以上</p> <p>(b) 突合せ摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 2mm、強度 1.5GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 80%以上 (2022年度)</p>
① 両面複動式（フラット）摩擦攪拌接合法の開発 (ISMA、日本製鉄、阪大) (2016～2022年度)	装置を導入し、強度 1.2GPa 級中高炭素鋼で、引張せん断継手効率 70%以上の手法確立。	両面複動式摩擦攪拌接合装置を用い、中高炭素鋼の点接合を行い、当該接合技術の優位性を実証する。	接合部の表面及び裏面が共に平坦となる点接合法に関し、アルミニウム合金／鋼点接合への適用を検討する。 (2022年度)

<p>② 線形摩擦攪拌接合法の開発 (ISMA、日本製鉄、阪大) (2016～2022 年度)</p>	<p>厚さ 5mm 以下の強度 1.2GPa 級中高炭素鋼で、母材強度の 70%以上を得る。</p>	<p>線形摩擦接合法の装置を用いて、実用化に資する複雑な断面形状を有する部材での接合の実証を行う。</p>	<p>厚さ 2mm の強度 1.5GPa 級中高炭素鋼で、母材強度の 80%以上を得る手法を確立。 (2022 年度)</p>
<p>③ X 線透過装置を用いた摩擦攪拌接合の塑性流動基礎解析 (JFE スチール、阪大) (2016～2022 年度)</p>	<p>攪拌部の塑性流動に関する基礎データを採取するとともに、ツール形状の影響を調査する。</p>	<p>両面複動式摩擦攪拌接合装置を用いた点接合方法に関し、塑性流動挙動をその場観察することで接合メカニズムを解明し、中高炭素鋼に対する接合方法を確立する。</p>	<p>塑性流動挙動を X 線透過観察装置により可視化することで、摩擦接合の接合メカニズムを解明する。 (2022 年度)</p>
<p>④ 継手特性に及ぼす金属組織の影響解明 (日本製鉄、JFE スチール、神戸製鋼所、阪大、再委託先) (2016～2022 年度)</p>	<p>S35C、S45C、S55C などの共通中高炭素鋼試料を用いて摩擦攪拌接合を実施し、継手特性の評価を行い、組織等との関連を調査する。</p>	<p>強度 1.5GPa 級の中高炭素鋼を接合する技術を開発し、母材強度の 70%以上を得る。</p>	<p>1.5GPa 級中高炭素鋼の継手特性に及ぼす金属組織の影響の把握。 (2022 年度)</p>
<p>⑤ ツール設計による FSW 特性向上技術の基礎検討 (神戸製鋼所、阪大、再委託先) (2016～2022 年度)</p>	<p>ツール形状を最適化し、最適なツール材質を検討する。</p>	<p>中・高炭素鋼用に新規提案した形状のツールについて、被接合材およびツールの温度制御等による接合プロセスの観点から、寿命の向上効果を検証する。</p>	<p>ツール設計方針の明確化。 (2022 年度)</p>
<p>⑥ 溶接残留応力の影響解明 (日本製鉄、阪大、再委託先) (2016～2022 年度)</p>	<p>摩擦攪拌接合の実継手との整合性を検証し、CAE 解析精度の向上を図る。</p>	<p>摩擦攪拌接合解析の大規模高速解析手法により、ツールに発生する過渡応力および母材に発生する欠陥の発生メカニズムについて検討する。</p>	<p>ツール破損条件および母材欠陥条件を考慮することにより、1.5GPa 級中高炭素鋼の継手特性およびツールに及ぼす諸因子の影響について評価する。 (2022 年度)</p>
<p>⑦ 摩擦攪拌接合の数値解析技術の開発 (日本製</p>	<p>摩擦攪拌接合を実施するとともに、粒子法を用いた提案モデルの精度を向</p>	<p>ツール形状や余熱等のプロセスパラメータも含めたモデル解析を行い、鉄鋼材料に対する摩擦攪拌</p>	<p>新接合プロセスのシミュレーション手法の構築。 (2022 年度)</p>

鉄、阪大、再委託先) (2016～2022 年度)	上させ、塑性流動を予測する。	接合プロセスの予測と最適化が可能な計算モデルの構築を目指す。	
⑧ マルチマテリアルの摩擦接合 (ISMA、阪大) (2018～2022 年度)	—	データを蓄積し、マルチマテリアルの継手の強度、靱性の評価方法の検討を行う。	マルチマテリアルの摩擦接合技術の確立。 (2022 年度)

### (3)全体計画

2017 年度末までに高次接合法（線形摩擦攪拌接合法、フラット摩擦攪拌接合法）装置を導入し、日本発の新規接合法を多く開発するとともに、大阪大学接合科学研究所に新拠点設けた。2019 年度以降、テーマ名を摩擦接合共通基盤研究とし、新規接合法の開発を継続しながら、マルチマテリアルの摩擦接合技術の開発を開始した。また、導入した装置を用いて拠点を活用した共通技術化を行い、2021 年度以降は自動車部品を想定した部材による技術実証に取り掛かり、最終的に接合拠点構築を図る。

以下に図 3-2.2.11-1-1 に全体計画を示す。

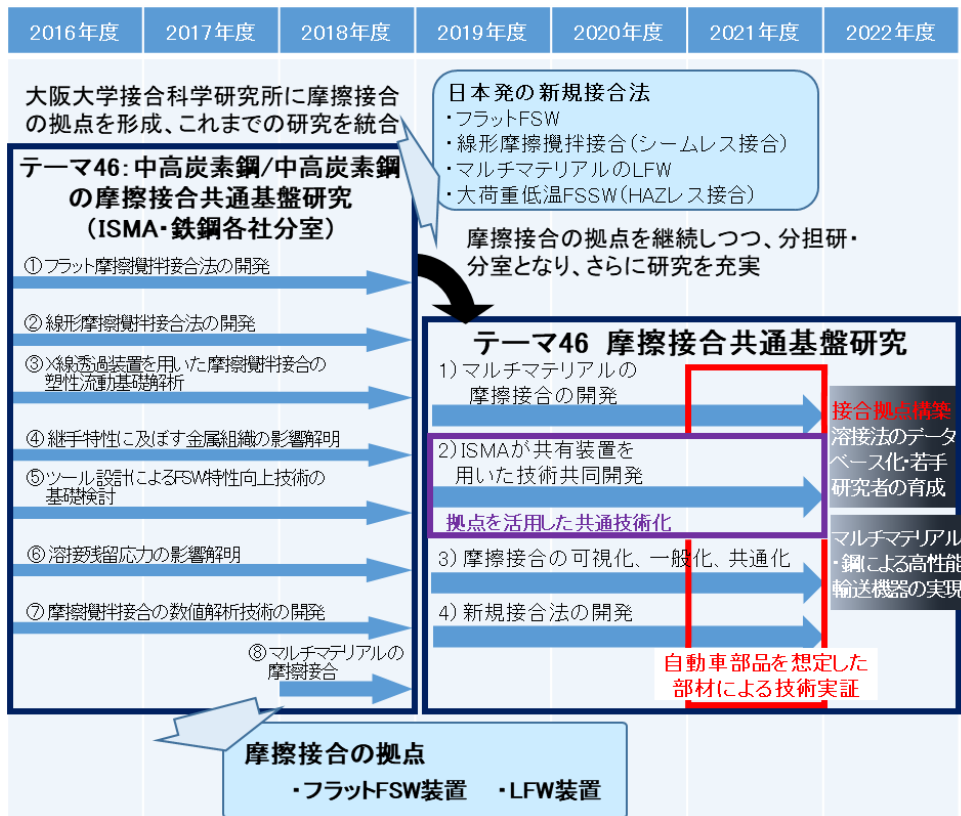


図 3-2.2.11-1-1 全体計画

#### (4)実施体制

第二期より大阪大学接合科学研究所に新拠点を設け、鉄鋼三社、ISMA（本部）及び他の再委託先の四大学との連携を深め、中高炭素鋼に適用できる革新的な固相摩擦接合技術の研究開発を開始した。さらに2019年度から、大阪大学が分担研となり、より一層研究開発を充実させている。図 3-2.2.11-1-2 に実施体制のまとめを示す。

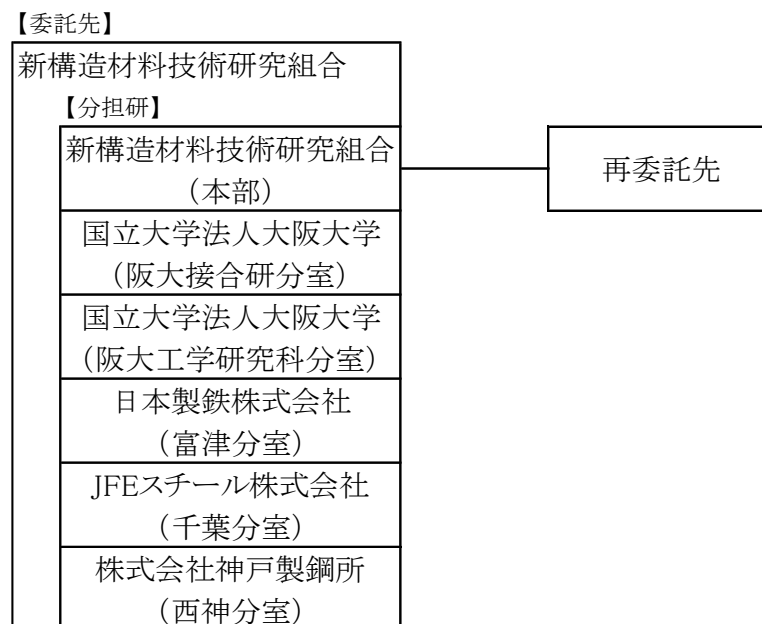


図 3-2.2.11-1-2 実施体制

#### (5)運営管理

委託先、再委託先が一同に介し、研究推進合同会議を年 4 回開催し、本会議にて、最新の技術進捗、実験計画の細目確認を連携しながら運営を実施する。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

CO<sub>2</sub> 排出量の削減と衝突安全性能向上の観点から、自動車部品の軽量化が求められ、高張力鋼の車体部品への適用は増加傾向にある。特に、980MPa を超える超ハイテンは、部品への使用が年々増加し、2030 年頃には部品への使用比率について約 20%となる予想もみられる。本プロジェクトで開発を目指す革新的な接合技術は、自動車ユーザが、1.5GPa 以上の中高炭素鋼を信頼し、安心して使うことのできる革新的な接合技術であり、国内外での中高炭素鋼の拡販やその実用化に大いに貢献するものである。また、本技術の中高炭素鋼への適用により、これまでに使用されているハイテン鋼（低炭素鋼合金ハイテン鋼）を『高炭素低合金ハイテン鋼』に置き換えることが可能となり、製鉄業における CO<sub>2</sub> 排出量を大幅に低減させることができる。

## 2.2.11.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.11-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成度 ※	未達の場合 原因と解決方針
研究テーマ目標	<p>(a) 重ね摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 1.4 mm、強度 1.5 GPa 以上の中高炭素鋼で、引張せん断試験で母材強度の 80 %以上、またはスポット接合の JIS-A 級 (JIS Z3140:2017) の引張せん断荷重平均値以上、十字引張荷重平均値以上</p> <p>(b) 突合せ摩擦接合技術開発 接合強度：厚み 2 mm、強度 1.5 GPa 以上の中高炭素鋼で、母材強度の 80 %以上 (2022 年度)</p>	<p>(a) 重ね摩擦接合技術開発 中高炭素鋼板の重ね摩擦接合継手において、Si、Mn 添加量が高く焼戻し軟化抵抗の高い 1.5 GPa 級中高炭素鋼板を母材とし、適切な条件での重ね摩擦攪拌接合を施した後、塗装焼付相当の熱処理を施すことで、母材強度の 95 %まで改善できることを実証した。</p> <p>(b) 突合せ摩擦接合技術開発 焼戻し軟化抵抗を示す Cr-Mo 成分系の 1.5 GPa 材により、接合速度向上により冷却速度を制御することで継手強度を向上し、継手効率 90 %以上を達成した。</p>	◎	
① 両面複動式 (フラット) 摩擦攪拌接合法の開発 (ISMA、日本製鉄、阪大)	接合部の表面及び裏面が共に平坦となる点接合方法に関し、アルミニウム合金/鋼点接合への適用を検討する。 (2022 年度)	フラット FSSW で母材破断するアルミニウム合金/鋼点接合継手を得ることに成功した。また、母材破断する継手の接合界面には、約 30 nm の薄く均一な IMC 層が形成していることが明らかとなった。	◎	

<p>② 線形摩擦攪拌接合法の開発 (ISMA、日本製鉄、阪大)</p>	<p>厚さ 2 mm の強度 1.5 GPa 級中高炭素鋼で、母材強度の 80 %以上を得る手法を確立。 (2022 年度)</p>	<p>中炭素鋼 S45C を強度 1.5 GPa の鋼板に調質した鋼板や焼戻し軟化抵抗を示す Si-Mn 成分系の 1.5 GPa 材を用いて、高印可圧力にて低温 LFW を実施することで、熱影響部での軟化を抑制し、最大で約 440 HV (1320 MPa 相当：母材強度の 88 % 相当)が得られた。  複雑な断面形状を有する部材を用いた接合に成功するとともに、異強度鋼材での接合を実施した。継手の機械的特性の特異点がなく、成形性が良好なため、テーラードブランク工法への適用が可能であることを明らかにした。</p>	<p>○</p>	
<p>③ X 線透過装置を用いた摩擦攪拌接合の塑性流動基礎解析 (JFE スチール、阪大)</p>	<p>塑性流動挙動を X 線透過観察装置により可視化することで、摩擦接合の接合メカニズムを解明する。 (2022 年度)</p>	<p>高輝度 X 線透過装置を用いて、摩擦攪拌接合に加えて、摩擦圧接中の材料流動挙動を 3 次元可視化することに成功した。摩擦圧接時の接合界面には一定の幅を有する流動層が存在し、摩擦圧接時の回転数の増加に伴って材料流動がより内部で停滞することを明らかにした。</p>	<p>◎</p>	
<p>④ 継手特性に及ぼす金属組織の影響解明 (日本製鉄、JFE スチール、神戸製鋼)</p>	<p>1.5GPa 級中高炭素鋼の継手特性に及ぼす金属組織の影響の把握。 (2022 年度)</p>	<p>中高炭素鋼板の重ね摩擦接合継手の引張せん断強度に対して、Si、Mn 添加量が高い中高炭素鋼板を用いると共に、その組織を焼戻しマルテンサイ</p>	<p>○</p>	

<p>所、阪大、再委託先)</p>		<p>トおよび残留<math>\gamma</math>の混合組織とすることで、通常の焼入れ・焼戻しマルテンサイト組織よりも引張せん断強度を向上できることを示した。</p> <p>攪拌部はマルテンサイト組織として母材に対しオーバーマッチを確保し、Cr-Mo 添加かつ冷却速度向上により HAZ 軟化を抑制することで継手特性向上が可能であることを確認した。</p> <p>加えて、高強度焼き戻しマルテンサイト鋼の強度・延性の両立に寄与する継手組織を作製する指針を確認した。</p>		
<p>⑤ ツール設計による FSW 特性向上技術の基礎検討（神戸製鋼所、阪大、再委託先)</p>	<p>ツール設計方針の明確化。 (2022 年度)</p>	<p>ツール形状については、最適な形状を実験的に得ており、このツール形状から、プローブ先端のエッジ部を排する形状設計指針を提案した。加えて、このようなツール形状が優れた結果を示す原因が、攪拌領域での温度分布にあることを明らかにした。</p>	<p>◎</p>	
<p>⑥ 溶接残留応力の影響解明（日本製鉄、阪大、再委託先)</p>	<p>ツール破損条件および母材欠陥条件を考慮することにより、1.5 GPa 級中高炭素鋼の継手特性およびツールに及ぼす諸因子の影響について評価する。 (2022 年度)</p>	<p>解析手法の大規模・高速化により、ツール周りの詳細な流動現象およびそれに伴いツールに発生する応力の詳細解析を実現した。さらに、異材接合時のツールに発生する応力の詳細な解析を実現するとともに、母材に発生</p>	<p>○</p>	



		する欠陥評価を実施した。		
⑦ 摩擦攪拌接合の数值解析技術の開発（日本製鉄、阪大、再委託先）	新接合プロセスのシミュレーション手法の構築。 (2022年度)	LFW現象の基礎的な数值計算モデルの構築。実験結果と比較可能なモデル開発完了。	◎	
⑧ マルチマテリアルの摩擦接合（ISMA、阪大）	マルチマテリアルの摩擦接合技術の確立。 (2022年度)	アルミニウム合金とCFRPの摩擦攪拌重ね継手における接合現象の数值解析モデルを構築し、接合ツールの形状を最適化設計し、アルミニウム合金と高張力鋼板の摩擦攪拌重ね継手における材料流動現象と熱発生メカニズムを数值解析モデルで解明し、最適な接合条件との関連を明示した。重ね継手のFEMモデルにおいて、実験結果と計算結果の傾向が一致することを明らかにした。 加えて、センタードライブ両面LFW法を開発した。鋼/Al合金の異材に組合せに対して、本手法を用いて接合を行った。インサート材としてNiを用い、左右から異なる印加圧力を用いて接合を実施し、継手作製に成功した。	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### ① 両面複動式（フラット）摩擦攪拌接合法の開発【阪大接合研藤井】

AZ31 マグネシウム合金板を供試材とし、フラット摩擦攪拌点接合(FSSW)の有用性を確認した。フラット FSSW の模式図を図 3-2.2.11-2-1 に示す。被接合領域の上下に複動式ツールが配置され、接合界面に垂直な塑性流動を発生させると共に、凹みを上下のツールにより無くし、接合部を最終的にフラットとすることができる。このコンセプトを元に、これまでに仕様決定・部品設計した装置について製作を開始し、大阪大学接合研へ導入した。図 3-2.2.11-2-2 に導入したフラット摩擦攪拌接合(FSSW)装置の外観を示す。

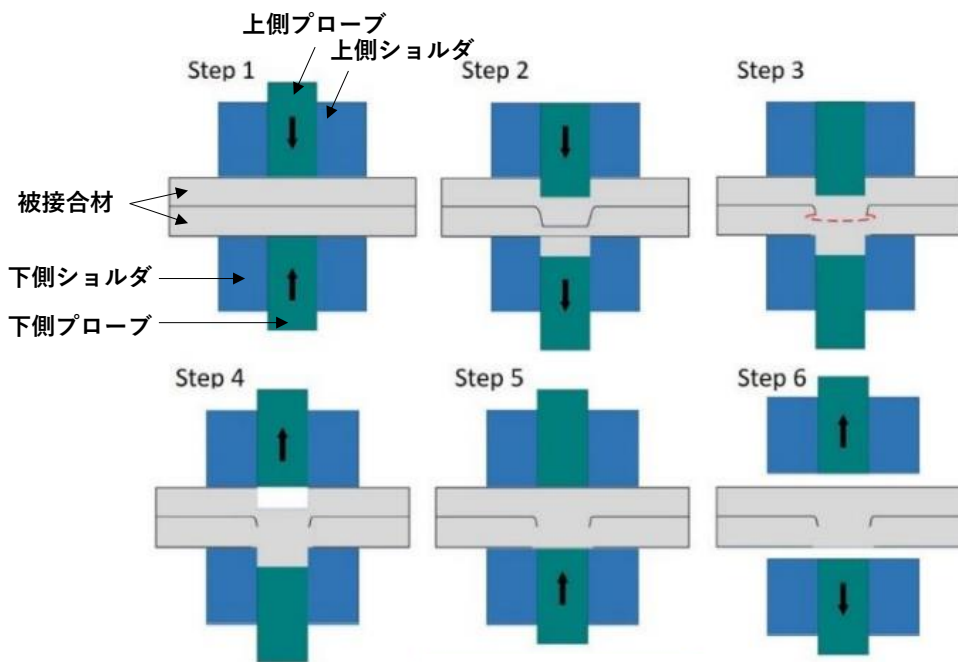


図 3-2.2.11-2-1 フラット FSSW の模式図



図 3-2.2.11-2-2 フラット FSSW 装置外観

本装置を用いて、実際に得られた継手の断面マクロ写真を図 3-2.2.11-2-3 に示すが、接合部の表面及び裏面はフラットな状態となっており、バリの発生も抑制されている。また、接合部に欠陥は認められない。攪拌部を点線で示しているが、プローブ挿入量 1.5 mm の場合は攪拌部が上下に分離しており、接合界面に達していない。これに対し、プローブ挿入量が 2 mm 以上の場合は板厚方向の全域に攪拌部が形成されている。引張せん断強度はプローブ挿入量の増加に伴い増加し、プローブ挿入量 2.5 mm では 7 kN に達した。これらの結果より、フラット FSSW によって、表面及び裏面が平滑で高い継手強度を有するマグネシウム合金点接合部が得られることが明らかとなった。

次に、鋼板へのフラット FSSW の適用を試みた。超硬合金製の複動式ツールではツールの破損や変形等により、点接合部を形成することができなかった。これに対し、ツール材質を種々検討した結果、窒化珪素製のツールを用いて接合条件を最適化することで、図 3-2.2.11-2-4 に示すような無欠陥のフラット FSSW 接合部を得ることに成

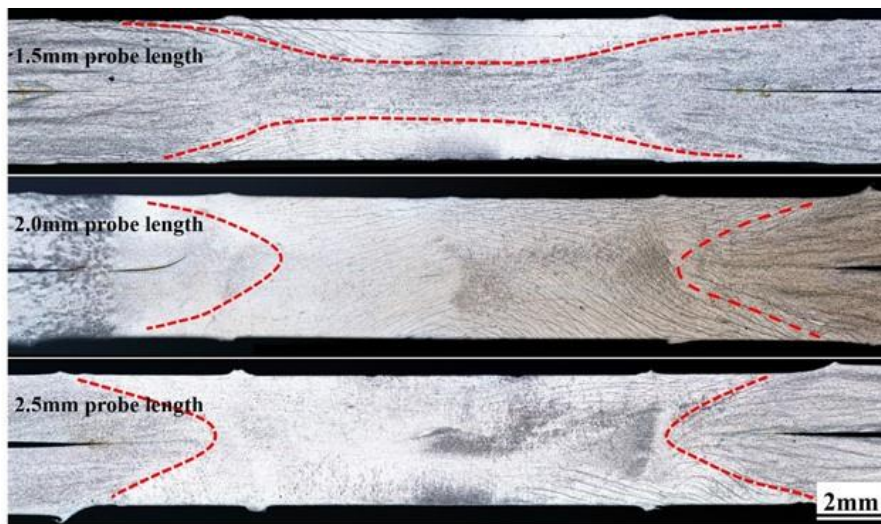


図 3-2.2.11-2-3 AZ31 フラット FSSW 継手の断面マクロ写真

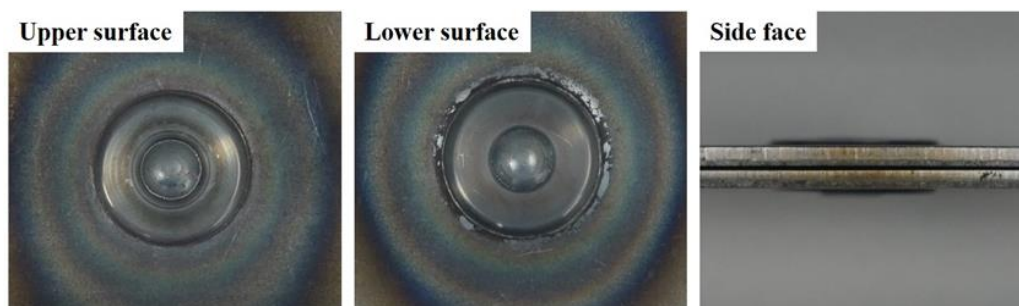


図 3-2.2.11-2-4 SPCC フラット FSSW 継手の外観写真

功した。また、引張強度が 1591 MPa となる焼き戻し高張力鋼圧延材に対してフラット FSSW を適用し、継手のせん断引張強度を測定したところ、図 3-2.2.11-2-5 に示すようにツールの回転速度を増加させることにより、安定してプラグ破断する良好な接合部(図 3-2.2.11-2-6 参照)が得られることが明らかとなった。

次に、アルミニウム合金／鋼の異材点接合へのフラット FSSW の適用を試みた。SPCC 低炭素鋼と 6061-T6 アルミニウム合金のフラット FSSW 継手を作製し、継手のせん断引張強度を測定したところ、アルミニウム合金側で母材破断する継手を得ることに成功した。当該継手の接合界面には、図 3-2.2.11-2-7 に示すように厚さが約 30 nm の薄く均質な IMC 層が形成されていることが明らかとなった。

以上の結果より、フラット FSSW は高張力鋼板を含む種々の金属材の同種接合及び異種接合に極めて有効な方法であることが示された。

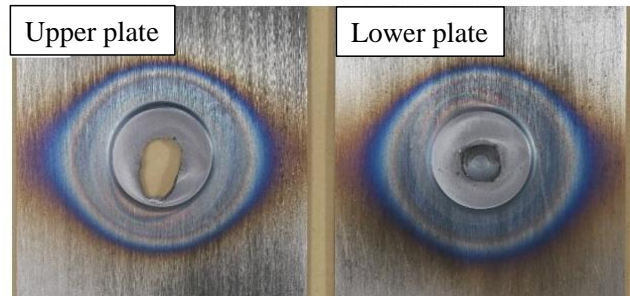
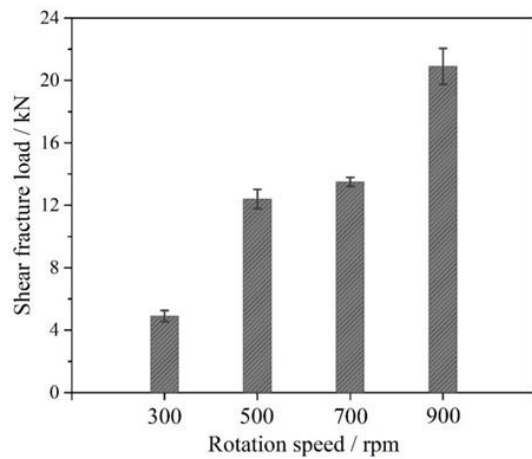


図 3-2.2.11-2-6 900 rpm 継手の破面

図 3-2.2.11-2-5 高張力鋼フラット FSSW 継手のせん断引張強度

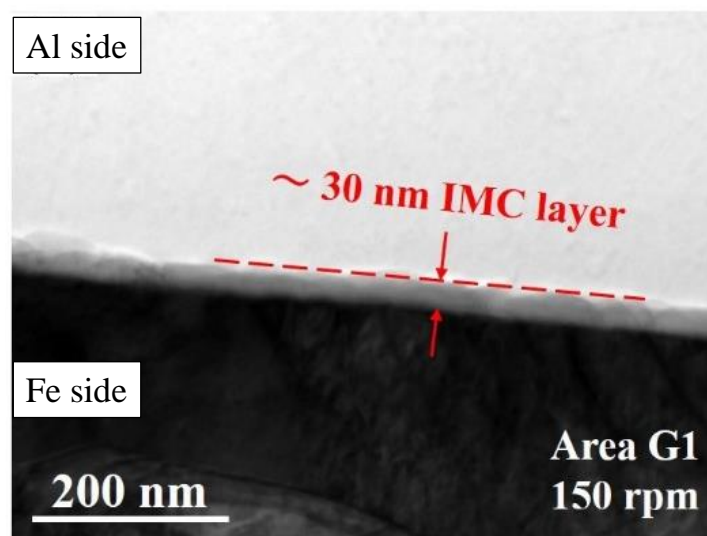


図 3-2.2.11-2-7 母材破断となった接合界面の TEM 写真

## ② 線形摩擦攪拌接合法の開発【阪大接合研藤井】

図 3-2.2.11-2-8 に示す、本プロジェクトで導入した線形摩擦接合(LFW)装置を用いて、中炭素鋼 S45C の突合せ接合を行った。その結果、印加圧力と材料強度の温度依存性の関係から接合温度を制御できることを明らかにし、高印加圧力により接合温度が  $A_1$  点以下になる低温 LFW 法を開発した<sup>2-1, 2)</sup>。

従来の LFW 法では、図 3-2.2.11-2-9 に示すように、接合部が高温となり、脆化の原因となるマルテンサイト組織が生成していた。しかしながら、250 MPa の高印加圧力を付与することにより  $A_1$  点以下の低温での接合が可能であり、接合部は微細フェライトおよび球状化セメンタイトの組織から成る継手となることを明らかにした。得られた接合部における組織の平均結晶粒径は、約  $1 \mu\text{m}$  であり母材の結晶粒と比べて非常に微細化されている。図 3-2.2.11-2-10 に示す LFW 継手のビッカース硬さの結果からも、低温条件では硬化領域が全く形成されず、マルテンサイト変態の抑制によって接合部硬さを均一に母材と同等まで制御可能であることがわかる。

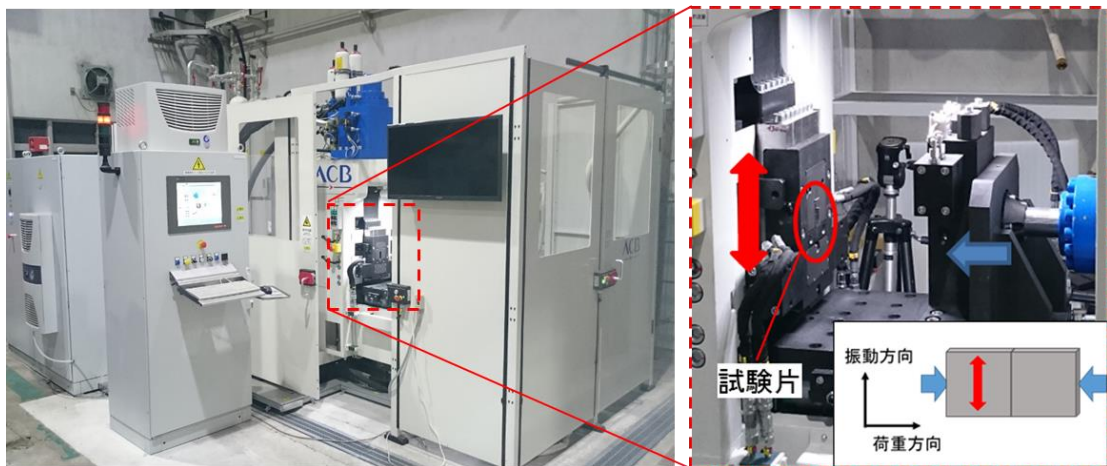


図 3-2.2.11-2-8 線形摩擦接合(LFW)装置外観

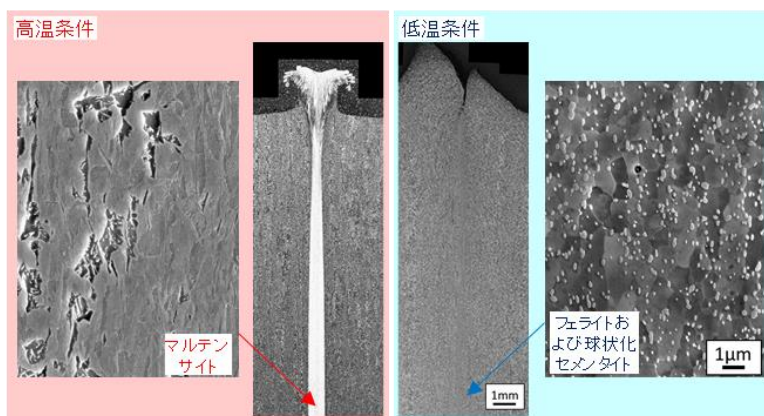


図 3-2.2.11-2-9 S45C LFW 継手の断面マクロ・ミクロ組織

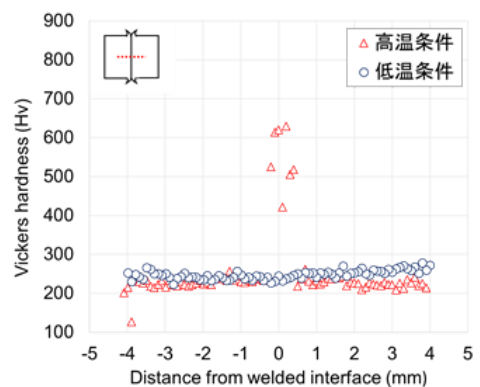


図 3-2.2.11-2-10 S45C LFW 継手のビッカース硬さ

板厚 2.6 mm、中炭素鋼 S45C を強度 1.5 GPa の鋼板（母材硬さ 500 HV）に調質した鋼板を供試材として、この低温 LFW 法を用いて突合せ接合を実施した結果を図 3-2.2.11-2-11 に示す。LFW を用いることで、最軟化部の硬さを 400 HV (1200 MPa 相当) とすることができる。同様に、Si や Mn を添加することでマルテンサイトの焼戻し軟化抵抗を向上させた高張力鋼板(0.2C-2Si-3Mn 鋼：母材硬さ 511 HV)を供試材とした場合、LFW 継手において軟化領域は 1.5 mm と狭く、最軟化部の硬さは約 440 HV (1320 MPa 相当)とさらに改善が見られた。加えて、接合界面極近傍でむしろ硬化するという特異な現象が観察された。

自動車部品を想定した部材の技術実証をするために、複雑な断面形状(コの字形)の板厚 2 mm 中炭素鋼 S45C を供試材として、低温 LFW 法を用いて突合せ接合を実施した結果、図 3-2.2.11-2-12 に示すように健全な継手を得ることに成功した。また、実用化に資する異強度鋼材(590 MPa 級、980 MPa 級高強度鋼板)での接合を実施し、機械的特性や材料組織の健全性を確認した。印加圧力 250 MPa、振幅± 1mm、周波数 30 Hz の LFW を施工条件で実施した。比較として同材料を用いてレーザー溶接を出力 4 kW、溶接速度 6 m/s にて実施した。図 3-2.2.11-2-13 は、それぞれの継手の断面マクロ組織を示す。いずれの場合にも、無欠陥の継手の作製に成功した。図 3-2.2.11-2-14 に LFW 継手およびレーザー溶接継手におけるエリクセン試験を行った後のドーム高さを示す。ドーム高さはそれぞれ 8.3 mm、7.6 mm であり、LFW 継手はレーザー溶接継手よりも高い成形性を有することが明らかとなった。この結果から、LFW はテーラードブランク工法への適用に有用な接合法であることが示された。

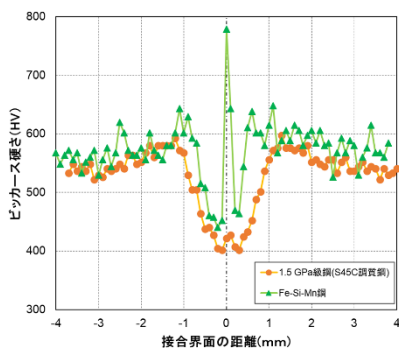


図 3-2.2.11-2-11 LFW 継手のビッカース硬さ試験結果

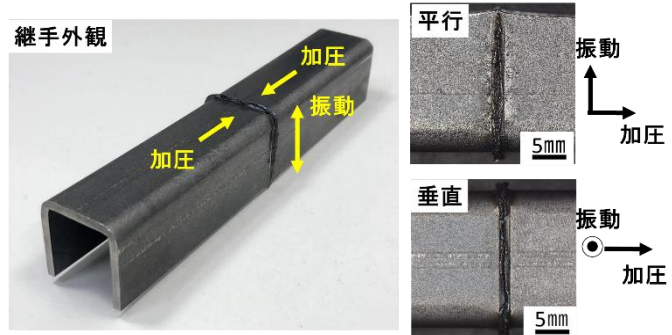


図 3-2.2.11-2-12 コの字型部材の低温 LFW 継手外観

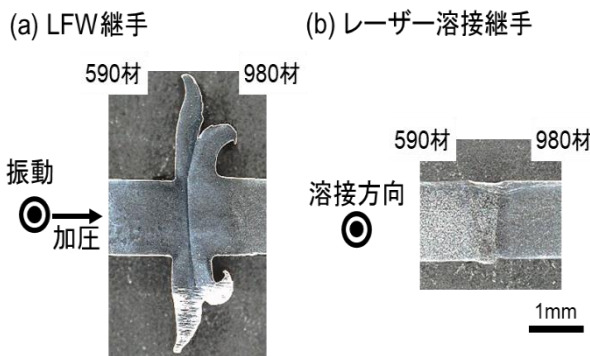


図 3-2.2.11-2-13 LFW 継手とレーザー溶接継手の断面マクロ写真

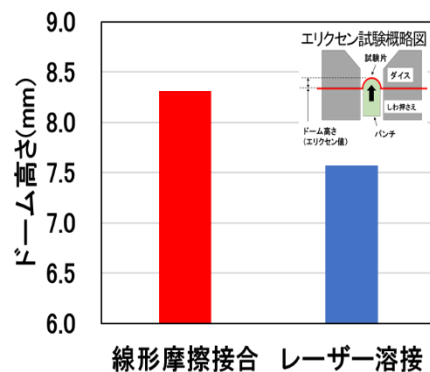
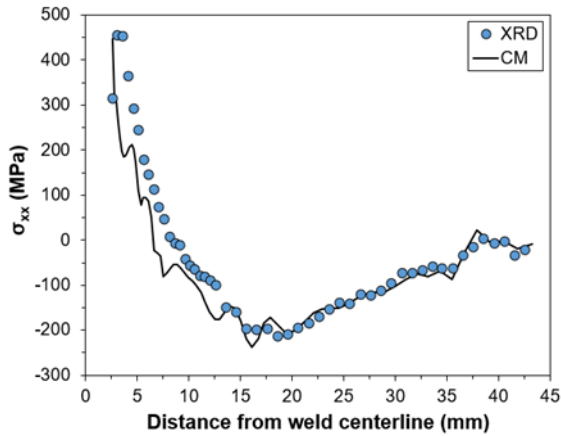


図 3-2.2.11-2-14 各継手のエリクセン試験後のドーム高さの比較

【阪大接合研埵】

中炭素鋼（JIS-S45C）からなる 2 mm 厚板材に対する LFW 時の接合条件が残留応力 (RS) および半価幅に及ぼす影響を明らかにすることを目的として、XRD およびコンター法 (CM) による計測を実施した。得られた計測結果の一例を図 3-2.2.11-2-15 に示す。LFW 継手表面の RS は、XRD および CM の両計測結果が良好に一致すること確認した。また、印加圧力の増加に伴い、接合線付近の引張 RS の勾配が減少すること、さらに遠方の圧縮 RS も減少し、その大きさは印加圧力の増加とともに減少することを明らかにした。板中央断面の 2 次元 RS 分布は、接合線およびその近傍で急激に変化することが示された。加えて、LFW 接合線から 3 mm 程度離れた場所において、電解研磨法と XRD を逐次実施することにより、板厚内部の RS 分布を取得した（図 3-2.2.11-2-16）。その結果、板表面から板厚内部 1 mm までの RS は、表面の値から大きな変化を示さないことを明らかにした。

(a) 印加圧力100 MPa



(b) 印加圧力200 MPa

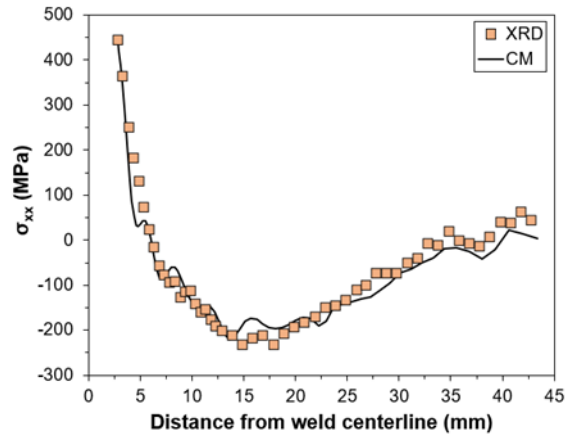


図 3-2.2.11-2-15 XRD およびコンター法による LFW 板幅中央の残留応力分布計測結果

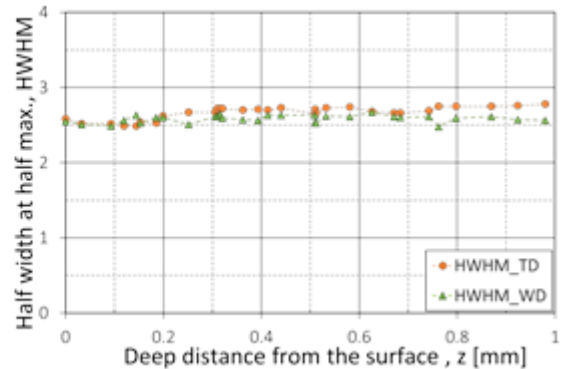
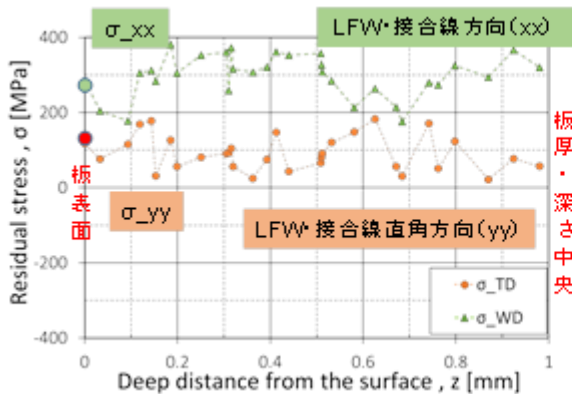


図 3-2.2.11-2-16 LFW 板幅中央/接合線から 3mm 位置における表面から 1mm 深さまでの残留応力および半価幅計測結果

### ③ X線透過装置を用いた摩擦攪拌接合の塑性流動解析【阪大接合研藤井】

我々が提案したフラット摩擦攪拌点接合(FSSW)では、プローブの引抜に起因する凹部が形成されず、バリの発生も抑制されるため、接合条件によっては従来の摩擦攪拌点接合よりも高い引張せん断強さを得ることができるが、その接合機構は明らかになっていない。そこで、高輝度X線透過装置を用いてフラット FSSW プロセスの直接観察を試みた。図 3-2.2.11-2-17 に示す配置で 2 mm 厚の AZ31 マグネシウム合金板材のフラット FSSW を観察したところ、被接合界面に 0.1 mm 厚の銅箔を挿入することで、接合の進行状況を明瞭に観察することに成功した。図 3-2.2.11-2-18 に示すように、上側プローブの挿入によって被接合界面は板面に対して垂直に押し下げられた後、下側プローブの上昇によって板面に対して水平に押し戻されることが明らかとなり、当該プロセスによって強固な接合界面が形成されるものと考えられる。

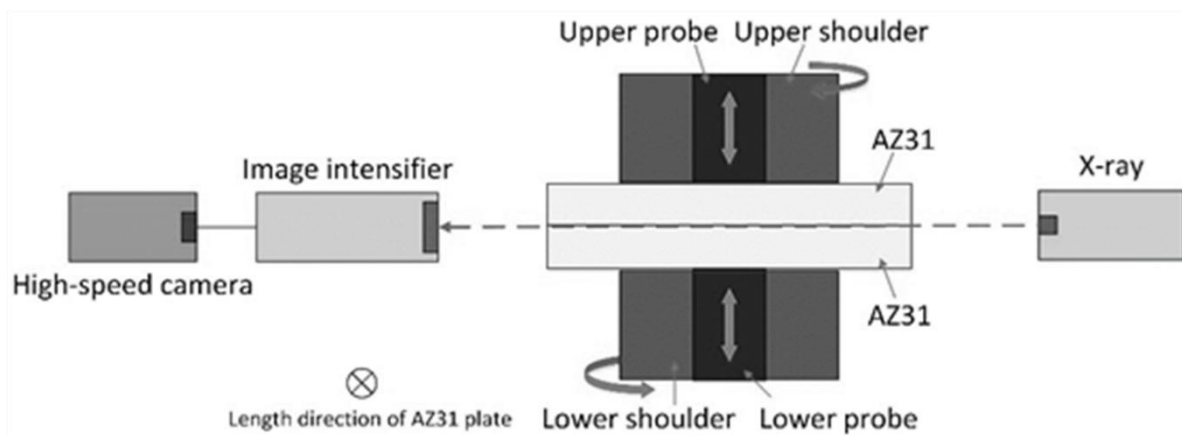


図 3-2.2.11-2-17 高輝度X線透過装置を用いた直接観察の模式図（フラット FSSW）

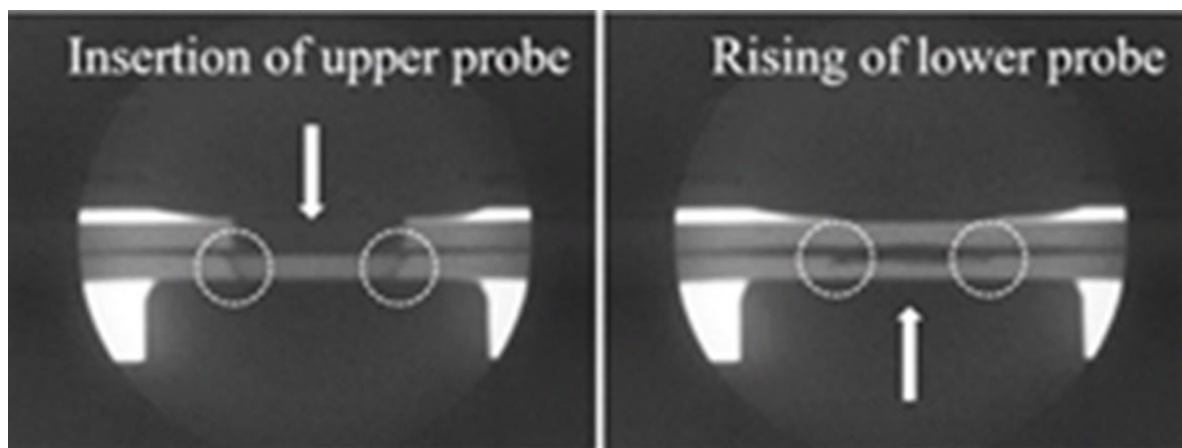


図 3-2.2.11-2-18 フラット FSSW の X 線透過像



また、鋼板のフラット摩擦攪拌点接合を模擬したマグネシウム板のフラット摩擦攪拌点接合について、高輝度 X 線透過装置を用いて接合部の形成過程をその場観察することで、接合機構を検討した。図 3-2.2.11-2-19 に、実際に得られた各接合段階における X 線透過画像と接合状況の模式図を示す。フラット摩擦攪拌点接合では、(a) 上側プローブの圧入によって被接合界面が押し下げられる。その後、(b) プローブ側面で被接合界面が十分に攪拌されて接合界面が形成された後、(c) 接合界面が下側プローブによって押し戻される。これらの結果から、フラット摩擦攪拌点接合は接合界面強度の向上に極めて効果的な接合法であることが明らかとなった。

更に、高輝度 X 線透過装置を用いて摩擦圧接中の材料流動挙動を 3 次元可視化し、接合界面における材料流動挙動の明確化を試みた。図 3-2.2.11-2-20 に示すように、2 組の透視系を配置し、透視点を接合部中心として観察を行った。中心部に埋め込んだトレーサーは、渦状の軌跡を描きながら試料外側へと排出されていく挙動を示した。加えて、回転数が異なるとトレーサーが最終的に到達する試料中心からの距離が変化した。回転数の増加により、トレーサーはより試料中心側に留まることが確認された。図 3-2.2.11-2-21 に、トレーサーの移動速度を、中心からの距離に対してプロットした結果を示す。トレーサーの移動速度の変化は初期段階、排出段階、停滞段階の 3 段階の挙動に分類でき、摩擦圧接時の接合界面には一定の幅を有する流動層が存在することが確認された。また、異なる摩擦圧接条件での挙動を観察した結果、摩擦圧接時の回転数の増加に伴って材料流動がより内部で停滞することが明らかとなった。これらの結果は摩擦接合条件最適化の指針を示すものである。

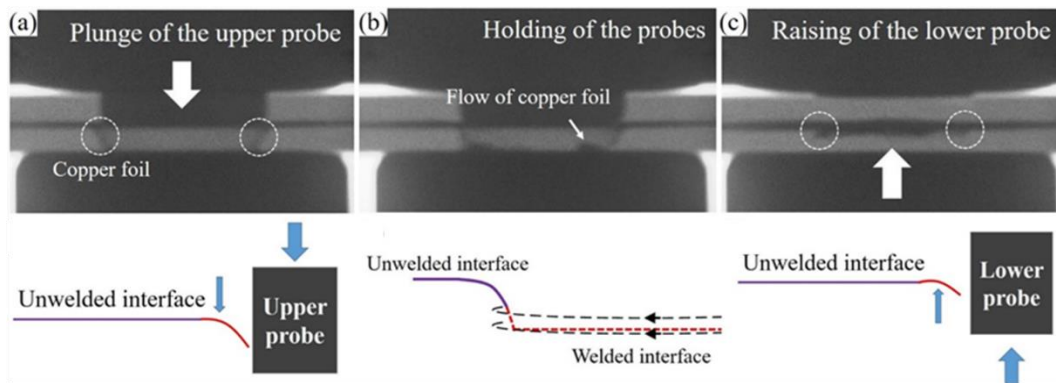


図 3-2.2.11-2-19 フラット摩擦攪拌点接合の X 線透過像及び接合過程の模式図

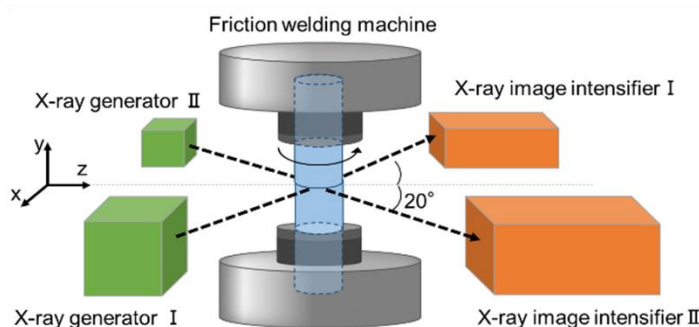


図 3-2.2.11-2-20 高輝度 X 線透過装置を用いた直接観察の模式図 (摩擦圧接)

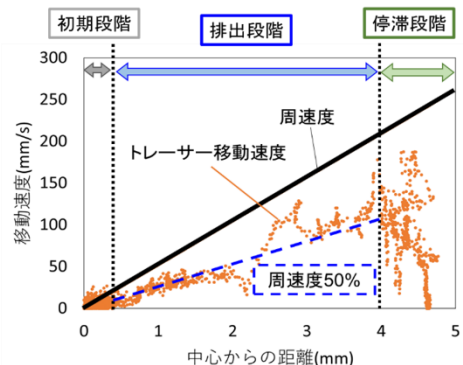


図 3-2.2.11-2-21 摩擦圧接中のトレーサー移動速度

#### ④ 継手特性に及ぼす金属組織の影響解明

##### ④-1 重ね摩擦接合継手の特性調査【株式会社神戸製鋼所】

最終目標としては、1.5 GPa 級中高炭素鋼板での重ね摩擦接合継手での引張せん断強度の向上が必要となる。これまで 1.2 GPa 級鋼を対象に焼入れ・焼戻しで特性を調整した鋼を用いて重ね摩擦接合継手の引張せん断強度の支配因子を検討した結果、HAZ 部の最小硬さが継手強度を支配しており、鋼板の炭素添加量を高めることで改善することが示唆された。また、1.2 TRIP 鋼では Si、Mn といった合金添加により HAZ 軟化の抑制、攪拌部の硬化が期待できることが示唆された。

そこで、上記の 2 つの観点を取り入れ、本テーマで共通サンプルとして提供された、S45C を焼入れ焼戻した 1.5 GPa 級中高炭素鋼板 (1.5QT) を基準として、テーマ 22 で 1.5 GPa 級にて伸び 20% を達成した Si、Mn 添加量の多い革新鋼板そのもの (1.5IS)、および、その焼入れ焼戻しにより 1.5 GPa 級に調質した鋼板 (1.5IS-QT) の 3 種類を用いて検討を行った。

1.5QT 材の FSW 継手について引張せん断強度を評価した。引張せん断強度は 59.9 kN であり、継手効率は 71.3% と目標の 90% に大幅に未達だった。IS および IS-QT 材について引張せん断試験を実施した。合わせて、自動車の製造工程で最終的に行われる塗装焼付工程での温度上昇を想定した 170 °C、20 min の後熱処理を施した継手についても評価を行った。その結果を図 3-2.2.11-2-22 に示す。S45C を調質した 1.5QT では引張せん断強度が 58.9 kN、継手効率 70.1% だったものが、革新鋼板の組成を焼入れ焼戻した 1.5IS-QT では引張せん断強度 37.2 kN、継手効率 40.8%、革新鋼板 (1.5IS) で引張せん断強度 62.9 kN、継手効率 68.9% だった。一方、1.5IS-QT ならびに 1.5IS の 170 °C 20 min の後熱処理材では、1.5IS-QT で引張せん断強度 76.2 kN、継手効率 89.8%、1.5IS では引張せん断強度 86.7 kN、継手効率 95.1% と大幅に改善していた。特に 1.5IS では重ね摩擦接合継手の最終目標である継手効率 90% を上回る特性が得られた。

以上の結果から、重ね摩擦接合継手において、良好な継手強度を確保するためには、焼戻し軟化抵抗が十分に高くなる組成の鋼板を用いるとともに、その組織を焼戻しま

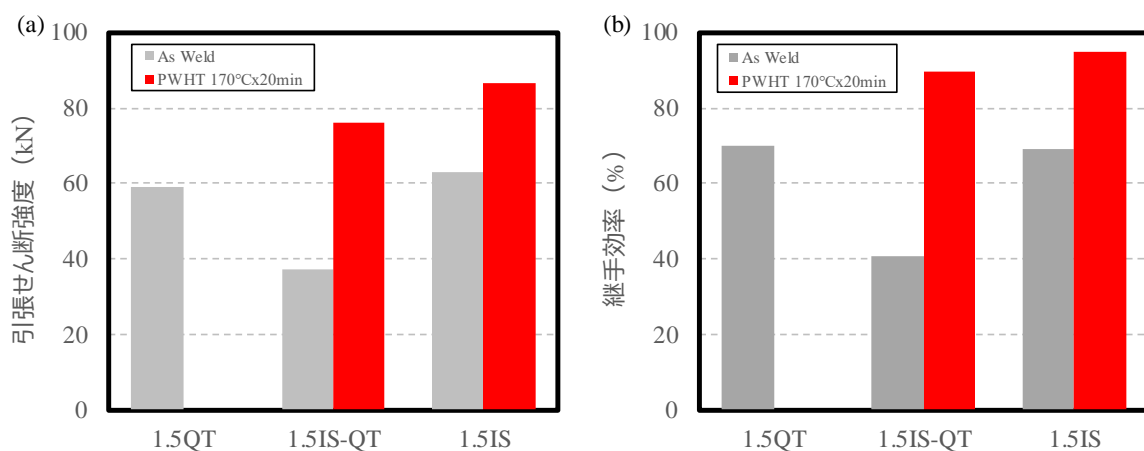


図 3-2.2.11-2-22 重ね摩擦接合継手の(a)引張せん断強度、(b)継手効率に及ぼす素材の影響 : 1.5QT(S45C 調質材), 1.5IS-QT(革新鋼板組成-調質材), 1.5IS(革新鋼板)

ルテンサイトに残留 $\gamma$ を混入させることで、成分・組織の両面から FSW 時の HAZ 部での軟化を抑制することが有効であり、テーマ 22 で開発した 1.5 GPa 級革新鋼板を用いれば、テーマ 46 の目標である継手効率 90 %を上回る継手強度を確保することができることを明かにした。

#### ④-2 突合せ摩擦接合継手の特性調査【JFE スチール株式会社】

##### a. 中高炭素系高強度鋼を用いた従来 FSW による突合せ継手の特性

板厚 1.4 mm の中高炭素系高強度鋼試作材 S35C、1.5 QT を用いて作製した突合せ摩擦攪拌接合継手の断面マクロ組織を観察し鋼板成分・接合条件が接合部の組織形成に及ぼす影響を調査した。S35C は C を 0.38 mass%含有した引張強度 1.3 GPa の焼入れ・焼戻し鋼、1.5 QT は C を 0.46 mass%含有した引張強度 1.6 GPa の焼入れ・焼戻し鋼であり、どちらも焼戻しマルテンサイトを主体とした組織を示す。接合に用いたツールは窒化ケイ素製でプローブ長 1.2 mm、ショルダー径 12 mm であった。回転数 400、800 rpm、接合速度 400 mm/min により突合せ接合を行った。

回転数 400 rpm においては、攪拌部は硬さが 400~500 HV となり母材の焼戻しマルテンサイトから更に炭化物析出が進んだマルテンサイト相とフェライト相から成る二相組織が確認された。接合時に  $A_{c1}$  点以上、 $A_{c3}$  点以下の二相域に加熱されることで、一部逆変態したオーステナイトがマルテンサイトに再び変態することで得られた組織と考えられる。一方、回転数 800 rpm においては、攪拌部は硬さが 600 HV 程度となり 100 %マルテンサイト組織が確認された。これより、接合時に  $A_{c3}$  点以上のオーステナイト単相域に加熱されることで、完全にオーステナイトへ逆変態した後、マルテンサイトへ変態した組織と考えられる。

S35C、1.5QT を用いて接合速度 400 mm/min、回転数 800 rpm として作製した継手の引張強度を評価した。引張強度の平均値は、S35C では 1077 MPa、1.5QT では 1105 MPa となり、いずれの場合も継手の引張強度は母材の引張強度の 70 %以上となり、第 3 期目標である強度 1.5 GPa 以上の中高炭素鋼で母材強度の 70 %以上を達成した。

##### b. 鋼板成分・接合条件が接合部ミクロ組織形成、継手特性に及ぼす影響の調査

板厚 1.4 mm の引張強度 1500 MPa を目標に作製した鋼板 2 種を用いて突合せ摩擦攪拌接合を行い、作製した継手の断面マクロ、ミクロ組織を観察し、接合部の組織形成に及ぼす影響を調査した。使用した鋼板は、上述の 1.5QT と市販のクロムモリブデン鋼を熱処理することにより作製した SCM であり、それぞれの化学組成、式(1)で表される炭素当量 CE、式(2)<sup>4)</sup>で表される 100 %マルテンサイト変態した場合のビッカー

表 3-2.2.11-2-1 化学組成、炭素当量、  
100%マルテンサイトの硬さ予測値、引張特性

	化学組成(mass%)							CE	M硬さ 予測値 $H_M^*$ , HV	引張特性	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo			TS(GPa)	EL(%)
1.5QT	0.46	0.2	0.8	0.01	0.001	-	-	0.60	675	1.59	5.9
SCM	0.35	0.2	0.6	0.02	0.004	0.9	0.16	0.68	594	1.49	6.5

表 3.2.2.11-2-2 接合条件

ツール	ツール前傾角度 (°)	ツール回転数 (rpm)	接合速度 (mm/min)
素材: WC 形状: ショルダー径12mm プローブ長1.2mm	3	600, 800	400, 600

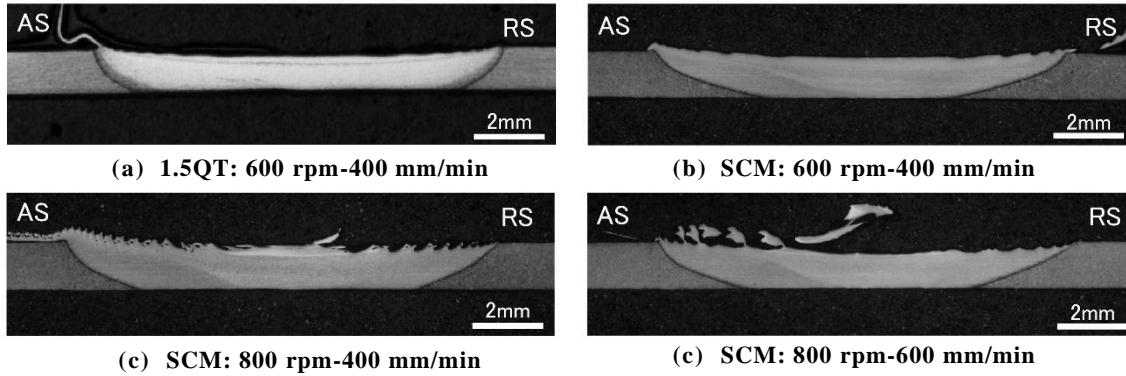


図 3-2.2.11-2-23 作製した継手のマクロ組織

ス硬さ予測値  $H_M$  と引張特性を表 3-2.2.11-2-1 に示す。式(1)、(2)中の各元素は鋼中の含有量(mass%)である。

$$CE = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$H_M = 884C(1 - 0.3C^2) + 294 \quad \dots \dots \dots (2)$$

表 3-2.2.11-2-1 に示すように炭素量は SCM より 1.5QT のほうが高く、100 %マルテンサイトのビッカース硬さ予測値  $H_M$  は 1.5QT のほうが高い。一方、炭素当量  $CE$  は 1.5QT より SCM のほうが高く、焼入れ性は SCM のほうが高い。どちらも焼入れ、焼戻し熱処理により作製した鋼板であり、焼戻しマルテンサイトを主体とした組織を示した。接合に用いたツールはプローブ長 1.2 mm、ショルダー径 12 mm であった。1.5QT の接合では窒化ケイ素製を SCM の接合では炭化タングステン製のツールを使用した。表 3-2.2.11-2-2 に接合条件を示す。

図 3-2.2.11-2-23 に作製した継手のマクロ組織を示す。いずれの継手においても内部欠陥の無い健全な接合部が得られた。図 3-2.2.11-2-24 に継手断面の硬さ分布を示す。硬さ測定はビッカース硬度計を用いて板厚中央位置、0.4 mm ピッチで行った。図 3-2.2.11-2-24 (a)、(b)に見られるように回転数 600 rpm、接合速度 400 mm/min の条件で作製した 1.5QT 継手の SZ~TMAZ の硬さは 544~664 HV、SCM 継手では 555~616 HV であった。より高い炭素量の 1.5QT においては最も高い硬さを示した点では 1.5QT の  $H_M$  に近い値を示し 100% マルテンサイトに近い組織となったと考えられるが、最も低い硬さを示した点では 120 ポイント程度低い値となりマルテンサイトの比率が低下したと考えられる。一方、より低い炭素量の SCM においては最も高い硬さを示した点では 1.5QT より低い値となったが、SCM の  $H_M$  に近い値を示し 100 %マルテンサイトに近い組織となったと考えられる。硬さの最高点と最低点の差は 60 ポイント程度で

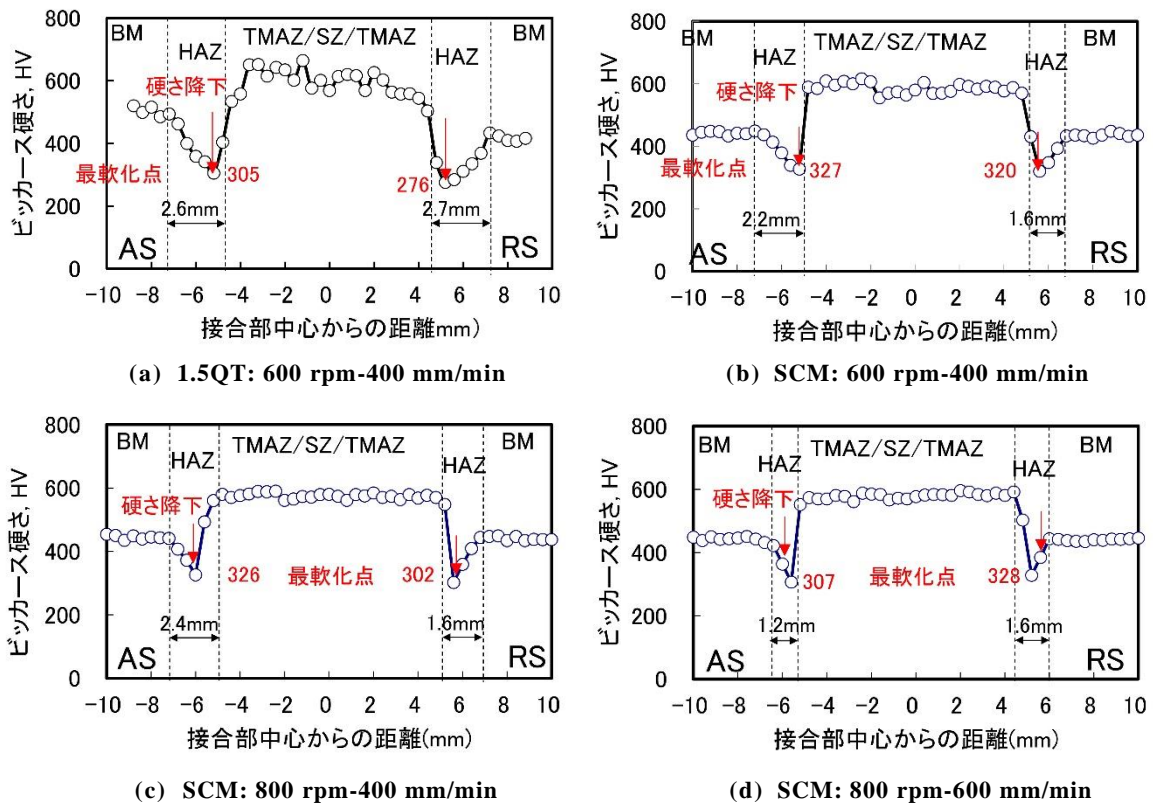


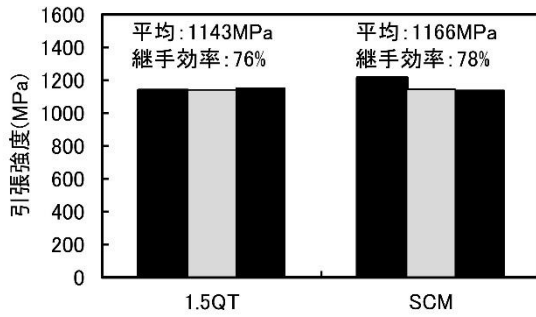
図 3-2.2.11-2-24 継手断面の硬さ分布

あり、ミクロ組織の差異は1.5QTと比較して小さいことが示唆された。回転数800rpm一定とし接合速度400、600mm/minの条件で作製したSCM継手のSZ～TMAZの硬さにおいても同様の傾向が見られた(図3-2.2.11-2-24(c)、(d))。SCMは炭素当量がより高く、SZ～TMAZ内の部位によって冷却速度に違いがある場合においてもマルテンサイト組織が得られやすいと考えられる。

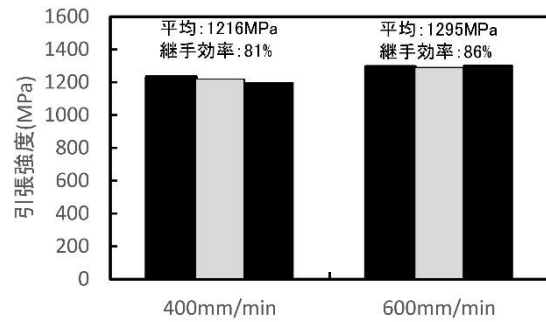
回転数600rpm、接合速度400mm/minの条件で作製した継手のHAZの硬さ(図3-2.2.11-2-24(a)、(b))において、母材より軟化した領域の幅は1.5QTでは2.6、2.7mm、SCMでは2.2、1.6mmであり、最も硬さが低下した値は1.5QTでは305、276HV、SCMでは327、320HVであった。SCMのほうが軟化領域の幅、硬さの低下が小さい傾向があった。この理由としては、HAZにおける軟化は母材の焼戻しマルテンサイト組織が更に焼戻しされることによって生じたものと考えられるが、Cr、Moといった焼戻し軟化抵抗を示す元素を含むSCMでは焼戻しが起こりにくいためと考えられる。

回転数800rpm一定とし接合速度400、600mm/minの条件で作製したSCM継手のHAZの硬さ(図3-2.2.11-2-24(c)、(d))において、母材より軟化した領域の幅は接合速度400mm/minでは2.4、1.6mm、600mm/minでは1.2、1.6mmであり、最も硬さが低下した値は接合速度400mm/minでは326、302HV、600mm/minでは307、328HVであった。硬さの低下は双方で同等であったのに対して、軟化領域の幅は接合速度600mm/minのほうが小さくなる傾向が見られた。この理由としては、接合速度600mm/minのほうが接合時の入熱が低かったためと考えられる。

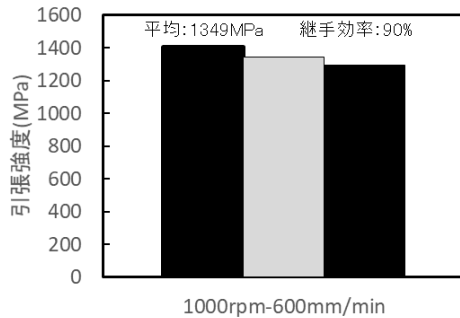
図3-2.2.11-2-25に継手引張試験結果を示す。継手よりJIS Z 2241 5号に準拠した形状に採取した試験片により実施した。すべての試験片はHAZで破断した。また、回



(a) 接合条件 600 rpm-400 mm/min



(b) 供試鋼 SCM・回転数 800 rpm



(c) 供試鋼 SCM・回転数 1000rpm-  
接合速度 600mm/min

図 3-2.2.11-2-25 継手引張試験結果

回転数 600 rpm、接合速度 400 mm/min の条件で作製した継手の引張強さの平均値は 1.5QT が 1143 MPa、SCM が 1166 MPa となった (図 3-2.2.11-2-25 (a))。SCM は 1.5QT と比較して引張強さが高くなった理由としては、硬さ試験結果で示されたように SCM のほうが HAZ における軟化の影響がより小さいためと考えられる。

また、回転数 800 rpm 一定とし接合速度 400、600 mm/min の条件で作製した SCM 継手の引張強さの平均値は接合速度 400 mm/min では 1216 MPa、600 mm/min では 1295 MPa となった。接合速度 600 mm/min では 400 mm/min と比較して引張強さが高くなった理由としては、硬さ試験結果で示されたように 600 mm/min のほうが HAZ における軟化幅が小さいためと考えられる。更に、回転数 1000rpm とし接合速度 600mm/min の条件で作製した SCM 継手の引張強さの平均値は 1349MPa となった (図 3-2.2.11-2-25 (c))。

母材の目標引張強さ 1500 MPa に対する継手効率は、SCM を用いて回転数 800 rpm 一定とし、接合速度 400 mm/min の場合 81 %、600 mm/min の場合 85 %となり、回転数 1000rpm-接合速度 600mm/min の場合 90%となり、最終年度の目標値である 80 % 以上を達成した。

#### ④-3 炭素量 0.35 %以上の中炭素鋼におけるスポット溶接部の継手強度評価【日本製鉄株式会社】

炭素量 0.35%以上の中炭素鋼を対象に、スポット溶接部に後通電を施し、継手強度への影響を調べた。後通電のパターンとして、偏析緩和後通電と焼き戻し後通電を試

した。偏析緩和後通電は、数サイクル程度の短時間クールを設けた 2 段通電であり、ナゲット端部の偏析緩和による靱性改善を狙いとした。焼き戻し後通電は、ナゲットが Mf 点以下にまで冷却される十分に長いクールを設けた 2 段通電であり、焼き戻しによるナゲットの靱性改善を狙いとした。

炭素量 0.35 % の市販材を熱処理により 1.2 GPa 級に調整した板厚 1.6 mm の鋼板 (0.35C 材) を対象に、偏析緩和後通電を施したスポット溶接部の十字引張強さ (CTS) を調べた結果を図 3-2.2.11-2-26 に示す。後通電時間 50 cyc の範囲において、明確な強度向上は認められず、目標の JIS Z3140 A 級に未達であった。次に、炭素量 0.55 % の市販材を熱処理により 1.5 GPa 級に調整した板厚 1.4 mm の鋼板 (0.55 C 材) を対象に、焼き戻し後通電を施したスポット溶接部の CTS を調べた結果を図 3-2.2.11-2-27 に示す。CTS は後通電比 (後通電電流  $I_2$ /本通電電流  $I_1$ ) 0.7 で最大値を示し、単通電条件に対して約 6.5 倍かつ、目標の JIS Z3140 A 級に到達した。また、同一の材料を用いて、焼き戻し後通電を施したスポット溶接部の引張せん断強さ (TSS) を調べた結果を図 3-2.2.11-2-28 に示す。TSS は後通電比 0.75 で最大値を示し、単通電条件に対して約 2 倍かつ、目標の JIS Z3140 A 級を達成する適正後通電条件範囲は狭いものの、CTS と TSS とともに、焼き戻し後通電により明確な強度向上が認められた。

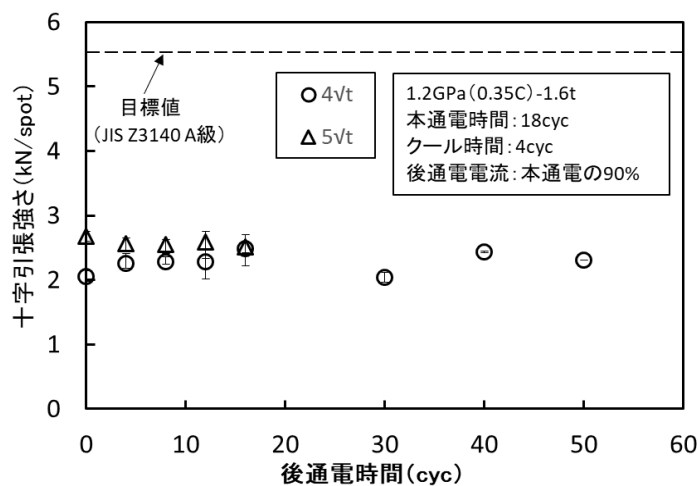


図 3-2.2.11-2-26 0.35C 材の CTS 試験結果 (偏析緩和後通電)

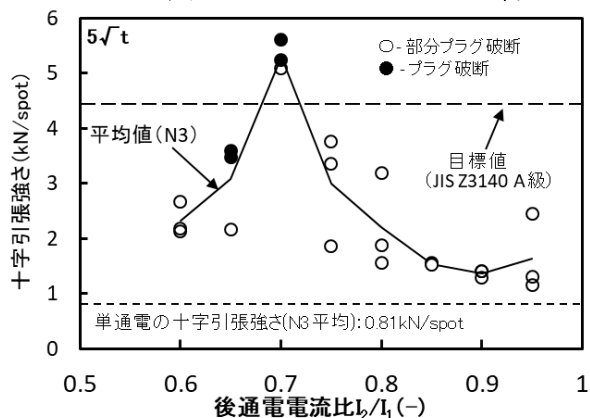


図 3-2.2.11-2-27 0.55C 材の CTS 試験結果 (焼き戻し後通電)

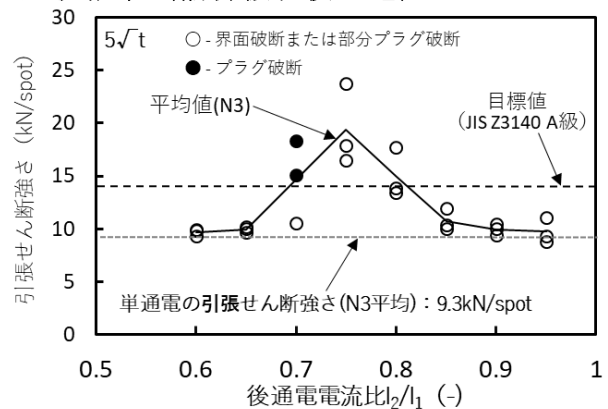


図 3-2.2.11-2-28 0.55C 材の TSS 試験結果 (焼き戻し後通電)

#### ④-4 1.4GPa 級鋼板を用いた突合せ摩擦攪拌接合継手に関する検討【再委託先】

JIS-S55C を調質し引張強度 1.4 GPa 相当とした薄鋼板を対象に突合せ FSW 継手の作製を実施した。接合条件（回転速度-接合速度）は 100 rpm - 100 mm/min、200 rpm - 100 mm/min、300 rpm - 100 mm/min、400 rpm - 100 mm/min および 400 rpm - 400 mm/min の 5 条件とした。

引張試験中のひずみ分布の DIC 解析結果を図 3.2.2.11-2-29 に示す。後退側 (R.S.) を上側に配置し、ひずみの大小を 12 階調の色調で表現している。回転速度が 300 rpm 以下の条件では 8% を超える明確な局所ひずみを示す領域の分布が確認できるが、回転速度が 400 rpm 以上の条件では局所ひずみを示す領域はほぼ形成されていない。この傾向は延性破壊的な挙動を示した 300 rpm 以下の条件と、脆性破壊的な挙動を示す 400 rpm 以上の条件との違いとしても明確に示された。継手効率が母材引張強度比 70% 超となったのは 300 rpm - 100 mm/min と 400 rpm - 100 mm/min であった。DIC 解析画像中に示した赤 < は、試験片に破断が発生した位置に対応している。試験終了後に試験片を回収し、接合中心、つかみ部などの基礎情報および高速度カメラ撮影画像を参考に破断位置を調査した。特定情報を参考に、引張試験片を採取したものと同一の継手部材から新たに観察用試験片を準備し、破断位置とほぼ同じ座標と推定される領域を対象に SEM 観察結果を図 3-2.2.11-2-30 に示す。100 rpm - 100 mm/min の条件では、微細な等軸フェライト組織とセメンタイトから成る組織が全観察視野を支配している。また、球状セメンタイトと推定される微粒子が粒界上に分散している様子が示されている。この継手は、軟質なフェライト相の生成により母材を上回る延性は確保できている。しかし、微細化は起きているとはいえ、組織そのものの強度は母材性能をかなり劣化させていた。実施条件の中で回転速度および接合速度が共に最大の 400 rpm-400 mm/min の条件では、マルテンサイトを主体とする組織が観察視野に広範に形成されている様子が確認された。この組織は、FSW 中の昇温で形成されたオーステナイトが、その後の比較的速い冷却過程で再びマルテンサイトへ変態したものと考察される。これらに対し、200 rpm-100 mm/min、300 rpm-100 mm/min、および 400 rpm-100 mm/min の条件では破断位置に対応した組織はパーライトが主体でベイナイトが混合した複合組織としての特徴が明確に示されていた。

本検討で調査対象とした 5 つの接合条件において、供試鋼の摩擦攪拌接合継手中の組織や相比（パーライト、ベイナイト、マルテンサイトの形態や分率）の大まかな傾向、および継手の機械的特性を把握した。同材の継手の機械的特性の維持・向上という観点において、接合温度を  $A_3$  変態点よりもある程度高い領域に設定することで、攪拌部中に緻密なセメンタイト相/フェライト相による複合組織 とマルテンサイト組織を共存させ、継手効率と延性を高いレベルで維持できる傾向が確認できた。



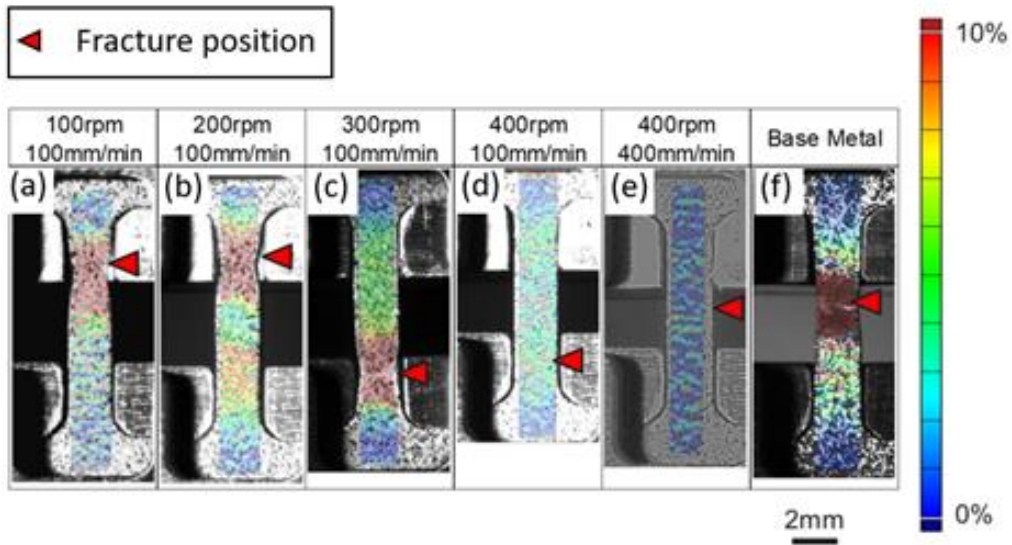


図 3-2.2.11-2-29 引張試験中の変形挙動の DIC 解析結果

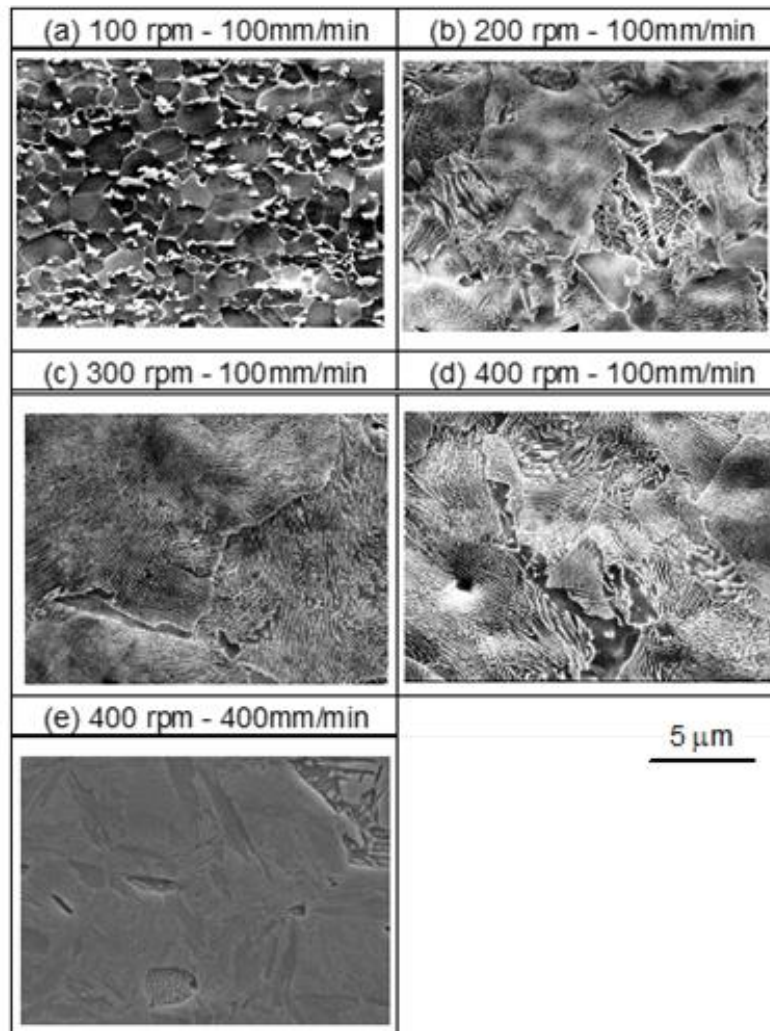


図 3-2.2.11-2-30 引張試験破断位置に対応した組織の SEM 観察像

#### ④-5 溶接部の摩擦攪拌プロセスで改質した組織解析【阪大接合研伊藤】

FSW 装置を用い、鋼溶接継手表層の金属組織を改質する摩擦攪拌プロセス (Friction Stir Processing: FSP) を行った。FSP 条件による WC (タングステンカーバイド) ツール先端の損耗と施工距離の関係、それが鋼表層へ供給・固溶させるツール構成元素濃度と硬度の関係を示した。各回転速度におけるツール先端の最大摩耗深さと施工距離の関係を図 3-2.2.11-2-31 に示す。最大摩耗深さは施工距離の増加に伴い増加し、ツール回転速度が速いほどその損耗は大きい(短い施工距離で損耗が大きくなる)。損耗と施工距離の関係はクリープ曲線に類似しており、定常的な領域の施工距離長さが回転速度に大きく依存していた。図 3-2.2.11-2-31 にプロットした各点において、鋼表層のツール構成元素である W と C 濃度を EPMA で測定し、機械特性として硬度を取得した。W と C 濃度の回転速度と施工距離の関係を図 3-2.2.11-2-32 に示す。鋼表層中の W と C 濃度はツール先端の損耗と同様に、施工距離と回転速度の増加により増加していた。ツール先端損耗状態と鋼表層へのツール構成元素の移行(供給・固溶)は関係していることが明らかとなった。鋼表層中の W と C の濃度増加は硬度の増加との相関関係も高く、鋼溶接継手疲労強度の増加にも寄与すると考えられる。

また、FSW 施工により鋼表層へ圧縮残留応力を付与できる機構を解明した。FSW 施工による圧縮残留応力付与とその機構解明の報告は世界初と思われる。ツール構成

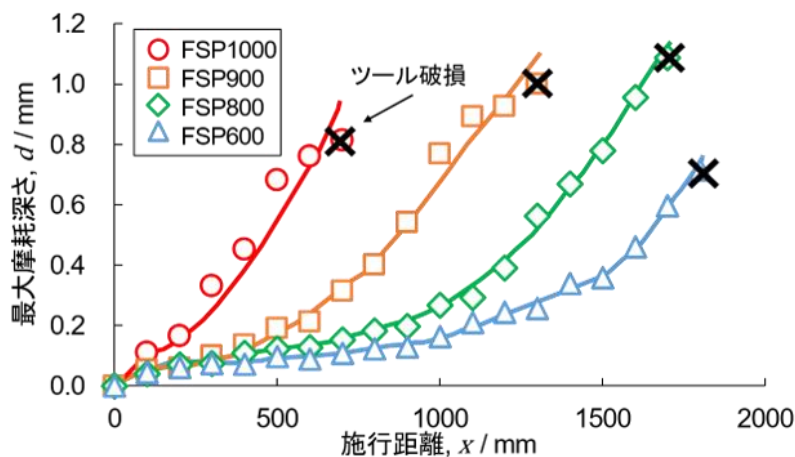


図 3-2.2.11-2-31 ツール先端最大摩耗深さと施工距離の関係

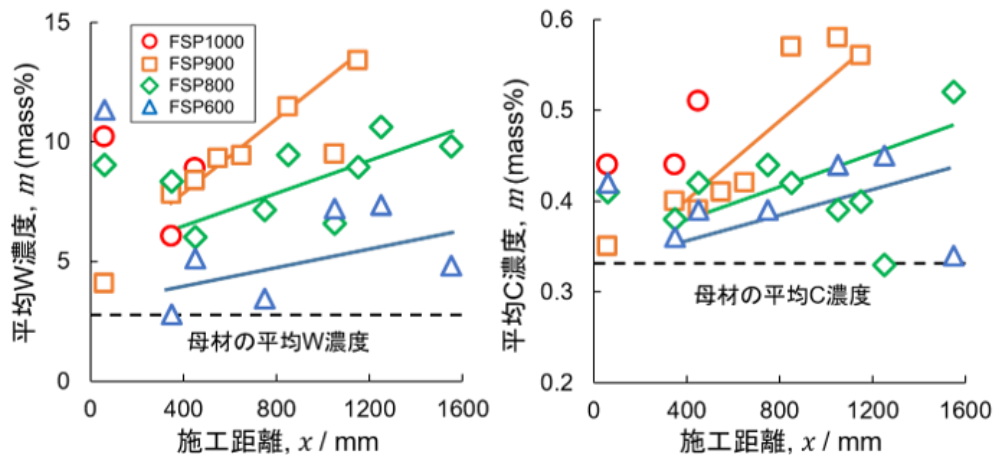


図 3-2.2.11-2-32 W、C 濃度の回転速度・施工距離の関係

元素の供給・固溶により鋼表層の Ms 点を低下させ低温にて変態させることで圧縮残留応力を付与できていた。圧縮残留応力付与には供給・固溶させる適量があり、それを超えると残留オーステナイトが生成する。この残留オーステナイトは引張変形などで変形誘起マルテンサイト変態を起こし、圧縮残留応力付与と共に疲労強度増加にはプラスの効果であることを明らかにした。

#### ④-6 成分を変化させた中高炭素鋼における摩擦攪拌接合【阪大接合研門井】

摩擦攪拌接合（以下 FSW）に適した高強度鉄鋼材料の開発を目的とし、新たに Ti を合金元素として添加した中高炭素鋼 FSW 部の機械的特性や組織形態を調査した。化学組成は、0.4%C-4%Cr を基本組成とし、Ti を 0.05~0.5% 添加した。高周波溶解、熱間圧延、機械加工により作製した試験片鋼板に対し、スターインプレート FSW（回転数 400 rpm、接合速度 150 mm/min、荷重 2700 kgf）を実施後、攪拌部の引張試験を実施した結果、**図 3-2.2.11-2-33** に示すようにいずれの試験片においても 2.2 GPa 程度の引張強度を示した。破断伸びの結果から、適切な量の Ti と C の含有によりオートテンパーを発現でき、高強度を維持したまま、高い破断伸びが得られることが分かった。

また、Ti 添加によるオートテンパー効果によって、高強度を維持したまま高延性を発現可能な要因を検討した。Fe-0.4%C-4%Cr と Fe-0.4%C-4%Cr-0.4%Ti の攪拌部を切り

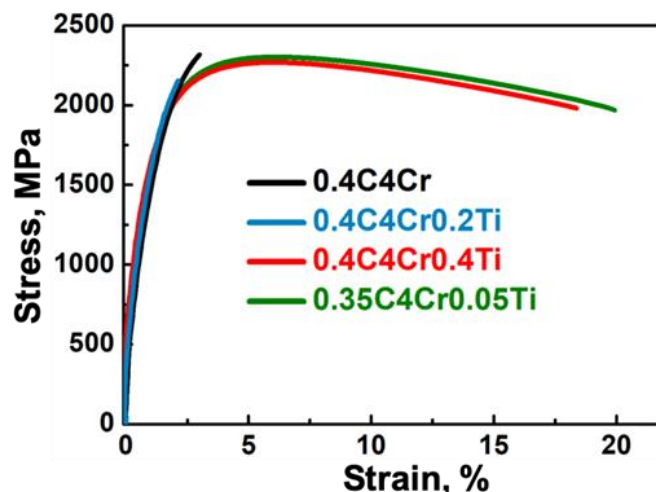


図 3-2.2.11-2-33 中高炭素鋼 FSW 攪拌部の引張試験結果

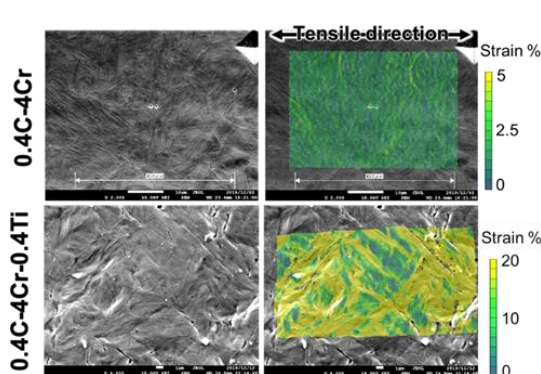


図 3-2.2.11-2-34 FSW 攪拌部の引張破断時のひずみ分布

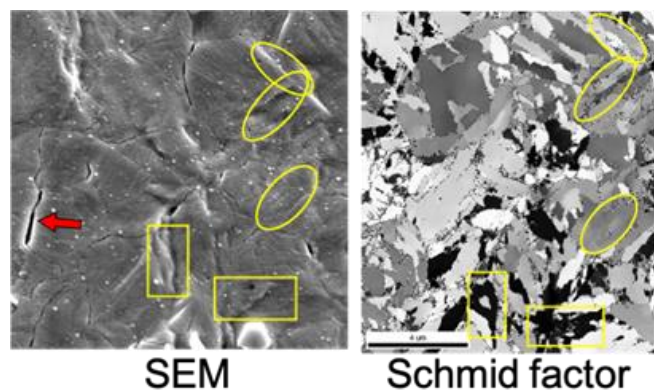


図 3-2.2.11-2-35 0.4C-4Cr-0.4Ti のシュミット因子分布

出し、SEM/EBSD 内で引張試験を実施した。引張破断時のひずみ分布を図 3-2.2.11-2-34 に示す。Fe-0.4%C-4%Cr では、引張方向に対して垂直関係にある旧オーステナイト粒界でわずかにひずみが集中する。これに対して、Fe-0.4%C-4%Cr-0.4%Ti では、旧オーステナイト粒界に加え、ブロック境界や引張方向に 45 度傾いた粒界でもひずみが集中している様子が認められる。Fe-0.4%C-4%Cr-0.4%Ti に公称ひずみを 20 % 負荷後のシュミット因子分布を図 3-2.2.11-2-35 に示す。図中の赤矢印で示した箇所で破断亀裂（開口）の発生が認められる。この箇所では、シュミット因子は小さいことから、わずかなひずみで開口したと推察される。一方、四角で示した変形が大きい領域では、他の部分に比して大きなシュミット因子を示している。以上より、Fe-0.4%C-4%Cr では、低延性な Micro-twin 主体のマルテンサイトが、Fe-0.4%C-4%Cr-0.4%Ti では大きなシュミット因子な領域が、変形の主たる要因となるため、Fe-0.4%C-4%Cr-0.4%Ti では破断伸びが大きくなったと考えられる。

### ⑤ ツール設計による FSW 特性向上技術の基礎検討【再委託先】

ツール各部の働きを明らかにするため、アルミニウム合金を用いたモデル実験を行い、鋼材の摩擦攪拌接合時に想定される過酷な条件にさらされる部位を特定した。その結果、従来から提案されているように、鉄鋼用摩擦攪拌接合ツールは可能な限り単純形状とすることが望ましい<sup>5-1)</sup>との基本的な形状指針を基礎として、最も負荷が大きいと考えられたプローブ先端のエッジ部を廃し、球面状とした図 3-2.2.11-2-36 のようなツール形状の提案を行った。次に、提案形状ツールの寿命に対する有効性を確認するため、様々なツール材質を対象に加速耐久試験を従来形状ツールとの比較を行った。その結果、図 3-2.2.11-2-37 に示すように、超硬合金、窒化ケイ素、W-Mo-Re 合金のいずれのツール材料を用いた場合でも、提案形状ツールは従来形状ツールより大幅に長寿命化した。これらのことから、提案形状がツール材料によらず、いずれにも長寿命化に有効であることが確認された。よって、その有効性が示された鉄鋼用摩擦攪拌接合ツールの設計指針として、(1)単純な形状とする、(2)プローブのエッジ部を極力な

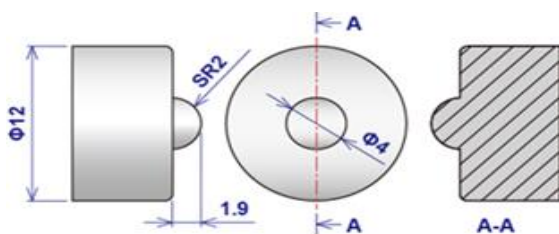


図 3-2.2.11-2-36 提案形状ツールの形状

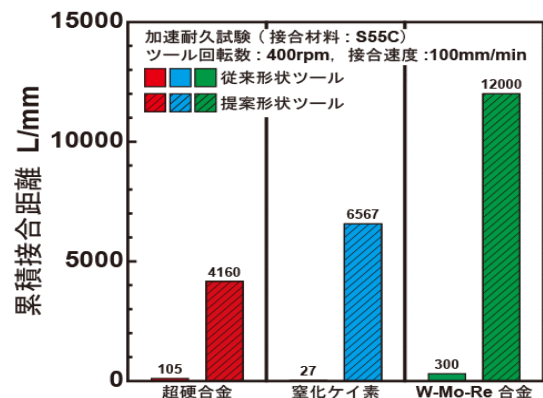


図 3-2.2.11-2-37 各ツール材料における従来形状ツールと提案形状ツールの寿命比較

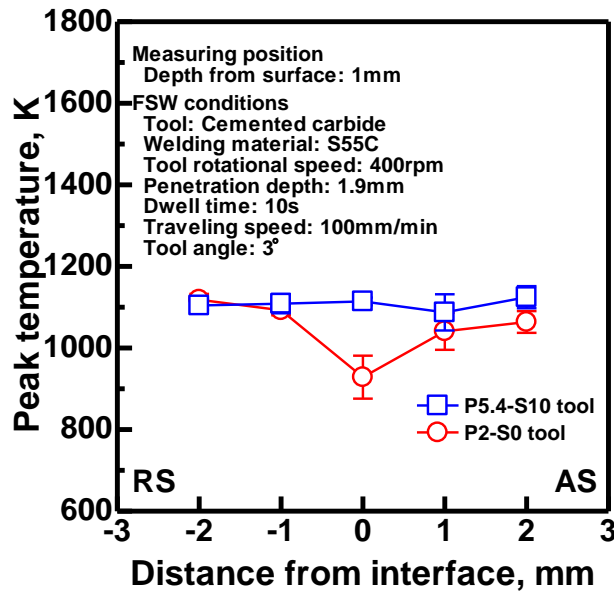


図 3-2.2.11-2-38 各測定位置における攪拌領域の最高到達温度分布

くす、(3)ショルダ部は、原則、無加工とする。また、その際の基準として、攪拌能力はある程度犠牲にしても単純化する設計方針が重要となることが明らかとなった。加えて、提案形状ツールが長寿命化する原因について、非常に厳しい条件下になるツールの状況が緩和されていることが考えられたため、プローブが直接影響を受ける接合材料内部温度に注目し、攪拌領域における温度を調査した。その結果、図 3-2.2.11-2-38 に示すように、従来形状ツール (P5.4-S10) と提案形状ツール (P2-S0) とでは、攪拌領域の温度分布に明確な違いがあった。特に、提案形状ツールでは、ツールの接合中心から AS 方向にかけて温度が低くなっており、このことが長寿命化のための過酷な状況が緩和された結果であると示された。また、このような結果から、一般的に高温になるとされる AS 部の攪拌領域温度<sup>5-2)</sup>を選択的に低下させることができれば、ツール形状によらず寿命を改善できることを示唆していると考えられる。このように、本研究の成果として、ツール形状の設計指針だけでなく、鉄鋼の摩擦攪拌接合時の接合条件に関する指針についても明らかにすることができた。

#### ⑥溶接残留応力の影響解明【再委託先】

FSW 時の被接合材に生じる欠陥評価が可能な粒子法-FEM 連成解析を開発した。本手法ではまず、MPS 法の各粒子における応力及び塑性流動の計算を行い、その後、それらの物理量を FEM に導入し、延性き裂進展簡易評価モデルによる損傷評価を行った。延性き裂進展簡易評価モデルでは、塑性変形の発生と共にボイドが十分に成長した段階で、ボイド同士が融合することで急速に損傷が進行すると仮定している。入熱過剰条件における表面近傍から内部にかけて生じる表面空洞欠陥を図 3-2.2.11-2-39 に示す。提案手法を用いることで、接合開始位置から接合終了位置に至るまで AS 側で高い損傷評価値を示していることが確認できる。これは、文献にある実験結果と同様の傾向である。本手法を用いることで、FSW 継手に損傷が発生しない理想的なツール形状の開発に繋がると考えることができる。

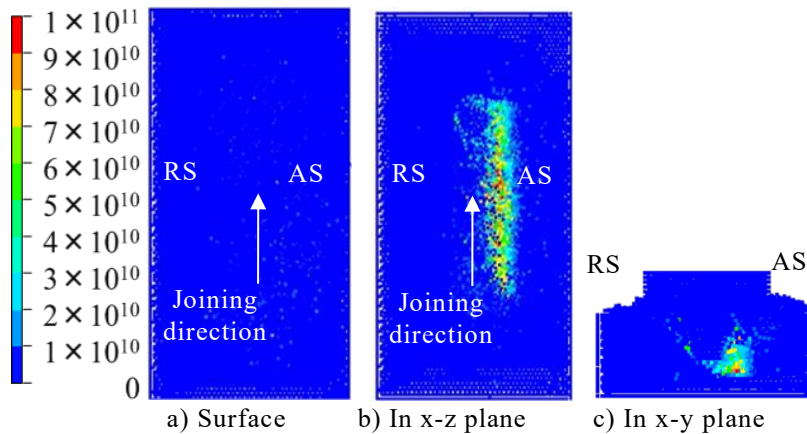


図 3-2.2.11-2-39 提案手法による欠陥評価結果

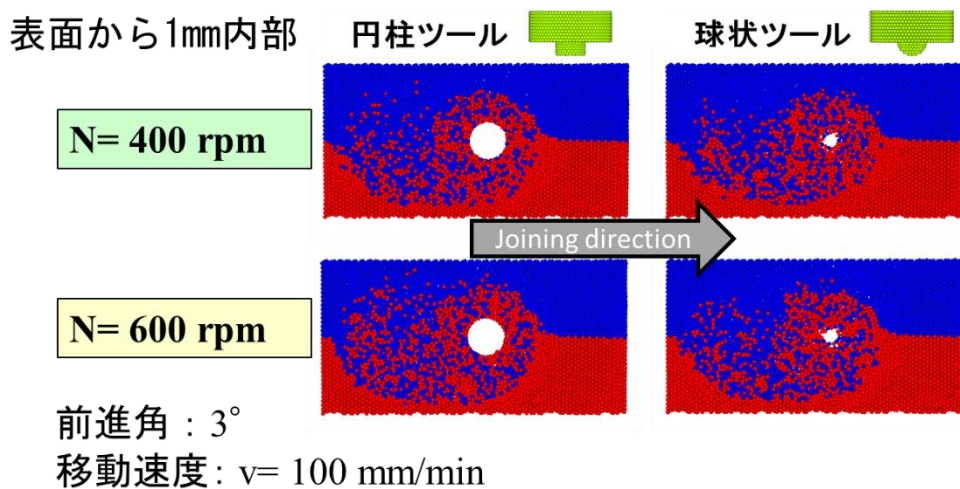


図 3-2.2.11-2-40 深さ 1mm に付近おける攪拌の様子

次に、MPS 法によって得られた回転数 400 rpm および 600 rpm における母材表面から深さ 1 mm の地点における攪拌の様子を図 3-2.2.11-2-40 に示す。同図は、円柱ツール・球形ツールを用いた際の各版の様子を示している。同図より、両ツールともに、回転速度が上昇するにつれて母材の攪拌が進んでいることが確認できる。また、円柱ツール・球形ツールともにその攪拌性に大きな違いがないことがわかる。これはショルダー部分の回転による発熱の影響により、深さ 1 mm 付近において母材の粘性を下げているためと考えられる。粘性が低下した領域においては円柱ツール・球形ツールともに母材を良好に攪拌していることが分かる。また球形ツールは円柱ツールと比較して、接合中もショルダー部が作る比較的高温かつ低粘性状態にあるため、円柱ツールに比べて長寿命であると考えられる。

以上のように、粒子法-FEM 連成解析を用いることで、実験を実施せずとも最適なツール形状について検討できるようになった。

⑦摩擦攪拌接合の数値解析技術の開発【阪大工学研究科宮坂】

本課題では、鉄鋼材料とアルミニウム合金の異材摩擦攪拌接合プロセスを目的としてきた。図 3-2.2.11-2-41 に示すように、当初は粒子法を用いた FSW プロセスモデルの開発を行い材料物性による攪拌現象の違いやツールサイズの違いが攪拌領域形成に与える影響に関して定性的ではあるが予測可能であることが分かった。そこで、構築したモデルの応用展開として LFW 現象へのモデルの適用を試みた。その結果、従来の数値計算モデルの構築と比較して短期間に新たなモデル開発が可能であることを確認した。FSW 現象と違い LFW 現象はツールを用いない接合法なので、計算モデルとして発熱現象のモデル化が課題であったが、FSW 現象と同様に塑性ひずみによる発熱モデルを適用することで接合界面での発熱を数値計算からも確認することができた。また、図 3-2.2.11-2-42 に示す通り、材質の違いによる発熱形態の違いも表現可能であり様々な材料への展開も可能であることを確認した。

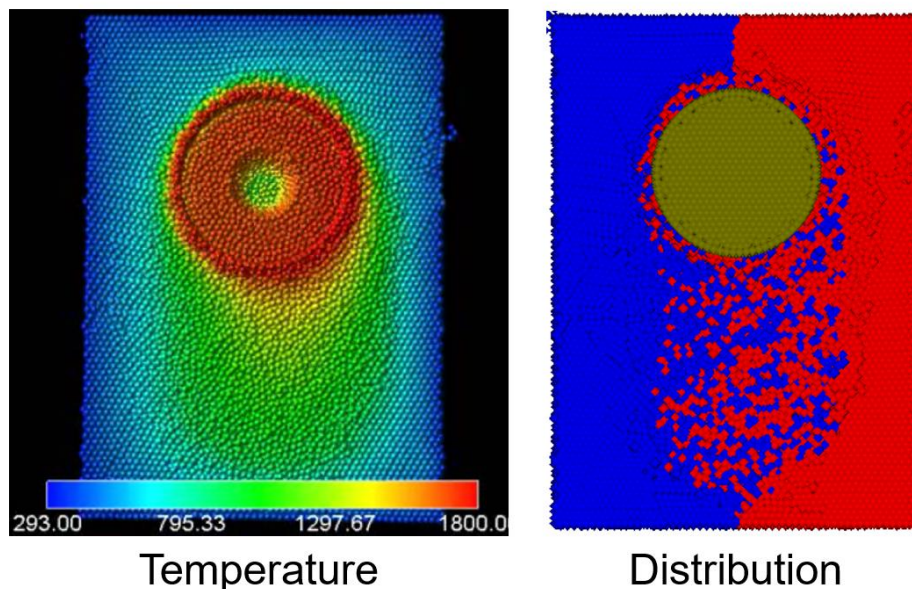


図 3-2.2.11-2-41 FSW プロセスモデルによる SUS 材の計算例

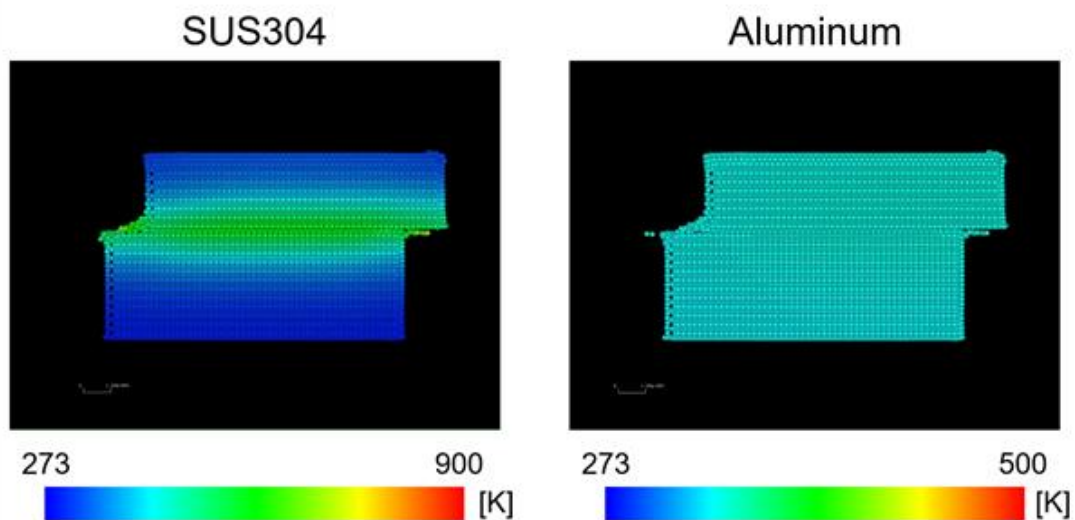


図 3-2.2.11-2-42 LFW 現象の材料物性の違いによる発熱形態の比較

## ⑧ マルチマテリアルの摩擦接合

### ⑧-1 マルチマテリアルの重ね摩擦接合における接合温度・機械的特性の予測【阪大接合研麻】

自動車の CO<sub>2</sub> 排出量を減らすための技術の一つは、車体重量の低減である。そのため、軽量材料（アルミニウム合金、マグネシウム合金、樹脂複合材 CFRP 等）や高張力鋼板のマルチマテリアルを積極的に検討されている。併せて、それらのマルチマテリアルを接合する技術の開発も求められている。現在の接合技術は、機械的接合技術（ボルト、リベット、FSR など）や接着、熔融溶接と固相溶接に分類される。継手強度と母材性能への影響という両視点でそれらの接合技術を見ると、摩擦接合技術は、有利な技術の一つであるため、産業界の期待も大きい。

マルチマテリアルの摩擦接合メカニズムを解明するため、実験手法だけではなく数値解析手法の活用も必要で不可欠である。そこで、本研究の目的として、①アルミニウム合金と CFRP の摩擦攪拌重ね点継手における接合現象の数値解析モデルを構築し、接合ツールの形状を最適化設計すること、②アルミニウム合金と高張力鋼板の摩擦攪拌重ね継手における材料流動現象と熱発生メカニズムを数値解析モデルで解明し、最適な接合条件との相関を明示すること、を設定した。

図 3-2.2.11-2-43 に、上記①の数値解析モデル（熱・構造連成モデル）と接合中央断面における過渡温度分布の変化を示す。接合界面の温度分布から CFRP 側の熔融幅と熔融深さが推定でき、接合領域を評価することが可能となった<sup>8-1, 2)</sup>。

図 3-2.2.11-2-44 に、上記②の数値解析モデル（高度な熱・流体・構造の連成モデル）とアルミ/鋼板の接合界面における塑性流動現象をそれぞれ示す。アルミ材の塑性流動が鋼板より大きいことが見られる。本研究で開発した高度な数値解析モデルを用いて、アルミ/鋼板の摩擦攪拌混合体積率や摩擦攪拌によるアルミ表面のバリも可視化できるようになった<sup>8-3, 4)</sup>。

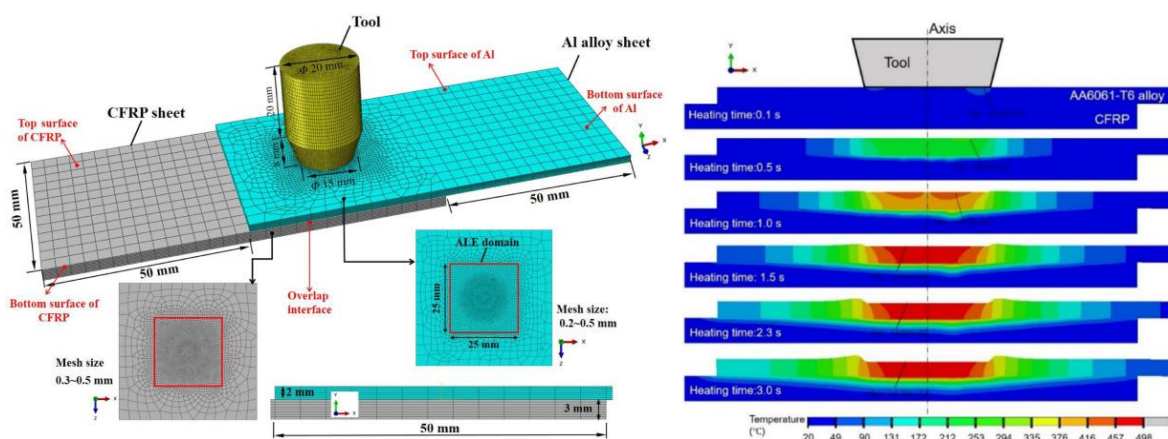


図 3-2.2.11-2-43 AA6061-T6 合金/CFRP 摩擦攪拌重ね点接合の数値解析モデルと過渡温度分布の可視化評価



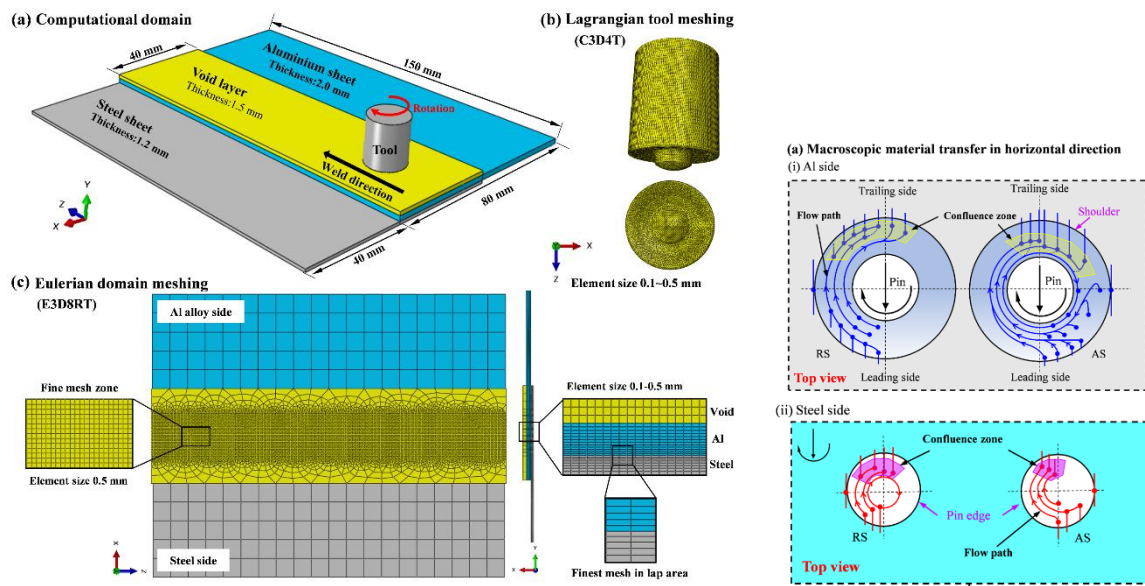


図 3-2.2.11-2-44 アルミ/鋼板の摩擦攪拌重ね接合の数値解析モデルと攪拌プロセスの可視化評価

## ⑧-2 板厚違いの材料を用いた重ね摩擦接合における引張せん断特性の予測【阪大接合研高嶋】

重ね継手の引張せん断試験において、特に接合部を中心とした剛体回転が継手強度に及ぼす影響が問題視されており、それについて検討するため摩擦攪拌接合（FSW）継手を想定した引張せん断試験の3次元有限要素解析を実施した。板厚 2 mm の鋼板の重ね継手の引張せん断試験片の要素分割をして、汎用コード Abaqus Standard を用いて解析した。解析に用いた材料特性は2018年度の実験データに基づいて設定した。また、Abaqus の大変形オプションを用いて大きな伸びに達するまでの過程を解析し、継手に作用する荷重と伸びを出力して応力ひずみ関係を求めた。

これについて、FSW で作製した重ね継手（ショルダー径が 15 mm でプローブ径が 6 mm のツールを回転数 400 rpm で板表面から 2.4 mm まで挿入し、200 mm/min のツール移動速度で接合）の引張せん断試験で得られた応力ひずみ関係と数値解析の結果を比較したものを図 3-2.2.11-2-45 に示す。数値解析で得られた応力ひずみ関係は、実験での計測結果と良好な一致をしており、解析結果の妥当性が確認できた。また、図 3-2.2.11-2-46 に示すように、重ね継手を構成する 2 枚の板の厚さ（上板厚さを  $h_1$ 、下板厚さを  $h_2$  とする）の組合せが異なる試験片では接合部の回転角度が小さくなり、板厚が薄くなることで回転が抑制することが明らかとなった。この結果は、引張せん断試験中にビデオ計測で調べたものと対応しており、回転変形挙動の数値解析の妥当性が確認できた。

次に、FSW ではプローブ径の大きなツールを用いて接合することで接合面の幅を板厚に比べて大きく確保することが可能であり、これによって異材継手の接合部強度を確保できるため、それと回転角の関係について検討した。板厚 2 mm 以下の鋼板の重ね継手の引張せん断試験片の要素分割で接合面の幅（SZ幅）を変化させ、それに対して3次元有限要素解析を汎用コード Abaqus Standard で実施した。解析に用いた材料特性は実験データに基づいて設定した。接合部のせん断強度が母材の引張強さの  $1/\sqrt{3}$  であると仮定し、それを判定基準として継手の破断荷重を求めた。

この数値解析で求めた破断荷重（最大荷重）に対し、これまでに FSW で作製した重ね継手（ショルダー径が 15 mm でプローブ径が 6 mm のツールを回転数 400 rpm で板

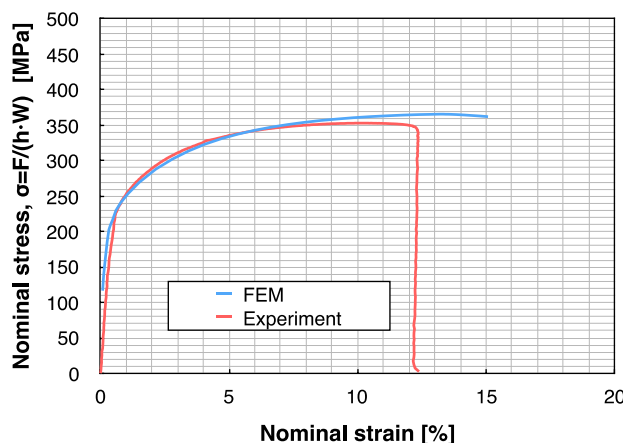


図 3-2.2.11-2-45 FSW 重ね継手の引張せん断試験の応力-ひずみ関係

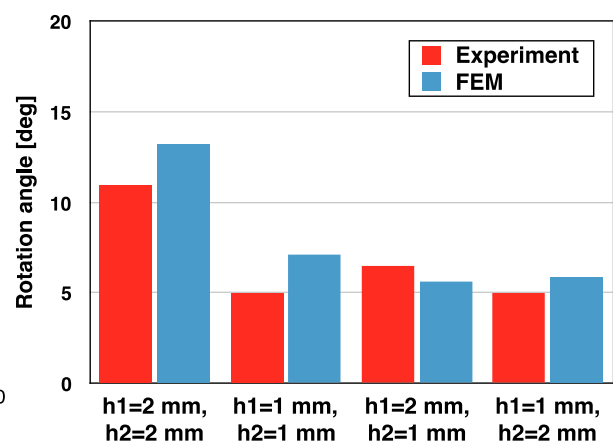


図 3-2.2.11-2-46 接合部の回転角度に及ぼす重ね板厚さの組合せの影響

表面から 2.4 mm まで挿入し、200 mm/min のツール移動速度で接合) の引張せん断試験で求めた最大荷重を比較したものを図 3-2.2.11-2-47 に示す。数値解析で得られた最大荷重は、実験結果と良好な一致をしており、解析結果の妥当性が確認できた。この解析手法に基づいて、SZ 幅が狭い場合の破断荷重 (または最大荷重) と比較したものを図 3-2.2.11-2-48 に示す。重ね継手を構成する 2 枚の板の厚さ (上板厚さを  $h_1$ 、下板厚さを  $h_2$  とする) の組合せが異なる試験片では最大板厚が厚くなると回転が大きくなり継手強度が板厚増に対してあまり高くないが、SZ 幅が広いと継手強度の向上が見込めることが示された。すなわち、異材重ね継手では大きな SZ 幅の確保が継手強度の観点で有効であり、それが FSW によって実現できるものと考えられる。

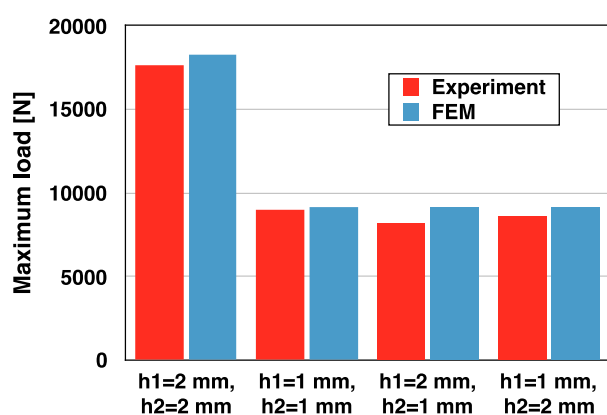


図 3-2.2.11-2-47 最大荷重に及ぼす重ね板厚さの組合せの影響

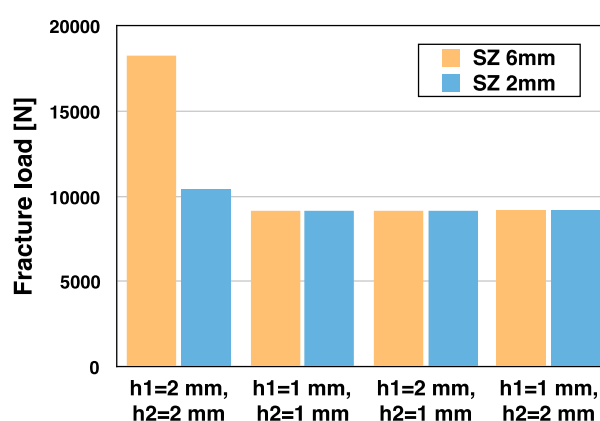


図 3-2.2.11-2-48 破断荷重に及ぼす重ね板厚さの組合せおよび攪拌部の大きさの影響

### ⑧-3 センタードライブ両面リニア摩擦接合を用いた最適プロセス条件検討【阪大接合研藤井】

線形摩擦攪拌接合法の開発において、材料強度の温度依存性から印加圧力により接合温度を制御できることを明らかとした。しかしながら、材料強度の温度依存性において交点のない鋼と Al の場合、中央の材料(鋼)のみを振動させ、両側から異なる圧力を加えることで接合が可能となる。そこで、図 3-2.2.11-2-49 に示す、センタードライブ方式でインサート材/同種/異種材料接合を可能にするセンタードライブ両面リニア摩擦接合装置を導入した。本装置を用いて、中炭素鋼 S45C を供試材として突合せ LFW 接合を実施した結果、図 3-2.2.11-2-50 に示すように継手作製に成功した。

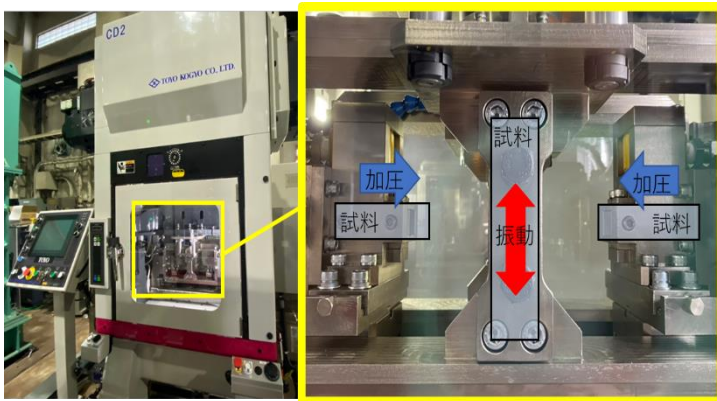


図 3-2.2.11-2-49 センタードライブ両面リニア  
摩擦接合装置外観

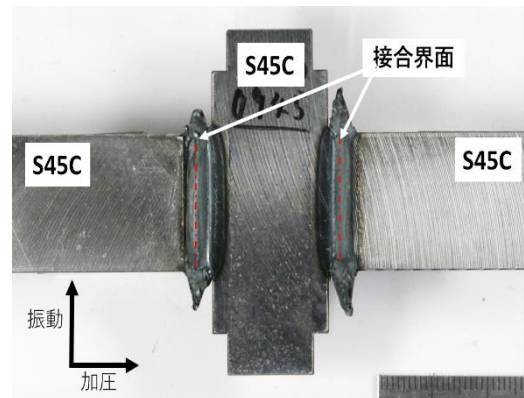


図 3-2.2.11-2-50 継手外観

さらに導入したセンタードライブ両面リニア摩擦接合装置を用いて、供試材として Al 合金 A7075-T6 と炭素鋼 S45C を、インサート材として純 Ni を使い、異種材料接合を実施した。接合条件として、Al 合金側の印加圧力を 200、300、400 MPa、炭素鋼側の印加圧力を 50 MPa、振幅±2 mm、周波数 50 Hz と設定し接合を実施した。図 3-2.2.11-2-51 にそれぞれの継手断面マクロ写真を示す。どの条件においても顕著な欠陥は見られなかった。図 3-2.2.11-2-51 黄色部内に示すように、印加圧力 200 MPa では、Ni の変形が生じていないことが顕著に確認できる。一方、図 3-2.2.11-51 水色部内に示すように、300 MPa では Al 合金、Ni とともに変形し界面積拡大が生じた。図 3-2.2.11-2-52 にそれぞれの継手における引張強度試験結果を示す。破断位置は全ての条件で Al-Ni 界面破断であったが、印加圧力 300 MPa の条件で継手効率 92 %の最大強度を得ることができた。

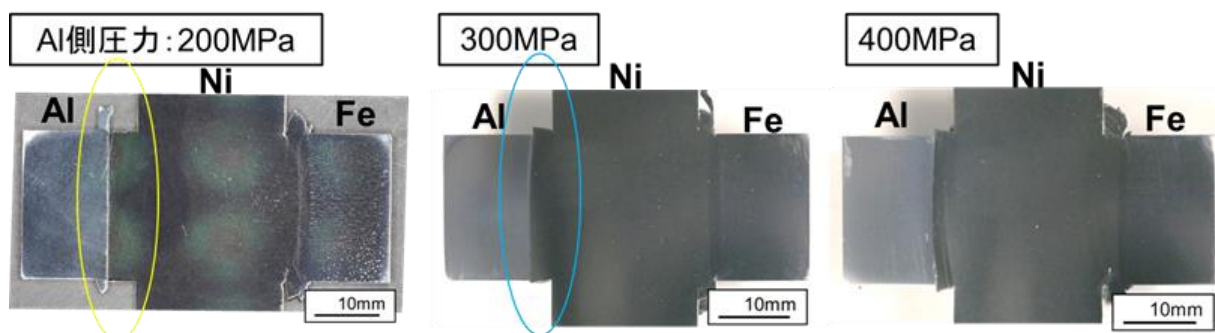


図 3-2.2.11-2-51 マルチマテリアル LFW 継手の断面マクロ写真

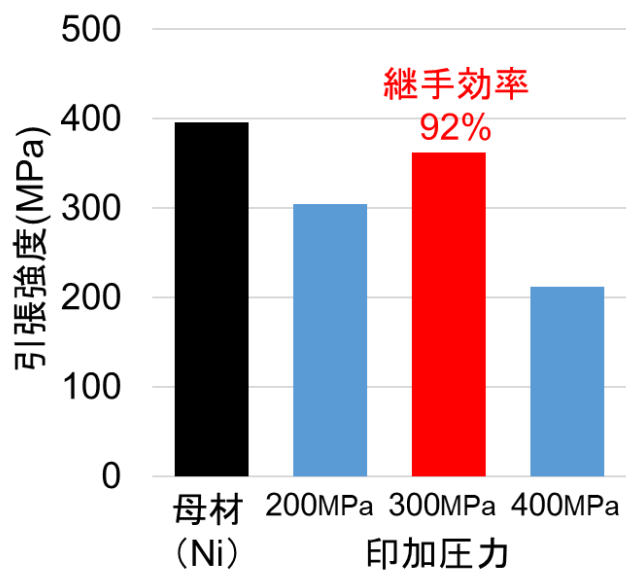


図 3-2.2.11-2-52 マルチマテリアル LFW 継手引張試験結果

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.11-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その 他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2016FY	0	2	13	2	0	1	0	4	1
2017FY	1	1	20	1	0	1	1	5	2
2018FY	10	5	49	0	0	0	1	3	1
2019FY	16	2	54	10	0	0	0	5	1
2020FY	13	0	16	5	0	2	0	4	1
2021FY	15	1	27	3	0	2	1	7	2
2022FY	12	0	21	1	0	1	1	1	2
合計	67	11	200	22	0	7	4	29	10

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.11-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2016FY	3	0	0
2017FY	0	0	3
2018FY	4	0	0
2019FY	3	4	4
2020FY	0	3	3
2021FY	0	5	0
2022FY	0	1	0
合計	10	13	10

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

### 2.2.11.3 参考文献

- 2-1) 青木祥宏ら：“中炭素鋼の低温線形摩擦攪拌接合” 鉄と鋼, Vol 103, No.7, (2017), P422-428
- 2-2) R.Kuroiwa, H. Liu, Y. Aoki, S. Yoon, H. Fujii, G. Murayama and M. Yasuyama: “Microstructure control of medium carbon steel joints by low-temperature linear friction welding”, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 25, No. 1, (2020), p.1-9
- 4-1) N. Yurioka, O. Okumura, T. Kasuya and H.J.U. Cotton: Prediction of HAZ hardness of transformable steels, Metal Constr., 19 (1987), 217R-223R.
- 5-1) 藤井英俊、鉄鋼材料の摩擦攪拌接合（FSW）の現状、溶接技術、53 巻 12 号、(2005) p.60-67
- 5-2) 宮坂史和、粒子法による摩擦攪拌接合の数値解析技術の開発、溶接学会誌、88 巻 3 号、(2019) p.28-30
- 8-1) Ninshu Ma, Peihao Geng, Yunwu Ma, Katsushi Shimakawa, Jeong-Won Choi, Yasuhiro Aoki, Hidetoshi Fujii, Thermal-mechanical coupling analysis and strength assessment of friction lap spot joining of A6061 alloy and carbon fiber reinforced polymer, Journal of Materials Research and Technology, Vol.12(2021) 1777-1793.
- 8-2) Peihao Geng, Ninshu Ma, Hong Ma, Yunwu Ma, Kazuki Murakami, Huihong Liu, Yasuhiro Aoki, Hidetoshi Fujii, Flat friction spot joining of aluminum alloy to carbon fiber reinforced polymer sheets: Experiment and simulation, Journal of Materials Science & Technology, 107-4 (2022), 266-289.
- 8-3) Peihao Geng, Masashi Morimura, Hong Ma, Yunwu Ma, Ninshu Ma, Huihong Liu, Yasuhiro Aoki, Hidetoshi Fujii, Guoliang Qin, Elucidation of intermetallic compounds and mechanical properties of dissimilar friction stir lap welded 5052 Al alloy and DP590 steel, Journal of Alloys and Compounds, v906 (2022) 164381, 1-17.
- 8-4) Peihao Geng, Ninshu Ma, Yunwu Ma, Yasuhiro Aoki, Huihong Liu, Hidetoshi Fujii, Chuantong Chen, Effects of rotation tool-induced heat and material flow behaviour on friction stir lapped Al/steel joint formation and resultant microstructure, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 174 (2022) 103858.

2.2.12 [テーマ番号 55] 「マルチマテリアル接合技術の基盤研究 (FS 研究)」  
(2018 年度)

2.2.12.1 テーマの概要

(1)背景と目的

「革新的新構造材料等研究開発」プロジェクトでは、高強度で成形加工性に優れる超ハイテン材、アルミ・マグネ材、熱可塑性 CFRP を主体とした革新的な材料開発を行い、それらの開発材料と既存材料を組合せて、自動車軽量化を実現するマルチマテリアル技術の開発に取り組んでいる。

マルチマテリアル設計によって、適材適所に配置された材料組合せに対して、継手部が存在する場合、その部材・部位に要求される接合強度や耐久性を満足する継手性能を確保する必要がある。実用を踏まえると、継手部の信頼性ととも、生産性が高く、低コストの接合技術が求められる。

そこで、マルチマテリアル接合技術の基盤研究 (FS 研究) では、中高炭素鋼の超ハイテン材の接合技術と異材接合技術を確立する上で必要な技術課題を抽出することを目的とする。

(2)目標値

継手性能と生産性の向上、コスト低減には、科学的な裏付けとなる溶接・接合現象の見える化や接合界面の性状などを定量的に理解する必要があり、関連分野の産学官研究者との連携を通して、FS 研究として課題解決へのアプローチを検討する。なお本テーマは 2019 年度からテーマ番号 64 マルチマテリアル接合技術の基盤研究として継続される。

表 3-2.2.12-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
自動車 9 社の共通課題			X 線や放射光、中性子ビームによる抵抗スポット溶接現象のその場観察可能性を明らかにする。	テーマ 64 へ継承
自動車 9 社の共通課題			抵抗スポット溶接部検査装置及び接着部検査装置における検査精度と検査速度の仕様決定。	



異材接合継手の性能比較			アルミ-鋼、アルミ-CFRTP、鋼-CFRTPの組合せについて、抵抗スポット溶接、接着プロセス、摩擦点接合、SPR接合などによる継手の機械的特性の実験データを取得し、マルチマテリアル構造設計技術(CAE)への入力データを揃える。	
継手シミュレーションモデルの開発			アルミ-鋼の摩擦点接合及び接着プロセスのシミュレーションモデルの Ver.0 版完成。	
革新的抵抗スポット溶接技術の開発			従来の 5 倍-10 倍の高速インバータ制御電源を用いて電流波形を精密制御することで、高性能の抵抗スポット溶接の効果を確認する。	

### (3)全体計画

#### 課題① 自動車 9 社の共通課題

##### (a) 超ハイテン材を含む鋼板のスポット溶接現象および溶接品質の研究

抵抗スポット溶接の溶接条件とマイクロ組織、継手強度 (TSS,CTS)、残留応力などを実験並びに理論的に解析し、大阪工大、九州工大、大阪大の連携により測定データ活用方法の体系化を推進する。

##### (b) 鉄-アルミの接合技術の開発

鉄-アルミの接合技術として、高性能・高信頼 SPR 技術の開発と抵抗スポット溶接技術の実用化開発の基盤研究を行う。

##### (b-1) SPR による鉄-アルミ接合

SPR 技術では、打点当たりの強度基準、リベット先端形状が接合状態に及ぼす影響、適用可能板組の範囲などが明確でない。そこで、豊橋技科大は SPR 実験を行い、インターロック量と強度との相関を検討し、信頼性向上を検討する。

**(b-2) 抵抗スポット溶接による鉄-アルミ接合**

鉄-アルミの抵抗スポット溶接では材種と板厚を絞り込み、大阪工大、大阪大、群馬大の連携により、ナゲット径と接合界面の金属間化合物の種類・分布に及ぼす影響を明らかにする。大阪工大は鉄-アルミの板組に対して、抵抗スポット溶接条件（加圧力・電流波形）を変え、接合実験を行う。チリ及び溶接欠陥発生の有無、欠陥が発生する場合、ブローホールや割れなどの種類を整理する。そして、溶接欠陥が発生しない条件におけるナゲット径と溶接条件の関係を明らかにする。大阪大は、接合時間を変化させ、接合界面の時間的変化を調べ、界面の溶融を伴わない拡散接合による界面形成とスポット溶接による溶融プロセスとの比較を通して、ナゲットおよび金属間化合物の形成現象を検討する。群馬大は、各種分析技術を駆使して、鉄-アルミ接合の金属組織や IMC の解析を行い、接合箇所の信頼性評価を行う。

**(c) 接合部検査装置の開発**

FS では抵抗スポット溶接と接着接合を対象として、超音波検査手法と赤外線サーモグラフィ法を取りあげ、東北大と神戸大の連携により、次世代の薄板接合部検査手法の検討を行う。薄板接合部の非破壊検査に関する研究開発は、世界的にも十分とは言えず、検査精度と検査速度の開発状況を分析し、装置仕様策定に向けた検討を行う。

**課題② 異材接合継手の性能比較**

2013 年度以降、様々な異材接合プロセスの研究開発が進められており、実用技術として本事業に最適な方法を FS でスクリーニングすることを目的とする。ISMA 本部より試験片材料を調達し、分担研と再委託先に配布する。次に、それぞれの機関で研究開発している接合プロセスを適用して、接合実験を行い、接合試験片を作成する。

その後、分析センターにて接合強度と耐久性を調査する。なお、分担研および再委託先が担当する接合プロセスは、表 3-2.2.12-2 に示す通りである。

**表 3-2.2.12-2 異材接合プロセスと担当機関**

		異材組合せ		
		アルミ/鋼板	アルミ/CFRTP	鋼板/CFRTP
溶融接合	抵抗スポット溶接	分:マツダ		
	コアキシャル抵抗スポット接合		外	外
	レーザー溶着プロセス			分:IH
ろう接	レーザーろう付け	再:阪大		
固相接合・ 界面接合	FSSW	分:川重 再:豊橋技科大	分:マツダ	
	超音波接合	再:東北大		
	電磁圧接	再:東工大		
	金属塩生成接合法	再:群馬大		
接着接合	接着プロセス			分:IH 再:群馬大
	ウェルドボンド	再:群馬大		
機械締結	セルフピアシングリベット(SPR)	再:豊橋技科大	再:豊橋技科大	再:豊橋技科大
	クリンチング(CJ)	再:豊橋技科大	再:豊橋技科大	再:豊橋技科大
	パンチングかしめ		外	外
	レーザーリベット接合	外		
	アークエレメント接合	分:神鋼		

分:分担研、再:再委託、外:外注

### 課題③ 継手シミュレーションモデルの開発

#### (a) 摩擦点接合(FSSW)継手モデル

FSSW プロセスは、自動車部材のアルミ同士およびアルミ-鉄の特定箇所の接合に適用されている。しかし、マルチマテリアル接合技術として実装するためには、構造設計から選定されたアルミと鋼板の材種や板組に応じて、構造体として要求される条件を満足する継手性能を確保する必要がある。接合実験とともにシミュレーションモデルを構築し、ツール形状も含めた接合条件を最適化する必要がある。一方、構造設計 CAE システムには、材料性能データとともに継手性能モジュールが必要となる。現時点において固相状態の摩擦点接合によってもアルミ-鉄の接合界面には脆い金属間化合物(IMC)が生成することが明らかとなっており、モデル化にあたっては IMC の機械的特性を実験的に求める必要がある。継手箇所となるアルミ、鉄、IMC の応力-歪関係を踏まえたモデルの構築を目指す。

#### (b) 接着継手モデル

接着プロセスを構造材料の接合方法として確立するため、接合界面強度を低減させる構造の最適化手法を構築し、構造設計のための多軸応力接合強度則を確立する。

### 課題④ 革新的スポット溶接技術の開発

抵抗スポット溶接は、日米欧のいずれにおいても、確立された点溶接法とされ、広く利用されている。軽量化に向けて、超ハイテン材やアルミ、異材接合への適用ニーズが高まっているが、現状では電源性能から適用範囲に限界がある。最近、従来のインバータ電源の 5~10 倍の速度で動作する高速インバータ電源が開発されたので、これを抵抗スポット溶接機の電源として装備し、電流波形を精密制御することで得られる溶接性能の向上効果を確認する。

#### (4)実施体制

【委託先】		【再委託先】				
【分担研】		課題①	課題②	課題③	課題④	
新構造材料技術研究組合 (本部)	マツダ株式会社 (広島分室)	大阪大学(廣瀬) (国立大学法人)	●			
	株式会社IHI (横浜磯子分室)	大阪大学(才田) (国立大学法人)		●		
	株式会社神戸製鋼所 (西神分室)	大阪大学(大畑) (国立大学法人)			●	
	川崎重工株式会社 (明石分室)	大阪大学(渋谷) (国立大学法人)			●	
		大阪大学(三上) (国立大学法人)	●			
	豊橋技術科学大学(森) (国立大学法人)	●	●			
	豊橋技術科学大学(福本) (国立大学法人)		●			
	東北大学(三原) (国立大学法人)	●				
	東北大学(佐藤) (国立大学法人)		●			
	群馬大学 (国立大学法人)	●	●			
	大阪工業大学 (学校法人)	●				
	九州工業大学 (国立大学法人)	●				
	神戸大学 (国立大学法人)	●				
	東京工業大学 (国立大学法人)		●			
	富士電機株式会社				●	

図 3-2.2.12-1 実施体制

#### (5)運営管理

課題①では図 3-2.2.12-2 に示すように WG1（鉄/鉄接合）、WG2（アルミ/鉄接合）、WG3（非破壊検査）の3グループに分け、自動車9社（トヨタ、日産、ホンダ、マツダ、スバル、ダイハツ、三菱、スズキ、いすゞ）から成る ISMA 継手仕様検討委員会と意見交換しながら、生産現場で使える実用技術の確立に向けて、それを支える基盤研究を実施した。WG1~WG3 の研究実施にあたっては ISMA 本部が進捗を見ながら、2-3 か月ごとに会合を持ち、グループ内での達成状況などの情報共有を行った。

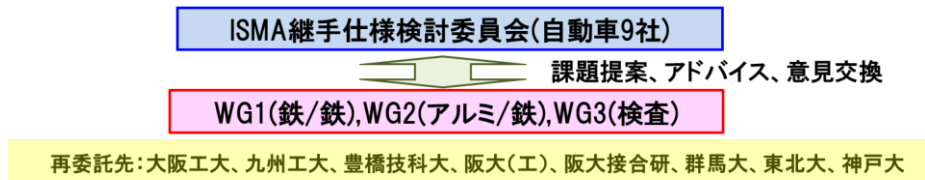


図 3-2.2.12-2 課題①の運営体制

課題②では ISMA 本部において、鋼板、アルミ、CFRTP の接合用の試験片を調達し、表 3-2.2.12-2 に示した分担研、再委託先、外注先に配布する。それぞれの機関で作成

された接合試験片を回収し、ISMA が選定した分析センターにて接合強度と耐久性を試験・調査し、データを ISMA においてまとめる。

課題③および課題④については、ISMA 本部と再委託先との間で 2-3 か月ごとに会合を持ち、進捗および達成状況を確認する。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

本プロジェクトでは車体軽量化に向けて、マルチマテリアル構造に対応する接合技術開発を行っている。具体的には、超ハイテン材同士、鋼材/アルミ、金属/樹脂・CFRTP などをつなぐ接合技術を確立しなければならない。すでに、高級車やスポーツカーにおいてはマルチマテリアル車が実用化されているが、地球環境に大きく影響を及ぼす CO<sub>2</sub> は、世界中を走行する自動車の圧倒的な割合を占める量産車から排出されており、その軽量化技術を早急に確立する必要がある。

図 3-2.2.12-3 は米国における自動車車体に使用されている材料ミックスの実績と予測を示している。2010 年度では、軟鋼やハイテン材などの鋼材使用割合が圧倒的に多かったが、2020 年の時点でアルミ材料を 10%以上使用する予測をしている。北米ではアルミの精錬から圧延加工などの製造規模が大きく、供給量やコスト、自動車業界のリサイクル事情が日本とは異なるが、日本の自動車メーカー各社も欧米を含めてグローバルな生産体制をとっており、今後、量産車へのアルミ材の適用は確実に進展するものとする。一方、引張強度 1000MPa 以上の超ハイテン材の適用も増加する見込みで、2030 年で 55%程度が鋼材、20%程度がアルミ材、10%程度が CFRP を含む複合材料と予測している。

国内でもすでにレクサス LC500h/LC500 などの高級車で、超ハイテン材やアルミ、CFRP などを使用したマルチマテリアル車体が実用化されているが、鋼材/アルミなどの異材接合には SPR・FDS などの機械的締結が行われている。量産車の生産技術としてリベットなどのコストや生産性を考慮すると、抵抗スポット溶接や FSSW、接着などによる異材接合技術を確立する必要があり、この FS 研究を通して、今後の技術的課題を明らかにすることができた。

現在、自動車 1 台当りの CO<sub>2</sub> 排出量規制とともに、鋼材やアルミなどの製鋼・精錬や圧延加工の素材製造から、自動車及びその部品メーカーでの成形加工・部材加工、組立・塗装、製品完成、そして、ユーザによる様々な環境での走行、廃車、リサイクルなどを含めて、トータルで消費するエネルギーや CO<sub>2</sub> 排出量を評価する LCA(Life Cycle Assessment)が SDGs (Sustainable Development Goals) とも関連し、今後、製品価値を判断する要素の一つとして、重要な指標になると考えられる。したがって、今後の材料選択の視点が従来の比重や強度特性に加えて、LCA 性能にも考慮する必要があり、材料開発にも影響すると考えられる。そのため、異材接合の技術手法の開発だけでなく、接合界面における強度発現機構を明らかにすることで、今後開発される材料にも対応可能な基盤研究をさらに進める必要がある。

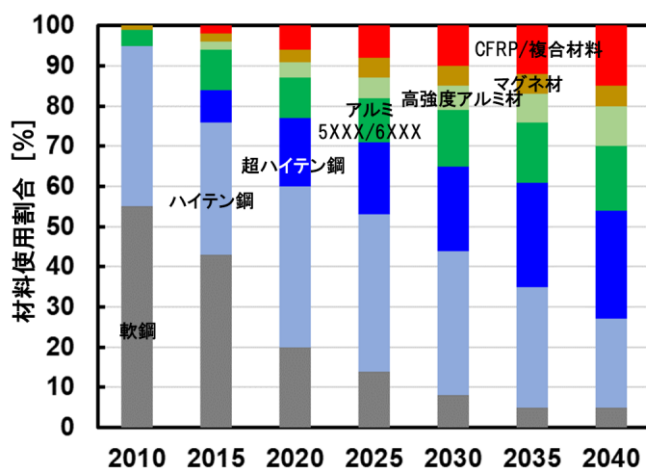


図 3-2.2.12-3 米国における自動車車体における材料ミックスの実績と予測

## 2.2.12.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.12-3 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成度※	未達の場合 原因と解決方針
自動車 9 社の共通課題	X 線や放射光、中性子ビームによる抵抗スポット溶接現象のその場観察可能性を明らかにする。 (2018 年度)	溶融部の対流挙動をその場観察するため、SPring-8 で透過画像を取得した。W 粒子をトレーサとして抵抗スポット溶接を実施した後のナゲット内部の W 粒子の分散状況が掴めた。	○	
自動車 9 社の共通課題	抵抗スポット溶接部検査装置及び接着部検査装置における検査精度と検査速度の仕様決定。 (2018 年度)	FS 研究では市販の超音波検査装置およびサーモグラフィ、磁気検査装置を用いて、ナゲットサイズの異なる抵抗スポット試験片、充填幅の異なる接着試験片を作成し、検査精度を明らかにした。	○	
異材接合継手の性能比較	アルミ-鋼、アルミ-CFRTP、鋼-CFRTP の組合せについて、抵抗スポット溶接、接着プ	アルミ-鋼板の組合せではパネル 2 枚組、骨格 2 枚組の引張せん断強さ (TSS)、十字引張強さ (CTS)、引張せん断モー	○	

	ロセス、摩擦点接合、SPR 接合などによる継手の機械的特性の実験データを取得し、マルチ材料構造設計技術(CAE)への入力データを揃える。(2018年度)	ドの疲労特性を調べ、各接合プロセスの継手性能を明らかにした。 アルミ-CFRTP、鋼板-CFRTPではTSS、CTS並びに環境暴露試験を行い、各接合プロセスの継手性能を明らかにした。		
継手シミュレーションモデルの開発	アルミ-鋼の摩擦点接合及び接着プロセスのシミュレーションモデルのVer.0版完成。(2018年度)	FSSWでは接合継手のアルミ母材、接合界面領域の特性を考慮し、マルチ破壊モデルを開発した。シミュレーションによる計算結果は実験結果を表現できた。接着接合については、多軸応力下での破損則に基づいた接着界面形状の最適化手法を構築し、実構造を想定した多段折曲げ平板接着試験片の強度評価した。	◎	
革新的抵抗スポット溶接技術の開発	従来の5倍-10倍の高速インバータ制御電源を用いて電流波形を精密制御することで、高性能の抵抗スポット溶接の効果を確認する。(2018年度)	短時間溶接が可能な高電流短時間スポット溶接用電源、トランスを開発した。IGBTを用いたインバータと10kHzの高周波トランスを構成要素として、25kAまでの高電流溶接、1ms単位の精密な電流制御を可能にした。 1.2GPa級鋼板のナゲット部靱性の向上のため、後熱処理(マルテンパ処理)を検討し、溶接時間0.5秒内で、CTSの向上とプラグ破断を達成した。	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### 課題① 自動車 9 社の共通課題

#### (a) 超ハイテン材を含む鋼板のスポット溶接現象および溶接品質の研究

##### (a-1) 超ハイテン鋼板の抵抗スポット溶接部に生じる LME 割れの発生現象と抑制方法

自動車構造用鋼板は、防錆効果などを期待した合金化溶融亜鉛メッキ処理が施されることが多い。この合金化溶融亜鉛メッキを施した超ハイテン鋼板において、抵抗スポット溶接を行った場合、その溶接部において LME (Liquid Metal Embrittlement) 割れと呼ばれる、継手表面およびシートセパレーション近傍において割れが生じることがある。この割れは溶接部に存在する亜鉛が、溶接時の熱サイクルによって材料中に浸漬するとともに、溶接時になんらかの力が加わることによって割れに至るものとして考えられており、継手強度の低下を招く恐れがあることから、その抑制が求められている。

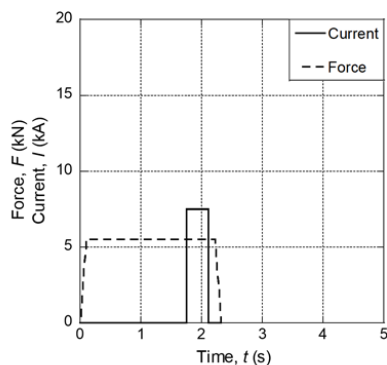
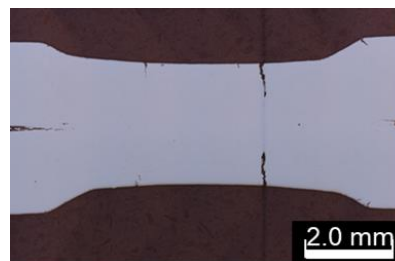
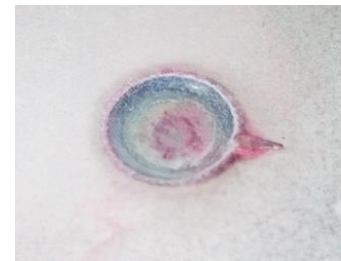


図 3-2.2.12-4 抵抗スポット溶接時の溶接波形の例



(a) 溶接部断面



(b) 溶接部表面

図 3-2.2.12-5 超ハイテン鋼板の抵抗スポット溶接に発生する LME 割れ

供試材料には板厚 2.0 mm の 1180 MPa 級超ハイテン鋼板を用いて、抵抗スポット溶接継手を作製した。電極形状は DR6 形の銅製電極を用い、インバータ直流電源を用いて、図 3-2.2.12-4 に示す溶接波形(溶接電流と加圧力の時間的変化)により施工を行った。ナゲット直径は板厚に対する大きさとして  $5\sqrt{t}$  (約 7 mm) となるように、溶接波形を調整した。

電流波形や加圧力の選定によっては、図 3-2.2.12-5(a)の接合部断面に示すように、継手表面から内部にかけて割れが生じる。継手の上側および下側からの大きな割れ以外にも、細かな割れが継手表面において散見される。また図 3-2.2.12-5(b)は継手表面における割れ状況について、カラーチェックを行った結果を示す。LME 割れは圧痕中央および近傍において、環状に生じていることがわかる。

そこで、LME 割れ抑制について加圧力と電極形状に着目し、実験的検討を行った。ここでは加圧力の影響について述べる。加圧力の変化は溶接部に生じる圧力の変化のみならず電極の接触面積を変化させ、その結果、継手表面の温度分布に変化を生じさせる。図 3-2.2.12-6 に示す通り、加圧力が 3.5 kN の条件においては、3 枚の試験片



のすべてで継手表面から内部にかけて LME 割れが生じているのに対して、5.5 kN の条件においては、LME 割れの存在は確認できない。このことは、継手表面における温度変化が割れ抑制に影響を及ぼしているものと推察できる。

電極形状についても、先端曲率半径が 40 mm と 100mm の DR 形電極を用いて、LME 割れに及ぼす影響を調べた結果、R100 の電極を用いた継手においては、LME 割れの発生は確認できなかった。電極先端曲率を大きくすることで、継手表面において電極との接触面積が増大することから、継手表面の温度上昇が抑制されたことで、LME 割れの抑制に繋がったものと考えられる。

以上から、LME 割れは過大な入熱により生じることが明らかとなり、またその抑制方法としては、継手表面の温度上昇の抑制が有効であることを示した。

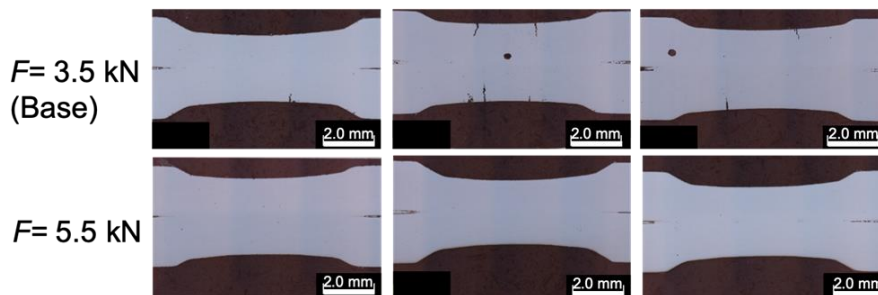


図 3-2.2.12-6 LME 割れに及ぼす加圧力の影響

#### (a-2) 複合荷重試験での高張力鋼板抵抗スポット溶接重ね継手強度

日本工業規格(JIS)では抵抗スポット溶接継手の強度評価法として引張せん断試験(JIS Z 3136)、十字引張試験(JIS Z 3137)が最も汎用な手法として規定されている。実環境では、車体各部位には引張せん断荷重と十字引張荷重が複合した斜め方向の荷重が作用する。そこで、継手強度の荷重角度依存性を調べることにした。

供試材料には高張力鋼板 HT590 (引張強さ 590MPa 板厚 1.0mm、1.6mm)、SPC780 (引張強さ 780MPa 板厚 1.6mm) および軟鋼板 SPHC (引張強さ 312MPa 板厚 1.6mm) を用いた。作製した引張試験片を図 3-2.2.12-7 に示す複合荷重試験用の治具に取り付け、荷重角度を変えて複合荷重試験を行った。なお、試験片は板幅 50mm、板長 150mm の鋼板の端から 50mm 位置を折り曲げてコの字形にした鋼板を背中合わせにして中央を抵抗スポット溶接して作成した。複合荷重試験における荷重角度を  $\theta_1$ 、重ねた 2 枚の鋼板の開き角度を  $\theta_5$  と定義する。開き角度  $\theta_5$  を測定した結果、どの試験片においても荷重角度  $\theta_1$  が大きくなるにつれて開き角度が小さくなる傾向が見られた。

次に、荷重角度  $\theta_1$  の複合荷重試験における最大荷重負荷時の試験片のマクロ力学モデルを図 3-2.2.12-8 に示す。破断箇所に対応する部材 BF に生じる力を  $S_{BF}$  とすると、継手強度  $P_{All}$  は式(1)で与えられる。式(1)より、複合荷重下における継手強度  $P_{All}$  は荷重角度  $\theta_1$  と開き角度  $\theta_5$  によって求められる。

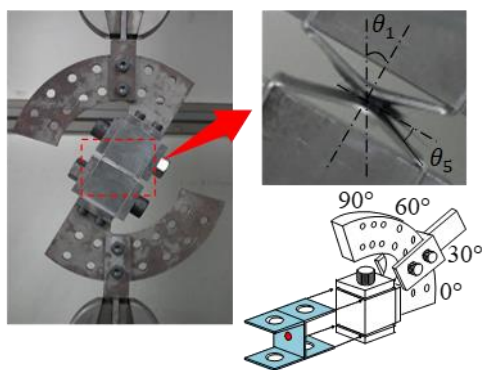


図 3-2.2.12-7 複合荷重試験用治具

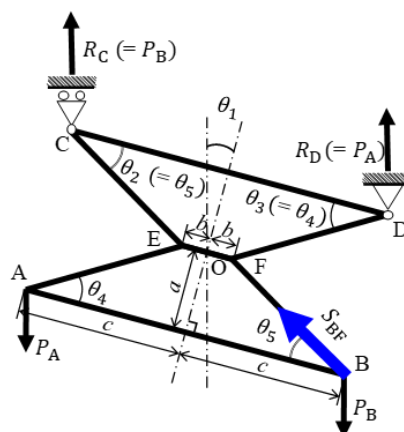


図 3-2.2.12-8 複合荷重試験における最大荷重負荷時の試験片のマクロ力学モデル

$$P_{All} = P_A + P_B = \frac{\sin \theta_5}{\cos \theta_1} \times \frac{2c}{c+a \times \tan \theta_1} \times S_{BF} \quad (1)$$

荷重  $P_{All}$  並びに 2 枚の鋼板の開き角度  $\theta_5$  を測定し、式(1)に代入すると、部材 BF に生じる荷重  $S_{BF}$  を求めることができる。力学モデルでは部材 BF にかかる荷重  $S_{BF}$  がある一定値に達すると継手が破断し、 $S_{BF}$  が荷重角度に因らずほぼ一定値となることを前提としている。図 3-2.2.12-9 に示すように、板厚 1.0 mm の HT590 および板厚 1.6 mm の軟鋼 SPHC での実験では  $S_{BF}$  はほぼ一定値を示していることから上記の前提を支持している。一方、板厚 1.6mm の HT590 および SPC780 に関しては、荷重角度  $\theta_1$  が 75°から 0°に移行するにつれて  $S_{BF}$  が減少する傾向が見られた。これは荷重角度 0°の方が面外変形が大きいことから、部材の曲げが継手強度に影響を与えているためであると考えられ、荷重角度 0°側が  $S_{BF}$  としては小さくなっていると考えられる。板厚が厚く、母材強さが高い材料の継手強度を予測するためには継手方向に作用する荷重だけでなく、曲げを考慮した新たな力学モデルを構築する必要があることを示唆している。

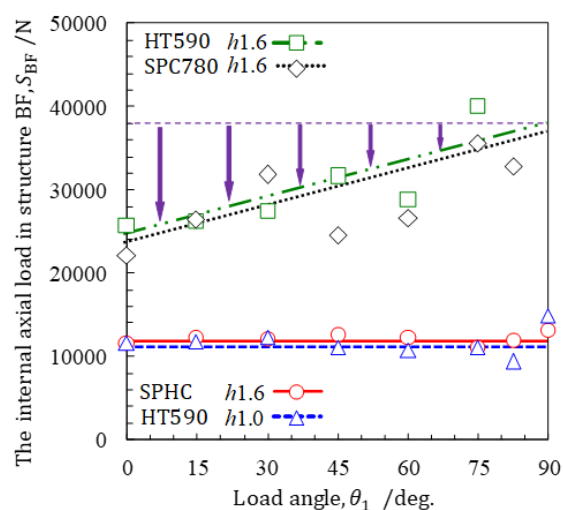


図 3-2.2.12-9 荷重角度と部材 BF にかかる荷重との関係

本研究を通して、全ての試験片において荷重角度が 0°から 90°に移行する際に 30°あたりで継手強度が一旦低下する荷重角度依存性を確認した。また、板厚が厚く、母材強さが高い材料の継手強度はトラス構造の力学モデルで計算される内力では予測できなかった。よって、曲げの影響を考慮した新たな材料力学モデルを構築する必要がある。

### (a-3) 抵抗スポット溶接部たがね試験の数値解析モデルの構築

たがね試験は、製造工程において抵抗スポット溶接部のナゲット寸法などを確認す

るため、国内の自動車メーカーで広く利用されている。しかし、たがね試験によって抵抗スポット溶接部にどのような変形や応力・ひずみ分布が生じるのかという基本的な挙動が明らかではなく、試験・検査の位置付けが不明確なまま利用されているといえる。そこで本 FS 研究では、たがね試験を対象とした数値解析モデルを構築した。鋼板の強度レベルを変化させ、同一条件でたがねを挿入した場合に抵抗スポット溶接部に生じる応力・ひずみ分布について比較・考察を行った。

製造工程で実施されるたがね試験を想定し、抵抗スポット溶接継手を作製し、たがね試験を実施した。抵抗スポット溶接継手の形状および寸法を図 3-2.2.12-10 に示す。板長 ( $L$ ) 100 mm、板幅 ( $W$ ) 30 mm、板厚 ( $t$ ) 1.0 mm の鋼板 2 枚を 2 点で抵抗スポット溶接した継手である。鋼材は、引張強さ 270 MPa 級鋼 (SPC270)、590 MPa 級鋼 (SPC590)、980 MPa 級鋼 (SPC980) の 3 種類を用いた。抵抗スポット溶接により形成するナゲット径のねらいは、 $3\sqrt{t}$  および  $4\sqrt{t}$ 、すなわち 3 mm および 4 mm とした。

たがねの挿入量と鋼板間の開口量の関係を図 3-2.2.12-11 に示す。グラフの凡例は、(鋼板強度) - (狙いナゲット径) - (2 体の継手 A、B) を示す。母材強度が低く、たがねの挿入量が多いほど開口量が大きくなっていることがわかる。

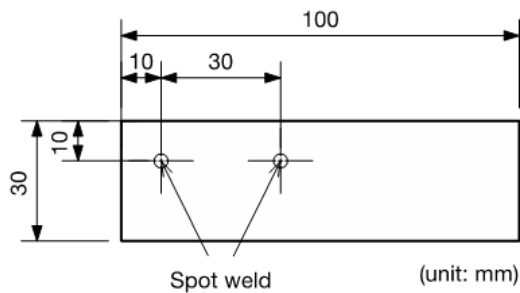


図 3-2.2.12-10 抵抗スポット溶接継手の形状および寸法

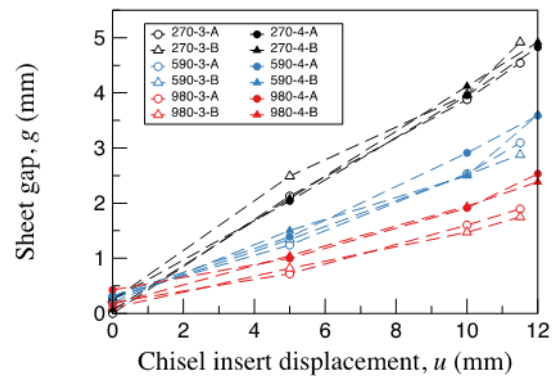


図 3-2.2.12-11 たがね挿入量と鋼板開口量の関係

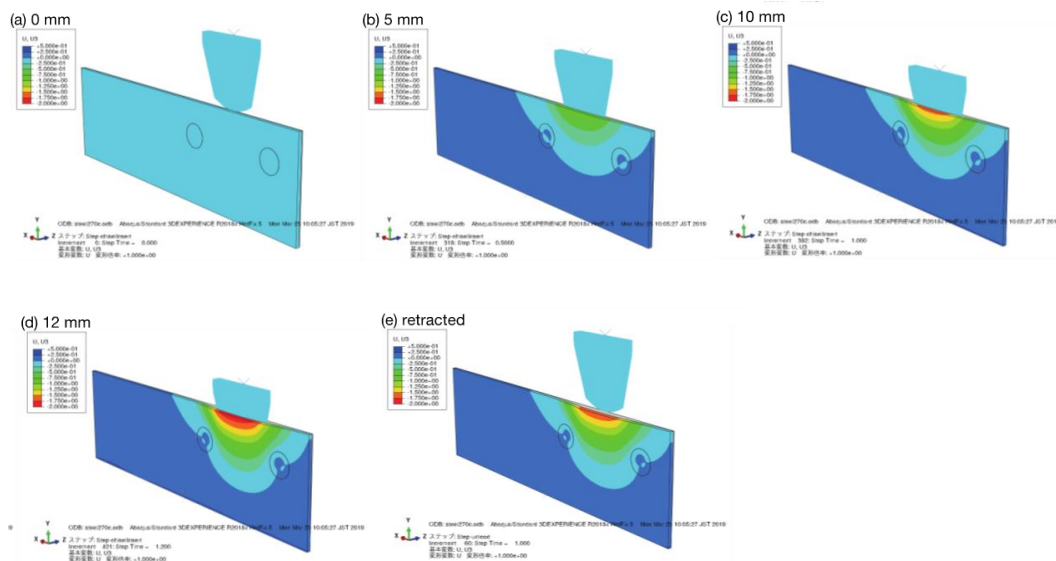


図 3-2.2.12-12 たがね試験時の変形挙動の数値解析結果 (SPC270 の例)

次にたがね試験を模擬した数値解析モデルを構築した。ここでは、一例として、SPC270 の継手のたがね試験時の変形挙動の数値解析結果を図 3-2.2.12-12 に示す。たがねの挿入量が 0 mm（初期状態）、5 mm、10 mm、12 mm（ナゲット下端）、および、たがね引き抜き後の継手形状を示している。コンター表示した分布は継手の板厚方向の変位量であり、たがねの挿入によって板が張り出すと負の値の変位が生じる。

たがね試験時の鋼板の開口挙動を図 3-2.2.12-13 に示す。たがね挿入位置、すなわち、2 点の抵抗スポット溶接部の間における鋼板間の間隙の変化量を示す。挿入開始からナゲット下端（挿入量 12 mm）に達するまでは、鋼板とたがねが常に接触しているため、たがねのテーパに応じた強制的な変位による開口が生じると考えられ、鋼板の強度レベルによらずほぼ等しい開口量が生じている。

たがねの挿入量が 12 mm に達した後、引抜きを開始すると、鋼板の開口量が減少に転じる。このときの傾きは、その直前までの傾きとは正負が逆転しており、たがねのテーパ部分に接触しながら閉口が進んでいるものと考えられる。そして、引抜き途中のある段階で鋼板とたがねとの接触が解消され、引抜き後も残留する開口量となることが分かる。

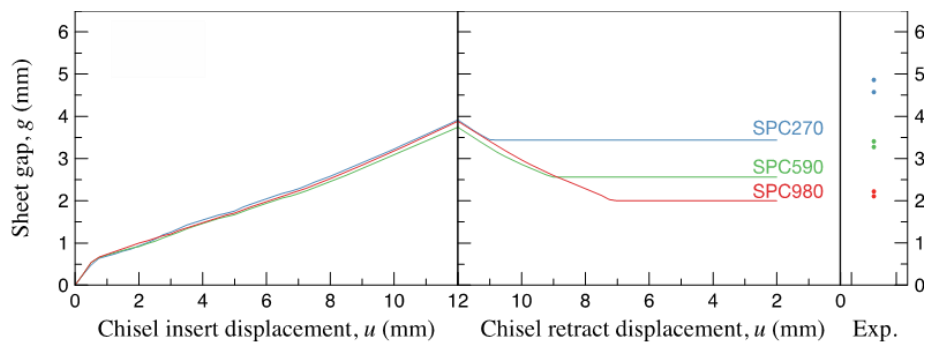


図 3-2.2.12-13 たがね試験時の鋼板の開口量の履歴

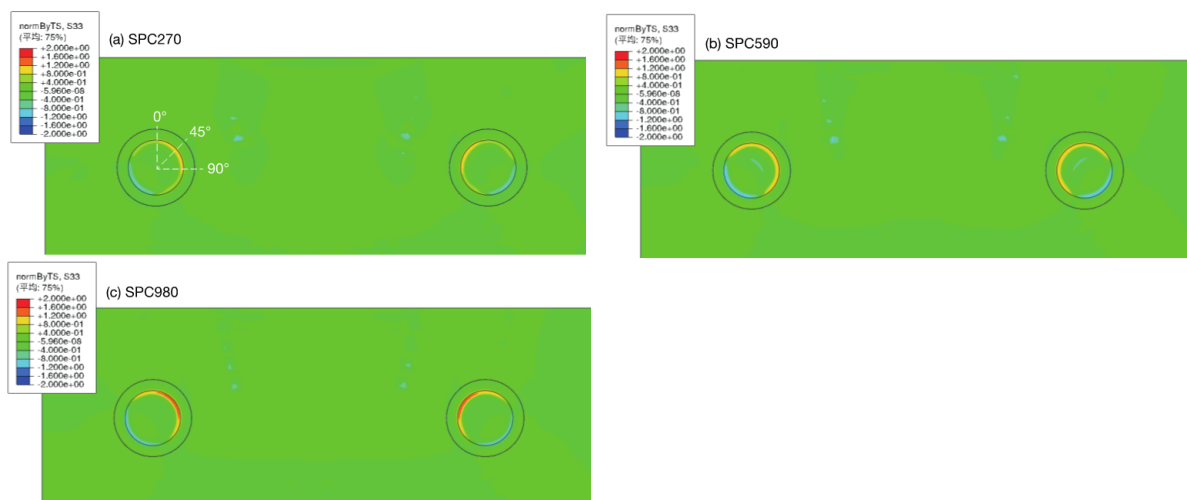


図 3-2.2.12-14 たがね挿入時の板厚方向応力  $\sigma_z$ /引張強さ  $\sigma_T$  の分布（挿入量 12 mm）

図 3-2.2.12-13 の右端には、たがね試験(実験)において 12 mm 挿入後に引き抜いた場合の開口量の測定結果を示している。なお、図 3-2.2.12-11 に示した実験結果は、たがねを

一定量挿入して引き抜いた場合に残留する開口量であり、**図 3-2.2.12-13** に示した数値解析結果の履歴とは対応しない。今後、挿入量を変化させた条件で数値解析を行い、残留する開口量を評価する必要がある。

たがねの挿入量が 12 mm の段階での応力分布を**図 3-2.2.12-14** に示す。ここでは、板厚方向の応力成分を鋼板の引張強さで正規化した値 ( $\sigma_z/\sigma_T$ ) を示している。図は数値解析モデルの対称面から見た状態であり、ナゲット部の板厚方向の中央断面に相当する。45°位置の値がやや大きい傾向はあるが、ナゲット部外周に沿って高応力域が広く分布している。

たがね試験を対象とした数値解析モデルに関しては、実験条件および結果をふまえた詳細化が必要な部分は残るものの、基本的な手法としては構築することができた。さらに、構築した数値解析手法を用いて、鋼板の強度レベルを変化させ、同一条件でたがねを挿入した場合に抵抗スポット溶接部に生じる応力・ひずみ分布を明らかにした。現時点では強度レベルの影響を相対的に比較したことに留まるが、このような基本的な情報すらも、従来明らかにされておらず、本 FS 研究で構築した手法を引き続き発展させて、たがね試験の位置付けを力学的な観点から明確にすることにつなげることができると考えられる。

## (b) 鉄-アルミの接合技術の開発

### (b-1) SPR による鉄-アルミ接合

自動車車体の軽量化に向けて高張力鋼板やアルミニウム材の適用が拡大している。一般的な鋼板同士の接合には抵抗スポット溶接が用いられているが、鋼板とアルミニウム材の融点は異なるために溶接が難しく、機械的接合であるセルフピアスリベティング (SPR) が用いられている。SPR では材料の板厚、延性、組合せによって接合性が異なる。本 FS 研究では、SPR アルミニウム鋳物と高張力鋼板の接合性を調査した。ダイ形状とリベットの影響を調査するとともに、接合できた条件では接合強度を評価した。

アルミニウム鋳物-高張力鋼板の SPR プロセスを**図 3-2.2.12-15** に示す。SPR では、押し込まれたリベットが上板を貫通したのちに下板内部で広がり、引っ掛かりであるインターロック  $\Delta x$  を形成して板材を接合する。**図 3-2.2.12-15 (a)** に示す上板：高張力鋼板、下板：アルミニウム鋳物の組合せでは、硬い鋼板を貫通した後に厚いアルミニウム鋳物内で破断を生じずにインターロックを形成する。一方、上板をアルミ鋳物にした組合せでは、**図 3-2.2.12-15(b)** に示すように軟質で厚い上板をリベットで貫通させて薄い鋼板内でインターロックを形成する。

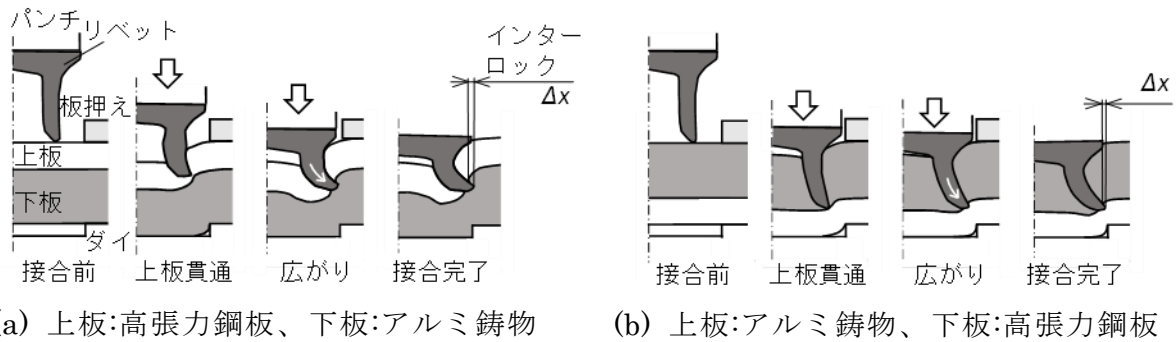


図 3-2.2.12-15 アルミニウム鋳物と高張力鋼板の SPR プロセス

表 3-2.2.12-4 接合板材の機械的性質

板材	公称板厚	板厚 [mm]	引張強さ [MPa]	伸び [%]	絞り [%]
アルミニウム鋳物 AC-T5		2.85-3.05	272	7.6	13
		3.85-4.25	276	8.1	16
590MPa級鋼板		1.60	633	24	49

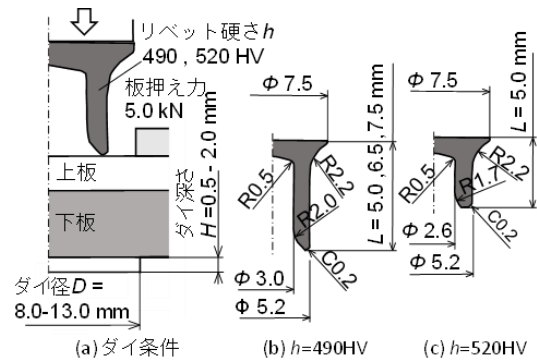


図 3-2.2.12-16 接合条件

アルミニウム鋳物 AC-T5 は、公称板厚が  $t=3\text{mm}$  と  $4\text{mm}$  であり、鋼板は  $1.6\text{mm}$  厚さの  $590\text{MPa}$  級である。引張試験により求めた板材の機械的特性を表 2.7.13-4 に示す。接合条件を図 3-2.2.12-16 に示す。リベット長さ  $L$  と硬さ  $h$  を変化させて上板の貫通を行った。また、ダイ径  $D$  とダイ深さ  $H$  を変化させて材料流動を制御した。リベットはリベットと上板の上面が一致するまで  $80\text{mm/s}$  で押し込んだ。

$L=5\text{mm}$ 、 $h=490\text{HV}$  における高張力鋼板-アルミニウム鋳物の接合性に及ぼすダイ形状の影響を図 3-2.2.12-17(a) に示す。 $t=3\text{mm}$  と  $4\text{mm}$  のいずれも浅いダイでは上板を貫通できず、深くすると延性の低いアルミニウム鋳物の下板下面においてクラックが生じており、接合できていない。次に上板を貫通し、下板の変形を減らすために硬いリベットを用いた  $h=520\text{HV}$ 、 $L=5\text{mm}$  における接合性を図 3-2.2.12-17(b) に示す。硬いリ

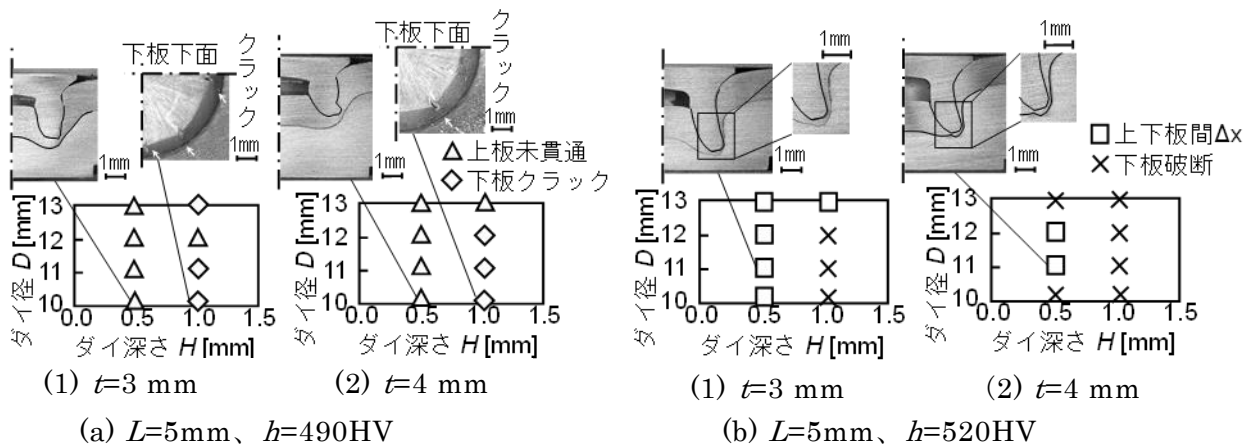


図 3-2.2.12-17 高張力鋼板(上板)-アルミ鋳物(下板)の接合性に及ぼすダイ形状の影響

ベットを用いても上板が貫通できなかったが、下板内でリベット先端が広がり、上下板間にインターロックが形成されて接合している。

接合できた高張力鋼板-アルミニウム鋳物における接合荷重を図 3-2.2.12-18 に示す。 $t=3\text{mm}$  の引張せん断強さ(TSS)と十字引張強さ(CTS)はそれぞれ 6.7kN と 1.9kN であり、十字引張では下板のたわみにより引抜けが早期に生じたために低下した。 $t=4\text{mm}$  では下板のたわみが減少して、TSS と CTS はそれぞれ 7.9kN と 4.7kN に増加した。

次に、アルミニウム鋳物(上板)-高張力鋼板(下板)の接合性を調査した。 $L=6.5\text{mm}$ 、 $h=490\text{HV}$  におけるアルミ鋳物-高張力鋼板の接合性に及ぼすダイ形状の影響を図 3-2.2.12-19(a)に示す。 $t=3\text{mm}$  では、ダイ直径が大きく、ダイ深さが小さい範囲で接合しており、その他では下板が破断している。 $t=4\text{mm}$  ではリベットが上板を貫通できず分離、もしくは、下板の破断が生じて接合できなかった。 $t=4\text{mm}$  では上板が貫通できなかった条件が多かったためにリベットを長くした。

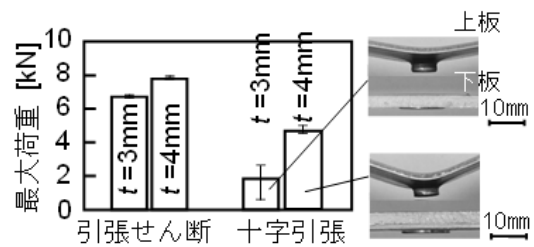


図 3-2.2.12-18 高張力鋼板(上板)/アルミ鋳物(下板)の SPR 継手の TTS と CTS ( $D=11\text{mm}$ 、 $H=0.5\text{mm}$ 、 $L=5.0\text{mm}$ 、 $h=520\text{HV}$ )

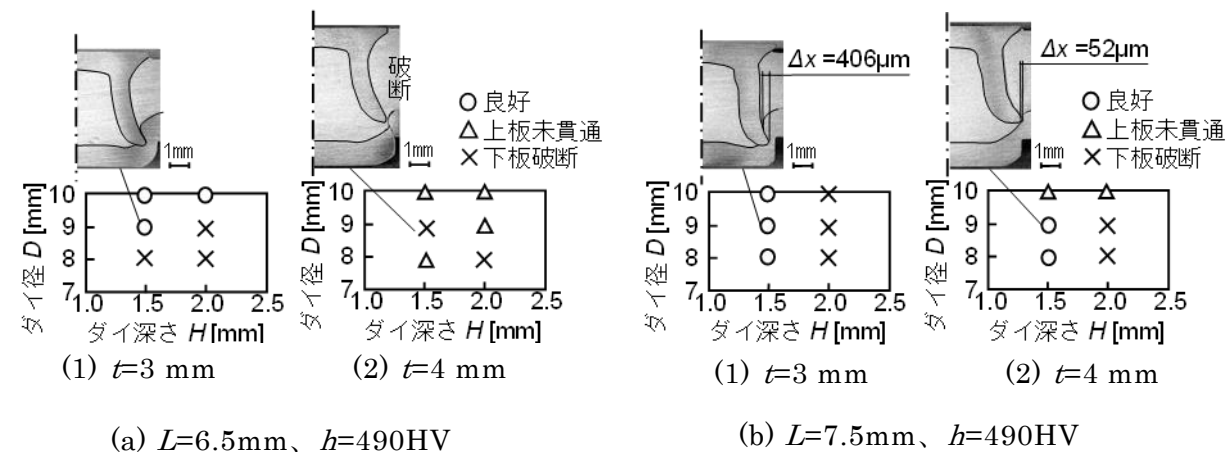


図 3-2.2.12-19 アルミ鋳物(上板)-高張力鋼板(下板)の接合性に及ぼすダイ形状の影響

$L=7.5\text{mm}$ 、 $490\text{HV}$  における接合性に及ぼすダイ形状の影響を図 3-2.2.12-19(b)に示す。長いリベットにより  $t=3\text{mm}$  では  $H=1.5\text{mm}$  で接合ができ、 $t=4\text{mm}$  では  $D=8, 9\text{mm}$ 、 $H=1.5\text{mm}$  において上板を貫通し  $52\mu\text{m}$  のインターロックを形成して接合できており、本条件では  $t=3\text{mm}$  と  $4\text{mm}$  のいずれも接合できる。

アルミニウム鋳物-高張力鋼板における接合

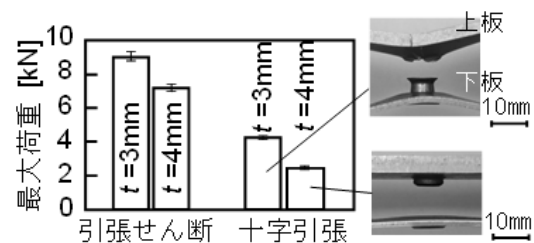


図 3-2.2.12-20 アルミ鋳物(上板)/高張力鋼板(下板)の SPR 継手の TTS と CTS ( $D=9\text{mm}$ 、 $H=1.5\text{mm}$ 、 $L=7.5\text{mm}$ 、 $h=490\text{HV}$ )

荷重を図 3-2.2.12-20 に示す。 $t = 3\text{mm}$  では、リベットが下板深くまで進入しており、引張せん断荷重と十字引張荷重はそれぞれ  $9.0\text{kN}$  と  $4.1\text{kN}$  であった。 $t = 4\text{mm}$  では、インターロックが小さいためにそれぞれ  $7.1\text{kN}$  と  $2.5\text{kN}$  に低下した。

以上をまとめると、上板:高張力鋼板-下板:アルミ鋳物では、浅いダイと硬いリベットを用いることで下板破断を抑制するとともに上下板間のインターロックを形成して接合できた。一方、上板:アルミ鋳物-下板:高張力鋼板では、長いリベットにより厚い上板を貫通させて  $3\text{mm}$  から  $4\text{mm}$  厚さの上板を同じ条件で接合できた。

### (b-2) 抵抗スポット溶接による鉄-アルミ接合

鉄-アルミの抵抗スポット溶接では材種と板厚を絞り込み、ナゲット径と接合界面の金属間化合物の種類・分布に及ぼす影響を明らかにする。鉄-アルミの板組に対して、抵抗スポット溶接条件（溶接電流・加圧力）を変えて接合実験を行うとともに、ナゲット径と溶接条件の関係を明らかにする。接合継手を対象にした金属間化合物 (IMC) の形成現象を検討するとともに、鉄-アルミ接合の IMC に着目した金属組織の解析を行い、接合箇所の信頼性評価を行う。以上に基づき、マルチマテリアル構造設計技術 (CAE) 開発に繋がる知見を得る。

接合対象材料として、合金化溶融亜鉛めっき鋼板 GA590（以下 GA 鋼）と時効硬化型アルミニウム合金（以下 A6061）を用いた。後述の評価方法に対応させて、供試材寸法を、引張せん断試験用： $1.2\text{mm}^t \times 100\text{mm}^l \times 30\text{mm}^w$ 、十字引張試験用： $1.2\text{mm}^t \times 100\text{mm}^l \times 50\text{mm}^w$ 、断面観察用： $1.2\text{mm}^t \times 50\text{mm}^l \times 50\text{mm}^w$  とした。図 3-2.2.12-21 に示すとおり、スポット溶接には電極径  $25\text{mm}$  または  $40\text{mm}$  のラジラス型、そして電極径  $40\text{mm}$  のドームラジラス型の計 3 種類の Cr-Cu 系電極を用いた。以下、それぞれを R25 電極、R40 電極、および DR 電極と呼称する。溶接時に下側に配置する Al 合金板は、表面を事前にワイヤブラシで磨き、20 秒経過してから鋼を上側に配置し、電流値 ( $12\text{--}20\text{kA}$ ) および加圧力 ( $4.5\text{--}5.5\text{kN}$ ) を変化させて溶接を実施した。

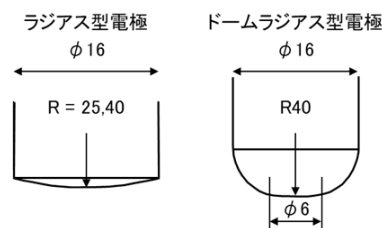
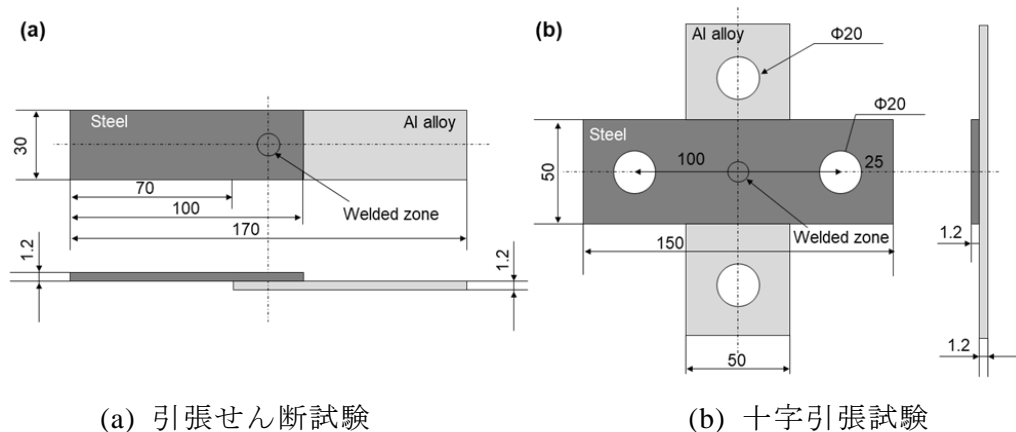


図 3-2.2.12-21 実験に使用した溶接電極形状

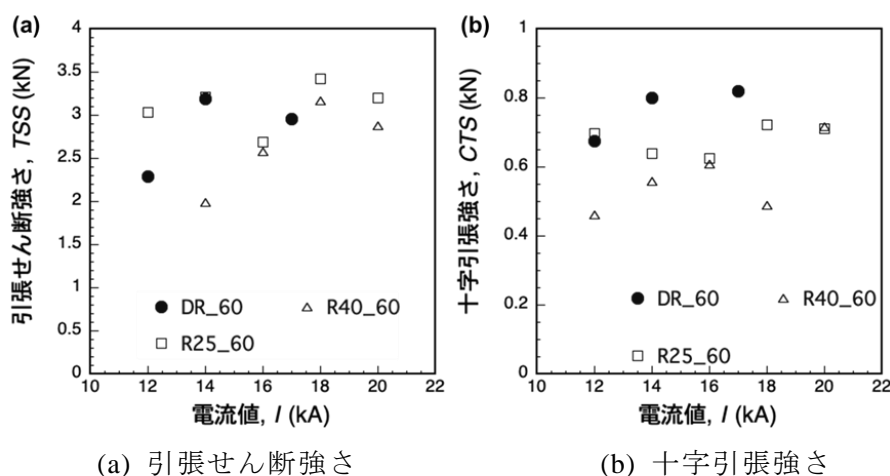
各種溶接条件で作製した接合体の強度評価には引張せん断試験ならびに十字引張試験を実施し、引張せん断強さ (TSS : Tensile Shear Strength) と十字引張強さ (CTS : Cross Tension Strength) を求めた。これは自動車車体における一般的な強度評価手法である。図 3-2.2.12-22 に各強度評価に用いた試験片形状と寸法を示す。





(a) 引張せん断試験 (b) 十字引張試験

図 3-2.2.12-22 各強度評価手法における試験片形状および寸法



(a) 引張せん断強さ (b) 十字引張強さ

図 3-2.2.12-23 各種電極を用いたスポット溶接継手の強度と電流値の関係

図 3-2.2.12-23 に加圧力 5.0kN における電流値と TSS 並びに CTS との関係を示す。TSS および CTS のいずれにおいても、R40 電極に比べて R25 電極では高い強度が得られた。

次に接合部の断面観察を行った。各電極を用いて作製した継手断面マクロ写真を図 3-2.2.12-24 に示す。各継手のアルミ側にスポット溶接時に形成される最大熔融部分（ナゲット）が確認できる。ナゲット径と残存したアルミ板の厚さは、条件に応じて変化している。図 3-2.2.12-24 から求めたナゲット径と Al 合金板残厚と溶接電流値の関係を図 3-2.2.12-25 に示す。すべての電極形状で、電流値の増加とともにナゲット径が拡大し、アルミ側が凹み、残厚が減少する様子が確認された。特に、高い電流値のパラメータ範囲では、R40 電極、R25 電極、DR 電極の順に残厚が小さくなっており、DR 電極においてその変化が著しいことがわかった。

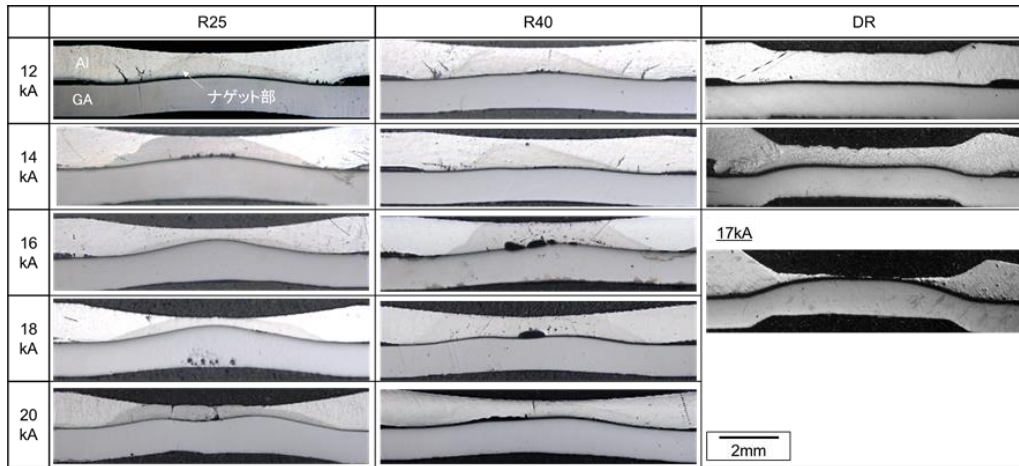


図 3-2.2.12-24 抵抗スポット溶接部のマクロ組織に及ぼす電極形状と電流値の影響

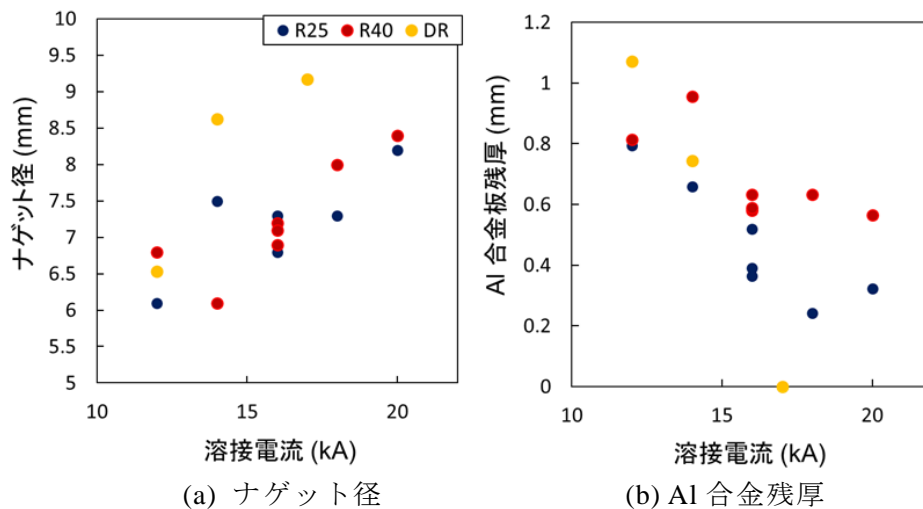
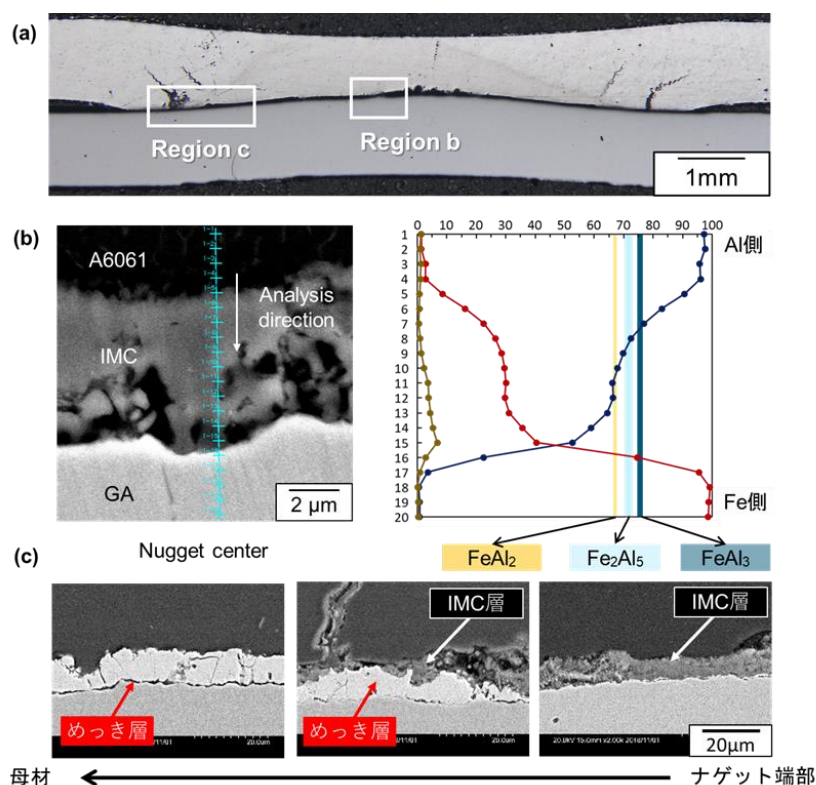


図 3-2.2.12-25 各電極における溶接電流と継手形態の関係

スポット溶接継手のナゲット中心部およびナゲット端部に形成される反応層を図 3-2.2.12-26 に示す。ナゲット中央部において、反応層は鋼側から  $\text{FeAl}_2$ 、 $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 、 $\text{FeAl}_3$  の三つの Fe-Al 系金属間化合物から構成されている。一方、ナゲット周辺部に着目すると、母材からナゲット端部に向かって、GA 鋼表面に元々存在する Fe-Zn 系めっき層が、Fe-Al 系化合物に置換するように新たな反応層が形成される様子が認められた。この結果は、ナゲット端部において確認された厚い反応層が、元々存在するめっき層の残留挙動に由来することを示すものと推定される。

以上をまとめると、抵抗スポット溶接の溶接電流や加圧力、電極形状などの溶接条件が界面構造の形成に大きく影響を及ぼし、その結果、継手強度を支配することが推察できた。



(a) スポット溶接継手 (R40 継手-12kA) 断面  
 (b) ナゲット中央部の IMC 構造 (領域 b)  
 (c) ナゲット端部から母材に至る反応層の変化 (領域 c)  
 図 3-2.2.12-26 抵抗スポット溶接部の界面構造

### (c) 接合部検査装置の開発

本 FS では装置仕様策定に向けて、抵抗スポット溶接と接着接合を対象として、超音波検査手法、赤外線サーモグラフィ法、磁気検出法を取りあげ、現行の接合部検査手法の検査精度を調査することにした。

非破壊検査の研究を行っている 2 大学 (東北大、神戸大) を再委託先とし、2 検査会社 (東芝電力検査サービス、日本高圧電気) の協力を得て、ISMA 本部から標準接合試験片を各機関に送付し、ラウンドロビントの形で、抵抗スポット溶接のナゲット径、接着部の充填率を計測し、それぞれの非破壊検査法の特徴と検出精度を明らかにすることを目的とした。

[標準接合試験片]

図 3-2.2.12-27 に ISMA 本部で調達した抵抗スポット溶接の標準接合試験片の形状・寸法を示す。標準接合試験片はひとつの板組に対して、抵抗スポット溶接では電流や加圧力などの溶接条件を 5 通りにして、溶融しないで密着した試験片を含め、ナゲット径を変えたものを作製した。図 3-2.2.12-28 に接着の標準接合試験片を示す。接着では接着剤の充填幅を 5mm と 10mm にした試験片を作製した。ラウンドロビント

時には、各機関ではナゲット径や接着剤の充填幅は未知であり、4 機関の試験・検査が終了後、試験片を解体した。そして、実測値と計測値を比較することで、検出精度の差異を明らかにした。

試験片の板組を表 3-2.2.12-5 に示す。標準接合試験片はそれぞれ板厚が同じの鋼板 2 枚組とアルミ 2 枚組を作製した。その目的は材種や板厚によって検出精度に差異が現れるかを調べることである。また、鋼板の場合、亜鉛メッキ(GA 材)の有無が検出精度に影響するかを調べた。また、接着工程では接着剤を塗布し、接着を行うが、検査のタイミングとして、接着剤の硬化処理の前後があり、硬化ありと硬化なしの 2 種類を作製した。

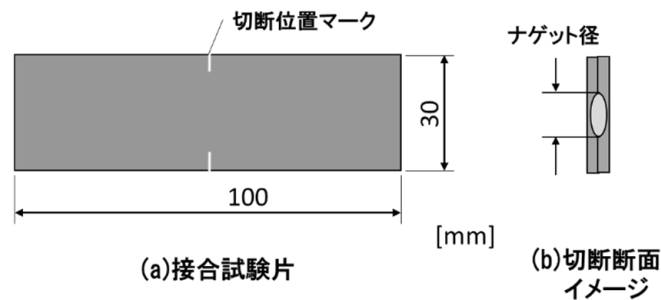


図 3-2.2.12-27 抵抗スポット溶接の標準接合試験片

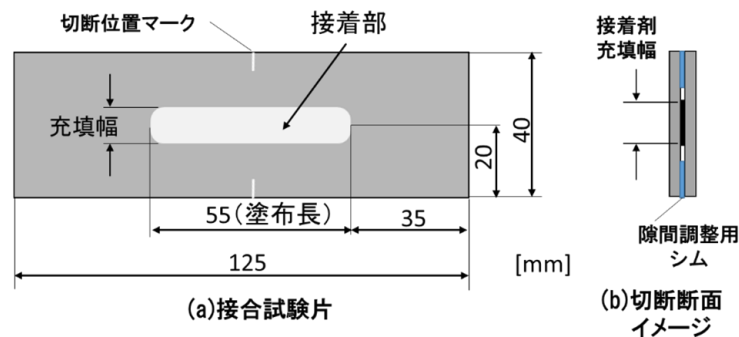


図 3-2.2.12-28 接着の標準接合試験片

表 3-2.2.12-5 標準接合試験片に使用した材料の種類と板厚、接合方法

接合方法	鋼板 2 枚組(同種同厚)				アルミ 2 枚組(同種同厚)		
	270/0.7mm 厚 ×2 枚	270/0.65mm 厚 ×2 枚	980/1.6mm 厚 ×2 枚		5052/1.2mm 厚 ×2	5052/2.0mm 厚 ×2	
	メッキ有	メッキ無	メッキ有	メッキ無			
抵抗スポット溶接	R-1-1~5	R-2-1~5	R-3-1~5	R-4-1~5	R-5-1~5	R-6-1~5	
接着	硬化なし	AN-1-1, 2	AN-2-1, 2	AN-3-1, 2	AN-4-1, 2	AN-5-1, 2	AN-6-1, 2
	硬化あり	AA-1-1, 2	AA-2-1, 2	AA-3-1, 2	AA-4-1, 2	AA-5-1, 2	AA-6-1, 2

[非破壊試験方法]

① 超音波探傷試験

①-1 探触子小型化による点音源入射

図 3-2.2.12-29 に縦波と横波の伝搬モード模式図を示す。また図 3-2.2.12-30 に工業的横波計測法として利用されている、超音波探傷の標準的横波斜角入射法と横波垂直法を模式的に示す。横波は不連続界面の検出能が高いことから、一般部材の超音波探傷において、横波斜角法が標準手法として広範に利用されている。しかし、本 FS 研究で評価するスポット溶接部は、薄板の局所接合部であり、横波が標準的に利用される斜角計測は使えない。横波を垂直入射するためには、図 3-2.2.12-30 に示すような横波振動する素子から成る特殊な探触子を用い、かつ粘度の高い横波接触媒質が計測には不可欠であるが、接触の安定に長時間を要し工業的には利用されない。このためスポット溶接の接合評価には、縦波のみが利用されてきた。

一方、横波を垂直入射する手法として、点音源縦波の入射が知られている。最も典型的な点音源入射は、レーザー超音波計測であり、レーザーを局所的に照射しその熱による弾性膨張あるいはアブレーションにより発生する弾性波(超音波)を利用した計測法である。東北大で保有する光弾性超音波可視化法で、レーザー超音波のガラス試験体への入射挙動を可視化した結果を図 3-2.2.12-31 に示す。点音源入射した縦波は、円筒状に伝搬するが、点音源縦波は入射時にモード変換横波を発生し、縦波に遅れて同心円状に伝搬する様子が観察できる。さらにガラス試験体表面を伝搬する表面波や、表面部を伝搬する縦波のモード変換波に由来するヘッドウェーブも観察される。光弾性法による超音波の輝度は、縦波より横波の方が明るく表示されるものの、発生する横波振幅は縦波と比べて十分大きな振幅を持つことが分かる。

一般的工業用途への応用において点音源による伝搬波は、振動面が小さく低エネルギーで、かつ図 3-2.2.12-31 のように 3 次元的に球面波として伝搬するので、伝搬距離に依存して拡散減衰も大きい。しかしスポット溶接評価への適用を考えると、最大数 mm 程度の薄板接合部位の評価であることから、拡散による影響は大きな問題にはならない。しかし工業的に利用できる点音源として、レーザー超音波は一般的手法では無いので、探触子小型化による点音源入射の可能性を検討した。

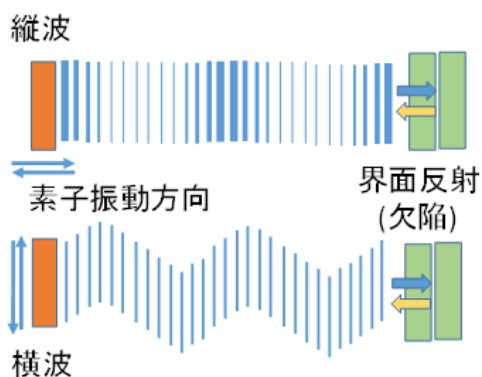


図 3-2.2.12-29 超音波の縦波と横波

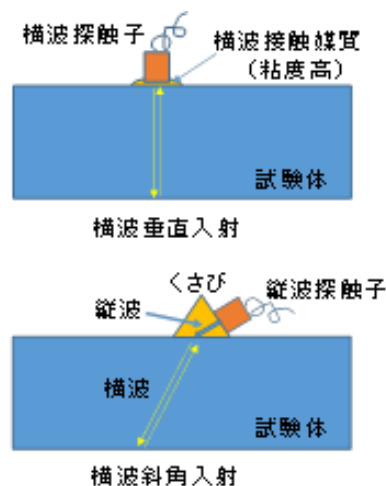


図 3-2.2.12-30 横波の既存の工業利用例



図 3-2.2.12-31 レーザー超音波の送信音場可視化画像

探触子のサイズ ( $\phi 20\text{mm}$ 、 $\phi 5.3\text{mm}$ ) と周波数 (2MHz、5MHz) を変えたときの横波モード変換波の発生挙動について、板厚 20mm の裏面反射エコー挙動で調べた結果を図 3-2.2.12-32 に示す。横波モード変換波は、物理的に入射縦波の入射角度で決まるので、探触子を小型化する程、また入射超音波周波数が低い程、モード変換横波振幅は大きくなる。しかし、スポット溶接部の接合評価においては、熔融したナゲット周辺部にある接合界面の密着部の分解能が求められ、波長が長い周波数が低い超音波は接合界面反射エコーの計測分解能が低下する。図 3-2.2.12-33 に 5MHz と 10MHz での反射エコーを比較して示す。以上より、本研究では、計測の分解能を得るに不可欠の周波数として 10MHz を選択し、点音源探触子として小口径の探触子試作によりモード変換横波が効率良く発生するかどうかを確認した。図 3-2.2.12-34 に試作した  $\phi 3\text{mm}$  の縦波探触子の外観写真を示す。

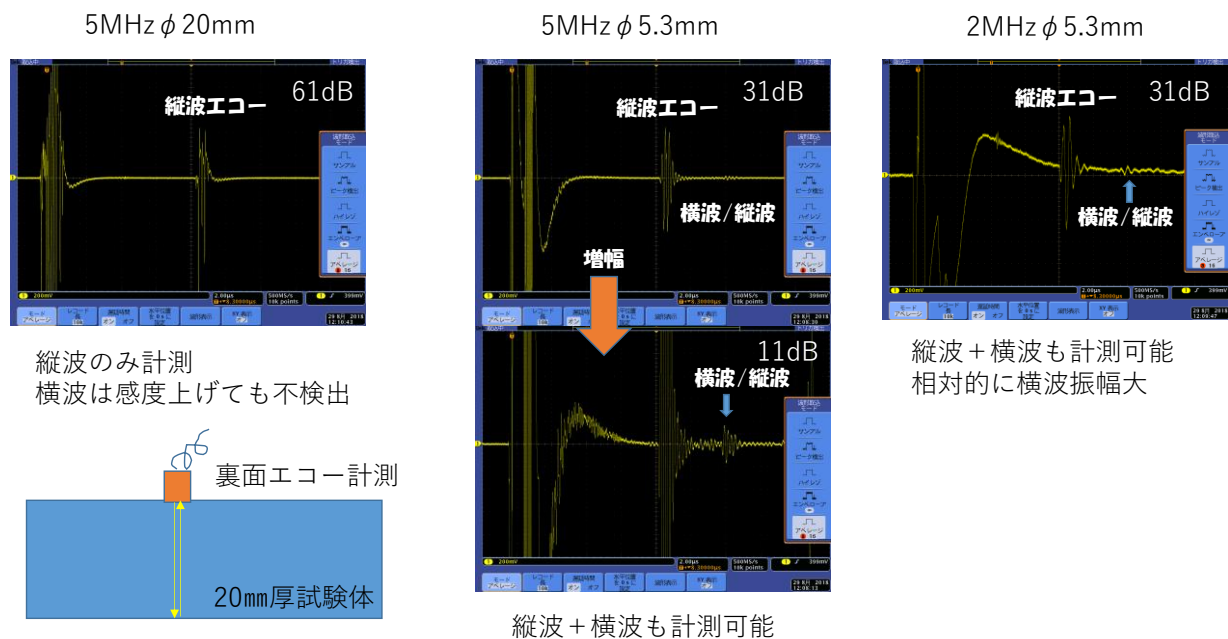
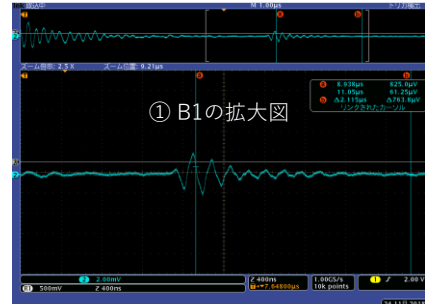


図 3-2.2.12-32 周波数と素子サイズによる横波モード変換波の発生能

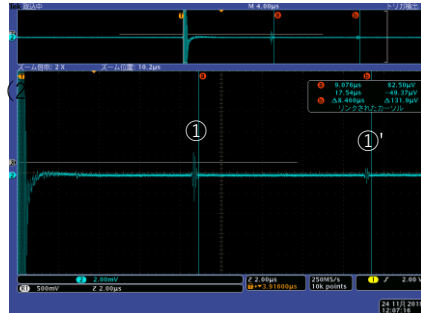
試作5MHz探触子  
 ・SN比の悪化  
 ・空間分解能悪い  
 (3波以上)

・明確な横波？



試作10MHz探触子  
 ・SN比良い  
 ・空間分解能良い

・明確な横波未確認



① LL裏面エコー  
 ①' // 多重エコー

図 3-2.2.12-33 適用周波数と計測分解能 (5MHz,10MHz 探触子)



図 3-2.2.12-34 試作 φ3mm-10MHz 探触子

### ①-2 3次元超音波検査装置

東芝電力検査サービスでは、3次元超音波検査装置 MatrixeyeLT を開発しており、自動車部品（スポット溶接等）、航空機部品（CFRP 等部品）や鋼材（溶接部、母材等）の検査への適用を行っている。

MatrixeyeLT は、アレイプローブを用いて収集した超音波エコーデータに独自に開発した3次元開口合成（3D-SAFT:Synthetic Aperture Focusing Technique）手法を用いることで高精度の3次元画像を表示できることを特長としている。抵抗スポット溶接検査には、図 3-2.2.12-35 に示すマトリクスアレイプローブ（周波数 15MHz、画像化範囲 12mm x 12mm、素子配列 8 x 8）を使用している。同プローブを、ジェル状のカップラントを介して溶接部表面に密着させることで、機械走査を行わずに溶接部の3D画像を計測することができる。この3D-SAFTは、数百から数万点もの多数の送受信パターンで得られた超音波エコーデータを開口合成処理することによって、高解像で高感度の3次元画像が得られる手法である。

開口合成処理の原理を説明する。図 3-2.2.12-36 において、マトリクス状に配置さ

れた各圧電素子は、各々、溶接部の全面に渡る指向性を有した超音波ビームを送信する設計としている。そのため、選択された1素子から送信された超音波は、溶接部内の全領域に照射され、全領域からの反射波を、マトリックス配置された全ての素子で受信することができる。この送受信を電子的に切り替えることにより、最多で64個(8×8個)の全組み合わせ4096点(64×64=4096)の反射波を瞬時に収集することができる。画像化は、収集した多数の反射信号を、送受信対の圧電振動子位置に応じて、同一反射源からのエコーがその反射源の位置に重なるように、3次元画像化範囲内の全ての画像化メッシュに対して加算処理され、この画像合成処理により溶接部の3D画像を精細に生成することができる。この開口合成処理による水平方向の解像度 $\Delta X$ は、超音波の半波長のX方向への射影成分になり、以下の近似式で表すことができる。

$$\Delta X \approx (\lambda/2) \times (d/\lambda) = d/2 \quad (d \text{ は素子の直径})$$

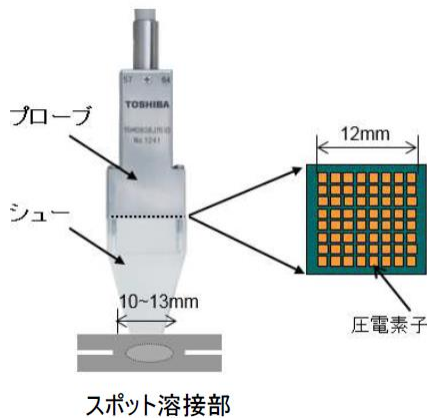


図 3-2.2.12-35 開口合成処理の原理

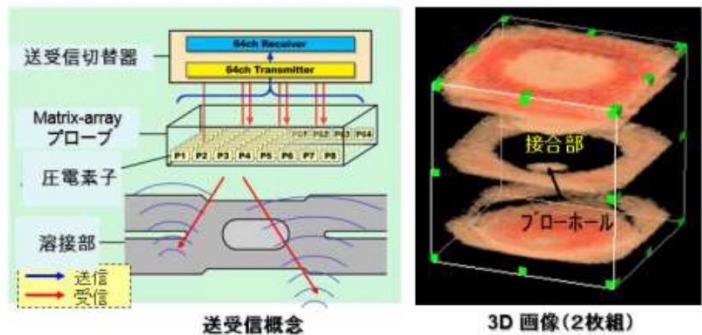


図 3-2.2.12-36 抵抗スポット溶接検査用の Matrix-array プローブ

接着材の検査では、図 3-2.2.12-37 に示すように、リニアアレイプローブ (10MHz、64チャンネル) を使用し、開口合成 (SAFT) により合成された断面画像をプローブの機械走査方向に配列した3D画像に基づき検査を行った。具体的には、ワイヤエンコーダを用いて、リニアアレイプローブを機械的に走査する際に一定ピッチ毎に合成した断面画像を収集して3D画像として統合し、表示・保存した。その後、オフライン解析ソフトにより、保存した3D画像データを解析して接着部の画像を切り出して表示、計測した。

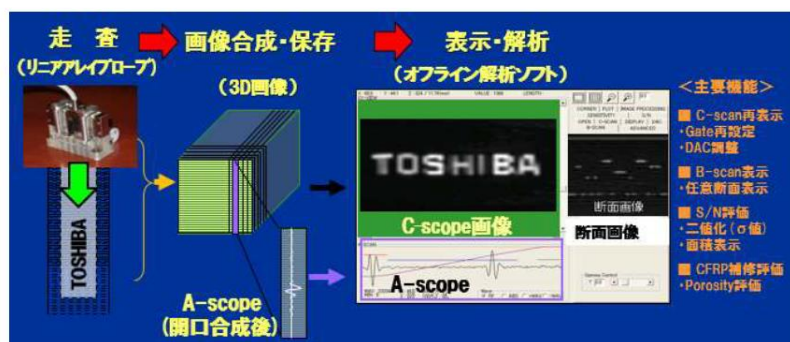


図 3-2.2.12-37 リニアアレイプローブによる検査概念



② 赤外線サーモグラフィ法

赤外線サーモグラフィによる接合部評価の原理を図 3-2.2.12-38 に示す。パルス加熱を行う加熱面と計測面が同じ場合を反射型、パルス加熱を行う加熱面と計測面が反対の場合を透過型と呼ぶ。反射型の場合には加熱された加熱側の板から内部に面外方向の熱伝導が生じるが、接合部では熱が伝わりやすいため、加熱面には接合部を中心として局所的低温領域が形成される。透過型の場合には逆に計測側表面に局所的な高温領域が形成される。赤外線サーモグラフィで計測された、このような局所的な温度変化領域の形状・寸法を評価することで接合部の寸法の評価を行う。

パルス加熱装置としては、商業写真撮影用のキセノンフラッシュランプを用いた。出力 3200J のフラッシュランプを 4 灯用いることで均質な加熱を行った。赤外線サーモグラフィでは、パルス加熱後短時間の温度変動分布を計測するため、表 3-2.2.12-6 に示す量子型赤外線アレイセンサを搭載した機種を用いた。

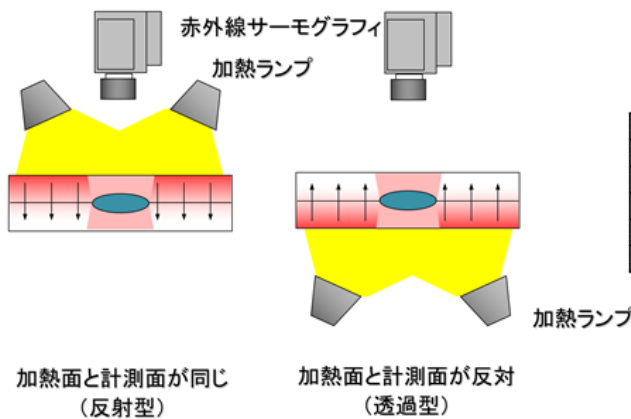


表 3-2.2.12-6 赤外線カメラの仕様

Detector materials	InSb
Number of pixels	320 × 256 pixels
Spectral response	1.5μm-5.1μm
Frame rate	up to 383Hz full frame
Pitch	30μm × 30μm
NETD	25mK (°C)

図 3-2.2.12-38 赤外線サーモグラフィ法による接合部評価

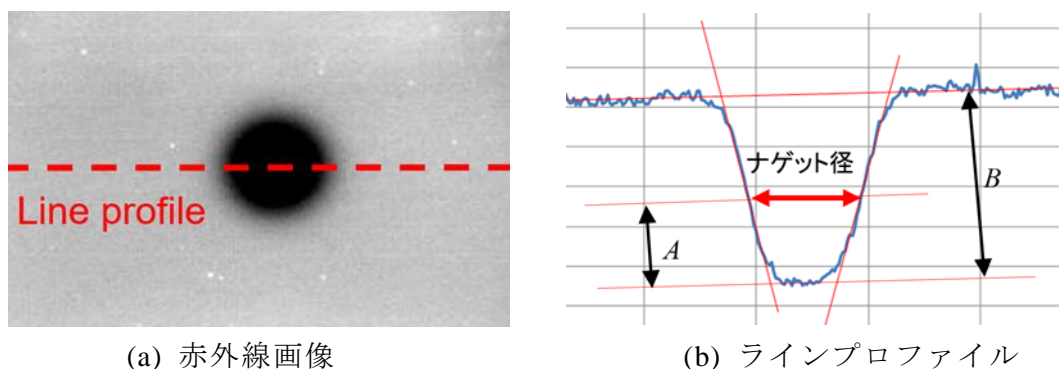


図 3-2.2.12-39 パルス加熱後の赤外線画像およびそのラインプロファイル

スポット溶接された試験片にパルス熱負荷を与えたとき加熱面側には、図 3-2.2.12-39(a)に示すような接合部を中心に低温領域が現れる温度分布が形成される。この場合に図中の破線上における温度分布（ラインプロファイル）は、図 3-2.2.12-39(b)に示すようになるので、ラインプロファイルの特徴をもとに接合部の寸法を評価することを

考える。通常よく用いられる手法として半値幅法があるが、半値幅法を本手法に適用する場合には、赤外線強度分布曲線を取得する最適時刻が対象物の板厚により異なるという問題点がある。すなわち、薄板に対する最適時刻は加熱直後であり面内熱拡散の影響が比較的小さいのに対して、厚板の場合には最適時刻は遅くなり面内熱拡散の影響が大きくなる。このため、従来の半値幅法では、接合部の寸法が正しく求められなかった。そこで、先行研究においては、板厚に応じてパルス加熱後の温度プロファイル取得時刻を変えた上で、半値幅法にかわる以下のような寸法評価法を提案した。

- (1) 温度プロファイルの温度低下部に接線を引く。
- (2) 半値幅にかわる方法として、赤外線強度比  $R$  を用いる。
- (3) 最適な赤外線強度比  $R = A/B$  を板厚ごとに決める。
- (4) 赤外線強度比  $R$  の位置に引いた直線が左右の接線に切り取られる長さをナゲット径とする。

先行研究において行った実験的検討においては、面内熱拡散の影響が小さい板厚 1mm 以下の場合には  $R=1$  とし、それ以外の板厚に対しては材料および板厚に応じて最適値を数値解析により求めた。その結果、板厚の推定結果は図 3-2.2.12-40 に示すようになり、接合試験片を切断して実測したナゲット径と高い相関が得られるものとなった。

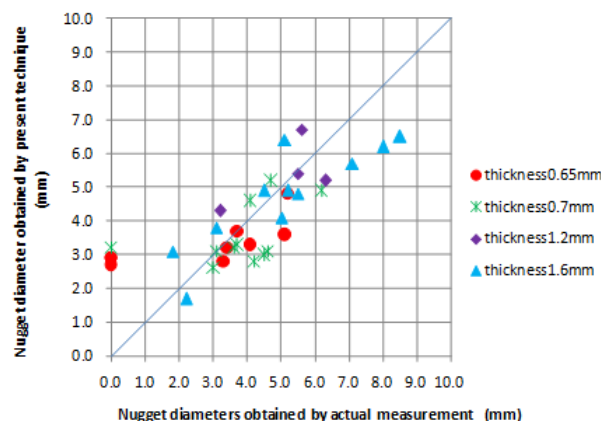


図 3-2.2.12-40 スポット溶接部のナゲット径推定結果（先行研究による）

### ③ 磁気検出法

本磁気検出法では、溶接部と母材部との磁気抵抗の差を検出するため、試験検査は鋼板の抵抗スポット溶接を対象とする。図 3-2.2.12-41 に測定原理を示す。センサーヘッドは磁気を発生させる励磁コイルと発生した磁束を電気信号に変換し取得するコイルから成り、検出コイルは 16 個装備されている。磁束から電気信号への変換はファラデーの誘導起電力の法則により、誘導起電力波形を取得する。図 3-2.2.12-42 に示すように、励磁コイルで発生させた磁力線は試験片に侵入し、そこで磁束の時間的変化に応じて、起電力が発生する。材料の磁気抵抗が小さい(透磁率が大きい)場合、試験片の内部の磁束は大きくなるため、起電力が大きくなる。一方、試験片は鋼板であり、導電性があるので、この起電力によって渦電流が生じる。導電性が大きくなると、電流が多く流れ、電圧波形は低くなる。このような試験片の局所的な電気磁気性質

の違いを磁気センサーで捉え、溶融ナゲット部、熱影響コロナボンド部、未接合部を判別する方法である。

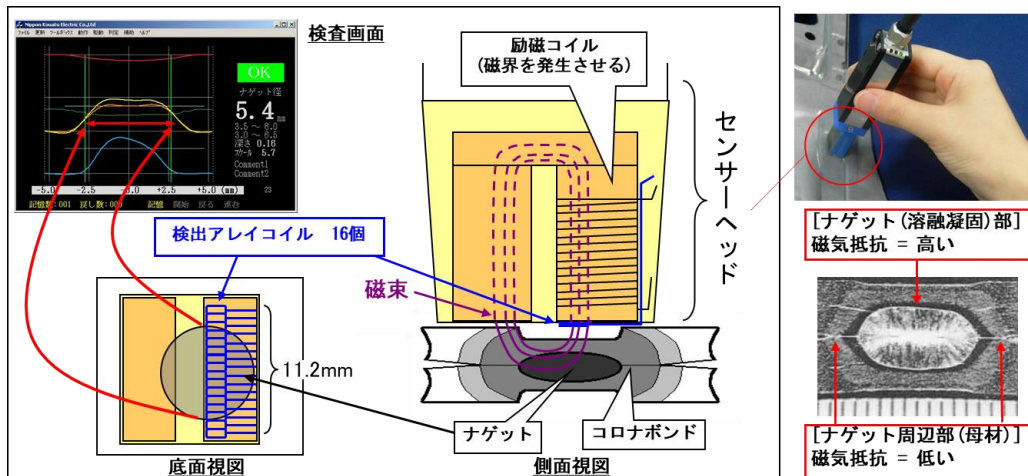


図 3-2.2.12-41 磁気検出法の測定原理

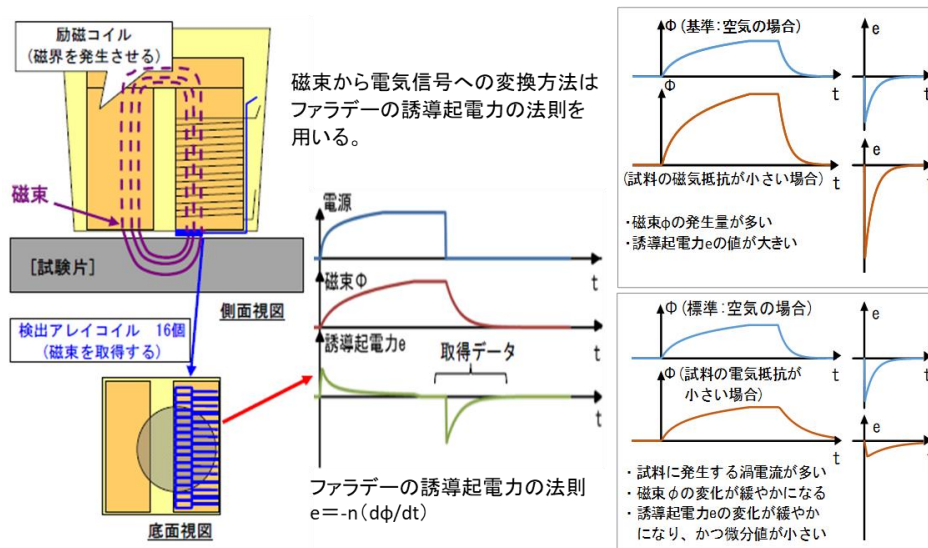


図 3-2.2.12-42 電磁誘導による起電力と材料の磁気抵抗

[ラウンドロビン結果]

①超音波探傷試験

鋼板同士の抵抗スポット溶接は、MatrixeyeLT に標準装備されたスポット溶接検査用 UI(溶接部底面 Gate の画像で判断) で計測し、自動判定した結果を示している。図 3-2.2.12-43 に示す、980(超ハイテン材)/1.6mm (2 枚組) の検査結果例に示すように、良好な計測結果が得られている。ここで、非破壊検出値が 0mm のケース (R3-1) は、計測装置が約 2mm 以下を全て NG と判断し、強制的に 0mm と表示するためであり、実際の誤差より大きめの値となっている。270(軟鋼)材で、非破壊検出値が 3mm 近辺で (丸で囲った部分) に示すように、ハイテン材に比べ、軟鋼板で径が大きめに出る傾向となった。

アルミ同士の抵抗スポット溶接は圧接部の影響が大きく、スポット溶接検査用の標準 UI にすると、径が大きめに出る傾向が予備実験で確認したため、Matrixeye で計測した 3D 合成画像データを、図 3-2.2.12-37 に示すオフライン解析ソフトを用いて、ナゲット径を計測した。図 3-2.2.12-43 に示すように、全般的に良好な相関が得られた。今後、アルミ同士の抵抗スポット溶接検査の実用化のためには、この中間 Gate 画像による自動判定処理が可能な UI の開発が必要である。

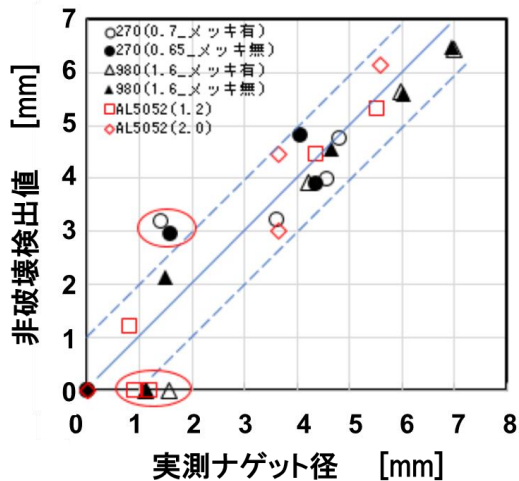


図 3-2.2.12-43 抵抗スポット溶接試験体の検査結果

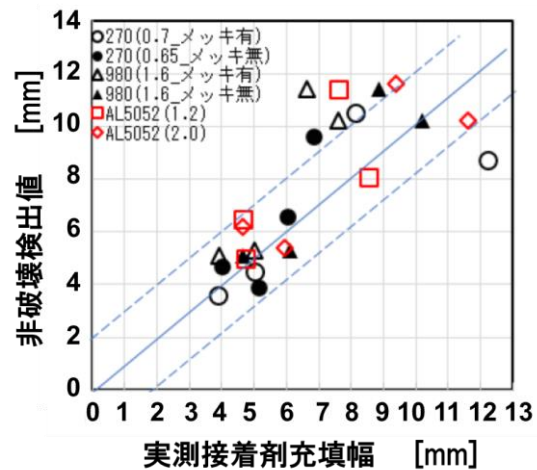


図 3-2.2.12-44 接着接合体の充填幅検査結果

図 3-2.2.12-44 に、接着接合体の検査結果を示す。接着接合体は接着幅 5mm と 10mm を狙って作製しており、5mm 幅については実測値と非破壊検出値とは良好な相関を示しているが、充填幅が大きい試験体では実測値よりも大きな検出値を示すものが一部見られた。

以上、現状の超音波検査装置では、抵抗スポット溶接のナゲット径については  $\pm 1\text{mm}$  以内の精度で検査を実施できることが明らかになった。一方、接着剤充填幅については、 $\pm 3\text{mm}$  以内の精度で検査可能であることが示された。今後、車体設計に関連して接合部の品質管理を行うことになるが、現状の超音波検査装置に組み込むソフトの改良だけでも検査精度を高めることができることが分かった。もとより、検査精度を高めるためには、超音波プローブの圧電素子のサイズをより小さくしていくことが有効になる。

## ② 赤外線サーモグラフィ法

本方法は簡便かつ高速に検査を行うことができるが、ラウンドロビンでは抵抗スポット溶接部ナゲット寸法の計測においてはバラツキが大きく、データとしてまとめることができなかった。一方、接着剤充填幅については、鋼板同士の接着接合体の計測ができたので、図 3-2.2.12-45 に示す。図から  $\pm 3\text{mm}$  以内の精度で検出できることがわかる。

赤外線サーモグラフィ計測の原理から、検査対象物表面の赤外線放射率は高く一定であることが要求される。金属材料の場合、酸化した表面あるいは電着塗装表面など

では放射率は向上するが、そのままでは放射率が低いため、放射率向上のためのつや消し塗料の塗布が必要となる。標準接合試験片は、いずれも放射率が低く、そのままの状態では計測が不可能であったため、すべてつや消し黒色塗料を塗布してから計測に供した。現場適用を考える場合、生産性を確保しながらも表面の放射率を確保できる手法を考案しなければならない。

スポット溶接では溶着部であるナゲットの周囲に接触領域が存在する。熱伝導は接触によっても起こるため、これがナゲット径の評価不可能あるいはナゲット径の過大評価の原因となっている。接触面圧による熱伝導度の影響を付加したナゲット径評価法の検討を行う必要があるが、接合部を介した熱伝導と接触熱伝導を区別するには、高い計測精度で温度分布を求める必要があり、現実的には難しく、本手法を使用するためには大きな課題となる。

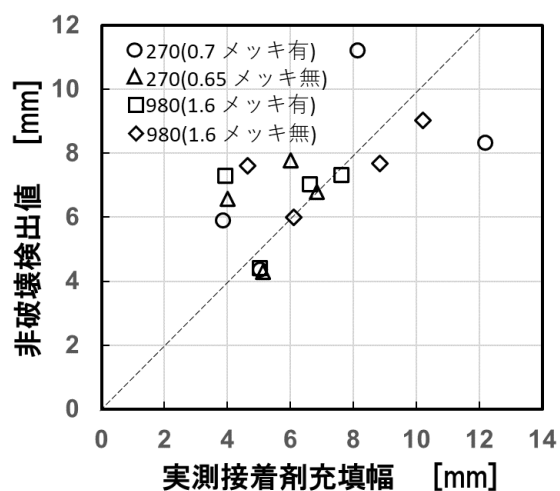


図 3-2.2.12-45 接着接合体の充填幅検査結果

### ③ 磁気検出法

本方法は、原理上、鋼板同士の抵抗スポット溶接に対して適用可能であり、ラウンドロビンテスト結果を図 3-2.2.12-46 に示す。図から、 $\pm 0.7\text{mm}$  程度の精度で検出できているがわかる。ナゲット径実測値に対する相関係数は 0.96 以上あり、実測ナゲット径と磁気式検出値には高い相関関係があると言える。

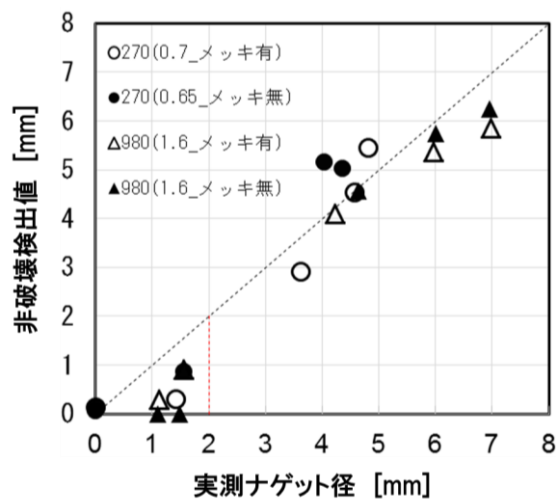


図 3-2.2.12-46 鋼板同士の抵抗スポット溶接試験体の検査結果

## 課題② 異材接合継手の性能比較

### 1. 異材接合の試験片と試験方法

#### 1.1 材料組合せと接合プロセス

異材接合においては、材料の組合せと接合プロセスによって継手性能が異なるので、ユーザから見たとき選択基準が明確でない。そこで、組合せの材料を限定し、これらに対して様々な接合手法によって異材接合を行い、統一した試験方法により継手強度と耐久性を調べることにした。本プロジェクトでは 2016 年度にアルミ/CFRTP、鋼板/CFRTP の異材接合の継手性能について 4 種類の接合プロセスによる差異を調べた。その後、この 2 年ほどの間に、国内の溶接機メーカーや溶材メーカー、中立機関などによって、いくつかの新規接合プロセスが開発されており、従来技術も含めて継手性能を比較することで、今後の実用化研究に資することを目的とした。ここでは、材料の組合せをアルミ/鋼板、アルミ/CFRTP、鋼板/CFRTP とし、表 3-2.2.12-7 に示す下線付きの接合プロセスによって作成された継手の性能を調べた。アルミ/鋼板の組合せに対しては 13 種類の接合プロセス、アルミ/CFRTP の組合せでは 4 種類、鋼板/CFRTP の組合せでは 5 種類の接合プロセスについて調査した。各接合プロセスによる接合実験は企業 7、大学 6、中立研究機関 1 が行った。なお、接合設備・装置や接合条件、接合前処理、接着剤、ろう材などの種類は指定していない。

#### 1.2 試験方法

本調査における重ね異材接合の材料組合せと板厚を表 3-2.2.12-8 に示す。アルミ/鋼板の接合継手は、引張せん断試験(JIS Z3136 または JIS K6850)並びに十字引張試験(JIS Z 3137)、引張せん断モードの疲労試験(JIS Z3138 または JIS K6864)を行った。アルミ/CFRTP、鋼板/CFRTP の接合継手は、室温において引張せん断試験(ISO 19095-3)並びに十字引張試験(JIS Z 3137)を行った。そして、恒温恒湿環境、高温環境、熱サイクル環境、腐食環境に暴露し、引張せん断強度の時間的変化を調べ、耐久性を評価した。

表 3-2.2.12-7 異材接合継手の試験評価に用いた接合方法(下線付き)

溶融接合	ろう接	固相接合・溶着	接着接合	機械的締結
抵抗スポット溶接 アーク溶接 レーザー溶接 ウェルドボンド	ミグろう付 <u>レーザーろう付</u>	摩擦接合(FSW, FSSW, FLJ, FEW, FBJ, LFW) <u>レーザー溶着</u> 超音波接合 電磁圧接 金属塩生成接合 コアキシャルスポット接合	<u>接着接合</u>	リベット(SPR, BR) ボルト/ネジ(FDS) クリンチング ヘミング 抵抗エレメント接合 アークエレメント接合 レーザーリベット接合 <u>パンチングかしめ</u>

表 3-2.2.12-8 重ね異材接合の材料組合せと板厚

異材組合せ	アルミ/鋼板		アルミ/CFRTP		鋼板/CFRTP	
	材質	板厚(mm)	材質	板厚(mm)	材質	板厚(mm)
アルミ/鋼板 (パネル 2枚組)	アルミ: A5052	1.2	X			
	鋼板: SPCC-GAめっき鋼板	0.8				
アルミ/鋼板 (骨格 2枚組)	アルミ: A5052	2.0				
	鋼板: 980DP-GAめっき鋼板	1.4				
金属/CFRP	X		アルミ: A5052	1.2	鋼板: SPCC	1.2
			CFRTP: PA-CF30vol%射出成形	3.0	CFRTP: PA-CF30vol%射出成形	3.0

上記規格による試験片の板幅や試験片長さは板厚によって異なるが、本調査ではすべて図 3-2.2.12-47 に示す試験片形状・寸法とした。なお、CFRTP 単体では JIS K7162-2 1B 型試験片に加工し、引張試験を実施した。

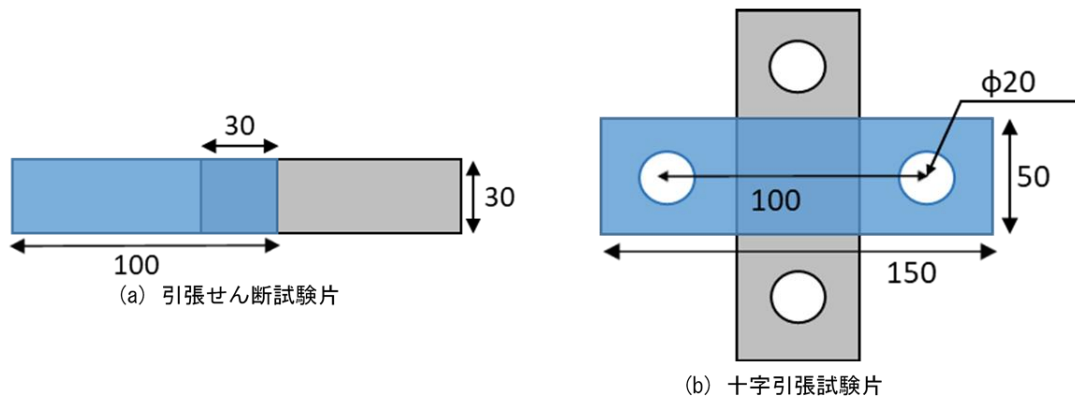


図 3-2.2.12-47 試験片形状と寸法

## 2. 異材接合の継手性能

### 2.1 アルミ/鋼板の異材接合継手の静的強度と疲労強度

#### 2.1.1 引張せん断強さ(TSS)と十字引張強さ(CTS)

アルミ/鋼板の異材接合には図 3-2.2.12-48 に示す 11 種類の接合プロセスを適用した。図 3-2.2.12-49 に抵抗スポット溶接や FSSW など 9 種類の接合方法により接合された引張せん断試験片の外観を示す。引張せん断試験並びに十字引張試験は、卓上型万能試験機 5659(INSTRON 製)を用い、試験速度 5mm/min で実施した。各接合方法に対する試験片の本数(n 数)は 2 本とした。

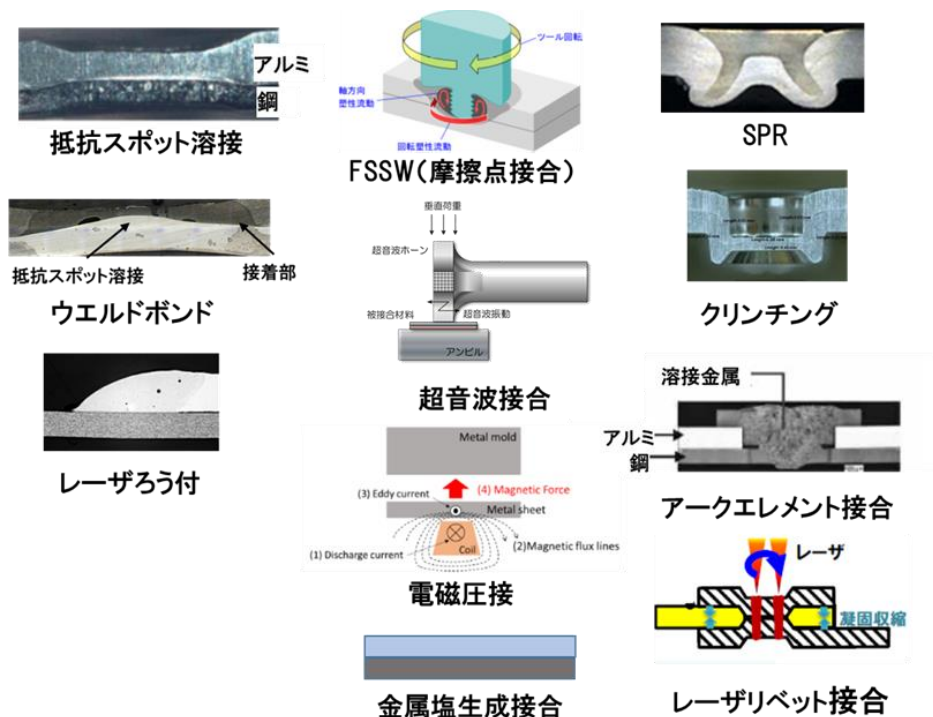


図 3-2.2.12-48 アルミ/鋼板の異材接合に適用した接合プロセス

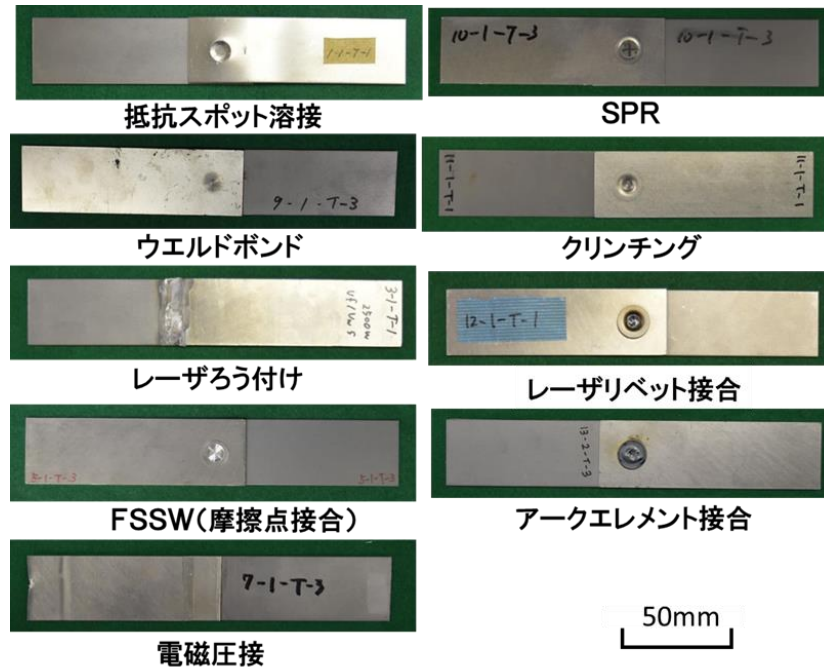


図 3-2.2.12-49 アルミ/鋼板の異材接合継手の引張せん断試験片

アルミ/鋼板の異材接合継手の引張せん断強さ(TSS)と十字引張強さ(CTS)を図 3-2.2.12-50 と図 3-2.2.12-51 に示す。適用した接合方法は 11 種類である。アルミ/鋼板の異材接合の適用対象は、薄板を組合せたパネル部材と、超ハイテン鋼とアルミ板を組合せた骨格部材を想定している。図 3-2.2.12-50 に示す材料組合せにはアルミ Al-Mg 系 5052-1.2mm 厚と冷間圧延鋼板 SPCC の合金化溶解亜鉛メッキ鋼板 GA 材-0.8mm 厚を供試し、パネル部材とした。一方、図 3-2.2.12-51 に示す材料組合せには、アルミ 5052-2.0mm 厚と超ハイテン鋼 980DP の GA 材-1.4mm 厚を供試し、骨格部材とした。

図中において接合強度レベルの判断基準として、TSS の JIS A 級の荷重ラインを示した。ここでは、アルミと鋼板の異材接合継手を対象としており、国内外に対応する試験規格がなく、「スポット溶接部の検査方法及び判定基準(JIS Z3140:2017)」を準用した。JIS Z3140 では、鋼板同士またはアルミ同士の抵抗スポット溶接部を対象に、溶接継手の引張せん断強さ(TSS)を A 級と B 級に分類している。JIS A 級は B 級よりも引張せん断荷重が大きく、溶接品質が高い。JIS Z3140 では母材の引張強度と板厚に応じて、A 級及び B 級の引張せん断強さが定められている。ここでは、母材のアルミ板と鋼板について、それぞれの引張強度と試験片断面積(板厚×試験片幅)から母材の破断荷重を求めた。すなわち、母材のアルミ板と鋼板の破断荷重が低い方を基準にして、JIS A 級の TSS を求めた。図 3-2.2.12-50 に示すパネル部材を想定した重ね継手において、抵抗スポット溶接、レーザろう付、FSSW、電磁圧接、ウェルドボンド、SPR、クリンチング、レーザリベット、アークエレメントの 9 種類の接合方法の TSS が JIS A 級以上の破断荷重となっている。超音波接合では接合装置の出力容量や形状・寸法の関係で引張せん断試験片を作成できなかった。

次に、図 3-2.2.12-51 に示す骨格部材を想定した重ね継手では、レーザろう付、FSSW、ウェルドボンド、SPR、レーザリベット、アークエレメントの 6 種類の接合



方法の TSS が JIS A 級をクリアしている。

十字引張強さ(CTS)に関しては、パネル 2 枚組と骨格 2 枚組のいずれにおいても、アーケメント接合並びにレーザーリベット接合による CTS が他の接合方法に比べて圧倒的に高く、異材接合部を貫通するリベットやエレメントが剥離強度を大きくしていることが分かる。

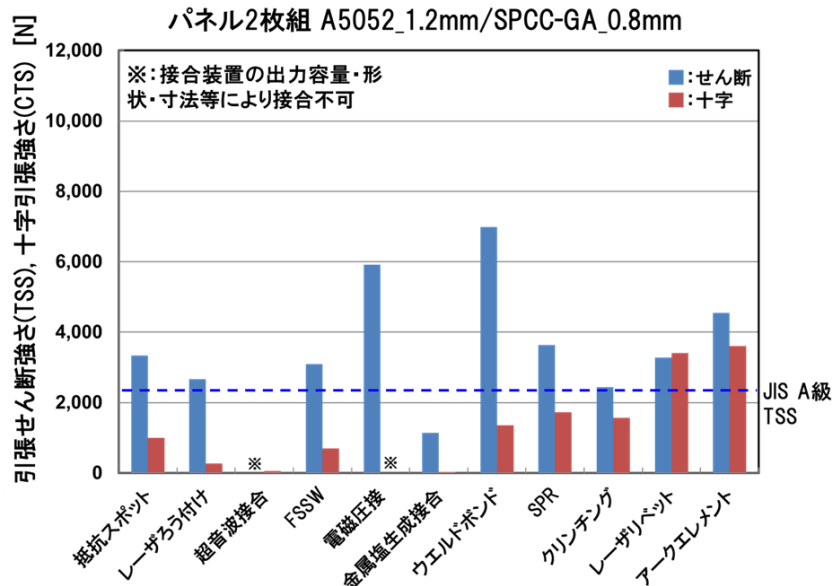


図 3-2.2.12-50 アルミ/鋼板の異材接合継手の引張せん断強さと十字引張強さ (パネル 2 枚組 A5052\_1.2mm/SPCC-GA\_0.8mm)

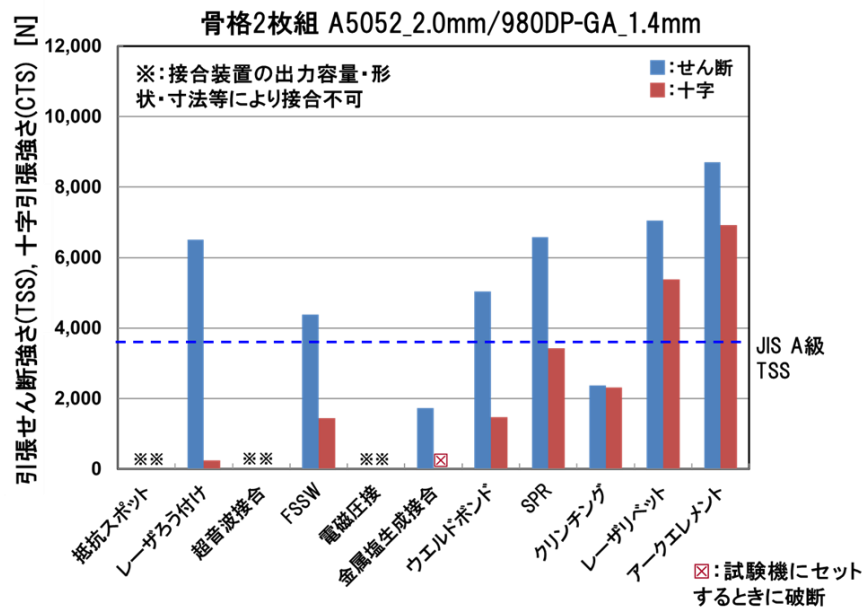


図 3-2.2.12-51 アルミ/鋼板の異材接合継手の引張せん断強さと十字引張強さ (骨格 2 枚組 A5052\_2.0mm/980DP-GA\_1.4mm)

## 2.1.2 疲労試験結果

疲労試験は引張せん断モードとし、疲労試験機 EHF-EV101K1-020-1A(島津製作所製)を用い、正弦波荷重、荷重比  $R=(\text{最小荷重})/(\text{最大荷重})=0.05$ 、10Hz で繰返し回数  $10^6$  サイクルまで実施し、P-N 線図を作成した。

ここでは、骨格部材を想定したアルミ 5052-2.0mm 厚と超ハイテン鋼 980DP\_GA 材-1.4mm 厚の異材重ね継手の疲労試験を図 3-2.2.12-52 に示す。いずれの接合方法も繰返し回数とともに破断強度が低下し、 $10^6$  サイクルで 1kN~3kN 程度となっている。

現在、自動車車体はほぼ鉄鋼材料で構成されており、これまでに抵抗スポット溶接による鋼板重ね継手の疲労試験が行われている。その疲労強度は鋼種や板厚、ナゲット径によって変化するが、ほぼ 1kN ~3kN の範囲にある。異材接合では、密度や弾性率、引張強度など物性値が異なる母材が接合された異材継手であり、さらに接合方法によって継手形状や接合部のミクロ組織が異なるため、今後、静的強度とともに疲労強度の向上に向けて、異材接合の強度発現機構など基礎的な研究が求められる。

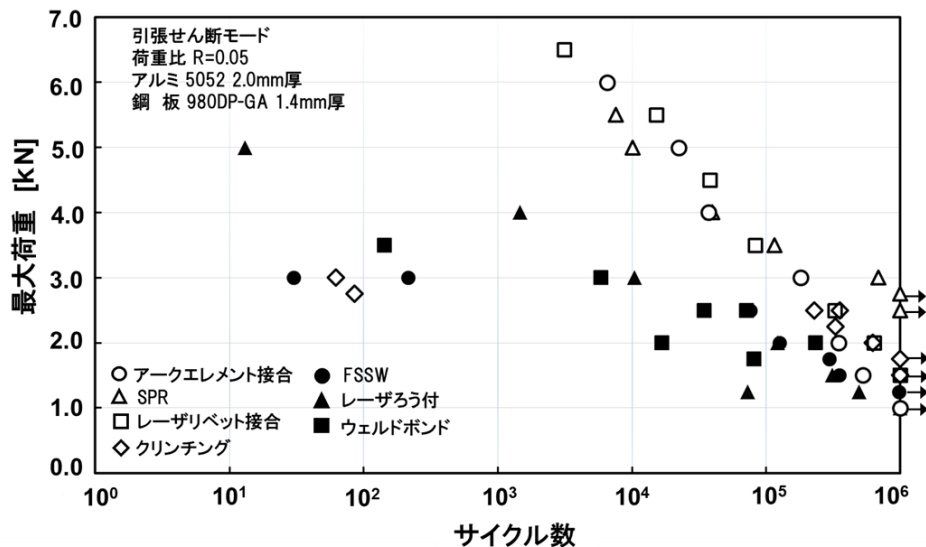


図 3-2.2.12-52 アルミ/鋼板-異材重ね継手の P-N 線図  
(骨格 2 枚組 A5052\_2.0mm/980DP-GA\_1.4mm)

## 2.2 金属/CFRTP の異材接合継手の試験結果

### 2.2.1 引張せん断強さ(TSS)と十字引張強さ(CTS)

金属/CFRTP の異材接合には図 3-2.2.12-53 に示す 6 種類の接合プロセスを適用した。引張せん断試験並びに十字引張試験は、卓上型万能試験機 5659(INSTRON 製)を用い、試験速度 5mm/min で実施した。各接合方法に対する試験片の本数(n 数)は 2 本とした。

金属/CFRTP の異材接合継手の引張せん断強さ(TSS)と十字引張強さ(CTS)を図 3-2.2.12-54 に示す。まず、アルミ/CFRTP の異材重ね継手においては、コアキシャル抵抗スポット接合、FSSW、パンチングかしめ法の TSS が JIS A 級以上の破断荷重となっている。一方、鋼板/CFRTP の重ね継手では、接着プロセスとレーザー溶着の TSS が

JIS A 級レベルを超えている。TSS で JIS A 級を満足していても十字引張強さ(CTS)は 1kN~2kN である。

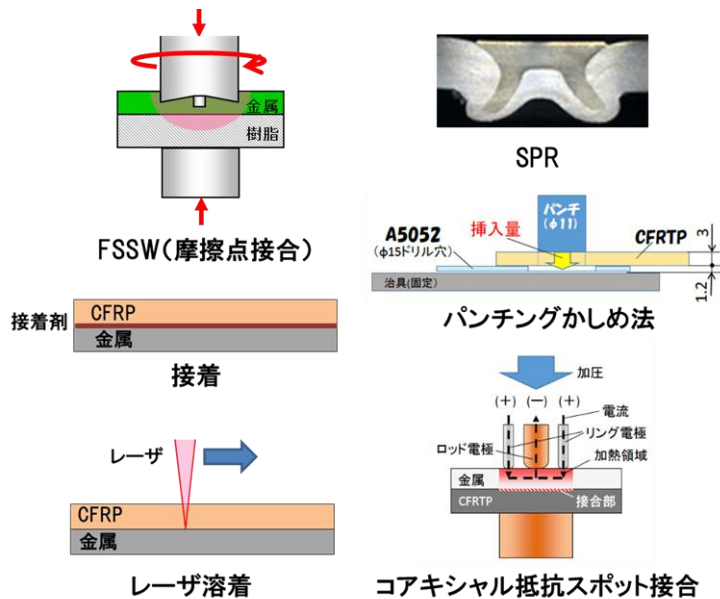


図 3-2.2.12-53 金属/CFRTP の異材接合に適用した接合プロセス

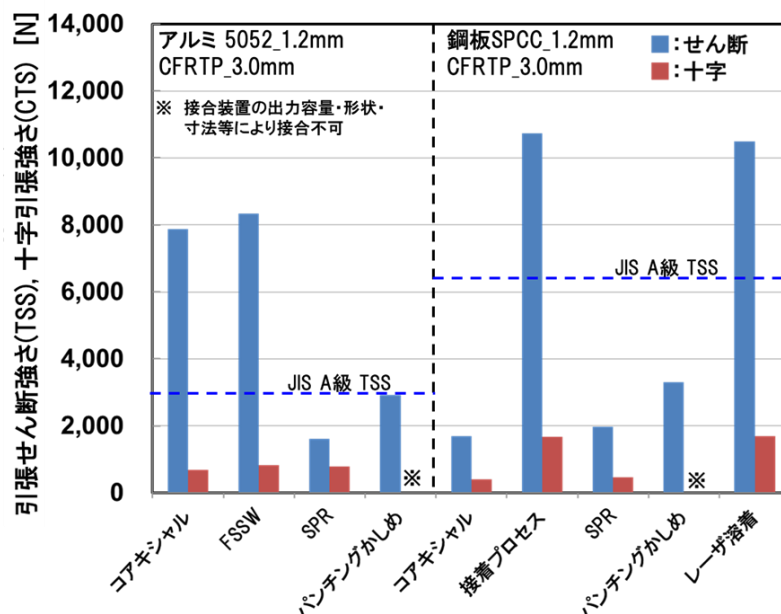


図 3-2.2.12-54 金属/CFRTP の異材接合継手の引張せん断強さと十字引張強さ (アルミ 5052\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm, 鋼板 SPCC\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm)

## 2.2.2 環境暴露試験

異材接合技術の課題として、母材の線膨張率と弾性率が起因する熱応力や熱変形がある。また、電気化学的性質(イオン化傾向)の差異によって、異材接触部に局部電池が生じ、水分が付着したり、湿潤雰囲気中ではイオン化傾向の大きい物質が溶出するガルバニック腐食が生じる。CFRP や CFRTP は導電性のカーボンファイバー(CF)と絶

縁体樹脂との複合材料であるが、金属との異材接合時には接合界面で CF と金属とが接触する。そこで、金属/CFRTP の異材接合継手を対象に、表 3-2.2.12-9 に示す恒温恒湿環境、高温環境、熱サイクル環境、腐食環境に暴露し、引張せん断強さ(TSS)の時間的変化を調べ、耐久性を評価した。

表 3-2.2.12-9 環境暴露の試験条件

	暴露環境	評価タイミング
恒温恒湿試験	85°C×85%RH	1日, 5日, 14日, 28日
高温試験	85°C	28日
熱サイクル試験	-40°C×0.5hr⇔100°C×0.5hr	250cyc, 500cyc, 1000cyc
塩水噴霧試験	JASO M610-92モード	15日, 30日, 45日, 60日

図 3-2.2.12-55 に恒温恒湿環境における金属/CFRTP の重ね継手の TSS の時間的変化を示す。本試験では温湿度試験機 ETAC HIFLEX FX410N(楠本化成製)を用いて、85°C-85%RH の雰囲気中で引張せん断試験片を保持した。引張せん断強さの時間的変化を調べるため、暴露日数 1 日、5 日、14 日、28 日のタイミングで試験片を取り出し、試験評価した。試験本数(n 数)は 2 本とし、その平均値をプロットしている。図から鋼板/CFRTP のレーザ溶着とアルミ/CFRTP のコアキシャル抵抗スポット接合で、時間経過とともに TSS がやや低下する傾向を示している。そのほかの接合方法では、いずれも初期強さを維持していることが分かる。

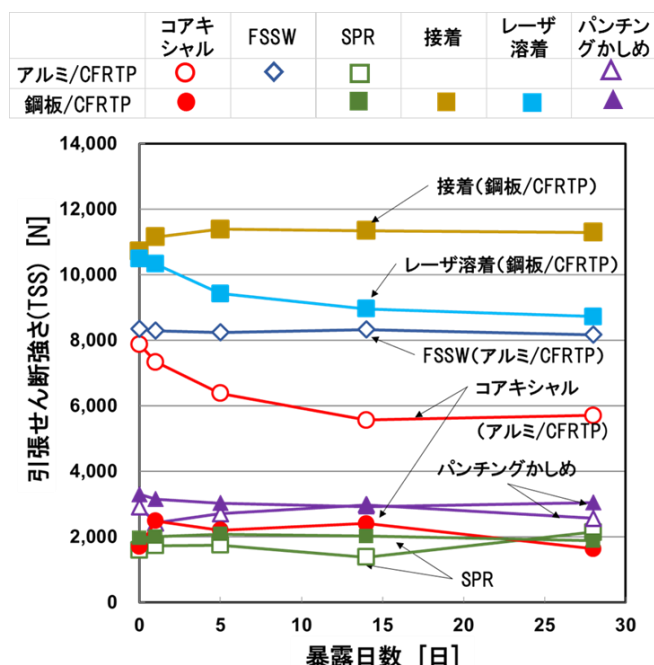


図 3-2.2.12-55 恒温恒湿環境における金属/CFRTP の異材接合継手の引張せん断強さ (アルミ 5052\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm, 鋼板 SPCC\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm)

図 3-2.2.12-56 に高温環境における金属/CFRTP の重ね継手の TSS の時間的变化を示す。本試験では定温恒温器 DKN302(ヤマト科学製)を用いて、85°Cの雰囲気中で 28 日間保持し、試験評価した。図から、いずれの接合方法についても TSS がほとんど変化していないことが分かる。

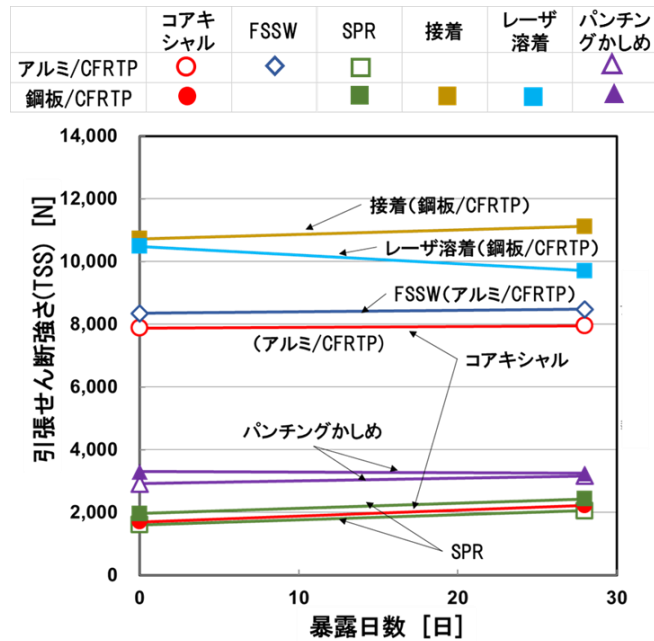


図 3-2.2.12-56 高温保持環境における金属/CFRTP の異材接合継手の引張せん断強さ (アルミ 5052\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm, 鋼板 SPCC\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm)

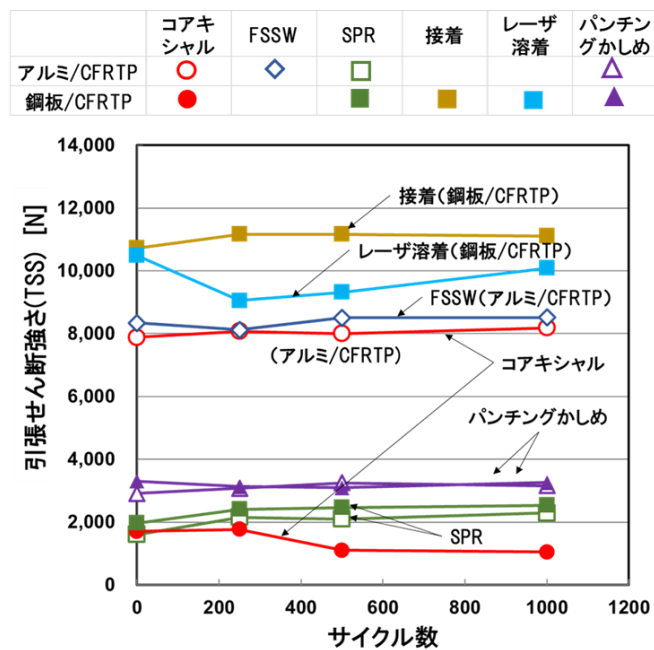


図 3-2.2.12-57 熱サイクル環境における金属/CFRTP の異材接合継手の引張せん断強さ (アルミ 5052\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm, 鋼板 SPCC\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm)

図 3-2.2.12-57 に熱サイクル環境における金属/CFRTP の重ね継手の TSS の時間的変化を示す。本試験では冷熱衝撃試験機 TSA-203ES(エスペック製)を用いて、冷熱サイクルとして-40℃-30 分間と 100℃-30 分間を与え、250 サイクル、500 サイクル、1000 サイクルの負荷の後、試験評価した。図から、いずれの接合方法についても TSS がほとんど変化していないことが分かる。冷熱サイクル試験では、母材の線膨張率の違いによる接合界面での熱応力に起因する TSS の変化を期待していたが、本試験では試験片を拘束しておらず、今後、異材接合が適用される部材想定を踏まえた拘束状態も含めた試験方法を検討する必要がある。

図 3-2.2.12-58 に塩水噴霧環境における金属/CFRTP の重ね継手の TSS の時間的変化を示す。本試験では複合サイクル試験機 CCT-1(スガ試験機製)を用いて、次に示す JASO M610-92 モードに従って、塩水噴霧→乾燥→湿潤の腐食環境に接合試験片を保持した。暴露日数 1 日、5 日、14 日、28 日のタイミングで試験片を取り出し、試験評価した。

①塩水噴霧

- 温度：35℃±1℃
- 塩水濃度：5±0.5%
- 時間：2 時間

②乾燥

- 温度：60℃±1℃
- 相対湿度：20-30%RH
- 時間：4 時間

③湿潤

- 温度：23℃±1℃
- 相対湿度：95%RH 以上

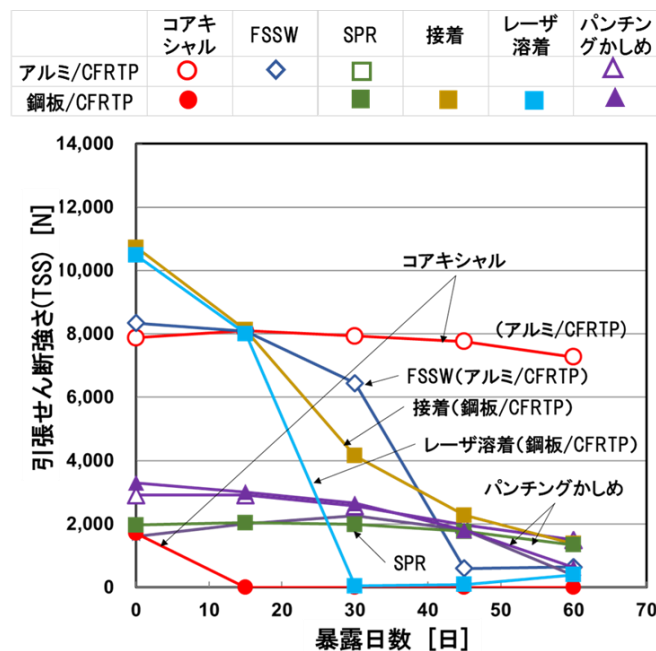


図 3-2.2.12-58 塩水噴霧環境における金属/CFRTP の異材接合継手の引張せん断強さ (アルミ 5052\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm, 鋼板 SPCC\_1.2mm/CFRTP\_3.0mm)

図 3-2.2.12-58 から、アルミ/CFRTP のコアキシャル抵抗スポット接合以外は、いずれの接合方法についても TSS は暴露日数とともに低下していることが分かる。引張せん断試験後の試験片を観察すると、接合界面で破断している試験片では接合部側の金属腐食が生じていることから、接合試験片の重ね部の隙間に塩水が浸入し、接合部が劣化することが推察される。従って、試験片レベルでの接合部の密着度が耐久性を支配していると考えられる。なお、接着による異材接合では、重ね部全面にわたって接着剤が充填されているので、接合面は密着している。しかし、一般に接着部は湿潤雰囲気中で劣化するため、この場合、水分による劣化とガルバニック腐食が複合的に生じているものと考えられる。

従って、耐食性を確保するためには、実用的には異材接合部周辺をシールする必要がある。

### 3. まとめ

アルミ/鋼板、アルミ/CFRTP、鋼板/CFRTP の異材重ね接合について、継手性能を調べた結果を述べた。ここで示した数値データが、今後の接合方法の開発や改良を促進し、接合品質が高い異材接合技術の実用化につながることを期待している。

自動車車体には軟鋼やハイテン材、超ハイテン材などの鋼材、5000 系や 6000 系、7000 系などのアルミ材が使用される。また、今回供試材とした CFRTP では、マトリックスの種類もポリアミド PA6 や PA66、ポリプロピレン PP などがあり、併せて、カーボンファイバー(CF)の径・長さや混入率によって材料特性が異なる。すなわち、異材接合においては材料の組合せによって線膨張率や弾性率、融点、熱伝導率、密度、腐食電位など物性値が異なるので、今後、これらの因子を含めた基盤的な研究を推進することが必要である。

## 課題③ 継手シミュレーションモデルの開発

### (a) 摩擦点接合(FSSW)継手モデル

#### 1. 目的

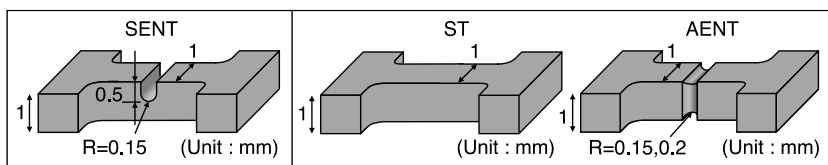
本 FS 研究では、溶融亜鉛メッキ鋼板 (GI 板) とアルミニウム合金板 (A6061 板) を摩擦攪拌点接合法 (FSSW) で作製した薄板重ね継手を対象とし、数値シミュレーションベースの継手強度予測手法を構築することを目的とした。そこで、十字引張強さおよび引張せん断強さの支配因子を主として実験・観察により明確にし、破壊モデルを提案して継手強度・破断挙動の予測シミュレーションを行った。

#### 2. 継手強度予測のための破壊モデルの提案

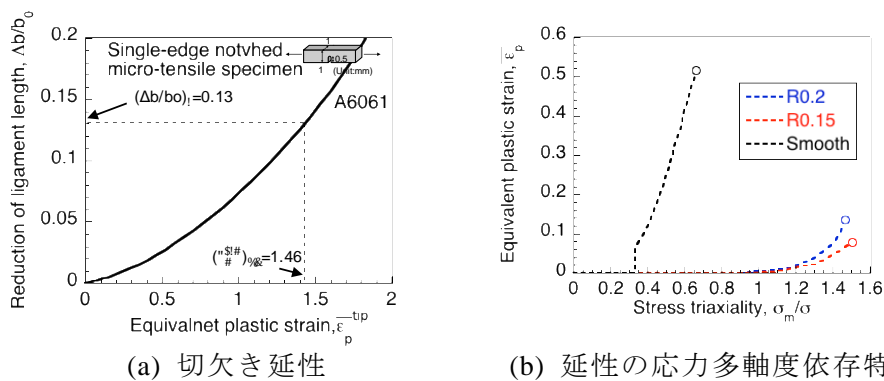
GI 板と A6061 板の摩擦攪拌点接合継手に種々の負荷が作用した際の継手強度を予測するために、マルチ破壊モデルを提案した。これは、I. アルミニウム合金内での延性破壊モデルと、II. 界面での剥離破壊モデルを組合せたものであり、それぞれの破壊条件を競合させることで継手の破壊位置・挙動とマクロ破壊強度を数値シミュレーションにより予測しようとするものである。本モデルは、材料の基本特性試験の結果からモデルに含まれるパラメータを一義的に決定できることを目的に提案したもので

あり、特性評価試験を提案しながらパラメータの決定を行った。

アルミニウム合金の延性破壊モデルには、応力・ひずみ集中部からのせん断すべり型の延性亀裂の発生を予測するために提案してきた「局所相当塑性歪一定条件」、また、等軸ディンプルを伴う延性亀裂の進展を再現するために提案してきた、延性損傷発展と損傷を含む材料の弾塑性応答を考慮した延性損傷数理モデルを適用した。このような延性破壊モデルの適用に必要な薄鋼板の材料特性を評価する手法として、**図 3-2.2.12-59** に示す微小引張試験を提案し、**図 3-2.2.12-60** のように材料特性（延性特性）を取得することができた。



**図 3-2.2.12-59 薄鋼板の延性特性取得のための微小試験片**



**図 3-2.2.12-60 延性損傷シミュレーションに必要な A6061 薄板の延性特性**

一方、界面剥離破壊モデルには、GI 板と A6061 板のマクロ界面（SEM レベルでの IMC が存在しない接合領域での界面）の結合力モデルを適用した。界面の垂直方向（ $n$  方向）およびせん断方向（ $s$ 、 $t$  方向）に線形弾性の結合力—分離挙動を示す結合力要素を適用し、損傷発生基準に達すると節点間の結合が失われるようにモデル化した。損傷発生は、面内垂直方向およびせん断方向の限界界面応力をそれぞれ  $t_{n,cr}$ 、 $t_{s,cr}$ 、 $t_{t,cr}$  として式(2)で表される最大応力基準を採用した。

$$\max \left\{ \frac{t_n}{t_{n,cr}}, \frac{t_s}{t_{s,cr}}, \frac{t_t}{t_{t,cr}} \right\} = 1 \quad (2)$$

限界界面応力  $t_{n,cr}$ 、 $t_{s,cr}$  および  $t_{t,cr}$  を同定する特性評価試験片として、**図 3-2.2.12-61(a)** に示すように標準破壊靱性試験片である C(T)試験片を模した試験片を作製して用いることとした。これは、接合部外周部から切出した試片に別途加工した補助部材を接着接合することで C(T)試験片とし、接合部と未接合部の境界を亀裂先端と見立てた試験片である。このような破断試験に加えて、**図 3-2.2.12-61(b)** に示すように結合力モデルを C(T)試験片の三次元弾塑性 FEM 解析モデルの界面に配して数値シミュレー



ションを実施することで、実験結果との対応から限界界面応力を決定することとした。このような手法により、亀裂発生時における初期亀裂先端の局所開口応力  $t_{n,cr}=1060 \text{ MPa}$  が、当該接合継手界面の局所限界垂直応力として同定することができた。

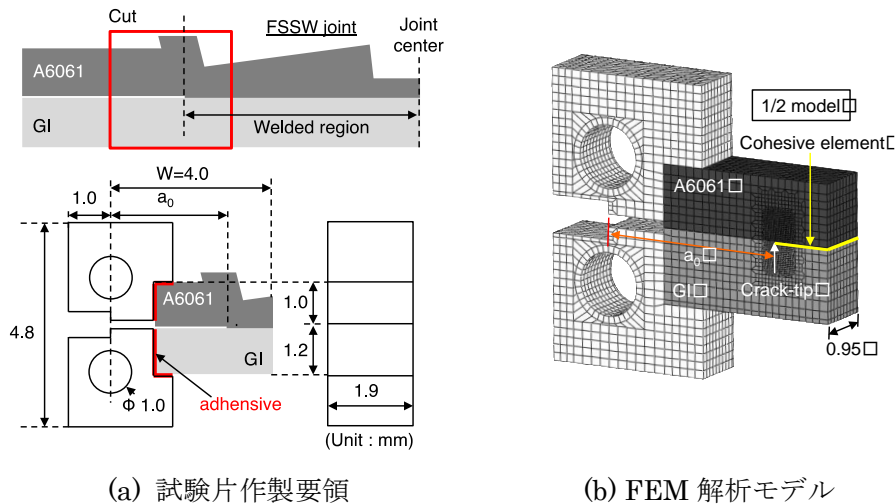


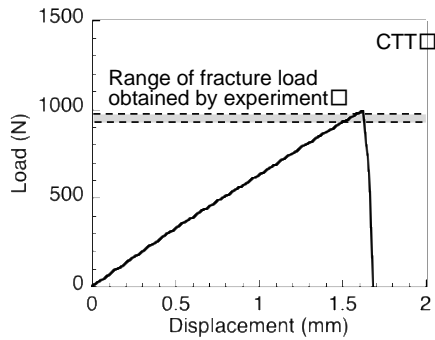
図 3-2.2.12-61 界面剥離限界局所応力の取得のための小型試験片（C(T)試験片）

### 3. シミュレーションによる継手強度予測と実験結果との比較

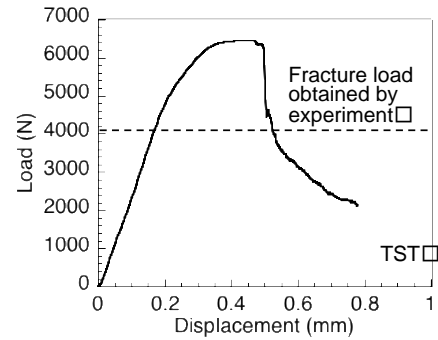
提案したマルチ破壊モデルに同定した材料パラメータを適用して、継手の十字引張試験および引張せん断試験による破断挙動も含めた強度予測シミュレーションを行った。なお、界面剥離破壊モデルでは、同定した局所限界垂直応力  $t_{n,cr}$  と限界せん断応力 ( $t_{s,cr}$ 、 $t_{t,cr}$ ) が同じと仮定した。

十字引張試験のシミュレーションで得られた結果を別途実施した実験結果と比較して図 3-2.2.12-62 に示す。実験結果と同様に A6061 のプラグ破断ではなく界面での剥離破断が先行して生じており、脆性的な破断を再現することができた。また、剥離破断荷重は実験結果とほぼ同じであり、本シミュレーションにより十字引張強度を精度よく予測できることが実証された。

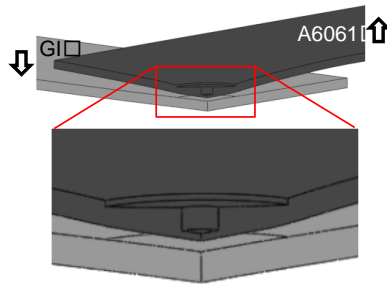
一方、引張せん断試験のシミュレーションでは、図 3-2.2.12-63 に示すように実験での破断荷重を大きく超える最大荷重を示した。また破断挙動を見ると、本シミュレーションでは実験で見られた界面破断支配型（GI 板引張側（Side A）の接合部縁での亀裂発生・進展支配型）の破断挙動を再現できず、A6061 引張側（Side B）での接合部縁から A6061 内への延性亀裂発生・進展が先行し、最終的にプラグ破断する結果となった。解析で得られた局所応力の分析から、十字引張試験片の接合部縁の界面では開口（垂直）応力が支配的であるのに対し、引張せん断試験片では開口応力だけでなくせん断応力成分の割合も大きく混合モード状態になっていることがわかった。すなわち、引張せん断試験の破断挙動および破断強度を精度よく予測するためには、せん断方向の局所限界応力 ( $t_{s,cr}$ 、 $t_{t,cr}$ ) を取得し、さらには混合モード状態での破壊クライテリアを明確にする必要性が示唆された。



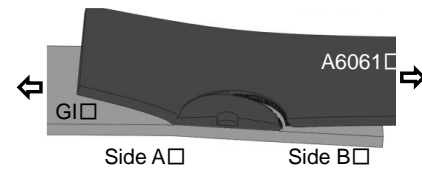
(a) 実験とシミュレーションの破断荷重の比較



(a) 実験とシミュレーションの破断荷重の比較



(b) シミュレーションで得られた破断挙動



(b) シミュレーションで得られた破断挙動

図 3-2.2.12-62 十字引張試験

図 3-2.2.12-63 引張せん断試験

#### 4. まとめ

本研究では、溶融亜鉛メッキ鋼板（GI板）とアルミニウム合金板（A6061板）を摩擦攪拌点接合法（FSSW）で作製した薄板重ね継手を対象とし、数値シミュレーションベースで継手の強度予測を可能とする破壊モデルを提案し、目的を達成できた。ただし、引張せん断試験の破断挙動および破断強度を精度よく予測するためには、さらなる破壊モデルの拡張の必要性が示唆された。

#### (b) 接着継手モデル

##### 1. 研究経緯と目的

接着を用いた実構造の設計のためには接着部の強度評価が不可欠となる。従来の接着の強度試験法として、重ね継手のはく離試験や引張せん断試験などが挙げられる。しかし、これらの試験から得られるはく離強度やせん断強度は、大きなバラツキを持ち、接着剤同士の相対評価となるとともに、はく離試験から得られるはく離強度（単位長さあたりの限界荷重）を設計に直接適用するのは困難である。特に実構造においては接着部において複雑な多軸応力状態が生じることが想定されるので、多軸応力下における接着部の強度評価手法を見出すのが望ましい。

そこで、本プロジェクトの先行研究として、多軸応力下における接着強度評価手法の提案が行われた。端部応力集中を発生させず、かつ多軸応力状態を制御できる波型接着面を持つ異材・同材円筒型試験片（図 3-2.2.12-64）を作製し、引張試験により接着剤の破損則を同定した。荷重-変位曲線から求められる比例限を接着部の破損の開始点と定義し、同一の接着層厚みに対して、応力テンソルの第1不変量  $I_1$  と偏差応力テンソルの第2不変量  $J_2$  から構成される破損則が得られた（図 3-2.2.12-65）。

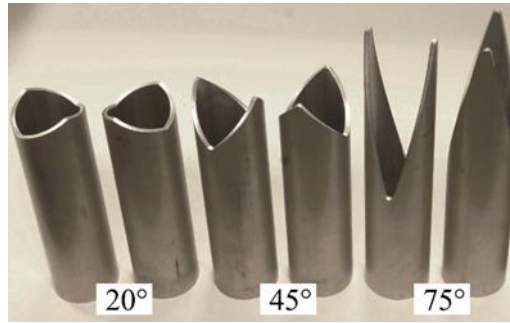


図 3-2.2.12-64 波型接着面を持つ異材・同材円筒型試験片

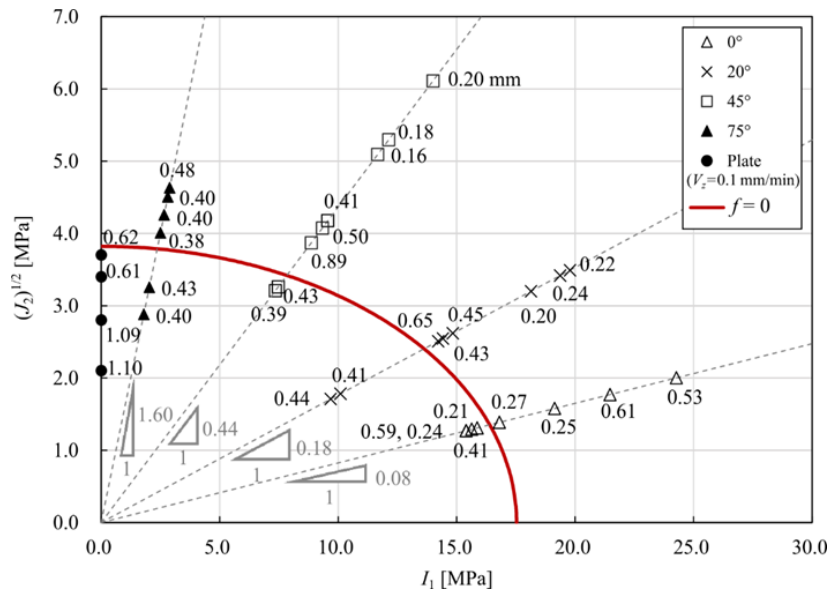


図 3-2.2.12-65 破損関数の材料パラメータの同定

しかし、得られた破損則に基づいた実用的な接着構造の設計指針については未だ十分には確立していない。そこで、本研究ではマルチマテリアル接着構造設計に向けて①多軸応力下での破損則に基づいた接着界面形状の最適化手法の構築と、実用的な塑性加工後の接着構造部材への適用の検証として②実構造を想定した多段折曲げ平板接着試験片の強度評価を目的とする。

## 2. 多軸応力下での破損則に基づいた接着界面形状の最適化手法の構築

本項目においては、本研究の目的①である接着界面形状最適化問題の定式化を行い、応力集中の生じない薄肉円筒突合せ型接着構造において、数値解析的に検討する。

接着層をもつマルチマテリアル連続体として、図 3-2.2.12-66 の力学モデルを考える。ここで、 $A_1, A_2$  は異種材料、 $B$  は接着層を表す。 $p$  は表面力で  $f$  は体積力である。このとき、各材料 ( $m = A_1, A_2, B$ ) の領域  $\Omega_m$  と境界  $\Gamma_m$  上および  $\Gamma_1, \Gamma_2$  上における境界値問題の弱形式は、変位  $u$ 、変位拘束を満たす任意のベクトル  $v$  に関して次式で表される。

$$a_{A_1}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) - h_{1A_1}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) + a_{A_2}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) - h_{2A_2}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) + a_B(\mathbf{u}, \mathbf{v}) - h_{1B}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) - h_{2B}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) - l(\mathbf{v}) = 0, \quad \forall \mathbf{v} \in U \quad (3)$$

ここで、 $a(\mathbf{u}, \mathbf{v})$ と $h(\mathbf{u}, \mathbf{v})$ は双1次形式を表し、 $l(\mathbf{v})$ は1次形式を表す。ベクトル $\mathbf{v}$ が界面上で連続で、界面上の表面力が釣り合うと仮定すると、式(3)の支配方程式は次式のように簡便化される。

$$a_{A_1}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) + a_{A_2}(\mathbf{u}, \mathbf{v}) + a_B(\mathbf{u}, \mathbf{v}) - l(\mathbf{v}) = 0, \quad \forall \mathbf{v} \in U \quad (4)$$

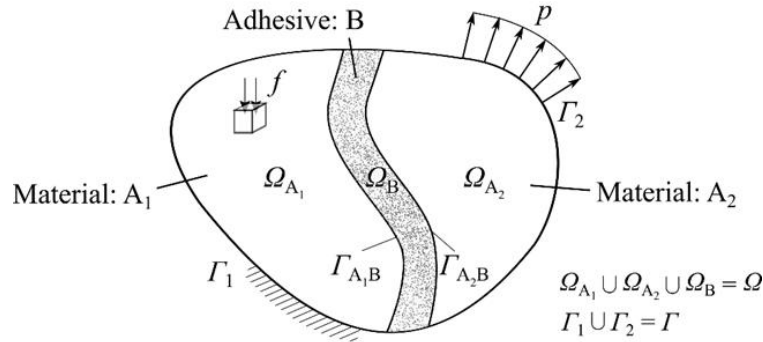


図 3-2.2.12-66 接着層をもつマルチマテリアル問題

多軸応力下で接着部の強度評価を行うための関数として、従来の研究より得られた次式の破損関数を用いる。

$$f = c_0 J_2 + c_1 I_1 + c_2 I_1^2 + c_3 \quad (5)$$

ここで、 $I_1$ は応力テンソルの第1不変量、 $J_2$ は偏差応力テンソルの第2不変量である。式(5)の破損関数 $f$ は無負荷の状態では $f < 0$ であり、荷重が負荷されて $f = 0$ となる時に破損が生じる。接着層内で応力は分布しているため、破損関数 $f$ も接着層内で分布している。より強度の高い構造を得るには、接着部に生じる破損関数 $f$ の全体的な値を下げつつ、分布の幅も抑える必要があると考えられる。そこで、本研究では、最適化問題の目的関数として、次式のように破損関数の応力不変量の項の2乗和を用いる。

$$\text{Find } \Omega_B : \min_{\Omega_B} F, \quad \text{where } F = \frac{\int_{\Omega_B} (f - c_3)^2 d\Omega}{\int_{\Omega_B} d\Omega} \quad (6)$$

以上より、形状最適化問題は接着層領域 $\Omega_B$ を設計対象として次式で表される。

$$\begin{aligned} & \min_{\Omega_B} F(I_1, J_2) \\ & \text{subject to Eq.(3) and} \\ & V_B = \bar{V}_B \text{ where } V_B = \int_{\Omega_B} d\Omega \end{aligned} \quad (7)$$

次に、形状最適化解析のフローチャートを図 3-2.2.12-67 に示す。

- ① 初期 FEM モデルを作成し、式 (4) で表される境界値問題の弱形式を有限要素法で解析する。
- ② 得られた応力から式 (6) の目的関数を計算
- ③ 目的関数の変化率を用いて、収束判定
- ④ 収束した場合はそのときの FEM モデルを最適形状とみなす。  
収束していない場合は、随伴方程式を FEM を用いて解析する。
- ⑤ ①と④により得られた変位  $\mathbf{u}$  と随伴変数  $\mathbf{v}$  より、形状勾配関数  $\mathbf{G}$  を算出
- ⑥ 得られた形状勾配関数より、 $H^1$  勾配法のひとつである力法を用いて、形状更新に用いる速度場を解析
- ⑦ ⑥で得られた速度場  $\mathbf{V}$  を用いて、式(7)で表される体積制約を満たすように FEM モデルの形状を更新

以上の解析の流れを繰り返し、④の収束判定で収束するまで繰り返し計算を行う。

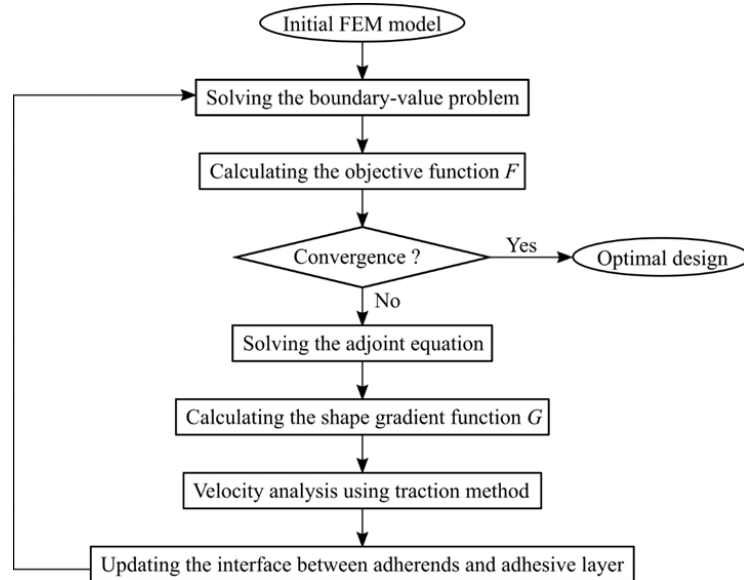


図 3-2.2.12-67 解析のフローチャート

図 3-2.2.12-68 に本研究で用いた解析モデルである、薄肉円筒突合せ型接着構造の FEM モデルを示す。一端を完全固定し、他端にトルク  $T$  と引張荷重  $F$  を負荷して、接着層に任意の組み合わせ応力比  $\alpha$  の引張応力とせん断応力を生じさせる。このとき、円筒の外半径を  $R$ 、内半径を  $a$ 、肉厚を  $t$  とすると次式が成り立つ。

$$\sigma_z = \frac{F}{\pi(R^2 - a^2)} \approx \frac{F}{2\pi a t} \quad (8)$$

$$\tau(r) = \frac{2T}{\pi(R^4 - a^4)} r \approx \frac{T}{2\pi a^2 t} \quad (9)$$

$$\alpha = \sigma_z / \tau \quad (10)$$

解析に用いた各材料の物性値を表 3-2.2.12-10 に示す。ここで、接着剤の物性値は、先行研究で破損則の同定に用いられた市販の接着剤（Hardloc™: M-600-08, デンカ株）の試験で得た値を用いている。

破損関数の材料パラメータとして (i) 接着層に強い接着剤の場合と (ii) 体積変化を伴わないゆがみ変形に強い接着剤の場合を想定し、それぞれの最適界面形状を数値解析で検討した。なお、FEM モデルが完全に軸対称であると、形状変化が生じないため、接着層の形状に初期不整として微小な正弦波を与えた。得られた最適形状を図 3-2.2.12-68(i)(ii)に示す。

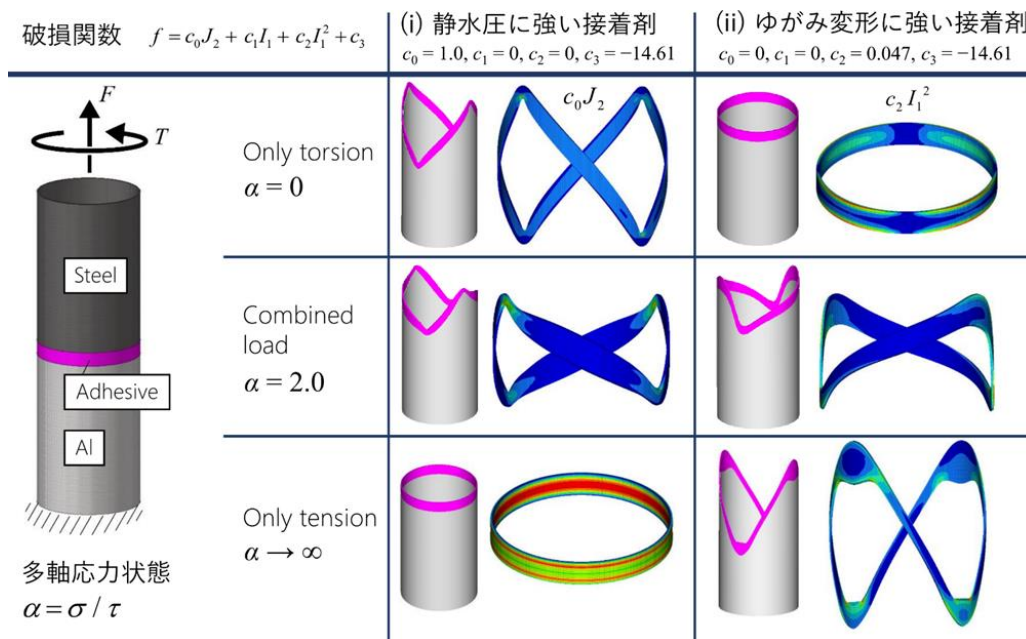


図 3-2.2.12-68 薄肉円筒突合せ型接着構造の界面最適形状

表 3-2.2.12-10 各材料の物性値

Material	Young's modulus	Poisson ratio
Steel	210 GPa	0.3
Al	70 GPa	0.3
Adhesive	352 MPa	0.4

図 3-2.2.12-68 より、(i) 静水圧に強い接着剤の場合は引張荷重よりもトルクの割合が大きくなればなるほど ( $\alpha$  の値が小さくなればなるほど) 接着層に傾斜が生じていることがわかる。一方で、(ii) ゆがみ変形に強い接着剤の場合は、トルクよりも引張荷重の方が大きくなればなるほど ( $\alpha$  の値が大きくなればなるほど) 接着層に傾斜が生じていることがわかる。これは、(i) の場合は接着層に生じる Mises 応力を減少させるために、接着層に傾斜を形成することで薄肉円管に生じるせん断応力が接着層では垂直応力に変換される形状となるからである。(ii) の場合は (i) と逆で、薄肉円管側に生じる垂直応力を接着層ではせん断応力に変換する事で、接着層に生じる静水圧を減少させる構造となっている。

それぞれの最適形状における接着層の傾斜角を図 3-2.2.12-69 のように算出し、簡易的な解析解と比較を行う。接着層の傾斜は図のように  $r$  軸方向に対して反時計まわりの回転角  $\varphi$  を用いて計測した。また、円筒の接着層が周方向に連結するためには、必ず傾斜角が正となる箇所と負となる箇所の両方が存在する。そのため、それぞれの傾斜角を便宜上  $\varphi^+$ ,  $\varphi^-$  と区別する (図 3-2.2.12-69)。

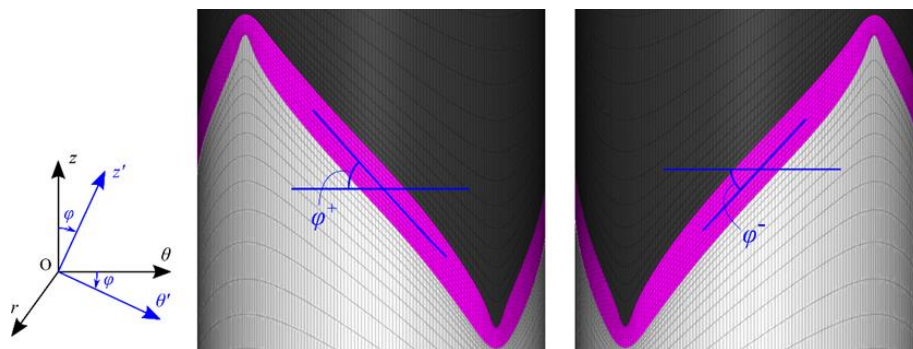
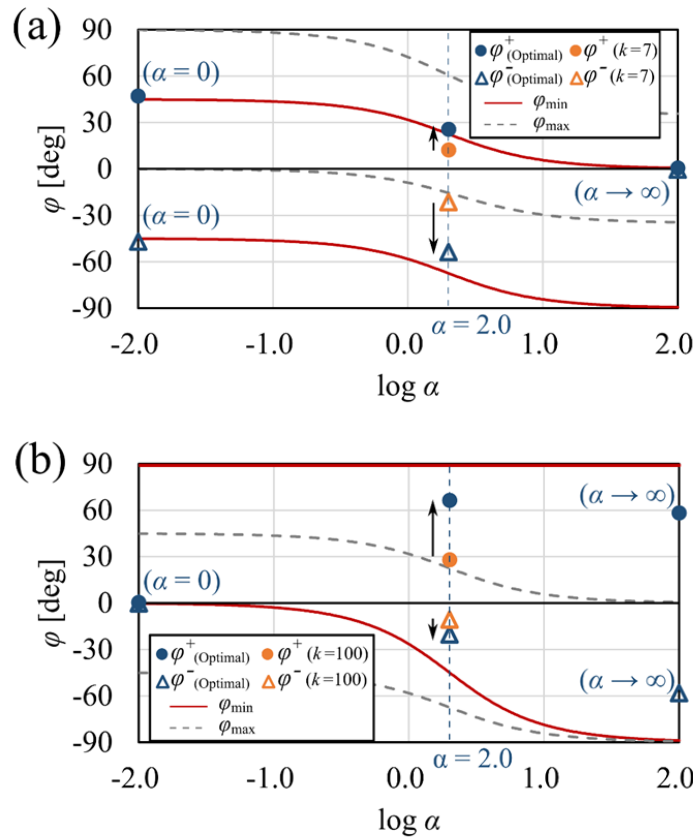


図 3-2.2.12-69 最適形状における接着層の傾斜角

接着層に生じる周方向のひずみと半径方向に生じる応力を微小と仮定することで、一般化 Hooke の法則および外力とのつり合い式から、接着層に生じる応力を簡易的に求めることができる。簡易的に求めた応力から、破損関数を計算し、破損関数を最小または最大とするときの接着層の角度  $\varphi_{\min}(\alpha)$ ,  $\varphi_{\max}(\alpha)$  を解析的に導出した。 $\log \alpha$  に対するそれぞれの角度のプロットを図 3-2.2.12-70 に示す。

図 3-2.2.12-70(a), (b) は (i) 静水圧に強い接着剤の場合の傾斜角、(ii) ゆがみ変形に強い場合の傾斜角をそれぞれ示している。 $\alpha = 0, \infty$  の最適形状から計測された  $\varphi^+$ ,  $\varphi^-$  は便宜上  $\log \alpha = -2.0, 2.0$  にプロットしている。図 3-2.2.12-70(a) より、得られた最適形状の接着層の傾斜角は簡易的に導出される解析解  $\varphi_{\min}$  と近い値をとっていることが確認された。一方で、図 3-2.2.12-70(b) の  $\alpha = 2.0, \infty$  においては  $\varphi_{\min}$  程に大きい傾斜角を形成していない。この原因のひとつとして、簡易的に導出された解では  $90^\circ$  でも接着界面に均一な応力が生じることを仮定して導出されているが、実際のモデルではその仮定は成り立たないためである。しかし、図 3-2.2.12-70(b) において、 $\alpha$  が大きくなるにつれて解析解  $\varphi_{\min}$  と同様に最適形状の傾斜角  $\varphi^+$  と  $\varphi^-$  の大きさも大きくなって

おり、 $90^\circ$  程ではないが、 $\varphi^+ \approx 60^\circ$  という比較的大きな傾斜角を形成していることが確認された。



(a) 静水圧に強い接着剤(iの場合)、(b)ゆがみ変形に強い接着剤(iiの場合)

図 3-2.2.12-70 最適形状における接着層の傾斜角と解析解の比較

図 3-2.2.12-68 より、得られた最適接着界面形状は傾斜をもつだけでなく、折曲り部（凸部）においても特徴的な形状をしていることが確認される。特に折曲り部の形状変化が顕著であった (i) の  $\alpha = 0$  の最適形状の折曲り部を図 3-2.2.12-71 に、(ii) の  $\alpha \rightarrow \infty$  の折曲り部を図 3-2.2.12-72 にそれぞれ示す。

図 3-2.2.12-71 と図 3-2.2.12-72 を比較すると、接着層の傾斜部の角度  $\varphi^+$ 、 $\varphi^-$  は図 3-2.2.12-71 の場合（図 3-2.2.12-70(a) の  $\alpha = 0$  の場合）よりも図 3-2.2.12-72 の場合（図 3-2.2.12-70(b) の  $\alpha \rightarrow \infty$  の場合）の方が大きいにも関わらず、図 3-2.2.12-71 の方が折曲り部では尖っている。実際に図 3-2.2.12-71(a)において傾斜角  $\varphi_2$  を計測すると、 $\varphi_2^- = -52.7^\circ$ 、 $\varphi_2^+ = 49.7^\circ$  であり、それぞれ  $\varphi^- = -47.1^\circ$ 、 $\varphi^+ = 47.1^\circ$  の傾斜部の角度よりも大きくなっていることがわかる。これは、Mises 応力を減少させるために、トルクによってせん断応力が生じる水平部を減らすように形状が最適化されたため、尖った形状が形成されたのだと考えられる。

一方で、(ii) ゆがみ変形に強い接着剤の場合（図 3-2.2.12-72）は、折曲り部で接着層の厚みが増加して緩やかな形状となっている。これは、引張荷重によって生じる静水圧の応力集中を、形状を緩やかにすることで緩和させようとするためだと考えられる。



以上より、本項目で定式化された最適化手法により、多軸応力下で接着構造の強度を向上させる接着界面形状を得られ、力学的にも妥当な形状であることが確認された。得られた最適形状は、接着層に生じる (i) Mises 応力を減少させる場合と (ii) 静水圧を減少させる場合で異なる傾斜角を接着層に形成するだけでなく、折曲り部においても曲率の異なる形状を形成することがわかった。

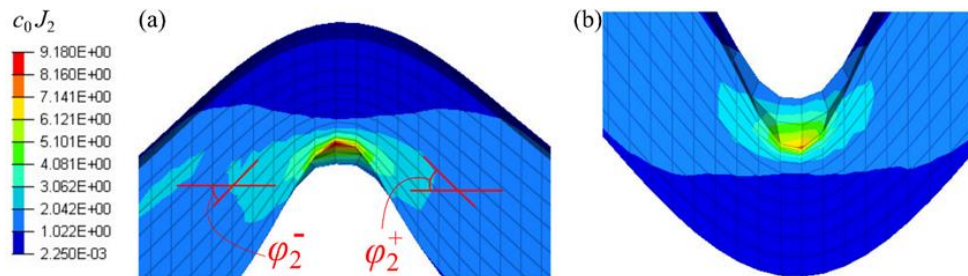


図 3-2.2.12-71 (i) Mises 応力を減少させる場合における最適形状の折曲り部の拡大図

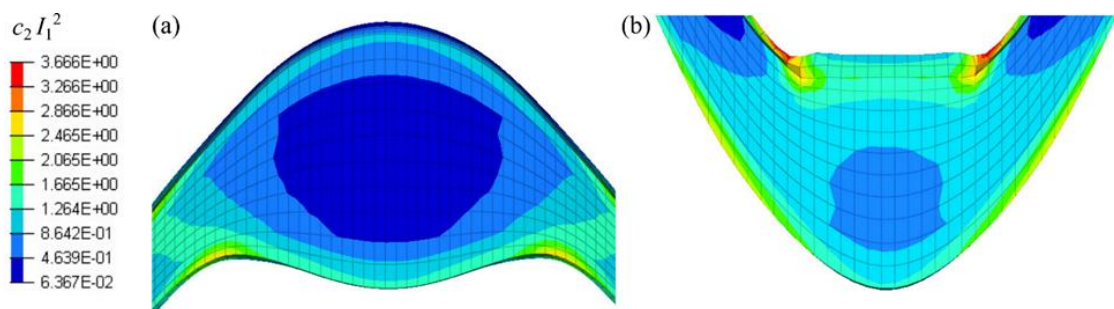


図 3-2.2.12-72 (ii) 静水圧を減少させる場合における最適形状の折曲り部の拡大図

### 3. 実構造を想定した多段折曲げ平板接着試験片の強度評価

2 章では、自由端において応力集中の生じない薄肉円筒の突合せ型接着構造に形状最適化を適用し、最適形状を得た。その結果、折曲げ部において Mises 応力を減少させる場合 (図 3-2.2.12-71) と静水圧を減少させる場合 (図 3-2.2.12-72) とで異なる曲率の最適形状を形成した。このことは、実接着構造の強度評価を考える上で折曲り部の形状が影響を与えうることを示唆している。

実用上、曲げ加工を施した板材の重ね合せ接着が重要となる。ここではアルミ合金 A5052 をプレス加工により多段に折曲げた後に接着した試験片に対し、引張荷重を与えて破損応力を評価する。

はじめに、有限要素法を用いて、折曲り部の形状が接着の破損強度に与える影響を検討した。図 3-2.2.12-73 に作成した有限要素解析モデルを示す。一端を完全固定して、他端に移動拘束を与えながら引張荷重を与える。

試験片の折曲り部と傾斜部の解析結果を図 3-2.2.12-74 と図 3-2.2.12-75 にそれぞれ示す。試験片の折曲り部と傾斜部に生じる  $I_1$  と  $\sqrt{J_2}$  の分布図を比較すると、折曲り部

(図 3-2.2.12-74) では  $I_1$  の方が優位となっており、傾斜部では  $\sqrt{J_2}$  の方が優位となっていることがわかる。そのため、折曲り部では静水圧を減少させる形状(図 3-2.2.12-72)に近づける方が、構造全体の破損強度を向上させるだろうと予測される。実際に折曲り部の厚み  $h_R$  (図 3-2.2.12-73) を変化させた解析モデルを 6 種類作成し解析を行った。ある要素の破損関数の値が  $f = 0$  となるときの限界荷重を求め、試験片全体の初期断面積で除した値を破損応力  $\sigma_f$  と定義する。

表 3-2.2.12-11 に各解析モデルの折曲り部の接着層厚さ  $h_R$  と破損応力  $\sigma_f$  を示す。表 3-2.2.12-11 より、予測どおり  $h_R$  が大きいほうが比較的  $\sigma_f$  が大きい傾向となることがわかる。

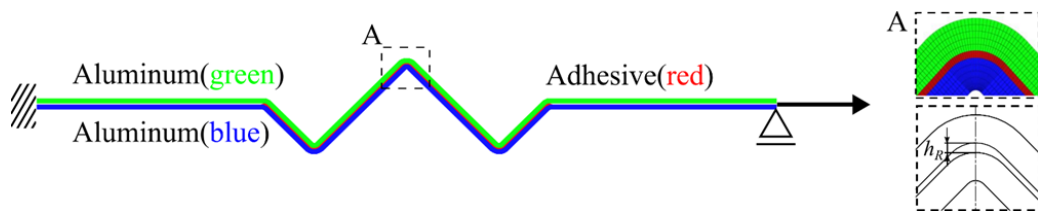


図 3-2.2.12-73 多段折曲げ接着構造の有限要素解析モデル

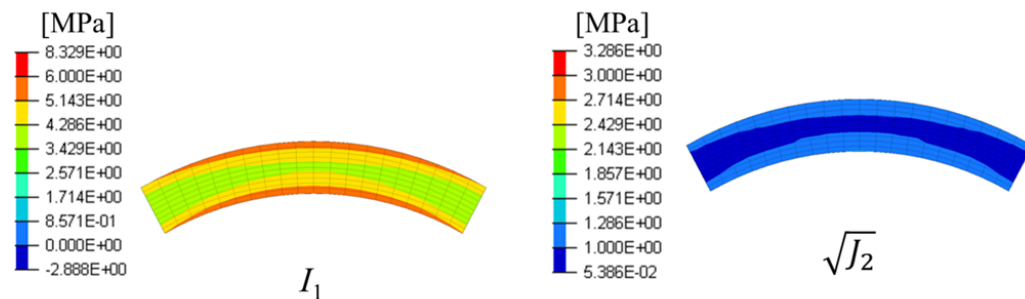


図 3-2.2.12-74 折曲り部の接着層内における  $I_1$  と  $\sqrt{J_2}$  の分布

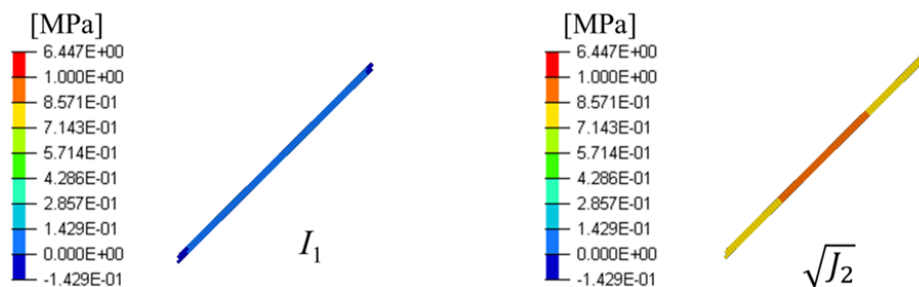


図 3-2.2.12-75 傾斜部の接着層内における  $I_1$  と  $\sqrt{J_2}$  の分布

表 3-2.2.12-11 試験片の折曲り部の接着層厚さと破損応力

折曲り部の 接着層厚さ $h_R$ [mm]	0.12	0.31	0.43	0.72	1.14	1.47
破損応力 $\sigma_f$ [MPa]	1.28	1.62	1.78	2.19	2.06	2.03

次に、実接着構造において強度評価を行うため、図 3-2.2.12-76 のようにアルミ合金 A5052 を用いた多段折曲げ接着試験片を 9 本作製した。接着剤には市販の接着剤（Hardloc™: M-600-08, デンカ㈱）を用いた。

各試験片の折曲り部の厚さ  $h_R$  を表 3-2.2.12-11 に示す。図 3-2.2.12-77 に示すように引張試験機（オートグラフ AG-50kNX, 島津製作所（株））を用いて各試験片の引張試験を行った。接着層内部のボイド生成の様子を観察するため、試験片に照明を当て、前後両方向からマイクروسコープにより画像を取得した。また、A5052 板にひずみゲージを合計 4 箇所貼って被接着材側に生じるひずみも計測した。クロスヘッド速度は 1.0 mm/min とし、変位が 20 mm となるまで引張荷重を負荷し、その後除荷を行った。得られた各試験片の荷重-変位曲線を図 3-2.2.12-78 に示す。

本研究では、接着層の破損の開始点を接着層の非線形変形応答の開始点（比例限）として定義する。図 3-2.2.12-76 の接着試験片は A5052 板と接着剤から構成されるが、A5052 板と接着剤の剛性の違いから、系全体の変形応答の非線形性の開始は、接着層の非線形変形応答の開始と見なすことができる。よって、引張試験より得られた荷重-変位曲線（図 3-2.2.12-78）の非線形変形応答の開始点を、接着層に破損が生じる限界荷重  $P_p$  と同定し、この限界荷重を試験片全体の初期断面積で除した公称応力（比例限）を破損応力  $\sigma_f$  とする。

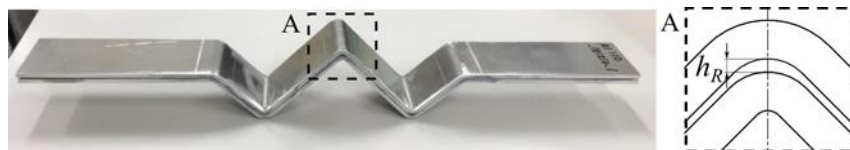


図 3-2.2.12-76 多段折曲げ平板接着試験片

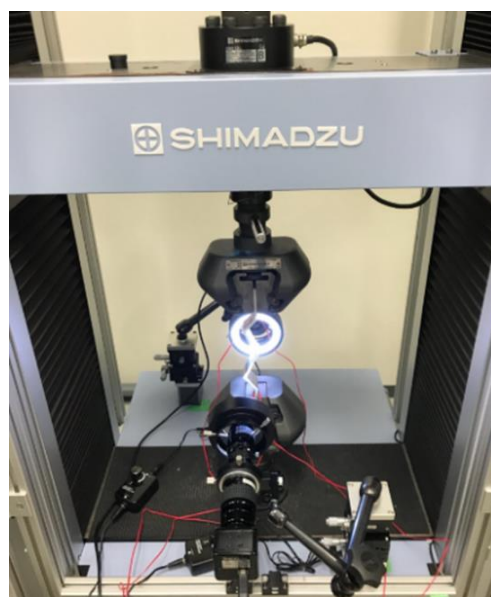


図 3-2.2.12-77 引張試験の概観(試験片に照明を当ててマイクروسコープにより観察)

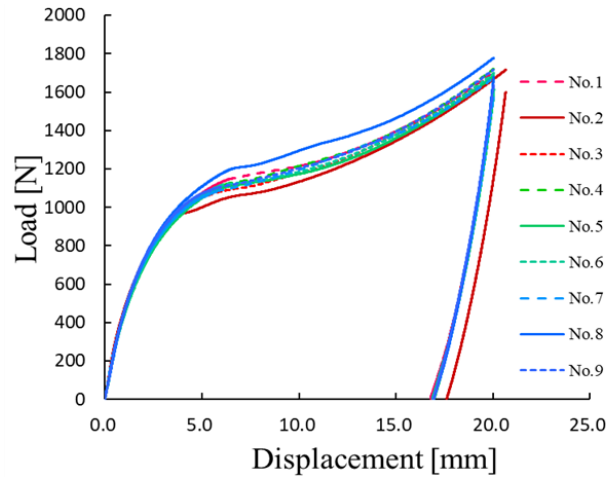


図 3-2.2.12-78 各試験片の荷重-変位曲線

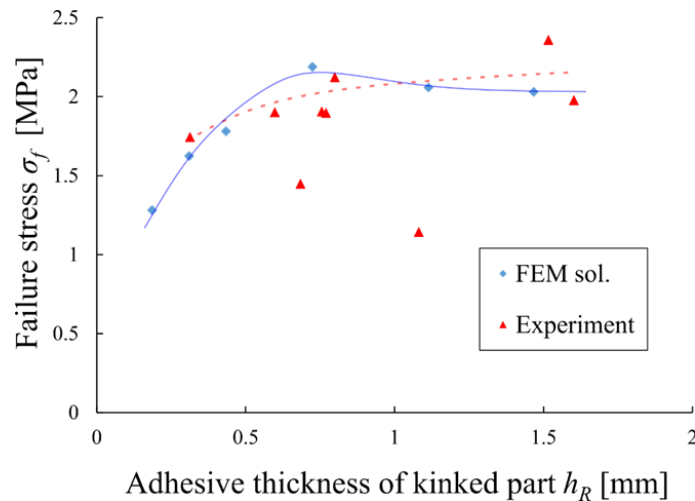


図 3-2.2.12-79 有限要素解析と引張試験から得られた破損応力  $\sigma_f$  の比較

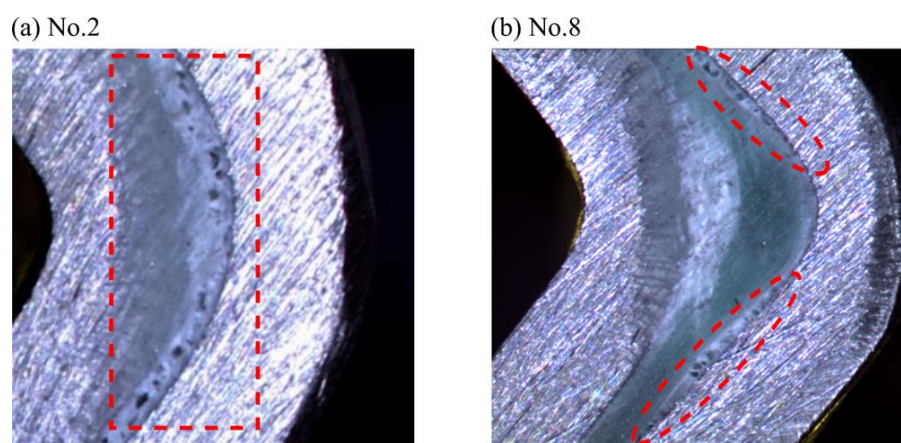
FEM 解析により得られた破損応力と引張試験により得られた比例限の比較を図 3-2.2.12-79 に示す。図から、引張試験により得られた比例限  $\sigma_f$  はバラツキが大きいものの、極端に応力値の低い 2 点（1.5 MPa を下回る 2 点）を除けば、FEM による予測と比較的一致していることが確認された。

FEM の結果より、折曲り部の接着層厚み  $h_R$  が大きいほうが折曲り部の静水圧が緩和されて破損応力  $\sigma_f$  が大きい傾向となった。一方で、引張試験の比例限  $\sigma_f$  の値からは  $h_R$  の影響が十分には確認されなかった。これは、 $h_R > 0.5\text{mm}$  においては十分に応力集中が緩和されているため、 $\sigma_f$  に有意な差が見られないのだと考えられる。よって、実構造試験片における  $h_R$  と  $\sigma_f$  の関係をより検討するためには、更に多くの  $h_R < 0.5\text{ mm}$  の試験片の引張試験が必要である。

引張試験時のマイクロ스코プにより取得された画像より、接着部が完全にはく離するまでに (a) 接着層内にボイドが生成して層内はく離する場合と (b) 接着界面においてはく離が生じる場合の 2 種類が観察された (図 3-2.2.12-80)。図 3-2.2.12-80 で示した試験片 No.2 と No.8 について、A5052 板に貼付されたひずみゲージから計測さ

れた荷重-ひずみ曲線を図 3-2.2.12-81 にそれぞれ示す。図から、各荷重-ひずみ曲線の非線形応答領域において、曲線の傾きが急激に変化し始める点があることが確認された。この点を破損核の核生成開始点と同定し、その限界荷重を  $P_n$  とする。一方で、マイクロ스코プ画像から視認される破損核生成開始時の限界荷重値  $P_n^{\text{micro}}$  を図 3-2.2.12-81 に黒色の点線で示す。両者を比較すると、接着層内部においてボイドが生成した試験片 No.2 の場合は  $P_n$  と  $P_n^{\text{micro}}$  がほぼ一致しており、界面はく離が生じる試験片 No.8 では明らかに  $P_n$  と  $P_n^{\text{micro}}$  の値が異なっていることがわかる。

全ての試験片について、破損核生成開始時の限界荷重値  $P_n$  と  $P_n^{\text{micro}}$  を求め、図 3-2.2.12-82 に示す。図から接着層内部でボイド生成が観察された No.8 以外の試験片において限界荷重  $P_n$  と  $P_n^{\text{micro}}$  はほぼ一致している。このことから、破損核生成場所（層内か界面）の分類と限界荷重値  $P_n$  と  $P_n^{\text{micro}}$  が一致しているかどうかは対応関係があると思われる。また、接着層内部にボイドが生成し始めているかどうかをひずみの応答から捉えることができるのではないかと考えられる。



(a)接着層内部におけるボイド生成(No.2)、(b)接着界面でのはく離 (No.8)

図 3-2.2.12-80 マイクロ스코プによるボイド観察

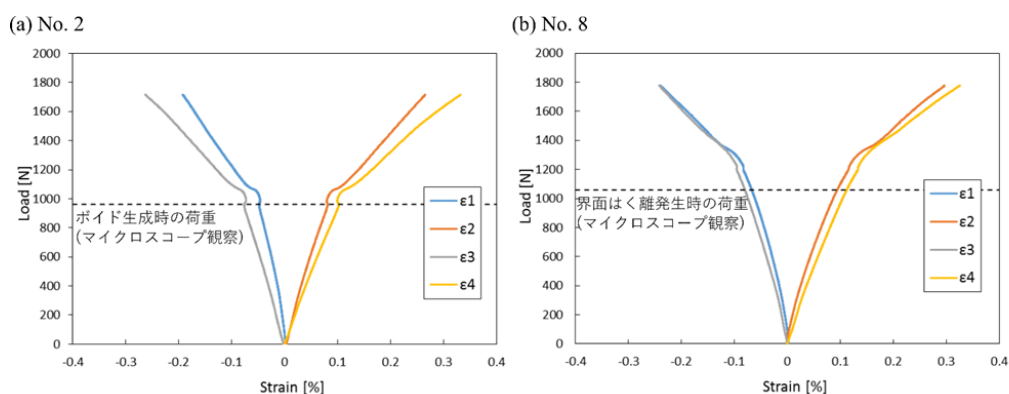


図 3-2.2.12-81 荷重-ひずみ曲線(No.2 と No.8)

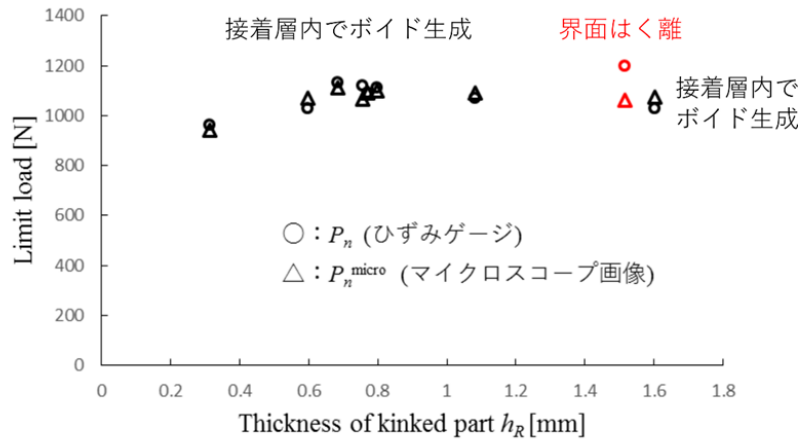


図 3-2.2.12-82 マイクロスコープ観察によるポイド生成時の限界荷重  $P_n^{\text{micro}}$  と荷重 - ひずみ曲線における急激な傾き変化時の限界荷重  $P_n$  の比較

#### 4. まとめ

##### (1) 多軸応力下での破損則に基づいた接着界面形状の最適化手法の構築

破損則を用いた最適化アルゴリズムの開発と実装が行われ、応力集中の生じない薄肉円筒突合せ型接着構造において力学的に妥当な最適形状を得ることに成功した。また、得られた最適形状から実構造設計における重要な知見が得られ、本手法の有用性が示された。そのため、研究目的①は概ね達成されたといえる。

本研究においては、接着剤の破損を荷重-変位曲線から得られる比例限と定義した場合の破損則に基づいているため、最適化プロセスで用いられる有限要素解析は線形弾性解析で十分である。しかし、今後の研究において、接着剤の非線形変形を含めたより精度の高い破損則が構築される場合は、弾塑性解析に基づく最適化手法への拡張が必要であり、本手法は更なる発展の余地があると考えられる。

##### (2) 実構造を想定した多段折曲げ平板接着試験片の強度評価

実構造を想定してアルミ合金 A5052 を用いてプレス加工を施した 2 枚の折曲げ試験片の接着構造を考案し、その接着構造の強度評価を実施した。折曲り部の厚みを変更した有限要素解析モデルと実試験片を作成し、両者に引張荷重を与えた場合の破損応力の比較を行った。有限要素解析による破損則に基づく破損応力の予測が、引張試験から得られる比例限と比較的一致しており、破損則に基づく強度評価は実構造を想定した多段折曲げ平板接着試験片においても有効であることが示された。従って、研究目的②も比例限の評価という観点においては概ね達成されたといえる。

一方で、折曲り部形状と強度の関係性の観点からは、有限要素解析においては折曲り部の接着層厚みが大きい方が強度が高いことが示されるが、試験結果の方はバラツキが大きく、折曲り部の接着層厚みが薄い試験片の試験結果が少ないため、折曲り部の厚みと強度の関係性を見出されなかった。折曲り部形状と強度の関係をより詳細に検討するためには、更に多くのサンプル数の引張試験が必要であろう。

## 課題④ 革新的スポット溶接技術の開発

### 1. 背景と目的

地球温暖化防止の観点から、各国で CO<sub>2</sub> の排出量規制の動きが活発化している。年々規制量は厳しく制限され、今後この規制強化の動きは緩む気配はない。自動車業界の動きとしては、燃費向上策のひとつとして自動車の軽量化を図っており、特に引張強さ 980MPa 以上の超高張力鋼の適用が進んでいる。車体の組み立て工程において、これらの超高張力鋼を適宜適用、推進していくためには溶接技術などの加工技術が非常に重要となる。実際の溶接には抵抗スポット溶接、レーザ溶接、アーク溶接などが用いられるが簡便性、コストの観点より最も多く実用化されているのがスポット溶接であり、自動車 1 台あたり約 3000~6000 点施工される。その一方、車体の衝突時の安全性を担保するためには部材における溶接部の強度の確保が最優先課題である。これらの背景から超高張力鋼を車体に適用するためにはスポット溶接部を高強度に接合する技術の開発が必要不可欠である。

一方で工業的には溶接ラインの生産性確保の観点より、溶接タクトタイム短縮化が図られている。富士電機ではタクトタイム短縮化、それに伴う溶接ラインロボット数の低減、及び熱のロスによる省電力化を顧客価値とした高電流短時間スポット溶接機を開発した。これは富士電機の IGBT を用いたインバータ、及び 10kHz の高周波トランスを構成要素としている。図 3-2.2.12-83 にスポット溶接機の外観写真を示す。筐体は防塵、防水の規格対応のため密閉容器とし、大きさは 425×425×530(430+100)mm である。しかし、この溶接用電源を用いた溶接は従来とは溶接範囲が著しく異なるため、各種溶接仕様を満足する溶接を実現するためには溶接技術の開発が必須である。そこで今回、開発した高電流短時間溶接機を用いて 1.2GPa の溶接技術の確立を行った。

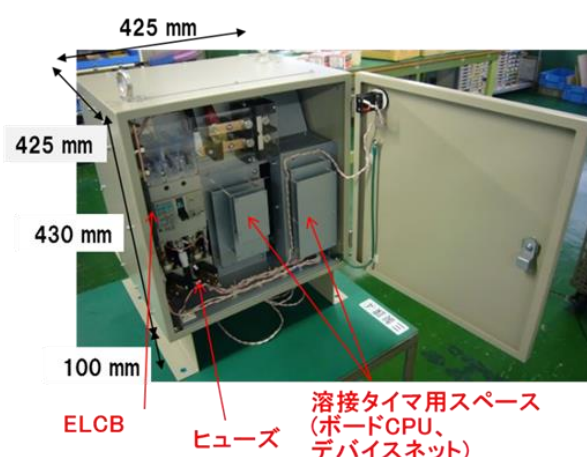


図 3-2.2.12-83 スポット溶接機電源外観

### 2. 台形波形による 1.2GPa 級超高張力鋼の溶接基礎特性

まず本溶接方式における溶接の基礎特性を把握するため台形波形により、通電時間、電流値をパラメータとして溶接を実施し、品質評価（ナゲット径測定、せん断強度試験）を実施した。また、従来方式との比較を行うためナデックス社の溶接機を用い

た溶接品との組織比較を行った。なお、プロセス中における温度変化の経時変化を把握するため、溶接シミュレータを用いて両溶接方式の温度プロファイルの比較を行った。溶接条件、強度試験条件、シミュレーション条件を以下に示す。

【溶接条件】

- ・溶接機：高電流短時間溶接装置
- ・キャップチップ：材質 CrCu、先端形状：R100
- ・水冷温度：10°C
- ・加圧力：600kgf
- ・電流-通電時間：25-15kA - 5~50msec
- ・板材：材質 1.2GPa 級ハイテン、板厚 1.2mm

【せん断強度試験】

- ・引張試験機：インストロン
- ・クロスヘッドスピード：20mm/min

本 FS 研究における目標値を以下に示す。

- ・スパッタ発生無（溶接中目視で確認）
- ・ナゲット径 $\geq 5.48\text{mm}$
- ・せん断強度 $\geq 10.3\text{kN}$

【シミュレーション条件】

- ・シミュレーションソフト：MARC（MSC 社）
- ・使用モード：電流-熱-応力連成解析モード
- ・使用物理パラメータ：参考資料に記載
- ・解析モデル：2D 軸対称モデル

電極端部の温度を 20°C に固定  
 （実際はキャップチップ内を冷却水が流れて冷却している）

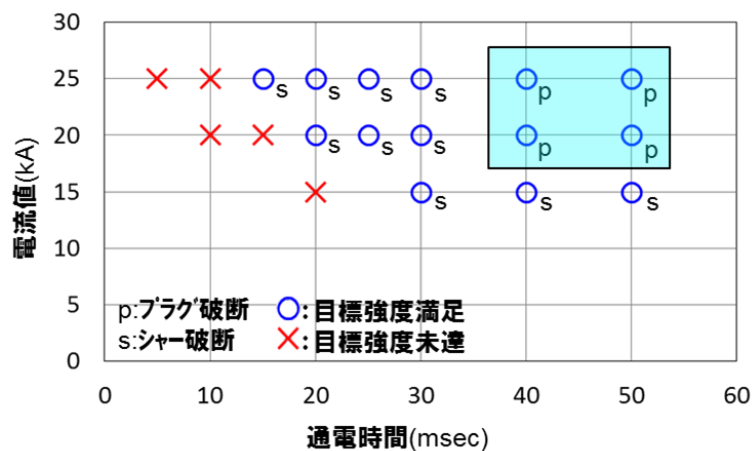


図 3-2.2.12-84 目標 TSS を満足する通电時間と電流値の関係



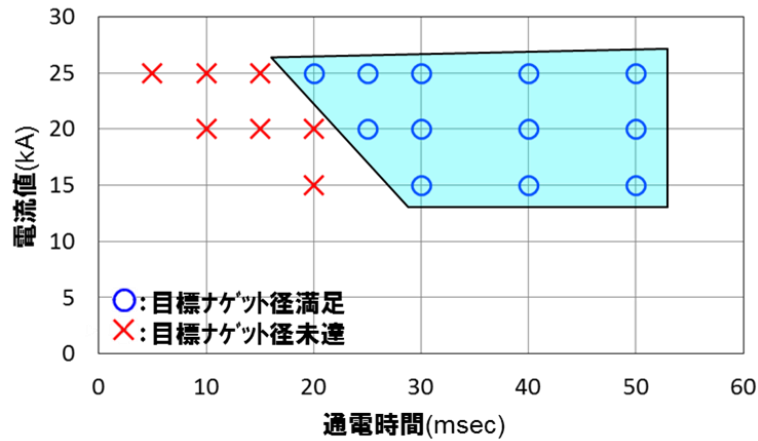


図 3-2.2.12-85 目標ナゲット径を満足する通电時間と電流値

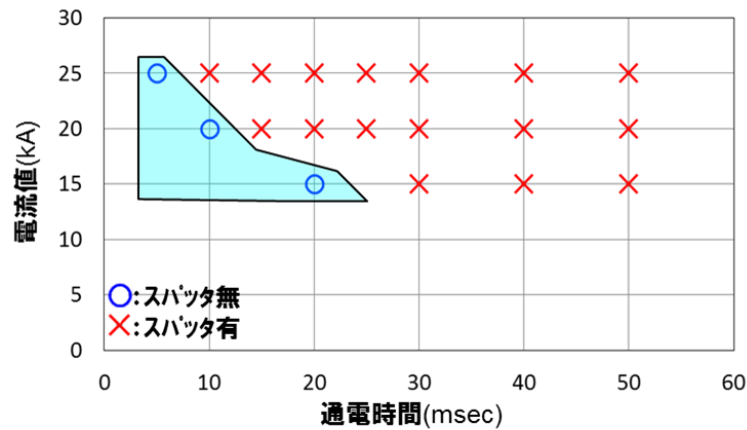


図 3-2.2.12-86 スパッタ発生に及ぼす通电時間と電流値の関係

せん断強度、ナゲット径、スパッタ発生の品質判定結果をそれぞれ図 3-2.2.12-84～図 3-2.2.12-86 に示す。通电時間が低い条件ではナゲットが形成せず、スパッタは発生しなかった。ナゲット径、及び強度は電流値が大きく、通电時間が長くなるほど大きくなる傾向であった。これは熱的・力学的観点から見ても自明であり、従来の溶接方式と同様の傾向である。なお、スパッタは 5ms、10ms 等の短時間溶接条件以外の条件では発生し、ナゲット径の目標値を満足する条件では、スパッタレスにはできなかった。

図 3-2.2.12-87 に開発した高速インバータを電源とした抵抗スポット溶接断面の一例を示す。熱影響部の形状は王冠状（板厚に垂直方向に電極端部接触部、板板間部で広がっている）になっており、電極端部の熱影響部は表面まで及んでいる。その表面には溶着金属と思われるものが存在していたことから表面は溶融していると思われる。図 3-2.2.12-88 に従来方式の電源による抵抗スポット溶接の断面写真を示す。従来方式では熱影響部は小判状となっており、電極端部に表面溶融の痕跡は認められなかった。なお、この条件においてスパッタは発生していなかった。



図 3-2.2.12-87 高速インバータを電源とした抵抗スポット溶接部断面の例(25kA-10ms)



図 3-2.2.12-88 従来溶接機による抵抗スポット溶接部断面

図 3-2.2.12-89、図 3-2.2.12-90 にシミュレーションにより算出した本開発方式と従来方式の昇温過程の温度分布の時間変化を示す。従来方式は板-板間より発熱が始まり、470ms の通電終わりには小判状のナゲットが形成されており、現実のナゲット形状とほぼ一致している。一方、本開発方式を模擬した高電流・短時間通電では、まず電極端部-板間での発熱が見られ、次いで板-板間が発熱して王冠状のナゲットを形成している。従来の 1/10 以下の 30ms で通電が終了しており、シミュレーション結果は現実のナゲット形状とほぼ一致している。なお、開発電源による方式でスパッタが発生している要因は、この電極端部-板間が優先的に加熱、溶融することによるものと考えており、今後、電極形状や通電波形などを最適化していく必要がある。本開発方式は高電流の溶接のため、溶接初期においては電極端部-板間に電流密度が集中し発熱する。発生した熱は大部分が電極への熱伝導により冷却されるが高電流方式では、発熱量が冷却速度よりはるかに大きくなるため、板-板間が発熱するより先に電極端部-板間の温度が上昇する。いったん温度が上昇すると材料の固有抵抗が増加し、より発熱しやすくなるため、後の通電においても同部が加熱した状態が維持され、やがて溶融しスパッタが形成されると考えている。一方、従来方式では電極近傍の加熱と冷却がバランスして、電極端部-板間が優先的に加熱されることはなく、板-板間が優先的に加熱されることで、最終的には小判状のナゲットが形成されるものと考えている。その結果、板表面の溶融がなくスパッタが抑制できていると思われる。これらの結果から、開発電源による方式の課題として、電極-板間の溶融によるスパッタを抑制する必要があることが明らかとなった。

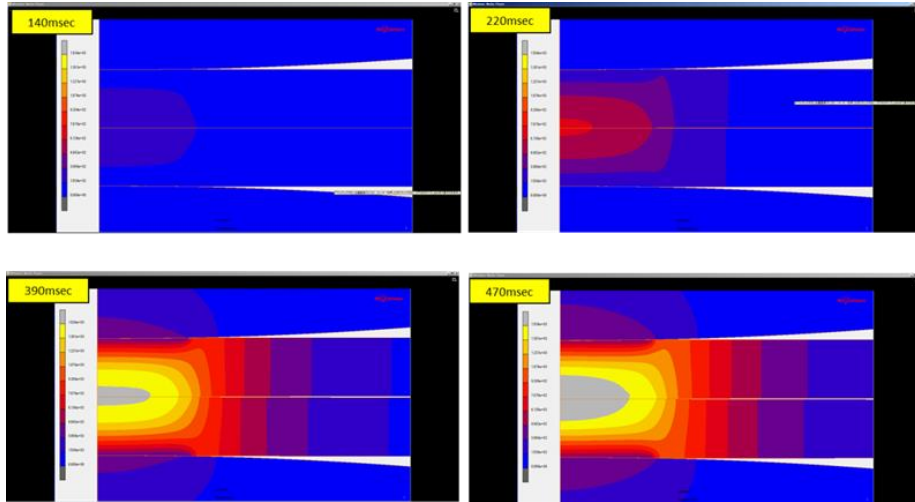


図 3-2.2.12-89 従来方式による抵抗スポット溶接の温度分布のシミュレーション結果

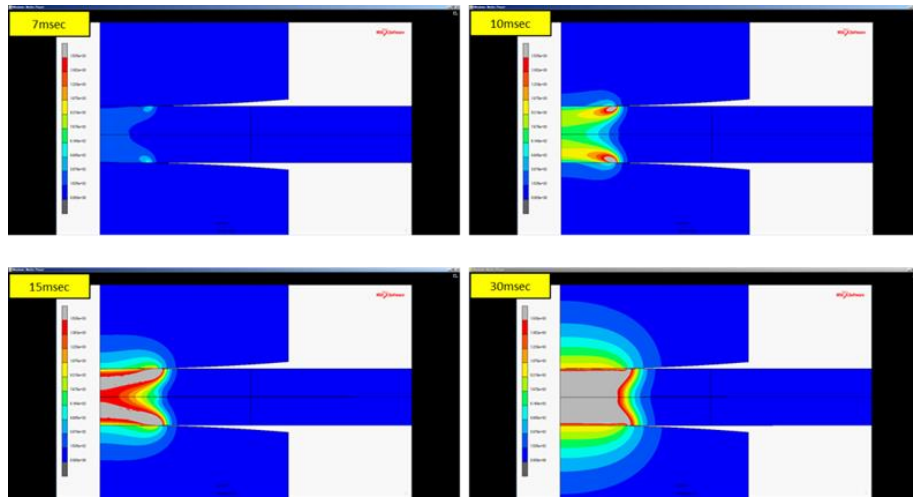


図 3-2.2.12-90 高電流・短時間通電による抵抗スポット溶接の温度分布のシミュレーション結果

### 3. 溶接シミュレーションによるスパッタレス波形の検討

スパッタレスな溶接が可能な波形をシミュレーションを通して検討した。開発した高速インバータ電源の性能を活かして、適切な電流波形を検討した。図 3-2.2.12-91 は上述した電流波形(電流波形Iと呼ぶ)と通電過程における溶接現象の模式図を示している。電流波形Iでは電極-板間の温度が高くなり、熔融し、最終的にスパッタが発生する。そこで、図 3-2.2.12-92 に示すように、本通電の前に予備通電と無通電の冷却期間を設けことにした(電流波形IIと呼ぶ)。電流波形IIでは、まず予備通電を与えることにより電極-板間、板-板間を加熱する(①～③)。この段階では前述したように、電極-板間温度>板-板間温度となる。次に無通電の冷却期間を設ける(④)。電極-板間は冷却している電極と接しているため急激に冷却されるのに対し、板-板間は電極-板間より冷却速度は緩慢である。このプロセスを経ることにより、板-板間温度が電極-板間温度より高い状況を実現できると考えた。板-板間の温度が高くなった状態で本通

電を行うと、温度が高い部分の電気抵抗は高くなっているため、効果的にジュール熱が発生しナゲットが形成し、成長する。一方で、表面は電極により冷却されているため温度が低く、発熱が抑えられ表面が熔融しない（⑤～⑧）。この結果表面熔融することなく（スパッタが発生することなく）ナゲットを形成できると考えた。

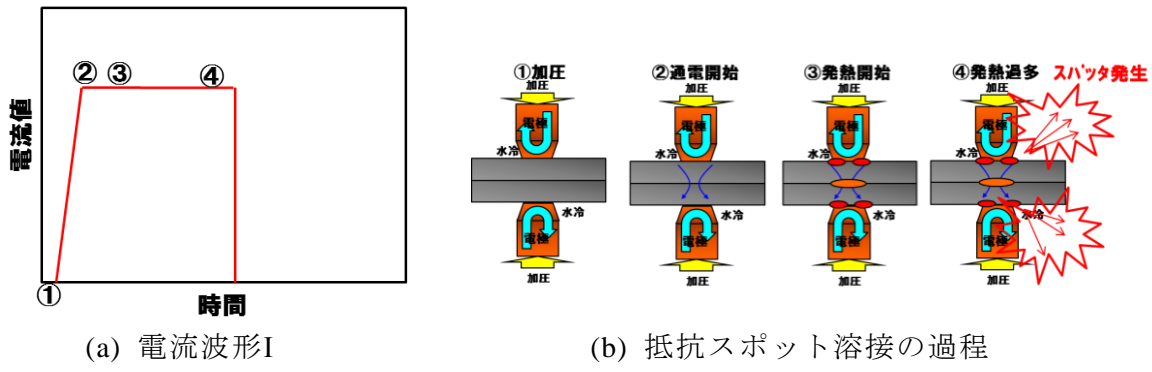


図 3-2.2.12-91 電流波形と抵抗スポット溶接現象

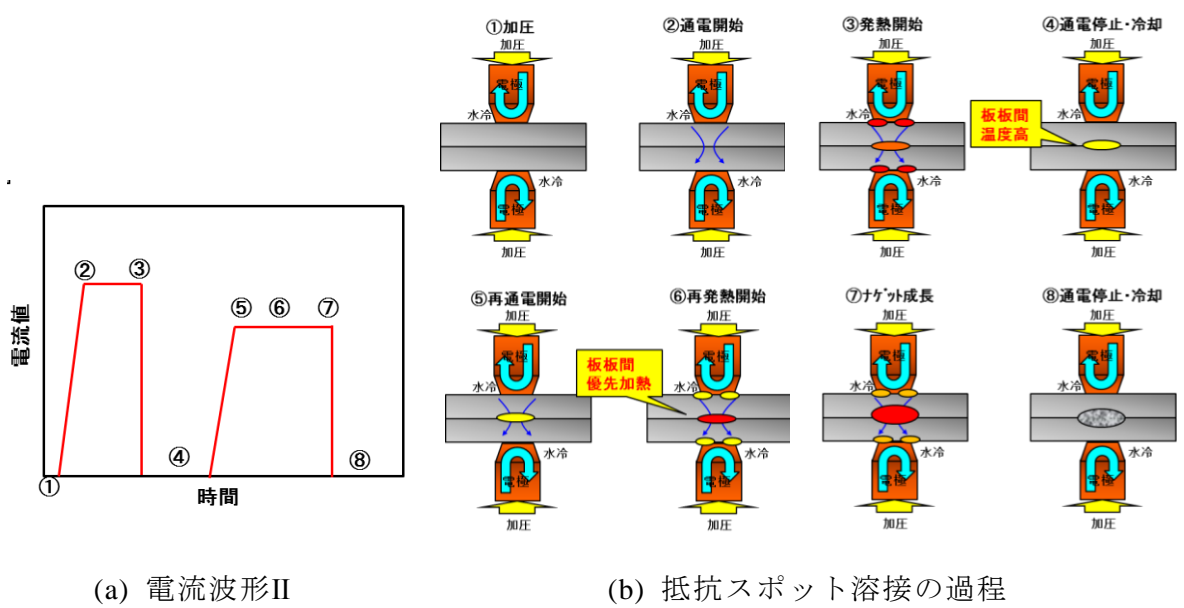


図 3-2.2.12-92 改良した電流波形と抵抗スポット溶接現象

以上の考えを検証するため、シミュレーションを用いてナゲット部と表面スパッタ部の温度変化を計算した。図 3-2.2.12-93 は 25kA×10ms 通電、その後 100ms の無通電の冷却期間をおいた際の表面スパッタ部とナゲット部の温度分布の時間的変化を示す。予備通電を行うことにより部材全体は加熱され、電極-板間温度が板-板間温度より高くなる。その後冷却されることにより電極-板間は急激に冷却されるので、温度の序列は入替っていることがわかる。10ms 後においては 1000℃程度の温度差がついており、その後両部位の温度差はゆるやかに低下していた。タクトタイムを短時間にすることを目指して、トータルの通電時間を短くするため、予備通電後の冷却時間を 10ms に設定した。

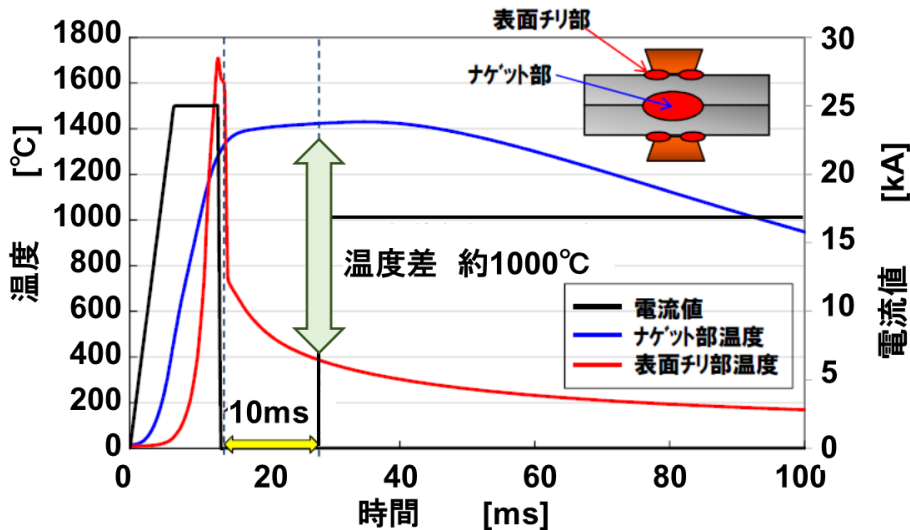


図 3-2.2.12-93 ナゲット部、板表面スパッタ発生部の温度の時間変化

#### 4. スパッタレス波形の実験的検証

前述したスパッタレス波形（予備通電、冷却期間、本通電）の効果を検証するため、溶接実験を実施した。また、本通電の条件は以下の手順にて選定した。

①最大電流（25kA）にてスパッタが発生する限界時間まで予備通電を行う。

通電時間を短時間しつつスパッタの発生しない最大時間通電を行う。

②10ms の無通電の冷却時間を設ける。

この工程により板-板間を表面-板間より高い温度とする。

③本通電をトータル通電時間が 100ms となるまで行う。

現行の開発装置の性能上、最大通電時間である 100ms 通電を行い、板-板間にナゲットを形成させる。

④上記③においてスパッタが発生した場合は発生時間を評価し、スパッタ発生前に電流値を下げる。

予備通電と冷却工程により表面からのスパッタは抑制できているものの、ナゲット部を過加熱になると、ナゲット部の膨張にコロナボンド部が耐えられなくなり、板-板間からスパッタが発生する。このスパッタを段階的に電流値を下げることにより抑制し、継続的にナゲットを成長させる。

⑤上記④においてスパッタが発生した場合は④と同様の方法を繰り返し実施する。

併せて、断面観察、十字引張試験を行い、ナゲット径、強度、破断形態を調べた。

上記の工程で実験的な検証をしたところ、図 3-2.2.12-94 に示す電流波形においてスパッタレスな溶接が可能であった。この結果から本波形によるスパッタレスの効果があることが実証された。ちなみに予備通電と冷却を含まないで、この条件で本通電を行うとスパッタが発生した。図 3-2.2.12-95 に断面観察結果を示す。ナゲット径は 5.65mm であり、目標ナゲット径（ $\geq 5.48\text{mm}$ ）を満足していた。この結果より、本波形を溶接条件として選定した。一方で十字引張試験の結果、十字引張強さは 5.78kN となり目標強度（ $\geq 3.41\text{kN}$ ）を満足した。破断形態は一部界面界面破断（ナゲット内

破断)を呈しており、目標仕様を満足しなかった。これは急熱急冷により溶融部(ナゲット部)が焼入れされたため脆い組織となっていることが原因と考えられる。

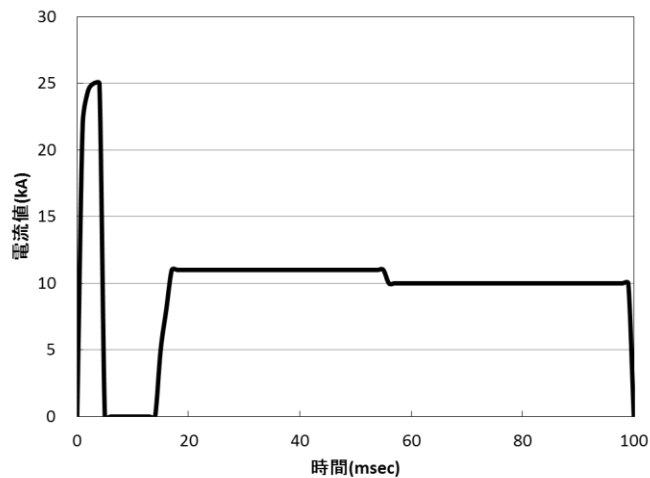


図 3-2.2.12-94 選定したスパッタレス溶接波形

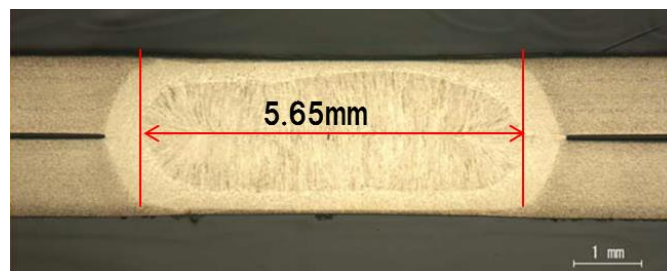


図 3-2.2.12-95 断面観察とナゲット径

#### 5. 後熱処理条件の検討

ナゲット部の靱性向上を目的として後熱処理を検討した。後熱処理の方法はナゲットを形成させる本通電の後、室温まで冷却した後にナゲット部を所定の温度に焼戻しマルテンパ通電を選定した。後熱処理の温度はシミュレーションによりナゲット部の中心温度を溶接条件毎に算出することで設定した。表 3-2.2.12-12 に溶接条件毎のナゲット部の後熱処理温度シミュレーション結果を示す。これらの溶接条件で後熱処理を 162~887°C の範囲で行った溶接継手に対し十字引張試験を行った結果を図 3-2.2.12-96 に、破断後の外観写真を図 3-2.2.12-97 と図 3-2.2.12-98 に示す。なお、各条件 N=3 で評価を実施した。後熱処理無しでは十字引張強度は 5.2kN、破断形態は界面破断であり十字引張強さは目標仕様を満足したものの破壊形態は仕様を満足しなかった。一方で後熱処理有りでは後熱処理 800°C で最高強度を示しており、破断形態はプラグ破断となった。これらの結果から後熱処理温度は強度向上には有効であり、後熱処理温度として 800°C を選定した。

表 3-2.2.12-12 溶接条件毎のナゲット部の後熱処理温度シミュレーション結果

電流値 (kA)	通電時間(msec)	後熱処理温度(°C)
無し	無し	0
9	20	162
	40	294
	60	434
	80	603
	100	805
11	60	887

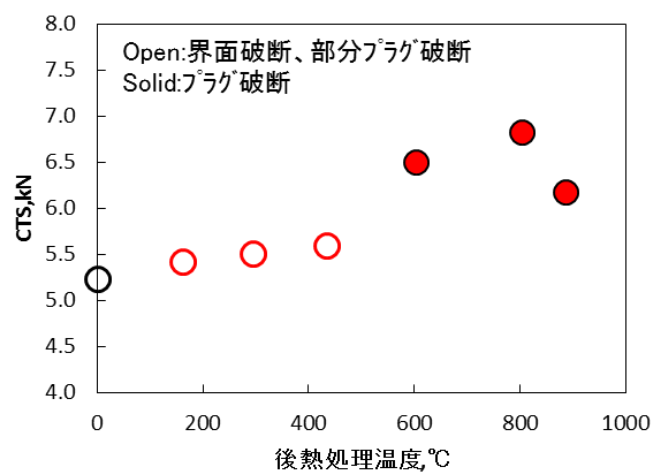


図 3-2.2.12-96 後熱処理温度と十字引張強さ (CTS) の関係

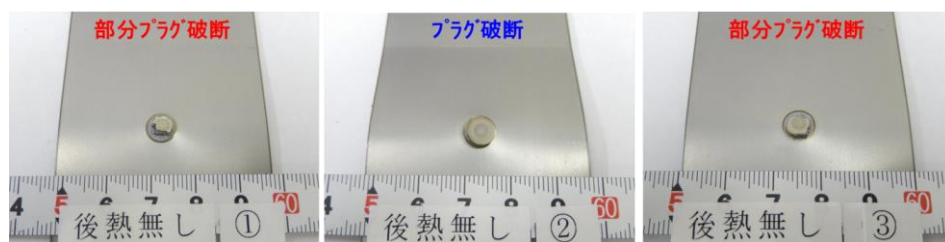


図 2.7.13-97 破断部写真 (後熱処理無し)

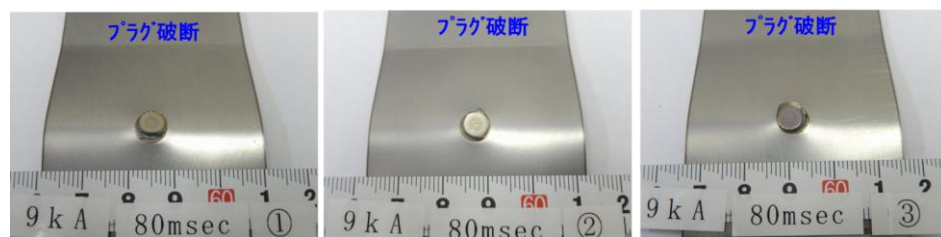


図 3-2.2.12-98 破断部写真 (9kA-80ms)

後熱処理による強度向上メカニズムを明らかにするため、後熱処理無し品、800℃熱処理品の十字引張破断試験片の断面観察、及びビッカース硬さ試験を実施した。図 3-2.2.12-99 にナゲット、コロナボンド、母材部のビッカース硬さ試験結果を示す。硬さはコロナボンド>ナゲット>母材部の順に大きかった。ナゲット部は溶融を伴う焼入れ、コロナボンド部は溶融を伴わない焼入れ処理により母材と比較して硬さが高かったと思われる。800℃の後熱処理により、コロナボンド部、ナゲット部の硬さが全体的に低減していることがわかる。

図 3-2.2.12-100 に十字引張破断試験片の断面写真を示す。後熱処理無し品はコロナボンドからき裂が発生し、ナゲットに進展し破断に至っている（部分プラグ破断）。一方で 800℃後熱処理品は、起点はコロナボンド部となっているがナゲットにき裂が進展することなく板厚方向に進展しプラグ破断となっている。先で述べた硬さ試験の結果から考察すると、強度はき裂が発生するコロナボンド部とナゲット部の硬さ、靱性によって決定される。本 FS 研究では、後熱処理無し品はコロナボンド部にき裂が発生していたことから靱性が不十分であり、ナゲット部にき裂が進展し、部分的に界面破断を呈したと思われる。一方で 800℃後熱処理品はナゲットの硬さが後熱処理品より低く、コロナボンド部より進展したき裂がナゲットを進展することなくプラグ破断を呈したと考えられる。

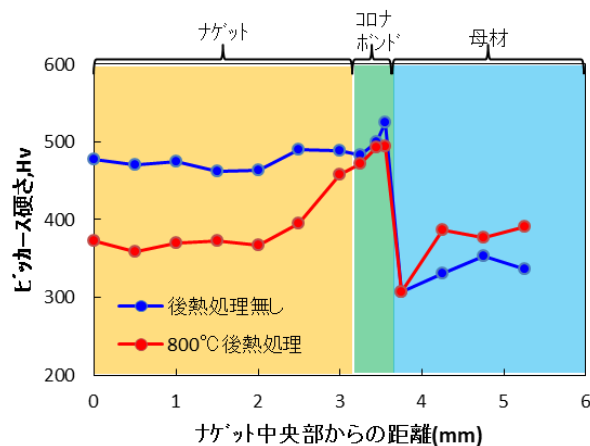


図 3-2.2.12-99 ビッカース硬さ試験結果

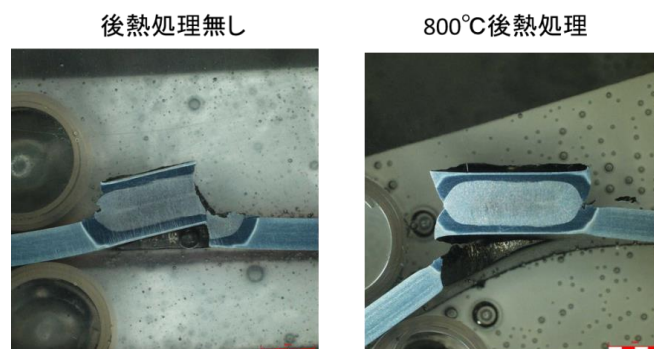


図 3-2.2.12-100 十字引張破断試験片の断面写真



## 6. まとめ

本 FS 研究では、1.2GPa 級超ハイテン鋼板を対象に、高電流短時間スポット溶接の課題を明らかにし、シミュレーションソフトを活用し、適切な電流波形並びに高強度な接合を可能とする後熟処理条件を検討した。得られた結果を要約すると、次の通りとなる。

①短時間溶接が可能な高電流短時間スポット溶接用電源、トランスを開発した。本装置は富士電機製 IGBT を用いたインバータと 10kHz の高周波トランスを構成要素としており、25kA までの高電流溶接、1ms 単位の精密な電流制御が可能なものである。

②開発した電源による抵抗スポット溶接は高電流溶接のため、板材表面が熔融しスパッタが発生する。このスパッタを抑制するため、予備通電と無通電の冷却工程を経た後に本通電を行う電流波形を提案した。この溶接方式によりスパッタが発生する板材表面の温度を板-板間の温度より低い状態とすることができた。その結果ナゲット径は目標仕様を満足しつつ、スパッタレスな溶接を可能にした。

③十字引張試験による破断形態で一部界面破断を呈したことから、急速冷却によりナゲット部が脆化していることが明らかとなった。ナゲット部の靱性を向上するため後熟処理（マルテンパ処理）を検討した。後熟処理温度はシミュレーションを通して求めた溶接部の温度分布から推定した。その結果、600～800°Cの後熟処理により十字引張強さは向上し、破断形態は部分的な界面破断からプラグ破断に遷移した。また、コロナボンド部およびナゲット部の硬さが低減した。これは後熟処理による硬さの低減、それに伴う靱性の向上に伴い、より高品質な溶接部になったことによるものと考えられる。

本結果より高電流短時間の抵抗スポット溶接方式における 1.2GPa 級超ハイテン鋼板のスパッタレス溶接技術を確立した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.12-13 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会への出展	受賞	フォーラム等※
	査読付き	その他	学会発表・講演	新聞・雑誌等への掲載	プレス発表	その他			
2018FY	3	0	17	0	0	0	0	0	0
2019FY	0	0	8	0	0	0	0	1	0
合計	3	0	25	0	0	0	0	1	0

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.12-14 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2018FY	1	0	0
2019FY	1	0	1
合計	2	0	1

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.12.3 参考文献

- 1) 平田好則、NEDO/ISMA プロジェクトにおける接合技術開発について、溶接学会誌、Vol.86、No.1、p.6（2017）
- 2) 永塚、斧田、岡田、中田、摩擦重ね接合による Mg 添加量の異なる種々のアルミニウム合金/樹脂の直接異材接合、溶接学会論文集、Vol.32、No.4、p.235（2014）
- 3) 片山、川人、丹羽、丹下、久保田、ステンレス鋼と非結晶性ポリアミド樹脂とのレーザ直接接合－金属とプラスチックのレーザ(LAMP)接合－、溶接学会論文集、Vol.25、No.2、p.316（2007）
- 4) 平田、杉本、西口、田中、山岡、猪瀬、土谷、本間、異材接合の継手性能比較、溶接学会平成 30 年度春季全国大会講演概要 第 102 集、pp.20-21（2018）
- 5) 酒井、川本、藤原、中川、施工裕度向上を目的としたレーザ溶接工法の開発とマ

ルチマテリアル化への適用、溶接学会平成 29 年度春季全国大会講演概要、第 100 集、pp.52-53 (2017)

6) 陳、鈴木、異種金属接合法ーエレメントアークスポット溶接について、溶接学会平成 29 年度春季全国大会講演概要、第 100 集、pp.78-79 (2017)

7) 永塚、呉、中田、佐伯、北本、岩本、コアキシャルシリーズ抵抗スポット溶接法によるアルミニウム合金と炭素強化プラスチックの直接異材接合、溶接学会平成 29 年度春季全国大会講演概要、第 101 集、pp.202-203 (2017)

8) 山岸、柿内、佐藤、パンチングによる熱可塑性炭素繊維強化樹脂と金属の異材接合、溶接学会令和元年度秋季全国大会講演概要、第 105 集、pp.240-241 (2019)

9) 廣瀬明夫、異材接合の現状と課題、溶接学会誌、Vol.87、No.1、p.5 (2018)

10) 平田好則、異材接合継手の性能比較ーNEDO/ISMA プロジェクトにおける接合技術開発ー、溶接学会誌、Vol.89、No.3、p.181 (2020)

11) 図 3-2.2.12-3 : Center for Automotive Research(2019)よりデータを引用し、図面作成

12) T.Akiyama, T.Kitamura, T.Ono, Dependence of Load Angle on Static Strength of Resistance Spot Welded Lap Joint in Combined Load Test, J. Japan Inst. Met. Mater. 82, 3 (2018), 59-63. (in Japanese)

13) J. Tanaka, M. Kabasawa, M.Ono and M.Nagae, Spot Weldability of High Strength Steel Sheets, NihonKoukanGihou, 105(1984), 72-81. (in Japanese)

14) H.Hamatani, F.Watanabe, Y.Miyazaki, T.Tanaka, J.Maki, H.Oikawa, T.Nose, Characterization of cross tension strength in resistance spot welding ultrahigh strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, 89 (2011), 44-45. (in Japanese)

15) K.Taniguchi, R.Ikeda, S.Endo, Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets (3rd), Preprints of the National Meeting of JWS, 90 (2012), 240-241 (in Japanese)

16) Y.Funakawa, M.Kabasawa : Estimation of Cross Tension Strength of Spot Welded Joint, Preprints of the National Meeting of JWS, 54 (1994), 256-257. (in Japanese)

17) K.Yamazaki, K.Satoh and Y.Tokunaga : Static and Fatigue Strength of Spot Welded Joints of Ultrahigh Strength Steel Sheets, Quarterly Journal of the JWS, 17,4(1999), 553-560. (in Japanese)

18) 安部、森山、森、吉岡、セルフピアスリベッティングによるアルミニウム鋳物と高張力鋼板の接合、2019 年度塑性加工春季講演会講演論文集、pp.143-144

## 2.2.13 [テーマ番号 6 4] 「マルチマテリアル接合技術の基盤研究」 (2019 年度～2022 年度)

### 2.2.13.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

マルチマテリアル車体構造の実現のためには、信頼性の高い異種材料接合技術の確立が不可欠である<sup>1,2,3)</sup>。実用技術としては、生産性やコストの観点を考慮することが必須であり、すでに実用化が先行しているリベット接合よりも軽量化に有効な冶金的な異材接合技術の確立が望まれている。しかし、冶金的接合では、接合界面における反応とその結果として生じる異材界面の構造と特性が、継手性能を支配しており、その継手強度の発現機構が明らかでないことから信頼性が確保されていない<sup>2)</sup>。このため、接合界面の構造と特性を解析し、継手性能に及ぼす影響を定量的に評価する手法を世界に先駆けて開発・確立する必要がある。

本事業では、異材接合の界面構造と強度発現機構を解明するとともに、車体構造設計や接合プロセス制御に適用できる異材継手の性能評価技術とシミュレーション技術を開発することを目的とする。具体的には、「[テーマ番号 55] マルチマテリアル接合技術の基盤研究 (FS 研究)」の結果<sup>3)</sup>を踏まえ、本プロジェクトに参画している素材メーカー（「[テーマ番号 02] 残留  $\gamma$  相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発」）、自動車メーカー（「[テーマ番号 05] アルミニウム／異種材料の点接合技術」）をはじめマルチマテリアル接合に関連する各テーマとも連携して以下の 3 課題を研究開発項目に設定して実施している。

研究開発項目①：異材接合プロセスとその現象解析

研究開発項目②：異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明

研究開発項目③：異材接合継手の性能予測

さらに本事業で開発した異材接合部性能評価・予測手法により得られた異材継手性能情報をトポロジー最適化による CAE 車体設計（「[テーマ番号 59] マルチマテリアル車体軽量化に関わる革新的設計技術の開発」）に引き渡し、最終的に重量 1/2 車体構造の提示に繋げる。

#### (2)目標値

表 3-2.2.13-1 研究開発目標

##### (a)研究開発項目①異材接合プロセスとその現象解析

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
①異材接合プロセス とその現象解析			車体構造を踏まえた異材接合継手の	アルミニウム合金 /鋼板および金属

(1)最適接合条件の探索 (2019～2022 年度)			性能向上に向けて、接合プロセス条件の影響因子を抽出する。	/CFRP の各種接合プロセスについて、継手強度 (TSS、CTS) を評価し、良好な継手特性を確保するためのプロセスパラメータを探索する。
①異材接合プロセスとその現象解析 (2) 接合現象の解析 (a) 接合過程の実験的解析 (2019～2022 年度)			接合現象のその場観察手法とその解析条件を確立する。	接合界面の組織観察、あるいは、接合部の形成過程をその場観察・計測する技術を開発し、異材接合現象を実験的に解析・評価する。
①異材接合プロセスとその現象解析 (2) 接合現象の解析 (b) 接合プロセスのシミュレーション手法の開発 (2019～2022 年度)			接合プロセスのシミュレーションモデルを構築するとともに、その場観察結果と比較することでその妥当性を検証する。	異材接合プロセスを高度に制御・予測することを目的として、粒子法などを用いたマルチフィジックス解析に基づいた接合プロセスのシミュレーション技術を開発する。
①異材接合プロセスとその現象解析 (3) 接合部組織形成過程の予測手法の開発 (2019～2022 年度)			接合部の組織形成過程を予測するための解析手法およびアルゴリズムを提案する。	接合現象の解析 (①-②)を踏まえて、接合部の組織形成過程、特に、異材界面における反応層の形成過程を予測する手法を開発する。

(b)研究開発項目②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
------------------	------------------------	------------------------	------------------------	--------------------

<p>②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明</p> <p>(1) 接合界面構造、特性のナノレベル解析手法の開発</p> <p>(阪大接研・茨城大)</p> <p>(2019～2022年度)</p>			<p>各種接合プロセスで作製した異材接合継手の界面構造原子レベル評価と解析</p>	<p>接合界面構造に及ぼす材料組合せ、接合プロセス条件の影響を明確化し、異材接合における接合原理を究明する。</p>
<p>②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明</p> <p>(2) 異材接合部界面構造が接合部特性（接合強度）に及ぼす影響の解明</p> <p>(2019～2022年度)</p> <p>(阪大工・量研・茨城大)</p>			<p>ナノ-マクロスケールでの評価・解析手法の確立に基づくマクロ特性に及ぼす界面組織および界面反応層の影響評価</p>	<p>トランススケール解析・評価手法を用いて各種異材接合継手の評価を行い、不均一界面を有す異材接合継手における強度発現機構を解明する。</p>
<p>②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明</p> <p>(3) 異材接合界面構造に及ぼす接合プロセス条件の影響評価</p> <p>(阪大工・群馬大)</p> <p>(2019～2022年度)</p>			<p>異材界面構造と特性に及ぼす接合プロセス条件の影響を調べるとともに、異材接合部の破壊機構に及ぼす影響を検討</p>	<p>材料組合せと接合プロセスが異材接合界面構造と継手の強度発現に及ぼす影響を明らかにする。また、その結果を研究開発項目③に展開する。</p>

(c)研究開発項目③異材接合継手の性能予測

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
<p>③異材接合継手の性能予測</p> <p>(1) 異材接合界面でのマイクロスケール変形・破壊挙動シミュレーション手法の開発</p> <p>(2019～2022年度)</p>			<p>マイクロスケールでの接合界面の応力・ひずみ場の解析モデルの提案</p>	<p>異材接合部のマイクロスケールでのローカル破壊モデルの提案</p>

<p>③異材接合継手の性能予測 (2) トランススケールシミュレーションによる異材接合継手強度の予測手法の開発 (2019～2022年度)</p>			<p>数値シミュレーションによる継手強度予測に向けた解析モデルの提案</p>	<p>ローカル破壊モデルに基づく異材継手性能トランススケールシミュレーションによる異材接合継手性能予測手法の開発</p>
<p>③異材接合継手の性能予測 (3) 異材接合継手の疲労強度予測手法の開発 (2019～2022年度)</p>			<p>異材接合継手の疲労試験による疲労強度劣化の発現メカニズムの解明</p>	<p>材接合継手の疲労試験による疲労強度劣化の発現メカニズムの解明</p>
<p>③異材接合継手の性能予測 (4) 接合部性能保証のためのシミュレーションシステムの開発 (2020～2022年度)</p>			<p>継手形式、異種材料の種類、接合プロセス条件、接合欠陥を考慮した異材接合継手の性能予測のためのインターフェイスの検討</p>	<p>材料組合せ、継手形式、接合プロセス条件、接合欠陥を考慮した異材接合継手の力学的性能予測手法の開発および CAE 車体設計との連携</p>

### (3)全体計画

本事業では、車体適用が想定される各種アルミニウム合金と鋼との異材接合ならびに金属と CFRP との異材接合を対象に、各種接合プロセスにおける接合性の評価と接合現象の解明を行うとともに、接合プロセスのシミュレーション手法を確立する。次いで、これらの異材継手に対して、ナノ～マクロに至るトランススケールでの実験的な解析・評価を行い、併せて、理論的な変形・破壊特性のシミュレーションを行うことで、界面構造や強度発現機構を定量的に解明する。

異材継手の定量的な性能情報が得られると、CAE 車体設計に提供することが可能となる。一方、CAE 車体設計のアウトプットである車体部位に応じた継手形式や材料組合せが与えられると、接合プロセスのシミュレーション手法を適用し、接合プロセス制御の最適化を検討する。すなわち、接合プロセスのシミュレーション手法と継手性能の評価技術を確立し、CAE 車体設計との間で定量的な情報交換することで、合理的な軽量化技術の開発を行う。

具体的には 2018 年度に実施した「[テーマ番号 55] マルチマテリアル接合技術の基盤研究 (FS 研究)」の成果を発展させて、アカデミックな知見に基づいて信頼性の高い異材接合技術の確立を目指して、(1) 異材接合プロセスとその現象解析、(2) 異材接合界面構造の評価・解析と強度発現機構の解明、(3) 異材接合継手の性能予測の 3 研究開発項目を設定して、研究開発を実施する。

本研究開発は、溶接・接合工学の世界的な拠点である大阪大学大学院工学研究科と同接合科学研究所が主体となって実施する。大阪大学大学院工学研究科と接合科学研究所は、これまでも「革新的新構造材料等研究開発」に参画しており、異種材料接合に関して多くの世界的な研究成果を公表している。また、第 1 期 SIP「革新的構造

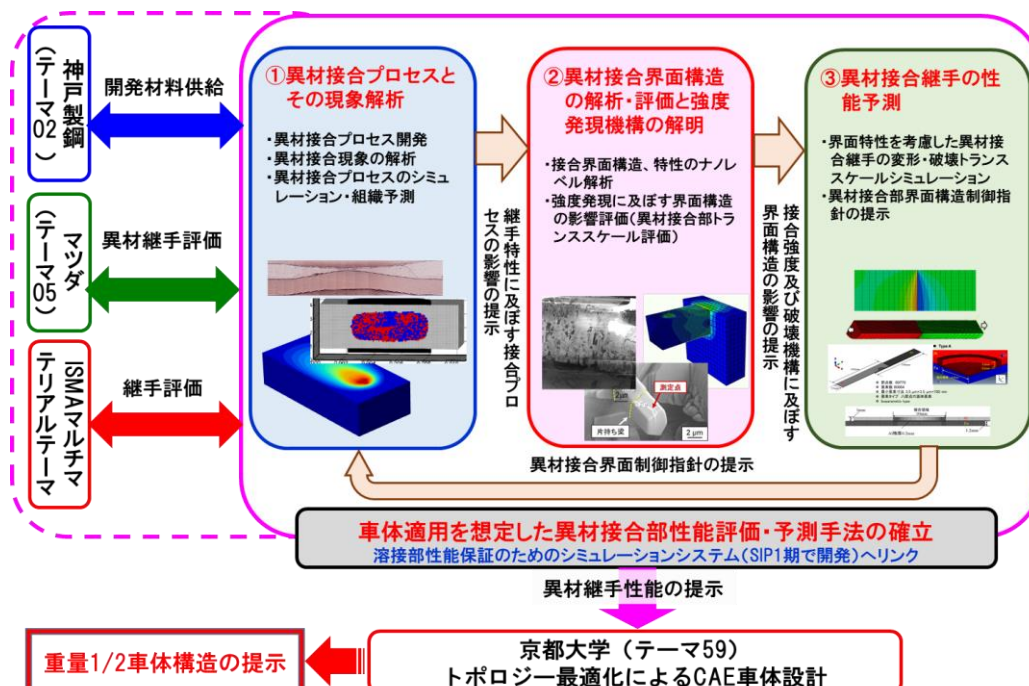


図 3-2.2.13-1 研究開発の構成



材料」(2014～2018 年度)において「金属 MI：溶接部性能保証のためのシミュレーション技術の開発」を実施しており、本研究開発はこれを異種材料開発に発展、適用するものである。研究開発の構成を図 3-2.2.13-1 に示す。

なお、本研究では、マルチマテリアル車体を設計・製作するために必要となる、材料の組み合わせ・接合技術に対応した継手性能をデータベース化し、エンドユーザがインターネット等を通して、アクセスできるシステムを構築するための研究開発を目的とした「[テーマ番号 64B] マルチマテリアル接合技術における継手性能データベースの構築」と密接な連携を取りながら目標達成に向けた研究開発を推進する。

当該研究開発による成果等は、研究発表や講演、論文投稿等により、積極的な発信を行う。

以下に各研究開発項目の具体的な研究計画を示す。

#### 研究開発項目①「異材接合プロセスとその現象解析」

本研究開発項目では、高性能・高信頼な異材接合プロセスの開発、接合プロセスのシミュレーションによる接合現象の解析、および、接合部組織形成過程の予測手法の開発を行う。特に、接合部組織形成過程の予測では、研究開発項目②と連携して異材接合界面における反応層形成過程の予測手法の開発を行い、接合部組織形成の制御に資する成果を得る。具体的な研究開発内容を以下に記す。

##### ①-(1) 最適接合条件の探索

アルミニウム合金/鋼板および金属/CFRP の各種接合プロセスについて、継手強度(TSS、CTS)を評価し、良好な継手特性を確保するためのプロセスパラメータを探索する。

##### ①-(2) 接合現象の解析

###### (a) 接合過程の実験的解析

接合界面の組織観察、あるいは、接合部の形成過程をその場観察・計測する技術を開発し、異材接合現象を実験的に解析・評価する。

###### (b) 接合プロセスのシミュレーション手法の開発

異材接合プロセスを高度に制御・予測することを目的として、粒子法などを用いたマルチフィジックス解析に基づいた接合プロセスのシミュレーション技術を開発する。

##### ①-(3) 接合部組織形成過程の予測手法の開発

接合現象の解析(①-(2))を踏まえて、接合部の組織形成過程、特に、異材界面における反応層の形成過程を予測する手法を開発する。

#### 研究開発項目②「異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明」

研究開発項目①で作製した異材接合継手に対して、メゾスケールからマイクロスケールさらにナノスケールまでのトランススケールでの接合界面の構造と特性を解析・評価する手法(図 3-2.2.13-2)を開発し、その強度発現機構を解明することを目的に以下の研究開発を実施する。

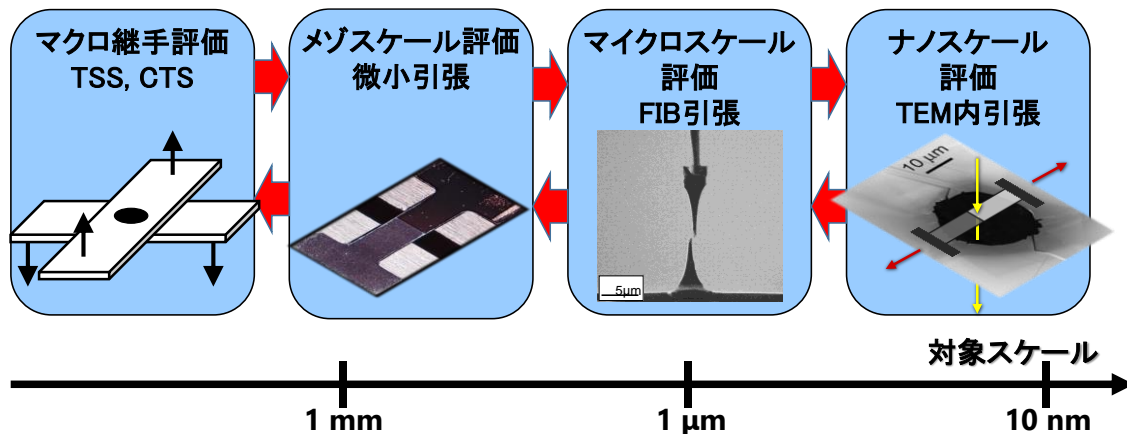


図 3-2.2.13-2 トランススケール評価・解析手法の流れ

②-(1) 異材接合界面構造のナノレベル解析

材料組合せや接合プロセス条件によって変化する異材接合界面の構造を原子オーダーで解析・評価し、接合原理を究明する。

②-(2) 異材接合部界面構造が接合部特性（接合強度）に及ぼす影響の解明

(a) トランススケール試験方法の開発

高性能・高信頼の異材継手を作成するためには、接合部の界面構造が継手強度に及ぼす影響を明らかにする必要がある。現行の JIS 規格等で規定されている継手試験方法（TSS・CTS）による荷重-伸び関係を踏まえて、メゾスケール（サブ mm オーダー）からマイクロスケール（ $\mu\text{m}$  オーダー）、ナノスケール（nm オーダー）に至る各スケールでの接合部界面構造と接合部特性の関係を明らかにするトランススケール試験方法を開発する（図 3-2.2.13-2）。

(b) 界面構造の力学的特性の解明

開発したトランススケール試験方法を用いて、金属間化合物層などの界面反応相を含む接合界面領域の変形・破壊特性をサブ mm オーダー、 $\mu\text{m}$  オーダー、nm オーダーのマルチスケールで取得する。

(c) 接合部の強度発現機構の解明

(a)(b)で得られたマルチスケールの異材接合部の力学的特性を踏まえて、不均一界面を有する異材接合部の純粋引張あるいはせん断応力下での強度発現機構を解明する。この成果を③-(1) のマイクロスケール変形・破壊挙動シミュレーション手法の開発へ展開する。

②-(3) 接合プロセス条件が界面構造に及ぼす影響評価

研究開発項目①-(3) では、接合過程における溶融や流動、拡散、化学反応などをシミュレーションするが、これらの物理化学現象は接合プロセス条件によって支配される。接合過程を経て形成された界面構造と②-(1)、(2)との関係を踏まえて、接合プロセスが界面構造と継手強度発現に及ぼす影響を明らかにする。

### 研究開発項目③「異材接合継手の性能予測」

異材接合継手の強度や疲労特性は、界面特性とともに母材(非接合材)の特性によって複雑に変化し、さらには付与される外力モードにも大きく影響を受ける。本研究開発項目では、実働荷重モード下での継手性能の評価・予測手法を開発することを目的に、以下の研究開発を実施する。

#### ③-(1) 異材接合界面でのマイクロスケール変形・破壊挙動シミュレーション手法の開発

研究開発項目②-(2)の成果をベースとして、反応相を含む異材接合部ならびに母材の強度・破壊特性を考慮したマイクロスケールでのマルチ破壊モデルを提案し、荷重モードに応じた継手の変形・破壊挙動を予測するシミュレーション手法を構築する。

#### ③-(2) トランススケールシミュレーションによる継手強度の予測手法の開発

マルチ破壊モデル(理論)と異材接合部評価結果(実験)を用いて、任意の外力が作用する場合のマクロ強度特性を予測できるトランススケールシミュレーション手法(図3-2.2.13-3)を構築する。

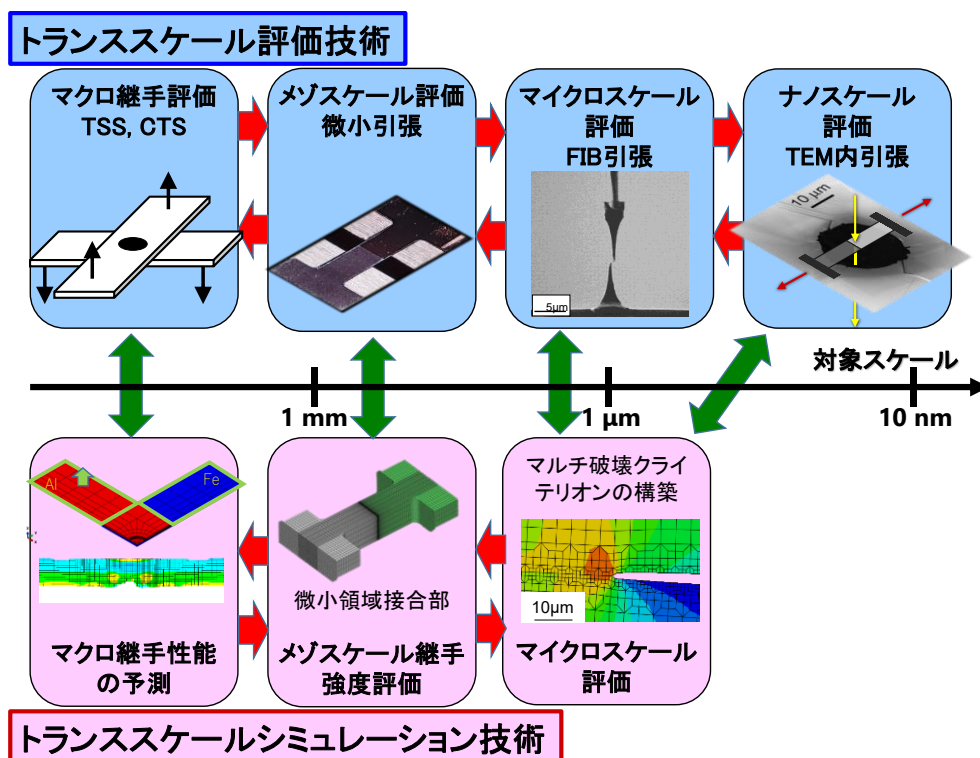


図 3-2.2.13-3 トランススケール評価と連成したシミュレーションの流れ

#### ③-(3) 異材接合継手の疲労強度予測手法の開発

異材接合継手の疲労試験を実施し、疲労挙動の観察に基づく疲労強度の発現メカニズムを解明する。さらに疲労強度予測のために必要な材料特性(界面構造を含む)を明確にすることで、数値シミュレーションによる高精度疲労強度予測手法を構築する。

③-(4) 接合部性能保証のためのシミュレーションシステムの開発

材料組合せ、継手形式、接合プロセス条件、接合欠陥を考慮した異材接合継手の力学的性能（変形、静的強度、疲労強度）を予測する手法を開発する。そして、本予測手法を第1期 SIP「革新的構造材料」「金属 MI：溶接部性能保証のためのシミュレーション技術の開発」で開発したシミュレーションシステムにリンクするとともに、CAE 車体設計（テーマ番号 59）に提供する（図 3-2.2.13-1）。

本事業は、図 3-2.2.13-4 に示すように、分担研として大阪大学工学研究科分室および大阪大学接合科学研究所分室が拠点として中心となって推進し、大阪工業大学、日本原子力研究開発機構、茨城大学、群馬大学、量子科学技術研究開発機構、帝京大学および東北大学を再委託先として研究を推進する。また、ISMA マルチマテリアル関連の他テーマおよび接合技術拠点とも連携する。

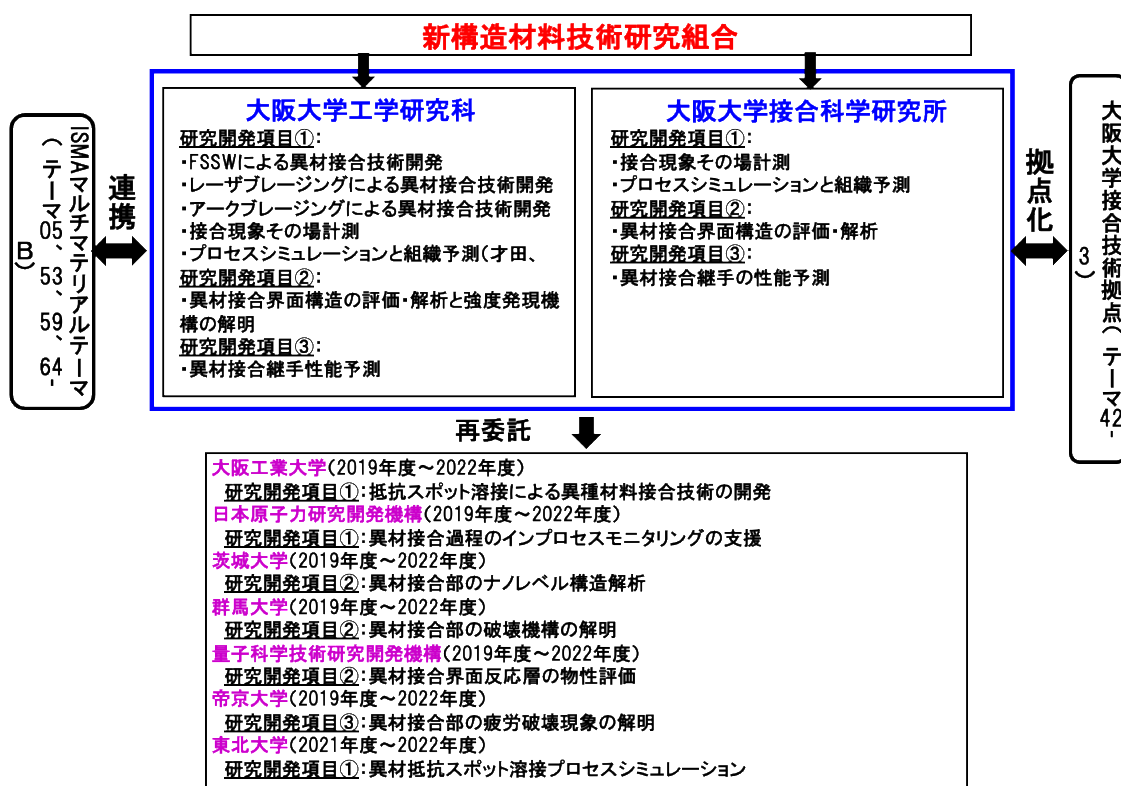


図 3-2.2.13-4 研究実施体制

(5) 運営管理

図 3-2.2.13-5 に示すように、各研究会発項目ごとに、代表者 1 名と副代表者 1 名を置き、各研究開発項目は代表者、副代表者が主導して推進する。また、各研究開発項目の代表者、副代表者 6 名と登録研究員 3 名の計 8 名でテーマ運営委員会を構成し、1 ヶ月に一度開催する運営委員会にて、テーマ全体の運営方針、研究計画を決定するとともに、各個別テーマの進捗状況の確認を行う。各個別テーマにおいては、登録研究者および再委託先研究代表者で構成するテーマ内の研究会を開催し、研究進行状況、

達成状況を取り纏めた上、テーマ運営委員会にて報告する。

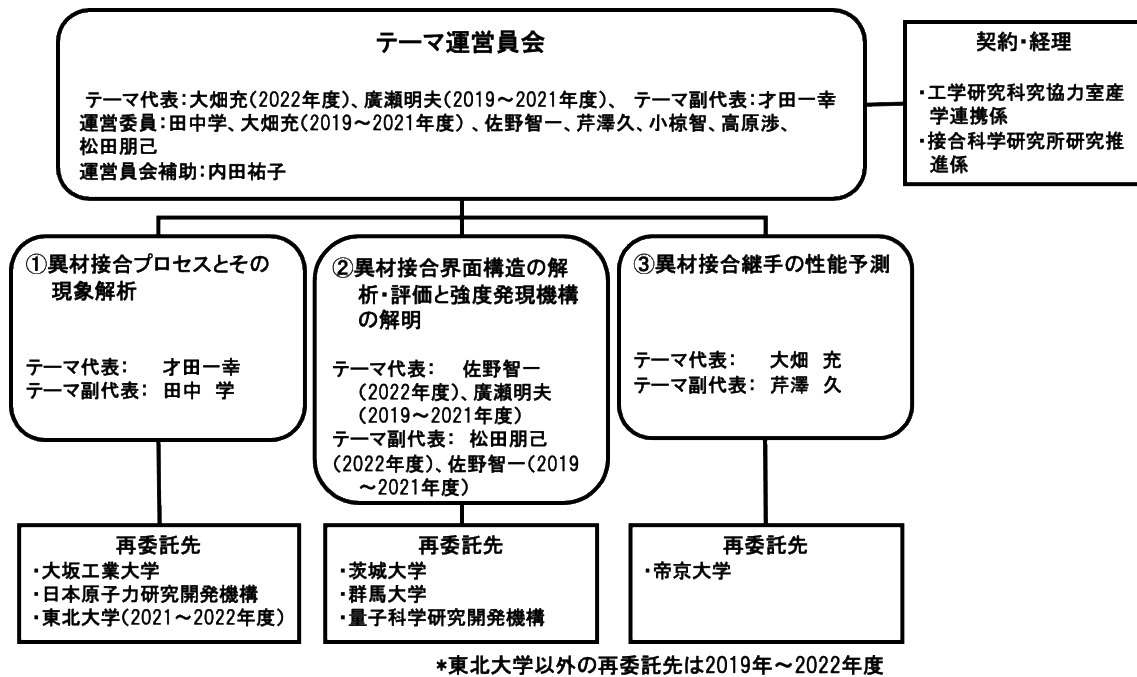


図 3-2.2.13-5 運営管理体制

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

本事業では、基盤研究として、マルチマテリアル車体に適用が想定される各種被接合材料種、接合プロセスおよび継手形状に適用できるプロセスシミュレーション技術と継手性能評価技術の開発を行っている。自動車車体のマルチマテリアル化においては、適材適所に材料を用いるための最適設計法を構築することが必要であるが、同時に異材接合継手において設計強度・性能を担保するための信頼性の高い異材接合技術の開発が不可欠である。本事業で開発したトランススケール評価手法とシミュレーション技術を用いることで、異材接合継手性能の保証が可能となるとともにそれを実現する接合プロセス条件の制御指針も提示できる。さらに、その成果をCAE車体構造設計に展開することで、継手性能を考慮した汎用性の高いマルチマテリアル構造の最適設計手法の構築が可能となる。また、プロジェクトで開発した研究資産は大阪大学接合技術拠点で継承し、国内メーカーに開発技術を供与する。これにより、我が国の自動車メーカーが本シミュレーション手法と評価手法を活用することができ、自動車車体製造における異材接合の適用が飛躍的に拡大し車体軽量化によるCO<sub>2</sub>削減・省エネルギーに寄与するとともに、我が国自動車産業の技術的優位性の向上による国際競争力の強化にも貢献する。

## 2.2.13.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.13-2 最終目標と達成度

#### (a)研究開発項目①異材接合プロセスとその現象解析

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
①異材接合プロセスとその現象解析 (1) 最適接合条件の探索	アルミニウム合金/鋼板および金属/CFRPの各種接合プロセスについて、継手強度(TSS、CTS)を評価し、良好な継手特性を確保するためのプロセスパラメータを探索する。	他研究開発項目で得られた知見をフィードバックした異材接合プロセス開発によって、各プロセスにおいて母材破断あるいはCTS強度1.5kNを達成した。	○	
①異材接合プロセスとその現象解析 (2) 接合現象の解析 (a) 接合過程の実験的解析	接合界面の組織観察、あるいは、接合部の形成過程をその場観察・計測する技術を開発し、異材接合現象を実験的に解析・評価する。	接合部の形成過程をその場観察・計測する実験的技術を開発し、異材接合現象を実験的に解析・評価した。	○	
①異材接合プロセスとその現象解析 (2) 接合現象の解析 (b) 接合プロセスのシミュレーション手法の開発	異材接合プロセスを高度に制御・予測することを目的として、粒子法などを用いたマルチフィジックス解析に基づいた接合プロセスのシミュレーション技術を開発する。	接合プロセスのシミュレーション手法に関する基本コンセプトを提案した。	○	
①異材接合プロセスとその現象解析 (3) 接合部組織形成過程の予測手法の開発	接合現象の解析(①-②)を踏まえて、接合部の組織形成過程、特に、異材界面における反応層の形成過程を予測する手法を開発する。	異材界面における反応層の形成過程に関する基本コンセプトの提案と、その妥当性を示唆した。	○	

(b)研究開発項目②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明 (1) 接合界面構造、特性のナノレベル解析手法の開発	接合界面構造に及ぼす材料組合せ、接合プロセス条件の影響を明確化し、異材接合における接合原理を究明する。	異材接合界面に対するナノレベル解析によって、接合プロセスに対応した接合原理に関する知見を得た。	○	
②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明 (2) 異材接合部界面構造が接合部特性（接合強度）に及ぼす影響の解明	トランススケール解析・評価手法を用いて各種異材接合継手の評価を行い、不均一界面を有す異材接合継手における強度発現機構を解明する。	トランススケール解析・評価手法を新規構築することで異材界面および反応層特性評価を実現するとともに、不均一界面を有する異材接合継手の強度発現機構を提示した。加えて、得られたトランススケール力学データを研究開発項目③に展開した。	◎	
②異材接合界面構造の解析・評価と強度発現機構の解明 (3) 異材接合界面構造に及ぼす接合プロセス条件の影響評価	材料組合せと接合プロセスが異材接合界面構造と継手の強度発現に及ぼす影響を明らかにする。また、その結果を研究開発項目③に展開する。	接合プロセスごとの異材接合界面構造と継手特性の関係を明らかにするとともに、それらデータを研究開発項目③に展開した。	○	

(c)研究開発項目③異材接合継手の性能予測

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
③異材接合継手の性能予測 (1) 異材接合界面でのマイクロスケ	異材接合部のマイクロスケールでのローカル破壊モデルの提案	界面反応層および非接合材の弾塑性応答モデルと接合界面の結合力モデルを組み合わせた局所応	○	

ール変形・破壊挙動シミュレーション手法の開発		力・ひずみ場の解析モデルを構築するとともに、非接合材の延性破壊、接合界面の剥離、脆弱なIMC層内での破壊確率を同時に捉えるローカル破壊モデルを提案した。		
③異材接合継手の性能予測 (2) トランススケールシミュレーションによる異材接合継手強度の予測手法の開発	ローカル破壊モデルに基づく異材継手性能トランススケールシミュレーションによる異材接合継手性能予測手法の開発	マイクロスケール変形・破壊挙動シミュレーション手法を適用して、継手強度を破壊形態も含めて予測可能な手法を構築できた。	○	
③異材接合継手の性能予測 (3) 異材接合継手の疲労強度予測手法の開発	本接合試験片での疲労強度曲線と疲労破壊様式を明らかにして、非破壊疲労余寿命予測法を確立する。 (2022年度)	1) 本接合試験片での疲労強度曲線と疲労破壊様式を明らかにした。 2) MSE法でA16061接合部近傍外表面から非破壊的に疲労損傷を検出できることを示した。また、GA980材の接合界面近傍では、同じく疲労損傷が蓄積されていることも示され、GA980材の疲労強度曲線から、接合試験片の疲労強度を予測する可能性も示された。	○	
③異材接合継手の性能予測 (4) 接合部性能保証のためのシミュレーションシステムの開発	材料組合せ、継手形式、接合プロセス条件、接合欠陥を考慮した異材接合継手の力学的性能予測手法の開発およびCAE車体設計との連携	提案シミュレーションシステムを用いて、接合プロセス条件と継手性能との関係をパラメトリックに解析し、データベース構築に資する知見を得た。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達



## (2)研究開発の成果と意義

### 【研究開発項目①異材接合プロセスとその現象解析】

#### ①- (1) 異材接合プロセス開発 (阪大工学研究科分室、大工大、テーマ 05)

異材接合プロセスとして、合金化溶融亜鉛めっき (GA) 鋼とアルミニウム合金 (A6061) の組み合わせを対象に、アークブレイジング、レーザブレイジング、抵抗スポット溶接 (RSW) および摩擦攪拌点接合 (FSSW) のプロセス開発を行った。さらに、炭素繊維強化熱可塑性プラスチック (CFRTP) と A6061 の組み合わせを対象に、FSSW のプロセス開発を行った。これらのプロセス開発では、ブレイジングプロセスでは引張せん断 (TS : Tensile shear) 試験において母材破断、スポット接合プロセスでは十字引張 (CT : Cross tension) 試験において母材破断または 1.5 kN の獲得を最終目標としている。

まず、異材アークブレイジングに関して、**図 3-2.2.13-6** は GA 高張力鋼 (GA980) /A6061 の異材アークブレイジング継手の引張せん断強度結果を示す。接合部のビード幅に対応して継手強度が整理でき、最大でアルミニウム母材と同等の強度が得られた。継手強度の増大は比較的高入熱条件で認められており、GA980 上でフィラーがよくなじみ、接合金属中におけるブローホールの残存が少なくなることが分かった。以上の通り、異材アークブレイジングプロセスにおいて最終目標である母材破断を達成した。

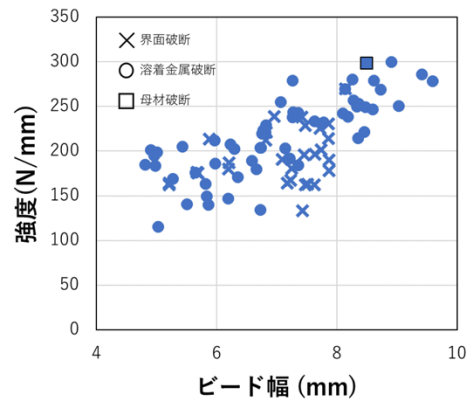


図 3-2.2.13-6 異材アークブレイジング継手の引張せん断強度結果

続いて異材レーザブレイジングに関して、GA 鋼/A6061 に対するプロセス検討のため、まずは GA 冷間圧延鋼 (SPCC-GA) /A6061 を対象としてシングルビーム異材 LB を行った。**図 3-2.2.13-7** にシングルビーム異材レーザブレイジングにおけるレーザ出力、引張せん断強度、ビード幅の関係を示す。3.0kW までのレーザ出力の条件において、レーザ出力、ビード幅と破断荷重に関して正の相関性が認められ、接合面積の増大に由来すると考えられた。一方、3.5kW では、ビード幅と破断荷重に正の相関性はなかった。そこで、継手界面の反応層厚さの評価を行った。その結果を**図 3-2.2.13-8** に示す。レーザ出力 3.0kW までは最大 10  $\mu\text{m}$  以下の界面反応層が形成されるのに対して、3.5kW の条件において界面反応層の急激な増大が生じることが分かった。このため、異材レーザブレイジングでは接合面積とともに反応層厚さの制御が重要であることが明らかとなった。

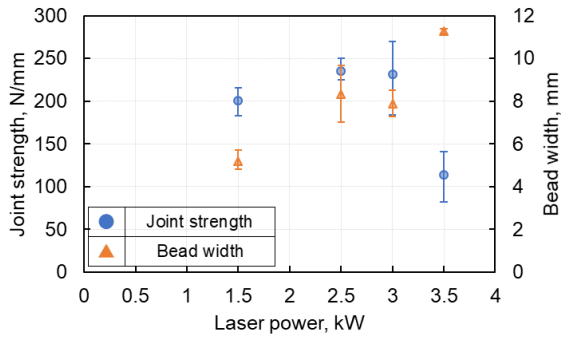


図 3-2.2.13-7 シングルビーム異材レーザーブレイジングにおけるレーザー出力、引張せん断強度、ビード幅の関係

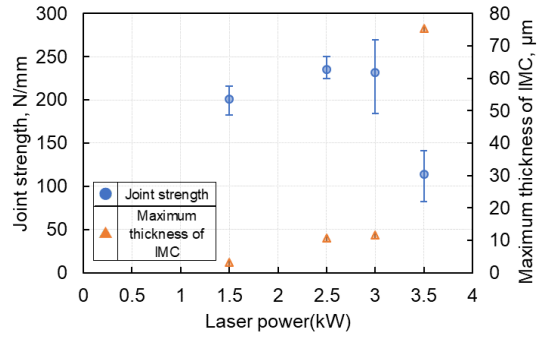


図 3-2.2.13-8 シングルビーム異材レーザーブレイジングにおけるレーザー出力、引張せん断強度、最大 IMC 厚さの関係

そこで、予熱ビームを用いたデュアルレーザーブレイジングにより継手特性の向上を図った。図 3-2.2.13-9 にシングルレーザーブレイジングと強度を比較した結果を示す。シングルレーザーブレイジングでは 1.7 kW で最大平均強度は 221 N/mm であったが、デュアルレーザーブレイジングにより 269 N/mm と強度が増加した。さらに破断は SPCC 母材部で生じた（図中矢印）。また、鋼板側の母材強度が高い 980DP-GA 鋼板を用いて同様にブレイジングした結果、307 N/mm の強度を示し、破断は A6061 母材部で生じた（図中矢印）。組織解析の結果、デュアルレーザーブレイジングによりビード始端角が減少し、ビード幅が増加した。このことから、デュアルレーザーブレイジングによりろう材の濡れ性が向上し、継手強度が増加することが明らかとなった。以上の通り、異材レーザーブレイジングプロセスにおいて最終目標である母材破断を達成した。

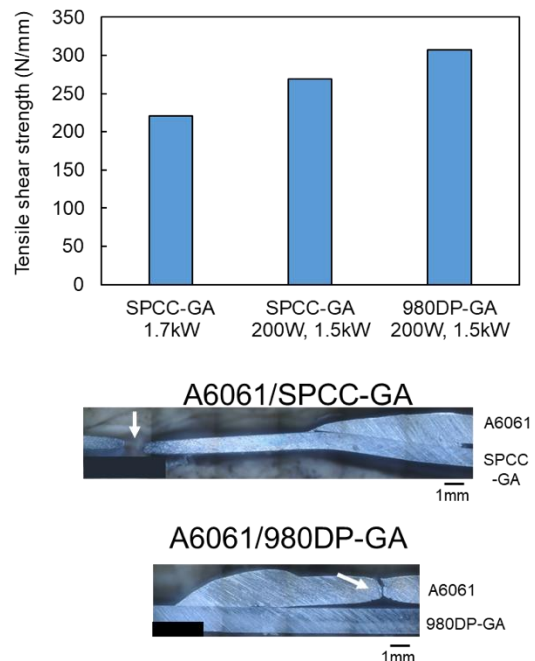


図 3-2.2.13-9 デュアルビームを用いた異材レーザーブレイジングにおける引張せん断強度と破断形態の結果

RSW では、980GA/A6061 異材接合においてめっき層排出性・アルミニウム残厚等に関わる電極形状の検討に基づく特性向上を図った。図 3-2.2.13-10 に溶接電流値に対する溶接部ナゲット径および継手強度の関係を示す。ナゲット径に関しては、電極形状の影響は小さく、電流値の増大に伴いナゲット径が一様に増大した。十字引張強度においても同様の傾向が得られ、溶接電流の増大に伴い、最大 970 kN 程度の継手強度が得られた。一方で、電極形状に関わらず 1.3 kN あるいは 1.5 kN の十字引張強度を示す継手も一部存在した。図 3-2.2.13-10 に示す継手は基本的に界面近傍の破断形態を示すものの、上述の高強度継手はいずれもアルミ内破断を呈した。以上の結果より、RSW におけるプロセス制御により、目標値 1.5 kN の継手強度を実現することが可能であることが示唆された。

また、電極形状の影響に関して R 形電極および DR (Dome Radius)形電極により接合を実施し、溶接により 3 $\mu$ m 以下の界面反応層を形成した領域を整理した結果を図 3-2.2.13-11 に示す。電極形状に関わらず 3 $\mu$ m 以下の反応層厚さを有した領域の増加と強度に相関があることが明らかとなった。さらに以上の結果において、DR 形電極では合金化溶融亜鉛めっき層の排出性が確保されるものの著しい板厚減少が生じた。また、R 形電極ではナゲット径が確保されるもののめっき排出性に乏しいことが明らかとなった。

そこで、各電極の特徴を組み合わせた異形電極を用いることによる継手強度向上を試みた。図 3-2.2.13-12 に DR/DR、R100/R100 および DR (A6061 側) /R100 (980GA 側) 電極の組み合わせに基づく接合強度結果を示す。DR/DR および R100/R100 電極を用いた接合の条件として、電流値 7-19 kA、加圧 5 kN、通電時間 12 cycle を、また、DR/R100 電極を用いた接

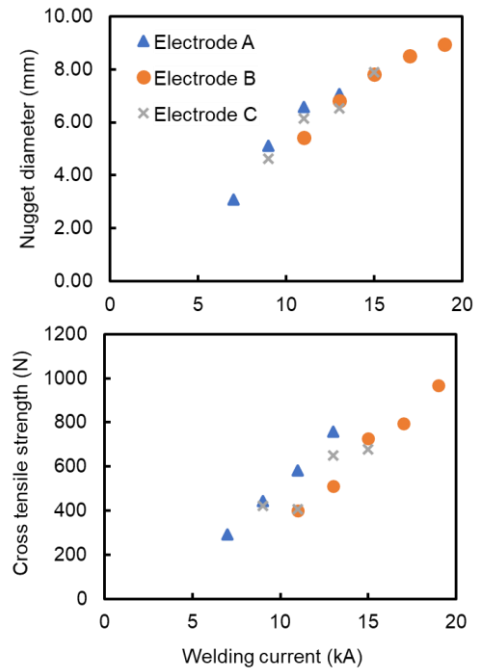


図 3-2.2.13-10 異材 RSW における異なる形状の電極を用いた場合の溶接電流値と十字引張強度の関係

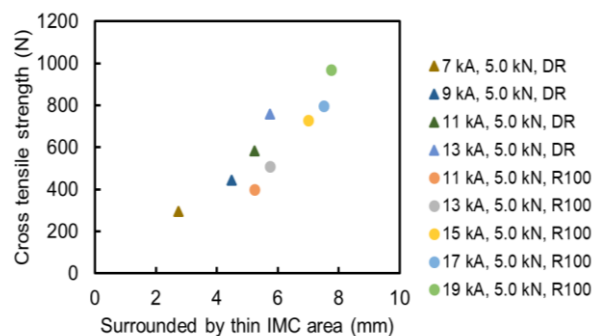


図 3-2.2.13-11 異材 RSW における十字引張強度に及ぼす電極形状および溶接条件の影響

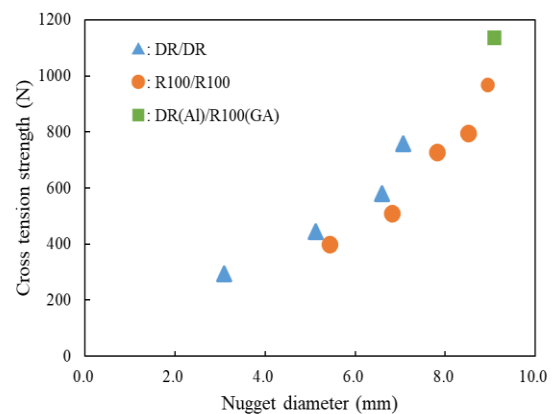


図 3-2.2.13-12 各 RSW 電極におけるナゲット径と十字引張強度の関係

合の条件として電流値 19 kA、加圧 5 kN、通電時間 12 cycle を用いた。同形電極を用いた場合と比べて、異形電極を用いた場合には同一のナゲット径において十字引張強度が増大することが明らかとなった。特に、異形電極を用いた条件においてはプラグ破断および

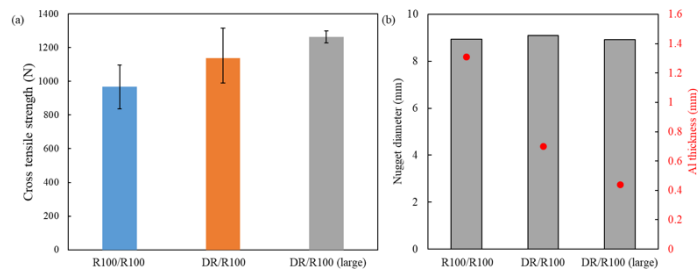


図 3-2.2.13-13 大径化異形電極を用いた RSW 継手強度:(a) 十字引張強度, (b) ナゲット径と Al 残厚

部分プラグ破断を呈する傾向が認められたことから、本プロセスによって良好な接合界面が形成されたものと推察される。以上に加えて、異形電極組み合わせにおける R 形電極径の増大による継手特性向上を目指した。図 3-2.2.13-13 に R100 同形電極、DR/R100 異形電極および DR/大径 R100 異形電極を用いて同一接合条件にて作製した継手の強度比較結果を示す。前述の通り、異形電極ではプラグ破断を呈するほどの強度を有する継手が得られるものの、強度にばらつきが存在した。一方で、DR/大径 R100 異形電極を用いた場合においては、N=2 の評価数のいずれも 1.2 kN を超える継手が作製された (図 3-2.2.13-13 (a))。異形電極同士を比較すると、ナゲット径に大きな差異はない一方、電極を大径化することによって、A6061 の板厚減少がより大きく認められた (図 3-2.2.13-13 (b))。「③-(4) 接合部性能保証のためのシミュレーションシステムの開発」において、プラグ破断に遷移するまではアルミニウム合金残厚の減少に伴い継手強度が上昇することが予測されている。従って、大径電極を用いた異形電極における強度向上は、亜鉛めっき層排出性向上、ナゲット径確保、そして板厚制御によるものであると考えられる。また同結果より、継手強度は後述する接合界面部組織に加えて、継手形状にも支配されることが実験的に示された。

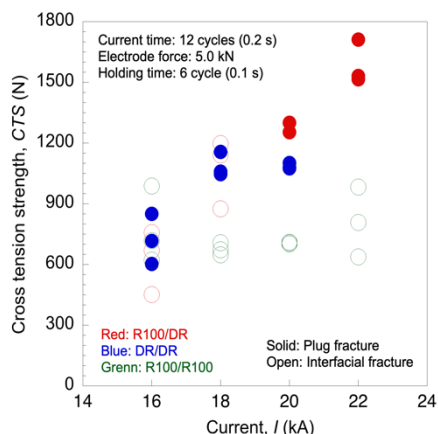


図 3-2.2.13-14 異形電極を用いた RSW における溶接電流値の影響

以上の結果に基づき、溶接電流条件制御を行った結果を図 3-2.2.13-14 に示す。DR/R100 電極の使用および溶接電流の増大に伴い、板厚減少が生じることにより 1.5 kN を上回る継手強度を獲得することに成功した。

以上の通り、異材 RSW プロセスにおいて最終目標である十字引張強度 1.5kN を達成した。

FSSW では、GA980/A6061 を対象とした新たな多段階 FSSW プロセス検討とその結果に基づいたプロセス開発、CFRTP/A6061 を対象とした高強度継手を実現するための材料表面処理手法の提案とその結果に基づく接合プロセスを検討した。図 3-2.2.13-15 には、従来の単段階 FSSW および多段階 FSSW によって作製した GA980/A6061 継手の十字引張強度を示す。GA を接合対象とする異材接合の場合、従来の単一過程の

FSSW 手法では良好な継手特性が得られないことが分かった。そこで、新たに考案した多段階負荷プロセスでは 1 kN を超える良好な継手強度を得ることに成功した。

さらに、接合プロセスおよび接合条件の最適化のため、研究開発項目②のトランススケール評価結果と対応させて 2020 年度に得られた継手特性の発現機構について検討を行った。開発した多段階負荷 FSSW プロセスを行った 980GA/A6061 継手において強度支配領域を検討した結果、端部の接合欠陥が存在

しない領域が最大強度を担保することが分かった。加えて、金属間化合物とアルミニウム母材の混合域を有する界面が高い強度を有することが新たに明らかとなった。以上の結果より、継手特性を向上するための接合プロセスおよび条件の見通しを立てた。そこで次なるアプローチとして、継手特性発現機構に基づいて接合プロセスの改良を試みた。図 3-2.2.13-16 に改良プロセスの継手特性を示す。2020 年度までの開発プロセスは十字引張強度指標として、平均強度 1.0 kN、最大強度 1.1 kN 程度を示した。一方、2021 年度の開発プロセスでは、平均強度 2.2 kN、最大強度 2.7 kN を達成し、目標値である 1.5 kN を大幅に上回る継手強度が得られた (図 3-2.2.13-16 (a))。特に、図 3-2.2.13-16 (b)に示すように、従来プロセスに比べて改良プロセスでは短時間で高強度な継手を得られること、そして長時間条件では安定してプラグ破断が得られることが明らかとなった。以上のような高強度継手を得られた要因として、研究開発項目②および③で得られた継手強度発現機構に基づいた接合担保領域の拡大および界面組織の健全化が考えられた。

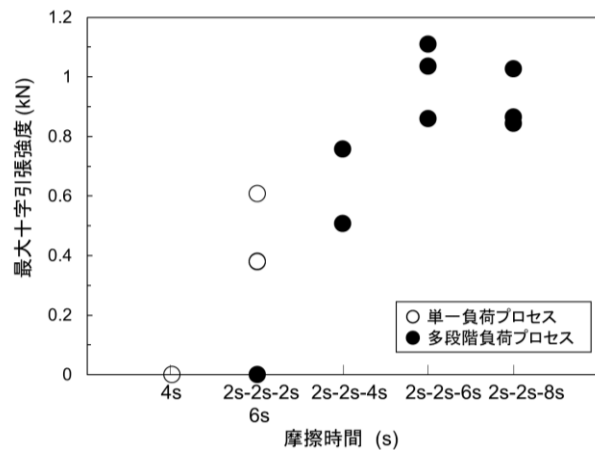


図 3-2.2.13-15 異材 FSSW 継手の十字引張強度

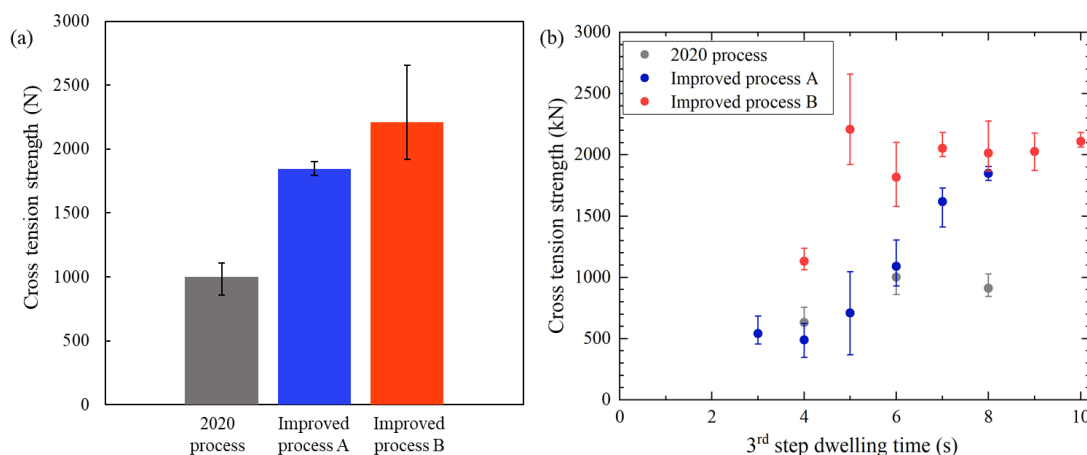


図 3-2.2.13-16 改良 FSSW プロセスの 980GA/A6061 継手特性:  
(a) 従来プロセスとの強度比較, (b) 各プロセス接合過程

FSSW プロセスを用いた A6061/CFRP 接合では、A6061 に対し酸洗いあるいは酸洗いと湯浸漬後のシランカップリング処理を行うことにより表面処理と特性の関係を調べた。図 3-2.2.13-17 は各処理に対して得られた引張せん断強度を表面粗さで整理した結果を示す。未処理材の状態においては CFRTP と A6061 間の接合が実現されなかった。一方、酸洗いとシランカップリング処理を行うことで接合が達成され、表面粗さの増大に伴う継手強度の上昇が認められた。特に、酸洗いに加えてシランカップリング処理を行うことで更なる強度上昇が達成された。これは酸洗いによる表面粗さの増大に伴う機械的締結力の増大に加え、シランカップリング処理により化学的結合力が付与されたためであると考えられた。以上の結果に加えて FSSW ツールを適正化した結果、引張せん断強度および十字引張強度としてそれぞれ最大 7.9 kN および 1.2 kN の継手を作製することに成功した。

接合部の組織解析の結果、継手特性には酸洗い処理によるマルチスケールアンカーの形成、シランカップリング処理による化学結合力の付与に加えて、FSSW プロセスによる熔融樹脂の広域流動が重要であることが明らかとなった。そこで、広域流動を促す接合ツールの改良を含めたプロセスの適正化を進めるとともに、アルミニウム表面処理の検討に基づく継手特性の向上を図った。表面処理として、A：塩酸浸漬処理、B1：湯浸漬処理、B2：水浸漬処理、C：シランカップリング処理を検討し、処理手順は A、B、C の順である。図 3-2.2.13-18 に表面処理の組み合わせに対する引張せん断強度および十字引張強度の関係を示す。いずれの強度特性においても、表面処理 A+B2+C において高い値を示し、引張せん断強度において最大 10.4 kN、十字引張強度において最大 1.93 kN が得られた。また、平均強度値においても当初目標（ただし GA 鋼/アルミニウム継手）を上回る継手特性を獲得した。さらに本検討より、表面処理 A+C においても、表面処理 A+B2+C と同等の表面処理効果を付与できることを見出し、より簡便な手法を提案した。一方、酸洗い処理（A）と酸洗い処理+湯浸漬+シランカップリング処理の結果を接合ツール改良前後で比較すると、前者条件では 2 倍程度に引張せん断強度が上昇したのに対して、後者条件ではほとんど強度上昇は認められなかった。後者条件の継手に対して界面構造観察を実施したところ、接合界面には針状構造を有するベーマイトからなる中間層が形成されていることが明らかとなった。このベーマイト層は脆い性質を有しており、継手の破壊形態は脆性的であると考えられる。従って、小さな接合面積では表面処理によって継手強度向上が認められるものの、ツール改良によって接合域が増大した場合において接合域拡大の影響は小さいものであったと推定された。

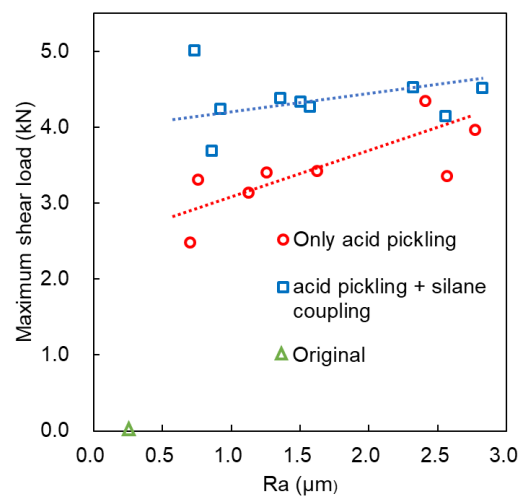


図 3-2.2.13-17 CFRTP/A6061-FSSW 継手における表面処理、表面粗さと引張せん断強度の関係

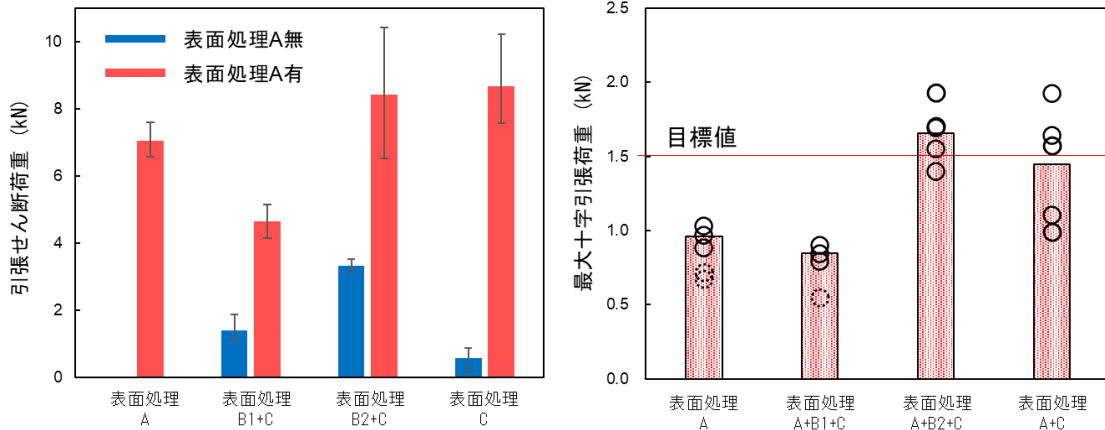


図 3-2.2.13-18 FSSW-AI/CFRP 継手における表面処理と継手特性の関係

以上に示した良好な継手特性の獲得の一方で、FSSW 過程における温度上昇の影響により界面ならびに樹脂強度の低下が懸念されている。そこで、接合温度を制御した熱圧着試験を通じた継手強度の改善を試みた。図 3-2.2.13-19 に熱圧着プロセスおよび FSSW プロセスを比較した結果を示す。基礎検討のため、表面処理として酸洗による機械的締結力付与処理を実施した。図 3-2.2.13-19 (a)に示すように、FSSW と比べ熱圧着において継手強度が向上した。また、熱圧着継手を比較すると、低い接合温度において、そして長い接合時間においてより高い継手強度が得られ、機械締結力付与処理のみでも平均 2 kN 程度の継手強度が得られることが明らかとなった。熱圧着プロセスと FSSW プロセスの差異として接合面積が継手強度に影響を及ぼしている可能性がある。そこで、図 3-2.2.13-19 (b)に各継手の接合面積を考慮した強度比較を行った結果を示す。350°Cでの熱圧着プロセスは、接合の長時間化に伴う接合面積の増大により十字引張強度が改善されるものであり、単位面積あたりの強度としては逆に低下することがわかる。一方、270°Cでの熱圧着プロセスでは、接合の長時間化に伴う接合面積の増大も認められるものの、350°C熱圧着プロセスや FSSW プロセスと比べて単位面積あたりの強度は大きい。すなわち、A6061/CFRTP 接合では、接合部、特に強度担保領域における過度な温度上昇の抑制が重要であると考えられた。

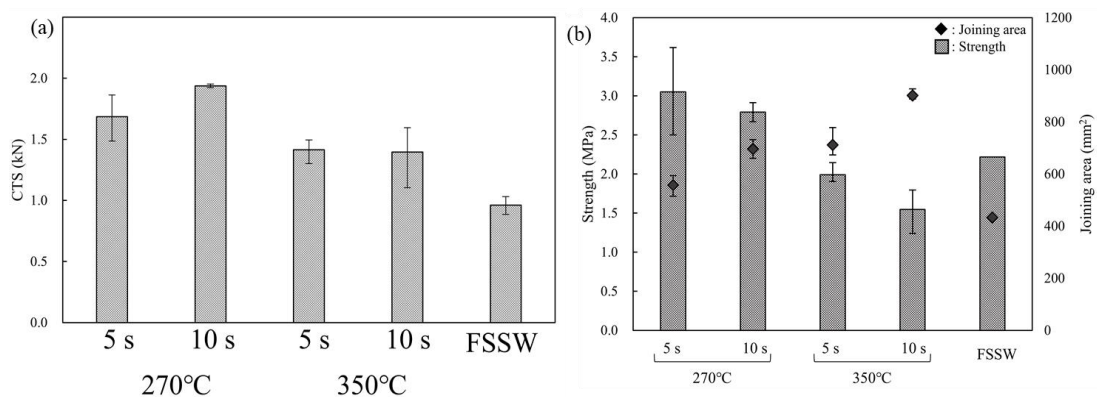


図 3-2.2.13-19 熱圧着プロセスの A6061/CFRTP 継手特性：  
(a) 十字引張強度比較, (b) 接合面積を考慮した強度比較

以上の通り、980GA/A6061 および CFRTP/A6061 いずれの継手においても、最終目標である十字引張強度 1.5kN を大幅に超える継手強度を獲得可能な異材 FSSW プロセスを開発し、最終目標を達成した。

### ①- (2) 異材接合現象の解析手法の開発 (阪大工学研究科分室、大工大、原研)

GA 鋼板と A6061 の異種材料抵抗スポット溶接部の Al 合金溶融部における対流挙動の観察として、a) Al 溶融部における対流挙動の Ex-situ 観察、および b) Al 溶融部における対流挙動の In-situ 観察を行った。それぞれの結果を以下の通り要約する。

#### a) Al 溶融部における対流挙動の Ex-situ 観察

接合界面の組織観察、あるいは接合部の形成過程をその場観察・計測する技術を開発し、異材接合現象を実験的に解析・評価することを目的として、RSW 時のアルミニウム合金内部の溶融部における対流挙動の In-situ 評価手法を確立するための検討を行った。その基礎検討として、抵抗スポット溶接を実施した後の継手に対して SPring-8/BL14B1 で白色 X 線を用いた透過画像の取得を行った。図 3-2.2.13-20 に放射光を用いた CT 画像の取得原理を示す。放射光を試験体に照射することで試験体内部において密度差が生じた場合、試験体透過後の X 線強度に差が生まれる。この X 線の強度差を用いて CT 画像の取得を行うことができる。本実験では、Al と比較して密度が大きいタングステンのトレーサー粒子の充填を行っているため、トレーサー粒子が存在する箇所は X 線透過後の強度に差が生まれる。この透過後の X 線強度差を用いて CT 画像の取得を行った。

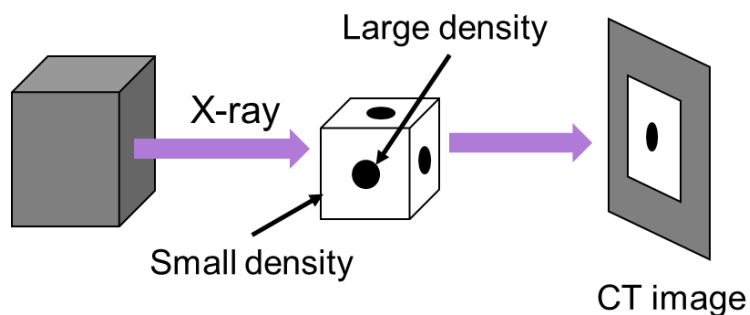


図 3-2.2.13-20 放射光を用いた CT 画像の取得原理

CT 画像取得時に用いる試験体は、図 3-2.2.13-21 に示すように溶接継手のナゲット中央部をワイヤー放電加工機を用いて直径 10 mm の寸法となるように継手をくり抜き、試験体の作成を行った。また 3 次元画像の取得に際して、試験体を 0.3 度ずつ回転させ、180 度回転するまで計 600 枚の CT 画像を撮影した。これら複数枚の CT 画像を、画像解析ソフト Image J を用いて試験体の 3 次元画像の再構築を行った。



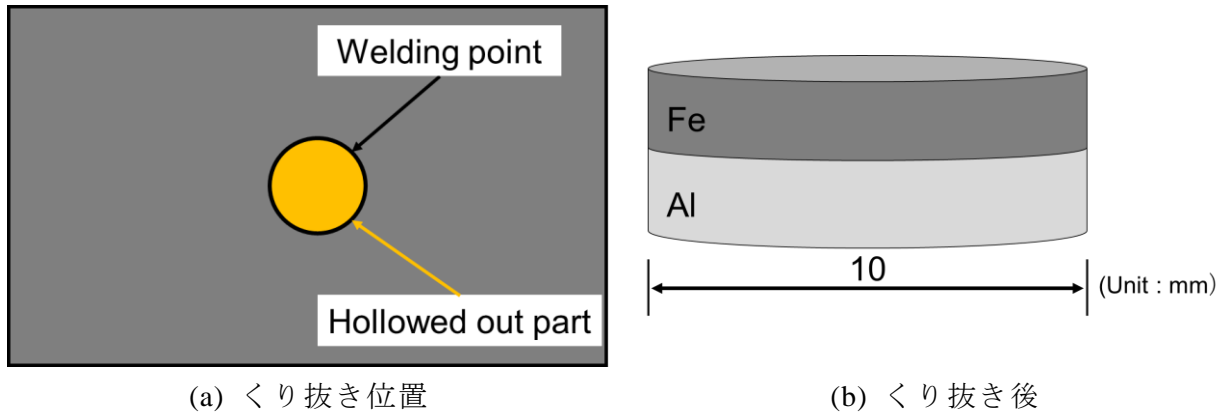


図 3-2.2.13-21 CT 画像取得試験体

溶接条件を表 2.2.13-3 に示す。溶接時は、GA590 ( $t=1.2\text{mm}$ ) を通電時の正極側に、A6061-T6 ( $t=1.6\text{mm}$ ) を通電時の負極側に配置して溶接を行った。また、トレーサー粒子には粒径 150  $\mu\text{m}$ 、53  $\mu\text{m}$  の粒径が異なる W 粒子を使用した。

表 3-2.2.13-3 溶接条件

Shape of Electrodes	Materials (Upper / Lower)	Current, $I$ (kA)	Current time, $t$ (cycles)	Electrode Force, $F$ (kN)	W particle size, $d_w$ ( $\mu\text{m}$ )
R100 / R100	GA590 / A6061	16.0, 20.0	0, 2, 3, 4, 6, 8, 12	5.0	150 + 53

図 3-2.2.13-22 にトレーサー粒子の充填位置を示す。トレーサー粒子は Al 合金板の接合界面となる面の中央部に対して直径 2 mm の溝加工を設け、複数のトレーサー粒子を溝加工を設けた箇所を充填を行った。

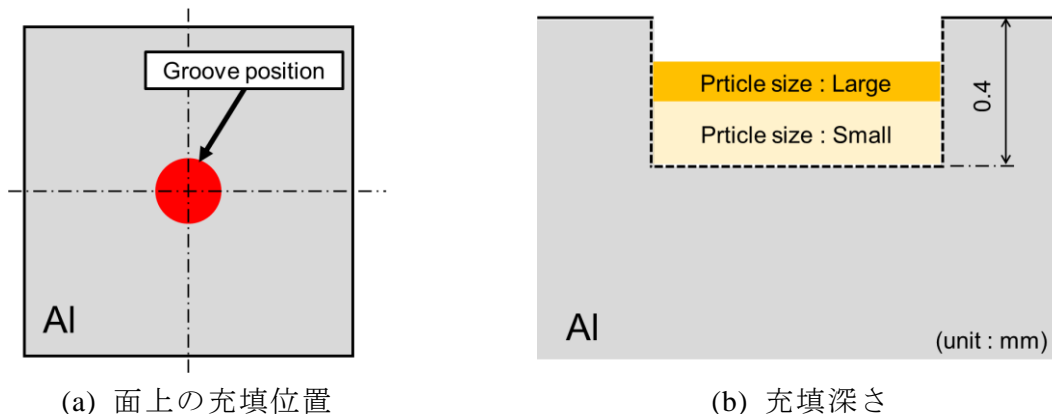


図 3-2.2.13-22 トレーサー粒子の充填位置

図 3-2.2.13-24 に表 3-2.2.13-3 の溶接条件で溶接を行った際の CT 画像を示す。なお、CT 画像内において Al 合金溶融部を図中点線で囲み、表記している。図 3-2.2.13-23 および図 3-2.2.13-24 より、両条件において Al 合金溶融部内におけるトレーサー粒子の

攪拌挙動は、通電時間の増大に伴い変化が見られた。はじめに、初期状態の通電時間 0 cycles からのトレーサー粒子の攪拌挙動について検討を行う。通電初期においては、熔融部の形成に伴って、トレーサー粒子が中央部から接合界面近傍に移動するとともに、径方向へ移動している様子が確認された。その後通電中期において、熔融部の径方向への拡大、さらには板厚方向への拡大に伴って、トレーサー粒子は径方向のみならず、Al 合金板の板厚方向にも攪拌している様子が確認された。さらに通電終期では、熔融部のさらなる径方向への拡大に伴い、トレーサー粒子が熔融部端部において溜まる傾向が観察された。以上のことから、電流値にかかわらず、いずれの通電時間においても、トレーサー粒子が Al 合金熔融部の径方向および板厚方向の拡大に伴って、径方向および板厚方向に移動していく様子が観察された。そのため、Al 合金熔融部内において径方向および板厚方向に働く対流が生じている可能性が考えられる。

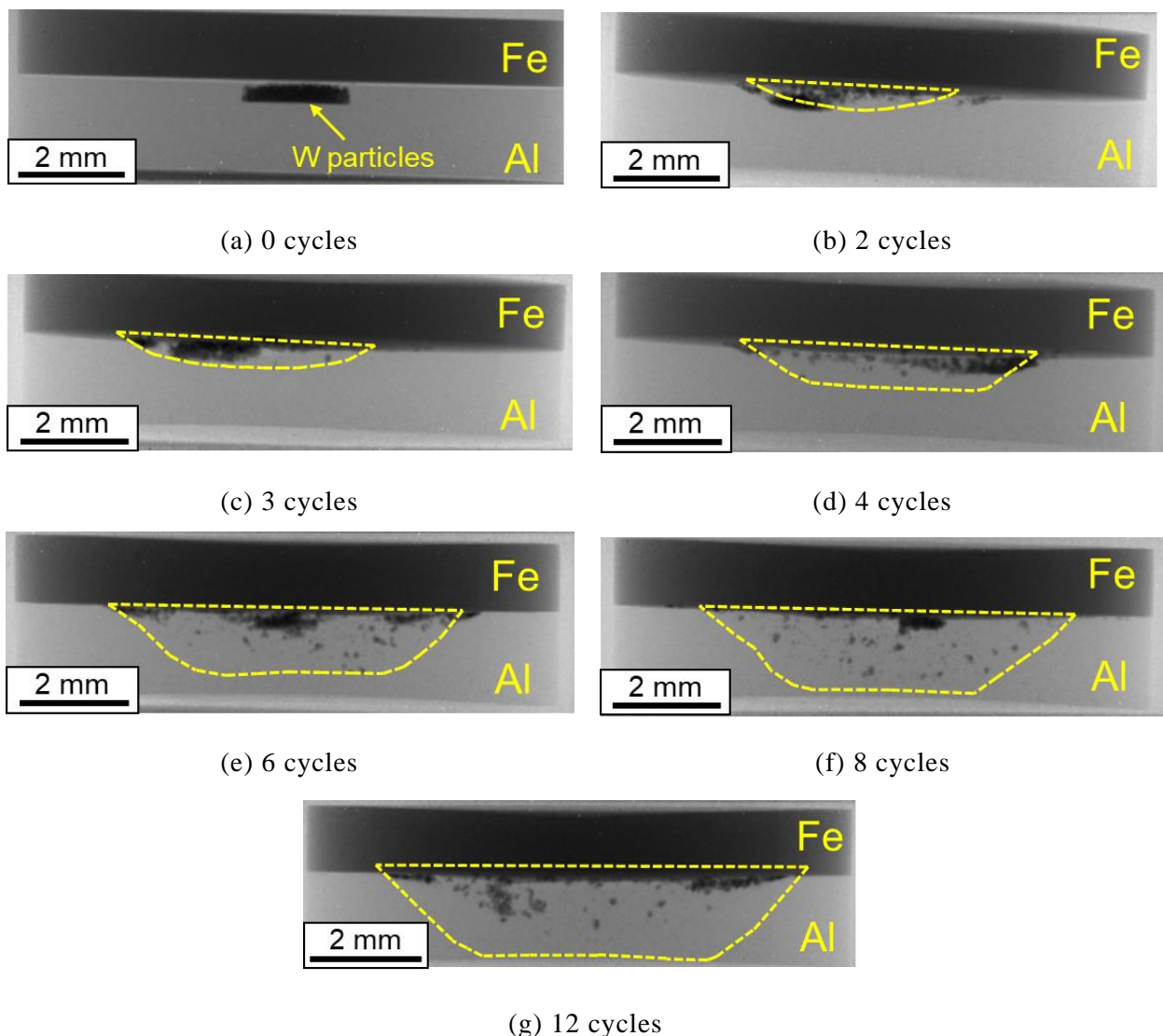


図 3-2.2.13-23 Al 合金熔融部の CT 画像 (充填深さ 0.4 mm, 16 kA)

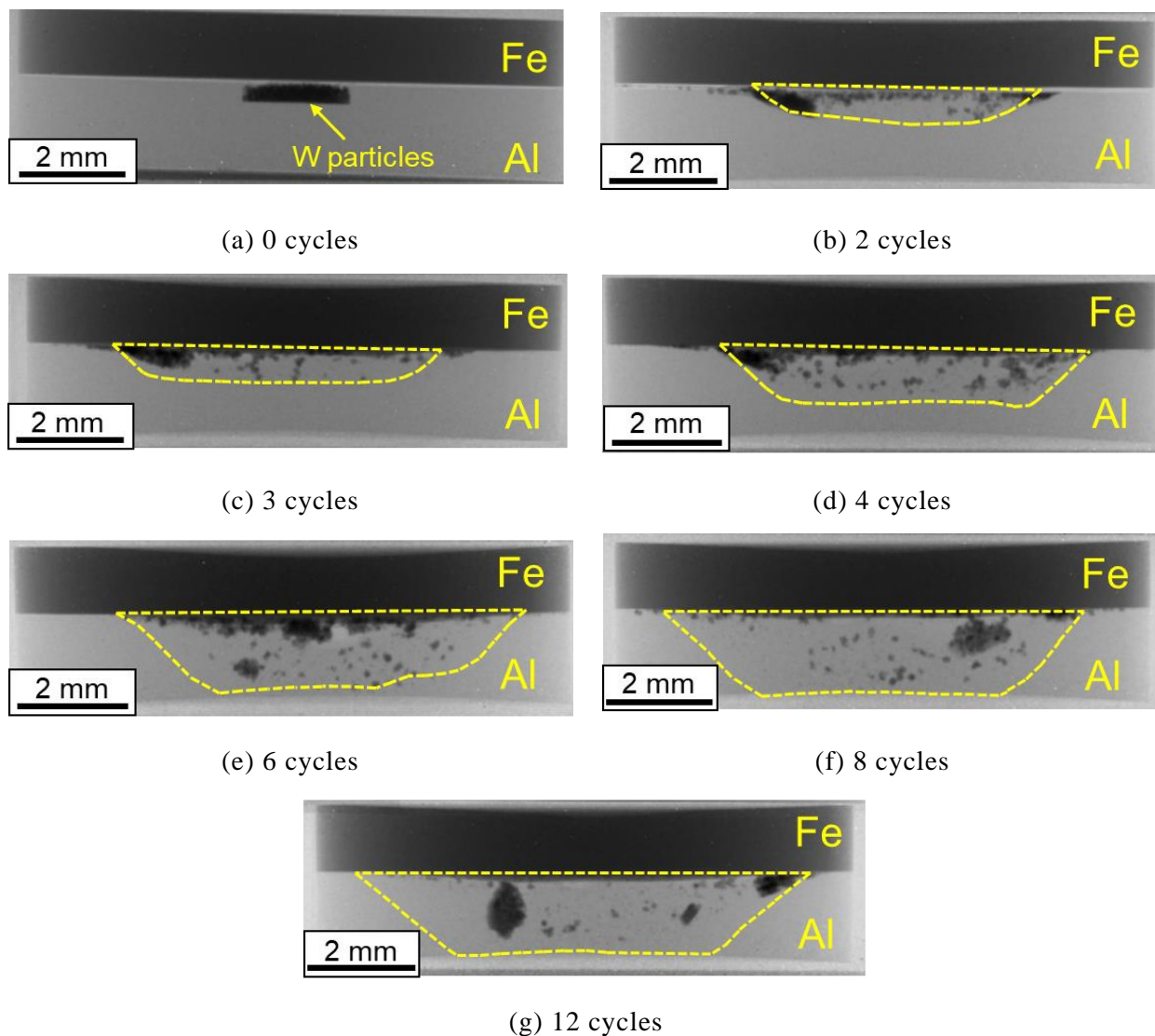


図 3-2.2.13-24 Al 合金溶融部の CT 画像 (充填深さ 0.4 mm, 20 kA)

次に、図 3-2.2.13-25 および図 3-2.2.13-26 に表 3-2.2.13-3 の溶接条件で溶接を行った際の 3 次元画像を示す。なお、3 次元画像内において Al 合金溶融部を図中点線で囲み、表記している。はじめに、初期状態の通電時間 0 cycles からのトレーサー粒子の攪拌挙動について検討を行う。通電初期において、トレーサー粒子が溶融部の外周部に溜まる傾向が得られた。また、通電時間の増大に伴い、溶融部の外周部のみならず、溶融部内部においてもトレーサー粒子が確認された。これらの観察結果から、電流値にかかわらず、いずれの通電時間においても、トレーサー粒子が溶融部の外周部に溜まる傾向が得られていることから、Al 合金溶融部内では常に中央部から外側に作用する流れが生じている可能性が考えられる。そのため、Al 合金溶融部内において径方向に働く対流が生じている可能性が示唆された。

以上のことから、溶接後の継手を対象とした Ex-situ 観察により、通電時間の変化に伴う粒子の攪拌挙動を確認することができた。

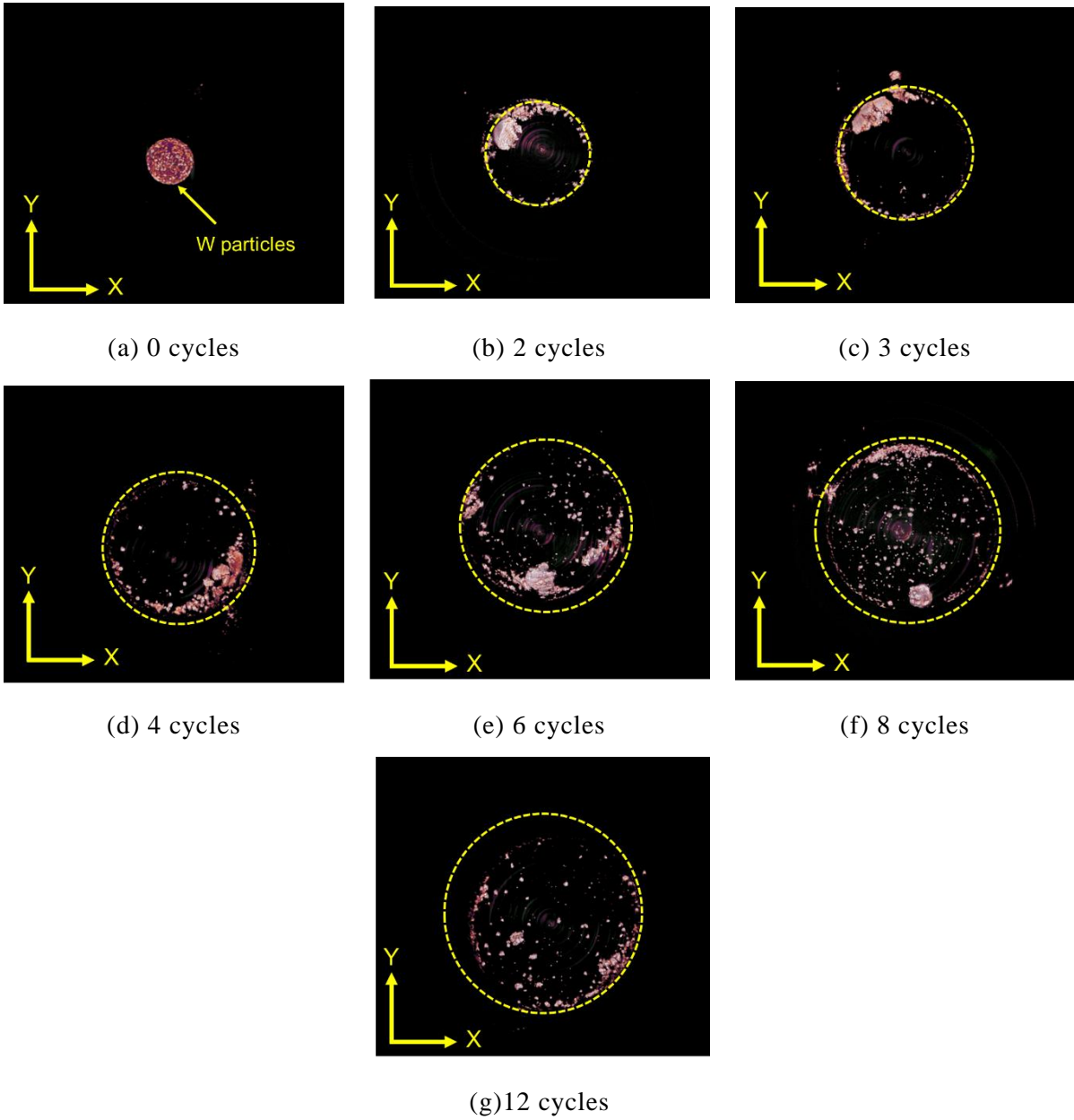


図 3-2.2.13-25 Al 合金熔融部の 3 次元画像 (充填深さ 0.4 mm, 16kA)

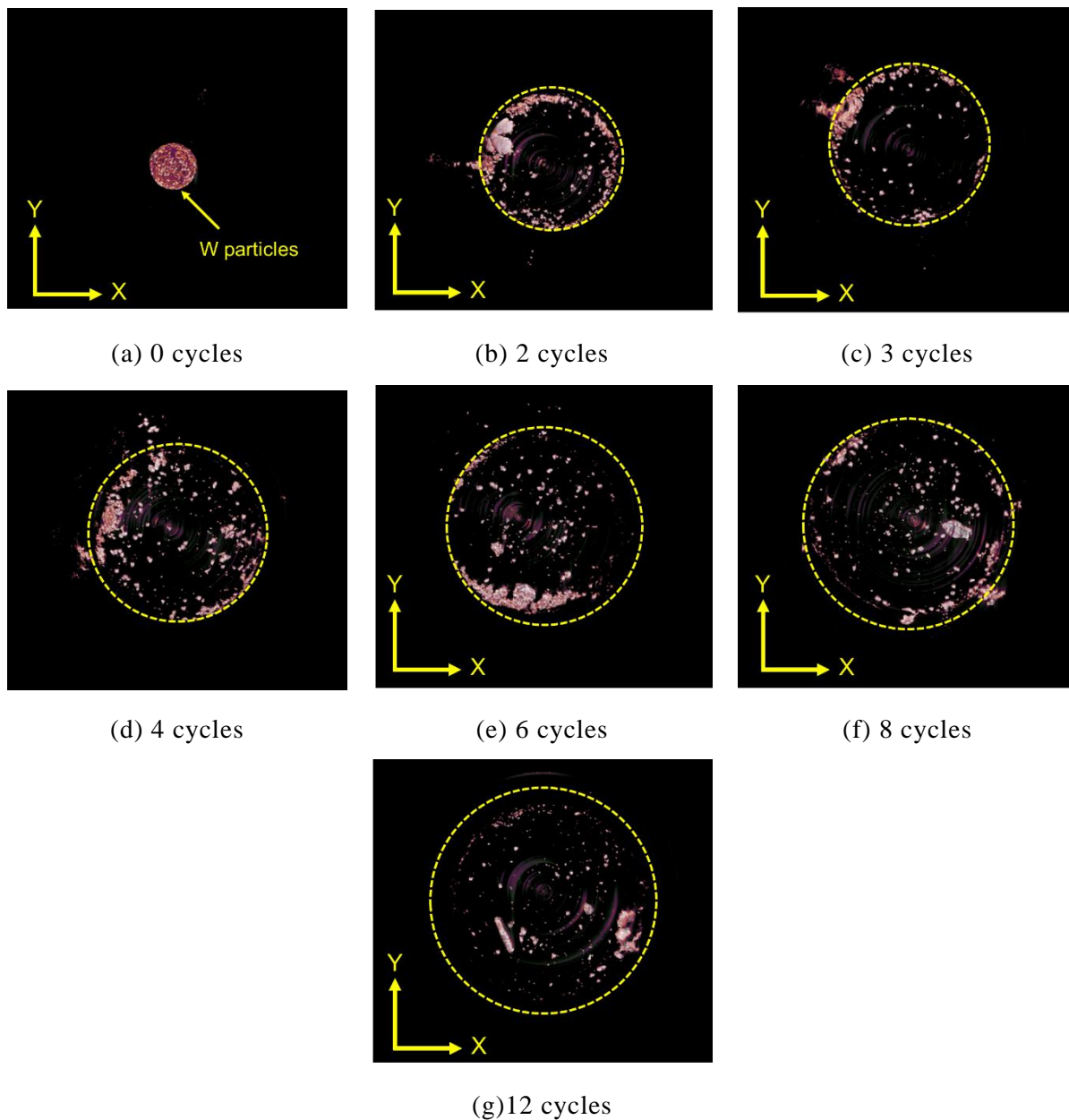


図 3-2.2.13-26 Al 合金溶融部の 3 次元画像（充填深さ 0.4 mm, 20 kA）

#### b) Al 溶融部における対流挙動の In-situ 観察

接合界面の組織観察、あるいは接合部の形成過程をその場観察・計測する技術を開発し、異材接合現象を実験的に解析・評価することを目的として、RSW 時のアルミニウム合金内部の溶融部における対流挙動の In-situ 評価手法を確立するための検討を行った。その基礎検討として、抵抗スポット溶接を実施した後の継手に対して SPring-8/BL05XU で連続的な透過画像の取得による In-situ 観察により、RSW 時のアルミニウム合金内部の溶融部における対流挙動を明確にすることができた。

①- (3) 異材接合プロセスのシミュレーション技術の開発 (阪大工学研究科分室、  
阪大接合研分室)

a) 抵抗スポット溶接 (RSW) シミュレーション

抵抗スポット溶接による異材接合プロセスのシミュレーション予測手法の確立を目指して、流体力学・電磁気学・熱力学・伝熱学を学際的に結びつけた数理モデル構築とその数値計算手法の開発を行っている。その基盤として粒子法的一种である非圧縮性 Smoothed Particle Hydrodynamics 法 (非圧縮性 SPH 法) を採用し、今年度は特に電磁気力に加えて Marangoni 効果の物理モデルも組み込むことで、軟鋼-アルミニウム合金異材抵抗スポット溶接中の熔融金属流動、それに起因する熱輸送と相変化過程を明らかにすることに成功した。

図 3-2.2.13-27 および図 3-2.2.13-28 にそれぞれシミュレーション結果のうち通電開始から 40.0 ms 後の被溶接材料の中心断面における計算粒子の状態と流動場の瞬間像を示す。図 3-2.2.13-27 の粒子状態の各粒子の色は、黒色が電極、濃灰色、淡灰色がそれぞれ固体の軟鋼、アルミニウム合金、赤色が熔融した軟鋼、青色が熔融したアルミニウム合金を表している。また、図 3-2.2.13-28 の粒子の色は速度成分の大きさを、矢印の向きは速度ベクトルの向きを示している。図 3-2.2.13-27 に示すように熔融部の形成領域について軟鋼は板厚中央部付近で楕円球状に形成され、アルミニウム合金は接合界面から板厚方向に形成されており、図 3-2.2.13-28 からアルミニウム合金のナゲットにおいて、接合界面付近では中央部から周囲に向かって流動するような速度分布が形成されていることがわかる。これは、中心軸から遠ざかる向きの流動の駆動力となる Marangoni 効果による力および界面近傍よりも電極近傍で相対的に大きくなる電磁気力の影響によるものと推察される。この結果は、同プロジェクトにおいて協力関係にある再委託先 (大阪工業大学) の実験的研究において示された傾向と一致した。加えて、得られた熱輸送の数値データを用いて、図 3-2.2.13-29 のように金属間界面に成長する金属間化合物の厚さの推定も行い、妥当な傾向と定量値を得ることができた。以上より、本シミュレーション結果は妥当であることが実証された。

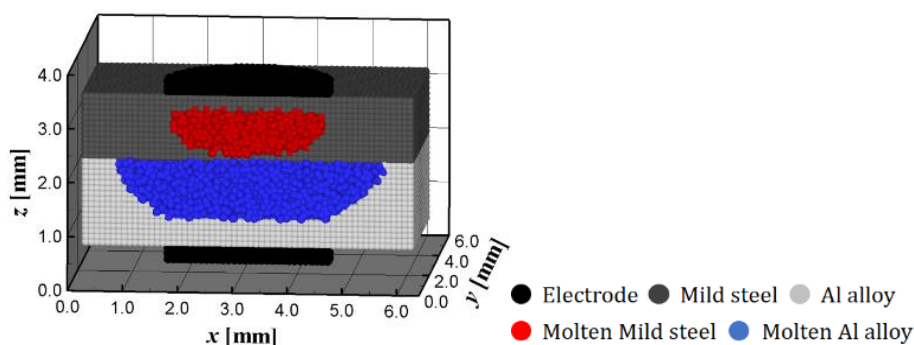


図 3-2.2.13-27 計算粒子の状態

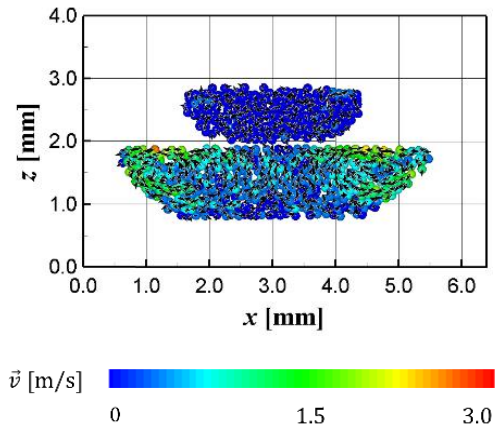


図 3-2.2.13-28 流動場

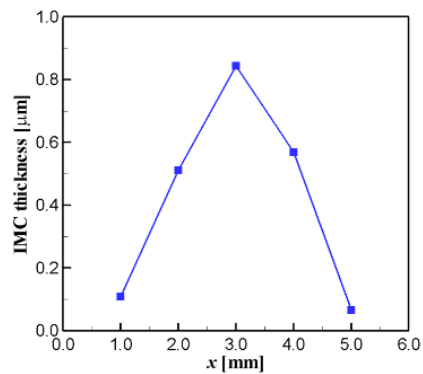


図 3-2.2.13-29 金属間化合物の厚さ分布

### b) 摩擦攪拌点接合 (FSSW) シミュレーション

粒子法による FSSW プロセスのモデル化を行うとともに、その現象解明を目的とした。以下は、FSSW による Al/CFRTP 接合への適用について検討した結果である。ツールの押し下げによって熔融した樹脂が材料界面に押し出され凝固した部分で主に接合強度が保たれていることが分かっている。そこで、これまでの FSW プロセスモデルに基づき、マクロ的に中心部から押し出される樹脂量および樹脂温度の推定が可能であることを確認した (図 3-2.2.13-30)。構築されたプロセスモデルによって得られるデータを活用し、界面隙間に射出される樹脂流動挙動の予測に向けた界面小領域における樹脂流動モデルを提案した (図 3-2.2.13-31)。

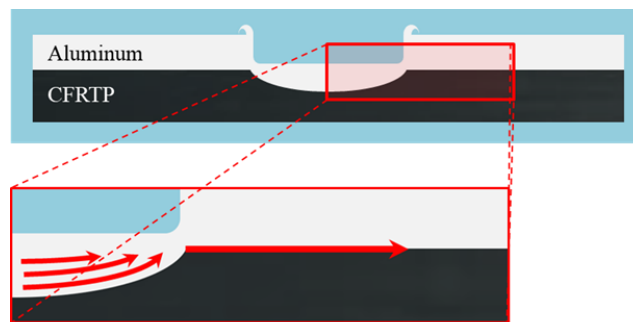


図 3-2.2.13-30 FSSW における界面の樹脂流動

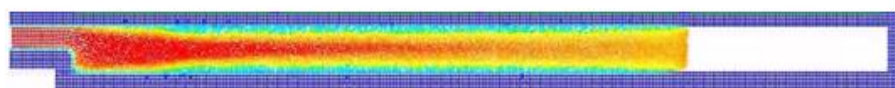
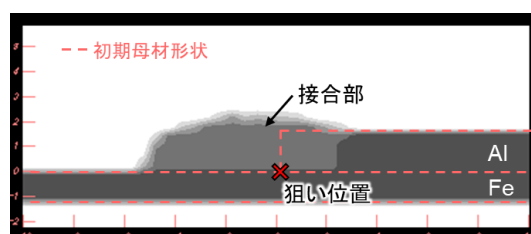
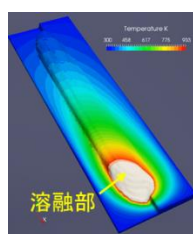


図 3-2.2.13-31 粒子法による射出成形モデル

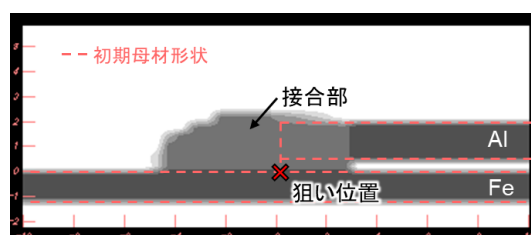
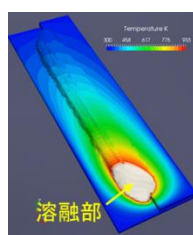
### c) アークブレジングシミュレーション

熔融部の流動および熔融部表面形状の変化を考慮した開発シミュレーションモデルをより広範な接合パラメータおよび接合対象物の形状に適用可能なものへと拡張した。図 3-2.2.13-32 に下板に鋼板、上板に Al 合金を想定し、母材間のギャップの大きさが

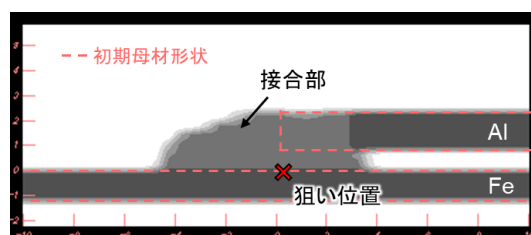
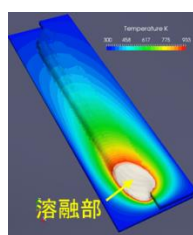
温度分布および接合部形状に及ぼす影響に関するシミュレーション結果を示す。なお、いずれの場合においても入熱量やトーチの移動速度、ろう材の送給量は同じ値を用いている。図に示されるように、母材間にギャップが生じている場合においても良好に接合部が形成されていることがわかる。また、接合部の幅といった接合部形状は大きく変化していない。図 3-2.2.13-33 に狙い位置直下の下板表面における温度履歴を示す。昇温過程初期においては、ギャップの存在の有無によって若干の違いがあるものの、最高到達温度や冷却過程においてはギャップの影響は見られない。このように、接合部の形状や温度履歴に対して、ギャップの有無は大きな影響を及ぼさないということがわかる。一方で、母材間より生じるブローホールの接合部への混入挙動に対しては、母材間ギャップの存在が影響を及ぼす可能性があり、ブローホール発生現象も含めたモデル化を達成することでより精緻な現象の解明、接合パラメータ選定のツールとしての高度化が可能となると考えられる。



(a) 母材間ギャップ：0 mm



(b) 母材間ギャップ：0.4 mm



(c) 母材間ギャップ：0.8 mm

図 3-2.2.13-32 母材間ギャップが表面温度分布および接合部形状に及ぼす影響



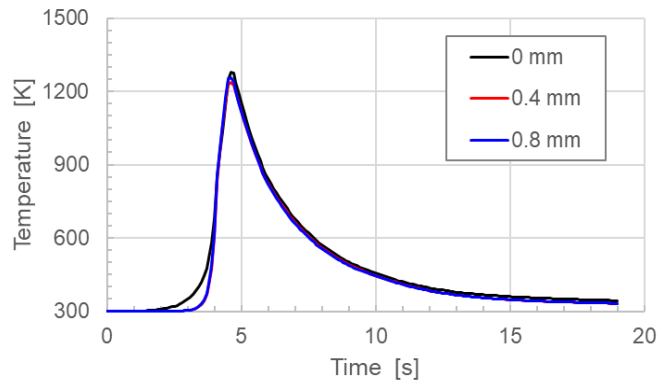
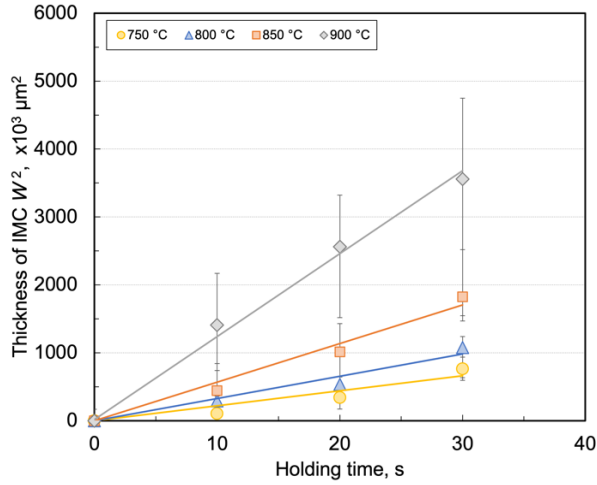


図 3-2.2.13-33 母材間ギャップが温度履歴に及ぼす影響

#### d) レーザブレイジングシミュレーション

これまでの研究により、超高強度鋼とアルミニウム合金のレーザブレイジング継手の異材継手強度に接合部形状が大きな影響を及ぼすことが明らかとなり、母材エロージョン現象を考慮した 3 次元熱流体解析ソフトウェアを用いることで接合部形状（ビード幅、ぬれ各など）のある程度の予測が可能となった。また、継手形状のみならず、レーザブレイジング過程でろう材と高強度鋼の界面に生成する金属間化合物（IMC）も継手強度を大きく左右するため、継手強度の予測には、接合部界面の IMC 生成（特に、厚さ）も考慮しなければならない。そこで、接合部形状予測モデルに IMC 生成予測モデルを連成させた新たなシミュレーション手法を開発し、接合部形状と IMC 生成状況（厚さ）を同時に予測することを目的とした。

シングルビームプロセスを用いたレーザブレイジングで生じる IMC 厚さを予測するため、まず鋼/アルミニウム合金の界面における IMC の成長速度式を導出した。図 3-2.2.13-34 は鋼（固相）とアルミニウム合金 A6061（液相）の界面に生成した IMC 厚さの時間-温度変化を示している。鋼/アルミニウム合金界面に生成した IMC 厚さの時間変化は  $W^2 = kt$  [ $\mu\text{m}^2$ ] で整理が可能であり、IMC 厚さが成長速度式（1）に従うことが示唆された。接合部形状予測モデルへと成長速度式（1）を連成させることで得られた IMC 厚さの予測結果を図 3-2.2.13-35 に示す。シングルビームプロセスの 2 条件（レーザ出力 1.5 及び 1.9 kW）で生成した IMC 厚さの実測結果と予測結果を合わせて示している。IMC 厚さは、図 3-2.2.13-34 で示した成長速度式と接合部形状予測モデルから算出される界面温度履歴を離散化し、加算則を適用することにより算出した。図 3-2.2.13-35 から、レーザ出力の増加に伴う IMC 厚さ増加の傾向が再現できているだけでなく、各界面位置における IMC 厚さの分布傾向もよく一致した。以上のことから、高強度鋼/アルミニウム合金の異材レーザブレイジング継手の形状予測モデルと実験的に取得した IMC 成長速度式から、レーザブレイジングにおける接合部形状と IMC 生成状況を同時に算出・予測可能であることが明らかとなった。



$$W = \sqrt{(1.1 \times 10^7) \times \exp\left(-\frac{110.3 \times 10^3}{RT}\right) \times t} \quad [\mu\text{m}] \quad \dots (1)$$

$W$  : IMC 厚さ[ $\mu\text{m}$ ]、 $R$ : 気体定数  
 [J/Kmol]、  
 $T$ : 温度[K]、 $t$ : 時間[s]

図 3-2.2.13-34 IMC 成長速度式導出のための等温保持実験

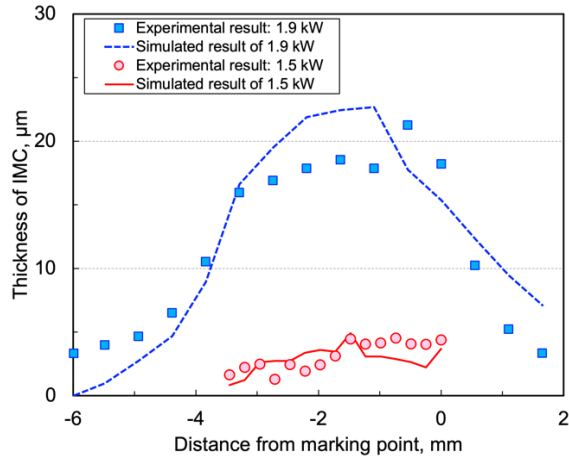
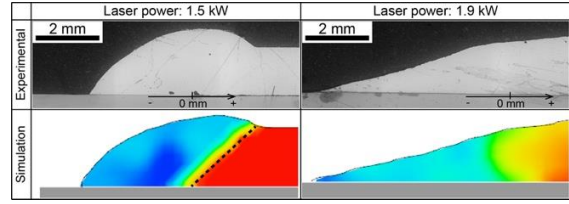


図 3-2.2.13-35 実験結果と IMC 厚さ予測結果の比較

【研究開発項目②異材接合界面構造の評価・解析と強度発現機構の解明】

②- (1) 接合界面構造、特性のナノレベル解析手法の開発 (阪大工学研究科分室、阪大接合研分室、茨城大)

FSSW および RSW により作製した 980GA/A6061 継手および FSSW により作製した CFRTP/A6061 継手を対象として異材接合界面における界面反応層、界面構造を原子レベルの分解能で解析する手法の確立と強度発現機構の解明を目的として研究を進めた。

まず FSSW により作製した 980GA/A6061 継手に関して、図 3-2.2.13-36 は接合継手の断面マクロならびに中央部から端部に向かう各領域の界面反応層観察結果を表している。接合部中央から端部にかけて界面反応層の厚さや形態の変化が認められた。図 3-2.2.13-37 は代表試料から取得した接合部における中心から端部への界面反応層厚さと亜鉛濃度分布を表している。界面反応層厚さの算出では、金属間化合物とアルミニウムの混合領域は省き、緻密な反応層形成部のみを対象とした。FSSW 後では、界面反応層厚さに特段の差異は認められず、接合部全域において均一な厚さを有することがわかった。一方、亜鉛濃度に関しては中央部から端部にかけて上昇することがわかった。

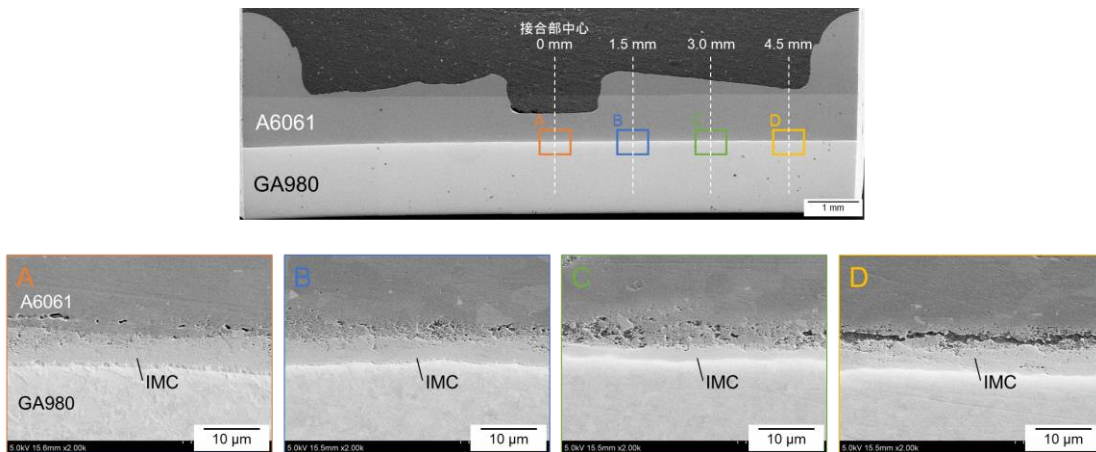


図 3-2.2.13-36 GA980/A6061FSSW 接合部の界面組織変化

接合中央部の断面を SEM-EBSD 法により分析した結晶構造分布マップを図 3-2.2.13-38 に示す。検出された範囲内では、鋼はおよそ 1 $\mu$ m 程度、Al 合金では 1~2 $\mu$ m 程度の結晶粒径からなることが確認できた。今回観察している領域では集合組織など結晶方位の異方性は見られなかった。鋼と Al 合金の間には約 4 $\mu$ m 幅の金属間化合物 (IMC) 相が存在していた。この金属間化合物相と Al 合金界面近傍の Al 側界面では、

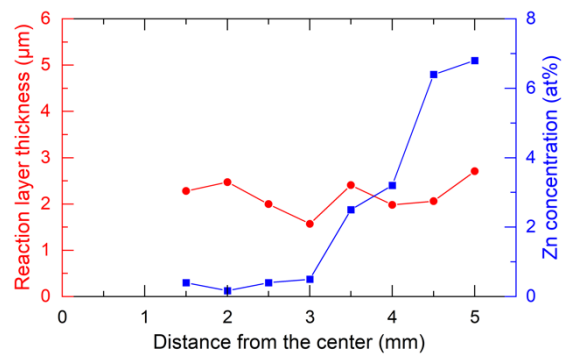


図 3-2.2.13-37 FSSW 接合部における界面反応層厚さおよび亜鉛濃度分布

場所により数 100nm の程度の微細粒が生成しているのが観察されている。さらに、IMC 中では  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相が、鋼側界面に沿って約 100nm の大きさで分布していた。また、IMC 内部では  $\text{FeAl}_3$  相がランダムに生成していることが分かった。

継手各種異材接合部の特徴的な領域に対して、走査透過型電子顕微鏡 (STEM) により HAADF 観察や高分解能観察、EDS による組成分析を行うとともに、各領域の組織を対比させた検討を実施した。図 3-2.2.13-39 に FSSW 接合した GA980/A6061 継手中央部および端部のナノレベル組織観察結果を示す。中央部の界面反応層では、上部と下部で反応相の形態が異なった (図 3-2.2.13-39 (a))。Fe 側では密な柱状晶を示すのに対し、Al 側では密度が低下し、Al 中に孤立した反応相が析出しているような形態を示した。この Al 側の反応相形態は、液相中から反応相が均一核生成することにより形作られていることを示唆している。図 3-2.2.13-40 に示すように、反応相/Fe 界面では、界面に対して垂直に数 10nm~数 100nm 程度の幅の柱状の反応相が成長していた。高分解能観察結果より、今までのところ、Fe と反応相の間にはっきりした結晶学的方位関係は確認されていないが、Fe 基板に対して反応相  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  が  $\langle 010 \rangle$  方向に成長する傾向が見られた。この反応相は基板上に核生成し液相中に向かって成長していると考えている。一方、接合端部の界面反応層では中央部とは異なる組織が形成された (図 3-2.2.13-39 (b))。反応層上部では粗大な反応相、下部では微細な反応相が形成した。中央部では上部のみの反応相周囲において反応相粒界に偏析した Zn が存在するのにに対し端部では全域に Zn が存在することが明らかとなった。



図 3-2.2.13-38 (a) 980GA/A6061 の方位マップ (b)  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  (c)  $\text{FeAl}_3$  の分布

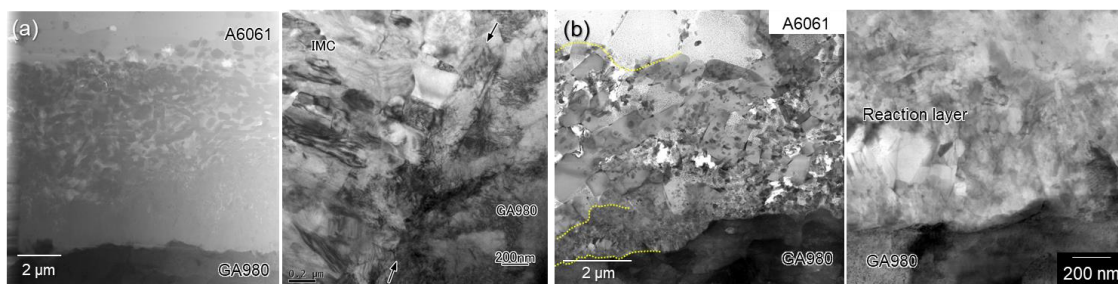


図 3-2.2.13-39 GA980/A6061FSSW 接合部のナノレベル組織観察結果

(a) 中央部 (b) 端部

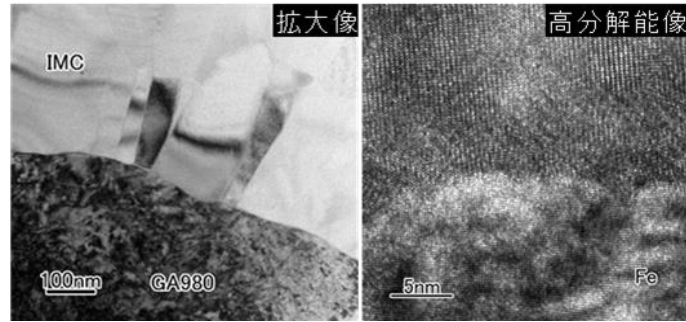


図 3-2.2.13-40 GA980/A6061-FSSW 継手の接合中央部 TEM 観察結果

以上において、FSSW 継手において接合界面に全体にわたって、反応相と Zn が偏析している様子が確認された。これらの反応相の変化を単一負荷プロセスによって接合されたものと比較を行ったところ、単一負荷プロセス、多段階負荷プロセスともに反応相厚さは外周部にかけてわずかに減少する傾向にあることがわかった。さらに単一プロセスでは Zn が偏析した領域は狭く、厚くなっていた。Zn 偏析層が割れの原因になることから、この形態の違いが継手の強度に影響を与えていることが考えられる。この Zn の偏析層

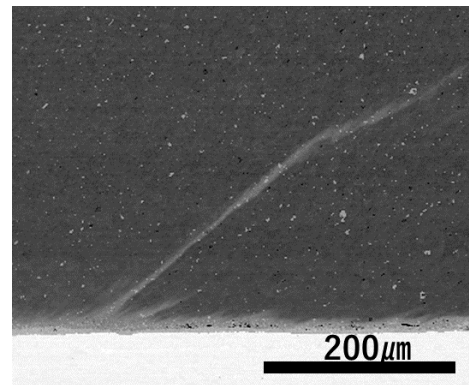


図 3-2.2.13-41 Al 中 Zn 偏析領域の形態

が厚い領域では、偏析層は接合界面の IMC 相から離れ Al 内部に長く伸びているような形状を示した。図 3-2.2.13-41 はこの領域の観察像である。Zn のコントラストはツールのショルダに沿うように伸びていた。また、この Zn の偏析領域中に細かい析出物が分散しているのが観察された。図 3-2.2.13-42 はこの亜鉛の偏析領域について EDS により組成マップを取得したものである。一番下の Fe 上に接合界面に沿って反応相が生成している。その上に Al 中に亜鉛が偏析している領域が存在しているが、その中では Fe-Al の組成を有する反応相粒が分散しているのがわかった。これらは接合界面近傍の反応相と異なり数  $\mu\text{m}$  程度の大きな孤立的な反応相粒として分布していた。

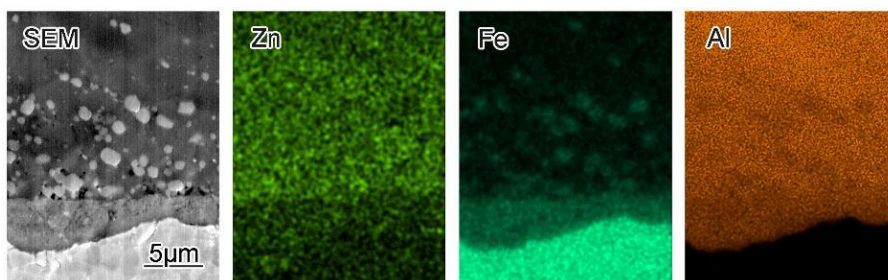


図 2.2.13-42 Zn 偏析領域の EDS 元素マップ

次に Al 側の微細組織について、接合界面に沿って IPF マップを取得し解析を行ったところ、それぞれの領域で結晶粒形態、粒径が大きく異なっていることが分かった。

図 3-2.2.13-43 は、この粒径の変化についてグラフにまとめたものである。母材の平均結晶粒径が約 20  $\mu\text{m}$  なのに対して、中央部では 9.4  $\mu\text{m}$  と微細になっていた。①から③では平均粒径がわずかに減少しているのに対して、その外側の領域では平均結晶粒径は増加していくことが分かった。この①～③までの Al 結晶粒径の減少は、高い加工度により導入された高密度の転位が、接合時の高温により再結晶、成長をした結果と考えられる。領域①から③、すなわち接合界面に沿って中央部から周辺部に行くにしたがって接合時の界面の温度は低下し、生成した結晶粒の粒径が減少したと考えられる。これはこの領域における反応相厚さの減少にも対応していると考えられた。また、

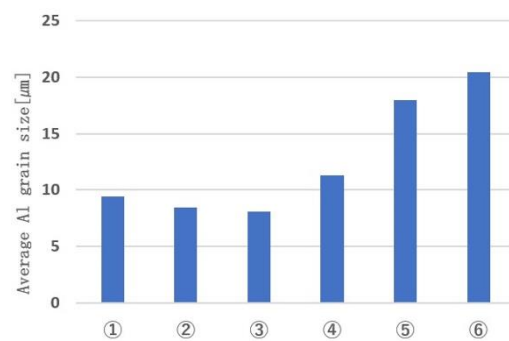


図 3-2.2.13-43 各領域の Al の平均結晶粒径

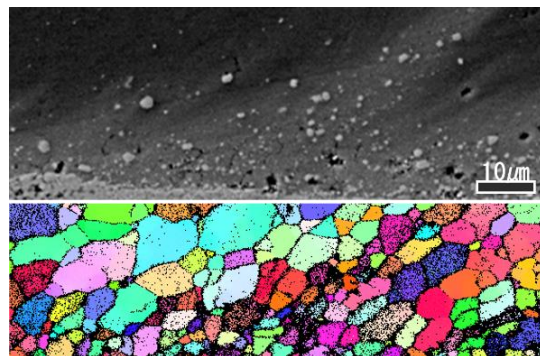


図 3-2.2.13-44 Zn 偏析領域における SEM 像 (上) と IPF マップ (下)

図 3-2.2.13-44 は Zn 偏析領域における SEM 像とそれに対応する IPF マップである。Zn が偏析している領域ではまわりの Al よりも結晶粒径がわずかに減少することが分かった。Zn の偏析している領域では Zn の微細な化合物が析出していることが報告されていることから、これにより結晶粒径の成長が押さえられていると考えられる。

領域③から④では結晶粒径が急激に増加しているが、これはもともとの結晶粒の大きさを基準とすると FSSW の接合による Al 結晶粒の微細化と考えられる。この微細組織変化機構を明らかにするために当該領域の IPF マップを取得した。図 3-2.2.13-45 は左側を領域③、右側を領域④として、その間について連続的に IPF マップを測定したものである。領域③に向かって結晶粒径の微細化、集合組織の生成が徐々に進行しているのが分かる。さらにこの中央の領域を拡大し、IPF マップと粒界性格マップを測定したものが図 3-2.2.13-46 である。大角粒界で囲まれた結晶粒内部が小角粒界で分割されている様子が観察された。これは通常の FSW によって観察されている連続再結晶と同様の機構であると考えられる。これから、この Zn 偏析が生じている領域に

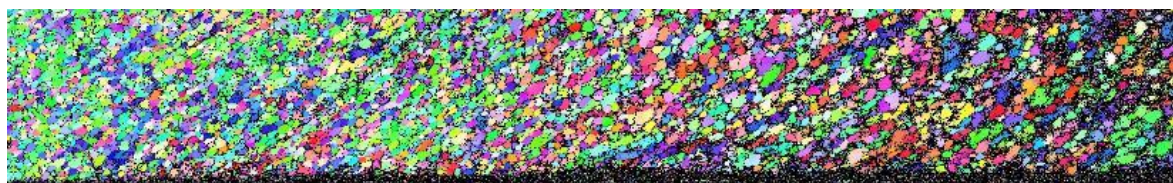


図 3-2.2.13-45 領域③～④における微細組織の遷移

において Al 中では連続再結晶による結晶粒微細化が進んでいるのが確認された。

もともと A6061 の板は板面方向に平行に結晶粒が伸びていたのに対し、領域③、④では斜め方向に結晶粒が伸長しているのが観察されている。これは FSSW による塑性流動を反映している。図 3-2.2.13-40 で観察された亜鉛の偏析もこの塑性流動に沿っている。そこでこの組織の詳細を明らかにするために結晶方位分布の解析を行った。図 3-2.2.13-47 は領域②、③における極点図である。A1 は板面に垂直方向、A2 は板の横手方向である。領域②、③以外の領域における結晶方位には集合組織などを反映する特定の傾向は見られなかった。

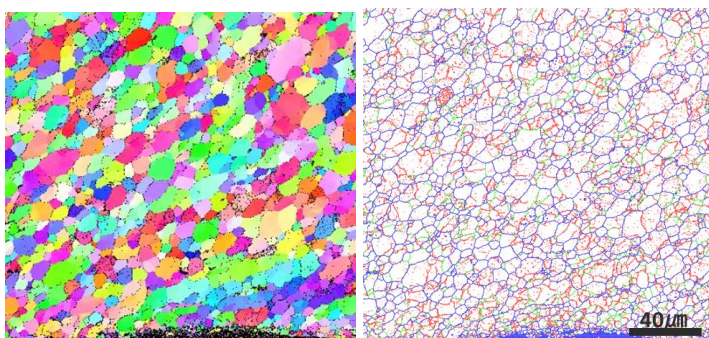


図 3-2.2.13-46 遷移領域における IPF マップ (左) と粒界性格マップ (右)

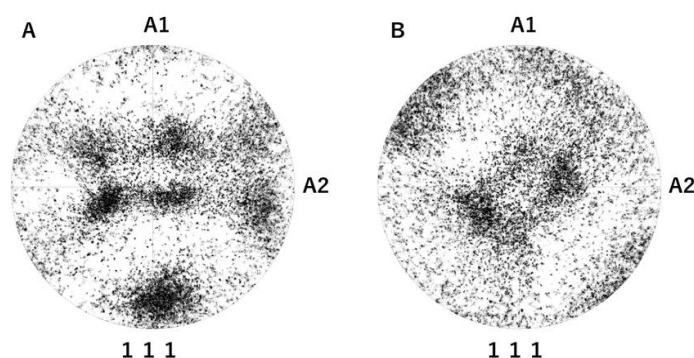


図 3-2.2.13-47 (a)領域②および(b)領域③の極点図

領域②では、少し傾いているものの{111}が板面に平行になっているのが観察された。これはツール下部において、ツールの回転により引き起こされる Al の塑性流動に対応していると考えられる。これに対して領域③では{111}面が A2 方向に対して 45 度傾いていた。これから②③の領域では、安定的に外側、斜め上方向への塑性流動が起こっており、それに沿った集合組織が形成したと考えられる。また Zn メッキ中の Zn もこの流動にそって排出されていた。

以上のように、FSSW による 980GA/A6061 継手の形成において、Zn の流動挙動に伴って微細組織が形成されるものと考えられる。そこで、亜鉛濃化が認められた界面近傍の A6061 に対してナノレベル組織解析を実施した。図 3-2.2.13-48 は接合端部域の界面近傍から採取した試験片に対する透過電子顕微鏡観察および三次元アトムプローブ分析結果を表している。界面近傍のアルミニウム内部には微細な化合物が多量に存在することが認められた。高分解能観察および逆空間解析の結果、これらの化合物は 7000 系アルミニウム合金に存在する析出物であるものと推定された。また、図 3-2.2.13-48 (b)に示す三次元アトムプローブ分析の結果、当該化合物は Zn-Mg 系であることが認められ、上述の析出物に相当するものと考えられた。すなわち、めっき成分の Zn が Al-Mg-Si 系アルミニウムである A6061 内部に流動することにより、Al-Zn-Mg-Cu 系アルミニウムに認められる析出物を形成したものであると考えられる。一方、これらの Zn-Mg 系化合物および Zn は高密度に存在している。FSSW により接合された GA 鋼板/Al 合金継手の破壊試験では、クラックは接合界面の場所により反応相、Al 内などを進行した。すなわち、本検討により観察された Al 中の領域毎の結

晶粒径の変化、集合組織に加えて、Zn および Zn 系化合物の存在分布が、き裂進展挙動ならびに継手の機械的特性に影響を及ぼすものと考えられた。

次に、RSW により作製した GA/A6061 継手に関して述べる。まず、予備検討として実施した GA590/A6061-RSW 継手に対するナノレベル組織観察結果を示す。中央部と端部に対して観察を行ったところ、明確な微細組織に差異が生じた。まず図 3-2.2.13-49 (a) に示す中央部では粒径の大きな反応相が形成された。一方、端部においては厚い反応層が存在しており、その内部には微細な反応相が存在した(図 3-

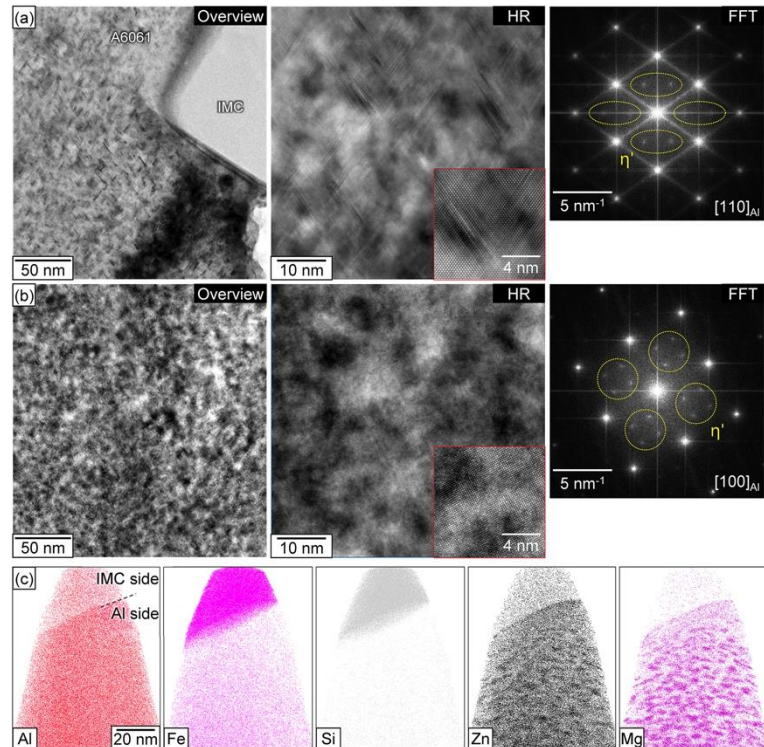


図 3-2.2.13-48 接合端部領域の界面近傍 A6061 に対するナノレベル組織解析結果：(a, b) 高分解能 TEM 観察結果、(c) 三次元アトムプローブトモグラフィー

2.2.13-49 (b))。端部における反応層厚さが GA 鋼の初期めっき厚さと同等であったこと、また、接合部端部からより外側の未接合部に至る界面反応層の形態変化に基づき、端部の組織は初期めっきとアルミニウムの置換反応により形成されたものと考えられた。さらに中央部においては、RSW による入熱により反応相の成長が促進されることにより図 3-2.2.13-49 (a) に示す組織が形成されるものと推測された。

次に、抵抗スポット溶接で作製した A6061/980GA 継手に対する解析結果を示す。接合条件として、約 1 kN の平均強度を示した R100/R100 電極、電流値 19 kA、加圧 5 kN の条件を用いた。当該継手において、継手破壊時には界面周辺をき裂が伝播することが認められている。特に、図 3-2.2.13-50 に示すように、接合端部の IMC 形成領域から約 1.4 mm 内側までの領域において、き裂進展箇所は Al/IMC 界面あるいは IMC 内部から Fe/IMC 界面に遷移すること、そして最終的に Al 母材内部にき裂が進行することが明らかとなった。その要因を明らかにするために、継手断面に対して透過電子顕微鏡 (TEM) 観察を行った。

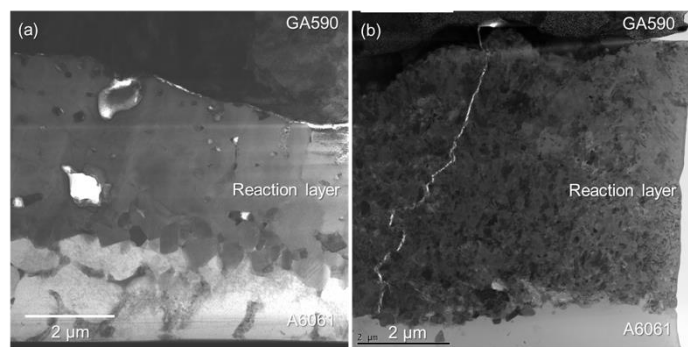


図 3-2.2.13-49 GA590/A6061 成功スポット溶接部のナノレベル組織観察結果：  
(a) 中央部、(b) 端部

図 3-2.2.13-51 に Fe/IMC 界面で



のき裂進展が認められた領域および Al 母材内部へのき裂進展が認められた領域に対する走査透過電子顕微鏡 (STEM) 観察および EDS マッピング結果を示す。図 3-2.2.13-51 (a)に示されるように、Fe/IMC 界面でのき裂進展が認められた接合界面部では、 $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ を主相とする反応層内部および Fe/IMC 界面に Zn が存在することが認められた。一方、図 3-2.2.13-51 (b)に示されるように、Al 母材内へき裂が進展した接合界面部では、Fe 側に  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 、Al 側に  $\text{FeAl}_3$ がそれぞれ形成されており、反応層ならびに界面部における Zn 濃化は認められなかった。

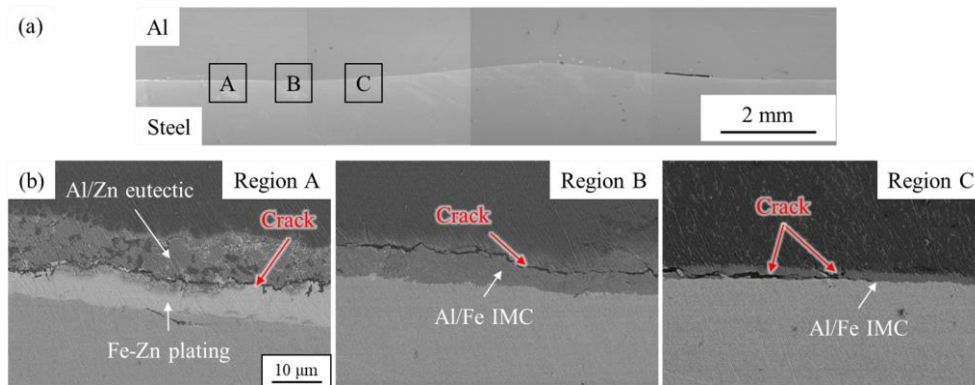


図 3-2.2.13-50 A6061/980GA-RSW 継手の破壊挙動: (a) マクロ観察、(b) 詳細観察

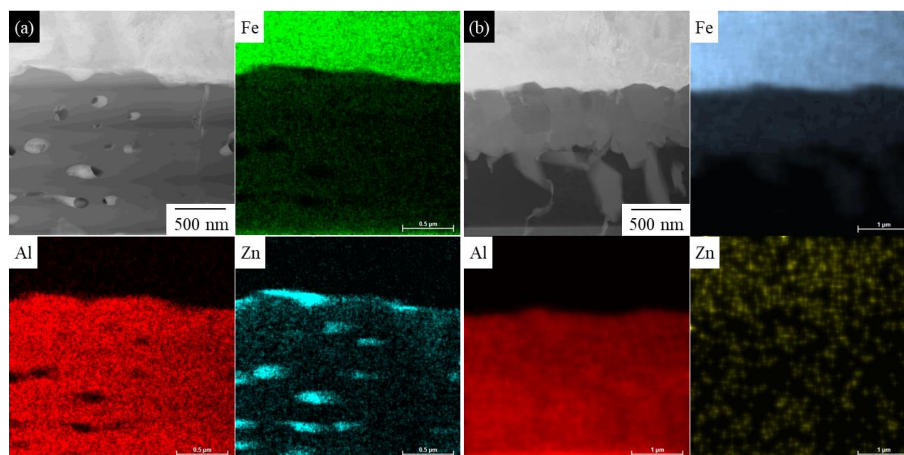


図 3-2.2.13-51 各領域の接合界面組織 : (a) Fe/IMC 界面き裂進展領域 (Region C)  
(b) Al 母材内き裂進展領域 (Region C 内側)

A6061/980GA を対象とした FSSW においては、初期の Zn-Fe 化合物中の Zn と Al が置換する様式で Al-Fe 系化合物が形成されるとともに、Zn が晶出することを明らかにしている。一方、抵抗スポット溶接は FSSW と比べて界面に投入される入熱量が大きく、めっき排出挙動が著しい。従って、FSSW と比べて比較的薄い反応層が形成される。しかしながら、本結果は抵抗スポット溶接のめっき排出性においても一部の Zn が残留するとともに、その領域はマクロな継手破壊特性を左右するものであることが示唆される。

次に、Al-CFRTP 継手に対する解析結果を示す。FSSW プロセスを用いた A6061/CFRP 接合について、研究開発項目①で作製した継手に対する界面構造観察を

実施した。表面処理 A（酸洗）および表面処理 A+B1+C（酸洗+湯浸漬+シランカップリング）後の継手に対するナノレベル観察結果を図 3-2.2.13-52 に示す。表面処理 A では、アルミニウム表面にナノ～マイクロスケールの凹凸が生じ、その凹凸に樹脂が流入している様子が確認された。従って、このナノ～マイクロスケールの機械的締結効果が高い継手特性向上に寄与することが

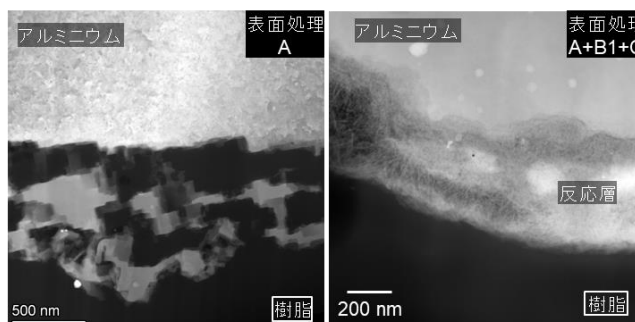


図 3-2.2.13-52 異なる表面処理後の A6061/CFRTP-FSSW 継手の界面観察結果

分かった。一方、表面処理 A+B1+C では、表面処理 B1 の影響により界面に 1  $\mu\text{m}$  程度の中間反応層を形成し、その中間層に対して 100 nm 程度樹脂が流入していた。前述の通り、この中間層は脆弱であると考えられた。従って、表面処理 B1 に伴う中間層形成のために、表面処理 A に比べて継手強度が低下したことが明らかとなった。

以上により、機械的締結力付与処理と化学的結合力付与処理を組み合わせることにより、ナノ～マイクロスケールの界面構造はほぼ変わらないのにも関わらず、継手強度が大幅に上昇することが明らかとなった。そこで、接合界面に対して電子エネルギー損失分光法分析（EELS）を実施することにより、原子レベルでの結合状態の解明を試みた。図 3-2.2.13-53 にハイブリッド処理を行った継手界面に対する EELS 分析結果を示す。図 3-2.2.13-53 (a) は EELS 線分析を実施した領域と線分析結果を示している。また、図 3-2.2.13-53 (a) 中の矩形で示した領域から取得した EELS スペクトルを図 3-2.2.13-53 (b) に示す。まず、Al-L エッジに着目すると、領域(1)では Al の参照スペクトルと似たスペクトルが得られており Al であることが示される。領域(2)–(9)においては、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  の参照スペクトルに近いスペクトルが得られた。続いて O-K エッジに着目すると、領域(1)–(4)において Al および  $\text{Al}_2\text{O}_3$  由来のエッジが 540 eV 近傍で僅かに認められた。領域(5)–(9)では、540 eV 近傍に加えて約 555 eV のエッジが顕著に認められた。 $\text{Al}_2\text{O}_3$  の参照スペクトルより、当該のエッジは  $\text{Al}_2\text{O}_3$  由来の O-K エッジであると考えられる。このことより、領域(2)にあたる明度の高い結晶性層は  $\text{Al}_2\text{O}_3$  であることが明らかになった。同様に、領域(2)–(9)で観察された白色領域も  $\text{Al}_2\text{O}_3$  であると推察される。一方、領域(8)–(10)におけるスペクトルには、 $\sigma$  結合由来の C-K エッジが観測された。以上の結果から領域(8)が界面に最近接した領域であると推測される。

一方、図 3-2.2.13-53 (a) に示す線分析結果において、界面部に 2、3 nm 程度の Si 濃化領域が存在することが認められた。当該領域は  $\text{Al}_2\text{O}_3$  形成部よりも CFRTP 側に存在している。機械的締結力付与処理後の Al 合金表面には Si の濃化が見られたことから、当該処理による Al 合金表面における Si の露出の可能が考えられる。一方で、化学的結合力付与処理に由来する Si である可能も示唆される。

以上の結果から、ハイブリッド処理を行った Al/CFRTP 界面は厚さ 10 nm に満たない Al 酸化物を介した接合が達成されることが示された。また、機械的締結力付与処理とナノスケールで変わらない界面接合状態であったことから、化学的結合力付与処理により原子レベルの介在層が形成されることにより強固な界面接合が実現されたこ

とが明らかとなった。

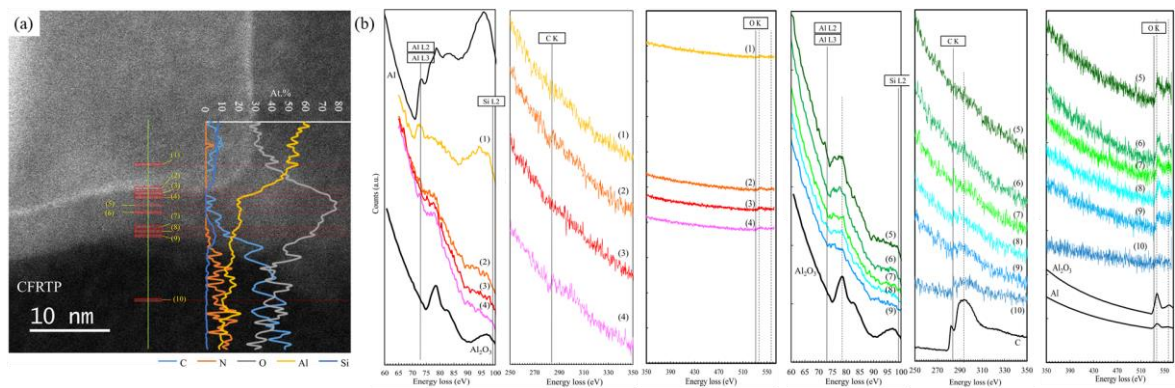


図 3-2.2.13-53 ハイブリッド処理を行った Al/CFRTP 界面に対する EELS 分析:  
(a) EELS 線分析結果、(b) 各領域の EELS スペクトル

## ②- (2) 強度発現機構解明 (トランススケール評価) (阪大工学研究科分室、量研)

異材接合界面構造の評価・解析と強度発現機構の解明のため、ナノスケールからメゾ・マイクロスケールまでを繋げるトランススケール特性評価手法を確立した。特に、ナノ・マイクロスケールにおいて、界面反応層を含む異材接合部を評価する手法、そして界面反応層自体の物性評価手法を確立した。さらに、このトランススケール評価とともに、前述の異材接合界面構造のナノレベル解析と併せた検討によって界面構造と特性に関する新たな知見を得た。

まず界面反応層を含む異材接合部のナノ・マイクロスケール特性評価に関して、A6061/980GA-FSSW 継手を対象に手法構築・検討を進めた。図 3-2.2.13-54 はナノ・マイクロスケール特性評価のための試験片作製過程とその評価アプローチを表している。図 3-2.2.13-54 (a)に示すように、集束イオンビーム加工によって、接合部の任意の領域から試験片を採取することが可能である。さらに、事前に加工を施した金属針に試験片を嵌め込むことにより、従来手法であるデポジション固定よりも強固に固定され

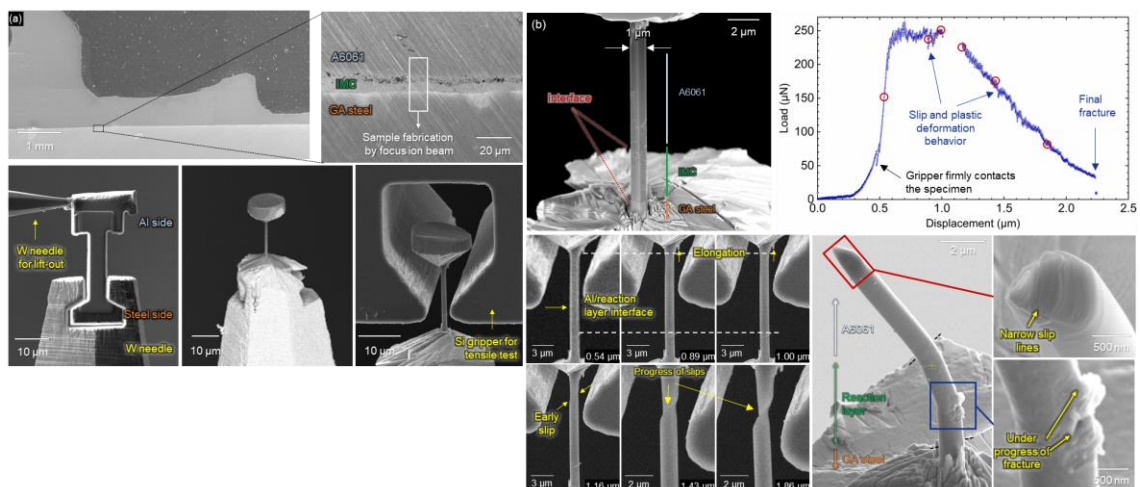


図 3-2.2.13-54 異材接合部のナノ・マイクロスケール特性評価:  
(a) 試験片作製・評価過程 (b) 典型的な評価アプローチの例

た試験片を作製することが可能になった。

図 3-2.2.13-54 (b)に示すように、固定した試験片に対して高精度引張試験を行うことにより、すべり挙動も捕捉可能な荷重-変位曲線（または応力-ひずみ曲線）、そして動的破壊挙動観測を行うことが可能である。試験後には破断表面のナノ構造観察を通じて、本質的な破壊挙動を捉えることが可能になる。金属間化合物を有する継手に対する上記のナノ・マイクロスケール評価手法の適用を通じて、当該継手に対する通常のナノ・マイクロスケール特性評価では母材側の破断を呈し、界面特性を把握することが困難であることが明らかとなった。そこで、当該手法を発展させ、図 3-2.2.13-15 において最大強度が得られた条件の継手を対象として、界面特性を取得および微視構造の比較を可能にする切り欠きを入れた特性評価を進めた。図 3-2.2.13-55 および図 3-2.2.13-56 は、接合界面および界面反応層内に切欠きを導入した例と、各試料に対する評価結果を表している。各界面または界面反応層内に切欠きを導入することにより、対象の破壊挙動と破壊強度を明らかにすることが可能になった。

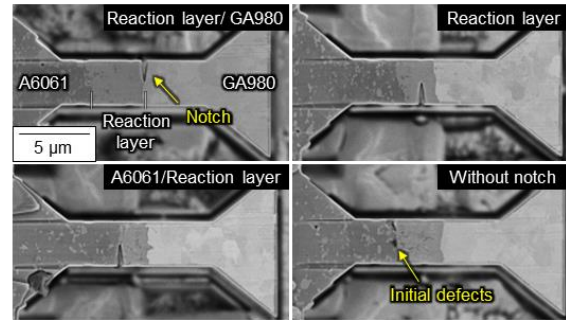


図 3-2.2.13-55 ナノ・マイクロスケール特性評価における接合界面への切欠き導入

図 3-2.2.13-57 に FSSW ツール中心からの領域ごとに特性評価を行った結果を示す。図において、丸で示すシンボルは界面あるいは IMC 内に切り欠きを導入して特性評価を行ったものを表す。一方、中抜の青丸はアルミニウム/反応層界面に初期欠陥が存在したために切り欠きを導入せずに評価を行ったもの、中抜の緑四角は反応層/GA 鋼界面に切り欠きを導入したものの、切り欠き導入部で破断せずに母材部で破断した試験片の結果を表している。その結果、界面を含む継手においては、いずれの領域においても基本的に反応層/GA 鋼界面は強度が高い一方で、

図 3-2.2.13-57 に FSSW ツール中心からの領域ごとに特性評価を行った結果を示す。図において、丸で示すシンボルは界面あるいは IMC 内に切り欠きを導入して特性評価を行ったものを表す。一方、中抜の青丸はアルミニウム/反応層界面に初期欠陥が存在したために切り欠きを導入せずに評価を行ったもの、中抜の緑四角は反応層/GA 鋼界面に切り欠きを導入したものの、切り欠き導入部で破断せずに母材部で破断した試験片の結果を表している。その結果、界面を含む継手においては、いずれの領域においても基本的に反応層/GA 鋼界面は強度が高い一方で、

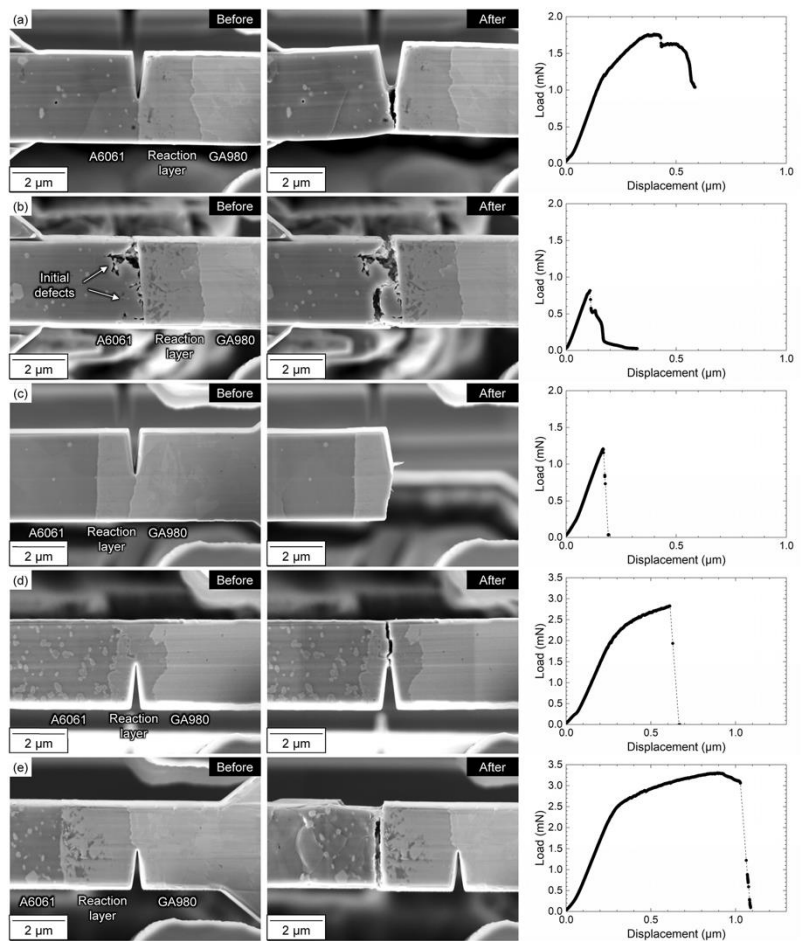


図 3-2.2.13-56 代表的なナノ・マイクロスケール特性評価

アルミニウム/反応層界面あるいは反応層自体の強度が低いことが分かった。着目すべき点として、これらいずれの切り欠きを導入した試験片よりも、切り欠きを導入していないアルミニウム/反応層界面に初期欠陥が存在する試験片において、強度が著しく低いことがわかった。マクロ継手の破壊挙動と対応させた評価を通じて、この初期欠陥が存在する領域は破壊に対する抵抗を示さず、無欠陥領域が強度を担保することが明らかとなった。一方で、FSSW ツール中心から 1.5 mm の領域において、極めて高い強度を示す Al/反応層界面が存在した。この界面では金属間化合物とアルミニウムが混合域を形成していることが認められた。以上の結果より、接合欠陥の要因となる亜鉛の排出ならびに金属間化合物とアルミニウムからなる混合域の形成がマクロ継手特性の向上に資するものと考えられ、そのための接合プロセスの適正化が重要であると考えられる。

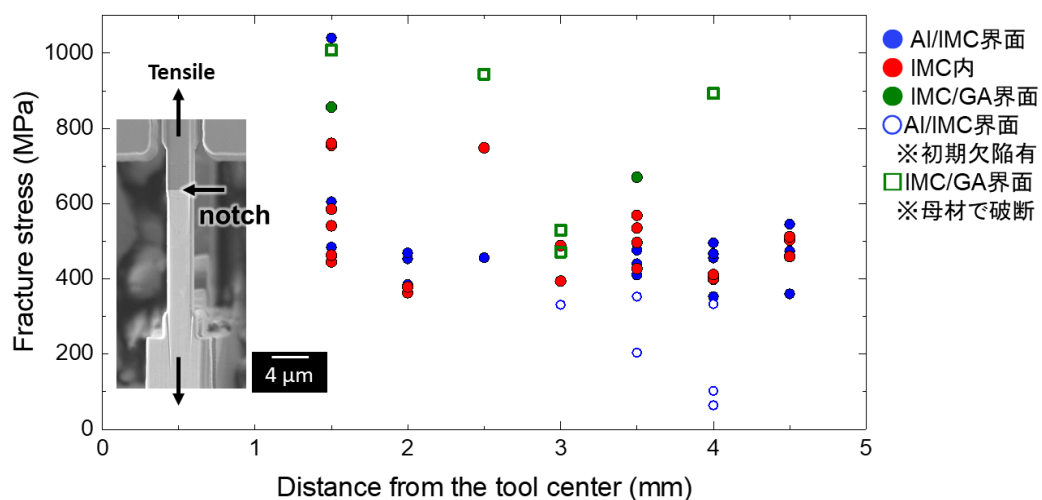


図 3-2.2.13-57 ナノ・マイクロスケール試験による  
980GA/A6061-FSSW 継手における接合界面特性評価

構築したナノ・マイクロスケール特性評価・解析手法を 980GA/A6061-RSW 継手に応用した結果を図 3-2.2.13-58 に示す。接合条件として、約 1 kN の平均強度を示した R100/R100 電極、電流値 19 kA、加圧 5 kN の条件を用いた。当該継手の図 3-2.2.13-50 に示した領域 C および領域 C 内側に対してマイクロ試験片を作製し、試験を実施した。図 3-2.2.13-58 (a)には、上述した領域 C に対して実施したマイクロ引張試験前後の SEM 観察結果を示す。マイクロ引張試験では、Al/IMC、IMC 層内および IMC/Fe 界面の局所特性を取得するため、引張試験前の各部に切り欠きを導入し、狙いの領域の破壊を誘起することによって界面特性を対比した。その結果、Al/IMC および IMC 層内に切り欠きを導入した場合、反応層ならびに Al/IMC 界面強度が強固であるため、き裂は界面または反応層内を伝播せずに Al 側へ逸れることが明らかとなった。一方、IMC/Fe 界面に切り欠きを導入した場合、き裂は IMC 層内または IMC/Fe 界面を伝播することにより脆性的な破断を呈した。領域 C および領域 C 内側の接合界面各部の特性を比較した結果を図 3-2.2.13-58 (b)に示す。Al/IMC 界面および IMC 層内の特性に関して、領域 C およびその内側において顕著な差異は認められなかった。一方、IMC/Fe 界面に関しては、領域 C においてより低い強度を示した。この結果は、マクロ継手に

における破壊経路と対応する。図 3-2.2.13-51 に示した界面構造観察結果より、領域 C では IMC/Fe 界面近傍における Zn の残留が認められる。従って、界面近傍に残留した Zn によって界面部のナノ・マイクロスケールでの局所強度が低下し、その結果、マクロ継手の破壊挙動を決定づけたのものであると推察される。以上の結果より、A6061/980GA 鋼を対象とした抵抗スポット溶接においては、ナノ・マイクロスケールでの接合界面組織、特に鋼/反応層界面における Zn 残留を抑制する接合プロセスがマクロ継手特性制御に重要であることがわかった。

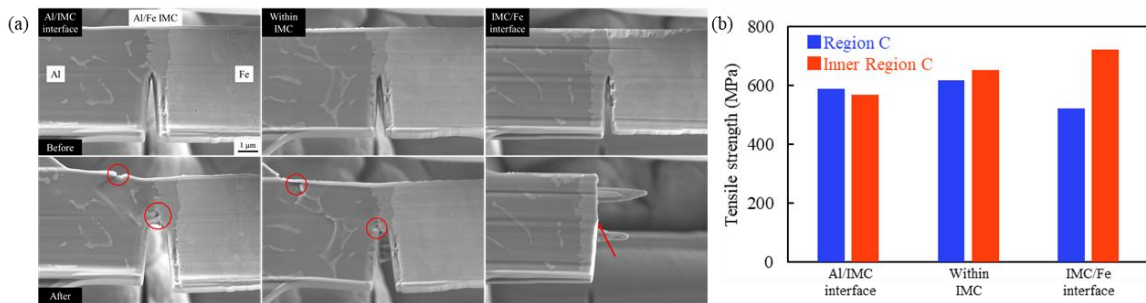


図 3-2.2.13-58 A6061/980GA 鋼-抵抗スポット溶接継手のマイクロ引張試験結果：  
(a) 引張試験前後の界面組織、(b) 領域 C および領域 C 内側の局所特性比較

続いて、界面反応層の物性評価に関して、集束イオンビームを用いた界面反応層物性評価手法（超微小引張強度試験法）を確立した。本手法では SiC 製のカンチレバーに取り付けた超微小試験片の他端をタングステン細針に取り付け、針を一定ステップで引張試験を行う。カンチレバーの変位ならびにゲージ部の変化量を測定することで公称応力と公称ひずみの算出が可能になる(図 3-2.2.13-59 (a))。開発した超微小引張強度試験法を、図 3-2.2.13-36 に示した異材接合材 A6061/980GA 継手の異材接合部界面反応層の評価に適用し、技術の適用性を検討した。本結果より、総じて試験片ゲージ内部での破壊を呈し、異材接合材に対しても試験技術の一定の適用性が確認できた(図 3-2.2.13-59 (b))。

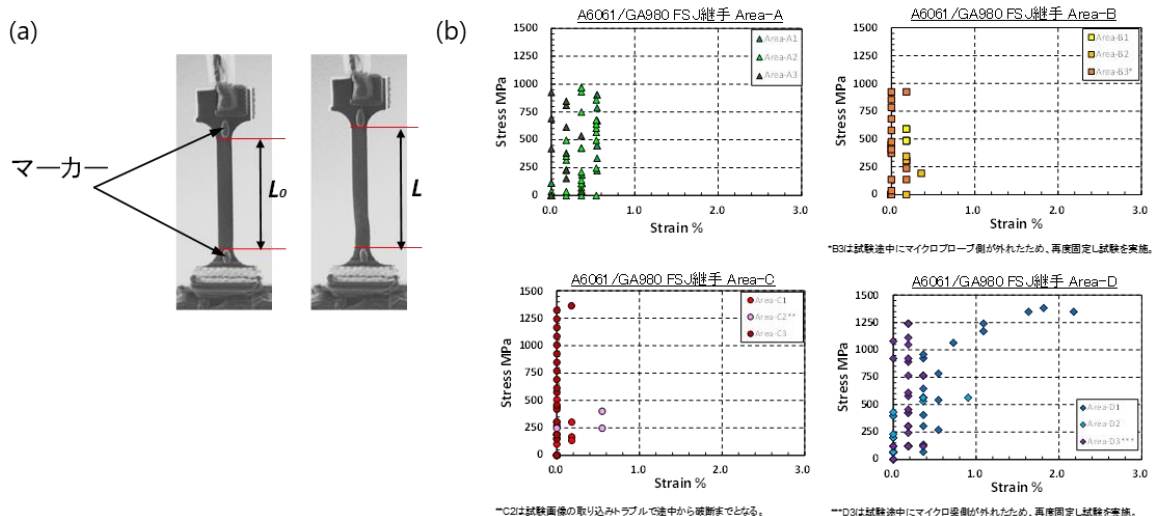


図 3-2.2.13-59 異材接合部の反応層に対する超微小引張試験：(a) 超微小引張試験片  
(b) 摩擦攪拌点接合部の各領域に対して実施した超微小引張試験結果

以上を基軸として、超微小引張試験法の最適化検討を進めた。荷重計測のためのカンチレバー寸法の最適化を進め、たわみ量の精度を上げることで荷重計測の精緻化を進めることが出来た。一方で、多くの試験片において試験片端部で脆性的に破壊する傾向があることがわかった。これは試験片形状に由来すると考えられる応力集中の影響、それに伴う試験誤差の増大が考えられた。そこで、試験片形状の影響を明らかにするため、肩部に曲率のない試験片とは別に、新たに肩部に曲率を設けた試験片を加えた評価を進めた（図 3-2.2.13-60）。評価の結果、総じて曲率付き試験片において破断強度が高くなる傾向を確認した（図 3-2.2.13-61）。また、バラツキを考慮すると試験片採取位置の影響は、少なくとも破断強度に対しては必ずしも有意でないことが示唆された。

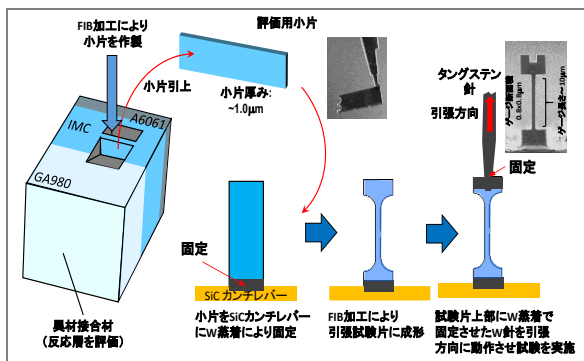


図 3-2.2.13-60 超微小引張試験法の概要：肩部への曲率導入

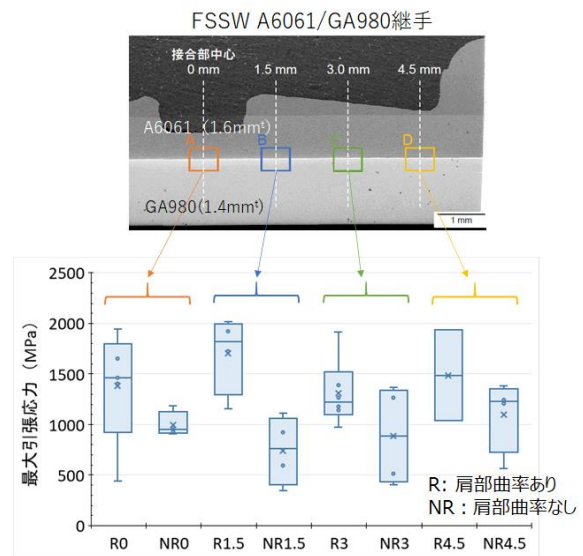


図 3-2.2.13-61 超微小引張試験法による反応層強度に及ぼす試験片形状の影響

反応層のほとんど（特に中央部）は脆性破壊を呈することから、脆性材料のためのワイブル統計により詳細な評価を行った（図 3-2.2.13-62）。また実際には、ワイブル係数もワイブル尺度パラメータもバラツキを有する。そこで、95%信頼区間を想定した際に得られる包括曲線を図 3-2.2.13-62 に描いた。なお、2020 年度の評価より、端部の微細組織は中央部と異なる複雑な構造をとり、また、幾つかの試験で明瞭な延性が示された点を考慮し、今回の統計解析は端部の試験結果を除外して実施した。一方、中央から 3mm までのデータは試験片採取位置の影響はないものとして取り扱った。この前提は、分散分析の結果からその妥当性を確認している。評価の結果、肩部曲率を有する試験片で、高強度（平均 1585MPa）となる傾向が統計的にも明らかとなり、その強度は曲率がない場合（平均 980MPa）の約 160%に及んだ。また、95%信頼区間とした際の下限值は曲率を有する試験片で約 634MPa となり、曲率がない試験片の約 295MPa の倍となった。これらの値は、平均強度に対してともに低い数値である。低いワイブル係数（平均で 3~4）からも明らかのように、反応層強度のバラツキは無視できないものであるが、必ずしも試験片形状に関係するものではないことが示唆された。このバラツキの一要因として、材料の初期欠陥の有無に強く依存することは既に

確認している。

図 3-2.2.13-63 には、ワイブル分布に基づき、負荷 200MPa（95%下限値に約 3 の安全率を考慮した場合の概数）を想定した際に、破損確率を変数とした場合の、ワイブル係数とワイブル尺度パラメータの関係について試算した結果を併せて示した。このとき、1%の破損確率を仮に設計の際の許容値として設定した場合では界面の健全性が保たれる可能性が示唆された一方で、100ppm や 1ppm の破損確率を求めた場合ではその一部、若しくは全部が破損しうることが示された。厳密性を欠く簡易評価ではあるが、本結果が意味する大事な点は、反応層の強度自体を高めるよりも、ワイブル係数を大きくする、つまりバラツキを小さくして界面の信頼性を高めることで健全性が飛躍的に改善しうるという点であり、接合プロセスの最適化において考慮されるべき重要な点として挙げられる。

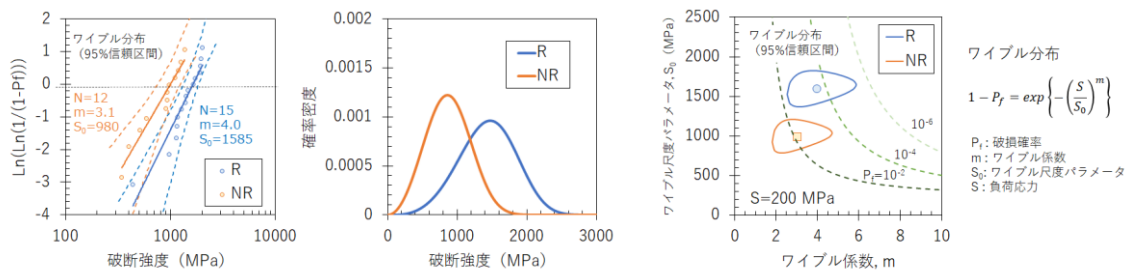


図 3-2.2.13-62 反応層強度の統計的性質  
(N : 試験数、m : ワイブル係数、S<sub>0</sub> : ワイブル尺度パラメータ)

図 3-2.2.13-63 反応層強度のワイブル係数及びワイブル尺度パラメータの 95%信頼区間

続いて、以上において構築した超微小引張試験法を図 3-2.2.13-64 に示す 980GA/A6061-RSW 継手に適用し、特に破壊強度の統計的性質について分析を進めた。

抵抗スポット溶接継手の界面反応層の超微小引張強度試験における破壊の特徴は、端部での試験の一例を除き、すべて脆性的であった。そこで破壊強度に着目し、試験片採取位置ごとにまとめた結果を図 3-2.2.13-65 に示す。少なくとも周辺部と中心部においてわずかに違いが認められた。中間部は特にデータ数が少なく、必ずしも確定的なことは言えないが、端部や中央部よりも相対的に高い破壊強度を示す傾向が得られた。

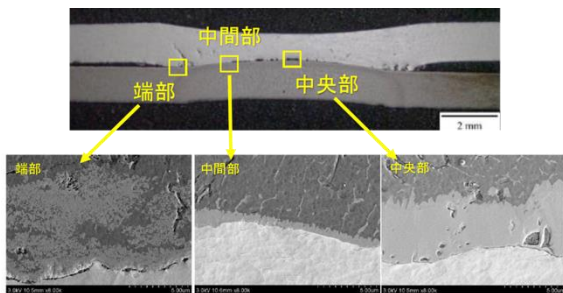


図 2.2.13-64 980GA/A6061-RSW 継手の界面反応層の様子

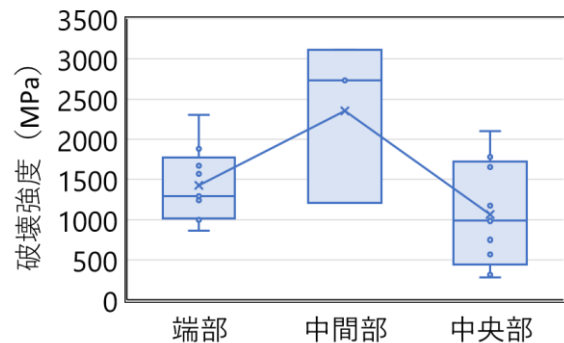


図 2.2.13-65 抵抗スポット溶接継手の反応層強度と位置の関係



個々の試験片の微細組織を確認し、破壊強度との関係について以下の傾向を得た。

- ・ 端部：複合組織を特徴とし、試験ごとの微細組織の違いもほとんどなく、結果として破壊強度が集中する傾向にある。
- ・ 中間部：微細組織に応じて破壊強度にバラツキを有し、特に端部と似た微細組織において破壊強度が高くなる傾向を示した。逆に中央部に似た微細組織で破壊強度は低くなった。
- ・ 中央部：個々の試験片は比較的似た微細組織を有するが、破壊強度に二極化の傾向があることが示唆された。特に、低強度側の微細組織には微視き裂と思われる線状のコントラストが認められた。

端部と中央部について破壊強度の統計的性質を分析するため、ワイブル分布による解析を行った（図 3-2.2.13-66 および表 3-2.2.13-4）。抵抗スポット溶接継手では、ワイブル平均強度は端部で約 3 割高くなること、また、ワイブル係数についても中央部の約 2 倍大きくなることが明らかとなった。つまり、端部において破壊強度のバラツキが相対的に小さい結果が得られた。また、この抵抗スポット溶接継手端部の界面反応層強度は、摩擦攪拌スポット溶接継手と同等であることが明らかとなった。

2022 年度は、条件の異なる継手の界面反応層に対する評価を継続するとともに、微細組織との相関をより具体的に明らかにし、プロセス条件の最適化のため得られた知見をフィードバックした。また一連の解析の後、モデリング・シミュレーションに資する基盤情報として整理した。

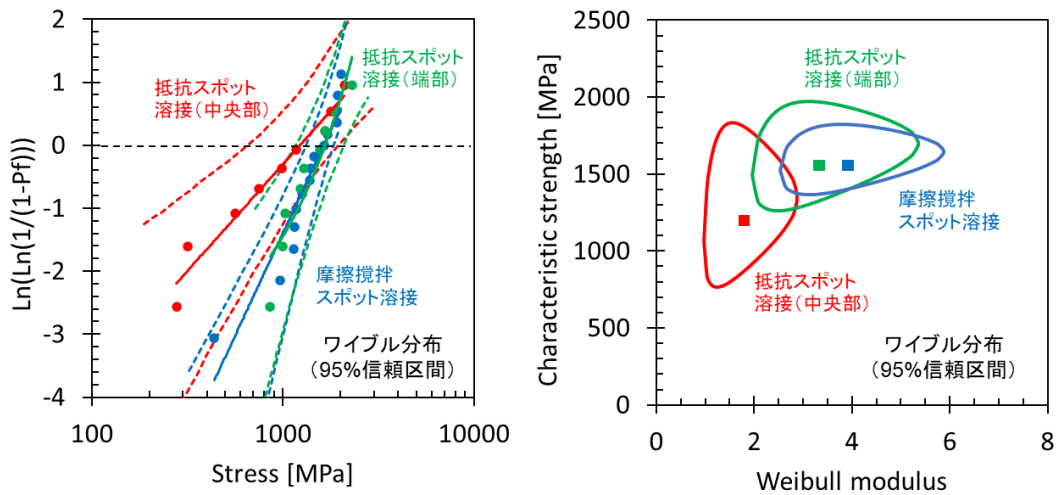


図 3-2.2.13-66 摩擦攪拌スポット溶接継手及び抵抗スポット溶接継手における反応層強度の統計的性質

表 3-2.2.13-4 継手界面反応層の強度パラメータ

	抵抗スポット溶接 (端部)	抵抗スポット溶接 (中央部)	摩擦攪拌スポット 溶接
有効試験数	9	9	15
ワイブル係数	3.4	1.8	4.0
ワイブル強度, MPa	1588	1202	1585

以上のナノ・マイクロスケール特性評価に加えて、摩擦攪拌点接合継手を対象に微小引張試験を用いたメゾスケール特性評価を実施した。前者に関して、通常の摩擦攪拌点接合継手においては、ショルダ部の板厚減少のために微小引張試験による局所特性評価が困難となる。そのため当初計画通り、複動式 FSSW を用いて作製した 980 鋼/A6061 継手を対象とした。メゾスケール特性評価における微小引張試験片の採取箇所およびその試験片形状を図 3-2.2.13-67 に示す。引張試験はクロスヘッド変位を 1  $\mu\text{m/s}$  として実施した。図 3-2.2.13-68 に微小引張試験結果を示す。全ての試験片において界面破断が確認されたため、各採取領域の界面強度を取得することに成功した。接合中心に近い領域 a が少し低くピン直下領域では中心から離れるほど界面強度は低下し、領域 e では 95MPa であった。一方、ショルダ直下領域では領域 f の界面強度は高く 208MPa と高くなり、領域 g と h では 170MPa 程度となった。このようにピン直下領域において接合中心から離れるほど界面強度が低下する要因は以下のように考察される。アルミニウム合金と鋼の異材 FSSW において、中心から外側へ行くほど接合界面の温度は低下する。複動式 FSSW におけるツール非接触部（ツール直下）では、単動式 FSSW と同様にアルミニウム合金の塑性流動によって接合が達成される。このため、ツール非接触部においては中心から離れるほど接合界面の温度が低下すると考えられる。特に、A6061/980 鋼-複動式 FSSW 継手におけるピン直下領域の界面反応層は、領域 a 等の中心部においてさえ、走査型電子顕微鏡で観察できないほど薄い。このため、一般的な Al/Fe 継手で確認されるような界面の脆弱性は乏しいと示唆される。従って、この領域では接合温度が高い領域ほど、すなわち、接合界面温度の高い中心部に向かって、未接合状態からの反応層の生成によって界面強度は向上すると考えられる。一方、ショルダ直下領域において上述の傾向が得られない理由は、ツール接触によって全面的に反応層を形成されたためと推察される。当該継手に対して十字引張試験を実施するとともに、その破壊挙動を有限要素解析した結果、中心から約 3.3–4.0 mm の範囲の接合界面にのみ界面に垂直な方向の応力が作用することがわかった。この領域は領域 f–h に相当する。すなわち、複動式 FSSW における接触領域の界面強度がマクロな継手強度を担保することが明らかとなった。特に、接合端部（領域 h）への応力集中が顕著である。従って、接合部端部強度を上昇させるとともに、端部領域の応力集中を緩和させる継手設計が重要であることが明らかとなった。

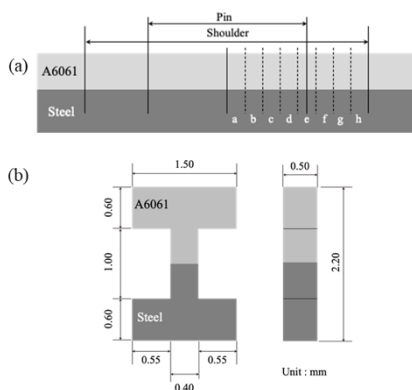


図 3-2.2.13-67 複動式 FSSW 継手における微小引張試験片採取位置と形状

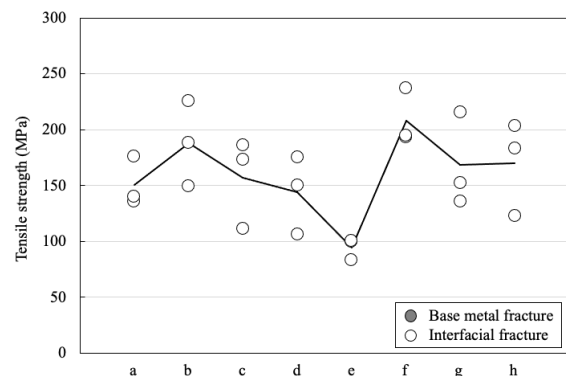


図 3-2.2.13-68 複動式 FSSW 継手のメゾスケール特性評価結果

②- (3) 異材接合界面構造に及ぼす接合プロセス条件の影響評価 (阪大工学研究科分室、群馬大)

異材界面構造ならびに異材界面力学特性に及ぼす被接合材料種、接合プロセス条件が異材接合部の破壊機構、強度発現機構に及ぼす影響を検討することを目的として、A6061/980GA 継手を対象に疲労強度を評価した。

まず、FSSW 継手を対象に、代表的な接合条件で接合した試験片の接合界面構造評価および疲労強度を評価した。なお、FSSW として、単動式 FSSW および複動式 FSSW を用いた。疲労試験条件は表 3-2.2.13-5 に示す通りである。

表 3-2.2.13-5 疲労試験条件

	引張せん断疲労試験	十字引張疲労試験
周波数 (Hz)	10	
応力比 : R	0.1	
波形	正弦波	
荷重範囲 (kN)	1.0~2.8	0.1~0.4
制御	荷重	

断面ミクロ組織について、単動式では、A6061 の板厚が著しく減少し、接合時間の増加に伴い板厚減少量が増加する傾向が見られた。複動式では、A6061 の板厚減少量は少なく平滑な表面が確認され、ショルダーとピンが互いに動く領域において、A6061/980GA 界面に 980GA の合金 Zn めっき部分が巻き込まれた角状の白色組織が確認された。また、A6061/980GA 界面には、接合方式によらず反応層として  $Fe_4Al_{13}$  が生成する一方、複動式では、 $Fe_4Al_{13}$  と A6061 の間に、A6061 と GA980 の合金めっき部が攪拌された攪拌層が生成する事がわかった。

このような継手に対して、引張せん断疲労試験・十字引張疲労試験を実施した。図 3-2.2.13-69 は引張せん断疲労試験結果を示す。低サイクル疲労域( $10^3 \sim 10^4$ )において、単動式の方が複動式より優れた疲労寿命を示した。高サイクル疲労域( $10^5 \sim 10^7$ )における疲労寿命は、複動式 1 s の場合が他の条件よりも劣るが、その他の接合条件では疲労寿命の差は確認されなかった。破壊形態は、低サイクル疲労域では両接合方式ともに A6061/GA980 界面破壊となった。高サイクル疲労域では、単動式においては A6061 の接合部近傍を負荷荷重の方向に対してほぼ垂直な方向にき裂が進展した A6061 破断が、複動式においては A6061/GA980 界面の界面破壊であるが A6061 側に単動式と同様のき裂進展を伴う形態となることが確認された。単動式 10 s における界面破壊では、接合端部において残存融液凝固部内または残存融液凝固部と攪拌部の界面よりき裂が発生し、き裂は攪拌部内を進展して IMC が薄い部分では攪拌部/IMC 界面を、中心部では A6061/攪拌部界面を進展するものと考えられた。複動式 1 s における界面破壊では、接合端部にて攪拌部内または攪拌部と 980GA 上に生成した IMC との界面よりき裂が発生し、き裂は攪拌部内を進展するものと考えられる。複動式 3 s における界面破壊では、複動式 1 s と同様の箇所よりき裂が発生し進展すると考えら

れるが、接合中心部では IMC/980GA 界面または IMC 内を進展することが確認された。

図 3-2.2.13-70 に十字引張疲労試験結果を示す。低サイクル疲労域では単動式と複動式 3 s は同等の疲労寿命を示すが、高サイクル疲労域では単動式に比べ複動式 3 s の疲労寿命が低下することが確認された。その際、破壊形態は、接合方式によらず主として A6061/GA980 界面破壊となることが分かった。単動式 10 s における界面破壊では、接合端部において攪拌部/IMC 界面よりき裂が発生し、き裂は主に攪拌部/IMC 界面を進展するが、IMC が薄い領域では一部 IMC/GA980 界面を進展するものと考えられた。複動式 1s における界面破壊では、接合端部にて残存融液凝固部/980GA 界面または攪拌部/IMC 界面よりき裂が発生し、き裂は攪拌部/IMC 界面を進展するものと考えられる。複動式 3 s における界面破壊では、攪拌部/IMC 界面よりき裂が発生し、き裂は主に攪拌部/IMC 界面または攪拌部内を進展すると考えられるが、A6061/攪拌部界面まで進展する場合もあることが確認された。

以上において、単動式ならびに複動式の継手特性に差異が認められた。これ要因の一つとして、単動式/複動式のショルダー径およびアルミニウム残厚の差異が考えられる。前者においては、上述のプロセス開発において接合径が継手強度に直結することを示したことから説明できる。また後者においては、後述の継手シミュレーションからも示されるように、アルミニウム残厚に応じて、引張試験中の接合界面に作用するひずみ量が異なる。これにより、単動式/複動式 FSSW において継手強度が変化したものと考えられる。

次に、抵抗スポット溶接継手を対象にマイクロ組織および疲労強度を評価した。溶接条件として、溶接時間 0.24s、電極力を 5kN に固定し、溶接電流を 16、20 および 22kA として実施した。なお、溶接電流 16 および 20kA の場合には φ16R100 形電極を、溶接電流 22kA の場合には φ20R100 形電極を使用した。疲労試験は表 Y2 に示す条件にて荷重制御で行った。

図 3-2.2.13-71 にナゲット部における反応層の厚さ分布の測定結果を示す。溶接電流によらず、ナゲット中央部から中間部に向かい反応層の厚さは減少し、端部にて急激に増加する傾向が見られた。また、中央部の反応層厚さは、溶接電流の増加に伴い増加する傾向もわかる。

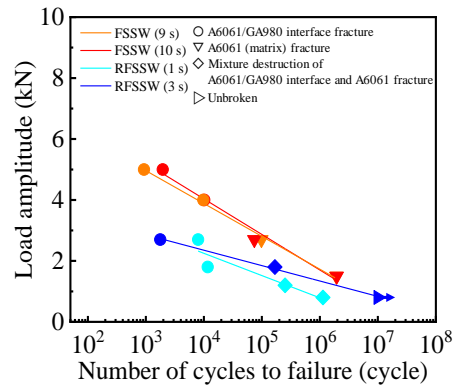


図 3-2.2.13-69 引張せん断疲労試験結果

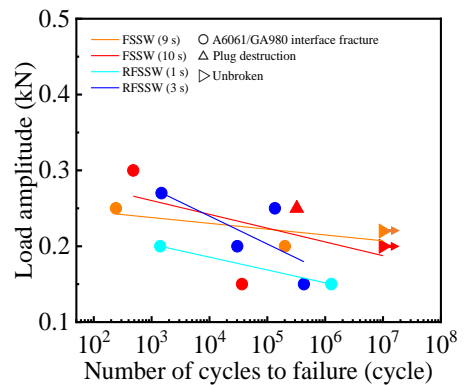


図 3-2.2.13-70 十字引張疲労試験結果

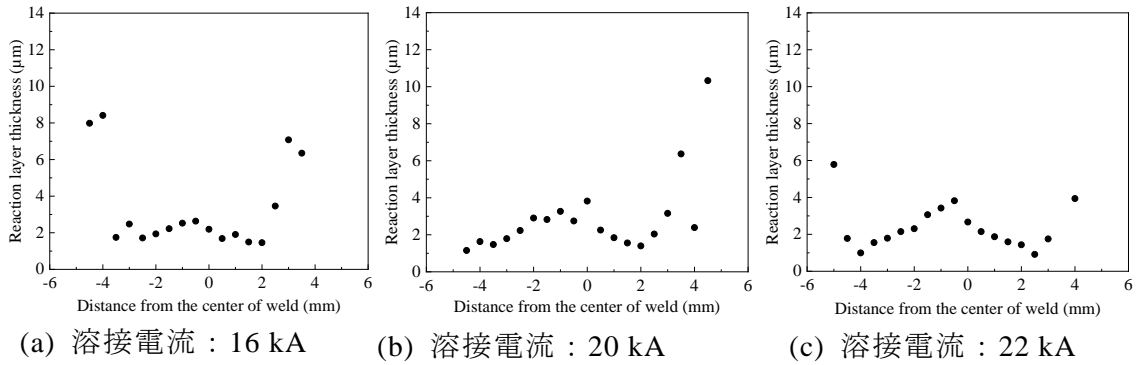


図 3-2.2.13-71 抵抗スポット溶接の代表的な反応層厚さ分布

図 3-2.2.13-72 に引張せん断疲労試験の結果を示す。低サイクル疲労域では、疲労強度は引張せん断荷重の序列に従う傾向、すなわち溶接電流が大きいほど疲労強度が高い傾向が見られるが、高サイクル疲労域では、溶接電流の影響は見られない。破壊モードは、 $10^3 \sim 10^4$  サイクル程度の低サイクル疲労域では界面破壊が、 $10^5 \sim 10^6$  サイクル程度の高サイクル疲労域では界面破壊と A6061 母材にき裂が発生する混合破壊が見られた。溶接電流 16kA の試験片において、接合部端部に相当する領域では、980GA および A6061 側の両方に反応層が確認されており、破断は反応層内にて生じたことが明らかとなった。接合部中央部および中間部に相当する領域では、A6061 側には反応層が確認されるが、980GA には反応層の残存はほとんど見られないことから、接合中央部および中間部では破断は 980GA/反応層界面にて起こったことが確認された。

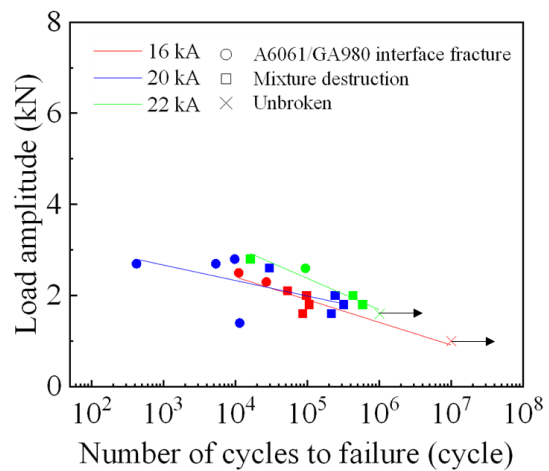


図 3-2.2.13-72 引張せん断疲労試験結果

図 3-2.2.13-73 に十字引張疲労試験の結果を示す。溶接電流 20 kA と 22 kA の疲労強度は同程度となったが、溶接電流 16 kA では他の条件と比較して疲労強度が低下することが確認された。また、破壊モードは、溶接電流および荷重振幅によらず、界面破壊が主たるモードであることがわかる。

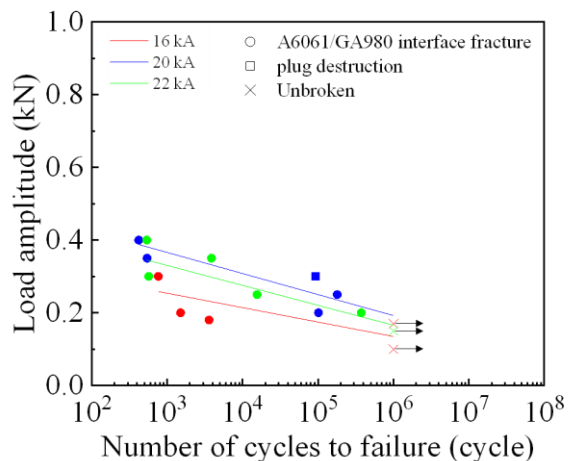


図 3-2.2.13-73 十字引張疲労試験結果

溶接電流 16kA の試験片において、接合部端部に相当する領域ならび接合部中間部に相当する領域では、980GA 側には反応層が確認されるが、A6061 側には反応層は見られなかった。このため、接合部端部および中間部では破断は A6061/反応層界面にて起こったことが確認された。また、接

合中心部では 980GA および A6061 側の両方に反応層が確認されており、破断は反応層内にて生じたことが明らかとなった。十字引張疲労試験では、き裂が接合部端部より生じて接合中心部に進展するものと考えられるため、き裂は接合端部の A6061/反応層界面に生じてその界面を進展するが、反応層厚さが増加する接合中心部では反応層内を進展することが明らかとなった。

以上の通り、FSSW プロセスおよび抵抗スポット溶接継手において各界面構造に対応して特徴的な破壊挙動を引き起こすことが明らかとなった。特に、静的強度および疲労強度の発現挙動が異なることが認められ、静的強度は接合端部におけるアルミニウム/反応層界面あるいはアルミニウム内部での強度発現が支配的である一方で、疲労強度はアルミニウム/反応層界面と反応層内部での疲労破壊抵抗が支配的になるものと推察された。以上で得られた知見を継手シミュレーションおよびプロセスシミュレーションと有機的にフィードバックすることによりより高精度なシミュレーションに繋げることが出来るものと考えられる。

### 【研究開発項目③異材接合継手の性能予測】

#### ③-(1)異材接合界面でのマイクロスケール変形・破壊挙動シミュレーション手法の開発（阪大工学研究科分室）

異種金属材料および異種材料の接合継手のマイクロスケールでの破断機構を解明するため、界面反応層および非接合材の弾塑性応答モデルに加え、接合界面の結合力モデルを混合した局所応力・ひずみ場の解析モデルを考案した。

#### ③-(2) トランススケールシミュレーションによる異材接合継手強度の予測手法の開発（阪大工学研究科分室、阪大接合研分室）

板厚 1.2mm の溶融亜鉛メッキ鋼（GI 板）と板厚 1.0mm の 6000 系アルミニウム合金 A6061 板の FSSW 継手の引張せん断試験結果及び十字引張試験結果の分析から、接合部端部における界面並びに被接合材であるアルミニウム合金における亀裂の発生・進展抵抗が継手強度を担っていることを明確にしてきた。本結果に基づき、継手強度を数値シミュレーションによって予測するためのローカルマルチ破壊モデル（アルミニウム合金の延性損傷モデルと界面の結合力モデルの混合）を提案した。また、本提案破壊モデルを適用するための破壊クライテリオンを構築するため、任意の外力が作用する場合のマクロ強度特性予測に必要な材料特性を評価する試験法を考案した。これは、**図 3-2.2.13-74** に示すように、異種金属の重ね板中央部を接合し（FSSW、RSW、接着など）、低強度材側の剛性を確保することも目的として取り付けた治具を介して引張りモードとせん断モードを任意に変化させることのできる試験方法として提案したものである。本試験片モデルに界面結合力モデルを導入して弾塑性 FEM 解析を行った結果、**図 3-2.2.13-75** に示すように、接合端部界面に生じる応力状態を、純粋せん断応力状態から純粋引張応力状態に至る広範な組合せ応力状態を形成できる試験法であることが確認できた。これにより、界面破断挙動に及ぼす局所破壊クライテリオンを構築できることが期待できる。

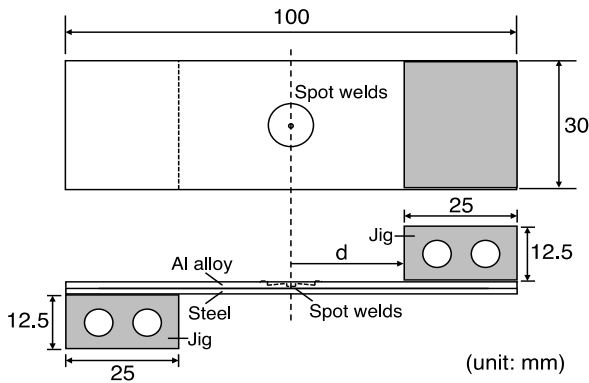


図 3-2.2.13-74 界面局所クライテリオンの評価試験手法図

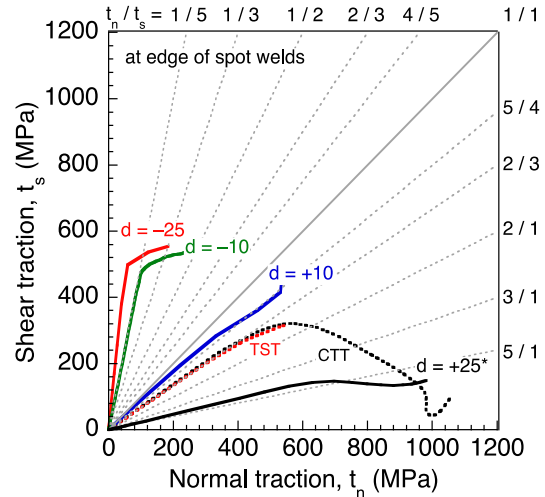


図 3-2.2.13-75 提案試験における接合部端部の応力状態

また、定量的な材料定数は上記試験から決定できるものであるが、仮定した材料定数を用いて、提案したローカルマルチ破壊モデルを弾塑性 FEM 解析ソフトに組み込み、十字引張強度および引張せん断強度に及ぼす接合領域の影響についての数値シミュレーションを行った。解析対象の接合部モデルは図 3-2.2.13-76 に示すとおりであり、直径 10mm の円形領域が全て接合されている Model C<sub>A</sub>, T<sub>A</sub> と、同じく直径 10mm の円形領域の外周部 0.5mm の領域のみが接合されている Model C<sub>B</sub>, T<sub>B</sub> を対象とした。数値シミュレーションの結果を図 3-2.2.13-77 に示すように、円周部のわずか 0.5mm 領域しか接合されていない継手の十字引張強度は全面接合継手の強度とほぼ同じとなっている。せん断引張強度についても、全面接合継手の強度がわずかに高くなる傾向にあるがほぼ同じである。すなわち、十字引張試験および引張せん断試験のいずれにおいても円形領域の外周部での接合状況が継手強度を支配することが示された。

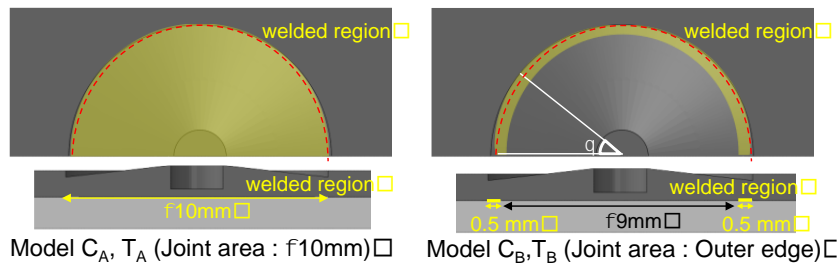
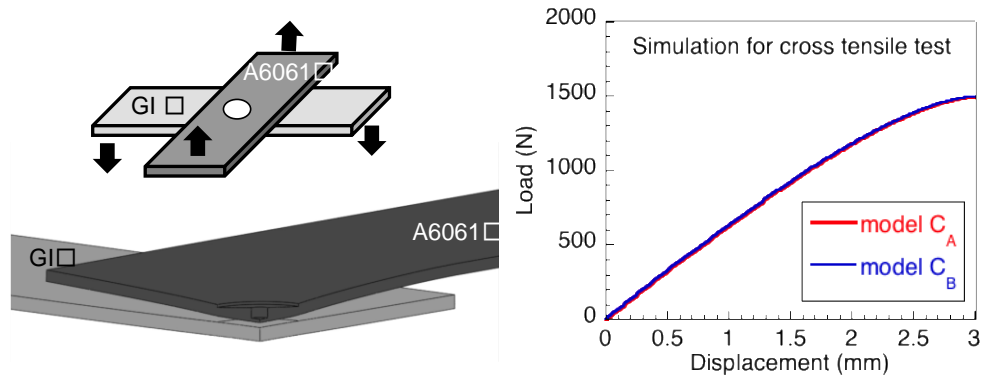
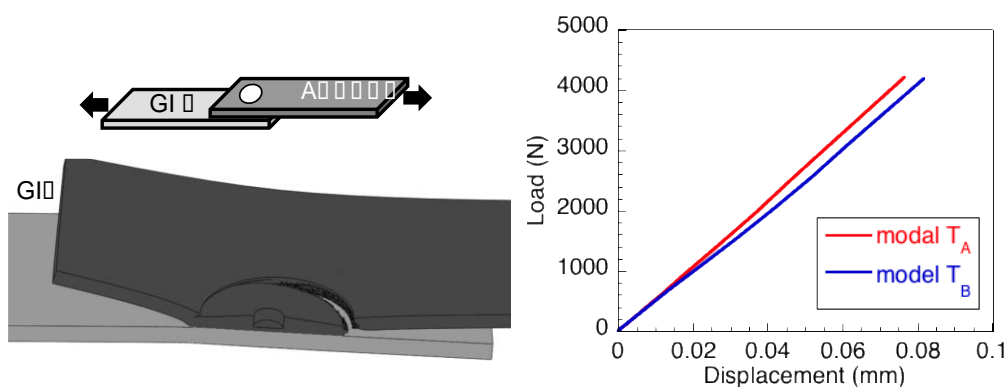


図 3-2.2.13-76 継手強度評価シミュレーションのための接合部の仮想モデル



(a) 十字引張解析



(b) 引張せん断解析

図 3-2.2.13-77 数値シミュレーションによる継手強度に及ぼす接合領域の影響解析

上記の数値シミュレーションから、板厚 1.2mm の溶融亜鉛メッキ鋼 (GI 板) と板厚 1.0mm の 6000 系アルミニウム合金 A6061 板の FSSW 継手において、継手強度を担っているのは接合部端部における界面並びに被接合材であるアルミニウム合金における亀裂の発生・進展抵抗であることを明確にしてきた。そこで、このような鋼—アルミニウム合金継手の破断挙動も含めた継手強度を数値シミュレーションによって予測するためのローカルマルチ破壊モデル (アルミニウム合金の延性損傷モデル、IMC の確率論的破壊モデルと界面剥離モデルの混合) を提案してきた。さらに、本提案破壊モデルの適用性を検証するため、一般に継手強度試験に用いられる引張せん断試験や十字引張試験とは異なる負荷様式 (界面に作用する垂直応力とせん断応力の混合応力状態が異なる) での破壊を再現する試験法を提案した。これは、引張りせん断試験片の両端を固定し、鋼側から三点曲げ様式にて負荷試験を行う両端固定型三点曲げ試験である。そこで、十字引張試験と引張せん断試験の結果から同定した界面剥離発生条件 (Quadratic nominal stress criterion (QNS クライテリオン)) を適用して (図 3-2.2.13-78 参照)、両端固定型三点曲げ試験で得られた界面剥離発生支配型の継手強度を予測した。図 3-2.2.13-78 は、界面剥離発生条件に照らして両端固定型三点曲げ試験片の負荷に伴う接合部端部界面での応力状態の履歴を示したものであり、接合外周部のどの位置から剥離が開始するかも含めて継手強度を予測することができる (本解析



では図中 A 点近傍で剥離開始)。予測された継手強度（この場合は界面剥離発生限界荷重）は、図 3-2.2.13-79 に示すように、実験結果のばらつき範囲内にあり、精度良く予測できることがわかった。このように、熔融亜鉛メッキ鋼（GI 板）とアルミニウム合金の FSSW 継手におけるローカルマルチ破壊モデルを提案するに至り、アルミニウム合金の延性、IMC の脆性破壊抵抗および界面強度に応じた継手強度に及ぼす接合部形状の影響や外力モードの影響をシミュレーションによって予測する手法が構築できた。

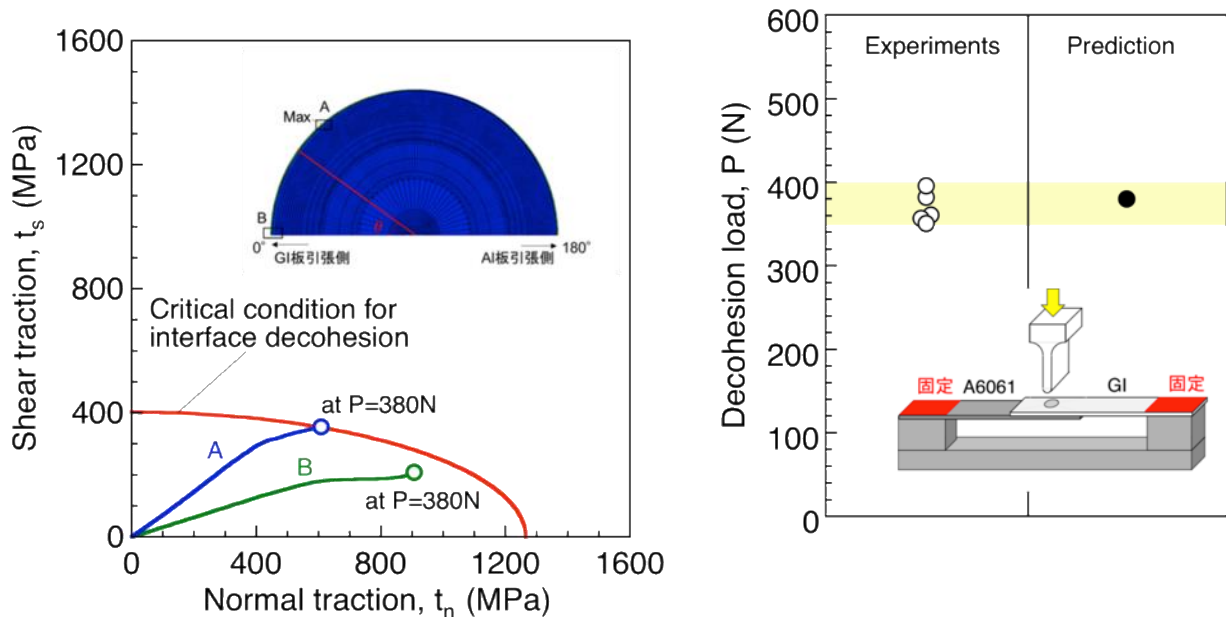


図 3-2.2.13-78 マルチ破壊モデルの適用による引張せん断試験片の両端固定型三点曲げ試験における継手強度予測

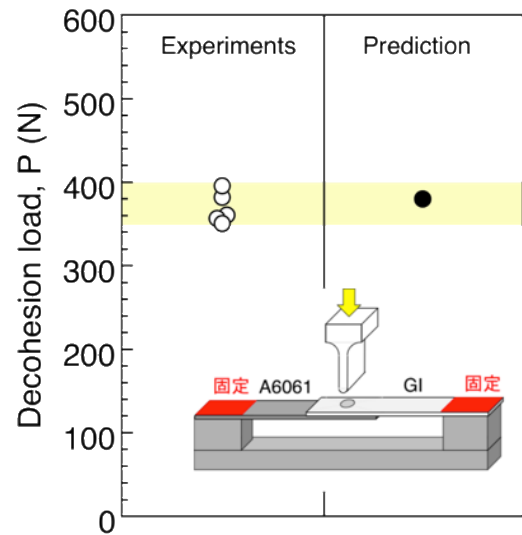


図 3-2.2.13-79 界面剥離発生限界荷重の予測結果と実験結果の比較

### ③- (3) 異材接合継手の疲労強度予測手法の開発 (帝京大学)

#### a) 本接合試験片での疲労強度曲線と疲労破壊様式

本接合試験片の疲労強度曲線（負荷曲げモーメントと疲労寿命の関係）を図 3-2.2.13-80 に示す。1) 破壊寿命が  $2 \times 10^5$  cycles (=  $N_1$  cycles) 以下の場合、早期の界面せん断剥離破壊となる。2)  $N_1 < N < 10^6$  cycles の時は、接合部近傍の A16061 で曲げ疲労破断を生じる。3)  $N > 10^6$  cycles では、界面せん断剥離破壊となる。以上のように破壊様式は多様である。次節で、3) について、MSE による接合部近傍の GA980 および A16061 材の残留疲労強度変化について、MSE 法を用いて測定した結果を述べる。

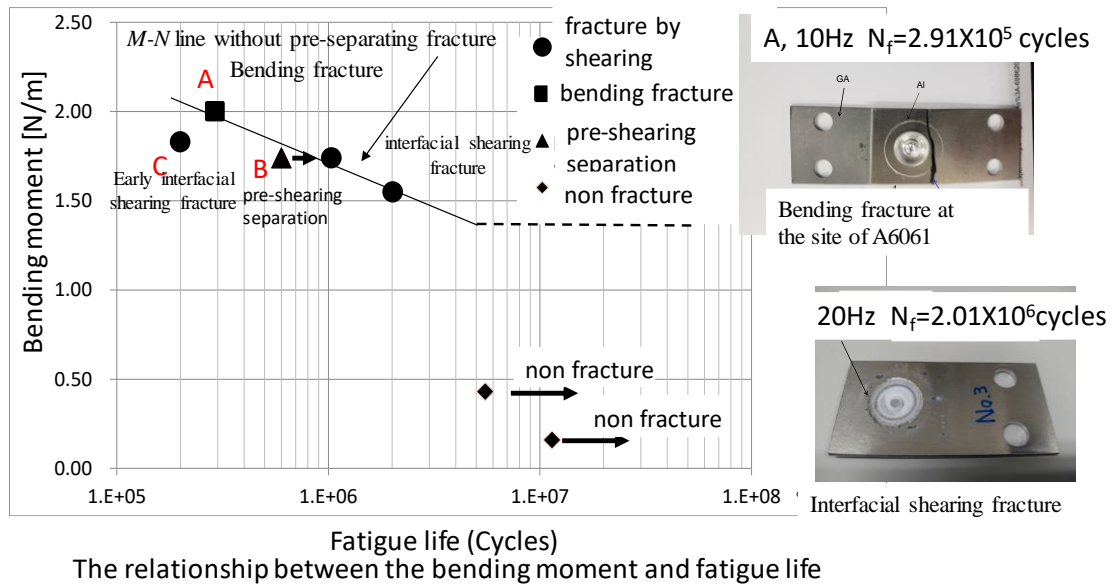


図 3-2.2.13-80 負荷曲げモーメントと疲労寿命との関係

b) MSE 法による GA980 材の接合界面近傍における疲労損傷

GA980 材の MSE 研削位置と接合部近傍のエロージョン率分布を図 3-2.2.13-81 および図 3-2.2.13-82 に示す。また、エロージョン率は非損傷部のエロージョン率である Ernd (図 3-2.2.13-81) で無次元化した値を用いている。本結果は、負荷繰り返し速度が 20Hz、疲労破壊寿命が  $N_f=2 \times 10^6$  cycles であり、せん断界面剥離破壊様式で破壊しているものである。

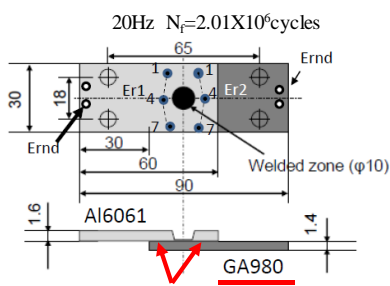


図 3-2.2.13-81 GA980 材の MSE 研削部

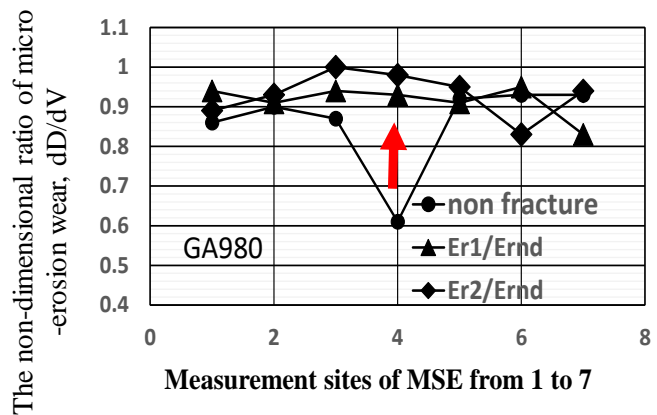


図 3-2.2.13-82 MSE による エロージョン率の分布

本結果から、疲労負荷されないときは、4の位置で、エロージョン率が最小となりその逆数である研削抵抗（疲労残留強度）は最も高くなっている。これは、接合により発現する圧縮残留応力に起因する加工硬化によるものと思われる。疲労負荷後は、この位置のエロージョン率は増加し、研削抵抗が初期状態に比べて低下している（疲労残留強度が低下している）ことがわかる。以上のことから、疲労負荷により、接合界面のみならず接合部近傍の GA980 母材においても強度的劣化を生じ、MSE法でそれが検出されていることがわかる。すなわち、疲労負荷により、接合界面のみならず接合部近傍の GA980 においても強度的劣化を生じ、MSE法でそれが検出されていることがわかる。

次に、GA980 材接合部近傍のエロージョン率分布における最大値と最小値に注目して、疲労負荷前後のそれらの値の変化を調べた結果を図 3-2.2.13-83 および図 3-2.2.13-84 に示す。本結果から、特に、GA 側である Er2 において、最大値、最小値とも疲労負荷後にエロージョン率が増加していることがわかる。すなわち、それに対応する研削抵抗（疲労残留強度）が低下していることがわかる。

以上の結果から GA980 母材の疲労強度は、本接合接合試験片の疲労強度と関連しており、GA980 の疲労強度曲線から本接合試験片の疲労強度を予測する可能が示された。

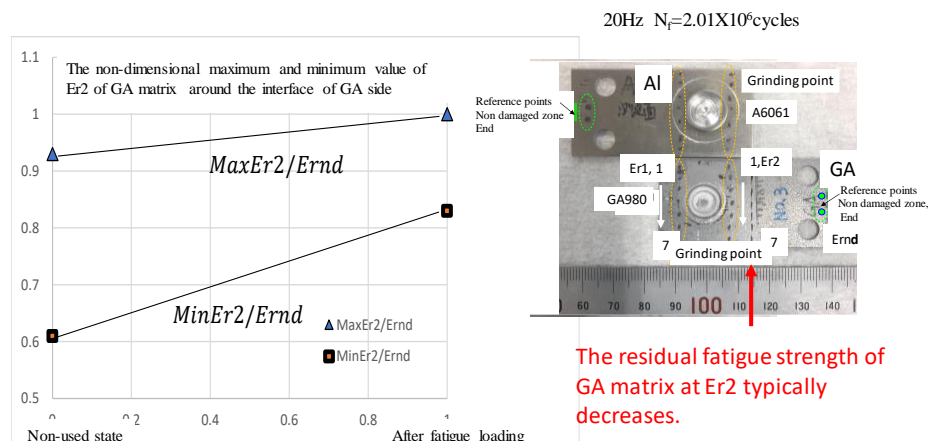


図 3-2.2.13-83 Er2 側のエロージョン率分布において、疲労負荷前後におけるその最大値と最小値の変化

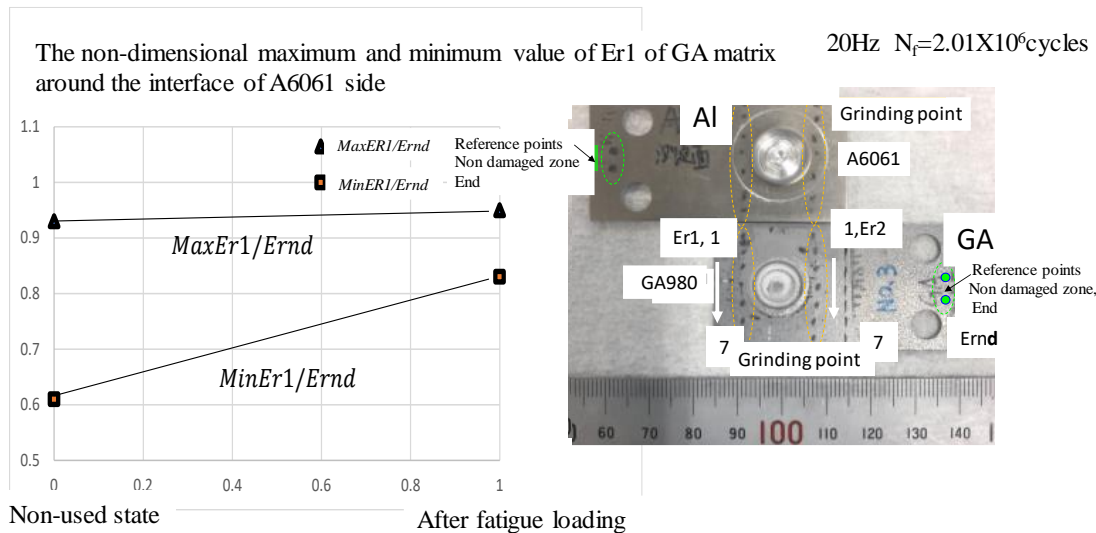


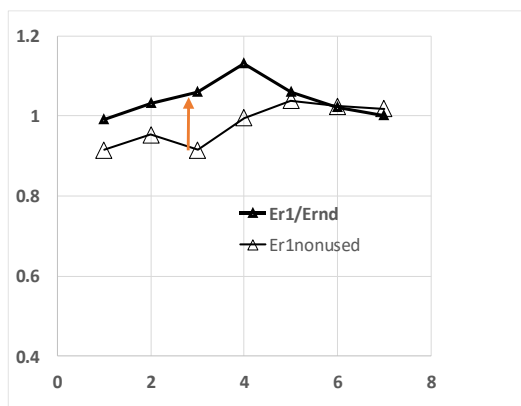
図 3-2.2.13-84 Er1 側のエロージョン率分布における疲労負荷前後におけるその最大値と最小値の変化

c) MSE 法による Al6061 材の接合界面近傍における疲労損傷

Al6061 材外表面の接合部近傍におけるエロージョン率分布を Er1 および Er2 に分けて疲労負荷前後の値を比較する形で示した結果を図 3-2.2.13-85 および図 3-2.2.13-86 に示す。

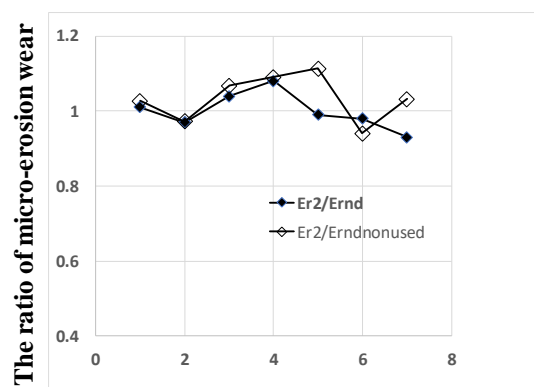
MSE 研削位置は、図 3-2.2.13-87 に示す。また、エロージョン率は非損傷部のエロージョン率である Ernd (図 3-2.2.13-87) で無次元化した値を用いている。

本結果は、負荷繰り返し速度が 20Hz、疲労破壊寿命が  $N_f=2 \times 10^6$  cycles であり、せん断界面剥離破壊様式で破壊しているものである。



Measurement sites of MSE from 1 to 7 for A6061

図 3-2.2.13-85 疲労負荷前後の Er1 における MSE エロージョン率分布の比較



Measurement sites of MSE from 1 to 7 for A6061

図 3-2.2.13-86 疲労負荷前後の Er2 における MSE エロージョン率分布の比較

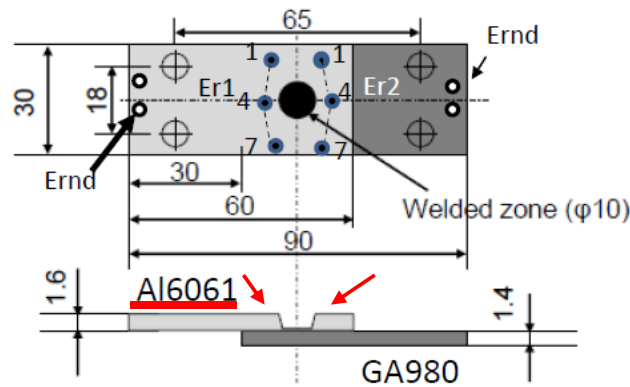


図 3-2.2.13-87 Al6061 外表面接合部近傍のMSE 研削位置

本結果から、Al6061 の接合部近傍外表面のエロージョン率は、Al6061 側である Er1 において、赤矢印で示されるように、疲労負荷後に顕著に増加していることがわかる。すなわち、この位置で、MSE 法により、残留疲労強度の低下が検出されていることが示された。それに対して、GA 側の Al6061 接合部近傍である Er2 においては、疲労負荷前後でエロージョン率に大きな変化は見られなかった。

このことは、Al6061 の接合部近傍外表面の Al6061 側である Er1 側のエロージョン率の変化から、非破壊的に本接合試験片の残留疲労強度を予測することが可能であることを示している。

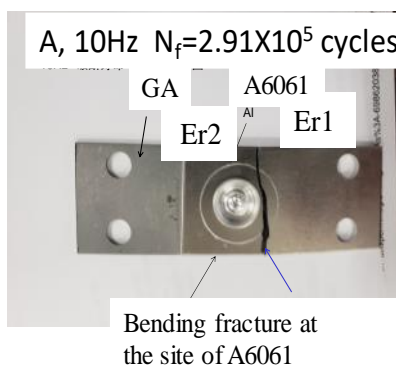


図 3-2.2.13-88 Al6061 外表面接合部近傍の MSE 研削位置

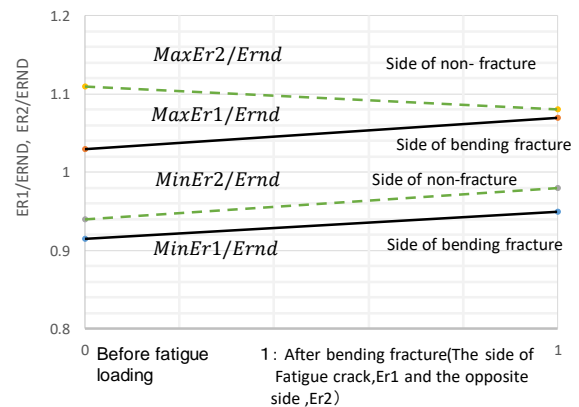


図 3-2.2.13-89 Er1 および Er2 側のエロージョン率分布において、疲労負荷前後におけるその最大値と最小値の変化

次に、曲げ疲労破壊が生じた場合についての MSE 研削によるエロージョン率分布の最大値と最小値の疲労負荷前後の変化について調べた結果を図 3-2.2.13-88 および図 3-2.2.13-89 に示す。本結果は、負荷繰り返し速度が 10Hz、疲労破壊寿命が  $N_f=2.91 \times 10^5$  cycles であり、曲げ疲労破壊様式で破壊しているものである。

本結果から、接合部近傍の A6061 外表面の Er1 側において、エロージョン率の最大値、最小値とも増加していることがわかる。すなわち、残留疲労強度が低下していることがわかる。Er1 は、曲げ疲労における疲労き裂が発生している位置と対応している。一方、Er2 側では、疲労負荷前後で、明確な相違は見られなかった。

以上のことから、図 3-2.2.13-85 に示されるせん断剥離疲労破壊の場合も、図 3-2.2.13-86 に示される曲げ疲労破壊の場合も A6061 接合部近傍外表面の Er1 側で選択的にエロージョン率が疲労負荷により増加することが示された。

すなわち、この領域で、残留疲労強度が低下することが示され、MSE 法で非破壊的に検出できることが示された。このことは、本接合試験片の疲労余寿命を接合部近傍の A6061 の外表面から MSE 法で非破壊的に求めることの可能性を示している。

以上の結果から、MSE 法で非破壊的に Al 合金 6061/高強度鋼 (GA980 材) 摩擦攪拌点接合試験片の疲労余寿命を接合部近傍の A16061 外表面から予測できる可能性を示した。また、GA980 材も接合部近傍で疲労損傷を受け、残留疲労強度が低下することが MSE 法で明らかになった。このことは、GA980 材の疲労強度が本接合試験片の疲労強度に関係することを示しており、GA980 材の疲労強度曲線から本接合材の疲労強度を予測する可能性を示すものである。

#### ③-(4) 接合部性能保証のためのシミュレーションシステムの開発 (阪大工学研究科分室)

鋼—アルミニウム合金継手の破断挙動も含めた継手強度を数値シミュレーションによって予測するためのローカルマルチ破壊モデル (アルミニウム合金の延性損傷モデル、IMC の確率論的破壊モデルと界面剥離モデルの混合) を適用して、接合プロセス条件によって異なる接合部形状ならびに接合界面形態とマクロ継手強度との関係について解析的に検討を行った。図 3-2.2.13-90 に示すように、溶融亜鉛メッキ鋼 (GI 板) とアルミニウム合金の FSSW 継手を対象として、ツール押込み量に依存したアルミニウム合金の残厚  $a$ 、接合中心部に形成される厚い脆弱な IMC 領域寸法  $d$  (未接合部として取扱い)、および接合部外半径 ( $5+b$ ) が引張せん断強度 (TSS) および十字引張強度 (CTS) に及ぼす影響について数値シミュレーションを行った。

図 3-2.2.13-91 は、継手強度の及ぼす接合領域の影響を予測した結果を示したものである。図 3-2.2.13-91 (a) に示すように、接合中心領域は TSS および CTS のいずれの継手強度にもほとんど影響を及ぼさず、外周部の約 1mm 程度の接合部により継手強度が担保されていることがわかった。これは、接合中心領域の未接合領域がかなり大きい場合でも継手強度にはほとんど影響はなく、中心領域に形成される脆弱な厚い IMC は継手強度には影響を及ぼさないことを示唆している。また、図 3-2.2.13-91 (b) には、継手強度に及ぼす接合部外周半径  $b$  の影響を示しているが、 $b$  の増加 (この場合は接合部直径  $D$ ) の増加に伴って線形的に継手強度が上昇していることがわかる。この結

果は、継手強度は接合部面積に依存するものではなく、接合部半径／直径や外周長さと比例関係にあることを示唆するものである。

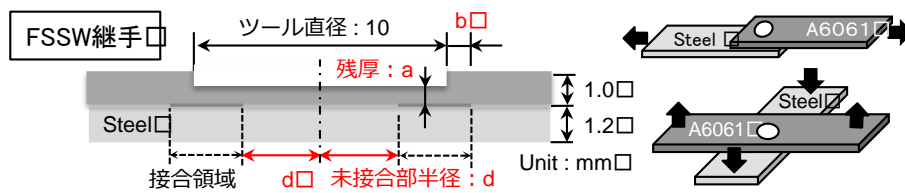
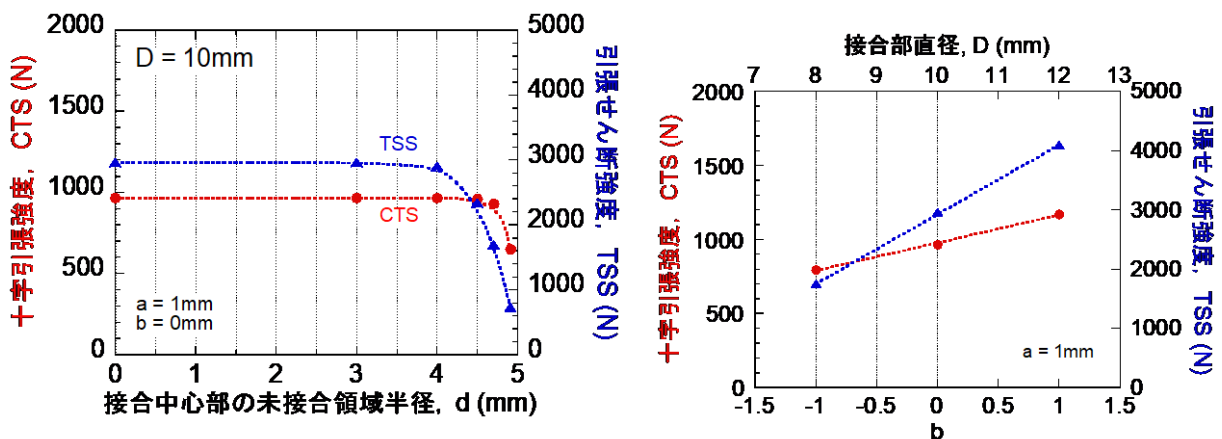


図 3-2.2.13-90 FSSW 継手部性状の変化パラメータ

図 3-2.2.13-92 は、FSSW 継手の継手強度に及ぼすアルミニウム合金残厚  $a$  の影響 ( $D=10\text{mm}$ ) について、破断挙動も含めて予測した結果を示したものである。引張せん断試験および十字引張試験ともに、アルミニウム残厚  $a$  が元厚  $1\text{mm}$  のときは界面破断が支配な破断挙動を呈し、残厚が小さくなると界面破断ではあるものの徐々に TSS、CTS は上昇することがわかった。しかし、いずれの試験においても残厚が元厚の半分程度 (約  $0.5\text{mm}$ ) になるとプラグ破断を呈するようになり、また継手強度も最大値を迎える。さらに残厚小さくなると、プラグ破断を呈するものの継手強度は低下することがわかった。

以上のパラメトリック解析から、熔融亜鉛メッキ鋼 (GI 板) とアルミニウム合金の FSSW 継手を対象としたときの、所望の継手強度 (破断モードも含む) を確保するための接合プロセス制御指針が導かれた。



(a) 接合中心部の未接合領域半径  $d$  の影響

(b) 接合部外周半径  $b$  の影響

図 3-2.2.13-91 熔融亜鉛メッキ鋼 (GI 板) とアルミニウム合金の FSSW 継手の CTS および TSS に及ぼす接合領域の影響 (アルミニウム合金残厚  $a = 1\text{mm}$ )

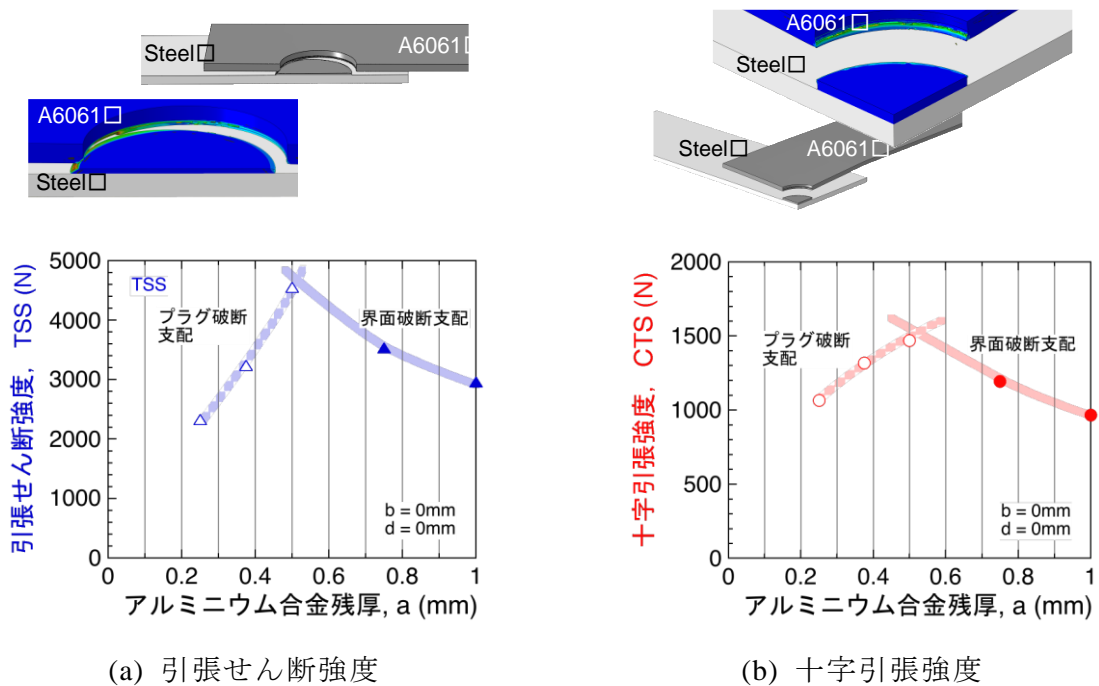


図 3-2.2.13-92 溶融亜鉛メッキ鋼 (GI板) とアルミニウム合金の FSSW 継手の継手強度と破断挙動に及ぼすアルミニウム合金残厚  $a$  の影響 ( $D=10\text{mm}$ )

(3)成果の普及 (論文、外部発表等)

表 3-2.2.13-6 論文、外部発表等の件数 (内訳)

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2019FY	2	0	22	0	0	0	0	3	1
2020FY	4	2	17	0	0	0	0	2	1
2021FY	7	2	21	0	0	0	0	6	1
2022FY	8	0	16	0	0	0	1	1	2
合計	21	4	76	0	0	0	1	12	5

※実施者が主体的に開催するイベント (フォーラム、シンポジウム等)



(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.13-7 特許の件数（内訳）

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願 <sup>※</sup>
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	0
2022FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.13.3 参考文献

- 1) 平田好則、NEDO/ISMA プロジェクトにおける接合技術開発について、溶接学会誌、Vol.86、No.1、p.6（2017）
- 2) 廣瀬明夫、異材接合の現状と課題、溶接学会誌、Vol.87、No.1、p.5（2018）
- 3) 平田好則、異材接合継手の性能比較－NEDO/ISMA プロジェクトにおける接合技術開発－、溶接学会誌、Vol.89、No.3、p.181（2020）

## 2.2.14 [テーマ番号 6 4 B] マルチマテリアル接合技術における継手性能データベースの構築（2020 年度～2022 年度）

### 2.2.14.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

自動車車体の組み立て工程においては、プレス板材、押し出し材、ダイキャスト材など、成形された材料を接合・接着技術を用いて合体し、部材を製造する。接合技術には、点および連続接合があり、それぞれ様々な接合方法が用いられており、接合条件によって、接合強度や耐久性が異なる。また接着技術では、接着剤の選択や表面処理方法などにより、その継手性能が支配される。

マルチマテリアル車体においては、超高強度鋼、高強度・高延性アルミ材、先進炭素繊維強化複合材の組み合わせ、つまり異種材料の接合技術の確立が必要不可欠である。そして材料の組み合わせと接合方法の選択は、構造設計と互いに補完関係にあり、部材に応じて最適な材料の組み合わせとともに、組み合わせに対応した、最適な接合技術の選定が不可欠である。さらに、それらの選定のためには、部材に要求される、接合強度や疲労強度といった耐久性などの継手性能を満足する必要がある。

本テーマでは、マルチマテリアル車体を設計・製作するために必要となる、材料の組み合わせ・接合技術に対応した継手性能をデータベース化し、エンドユーザがインターネット等を通して、アクセスできるシステムを構築することを目的とする。

なお、本テーマでは、異材接合の界面構造と強度発現機構の解明、車体構造設計や接合プロセス制御に適用できる異材継手の性能評価技術とシミュレーション技術の研究開発を目的とした「[テーマ番号 64]マルチマテリアル接合技術の基盤研究開発」と密接な連携を取りながら目標達成に向けた研究開発を推進する。

#### (2)目標値

##### ① [テーマ番号 64]で扱う接合技術を対象とする継手性能の取得

[テーマ番号 64]で扱う接合技術である、超高強度鋼と高強度・高延性アルミ材との異材接合技術として、抵抗スポット溶接、FSSW により異材接合継手を作製し、接合強度、S-N 線図の取得、JASO M609 法を参考にした耐久試験（腐食疲労）などを実施する。そして、超高強度鋼と高強度・高延性アルミ材との基材接合継手の性能をデータベース化する。

##### ② 本プロジェクトの接合接着技術テーマの継手性能の収集

[テーマ番号 02]、[テーマ番号 63]、[テーマ番号 64]などにおける接合技術や[テーマ番号 53]における接着技術と連携し、高強度・高延性アルミ材と先進炭素繊維強化複合材料との異材接合技術、ならびに超高強度鋼と先進炭素繊維強化複合材料との異材接合技術として、FSSW、レーザ溶着、接着などによって異材継手を作製し、接合強度、S-N 線図の取得、JASO M609 法を参考にした耐久試験（腐食疲労）などを実施する。そして、高強度・高延性アルミ材と先進炭素繊維強化複合材料、ならびに超高強度鋼と先進炭素繊維強化複合材料との異材接合継手の性能をデータベース化する。

##### ③ 継手性能データベース及び接合技術インテグレーション・システムのユーザイン

## タフェースの構築

マルチマテリアル車体を設計・製作するために必要となる、材料の組み合わせ、接合接着技術・条件、継手性能のデータをデータベース化するための入出力のインターフェースを構築する。また、蓄積した性能データベースを用いて、未知の接合条件での性能評価予測を行う、接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズムを構築し、一般ユーザが広く活用できるインターフェースを構築する。

表 3-2.2.14-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
[テーマ番号 64]で扱う接合技術を対象とする継手性能の取得 (2020～2022年度)			市中材による超高強度鋼/アルミ材の重ね異材接合継手の静的引張強度、ならびに S-N 線図取得のための疲労強度のデータを取得する。	本テーマで開発する革新材を用いた超高強度鋼/高強度・高延性アルミ材の異材接合・接着継手の機械的特性および腐食特性を取得する。
本プロジェクトの接合接着技術テーマの継手性能の収集 (2020～2022年度)			市中材によるアルミ材/先進炭素繊維強化複合材料、超高強度鋼/先進炭素繊維複合材料の重ね異材接合継手の静的引張強度、ならびに S-N 線図取得のための疲労強度のデータを取得する。	本テーマで開発する革新材を用いた高強度・高延性アルミ材/先進炭素繊維強化複合材料、超高強度鋼/先進炭素繊維強化複合材料の異材接合・接着継手の機械的特性および腐食特性を取得する。
継手性能データベース及び接合技術インテグレーション・システムのユーザインタフェースの構築 (2020～2022年度)			2020年度に取得する、市中材による超高強度鋼/アルミ材、アルミ材/先進炭素繊維強化複合材料、超高強度鋼/先進炭素繊維複合材料の重	蓄積した性能データベースを用いて、未知の接合条件での性能評価予測を行う、接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズムを構築

			ね異材接合継手の機械的特性をデータベースとして蓄積するための計算機システムを導入する。	し、一般ユーザが広く活用できるインターフェースを構築する。
--	--	--	---	-------------------------------

### (3)全体計画

本研究テーマでは、本事業で開発する革新材（超高強度鋼、高強度・高延性アルミ材、先進炭素繊維強化複合材料）を活用したマルチマテリアル車体を設計・製作するために必要となる、材料の組み合わせ・接合技術に対応した継手性能をデータベース化し、エンドユーザがインターネット等を通して、アクセスできるシステムを構築する。全体計画の概要を、最終目標後の活動も含めて、表 3-2.2.14-2 に示す。

まず第三期中間目標として、本事業で開発を進めている接合技術を用いて作製する市中材による超高強度鋼/アルミ材、アルミ材/先進炭素繊維強化複合材料、超高強度鋼/先進炭素繊維複合材料の重ね異材接合継手の継手性能を取得する。また、取得する継性能をデータベースとして蓄積する計算機システムを導入するとともに、取得されていない未知の接合条件で作製する異材継手の性能を推定するためのアルゴリズム、ならびにエンドユーザがアクセスするためのインターフェースの開発に着手する。

そして、2021 年度より第三期最終目標である 2022 年度末までに、本事業で開発を進めている接合・接着技術を用いて作製する革新材による超高強度鋼/高強度・高延性アルミ材、高強度・高延性アルミ材/先進炭素繊維強化複合材料、超高強度鋼/先進炭素繊維複合材料の重ね異材接合継手の継手性能を取得する。また、取得した継手性能をデータベースに蓄積するとともに、未知の接合条件で作製する異材継手の性能を推定するためのアルゴリズムを、機械学習機能を活用して高度化することで、接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズムを構築する。さらに、エンドユーザがインターネット等を通して、アクセスするためのインターフェースを完成させる。

2023 年度以降では、国内のみの限定であるが、マルチマテリアル車体を設計・製作するために必要となる、材料の組み合わせ・接合技術に対応した継手性能データベースを公開する。

表 3-2.2.14-2 全体計画

	2020	2021	2022	2023以降
①テーマ64で扱う接合技術を対象とする継手性能の取得	市中材による鋼材/アルミの重ね接合部の継手性能の取得	革新材による鋼材/アルミの重ね接合部の継手性能の取得		
		鋼材/アルミの重ね接合部の腐食特性の取得(接合・接着技術の複合化も含む)		
②本プロジェクトの接合接着技術テーマの継手性能の収集	市中材によるアルミ/CFRTP、鋼材/CFRTPの継手性能の取得	革新材によるアルミ/CFRTP、鋼材/CFRTPの継手性能の取得		
		アルミ/CFRTP、鋼材/CFRTPの腐食性能の取得(接合・接着技術の複合化も含む)		
③継手性能データベース及び接合技術インテグレーション・システムのユーザインタフェースの構築	未知の接合条件での継手性能の推定に向けた接合技術インテグレーション・システムの構築			公開可能データの開示(国内対象)
	データベースへの情報蓄積と入出力インターフェースの構築			公開可能データの開示(国内対象)

#### (4)実施体制

本研究テーマは、国立大学法人大阪大学（阪大接合研分室）にて研究開発を遂行する。

#### (5)運営管理

本事業で開発する革新材の研究事業（テーマ 02, 13, 27）、また同じく開発を進めている接合・接着技術の研究事業（テーマ 05, 53, 61, 63, 64）、ならびにデータベース構築のための異材継手を作製する事業者との定期的な技術検討会を、三ヶ月に一回の頻度で開催し、進捗確認および今後の検討方針や開発軌道修正について協議し、スケジュールに沿った研究開発運営を実施する。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

本テーマにより、革新材を用いた異材接合継手の性能がデータベースとして蓄積されるだけでなく、データベースとしては蓄積されていない未知の接合条件で異材接合継手を作製した場合の性能も予測可能になる。そのため、マルチマテリアル車体の設計において、既存の概念に縛られることのない車体設計も可能になると期待される。

## 2.2.14.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.2.14-3 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
[テーマ番号 64]で扱う接合技術を対象とする継手性能の取得	本テーマで開発する革新材を用いた超高強度鋼/高強度・高延性アルミ材の異材接合・接着継手の機械的特性および腐食特性を取得する。 (2022 年度)	本テーマで開発した引張強度 1.5GPa 級革新鋼板/高延性革新アルミ材の重ね異材接合継手の静的引張せん断強度および S-N 線図取得のための疲労特性データ、ならびに重ね異材接合・接着継手の腐食特性である腐食疲労特性データを取得した。	◎	
本プロジェクトの接合接着技術テーマの継手性能の収集	本テーマで開発する革新材を用いた高強度・高延性アルミ材/先進炭素繊維強化複合材料、超高強度鋼/先進炭素繊維強化複合材料の異材接合・接着継手の機械的特性および腐食特性を取得する。 (2022 年度)	本テーマで開発した高延性革新アルミ材/先進炭素繊維強化複合材料および引張強度 1.5GPa 級革新鋼板/先進炭素繊維強化複合材料の重ね異材接合継手の静的引張せん断強度および S-N 線図取得のための疲労特性データ、ならびに重ね異材接合・接着継手の腐食特性である腐食疲労特性データを取得した	◎	
継手性能データベース及び接合技術インテグレーション・システムのユーザーインタフェースの構築	蓄積した性能データベースを用いて、未知の接合条件での性能評価予測を行う、接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズムを構築し、一般ユーザが広く活用できるインターフェースを	取得した引張せん断強度、疲労特性データおよび腐食疲労特性データを蓄積した性能データベースを構築した。そして蓄積した性能データベースを用いて、未知の接合条件での性能評価予測を行う、接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズムをディープ	○	

	構築する。 (2022年度)	ニューラルネットワーク を活用して構築し、一般 ユーザが広く活用できる ネットワーク。インター フェースを構築した。		
--	-------------------	--	--	--

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### ①[テーマ番号 64]で扱う接合技術を対象とする継手性能の取得、および②本プロジェクトの接合接着技術テーマの継手性能の収集

市中材の超高強度鋼として、長さ 250 mm、幅 165 mm、厚さ 1.4 mm の引張強度 1.5GPa 級実験室冷間圧延鋼板（引張強度 1.5 GPa、伸び 5 %以上）を作製した。作製された鋼板の化学成分は、表 3-2.2.14-4 に示す通りである。なお、作製した鋼板の 0.2%耐力、引張強度および伸びは、それぞれ、1.43 GPa、1.56 GPa、5.7 %である。また、市中材のアルミ材として、(株) UACJ 製の板厚 3 mm の 5083-O 材（引張強さ 304 MPa、0.2%耐力 131 MPa、伸び 26%）を購入後、板表面の酸洗処理を行った。なお、酸洗後は自然酸化（錆）防止のため防錆塗油を施した。購入したアルミ材の化学成分は、表 3-2.2.14-5 に示す通りである。さらに、市中材の先進炭素繊維複合材料として、東レ（株）製の炭素繊維強化熱可塑性樹脂ペレット（TLP1060：PA6 マトリックス、炭素繊維含有率 30%）を用いて、射出成形（成形温度 260 °C、射出圧力 70 MPa、射出時間 2.25 s）により、150 x 150 x 3.0 mm の板材を作製した。作製した炭素繊維強化複合材料板（CFRTP 板）の室温、大気中における弾性率、引張強度および伸びは、それぞれ、1.57 GPa、226 MPa、1.8 %である。

表 3-2.2.14-4 引張強度 1.5GPa 級実験室冷間圧延鋼板の化学成分

Elements	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Fe
(mass%)	0.448	0.19	0.79	0.010	0.002	0.044	0.0036	0.0011	Bal.

表 3-2.2.14-5 5083-O 材の化学成分 (mass %)

Elements	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zr	Ti	Al
(mass%)	0.10	0.21	0.03	0.64	4.5	0.06	0.02	0.01	Bal.

本事業で開発した引張強度 1.5GPa 級革新鋼板（0.2%耐力 1298 MPa、引張強度 1486 MPa、伸び 19.5 %）は、(株) 神戸製鋼所より板厚 1.4 mm の革新鋼板をテーマ 02 との連携により、提供頂いた。同じく本事業で開発した高延性革新アルミ材として、(株) UACJ 製の板厚 3 mm の革新 Al-Mg 合金（引張強さ 222 MPa、0.2%耐力 148 MPa、伸び 12.8 %）に加えて、高強度・高靱性革新アルミ材として、(株) UACJ 製の板厚 3 mm の高強度・高靱性アルミニウム合金（引張強さ 699 MPa、0.2%耐力 662 MPa、伸び 12.6 %）を購入した。板表面の酸洗処理後、自然酸化（錆）防止のため防

鍍塗油を施した。さらにテーマ 27 の協力のもと、名古屋大学ナショナルコンポジットセンター（NCC）より、先進炭素繊維強化複合材料の革新材として、LFT-D（Long Fiber Thermoplastic - Direct）システムで射出成形された炭素繊維強化可塑性樹脂板（LFT-D 材：炭素繊維含有率約 30 %、PA6 マトリックス）をサンプル提供頂いた。提供頂いた LFT-D 材のサンプルは長さ 900 mm、幅 800 mm、厚さ 3 mm の板材であり、板幅方向が長手方向となる幅 40 mm の試験片（長さ 125 及び 150 mm）を切り出した。

接合・接着継手を作製するための接着剤は、テーマ 53 の協力のもと、本事業で開発された二種類の革新接着剤を提供頂いた。CFRTP 板ならびに LFT-D 材を接着する場合には低温硬化型を、金属材料を接着する場合に高温硬化型を用いた。

継手性能を評価する市中材を用いた異材接合継手として、表 3-2.2.14-6 に示すように、超高強度鋼/5083-O 材、超高強度鋼/CFRTP 板、5083-O 材/CFRTP 板重ね異材接合継手を、それぞれ二種類の接合方法を用いて作製した。静的引張せん断試験に供する重ね異材接合継手は、長さ 125 mm、幅 40 mm の試験片を、せん断疲労試験に供する重ね異材接合継手は、長さ 150 mm、幅 40 mm の試験片を用いて、重ね代 40 mm で接合し、それぞれ、長さ 210 mm と 260 mm の接合継手とした。一般に、接合継手作製時の総入熱量は、接合界面における接合面積や接合反応層厚さなどに大きく影響を及ぼし、その結果として継手性能も影響を受けると考えられる。そして、接合継手作製時の接合プロセスにおけるパラメータは多岐にわたるが、接合継手作製時の総入熱量で整理することが行われている。そこで本テーマにおいても、表 3-2.2.14-6 に示すように、それぞれの接合方法について、一つのパラメータのみを変化させることで、総入熱量の異なる異材接合継手を作製した。レーザー溶着接合法の場合には、健全な異材接合継手を作製可能なパラメータの幅が狭いため、総入熱量は二種類のみ変化させた。その他の接合方法では、総入熱量を三種類に変化させて異材接合継手の作製を行った。なお表 3-2.2.14-6 における変動範囲で”中”と表記した接合条件が、それぞれの接合方法における最適条件に相当する条件である。

表 3-2.2.14-6 市中材を用いた重ね異材接合継手の作製方法と接合パラメータ

重ね異材接合継手の種類	接合方法	パラメータ	変動範囲
超高強度鋼/5083-O 材	抵抗スポット溶接法（RSW）	溶接電流	小，中，大
	複動式摩擦攪拌点接合法（RFSSW）	回転速度	小，中，大
超高強度鋼/CFRTP 板	摩擦攪拌点接合法（FSSW）	ツール挿入速度	小，中，大
	レーザー溶着接合法（LIAPW）	レーザー出力	小，中
5083-O 材/CFRTP 板	摩擦攪拌点接合法（FSSW）	ツール挿入速度	小，中，大
	レーザー溶着接合法（LIAPW）	走査速度	中，大



継手性能を評価する革新材料を用いた異材接合継手として、表 3-2.2.14-7 に示すように、革新鋼板/革新 Al-Mg 合金、高強度鋼/高強度・高靱性アルミニウム合金、革新鋼板/CFRTP 板、革新鋼板/LFT-D 材、革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板、革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材、高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板の重ね異材接合継手を作製した。静的引張せん断試験に供する重ね異材接合継手は、長さ 125 mm、幅 40 mm の試験片を、せん断疲労試験に供する重ね異材接合継手は、長さ 150 mm、幅 40 mm の試験片を用いて、重ね代 40 mm で接合し、それぞれ、長さ 210 mm と 260 mm の接合継手とした。市中材を用いた重ね異材接合継手の場合と同じく、表 3-2.2.14-7 に示すように、それぞれの接合方法について、パラメータを変化させることで、総入熱量の異なる異材接合継手を作製した。なお、変動範囲で”中”と表記した接合条件が、それぞれの接合方法における最適条件に相当する条件である。

表 3-2.2.14-7 革新材料を用いた重ね異材接合継手の作製方法と接合パラメータ

重ね異材接合継手の種類	接合方法	パラメータ	変動範囲
革新鋼板/革新 Al-Mg 合金	RSW	溶接電流	小, 中, 大
	RFSSW	回転速度	小, 中, 大
超高強度鋼/高強度・高延性 アルミニウム合金	RFSSW	回転速度	中, 大
革新鋼板/CFRTP 板	FSSW	ツール挿入速度	小, 中, 大
革新鋼板/LFT-D 材	LIAPW	レーザ走査速度	小, 中
革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板	FSSW	ツール挿入深さ	小, 中, 大
革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材	LIAPW	レーザ出力	小, 中
高強度・高靱性アルミニウム 合金/CFRTP 板	FSSW	ツール挿入速度 および保持時間	小, 中, 大
	LIAPW	レーザ出力	小, 中

また継手の疲労特性として腐食疲労特性を取得するため、市中材ならびに革新接着剤を用いて、表 3-2.2.14-8 に示すような重ね異材接合・接着継手を、さらに革新材料および革新接着剤を用いて、表 3-2.2.14-9 に示すような重ね異材接合・接着継手を作製した。作製した継手の寸法は、せん断疲労試験用継手と同じである。また、それぞれの接合方法のパラメータを変化させることで、総入熱量の異なる異材接合・接着継手を作製した。さらに、耐食性が腐食疲労特性に及ぼす影響について検討することを目的として、接合・接着継手作製後に継手全体に施す化成処理ならびに電着塗装について、処理を行わない継手を用いた腐食疲労試験も行った。

表 3-2.2.14-8 市中材を用いた重ね異材接合・接着継手の作製方法と接合パラメータ

重ね異材接合・接着継手の種類	接合方法	革新接着剤 (エポキシ系)	パラメータ	変動範囲
超高強度鋼/5083-O 材	RSW	高温硬化型	溶接電流	小, 中, 大
	RFSSW		回転速度	小, 中, 大
超高強度鋼/CFRTP 板	FSSW	低温硬化型	挿入速度	小, 中, 大
	LIAPW		走査速度	小, 中
5083-O 材/CFRTP 板	FSSW		挿入速度	小, 中, 大
	LIAPW		レーザ出力	小, 中

表 3-2.2.14-9 革新材料を用いた重ね異材接合・接着継手の作製方法と接合パラメータ

重ね異材接合・接着継手の種類	接合方法	革新接着剤 (エポキシ系)	パラメータ	変動範囲
革新鋼板/革新 Al-Mg 合金	RSW	高温硬化型	溶接電流	小, 中, 大
	RFSSW		回転速度	小, 中, 大
革新鋼板/CFRTP 板	FSSW	低温硬化型	挿入速度	小, 中, 大
革新鋼板/LFT-D 材	LIAPW		走査速度	小, 中
革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板	FSSW		ツール挿入速度 および保持時間	小, 中, 大
革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材	LIAPW		レーザ出力	小, 中

静的引張せん断試験は、JIS Z3136 に準拠して、室温、大気中で、実施した。なお掴み間距離（クランプ間距離）は 100 mm で、試験速度 5.0 mm/min の条件で引張試験を実施した。

せん断疲労試験は、JIS Z3138 に準拠して、室温、大気中で、実施した。掴み間距離（クランプ間距離）は 160 mm で、荷重比（=（最小荷重）／（最大荷重））を 0.1 として、周波数 20 Hz の正弦波になるような変動荷重を負荷して、疲労試験を実施した。ただし、最大繰返し数が  $1.0 \times 10^7$  回に達した段階で接合継手が未破断の場合には、試験を中止した。

腐食疲労試験は、腐食促進環境を模擬することが可能な複合サイクル腐食試験装置内に設置可能な疲労試験機（図 3-2.2.14-1）を用いて、濃度 0.5 % の NaCl と 0.1 % の CaCl の混合塩水を用いた乾湿・塩水工程による、中高温地域を想定した腐食促進条件下で実施した。中高温地域を想定した乾湿・塩水工程については、テーマ 65 の協力のもと、表 3-2.2.14-10 に示すような促進試験条件を設定した。図 3-2.2.14-2 に複合サイクル腐食試験装置で計測した温度と湿度の履歴を示すが、表 3-2.2.14-10 に示した通り、湿潤－乾燥が繰り返されていることが分かる。なお、図 3-2.2.14-2 の中央付近で、急激に湿度が 100 % まで上がり、温度が 30 °C まで下がっている部分が認められるが、これは、塩水噴霧を行ったために生じた変動である。つかみ間距離（クランプ間距

離) は、せん断疲労試験と同じく 160 mm であり、疲労荷重は、引張荷重、抜重動作を 0.5 Hz で繰り返す荷重であり、最大繰返し数が  $1.0 \times 10^6$  回に達した段階で接合・接着継手が未破断の場合には、試験を未破断のまま終了した。

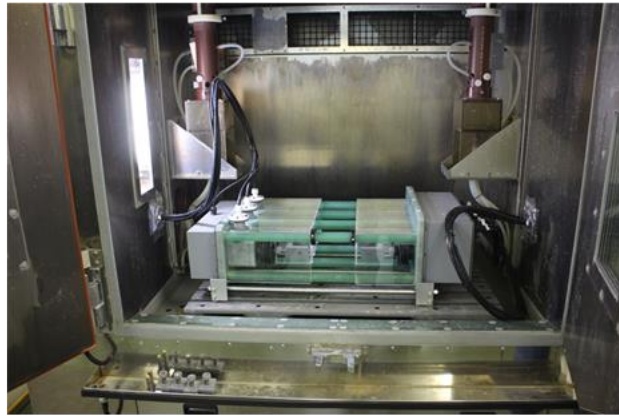


図 3-2.2.14-1 複合サイクル腐食試験装置内に設置された腐食疲労試験機本体

表 3-2.2.14-10 中高温地域を想定した腐食促進条件

項目	温度 [°C]	湿度 [%RH]	時間 [h]
湿潤	40	95	3
↓ 移行			1
↓ ※塩水			
乾燥	60	35	3
↓ 移行			1

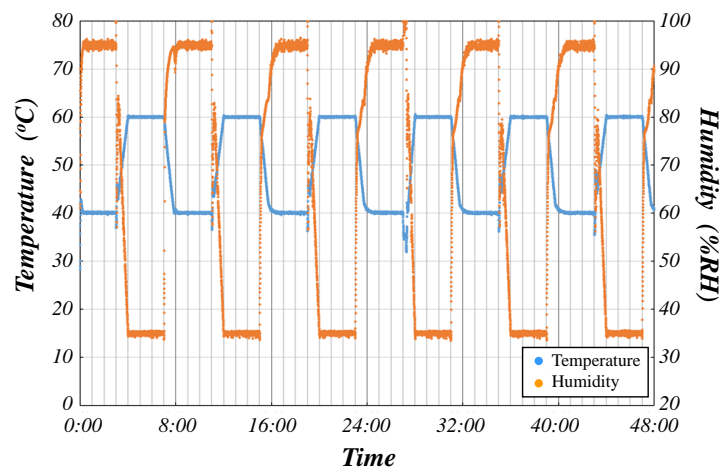


図 3-2.2.14-2 複合サイクル腐食試験装置で計測した温度と湿度の履歴

さらに腐食疲労特性の取得に際しては、複合サイクル腐食試験装置内での疲労試験に加えて、室温・大気中ならびに中高温地域の代表例として、一般社団法人日本ウエザリングテストセンター・宮古島暴露試験場での塩害地での疲労試験も行い、テーマ65の協力のもとで策定した促進試験条件の妥当性についても検討を行った。室温・大気中ならびに塩害地での疲労試験機の外観写真を、それぞれ、**図 3-2.2.14-3** および**図 3-2.2.14-4** に示す。



**図 3-2.2.14-3** 室温・大気中における腐食疲労試験機の外観写真



**図 3-2.2.14-4** 塩害地における腐食疲労試験機の外観写真

市中材を用いた重ね異材接合継手の引張せん断試験の結果を、入熱量で整理した結果を図 3-2.2.14-5 に示す。超高強度鋼/5083-O 材は、接合方法に関係なく、全て、破壊は超高強度鋼と 5083-O 材との接合界面で生じる結果となった。抵抗スポット溶接法 (Resistance Spot Welding : RSW) と複動式摩擦攪拌点接合法 (Refill Friction Stir Spot Welding : RFSSW) <sup>1)</sup>とで、大きく引張せん断強度が異なる主要因は、接合面積の違いであると考えられる。RSW で作製された接合継手の接合界面が、直径約 6.0 mm の円形であるのに対して、RFSSW で作製された接合継手では、直径約 8.5 mm の円形であった。ただし接合面積の差を考慮しても、RFSSW で作製された接合継手のほうが、引張せん断強度が高い結果となった。その原因は、RFSSW は固相接合であり、熔融接合法の RSW よりも総入熱量が少なく、その結果として、硬くて脆い金属間化合物の生成が抑制され、界面強度が高くなったためと考えられる。摩擦攪拌点接合法 (Friction Stir Spot Welding : FSSW) <sup>2,3)</sup>で作製された、超高強度鋼/CFRTP 板、5083-O 材/CFRTP 板は、いずれも破壊は接合界面で生じる結果となった。接合界面は、いずれも直径が約 30 mm の円形で、接合面積の差は僅かであるのに対して、計測された引張せん断強度は、超高強度鋼/CFRTP 板のほうが、約半分以下と極めて弱い結果となった。その原因は、超高強度鋼/CFRTP 板では、超高強度鋼と CFRTP 板の発煙発火が避けられない条件での接合継手の作製であったため、接合界面の CFRTP 板側の一部が損耗し、界面強度が弱くなったためと考えられる。レーザー溶着接合法 (Laser Irradiation Assistance Plastic Welding ; LIAPW) <sup>4)</sup>で作製した、超高強度鋼/CFRTP 板と 5083-O 材/CFRTP 板は、いずれも高い引張せん断強度を示したが、これは接合面積が、LIAPW では、重ね代である 40 x 40 mm<sup>2</sup>全体で接合界面が形成されるように、接合が行われたためと考えられる。ただし、5083-O 材/CFRTP 板の場合には、一部、接合界面の形成が不足した結果も認められた。なお、超高強度鋼/CFRTP 板が接合界面で破断したのに対して、5083-O 材/CFRTP 板の大部分が CFRTP 板母材で破断する結果となった。CFRTP 板母材で破断する結果となった理由は、5083-O 材/CFRTP 板作製時の総入熱量が、超高強度鋼/CFRTP 板よりも大きく、接合プロセス中に CFRTP 板が損傷したためと考えられる。

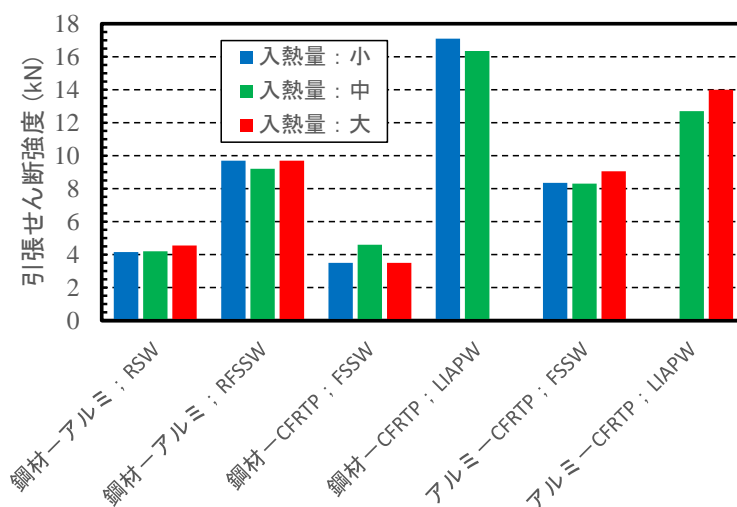


図 3-2.2.14-5 市中材を用いた重ね異材接合継手の静的引張せん断試験の結果

革新材料を用いた重ね異材接合継手の引張せん断試験の結果のうち、高強度・高靱性アルミニウム合金を含まない異材接合継手について、入熱量で整理した結果を図 3-2.2.14-6 に示す。また、市中材を用いた重ね異材接合継手の結果と比較するため、図 3-2.2.14-5 の引張せん断強度の最大値を、図 3-2.2.14-6 と同じく、30 kN にした結果を、図 3-2.2.14-7 に示す。なお、図 3-2.2.14-6 の鋼板は革新鋼板を示している。市中材の場合と同様、革新鋼板/革新 Al-Mg 合金は、接合方法に関係なく、全て、破壊は革新鋼板と革新 Al-Mg 合金との接合界面で生じる結果となった。また、RSW と RFSSW との引張せん断強度の違いも主要因も、接合面積の違いであると考えられる。しかしながら、RFSSW で作製された超高強度鋼/5083-O 材の引張せん断強度のほうが、同じく RFSSW で作製された革新鋼板/革新 Al-Mg 合金よりも強い強度を示す結果となった。革新鋼板/革新 Al-Mg 合金では、引張せん断試験後の革新鋼板と革新 Al-Mg 合金との接合界面が単純剥離したと考えられるのに対して、超高強度鋼/5083-O 材では、超高強度鋼と 5083-O 材とが局所的に反応層を形成したと考えられる破断面を示していた。つまり、RFSSW で作製された革新鋼板/革新 Al-Mg 合金では、接合界面での鉄とアルミニウムとの結合反応が、超高強度鋼/5083-O 材の場合よりも不足していたと考えられる。FSSW で作製された革新鋼板/CFRTP 板の引張せん断強度も、同じく FSSW で作製された超高強度鋼/CFRTP 板よりも弱い強度を示す結果となった。いずれの継手も接合界面で破壊する結果であったが、引張せん断試験後の破断面では、超高強度鋼/CFRTP 板の場合には、超高強度鋼に接合界面形成に寄与する PA マトリックスが認められるが、革新鋼板/CFRTP 板の場合には、革新鋼板に PA マトリックスは、ほとんど認められなかった。つまり PA マトリックスに対する接合性の違いが、両者の引張せん断強度の違いの主要因であると考えられる。一方、LIAPW で作製された革新鋼板/LFT-D 材と革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材、ならびに FSSW で作製された革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板の引張せん断強度は、比較対象となる市中材の異材接合継手よりも、いずれも強い強度を示した。FSSW で作製された革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板で、5083-O 材/CFRTP 板よりも大幅に強度が増加した理由は、PA マトリックスと金属との接合性向上のために施す表面処理の違いであると考えられる。しかしながら、LIAPW で作製された革新材料を用いた異材継手と、比較対象となる市中材の異材継手の場合は、同じ表面処理を施していることから、必ずしも、表万処理の違いが継手強度の違いの主要因とはならないと考えられる。接合界面形成のために投入される熱量は、CFRTP 板や LFT-D 材のような低融点材料の場合には、被接合材を劣化させてしまう危険性もあり、最適な接合条件の抽出は、必ずしも入熱量だけで決定することは困難であると考えられる。そのため、本テーマの最終目標の一つである、様々な条件で作製された革新材料を用いた異材接合継手の継手性能を予測するためには、多変数入力-多変数出力の関係を予測するアルゴリズムが必要であると考えられる。

革新材料の一つである高強度・高靱性アルミニウム合金を用いた重ね異材接合継手の引張せん断試験の結果を、FSSW を用いて作製された革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板の引張せん断強度とあわせて、入熱量で整理した結果を図 3-2.2.14-8 に示す。なお図 3-2.2.14-8 中の“革新アルミ 2”が、高強度・高靱性アルミニウム合金を示している。破壊形態から、これら全ての継手では、接合界面強度が引張せん断強度の支配因子で

あると考えられる結果であった。FSSW で作製された革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板の場合には、入熱量が増加するにしたがって、引張せん断強度も増加する結果となった。これは入熱量の増加にともない、接合界面形成に寄与する CFRTP 板の PA6 マトリックス量が増大し、接合面積が広がったためと考えられる。一方、FSSW を用いて作製した高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板の場合には、接合界面形成に寄与する PA マトリックス量が、入熱量に比例しなかったために、入熱量との間に正の相関が認められない結果となった。LIAPW で作製された異材継手の場合には、破断面観察結果より、接合に投入された熱量が不十分であったために、引張せん断強度が低くなったと考えられる。ただし、入熱量の増加にともない、形成される接合界面の面積が広がったために、強度は入熱量に対して、正の依存性を示したと考えられる。RFSSW で作製された超高強度鋼/高強度・高靱性アルミニウム合金の場合には、破断面観察結果より、破壊が単純剥離に近い形になっていると見受けられる結果であった。高強度・高靱性アルミニウム合金は、難接合性を有する 7000 系アルミニウム合金を元に開発された革新アルミ材である。そして、超高強度鋼が被接合材の場合には、アルミニウム合金側が溶融あるいは軟化する必要があるが、RFSSW では、強固な接合界面形成に至るまでの温度上昇が困難であったと考えられる。その結果、作製された接合着手の引張せん断強度は低くなったと考えられる。

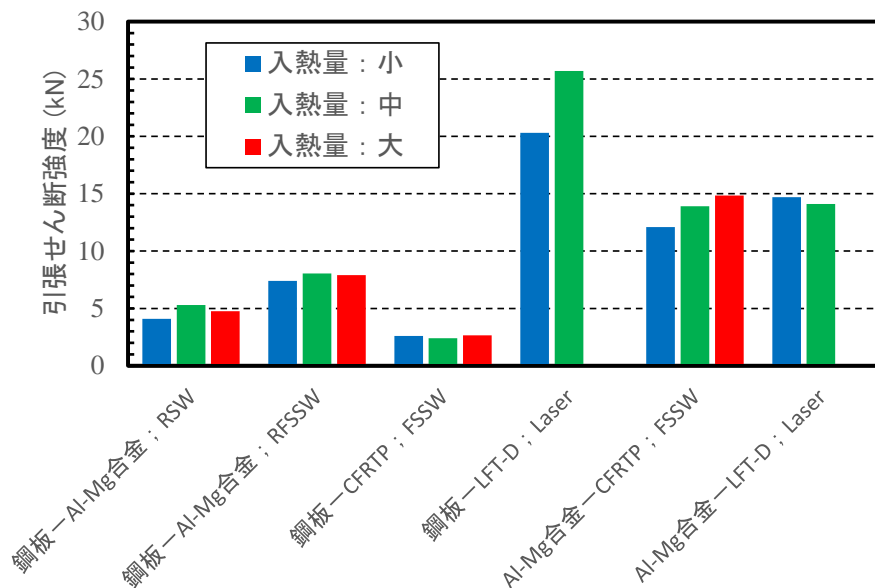


図 3-2.2.14-6 革新材料を用いた重ね異材接合継手の静的引張せん断試験の結果

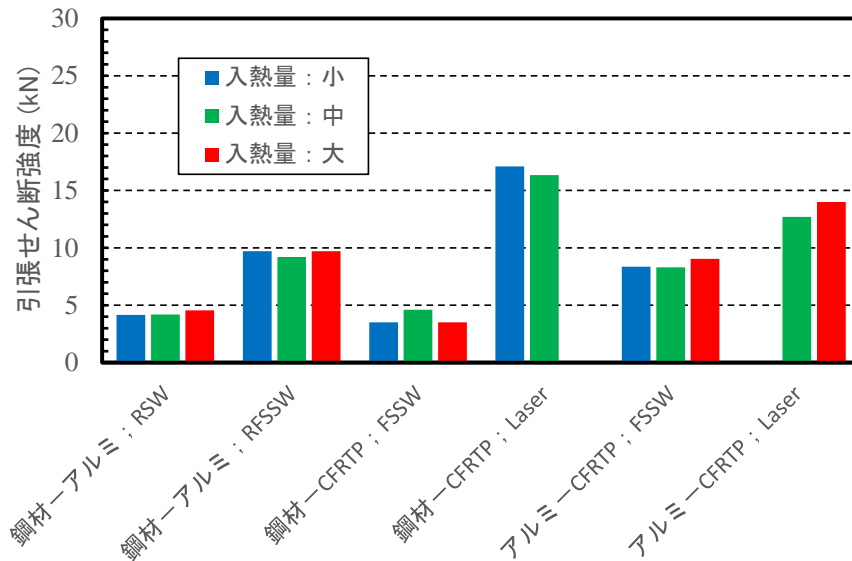


図 3-2.2.14-7 市中材を用いた重ね異材接合継手の静的引張せん断試験の結果 (引張せん断強度値の最大値を 30 kN とした結果)

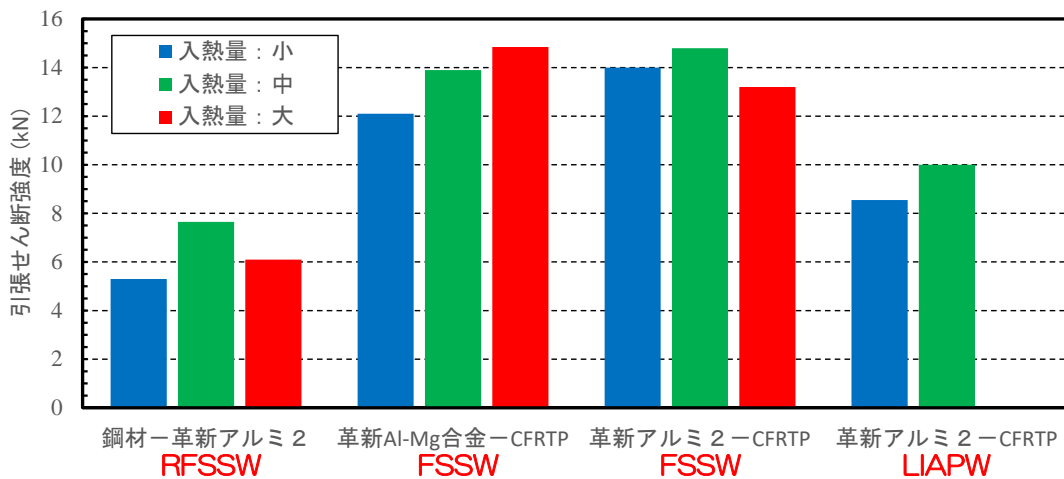


図 3-2.2.14-8 高強度・高靱性アルミニウム合金を用いた重ね異材接合継手の静的引張せん断試験の結果

市中材を用いた重ね異材接合継手である、超高強度鋼/5083-O 材の疲労試験の結果を図 3-2.2.14-9 および図 3-2.2.14-10 に、FSSW で作製された接合継手の疲労試験の結果を図 3-2.2.14-11 および図 3-2.2.14-12 に、そして LIAPW で作製された接合継手の疲労試験の結果を図 3-2.2.14-13 および図 3-2.2.14-14 示す。

超高強度鋼/5083-O 材の疲労試験では、大部分が接合界面で破断し、一部、界面破断を基点して 5083-O 材母材が破断する結果となったが、疲労特性に破断傾向の違いは影響しない結果となった。RSW で作製された接合継手の疲労特性は、入熱量の影響が認められるが、RFSSW で作製された接合継手の場合には、入熱量の影響が認められない結果となった。RSW は、溶融接合法であり、金属間化合物の生成や残留応力が総入熱量の影響を受けた結果として、疲労特性も入熱量の影響を受けたと考えら



れる。一方、RFSSW の場合は、固相接合法であり、金属間化合物や残留応力の影響が小さく、疲労特性が主として 5083-O 材の疲労特性の影響を受けた結果と考えられる。

FSSW で作製された接合継手の場合には、一部、5083-O 材/CFRTP 板で、接合界面を破壊の基点として、最終的に CFRTP 板で破壊した結果も認められたが、大多数が接合界面で破壊した。5083-O 材/CFRTP 板では、入熱量が大きいほうが、疲労特性が良い傾向が認められるのに対して、超高強度鋼/先進炭素繊維強化複合材料の場合には、総入熱量が大きい場合に、疲労特性が悪くなる結果となった。その原因は、静的引張せん断試験の結果と同様、過度な入熱により、CFRTP 材が損傷してしまったためと考えられる。

LIAPW で作製された超高強度鋼/CFRTP 板の場合には、破壊様式が、接合界面で破断した継手と、CFRTP 板で破断した継手とが混在する結果となったが、疲労特性に破壊様式の影響は認められない結果となった。LIAPW で作製された 5083-O 材/CFRTP 板の場合には、一つだけ接合界面で破断したが、それ以外は全て CFRTP 板母材で破断する結果となった。したがって 5083-O 材/CFRTP 板の疲労特性は、CFRTP 板の疲労特性に依存すると推定されるため、CFRTP 板の疲労特性の評価が必要であると考えられる。なお、いずれの場合も疲労特性に対して、入熱量の明確な依存性を確認することはできない結果であり、接合条件と継手性能の相関を見出すためには、機械学習を活用したアルゴリズムの開発が効果的であると考えられる。

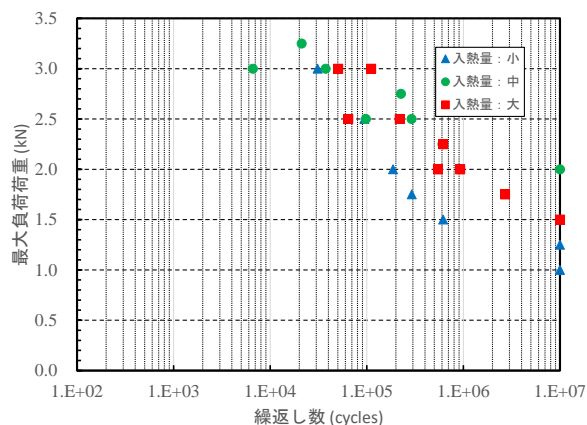


図 3-2.2.14-9 RSW で作製された超高強度鋼/5083-O 材の疲労特性

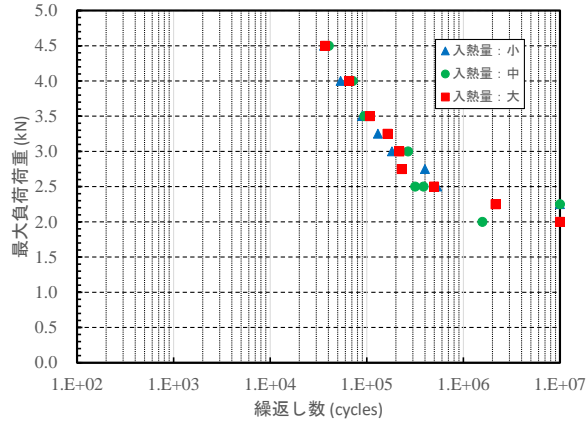


図 3-2.2.14-10 RFSSW で作製された超高強度鋼/5083-O 材の疲労特性

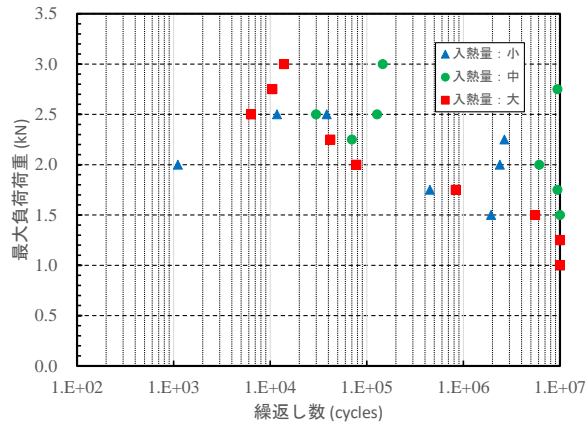


図 3-2.2.14-11 FSSW で作製された超高強度鋼/CFRTP 板の疲労特性

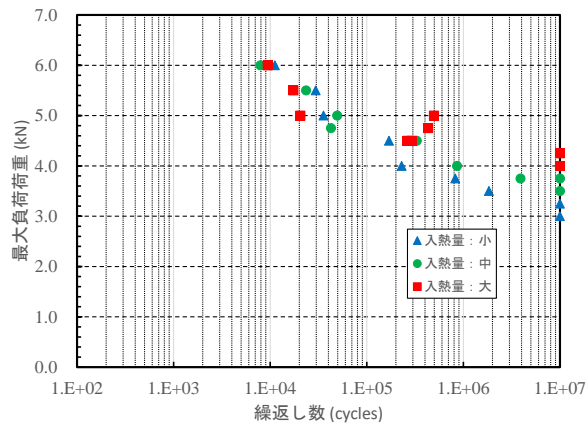


図 3-2.2.14-12 FSSW で作製された 5083-O 材/CFRTP 板の疲労特性

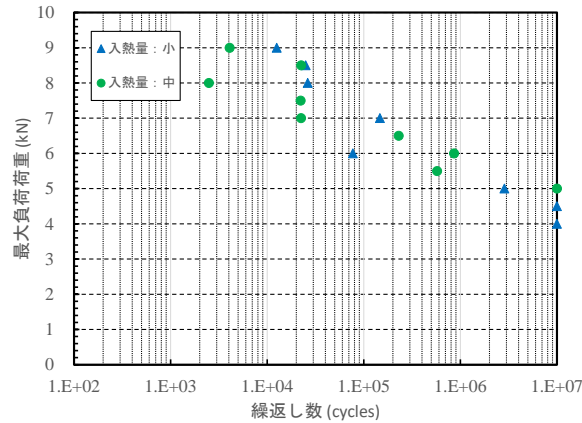


図 3-2.2.14-13 LIAPW で作製された超高強度鋼/CFRTP 板の疲労特性

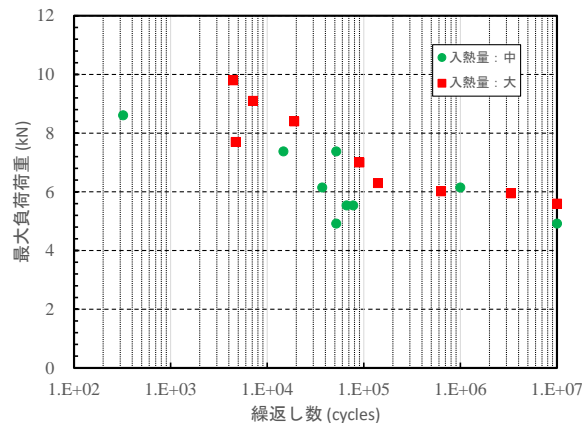


図 3-2.2.14-14 LIAPW で作製された 5083-O 材/CFRTP 板の疲労特性

革新材料を用いた重ね異材接合継手のうち、高強度・高靱性アルミニウム合金を含まない異材接合継手として、革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の疲労試験の結果を、図 3-2.2.14-15 および図 3-2.2.14-16 に、FSSW で作製された接合継手の疲労試験の結果を図 3-2.2.14-17 および図 3-2.2.14-18 に、そして LIAPW で作製された接合継手の疲労試験の結果を図 3-2.2.14-19 および図 3-2.2.14-20 に示す。

革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の疲労試験では、大部分が接合界面で破断した。ただし、一部、界面破断を起点として革新 Al-Mg 合金が破断する結果や、RFSSW で作製された接合継手で入熱量が小さい場合に、界面破断を起点として革新 Al-Mg 合金が破断後、革新 Al-Mg 合金が革新鋼板に残存した結果もあった。しかしながら、破断傾向の違いは疲労特性に影響せず、また入熱量の影響は認められない結果となった。また RSW では負荷荷重が 2.5 kN を、RFSSW では負荷荷重が 3 kN を境界として、負荷荷重に対する依存性が変化する傾向が認められ、負荷荷重が大きいほど、き裂進展が早くなったと考えられる。RSW で作製された比較対象となる市中材の接合継手の疲労特性では入熱量の影響が認められ、溶融接合法による金属間化合物の生成や残留応力の影響が考えられたが、革新鋼板/革新 Al-Mg 合金では入熱量の影響は顕在化しておらず、金属間化合物の生成量や残留応力に対する入熱量の影響は小さいと考えられる。

FSSW で作製された接合継手のうち、革新鋼板/CFRTP 板の場合には、引張せん断試験と同様、革新鋼板への PA マトリックスの接合性が悪く、疲労特性に対する負荷荷重依存性も入熱量の影響も評価することができない結果となった。一方、革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板では、疲労特性に対する負荷荷重依存性は明確に認められるが、入熱量の影響については、計測結果のバラツキを考慮すると、区分けが困難と考えられる結果となった。ただし、**図 3-2.2.14-18** 中、点線の円でマークされた結果は、接合界面で破断した結果であり、それ以外は重ね部近傍の CFRTP 板側で破断した結果であり、ほとんどが CFRTP 板側で破断した。さらに入熱量が中の革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板において、疲労特性が最も良いと考えられる傾向は認められた。

LIAPW で作製された接合継手の場合も、疲労特性に対する負荷荷重依存性は認められるが、入熱量の影響は小さいと考えられる結果となった。なお、比較対象となる市中材の接合継手では、接合界面ではなく、CFRTP 板母材で破断する結果が認めれたが、革新材料の継手の場合は、全て、接合界面で破断する結果であった。また、革新鋼板/LFT-D 材の場合には負荷荷重が約 6 kN で、革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材の場合には負荷荷重が約 8 kN で、負荷荷重依存性が変化する傾向が認められ、特に、革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材の場合には、負荷荷重 8 kN 以上では、負荷荷重依存性が認められず、破壊がき裂進展を伴わない破壊に変化したと考えられる。

革新材料の一つである高強度・高靱性アルミニウム合金を用いた重ね異材接合継手の疲労特性として、RFSSW で作製された超高強度鋼/高強度・高靱性アルミニウム合金、FSSW で作製された高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板、LIAPW で作製された高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板のせん断疲労試験の結果を、それぞれ、**図 3-2.2.14-21**、**図 3-2.2.14-22**、**図 3-2.2.14-23** に示す。RFSSW で作製された超高強度鋼/高強度・高靱性アルミニウム合金の場合には、他の RFSSW で作製された接合継手と同様、入熱量の依存性は認められず、負荷荷重依存性のみが認められる結果となった。また、負荷荷重依存性については、明確な境界となる荷重は不明であるが、高負荷荷重と低負荷荷重とで、負荷荷重依存性つまりき裂進展挙動が変化する傾向が認められる結果となった。FSSW で作製された高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板の場合には、**図 3-2.2.14-22** 中、点線の円でマークされた結果は、接合界面で破断した結果であり、それ以外は重ね部近傍の CFRTP 板側で破断した結果であり、接合界面破断と CFRTP 板破断とが、ほぼ半数となった。また計測結果のバラツキを考慮すると、入熱量に対する明確な依存性は認められない結果となった。一方、LIAPW で作製された高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板の場合には、バラツキが大きく、明確な負荷荷重依存性が認められず、き裂進展現象よりも、き裂発生現象がせん断疲労特性の主要因になっていると考えられる結果となった。

以上のように、いずれの場合も疲労特性に対して、入熱量の明確な依存性を確認することはできない結果であり、接合条件と継手性能の相関を見出すためには、機械学習を活用したアルゴリズムの開発が効果的であると考えられる。

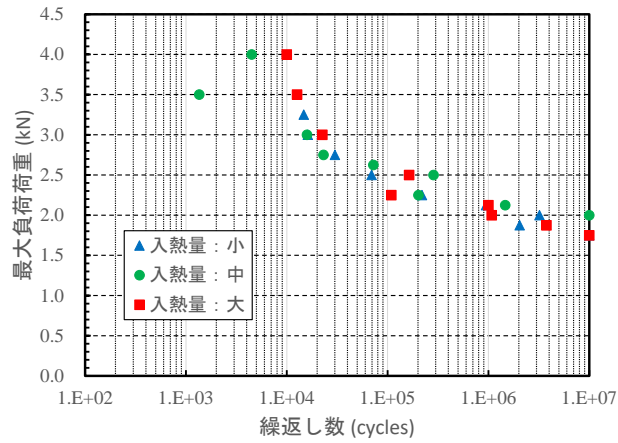


図 3-2.2.14-15 RSW で作製された革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の疲労特性

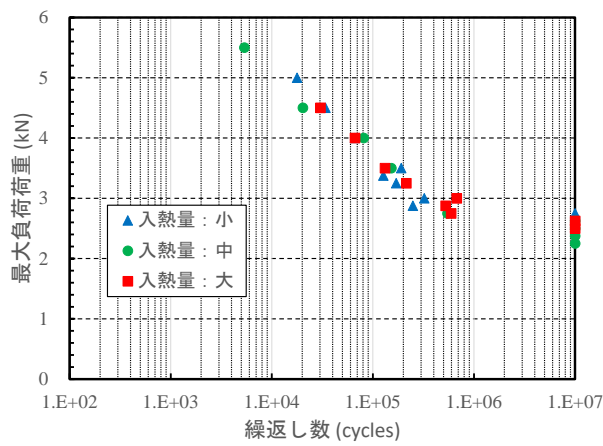


図 3-2.2.14-16 RFSSW で作製された革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の疲労特性

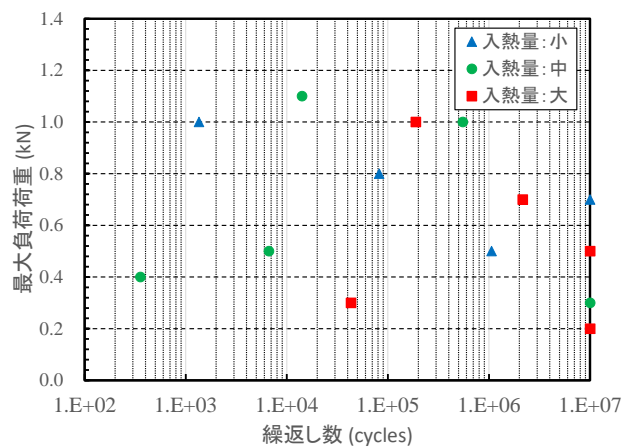


図 3-2.2.14-17 FSSW で作製された革新鋼板/CFRTP 板の疲労特性

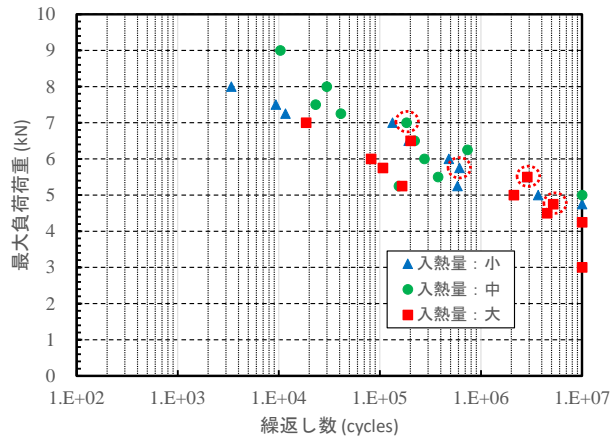


図 3-2.2.14-18 FSSW で作製された革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板の疲労特性

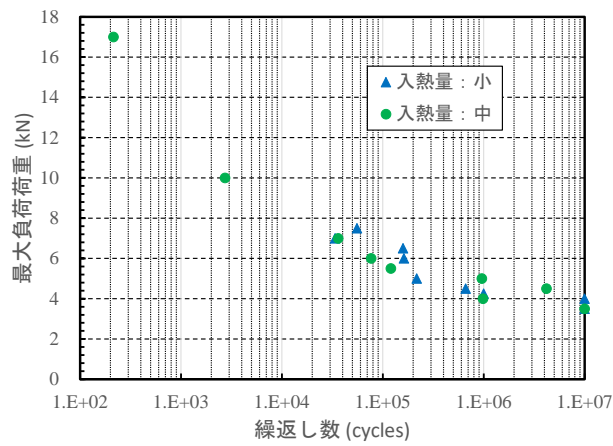


図 3-2.2.14-19 LIAPW で作製された革新鋼板/LFT-D 材の疲労特性

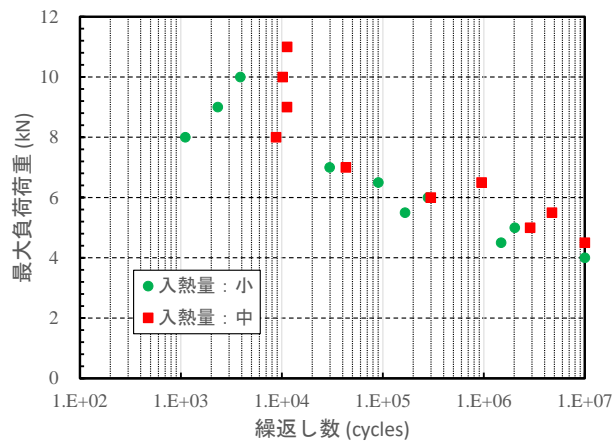


図 3-2.2.14-20 LIAPW で作製された革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材の疲労特性

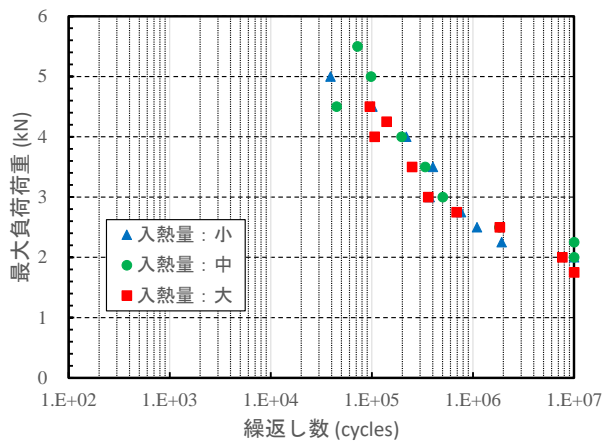


図 3-2.2.14-21 RFSSW で作製された超高強度鋼/高強度・高靱性アルミニウム合金の疲労特性

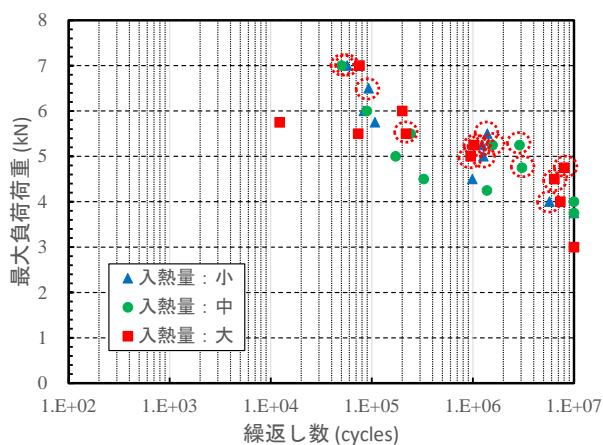


図 3-2.2.14-22 FSSW で作製された高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板の疲労特性

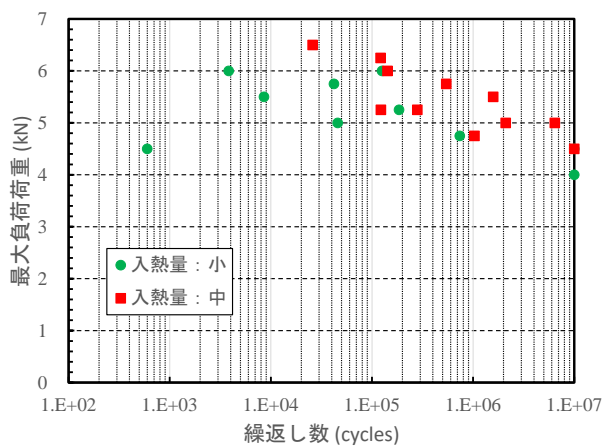


図 3-2.2.14-23 LIAPW で作製された高強度・高靱性アルミニウム合金/CFRTP 板の疲労特性

市中材を用いた重ね異材接合・接着継手である、超高強度鋼/5083-O 材の腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-24 および図 3-2.2.14-25 に、FSSW ならびに革新接着剤で作製された接合・接着継手の腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-26 および図 3-2.2.14-27 に、そして LIAPW ならびに革新接着剤で作製された接合継手の腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-28 および図 3-2.2.14-29 に示す。なお、図中のオープンマークされた試験結果は、接合・接着継手作製後に、化成処理および電着塗装を行わなかった継手の試験結果である。全ての腐食疲労試験において、最大負荷荷重が小さくなるにつれて、破断に至るまでの繰り返し回数が多くなる傾向が認められ、通常のせん断疲労特性と同様、腐食疲労特性においてもき裂進展現象が主要因であると考えられる。

超高強度鋼/5083-O 材の腐食疲労特性は、接合方法の差異は小さく、同様の傾向が認められる。超高強度鋼/5083-O 材接合・接着継手では、接合部である重ね部の中央部に、RSW あるいは RFSSW により形成された超高強度鋼と 5083-O 材との接合界面があるが、重ね部の外縁部も含めて大部分は、革新接着剤による接合界面が形成されている。そして、本腐食疲労試験では、重ね部の外縁部からき裂が進展することで破壊に至るため、大きな差異が認められない結果になったと考えられる。

一方、FSSW と革新接着剤で作製された継手の場合には、重ね部の外縁部ギリギリまで、摩擦攪拌接合プロセスにより形成された超高強度鋼と CFRTP 板、または 5083-O 材と CFRTP 板との接合界面が形成される。また革新接着剤は、摩擦攪拌接合プロセスの後で硬化処理されるため、摩擦攪拌接合中に重ね部から押し出されるため、革新接着剤による接合界面は、重ね部の外縁部のみに形成される。そのため、摩擦攪拌接合プロセスによる接合界面が広い場合には、一部、重ね部の外縁部に、革新接着剤による接合界面が形成されない場合もある。そのため、超高強度鋼/5083-O 材の腐食疲労特性よりも、早期の繰り返し回数で、破断に至る結果になったと考えられる。特に超高強度鋼/CFRTP 板接合・接着継手の場合には、摩擦攪拌接合プロセス中に、過度な入熱により、CFRTP 板を損耗してしまう可能性もあり、他の継手よりも、低負荷荷重で、破断する結果になったと考えられる。

LIAPW と革新接着剤とで作製された継手の場合には、LIAPW を用いて接合継手を作製した後、重ね部の外縁部に革新接着剤を塗布ならびに硬化処理することで、接合・接着継手とした継手である。そのため、せん断疲労負荷により、外縁部に形成された革新接着剤と部材との接合界面部が腐食され、き裂が進展した結果として、破断に至ると考えられるため、腐食疲労特性が、他の異材接合・接着継手とは異なる傾向を示したと考えられる。また、LIAPW と革新接着剤とで作製された継手の場合、化成処理および電着処理の影響が顕著に認められた理由は、レーザ溶着接合プロセスにより形成された、重ね部全体に渡る接合界面が、化成処理および電着処理を施さない場合、腐食促進環境の影響を明確に受けて、接合界面の劣化が促進されたためと考えられる。



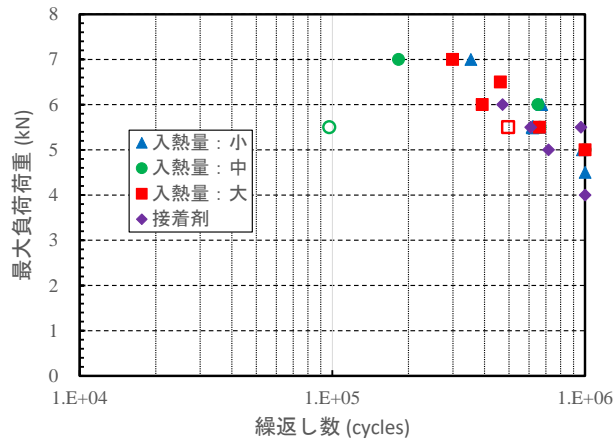


図 3-2.2.14-24 RSW ならびに革新接剤を併用して作製した超高強度鋼/5083-O 材異材接合・接着継手の腐食疲労特性

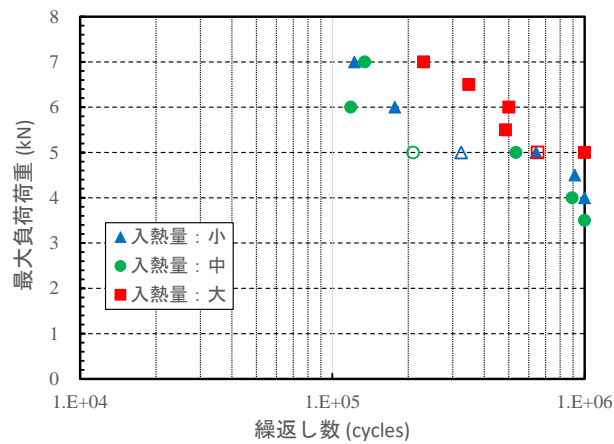


図 3-2.2.14-25 RFSSW ならびに革新接剤を併用して作製した超高強度鋼/5083-O 材異材接合・接着継手の腐食疲労特性

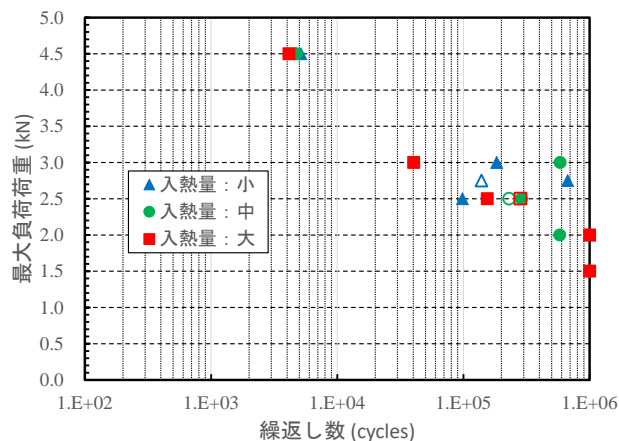


図 3-2.2.14-26 FSSW ならびに革新接剤を併用して作製した超高強度鋼/CFRTP 板異材接合・接着継手の腐食疲労特性

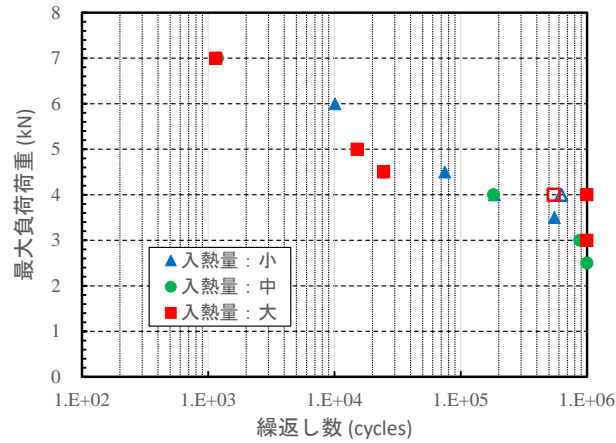


図 3-2.2.14-27 FSSW ならびに革新接剤を併用して作製した 5083-O 材/CFRTP 板異材接合・接着継手の腐食疲労特性

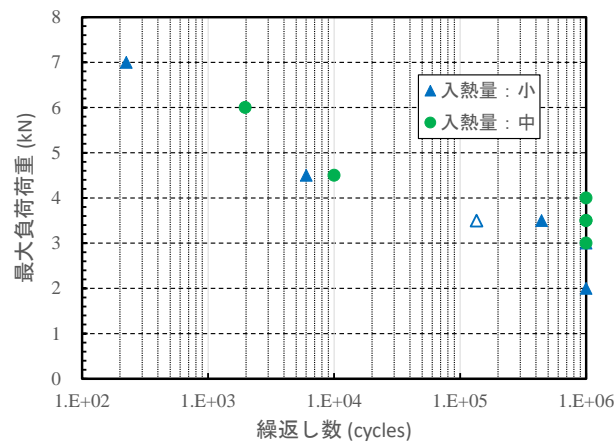


図 3-2.2.14-28 LIAPW ならびに革新接剤を併用して作製した超高強度鋼/CFRTP 板異材接合・接着継手の腐食疲労特性

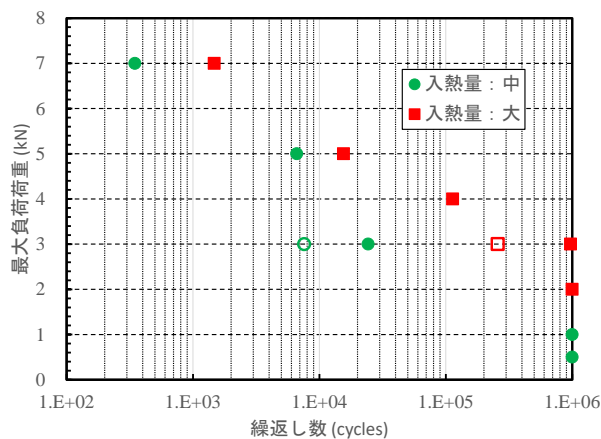


図 3-2.2.14-29 LIAPW ならびに革新接剤を併用して作製した 5083-O 材/CFRTP 板異材接合・接着継手の腐食疲労特性

革新材料を用いた重ね異材接合・接着継手である、革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-30 および図 3-2.2.14-31 に、FSSW ならびに革新接着剤で作製された接合・接着継手の腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-32 および図 3-2.2.14-33 に、そして LIAPW ならびに革新接着剤で作製された接合継手の腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-34 および図 3-2.2.14-35 に示す。なお、図中のオープンマークされた試験結果は、接合・接着継手作製後に、化成処理および電着塗装を行わなかった継手の試験結果である。比較対象となる市中材を用いた重ね異材接合・接着継手と同様、全ての腐食疲労試験において、最大負荷荷重が小さくなるにつれて、破断に至るまでの繰り返し回数が多くなる傾向が認められ、通常のせん断疲労特性と同様、腐食疲労特性においてもき裂進展現象が主要因であると考えられる。

RSW と革新接着剤とで作製された革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の腐食疲労特性は、比較対象となる市中材を用いた異材接合・接着継手と、ほぼ同様の腐食疲労特性を示した。一方、RFSSW と革新接着剤とで作製された革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の腐食疲労特性は、RSW の場合よりも早期に破断に至る結果を示した。いずれの継手も、重ね部の外縁部も含めて大部分は、RSW あるいは RFSSW に形成された革新鋼板と革新 Al-Mg 合金との接合界面よりも、革新接着剤による接合界面が形成されているため、革新接着剤による接合界面を進展するき裂が破壊の主要因と考えられる。しかしながら、RSW と RFSSW とで腐食疲労特性に大きな差が認められた。また、革新接着剤を用いない RFSSW で作製された継手で革新鋼板と革新 Al-Mg 合金との接合性についても、接合不足が認められた。そして、RFSSW で異材継手を作製する前に行う重ね部への脱脂処理に市中材と革新材料との場合で差異が認められたことから、革新材料への脱脂処理が不足したために、腐食疲労特性が劣化したと考えられる。

FSSW と革新接着剤とで作製された革新材料の接合・接着継手の腐食疲労特性は、比較対象となる市中材の接合・接着継手と、ほぼ同様の腐食疲労特性を示した。革新接着剤を用いない FSSW で作製された革新鋼板と CFRTP 板との異材継手では、引張せん断強度が低く、疲労特性もバラツキが大きく特性評価が可能な結果を得ることができなかった。しかしながら、腐食疲労特性は比較対象となる市中材の接合・接着継手と、ほぼ同等の特性を示したところから、腐食疲労環境下でのき裂開始は、革新鋼板と CFRTP 板との接合界面ではあるが、革新接着剤で作製された接合界面がき裂進展を抑制したと考えられる。また革新 Al-Mg 合金と CFRTP 板の場合にも、き裂進展現象は、革新接着で形成された接合界面であると考えられる。そのため、市中材の接合・接着継手と同様の腐食疲労特性を示したと考えられる。

LIAPW と革新接着剤とで作製された接合・接着継手の腐食疲労特性は、比較対象となる市中材の接合・接着継手よりも良好な腐食疲労特性を示した。LIAPW を用いて接合継手を作製した後、重ね部の外縁部に革新接着剤を塗布ならびに硬化処理することで、接合・接着継手とした継手である。そのため、せん断疲労負荷により、外縁部に形成された革新接着剤と部材との接合界面部が腐食され、その後 LIAPW で形成された異材接合界面にき裂が進展した結果として、破断に至ると考えられる。そして、革新接着剤を用いない LIAPW で作製された革新材料の異材継手のほうが、比較対象となる市中材の異材継手よりも、引張せん断強度も疲労特性も良い結果を示している

ことから、腐食疲労特性も良い結果を示したと考えられる。なお、比較対象となる市中材の異材接合・接着継手で認められた化成処理・電着処理の影響は、革新材料を用いた異材接合・接着継手では、試験本数が、それぞれの場合で僅か一体のみであったこともあり、顕著には現れなかった。

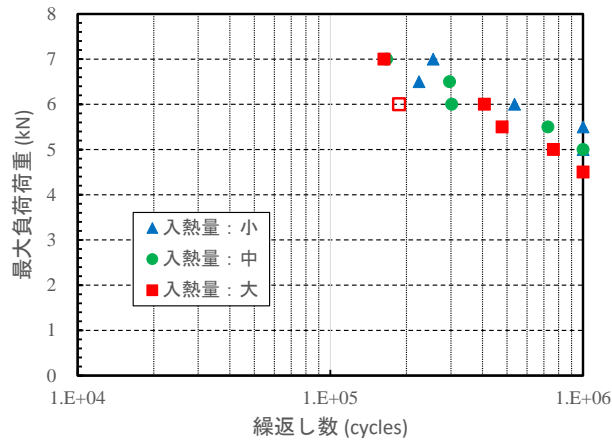


図 3-2.2.14-30 RSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/革新 Al-Mg 合金異材接合・接着継手の腐食疲労特性

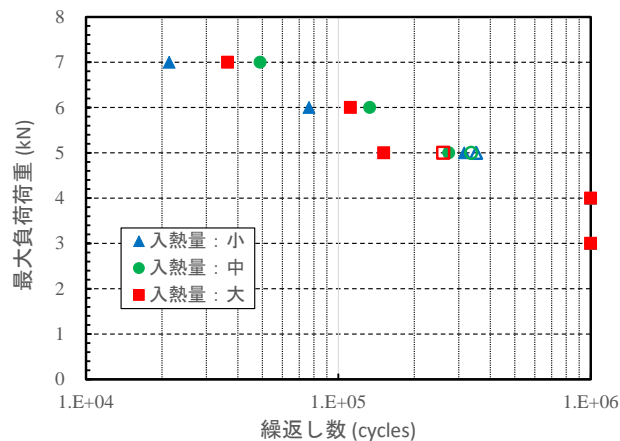


図 3-2.2.14-31 RFSSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/革新 Al-Mg 合金接合・接着継手の腐食疲労特性

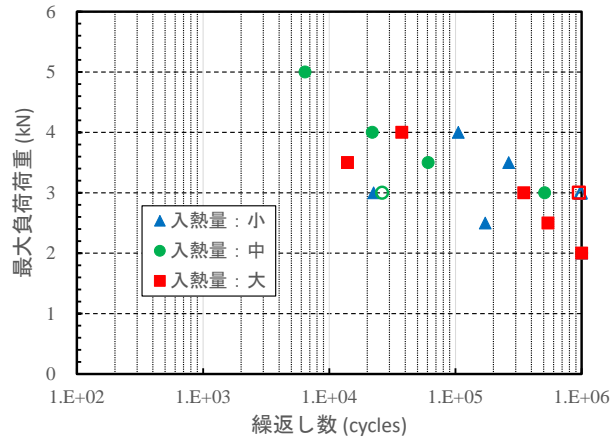


図 3-2.2.14-32 FSSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/CFRTP 板異材接合・接着継手の腐食疲労特性

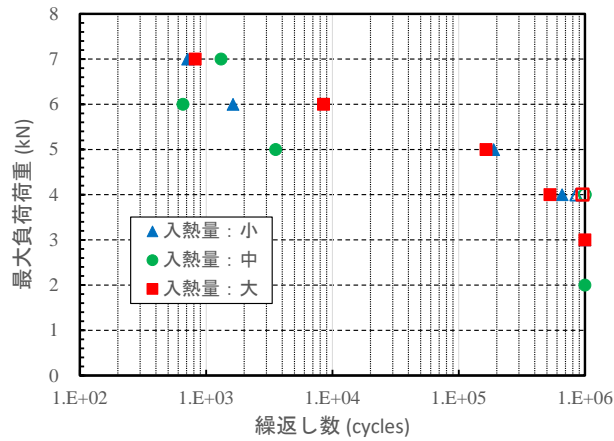


図 3-2.2.14-33 FSSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板異材接合・接着継手の腐食疲労特性

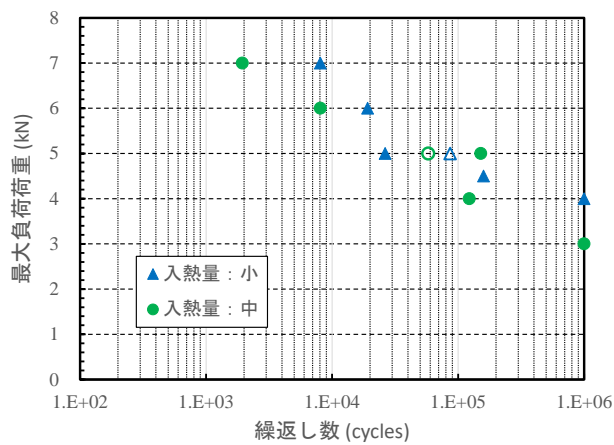


図 3-2.2.14-34 LIAPW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/LFT-D 材異材接合・接着継手の腐食疲労特性

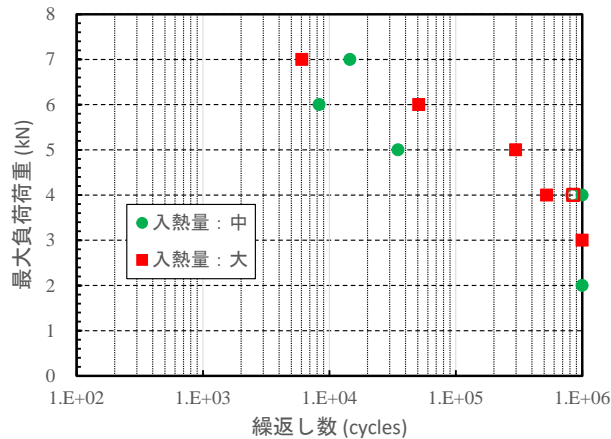


図 3-2.2.14-35 LIAPW ならびに革新接剤を併用して作製した革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材異材接合・接着継手の腐食疲労特性

革新材料を用いた重ね異材接合・接着継手である、革新鋼板/革新 Al-Mg 合金の多様な環境下（腐食促進環境下、室温・大気中、塩害地）における腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-36 および図 3-2.2.14-37 に、FSSW ならびに革新接着剤で作製された接合・接着継手の多様な環境下における腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-38 および図 3-2.2.14-39 に、そして LIAPW ならびに革新接着剤で作製された接合継手の多様な環境下における腐食疲労試験の結果を図 3-2.2.14-40 および図 3-2.2.14-41 に示す。なお、腐食促進環境下における試験結果は、図 3-2.2.14-30 から図 3-2.2.14-35 上の入熱量が中の結果を再プロットした結果である。なお、図中のオープンマークされた試験結果は、接合・接着継手作製後に、化成処理および電着塗装を行わなかった継手の腐食促進環境下での試験結果である。腐食環境に関係なく、全ての腐食疲労試験において、最大負荷荷重が小さくなるにつれて、破断に至るまでの繰返し回数が増える傾向が認められ、通常のせん断疲労特性と同様、腐食疲労特性においてもき裂進展現象が主要因であると考えられる。

室温・大気中ならびに塩害地での試験本数が少なく、試験結果もバラツキがあるため、試験環境下の影響について、明確な区分けは困難であるが、本試験で得られた結果を総括すると、接合・接着継手の種類に関係なく、

腐食促進環境下 → 塩害地 → 室温・大気中

の順で、腐食疲労特性が良くなる傾向が認められる。また、最大負荷荷重の低下にともなう破断に至るまでの繰返し数の増加傾向（図 3-2.2.14-36 から図 3-2.2.14-41 における腐食促進環境下での計測点の傾き）は、室温・大気中ならびに塩害地の試験結果とほぼ同じ傾向を示している。つまり、テーマ 65 の協力のもと中高温地域を想定した乾湿・塩水工程（表 3-2.2.14-10）が腐食促進環境条件として、最適な条件であることが分かった。以上より、本研究で実施した複合サイクル試験装置内での疲労試験による腐食疲労試験は、実環境下における異材接合・接着継手の腐食疲労特性を評価する手法として有効な試験方法であることが分かった。

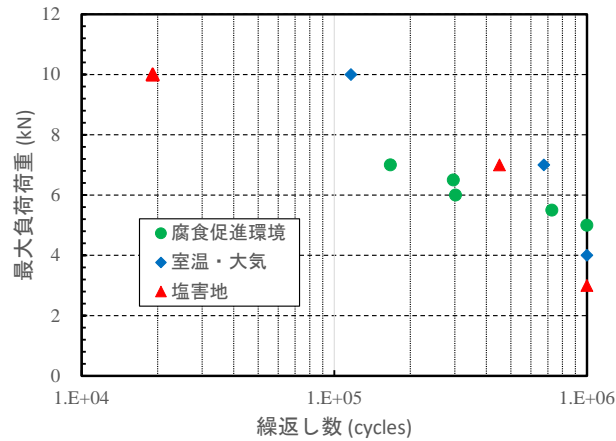


図 3-2.2.14-36 RSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/革新 Al-Mg 合金異材接合・接着継手の多様な環境下における腐食疲労特性

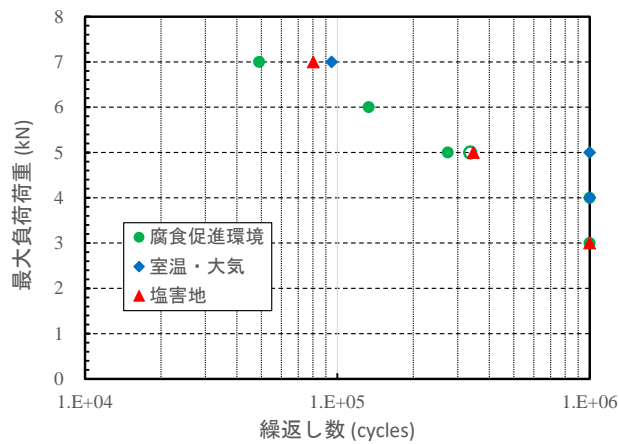


図 3-2.2.14-37 RFSSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/革新 Al-Mg 合金接合・接着継手の多様な環境下における腐食疲労特性

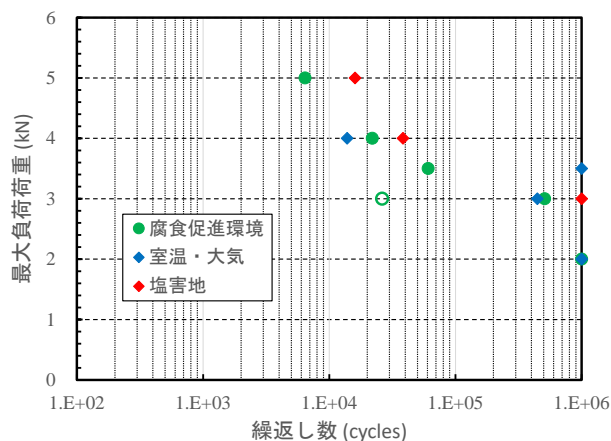


図 3-2.2.14-38 FSSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/CFRTP 板異材接合・接着継手の多様な環境下における腐食疲労特性

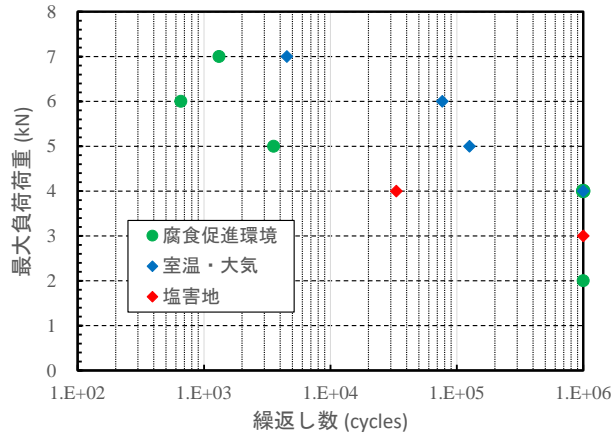


図 3-2.2.14-39 FSSW ならびに革新接剤を併用して作製した革新 Al-Mg 合金/CFRTP 板異材接合・接着継手の多様な環境下における腐食疲労特性

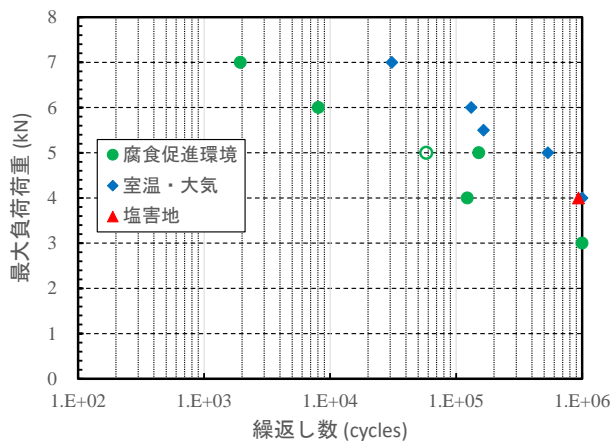


図 3-2.2.14-40 LIAPW ならびに革新接剤を併用して作製した革新鋼板/LFT-D 材異材接合・接着継手の多様な環境下における腐食疲労特性

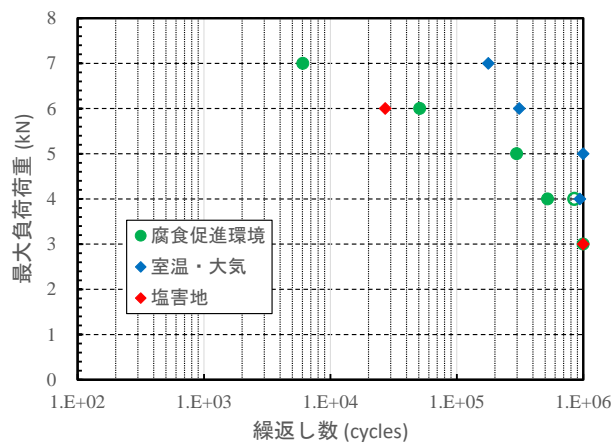


図 3-2.2.14-41 LIAPW ならびに革新接剤を併用して作製した革新 Al-Mg 合金/LFT-D 材異材接合・接着継手の多様な環境下における腐食疲労特性



### ③ 継手性能データベース及び接合技術インテグレーション・システムのユーザインタフェースの構築

本テーマの最終目標である、様々な条件で作製された革新材料を用いた異材接合ならびに接合・接着継手の継手性能を予測するためには、実験的に計測されたデータをもとに、機械学習機能を用いたインテグレーション・システムの開発が必要不可欠である。まず、実験的に計測された結果を、データベースとして蓄積するための計算機システムを導入した。導入した機器は、単に継手性能をデータベースとして蓄積するだけでなく、機械学習機能を用いて、未知の接合条件で作製された異材接合継手の性能も予測する機能も有することを目的としているため、GPU（Graphics Processing Unit）を搭載する機器である。

また、継手性能をデータベースとして蓄積する際には、異材接合継手を作製する条件とともに継手性能をデータベース化する必要がある。そして、異材接合条件および取得した継手性能のいずれも、知財の関係から一般公開できないデータもある。つまりデータベース化に際しては、公開の可否を区別する必要がある。そのため、異材接合継手の作製方法の接合条件および継手の性能をデータベースとして蓄積するためのデータを区別するとともに、公開の可否についても分類を行った。RSW（抵抗スポット溶接法）および FSSW（摩擦攪拌点接合法）で作製した異材接合継手の継手性能を例に、公開の可否を分類した区別を、図 3-2.2.14-42 に示す。

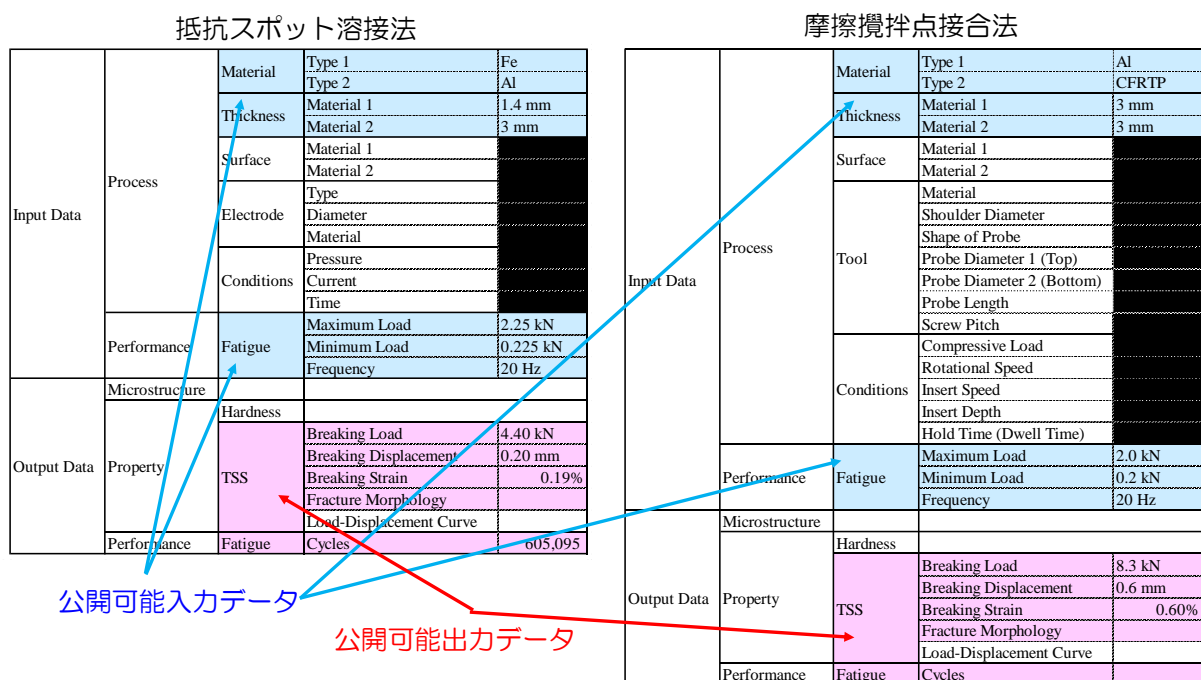


図 3-2.2.14-42 継手性能データベース用入出力データの区別例

そして、異材接合継手作製条件および継手性能データの区別に基づき、機械学習機能として、多変数入力-多変数出力の関係を予測するアルゴリズムが必要であることが分かった。そこで、Google 社が OpenSource として公開している、ディープニューラルネットワーク（Keras in Tensorflow）の適用可能性について検討を行った。

市中材を用いた重ね異材接合継手の実験データについて、データベースとしての実験データの保存、ならびに管理は円滑化するためのユーザ・インターフェースを開発するとともに、ディープニューラルネットワークを活用した、接合技術インテグレーション・システムの開発を進めている。図 3-2.2.14-43 に、ユーザ・インターフェースに保存された、市中材を用いた重ね異材接合継手の実験データのインデックス表示例を示す。これまで、市中材を用いた重ね異材接合継手の実験データを用いて検討した結果、入力データとして、接合継手の作製条件だけを利用したアルゴリズムでは、機械学習機能の学習量が不足する結果となった。そこで、例えば図 3-2.2.14-44 に示すように、LIAPW（レーザー溶着接合法）で作製された超高強度鋼/CFRTP 板異材接合継手を対象に、作製された接合継手の表面の画像等も活用したアルゴリズムの開発を行い、予測精度の向上を図った。

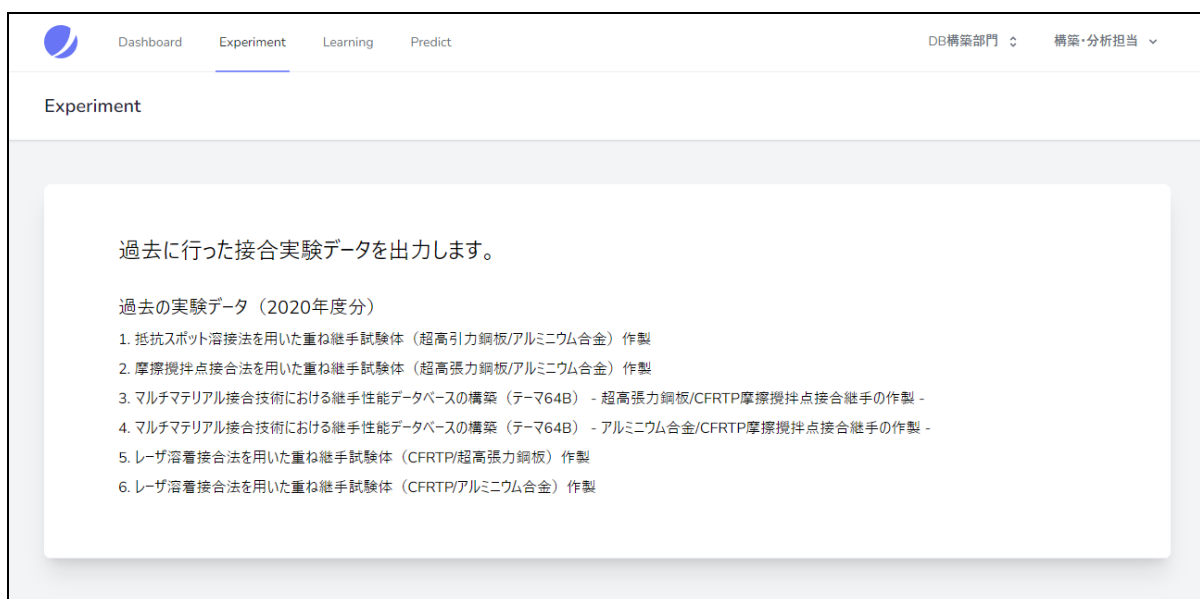


図 3-2.2.14-43 ユーザ・インターフェースに保存された実験のインデックス表示例

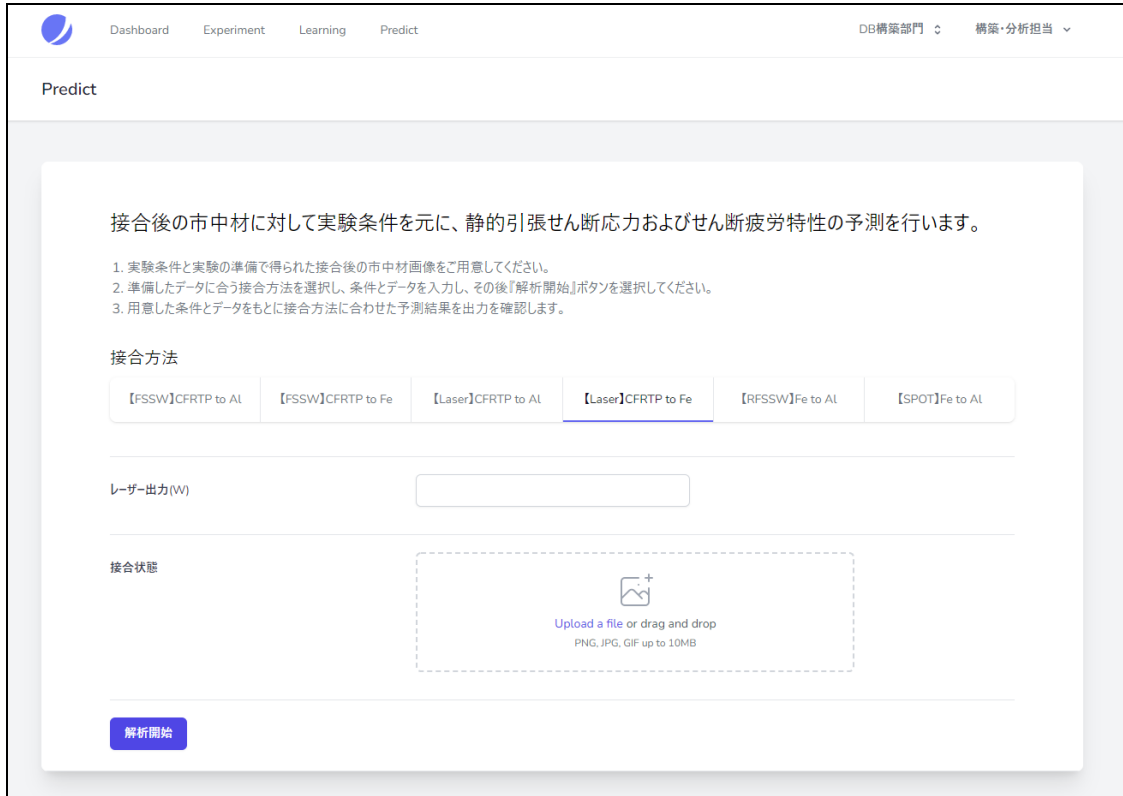


図 3-2.2.14-44 ユーザ・インターフェースからデータを入力し学習モデルから予測を行う様子（LIAPW で作製された超高強度鋼/CFRTP 板異材接合継手）

なお、更なる予測精度の向上のためには、継手性能データの拡充も含めたアルゴリズムの発展が必要である。そのため、テーマ 42-3 のデータ等活動拠点計画で進めている「大阪大学接合技術拠点」を通じた、本テーマで構築した継手性能データベースの公開に向けた事業化への取り組みのなかで、更なる継手性能の計測およびデータベース化、ならびに接合技術インテグレーション・システムのアルゴリズム開発を継続する。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.2.14-11 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2020FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2021FY	0	2	5	0	0	0	0	0	2
2022FY	3	2	4	0	0	0	0	0	2
合計	3	4	10	0	0	0	0	0	5

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.2.14-12 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.2.14.3 参考文献

- 1) 大橋良司、FSSW による異材接合、溶接学会誌、Vol.87, No.1、28-32（2018）
- 2) 杉本幸弘、自動車のマルチマテリアル化と異材接合技術、溶接学会誌、Vol.87, No.1、66-70（2018）
- 3) 杉本幸弘、西口勝也、アルミニウム/CFRP 摩擦攪拌点接合の継手強度に及ぼすアルミニウム前処理の影響、表面技術、Vol.72, No.12、664-667（2021）
- 4) 平田好則、異材接合継手の性能比較 -NEDO/ISMA プロジェクトにおける接合技術開発(2)-、溶接学会誌、Vol.89, No. 3、11-19（2020）

「革新的新構造材料等研究開発」

事業原簿【公開】

担当部	国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構 材料・ナノテクノロジー部
-----	---

## 2.3 研究開発項目③「革新的チタン材の開発」

### 2.3.1 [テーマ番号10]「チタン材一貫製造プロセス技術開発」(2014年度～2020年度)

#### 2.3.1.1 テーマの概要

##### (1)背景と目的

チタン材は軽量で、高強度、高耐食性を示すため、航空機等の輸送機器やエネルギー・インフラ分野などで広く利用されている。例えば熱交換器向けには純チタン展伸材が使用されており、性能面で日本勢がリードしている。今後も市場が拡大すると考えられるが、近年、新興国が低コストを武器にシェアを増やしており、国際的なコスト競争力の確保が求められる。純チタン展伸材の適用が想定される新規市場として、次世代エネルギー供給源として注目される海洋温度差発電システムの普及が計画されている。海水環境下で利用する発電システムであり、熱交換器には耐食性に優れた純チタン展伸材の利用が必須である。本市場は、現時点では日本が競争力を保有しているものの、今後、着実に普及させるためには各種部材を大幅に低コスト化する必要がある、純チタン展伸材においても抜本的な低コスト化が大きな課題である。

もう一方の主要用途である航空機分野において、近年、軽量材料であるCFRPの機体部材への利用が増加している。従来、機体部材に使用されているアルミニウム合金は、CFRPとの接触部で電食等が問題となる。そのため、アルミニウム合金に代わりチタン合金が利用される傾向が強まり、今後、チタン材の需要拡大が見込まれる。しかしながら、本分野は欧米メーカーの寡占が続いており、日本勢の本格参入のためには低コスト化と差別化製品が必要である。

しかしながら、チタン材の従来プロセスは複雑で歩留まりが悪いことから高コストを免れない。具体的には、チタン鉱石から酸素を取り除き金属チタンを得る精錬工程において、チタンは酸素との結合力が強く、精錬工程に多くの電力が必要となるため、金属チタン原料が非常に高価となる。精錬工程後の溶解鑄造工程ではインゴット(バルク状の金属チタン)を製造し、熱間・冷間加工にて展伸材に仕上げるが、チタンは表面が酸化し易く、圧延ロールとの焼付きが生じ易いため、材料の歩留まりや生産性を悪下させ、コスト低減を阻んでいる。更に、素材から部材に加工する工程も、高コスト要因となっている。

以上の背景から、本研究では、チタン材の用途拡大と国際競争力の強化を狙い、スクラップ等のチタン低廉原料を活用可能とする溶解脱酸プロセスを含む、革新的なチタン材一貫製造プロセス技術の開発、及び、部材加工に着目した加工性と強度特性に優れた材料開発に取り組んだ。

## (2)目標値

表 3-2.3.1-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
1. チタン低廉原料の 溶解脱酸技術の開発	・溶解脱酸手法の 抽出(酸素濃度： 300ppm以下)	・溶解脱酸を実現 する実機プロセス の技術課題明確化 (酸素濃度： 300ppm以下) (2017年度)		
2. 一貫製造プロセス 技術の開発と強度・ 加工性に優れたチタ ン材の開発	・一貫製造プロセ スと、現行材比で 強度20%向上させ る材料コンセプト の小規模実験での 抽出。	・一貫製造プロセ スと、現行材比で 強度20%向上させ る材料を量産実現 するための課題抽 出。	・現行材比で強度 20%向上のスケ ールアップ検証。 (2020年度)	

## (3)全体計画

2014年度～2015年度

溶解脱酸プロセス開発、一貫製造プロセス開発、及びチタン材の開発に必要な要素技術課題に対する解決コンセプトの抽出

2016年度～2017年度

第1期に抽出した解決コンセプトに対する小規模実験での検証、及び実機プロセス実現の課題抽出

2018年度～2020年度

チタン材の開発におけるスケールアップ検証

## (4)実施体制

以下の体制で研究を推進している。

2014年度～2015年度：神戸製鋼所に12研究室の再委託先を加えた体制

2016年度～2017年度：神戸製鋼所に8研究室の再委託先を加えた体制

2018年度：神戸製鋼所に4機関の再委託先を加えた体制

2019年度～2020年度：神戸製鋼所

## (5)運営管理

再委託先とは個別課題毎に数か月に1度の頻度で打ち合わせを行い、研究の方向性の共有化に努めることで、効果的な研究推進を図った。

## (6)実施の効果(費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度)

本研究の成果を基に、国際競争力に優れる低コストで高性能なチタン材を製造でき、引き続き拡大が想定されるチタン需要を取り込み、日本のプレゼンスを拡大できる。

### 2.3.1.2 研究開発成果

#### (1)最終目標の達成度

表 3-2.3.1-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成度※	未達の場合 原因と解決方針
1. チタン低廉原料の溶解脱酸技術の開発	・溶解脱酸を実現する実機プロセスの技術課題明確化(酸素濃度：300 mass ppm 以下)(2017 年度)	・低廉原料を模擬した初期酸素濃度の原料に対して、目標値(300 mass ppm)以下に脱酸できる技術を提示し、小規模実験で検証した。 ・見出した技術を活用した実機プロセスの概念と技術課題を示した。	○	
2. 一貫製造プロセス技術の開発と強度・加工性に優れたチタン材の開発	・現行材比で強度20%向上のスケールアップ検証。(2020 年度)	・一貫製造プロセスについて、小規模実験と解析技術を併用し、実現可能なプロセスをラボ検討にて提示した。見出した技術を活用した実機プロセスの概念と技術課題を示した。 ・高強度高加工性チタン材の開発に関しては、強度20%向上を小規模実験にて検証した後、スケールアップ検証を完了した。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

#### (2)研究開発の成果と意義

チタン素材の従来プロセス例と本テーマの開発プロセスの狙いを図 3-2.3.1-1 と図 3-2.3.1-2 に模式的にそれぞれ示す。本研究では、チタン材の用途拡大と国際競争力の強化を狙い、スクラップ等のチタン低廉原料を活用可能とする溶解脱酸プロセスを含む、革新的なチタン材一貫製造プロセス技術の開発、及び強度・加工性に優れたチタン材の開発に取り組んだ。

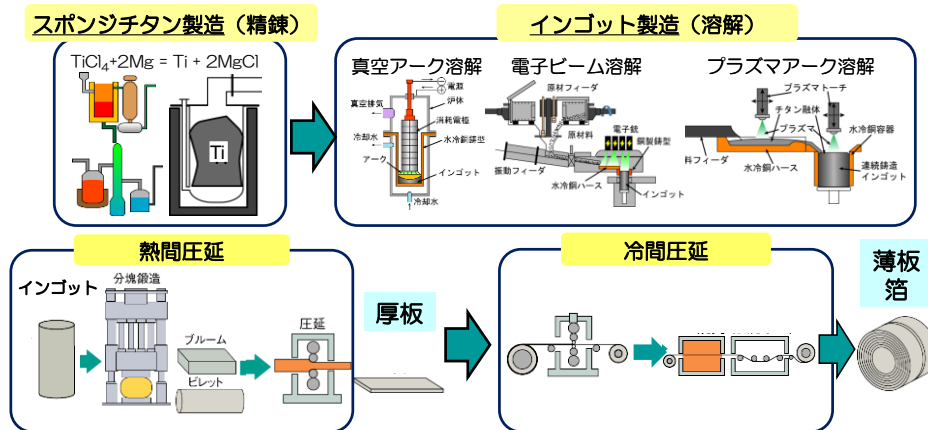


図 3-2.3.1-1 チタン素材の従来プロセス例



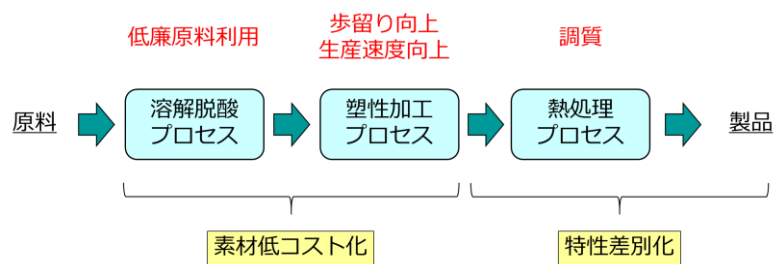


図 3-2.3.1-2 開発プロセスの狙い

#### ①チタン低廉原料の溶解脱酸技術開発

チタン材は高純度の金属チタン原料（工業的には、スポンジチタンと呼ばれる）を溶解し、成分調整の後、所定の形状に凝固させたインゴットを得て、その後、圧延等の加工を施し製造される。金属チタン原料を得るには、精錬工程にてチタン鉱石から酸素を取り除く必要があるが、チタンは鉄やアルミニウムと比べて酸素との結合力が非常に強いため、金属チタン原料の製造プロセスは複雑で、且つ多くの電力を要することから、非常に高価なことが課題である。

これまでに、金属チタン原料の精錬工程を抜本的にコストダウンすることを目的に、「チタン鉱石の直接還元」等のプロセス開発が行われたが工業化に至っていない。高価なスポンジチタンを利用する代わりに、廉価なスクラップやチタン鉱石等をインゴットの溶解原料に直接利用できればチタン材の低コスト化を図れるが、酸素を主とする不純物元素濃度が高くなり、チタン材の製品に必要な延性や成形性等の特性が大きく低下し問題が生じる。

そこで本研究では、チタン材を抜本的に低コスト化するため、チタン原料として、低コストのスクラップやチタン鉱石等の不純物酸素濃度が高い低廉原料を使いこなすことを狙い、低廉原料中の不純物酸素を溶解工程で迅速に除去し、高効率に高純度な（低酸素濃度の）チタン材を得る革新的なプロセス開発に取り組んだ。

そこで、低廉チタン原料の活用に資する、原料中に含まる酸素を除去する溶解脱酸技術の開発を行い、まず目標（酸素濃度 300 mass ppm 以下）を達成する 280 mass ppm の酸素濃度まで脱酸できることを小規模実験で検証できた。但し、脱酸後には、低酸素濃度チタン材の他に副生成物が生成し、その除去が課題であった。次に、本溶解脱酸技術を基に製造工程の基礎設計を行った。その際、課題であった副生成物の除去プロセスを見出し、この除去プロセスも組み入れて、低コストの低廉原料を利用可能とする脱酸プロセスフローを見出した。

#### ②一貫製造プロセス技術の開発と強度・加工性に優れたチタン材の開発

一貫製造プロセス技術は、溶解脱酸技術を含む素材の低コスト化に関するプロセス開発と、素材の特性向上に関する課題で構成されている。素材の低コスト化プロセス技術は、溶解脱酸技術と塑性加工技術で構成されている。前項で溶解脱酸技術の成果を述べた。本項では、まず、低コスト化プロセス技術に関する塑性加工技術の成果を述べ、次に素材の特性向上に関する取り組み成果を述べる。

一貫製造プロセスの実現には、インゴットを圧下し厚板を得るプロセスにおいて、圧下荷重と素材の外寸形状変化を整合させる必要がある。そこで、数値シミュレーションを活用して実現性検討を行った。圧下荷重を現実性のある設定値以下に低減するべく、圧下手法を検討した。圧下パス数と圧下治具形状の工夫により、圧下荷重と素材の外寸形状変化が整合する一貫製造プロセス案を抽出できた。次に、そのプロセス案を基にスケールアップ時の装置構成を検討した。インゴット表面には、凹凸や疵が生じており、圧下プロセスにおいて割れに進展する虞がある。そのため、加工前に存在していた素材の表面凹凸や疵が、その後の圧下プロセスに及ぼす影響を検討した。そこで、インゴットの表面凹凸を模擬したV字の溝を素材表面に機械加工で形成し、圧下加工を行った。その結果、本プロセスで想定している加工温度では割れへは進展せず、高温に管理できれば割れ発生の懸念はないことを確認した。圧下プロセスの最中は、表面からの抜熱により素材温度が低下するため、温度管理が重要である。以上の、圧下荷重、外寸形状変化、温度管理に係る知見を統合し、最終的にスケールアップ時の装置構成を具体化した。チタン材の低コスト化には生産性向上が必要である。そのため、次に、薄板の圧延プロセスに対して検討を行った。高生産性実現を阻害する要因は圧延工程での焼付きである。そこで、焼付き防止技術の開発に取り組み、広範囲の圧下率と圧延速度条件における効果を小規模実験で検証した。その結果、高速・高圧下圧延により生産性を約5倍にできることを示した。将来は生産性10倍の実現を狙っている。その実現には広幅・高速圧延が必要と考えており、圧延材形状の制御が課題になる。この課題に対して、数値シミュレーションにて解決策を検討し、ロール形状の適正化等により、狙いの広幅化を実現できる目途を得た。

本研究では低廉チタン原料を活用した低コストチタン材の創成を狙っているが、チタン材の適用拡大には、低コスト化と性能向上の両立が必須であり、成分と組織制御による性能向上を並行して実現する必要がある。そこで、純チタン展伸材の用途を想定し、加工性能として成形性に着目し、強度成形性に優れるチタン材の開発に取り組んだ。図3-2.3.1-3に強度と成形性の関係を示す。圧延と熱処理をベースとしたプロセスにおいて組織設計コンセプトを抽出し、小規模実験にて強度20%向上を検証した。その際、プロセス範囲を拡大できる成分調整のコンセプトも抽出できた。スケールアップ検証を行うため、熱処理炉を導入した。チタンは活性な金属であり、大気雰囲気で行うとチタン表面に脆い酸化層が形成される。そのため、不活性ガス雰囲気に制御でき、大面積の板を熱処理可能な均熱性に優れる炉を導入した。所望の熱処理パターンを再現するための条件設定を行い、A4サイズの板を熱処理し、代表製品を模擬した金型による成形性を評価し、スケールアップ時の強度成形性向上を検証した。

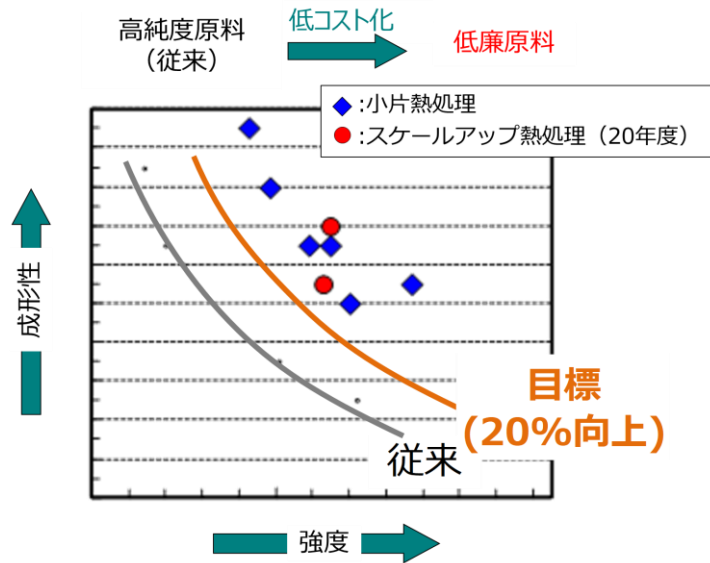


図 3-2.3.1-3 強度と成形性

更に、航空機向け用途を想定し、加工性能として被削性に着目し、強度と被削性に優れたチタン材の開発に取り組んだ。過去に株式会社神戸製鋼所にて独自に開発された既存合金をベースに、本プロジェクトにて合金成分の添加、及び、熱処理プロセスの適正化を行った。まず、小規模実験で合金の基礎コンセプトを検討し、強度 20%向上を達成した。スケールアップ検証においては、量産相当サイズの 1 トン 鋳塊を溶製し、試作した厚板に対して、強度、破壊靱性、被削性等を評価した。図 3-2.3.1-4 に熱処理材の耐力と破壊靱性のバランスを示す。熱処理条件を変えることで、目標の強度 20%向上を実現できること、及び、強度と破壊靱性のバランスが従来材と同等以上となる部材を作製できることを確認した。図 3-2.3.1-5 に模擬部材の加工位置ごとの被削性を示す。被削性は、小片試験片での評価及び模擬部材の切削加工により評価した。小片試験片での評価において、実構造部材の切削加工で用いられる各種切削法（ミリング、旋削、ドリル）を対象に評価を行い、模擬部材の加工方案を設計した。そして、模擬部材を切削で加工し、被削性が従来材と同等以上であることを検証し、部材コストを低減可能であることを示した。

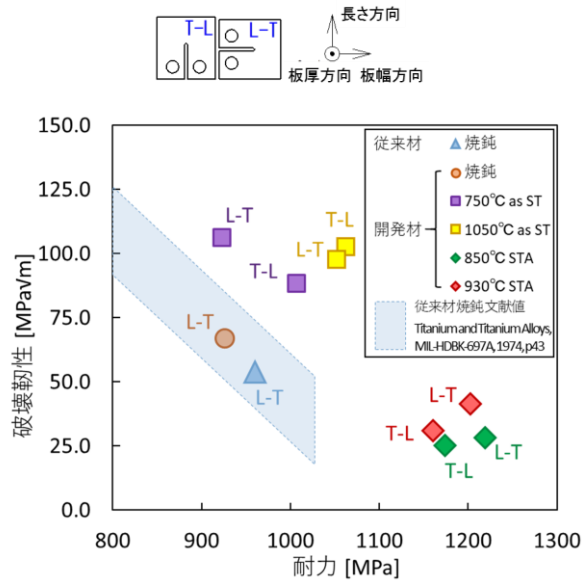


図 3-2.3.1-4 熱処理材の耐力と破壊靱性のバランス

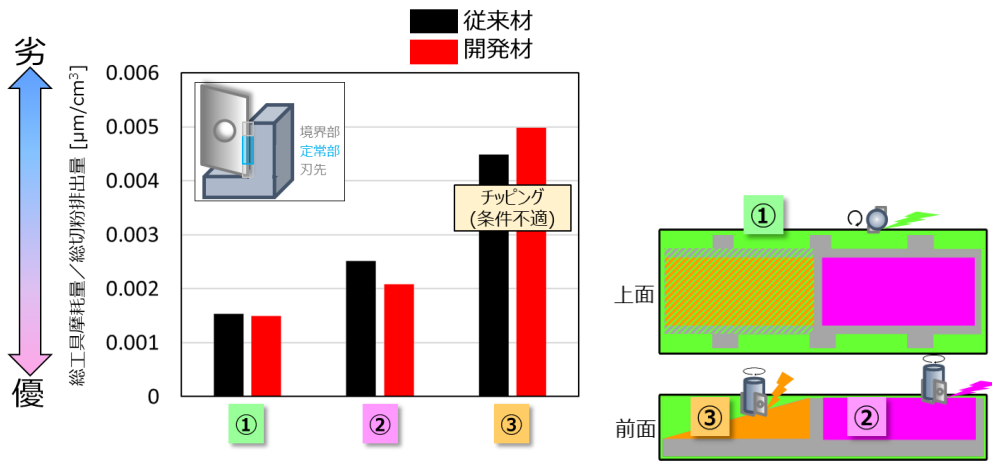


図 3-2.3.1-5 模擬部材の加工位置ごとの被削性

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.3.1-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	13	1	0	0	0	0	1
2016FY	2	0	5	0	0	0	0	0	1
2017FY	0	0	3	0	0	0	0	0	2
2018FY	0	0	4	0	0	0	0	0	1
2019FY	0	0	9	0	0	0	0	0	1
2020FY	1	0	1	0	0	0	0	0	1
合計	3	0	36	1	0	0	0	0	8

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.3.1-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	2	0	0
2015FY	6	0	3
2016FY	5	0	1
2017FY	4	0	1
2018FY	0	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
合計	17	0	5

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.3.1.3 参考文献

特になし

## 2.3.2 [テーマ番号 1 1] チタン薄板の革新的低コスト化技術開発

(2014 年度～2020 年度)

### [テーマ番号 1 2] 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発

(2014 年度～2015 年度)

#### 2.3.2.1 テーマの概要

##### (1) 背景と目的

自動車等の輸送機器の燃費改善には、エンジンを始めとした動力機関の効率向上とともに、輸送機器の軽量化が重要な取り組み課題の一つである。チタン材は、現在自動車に主に使用されている鋼材に比べ、密度が小さく比強度に優れているため、チタン材を有効に活用することにより輸送機器の燃費向上によるエネルギー消費量と CO<sub>2</sub> 排出量の削減ができると期待されている。しかしながら、チタン材は、鋼材に比べて複雑で非常に多くの工程によって製造されているために高価であることから、航空機分野では多用されているものの、自動車等の陸上輸送機器への適用は限定的である。

チタン材の利用を促進するためには、チタン製錬やチタン展伸材製造プロセスの生産性向上が必要となる。これら課題に対処する技術として、チタン鉱石から得られる最初の金属チタンであるスポンジチタンから薄板を製造する工程を革新的に短縮を図る「A.高効率チタン薄板製造技術開発」および、チタン鉱石を現行クロール法とは異なる新しい製錬技術により金属チタン化する「B.チタン新製錬技術開発」および、現行のクロール法における不純物元素の汚染を低減する「C.高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発」を行う（図 3-2.3.2-1）。これらの技術開発により、チタン薄板を低コストで製造できる製造工程の確立を目指す。

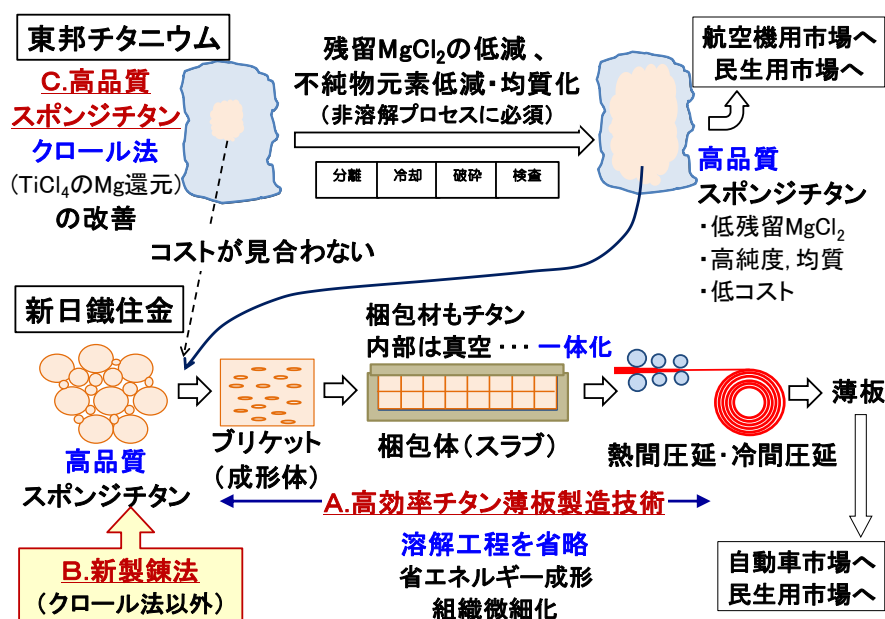


図 3-2.3.2-1 チタン薄板の革新的低コスト化技術開発の概念

## (2)位置付け、目標値

### A. 高効率チタン薄板製造技術開発

チタン薄板のコストを低減するために、現行プロセスにある溶解工程を省略することで革新的に工程短縮を図る。得られるチタン薄板は、低コストだけでなく現行材と同等以上の特性を有することも求められる。このため、チタン薄板の気孔率や引張特性に関する目標を設定した。

### B. チタン新製錬技術開発

現行のクロール法以外の新たな製錬方法を開発する。開発初期3年間は、チタン製錬法ないし新製錬法の実用化を促進する可能性のある基盤シーズを探索する。得られた結果を、チタン製錬メーカーを含めたアドバイザリーボードにて評価を行い、工業化のための技術課題明確化、技術シーズの絞り込み、組み合わせ等を検討する。将来の工業化を検討するに足る目標値として、得られたチタンの不純物とコストダウンを目標に設定した。

### C. 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発

スポンジチタンの生産性および品質低下をまねく不純物汚染を低減する技術を開発する。不純物汚染低減は、A.高効率チタン薄板製造技術開発に必要な要素である。加えて、生産性向上と不純物汚染低減に伴う歩留り向上に寄与する技術を開発しスポンジチタンでのコストダウンも実現する。そのための目標を設定した。

開発されたスポンジチタンは、A.高効率チタン薄板製造技術開発で開発された技術と組み合わせることで、チタン材の革新的なコストを実現でき、チタン材の新市場開拓が期待できる。また、当該スポンジチタンは低コストかつ高品質であるため、単体でも、既存の一般スポンジチタン市場や、高品質スポンジチタン市場での国際競争力の向上を期待できる。

#### 【第1期目標（2015年度末）】

「高効率チタン薄板製造技術開発」では、実験室規模の試験を行い、基本設計指針の確認および検証を行う。その際、第2期で実施する工業化に必要な要素技術の検討に向け、小型の梱包体を用いて効率的に課題を抽出する。この検討の成果として、実験室規模で冷間圧延までに行い作製した冷間圧延板の気孔率1%以下を目標とする。

「チタン新製錬技術開発」では、本研究開発は、チタン製錬法ないし新製錬法の実用化を促進する可能性のある基盤シーズ探索として、上記の4課題の研究を、共同研究先として各々4機関と実施する。その結果を、チタン製錬メーカーを含めたアドバイザリーボードにて評価を行い、工業化のための技術課題明確化、技術シーズの絞り込み、組み合わせ等を検討し、2016年度以降の進め方を決定する。

将来の工業化を検討するに足る目標値として、Fe含有量：2000ppm以下、O含有量：1000ppm以下を、ラボスケールで検証することを目標とする。

「高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発」では、スポンジチタンの不純物であるFe、O、Cl濃度を低減できる要素技術を開発する。具体的には下記の値

を目標とする。

Fe：ばらつき範囲 50-500ppm、平均値 200ppm 以下

O：ばらつき範囲 100-200ppm、平均値 150ppm 以下

Cl：300ppm 以下

#### 【第2期目標（2017年度末）】

「高効率チタン薄板製造技術開発」では、実験室規模の試験にて、異なる成分のチタン材とスポンジチタンの組み合わせを検討して、冷間圧延まで行い、高機能化チタン薄板を試作する。この検討の成果として、薄板の引張強度・延性のバランスを現行材より 20%向上させることを目標とする。

さらに、2015年度までに実験室規模での試験で得られた成果をもとに、工業化に必要な要素技術の検討を行う。この検討の成果として、工業的に薄板を製造するプロセスを提案することを目標とする。

「チタン新製錬技術開発」では、2015年度までの結果を受けてチタン製錬メーカーを含めたアドバイザリーボード等の議論を経て決定される方針に従い、工業化の可能性があると判断された技術シーズないし要素技術の組み合わせ技術の研究開発を、再度大学と共同研究する。有望なシーズ技術のひとつである「2価チタンイオンを含む塩からのチタンの電析」に関しては大型ラボ設備を導入し、大型化時の技術検証、課題抽出及びその対策検討を行う。これらの取組みにより製錬プロセス設計指針を提案することを目標とする。

「高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発」では、2015年度までに開発された要素技術を実機スケールで検証し、工業化するための問題点を抽出することを目標とする。

#### 【第3期(最終)目標（2020年度末）】

「高効率チタン薄板製造技術開発」では、これまでに得られた知見を基に、大型試験設備を用いて大型梱包体の組立条件の検討、熱間圧延および冷間圧延における適正な条件を検討し、幅 200mm 以上の大型チタン薄板コイルを試作し、低コスト製造技術確立のために最適な製造プロセスの検討を行う。これらの検討の成果として、薄板の気孔率 0.2%以下とし、現行プロセスに比べてチタン薄板製造のリードタイムが 15%減少することを目標とする。また、異なる成分のチタン材とスポンジチタンの積層組合せを検討し、本プロセスの特徴を活かした高機能チタン薄板を提案する。この検討の成果として、薄板の引張強度・延性のバランスを現行材より 30%向上させることを目標とする。

「チタン新製錬技術開発」では、これまでに得られた知見を基に、大型試験設備を用いて、A4 サイズ、数百  $\mu\text{m}$  厚さで、 $\text{O} \leq 1000\text{ppm}$ 、 $\text{Fe} \leq 2000\text{ppm}$  のチタン箔を試作する。また、大型試験で、実用化の課題抽出及び対策検討と、自動車部品製造に向けた課題検討を行う。また、工業化が可能と判断される  $\text{Fe} \leq 2000\text{ppm}$ 、 $\text{O} \leq 1000\text{ppm}$  の純度で、現行クロール法より 20%コスト削減に必要な要素技術を提示する。



「高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発」では、実機スケールで、 $Fe \leq 200ppm$ 、 $O \leq 150ppm$ 、 $Cl \leq 300ppm$  のスポンジチタンを製造可能な技術、A 級スポンジチタンの歩留りを 85% から 92% に向上可能な技術、スポンジチタンの製造リードタイムを 30% 低減可能な技術を確立する。

研究開発目標を表 3-2.3.2-1 に示す。

表 3-2.3.2-1 研究開発目標

研究開発項目	第一中間目標 (2015 年度末)	第二中間目標 (2017 年度末)	最終目標 (2020 年度末)
高効率チタン薄板製造技術開発	実験室規模の試験を行い、基本設計指針の確認および検証を行い、気孔率 1% 以下の冷間圧延板を製作する	<ul style="list-style-type: none"> <li>高機能化チタン薄板を試作し、引張強度・延性バランスを現行材より 20% 向上</li> <li>工業的に薄板を製造するプロセスの提案</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>大型試験設備を用いた試作試験を行い、冷間圧延薄板の気孔率 0.2% 以下、現行プロセスに比べて薄板製造のリードタイムを減少</li> <li>高機能チタン薄板として、引張強度・延性バランスを現行材より 30% 向上。</li> </ul>
チタン新製錬技術開発	チタン新製錬の基盤シーズ探索を 4 機関と共同で実施し、工業化に向けた技術シーズの絞り込みを行う。	2015 年度までに開発された要素技術を実機スケールで検証し、工業化のための問題点を抽出	<ul style="list-style-type: none"> <li>大型試験で、A4 寸法、数百 <math>\mu m</math> 厚さで、<math>Fe \leq 2000ppm</math>、<math>O \leq 1000ppm</math> のチタン箔の試作</li> <li>実用化の課題抽出及び対策検討、自動車部品製造に向けた課題検討</li> <li><math>Fe \leq 2000ppm</math>、<math>O \leq 1000ppm</math> の純度で、現行クロール法より 20% コスト削減に必要な要素技術を提示</li> </ul>
高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発	$Fe$ 濃度 50~500 ppm、平均値 200ppm $O$ 濃度 100~200ppm 平均値 150ppm $Cl$ 濃度平均 300ppm 以下 を達成するための要素技術を開発	2015 年度までに開発された要素技術を実機スケールで検証し、工業化のための問題点を抽出	実機スケールで以下を実現可能な技術を確立 <ul style="list-style-type: none"> <li><math>Fe \leq 200ppm</math>、<math>O \leq 150ppm</math>、<math>Cl \leq 300ppm</math> のスポンジチタンを製造</li> <li>A 級スポンジチタンの歩留まりを 85% から 92% に向上</li> <li>製造リードタイムを 30% 低減</li> </ul>

### (3)全体計画

複雑で高コスト要因となっているチタン薄板製造工程を革新的に改良し、チタンの利用促進に寄与する、チタン精練～チタン材製造プロセスの生産性向上技術ならびにさらなるチタン材の高機能化を達成する技術を開発する。

#### A. 高効率チタン薄板製造技術開発

「高効率チタン薄板製造技術開発」では、溶解工程を省略し、スポンジチタン（高空隙率のチタン塊）を直接展伸してチタン薄板を製造する技術開発を行う。

初期の3年間（2013～2015年度）は、現行スポンジチタンを用いて実験室規模の試験を行い、本開発プロセスの基本設計指針の確認およびラボ検証を行う。この実験室規模の試験を通して得られた知見より、その後の2年間（2016～2017年度）は、工業化に必要な要素技術の課題の抽出を行う。後半の6年目（2018年度）以降では、大型薄板コイルの製造から実用化に向けた検討を行う。大型試験設備を用いた試験による検証、最適設備設計による低コスト製品特性付与技術の確立を実施する。

また、2016年度からは、本プロセスの特徴を活かした高機能材の開発も実験室規模で推進し、引張強度・延性バランスを向上させた高機能チタン板を提案する。

#### B. チタン新製錬技術開発

工業展開可能な低コスト新製錬技術の開発のため、製錬法ないし新製錬法の実用化を促進する可能性のある下記の4つの基盤シーズ探索を、共同研究先として各々4機関と、まず3年間（2013～2015年度）実施する。

- ・高温熔融塩を用いた液体 Ti 電解製造技術の研究開発
- ・酸化物還元原料の  $\text{CaTiO}_3$  を鉱石から製造する技術の研究開発
- ・2価チタンイオンを含む塩からのチタンの電析技術の研究開発
- ・チタン製造技術へのマイクロ波活用技術の研究開発

これらの結果をチタン製錬メーカーを含めたアドバイザリーボードにて評価を行い、工業化のための技術課題の明確化、技術シーズの絞り込み、組み合わせ等を検討し、2016年度以降の進め方を決定する。

2016年度以降は、基盤シーズ探索の成果をもとに可能性がある判断された有望技術を、再度大学と共同研究を行い、さらに基盤強化の研究開発を実施するとともに、チタン製錬メーカーである東邦チタニウム株式会社（茅ヶ崎分室）に大型ラボ設備を導入して工業化に必要な要素技術の検討を行う。

2016年度以降は、れまでに得られた知見を基に、大型試験設備を用いて、A4寸法、数百 $\mu\text{m}$ 厚さで、 $\text{Fe} \leq 2000\text{ppm}$ 、 $\text{O} \leq 1000\text{ppm}$ のチタン箔を試作する。大型試験で、実用化の課題抽出及び対策検討と、自動車部品製造に向けた課題検討を行う。また、工業化が可能と判断される  $\text{Fe} \leq 2000\text{ppm}$ 、 $\text{O} \leq 1000\text{ppm}$ の純度で、現行クロール法より20%コスト削減に必要な要素技術を提示する。

### C.高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発

2015年度までに、各目標を達成するための要素技術開発を、主にラボスケール試験や数値シミュレーション等によって凡そ完成させ、2015年度以降、完成した各要素技術の、実機スケール試験を行ない、その効果の実証と最適化を行なう。これにより、2020年度までに、各目標を実機スケールで達成できる技術を確立する。

#### (4)実施体制

新構造材料技術研究組合（ISMA）の富津分室である日本製鉄株式会社と、茅ヶ崎分室である東邦チタニウム株式会社が共同で実施する。

#### (5)運営管理

主たる研究実施場所である新構造材料技術研究組合（ISMA）の富津分室および茅ヶ崎分室に、業務管理者および経理責任者を配置して、研究開発業務を適切に運営している。運営に必要な事務作業に関しては、ISMA 事業管理部の管理下にあり、事業管理部の指示のもと着実に作業を行なっている。

技術面に関しては、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）や ISMA 技術企画部に対して所定の報告会を実施している。

また、再委託先とは少なくとも半年に1回、研究進捗打合せを行った。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

「高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発」により、スポンジチタン製造コスト全体の約10%コストダウンを見込む。これにより世界最高水準の高品質と低コストを同時達成できることとなり、既存のスポンジチタン市場で高い国際競争力を得ることが出来る。また、省エネルギー化と言う観点では、約9%の電力削減効果を見込む。これにより、その他の汎用金属に比べて製造時の消費電力が多いチタンの省エネルギー化に貢献する。

また、溶解工程を省略する「高効率チタン薄板製造技術開発」、チタン鉱石を現行クロール法とは異なる新しい製錬技術により金属チタン化する「チタン新製錬技術開発」と合わせて、チタン薄板を低コストで製造できるようになる。さらに、本プロセスの特徴を活かして引張強度・延性バランスを向上させる等、従来にない高機能チタン板が得られる。

これらにより、品質特性を向上しつつある海外製チタン薄板に対し、十分競争力のある、低コストで強度・延性バランスの優れたチタン薄板の製造が可能になる。

本研究開発の対象市場は、高耐食性が主な要求特性である用途（板式熱交換器、電力、化学向け等）や高価ゆえに活用が進まなかった用途（自動車向け（足回り、マフラー等）、民生品）である。また、現行のチタン市場の置き換えではなく、新たなメガ市場を創出することも期待される。

## 2.3.2.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

最終目標の達成度を表 3-2.3.2-2 に示す。実験室規模の試験や実機規模の試験にて各技術の最適化を行なうことにより、全ての最終目標を 2020 年度末までに達成した。

表 3-2.3.2-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (2020 年度)	研究開発成果	達成度※	未達の場合 原因と解決 方針
高効率チタン薄板製造技術開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・実機規模の試作試験を行い、冷間圧延薄板の気孔率 0.2%以下、現行プロセスに比べて薄板製造のリードタイムを減少</li> <li>・高機能チタン薄板として、引張強度・延性バランスを現行材より 30%向上。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・実用化サイズの大型梱包体から厚さ 0.5~20mm、幅 200mm 以上のチタン板を製作。その気孔率は 0.2%未満である。</li> <li>・提案プロセスにおけるリードタイムは、現行に比べて 15%以上の低減が見込まれる。</li> <li>・開発した高機能チタン薄板の強度-延性バランスは、現行材に比べて 30%以上向上した。</li> </ul>	○	
チタン新製錬技術開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・大型試験で、A4 寸法、数百 <math>\mu\text{m}</math> 厚さで、Fe<math>\leq</math> 2000ppm、O<math>\leq</math>1000ppm のチタン箔の試作</li> <li>・実用化の課題抽出及び対策検討、自動車部品製造に向けた課題検討</li> <li>・Fe<math>\leq</math>2000ppm、O<math>\leq</math> 1000ppm の純度で、現行クロール法より 20%コスト削減に必要な要素技術を提示</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・A4 寸法、百 <math>\mu\text{m}</math> 以上の厚さで Fe 濃度 0.9ppm、O 濃度 180ppm のチタン箔を作製した。</li> <li>・生産性の改善と剥離性が課題であったが条件適正化により生産性を向上させると共に、剥離性評価手法を確立した。</li> <li>・新製法は現行法より電力原単位 27%が優れており、20%のコスト削減が可能と見込まれた。</li> </ul>	○	
高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>実機スケールで、</li> <li>・ Fe <math>\leq</math> 200ppm, O <math>\leq</math> 150ppm, Cl <math>\leq</math> 300ppm のスポンジチタンを製造</li> <li>・ A 級スポンジチタンの歩留まりを 85%から 92%に向上</li> <li>・製造リードタイムを 30%低減</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>実機スケールで</li> <li>・ Fe 濃度 200ppm(スポンジチタン塊全体)、O 濃度 150ppm、Cl 濃度 200ppm のスポンジチタンを試作できた</li> <li>・ A 級スポンジチタンの歩留まりを 8%向上する技術を実証した</li> <li>・還元反応と真空分離を、それぞれ 30%、50%の高速化が見込まれる技術を開発した。</li> </ul>	○	

## (2)研究開発の成果と意義

### A. 高効率チタン薄板製造技術開発

「高効率チタン薄板製造技術開発」は、チタンの溶解・鍛造工程を省略し、原料であるスポンジチタンを直接圧延して薄板を製造する方法の開発である。スポンジチタンを圧縮成形してブリケットとし、そのブリケットを梱包材（チタン板）で組立てたチタン箱に入れてチタン梱包体とする。チタン梱包体は、熱間圧延用の素材（スラブ）である。以降の工程は、現行のチタン薄板の製造工程と同様、熱間圧延、酸化層除去（酸洗）、冷間圧延を行って、チタン薄板となる。

「高効率チタン薄板製造技術開発」は、現行のクロール法で製造した種々の品質のスポンジチタンを出発原料として、実験室規模の試験を行ってチタン薄板を試作し、そのチタン薄板の評価を行った。

また、工業化の際の課題を抽出してその対策を検討するために、チタン梱包体を実験室規模でより大型化して試験を行い、大型化したチタン梱包体からチタン薄板コイルを製作した。さらに、強度－延性バランスの向上を目指した高機能チタン薄板の試作、評価を行った。

#### A-1 基本特性の把握

熱間圧延用の素材となるチタン梱包体は、梱包材であるチタン板で構成されたチタン箱の中にスポンジチタンを充填して、チタン板（梱包材）で蓋をして組み立てた。チタン梱包体は、試験時の取り扱いやすさを考慮して、厚さ 75mm、重量が 3～4kg となる小型梱包体を製作した。

原料のスポンジチタンは、現行のクロール法で製造した種々の成分の汎用スポンジチタンを用いた。スポンジチタンは圧縮成形してブリケットとした後、適切な大きさに切断して、梱包体内に充填した。

小型梱包体は加熱後、熱間圧延（以下、熱延）を行い、表面のスケールを除去後、さらに冷間圧延（以下、冷延）して厚さ 1mm の冷延板とした。これらの試作工程を **図 3-2.3.2-a1** に示す。

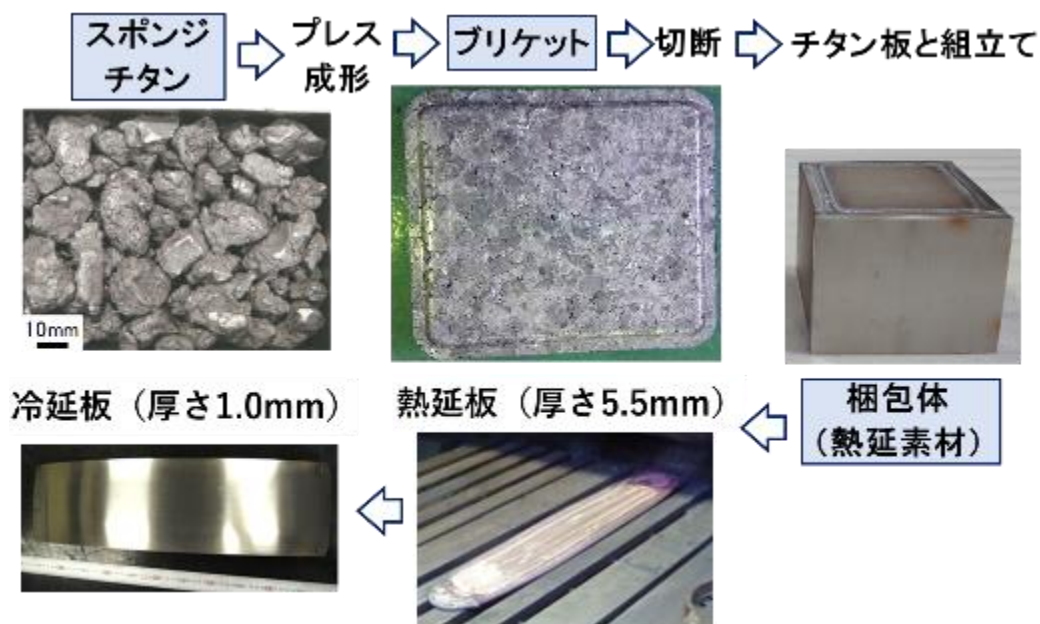


図 3-2.3.2-a1 チタン冷延板の試作工程および試作材の外観

小型梱包体の構造や製作方法等を適正化することにより、小型梱包体を加熱している時や圧延中に割れ、膨れなどの欠陥が生じることなく、健全な熱延板および冷延板が得られた。得られた冷延板（開発材）は、通常チタン冷延板と同様に焼鈍した後、断面の研磨状態やマイクロ組織の観察および引張試験を行った。比較として、溶解のある通常の製造工程と同様に試作した冷延板（現行材）も合わせて調査した。

熱延板断面のマイクロ組織観察から、現行材と同様の等軸 $\alpha$ 組織であり、梱包材とブリケットは圧延の進行とともに一体化して、梱包材とブリケット間のすき間やスポンジチタン粒間の空隙はほぼ圧着していることがわかった。ただ、開発材断面を研磨状態で詳細に観察すると、小さな穴となった気孔が見つかった。この気孔は、チタン梱包体の製造条件や圧延条件を適正にすることにより、少なくすることができ、気孔率は目標の0.2%を下回ることができた。

気孔率0.2%未満の冷延焼鈍板（開発材）を引張試験した結果を図3-2.3.2-a2に示す。汎用スポンジチタンを用いた小型梱包体から試作した開発材は、現行材であるJIS1種チタン薄板よりも酸素濃度がわずかに高いため、現行材より強度がわずかに高く、延性がわずかに低いものの、強度-延性バランスは同等である。ただし、所定量以上の塩化マグネシウムを含む汎用スポンジチタンを用いた小型梱包体から試作した開発材の延性は、全伸びで30%未満と低い。一方、塩化マグネシウムを含めて不純物の少ない高品質スポンジチタンを用いた小型梱包体から試作した開発材は、酸素濃度がやや低いため、強度がやや低く、延性がやや高いものの、強度-延性バランスは現行材と同程度であり、低延性の試験片は見られない。

以上のように、塩化マグネシウムが所定量以下の高品質スポンジチタンを用いることにより、現行材（溶解工程のある通常の製造工程で試作した冷延焼鈍板）と同等の引張特性が得られることがわかった。これにより、本研究開発の基本的な考え方が妥当であることを確認できた。

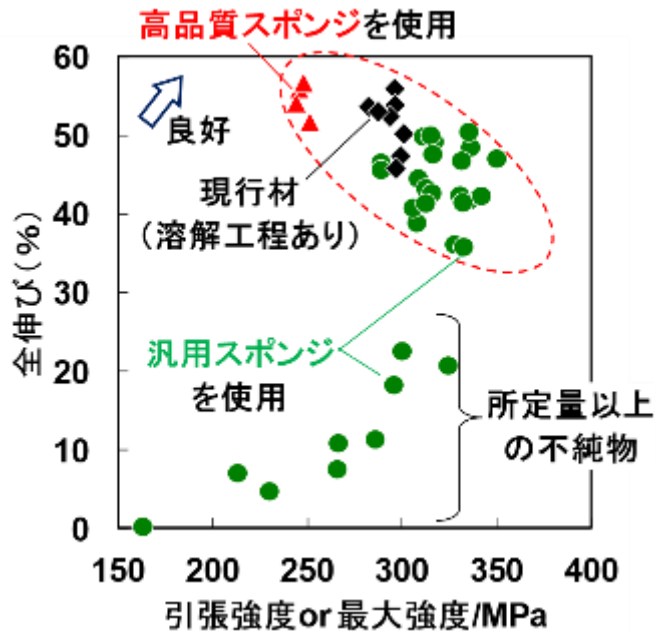


図 3-2.3.2-a2 冷延焼鈍板の引張特性比較

#### A-2 チタン梱包体の大型化と課題

工業化時の生産性を考慮すると、チタン梱包体は、現行のスラブ（熱延素材）と同程度の大きさになると考えられる。実験室規模で取り扱い可能な範囲で梱包体を順次大型化して、大型のチタン梱包体（以下、大型梱包体）を製造する際の課題を抽出した。また、試作した大型梱包体を熱間圧延（以下、熱延）して、割れ等の欠陥の有無を調査するとともに、熱延時の課題を把握した。

熱延の素材となるチタン梱包体は、梱包材（チタン板）で構成されたチタン箱の中に、スポンジチタンを圧縮成形したブリケットを充填して、梱包材（チタン板）で蓋をして組み立てた。

ブリケットは、開発当初は梱包体の大きさに合わせて、直方体形状に切断していたが、梱包体の大型化にともない、専用の金型を製作して、実用サイズの厚さ 200mm 以上の直方体形状のブリケットを試作した。圧縮成形条件を適正化することにより、角欠けのない形状の良好なブリケットが得られた（図 3-2.3.2-a3）。

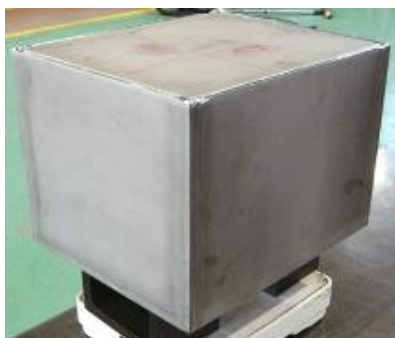


図 3-2.3.2-a3 直方体ブリケットの外観

チタン梱包体の大きさは、試験時の取り扱いやすさを考慮しつつ、その厚さを小型サイズの 75mm から中型サイズの 120～180mm、大型サイズの 220mm 以上（図 3-2.3.2-a4）と順次大きくして製作した。厚さ 250mm の梱包体には直方体ブリケット 1 個を、厚さ 279mm の梱包体には 2 個を充填した。試作後の梱包体の重量は各々約 76kg、約 156kg である。



(a)厚さ 220mm



(b)厚さ 250mm



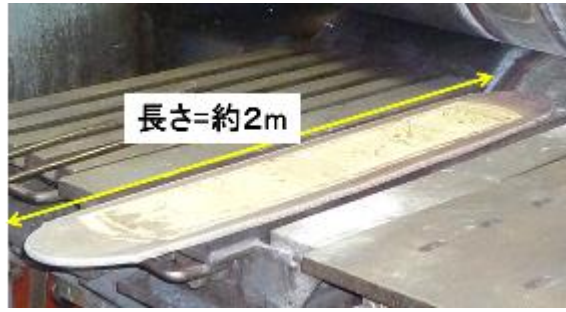
(c)厚さ 279mm

図 3-2.3.2-a4 試作した大型チタン梱包体の外観

このような実用サイズの厚さの大型梱包体を製作する際、小型～中型梱包体製作時の知見を活かすことにより、大きな課題は特に見あたらなかった。

試作した中型～大型梱包体は、所定の温度に加熱後、熱延を行い、厚さ 6mm 程度の熱延板や厚さ 15～40mm の厚板とした。チタン梱包体の大型化にともない、熱延中に大きな割れが発生した。この課題に対して、チタン梱包体の構造や施工方法の改善に取り組み、180～279mm 厚のチタン梱包体でも熱延中に割れが発生しない条件を見出した。これにより、中型梱包体（180mm 厚）から厚さ 6mm で良好な形状の熱延板を、大型梱包体（220～250mm 厚）から厚さ 15～40mm で良好な形状の厚板を各々得ることができた（図 3-2.3.2-a5）。





(a)厚さ 6mm の熱延板



(b)厚さ 15mm の厚板



(c)厚さ 40mm の厚板

図 3-2.3.2-a5 チタン梱包体から製作した熱延板および厚板の外観

直方体ブリケットを複数個充填した大型梱包体は、当初、熱間圧延中に大きな横割れが発生した。この課題に対して、ブリケットの充填方法や梱包体の組立て方法を改善した。これにより、複数のブリケットを充填した大型梱包体でも熱間圧延時に横割れが発生しない条件を把握できた。

以上のように、実用サイズの厚さ（ $\geq 200\text{mm}$ ）となる大型梱包体は、適正な製作条件を適用することにより、大きな問題なく製作することができた。また、梱包体の大型化や複数のブリケット充填により、熱間圧延時に各種の割れが発生したものの、梱包体の構造、施工方法やブリケットの充填方法等を改善することにより、いずれの割れも抑制することができた。

### A-3 チタン薄板コイルの試作と評価

大型梱包体を熱間圧延（以下、熱延）して得られた熱延板を冷間圧延（以下、冷延）して、実験室規模で取り扱い可能な範囲の大きさのチタン薄板コイルを試作し、この時の課題を抽出した。また、得られたチタン薄板の表面状況の観察、気孔率の測定や引張試験を行った。

大型梱包体を熱延して得られた厚板は、その一部をさらに熱延して、厚さ 6mm 程度の熱延板とした。熱延板は、実験室規模の冷延機の仕様範囲内の大きさに切断した後、表面のスケールを除去して冷延した。冷延の状況を図 3-2.3.2-a6 に示す。この時、圧延を阻害するような大きな割れや欠陥は発生せず、チタン薄板を製造する課題は特に認められなかった。このようにして、形状の良好な厚さ 0.5mm、幅 250mm 程度のチタン薄板（開発材）のコイルが得られた（図 3-2.3.2-a7）。



図 3-2.3.2-a6 冷間圧延の状況



図 3-2.3.2-a7 得られたチタン薄板（開発材）コイルの外観

得られたチタン薄板（開発材）の表面を詳細に観察すると、現行材に見られない表面疵が発生しており、この疵部分から試験片を採取して引張試験を行うと、伸びが異常に低い低延性であった。この表面疵の発生原因を調査した結果、原料のスポンジチタン粒の一部に不純物の多いスポンジチタン粒が存在していたためであることがわかった。このため、原料のスポンジチタンの改良を「高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発」（茅ヶ崎分室）（下記 3. で後述）で進めた結果、現行材に見られない開発材特有の表面疵は抑制することができた。

本開発で健全なチタン薄板を製作するためには、不純物の多いスポンジチタン粒を含まない高品質のスポンジチタンが必要であることが明らかになった。

小型梱包体の試験で得られた適正なチタン梱包体の製造条件や圧延条件を適用して、大型梱包体から厚さ 20mm の厚板、厚さ 6mm の熱延板や厚さ 0.5mm、幅 255mm のチタン薄板を順次試作した。これらの板の断面を研磨状態で気孔を調査したところ、いずれも気孔率は 0.2% 未満であり、目標を達成していることを確認した。

原料のスポンジチタンを高品質化しながら、徐々に大型化した各種の大型梱包体から得られた厚さ 0.5mm のチタン薄板（開発材）コイルから引張試験片を採取して、引張特性を調査した。結果を図 3-2.3.2-a8 に示す。比較として、JIS 1 種のチタン鑄塊（溶解・凝固したチタン材）から同じ試験工程で製作した現行材を □ で示す。大型梱包体に充填した高品質スポンジチタンは、一部を除き、酸素や Fe 濃度が現行材よりも低いために、開発材の強度がやや低く、伸びがやや高いものの、開発材の強度－延性バランスは現行材と同等である。また、汎用のスポンジチタンを用いた小型梱包体から試作した冷延焼鈍板でみられた伸びが極端に低い試験片は見られない。

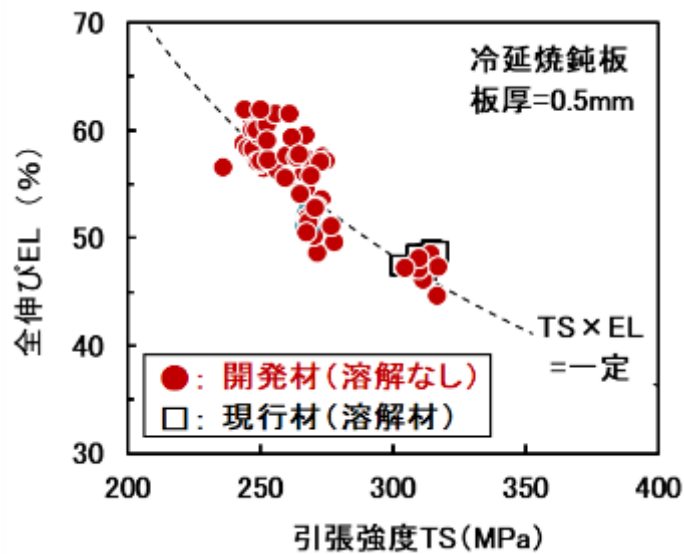


図 3-2.3.2-a8 チタン薄板コイルの引張特性

以上のように、大型梱包体を熱間圧延した熱延板から、大きな問題はなく、厚さ 0.5mm、幅 250mm 程度で、断面の気孔率が 0.2% 未満のチタン薄板コイルを製作することができた。また、原料のスポンジチタンを高品質化することにより、本開発材特有の表面疵の発生を抑制することができ、現行材と同等の強度－延性バランスを有するチタン薄板が得られた。

#### A-4 低コストチタン薄板の製造工程

スポンジチタンを原料としたチタン薄板の低コスト製造技術確立のために、適正な製造プロセスの検討を行った。また、現行のチタン薄板のプロセスと比較しながら、低コスト製造プロセスにおけるチタン薄板製造のリードタイムを求めた。

現行のチタン薄板の製造プロセスは次のとおりである。

原料のスポンジチタンは、圧縮成形してブロックとして、これらを溶接して円柱状の1本の一次電極とする。一次電極は、真空アーク溶解炉で1回目の溶解を行い、一次鋳塊を得る。一次鋳塊は手入れをした後、二次電極として、2回目の溶解を行う（ここまで溶解工程）。2回溶解を行うのは、成分の均一性を確保するためである。得られた二次鋳塊は、円柱形状であるため、熱間鍛造を行い、直方体形状のスラブとする（鍛造工程）。スラブは、熱間圧延で厚さ3～6mmとして、表面の酸化スケールを酸洗で除去した後、冷間圧延、焼鈍を施して、厚さ0.3～2mm程度のチタン薄板が得られる（圧延工程）。

このように複雑である現行のチタン薄板製造工程に対して、低コストのチタン薄板製造プロセスは次のとおりである。

現行工程のうち、溶解工程と鍛造工程を省略して、代わりに梱包体製造工程により、スラブとなるチタン梱包体を製造する。最初に、原料となるスポンジチタンを圧縮成形してブリケットを製作する工程と、梱包材であるチタン板から直方体形状の箱を溶接組み立てする工程を並行して進める。製作した箱にブリケットを充填した後、蓋（チタン板）をして、電子ビーム溶接により、梱包体内部を真空にしたまま密閉する。このようにして製作したチタン梱包体は、直方体形状であるため、そのまま現行工程と同様の圧延工程に進むことができる。

なお、梱包材として使用するチタン板は、本プロセスで製造された熱間圧延後のチタン板を酸洗して使用することができる。このため、実質の原料はスポンジチタンだけである。

客先から注文を受けたチタン薄板を速やかに届けることは、チタン薄板の低コスト化と同様に重要である。そこで、上記で提案した低コストチタン薄板製造プロセスにおけるリードタイムを求めて、現行のチタン薄板の製造プロセスとの比較評価を行った。なお、チタン薄板のリードタイムは、チタン展伸材メーカーにおいて、原料のスポンジチタンが入荷してからチタン薄板の製造が完了するまでの時間とした。

各工程で要する時間を個々に検討して、それらの時間を合わせて、チタン薄板の製造プロセスのリードタイムを求めた。現行のチタン薄板の製造リードタイムを100とすると、低コストプロセスは79となり、約21%の低減が見込まれた。

以上より、チタン薄板の低コスト製造プロセスとして、スポンジチタンを圧縮成形したブリケットを充填したチタン梱包体を直接圧延してチタン薄板とするプロセスを提案した。この製造プロセスにおけるチタン薄板のリードタイムは、現行の製造プロセスに比べて、目標の15%以上低減できると考えられる。

### A-5 高機能チタン薄板の開発

上記(A-1)～(A-3)の試験から、高品質なスポンジチタンを用いたチタン梱包体を圧延したチタン薄板は、現行材（溶解工程を経て製造した薄板）と同等の引張特性で、高延性であることがわかった。

さらに、チタン薄板の高機能化を達成する手法として、チタン梱包体内にスポンジチタンとともに、異なる成分のチタン材を充填した梱包体を圧延した高機能なチタン薄板が考えられる。チタン梱包体はその内部を真空にするため、熱間圧延でスポンジチタンと異なるチタンを圧着させることは比較的容易であると推測される。

最初に、小型サイズの梱包体（厚さ 75mm、重量 3～4kg）を用いた基礎試験により、高機能なチタン薄板が得られる可能性を検討した。続いて、中型サイズの梱包体（厚さ 120mm、重量 10kg 程度）を製作して、その課題を抽出した。中型梱包体は熱間圧延、冷間圧延を行い、得られた高機能チタン薄板の引張特性を評価した。

異なる成分のチタン材をスポンジチタンとともに添加したチタン梱包体は、上記(A-1)で述べた小型梱包体の構造や製作方法等を適正化することにより、問題なく製作することができた。

この梱包体は、所定温度まで加熱して、厚さ 4～5mm まで熱間圧延した後、表面のスケールを除去して、厚さ 0.6～1.5mm まで冷間圧延した。これらの工程では大きな問題なく、チタン薄板（高機能開発材）を製作できることを確認した。

得られたチタン薄板（高機能開発材）は、焼鈍後に引張特性を調査した。その結果を図 3-2.3.2-a9 に示す。

スポンジチタンのみを充填したチタン梱包体から製作したチタン薄板（通常の開発材）と比べて、高機能開発材は、伸びが低下するものの、強度を高くすることができた。

また、溶解のある通常工程で製造した現行材と比べて、高機能開発材は、同じ延性（破断伸び）において引張強度を高くすることができ、「強度×伸び」を指標とする強度－延性バランスを 30%以上向上させることができた。

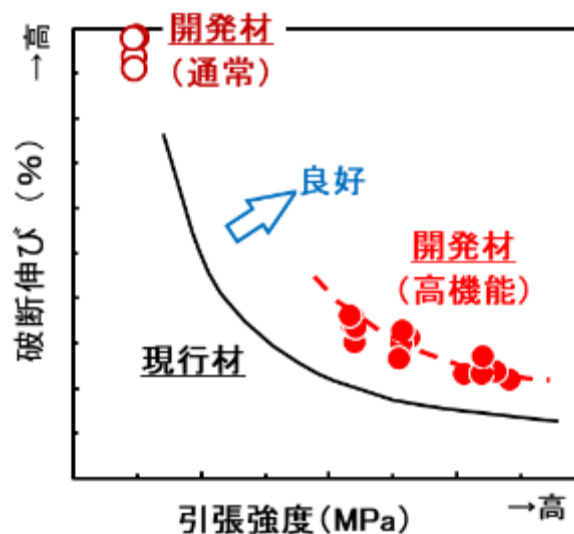


図 3-2.3.2-a9 高機能チタン薄板（開発材（高機能））の引張特性

## A-6 まとめ

現行プロセスから溶解工程の省略を図る「高効率チタン薄板製造技術開発」は、現行のクロール法で製造した種々の品質のスポンジチタンを出発原料として、実験室規模の試験を行ってチタン薄板を試作してその評価を行った。また、工業化の際の課題を抽出してその対策を検討するために、チタン梱包体を実験室規模でより大型化して試験を行い、大型化したチタン梱包体からチタン薄板コイルを製作した。さらに、強度－延性バランスの向上を目指した高機能チタン薄板の製作評価を行った。

- ・塩化マグネシウムが所定量以下の高品質スポンジチタンを用いることにより、現行材（溶解工程のある通常の製造工程で試作した冷延焼鈍板）と同等の引張特性が得られることがわかった。これにより、本研究開発の基本的な考え方が妥当であることを確認できた。

- ・実用サイズの厚さ（ $\geq 200\text{mm}$ ）となる大型梱包体は、適正な製作条件を適用することにより、大きな問題なく製作することができた。また、梱包体の大型化や複数のブリケット充填により、熱間圧延時に各種の割れが発生したものの、梱包体の構造、施工方法やブリケットの充填方法等を改善することにより、いずれの割れも抑制することができた。

- ・大型梱包体を熱間圧延した熱延板から、厚さ 0.5mm、幅 250mm 程度で、断面の気孔率が 0.2%未満のチタン薄板コイルを製造することができた。また、原料のスポンジチタンを高品質化することにより、本開発材特有の表面疵の発生を抑制することができ、現行材と同等の強度－延性バランスを有するチタン薄板が得られた。

- ・チタン薄板の低コスト製造プロセスとして、スポンジチタンを圧縮成形したブリケットを充填したチタン梱包体を直接圧延してチタン薄板とするプロセスを提案した。この製造プロセスにおけるチタン薄板のリードタイムは、現行の製造プロセスに比べて 15%以上低減できると考えられる。

- ・スポンジチタンとともに異なる成分のチタン材を添加したチタン梱包体を圧延して得られたチタン薄板（高機能開発材）は、溶解のある通常工程で製造した現行材に比べ、同じ延性で強度を高くすることができ、強度－延性バランスを 30%以上向上させることができた。

## B.チタン新製錬技術開発

「チタン新製錬技術開発」では、工業展開可能な低コスト新製錬技術の開発のため、製錬法ないし新製錬法の実用化を促進する可能性のある4つの基盤シーズ探索（①～④）を、共同研究先として各々4機関と実施した。また、基盤シーズ探索の成果をもとに、絞り込んだ技術シーズの工業化に必要な要素技術の検討（⑤）を行った。

### [基盤シーズ探索]

#### ①高温熔融塩を用いた液体 Ti 電解製造技術の研究開発（関西大学）

TiO<sub>2</sub> 鉱石を含む高温融体を用いた液体状のチタン金属の直接電解製造プロセスの開発を目標として、必要な電解条件を明らかにする。

#### ②酸化物還元原料 CaTiO<sub>3</sub> から Ti を製造する技術の研究開発（北海道大学）

チタン鉱石から CaTiO<sub>3</sub> を介して、2000ppm 以下の Fe、1000ppm 以下の酸素量のチタンを製造する技術を検討する。

#### ③2価チタンイオンを含む塩からのチタンの電析技術の研究開発（京都大学）

Ti<sup>2+</sup>を含む塩からのチタン電析によりパルス電解等の方法で金属チタンが得られるというシーズを検証し、電極からの鉄汚染が回避可能な電極を用い、Fe 含有量 2000ppm 以下のチタンを平滑に電析できるかどうか検討する。

#### ④チタン製造技術へのマイクロ波活用技術の研究開発（中部大学）

マイクロ波加熱技術を活用し、チタン製造プロセス効率化を目標とし、化学反応制御におけるマイクロ波の有する二つの特徴（迅速加熱と選択加熱）を活かした (1) チタン酸化物からの脱酸プロセスの可能性探索、(2) 天然イルメナイト鉱からのルチル製造プロセスへの適用可能性探索、(3) 金属チタン表面からの塩化マグネシウム除去の可能性探索を実施する。

### [絞り込んだ技術シーズの工業化の要素技術の検討]

#### ⑤チタンの電析技術の研究開発（茅ヶ崎分室）

2価チタンイオンを含む塩からのチタンの電析技術の工業化検討のため、「A4 寸法、O ≤ 1000ppm、Fe ≤ 2000ppm のチタン箔の試作」、「実用化に向けた課題抽出・対策立案」、「自動車部品製造に向けた課題検討」および「現行薄板製造法より 20%コスト削減できる製造技術の把握」を行う。

## B-1 高温熔融塩を用いた液体 Ti 電解製造技術の研究開発（関西大学）

### (1) 目的

Ti 材料の飛躍的な利用の拡大のためには、安価な Ti 金属一次地金の製造が必要であり、Kroll 法に変わる革新的な Ti 金属新製錬プロセスの開発が望まれている。本研究では、Ti 化合物を含む高温熔融塩中での電解による液体 Ti 金属の直接製造プロセスの開発を目指して検討を行った。

## (2) フッ化物-酸化物混合熔融塩中での Ti 電解

図 3-2.3.2-b1 に、1500°C の  $\text{CaF}_2\text{-CaO-TiO}_2$  浴を用い、いろいろな電位で定電位電解を行って得られた電析物の XRD 分析結果を示す。なお、 $\text{CaF}_2$  や  $\text{Ca}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$  は付着した電解浴成分と考えられる。金属 Ti は -1.8V (Mo 溶出電位基準) でのみ検出され、1300°C での実験とも整合した。また、すべての電析物から TiN が検出された。本研究では、フッ化物熔融塩と Ti 金属に耐える非導電性材料として BN を選び、ルツボおよび電極カバーに用いた。しかし、BN は熱力学的には高温の Ti 金属とは反応して TiN を生成することが示されており、本研究では 1500°C 以上の温度でこの TiN 形成反応が熱力学的、速度論的に有意に進んだものと考えられる。

図 3-2.3.2-b2 に、1720°C で定電位電解を行った際、電析電極の下の BN ルツボ上の堆積した黒色粉末の SEM 像と EDX 分析結果を示す。Ti 金属粉末とそれに N が浸透したような Ti-N 粉末が観察され、この結果は同粉末を XRD 分析した結果からも裏付けられた。すなわち、Ti 金属は電析するものの、大部分は BN シースおよび BN ルツボと反応して TiN になったものと考えられる。

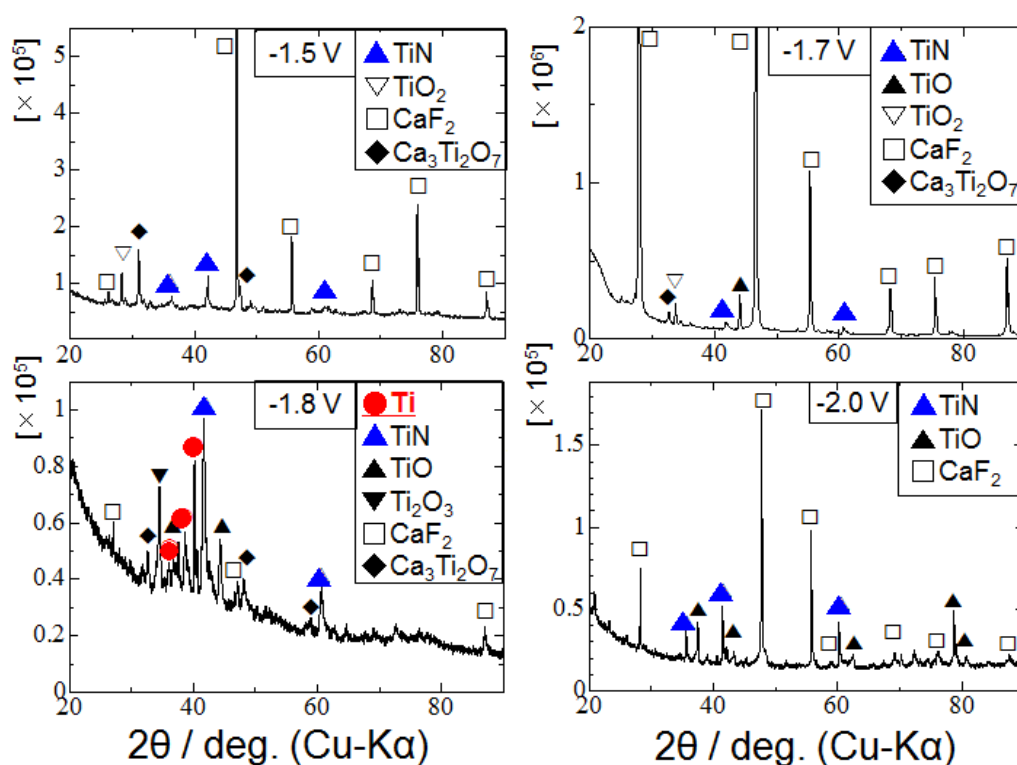


図 3-2.3.2-b1 1500°C の  $\text{CaF}_2\text{-CaO-TiO}_2$  浴中で得られた電析物の XRD 分析結果



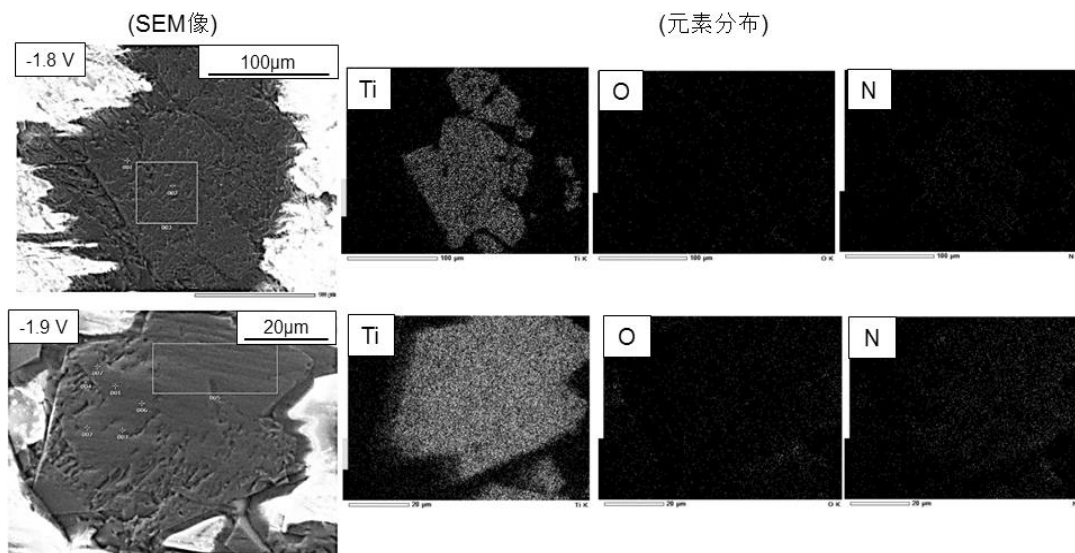


図 3-2.3.2-b2 1720°Cの CaF<sub>2</sub>-CaO-TiO<sub>2</sub> 浴中で得られた電析物の SEM 像と元素分布

表 3-2.3.2-b1 に、1300°Cの (CaF<sub>2</sub>-MgF<sub>2</sub>)eut-CaO -TiO<sub>2</sub> 浴、1500°C、1720°C の CaF<sub>2</sub>-CaO -TiO<sub>2</sub> 浴で Ti 金属が得られる電位をまとめて示す。いずれの浴でも Ti 金属が得られたが、電位条件は限定されていた。また、1500°C以上では TiN が形成され、液体の Ti 金属を得るには至らなかった。液体 Ti 金属を得るためには、BN 以外のルツボ材等を用いて、さらに電解条件を精査する必要があると考えられる。

表 3-2.3.2-b1 CaO-TiO<sub>2</sub> を含むフッ化物熔融塩中で Ti 金属が得られる条件

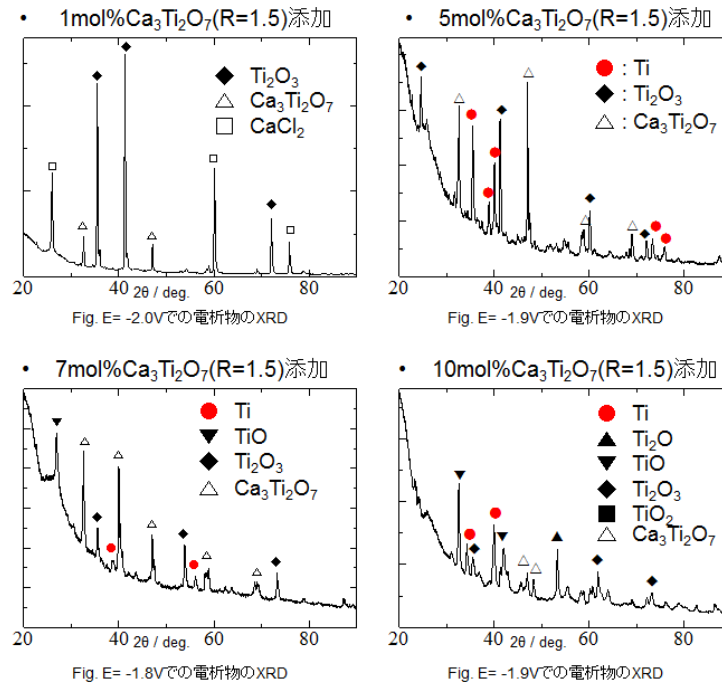
電解温度, T / K	金属チタンの有無(○、△、×)						
	電解電位, E / V (Mo dissolution)						
	-1.4	-1.5	-1.6	-1.7	-1.8	-1.9	-2.0
1573	×	×	×	○	○	△	△
1773	×	×	×	×	○	×	×
1993	△	△	△	△	△	○	○

### (3) 高温熔融塩化物中での Ti 金属電析

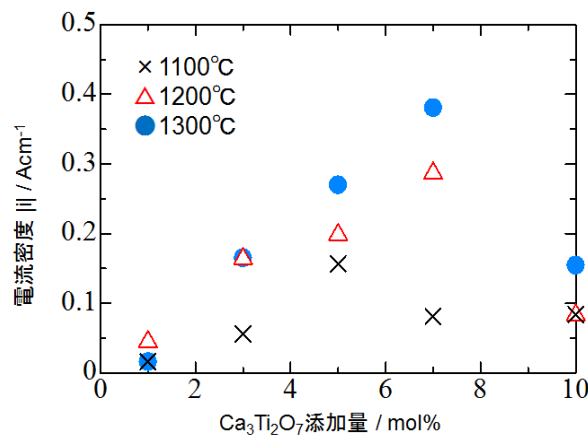
熔融 CaCl<sub>2</sub> 浴への Ti 酸化物の溶解性が錯化合物で向上することを確認した後、定電位電解を行った。図 3-2.3.2-b3 に、熔融 CaCl<sub>2</sub> に Ca<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub> を溶解させた浴で得られた電析物の XRD 分析結果を示す。Ca<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 添加浴では、Ti 金属を検出した電析物でも Ca 金属は検出されず、Ti 金属の電析が可能であることが明らかになった。電析可能な電位は-1.9~-2.0V (Mo 金属溶出電位基準) であり、前述のフッ化物浴の結果とも整合した。

Ca<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 添加浴でのみ Ti 電析が可能である結果は、本プロジェクト研究および先行研究で行った熔融 CaF<sub>2</sub>、あるいは熔融 CaF<sub>2</sub>-MgF<sub>2</sub> を用いた研究結果とも整合し、熔融 CaCl<sub>2</sub> 浴中でも Ti-O 錯イオンが形成され、Ti 金属電析に強く影響することを示唆した。さらに、図 3-2.3.2-b3 に示されるように、電析物中の Ti 金属や Ti 低級酸化物の状態にも Ca<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 濃度が影響することがわかった。図 3-2.3.2-b4 に、Ca<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 添加浴で得られたサイクリックボルタモグラムの-0.95V (Mo 金属溶出電位基準) における陰極電流と Ca<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 添加量の関係を示す。1100°Cでは約 3mol% でほぼ電流が変わらず、こ

の値が  $\text{Ca}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$  溶解度であると考えられる。一方、 $1200^\circ\text{C}$ では  $5\sim 7\text{mol}\%$ まで、 $1300^\circ\text{C}$ では  $7\text{mol}\%$ 以上が溶解可能であるものと考えられる。ただし、 $1200^\circ\text{C}$ 、 $1300^\circ\text{C}$ では  $\text{Ca}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$  添加量を  $10\text{mol}\%$ とした場合に電流はかえって減少した。この結果は、**図 3-2.3.2-b3** に示した Ti 金属の電析状態が  $\text{Ca}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$  濃度にも影響される結果と関連している可能性が大きく、熔融  $\text{CaCl}_2$  中の Ti 還元反応を考える上で興味深い結果であると考えられる。



**図 3-2.3.2-b3**  $1300^\circ\text{C}$ の  $\text{CaCl}_2\text{-Ca}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$  浴中で得られた電析物の XRD 分析結果



**図 3-2.3.2-b4**  $\text{CaCl}_2\text{-Ca}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$  浴で得られたサイクリックボルタモグラムの  $-0.95\text{V}$  における陰極電流と  $\text{Ca}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$  添加量の関係

#### (4) まとめ

Ti 化合物を含む高温熔融塩中での電解による液体 Ti 金属の直接製造プロセスの検討を行った。 $\text{CaF}_2\text{-CaO-TiO}_2$  浴を用い、 $1500^\circ\text{C}$ および Ti 融点( $1668^\circ\text{C}$ )以上の  $1720^\circ\text{C}$ で電解を行い、電解電位と電析物組成の関係を調べるとともに、Ti 金属の電解を試みた。

その結果、限定された電位条件において Ti 金属は得られたが、坩堝との反応により TiN が形成され、液体の Ti 金属を得るには至らなかった。液体 Ti 金属を得るためには、BN 以外の坩堝等を用いて、さらに電解条件を精査する必要がある。

## B-2 酸化物還元原料 $\text{CaTiO}_3$ から Ti を製造する技術の研究開発 (北海道大学)

### (2-1) $\text{TiO}_2$ 還元のマカニズムの解明

OS 法を工業的に応用するにあたり、経時変化における反応メカニズムを解明しておくことが肝要である。高温かつ還元性の熔融塩での実際の反応を特定するために、炉上部から熔融塩電解中の様子をその場観察するとともに、電解各段階におけるサイクリックボルタンメトリー (CV) を測定することで、生じているガス発生反応の調査、ひいては  $\text{TiO}_2$  還元のマカニズムを解明した。得られた結果は次の2点に集約される。

a) カソード側の CV による分極曲線からは、 $\text{CaCl}_2$  中に熔融している  $\text{CaO}$  からの Ca 電解析出とその溶出反応が検出できた。電解初期では Ca の析出量は少なく溶出量も少ないが、電解中期では、析出 Ca 量と溶出 Ca 量は共に増大した。これは、 $\text{TiO}_2$  還元による  $\text{CaO}$  溶解量の増加に対応している。

b) アノード側の CV からは3つのガス発生ピークが検出され、還元時間の進行に伴ってガス発生量が減少、すなわち浴中の  $\text{O}^{2-}$  濃度の低下を示した。 $\text{CO}_3^{2-}$  に係わるガス発生ピークの挙動 (図 3-2.3.2 -b5(a)中の C のピーク) から、 $\text{CO}_3^{2-}$  を消費する反応を促進させると副反応である C の生成が抑制できる可能性を見出した。

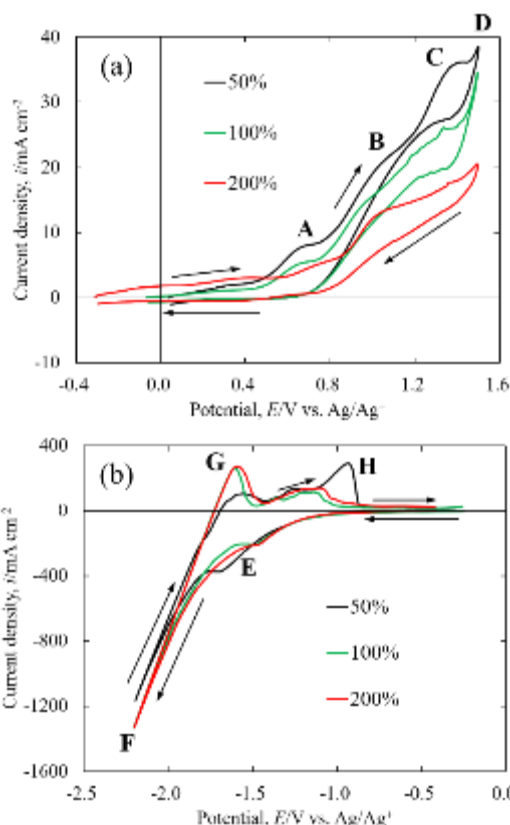


図 3-2.3.2-b5 各段階における CV 測定 (a)アノード側,(b)カソード側

### (2-2) Ti-Al-O 系での電解共還元実験

チタニアとアルミナの混合物を出発原料に OS 法を適用したところ、金属間化合物  $\text{TiAl}$  を得た。酸素濃度は 0.63 mass% まで低減した。原子比で Ti と Al を 1:1 に十分に混合しても出発原料の粒径や形状によらず  $\text{Ti}_3\text{Al}$  が混入することがわかった。Ca が生成する Al と優先的に化合することがその理由であるので、やや過剰にアルミナを加えたところ、Ca-Al 合金生成に消費される Al 分を補充でき、化学量論組成の  $\text{TiAl}$  を得た。この技術は希薄 Al 含有チタン合金の脱酸処理に活用できる。

### B-3 2価チタンイオンを含む塩からのチタンの電析技術の研究開発 (京都大学)

#### (1) 目的

本研究で提案する熔融塩を用いた電解プロセスの工業化には、電極サイズの大型化が必要である。過去に 2-3 cm<sup>2</sup> 程度の Mo 箔またはグラッシーカーボン (GC) 電極を用いて行った電解実験では良好な Ti 箔が得られており、本年度は現状の電解装置に搬入可能な範囲で電極のサイズを大きくし、その際の電析形態および剥離性への影響について調査した。

#### (2) 方法

電解浴には 500 °C の MgCl<sub>2</sub>-NaCl-KCl (5 mol% TiCl<sub>2</sub>) 熔融塩を使用し、電解浴の底部にはスポンジ Ti を配置した。アノードには直径 86.2 mm の Ti 管を使用し、GC 製の坩堝をカソードとして用いた。

#### (3) 結果

従来の小型電極 (電極面積: 2 cm<sup>2</sup>) と同様の電流密度プロファイルで Ti を析出させた場合、GC 坩堝の浸漬部全面をスポンジ状の Ti が覆っていた。そこで、スポンジ状の Ti の生成を抑制する目的で電流密度を #01 の 2 分の 1 に設定して同様の試験を行った。その結果、坩堝の角部にスポンジ Ti と側面に突起物が見られるものの、析出物の性状がより平滑になることが確認できた。このように、電極の大型化はスポンジ状の Ti の析出を引き起こす場合があることがわかったが、その場合にはパルス電解の電流密度を小さくすることで析出形態の改善が可能であることが確認された。なお、このようにして GC 上に得られた Ti は剥離することが可能であり、電極の大型化および電流密度の調整による Ti 箔の剥離性への影響は無視できると考えられる。

### B-4 チタン製造技術へのマイクロ波活用技術の研究開発 (中部大学)

#### (1) 目的

マイクロ波照射チャンバー内のガス分析をリアルタイムで行い、照射条件と蒸発挙動の関係を明らかにする。残留不純物の処理温度依存性を明らかにし、最適な加熱温度を明らかにする (600-1000°C)。最適な加熱条件を把握することで、不純物除去率 50% 以上を達成する。

#### (2) 方法

分光測定では不純物のスペクトルを観測し、不純物蒸発時期を算出する。ガス測定では、観測温度に対する不純物、不純物蒸気圧を測定した。加熱雰囲気は、高純度 Ar および高真空雰囲気を検討した。本プロセスにおける不純物の加熱挙動に関する数値計算を試み、エネルギーの観点から効率を検討した。

#### (3) 結果

この課題に対し、q-mass による測定で二色温度計での観測値の 600°C 近傍での蒸発

を確認した。また、発生した発光は不純物および Ti 由来であることを確認した。加熱温度と除去量の依存性を明らかにし、1000℃においてほぼ完全な除去を確認した。熱力学計算を実行し、蒸発量計算値と実測値を比較した。効率の検討においては、効率を向上させるための適切な加熱周波数を明らかにした。なお、本探索項目で開発された処理法は、工学応用が期待できるので、30g スケールへ拡大した。

## B-5 チタンの電析技術の研究開発 (茅ヶ崎分室 (東邦チタニウム))

### (5-1) チタン箔に影響する因子の調査 (電析条件の適正化)

種々の電析条件で電析チタン箔を作製し比較評価を行い、チタン箔の性状に影響する因子を調査し、健全なチタン箔を作製する適正な電析条件の検討を行った。電流密度および電解浴温度は、チタン箔の性状に影響することがわかった。得られた知見を反映したチタン電析を行い、デンドライトは微少で、貫通孔はなく、高剥離性を有し、高純度化した「はがき」サイズで 100 μm 厚チタン箔を製作でき、健全なチタン箔を製作するための適正な電析条件が選定できた。

### (5-2) 実用化の課題抽出及び対策検討

上記調査などで得られた知見等を活かして、実用化サイズである A4 サイズのチタン箔を作製した。浴温度の適正化 (520→500℃) およびパルス電流の停止時間の延長により、易剥離性を有し、O 濃度 180ppm、Fe 濃度 0.9ppm の高純度で平滑な A4 寸法の電析チタン箔を製造した。浴温度の低減により、剥離性が向上し、パルス電流の停止時間の延長により、剥離性および平滑性が向上することがわかった。

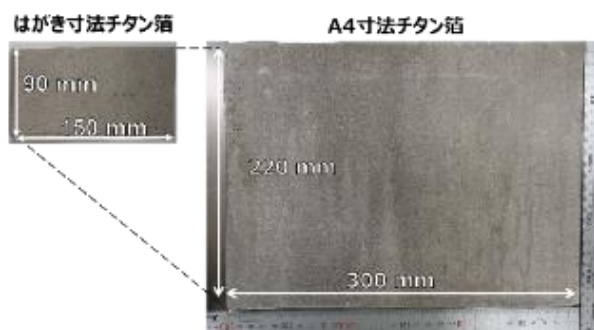


図 3-2.3.2-b6 浴温度 500℃、パルス電流の停止時間 7.5 秒で製造したチタン箔の浴面側の外観

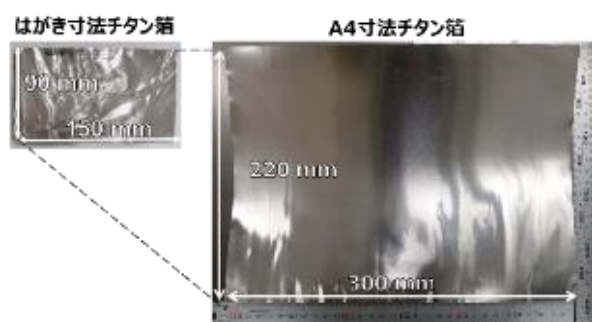


図 3-2.3.2-b7 浴温度 500℃、パルス電流の停止時間 7.5 秒で製造したチタン箔の電極面側の外観

### (5-3) 自動車部品製造に向けた課題検討

得られたチタン箔は、陰極から容易に剥離することができなければ、量産プロセスを構築することは困難である。すなわち、この方法の工業化に向けての最大の技術ポイントは、電析チタンの陰極からの剥離である。これまで感覚的な人の手による評価に頼っていた電析チタン箔の Mo 陰極からの剥離性を、剥離強度測定機を用いて評価した。その結果、本装置で剥離性の定量的な評価を行うことができ、剥離可能な試料においても、その難易を把握することが可能であることがわかった。

#### (5-4) 定電流電析によるチタン箔の作製

パルス電析にて A4 寸法の易剥離性チタン箔の作製できているが、電流密度は  $0.11\text{A}/\text{cm}^2$  と低い上、パルス電析のため通電停止時間があり、生産性が低いという課題がある。電解浴中の Ti イオン濃度を増加させることで、陰極近傍の Ti イオン濃度を高く維持し、停止時間をなくした定電流電析によるチタン箔の作製を試みた。電解浴中の Ti イオン濃度を 10mol% に高めることで、電流密度  $0.2\text{A}/\text{cm}^2$  の定電流電析で剥離可能なチタン箔の電析が可能であった。これによりチタン箔の生産速度は、電流密度  $0.1\text{A}/\text{cm}^2$  のパルス電析（通電 1.5s / 通電停止 7.5s）のときの 12 倍となった。

#### (5-5) 製造コストの検討

電力原単位で比較し、電力原単位の比較から、現行薄板製造法より 20% コスト削減可能できる製造技術であることが示唆された。

### C. 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発

スポンジチタンの生産性および品質低下をまねく不純物汚染を低減する技術を開発する。不純物汚染低減は、「1.高効率チタン薄板製造技術開発」に必要な要素である。加えて、生産性向上と不純物汚染低減に伴う歩留り向上に寄与する技術を開発しスポンジチタンでのコストダウンも実現する。そのための目標を設定した。

開発されたスポンジチタンは、「1.高効率チタン薄板製造技術開発」で開発された技術と組み合わせることで、チタン材の革新的なコストを実現でき、チタン材の新市場開拓が期待できる。また、当該スポンジチタンは低コストかつ高品質であるため、単体でも、既存の一般スポンジチタン市場や、高品質スポンジチタン市場での国際競争力の向上を期待できる。

#### C-1 Fe 汚染防止技術の開発

スポンジチタン塊の Fe 汚染経路を調査し、「熔融マグネシウムは数百 ppm 以上の Fe 溶解度を持ち、構成容器から溶出した Fe がチタンの汚染源となること」、「チタンは Fe との親和性が高いため、熔融マグネシウム中の Fe を吸収する性質があること」が確認された。従って、スポンジチタンの Fe 汚染抑制のためには、「Fe で汚染された熔融マグネシウムの精製技術」、「反応容器からの Fe 溶出防止技術の開発」が重要であることが明らかとなった。

また、鋼製反応容器からの Fe 溶出に関しては、反応容器はスポンジチタンの還元分離工程に使用すると内壁表面にチタンとの合金層が形成され、反応容器から熔融マグネシウムへの Fe の溶出が抑制され、特に、チタン濃度が高く  $TiFe_2$  や  $TiFe$  などの金属間化合物となった合金層は、Fe の溶出防止効果が高いことが明らかになった。

これらの知見を基に、「Fe で汚染された熔融マグネシウムの精製技術」および「反応容器からの Fe 溶出防止技術」を開発し、スポンジチタンの Fe 濃度半減(200ppm 以下)と A 級歩留まり 5% 向上の効果を実機スケールにて実証した。

加えて、反応容器とスポンジチタンが直接接触することで発生する高 Fe 粒を自動で選別除去する技術を開発した(図 3-2.3.2-c1)。パイロット試験機を導入し、高 Fe 粒を含むスポンジチタン

ロットを対象に、実証試験を行った結果、Fe 濃度を大幅に低減することができ、自動選別後のスポンジチタンロットは A 級スポンジとして使用可能であることを確認した。これにより、A 級歩留まり 1% 向上の効果を実機スケールで実証した。

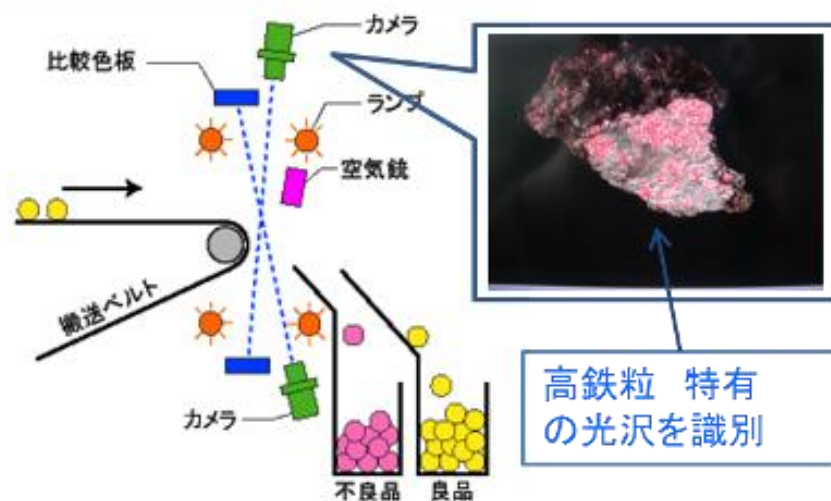


図 3-2.3.2-c1 自動選別装置の作動原理

## C-2 O 汚染防止技術の開発

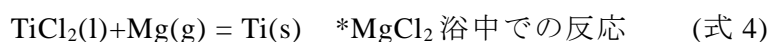
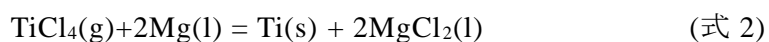
通常のスポンジチタンは約 270ppm の O を含有しているが、O 濃度低減のためには、その汚染経路と存在形態把握が肝要である。スポンジチタン中の O の汚染経路(存在形態)を、「固溶 O」「MgCl<sub>2</sub>の吸湿水分」「表面 O」「分析時の汚染」の 4 種と仮定し、各種分析手法を組み合わせることで、それぞれの汚染経路が占める割合を定量化した。

また、各汚染経路への対策を施すことで、実機製造設備を用いて、O 濃度 150ppm 以下の低 O スポンジチタンを、トンオーダーで製造できた。

## C-3 還元工程高速化技術開発

これまで不明点が多かった実機生産設備における TiCl<sub>4</sub> の Mg 還元反応機構を詳細に調査した。下記の式 1 から式 4 の表記において、(g)は気相、(s)は固相、(l)は液相の状態を示す。

還元反応の序盤は TiCl<sub>4</sub> (g)と Mg(g)が反応する気相反応(式 1)と、TiCl<sub>4</sub>(g)が浴面の Mg(l)の浴面反応(式 2)の混合で反応が進行し、気相反応で生じた Ti 微粉(2μm 程度)が浴面に落下後、浴面反応の核となって数十 μm に成長して沈降し、スポンジチタン塊を形成すると考えられる。この際、気相反応で生じた Ti 微粉の一部は容器内壁面に付着し、針状の壁面スポンジを形成すると考えられる。数値シミュレーションの結果、気相反応と気液反応の割合は発熱量比で 28 : 72 と見積もられた。還元反応の中盤は基本的に序盤と同じ反応機構だが、容器内に成長したスポンジチタンによって容器外への抜熱が阻害されるため、浴面温度が上がりやすく Mg(g)の量が多いため、気相反応の割合が多いと推定された。一方、還元反応の終盤は、浴面の Mg が枯渇しているため、序盤および中盤とは反応機構が大きく異なり、TiCl<sub>4</sub>は TiCl<sub>2</sub>に部分還元されて MgCl<sub>2</sub>(l)に溶解した後、MgCl<sub>2</sub>浴深部で、Mg によって Ti に還元される二段反応(式 3)(式 4)が生じていると考えられる。





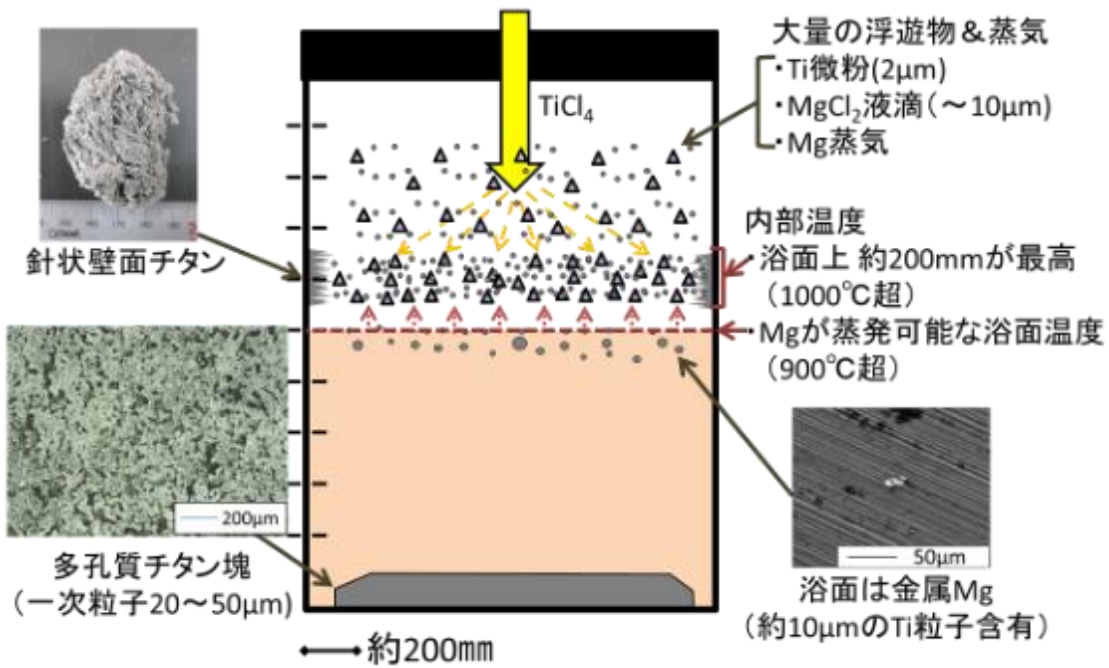


図 3-2.3.2-c2 還元反応序盤における反応機構 (1/2)

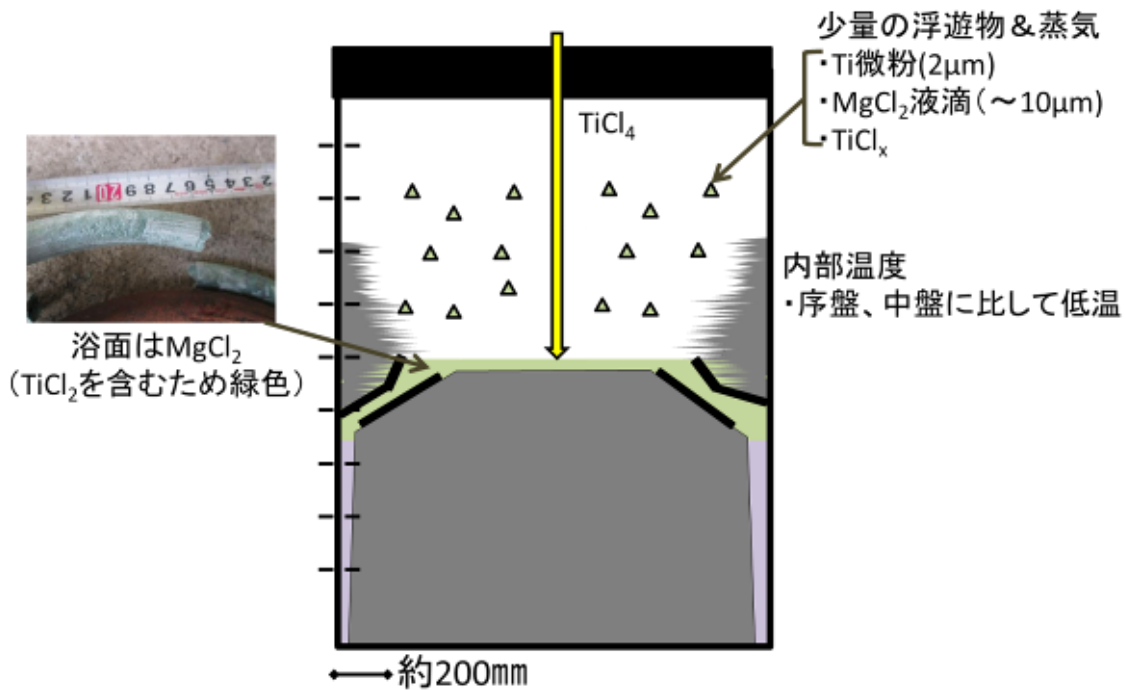


図 3-2.3.2-c2 還元反応終盤における反応機構 (2/2)

前記の反応機構に基づき各反応段階における律速因子を把握すると共に、還元反応の数値シミュレーションプログラムを開発した。これらを基に還元反応高速化のための実機スケールの試験装置を開発し 30%の反応高速化に成功した。

#### C-4 分離工程高速化および Cl 汚染防止技術の開発

真空分離工程におけるスポンジチタン塊の内部温度測定など、真空分離機構の詳細を調査し、伝熱だけでなくスポンジチタン塊の通気性も考慮した数値シミュレーションプログラムを開発した。これらの結果を基に、真空分離工程の高速化技術および  $\text{MgCl}_2$  分離不足の防止技術を開発し、実機スケール試験や数値シミュレーションにて検証した結果、真空分離所要時間を 30%以上削減する効果と、A 級歩留まりを 2%向上する効果が確認された。

また、Cl 汚染低減のため、実態調査を行ったところ、所定の還元反応条件下では  $\text{MgCl}_2$  が内包される形でスポンジチタンが生成され、内包された  $\text{MgCl}_2$  は真空分離工程にて除去できないため、Cl 濃度が大きくなることがわかった。そこで、還元反応条件を適切に制御することで、Cl 濃度の低減でき、実機スケールにて Cl 濃度 200ppm 以下の低 Cl スポンジチタンを製造することに成功した。

#### C-5 直接圧延用高品質スポンジチタンの試作

前述の「高効率チタン薄板製造技術開発」は、チタンの溶解・鍛造工程を省略し、原料であるスポンジチタンを直接圧延して薄板を製造する方法の開発であり、スポンジチタンに含まれる  $\text{MgCl}_2$  はそのまま薄板に移行するため、原料となるスポンジチタンの  $\text{MgCl}_2$  濃度は低いことが望ましい。標準的なスポンジチタンでは、Cl 濃度 600~1000ppm 相当の  $\text{MgCl}_2$  が含まれ低減が必要である。そこで、前述の Cl 汚染低減技術を活用して Cl 濃度を所定量以下に低減した低 Cl スポンジチタンを製造し、直接圧延用の原料スポンジチタンとして「高効率チタン薄板製造技術開発」に提供し、評価を受けた。

「高効率チタン薄板製造技術開発」では、低 Cl スポンジチタンを用いて試作した場合でも、薄板に表面疵が発生した。表面疵の調査結果を基に、低 Cl スポンジチタンのさらなる高品質化を進めた結果、表面疵の発生頻度を大幅に低減できた。

#### C-6 まとめ

本開発では、スポンジチタンの不純物汚染機構および反応機構を詳細に調査し、クロール法の主要な課題である、不純物汚染を大幅に低減する高品質化技術と、生産性を大幅に向上する高効率化技術を開発した。高品質化技術では、Fe、O、Cl を不純物汚染低減の対象元素とし、それぞれの元素について汚染機構を詳細に把握し、その結果に基づいて低減技術を開発することで、いずれの元素もトンオーダーの実機スケールの試験において目標である半減を達成できた。また、その結果、A 級歩留まり(スポンジチタン塊全体のうちチタン構造材用にとして使用可能なスポンジチタンの割合)を 8%向上できた。

・スポンジチタン塊の Fe 汚染経路を把握すると共に、反応容器はスポンジチタンの還元分離工程に使用すると内壁表面にチタンとの合金層が形成され、反応容器から溶融マグネシウムへの Fe の溶出が抑制されることを明らかにした。これらの知見を基に、「Fe で汚染された溶融マグネシウムの精製技術」および「反応容器からの Fe 溶出

防止技術」を開発し、スポンジチタンの Fe 濃度半減(200ppm 以下)と A 級歩留まり 5%向上の効果を実機スケールにて実証した。

- ・反応容器とスポンジチタンが直接接触することで発生する高 Fe 粒を自動で選別除去する技術を開発し、A 級歩留まり 1%向上の効果を実機スケールで実証した。

- ・スポンジチタン中の O の汚染経路(存在形態)を、「固溶 O」「 $\text{MgCl}_2$  の吸湿水分」「表面 O」「分析時の汚染」に分けて定量化した。また、各汚染経路への対策を施すことで、実機製造設備を用いて、O 濃度 150ppm 以下の低 O スポンジチタンを、トンオーダーで製造できた。

- ・還元反応の序盤および中盤は  $\text{TiCl}_4(\text{g})$  と  $\text{Mg}(\text{g})$  が反応する気気反応と、 $\text{TiCl}_4(\text{g})$  が浴面の  $\text{Mg}(\text{l})$  と反応する気液反応の混合で反応が進行し、気気反応で生じた Ti 微粉(2 $\mu\text{m}$  程度)が浴面に落下後、浴面での気液反応の核となって数十  $\mu\text{m}$  に成長した後、沈降し、スポンジチタン塊を形成すると考えられる。この際、気気反応で生じた Ti 微粉の一部は容器内壁面に付着し、針状の壁面スポンジを形成すると考えられる。数値シミュレーションの結果、気気反応と気液反応の割合は、序盤の場合、発熱量比で 28 : 72 と見積もられた。

- ・還元反応の終盤は、浴面の Mg が枯渇しているため、序盤および中盤とは反応機構が大きく異なり、 $\text{TiCl}_4$  は  $\text{TiCl}_2$  に部分還元されて  $\text{MgCl}_2(\text{l})$  に溶解した後、 $\text{MgCl}_2$  浴深部で、Mg によって Ti に還元される二段反応が生じていると考えられる。

- ・把握した反応機構に基づき還元反応高速化を実現する実機スケールの試験機を開発し、実証試験を行い 30%の反応高速化に成功した。

- ・真空分離機構を詳細に調査し、スポンジチタン塊の通気性も考慮した数値シミュレーションプログラムを開発した。また、把握した真空分離機構に基づいて、真空分離高速化技術を開発し、実機スケール試験や数値シミュレーションで検証した結果、30%以上の分離時間短縮効果があると見積もりられた。

- ・還元反応条件を適切に制御することで、実機スケール試験にて Cl 濃度 200ppm 以下の低 Cl スポンジチタンをトンオーダーで製造できた。

- ・所定量以下の Cl 濃度のスポンジチタンを「1. 高効率チタン薄板製造技術開発」の原料サンプルとして提供した。各種汚染源を排除する高品質化を進めることで直接圧延で製造したチタン薄板の表面疵を低減できた。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

下記の表には、2016年度よりテーマ番号 11 に統合された [テーマ番号 12] 高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発に関する件数も合わせて記載している。

表 3-2.3.2-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読 付き	その 他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレ ス発 表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	1	0	9	0	0	0	0	0	2
2015FY	0	2	16	1	0	0	0	0	2
2016FY	5	0	8	3	0	0	0	0	1
2017FY	2	2	16	3	0	0	0	0	2
2018FY	1	0	13	2	0	0	0	1	1
2019FY	1	0	7	1	0	0	0	0	1
2020FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2021FY	0	1	0	0	0	0	0	0	1
2022FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
合計	10	5	69	10	0	0	0	1	11

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

#### (4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

本開発に関して知的財産権を確保するために、国内はもとより海外にも積極的に特許出願を進めている。

なお、下記の表には、2016年度よりテーマ番号11に統合された[テーマ番号12]高品質スポンジチタン高効率製造プロセス技術の開発に関する件数も合わせて記載している。

表 3-2.3.2-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT出願 <sup>※</sup>
2013FY	0	0	0
2014FY	1	0	0
2015FY	10	0	1
2016FY	9	1	10
2017FY	2	2	3
2018FY	7	0	0
2019FY	4	0	3
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	1
2022FY	0	0	0
合計	33	3	18

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

#### 2.3.2.3 参考文献

なし

## 2.4 研究開発項目④「革新的アルミニウム材の開発」

### 2.4.1 [テーマ番号 1 3] 高強度アルミニウム合金を用いた自動車部品の開発 (2013 年度～2022 年度)

#### 2.4.1.1 テーマの概要

##### (1)背景と目的

微量添加元素により高強度化した革新アルミニウム合金と、大型ねじり鍛錬加工装置による高機能化プロセスと、さらにその接合技術を併せて開発することで、自動車部材としての革新アルミニウム材料適用技術を確立する。さらにこれらの技術を適用した溶接構造自動車部材を試作・評価し、マルチマテリアルボディの実現につなげる。

##### (2)目標値

2018 年度までは航空機用材料を目標として、高強度アルミニウム合金の開発を進めた。2019 年度以降は自動車のマルチマテリアルボディの実現に向け、革新アルミニウム合金の開発と、アルミニウム合金の高機能化プロセス開発と、溶接構造自動車部材の試作、評価を進める。

表 3-2.4.1-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
高強度・高靱性アルミニウム合金の開発 (2013～2018 年度)	引張強さ $\geq 660\text{MPa}$ 耐力 $\geq 600\text{MPa}$ 伸び $\geq 14\%$ ラボスケール	引張強さ $\geq 750\text{MPa}$ 耐力 $\geq 700\text{MPa}$ 伸び $\geq 12\%$ ラボスケール	引張強さ $\geq 750\text{MPa}$ 耐力 $\geq 700\text{MPa}$ 伸び $\geq 12\%$ を有し、幅 500 mm 以上の板材 (2018 年度末)	
高強度アルミニウム合金を用いた自動車部品の開発 (2019～2022 年度)			溶接構造用革新 5000 系合金開発 大型ねじり鍛錬加工装置によるアルミニウム合金の高機能化実証 フィラードレーザ溶接技術の開発 ベンチマークとなる自動車部材のリバースエンジニアリング	構造用革新 6000 系合金の開発 大型ねじり鍛錬加工プロセスによるアルミニウム合金の高機能化検証 革新アルミニウム合金を用いた自動車部品の設計および試作

### (3)全体計画

2013～2018年度は、航空機向け高強度・高靱性アルミニウム合金（革新7000系合金）および、その製造プロセス開発を行う。高強度アルミニウム合金は7000系合金をベースとして化学成分の最適化を行う。また強度と靱性の両立を目的としたプロセス技術として、溶解鋳造技術（電磁攪拌鋳造技術）開発、鍛錬技術（ねじり鍛錬加工技術）開発、圧延技術（熱間圧延技術）開発、押出技術開発、鍛造組織技術開発、熱処理技術開発、水素ポア制御技術開発をそれぞれ行うとともに、航空機材の切削加工で問題となりうる残留応力測定技術開発も行う。さらにシミュレーション開発により、プロセス条件の最適化を検討する。

2019～2022年度は、超軽量自動車部品の開発を行うため、自動車部品向け革新アルミニウム合金として、Scの添加により高強度化した革新5000系合金および革新6000系合金の開発を行う。またアルミニウム合金の機能性向上を目的として、φ95mm大型ねじり鍛錬加工装置を開発・導入し、ねじり鍛錬加工の効果を検証する。実用化技術として、フィラードレーザ溶接技術開発を行い、革新アルミニウム合金の最適接合技術を確立する。さらに軽量化実証のための自動車部材を決定し、革新アルミニウム合金を用いた超軽量自動車部品の設計および実証試作を行う。

### (4)実施体制

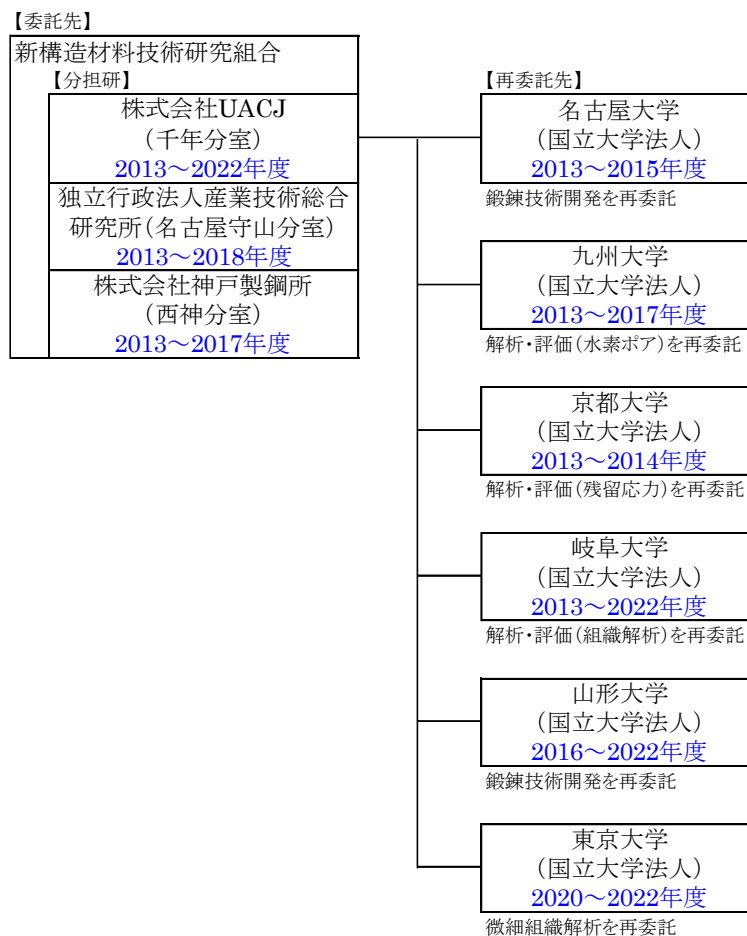


図 3-2.4.1.1-1 研究実施体制

表 3-2.4.1.1-2 分担研・再委託先の実施内容

分担研・再委託先	実施内容
UACJ	全体総括、革新アルミニウム合金開発、プロセス開発 等
産業技術総合研究所	溶解鑄造技術開発
神戸製鋼所	鍛造技術開発
名古屋大学	鍛錬技術開発
九州大学	水素ポア解析技術開発
京都大学	残留応力測定技術開発
岐阜大学	ねじり鍛錬加工材の強度解析・評価
山形大学	ねじり鍛錬加工の熱・歪シミュレーション
東京大学	革新アルミニウム合金の微細組織解析

#### (5) 運営管理

個別課題に関する打合せを随時必要に応じて実施。

さらに、年度初めと年度末に全体で進捗報告・技術討議を行い、全体進捗管理を実施する。

#### (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

航空機において大型機体では CFRP の採用が増加しているが、CFRP はコストが高いため中・小型機ではアルミニウム合金を主体とした機体構造が採用されている。例えば中・小型機で使用されるアルミニウム合金の 50% を革新 7000 系合金に置き換えると、約 10% 程度の軽量化が達成されることから、燃費の向上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギーの観点からも実施の効果は非常に大きい。

一方、自動車部材には、鉄、あるいはアルミ一般材が使用されており、大幅な重量軽減のためには軽量・高強度合金の適用と、継手強度の向上が不可欠である。そこで Sc を添加した革新 5000 系合金および革新 6000 系合金を自動車部品に適用することで、超軽量自動車部品の作製を実現でき、燃費の向上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギーの効果を得ることができる。なお Sc は生産量が少なく高価な元素であったが、近年オーストラリアの Ni,Co 鉱山で副産物として Sc の生産が始まっており、比較的 low コストでの入手が期待できる。



## 2.4.1.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.4.1-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
高強度・高靱性アルミニウム合金の開発 (2013～2018年度)	引張強さ $\geq 750\text{MPa}$ 耐力 $\geq 700\text{MPa}$ 伸び $\geq 12\%$ を有し、幅 500 mm 以上の板材 (2018年度末)	熱間圧延プロセスにより、最終目標を達成した。	○	
高強度アルミニウム合金を用いた自動車部品の開発 (2019～2022年度)	革新 6000 系合金 (6xxx+Sc 合金)の開発 大型ねじり鍛錬加工プロセスによるアルミニウム合金の高機能化検証 革新アルミニウム合金を用いた自動車部品の設計および試作	従来合金(6082-T6)材に対して 20%高強度化した革新 6000 系合金を開発した。 大型ねじり鍛錬加工では革新 7000 系合金の亀裂進展特性向上と 6061 合金の強度向上を確認した。 自動車部品の設計・実証試作では、フロントサイドメンバーでオリジナルに対して 40%の軽量化を達成した。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

### (2)研究開発の成果と意義

#### 1. 合金開発 (2013～2017 年度)

高強度・高延性が得られる 7000 系アルミニウム合金を設計・開発することを目標に合金元素や熱処理等について検討した。合金の添加元素として亜鉛、銅、マグネシウムの添加量を変化させた合金及びその合金への復元処理（熱処理）条件について検証し、強度、延性、破壊靱性、耐 SCC 性、疲労特性の最適化が得られる添加量や条件を決定することができた。特に、「開発合金-T6 ラボ小型試作材」は最終目標の強度を達成しており、目標である合金組成を得ることができた。なお、「開発合金-T6 ラボ大型試作材」は圧延加工度の違いから 10MPa 程度強度が低く、「開発合金-T7 ラボ大型試作材」は熱処理条件の違いにより、さらに低強度の結果となった。

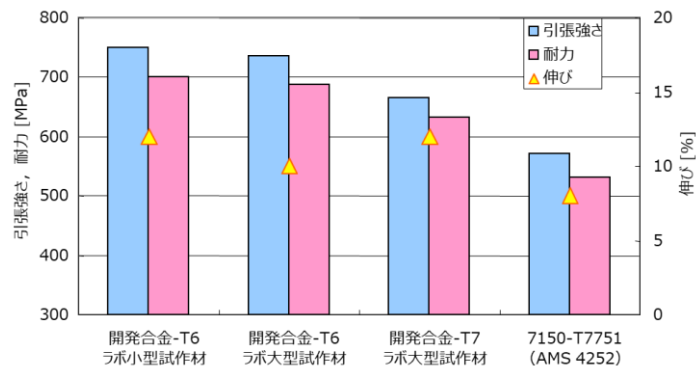


図 3-2.4.1.2-1-1 熱間圧延材の強度評価結果

## 2. 鋳造および脱ガス技術開発

### 2-1 電磁攪拌による鋳造組織微細化

アルミニウム合金の最終特性は最も上工程である鋳造工程における凝固時の結晶組織に大きく依存する。このため更なる特性向上を目指して、凝固中のアルミニウム溶湯に電磁攪拌を印加し、得られる鋳造組織を微細化する技術を開発した。また、本プロセスを実生産プロセスである連続鋳造プロセスへ組み込むことを検討し、連続鋳造プロセスにおいても鋳造組織微細化が可能であることを確認した。さらに、工業生産への展開を目的に、大型鋳塊の鋳造割れに対する技術ポイントの明確化と、電磁攪拌プロセスを大型ビレットに適用する際の課題と必要技術の抽出を行い、大型鋳塊製造に関して目途付けを行うことができた。

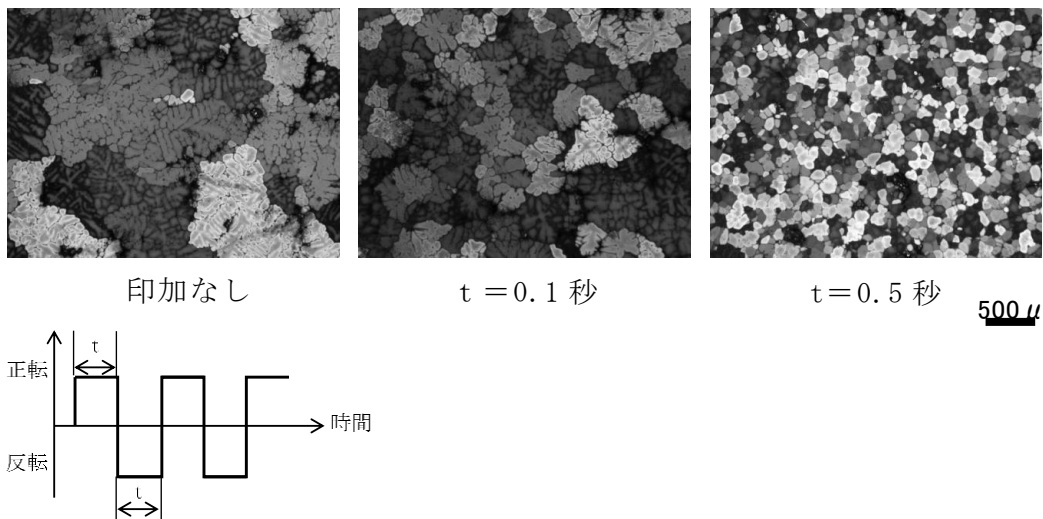


図 3-2.4.1.2-2-1 電磁攪拌による鋳造組織微細化技術の開発

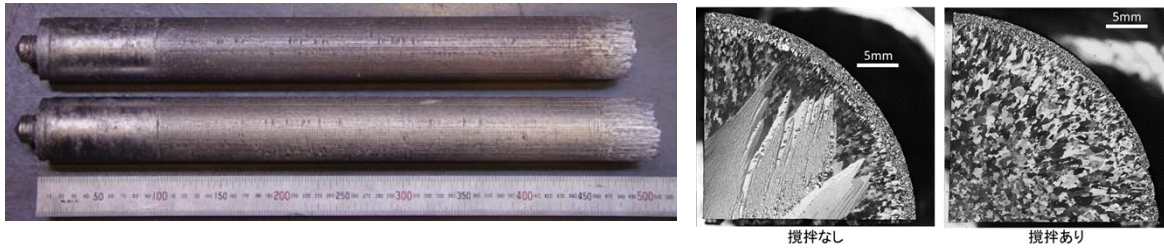


図 3-2.4.1.2-2 電磁攪拌を付与して作製した連続铸造ビレットとその組織

### 2-2 脱ガス処理による含有水素量の低減

アルミニウム合金の靱性向上のためには、材料中に含まれるガス、特に含有水素を低減することが非常に重要となる。従来のバブリング法では困難であった 0.1ppm 以下にまで水素量を低減する真空脱ガス技術を開発した。

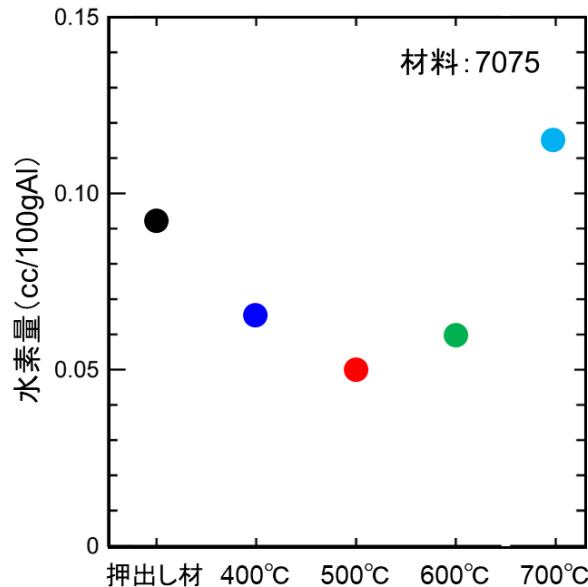


図 3-2.4.1.2-3 含有水素量に及ぼす真空脱ガス処理温度の影響

### 3. 鍛錬技術の開発

鑄塊に圧縮ねじり加工を施すことで組織の微細化および金属間化合物の微細分断化に非常に有効であることが確認された。続いてφ50mm ねじり鍛錬加工機およびφ95mm 大型ねじり鍛錬加工機を導入し、シミュレーションと併せて、限界加工条件、最適加工条件の検討を行った。そして、鑄造⇒ねじり鍛錬加工⇒均質化処理⇒熱間押出⇒溶体化・焼入れ⇒人工時効処理の工程で高機能化効果を検討した結果、革新アルミニウム合金で強度向上効果は認められなかったが、疲労亀裂進展特性 (T-L 方向) の向上を確認した。疲労亀裂進展試験後の破面 SEM 像より、T-L 方向ではねじり加工材の破面の凹凸が大きくなっている様子がみられることから、ねじり加工によって亀裂進展抵抗が上昇したと考えられる。

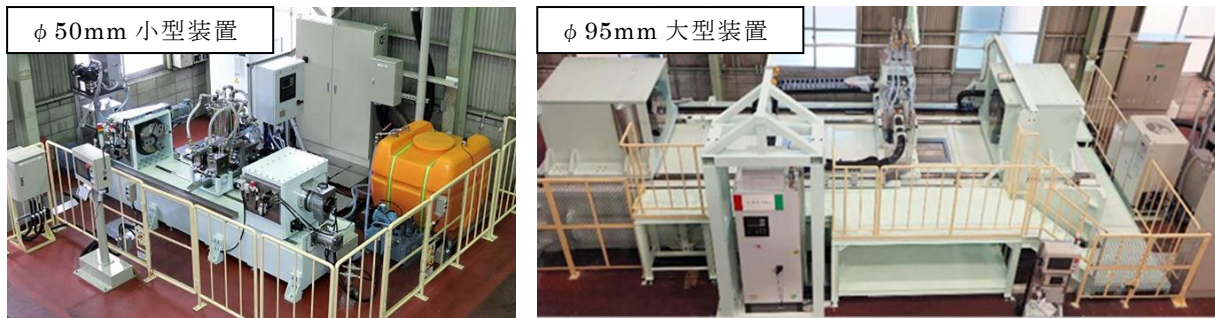


図 3-2.4.1.2-3-1 ねじり鍛錬加工装置の外観

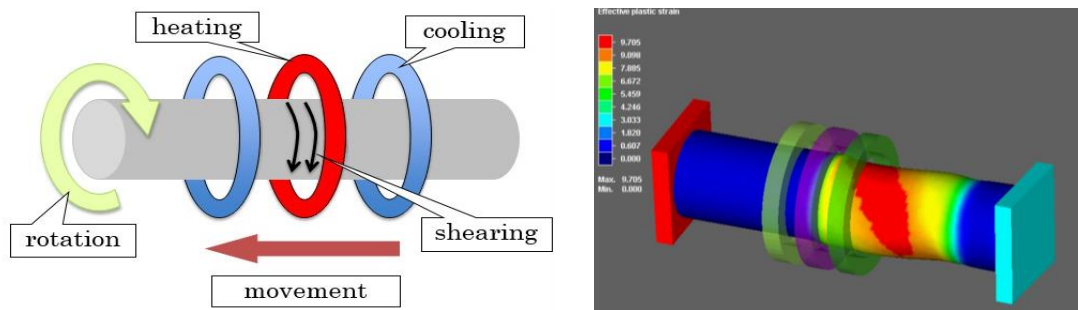


図 3-2.4.1.2-3-2 連続ねじり加工シミュレーションモデルおよび解析例

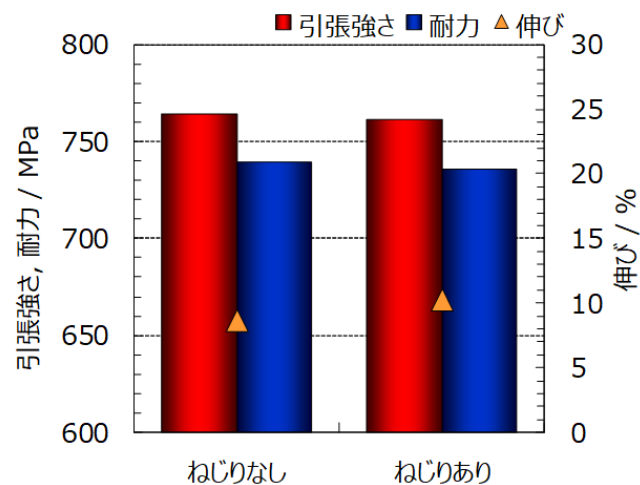


図 3-2.4.1.2-3-3 革新 7000 系合金の強度に及ぼすねじり鍛錬加工の効果

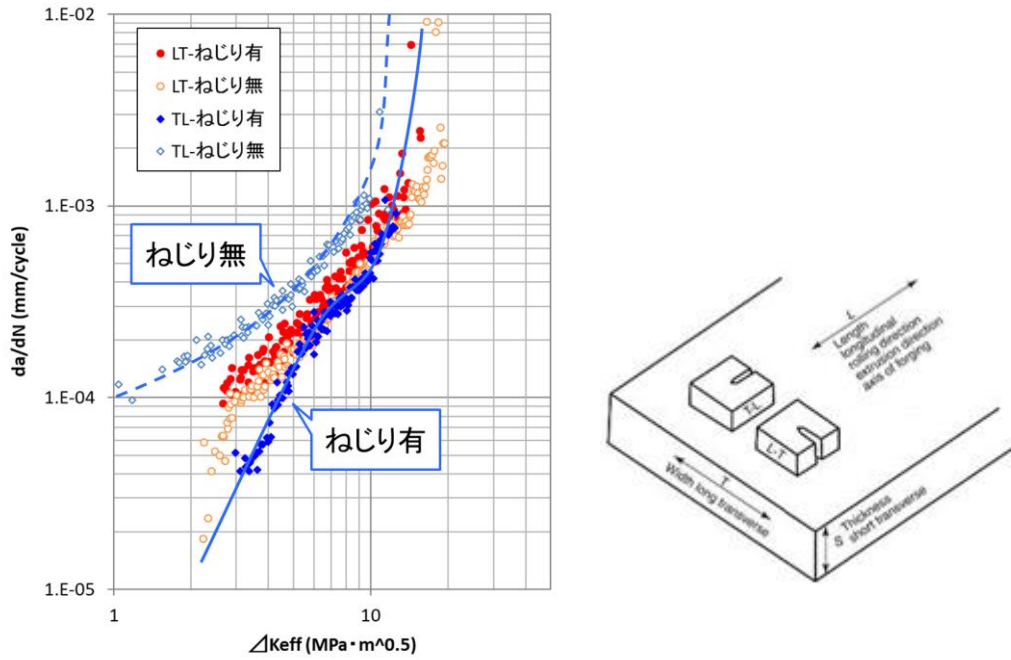


図 3-2.4.1.2-3-4 革新 7000 系合金の亀裂進展特性に及ぼすねじり鍛錬加工の効果

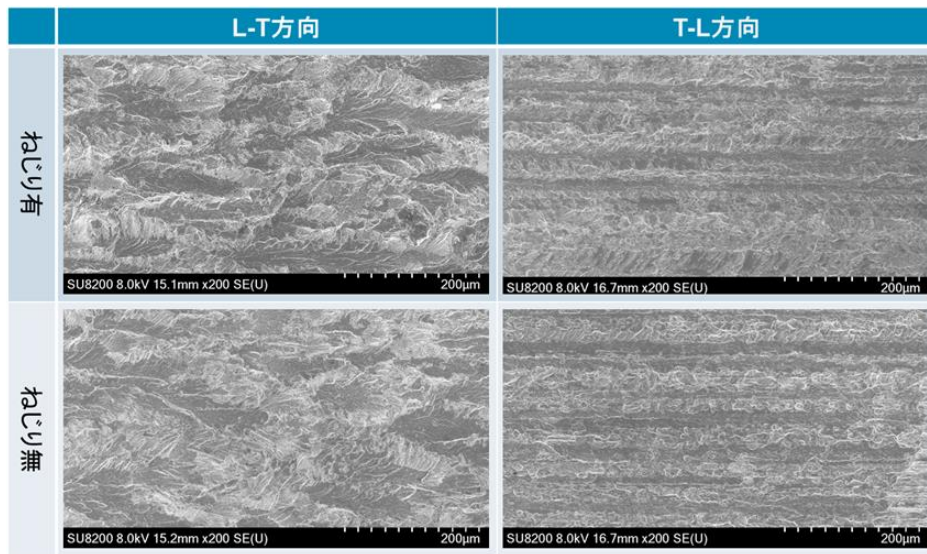


図 3-2.4.1.2-3-5 革新 7000 系合金の亀裂進展試験後の破面

また革新 7000 系合金ではねじり鍛錬加工による強度向上効果がみられなかったが、従来合金の 6061 合金  $\phi 95\text{mm}$  押出棒を用いてねじり鍛錬加工後、T6 処理を行った結果、強度の向上を確認した。

表 3-2.4.1.2-3-1 6061 合金押出棒のねじり鍛錬加工による引張性質への影響

	引張強さ(MPa)	耐力(MPa)	伸び(%)
ねじり無	195	98	33
ねじり有	199	110	28

#### 4. 圧延技術開発

熱間圧延時の温度および歪み速度の条件によって最終製品のマイクロ組織や機械的性質が変化することが明らかとなっており、最終板材としての集合組織・安定なサブグレイン組織を得るための最適熱間圧延条件等を検討して研究を進めた。圧延加工技術についての検証を複数の課題について行い、加工度を高めるための方法として圧延途中での切断装置の導入、圧延中の温度分布の発生を防ぐための途中加熱装置の導入等を行い、最良な圧延方法を開発した。この開発で得た技術を用いて革新 7000 系合金を圧延した結果、最終目標の強度を有する圧延板材を試作することが可能であり、さらに耐食性、破壊靱性を維持しながら高強度な板材が開発できることを確認した。

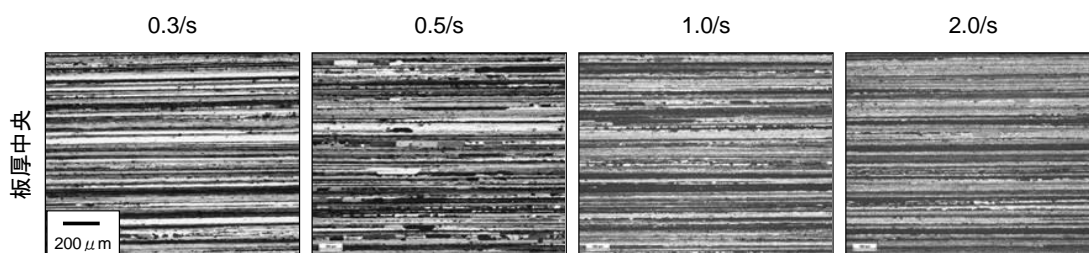


図 3-2.4.1.2-4-1 T6 材のマイクロ組織に及ぼす熱間圧延時の歪み速度の影響



図 3-2.4.1.2-4-2 最適な熱間圧延条件で作製した革新 7000 系合金板材

#### 5. 押出技術開発

革新 7000 系合金では、ねじり鍛錬加工と押出加工を組み合わせることで、亀裂進展特性の向上が達成できることを確認した。さらに鍛錬加工実プロセスの最適化を目的として、自動運転有限要素解析システムを用いて押出製品のひずみ分布最小化条件を評価した。

また後述の実証試作部品で革新 6000 系合金の押出材を作製するが、断面形状が不均一なためダイス設計の最適化を行った。

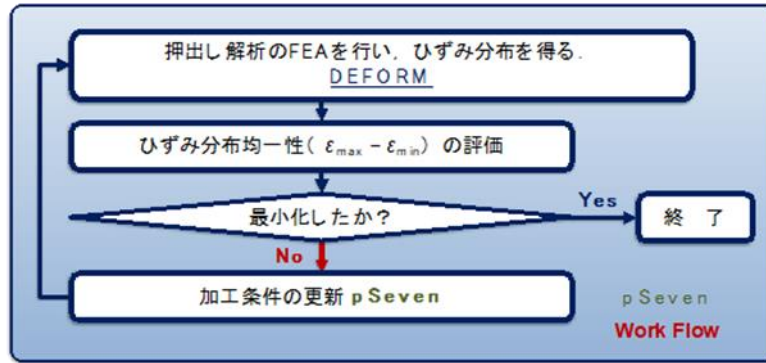


図 3-2.4.1.2-5-1 プロセス最適化自動運転有限要素解析システムの概念図

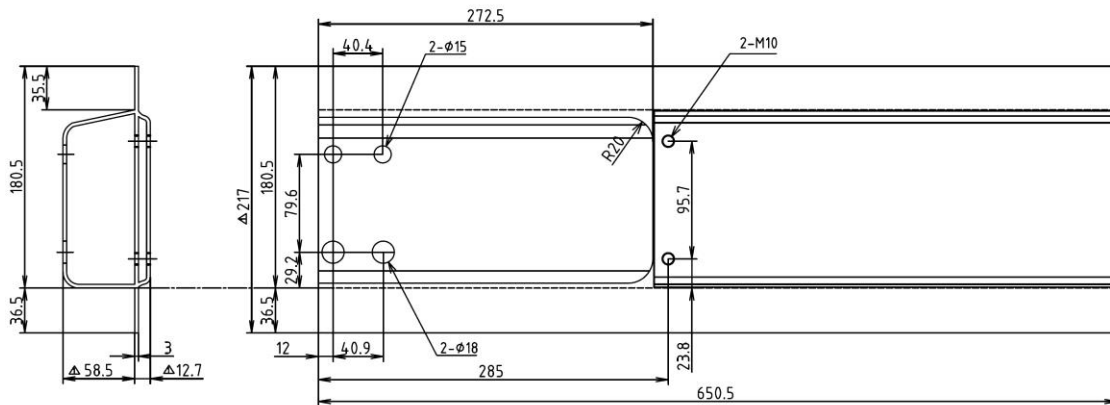


図 3-2.4.1.2-5-2 実証試作部品の形状

## 6. 鍛造技術の開発

高強度高延性鍛造材を得るための鍛造条件（温度，歪み速度，加工度）と機械的特性について、2014-2015年度は7050合金を用いた基礎試験、2016-2017年度は革新7000系合金を用いた検討を行った。革新7000系合金について、ビレット再加熱温度、鍛造開始温度、鍛造加工度がともに高いほど強度が向上する傾向がみられ、開発材No.1（ビレット再加熱温度470℃、鍛造開始温度400℃、ひずみ速度 $0.15s^{-1}$ 、鍛造加工度3.1）において、引張強さ、耐力はそれぞれ最高の766MPa、726MPaの値を示し、伸びも14%の高い値が得られ、第2中間目標（2017年度）を達成した。なお、比較として示したNo.3は、鍛造加工度が1.7である以外はNo.1と同一条件である。開発材No.1のマイクロ組織は、ベータファーバーが発達し、大部分の粒界が大角からなる粒径 $2.8\mu m$ の微細粒マイクロ組織からなることを確認した。

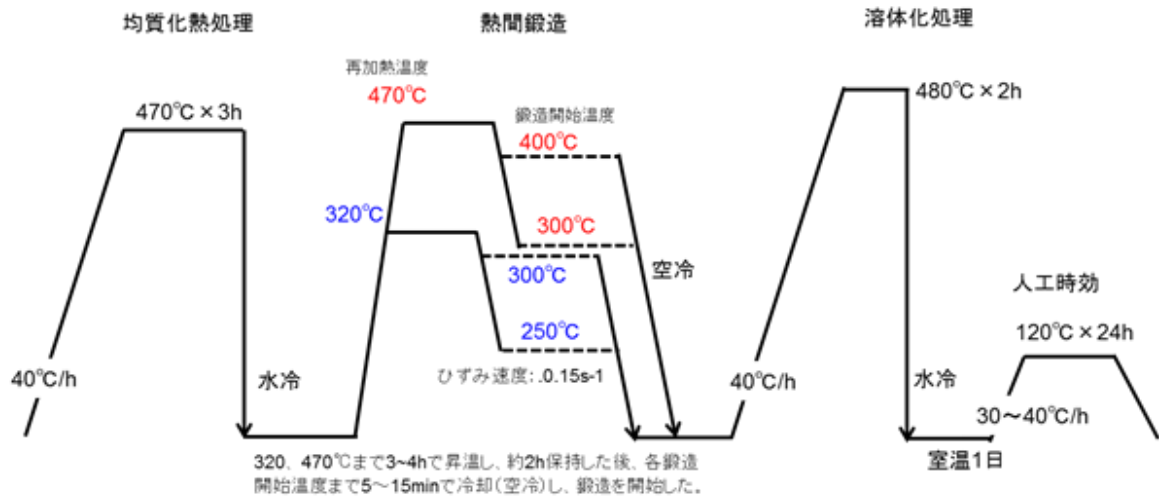


図 3-2.4.1.2-6-1 鍛造条件の検討 (供試材製造条件)

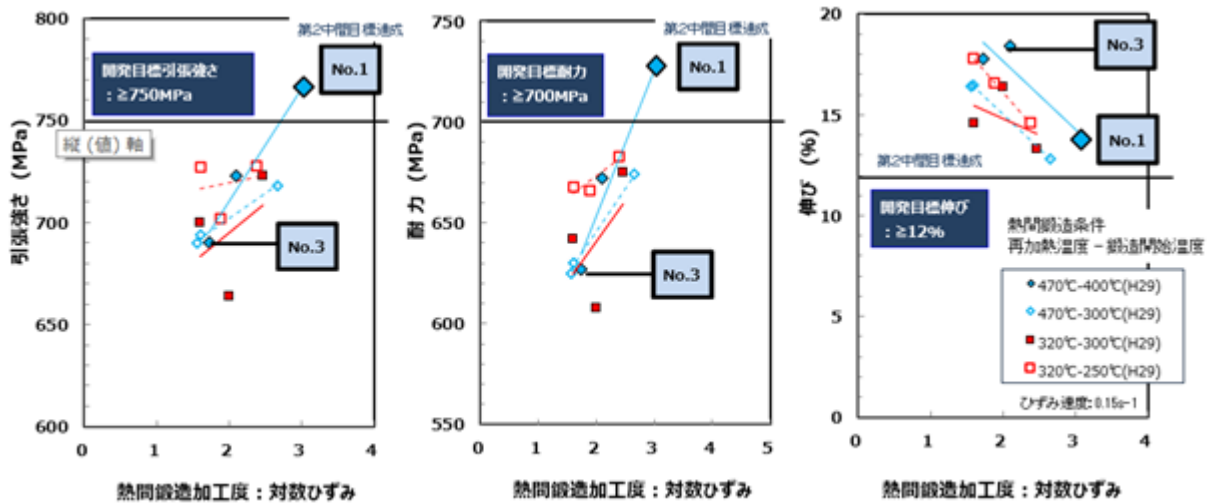


図 3-2.4.1.2-6-2 開発材の熱間鍛造加工度と機械的性質の関係

## 7. 熱処理技術開発

溶体化処理時の固溶量増大を図り、人工時効時の析出強化の増大を目的として高温溶体化処理の検討を行った。局所溶融を起こさないように昇温速度の制御を行い 480°Cの溶体化処理を実施した結果、強度の向上を確認した。さらに、耐食性に良好となる RRA 処理条件を検討し、引張試験及び応力腐食割れ試験から、RRA 処理の最適な条件を提示することができた。また、均質化処理・溶体化処理・人工時効の熱処理条件の最適化を行い、目標強度が得られる処理条件を提示した。



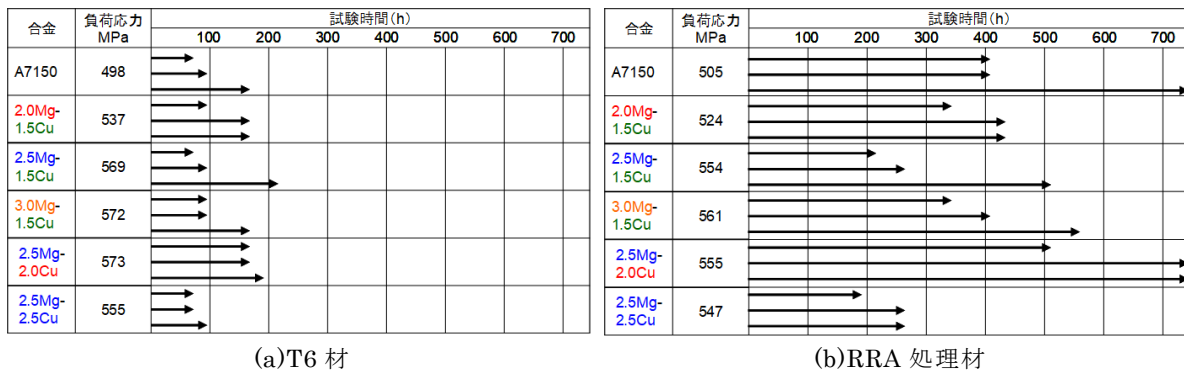


図 3-2.4.1.2-7-1 革新 7000 系合金の RRA 処理による耐 SCC 性向上 (10%Zn 材)

### 8-1 解析・評価—水素ポア制御技術開発

本研究では、含有水素の強度及び破壊靱性に及ぼす影響が大きいと、水素ポアの含有量の定量評価と水素脆化条件および脆化抑制効果を検討した。その結果、水素ポアは casting 中に晶出物上に発生し、熱処理で成長すること、晶出物の種類により水素ポアの生じ易さ・成長速度に大きな差があることを確認した。また、引張特性・破壊靱性は、通常材より水素量が多いと悪化するが、通常材以下の水素量では影響が少ないこと、疲労及び耐食性についても水素の影響があるが、0.05ppm 以下では影響がないことを明らかにした。また、開発合金では 500°C 以上の処理で水素が増加するが、処理時間を長くすることにより水素量を 0.05ppm 以下にまで低減可能であることを明らかにした。

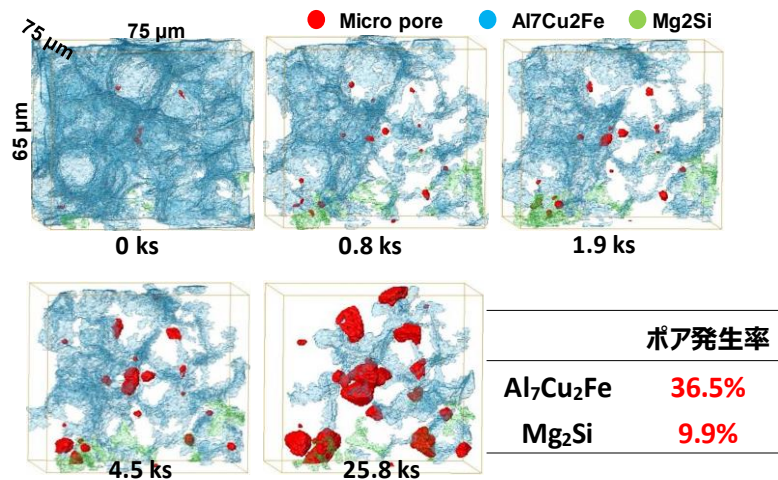


図 3-2.4.1.2-8-1 熱処理中の水素ポアの発生・成長挙動の 4D 観察

### 8-2 解析・評価—残留応力評価技術開発

厚肉の金属材料において、高温から急速冷却を行う溶体化処理時に表面と内部の温度勾配によって熱応力が発生し、残留応力が残存するため精密加工時にひずみやねじれが発生し問題となることがある。残留応力を定量的に把握することは非常に重要であり、材料内部における残留応力分布を評価するため、深穴穿孔法 (DHD 法) による残留応力測定装置を導入し、高精度に内部応力の分布を測定する技術を開発した。さらに深穴穿孔法では表面近傍の残留応力を正確に測定できないため、穿孔法装置を

導入し、穿孔法と深孔穿孔法を組み合わせることにより、表層から高深度までより正確な残留応力の評価を行える手法を開発した。また、中性子回折法による残留応力測定を行い、深孔穿孔法の測定結果と比較して、深孔穿孔法が十分な精度を有することを検証した。

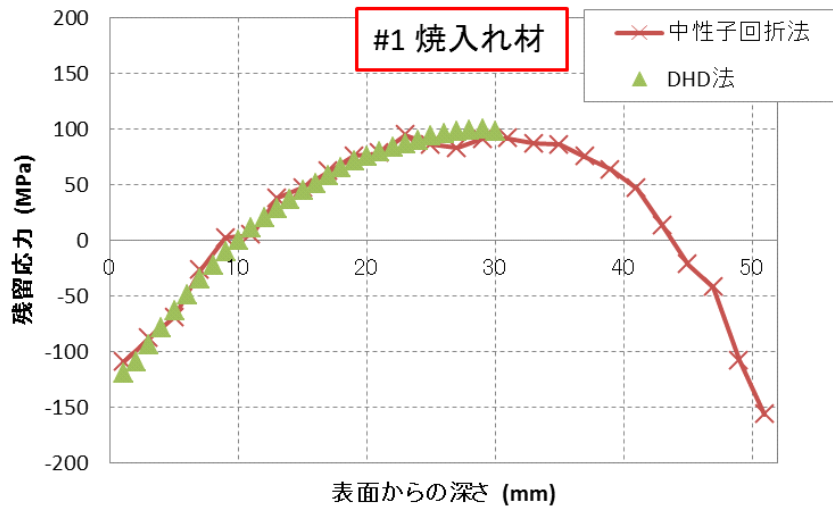


図 3-2.4.1.2-8-2 深孔穿孔法（DHD 法）と中性子回折法による残留応力測定結果の比較

### 8-3 解析・評価－組織解析

ねじり鍛錬加工は外周部ほどひずみ量が大きく、中心部ではひずみ量はゼロに近い。断面内でのひずみ分布が大きいことから、 $\phi 50\text{mm}$ でのねじり鍛錬加工による機械的性質の不均一性について、ねじり鍛錬加工後に $\phi 12\text{mm}$ 丸棒形状に押出した材料を用いて、微小引張試験により定量的に調査した。ねじり有無とも、最外周部分（中心から $5\text{mm}$ ）の位置において強度が大きく変動しているが、原因の解明には至らなかった。最外周部分を無視すると、引張強度は位置に依らずほぼ同じ値を採っており、その平均はねじり無の方が高いことを明らかにした。

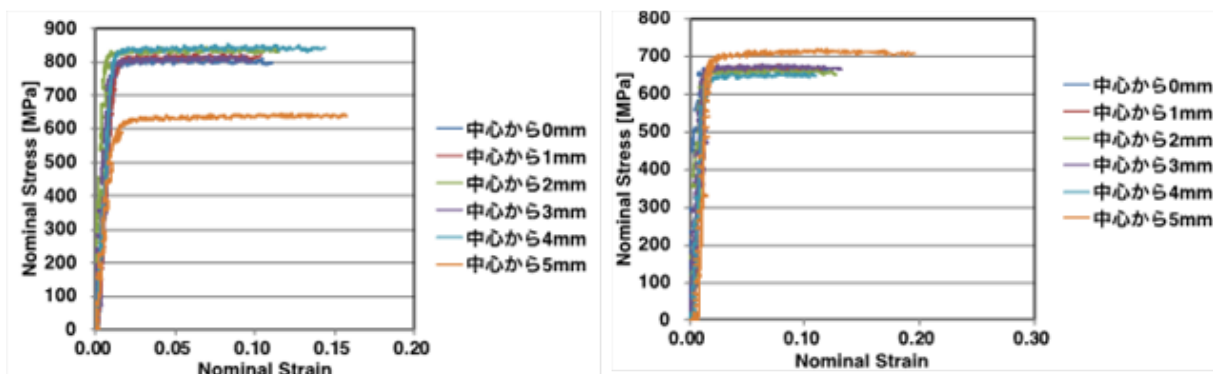


図 3-2.4.1.2-8-3 ねじり鍛錬加工有無による断面内強度分布  
(左：ねじり無 右：ねじり有)

#### 8-4 解析・評価－用途開発

革新 7000 系合金については用途開発を実施し、重工メーカーで飛行体に採用され、少量ではあるものの量産を実施した。

高強度アルミニウム合金を用いた自動車部品の開発においては、TESLA Model 3 をベンチマークとして、革新 5000 系合金および革新 6000 系合金を用いたフロントサイドメンバーと、革新 6000 系合金を用いたサイドシルインナーの設計および実証試作を行った。前者はオリジナルのハイテン材に対して約 45%の軽量化を達成し、後者はオリジナルの従来アルミニウム合金材に対して約 9%の軽量化を達成した。

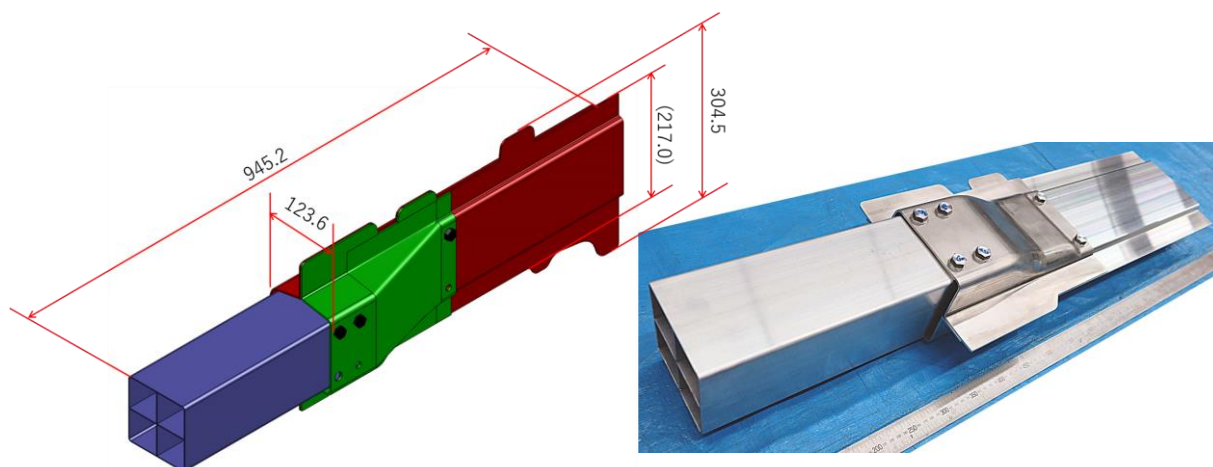


図 3-2.4.1.2-8-4 革新アルミニウム合金を用いて設計した  
フロントサイドメンバーの模式図と試作品

#### 8-5 解析・評価－微細組織解析

2020 年度に開発した革新 5000 系合金の微細組織解析を行った。その結果、押出前の均質化処理後の段階では直径 6nm 程度の微細析出物が観察され、押出後にはさらに直径 3nm 程度の微細析出物相の増加を確認した。

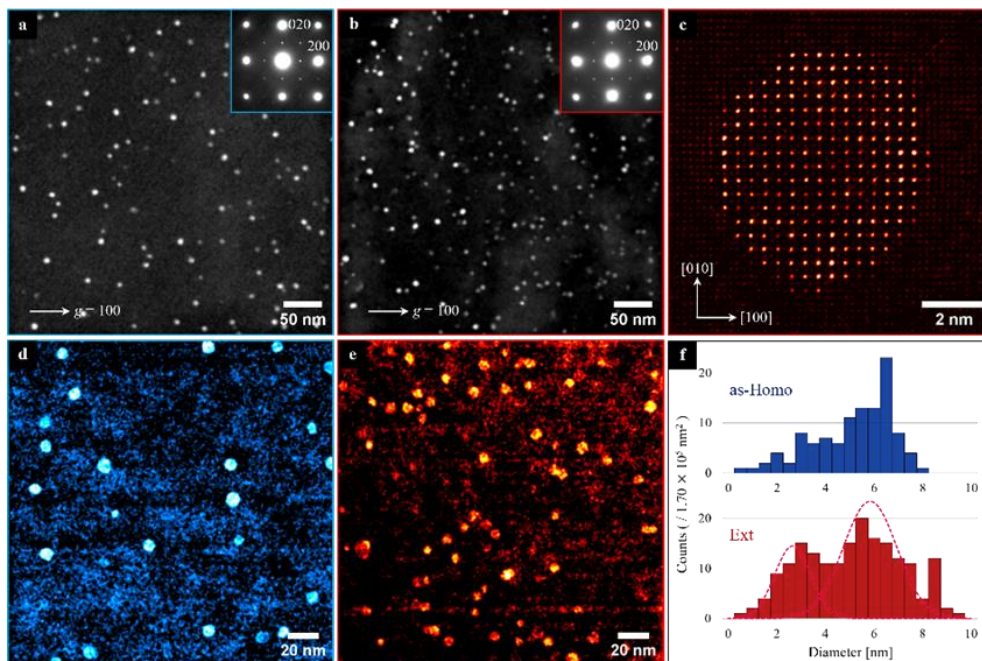


図 3-2.4.1.2-8-5 革新 5000 系合金の電子顕微鏡組織および析出物サイズ分布 (a, d)押出前、(b, c, e)押出後、(f)析出物サイズ分布

#### 8-6 解析・評価－接合技術開発

自動車部品の溶接技術開発を目的として、フィラードレーザ溶接試験を行った。各試験材に対して、溶接割れや溶け込み不良の発生しない条件を確認し、良好な溶接材を得た上で強度評価を行った。革新 7000 系合金はいずれの溶接法でも、塑性変形に移行する前にビード部で破断し、60%以下の低い継手効率を示した。一方、革新 5000 系合金は V 型開先、I 型開先ともフィラードレーザ溶接では継手効率 100%であり、良好な溶接性が得られた。ワイヤ無しでは継手効率が 46%まで低下したため、高い溶接強度を得るにはワイヤ供給が必要と考えられる。比較材の 6061-T6 材と 7046-T5 材は、フィラードレーザ溶接では標準的な継手効率を示した。

表 3-2.4.1.2-8-1 レーザ溶接試験材

合金	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)
革新 7000 系合金	704	646	12
革新 5000 系合金	248	182	14
6061-T6	292	259	7
7046-T5	478	430	15

表 3-2.4.1.2-8-2 レーザ溶接試験材の引張試験結果

溶接方法	合金	TS [MPa]		継手効率 [%]		YS [MPa]		EL [%]		破断位置※	
フィラード レーザー I形 開先	革新7000系合金	455	408	65	58	-	-	1	0	W	
		382		54		-		0.2		W	
		386		55		-		0		W	
	革新5000系合金	248	248	100	100	172	175	11	12	B	
		249		101		177		14.2		H	
		246		99		175		12		B	
	6061-T6	198	206	68	70	150	148	4	4	H	
		210		72		136		4		H	
		209		72		159		3.8		H	
	7046-T5	426	421	89	88	328	327	3.8	3	B? H?	
		417		87		324		4		B? H?	
		420		88		330		2		B? H?	
	フィラード レーザー V型 開先	革新7000系合金	307	298	44	42	-	-	0	0	W
			295		42		-		0		W
			291		41		-		0		W
革新5000系合金		247	247	100	100	172	177	9.8	11	B	
		250		101		182		12		W	
		244		99		177		12.2		B? H?	
6061-T6		200	198	68	68	144	148	2.2	3	H	
		197		67		155		2.2		H	
		198		68		145		3.8		H	
7046-T5		389	389	81	81	308	315	2	2	W	
		394		82		320		2		W	
		384		80		316		2.2		W	
ウオプリン グレーザ		革新7000系合金	73	73	10	10	-	-	0.2	0.2	W
			103		42		98		0.2		W
		革新5000系合金	119	115	48	46	100	103	0.4	1	W
	122		49		111		1		W		
	120		41		104		0.2		W		
	6061-T6	135	103	46	35	120	112	0.2	1	W	
		55		19		-		2		W	
		55		12		-		0		W	
	7046-T5	76	61	16	13	-	-	0	0	W	
		53		11		-		0.2		W	

※破断位置 B: 母材 (Base material)、H: 熱影響部 (HAZ)、W: ビード部 (Weld bead)

### 9. 接合用合金開発

高耐食性が必要な自動車部品の場合、5000系合金、あるいは6000系合金が一般に適する。そこで従来合金よりもさらに高強度の合金として、革新5000系合金および革新6000系合金を開発した。革新5000系合金O材は溶接構造用中空押出材、革新5000系合金H26材はプレス加工板材、革新6000系合金は高強度中空押出材の用途に適する。

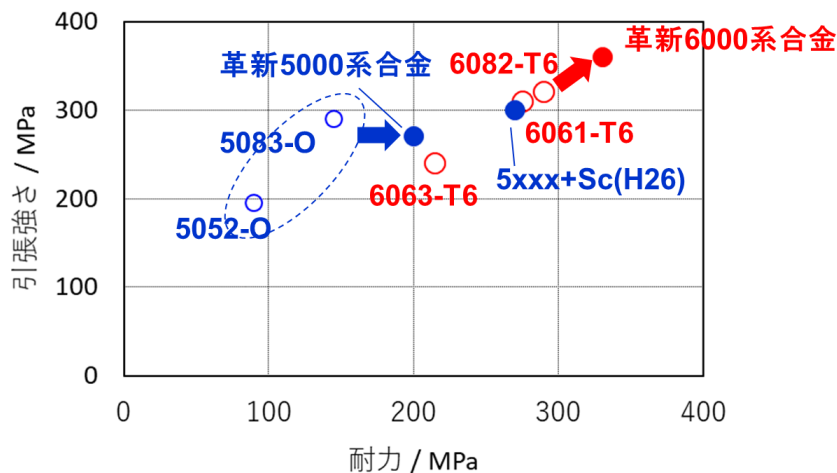


図 3-2.4.1.2-8-6 開発した革新5000系および革新6000合金の強度

表 3-2.4.1.2-8-3 革新 5000 系と革新 6000 系合金の特長

	革新5000合金	革新5000合金	革新6000合金
	O材	H26材	T6材
引張強さ	270MPa	300MPa	360MPa
耐力	200MPa	270MPa	330MPa
伸び	16%	9%	14%
中空材押出	○	×	○
耐食性(一般)	○	○	○
耐SCC性	○	○	○
溶接性(継手効率)	90-100%	70-80%	60-70%
最適用途	中空構造体 (溶接あり)	板プレス品	中空構造体 (溶接なし)

(3)成果の普及(論文、外部発表等)

表 3-2.4.1-3 論文、外部発表等の件数(内訳) 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	8	0	0	0	0	0	1
2015FY	4	0	11	1	0	0	0	0	1
2016FY	3	0	8	1	1	0	0	0	2
2017FY	1	0	2	0	0	0	0	0	2
2018FY	4	0	5	0	0	0	1	0	1
2019FY	0	0	5	1	0	0	0	0	0
2020FY	0	0	1	0	1	0	0	0	1
2021FY	0	0	5	1	0	0	0	0	1
2022FY	1	0	2	1	0	0	2	0	2
合計	13	0	47	4	2	0	3	0	11

※実施者が主体的に開催するイベント(フォーラム、シンポジウム等)

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.4.1-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願 <sup>※</sup>
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	1	0	0
2016FY	2	0	0
2017FY	1	0	0
2018FY	0	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	1	0	0
2022FY	0	0	0
合計	5	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.4.1.3 参考文献

なし

## 2.4.2 [テーマ番号 1 4] 「アルミニウム材新製造プロセス技術開発」(2014 年度～2022 年度)

### 2.4.2.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

日米欧の各地域における燃費規制により、軽量化のため自動車への Al 合金製部材の採用が加速し、今後も Al 材料の需要増大が見込まれている。一方で、膨大な電力を消費する Al 新地金製錬の環境負荷低減と低コスト化、さらに Al スクラップ増大への対応が課題となっている。そこで、本研究開発はエネルギー効率に優れた Al 新地金の革新的な製法「室温電解製錬（イオン液体法）」の実用化、イオン液体法を利用した独自の Al スクラップ再生技術の開発、および高機能 Al 合金を開発するという目標を掲げた。この Al の室温電解製錬プロセスは、ボーキサイトから水酸化アルミニウム ( $\text{Al}(\text{OH})_3$ ) を従来の製法により合成し、その後、 $\text{AlCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  を経て Al 地金を製造する (図 3-2.4.2.1-1)。上記プロセスにおいて、 $\text{AlCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  の脱水反応により  $\text{AlCl}_3$  を合成してから Al 地金を製造する方法と、 $\text{AlCl}_3$  を経由しないその他の方法とが考えられる。これらの室温電解製錬のプロセスについて北海道大学と共同で研究開発を進めた。また、Al スクラップの不純物を除去し、地金を再生する技術の開発を大阪大学に委託した。製造される Al 地金は箔の状態のため、その均一性向上を京都大学に、生産性と表面品質向上を岩手大学に委託し開発を進めた。UACJ は、これら基盤技術の取りまとめと、パイロットプラントおよび製造設備の設計と構築を担った。2020 年度からはイオン液体法を利用した独自の Al スクラップ再生技術の開発に注力した。日本では年間約 400 万トンのアルミニウム製品が製造され、その約半分が展伸材として利用される。スクラップは年間約 130 万トン発生しており、そのうち約 100 万トンが主に輸送機器用の鋳物用途として再生利用される。このようなリサイクルは純度の低下を伴うカスケードリサイクルとよばれ、再生不可能なスクラップの蓄積を生じる。また、近年、輸送機器の軽量化に伴うアルミニウム製品の使用量の増加、EV 車の普及に伴う鋳物材使用量の減少が進むにつれてアルミニウムスクラップの発生量は増加していくことが予想される。このような課題を解決しうる新しい製造プロセスとして「イオン液体を用いたハイアップグレード技術」に着目した。この技術開発により、再生困難な低グレードアルミニウムスクラップを高純度のアルミニウムまでハイアップグレードする技術の開発を目指す。



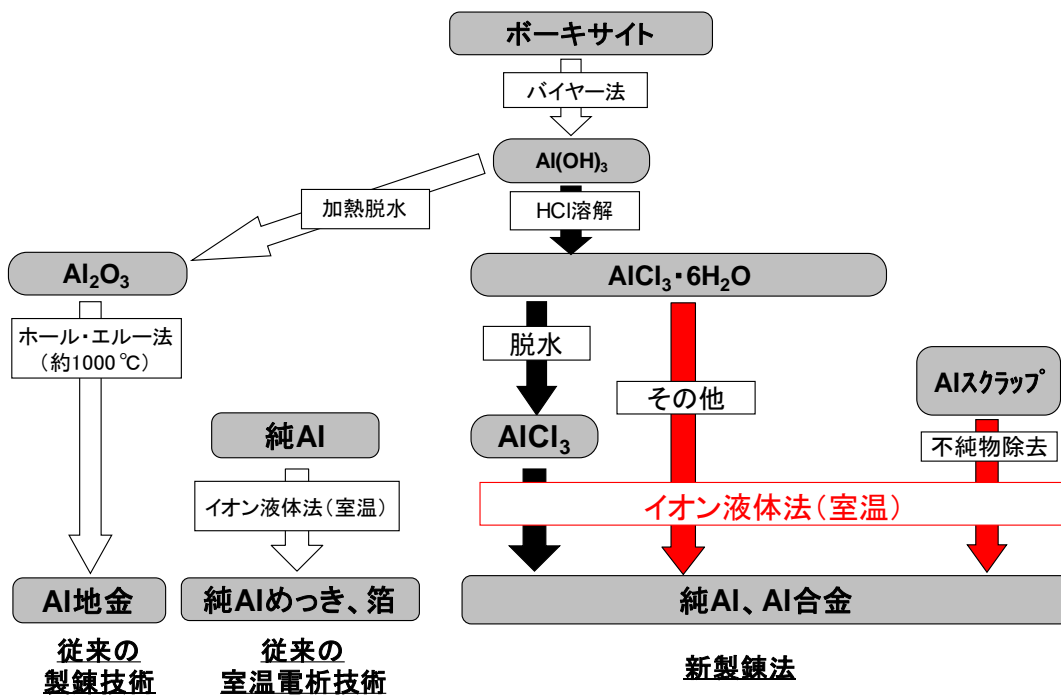


図 3-2.4.2.1-1 開発プロセスと従来プロセスの比較

(2)目標値

表 3-2.4.2-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1 中間目標 (2015 年度末)	第2 中間目標 (2017 年度末)	第3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
連続電析技術 (2014～2019 年度)	小型パイロットプラントによる幅20mm 以上×長さ1,000mm 以上のAl 薄膜または条の作製	量産技術確立のため、パイロットプラントの構築し、実証試験を開始する。	新電解浴における攪拌法、液供給方法を改良し、長尺の電析箔を連続的に安定して回収可能な連続電析プロセスの指針を確定する。 新電解浴を用いた、電析速度 1.0 μm/min 以上の指針を確定する。 (2019 年度末)	

表面の平滑化 (2014～2019 年度)	Al 箔表面の平滑性の支配要因を特定する。	平滑性向上の技術（添加剤、基板素材、電析条件等）の確立。	添加剤、電解手法のさらなる最適化により、生産効率が良く、平滑性に優れた高品質の膜を製造可能な条件を見極める。 (2019 年度末)	
無水 AlCl <sub>3</sub> 新製法 (2014～2019 年度)	触媒を用いた無水 AlCl <sub>3</sub> 製法の可否を判定する	AlCl <sub>3</sub> 系イオン液体の大量合成法を開発、提案する。	新電解浴を用いた金属 Al 作製法の指針を確定する。 (2019 年度末)	
共析の制御(1) (2014～2022 年度)	不純物除去法を開発する。	再生 Al を利用可能とする。	再生用電解液特性（限界電流密度および電析速度、操業電圧の調査、電解液の耐久性等）の把握と展伸材アノード使用時の不純物除去能力を把握する。	・ 鋳物級アノードから 99.9%以上の純度へのハイアップグレード技術の指針確定 ・ 電流密度 100 mA cm <sup>-2</sup> 以上での高速電析技術の確立
高速電析技術 (2018～2022 年度)			電解手法（浴温、電流波形、攪拌手法等）と添加剤の最適化による平面方向と板厚方向の電析速度向上手法を調査する。	・ 電力原単位 7、000 kWh ton <sup>-1</sup> 以下でのハイアップグレード技術の開発
共析の制御(2) (2014～2017 年度)	Al 合金中の含有元素量の支配要因を解明する。強度向上のため Mn を、高融点元素添加の技術確立のため、Nb, Ta 含有 Al 合金を作製する。	連続電析による Al 合金製造法を確立する。 (2017 年度末)	最終目標達成のため中間目標設定なし	高融点金属の高濃度添加技術の確立 (Nb、Ta を 5mass% 以上)

### (3) 全体計画

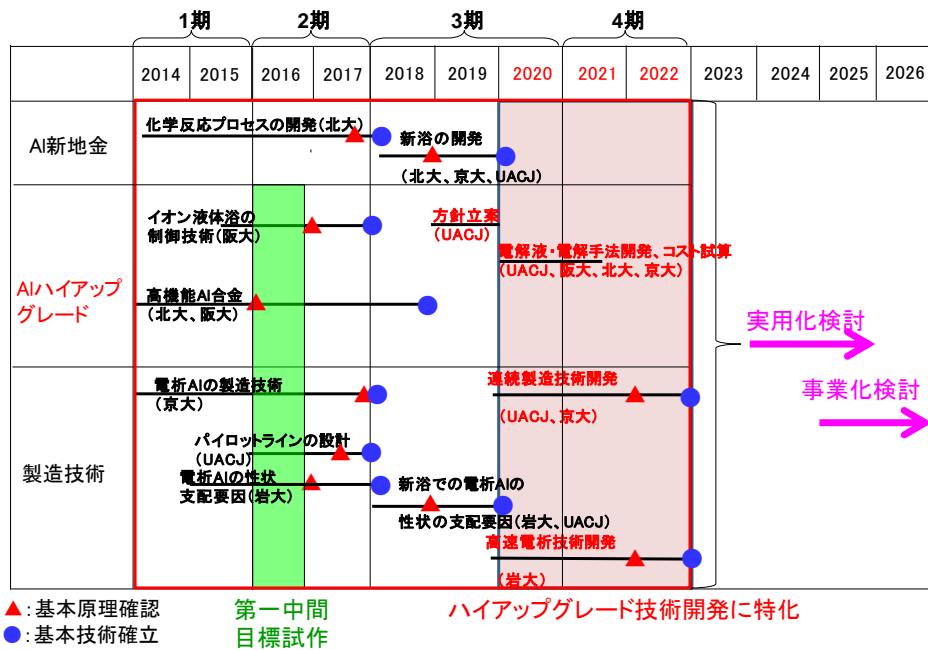
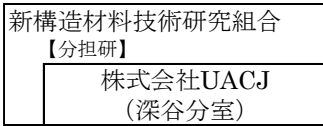


図 3-2.4.2.1-2 全体計画

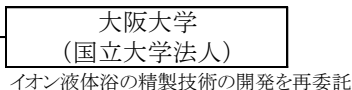
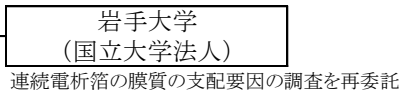
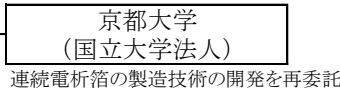
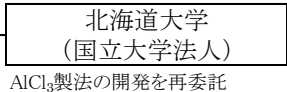
### (4) 実施体制

・ 2014～2019 年度

【委託先】

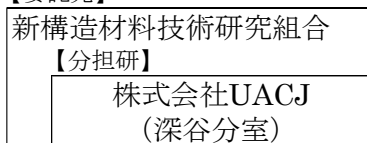


【再委託先】



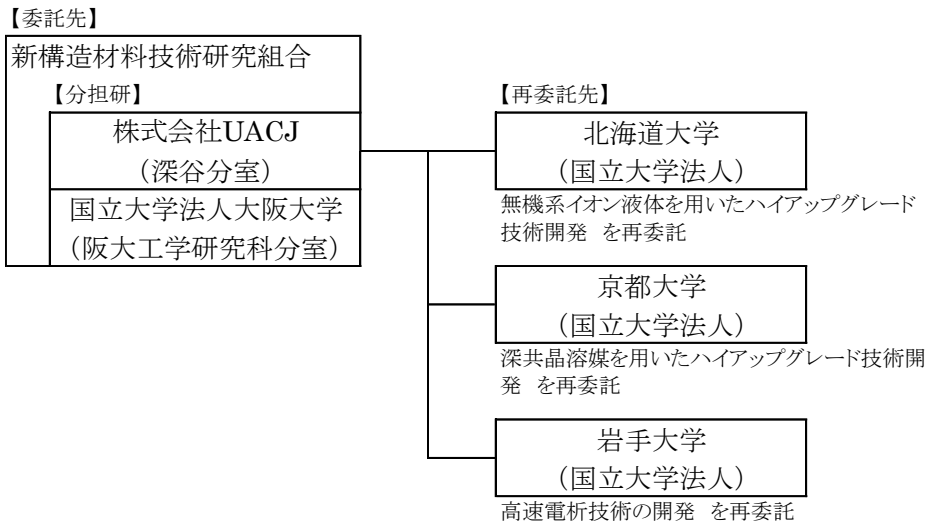
・ 2019 年度

【委託先】

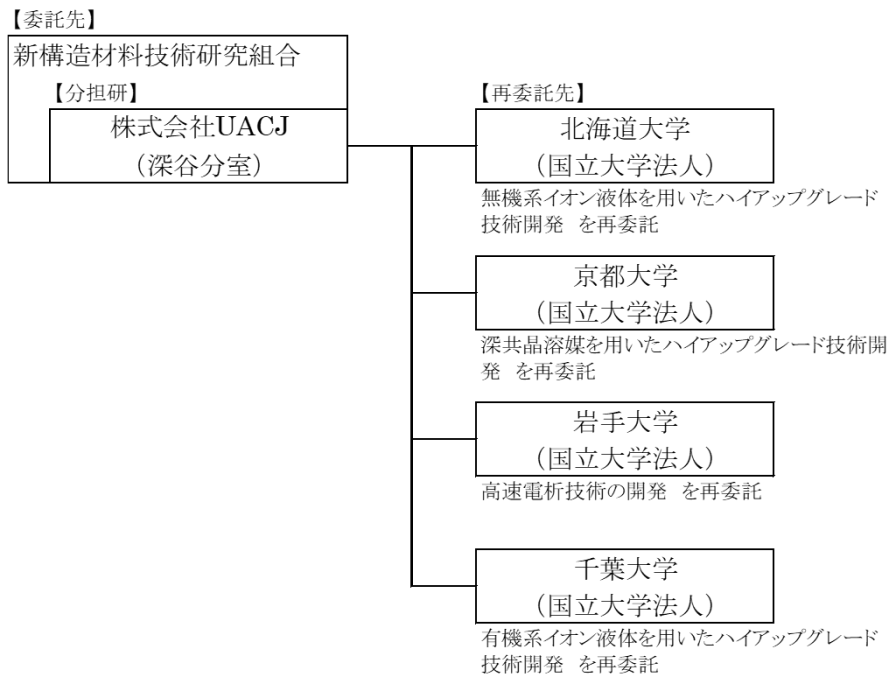


AlCl<sub>3</sub>製法の開発

・ 2020～2021 年度



・ 2022 年度



(5) 運営管理

2018 年度までは深谷分室（株式会社 UACJ）が牽引役となり、再委託先に要素技術の開発を委託して、開発を推進した。定期的な会合を開催し、技術開発の進捗および事業戦略について協議し、課題と解決方法および目標の共有をはかった。北海道大学は主に  $\text{AlCl}_3$  新製法の開発および  $\text{AlCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  由来のイオン液体作製を、大阪大学は不純物除去技術と高融点元素添加 Al 合金の試作を、京都大学は連続電析の基盤技術を、岩手大学は表面の平滑化および成膜速度の向上について取り組んだ。2019 年度、深谷分室は、これら要素技術を組み合わせて連続電析装置の構築および高品質の Al

箔を製造する電析条件の確立に取り組んだ。2020年度からはハイアップグレード技術開発のため、「(4) 実施体制」に示す体制で取り組んだ。

#### **(6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）**

自動車の軽量化への寄与が大きいAlの需要は年々増大している。低コストの新地金製錬の事業化が達成されれば、自動車材用途だけでも経済効果は数百億円/年が見込まれる。また、日本では年間約400万トンのアルミニウム製品が製造され、その約半分が展伸材として利用される。スクラップは年間約130万トン発生しており、そのうち約100万トンが主に輸送機器用の鋳物用途として再生利用される。このようなりサイクルは純度の低下を伴うカスケードリサイクルとよばれ、再生不可能なスクラップの蓄積を生じる。また、近年、輸送機器の軽量化に伴うアルミニウム製品の使用量の増加、EV車の普及に伴う鋳物材使用量の減少が進むにつれてアルミニウムスクラップの発生量は増加していくことが予想される。このような課題を解決しうる新しい製造プロセスとして「イオン液体を用いたハイアップグレード技術」に着目している。この技術開発により、鋳物級スクラップ（Al純度90%以下）を使用し、ホール・エルー法で製造される地金（約99.7%）よりも高純度な地金（99.9%以上）を製造することが可能となれば、従来はホール・エルー法に加えて、三層電解法等の技術を併用しなければ製造できなかった高純度アルミニウムが、省エネルギーで製造可能となり、新規精製技術が確立される。また、電流密度が100 mA cm<sup>-2</sup>以上であれば、従来技術により近い電流密度での電解が可能となるため、電解槽の設計と組み合わせることで工業化を見据えることができる。さらに、ホール・エルー法のような高温（約1000℃）かつ炭素アノードを使用する技術<sup>1)2)</sup>よりも低温かつアルミニウムアノードを使用する本技術が確立すれば、低電圧な電解に伴う省エネルギーかつCO<sub>2</sub>排出量の低いアルミニウム製造技術となることが期待される

## 2.4.2.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.4.2-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
連続電析技術 (2013～2019年 度)	新電解浴における 攪拌法、液供給方 法を改良し、長尺 の電析箔を連続的 に安定して回収可 能な連続電析プロ セスの指針を確定 する。 新電解浴を用い た、電析速度 1.0 μm/min 以上の指針 を確定する。 (2019 年度末)	新電解浴を用いた AI 電 析プロセスにおける攪拌 方法、液供給方法、電解 手法等を改良すること で、安定的な AI が電析 可能となり、新電解浴を 用いた連続電析プロセ スの指針が確定した。ま た、パイロットプラント の仕様を決め、費用を試 算することができた	○	
表面の平滑化 (2013～2019年 度)	添加剤、電解手法 のさらなる最適化 により、生産効率 が良く、平滑性に 優れた高品質の膜 を製造可能な条件 を見極める。 (2019 年度末)	電流波形、添加剤、攪拌 方法等の電解条件を最適 化することにより生産効 率が良く、平滑性に優れ た高品質の膜を製造可能 な条件を見極めることが できた。	○	
無水 AlCl <sub>3</sub> 新製法 (2013～2019年 度)	新電解浴を用いた 金属 Al 作製法の指 針を確定する。 (2019 年度末)	配位子を用いた AlCl <sub>3</sub> ・ 6H <sub>2</sub> O の脱水手法を開発 したことにより、新電解 浴を用いた金属 Al 作製 法の指針が確定した	○	
共析の制御(1) (2013～2022年 度)	・ 鋳物級アノード から 99.9%以上の 純度へのハイアッ プグレード技術の 指針確定 ・ 電流密度 100 mA cm <sup>-2</sup> 以上での高速	候補となる各種ハイアッ プグレード用電解液の基 礎特性を把握。(2)最適 な電解液の選定により、実 用鋳物合から 99.9%以上 の純度へハイアッ プグレードする手法の指針を	○	

	電析技術の確立 ・電力原単位 7、 000 kWh ton <sup>-1</sup> 以下 でのハイアップグ レード技術の開発	確定。また、ラボスケ ールで、現行法よりも省エ ネルギーでハイアップグ レードできる指針を確 定。		
高速電析技術 (2018~2022年 度)	(2022年度)	アノードを実用合金 (Al 純度 99.9%以下) とした 際の電析速度の向上手法 を調査し、電析速度と精 製純度を両立させる条件 を見極めることができ た。	○	
共析の制御(2) (2013~2017年 度)	高融点金属の高濃 度添加技術の確立 (Nb、 Ta を 5mass%以上) (2017年度)	高濃度の Al-Nb、 Al-Ta 合金製造技術を確立。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### 1. 連続電析技術

高品質の電解アルミニウム箔を安定的に製造するためには、装置部材および電解条件の最適化が必要である。まず、Al を電析させるチタンカソードドラムの表面性状の最適化を試みた。装置パラメーター（電極形状、素材、巻取り速度等）を決定し、独自設計の連続電析実験機を製作し、グローブボックス内に設置した。本装置を利用して、長さ 1m 以上の長尺 Al 箔の作製を試み、連続電析技術に関する有用な知見を得た。

### 2. 表面の平滑化

電解 Al 薄箔の表面形態制御や高機能化のため、平坦度および成膜速度を向上することを目的とし、連続電析膜の膜質の支配要因を調査した。パルス電解法を用いて、電解条件として、周波数および浴温を制御することで、それらの電解条件が電解 Al 箔の平滑性および成膜速度に及ぼす影響を検討した。電解質には室温イオン液体を用いた。

#### 2.1 電解手法の確立

##### 2.1.1 パルス電解法の周波数が電流効率に及ぼす影響

作用極に Ti 板 ( $0.950 \text{ cm}^2$ )、対極に Al 板、参照極に Al 線、および電解質に 2 元系浴を用いた。周波数が電流効率に及ぼす影響を検討するため、パルス電解法の周波数を 5 および 100 Hz (duty 比 0.5) に制御し、電気量を  $30 \text{ C cm}^{-2}$ 、浴温を室温とし、電流密度 52.6、63.2、73.7、84.2、および 94.7  $\text{mA cm}^{-2}$  で電解した。周波数 5 Hz では、電流密度 63.2 および 73.7  $\text{mA cm}^{-2}$  で電流効率 84.8 および 78.9% を示した。それに対し、周波数 100 Hz では同電流密度において、電流効率 96.4 および 93.7% を示した。以上の結果、高電流効率を示した周波数 100 Hz で電解することとした。

##### 2.1.2 パルス電解法における浴温が電流効率に及ぼす影響

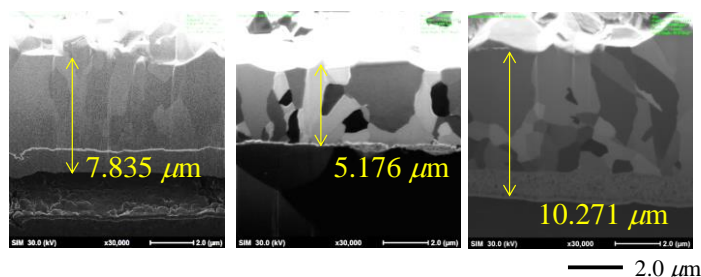
パルス電解法における浴温が電流効率に及ぼす影響を検討するため、浴温を室温および 50 °C に制御して、電気量を  $30 \text{ C cm}^{-2}$ 、周波数を 100 Hz、および duty 比を 0.5 とし、電流密度 52.6 - 189  $\text{mA cm}^{-2}$  で電解した。浴温が室温では、電流密度 84.2  $\text{mA cm}^{-2}$  で電流効率は急激に減少し、80% 未満であったのに対し、浴温 50 °C では、137  $\text{mA cm}^{-2}$  においても 80.4% の電流効率を示した。これは浴温が室温から 50 °C に上昇すると、2 元系浴の粘度が大幅に減少し、Al イオン種の拡散が速くなるためと考えられる。



## 2.2 電解 Al 箔の表面の平滑性の評価

### 2.2.1 電解条件が電解 Al 箔の粒子成長に及ぼす影響

電解条件が電解 Al 箔の粒子成長に及ぼす影響を調べるため、電気量  $30 \text{ C cm}^{-2}$ 、電流密度  $84.2 \text{ mA cm}^{-2}$ 、および duty 比 0.5 で作製した電解 Al 箔について、断面 SIM 観察を行った (図 3-2.4.2.2-1)。



(a) 周波数: 5 Hz, 浴温: 室温 (b) 周波数: 100 Hz, 浴温: 室温 (c) 周波数: 100 Hz, 浴温: 50 °C

(a)周波数 5 Hz、浴温が室温での膜厚は  $7.385 \mu\text{m}$ 、(b)周

図 3-2.4.2.2-1 各電解条件で作製した電解 Al 箔の断面 SIM 像

波数 100 Hz、浴温が室温での膜厚は  $5.176 \mu\text{m}$ 、および(c)周波数 100 Hz、浴温  $50 \text{ }^\circ\text{C}$ での膜厚は  $10.271 \mu\text{m}$  であった。周波数 5 および 100 Hz の断面 SIM 像を比較すると、100 Hz の方が膜厚は薄かった。電流効率を考慮すると、100 Hz の方が高かったため、周波数が高くなると、ち密な箔が得られるといえる。また、(b)と(c)から浴温が上昇すると、結晶粒は大きくなることが明らかとなった。

### 2.2.2 電解条件が電解 Al 箔の表面粗さに及ぼす影響

電解条件が電解 Al 箔の表面粗さに及ぼす影響を調べるため、電気量  $30 \text{ C cm}^{-2}$ 、電流密度  $84.2 \text{ mA cm}^{-2}$ 、および duty 比 0.5 で作製した電解 Al 箔について、原子間力顕微鏡(AFM)観察を行った。ここで、 $S_a$  は算術平均粗さを示す。(a)周波数 5 Hz、浴温が室温での  $S_a$  は  $0.1437 \mu\text{m}$ 、(b)周波数 100 Hz、浴温が室温での  $S_a$  は  $0.1720 \mu\text{m}$ 、(c)周波数 100 Hz、浴温  $50 \text{ }^\circ\text{C}$ での  $S_a$  は  $0.3466 \mu\text{m}$  であった。したがって、周波数は  $S_a$  にほとんど影響を及ぼさないが、浴温は  $S_a$  に影響を及ぼすことが明らかとなった。

### 2.2.3 電解条件が電解 Al 箔の成膜速度に及ぼす影響

電解条件が電解 Al 箔の成膜速度に及ぼす影響を検討するため、断面 SIM 像から得た電解 Al 箔の膜厚を用いて、成膜速度を算出した。

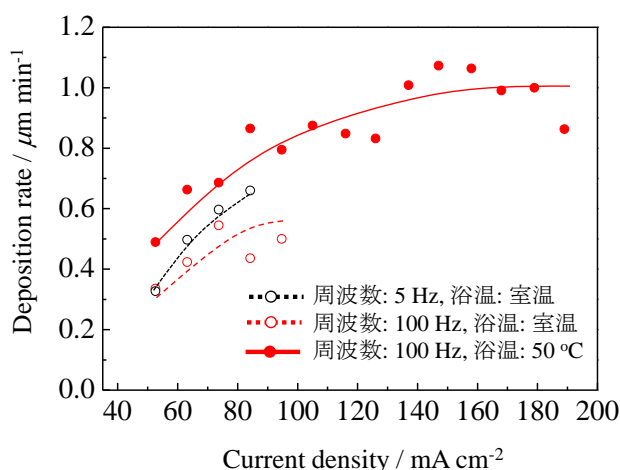


図 3-2.4.2.2-2 電流密度と成膜速度の関係

図 3-2.4.2.2-2 に電流密度と成膜速度の関係を示す。浴温が室温では、周波数が 5 Hz から 100 Hz に上がると、成膜速度は減少した。これはち密な箔が得られたためである。また、浴温が室温から  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  に上昇すると、電流密度  $100 \text{ mA cm}^{-2}$  以上での成膜速度が大幅に増加し、電流密度  $158 \text{ mA cm}^{-2}$  の時、成膜速度は  $1.064 \mu\text{m min}^{-1}$  を示した。

### 3. 無水 $\text{AlCl}_3$ 新製法

北海道大学にて  $\text{AlCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  から Al 化合物を合成し、それを Al 源とする新浴の開発を進めた。合成後の塩をカールフィッシャー水分計で分析したところ、脱水が十分に進行していないことが示唆された。この化合物を直接溶媒に溶解させていたが、さらに配位子を用いた脱水を試みた。60 °C で減圧乾燥して得られた塩をカールフィッシャー水分計で分析したところ、脱水が不十分であることが確認された。そこで配位子の候補に追加して効果を調査した。その結果、効果的な配位子を使用することで Al イオンの周囲に配位する水分量を 900ppm まで減少させることができ、Al イオンの周囲に配位する水分子を配位子で置換することができた。ここで得られた塩を、溶媒に溶解させて CV (サイクリックボルタンメトリ) を行ったところ、カソード電流が確認でき、定電位電解を行うことにより、Al を含有する電析物が再現性良く得られるようになった。

### 4. 共析の制御

#### 4.1 無機系イオン液体を用いたハイアップグレード技術開発

無機イオン液体を用いてアルミニウム合金の電解精製を行い、より高い純度のアルミニウムをより低い電力原単位で電析させることが本研究の目的である。スクラップとして大量に排出されることが予想される各種 Al-Si 合金をアノード材料として使い、電解精製実験を行った際の Al の溶解挙動に注目した。

電解精製条件は 150 °C の無機イオン液体電解液中で  $10 \text{ mA cm}^{-2}$  の電流密度で 50 時間の印加である。アノードに用いた Al 合金は、鋳物材 ADC12-F 合金と AC4C-F 合金、展伸材の Al-11%Si 合金であり、カソードは銅板またはチタン板を用いた。

電解前のアノードと電解後のカソードの電析物の Al 濃度を比較すると、ADC12-F 合金では 83wt% から 99wt%、AC4C-F 合金では 90wt% から 99wt%、Al-11%Si 合金では、89wt% から 99wt% であった。この結果より、どの合金においても電解精製によって Al のアップグレードリサイクルが可能であることがわかった。

#### 4.2 有機系イオン液体を用いたハイアップグレード技術開発

本研究では有機イオン液体電解液を用いることにした。この有機イオン液体を本研究の標準電解液とすることで、電解セルの改良に必要な様々な情報の収集に取り組んだ。

##### 4.2.2 隔膜無し電解セル

電解セル構成に A3003-O または ADC12-F アノードを適用して、電解浴温度: 323 K、カソード電流密度:  $-10 \text{ mA cm}^{-2}$ 、カソード交換時間: 25 時間 (×4 回) の条件で、100 時間の電解実験を行った。A3003-O アノードを使用したときのカソードについては、25 時間電解を 4 回繰り返すことで 100 時間の電解を行ったが、Cathode1 (電解時間: 0-25 時間)、Cathode2 (同: 25-50 時間)、Cathode3 (同: 50-75 時間)、Cathode4 (同: 75-100 時間) のいずれについても、ほぼ同じような表面形態であり、その表面は塊状

の析出物で覆われていた。SEM 観察の結果から、析出物の多くは平坦な結晶面を有する粒子により構成されていた。回収したカソード析出物を EDX 分析したが、Al 以外の遷移金属種に帰属できるスペクトルは存在しなかった。電解電圧と電流効率から見積もられる電力原単位については、1530 ~ 1780 kWh t<sup>-1</sup> の間で推移し、ホール・エルー法による新地金製造時に必要となる 13000 ~ 16000 kWh t<sup>-1</sup> の 10 ~ 15 % 程度のエネルギー量で高純度 Al が回収できた。

ADC12-F アノードについても同様の調査を行ったが、興味深いことに Si については、イオン種となって溶出することがないため、電解時間に依存することなく、2 wt% 程度のほぼ一定の値となった。電力原単位については、A3003-O のときよりもかなり大きな値 (9411 kWh t<sup>-1</sup>) になることがわかった。隔膜無し電解セルを用いて得られた結果を考慮し、カソードでの遷移金属種の混入を低減するため、隔膜付き電解セルを新たに設計・作製した。

#### 4.2.3 隔膜付き電解セル

ADC12-F アノードと隔膜付き電解セルを用いて 100 時間の電解実験を行った。アノード側電解液に黒色の粒子が分散・沈殿しており、これがアノードに由来する生成物であることが一目瞭然でわかる。電解後のアノードや黒色の粒子については、隔膜無し電解セルで得られた試料の分析結果と同じであった。つまり、電解後の ADC12-F アノードの表面は Si が主成分である多孔質膜に覆われており、黒色粒子はその膜が脱落したものと考えられる。カソード側にも僅かに黒色粒子が分散しているように見えるが、その多くは電解後にアノード側電解液から流入したものである。カソード析出物は少し明るい灰色へと変化した。析出物表面を覆う粒子の形態は隔膜無しで得られたものとほぼ同じであった。しかしながら、Al の純度は大きく向上し、その差は電解時間が長くなるにつれて、より大きくなった。隔膜無しの場合には、電解時間が 50 時間を超えると Al の純度は大きく低下するのに対し、隔膜があると、100 時間経過後も Al の純度が低下することはなかった。Cathode4 の不純物元素の量を比較すると、本来の目的である遷移金属種の混入が抑制されるだけでなく、Si についても混入が抑制されるといった想定外の結果も得られた。電解実験時の電圧変化やアノード、カソードの電位変化の挙動についても、隔膜無しの場合とほぼ同じであった。電力原単位については 10000 kWh t<sup>-1</sup> を超える大きな値 (10097 kWh t<sup>-1</sup>) であった。この問題に対しては、操業温度を上昇させることにより、電力原単位を簡便かつ効果的に改善できることを実証した。

#### 4.3 深共晶溶媒を用いたハイアップグレード技術開発

深共晶溶媒浴のアルミニウム電解製錬への適用の妥当性を評価するため、深共晶溶媒中で、各種 Al 合金をアノードにして電解を行い、電解電圧、電析物中の不純物濃度などを調べた。Al 展伸材をアノードに用いた場合、Al 鋳造合金 (AC4C-F および ADC12-F) に対して検討を行った。

いずれの Al 鋳造合金をアノードに用いた場合も、アノード表面にはポーラス状の黒色物質の堆積が認められた。カソード上には、銀灰色の電析物が得られた。析出形

態は、純 Al をアノードに用いた場合に比べて、平滑でなく、ノジュール状であった。アノードから浴中に溶出した不純物が平滑な電析を阻害したものと考えられる。

各アノード材を用いた電解において、電解前後の電極重量の変化から、Al のアノード溶解および Al のカソード電析の電流効率をそれぞれ算出した。いずれの Al 合金をアノードに用いた場合も、アノード溶解の電流効率は、100% 前後でばらつく値であった。電流効率の値のばらつきが大きい原因は、アノードの溶解の進行に伴って、電極の一部が微細な粒となり、物理的に電極から脱落する一方で、アノードの一部がポーラス状に溶け残り、その空隙に電解液が残留するため、電解による電極の重量変化を正確に測定することが困難なことにある。一方、カソードにおける Al 電析の電流効率も、ほぼ 100% であることが明らかとなった。

電解時の電圧と電流効率から、AC4C-F および ADC12-F をアノードに用いた場合の Al 生産の電力原単位を見積もると、それぞれ約 7600 kWh/t および 8300 kWh/t であった。これらの値は、展伸材 (A3003-O、A5182-O、A6016-T4) をアノードに用いた場合の値 (約 4000 kWh/t) に比べて、約 2 倍大きい。この原因は、先に述べたように、アノード表面に溶け残った不純物が蓄積し、Al の溶解を阻害するため、電解の進行により大きな電圧を必要とするためと考えられる。後に示すように、アノードに溶け残る主な不純物は Si である。鋳造合金 (AC4C-F、ADC12-F) は展伸材 (A3003-O、A5182-O、A6016-T4) に比べて Si 含有率が高いことが、電解電圧の上昇につながったと考えられる。

深共晶溶媒浴中での各不純物の挙動について以下のようにまとめられる。Si は Al 合金から浴に溶出しないため、電析物に取り込まれることはほとんどない。Mg は、Al 合金から Al とともに溶出するが、電析物中には析出することはほとんどない。Mg の析出電位が Al の析出電位に比べてかなり低いためと思われる。Fe、Mn は Al 合金から Al とともに溶出し、Al とともに電析される。これらの元素の電析・溶解電位は、Al の電析・溶解電位よりもやや貴な値であると考えられる。このため、これらの金属イオンが溶出した浴からは、Al の析出とともにこれらの金属が電析されてしまう。これらの金属イオン濃度を低く保つことが、高純度 Al を得るために必要であると考えられる。

#### 4.4 ハイアップグレード技術開発のまとめ

各電解液の基礎特性をまとめる。有機イオン液体は通常、電析速度が遅いが、平滑な電析が可能のため、電流効率が高く、回収が容易である。有機イオン液体は添加剤を用いることもできるため、これにより電析速度と電流効率を高水準で維持した電析が可能となることもわかった。一方、無機イオン液体は電析速度が速いが、電析形態が荒く、電流効率が低下した。深共晶溶媒は他のイオン液体の中間程度の性質を示すことがわかった。

これら基礎特性を理解した上で、スクラップを想定した各種 Al 材を用いて、各電解液中で電解精製を行った。深共晶溶媒を用いた、電解精製前後の ADC12 アノードおよび電解精製後の電析物の Si 濃度の EPMA 分析結果、電解後のアノード表面の Si 濃度が電解前よりも増加する一方で、電析物からは Si は検出されなかった。Si は電

解液中に溶解しにくく、Al の優先溶解が生じ、Si が電極表面に留まるか、電解液中に脱離・沈殿するため、Si が効率よく除去できることがわかった。この現象は、いずれの電解液においても確認されたため、本法により従来技術では除去困難であった Si を除去できることが確認された。

## 5. 高速電析技術

岩手大学を中心に、有機系イオン液体を用いた高速電析技術を開発した。電解手法による電析速度の向上技術は他の電解液（無機系イオン液体、深共晶溶媒）にも適用可能な基盤技術となる。

まず、アノードを高純度 Al (99.9%以上) とした際の電解手法（浴温、電流波形、攪拌手法等）と、添加剤の最適化による電析速度（平面方向と板厚方向）の向上手法を調査した。特に、浴温 50 °Cにて、Al 電析物の膜厚 200 μm 相当（当初の計画 300 μm 厚から変更）の電気量での電析に対する平滑剤の添加効果を調査し、その有効性を明らかとした。その結果を踏まえ、操業温度（浴温）150 °C以下、最大電流密度 100 mA cm<sup>-2</sup>で、電流効率 90%以上、操業電圧（電解電位）2.0 V 未満を目標として、Al 電析実験を実施した。

浴温と電解電位の関係を調べるため、クロノポテンシオメトリーを実施した。浴温 50~90 °Cにおける電流密度 100 mA cm<sup>-2</sup>のクロノポテンシオグラムから、浴温 50 °Cでは、電析時間 0~61.6 秒の間（6.16 C cm<sup>-2</sup>に相当）、電解質の還元限界電位-2.2 V（vs. Al/Al(III)）より卑な電位を示した。これより、電解初期には Al の電析反応に加え、副反応の電解浴の還元分解が発生することが示唆された。しかし、浴温を 70 °C、さらには 90 °Cに上昇させると、電解電位は貴にシフトし、-2.0 V 未満を示した。以上より、浴温を 70 °C以上に設定すれば、電流密度 100 mA cm<sup>-2</sup>で Al が電析されると考えられる。

浴温 50~90 °Cにおける添加浴から得られた Al の電析実験（200 μm 厚相当）の結果を示す。浴温にかかわらず、カソードの回収効率とアノードの電流効率は約 100%であった。浴温 50 °Cおよび 90 °Cと比べ、浴温 70 °Cにおいて中央部の電析量が最も多かった。また、浴温 90 °Cにおける電析では、1 回目は浴温 70 °Cとほぼ同じ傾向であったが、2 回目以降、中央部は減少し、円周部は増加した。以上より、電流密度 100 mA cm<sup>-2</sup>で電析するには、浴温 90 °Cでは時間とともに OP 添加効果が減少する可能性があるため、浴温を 70 °Cとする必要がある。

## 6. 共析の制御(2)

浴（イオン液体）から任意の組成の Al を析出させるため、所定の元素を共析させ任意の組成の Al 合金を作製する技術を確立する必要がある。合金作製に関しては、低温環境において高融点の Nb あるいは Ta を共析させる手法の開発に取り組んだ。Nb については電解浴へ添加することに成功し、合金を製作できた。Ta については、Ta イオンを含有する無機イオン液体中でボルタモグラム測定を行い、Ta イオンの還元過程および析出電位を明らかにした。またボルタモグラムの測定結果をもとに定電位電解を行った。各種電解電位で Al-Ta 合金を電解で形成でき、より卑な電解電位は

ど Al を多く含有する Al-Ta 合金が得られる事がわかった。

また、高強度 Al 合金箔の製造を想定し、Al-Mn 合金箔の作製と Mn 含有量の制御を試みた。電析の際の電流密度および浴組成により、Mn 含有量を制御できることを示した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.4.2-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023 年 2 月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	1	0	2	0	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	6	0	0	0	0	0	1
2017FY	1	0	5	0	0	0	0	1	2
2018FY	1	1	3	0	0	0	0	0	1
2019FY	0	1	7	0	0	1	0	0	0
2020FY	2	0	3	0	0	0	0	0	1
2021FY	1	0	7	2	0	0	0	0	1
2022FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
合計	6	2	32	2	0	1	0	1	9

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.4.2-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願 <sup>※</sup>
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	1	0	0
2016FY	5	4	1
2017FY	4	2	3
2018FY	2	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	0
2022FY	0	0	0
合計	12	6	4

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.4.2.3 参考文献

なし

## 2.4.3 [テーマ番号 2 1] 複層アルミ合金の開発 (2014 年度～2018 年度)

[テーマ番号 0 2] 残留  $\gamma$  相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発のうち「⑫複層アルミの合金設計、組織解析・制御技術の開発」および「⑬ヘテロ界面微細組織解析技術の構築」(2019 年度～2020 年度)

### 2.4.3.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

地球温暖化抑制のためには CO<sub>2</sub> 排出量削減が重要課題であり、様々な策が講じられてきている。運輸部門では自動車をはじめとする輸送機器の軽量化による燃費向上が最も効果的な対策の一つである。自動車におけるアルミニウム材料の採用は軽量化に直結しており、アルミニウム材料の使用拡大が期待されている。しかし、現状の自動車へのアルミニウムの使用率はまだ低く、エンジン、ホイール、トランスミッションケース等の鋳造品が大半であり、飛躍的な軽量化を図るためには、アルミ化が十分に進展していない車体骨格部品へのアルミ板材の適用を加速する必要がある。しかしながら、軽量化とともに衝突安全性を要求する車体骨格部品へのアルミ化が十分に進展していない理由の一つは、鋼板と比較して延性に劣り、強度も低いという材料課題があるためである。また、既にアルミ板材が適用されている部位においても、部品としての剛性・強度を上げるための幾何学剛性に必要な複雑形状成形技術や厚肉板材の適用などから、軽量化効果も十分に得られていない。今後、アルミニウム板材を自動車ボディに広く適用するためには、強度と延性という、相反する素材特性を両立するとともに、部品の段階ではその構造に適したプレス材料（ブランク材）における板厚分布、強度分布を有する材料の活用が求められている。

そこで、本研究開発では、輸送機器の抜本的軽量化を目的に、強度と延性という、相反する特性を両立するための複層アルミ合金の研究開発と、その製造技術の開発を行う。これらの技術開発を推進することで、輸送機器の燃費向上によるエネルギー消費量と CO<sub>2</sub> 排出量の削減及び我が国の産業の国際競争力強化を目指す。

#### (2)目標値

本テーマの位置付けは、輸送機材の国際競争力強化のための、自動車軽量化、CO<sub>2</sub> 排出量削減につながるアルミニウム合金の創出である。目標に関しては、以下の表の通りである。



表 3-2.4.3-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
複層合金設計、組織解析・制御技術の開発 (2014～2020年度)	小型サンプルでの成形前の伸び(17%以上)、成形・熱処理後の耐力(550MPa以上)を両立する組織コンセプトの提示	ラボサンプルでの成形前の伸び(20%以上)、成形・熱処理後の耐力(600MPa以上)の両立	成形前の伸び(20%以上)、平面ひずみ領域の破断限界ひずみ(0.15以上)、成形・熱処理後の耐力(700MPa以上)の両立	
複層合金製造技術の開発 (2014～2017年度)	板幅30～50mm程度の積層アルミ合金板の製造プロセス指針の提示	ラボサンプルでの積層アルミ合金板の製造制御指針の提示		
ヘテロ界面微細組織解析技術の構築 (2014～2019年度)	モデル合金を用いた、20 $\mu$ m以下のマイクロビームでのX線小角散乱法による、組織傾斜領域での析出組織分布の定量図示化の検討	抽出合金を用いた、数 $\mu$ mのマイクロビームでのX線小角散乱法による、組織傾斜領域での析出組織分布の定量図示化の検討	引張変形中の組織変化過程の放射光マイクロビームによるIn-situ一次元スキャン(変形中の動的測定位置の分解能100 $\mu$ m以下) (2019年度末)	

### (3)全体計画

第1期(2014年度～2015年度)として、各項目毎に、そのコンセプトのラボ検証を行う。これらのコンセプトの検証、レビューを第1期で行った上で、第2期以降の研究開発を継続するか検討を行った。第2期(2016年度～2017年度)では、各項目毎に、引張特性の更なる向上策、プロセスの制御策をラボレベルで行った。第3期(2018年度～2020年度)では、実用化検討として、部材として要求される特性評価、向上策の検討をラボレベルで行った。なお、革新的新構造材料等研究においては、テーマ番号21「複層アルミ合金の開発(2014年度～2018年度)」に引き続き、テーマ番号02「残留 $\gamma$ 相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発」において「⑫複層アルミの合金設計、組織解析・制御技術の開発」および「⑬ヘテロ界面微細組織解析技術の構築」(2019年度～2020年度)として実施した。

#### (4)実施体制

実施体制としては、西神分室（(株)神戸製鋼所）が、材料特性向上のための材料設計指針(2014年度～2020年度)および製造技術確立のためのプロセス設計指針の導出(2014年度～2017年度)に取り組む。その材料設計指針導出のために必要な、微細組織評価技術の確立を京都大学に再委託して技術開発を進める（2014年度～2019年度）。

#### (5)運営管理

西神分室内或いは再委託先との間において、担当者間で定期的な会議（数ヶ月に1回程度の頻度で）を行い、目標に向けた進捗の管理、方向性の確認、技術内容の議論、方向性の確認を行い、効率的なテーマの推進を図ってきている。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2035年度）

本技術を適用できると考えられる部位は、自動車車体骨格部材である。骨格部材に使用されている鋼材の重量は、部品によって異なるが、主な部品は数～20kg程度であることから、アルミニウムに置き換えることによる軽量化効果を40%と見積もると、アルミ板材の重量は約12kg程度と想定される。国内の乗用車の生産台数は約450万台/年であり、そのうちの20%の車種に本技術が適用されると想定した場合、約1万t/年のアルミニウムの使用量の増大に繋がる。

また、CO<sub>2</sub>排出量抑制効果は、燃費改善効果を0.52L/kg、燃料1kL当たりのCO<sub>2</sub>削減量換算を2.6t/kLと仮定すると、約1.3万t/年のCO<sub>2</sub>削減効果が将来的に見込まれる。さらに、海外の自動車のアルミ化適用部位にも本技術が適用されれば、本技術によるアルミニウムの使用量及びCO<sub>2</sub>削減効果はさらに増大すると予想される。

### 2.4.3.2 研究開発成果

#### (1)最終目標の達成度

表 3-2.4.3-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
複層合金設計、組織解析・制御技術の開発 (2014～2020年度)	成形前の伸び(20%以上)、平面ひずみ領域の破断限界ひずみ(0.15以上)、成形・熱処理後の0.2%耐力(700MPa以上)を可能とする材料設計指針の提示 (2020年度)	クラッド構成の制御及びプロセス条件の最適化により、最終目標達成した。	○	

複層合金製造技術の開発 (2014～2017年度)	ラボサンプルでの積層アルミ合金板の製造制御指針の提示 (2017年度)	開発合金を用いて、圧着圧延に必要な圧延条件を把握し、クラッド率変更量 20%、板厚変化 20%のプロセス条件を把握し、最終目標達成した。	○	
ヘテロ界面微細組織解析技術の構築 (2014～2019年度)	引張変形中の組織変化過程の放射光マイクロビームによる In-situ 1次元スキャン(変形中の動的測定位置の分解能 100 μm 以下) (2019年度)	引張変形過程での In-situ 2次元スキャン評価(100 μm 以下のステップ)に目処を得て、最終目標達成した。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### 複層合金設計、組織解析・制御技術の開発

小型の複層材サンプルにおいて、第1期(2014年度～2015年度)では伸びと強度のバランスを向上させるクラッド構成・組織コンセプトの検証を行い、第2期(2016年度～2017年度)ではクラッド構成(合金組成、組合せ)とプロセス条件(クラッド材の圧延、熱処理、時効処理)の最適化を図ることでさらなる伸びと強度のバランスの向上を進め、第3期(2018年度～2020年度)では機械的特性に加えてさらに部材特性(成形性)の向上及び溶接性へのクラッド構成・組織の影響についての検討を進め、既存合金よりも特性向上効果を確認した。これらの取り組みにより、最終目標を達成した。

### 複層合金製造技術の開発

第1期(2014年度～2015年度)で強度(クラッド比率)と板厚を自由に制御するフレキシブルテーラード材製造装置の設計・開発を行い。第2期(2016年度～2018年度)では、本装置を用いた模擬材料として純AlとAl-Mg合金の小型サンプルを用いて、オンラインでクラッド比率と板厚を制御して製造したフレキシブルテーラード材の試作に世界で初めて成功した。さらに、本テーマの開発合金の小型サンプルを用いて、フレキシブルテーラード材の試作に成功し、最終目標を達成した。本成果により、より実用的な広幅材への目途を得ることができた。

また、開発した複層合金の部品成形に関して、FEM解析を用いた成形性評価を行い、フロントサイドメンバーおよびBピラーを模擬した部品をシミュレーションにより、両部品とも開発合金にて成形可能であることが分かった。

### ヘテロ界面微細組織解析技術の構築

第 1 期(2014 年度～2015 年度)では、最終目標である 5 $\mu\text{m}$  以下レベルの位置分解能による組織分布評価を目指すための放射光ビームラインの選定と試験測定を行い、比較的解析が容易である 2 元系合金の複層材において、20 $\mu\text{m}$  のビームサイズでの蛍光分析と小角散乱測定を試料走査による同時計測を実現した。第 2 期(2016 年度～2017 年度)では、測定手法の定量化を検討し、モデル合金での相互拡散領域での小角散乱解析結果から得られる組織分布と硬度分布が対応することを示し、さらに静的計測において位置分解能を 5 $\mu\text{m}$  以下に向上させた。第 3 期(2018 年度～2019 年度)は、第 2 期までに開発したマイクロビーム走査 X 線小高角蛍光同時測定システムに小型引張試験装置を調整してマウントし、単層合金試験片によるその場引張試験によるその場計測システムの検証とデータ取得、計測条件のチューニングと各種データのモニターシステムの立ち上げを行った。それにより、マイクロビームによる X 線照射点を CCD で確認後、モニターにより試料のマクロな変形を画像で確認しながら照射位置を分解能 10 $\mu\text{m}$  以下の分解能で走査して小角散乱並びに高角回折強度を同時計測するその場測定システムを構築した。これらの取り組みにより、最終目標を達成した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.4.3-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	5	0	0	2	0	0	1
2016FY	0	0	4	0	0	1	0	1	1
2017FY	0	0	5	1	0	2	0	0	2
2018FY	1	0	1	0	0	2	0	0	1
2019FY	1	0	4	0	0	1	0	0	0
2020FY	1	0	1	0	0	0	0	0	0
合計	3	0	20	1	0	8	0	1	6

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.4.3-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2014FY	4	0	0
2015FY	3	0	2
2016FY	1	4	1
2017FY	1	2	0
2018FY	0	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	1	0	0
合計	10	6	3

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.4.3.3 参考文献

なし

## 2.5 研究開発項目⑤「革新的マグネシウム材の開発」

### 2.5.1 [テーマ番号15] マグネシウム合金設計と難燃性評価 (2013~2015年度)

#### [テーマ番号15] 難燃性マグネシウム合金の信頼性 (疲労・破壊・難燃性) 評価 (2016~2017年度)

##### 2.5.1.1 テーマの概要

###### (1)背景と目的

マグネシウムは、実用金属の中で最も軽量であり、また優れた比強度を有することから、輸送機器のための新たな構造材料として注目されている。しかし、汎用のマグネシウム合金は発火温度が低く、特に、不燃・難燃特性の確保が必須である鉄道車両部品や航空機部品としての適用は困難とされてきた。近年、マグネシウム合金の発火温度を高める合金開発が進められ、その結果、汎用マグネシウム合金 (Mg-Al 系合金等) にカルシウムを添加し、発火温度を飛躍的に高めた「難燃性マグネシウム合金」が開発されている。本合金は、日本鉄道車両機械技術協会の車両材料燃焼試験において「不燃材」の認定も受けていることから、鉄道車両用部材への適用も、小型鋳造部品に関しては進みつつある。今後、難燃性マグネシウム合金を用いて輸送機器のさらなる軽量化を目指すためには、合金特性のさらなる高性能化 (強度・延性の改善、生産性の改善) を目指すと同時に、型材や板材を組み合わせる「大型構造体」を作り込むための要素技術を開発していく必要がある。

本研究開発では、難燃性マグネシウム合金の材料特性 (機械的特性、生産性) をさらに改善するための合金設計技術を開発することを目指す。また、開発した合金の信頼性 (疲労特性、発火特性、衝撃変形特性、耐食性) を系統的に明らかにし、データベース化 (一部標準化) することを目指す。さらに、開発された合金を用いて高速車両構体を設計するための指針を構築することを目指す。

(2)目標値

表 3-2.5.1-1 テーマ 15 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
① 易加工性マグネシウム合金材の開発 (2013~2017年度)	引張強度： 250MPa以上、伸び：15%以上、難燃性：AZX311以上、押出速度：AZ31以上の特性を示す押出材を作製するための合金設計技術を構築。	引張強度： 270MPa以上、伸び：20%以上、難燃性：AZX311以上、押出速度：A6N01以上の特性を示す押出材を作製するための合金設計技術を構築。		
② 高強度マグネシウム材の開発 (2013~2017年度)	引張強度： 350MPa以上、伸び：13%以上、難燃性：AZX311以上の押出材および圧延材を作製するための合金設計技術を構築。	引張強度： 360MPa以上、伸び：15%以上、難燃性：AZX311以上の押出材および圧延材を作製するための合金設計技術を構築。		
③ マグネシウム材の評価手法(難燃性・耐食性)の確立 (2013~2017年度)	Mg-Al-Ca-Mn系合金の発火特性、腐食特性の解明。	Mg-Al-Ca-Mn系合金の発火特性、腐食特性のデータベース構築・標準化。		
④ 難燃性マグネシウム合金の疲労特性及び衝撃変形特性データベースの構築 (2016~2017年度)		新たに開発した難燃性マグネシウム合金展伸材の疲労特性及び衝撃変形特性を取得し、データベースを作製する。		
⑤ 新難燃性マグネシウム合金部材の設計指針の構築 (2016~2017年度)		疲労試験により得た適用可能なマグネシウム材料のクライテリアにより、高速車両構体		

		断面を対象とした 気密疲労試験構体 の基本設計を行 う。		
--	--	---------------------------------------	--	--

### (3)全体計画

研究開発項目①「易加工性マグネシウム材の開発」では、Mg-Al-(Zn)-Ca-Mn 系合金をベースとして、A6N01 合金に匹敵する機械的特性と押出し特性（易加工性マグネシウム材：引張強度：270MPa 以上、伸び：20%以上、難燃性：AZX311 以上、押出速度：A6N01 以上の特性）を有する展伸材を開発することを目標とし、そのための合金設計指針を構築した。研究開発項目②「高強度マグネシウム材の開発」では、A7N01 合金に匹敵する機械的特性（引張強度：360MPa 以上、伸び：15%以上、難燃性：AZX311 以上）を有する展伸材を開発することを目標とし、そのための合金設計指針を構築した。

研究開発項目③～④では、2015 年度までに開発した合金の信頼性（発火特性、疲労特性、衝撃変形特性、耐食性）に関するデータを系統的に測定し、開発した合金を用いて高速車両構体を設計するために必要なデータベースを構築した。研究開発項目③「マグネシウム材の評価手法の確立」では、開発合金の発火特性や耐食性を評価することを目的として、評価手法を確立する上において不可欠な知見（発火現象に及ぼす環境因子や組織的因子の抽出し、マグネシウム合金へのカルシウム添加が腐食現象に及ぼす影響）を明らかにした。研究開発項目④「難燃性マグネシウム合金の疲労特性及び衝撃変形特性データベースの構築」では、開発した合金（母材および継手）の疲労特性及び衝撃変形特性を各種変形モードで系統的に測定し、データベースを構築した。また、開発した合金の上記特性に及ぼす組織因子・構造因子の影響を解明した。

研究開発項目⑤「新難燃性マグネシウム合金部材の設計指針の構築」に関しては、鉄道車両構体を設計するに当たり適用可能なマグネシウム材料のクライテリアを主に、疲労特性から決定した。また、得られたクライテリアにより、高速車両構体断面を対象とした気密疲労試験構体の設計を行った。



#### (4)実施体制

本研究開発では、マグネシウムに関連する 8 つの分室が共同で難燃性マグネシウム合金展伸材を鉄道車両用部材（高速車両構体）に適用するための基礎技術を構築することを目指した。2015 年度までは、新規合金の開発・評価を主眼として、素材の開発を担当する「材料 WG」、難燃性マグネシウム合金の信頼性を改善・評価するための技術を開発する「接合 WG」、「耐食性 WG」、「発火特性 WG」を形成し、各 WG が連携して課題の解決を目指した。2016 年度以降は、2015 年度までに開発した合金を対象として、複雑形状部材の加工・製造技術を開発する「素形材加工技術 WG」、信頼性（疲労特性・破壊特性等）を系統的に明らかにする「信頼性評価・標準化 WG」、表面処理技術の構築や耐食性を系統的に明らかにする「表面処理 WG」、接合技術の構築を目指す「接合 WG」を構築し、研究開発を遂行した。

研究開発を推進するにあたっては、エンドユーザー（鉄道会社・車両メーカー）が低コストかつ安全に構体を製造するための技術や、マグネシウム合金を用いて構造体を設計するため技術等を統合的に構築していく必要がある。そのため、本研究開発では、エンドユーザーをオブザーバーとして招聘し、マグネシウム合金を利用して構造体を作製するための仕様について、アドバイスを受けつつ研究開発を推進した。

テーマ 15 に関しては、2015 年度までは、名古屋守山分室において易加工性マグネシウム材及び高強度マグネシウム材のための合金設計指針の導出を行った。長岡技術科学大学（鎌土）については、2016 年度以降は、テーマ 16 及びテーマ 18 の中で研究開発を継続実施した。

2016 年度以降は、名古屋守山分室と明石分室が共同で、新たに開発された合金の信頼性（疲労特性、衝撃破壊特性、難燃性）を系統的に調査するとともに、発火特性に関しては、標準化作業にデータを提供した。疲労特性については、長岡技術科学大学（宮下）と九州大学（野口）が新たに再委託先として参画し、衝撃変形特性については、神戸大学（向井）と物質・材料研究機構（染川）が新たに再委託先として参画した。明石分室では、新たに開発された合金を用いて高速車両構体を製造するための構体設計指針を構築した。以下、2013～2015 年度までの実施体制と、2016～2017 年度の実施体制をそれぞれ記す。

表 3-2.5.1-2 実施体制 (2013～2015 年度)

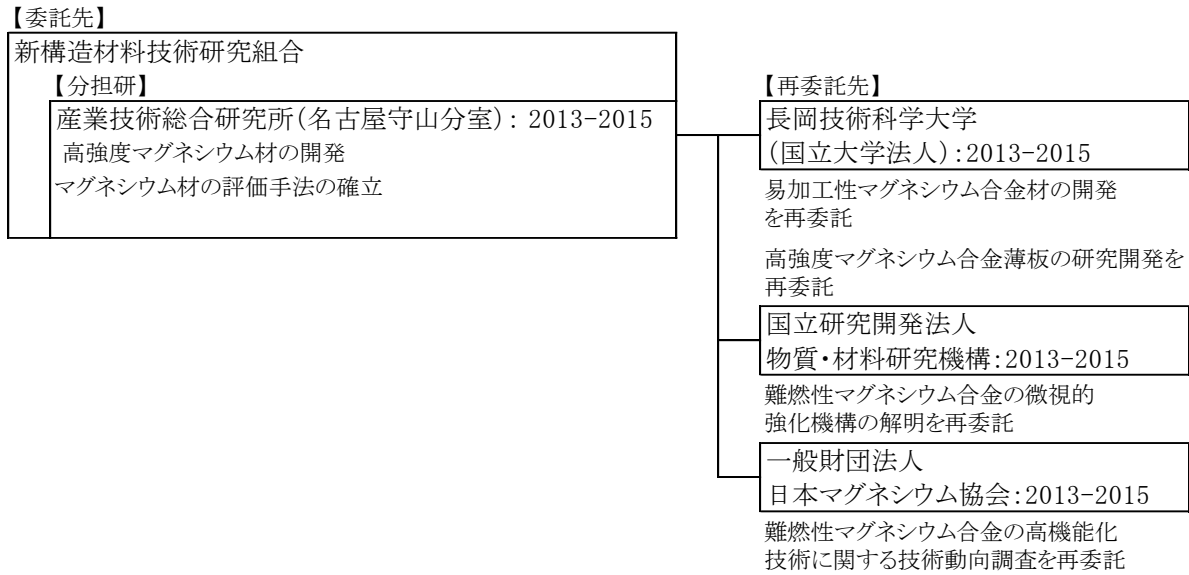
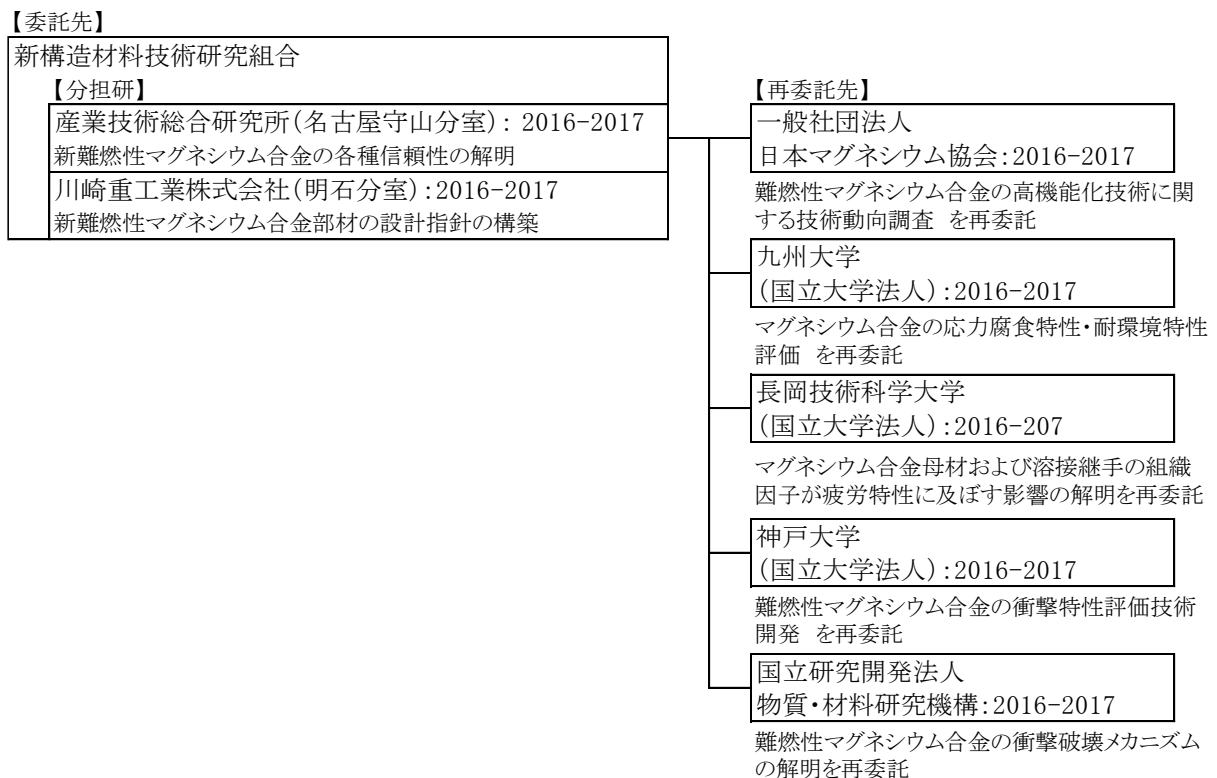


表 3-2.5.1-3 実施体制 (2016～2017 年度)



## (5) 運営管理

テーマ 15～21 に従事する組合員が全員参加できる分科会を定期的で開催した。2013～2015 年度は、材料 WG、接合 WG、表面処理 WG の分科会を 3 ヶ月に 1 回開催した（発火特性 WG は不定期開催）。H28 年度以降は、素形材製造 WG、信頼性 WG、表面処理 WG、接合 WG の分科会を 3～4 ヶ月に 1 回開催し、各分室および再委託先の研究進捗を報告することにより、開発した合金を用いて高速車両構体を製造するための技術を共同で構築した。

2015 年以降は、プロジェクトの推進を加速するための会合（加速 WG）を上記分科会と同日に開催し、難燃性マグネシウム合金を用いて側パネル等のモックアップを製作するための打ち合わせや、信頼性データ（疲労特性、耐食性等）を系統的に取得するための打ち合わせを実施し、プロジェクトの推進を調整する場として機能している。

成果の発信に関しては、軽金属学会春期・秋期講演大会においてテーマセッション「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」を定期的（年 2 回）に開催し、プロジェクトの成果を発信している（2017 年 3 月までに計 6 回開催）。さらに、軽金属学会の会誌「軽金属」に特集号「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」を組み、プロジェクトの成果を論文および解説として公表している。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替した場合の重量削減効果について、ヤング率を基準とした場合、20%程度の車両構体の軽量化を見込むことができるとの報告がある<sup>1)</sup>。構体の軽量化は、CO<sub>2</sub>排出量削減に寄与するばかりで無く、車両の高速化にも大きく寄与することが知られている。仮に、新幹線の車両質量を20%軽量化することができれば、それだけで10～20km/時の営業速度アップを見込むことができるとの試算がある<sup>2)</sup>。ゆえに、経済的観点からは車両構体の軽量化は大きな効果を見込むことができる。

なお、新幹線車両の年間生産台数は385台/年(2013年)であり、四輪車の年間生産台数(約1,000万台:2013年)の0.004%程度である<sup>3,4)</sup>。また、動力として電気を利用していることを考慮すると、新幹線の重量減に伴うCO<sub>2</sub>削減効果は、四輪車のそれと比較すると小さいものであると言える。

一方、新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替できた場合、マグネシウム展伸材の大きな需要増加を見込むことができる。例えば、車両構体(屋根・側構体、妻構体、台枠)に利用されるアルミニウム合金は1両当たり約5tである<sup>5)</sup>。上記部品を全てマグネシウムに置き換え、部品は同一形状であると仮定した場合、1両当たり約4tの需要が生まれることになる(Mg置換により車両重量が20%減少する場合)。車両製造が1年当たり400両と仮定すると(385両:2013年)<sup>3)</sup>、1600tの需要が生まれることになる。なお、国内におけるマグネシウム合金展伸材需要は約700t/年(2014年)であり<sup>6)</sup>、プロジェクトの成果により、仮に、側構体だけでもマグネシウム合金に置き換えることができれば、それだけで、国内の展伸材需要を倍増させることが可能となる。この様に、本プロジェクトの成果により、輸送機器構造部材にマグネシウム合金の適用を加速させることができれば、マグネシウム合金産業構造自体を変革させることが可能である。

## 2.5.1.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.5.1-4 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
① 易加工性マグネシウム合金材の開発 (2013～2017年度)	引張強度：270MPa以上、伸び：20%以上、難燃性：AZX311以上、押出速度：A6N01以上の特性を示す押出材を作製するための合金設計技術を構築。 (2017年度)	特定の組成の合金を押出速度 24m/min の高速で押出しすると、押出しまま材、T6 処理材とも目標値を上回る特性を示すことを試験片レベルで説明。	○	
② 高強度マグネシウム材の開発 (2013～2017年度)	引張強度：360MPa以上、伸び：15%以上、難燃性：AZX311以上の押出材および圧延材を作製するための合金設計技術を構築。 (2017年度)	特定の組成の合金を特定の条件で加工すると、上記の特性を満足する押出し材、圧延材を作製できることを試験片レベルで説明。	○	
③ マグネシウム材の評価手法(難燃性・耐食性)の確立 (2013～2017年度)	Mg-Al-Ca-Mn 系合金の発火特性、腐食特性のデータベース構築・標準化。 (2017年度)	発火特性に関しては、添加元素の濃度が発火特性に及ぼす影響をデータベース化し、発火試験の標準化作業に提供した。腐食特性については Ca 添加が腐食特性に及ぼすメカニズム（特に熱処理の影響）を明らかにした。	○	
④ 難燃性マグネシウム合金の疲労特性及び衝撃変形特性	新たに開発した難燃性マグネシウム合金展伸材の疲労特性及び衝撃変形	疲労特性については、複数の変形モードを対象として、開発した合金（母材・MIG 継手）の疲労特	○	

データベース の構築 (2016~2017 年度)	特性を取得し、 データベースを作 製する。 (2017 年度)	性の調査を実施。衝撃変 形特性については、特定 の合金を対象として、衝 撃変形特性や衝撃靱性の 取得を実施した。		
⑤ 新難燃性マグ ネシウム合金 部材の設計指 針の構築 (2016-2017)	疲労試験により得 た適用可能なマグ ネシウム材料のク ライテリアによ り、高速車両構体 断面を対象とした 気密疲労試験構体 の基本設計を行 う。 (2017 年度)	シェル要素による構体輪 切り 3 次元 FEM モデル を作成し、気密荷重負荷 時の静強度解析と座屈固 有値解析を行い、最大荷 重（内圧 6.4 kPa）負荷 時に塑性変形や座屈変形 が生じないことを確認し た。また、上記輪切りモ デルを車両長手方向に つなげた一両モデルに より、構体曲げ剛性を 検証し、形状を最適化 した。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### [テーマ番号 15] マグネシウム合金設計と難燃性評価 (2013~2015 年度)

#### (1) 易加工性マグネシウム合金材の開発 (再委託：長岡技術科学大学)

Mg-Al-Ca-Mn 系希薄合金の一層の押し出し性の向上を目的として、本系合金の押し出し性に及ぼす押し出し加工前の熱処理条件の影響を調べた。同時に、本系合金押し出し材のミクロ組織および機械的性質に及ぼす Al 添加量の影響を評価し、良好な機械的性質が得られる Al の最適添加量について検討した。はじめに、当該合金の押し出し性に及ぼす均質化処理方法の影響を調査した。その結果、適切な均質化処理を施すことにより最大荷重が小さくなり、表面割れの程度も軽減することを明らかにした。次に、Al 添加量の最適化を実施し、適度に Al を添加することで高い時効硬化と強い底面集合組織を得られることを明らかにした。上記の知見をベースとして最適な合金を抽出し、抽出した合金が優れた押し出し特性(押し出し速度：60m/min.)と A6N01 アルミニウム合金(T6)材に匹敵する機械的特性(0.2%耐力:280MPa)を兼備することを確認した(図 3-2.5.1-1)。

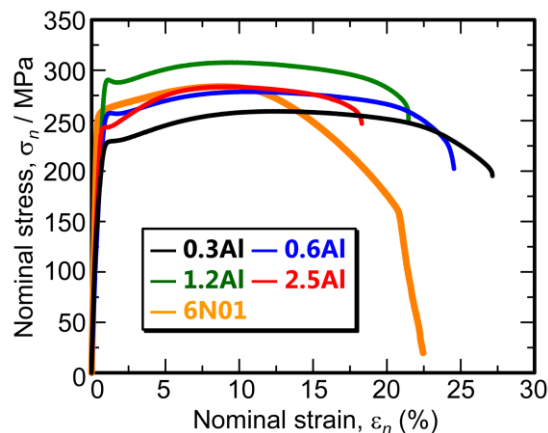


図 3-2.5.1-1 検討合金 T6 処理材の引張応力-ひずみ曲線(Mg-XAl-0.2Ca-0.2Mn 合金[at%], X 濃度は図中に記載。黄色は A6N01 アルミ合金)

#### (2) 高強度マグネシウム合金型材の研究開発 (産業技術総合研究所)

高い固溶強化や析出強化を見込める、高濃度の Al を添加した難燃性 Mg 合金を対象として、主要添加元素 (Al, Zn, Ca) と微量添加元素 (Mn) の濃度が、押し出し材の機械的特性に及ぼす影響を調査した。Zn 添加濃度の影響を 0~3% (以下 mass%) の範囲内で調査した結果 (他の元素は基準合金 (Mg-9Al-0.7Zn-2Ca-0.2Mn) と同じ濃度)、Zn 濃度を 1%以上に設定すると延性が劣化することを明らかにした(図 3-2.5.1-2)。Al 添加濃度の影響を 6~12%の範囲内で調査した結果 (他の元素は基準合金と同じ濃度)、10%までは Al 濃度の増加とともに強度が向上するが、それ以上の添加は強度向上に有効に寄与しないことを明らかにし

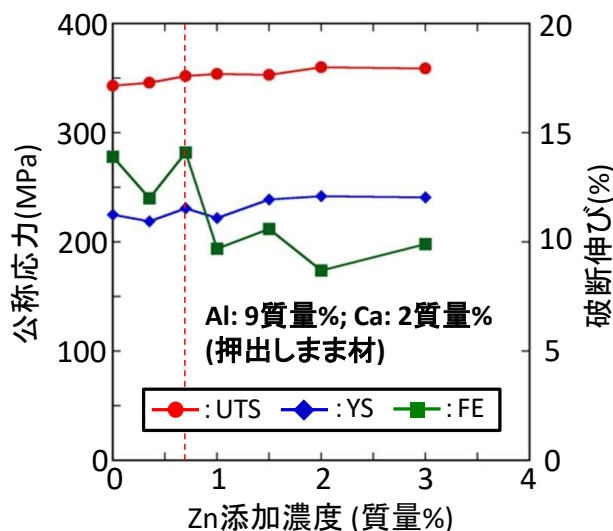


図 3-2.5.1-2 Mg-9Al-2Ca (質量%)合金押し出し材の引張特性に及ぼす Zn 添加濃度の影響

た。また、Al 濃度を 9%に設定すると高い強度と延性のバランスが発現することが分かった。Ca 添加濃度の影響を 0~3%の範囲内で調査した結果（他の元素は基準合金と同じ濃度）、Ca 濃度を 1.5%未満もしくは 2.5%以上にすると、延性が劣化することを明らかにした。Mn 添加濃度の影響を 0~0.6%の範囲で調査した結果（他の元素は基準合金と同じ濃度）、過度な Mn の添加は耐力の低下をもたらすことを明らかにした。以上の結果から、高強度と高延性を同時に達成するための好適な合金組成として基準合金の組成を導出した。

### (3) 高強度マグネシウム合金薄板の研究開発（再委託：長岡技術科学大学）

Al 添加量の大きく異なる Mg-Al-Ca-Mn 系合金に圧延加工を施し、圧延加工後の時効硬化特性や機械的性質に及ぼす Al 添加量の影響を調べた。具体的には、Al を 0.7 もしくは 9.0 at.%、Ca および Mn をそれぞれ 0.6 および 0.15 at.%添加した合金（以下 0.7Al 合金、9.0Al 合金）を対象とした。検討合金の圧延まま材の機械的特性を調査した結果、0.7Al 合金は、仕上げ圧延温度 300° C の場合、0.2 %耐力 268MPa の高い強度特性を示すが、仕上げ圧延温度を低く設定すると延性は大きく低下することを確認した。一方、9.0Al 合金の場合、仕上げ圧延温度を低く設定しても、10 %程度の延性を維持しつつ、350 MPa の引張強さと 295 MPa の高い 0.2 %耐力を得られることを明らかにした。さらに、検討合金の溶体化処理材およびピーク時効材の機械的特性を調査した結果、両合金とも溶体化処理を施すことで、20 %以上の延性が得られることを確認した。また、0.7Al 合金の場合、時効処理を施しても、25 %程度の高延性を維持したまま、0.2 %耐力は 80 MPa も向上することを明らかにした。一方、9.0Al 合金の時効処理に伴う 0.2 %耐力の強化量は 60 MPa と、0.7Al 合金よりも低く、さらに、延性は溶体化処理材の 1/2 以下にまで低下することを確認した（図 3-2.5.1-3）。

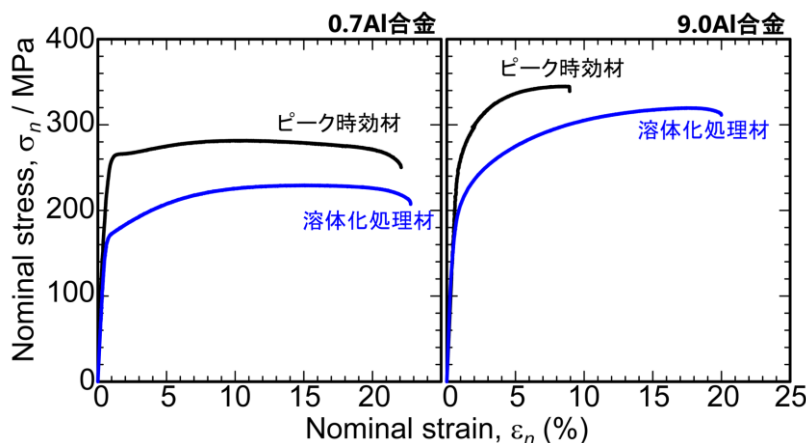


図 3-2.5.1-3 300°Cで仕上げ圧延を施した検討合金溶体化処理材およびピーク時効材の引張応力-ひずみ曲線

### (4) 高強度マグネシウム合金中板・厚板の研究開発（産業技術総合研究所）

高強度難燃性 Mg 合金(基準合金：Mg-10Al-1Ca 合金(mass %))を対象として、主要添加元素（Al、Zn、Ca）の濃度が、圧延材の機械的性質に及ぼす影響を調査した。



2013 年度は 5 種類の合金(Mg-10Al-1Ca、Mg-8Al-1Ca、Mg-6Al-1Ca、Mg-8Al-1Zn-1Ca、Mg-6Al-1Zn-1Ca)の機械的特性を評価した。2014 年度は、さらに 5 種類の合金(Mg-7Al-1Ca、Mg-9Al-1Ca、Mg-8Al-1.5Zn-1Ca、Mg-8Al-2.5Zn-1Ca、Mg-8Al-2Ca)を作製し、機械的特性を評価した。一連の調査の結果、Al 添加量に関しては、Ca 添加量を 1%に固定した場合、Al 添加量を 8%に設定すると高い強度と延性のバランスが得られることが分かった。Zn 添加量に関しては、Al 添加量を 8%、Ca 添加量を 1%に固定した場合、Zn 添加量を 1%に設定すると破断伸びを劣化させずに強度を向上できることが分かった。Ca 添加量に関しては、Al 添加量を 8%に固定した場合、Ca 添加量を 2%に設定すると強度および伸びの両方が劣化することを確認した。以上の結果より、特定の圧延条件で作製された板に関して、最も高い強度と延性のバランスが得られる合金組成として Mg-8Al-1Zn-1Ca を抽出した (図 3-2.5.1-4)。Mg-8Al-1Zn-1Ca の機械的特性に及ぼす圧延温度の影響を調査した結果、特定の条件で高い機械的特性のバランス (引張強度 348MPa, 伸び 13%) が得られた。

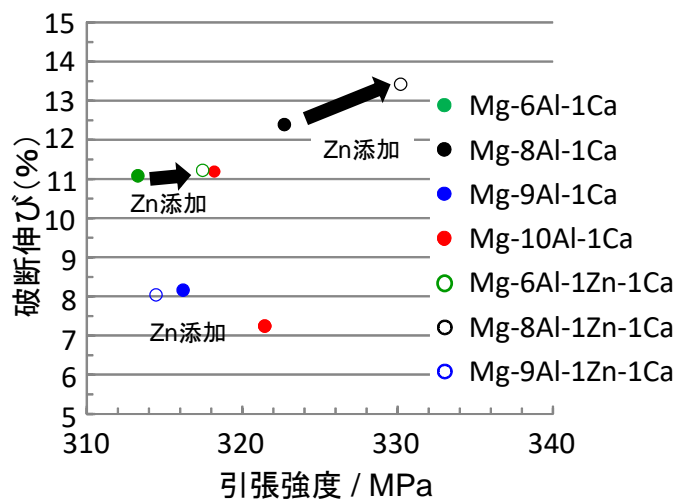


図 3-2.5.1-4 各種 Mg 合金の引張り特性に及ぼす Al 添加濃度、Zn 添加濃度の影響

(5) 難燃性マグネシウム合金の微視的強化機構の解明 (再委託：物質・科学研究機構)

高強度難燃性合金の元となる AZ91 合金は時効硬化するので、高強度難燃性合金そのものも析出強化により強化できる可能性がある。しかし、Ca を添加した AZ91 合金においては、時効析出に関する研究が殆ど行われておらず、時効硬化挙動そのものに関する基礎的なデータが存在しなかった。このことから、2013 年度までに、Ca 添加型 AZ91 合金の時効特性に関する調査を行い、1mass%の Ca を添加した AZ91 合金において最も優れた時効特性を示す事を見出した。2014 年度は、その結果を元に、展伸合金を作製し、析出強化による強化の可能性について検討し、さらに、AZ91 合金に立ち返り、微量元素の添加による時効硬化能の向上を試みた。その結果、(1) 既存の

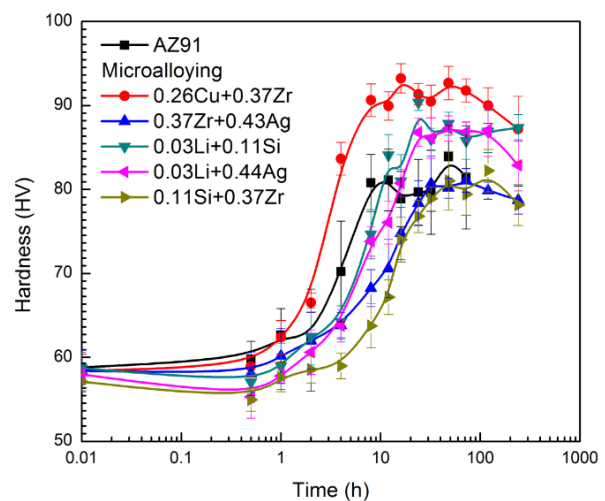


図 3-2.5.1-5 種々の元素を複合添加した AZ91 合金の時効硬化曲線

AZ91 合金、および Ca 添加した AZ91 合金は、押出加工後の溶体化処理と時効処理なる T6 処理により、押出まま材を上回る強度を付与することは困難であること、(2) T6 処理により押出まま材を上回る強度を付与するためには、時効析出物をさらに微細化する必要があること、(3) AZ91 合金鋳造材に関しては、時効析出物を微細化するには Cu と Zr の複合添加が有効であること (図 3-2.5.1-5)、を明らかにした。

(6) 難燃性マグネシウム合金の高機能化技術に関する技術動向調査 (再委託：日本マグネシウム協会)

国内外で開催されるセミナーや学会等への参加や、関連企業へのヒアリング調査により、国内外における難燃性マグネシウム合金の輸送機器分野への適用状況や適用可能性に関する情報収集を行った。国内においては、軽金属学会及び先端 Mg 合金研究会において、難燃性マグネシウム合金をはじめとするマグネシウム合金の研究開発の動向について調査を行った。また、鉄道車両部材への適用可能性を調査するために企業ヒアリング調査を行った。さらに、本事業に関わる会合及び調査に、当会の特別支援者らを派遣し、開発される材料の実用化に向けた助言等を行った。国外においては、ドイツのミュンヘンおよび中国の成都で開催された国際会議に出席し、マグネシウム材料の実用化や研究開発の動向について調査を行った。また、海外の企業視察を行った。一連の調査の結果、高い難燃性を有するマグネシウム合金に関する研究開発が日本、中国、韓国のアジア地域を中心に進んでいるが、まだ実用化されるケースが少ないことが分かった。また、難燃性マグネシウム合金を構造材料として普及させるためには、加工技術や評価方法等を早期に確立する必要があることが分かった。

(7) マグネシウム材の評価手法 (難燃性) の確立 (産業技術総合研究所)

Ca 濃度を変化させた AM60 系合金と AZ91 系合金について、DTA を用いた発火試験 (昇温速度：1~100°C/min) を実施した。Ca 添加量と発火温度の関係について纏めた結果、2%までは Ca 添加量の増大に伴って発火温度は効果的に上昇することを明らかにした (実験結果の一部を図 3-2.5.1-6 に示す)。また、AZ91 系合金の方が AM60 系合金よりも総じて発火温度が高く、Al 添加量も発火温度に影響することを明らかにした。次に、AZ91、AM60、AZX912、AMX602 の 4 合金を対象として、高速昇温型 DTA 装置を用いた発火試験を実施し、100~1000°C/min の高速昇温が発火特性に及ぼす影響を調査した。その結果、AZ91、AM60 合金についてはいずれの昇温速度においても昇温速度の上昇と共に発火温度が上昇することを確認した。これに対し、Ca を添加した AZX912、AMX602 合金においては、昇温速度の上昇に伴う発火温度の上昇は 100°C/min 付近で飽和することを確認した。さらに、Ca 添加が発火メカニズムに及ぼす影響を明らかにするために、AM60、AMX602 合金の加熱後の試料表面について EPMA による表面分析を実施した。固相線温度直下まで加熱した試料では、両合金ともに厚さ 2~3  $\mu\text{m}$  の酸化層がみられた。AMX602 合金においては、酸化層に Ca の濃化相が存在することを確認した。

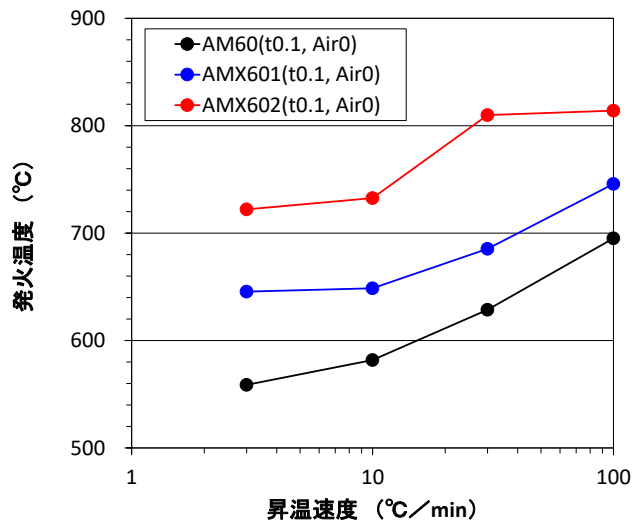


図 3-2.5.1-6 Ca 量の異なる 3 種の合金における、発火温度の昇温速度に対するプロット。試料厚み 0.1mm、空気流量を 0 とした場合。

(8) 難燃性 Mg 合金の腐食メカニズムの解明（産業技術総合研究所）

Mg-6Al-1Zn-2Ca 合金（質量%：以後 AZX612）、Mg-6Al-1Zn 合金（質量%：以後 AZ61 合金） 鋳造材・押出材の腐食特性及び応力腐食特性を溶体化処理前後で比較し、カルシウムの添加や組織の差異が上記特性に及ぼす影響を調査した。塩水（5mass%NaCl）浸漬試験により腐食特性を評価した結果、溶体化処理に伴い AZX612, AZ61 押出材・鋳造材の全ての試料においても耐食性が向上することを確認した。溶体化処理後の試料の腐食速度はいずれの試料も同じオーダーであった。溶体化処理前後の試料の組織を評価した結果、特に AZX612 鋳造材・押出材、AZ61 鋳造材において、晶出相（ $Al_2Ca$  相、 $Mg_{17}Al_{12}$  相）や Al 濃化相のサイズ・面積が縮小していることが確認された。また、試験後の試験片外観から、溶体化処理により孔食の頻度・深さが低減していることが分かった。このことから、溶体化処理により晶出物や Al 濃化相を母相に固溶させると、孔食サイトが減少し、耐食性が向上することが示唆された。次に、0.01 M NaCl 環境下で定歪み速度引張試験を行い、AZX612, AZ61 押出材の応力腐食特性を評価した。その結果、AZX612 押出材は AZ61 押出材よりも低い破断伸びを示した。なお、AZX612 押出材に関しては、溶体化処理に伴い延性が改善することが確認され、塩水浸漬試験と同様に、溶体化処理に伴う孔食サイトの減少が延性の劣化を抑制するのに有効であることが示唆された。

**[テーマ番号15] 難燃性マグネシウム合金の信頼性(疲労・破壊・難燃性)評価  
(2016~2017年度)**

① 易加工性マグネシウム合金材の開発【(再委託)長岡技術科学大学】(テーマ16にて実施)

2016年度以降は、2015年度までに開発した合金をベースとして、Mg-Al-Ca-Mn系希薄合金の一層の押出し性の向上を目的として、本系合金の押出し性に及ぼす押出し加工前の熱処理条件の影響を調べた。同時に、本系合金押出し材のミクロ組織および機械的性質に及ぼすAl添加量の影響を評価し、良好な機械的性質が得られるAlの最適添加量について検討した。はじめに、当該合金の押出し性に及ぼす均質化処理方法の影響を調査した。その結果、適切な均質化処理を施すことにより最大荷重が小さくなり、表面割れの程度も軽減することを明らかにした。次に、Al添加量の最適化を実施し、適度にAlを添加することで高い時効硬化と強い底面集合組織を得られることを明らかにした。上記の知見をベースとして最適な合金を抽出し、抽出した合金が優れた押出し特性(押出し速度:60m/min.)とA6N01アルミニウム合金(T6)材に匹敵する機械的特性(0.2%耐力:280MPa)を兼備することを試験片レベルで確認した。

② 高強度マグネシウム材の開発【産業技術総合研究所】

2016年度以降は、押出し材に関しては、2015年度までに開発した合金(Mg-9mass%Zn系合金)をベースとして、高濃度のAlを添加した難燃性Mg合金(Al添加濃度約9mass%)を対象として、主要添加元素(Al, Zn, Ca)と微量添加元素(Mn)の濃度が、押出材の機械的特性に及ぼす影響を調査した。Zn添加濃度の影響を0~3%(以下mass%)の範囲内で調査した結果、Zn濃度を1%以上に設定すると延性が劣化することを明らかにした。Al添加濃度の影響を6~12%の範囲内で調査した結果、10%まではAl濃度の増加とともに強度が向上するが、それ以上の添加は強度向上に有効に寄与しないことを明らかにした。Ca添加濃度の影響を0~3%の範囲内で調査した結果(他の元素は基準合金と同じ濃度)、Ca濃度を2.5%以上にすると、延性が劣化することを明らかにした。Mn添加濃度の影響を0~0.6%の範囲で調査した結果(他の元素は基準合金と同じ濃度)、過度なMnの添加は耐力の低下をもたらすことを明らかにした。以上の結果より、高強度と高延性を同時に達成するための好適な合金組成を抽出し、試験片レベルで引張り強度367MPa、伸び17%が得られることを確認した。圧延材(薄板・厚板)に関しても、2017年度目標値の特性を有する板材を試験片レベルで達成するための合金設計指針を提示することに成功した。

③ マグネシウム材の評価手法(難燃性・耐食性)の確立

③ -1 難燃性及び耐食性の評価【産業技術総合研究所】

発火特性に関しては、これまでに開発した難燃性マグネシウム合金(AX41(押出材)、AX92(押出材)、AX81(G)(圧延材)、AX81(S)(圧延材))および従来の難燃性マグネシウム合金の発火温度を熱分析装置(DTA)を用いて測定した。その結果のまとめを図3-2.5.1-7に示す(試料形状:厚み0.1mm、昇温速度:10°C/min.)。横軸は試料のカルシウム濃度を示しており、カルシウム濃度の増加とともに、ほぼ線形的に発火温

度が上昇していくことが確認できる。このように、一連の発火温度測定結果より、カルシウム濃度の大小が発火温度に支配的な影響を及ぼすことが確認できた。

なお、上記の発火温度に関するデータは、JIS H 0544:2017「マグネシウム合金の燃焼試験方法」において、マグネシウム合金の発火特性を評価するためのデータとして利用されている。

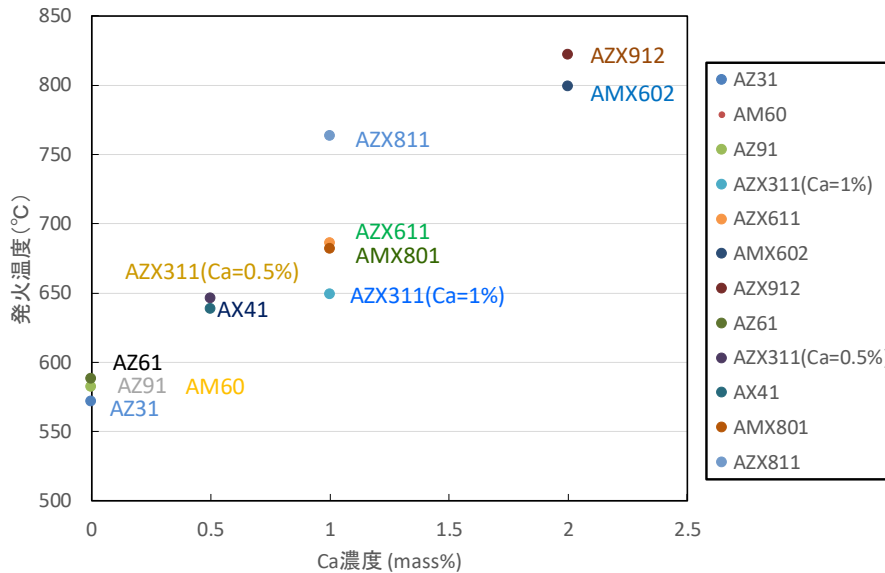


図 3-2.5.1-7 各種マグネシウム合金の発火温度とカルシウム濃度の関係

発火温度の測定と並行して、これまでに開発した合金（AX41(押出材)、AX92（押出材）、AX81(G)（圧延材）、AX81(S)（圧延材））の粉じん爆発特性（下限界濃度）を吹上式粉じん爆発試験器を用いて測定し、昨年度測定した汎用難燃性マグネシウム合金（AZX611 合金）と比較材（A6N01 アルミニウム合金）の値と比較した。評価に際しては、大型構造部材を作製する際に生じる切粉を想定し、ディスクグラインダーで試料を面削する際に生じる粉を用いた。その結果、難燃性マグネシウム合金の下限界濃度は、カルシウム濃度の大小よりも粉末粒度に強く影響を受け、粉末粒度の減少とともに、下限界濃度が下がることが明らかとなった。

耐食性に関しては、難燃性マグネシウム合金の耐食性に及ぼす熱処理の影響を調査し、溶体化処理に伴い AZX612, AZ61 押出材・鋳造材の全ての試料においても耐食性が向上することを確認した。また、組織観察と腐食試験結果を照合した結果、溶体化処理により晶出物や Al 濃化相を母相に固溶させると、孔食サイトが減少し、耐食性が向上することが明らかとなった。応力腐食特性に関しては、0.01 M NaCl 環境下で定歪み速度引張試験を行い、AZX612, AZ61 押出材の応力腐食特性を評価した。その結果、AZX612 押出材は AZ61 押出材よりも低い破断伸びを示した。なお AZX612 押出材に関しては、溶体化処理に伴い延性が改善することが確認され、塩水浸漬試験と同様に、溶体化処理に伴う孔食サイトの減少が延性の劣化を抑制するのに有効であることが示唆された。

### ③-2 標準化に関する技術動向調査【(再委託) 日本マグネシウム協会】

国内外における難燃性マグネシウム合金等の市場動向・研究動向を調査し、本事業において開発される難燃性マグネシウム合金や評価手法を標準化するための課題や問題点を抽出した。国外に関しては国際会議への参加及び二輪車メーカーや自動車メーカーの視察を行い、市場動向、開発動向等の最新情報を入手した。国内に関しては、セミナーや学会等により最新の研究開発動向の調査と、鉄道関連企業の視察を実施した。一連の調査結果より、本事業で開発される材料や評価手法を標準化するための課題や対応策として、表 3-2.5.1-5 に示す通り、以下の 5 つの項目を抽出することができた。(1)開発合金による押出材、板材の規定、(2)溶接用材料の規定、(3)耐食性評価のための促進試験の策定、(4)疲労や破壊に関する試験方法の策定、(5)燃焼性に関する判断標準の策定。また、今回の調査の結果、加工技術や評価手法の標準化に関しては、合金種への対応、メカニズムの解析、データの蓄積・整備などの課題解決が必要な状況であること、また、需要先に存在する規定等への対応も必要になることが分かった。

表 3-2.5.1-5 標準化すべき項目と課題・対応

分類	標準化する事項	課題・対応
材料	開発合金による押出材、板材の規定 (合金成分、機械的特性など)	課題：開発合金のため実用化の実績が少ない。 対応：展伸材のJISに規定を追加する。日本マグネシウム協会にて対応している。
接合	溶接用の棒・ワイヤーの規定 使用先に合わせた作業基準の策定	課題：実用化の実績が少なくデータ不足。 対応：マグネシウム合金の棒、線の規格については、日本マグネシウム協会にて対応する。溶接用の材料については、軽金属溶接協会との協力が必要。
耐食性	マグネシウム用の促進試験の策定	課題：暴露試験との相関が取れる手法の開発。 対応：マグネシウム専用の規格の場合は日本マグネシウム協会にて対応。需要先に規定があれば需要先のととの対応が必要。
信頼性	疲労や破壊に関するマグネシウム用の試験方法の策定	課題：メカニズムの解明、データの不足など。 対応：マグネシウム専用の規格の場合は日本マグネシウム協会にて対応。需要先に規定があれば需要先のととの対応が必要。
燃焼性	材料または製品についての燃焼性の判断基準の策定	課題：形状や条件による燃焼度合いの違い。材料側と需要側での考え方の違い。 対応：マグネシウム合金用の規格は日本マグネシウム協会にて対応している。需要先に規定があれば需要先のととの対応が必要。

### ④難燃性マグネシウム合金の疲労特性及び衝撃変形特性データベースの構築

#### ④-1 疲労特性データベースの構築【産業技術総合研究所】

既存合金(AZX611 (押出材))及び新たに開発した合金(AX41 (押出材)、AX92 (押出材)、AX81(G) (圧延材)、AX81(S) (圧延材))の疲労特性を回転曲げ疲労試験、平面曲げ疲労試験、軸疲労試験により評価した。

回転曲げ疲労試験に関しては、AZX611, AX41, AX92, AX81(G)の母材を対象として、高速車両構体がトンネル内を走行する時に付加される気密疲労条件に近い応力比  $R=-1$  (両振り) で疲労特性 (繰返し数:  $10^7$  回) を評価した。AZX611 に関しては、押出比の異なる試料の疲労特性を評価した。0°材(試験片長手方向と加工方向が平行)の疲労特性を評価した結果、疲労強度に及ぼす加工比の影響は比較的少

ないことが確認された。また、他の合金に関しては 0°材と 90°材(試験片長手方向と加工方向が垂直)の特性を評価した。その結果、開発合金の疲労強度は下図(図 3-2.5.1-8)に示す通り、AX41 の疲労強度は 0° 材で約 140 MPa、90° 材で約 100 MPa であり、AX92 の疲労強度は 0° 材で約 140 MPa、90° 材で約 145 MPa であり、AX81(G)の疲労強度は 0° 材で約 130 MPa、90° 材で約 100 MPa であった。なお、AZX611 材の 0° の疲労強度は 100~140MPa であり、開発合金は AZX611 とほぼ同等もしくは高い値を示すことを明かにした。

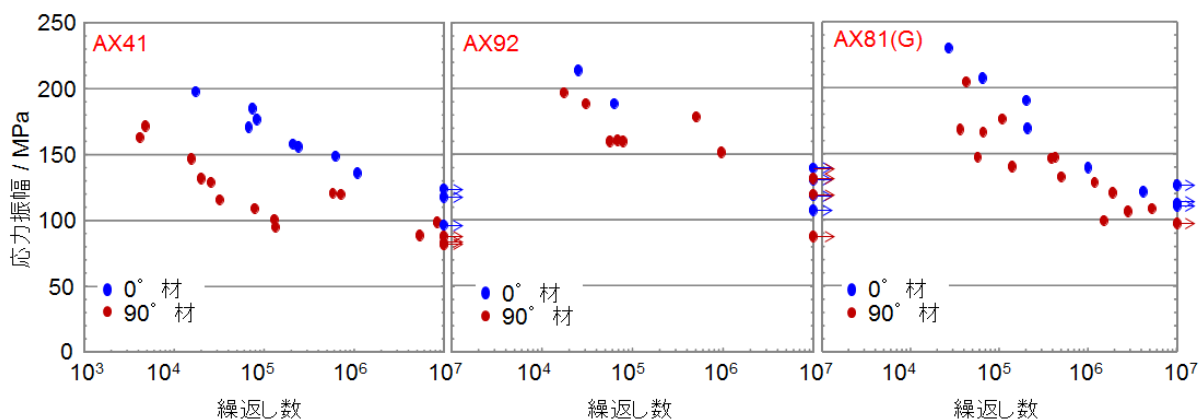


図 3-2.5.1-8 AX41(厚み 20 mm)押出材, AX92(厚み 14 mm)押出材, AX81(G)(厚み 14 mm)圧延材の回転曲げ疲労試験より得られた S-N 線図

平面曲げ疲労試験に関しては、テーマ 15~20 の分室において、新たに開発した難燃性マグネシウム合金(AX41 (押出材)、AX92 (押出材)、AX81(G) (圧延材)、AX81(S) (圧延材))の、MIG 溶接継手に加えて、TIG 溶接継手および FSW 継手の疲労特性を平面曲げ疲労試験により共同で評価した。AX41 は三協立山・長岡技科大、AX92 は産総研、AX81(G)は権田金属、AX81(S)は住友電工がそれぞれ担当した。試験条件は、応力比を-1 及び 0、繰返し数を 20Hz とした。また、TIG 材に関しては、試験片の表面を両面とも研磨した試験片と、片面(裏面)のみ研磨した試料を作成し、特性を評価した。FSW に関しては、両面とも研磨した試料と、両面とも研磨しない試料を作製し、特性を評価した。

疲労限は繰返し数  $10^7$  回で破断しなかった時の応力振幅の値とした。以下、産総研で評価した AX92 の代表的な結果を紹介する。

図 3-2.5.1-9 は、TIG 溶接継手(両面研磨あり)の疲労特性を評価した結果である。TIG 溶接材の疲労限は応力比が-1 の条件において 47 MPa、応力比が 0 の条件において 30 MPa であった。この結果は図 3-2.5.1-9 に示す通り、母材(0°、90°)に加え、MIG 溶接材の疲労限(応力比-1 で 74MPa、0 で 58MPa)よりも低い値であった。TIG 溶接材と MIG 溶接材の破壊は試験片中央部付近(溶接部)で生じており、TIG 溶接材と MIG 溶接材の疲労限の違いは、溶接部のマイクロ組織(結晶粒径、第二相粒子、溶接欠陥等)の違いに起因すると考えられる。

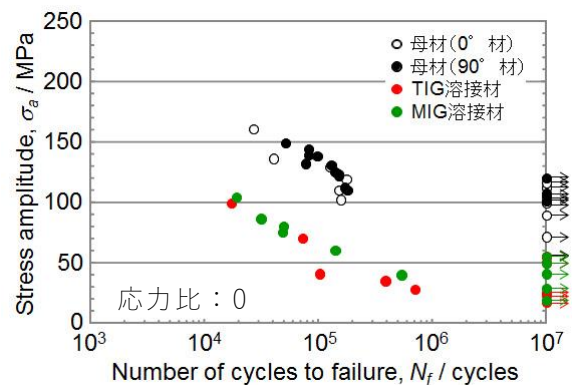
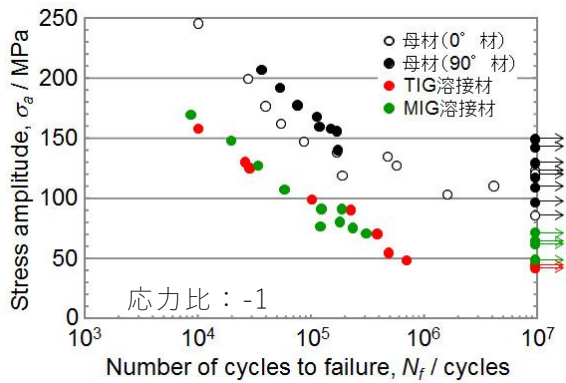


図 3-2.5.1-9 試験片両面を研磨した AX92 TIG 溶接継手、MIG 溶接継手の平面曲げ疲労試験より得られた S-N 線図（比較のため母材の結果も記載）

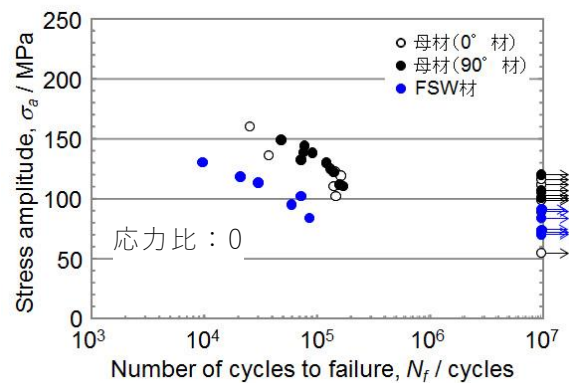
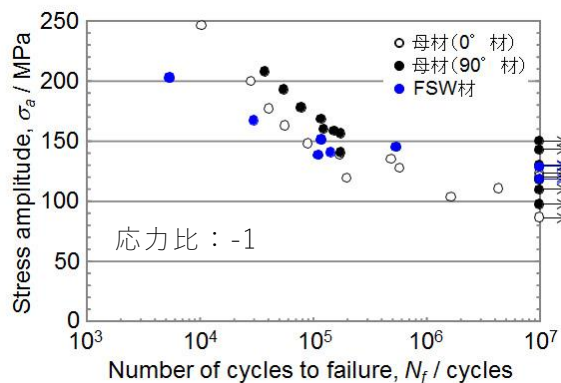


図 3-2.5.1-10 AX92 FSW 材（試験片両面を研磨した試料）の平面曲げ疲労試験より得られた S-N 線図（比較のため母材の結果も記載）

次に、FSW 材の（両面研磨あり）結果を図 3-2.5.1-10 に示す。FSW 材の疲労限は、応力比が-1 の条件において 130MPa、応力比が 0 の条件において 94MPa であった。この結果は母材の疲労限よりも低い、TIG 溶接材および MIG 溶接材の疲労限よりも高い値であった。これは FSW 材の組織が塑性加工材に相当する組織を有するとともに、溶接欠陥が少ないことに起因すると考えられる。

#### ④ -2 マグネシウム合金母材及び溶接継手の組織因子が疲労特性に及ぼす影響調査

【（再委託）長岡技術科学大学】

疲労特性データベースの構築と並行して、マグネシウム合金母材および溶接継手の組織因子および構造因子が疲労特性に及ぼす影響を調査した。



組織因子に関する調査では、下限界応力拡大係数と溶接プロセスの関係について、き裂開口モデルにより検討した。ここでは、T110A 材の溶接部から切出した小型試験片による引張試験の結果を用いて、溶接材のき裂開口応力比  $\sigma_{op}/\sigma_{max}$  がとり得る値の範囲を検討した。T110A 材の  $\Delta K_{th}$  時の最大応力  $\sigma_{max} = 17.2\text{MPa}$  に対する  $\sigma_{op}/\sigma_{max}$  と降伏応力  $\sigma_y$  の関係を図 3-2.3.1-5 中に破線で示す。 $\sigma_{op}/\sigma_{max}$  は、この2つの破線と T110A 材および LD 材の  $\sigma_y$  の線で囲まれた範囲内の値をとると考えられる。図 3-2.5.1-11 から、T110A 材、T130A 材および MIG 材の実験値のプロットは、LD 材と T110A 材の  $\sigma_B$  および  $\sigma_y$  から予測した  $\sigma_{op}/\sigma_{max}$  の値がとり得る範囲内におおよそ位置している。言い換えると、適切な溶接条件の範囲では、図 3-2.5.1-11 に示した範囲内で溶接材の下限界応力拡大係数は変化すると考えられる。疲労亀裂伝播曲線を有効応力拡大係数範囲  $\Delta K_{eff}$  で整理した結果より、有効下限界応力拡大係数範囲  $\Delta K_{eff,th}$  の値が求められるため、き裂開口モデルに基づく計算により  $\sigma_{op}/\sigma_{max}$  を見積もることで、 $\Delta K_{th}$  を推測できる。

以上の結果より、破壊原因の寸法（母材の場合は晶出物、溶接材の場合は溶接欠陥）、有効下限界応力拡大係数範囲、機械的性質（引張強度、降伏応力）のデータによって、母材および溶接材の疲労強度を評価できることが明らかとなった。

また、新規に開発した3種類の Mg-Al-Ca 系合金の疲労強度特性を一軸疲労試験により調査した。その結果、Al 添加量の多い順と等しく、AX92、AX81、AX41 の順に低い疲労強度を示した。AX41 および AX92 は、LD 材の方が TD 材よりもやや高い疲労強度を示したが、AX81 は疲労強度に異方性がほとんど認められなかった。AX92 は晶出物、AX81 は晶出物や欠陥が疲労破壊起点部に認められたが、AX41 の疲労破壊起点部に晶出物は認められなかった。AX92 については、疲労破壊起点となった晶出物の大きさと疲労き裂伝ば試験により得られた下限界応力拡大係数により、破壊力学的に疲労強度を整理することが可能であった。他方、AX41 については、き裂伝ば試験により得られた下限界応力拡大係数から推定される、疲労破壊起点となり得る晶出物の最小寸法よりも、極値統計により推定した晶出物の最大寸法の方が小さかったことから、実験結果の妥当性を破壊力学的に確認することができた。

#### ④-3 マグネシウム合金母材及び溶接継手の構造因子が疲労特性に及ぼす影響調査【(再委託) 九州大学】

マグネシウム合金溶接継手の構造因子が疲労特性に及ぼす影響を破壊力学的検討により解明することを課題とした。2017 年度は、これまでに開発してきた評価手法と、

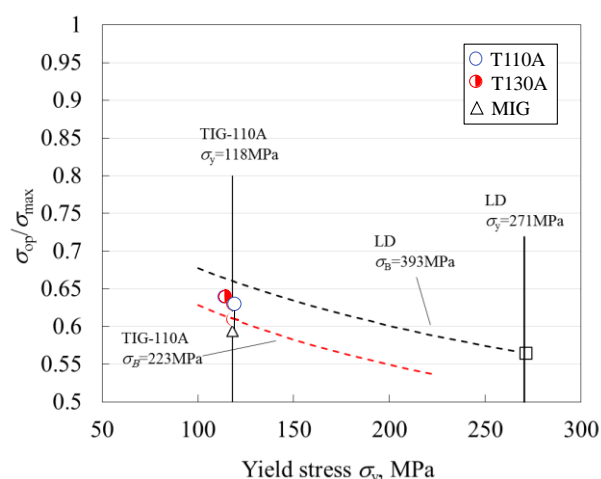


図 3-2.5.1-11 き裂開口モデルによる  $\sigma_{op}/\sigma_{max}$  の予測 ( $\sigma_{max}=17.2\text{MPa}$ )

プロジェクトで取得した難燃性マグネシウム合金（開発合金）の疲労データを用いて、疲労強度を実際に予測・評価を行った。

本手法は、材料に含まれる晶出物（主に  $Al_2Ca$  相）の大きさより危険体積中に存在する最大の非金属介在物の寸法を読み取る操作と、下式より導出される破壊力学特性から求められる疲労限度値から疲労強度を予測するものである。

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} \left( HV + 120 \frac{E_{Mg}}{E_{steel}} \right) (\sqrt{area})^{1/3}, \quad K_{I max} \cong 0.650 (2\sigma_w) \sqrt{\pi \sqrt{area}}$$

ここで、 $\Delta K_{th}$  は下限界応力拡大径数幅 [ $MPa \cdot m^{1/2}$ ]、 $HV$  はビッカース硬さ [ $kgf/mm^2$ ]、 $area$  はき裂寸法 [ $\mu m$ ]、 $E_{Mg}$ 、 $E_{steel}$  は Mg および Steel のヤング率 [ $GPa$ ]、 $K_{I max}$  は応力拡大係数 [ $MPa \cdot m^{1/2}$ ]、 $\sigma_w$  は疲労限度 [ $MPa$ ] を表す。

図 3-2.5.1-12 は、開発合金 (AX41) 押出材の  $R=-1$  における一軸疲労試験の結果と、上式より求められる疲労限度値（下図における緑の破線）をまとめた結果である。参考として、AZ31 合金の  $s-n$  線図（図における青の破線）も記されている。図 3-2.5.1-12 より、AX41 合金の寿命は、全領域において AZ31 合金のそれと同じであることがわかった。また、材料に含まれる晶出物の大きさと破壊力学特性から求められる疲労限度値はほぼ一致することがわかった。以上のことから、晶出物の大きさの特性と破壊力学特性を活用した疲労強度予測モデルが、品質管理や構体の強度予測に利用できることがわかった。

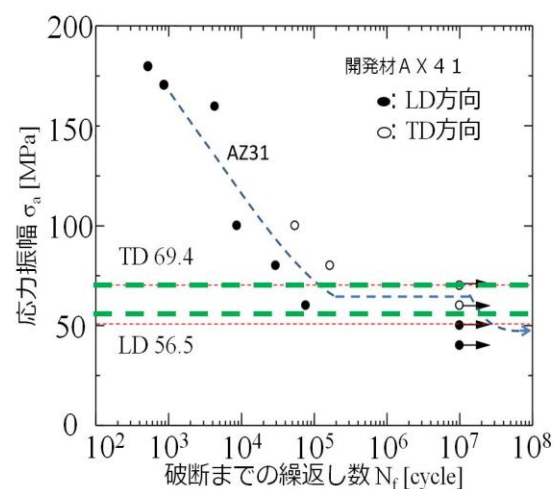


図 3-2.5.1-12 AX41 合金の疲労特性 (S-N 線図)(青の破線： AZ31 合金疲労特性、緑の破線：材料に含まれる晶出物の大きさと破壊力学特性からも求めた疲労極度値)

#### ④-4 衝撃変形データベースの構築（高速圧縮・引張・三点曲げ変形挙動調査）【（再委託）神戸大学】

新たに開発された合金（AX41 合金）を対象として、2016 年度は高速圧縮変形挙動を調査し、A6N01 合金の結果と比較を行った。試験の結果、A6N01 合金と同様に AX41 合金の圧縮応力-ひずみ関係の異方性は低いこと、および、降伏応力のひずみ速度依存性は低いことを確認した。一方、同アルミニウム合金とは異なり降伏後に大きな加工硬化率を示すことがわかった。変形組織観察の結果、比較的低い圧縮降伏応力と大きな加工硬化率の発現はマグネシウム展伸合金に特有の変形双晶形成に起因することを確認した。2017 年度は、AX41 合金を対象として、これまでに開発した評価技術を用いて、高速一軸引張変形挙動と衝撃三点曲げ試

験による変形挙動を調査した。はじめに、AX41 合金の高速一軸引張試験の結果を図 3-2.5.1-13 に示す。引張り変形の方法は、押出平行(LD 方向)および垂直方向(TD 方向)とした。LD 方向の結果に関しては、引張降伏応力は高い歪み速度依存性を示した。また、TD 方向の結果に関しては、引張降伏応力が歪み速度異存性を示さないことが確認された。また、変形方向に依存せず、歪み速度の増加に伴い、加工降下率が高くなるため、破断するまでに吸収するエネルギーは正の歪み速度依存性を示した。

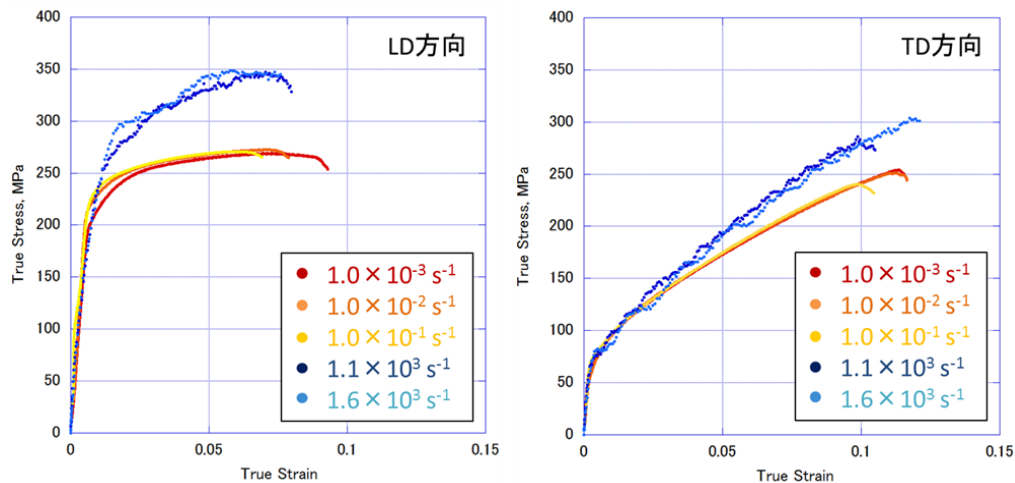


図 3-2.5.1-13 AX41 合金の引張り変形応答 (左：押出平行(LD)方向、右：押出垂直(TD)方向)

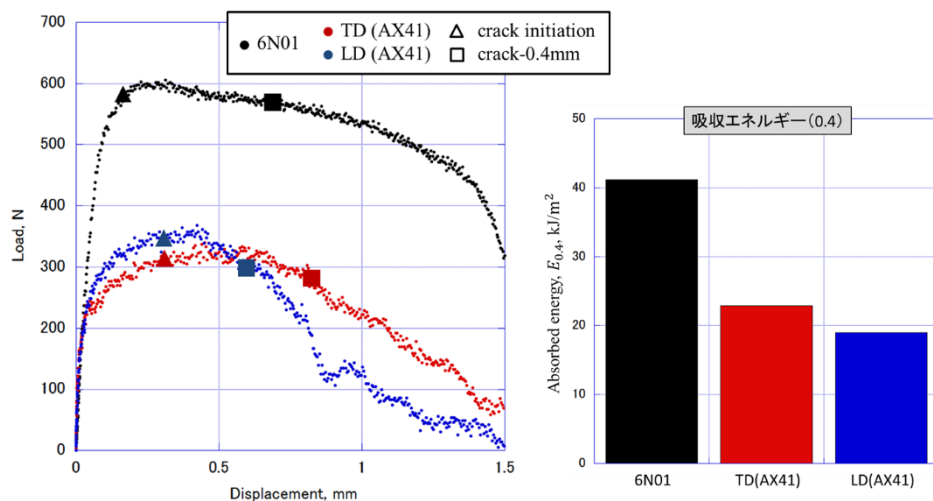


図 3-2.5.1-14 AX41 合金の衝撃三点曲げ試験結果

次に、衝撃三点曲げ試験の結果を図 3-2.5.1-14 に示す。図 3-2.5.1-14 に示すように亀裂発生時の荷重は押出平行方向と垂直方向で 15%程度の差異を生じ、引張降伏応力で見られた大きな異方性を示さないことがわかった。また、亀裂進展速度の値に応じて、吸収エネルギーが変化することから、第二相粒子の分散状態を調整することにより、衝撃変形特性が向上する可能性があることを示唆する結果を得た。

以上の各種衝撃試験の結果から、A6N01 合金と比較して、AX41 合金は強度に高い異方性を有すること、衝撃引張荷重の作用に対して脆化することなく変形すること、亀裂の進展速度はカルシウムの添加により速くなるが、第二相粒子の分散状態を調整することにより、衝撃変形特性が向上する可能性があることがわかった。

⑤ -5 衝撃変形データベースの構築（衝撃靱性評価）【(再委託) 物質・材料研究機構】

板厚 3 mm からなる 5 種類の難燃性マグネシウム合金押出材および圧延材 (AX41, AX92, AZX611, AZX612, AZX811) を用いて、衝撃靱性特性 (シャルピー衝撃試験により得られる衝撃吸収エネルギー) に及ぼす試験温度の影響を調査した。その結果を図 3-2.5.1-15 に示す。図 3-2.5.1-15 左図は、AX41 と AZX811 を対象として異なる方向で試験を実施した結果である。図 3-2.5.1-15 右図は、各種マグネシウム合金の結果をまとめた結果である。図 3-2.5.1-15 右図には、比較のために、純マグネシウム押出材の報告例 [Chino et al., Mater Trans 52 (2011) p.1123] も併記している。

図 3-2.5.1-15 右図に注目すると、衝撃吸収応答は、添加合金種および添加量に影響を受け、本測定温度域において、AX41 や AX611 合金の衝撃吸収エネルギーは、純マグネシウムよりも高い値を示した。一方、AZX811 合金等は、純マグネシウムよりも低い衝撃吸収特性を呈した。

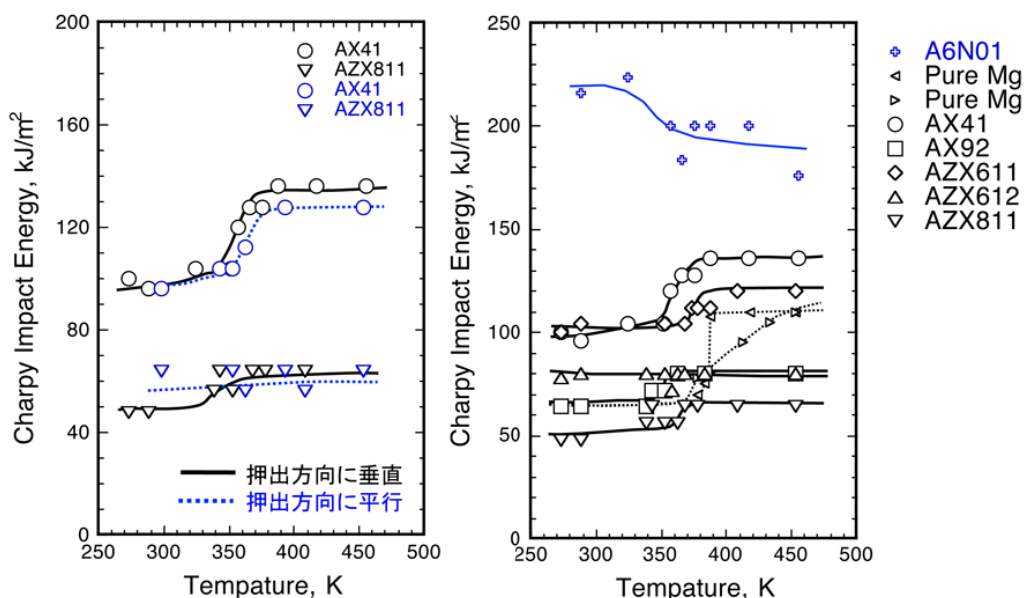


図 3-2.5.1-15 シャルピー衝撃試験によって取得した衝撃吸収値と温度の関係 (左)集合組織の影響 (右)各種難燃性合金の結果 (ノッチと展伸方向は垂直)

また、衝撃吸収エネルギーは、試験温度に影響を受ける傾向にあり、前記合金群 (AX41, AZX611) は、ある温度で急激な衝撃吸収エネルギーの上昇が確認できる。

破面観察の結果、室温では変形双晶/母相界面の割れに起因した脆性的な破壊様相が観察されたが、180℃では、ボイド形成による延性破壊様相が確認された。

一方、AZX811 合金をはじめとする高濃度のアルミニウムもしくはカルシウムを添加した難燃性マグネシウム合金は、衝撃靱性応答に対する温度依存性が鈍感であり、純マグネシウムの衝撃吸収エネルギーよりも低かった。破面観察の結果、試験温度に関係なく、高温での試験においても、脆弱な破壊様相が確認された。上記の結果より、固容量以上のアルミニウムやカルシウムが添加されると、Al-Ca系晶出物が破壊の起点となることが推測された。難燃性向上のためには、カルシウム添加が必要であるが、過度の添加は、衝撃試験時における脆弱さを引き起こす要因になることが確認された。

次に、図 3-2.5.1-15 左図に注目すると、室温近傍の衝撃吸収特性は、採取方向によって若干の違いがあるが、その差は極めて小さいことが確認された。また、遷移温度に関する傾向は、集合組織の違いを確認することは難しかった。以上のことから、衝撃靱性時の破壊形態や断面様相は、採取方向に依存した傾向を示さないことが確認された。なお、これまでに実施している純静的な靱性試験では、試験片の採取方向に依存した傾向が確認された。このことは、準静的および衝撃速度下の破壊メカニズムの違いに起因すると推測される。今後、衝撃引張や圧縮試験結果を交えた検証が必要である。

#### ⑥ 新難燃性マグネシウム合金部材の設計指針の構築【川崎重工業（株）】

疲労特性評価に関しては、ダブルスキン構体に適用される裏当て付開先溶接継手、開先隅肉溶接継手について疲労試験を実施した。その結果、これまで疲労試験が行われてきた突合せ溶接継手に比べて、約半分の時間強度となる結果が得られた。構体構造の設計指針に関しては、2 軸応力状態における材料降伏条件の検証のため 2 軸引張試験によるデータを取得するとともに、2 軸応力状態における疲労試験方法の検討をおこなった。さらに、2016 年度の客室部一般断面の最大気密荷重に対する強度設計に加え、2017 年度は JIS7106 の各種荷重条件に対する構造検討を実施し、中ハリを除き 1 両分の構体構造として強度的な目途を得た。また、2016 年度実施の一般断面の静的強度と車体曲げ剛性の各種検討結果を反映した簡易モックアップの設計を行った。上記検討に加え、床下機器を模擬した異種金属の機械締結部分を模擬した暴露試験を実施した。

##### ④ -1 構体の溶接部断面形状を用いた疲労試験

ダブルスキン構造に適用される溶接継手の疲労試験を実施した結果、2016 年度までに得られた溶接部疲労強度よりも小さくなる結果が得られた。図 3-2.5.1-16 に疲労試験結果を示す。強度設計上、時間強度の向上が必要になったため、応力拡大係数の解析結果を基にした継手形状の改良検討を開始した。

##### ⑤ -2 材料の異方性を考慮した降伏評価

耐力の異方性を考慮した構造設計のために 2 軸引張試験を行い、張力場において、AX81G については、トレスカの降伏条件が、AX41 については、押出方向、押出直角方向の耐力の比による修正を加えたトレスカの降伏条件で概ね安全側の評価ができる

結果が得られた (図 3-2.5.1-17)。

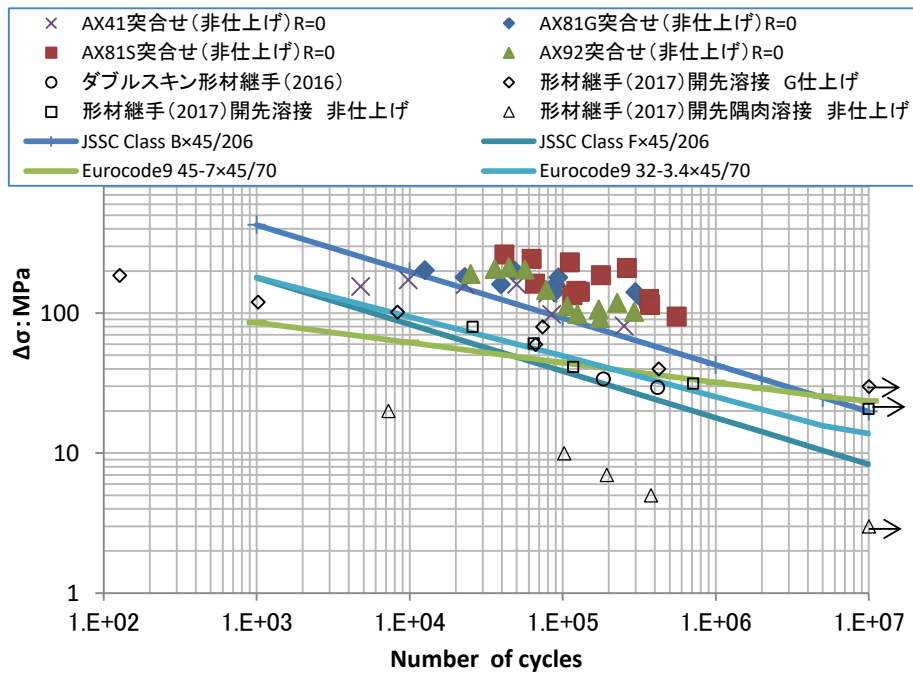


図 3-2.5.1-16 各種溶接継手の疲労試験結果

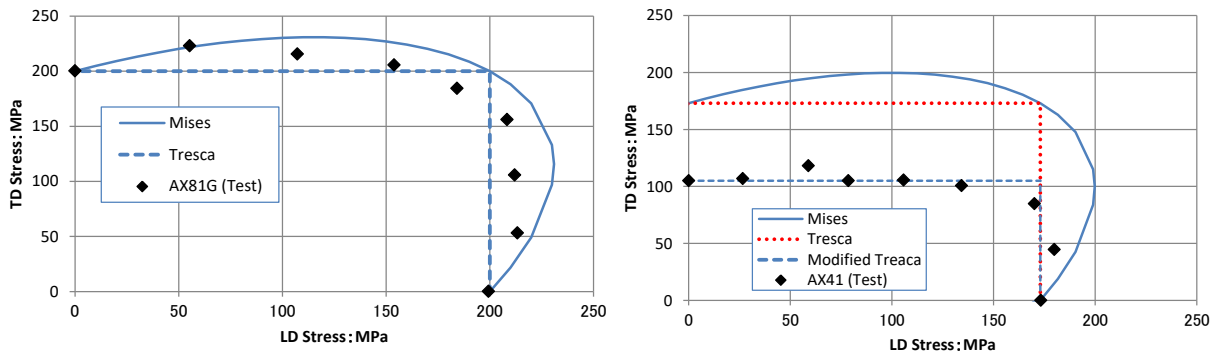


図 3-2.5.1-17 AX81G 及び AX41 の 2 軸引張試験結果

### ⑥ -3 1 車両構体の強度評価

2016 年度に 1 車両構体の FEM 解析モデルを作成し、JIS E7106 : 鉄道車両-旅客車用構体-設計通則に記載の荷重条件である垂直荷重、車端圧縮荷重、車端引張荷重、気密荷重、ねじり荷重、3 点支持のそれぞれを用いた強度解析を実施した。その結果、構体の曲げ剛性を維持しながらアルミニウム合金製構体に対して約 30%の軽量化の可能性のある結果が得られた。しかしながら、中ハリ、床板不連続部、妻構体、行き先表示機開口、ジャッキポイントにおいて、素材の AX41 の耐力を超える応力値が発生する結果が得られた。2017 年度はこれらの高応力発生部位の応力低減対策を検討し FEM 解析による強度評価を実施した。図 3-2.5.1-18 に 2016 年度の解析結果と 2017 年度の改良案の解析結果として車端圧縮(2017)、気密荷重(2017)、三点支持(2017)を比較

して示す。中ハリについては、改良構造とすることで-400MPa 程度から-250MPa 程度まで低減することができたが、AX41、AX81G の耐力値を超えており、継続して応力低減の検討が必要である。

床板不連続部については、改良構造とすることで、応力値を AX41 の耐力以内とすることができた。妻構体のアーチ桁、行き先表示機開口部共に、改良案とすることで応力値を AX41 の耐力以内とすることができた。ジャッキポイントについては、改良案とすることで応力値を-200MPa 程度から-100MPa 程度まで低減することができたが、AX41 の耐力値を超える結果であった。この部位の材質を AX81G とすることで十分な強度が得られると考えられる。

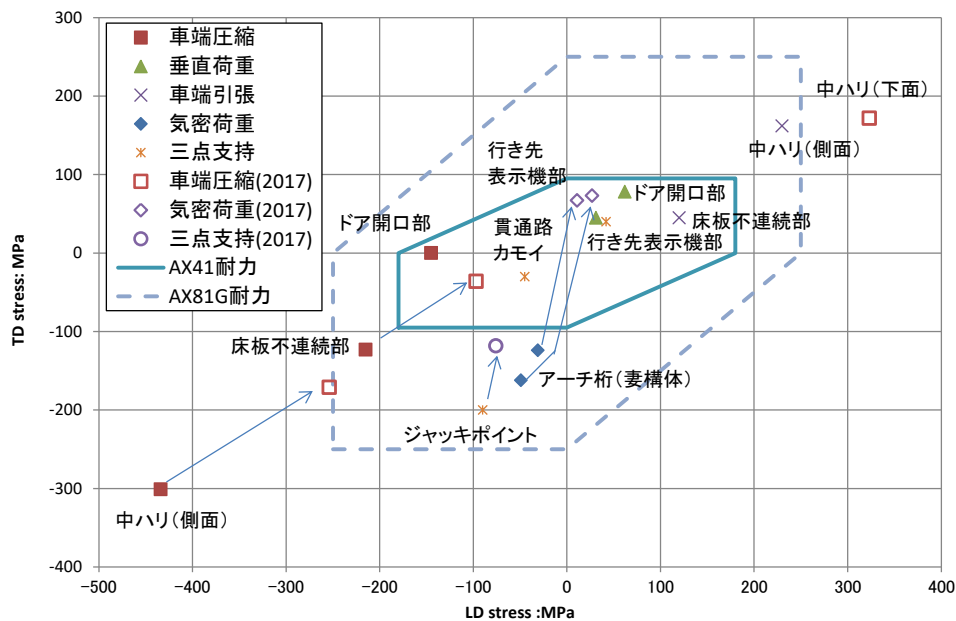


図 3-2.5.1-18 Mg 合金製構体の改良案（2017）の強度評価



図 3-2.5.1-19 簡易モックアップの構造的特徴



図 3-2.5.1-20 床下機器吊供試体

#### ⑥ -4 モックアップ構体の設計

2016年度に最大気密荷重と車体曲げ剛性の目途を付けた客室一般部構造を基に押出形材を試作した結果、内部リブの一部にメタルが流れない現象が発生した。このため一部の形材断面を見直し静強度と変形量を確認した上で客室一般部断面1窓開口長さのモックアップ構体を設計した。また、「ひとまわりした未来感」をコンセプトにMg合金構造をアピールする塗装エクステリアのデザインを行った(図 3-2.5.1-19)。

#### ⑦ -4 暴露試験

2015年度はリベット締結供試体、2016年度は窓ガラス接着供試体の暴露試験体を作製し、2017年度は図 3-2.5.1-20 に示す床下機器吊下構造を模擬した供試体を製作し、それぞれの年度から暴露試験を開始した。車両構体の床下に枕木方向に配置するMg製横梁の吊り溝に現行の新幹線車両と同様の特殊ボルト、ライナーを用いて機器を吊る構造を模擬した。機器箱の取付足に相当する材質は鉄およびALに塗装を施した2種類を準備した。リベット締結供試体は5年間、および窓ガラス接着供試体は4年間、床下機器吊り下げ構造を模擬した供試体は3年間遮蔽暴露を実施し、2020年12月に各供試体を回収し腐食状況を調査した。



(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.1-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	12	0	0	0	0	2	1
2015FY	8	1	26	0	0	0	0	3	1
2016FY	4	0	13	0	0	0	1	1	1
2017FY	0	0	19	0	1	0	2	2	2
合計	12	1	70	0	1	0	3	8	5

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.1-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	1	0	0
2016FY	1	0	0
2017FY	0	0	0
合計	2	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.5.1.3 参考文献

- 1) 森 久史「高速鉄道車両開発に向けた軽量金属材料への期待」、軽金属学会東海支部平成26年度第一回講演会資料（2014年4月30日 名古屋）
- 2) 鈴木 康文「アルミニウム合金による鉄道車両の軽量化と今後の課題」、軽金属 Vol.60 (2010) pp.565-570.
- 3) 鉄道車両工業会ホームページ資料
- 4) 日本自動車工業会ホームページ資料
- 5) 畑山直史、竹内久司、栄輝、杉本明男「新幹線車両用アルミニウム合金製押出部材の技術開発」、神戸製鋼技報 Vol. 58 No. 3 pp.55-61.
- 6) 日本マグネシウム協会ホームページ資料

## 2.5.2 [テーマ番号16] 易加工性マグネシウム材（押出材）の開発及び高強度マグネシウム材（厚板）作製の基礎的検討（2013年度～2017年度）

### 2.5.2.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

エネルギー消費量削減や CO<sub>2</sub> 排出量削減は国際的な重要課題であり、運輸部門においては自動車に対する燃費規制や高速車両に対する省エネ化・高速化が求められている。なかでも高速車両においてはリサイクル性向上・メンテナンスコスト削減の観点からも実用金属中最も軽量であるマグネシウム（Mg）合金の車両構体への適用が強く期待されている。適用のためには安全性（難燃・不燃）、易加工性（接合・補修が容易）、高耐食性、リサイクル性、低コストであることが求められるが、軽量化が求められる次世代高速車両用部材開発において、Mg 合金にカルシウム（Ca）を添加し発火特性を飛躍的に改善した「難燃性 Mg 合金」の材料特性（機械的特性、生産性）を改善するための合金設計、構造体を作製するための大型展伸材（型材・板材）の製造プロセス技術開発、開発した合金や展伸材の信頼性（難燃性や耐食性）を確保するための評価技術およびデータベース（DB）の構築が重要となる。

高速車両構体には現在、アルミニウム（Al）合金が使用されている。構体を構成する主要部材（屋根や側面）には Al 合金の中でも比較的中強度で生産性（易加工性）に優れた A6N01 合金が適用され、現行の新幹線等では「ダブルスキン型材」と呼ばれる、複雑な断面形状を有する長さ 25m 程度の大型・長尺の押出型材が使用されている。しかしながら、当該押出型材に匹敵する強度と易加工性を兼備した Mg 合金押出材は未だ存在せず、大型化や長尺化を実現する押出プロセス技術も未構築である。一方、先頭構体や床部材にはより高強度の A7N01 合金押出型材や板材も求められる。板材では板厚 3 mm 以上の厚板を切削加工することで内装品やシングルスキン・インテグラルスキン材の作製が可能となる。さらに、作製板材の信頼性及び標準化の観点からは特性 DB 構築が重要であり、規格試験片適用のためには 3 mm 以上の板厚が望ましい。しかしながら、Mg 合金の板材作製に関してはこれまで薄板材の報告はあるものの、厚板材は皆無であり、塑性加工上では板材作製には圧延加工が向いている。しかしながら、A7N01 合金に匹敵する機械的特性を有する Mg 合金中板・厚板圧延材は未だ存在せず、大型化や長尺化を実現する圧延加工プロセス技術も未構築である。

そこで本テーマでは、難燃性 Mg 合金展伸材の次世代高速車両用構体への実用化を目指し、強度と易加工性を両立する Mg 大型・長尺押出材と、高強度化を実現する Mg 圧延厚板材の工業レベルでの製造プロセス技術を確立することを目的とした。

#### (2)目標値

現在、高速車両構体（700系新幹線）に使用されている Al 展伸合金には 2 種類あり、汎用型の A6N01 合金と高強度型の A7N01 合金がある。図 3-2.5.2-1 に示すように、A6N01 合金に関しては屋根板、幕板、側ハリ等に利用され、A7N01 合金に関しては台枠や枕ハリ等に利用されている。本研究開発では、開発材の次世代高速車両構体への実用化に主眼を置き、A6N01 合金に匹敵する機械的特性と生産性（押出速度）を有

する難燃性 Mg 合金押出材（易加工性 Mg 押出材）と、A7N01 合金に匹敵する機械的特性を有する難燃性 Mg 合金展伸材（高強度 Mg 材（押出材、板材（薄板・厚板））を開発することを目指した。また、開発した合金を用いて実際の構体を作製するためには、開発合金をつなぎ合わせるための接合技術や、耐食性を付与するための表面処理技術が必要である。さらには、母材・接合継手・表面処理被膜の信頼性を評価するための技術も構築する必要がある。そこで、開発した合金を接合するための技術、信頼性（疲労特性、発火特性、耐食性等）を評価するための技術についても開発を実施した。

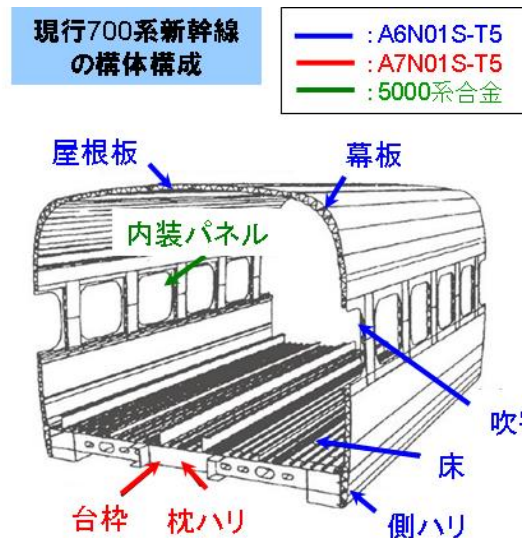


図 3-2.5.2-1 現行の高速車両構体に使用される材料

表 3-2.5.2-1 に本テーマを担当する射水分室及び相模原分室における開発目標と根拠を示す。射水分室では A6N01 合金押出材に匹敵する押出加工性と機械的性質を有する易加工性 Mg 押出材を開発すること、相模原分室では A7N01 合金に匹敵する機械的性質を有する高強度 Mg 圧延厚板を得るための製造プロセス技術を開発することを目指して設定した。

これまでの先導研究において、易加工性 Mg 押出材の開発では Mg 合金（Mg-Al-Ca 系合金）の添加元素を希薄化させることにより、6000 系 Al 合金に匹敵する押出速度と機械的性質が得られることをラボレベルおよび工業レベルで実証できている<sup>1),2)</sup>。また、高強度 Mg 厚板材作製の基礎的検討では、急速凝固に関する先導研究から急冷鋳造材は易加工性を有することを見出し、AMX1001（Mg-10Al-0.2Mn-1Ca mass%）合金材において、熱間多パス圧延による高強度化、加熱及び熱処理による延性向上及び耐熱性を有することをラボレベルにおいて確認している<sup>3)</sup>。本テーマの開発においてはこれら技術シーズを積極的に展開し、ターゲットとした各種車両構体部材に資する押出型材や圧延厚板材の製造プロセス技術を検討した。

表 3-2.5.2-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
易加工性 Mg 材（押出材）の開発 (2013～2017年度)	レアアースフリー合金で、引張強さ 250MPa 以上、伸び 15% 以上、AZX311 合金と同程度以上の難燃性を有し、AZ31 合金と同程度以上の押出速度により押出成形可能な押出材を開発する。	引張強さ 270MPa 以上、伸び 20% 以上、AZX311 同等以上の難燃性、A6N01 合金同等以上の押出速度を達成する押出材を開発する。		
高強度 Mg 材（厚板）作製の基礎的検討 (2013～2017年度)	板厚 3 mm 以上で引張強さ 350 MPa 以上、伸び 13% 以上、AZX311 合金と同程度以上の難燃性を有する中板材を開発する。 casting 及び圧延加工における強化・変形機構の調査を行い、各制御技術の基礎指針を確立し、金属組織・機械的性質の連成モデルを構築することで、板厚 3 mm のみならず、第2期目標をより実現可能なものとする。	A7N01 合金と同程度以上の熱的安定性・機械的特性を有する引張強さ 360 MPa 以上、伸び 15% 以上の厚板材（板厚 6 mm）を作製するための casting、圧延手法調査。中板材は高強度高延性を有する幅広材（板幅 300 mm）を作製し、工業化と標準化を加速させる。		

(3)全体計画

本研究開発においては、開発技術の輸送機器構造部材、特に高速車両構体用構造部材への適用可能性を絶えず評価・検証することにより研究開発を遂行した。

図 3-2.5.2-2 に射水分室、図 3-2.5.2-3 に相模原分室における研究開発全体計画をそれぞれ示す。「易加工性マグネシウム押出材の開発」に関しては、再委託先の長岡技術科学大学、物質・材料研究機構と連携し、Mg-Al-Ca (AX) 系合金を対象に、押出用素材となるビレットの量産製造プロセス技術と、A6N01 合金に匹敵する機械的性質と押出特性（引張強さ：270MPa 以上、伸び：20%以上、難燃性：AZX311 以上、押出速度：A6N01 以上の特性）を有する大型・長尺押出型材の製造プロセス技術を工業レベルで構築することを最終目標とした。「高強度マグネシウム厚板材の開発」に関しては、厚板の作製に必要な圧延用母材の製造プロセス技術と圧延・熱処理プロセス技術の開発において、名古屋守山分室（産業技術総合研究所）と合金開発・圧延基礎データについて連携をとり、開発されるマグネシウム合金の特性と、高速車両構体に既に利用されているアルミニウム合金（A6N01、A7N01 など）との比較・検証を実施しながら目標を達成する研究開発を実施した。

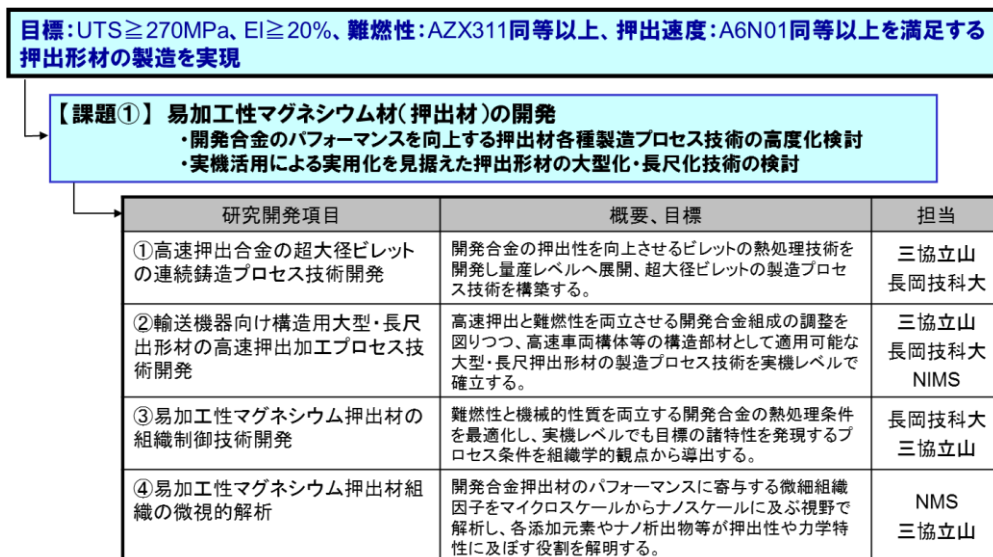


図 3-2.5.2-2 射水分室における技術開発の全体計画

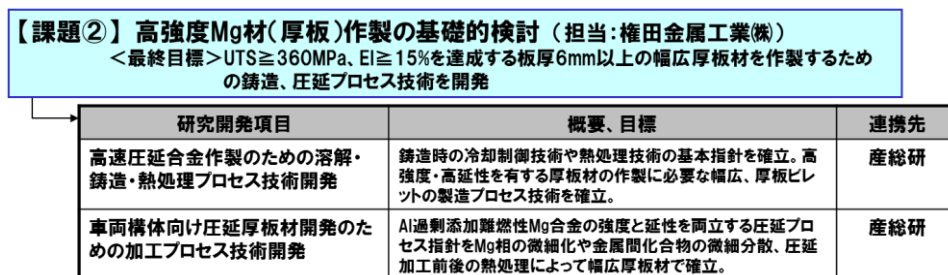


図 3-2.5.2-3 相模原分室における技術開発の全体計画

#### (4)実施体制

図 3-2.5.2-4 に革新的マグネシウム材の開発における研究開発体制を記す。本研究開発体制においては、8 分室が共同で難燃性 Mg 合金展伸材を鉄道車両用部材（高速車

両構体)に適用するための基礎技術を構築することを目指す。そこでは、素材の開発を担当する「素形材加工技術 WG」、開発材料の接合技術を開発する「接合 WG」、開発材料の耐食性評価技術と表面処理技術を開発する「表面処理 WG」、開発材料の信頼性を改善・評価するための技術を開発する「信頼性評価 WG」を構成し、各 WG が連携して課題の解決を目指す。なお、開発した合金の実用化に際しては、エンドユーザー（鉄道会社・車両メーカー）が低コストかつ安全に開発材を利用するための技術や、開発材を用いて構造体を設計するための技術等を見据えて研究開発を推進する必要がある。そのため、本研究開発では、エンドユーザーを参画研究機関（日本マグネシウム協会）のアドバイザーとしてプロジェクト内に招聘し、難燃性マグネシウム合金を利用して構造体を作製するための仕様について、アドバイスを受けつつ研究開発を推進した。

本開発テーマを担当する射水分室及び相模原分室は素形材加工技術 WG に属し、「易加工性マグネシウム材（押出材）の開発」を三協立山㈱、「高強度マグネシウム材（厚板）作製の基礎的検討」を権田金属工業㈱が担当した。易加工性マグネシウム材（押出材）の開発では、押出材としての難燃性や機械的特性を維持しつつ、製造コストの大幅な低減を達成する易加工性マグネシウム押出材の特性調査と各種製造プロセス技術を開発した。また、高強度マグネシウム材（厚板）作製の基礎的検討では、高強度厚板材の作製を実現するための凝固、熱処理、圧延加工プロセスについて調査、開発した。

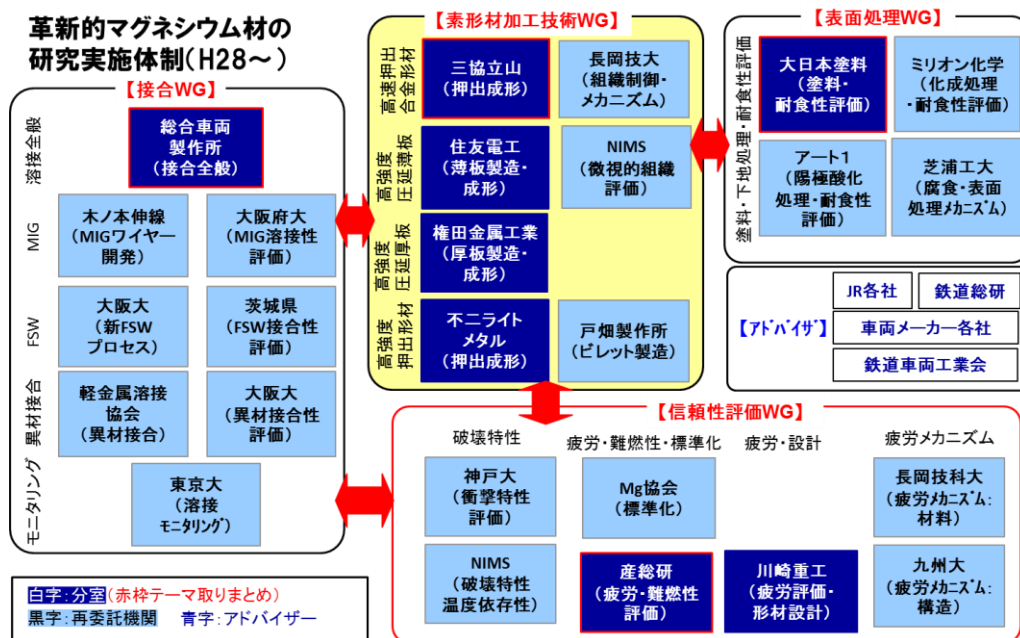


図 3-2.5.2-4 革新的マグネシウム材の開発実施体制

### (5) 運営管理

革新的マグネシウム材の開発に従事する全組合員（アドバイザーを含む）が参加できる分科会を毎月開催し、進捗の共有化と管理を図った。具体的には、素形材加工技

術 WG、信頼性評価 WG、接合 WG、表面処理 WG の分科会を順次開催、2015 年度からは全組合員が参画するプロジェクト加速委員会も開催し、各分室および再委託先の研究進捗を報告することにより研究開発を推進した（2017 年 3 月末までに合計 63 回の分科会を開催）。また、分科会は研究進捗を報告する場として機能するだけでなく、開発材料の機械的特性以外におさえておくべき特性、高速車両構体に難燃性 Mg 合金を適用する上で予め評価しておくべき項目の洗い出し、接合試験や耐食性試験を行う際に必要となる試験片の手配等を議論する場としても機能し、テーマ全体の進捗を調整する場としても機能した。

さらには、(一社) 軽金属学会講演大会において、テーマセッション「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」を立ち上げ、開発テーマの遂行で得られた成果を集中して公開する場を設定した。2017 年 3 月末までに計 5 回のテーマセッションを開催し、プロジェクトに関して合計 70 件の口頭発表を行い、プロジェクトの成果を対外に向けて定期的かつ積極的に配信した。また、2016 年 5 月には、「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」と題した学会誌特集号にて、計 10 件の解説及び論文を掲載、成果の公表に努めた。

#### **(6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）**

新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替した場合の重量削減効果について、ヤング率を基準とした場合、20%程度の車両構体の軽量化を見込むことができるとの報告がある<sup>4)</sup>。構体の軽量化は、CO<sub>2</sub> 排出量削減に寄与するばかりで無く、車両の高速化にも大きく寄与することが知られている。仮に、新幹線の車両質量を 20%軽量化することができれば、それだけで 10~20km/時の営業速度アップを見込むことができるとの試算がある<sup>5)</sup>。ゆえに、経済的観点からは車両構体の軽量化は大きな効果を見込むことができる。

なお、新幹線車両の年間生産台数は 385 台/年 (2013 年)であり、四輪車の年間生産台数(約 1,000 万台 : 2013 年)の 0.004%程度である<sup>6),7)</sup>。また、動力として電気を利用していることを考慮すると、新幹線の重量減に伴う CO<sub>2</sub> 削減効果は、四輪車のそれと比較すると小さいものであると言える。

一方、新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替できた場合、マグネシウム展伸材の大きな需要増加を見込むことができる。例えば、車両構体（屋根・側構体、妻構体、台枠）に利用されるアルミニウム合金は 1 両当たり約 7t である。上記部品を全てマグネシウムに置き換え、部品は同一形状であると仮定した場合、1 両当たり約 6t の需要が生まれることになる（マグネシウム置換により車両重量が 10%減少する場合）。車両製造が 1 年当たり 400 両と仮定すると（385 両 : 2013 年）<sup>6)</sup>、2400t の需要が生まれることになる。なお、国内におけるマグネシウム合金展伸材需要は約 700t/年（2014 年）であり<sup>8)</sup>、本開発テーマの成果により、仮に側構体だけでもマグネシウム合金に置き換えることができれば、それだけで国内の展伸材需要を倍増させることが可能となる。それゆえ、本開発テーマの成果により輸送機器構造部材にマグネシウム合金の適用を加速させることが実現できれば、マグネシウムの産業構造自体を変革させることも可能である。

また、マグネシウム合金はリサイクル時の再生エネルギーが比較的低い環境配慮型の材料であり、本テーマの遂行においては切屑状で固化成形利用するか廃棄物処理する切削屑を溶解可能とする鋳造法も検討することで、省資源対策と環境負荷低減を推進している。このように、リサイクルに関する技術開発も先導的位置づけとして検討も進めており、本開発テーマを通して無駄なく素材を開発し、エンドユーザー側にはエネルギー効率の向上を通じた環境負荷低減を提案できつつある。

## 2.5.2.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.5.2-2 に本担当テーマにおける最終目標とその達成度を示す。本テーマは2017年度末をもって他関連テーマと統合した。そのため、最終目標の達成可能性については統合後のテーマ（テーマ 34、35）の事業原簿を参照されたい。

表 3-2.5.2-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
易加工性 Mg 材 (押出材) の開発	2018 年度以降、他 関連テーマと統合 しテーマ 34、35 に 移行。当該事業原 簿を参照。	—	—	—
高強度 Mg 材 (厚 板) 作製の基礎的 検討	2018 年度以降、他 関連テーマと統合 しテーマ 34、35 に 移行。当該事業原 簿を参照。	—	—	—

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

「易加工性マグネシウム材（押出材）の開発」では、大型実働機を使った工業レベルの技術構築が必須であり、実用化を見据えた極めて難易度の高い目標設定と言える。開発材の工業レベルでの更なる大幅な特性向上を目指し、当該テーマにおいては再委託先の長岡技術科学大学、物質・材料研究機構との連携を継続し、開発合金組成の調整も含めて、押出用ビレットの連続鋳造技術や熱処理技術を高度化するとともに、押出材の組織制御の最適化も考慮した押出ダイスの革新的な設計開発にも注力することにより、開発材の次世代高速車両用構体への実用化の実現を目指した。

「高強度マグネシウム材（厚板）作製の基礎的検討」では、最終年度までに厚板幅広材を作製可能とする鋳造・圧延手法を調査するため、鋳造材作製時における溶湯清浄化や熱処理技術の適用、圧延時においては集合組織制御や加工プロセスのチューニングを行いながら指針を構築する。高強度高延性を有する厚板幅広材については、国



内のみならず世界を見ても報告例が無く、実現できれば国際的に競争可能な技術を有することになる。幅広材は量産圧延機（幅 600 mm）を用いながら国内最大級幅 520 mm の圧延材にて技術構築しており、実用化のためには大型化に必要な作製プロセスの構築、板材の寸法精度向上の他に、接合性及び疲労特性に関するデータ、二次加工を可能とする成形性に関する特性取得が必要となる。特に Mg に関する疲労特性についてはデータ数が乏しいため、素材メーカーとして取得し、DB 構築に寄与する。また、板材の作製においては、接合や表面処理といった各 WG との連携によるフィードバックから、安全性及び信頼性を兼備する高強度 Mg 材（厚板）を開発することで、最終目標の達成をより現実的なものとする。

## (2)研究開発の成果と意義

本テーマ開発を担当する射水分室及び相模原分室における各研究開発の成果と意義について以下に示す。

### ① 易加工性マグネシウム材（押出材）の開発【射水分室】

#### ①-1. 高速押出合金の溶解～超大径ビレット連続製造プロセス技術開発

【担当：三協立山㈱】

各種難燃性 Mg 合金（AZX 系合金、AX 系合金）ビレットの製造プロセスにおける基礎的知見を基に、長岡技術科学大学との連携により、2015 年度までは高速押出を実現し得る AX 系希薄合金を対象とした超大径ビレットの連続製造技術の開発を遂行した。具体的には、微量な添加元素成分の高精度制御技術の検討や成分変化に伴う溶湯特性（難燃性、湯流れ等）の変化をラボ実験で予め評価しながら量産レベルへ展開し、当該合金の溶解・溶製条件を把握するとともに、超大径ビレットの作製においても凝固時に生成する晶出物をより微細・均一化する連続製造条件を検討した。その結果、2 面同時による DC 製造法にて、直径  $\phi$  320mm（13 インチ）×長さ約 2300mm の AX 系希薄合金ビレットを作製する連続製造条件を把握し、対象合金による工業レベルでの超大径ビレットの量産製造条件を確立できた。さらには、ビレット径を  $\phi$  425mm（17 インチ）へ拡大することによって、世界最大クラスの超大径ビレットの DC 製造（1 面製造、製造長さ 2800mm）を実現させ、大型・長尺押出型材の試作に向けた準備を前倒して整備することができた。

2016 年度は、2015 年度までに新規開発した第一中間目標を達成する新規高速押出合金 AX41（AXM40505）による超大径ビレットの連続製造技術の構築を推進した。具体的には、当分室にて所有する実働量産設備を活用し、溶解量 700kg レベルでの溶湯を作製、押出加工性に特に多大な影響を及ぼす Ca、Mn といった添加元素の高精度成分制御技術や、酸化物等の不純物を分離・除去する溶湯清浄化処理技術の高度化を実施した。作製した溶湯は  $\phi$  176mm（7 インチ）及び  $\phi$  320mm（13 インチ）、 $\phi$  377mm（15 インチ）の各鋳型に連続的に注湯し、DC 製造ビレットを試作した。その結果、当該合金において各添加元素の溶解歩留まりを把握の上、Ca：狙い値 $\pm$ 0.05wt.%、Mn：狙い値 $\pm$ 0.1wt.%に成分を制御する技術を確立するとともに、フラックス精錬条件や脱ガス処理条件を改良、最適化することによりビレット品質の向上に

繋げた。また、各鋳型サイズにおける鋳造条件を見極め、直径φ320mm×長さ2300mm、同時2面鋳造を実現するDC鋳造プロセスを確立した（図3-2.5.2-5）。

また、2017年度においては第二中間目標を達成する開発合金AX41の添加元素量の最適化を試み、前記実働レベルにおいても内部品質を維持するAX41（AXM4102）合金DC鋳造ビレットの作製を実証できた。

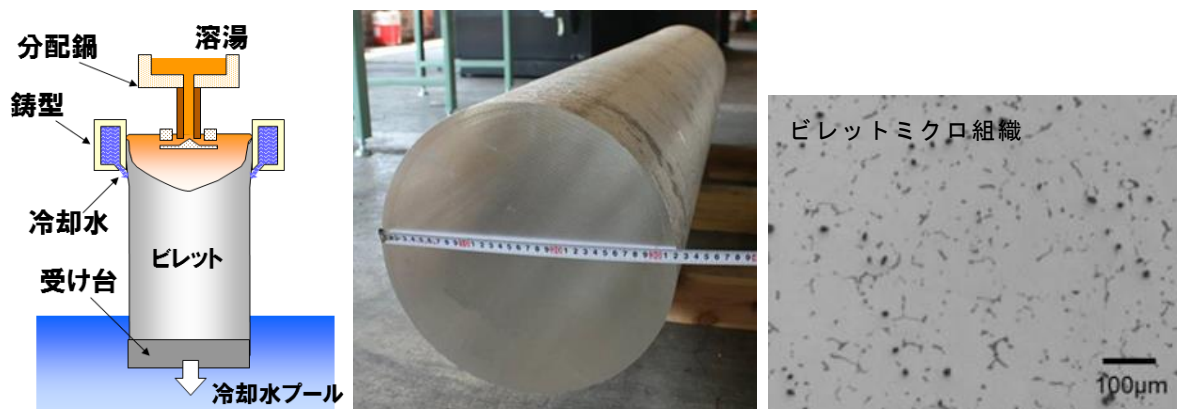


図 3-2.5.2-5 DC 鋳造法の概略と作製した AX41 合金大径 DC 鋳造ビレット（一例）

#### ①-2. ビレット均質化処理プロセス技術開発

【担当：三協立山㈱、再委託先（長岡技科大）】

各種 AX 系合金における押出特性や押出材の基本的特性を把握すべく、長岡技術科学大学との連携により、AX 系希薄合金による難燃性と機械的性質を両立し得る高速押出合金の開発を遂行した。2015 年度までは合金組成を決定する主要元素の Al、Ca に加え、第三元素として Mn、Zn の添加による各種押出特性に及ぼす影響を綿密に調査した。押出実験では主に 400 トン直接押出試験機を使用したラボレベルによる熱間直接押出実験を試行することにより、図 3-2.5.2-6 に示すように第一中間目標である引張強さ 250MPa 以上、伸び 15% 以上、AZ31 合金同等以上の押出速度を達成する高速押出合金の開発に目処を立てるとともに、計画通り開発合金の第一次組成（Al：1.0～1.5mass%、Ca：0.2～0.4mass%、Mn：0.4～0.6mass%）を設定できた。

また、長岡技術科学大学に加え、名古屋守山分室再委託先の物質・材料研究機構とも連携し、AXM 系希薄合金の押出加工プロセスにおける熱処理技術や時効処理によるナノ析出物制御技術等の開発を協同で推進した。その結果、AXM 系希薄合金においては、ビレットに高温・短時間の均質化処理（500℃×1h）を施すことにより押出加工時の押出荷重が 10% 以上低減でき、かつ押出速度のさらなる向上が得られることや、人工時効処理により当該合金の引張強さ、耐力をさらに向上可能な知見を得ることにより、押出材の大型化・長尺化を見据えた易加工性と機械的性質のさらなる向上を実現し得る合金設計や押出プロセス指針を得た。これら知見はマグネシウム合金の製造方法として国内特許出願を完了した。

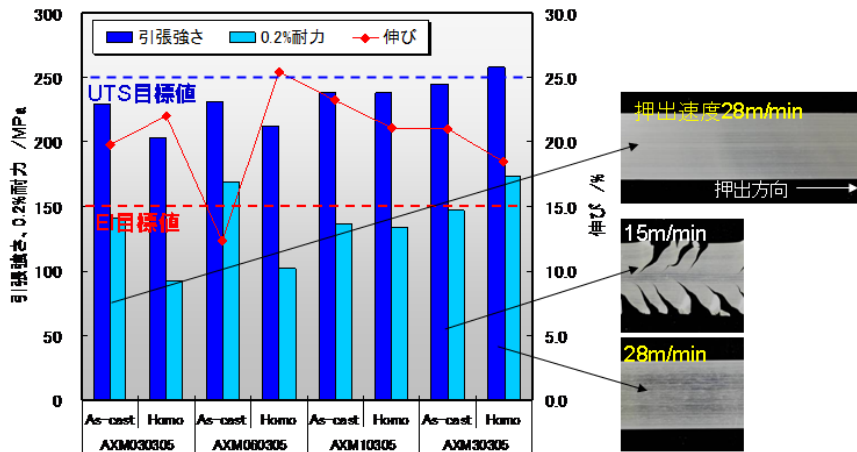


図 3-2.5.2-6 各種 AXM 系希薄合金押出材の機械的性質と押出速度

2016 年度からは、押出加工性（押出荷重）に直接影響を及ぼすビレット均質化処理条件の最適化について検討した。本検討では再委託先の長岡技術科学大学と連携し、ビレット熱処理後の冷却速度に着目して押出加工性を向上させるメカニズム解明と処理条件の把握を試みた。実験では Ca 量：0.5wt.%、Mn 量：0.5wt.%一定とし、Al 量を変化させた各種 AXM 合金ビレットについて、均質化処理後に水冷もしくは炉冷を行い、押出加工に供した。その結果、Al 量が 3.9 wt.%以下では、均質化処理後の炉冷により押出材の表面状態が改善し、一方、4.5 wt.%以上の Al 量では、均質化処理後の冷却条件を変えても押出材の表面状態に変化がないことを把握した（図 3-2.5.2-7）。

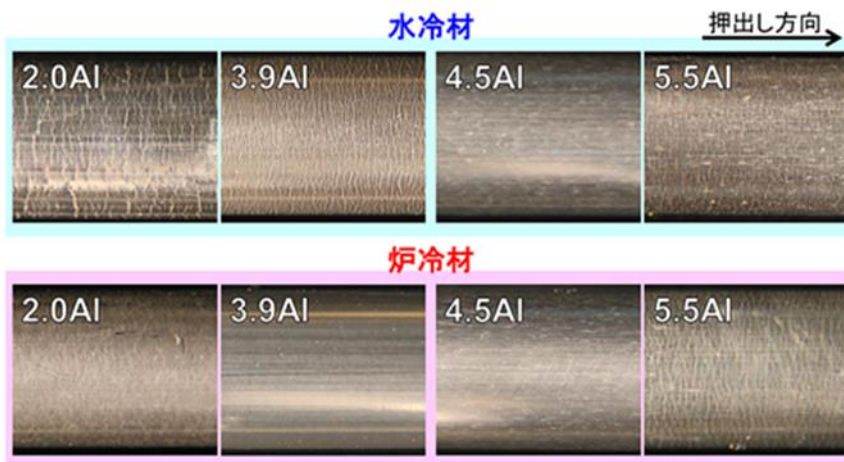


図 3-2.5.2-7 各種 AXM 合金における押出材表面外観に及ぼす均質化処理後の冷却速度の影響

また、Al 量と押出加工時の最大荷重の関係について調査した結果、Al 量が増えるほど最大押出荷重は上昇する傾向があり、Al 量：3.9 wt.%以下の場合、均質化処理後の炉冷により最大押出荷重が顕著に小さくなる傾向が認められるものの、Al 量：4.5

wt.%以上では均質化処理後に炉冷を施しても最大押出荷重に変化は認められないことが分かった（図 3-2.5.2-8）。当該現象は、均質化処理後に水冷を施した場合は、直径約 10nm の微細な析出物を形成する一方、均質化処理後に炉冷を行うと、直径数  $\mu\text{m}$  程度の粗大な  $\text{Al}_2\text{Ca}$  を形成することによる。すなわち、均質化処理後の炉冷により、押出材の表面状態が改善し、最大押出荷重が低下したのは、炉冷により析出物が粗大化したことで押出時の変形抵抗が小さくなったことが要因として考えられる。以上の知見は押出加工性を改善、向上させるマグネシウム合金の新規熱処理プロセス技術として特許出願済みである。

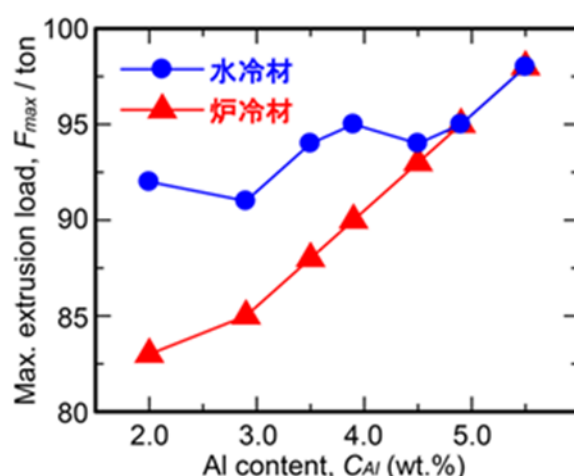


図 3-2.5.2-8 押出加工時の最大荷重に及ぼす Al 添加量の影響

### ①-3. 輸送機器向け構造用押出型材の高速押出加工プロセス技術開発

【担当：三協立山㈱、再委託先（長岡技科大、物材機構）】

第一中間目標を達成する開発合金 AX41 (AXM40505) 合金による、実機レベルでの高速押出加工プロセス技術の構築を推進した。前述のビレット製造プロセスにて作製した DC 鋳造ビレットを押出用素材として使用し、ラボレベルで得られた押出材との各種特性の比較評価を行いながら実機によるプロセス技術の高度化開発を行った。

当分室で保有する 6 インチ 1500 トン実働押出機を用いて試作した AX41 合金押出材の諸特性を調査した。押出速度は AZ31 合金以上 (15m/min.) を確保し、得られた押出材の機械的性質もラボ試作材とほぼ同等レベル（第一中間目標値）を維持することを実証した（図 3-2.5.2-9）。しかしながら、実機 6 インチ材の機械的性質においては、異方性が認められ、押出平行方向と押出垂直方向の 0.2% 耐力値に差異が生じることが分かった（図 3-2.5.2-10）。この要因について、再委託先の物質・材料研究機構と連携し、押出材集合組織の EBSD による微視的解析を行った。その結果、実機押出材の耐力低下の要因として、実機押出材では結晶粒組織が粗大かつ比較的強い底面集合組織を呈しているため、押出垂直方向においては臨界分解せん断応力 (CRSS) の低い双晶変形の発生が活発化し、強度が低下したと推察された。このことより、耐力の低下を抑制し異方性を軽減するには押出ダイス設計や押出加工条件の検討により結晶粒を微細化、ランダム化することが重要であるという知見を得た。

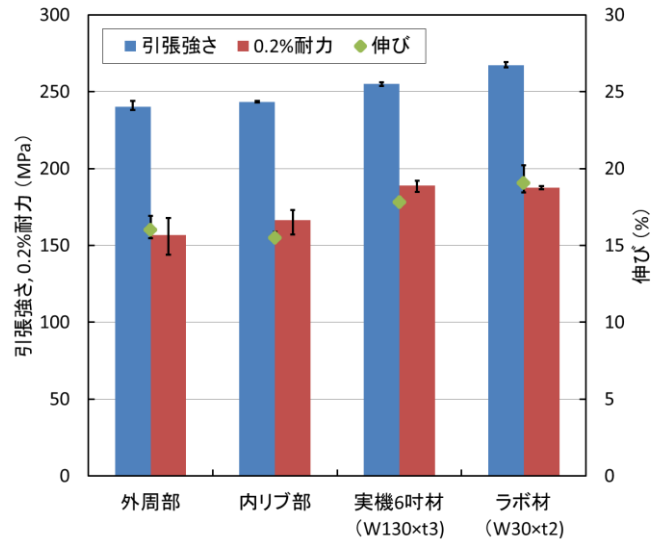


図 3-2.5.2-9 AX41 合金における各種押出材の機械的性質

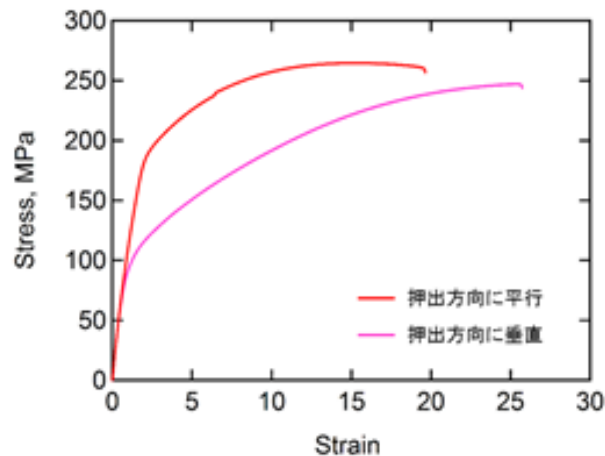


図 3-2.5.2-10 AX41 合金実機 6 インチ押出材の引張試験結果

2017 年度は第二中間目標（引張強さ 270MPa 以上、伸び 20%、A6N01 合金同等以上の押出速度、AZX311 合金同等以上の難燃性）の達成を目指し、開発合金 AX41 の元素添加量の最適化を行った。再委託先の長岡技科大と密に連携し、難燃性の向上と時効硬化を活用するために Ca 添加量を 0.5mass% から 1mass% まで増やし、粗大な Al-Mn 系金属間化合物の形成を抑制するために Mn 添加量を 0.5mass% から 0.2mass% まで減らした AX41 (Mg-4Al-1Ca-0.2Mn ; AXM4102) 合金を設計した。図 3-2.5.2-11 に、AXM4102 合金押出材の引張応力-ひずみ曲線を示す。アルミニウム合金 (A6N01 合金) に匹敵する押出製品速度 20m/min において得られた押出材は、押出まま材においても引張強さ 278MPa、伸び 23.6% を確保し、第二中間目標値を達成することを実証できた。また、名古屋守山分室と連携し開発材の発火温度を測定した結果、Ca 量を増量した AXM4102 合金は何れの昇温速度においても AZX311 合金以上の発火温度を示し、AZX311 合金以上の難燃特性を有することも実証している (図 3-2.5.2-12)。

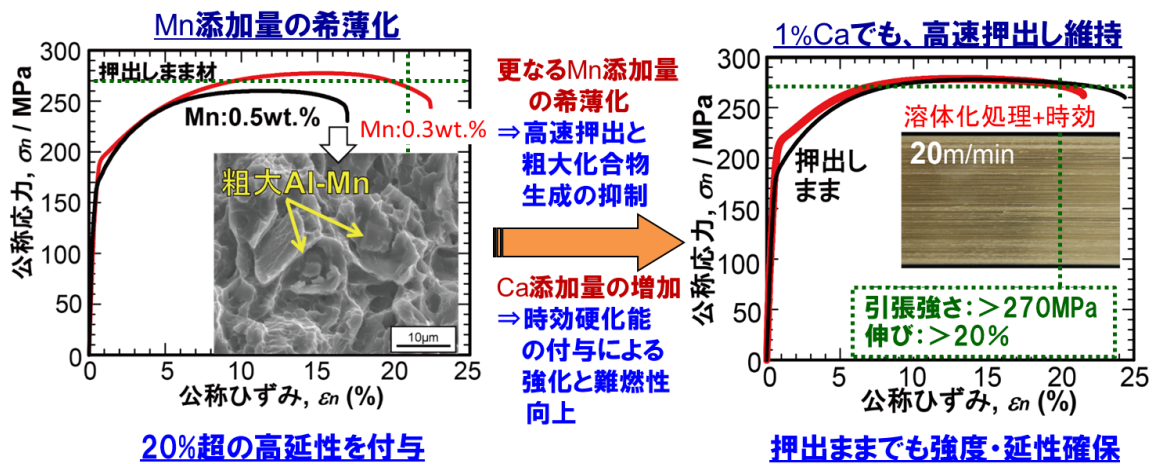


図 3-2.5.2-11 AX41 (AXM4102) 合金押出材の引張応力-ひずみ曲線

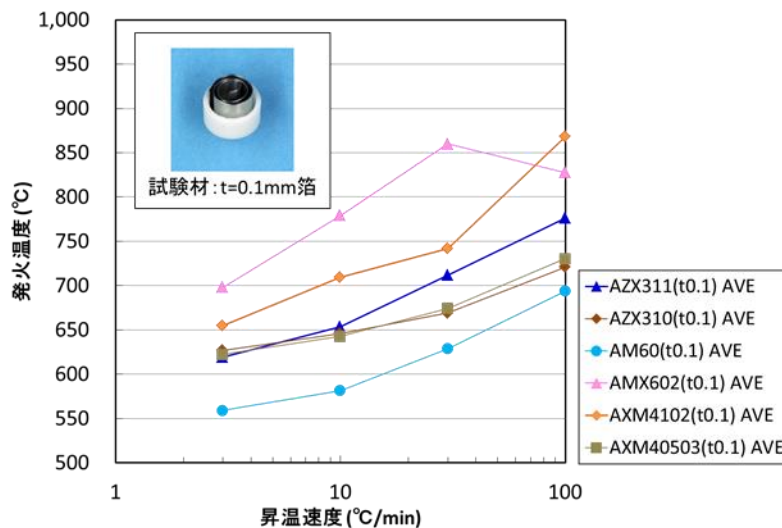


図 3-2.5.2-12 各種 Mg 合金の発火特性 (DTA による発火温度測定結果)

一方、本研究開発では AX41 開発合金による車両構体への実用化を想定した複雑断面形状を有する大型中空押出型材の試作開発を推進した。当分室所有の 12 インチ 6000 トン実働押出機を使用し、従来からも検証を進めている幅 251mm、高さ 50mm の大型ダブルスキン形状の押出試作を当該開発合金にも適用した。その結果、AZ31 合金同等以上の押出速度 (1m/min.) にて外観品質及び JIS 規格を満足する高精度な型材の押出成形を実証できた (図 3-2.5.2-13)。しかしながら、図 3-2.5.2-9 でも示す通り、ダブルスキン型材の外周部及び内リブ部の機械的性質はラボ材や実機 6 インチ材に比べて低い値となっている。本要因と対策については再委託先の物質・材料研究機構と連携し、ミクروسケールでの集合組織解析を実施しながら押出ダイスの設計改良等を継続検討し、特性向上を目指す計画である。なお、ダブルスキン型材の押出成形技術の開発で得られた知見は、本 Mg プロジェクトの参画機関と連携して試作開発を進め

ている部分側パネル構体向け部材の試作に展開、計画通り所定のダブルスキン形材を試作供給し、開発合金 AX41 による部分側パネル構体の具現化に貢献した（図 3-2.5.2-14）。

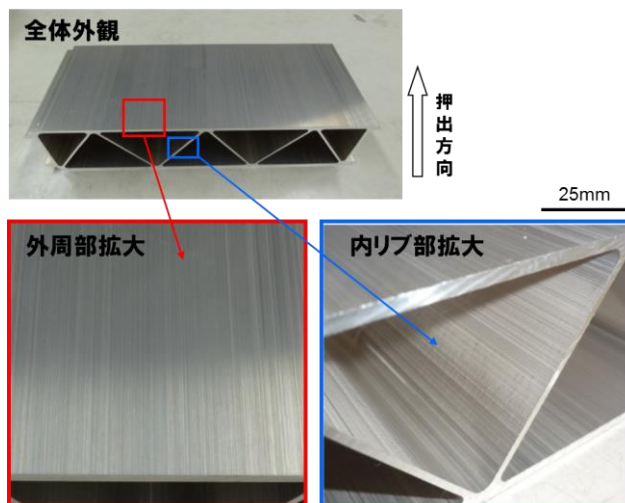


図 3-2.5.2-13 試作した AX41 合金ダブルスキン形材の概要



図 3-2.5.2-14 AX41 合金ダブルスキン形材で試作した部分側パネル構体の外観

さらに、2017 年度は開発合金による簡易モックアップ構体（1/1 断面、長さ 1040mm）の具現化を目標に、当該構造体を構成する大型・複雑断面形状を有した中空押出形材の製造プロセス技術を確認することを目指した。当分室では、簡易モックアップ構体を構成する部材の内、屋根部及び側部を構成する押出形材の試作開発を担当した。全ての部材は中空部を持つ複雑断面形状であり、ダブルスキン断面形状を有する形材の最大幅は 280mm を超える。当該構体の設計では、明石分室及び横浜金沢分室と密に連携し、最大気密荷重が負荷された際の最大変形量が 10mm 以下となるよう構造強度を確保するとともに、形材同士の継手形状においても組立時の MIG 溶接による変形を考慮し、調整がより容易にできるよう工夫を施した。また、使用する実働機（6000 トン直接押出プレス機）の性能と試作期間を考慮し、構成部材を全 12 型として各部材の押出ダイス設計と押出形材の試作を実施した。図 3-2.5.2-15 に製作した押出ダイスの一例と試作した屋根部形材、側部形材、側受部形材の概要を示す。何

れの押出型材においても、断面形状及び長手方向の曲がりには JIS 規格値にて規定される型材精度を十分満足し、高精度の部材作製を実現できた。全ての部材は計画通り横浜金沢分室に供給し、目標通り簡易モックアップ構体の具現化に貢献できた。なお、当分室で試作、供給した大型中空型材は横浜金沢分室にて MIG 溶接により接合された。接合作業時において、各型材の精度上の問題は無く、良好な接合構造体を得られたことを確認できている（図 3-2.5.2-16）。

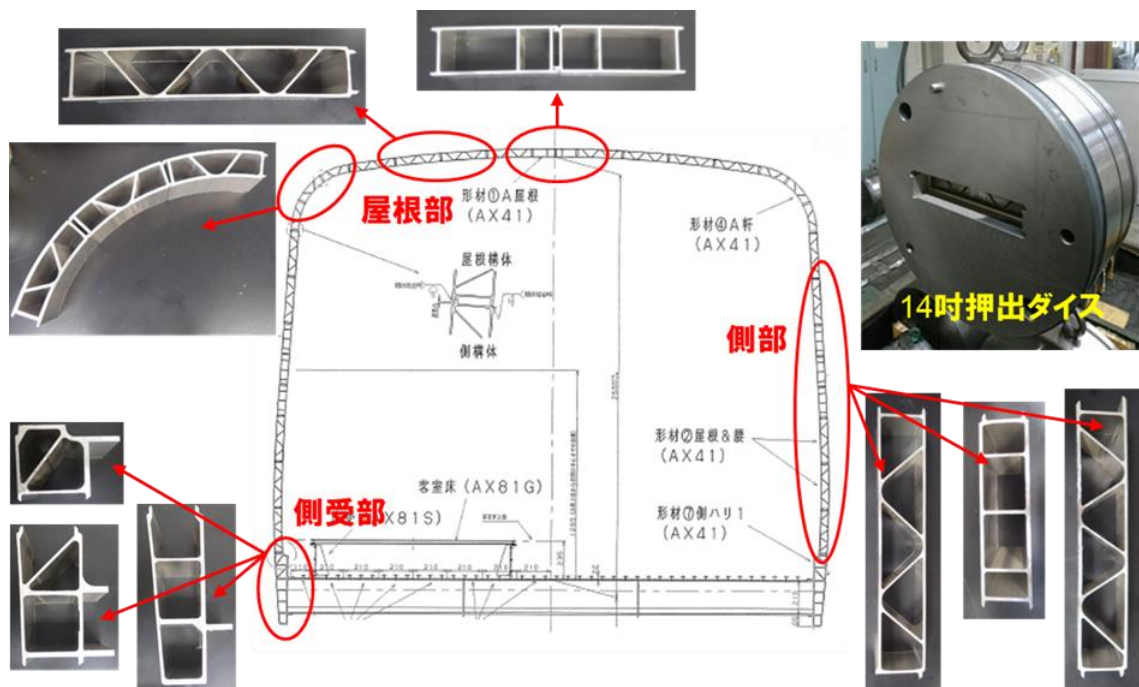


図 3-2.5.2-15 製作した押出ダイスの一例と試作した大型中空型材の概要



図 3-2.5.2-16 接合後の簡易モックアップ構体の外観  
 (左・側パネル、右上・屋根パネル、右下・台枠；横浜金沢分室提供)



また、大型・長尺中空型材の製造プロセス技術の確立に向けて、押出型材の真直度向上技術の開発を行った。当分室所有の温間ストレッチ矯正装置（図 3-2.5.2-17）を活用し、図 3-2.5.2-13 で示した大型ダブルスキン型材の温間ストレッチ矯正を試行した。その結果、型材長さ 6m での温間ストレッチ矯正条件を把握、型材の曲がり量を JIS で規定される許容量（2mm/m）の 1/4（0.5mm/m）以下に低減、真直度を大幅に向上させることに成功した。



図 3-2.5.2-17 Mg 専用大型・長尺型材温間ストレッチ矯正装置の概要

#### ①-4. 開発合金押出材の信頼性データ蓄積

【担当：三協立山㈱】

開発した新規高速押出合金による車両構体の試作開発を推進する上で、車両構体の設計時に必要となる開発合金の各種信頼性データ（疲労特性）を取得、蓄積することが極めて重要となる。本研究開発では、開発合金 AX41 押出材の疲労データを取得、蓄積することを目的に、押出材の疲労試験を開始、データの取得、蓄積を推進した。疲労試験では名古屋守山分室及び明石分室と連携し、押出材の平面曲げ疲労試験や回転曲げ疲労試験、軸疲労試験を効率的に行い、データの拡充、共有化を図った（図 3-2.5.2-18）。今後も押出材の接合試験体を主体に各種疲労試験を継続し、開発合金による車両構体の設計情報として活用していく計画である。

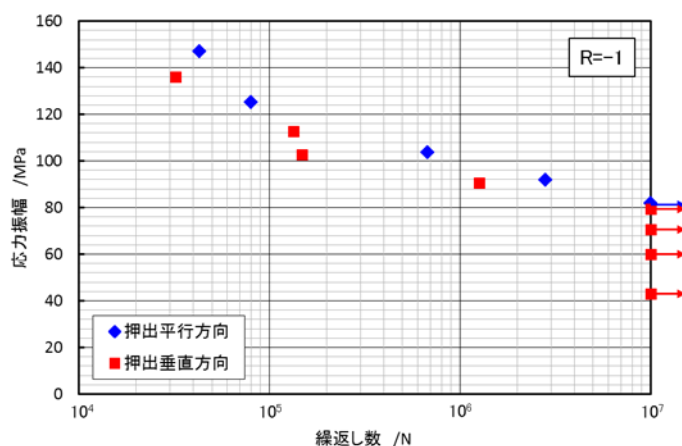


図 3-2.5.2-18 AX41 合金押出材の疲労特性の一例  
(母材の平面曲げ疲労試験結果)

## ② 高強度マグネシウム材（厚板）作製の基礎的検討【相模原分室】

難燃性マグネシウム合金展伸材の次世代高速車両用構体への実用化を目指し、難燃性に優れた板厚 3 mm 以上で引張強さ 350 MPa、伸び 13%以上を有するマグネシウム合金板材作製を実施した。開発した AZX811 (Mg-8Al-1Zn-1Ca mass%) 合金板厚 3 mm 圧延材において、ラボスケールおよび実機での目標を達成した。2016 年からは圧延材のスケールアップおよび多用途展開や信頼性向上を意図した成形性や疲労特性の取得により工業化に向けた取り組みを行った。具体的には板厚 6 mm 以上で引張強さ 360 MPa、伸び 15%以上、幅方向には板厚 3 mm で幅 500 mm にスケールアップした難燃性を有するマグネシウム合金圧延材の作製と技術開発を行った。詳細を以下に示す。

### ②-1. 高速圧延合金作製のための溶解・鋳造・熱処理プロセス技術開発

ラボレベルにおいて優れた特性を示した AMX1001 (Mg-10Al-0.2Mn-1Ca mass%) 合金を基本組成として取り組みを開始した後、名古屋守山分室（産総研）との連携により、Al 及び Zn 添加量が引張特性に及ぼす影響を調査した。2015 年度までに AZX811 (Mg-8Al-1Zn-1Ca mass%) 難燃性マグネシウム合金を一次合金組成とした。

難燃性マグネシウム合金の溶湯は表面に Ca 酸化物の皮膜を作り燃焼が抑制されるが、材料の溶解時には発火の可能性があるため、坩堝内の密閉性を高め、酸素の流入を抑止した。発火を防ぐことでスラグ量および鋳造材に含まれる介在物量は従来の 1/4 に減少し、溶湯清浄化対策を実施するとその後の圧延材特性も図 3-2.5.2-19 に示す通り向上することがわかった。鋳造時には冷却速度を 12 K/s まで向上させることで、Mg 相の微細化と金属間化合物の微細分散を達成できた。鋳造材の平均粒径を従来の 800  $\mu\text{m}$  から 140  $\mu\text{m}$  に微細化し、金属間化合物のネットワーク状の発達を軽減させることで易加工性を有する鋳造材を作製した。AMX1001 および AZX811 鋳造材は目標とした AZX311 合金同等以上の難燃性を有していた。

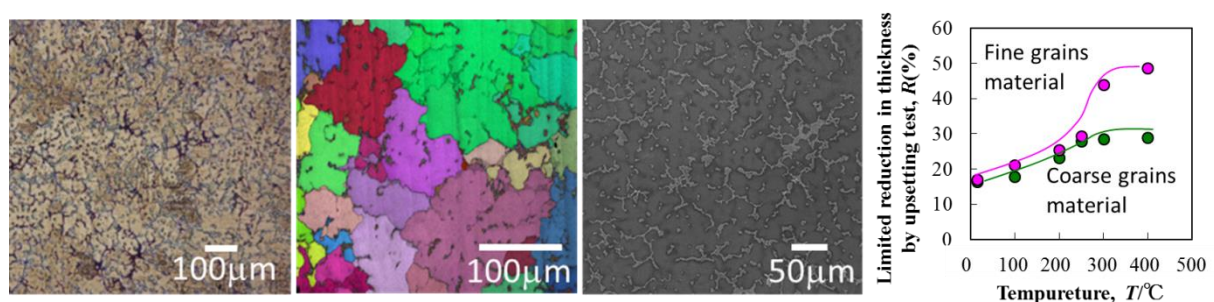


図 3-2.5.2-19 作製鋳造材の金属組織と限界圧下率

一方、幅広材においては上述の冷却速度を得ることが難しいこともあり、内部に形成される  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  ( $\beta$  相) や Al-Ca 化合物を低減し、加工性を維持するために、鋳造材の熱処理に関する影響を調査した。熱処理温度が 400°C で 48 時間熱処理をしても  $\beta$  相が残存するものの、高温である 490°C では 3 時間以上の処理により  $\beta$  相が溶解し、Al-Ca 化合物が部分熔融し Mg 相に微細分散した。熱処理により鋳造材の機械的性質が向上し、すえ込み加工率が向上したが、これは結晶粒界に微細分散した Al-Ca 化合

物が核生成サイトとなり動的再結晶を引き起こしたためと考えられる。なお、冷却を付与した鑄造材と冷却を付与せず鑄造後に熱処理した鑄造材の圧延加工性に変化はなく、Mg 相の微細化と Al-Ca 化合物を微細分散させることが易加工に有効であった。

2015 年度以降は、これまでに得た溶解・鑄造・熱処理技術の知見を基に、開発合金組成を Mg-8Al-1Zn-1Ca (mass%、以下 AZX811 合金) とし、厚板・幅広鑄造材作製に関する技術開発を行った。鑄造材のスケールアップに伴い溶解量を約 4 倍に増加させたが、Mg 材のロット間バラツキの原因となる成分揺らぎはラボスケール同様、主要成分の濃度範囲を±0.2%以内、鉄分濃度を 30ppm 未満に制御できる溶解技術を確立した。鑄造中の溶湯が大気に接触する時間を最小限に留め、ラボスケール材と比較して厚板鑄造材は約 2 倍、幅広鑄造材は 10 倍 (鑄造板幅 550 mm) の大きさの鑄造材を作製した (図 3-2.5.2-20)。厚板鑄造材は熱容量が増加したが、冷却を付与することで Mg 相の粒径は 280 μm を示し β 相および Al-Ca 化合物を微細分散できた。一方、幅広鑄造材は体積の増加量が大きいため冷却を付与せず鑄造すると、冷却を付与した厚板鑄造材と比較して Mg 相が粗大化し強度と伸びが低下した。鑄造時に晶出する金属間化合物は、圧延加工時の動的再結晶粒の生成サイトとなり得るため、微細分散していることが望ましい。XRD を用いて定性分析を行うことで、β 相は Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相、Al-Ca 化合物は Al<sub>2</sub>Ca であることを特定した。鑄造材は、共晶点温度に対して -10°C~+30°C の範囲における高温短時間の熱処理を施すことで金属間化合物の面積割合が低下し、引張強さと伸びは熱処理により改善した。鑄造材の限界圧下率は室温から 200°C では 10%、300°C では 14%であったが、高温熱処理を鑄造材に施すことで、限界圧下率は 200°C では 14%、300°C では 20%に向上した。β 相の固溶と Al-Ca 化合物の微細分散させることで鑄造材を易加工化でき、ラボスケールで導出した熱処理技術は厚板・幅広化した鑄造材にも効果を発揮した。

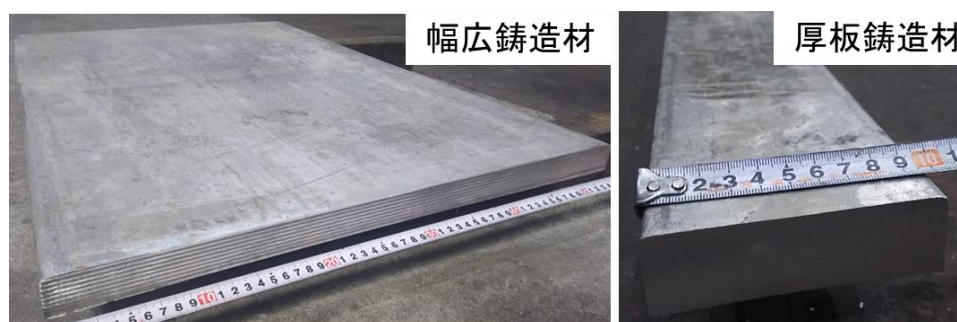


図 3-2.5.2-20 AZX811 合金鑄造材外観像

## ②-2. 車両構体向け圧延中板開発のための加工プロセス技術開発

### ②-2-1. 難燃性 Mg 合金板厚 3 mm 幅広材の機械的特性と工業化への取り組み

2015 年度までに高強度高延性を有する板厚 3 mm の板材作製と高強度化に及ぼす圧延加工因子と組織の影響を調査した。圧延加工では試料保持温度が高く、ロール速度が高速になるほど到達強度は低下する傾向にあり、総圧下率が 60%を超えると Al-Ca 金属間化合物が圧延方向に配列した。圧延加工では Mg 相の結晶粒微細化と Al-Ca 化合物の粉碎および Mg 相への微細分散が高強度化に対して有効であった。図 3-2.5.2-

21 に示すように総圧下率が 60%程度を境に強度と結晶粒の関係が 2 段型になることを明らかにし、加工初期段階での強度向上と加工後半での動的再結晶による延性改善が重要であった。

この傾向を利用し、加工前半を粗圧延、後半を仕上げ圧延と位置付け、仕上圧延において試料温度を 450℃、ロール温度を 80℃とすることで AMX1001 においては圧延加工のみで UTS : 358MPa、El : 14.8%を得た。また、UTS : 361MPa を有する高強度圧延材に対しては 180℃の熱処理を付与することで UTS : 352MPa、El : 13.3%を示し、どちらのプロセスにおいても第一目標値を達成できた。名古屋守山分室（産総研）との連携において導出した AZX811 合金においても同様の機械的特性が得られ、圧延加工のみで UTS : 354MPa、El : 13.2%、熱処理を付与することで UTS : 354MPa、El : 14.5%を得た。

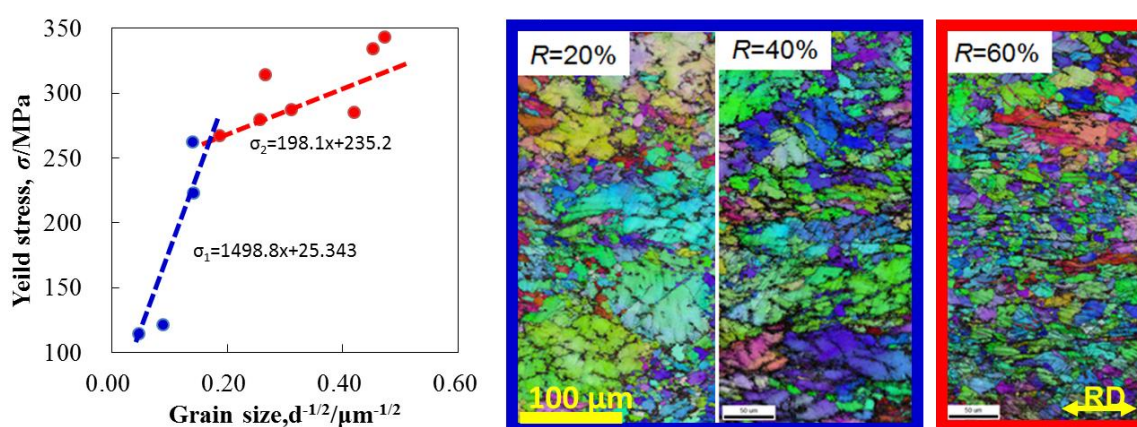


図 3-2.5.2-21 圧延板の結晶粒径と強度の関係及び各圧下率における組織

板厚 3 mm 材は 2015 年度までに開発した AZX811 合金と圧延加工プロセスの基礎的知見を基に、実機を用いた板幅 300 mm 材の加工プロセス技術開発を行った。圧延加工による高強度高延性化には粗圧延後の熱処理により Mg 相の粒径を 30 μm 以下にすることが重要であった。このプロセスを適用することで板幅を 300 mm まで幅広化しても耐力と引張強さは 307 MPa と 357 MPa、伸びは 14%を得ることができた。また、熱処理による金属間化合物の微細分散により、圧延方向に対して 90°方向では耐力と引張強さは 299 MPa と 355 MPa、伸びは 15%を示し、強度と伸びを維持しながら機械的特性の面内異方性も軽微であった（図 3-2.5.2-22）。実機による高強度高延性化を達成できたことから、実機を用いた国内最大級板幅（板幅 520 mm）圧延材の作製に着手した（図 3-2.5.2-23）。圧延加工プロセスをそのまま適用すると、板幅 300 mm 材と比較して Mg 相が粗大化していたことから、仕上げ圧延時の温度を 300℃にした結果、圧延方向に対し 0°方向では耐力と引張強さは 298 MPa と 330 MPa を示し、伸びは 13%であった。圧延方向に対して 90°方向では耐力と引張強さは 290 MPa と 329 MPa を示し、伸びは 12%を示した。板幅端部では耐力と引張強さは 298 MPa と 332 MPa を示し、伸びは 13%であった。仕上げ圧延温度を 300℃とすることで、板幅 520 mm 圧延材の板幅中央及び端部での機械的特性差は軽微であった。

研究ターゲットである鉄道部材の場合、組立誤差を低減させるために、板材の寸法精度の向上が求められることから、スケールアップに伴う寸法精度向上に関して調査を行った。幅広材の圧延時にレーザー変位計を用いて板幅中央部及び板幅端部の板厚測定を行うと、総圧下率が増加するほど狙い板厚と実板厚との差は小さくなる傾向が見られた。狙い板厚に対する上記の板厚差の割合は、圧下率増加に伴い増加した。3 mm まで加工を行うと板厚差は $\pm 0.12$  mm となったことから、板厚 3 mm における板厚差を JIS 公差内に収めるためには、0.02 mm 以上の板面の研磨及び板の伸直度を向上させることが有効であることが示唆された。また、圧延後の板は波形状となることがあるため、板の平坦度を向上させるための方法としてローラーレベラーと温間矯正を施行した。板厚 3 mm 材×板幅 300 mm×板長 1000 mm 材の最大高さは 2.2 mm であったが、ローラーレベラーにより最大高さを 0.7 mm に低減できた。板厚 1 mm×板幅 520 mm×板長 2400 mm の最大高さは 50 mm であり、長尺化するほど最大高さは高くなったが温間矯正で波形状を低減することができた。(図 3-2.5.2-24)

開発合金 AZX811 の難燃性は AZX311 合金を凌駕したため、標準化すべく JIS 規格化の提案を行い、2018 年 3 月 20 日付の改正により JIS H 4201 に定められる展伸材規格に開発合金 AZX811 が組み込まれた。

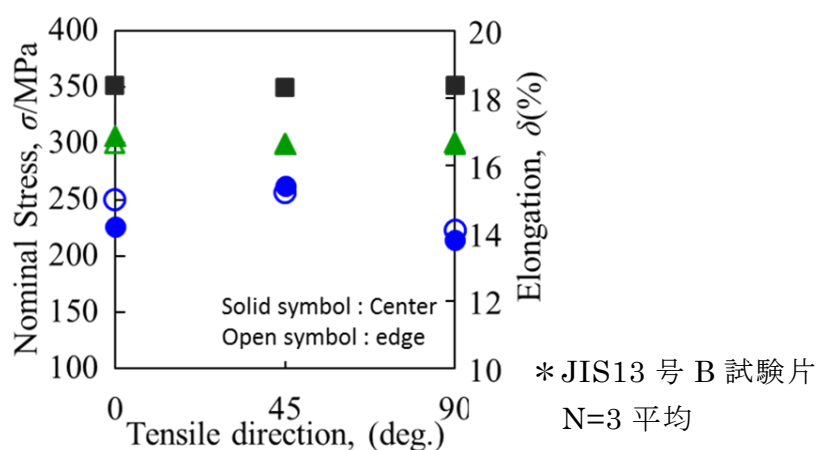


図 3-2.5.2-22 AZX811 合金板幅 300 mm 圧延板の機械的性質

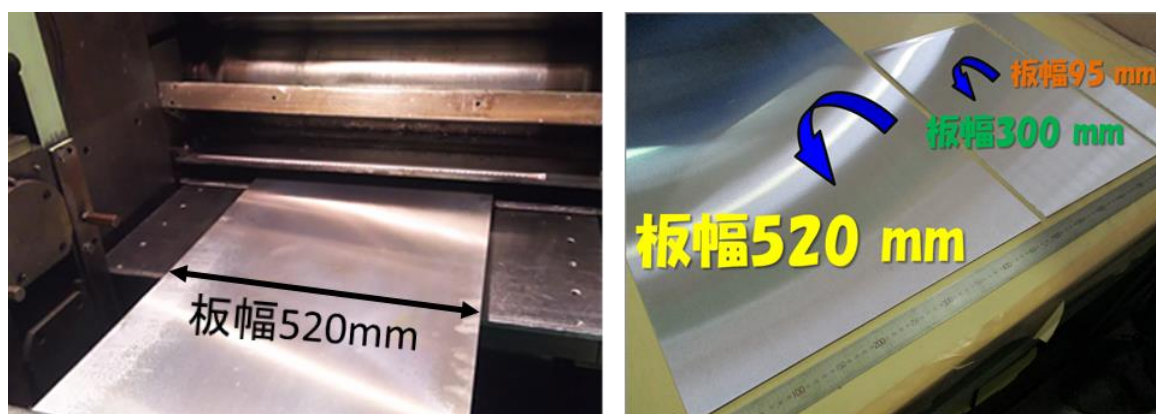


図 3-2.5.2-23 AZX811 合金国内最大級幅の圧延板材外観像

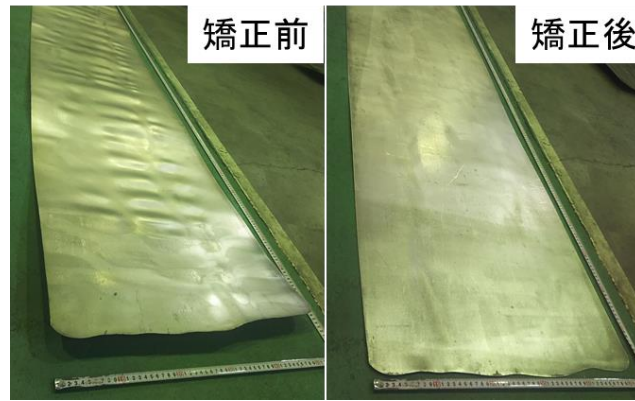


図 3-2.5.2-24 AZX811 温間矯正前後の圧延板外観像

② -2-2. 難燃性 Mg 合金板厚 6 mm 厚板材の機械的特性

開発した板厚 3 mm 高強度高延性材作製のプロセスを基に、板厚 3 mm から板厚 6 mm への厚板化技術開発を 2016 度から着手した。厚板鋳造材を熱間多パス圧延のみで加工すると、板厚 6 mm 材の耐力と引張強さは 275 MPa と 340 MPa、伸びは 9% を示し、熱間多パス圧延のみでの高強度高延性化は困難であることがわかった。第二中間目標値と比較して伸びが不足していることから、引張試験片の破断部近傍を観察すると、金属間化合物を起点として破断していることがわかった。2015 年度までの基礎的知見により、総圧下率 52% までを粗圧延とし、粗圧延後に 460℃×1 時間の熱処理を施すと Mg 相の粒径は 22 μm の等軸粒を示し混粒組織が解消された。粗圧延後の熱処理により金属間化合物の面積割合は 12% から 3.6% に減少し、圧延方向と平行に配列するラメラ状の金属間化合物は Mg 相内に再度微細分散した。仕上げ圧延はロール温度と試料温度を変化させることで引張強さと伸びに差が見られ、ロール温度 150℃、試料温度 300℃ で仕上げ圧延を行うと Mg 相の粒径は 13 μm を示し、板厚中心部において耐力と引張強さは 300 MPa と 360 MPa を示し、伸びは 12% が得られた。板厚表面における耐力と引張強さは 300 MPa と 356 MPa を示し、伸びは 14% であることから、板厚方向に対する強度のバラツキは小さいことがわかった。仕上げ圧延をロール温度 200℃、板温度 275℃ とすることで引張強さと伸びは 363 MPa と 15% を示し、第二中間目標を達成した。板厚 6 mm 材においても粗大粒の周りを微細粒が取り囲むバイモーダル組織の様相を呈しており、この板材を XRD にて(0002)面集合組織の測定を行うと、強度は 11.0 を示し集合組織は圧延方向にわずかに広がりを見せた (図 3-2.5.2-25)。

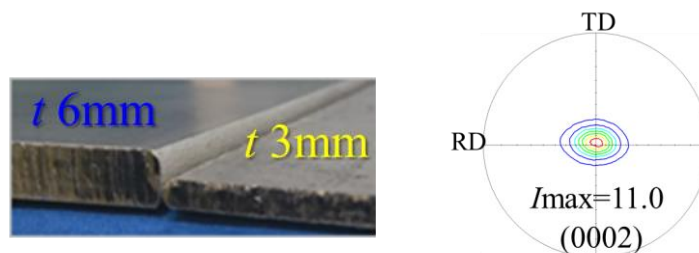


図 3-2.5.2-25 厚板圧延材の外観及び板厚 6mm 材の(0002)面集合組織

### ②-2-3. 難燃性 Mg 合金板厚 3 mm 幅広材の諸特性及び構体部材の作製

構体部材の作製には 2016 年から着手した。作製した板厚 3 mm 高強度高延性材の基礎物性を測定すると、熱伝導率は  $512 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 、電気抵抗率は  $1.27 \times 10^{-1} \mu\Omega \cdot \text{m}$ 、ヤング率、剛性率、ポアソン比は圧延と平行方向で 46.7GP、17.2GPa、0.36、直角方向で 46.1GPa、17.0GPa、0.35 であり、一般的な Mg 合金と比較して同等の特性を示すことがわかった。板厚 3 mm 及び板厚 6 mm の高強度高延性材の成形性調査を V 曲げ試験にて行くと、パンチ R と板厚 t の比が 1 ( $R/t=1$ ) の場合において加工温度  $200^\circ\text{C}$  から曲げ加工が可能であった。割れは曲げ時のせん断変形に沿って導入し、アルミニウム合金と同様の破壊形態であった。

板厚 3 mm 材の疲労試験は平面曲げ疲労試験により実施し、繰返し数を  $10^7$  回として S-N 線図を取得した。疲労強度は圧延方向に対し  $0^\circ$  と  $90^\circ$  方向において、両振り（応力比  $R=-1$ ）で 140 MPa と 120 MPa、片振り（応力比  $R=0$ ）で 85 MPa と 100 MPa を示し、汎用合金 AZX611 と比較して疲労強度は高い値を示した。また、破断した破面と板面を SEM 観察すると、き裂は圧延方向に配列する Al-Ca 化合物に沿って入ることが確認できた。接合特性は接合 WG と連携してデータの取得を行い、 $R=-1$  における疲労強度は、MIG 材は 70 MPa、TIG 材は 83 MPa、FSW 材は 135 MPa となった。 $R=0$  における疲労強度は、MIG 材は 56 MPa、TIG 材は 70 MPa、FSW 材は 97 MPa となった（MIG 材及び TIG 材は余盛あり）。 $R=0$  の場合、TIG 材及び FSW 材は接合表面と裏面のどちらの面を引張応力側として試験するかで疲労強度に差が見られ、引張応力側から破断した。MIG 材は TIG 材と同等、FSW 材は母材と同等の結果を得たが、これは MIG 材は TIG 材と同様に熔融接合であり、FSW 材は摩擦攪拌接合により攪拌部の結晶粒と金属間化合物が微細化しているためと考えられる。MIG 接合材の平面曲げ疲労試験片の観察を行うと、破断は HAZ 部で発生し、片振り（応力比  $R=0$ ）においては引張応力側から破断しており、破面形態は母材と同様であった（図 3-2.5.2-26）。

開発合金板材の高速車両構体の早期実用化を目指し、2016 年度は側パネル構体（シングルスキン）、2017 年度は簡易モックアップ構体の作製を通して技術構築を行った。側パネル構体に資する部材は、幅広材の圧延加工、サーボプレスによる温間プレス加工、切削加工を施し側柱を作製し、側パネル構体作製に寄与した。側柱の R 部は R8 指定があり、加工温度を制御することで目的形状を得た（図 3-2.5.2-27）。簡易モックアップ構体に資する部材は、薄板であるものの板幅が国内最大級幅の床板用板材（板厚 1 mm × 板幅 500 mm × 板長さ 1245 mm）があり、幅広鋳造材を用いて熱間多パス圧延、温間矯正を行い作製した。その他、補強用板材（板厚 6 mm × 板幅 139 mm × 板長さ 225 mm : C15 加工）では切削加工、床板用骨組とクリップの作製ではプレス加工が必要となり、加工温度を制御することで目的形状を得た（図 3-2.1.1-28）。開発合金を用いた構体製造により、FSW、MIG 接合、ボルト締結、接着等が可能であることが実証された。

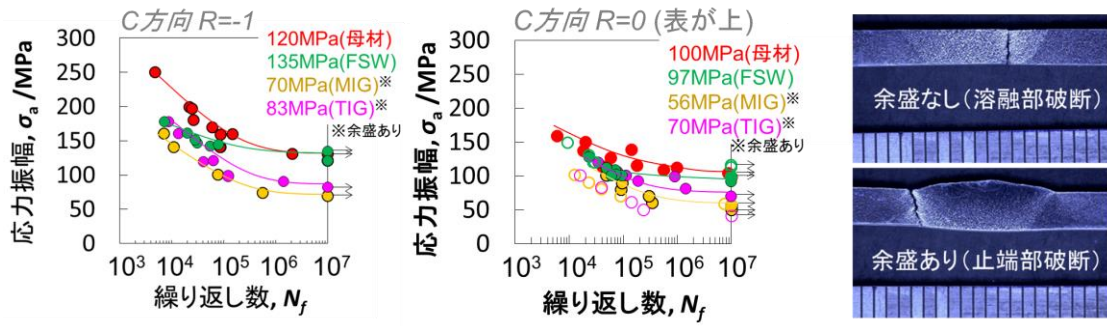


図 3-2.5.2-26 板厚 3 mm 高強度高延性材の疲労試験 (C 方向)

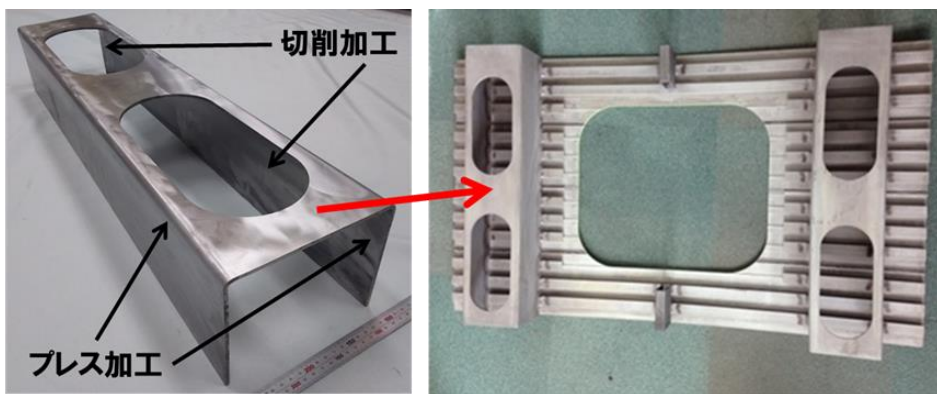


図 3-2.5.2-27 AZX811 合金側柱及びシングルスキン形材の側パネル構体の外観像<sup>9)</sup>

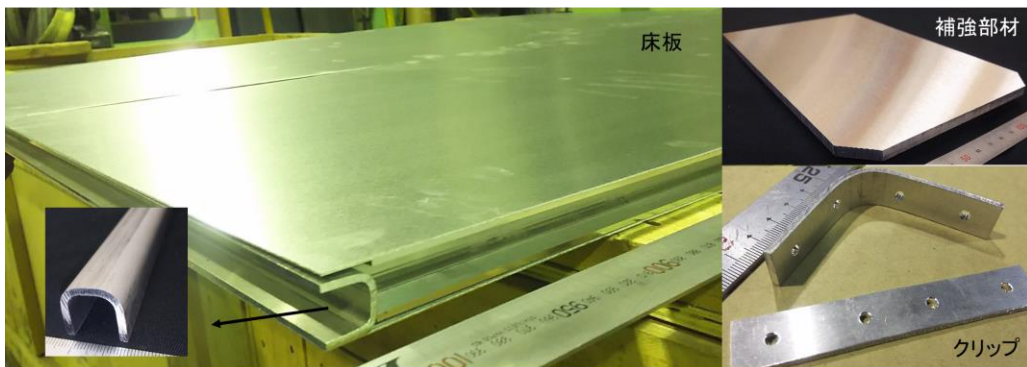


図 3-2.5.2-28 AZX811 合金簡易モックアップ構体部材の外観像



(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.2-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	1	0	1	0	0	0	3	0	0
2014FY	1	0	8	3	0	0	5	3	1
2015FY	2	0	21	2	2	2	5	1	1
2016FY	1	0	18	3	3	8	4	2	1
2017FY	2	0	9	1	0	4	5	0	2
合計	7	0	57	9	5	14	22	6	5

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.2-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	1	0	0
2015FY	1	0	0
2016FY	1	0	0
2017FY	0	0	0
合計	3	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.5.2.3 参考文献

- 1) 目崎達也ほか、「Mg-Al-Ca-Mn系希薄合金押し出し材のマイクロ組織および機械的性質に及ぼす押し出し温度の影響」、軽金属学会第123回秋期大会講演概要、(2012)、213-214.
- 2) 松本泰誠ほか、「Mg-Al-Ca-Mn系マグネシウム合金の押し出し特性」、軽金属学会第124回春期大会講演概要、(2013)、117-118.
- 3) M. Noda et al., Thermal Stability, Formability, and Mechanical Properties of a High-Strength Rolled Flame-Resistant Magnesium Alloy, Light Metal Alloys Applications, InTech (2013), 126-144.

- 4) 森久史、藤野謙司、栗田健、千野靖正、斎藤尚文、野田雅史、駒井浩、小原久、「高速鉄道車両への難燃性マグネシウム合金の適用」、まてりあ Vol.52 (2013) pp.484-490.
- 5) 森久史「高速鉄道車両開発に向けた軽量金属材料への期待」、軽金属学会東海支部平成 26 年度第一回講演会資料 (2014 年 4 月 30 日 名古屋) .
- 6) 鈴木康文「アルミニウム合金による鉄道車両の軽量化と今後の課題」、軽金属、Vol.60 (2010)、pp.565-570.
- 7) 鉄道車両工業会ホームページ資料
- 8) 日本自動車工業会ホームページ資料
- 9) 畑山直史、竹内久司、栄輝、杉本明男「新幹線車両用アルミニウム合金製押出部材の技術開発」、神戸製鋼技報 Vol. 58、No. 3、pp.55-61.

## 2.5.3 [テーマ番号 17] 高強度マグネシウム材(薄板)の開発 (2013年度～2017年度)

### 2.5.3.1 テーマの概要

#### (1) 背景と目的

マグネシウムは、実用金属の中で最も軽量であり、また優れた比強度を有することから、輸送機器のための新たな構造材料として注目されている。しかし、汎用のマグネシウム合金は発火温度が低く、固相線温度よりも高い温度に昇温すると発火する材料として認識されており、特に、不燃・難燃特性の確保が必須である鉄道車両部品や航空機部品としての適用は困難とされてきた。

近年、マグネシウム合金の発火温度を高める合金開発が進められ、その結果、汎用マグネシウム合金 (Mg-Al 系合金等) にカルシウムを添加し、発火温度を飛躍的に高めた「難燃性マグネシウム合金」が開発された。本合金は優れた難燃特性を有し、日本鉄道車両機械技術協会の車両材料燃焼試験において「不燃材」の認定も受けていることから、鉄道車両用部材への適用も、小型鋳造部品に関しては進みつつある<sup>1)</sup>。

今後、型材や板材を組み合わせて「大型構造体」を作り込むための要素技術を開発していく必要がある。

#### (2) 位置付け、目標値

現在、高速車両構体に利用されているアルミニウム合金には2種類あり、汎用型の A6N01 合金と高強度型の A7N01 合金がある。A6N01 合金に関しては屋根板、幕板、側ハリ等に利用され、A7N01 合金に関しては台枠や枕ハリ等に利用されている。そこで、本研究開発では、A6N01 合金に匹敵する機械的特性と生産性(押し出し速度)を有する難燃性マグネシウム合金押し出し材(易加工性マグネシウム材)と、A7N01 合金に匹敵する機械的特性を有する難燃性マグネシウム合金展伸材(押し出し材、板材(薄板・厚板))(高強度マグネシウム材)を開発することを目指す。

表 3-2.5.3-1 研究開発目標と根拠

研究開発項目	第二中間目標 (2017年度末)	第三中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)	根拠
高強度難燃性 新合金の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・引張強さ<math>\geq 360\text{MPa}</math></li> <li>・伸び<math>\geq 15\%</math></li> <li>・AZX311 と同等以上の難燃性</li> </ul>	2018 年度以降、他関連テーマと統合しテーマ 34、35 に移行。当該事業原簿を参照。	2018 年度以降、他関連テーマと統合しテーマ 34、35 に移行。当該事業原簿を参照。	7000 系 Al 合金以上の比強度と伸びを実現

#### (3) 全体計画

全体プロジェクトの中では、材料開発と並行して接合技術、表面処理技術開発を進

めることで2021年頃の早期実用化を目指す。そのため、他の関連テーマと統合しテーマ番号 34,35 に移行する。

#### (4)実施体制

高強度マグネシウム合金薄板材の研究開発は大阪分室（住友電気工業株式会社）で実施している。

#### (5)運営管理

マグネシウムの研究に従事する組合員（アドバイザーを含む）が全員参加できる分科会を毎月開催し、具体的には、素形材加工技術 WG、接合 WG、表面処理 WG、信頼性評価 WG の分科会を4ヶ月に1回開催し、各分室および再委託先の研究進捗を報告することにより、素材開発、接合技術、表面処理、信頼性評価技術の開発を共同で推進している。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替した場合の重量削減効果について、ヤング率を基準とした場合、20%程度の車両構体の軽量化を見込むことができるとの報告がある<sup>2)</sup>。構体の軽量化は、CO<sub>2</sub>排出量削減に寄与するばかりで無く、車両の高速化にも大きく寄与することが知られている。仮に、新幹線の車両質量を20%軽量化することができれば、それだけで10~20km/時の営業速度アップを見込むことができるとの試算がある<sup>3)</sup>。ゆえに、経済的観点からは車両構体の軽量化は大きな効果を見込むことができる。

### 2.5.3.2 研究開発成果

#### (1)最終目標の達成度

表 3-2.5.3-2 最終目標と達成度

研究開発項目	第三中間目標 (2020年度末)	研究開発成果	達成度※	原因・課題と解決方針 ※未達の場合のみ
高強度難燃性新合金の開発	2018年度以降、他関連テーマと統合しテーマ 34、35 に移行。当該事業原簿を参照。	—	—	—

※◎大きく上回って達成、○達成、△達成見込み、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

Al 添加量の大きく異なる Mg-Al-Ca-Mn 系合金双ロール鋳造材に圧延加工を施し、圧延加工後の時効硬化特性や機械的性質に及ぼす Al 添加量の影響を調べた。具体的には、Al を 0.7 mass% もしくは 9.0 mass%、Ca および Mn をそれぞれ 0.6 mass% および 0.15 mass% 添加した合金 (以下 0.7Al 合金、9.0Al 合金) を対象とした。検討合金の圧延まま材の機械的特性を調査した結果、0.7Al 合金は、仕上げ圧延温度 300°C の場合、0.2%耐力 268MPa の高い強度特性を示すが、仕上げ圧延温度を低く設定すると延性は大きく低下することを確認した。一方、9.0Al 合金の場合、仕上げ圧延温度を低く設定しても、10%程度の延性を維持しつつ、350 MPa の引張強さと 295 MPa の高い 0.2%耐力を得られることを明らかにした。さらに、検討合金の溶体化処理材およびピーク時効材の機械的特性を調査した結果、両合金とも溶体化処理を施すことで、20%以上の延性が得られることを確認した。また、0.7Al 合金の場合、時効処理を施しても、25%程度の高延性を維持したまま、0.2%耐力は 80 MPa も向上することを明らかにした。一方、9.0Al 合金の時効処理に伴う 0.2%耐力の強化量は 60 MPa と、0.7Al 合金よりも低く、さらに、延性は溶体化処理材の 1/2 以下にまで低下することを確認した。また、圧延 1 パスあたりの圧下率を大きくすることで、最終目標である引張強さ 360MPa 以上、伸び 15%以上の高強度、高伸びが得られることが明らかとなった。

以上より、Al を 7~10mass%程度、Ca を 0.5~1.5mass%程度添加した高 Al マグネシウム合金が難燃性高強度マグネシウム材として有望であると判断した。しかしながら、大きな圧下率での圧延は量産時には設備対応が難しいため、量産可能な水準でプロセス条件を検討する必要がある。1 パスあたりの圧下率(板厚減少量/圧延前板厚)及び圧延温度、熱処理温度のプロセス条件を最適化することで、量産可能な製造条件で引張強さ 360MPa、伸び 15.5%と 2017 年度目標値を達成した。

### (3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.3-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年3月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示 会へ の出 展	受賞	フォー ラム等*
	査読 付き	その 他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレ ス発 表	その 他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	1	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	3	0	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	3	0	0	0	0	0	2
2017FY	0	0	0	1	0	0	0	0	2
合計	0	0	7	1	0	0	0	0	6

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

### (4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.3-4 特許の件数（内訳） 【2023年3月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願*
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	0	0	0
2017FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

#### 2.5.3.3 参考文献

なし

## 2.5.4 [テーマ番号18]「高強度マグネシウム材（押出材）の開発」（2014年度～2017年度）

### 2.5.4.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

マグネシウムは、実用金属の中で最も軽量であり、また優れた比強度を有することから、輸送機器のための新たな構造材料として注目されている。しかし、汎用のマグネシウム合金は発火温度が低く、固相線温度よりも高い温度に昇温すると発火する材料として認識されており、特に、不燃・難燃特性の確保が必須である鉄道車両部品や航空機部品としての適用は困難とされてきた。

近年、近年、マグネシウム合金の発火温度を高める合金開発が進められ、その結果、汎用マグネシウム合金（Mg-Al系合金等）にカルシウムを添加し、発火温度を飛躍的に高めた「難燃性マグネシウム合金」が開発された。本合金は優れた難燃特性を有し、日本鉄道車両機械技術協会の車両材料燃焼試験において「不燃材」の認定も受けていることから、鉄道車両用部材への適用も、小型鋳造部品に関しては進みつつある<sup>1)</sup>。

今後、難燃性マグネシウム合金を用いて輸送機器のさらなる軽量化を目指すためには、合金特性のさらなる高性能化（強度・延性の改善、生産性の改善）を目指すと同時に、型材や板材を組み合わせて「大型構造体」を作り込むための要素技術を開発していく必要がある。具体的には、大型展伸材（型材・板材）を製造するためのプロセス技術、大型展伸材を組み立てるための接合技術、及び耐食性を確保する技術が必要である。そこで、本研究開発では、難燃性マグネシウム合金展伸材を鉄道車両用部材（高速車両構体）に適用するための基礎技術を構築することを目的とし、難燃性マグネシウム合金の材料特性（機械的特性、生産性）をさらに改善するための合金設計技術開発、開発した合金の信頼性（難燃性、疲労特性、接合特性、耐食性等）を確保するための特性改善技術、評価技術の構築を目指す。

#### (2)目標値

長洲分室では、高速車両構体のうち、床材、梁材といった、より高い機械的特性を要求される部材への適用を想定した、高強度材の研究開発を行っている。

表 3-2.5.4-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
高強度マグネシウム材の開発 (2014～2017年度)	引張強度： 350MPa以上 伸び：13%以上 難燃性：AZX311以上を満足する合金の開発	引張強度： 360MPa以上 伸び：15%以上 難燃性：AZX311以上を満足する合金の開発	2018年度以降 テーマ34、35で研究を継続実施。	

### (3)全体計画

本研究開発では、高速車両構体に利用されているアルミニウム合金（A7N01）に匹敵する機械的特性を有する難燃性マグネシウム合金展伸材を開発することを目標としている。本研究開発では進捗とともに実施事項と適する体制を組み、連携して開発を進める計画としたことから、具体的には(4)実施体制を参照されたい。また、2018年度以降はテーマ 34、テーマ 35、テーマ 60 に移行した。

### (4)実施体制

本研究では、2015年度までにおいては、6つの分室が共同で、素材の開発を担当する「材料WG」、開発材料の信頼性を改善・評価するための技術を開発する「接合WG」、「耐食性WG」、「発火特性WG」を形成し、各WGが連携して課題の解決を目指した。

長洲分室は、2015年度まで、「材料WG」高強度材の研究開発を担当し、押出加工工程における研究開発を不二ライトメタル(株)が、溶解・鋳造工程における研究開発を再委託1機関が行った。また、ラボサイズの実験を名古屋守山分室（(国立研究開発法人)産業技術総合研究所）が行い、科学的根拠に基づく合金の設計指針、プロセス最適化において連携した。

2016年度以降は、マグネシウムに関連する8つの分室が共同で難燃性マグネシウム合金展伸材を鉄道車両用部材（高速車両構体）に適用するための基礎技術を構築することを目指し後述の体制を構築した。2015年度までに開発した合金を対象として、複雑形状部材の加工・製造技術を開発する「素形材加工技術WG」、信頼性（疲労特性・破壊特性等）を系統的に明らかにする「信頼性評価・標準化WG」、表面処理技術の構築や耐食性を系統的に明らかにする「表面処理WG」、接合技術の構築を目指す「接合WG」を構築し、研究開発を遂行した。

各分室において2016年度までに得られた研究開発成果を結集し、2017年度は鉄道車両構体の1/1断面形状モデル（構体長さ1m）を作製するため8分室が協力して各部材の作製、組立、および表面処理を行った。

研究開発を推進するにあたっては、エンドユーザー（鉄道会社・車両メーカー）が低コストかつ安全に構体を製造するための技術や、マグネシウム合金を用いて構造体を設計するため技術等を統合的に構築していく必要がある。そのため、本研究開発では、エンドユーザーをオブザーバーとして招聘し、マグネシウム合金を利用して構造体を作製するための仕様について、アドバイスを受けつつ研究開発を推進している。長洲分室では、高強度材の研究開発を担当し、押出加工工程における研究開発を不二ライトメタル(株)が、溶解・鋳造工程における研究開発を再委託1機関が行う。また、ラボサイズの実験を名古屋守山分室（(国立研究開発法人)産業技術総合研究所）が行い、科学的根拠に基づく合金の設計指針、プロセス最適化において連携する。

### (5)運営管理

本プロジェクトの研究開発における進捗報告および議論を行うプロジェクト特化会合、およびマグネシウムの研究に従事する組合員（アドバイザーを含む）が全員参加



できる車両構体製作分科会を毎月開催している。具体的には、プロジェクト特化会合は素形材加工技術 WG、信頼性評価・標準化 WG、表面処理 WG、接合 WG を各 3 回ずつ、計 12 回開催している。この会合は、研究進捗を報告する場として機能するだけでなく、合金組成を選定する上で機械的特性以外に押さえておくべき特性の抽出、高速車両構体に難燃性マグネシウム合金を適用する上で予め評価しておくべき項目の洗い出し、接合試験や耐食性試験を行う際に必要となる試験片の手配等を行う場としても機能しており、プロジェクトの進捗を調整する場としても機能している。

また、2014 年 11 月に開催された軽金属学会秋期講演大会から設立されているテーマセッション「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」が継続して立ち上げられており、プロジェクトで得られた成果が公の場で議論されている。2017 年度は春期講演大会（2017 年 5 月開催、名古屋大学）においてプロジェクトに関する口頭発表が計 12 件、秋期講演大会（2017 年 11 月開催、宇都宮大学）において口頭発表が計 13 件報告され、以降も定期的に議論の場が設けられている。

#### **(6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）**

新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替した場合の重量削減効果について、ヤング率を基準とした場合、20%程度の車両構体の軽量化を見込むことができるとの報告がある<sup>2)</sup>。構体の軽量化は、CO<sub>2</sub>排出量削減に寄与するばかりでなく、車両の高速化にも大きく寄与することが知られている。仮に、新幹線の車両質量を 20%軽量化することができれば、それだけで 10~20km/時の営業速度アップを見込むことができるとの試算がある<sup>3)</sup>。ゆえに、経済的観点からは車両構体の軽量化は大きな効果を見込むことができる。

なお、新幹線車両の年間生産台数は 385 台/年（2013 年）であり、四輪車の年間生産台数（約 1,000 万台：2013 年）の 0.004%程度である<sup>4) 5)</sup>。また、動力として電気を利用していることを考慮すると、新幹線の重量減に伴う CO<sub>2</sub>削減効果は、四輪車のそれと比較すると小さいものであると言える。

一方、新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替できた場合、マグネシウム展伸材の大きな需要増加を見込むことができる。例えば、車両構体（屋根・側構体、妻構体、台枠）に利用されるアルミニウム合金は 1 両当たり約 7t である。上記部品を全てマグネシウムに置き換え、部品は同一形状であると仮定した場合、1 両当たり約 6t の需要が生まれることになる（Mg 置換により車両重量が 20%減少する場合）。車両製造が 1 年当たり 400 両と仮定すると（385 両：2013 年）<sup>4)</sup>、2,400t の需要が生まれることになる。なお、国内におけるマグネシウム合金展伸材需要は約 700t/年（2014 年）であり<sup>6)</sup>、プロジェクトの成果により、仮に、側構体だけでもマグネシウム合金に置き換えることができれば、それだけで、国内の展伸材需要を倍増させることが可能となる。このように、本プロジェクトの成果により、輸送機器構造部材にマグネシウム合金の適用を加速させることができれば、マグネシウム合金産業構造自体を変革させることが可能である。

## 2.5.4.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.5.4-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (2022年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
高強度マグネシウム材の開発	2018年度以降テーマ34、35で研究を継続実施。	-	-	-

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

### (2)研究開発の成果と意義

高濃度にAlを添加した高強度難燃性Mg合金について、2013年度は、主要添加元素AlおよびCaの濃度を变化させた鑄造合金を作製し、その鑄造材を押出加工に供し、それぞれの押出加工性について評価した。また、2014年度に押出材の組織および機械的特性を評価し、実用スケールの材料における高強度Mg合金組成の導出を推進した。押出加工は、安定的に良品形材が得られる押出加工条件を予め導出し、生産実機における想定生産条件と互換性のあるパイロットスケールの適正な押出条件で行った。

合金組成により、押出加工性は大きく異なり、押出加工時の最大荷重で20%近い差が認められた。金属組織においては、Ca添加量の増加に伴い、Al<sub>2</sub>Ca化合物の増加が認められた。また、Alを特に高濃度添加した合金組成では、Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相の増加が顕著であった。

機械的特性は、強度、耐力、伸びそれぞれ異なる組成で最大を示したが、押出加工時の最大押出荷重との明確な相関関係は認められなかった。各種分析・評価結果を照らし合わせると、実用スケール材料において、特に粗大なAl<sub>2</sub>Ca化合物の増加が押出加工性を低下させることが判明した。

これらの結果から最大押出荷重の上昇は、生産実機のマシンパワー不足につながる要素であるため、2015年度はAl<sub>2</sub>Ca化合物を固溶させる目的で、各種合金について熱処理を施し押出・評価に供した。その結果、多くの合金組成において、最大押出荷重の低下が認められた。その低下幅は合金組成によって異なるが、主要添加元素の濃度とある程度の相関関係が認められた。また、機械的特性についても変化が認められ、こちらも同様に主要添加元素の濃度と相関関係が認められた。特に一部の組成では、熱処理により最大押出荷重が低下するとともに、強度、耐力、伸びすべてが向上する結果が得られ、高強度な開発合金（以下、AX92合金と呼称する）の導出に成功した。

2016～2017年度は、高強度の開発合金であるAX92合金ビレットの製造プロセスが合金組織に与える影響を調査した。従来の金型鑄造ビレット（以後、「従来方案ビレット」と記述する）と比較して、凝固組織が微細となるように鑄造方案を改良したビレットは、押出加工することでさらなる機械特性の向上が期待された。そこで、AX92合金について生産スケール材である直径12インチの大径ビレット（φ320×

400mm) を上記の凝固組織が微細になる鑄造方案 (以後、「改良方案ビレット」と記述する) により製作し、熱処理材の試作および評価を行った。製作したビレットを、熱処理炉を用いて熱処理時間および温度を変化させて熱処理を行い、組織観察およびビッカース硬さ測定を実施することで、化合物相の量や比率、マイクロ組織に及ぼす影響について評価を行った。その結果、改良方案ビレットは従来方案ビレットよりも凝固組織が微細であることを確認することができた。また、改良方案ビレットにおいても従来方案ビレットと同様に高温熱処理によってネットワーク状の  $Al_2Ca$  相が球状化することを確認することができた。

従来方案および改良方案ビレットにおけるビッカース硬さ測定を行った結果、改良方案ビレットは従来方案ビレットと比較して高い硬さが得られた。また、熱処理することにより硬さが上昇する結果が得られた。これは主要元素である Al が Mg 母相中に固溶したことが原因であると考えられる。従来方案および改良方案ビレットを同一の押出条件で試験押出を行い、得られた型材の組織観察を行った。従来方案ビレット押出材では、熱処理で球状化しきれなかった  $Al_2Ca$  が塊状に点在している。対して改良方案ビレットでは球状化・分散した  $Al_2Ca$  が支配的であり、明確な組織の差が確認された。AX92 合金について生産スケール材である 12 インチの改良方案ビレットは、その凝固組織が従来方案ビレットよりも微細であり、これまでと同様に高温熱処理を行うことで  $Al_2Ca$  相が球状化する組織制御が可能であり、押出材組織も良好となることを確認した。

高速鉄道車両構体の 1/1 スケール断面簡易モックアップのうち、床材 2 種、横梁材 1 種の 3 種の型材について作製した。T リブ×3 床材は材料流動速度差が想定よりも大きく反りが発生したため、条件修正を行うことで JIS H 4204 を満足する型材を取得した。T リブ×1 床材は、溶接継手部の肉厚が厚く材料流動が速いため、断面の左から右に向かって曲がりが発生した。これに対して、押出条件を変化させることで良好な真直性を有する型材を取得した。これによって接合において問題となる隙間が無い良好な床板材の作製に成功した。

横梁材は長尺方向左右の反り曲がり非常に激しくなる傾向にあったが、押出条件を繰り返し精査することで JIS H 4204 を満足する型材を取得することに成功した。当該部材の精度は押出速度に対する依存性が高く、適正な速度範囲を超過すると大きく曲がりが発生する傾向にあり、その速度範囲は非常に狭いことが判明した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.4-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	2	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	3	0	0	0	0	0	1
2016FY	2	0	2	0	0	0	0	0	1
2017FY	0	0	0	0	0	0	0	0	2
2018FY	1	0	0	0	0	0	0	0	0
2019FY	1	0	3	0	0	0	0	0	0
合計	4	0	10	0	0	0	0	0	5

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.4-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	1	0	0
2017FY	0	0	0
2018FY	0	0	0
2019FY	1	0	0
合計	2	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.5.4.3 参考文献

- 1) 森 久史、藤野 謙司、栗田 健、千野 靖正、斎藤 尚文、野田 雅史、駒井 浩、小原 久、「高速鉄道車両への難燃性マグネシウム合金の適用」、まてりあ Vol.52 pp.484-490. (2013)
- 2) 森 久史「高速鉄道車両開発に向けた軽量金属材料への期待」、軽金属学会東海支

部平成 26 年度第一回講演会資料（2014 年 4 月 30 日 名古屋）

- 3) 鈴木 康文「アルミニウム合金による鉄道車両の軽量化と今後の課題」、軽金属 Vol.60 pp.565-570. (2010)
- 4) 鉄道車両工業会ホームページ資料
- 5) 日本自動車工業会ホームページ資料
- 6) 日本マグネシウム協会ホームページ資料

## 2.5.5 [テーマ番号19]「難燃性マグネシウム合金の耐食技術の開発」 (2014年度～2017年度)

### 2.5.5.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

本研究テーマでは、難燃性マグネシウム合金を屋外環境で使用することを想定し、大型展伸部材の耐食性を保証するための評価技術を構築し、更には耐食性を付与するための最適な表面処理を確立するものである。具体的には、母材、表面処理材を対象として実環境を想定した暴露試験及び腐食促進試験を並行して実施し、実環境における耐食性、表面処理手法の効果、実用に則した加速試験手法を提案する。また、その過程において大型展伸部材に耐食性を付与するために最適な表面処理の最適化を実施するものとする。

#### (1)-1：鉄道車両構体に適する表面処理技術の開発

##### ①難燃性マグネシウム合金塗装仕様の最適化及び腐食促進試験法の選定

###### 【大日本塗料】

##### ②難燃性マグネシウム合金の化成皮膜系塗装下地処理膜の最適化、及び母材の腐食特性評価【ミリオン化学】

マグネシウム塗装の塗装表面処理に関しては様々な実績があるが、いずれも小物部品主体であり、且つ表面処理も複雑な化成処理工程が採用され、塗装も強固な高温焼付塗装が採用されている。対象用途もパソコンや携帯等の室内用途の部材が多く耐腐食性も実用上問題ない性能であり、耐食技術もほぼ確立されている。但し、その化成処理は浸漬タイプが主流であり、通常水洗処理を含むと10工程以上の複雑な処理となる。更に本処理にあたり対象部材のサイズに見合った処理槽等も必要とされる。よって化成処理は小物部品に限られているのが現状である。今回想定する屋外で使用される大型鉄道車両構体は、そのサイズ故にこうした複雑な処理が出来ず、しかも大型処理槽等も確保できない。加えて、その後の塗装工程も大型乾燥炉を使用しない常温乾燥型塗装を採用せねばならず、腐食に関して十分なものとはいえない。

そこで、この鉄道車両構体に適する表面処理とするため、1)化成処理には、脱脂を含む3工程での簡易処理とし、塗布については浸漬型でなくシャワー型化成処理方法の開発を目指した。更に2)塗装は大型車両に見合った常温乾燥としプライマーの改良により、上記表面処理の工程変更に対してその性能低下分を補うものに改良し、これらの組合せにより大型マグネシウム製展伸部材に耐食性を付与するための表面処理(化成処理+塗装)を確立する為の最適化を実施するものとした。2018年度以降、本テーマはテーマ35『革新的マグネシウム材の鉄道車両への適用技術開発』に統合し、その実用化に向けての課題抽出と、信頼性確保に向け研究を広げる。

併せて、本表面処理仕様の最適化に関してその適正判断にあたっては、屋外環境における実暴露試験(銚子・沖縄)での腐食性評価と共に、促進試験での短期腐食評価が

必要とされ、その評価方法との関係性につき解析を実施した。

### (1)-2：屋外大気暴露及び、耐食メカニズムの解明

- ③ 難燃性マグネシウム合金の陽極酸化皮膜系塗装下地処理膜の性能評価及び表面処理材の暴露試験評価【アート1】
- ④ 難燃性マグネシウム合金表面処理材の耐食メカニズムの解明【芝浦工業大学】

母材の促進試験での腐食相関性を評価する一方、屋外環境で使用した場合の大型展伸部材の腐食特性を確認するため屋外大気暴露試験を実施している。同時に部品として採用される『陽極酸化処理被膜』の屋外耐候性評価についても追加評価を実施した。併せてマグネシウム独自の腐食特性と耐食メカニズムの解明についても実施することにより、耐食性確保と信頼性の担保を実施することとした。

なお、屋外大気暴露は 2014 年度（既存マグネシウム合金）から開始し、2016 年度には新規開発マグネシウム合金の評価を進め毎年暴露懸架を進めており、母材、接合材、表面処理品の、1年・3年・5年の耐食性データは、逐次蓄積されつつある、2018 年度以降、本データは最終的にテーマ 35 へ解析を引き継ぎ、ひいてはテーマ 60『マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション（MI）活用技術の開発』でのデータベース化につなげる

### (2)目標値

表 3-2.5.5-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
暴露試験 (2014～2022年度)	大気暴露試験1年目と追加試験のデータを取得。データ整理の実施。	大気暴露試験1年目と追加試験のデータ	(テーマ35にて実施)	(テーマ35・60にて実施・データベースの完成)
促進試験の策定と表面処理の適正化 (2014～2022年度)	大気暴露試験、促進試験の照合を行い、屋外で得られた結果に相関する結果を再現するための、腐食促進試験法を提案	策定した腐食促進法を用いて、表面処理膜（下地処理・塗装膜）の最適化を達成する。また接合部位の腐食性評価も実施する。	(テーマ35にて実施)	(テーマ35・60にて実施・腐食に関する信頼性データ担保する)

### (3)全体計画

テーマ 19 では 2015 年度迄は既存難燃性マグネシウム合金母材の屋外大気暴露を含めた腐食特性、及び腐食メカニズムにつき評価・解析を進める一方で、屋外用途にさらされる大型鉄道車両構体に適する新規の表面処理技術の開発を進めてきた。2016 年度以降は、その開発した表面処理技術（シャワー式化成処理＋マグネシウム用下塗）を用い、『革新的マグネシウム材の開発』のプロジェクト内で全体計画として実施した「2016 年度作成の既存合金『AZ612』による車両外板接合パネル」、さらには翌年「2017 年度作成の新規開発合金『AZ91』の外板接合パネル」に適用し、マグネ合金製の外板パネルとして異常なき旨を確認した。加えて、2018 年度には「1/1 輪切りモデル構体」への適用を実施した。

なお、上記モデル構体は、梁や床面含めた実用途に即した様々な種類の新規開発マグネシウム合金が採用されており、その表面処理仕様も外板用途に限らぬ仕様となるため、それぞれの新規開発マグネシウムに対する部位別塗装仕様の提案と、それに準じた上記屋外暴露の懸架をテーマ 35 において実施し、得られたデータはテーマ 60 においてデータベースに整理を進める。

### (4)実施体制

下記体制(図 3-2.5.5-1)に準じ、大日本塗料(小牧分室)が中核となり、

- ①ミリオン化学と共に、大型車両構体に適する化成処理及び塗装の最適化を実施、併せて、促進試験と屋外大気暴露の相関性とデータ蓄積を実施
- ②アート 1 では、陽極酸化を含めた屋外大気暴露(JWTC)での実監修、及び陽極酸化に対するデータ蓄積を実施
- ③芝浦工業大学では、各種試験片・及び回収暴露テストピースの解析結果より、マグネシウム合金の耐食メカニズムの解析を実施



< 委託研究 2014 年度～2017 年度(再委託先含む) >

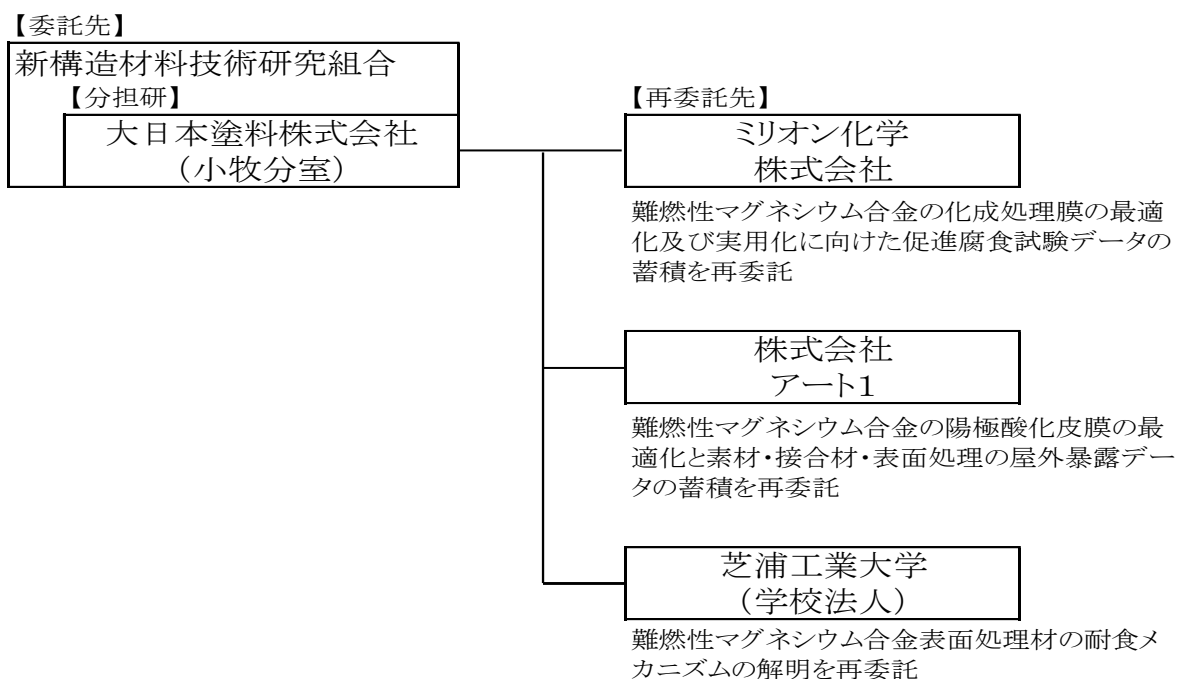


図 3-2.5.5-1 難燃性マグネシウム合金の耐食技術の開発の研究開発実施

#### (5) 運営管理

運営に当たっては、ISMA組合員のマグネシウム部門に属する分担研・再委託先が毎月参加する『マグネシウム委員会』において定期的に研究報告と共に進捗を報告してきた。特に、車両構体への適用に関しては車両メーカー及びJR等のエンドユーザーのアドバイスをいただきながら、上記会合と同時開催される『マグネシウム合金高速車両構体実用化技術委員会』と連動した形で素材・設計・実用途展開に関する情報共有を通じ、表面処理に関する研究についても詰めてきた。特に、終盤の1/1モデル構体への塗装適用に際し、各委員からの各種素材種情報のみならず、構体各部位への各種塗装仕様の適用や実用化に向けての課題等、有意義なアドバイスも得られている。

#### (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

鉄道車両用部材開発に関し、プロジェクト内にて難燃性マグネシウム合金製車両用構体の設計指針と共に、重量削減効果を検証している。この具体的効果は、統合後のテーマ35『革新的マグネシウム材の鉄道車両への適用技術開発』において述べられる予定である。（母材金属の特性と軽量化・運転にあたっての・CO<sub>2</sub>削減など）

一方で、本テーマに関して今回の適正化を実施した表面処理(化成処理+塗装)では化成処理工程に於いて、大型の処理層と複雑な工程を必要とした従来式に対し、シャワー方式を採用しその処理工程も簡略化している。最終的に本システムの採用にあたっては、工程短縮を通じ省エネルギーにつながる。また塗装に関しても車両用途は焼付塗装（140～150℃高温乾燥炉）でなく、常温乾燥（室温～60℃）であるため同様に省エネルギーとなる。軽量化などの高機能が望まれるマグネシウム製品の採用に関

しては、従来では小物部品に限られ大型構造物に適用できなかつた側面があつたが、難燃性と共に耐食性（信頼性）の確保により、こうした大型～中型構造物に適用できると予測される。本研究開発では難燃性マグネシウム合金の信頼性（耐食性）を構築する為、テーマ 35 と共に、テーマ 60 にてデータベース構築を統合的に実施する。

## 2.5.5.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.5.5-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
暴露試験 (2014～2022 年 度)	暴露データベース の完成。 〈テーマ 60 にて〉 (2022 年度)	2018 年度より、テーマ 35 移行分も含め、母材・塗 装品に関するデータ取得 (2022 年度)	○	
促進試験の策定と 表面処理の適正化 (2014～2022 年 度)	策定した腐食促進 法を用いて、表面 処理膜（下地処 理・塗装膜）の最 適化を達成する (2017 年度)。また 接合部位の腐食性 評価も実施する。 (2022 年度)	表面処理膜（下地処理・ 塗装膜）の最適化を達成 し、側パネル・モデル抗 体への適用を実施済み (2017 年度) ・接合部位評価はテーマ 35 に移行し解析評価実施 (2022 年度)	○	
耐食メカニズムの 解明と防食効果の 検証（2014～2017 年度）	耐食性と関連性の ある皮膜特性因子 を明らかにする。 (2017 年度)	耐食メカニズムにつき、 暴露済テストピース他よ り機構解明すると共に、 皮膜特性因子や、難燃性 に寄与する、カルシウム が腐食に影響する要因に つき解析した。 (2017 年度)	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

本研究開発への取り組みに際し、下図（図 3-2.5.5-2）の内容にて実施した。

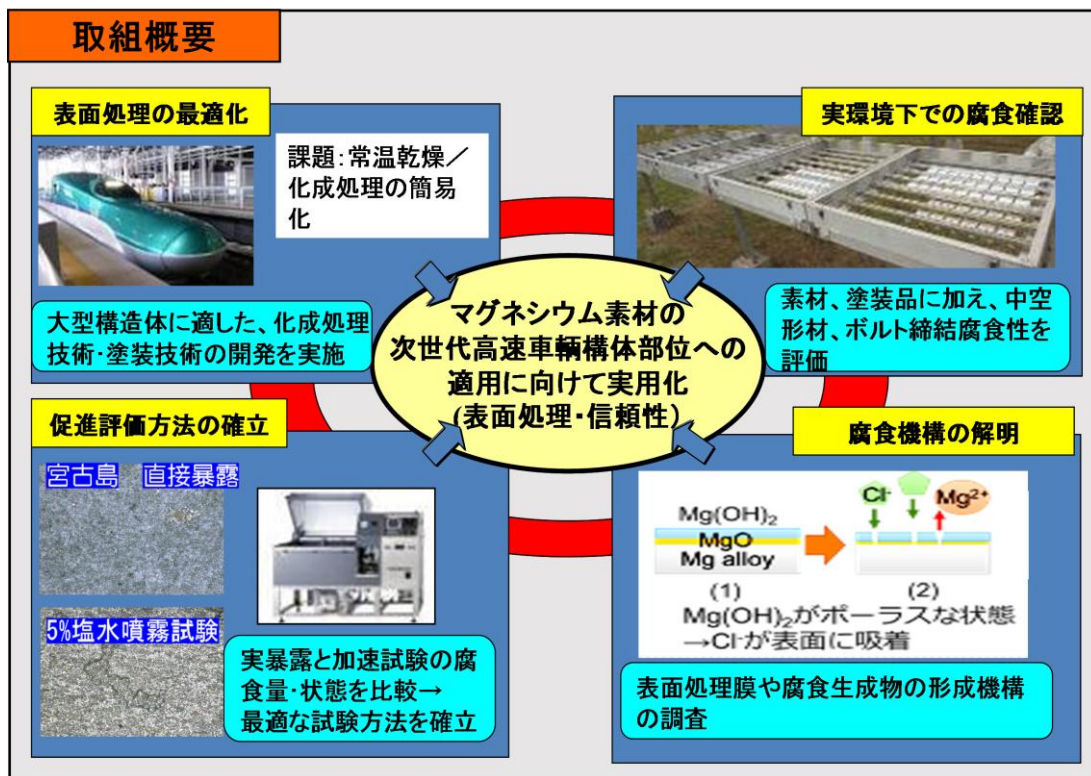


図 3-2.5.5-2 難燃性マグネシウム合金の耐食技術の開発の取り組み概要

### (2)-1：実環境下での腐食確認と促進試験方法の確立について サブテーマ)

- ①難燃性マグネシウム合金塗装仕様の最適化及び腐食促進試験法の選定【大日本塗料】
- ②難燃性マグネシウム合金の化成皮膜系塗装下地処理膜の最適化及び母材の腐食特性評価【ミリオン化学】
- ③難燃性マグネシウム合金の陽極酸化皮膜系塗装下地処理膜の性能評価及び表面処理材の暴露試験評価【アート1】

#### (2)-1.1；屋外大気暴露と各種促進試験との関係について

金属の腐食とは酸化還元反応により表面の金属が電子を失ってイオン化し、金属イオンがその酸化物に置き換わることで変質し錆として析出されることを指す。金属種の持つイオン化傾向で支配されるものである。その耐食性評価に関しては、鉄素材を含め腐食に関する評価方法は JIS 規格で定められる塩水噴霧試験（SST）が代表的試験といえる。そこで促進試験に関しては「塩水噴霧試験（SST）」に加え、「CASS 試験」「塩水浸漬試験（DIP）」、更に乾燥工程を含む「複合サイクル試験(CCT)」他につき「屋外大気暴露」と比較しながらアルミニウム材とにつき比較試験を実施した。

その結果以下の傾向が得られており、電解質（水）に対するマグネシウムのイオン

化傾向の大きさが腐食度合いと相関が認められた。特にマグネシウムはアルミニウムに比べ、卑なる金属（イオン化傾向がより大）であるため、その腐食傾向は更に大きくなる。下記（図 3-2.5.5-3）に電解質（水）に対する各種促進試験の濡れ時間と腐食減量の関係を示す。

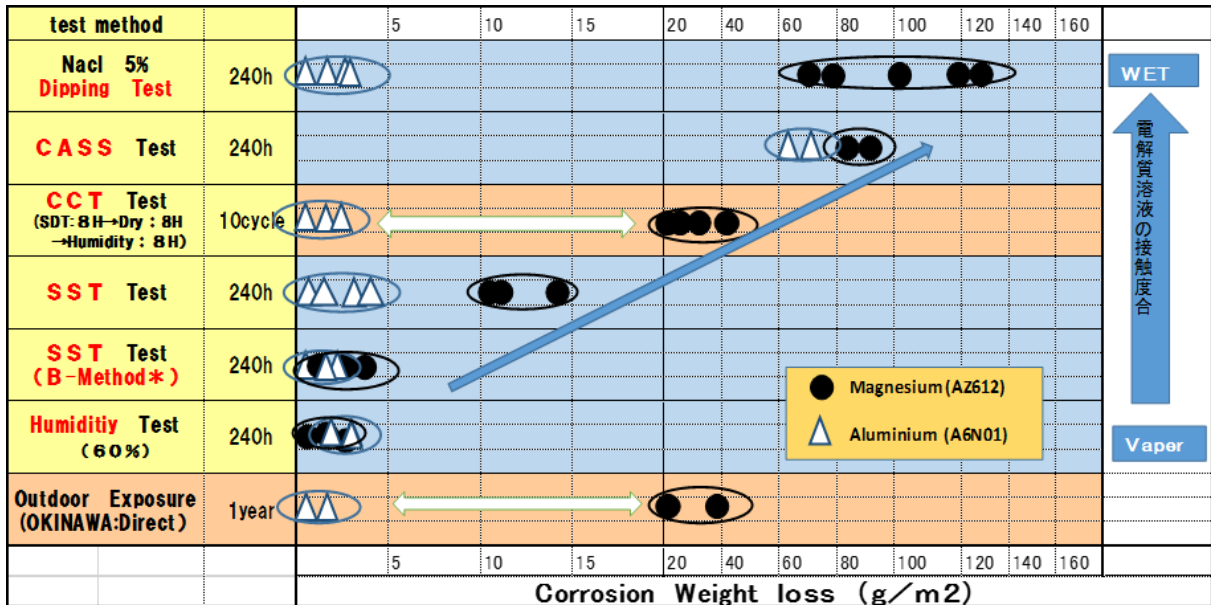


図 3-2.5.5-3 各種促進試験と、屋外暴露での腐食減量評価

すなわち、水に対する濡れ時間が大きいほど腐食減量が大きく、乾くと腐食は成立しにくくなる。よって、屋外大気暴露（沖縄直接暴露 1 年）に関しては、乾燥工程を含む複合サイクル CCT 試験(8 サイクル)が相関するものであった。(AZX612)

一方で屋外大気暴露に関しては、沖縄・銚子の 2 拠点・遮蔽・直接の 2 方式で実施しているが(図 3-2.5.5-4)、濡れ時間に関しては暴露地はもとより暴露方式によって差が生じており、腐食量の差異が認められている。



図 3-2.5.5-4 直接暴露と遮蔽暴露

よって上記促進試験法での評価に関してもこうした実暴露条件との差もあり、厳密には相関を把握するにもかなり差異も生じている。実暴露における腐食状態について

は、下図（図 3-2.5.5-4）に示す様に、腐食減量は直接暴露が大きい傾向にあり。すなわち直接暴露では風雨により、水溶性マグネシウム等に変化した腐食生成物が洗い落とされ、随時新たな面で腐食が進行する為に腐食減量がより大きくなるものと考えられる。一方、遮蔽暴露では結露による影響が大きく、結露部分が局部的に腐食が進むと考えられる。よって電解質(水分)の影響が暴露地・暴露方式で異なるため、上記相関は目安となるものの環境因子によるバラツキも大きいと考える。

なお、新たにテーマ 35 で暴露評価を開始した新規開発合金に対しても 1 年・3 年 5 年と継続し経時の変化を観察してゆく一方で、その結果についてはテーマ 60 でデータベース化を予定する。

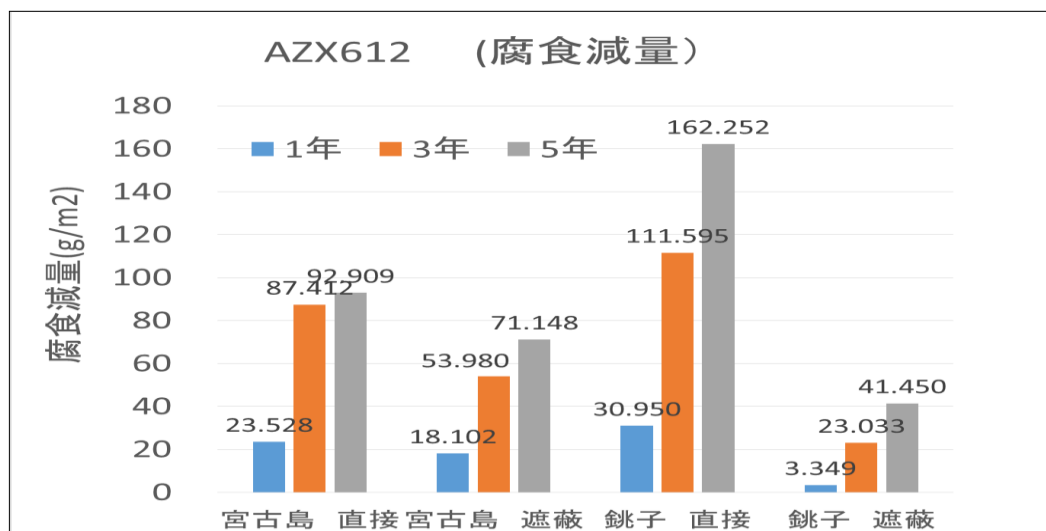


図 3-2.5.5-5 : 既存合金の母材暴露品の腐食減量

一方、部品想定での陽極酸化皮膜系塗装下地処理膜についても、促進試験及び屋外大気暴露試験を実施している。こちらは一般的な化成処理とは異なり、薬液の中に浸漬させ陽極 (+) の電流を流すことで表面に人工的に酸化皮膜を形成させる複雑な処理を施すものであり促進試験（塩水噴霧試験：720 時間・耐湿試験：720 時間）の過酷な試験条件をクリアした。

#### (2)-1.2 ; 難燃性マグネシウム合金塗装仕様・及び化成処理の最適化について

開発の狙いは大型車両構体への適用の為、新規の表面処理仕様を開発することにある。先ず化成処理はミリオン化学のシャワー式を塗布方法を開発した。大型車両構体には、従来の様な処理層へのディッピング方式は適さない。処理回数も各工程における水洗工程も含めると複雑になり、大型浸漬槽も数多く必要となる。そこで、化成処理を 2 工程へ簡略化し、シャワー式を採用することで車両構体に適する化成処理を開発した。

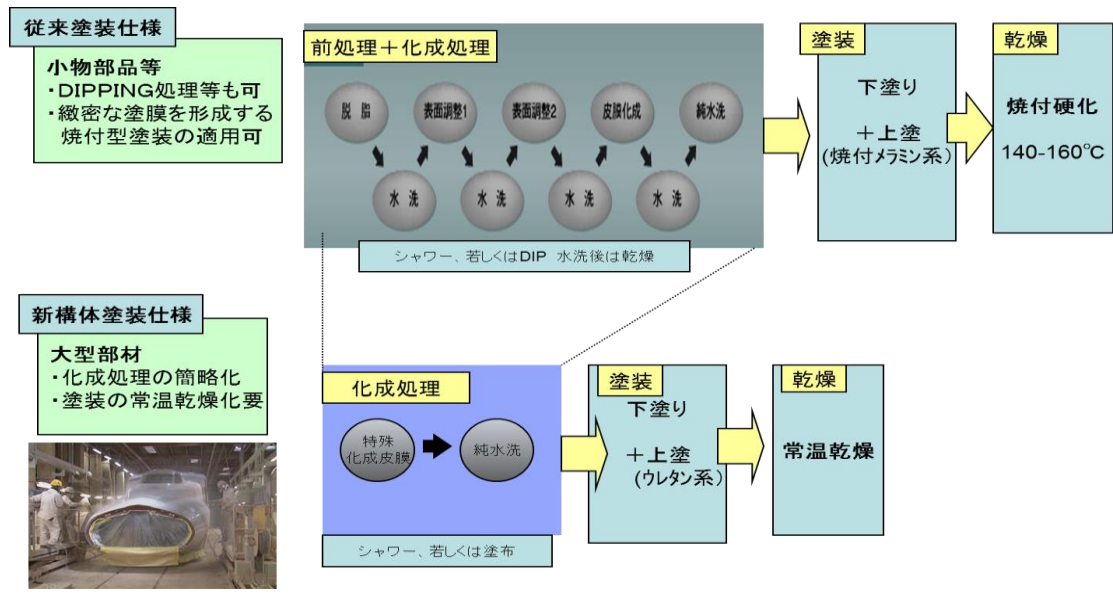


図 3-2.5.5-6 開発した車両用表面処理仕様

こうした化成処理の簡易化により想定される耐食性能低下に対しては、化成処理液についても新たに開発を実施した。本来化成処理膜は『薄く・緻密』である方が良好とされ、簡易式では従来工程に比較し難しいものとされていたが、配合変更により改良効果が認められた。

一方、簡略した化成処理による耐食性能低下はその後の塗装工程にも影響する為、その化成処理に適するプライマー(常温乾燥；下塗り)の開発を併行実施した。特に塗料の耐食設計に関しては、塗料に配合する防錆剤として通常使用するカルシウム系防錆顔料は使用できない。カルシウムはマグネシウムに比べイオン化傾向が高く、犠牲防食機構が望めぬ為である。一般塗装部はもとより塗膜欠損部（Xカット部）からの糸状錆びフクレも考慮し、本化成処理被膜との密着力の強化を主眼に塗料の最適化を実施した。下塗塗料の組成としては、水分遮蔽性の高い2液の下塗を採用し、マグネシウム用にエポキシ樹脂についても官能基量を上げたものとした。且つ上塗塗料には大型車両構体に適した常温乾燥型の2液ウレタン塗料を採用している。



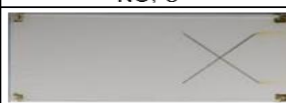
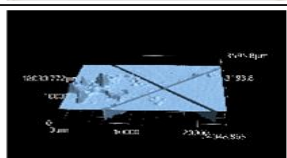
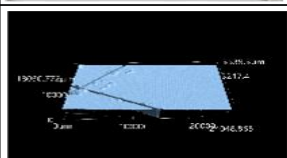
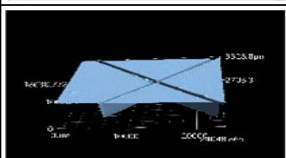
		マグネシウム(AXZ611)		
		NO. 1	NO. 2	NO. 3
屋外曝露 3年懸架				
				
塗装仕様	化成処理	化成処理	化成処理	化成処理
	プライマー : 1液エポキシ系	プライマー : 2液エポキシ系	プライマー : 2液エポキシ系 (MG用改良品)	プライマー : 2液エポキシ系 (MG用改良品)
	上塗 : 2液ウレタン	上塗 : 1液メラミン	上塗 : 2液ウレタン	上塗 : 2液ウレタン

図 3-2.5.5-7 MG 車両用塗装設計  
3-2.5.5-9

その結果、鉄道車両用途として、耐食性を満足する塗装仕様を確立した。  
 なお、本開発表面処理(化成処理+塗装)については、2015年度側構体接合パネル(既存合金 AZ611)、2017年度側構体接合パネル(開発合金 AX41)の塗装に適用し、最終的に2017年度末には、1/1モデル構造体へも適用した。(図 3-2.5.5-8&9)



図 3-2.5.5-8  
AZ41 側構体パネル



図 3-2.5.5-9 モデル構体への化成処理と塗装

(2)-2：腐食機構の解明について

マグネシウム材の防食性付与に関し、その腐食機構を調査するも重要である。  
 腐食機構の解明については、暴露より得られた腐食生成物につき、XRDにて解析を実施した。(図 3-2.5.5-10)

- 結果
- ・直接暴露：結晶性の  $Mg(OH)_2$  と Mg-Al 系 LDH と  $Mg(CO_3) \cdot 3H_2O$
  - ・遮蔽暴露：結晶性の Mg-Al 系 LDH と  $Mg_2(CO_3)Cl(OH) \cdot 3H_2O$  と  $Mg(CO_3) \cdot 3H_2O$  と Mg-Al 系 LDH

これらに加えてアモルファスの  $MgO$  も存在することを確認した。

注；LDH：層状複水酸化物 (layered Double Hydroxide)

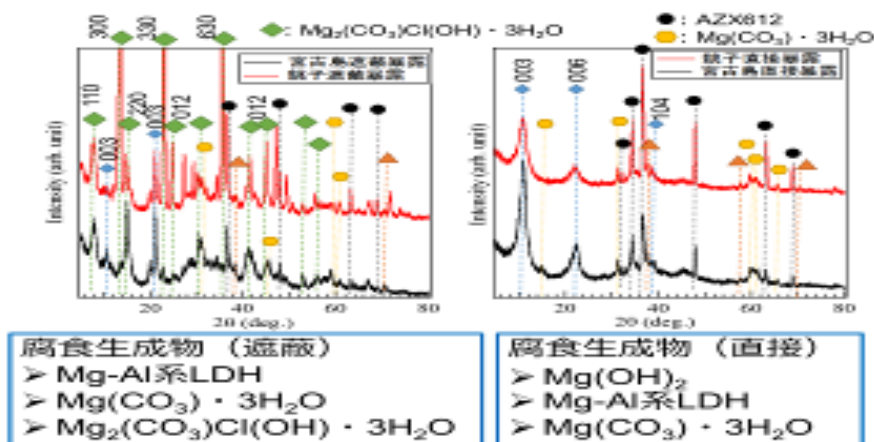


図 3-2.5.5-10 腐食生成物の解析

L D Hは腐食反応の抑制には効果があるが、結晶性といえ壊れやすい物質であり水親和性が高い物質である。したがって大気暴露試験では直接暴露の方が、遮へい暴露に比べこの腐食生成物の雨水による流出が大きい故に、腐食減量も増加することが立証された。これら踏まえ腐食メカニズムについては、下図（図 3-2.5.5-11）の様な機構であると説明した。

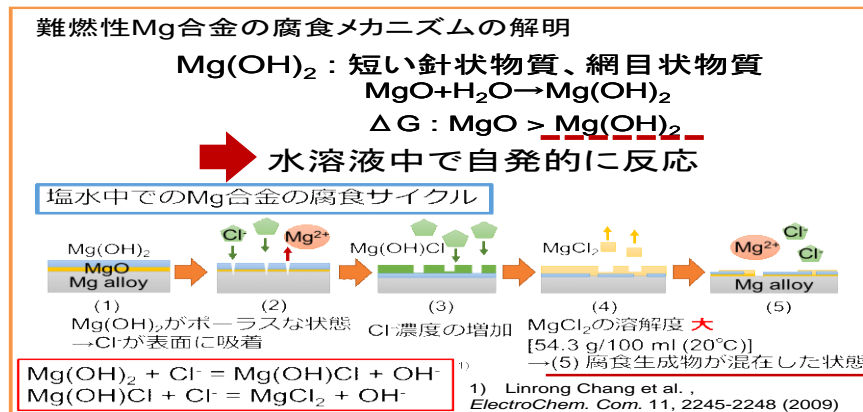


図 3-2.5.5-11 塩水中での腐食メカニズム

加えて、環境由来と思われる各種のアニオン (SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>、NO<sub>3</sub><sup>-</sup>、CO<sub>3</sub><sup>2-</sup>) が付着していることも確認した。それらイオンを含有する溶液を擬似的にM液（宮古）／C液（銩子）として作成し、これを試験塩水に添加し噴霧試験で評価を実施した結果、これらイオンの添加によっても、腐食の抑制効果が確認された。

更に 5wt%塩水溶液中にて、難燃性成分として加える Ca 含有量の異なる AZ61 系 (AZ61, AZ611, AZ612) マグネシウム合金につき、Ca 含有量が腐食に及ぼす影響につき調査を実施した。結果、各種合金において存在する晶出物は、AZ61 の場合、AlMnO-Compound、Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>、であり、AZ611 と AZ612 の場合は Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>、Al<sub>2</sub>Ca であると推察された。各合金の分極曲線より、Ca 添加量の増加と共に腐食電流密度が僅かに大きくなり、腐食電位が卑化している。よって Ca の影響として Al<sub>2</sub>Ca は AlMnO 系化合物と比較し、より耐食性に影響を及ぼす因子になると考えられ、Al<sub>2</sub>Ca / α-Mg 母相で形成される局部電池のサイト数が増加し、耐食性の低下が誘発されたものと推測される。これを受け更に、マグネシウム材に対する難燃性付与の為の微量添加元素 (Al, Mn, Ca) の影響を追跡したが、表面電位の測定では晶出する Al<sub>2</sub>Ca 部が α-MG に対し表面電位差 (-0.1~-0.3V) を生じている。これが要因となって析出化合物はカソードサイトとして働く為に局部電池の駆動力となり腐食を促進する事が判明した。(図 3-2.5.5-12)



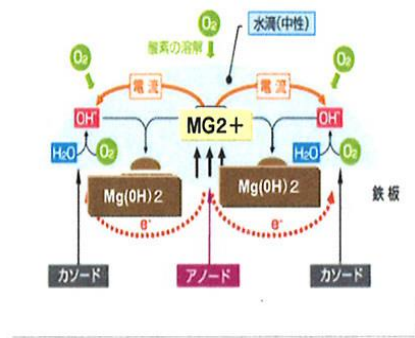
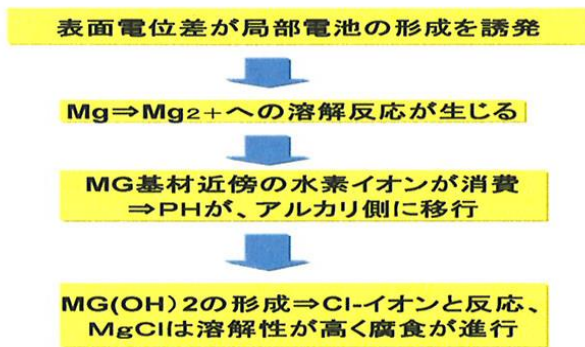


図 3-2.5.5-13 局部電池による腐食機構メカニズム

合わせて 晶出物のサイズの増加に伴い電位差は増加傾向にある為、マグネシウム材の製造過程に於ける結晶構造の大きさでも、腐食レベルが異なる可能性が存在する。これらは、マグネシウムの腐食性能ブレの一因であるとも考える。又局部電池の駆動力のみならず、その反応サイト数（晶出物の分布量・面積比率 = AL<sub>2</sub>CCa）やサイズも腐食のレベルを左右する要因でもあることが判明した。

具体的には上図のような局部電池が形成され腐食が進行するものであるが、その駆動力は晶出する微量添加元素による電位差が影響するものである。例えば AZX611 と AZX612 を比較した場合には、AZX612 の方が電位差が大きい。よって AXZ612 が局部電池の駆動力が大きく腐食もしやすい。一方で AZ61 については駆動力が最も大きいものの、反応サイト（晶出物の分布）が少なく腐食量は少ない状況下に有る。晶出物の面積率も腐食に対し影響する事がわかった。（図 3-2.5.5-13）

表 各晶出物とα-Mgとの表面電位差			
	AZ61	AZX611	AZX612
晶出物	MnAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub> Al-Mn系化合物	Al <sub>2</sub> Ca	Al <sub>2</sub> Ca
表面電位差 [V]	-0.28	-0.06	-0.10

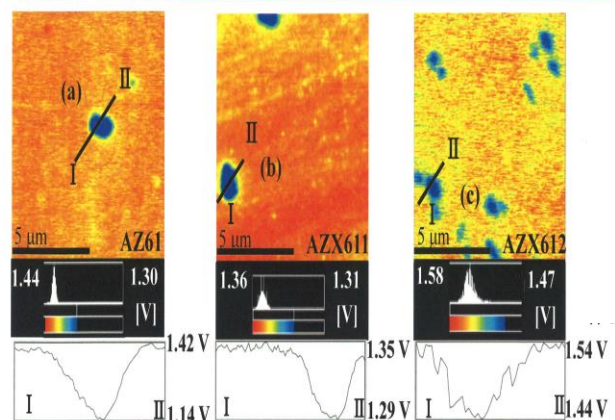


図 3-2.5.5-13 ; 局部電池における表面電位差、並びに晶出物の面積の影響

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.5-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末時点】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	4	0	0	0	0	1	1
2016FY	1	0	6	0	0	0	0	1	1
2017FY	0	0	5	1	0	0	0	0	2
合計	1	0	15	1	0	0	0	2	5

※1：Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

※2：実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.5-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末時点】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	0	0	0
2017FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.5.5.3 参考文献

該当なし

## 2.5.6 [テーマ番号 20] 「難燃性マグネシウム合金の接合技術の開発」(2014 年度～2017 年度)

### 2.5.6.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

マグネシウムは、実用金属の中で最も軽量であり、また優れた比強度を有することから、輸送機器のための新たな構造材料として注目されている。しかし、汎用のマグネシウム合金は発火温度が低く、固相線温度よりも高い温度に昇温すると発火する材料として認識されており、特に、不燃・難燃特性の確保が必須である鉄道車両部品や航空機部品としての適用は困難とされてきた。

近年、マグネシウム合金の発火温度を高める合金開発が進められ、その結果、汎用マグネシウム合金 (Mg-Al 系合金等) にカルシウムを添加し、発火温度を飛躍的に高めた「難燃性マグネシウム合金」が開発された。本合金は優れた難燃特性を有し、日本鉄道車両機械技術協会の車両材料燃焼試験において「不燃材」の認定も受けていることから、鉄道車両用部材への適用も、小型鋳造部品に関しては進みつつある<sup>1)</sup>。難燃性マグネシウム合金を用いて輸送機器のさらなる軽量化を目指すためには、合金特性のさらなる高性能化(強度・延性の改善、生産性の改善)を目指すと同時に、型材や板材を組み合わせて「大型構造体」を作り込むための要素技術を開発していく必要がある。具体的には、大型展伸材(型材・板材)を製造するためのプロセス技術、大型展伸材を組み立てるための接合技術および耐食性を確保する技術が必要である。そこで、本研究開発では、難燃性マグネシウム合金展伸材を鉄道車両用部材(高速車両構体)に適用するための基礎技術を構築することを目的とし、難燃性マグネシウム合金の材料特性(機械的特性、生産性)をさらに改善するための合金設計技術開発、開発した合金の信頼性(難燃性、疲労特性、接合特性、耐食性等)を確保するための特性改善技術、評価技術の構築を目指す。

#### (2)目標値

表 3-2.5.6.1-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
① TIG 溶接技術 の確立	<ul style="list-style-type: none"> <li>最適な施工方法の把握と基礎接合技術の確立、継手効率 70%以上。</li> <li>既存難燃性マグネシウム合金を用いて部材を作製す</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>開発合金を用いて継手効率 70%を以上を達成する接合技術の構築。</li> <li>開発合金を用いて部材を作製するための接合技術の</li> </ul>		

	るための接合技術の構築。	構築。		
② MIG 溶接技術の確立	<ul style="list-style-type: none"> <li>・最適な施工方法の把握と基礎接合技術の確立、継手効率 70%以上。</li> <li>・既存難燃性マグネシウム合金を用いて部材を作製するための接合技術の構築。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・開発合金を用いて継手効率 70%以上を達成する接合技術の構築。</li> <li>・開発合金を用いて部材を作製するための接合技術の構築。</li> </ul>		
③ 摩擦攪拌接合 (FSW) 法の開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>・最適な施工方法の把握と接合技術の確立、継手効率 70%以上。</li> <li>・既存難燃性マグネシウム合金を用いて部材を作製するための接合技術の構築。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・開発合金を用いて継手効率 70%以上を達成する接合技術の構築。</li> <li>・開発合金を用いて部材を作製するための接合技術の構築。</li> </ul>		
④ 非破壊評価技術の開発	TIG 溶接の接合品質モニタリング確立、長尺接合への対応。	各種接合法 (MIG, FSW) の接合品質モニタリングの確立と生産への適用における可能性の明確化。		
⑤ アルミ / マグネ合金の異材接合技術 (FS)	平成 28 年度～平成 29 年度に実施。	アルミニウム合金製車両構体での継手効率と同等の 70%以上の継手が得られる可能性を検証する <sup>2)</sup> 。		

### (3)全体計画

本研究開発を行うに当たっては、開発技術の輸送機器構造部材への適用可能性を絶えず評価・検証することにより研究開発を遂行する。そこでは、開発技術の適用箇所の一例として高速車両（新幹線）構体を設定し、開発されるマグネシウム合金の特性と、高速車両構体に既に利用されている実用金属（アルミ合金等）との比較・検証を実施しながら研究開発を実施する。

本研究テーマでは、溶接継手に高い信頼性を付与するための接合技術（TIG 溶接法、MIG 溶接法、FSW 法）、接合モニタリング技術を開発する。各々の接合法で、アルミニウム合金の接合法を基本として、接合条件範囲の調査を行い接合特性を明確にする。使用する溶加材、溶接機などのプロセスの最適化を行うことにより最適な接合条件範囲の把握を行う。継手強度は継手効率が母材強度の 70%以上が得られることを目標とする。さらに、実用化の可能性を確認するために一般的に困難であると考えられているアルミニウム合金との異材接合についてのフィジビリティスタディを行う。また、接合法の品質保証技術として、AE モニタリング法の開発を同時に行い、AE 計測装置、非破壊手法を用いて接合品質モニタリングを可能にする手法を開発する。

上記手法の開発を遂行するに当たり、2015、2016 年度には鉄道車両側構体の部分パネルを 2017 年度には実物大の簡易モックアップを試作することにより、開発した接合手法などを実証しながら進めていく。これらの試作品を作製する過程にある次のような要素技術の課題の抽出、その解決方法にも取り組んでいく。押出型材の製作精度、接合・加工などの作業性、表面処理性、シーリング性などの多くの実証項目を他の分室と連携して進めていく。2019 年度以降には難燃性マグネシウム合金製構体構造の実用化研究・実用化検討を行う。特に、合金特性を考慮した設計仕様等を含めて検討を進めることにより 2023 年度までには実用化検討を行い、2030 年度までには事業化検討を完了する。

なお、本テーマは 2018 年度よりテーマ 34、テーマ 35、テーマ 60 に移行したため、テーマ 20 としての研究開発は 2017 年度までとなっている。2018 年度以降の成果は上記テーマの事業原簿を参照されたい。

#### (4)実施体制

本研究開発体制においては、マグネシウムに関連する 8 つの分室が共同で難燃性マグネシウム合金展伸材を鉄道車両用部材（高速車両構体）に適用するための基礎技術を構築することを目指す。

2015 年度までは、新規合金の開発・評価を主眼として、素材の開発を担当する「材料 WG」、難燃性マグネシウム合金の信頼性を改善・評価するための技術を開発する「接合 WG」、「耐食性 WG」、「発火特性 WG」を形成し、各 WG が連携して課題の解決を目指した。2016 年度以降は、2015 年度までに開発した合金を対象として、複雑形状部材の加工・製造技術を開発する「素形材加工技術 WG」、信頼性（疲労特性・破壊特性等）を系統的に明らかにする「信頼性評価・標準化 WG」、表面処理技術の構築や耐食性を系統的に明らかにする「表面処理 WG」、接合技術の構築を目指す「接合 WG」を構築し、研究開発を遂行している。

研究開発を推進するにあたっては、エンドユーザー（鉄道会社・車両メーカー）が低コストかつ安全に構体を製造するための技術や、マグネシウム合金を用いて構造体を設計するため技術等を統合的に構築していく必要がある。そのため、本研究開発では、エンドユーザーをオブザーバーとして招聘し、マグネシウム合金を利用して構造体を作製するための仕様について、アドバイスを受けつつ研究開発を推進している。

テーマ 20 の横浜金沢分室（機総合車両製作所）では、7 つの再委託研究機関とともに

に MIG 溶接法の開発、FSW 法の実験を行う。

横浜金沢分室で社 TIG 溶接法および FSW 法の基礎技術開発から実生産に近い技術開発、側構体部分パネル、実物大のモックアップ作製まで行う。接合継手の品質管理のために AE モニタリング法を利用した非破壊検査技術の開発を行い、アルミニウム合金との異材接合におけるフィジビリティスタディも行う。

なお、本テーマは 2018 年度よりテーマ 34, テーマ 35, テーマ 60 に移行したため、テーマ 20 としての研究開発は 2017 年度までとなっている。2018 年度以降の成果は上記テーマの事業原簿を参照されたい。

#### (5) 運営管理

テーマ 15~20 に従事する組合員が全員参加できる分科会を定期的で開催した。2013~2015 年度は、材料 WG、接合 WG、表面処理 WG の分科会を 3 ヶ月に 1 回開催した（発火特性 WG は不定期開催）。2016 年度以降は、素形材製造 WG、信頼性 WG、表面処理 WG、接合 WG の分科会を 3~4 ヶ月に 1 回開催し、各分室および再委託先の研究進捗を報告することにより、開発した合金を用いて高速車両構体を製造するための技術を共同で構築した。

2015 年以降は、プロジェクトの推進を加速するための会合（加速 WG）を上記分科会と同日に開催し、難燃性マグネシウム合金を用いて側パネル等のモックアップを作製するための打ち合わせや、信頼性データ（疲労特性、耐食性等）を系統的に取得するための打ち合わせを実施し、プロジェクトの推進を調整する場として機能した。

成果の発信に関しては、軽金属学会春期・秋期講演大会においてテーマセッション「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」を定期的（年 2 回）に開催し、プロジェクトの成果を発信している（2017 年 3 月までに計 6 回開催）。さらに、軽金属学会の会誌「軽金属」に特集号「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」を組み、プロジェクトの成果を論文および解説として公表した。

なお、本テーマは 2018 年度よりテーマ 34, テーマ 35, テーマ 60 に移行したため、テーマ 20 としての研究開発は 2017 年度までとなっている。2018 年度以降の成果は上記テーマの事業原簿を参照されたい。

#### (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

アルミニウム合金製車両構体（新幹線を想定）をマグネシウム合金製車両構体に代替した場合の重量削減効果については幾つかの報告があり、ヤング率を基準とした場合、20%程度の車両構体の軽量化を見込むことができるとの報告がある<sup>3)</sup>。また、2015,2016 年度には、パネルの構造は同じであり面外曲げ剛性が等しくなるように作製した側構体部分パネルで、アルミニウム合金製パネルより 9~10%の軽量化ができたことを確認した。さらに、明石分室ではこれまでに、マグネシウム合金製構体の相当曲げ剛性を簡易的に試算しており、窓開口寸法を従来の新幹線よりも小さくすることで、アルミニウム合金製ダブルスキン構体とほぼ同じ相当曲げ剛性が得られることを確認している。アルミニウム合金製構体質量の実績値と比較して、30%の構体重量削減が見込まれることを確認している。

構体の軽量化は、CO<sub>2</sub> 排出量削減に寄与するばかりでなく、車両の高速化にも大きく寄与することが知られている。過去の事例によると、新幹線の車両質量を 20%軽量化すると、営業最高速度が 10~20km/時アップするとの報告がある<sup>4)</sup>。ゆえに、経済的観点からは車両構体の軽量化は大きな効果を見込むことができる。

なお、新幹線車両の年間生産台数は 385 両/年 (2013 年)であり、四輪車の年間生産台数(約 1,000 万台 : 2013 年)の 0.004%程度である<sup>5,6)</sup>。また、動力として電気を利用していることを考慮すると、新幹線の重量減に伴う CO<sub>2</sub> 削減効果は、四輪車のそれと比較すると小さいものであるといえる。

一方、新幹線のアルミニウム合金製車両構体をマグネシウム合金製車両構体に代替できた場合、マグネシウム展伸材の大きな需要増加を見込むことができる。例えば、車両構体に利用されるアルミニウム合金は 1 両当たり約 7t である<sup>7)</sup>。上記部品を全てマグネシウムに置き換えた場合、1 両当たり約 6t の需要が生まれることになる (Mg 置換により車両重量が 10%減少する場合)。車両製造が 1 年当たり 400 両と仮定すると (385 両 : 2013 年)<sup>5)</sup>、2400t の需要が生まれることになる。なお、国内におけるマグネシウム合金展伸材需要は約 700t/年(2014 年)であり<sup>7)</sup>、プロジェクトの成果により、仮に、側構体だけでもマグネシウム合金に置き換えることができれば、それだけで、国内の展伸材需要を倍増させることが可能となる。

## 2.5.6.2 研究開発成果

### (1)最終目標と達成度

表 3-2.5.6.2-1 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成度※	未達の場合 原因と解決方針
① TIG 溶接技術の確立	2018 年度以降テーマ 34,35 で研究を継続実施。	左記テーマの【事業原簿参照】	左欄同様	
② MIG 溶接技術の確立	2018 年度以降テーマ 34,35 で研究を継続実施。	左記テーマの【事業原簿参照】	左欄同様	
③ 摩擦攪拌接合 (FSW) 法の開発	2018 年度以降テーマ 34,35 で研究を継続実施。	左記テーマの【事業原簿参照】	左欄同様	
④ 非破壊評価技術の開発	2018 年度以降テーマ 34,35 で研究を継続実施。	左記テーマの【事業原簿参照】	左欄同様	
⑤ アルミ/マグネ合金の異材接合技術	アルミニウム合金製車両構体での継手効率と同等の 70% 以上	MIG, TIG, FSW などの各種接合法で接合トライを行った結果、継手効率が上が	○	

(FS)	の継手が得られる可能性を検証する <sup>2)</sup>	らず、その原因が高い入熱による金属間化合物であることがわかった。		
------	--------------------------------	----------------------------------	--	--

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

マグネシウム合金部材の TIG 溶接技術および FSW 接合技術の確立（総合車両製作所）

難燃性マグネシウム合金を用いて輸送機器のさらなる軽量化を目指すために、合金特性のさらなる高性能化（強度・延性の改善、生産性の改善）を目指すと同時に、型材や板材を組み合わせて「大型構造体」を作り込むための要素技術を開発していく必要がある。具体的には、大型展伸材（型材・板材）を製造するためのプロセス技術、大型展伸材を組み立てるための接合技術、及び耐食性を確保する技術が必要である。本研究開発では、難燃性マグネシウム合金の材料特性（機械的特性、生産性）をさらに改善するための合金設計技術開発、構造体を作製するためのプロセス技術開発、その信頼性（難燃性、疲労特性、耐食性）を確保するための評価技術構築及びデータベース構築を統合的に実施した。研究開発を行うに当たっては、開発技術の適用箇所の一例として高速車両（新幹線）構体を設定し、開発されるマグネシウム合金の特性と、高速車両構体に既に利用されている実用金属（アルミ合金等）との比較・検証を実施しながら研究開発を実施した。

本分担研では、溶接継手に高い信頼性を付与するための接合技術（TIG溶接法、MIG溶接法、FSW法）、接合モニタリング技術を開発した。接合技術そのものが確立されていない、開発された4種の新たな難燃性マグネシウム合金AX41、AX92、AX81GおよびAX81SのTIG溶接法およびFSW法について、アルミニウム合金の接合法を基本として、継手の特性に及ぼす施工条件の影響を調査した結果、プロセスのパラメータが継手のマクロ組織や機械的特性に及ぼす影響を確認できた。TIG溶接法とFSW法とで難燃性マグネシウム合金展伸材を接合する基礎技術を確立、さらに、接合特性をモニタリングするための基礎技術を確立した。

### ① マグネシウム合金部材の MIG 溶接技術の確立（再委託研究機関 1）

2014、2015 年度は、直径 φ50 mm の AZX612 合金ビレットを出発材料として、極細径、高精度そして長尺の AZX612 合金 MIG 溶接用ワイヤを創製した。この過程を通して、加工速度等のパラメータがワイヤ形状に及ぼす影響等を考慮して最適加工プロセスを決めた。また、MIG 溶接継ぎ手の疲労特性等の評価を大学と連携して実施し、MIG 溶接継手の信頼性を最適化するための技術開発も進めた。

次に、マグネシウム合金の熔融滴下が大きい特性を補完する機能を探索するため、レーザ MIG 溶接のプロセス因子がレーザ MIG 溶接性に及ぼす影響を系統的に明らかにした。表裏ビードの外観評価では、MIG 溶接単独では溶接速度 700mm/min が限界であったが、レーザと組み合わせることにより母材を予熱できるので、溶接速度が



2000mm/min で安定した施工を行えることを確認した。

2016 年度は、2015 年度までに得た木ノ本伸線および大阪府立大学の MIG 溶接用ワイヤの最適加工プロセスに関する知見を元に、開発された 4 種類の新難燃性マグネシウム合金 AX41、AX92、AX81G、AX81S それぞれについて、直径  $\phi 26$  mm の合金ビレットを出発材料として、極細径、高精度そして長尺の新難燃性マグネシウム合金 MIG 溶接用ワイヤを創製した。また、創製した 4 種類の新難燃性マグネシウム合金 MIG 溶接用ワイヤを用いて、同一組成の板厚 t3mm の押出板材または圧延板材の突合せ MIG 溶接を行い、それぞれの適正溶接条件範囲を見出すとともに、溶接継ぎ手の静的機械強度や疲労特性等の評価を大学と連携して実施し、MIG 溶接継ぎ手の信頼性を最適化するための技術開発も進めた。また、新難燃性マグネシウム合金を用いた小型モデル構体作製のために MIG 溶接条件を明らかにするとともに、下向、横向、立向、上向の各種溶接姿勢の可能性および溶接施工耐久性を明らかにした。

## ② マグネシウム合金の MIG 溶接のプロセス因子が継手の特性に及ぼす影響の解明 (再委託研究機関 2)

高速押出マグネシウム合金 AXM030305、AX41、高強度マグネシウム合金 AX92、AX81G、AX81S の MIG 溶接を行った。MIG 溶接のプロセス因子が継手の微細組織と機械的性質に及ぼす影響について検討した結果、昨年度までの AZX612、AZX611 における結果と同様に、優れた溶接継手強度は低入熱量域にて得られることが明らかになった。高速押出合金については、溶加材として Al 含有量の多い合金を用いることにより継手効率は大きくなり、90%を越える非常に大きな継手効率が得られた。すなわち、Al の固溶強化による継手効率の向上が有効であることがわかった。一方、高強度合金においては Al 含有量の増加による継手効率の向上はみられなかった。これは、高強度合金はいずれも固溶限に近い Al が固溶した合金であるためである。そこで、新たな固溶強化元素として Ga を提案し、Ga 添加 AX92 合金を溶加材とした溶接を行った。その結果、いずれの高強度合金においても継手効率は向上し、75%以上の継手効率が得られた。また、Ga 添加 AX92 合金を溶加材とした溶接体は、共材を溶加材とした溶接体と比較して疲労強度も向上することが明らかになった。これらの結果と昨年度までの結果から、Al 含有量が 6%以下の合金に対しては、Al 含有量の多い溶加材を用いることにより、Al の固溶強化による継手効率の向上が有効であること、Al の含有量が 8%以上の合金に対しては、Ga を添加した溶加材を用いることにより、Ga の固溶強化による継手効率の向上が有効であることが明らかになった。

## ③ マグネシウム合金のブローホール形成に及ぼす接合プロセスおよびプロセス条件の影響の解明 (再委託研究機関 3)

マグネシウムは高い蒸気圧を有するとともに、マグネシウム中への水素の溶解度およびその温度依存性が他の合金と比較して大きいため、溶接中にブローホールが発生しやすい材料である。本研究開発では、2015 年度までに検討した非対称なツールレイアウトを有する両面摩擦攪拌接合において、良好な引張特性を得るための接合条件の

最適化指針を明確にした。種々のツール回転速度にて厚さ 3mm の難燃性マグネシウム合金 (AZX612) 板に対して両面摩擦攪拌接合を施し、得られた継手の引張試験を系統的に行うことで継手強度、伸び及び破断位置の評価を行った。非対称 DFSW は、異なる二種類のツールを接合体の両面に同時に押し当てることにより実施した。上部ツールはプローブ付ツールで、ショルダー径、プローブ径はそれぞれ 15mm、2.8mm であり、プローブはネジ山を有している。下部ツールはショルダー直径が 15mm であるフラットツールで、プローブは有していない。また、上部ツールのみ 3°の前進角を設定した。上下のツール回転速度に適当な差を設けることで、継手の引張特性が向上することが明らかとなった。具体的には、上側ツールの回転速度を 600rpm、下側ツールの回転速度を 500rpm とすることで、高い引張強度と延性を両立する難燃性マグネシウム合金 (AZX612) 継手の作製に成功した。小型試験片を用いて TD 又は WD を引張軸とした場合の攪拌部の引張特性を調査すると、母材(BM) の場合は WD と TD はほぼ同じ引張強さを示しているが、非対称 DFSW では WD で引張強さが大幅に向上し、伸びも従来 FSW 継手より増加した。特に、下側ツールの回転速度を 500rpm の場合には TD と WD の両方で最も良好な延性を示した。

#### ④ 摩擦攪拌接合 (FSW) による難燃性マグネシウム合金の接合条件の最適化 (再委託研究機関 4)

難燃性 Mg 合金で試作した押出型材 (中空型材) への摩擦攪拌接合の適用を試みた。押出板材で得られた摩擦攪拌接合条件で接合評価を試みたが、押出板材での接合条件では健全な接合継手が得られないことが確認された。接合部には入熱不足で観察される溝欠陥が発生した。また、接合ツール回転数を大きくし入熱量を増加させたが、内部欠陥が確認された。そこで、押出板材と押出型材との形状的な違いによる温度分布を検討した。また、接合部 (突合せ部) の密着性 (嵌め合い) が内部欠陥発生に与える影響についても検討した。

押出型材の断面形状は押出板材と比べ断面積が大きく、熱容量が大きく、中空構造であり接合部が中空に浮いている (バックプレートへ直接接触していない) ため、接合時に発生する摩擦熱の温度分布状態が異なることが予測される。そこで、中空型材の接合時における摩擦熱の温度分布を熱伝導解析により評価した。

押出型材では摩擦攪拌部の温度分布状態が押出板材と比較し温度上昇が小さいことが確認された。これは、入熱不足による溝欠陥が発生したことと一致する。また、押出型材は押出板材と比べバックプレートへの熱移動が少ないため、押出型材全体の温度上昇が押出板材より大きく、接合距離が長くなる長尺押出型材を接合する場合、接合時に発生する摩擦熱による熱歪が増大する可能性が懸念される。

押出板材の嵌め合い精度を、突合せ面に数ミリの隙間を故意的に設定し摩擦攪拌接合することで、接合ツール形状と隙間が欠陥 (表面, 内部) 発生に与える影響を検討した。接合ツールのショルダー径が大きくなると、約 2mm の隙間を設けても欠陥の発生が減少することが確認された。しかし、嵌め合い精度が低下すると、特に内部欠陥の発生が増加する傾向があるため、押出型材の嵌め合い精度を高めることが接合特性の信頼性向上には重要である。

#### ⑤ マグネシウム合金接合部の非破壊評価技術の開発（再委託研究機関 5）

難燃性 Mg 合金の摩擦攪拌接合（FSW）中の微小欠陥の生成と進展をアコースティック・エミッション（AE）法を用いてモニタリングする技術の開発を進めた。従来は AE センサを試料上に固定し、波形をセンサ→アンプ→計測装置と有線で接続していたが、本年度は昨年度に引き続き、接合ツールを固定する治具と一体化して試料上を滑りながら移動できるセンサの開発を進め、従来と同程度の感度を実現することができた。また、本年度は IoT (Internet of Things, モノのインターネット) 技術の急速な進歩を受け、新たにスマートフォン用の小型モバイルバッテリーで駆動する連続波形記録装置を開発し、既存の連続波形解析装置との伝送を無線化した。これらの計測装置の開発により、長尺材の接合モニタリングも実用的に行える技術が確立できたと言える。また、位置標定においても昨年度開発した波の立ち上がりを複数検出し、これらとモードとの対応付けを自動化する方法において、誤りの自動検出と訂正が可能な処理方法を開発した。これにより、FSW 中の AE 事象の位置標定の成功率と標定精度がさらに高められた。

#### ⑥ 難燃性 Mg 合金製部材によるモックアップ部分構体作製技術の開発（総合車両製作所）

これまでの接合技術を含めた要素技術を適用して、鉄道車両構体の側面にある窓穴周りを模擬した側構体：部分パネルを作製した。このパネルは、AX41 および AX92 材料の押出型材、AX81G および AX81S 材料の圧延板材、その塑性加工材、その切削・研削加工材を適用し、最後に表面処理、塗装を行って作製した。これらのパネルはダブルスキン構造では AX41 合金を使用し、シングルスキン構造では AX92 合金、AX81G 合金および AX81S 合金の 3 種類の開発合金を使用した。同時に、アルミニウム合金製で実物同等サイズ、等価剛性で設計・作製を行い、完成したパネルの重量を比較したところ、9～10%の軽量化をすることができた。これら一連の作業を通じて、燃性マグネシウム合金を用いて構体を組み立てる際の問題点を総合的に洗い出した。これまでに接合に関する課題点、特徴等を明確にしてそれらを解決するために、試験片レベルの接合から始まり、部分パネルの製作、新合金を用いて実物大簡易モックアップ構体への作製へと進んだ。

構体組立は、MIG 溶接、TIG 溶接および摩擦攪拌接合（FSW）を適材適所で使用した。車外側の MIG 溶接の余盛りの削除時にマグネシウム合金の粉塵が発生するため、湿式集塵機の吸込み口を直近に固定して作業をしたが、削られた粉塵を十分に集塵することはできなかった。したがって、安全のための集塵工具および設備を検討することは必須の課題である。

2016 年度までは以下のようなステップで開発を順調に進めてきた。

- 1) 試験片レベルでの接合技術開発
- 2) 既存の AZX611 合金による鉄道車両の側構体部分パネルの製作
- 3) 本プロジェクト開発合金による鉄道車両の側構体部分パネルの製作

2017 年度は、さらにステップアップして世界初、世界最大のオールマグネシウム合

金製で、実物大の鉄道車両構体簡易モックアップを製作することができた。製作した簡易モックアップは、材質は、AX41 合金、AX92 合金、AX81G 合金、AX81S 合金、AZX611 合金を適用した。その寸法は、幅 3380mm、高さ 2880mm、長さ 1040mm である。

さらに実用に近づくために、気密疲労試験用モックアップの作製により、実用化に必要な要素技術を計画的に確立していくことをテーマ 34、テーマ 35、テーマ 60 において実施することとした。気密疲労試験は、新幹線構体の評価試験の中では最も構体の耐久性に影響のある試験であるために次のステップとした。

#### ⑦ Mg/Al 異材接合材の組織と機械的特性の関係調査（再委託先研究機関 6）

Mg 合金と Al 合金の異材溶接の可能性を調査するために、熔融溶接である TIG および MIG アーク溶接、ならびにレーザー溶接、さらに固相接合である摩擦攪拌接合 FSW による溶接・接合実験を実施した。まず、熔融溶接では、Mg と Al の共晶反応により大量の金属間化合物が形成されて溶接金属が脆化し、溶接直後に溶接部に割れが発生する現象を明らかにするとともに、この割れ発生防止のための溶接条件範囲（溶接電流あるいはレーザー出力と溶接速度との関係）を確定した。続いて、割れ発生を防止できた溶接条件において、Mg 合金と Al 合金の溶融量を変化させて溶接金属組成を変化させるために、溶接狙い位置、すなわちオフセット量を変化させた実験を行い、得られた溶接継手の継手強度とオフセット量との関係を明らかにした。オフセット量には最適範囲が存在し、いずれの溶接プロセスでも Al 合金側に溶接狙い位置を適量変化させることにより、最も高い継手強度が得られた。しかし、その値は、高々 25-30MPa であり、接合界面にはアーク溶接では 80 $\mu$ m 厚さ、溶接速度の速いレーザー溶接でも 20 $\mu$ m 厚さの金属間化合物層が形成されていた。一方、FSW では共晶温度以下の接合により割れの無い継手の形成が可能であり、継手強度は 130MPa 程度の強度が得られたが、接合界面での金属間化合物層厚さは数  $\mu$ m 程度にまで減少した。これらのデータに基づき、金属間化合物層厚さと継手強度との関係図を作成し、より高い強度を得るためには金属間化合物層厚さをサブ  $\mu$ m にまで低減する必要があることを示した。次に、金属間化合物層の形成そのものを抑制するために、溶加材組成の影響を検討した。状態図より、Al と反応するが Mg とは反応しない Ti と、Al とは化合物を作らず、また Mg となじみの良い Zn をそれぞれ溶加材候補として選定し、Ti 箔と Zn シート材を溶加材として接合部に予めインサートした継手に対して、オフセット量を変えてレーザー溶接を実施した。いずれも最適なオフセット量が存在し、ほぼ予測どおり形成組織が得られた場合には、Ti 箔材では 77MPa、Zn シート材では 135MPa の継手強度が得られ、将来の溶加材開発に向けて重要な指針を明らかにした。

#### ⑧ Mg/Al 異材接合のプロセス因子が継手の特性に及ぼす影響の解明（再委託先研究機関 7）

難燃性マグネシウム合金（AZX611 及び AX41）と 6000 系アルミニウム合金（A6061 及び A6N01）の板厚 6mm 及び 3mm の材料について MIG 溶接並びに CMT 溶接を用いた異材溶接の可能性を検討した。その結果、MIG 溶接では溶接注の高温割れ

を防止する溶接条件は見いだせたが、継手の強度に影響を与える金属間化合物相の厚さを  $1\mu\text{m}$  以下に抑制する溶接条件は、溶接速度を  $3\text{m}$  以上にすることが要求されることが結論された。そのためにはロボットを用いた高速溶接が必要と考えられるので、ロボットメーカーとの協業が必要であろう。また、低入熱溶接法として自動車産業でも使用されている CMT 溶接法を検討したが、細径ワイヤを安定して高速供給できるワイヤ供給装置が望まれる。溶接方法としては、溶射膜厚と溶接条件が継手の品質に及ぼす影響を一層詳細に検討する必要があると考えられる。

上記材料について、同じく摩擦攪拌接合による異材突合せ接合を検討した結果、板厚  $6\text{mm}$  の場合には 1 パスでの接合は困難であることが確認された。一方、板厚  $3\text{mm}$  の場合には、ツールをオフセットすることなく接合できる条件が確認され、継手の強度も最高値で  $168\text{Mpa}$  が得られ、継手効率は  $67\%$  が得られた。この時 IMC 層の厚さは  $1\mu\text{m}$  程度に相当する。テーマ 34, 35, 60 において、接合条件と IMC 層の厚さ及び強度の関係をさらに詳細に検討する。

### (3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.6.2-2 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023 年 2 月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	9	2	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	3	0	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	22	5	0	0	4	1	1
2017FY	0	0	5	0	0	2	1	0	2
合計	0	0	39	7	0	2	5	1	5

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.6.2-3 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願 <sup>※</sup>
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.5.6.3 参考文献

なし

## 2.5.7 [テーマ番号 3 4] 革新的マグネシウム材の開発および信頼性評価 (2018 年度)

### [テーマ番号 3 5] 革新的マグネシウム材の鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発 (2018 年度～2022 年度)

#### 2.5.7.1 テーマの概要

##### (1)背景と目的

難燃性マグネシウム合金は、汎用マグネシウム合金 (Mg-Al 系合金) にカルシウムを添加し、発火温度を飛躍的に高めた合金であり、高い難燃性が必要とされる鉄道車両において、小型鋳造部材を対象として、その適用が進みつつある<sup>1)</sup>。NEDO 委託事業「革新的新構造材料等研究開発」では、難燃性マグネシウム合金展伸材を用いて大型構造物である鉄道車両構体を製造するための研究開発を推進し、これまでに、易加工性難燃性マグネシウム合金押出材 (AX41 合金)、高強度難燃性マグネシウム合金押出材及び圧延材 (AX92 合金及び AX81 合金) を開発することに成功した<sup>2,3)</sup>。

さらに、難燃性マグネシウム合金を用いて高速車両構体を実際に製造することを目指すためには、開発した合金を用いて、さらに大型のモデル構体を作製するための材料製造プロセス技術、接合技術、表面処理技術を構築していく必要がある。また、難燃性マグネシウム合金展伸材を用いて高速車両構体を製作するための設計技術や、設計に際して必要となる信頼性 (疲労性能、耐食性、衝撃変形特性等) データベースを並行して構築していく必要がある。

そこで、本研究開発では、これまでに開発した難燃性マグネシウム合金展伸材を利用して鉄道車両構体を作製するための材料製造技術、設計技術、表面処理技術の開発を統合的に実施する。また、開発した合金の信頼性 (難燃性、疲労特性、耐食性等) を確保するためのデータベースを構築する。さらに、これまでに開発した技術を統合して、高速車両構体を模した気密疲労モックアップを製造・評価し、基礎技術の体系化を目指す。

他方で、マグネシウム産業の裾野を拓げるためには、マグネシウム合金展伸材を他の輸送機器分野 (特に自動車分野) に適用するための展開を推進することが不可欠である。マグネシウム合金の自動車部材への適用範囲は、国内ではステアリングホイールやオイルパン等の小型・中型鋳造部材に留まっているのが現状であり、鉄道車両構体のケースと似た状況にある。ゆえに、マグネシウム合金展伸材を用いて自動車構造部材を製造するためには、自動車部材製造に適した、展伸材の製造技術、(プレス) 成形技術、接合技術、表面処理、部材の設計技術を統合的に開発していく必要がある。

そこで、本研究開発では、2019 年度以降、鉄道車両構体を作製するための研究開発に加え、マグネシウム合金展伸材を自動車構造部材に適用するための技術開発も並行して実施する。具体的には、実際のアルミニウム合金製自動車部材をマグネシウム合金展伸材に置換する技術を構築することを通じて、マグネシウム合金展伸材を用いて部材を設計・製造するための技術を統合的に構築することを目指す。

本テーマは 2014 年度から 2017 年度は、テーマ 15～20 において鉄道車両用の合金開発と適用技術を個別に開発してきた。2018 年度には、主に合金開発を実施してき

たテーマ 15～18 を統合してテーマ 34 とし、主に適用技術開発を実施してきたテーマ 19,20 を統合してテーマ 35 として研究開発を遂行した。また、2019 年度には、自動車部材開発を新たなテーマとして組み入れるとともに、テーマ 34 とテーマ 35 に統合した上で研究開発を遂行した。なお、高速車両構体等の構造体を設計する際に必要となる部材の信頼性データを取得する研究開発項目に関しては、2018 年度より新たに設定されたテーマ 60「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション (MI) 活用技術の開発」と連携して研究開発を推進した。

## (2)目標値

表 3-2.5.7-1 テーマ 34 研開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
⑤マグネシウム合金 の応力腐食特性・耐 環境特性評価【相模 原分室、再委託先： 茨城大学】 (2018 年度)			新規開発 Mg 合金 (AX81) の母材 及び接合材 (MIG、FSW) 継 手部の耐環境脆化 特性を明らかにす る。また耐環境脆 化特性に及ぼす合 金組成や金属組織 の影響を明らかに する。 (2018 年度末)	

以下のサブテーマについては、テーマ 35 内に統合して記載。

- ① 新難燃性マグネシウム合金の各種信頼性（疲労特性、腐食特性）の解明【名古屋守山分室：産業技術総合研究所】 → テーマ 35 ③-1。
- ② 難燃性マグネシウム合金の高機能化技術に関する技術動向調査【名古屋守山分室、再委託先：日本マグネシウム協会】 → テーマ 35 ③-2。
- ③ 易加工性マグネシウム材（押出材）の開発【射水分室：三協立山】 → テーマ 35 ③-4
- ④ 高強度マグネシウム材（中板・厚板）の開発【相模原分室：権田金属工業】 → テーマ 35 ③-5
- ⑥ 高成形性マグネシウム材（薄板）の開発【伊丹分室：住友電気工業】 → テーマ 35 ③-6
- ⑦ Mg 合金の組織制御、成形加工中の変形メカニズム解明【伊丹分室、再委託：長岡技術科学大学】 → テーマ 35 ③-7



- ⑧ 高強度難燃性マグネシウム合金の押出し成形技術開発【長洲分室：不二ライトメタル】 → テーマ 35 ③-8
- ⑨ 高強度難燃性マグネシウム合金ビレット製造技術開発【長洲分室、再委託：戸畑製作所】 → テーマ 35 ③-9

表 3-2.5.7-2 テーマ 35 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
①-1. Mg合金部材の各種接合技術の確立及び鉄道車両構体製作指針の確立(横浜金沢分室：(株)総合車両製作所) (2014～2021年度)	テーマ 20 にて実施	テーマ 20 にて実施	新難燃性マグネシウム合金材の各種接合技術の確立及び鉄道車両構体の製作指針を確立する。	新難燃性マグネシウム合金製の実物長の高速車両構体を作製するための接合・組立技術を構築する。 (2021年度末)
①-2. Mg合金部材のMIG溶接技術の確立(木ノ本伸線(株)) (2014～2020年度)	テーマ 20 にて実施	テーマ 20 にて実施	新難燃性マグネシウム合金製の長尺部材による連続MIG溶接を達成する。	
①-3. FSWによる各種難燃性Mg合金の接合継手特性評価(茨城県産業技術イノベーションセンター) (2014～2021年度)	テーマ 20 にて実施	テーマ 20 にて実施	摩擦攪拌接合による各種難燃性Mg合金の継手効率80%以上を目指す。また、長尺部材を健全に接合できる摩擦攪拌接合ツールを開発する。	摩擦攪拌接合技術を用いて、高品質な難燃性Mg合金接合継手(継手効率80%以上)を実現し、各種構造体の製造・生産技術へ展開する。 (2021年度末)
①-4 難燃性Mg合金大型展伸材の接合品質の非破壊評価技術の高度化(つくば千現分室：物質・材料研究機構) (2014～2020年度)	テーマ 20 にて実施	テーマ 20 にて実施	接合欠陥の2次元位置標定を行う。また、無線AE計測システムとMIシステムを接続し、計測データを活用できる基盤を整備する。	

<p>①-5 難燃性 Mg 合金部材の構造物としての特性評価及び設計指針の構築（明石分室：川崎重工業（株）） （2016～2021 年度）</p>	/	<p>テーマ 15 にて実施</p>	<p>新難燃性マグネシウム合金製構体の構造要素の強度、製作性及び耐食性を実証する。</p>	<p>新難燃性マグネシウム合金製構体の基礎的デザイン技術の確立と事業化につなげるための新難燃性マグネシウム合金製客室床の実車搭載。 （2021 年度末）</p>
<p>①-6 難燃性 Mg 合金の二軸応力下における疲労強度特性評価（立命館大学） （2019～2020 年度）</p>	/	/	<p>二軸疲労試験手法の構築ならびに多軸度および材料異方性を把握するための試験データを取得する。また、二軸応力下の疲労強度特性評価手法を提示する。</p>	/
<p>①-7 難燃性 Mg 合金の腐食データベースの作成、及び難燃性 Mg 合金製車両構体の表面処理仕様の確立（小牧分室：大日本塗料（株）） （2014～2020 年度）</p>	<p>テーマ 19 にて実施</p>	<p>テーマ 19 にて実施</p>	<p>これまでに開発した表面処理法を車両に適用するための、部位別の塗装仕様を構築する。また、大気暴露試験や促進試験で得られたデータを DB 化する。</p>	/
<p>①-8 難燃性 Mg 合金製車両構体に必要な化成処理施工技術の開発、及び難燃性 Mg 合金の腐食データベースの作成（ミリオン化学（株）） （2014～2018 年度）</p>	<p>テーマ 19 にて実施</p>	<p>テーマ 19 にて実施</p>	<p>プロジェクトで開発した化成処理技術の確立を目指す。また、大気暴露試験や促進試験で得られたデータを DB 化する。 （2018 年度末）</p>	/
<p>①-9 難燃性 Mg 合金及び合金上に作製した皮膜の耐食性評価と耐食メカニズムの</p>	<p>テーマ 19 にて実施</p>	<p>テーマ 19 にて実施</p>	<p>耐食メカニズムの解明を継続して進めると共に、表面処理による耐食性</p>	/

<p>解明（芝浦工業大学） （2014～2019 年度）</p>			<p>への効果、及び微量添加元素や組織形状が及ぼす腐食挙動の影響について調査解明する。 （2019 年度末）</p>	
<p>②-1 Mg 合金による自動車部品試作、性能評価（湘南分室：（株）トヨタ C &amp; D） （2019～2022 年度）</p>			<p>実車に搭載されている自動車フロントフードを調査し、部品としての目標特性を明確化する。部分試作、実車部品製作を行い、設計、成型条件の構築を行う。</p>	<p>自動車フロントフードを製作し、部品としての性能評価を行い、自動車部品として実用化に向けた設計、技術の構築を目指す。</p>
<p>②-2 Mg 合金-Al 合金の同時化成処理技術の開発（平塚分室：日本パーカライジング(株)） （2019～2022 年度）</p>			<p>マグネシウム合金板材の表面処理性を評価し、自動車フロントフードに最適な合金組成チューニングに連携する。また、異種材料同時処理可能な化成処理時技術の基本設計を行う。</p>	<p>自動車フロントフード製作用の化成処理技術を提供し、フロントフードとしての性能評価結果を取得することを目指す。</p>
<p>②-3 Mg 合金-Al 合金の同時化成処理条件の最適化（ミリオン化学(株)） （2019～2021 年度）</p>			<p>提供されるマグネシウム合金板材の表面処理性を従来技術および②-2 で開発した技術を用いて最適化し、表面処理性を評価、明確化する。</p>	<p>自動車フロントフード製作用の化成処理薬剤や工法の最適化を行うことで、Mg-Al 同時化成処理技術の確立を目指す。 （2021 年度末）</p>
<p>③-1 Mg 合金の各種信頼性（疲労特性、腐食特性、成形性等）データベースの</p>	<p>テーマ 15 にて実施</p>	<p>テーマ 15 にて実施</p>	<p>開発した難燃性マグネシウム合金の疲労特性、電気化学特性を評価す</p>	<p>鉄道車両構体用に開発した合金および自動車用途に開発した合金の疲労</p>

<p>構築（名古屋守山分室：産総研） (2014～2022 年度)</p>			<p>る。また、自動車用マグネシウム合金の各種特性（成形性、耐食性）を系統的に評価する。</p>	<p>特性、耐食性、成形性等に関するデータを集約し、DBとして体系化する。</p>
<p>③-2 Mg 合金の輸送器機への適用に関する技術動向調査（日本マグネシウム協会） (2014～2022 年度)</p>	<p>テーマ 15 にて実施</p>	<p>テーマ 15 にて実施</p>	<p>国内外で実施されるセミナー、学会等による情報収集により、開発される鉄道用、自動車用マグネシウム合金の汎用化、加工技術及び評価方法の標準化へ向けた課題と問題点を明らかにする。</p>	<p>国内外で実施されるセミナー、学会等による情報収集により、開発されるマグネシウム合金、加工技術及び評価方法の標準化を図るためのデータ、情報を整備する。</p>
<p>③-3 Mg 合金の接合プロセスの開発と接合部の強度信頼性評価（長岡技術科学大学） (2019～2021 年度)</p>	/	/	<p>自動車部品を想定した接合部の応力状態に基づき、異なる接合プロセスにより得られた各種接合体の強度新信頼性を評価・比較する。強度支配因子と接合部の応力状態から接合部の設計法を提案する。</p>	<p>各種接合法により得られたマグネシウム合金接合体の強度支配因子を明らかにし、強度信頼性の高い接合体を得られる接合法を示す。 (2021 年度末)</p>
<p>③-4 易加工性 Mg 押出部材の開発（射水分室：三協立山(株)） (2014～2021 年度)</p>	<p>テーマ 16 にて実施</p>	<p>テーマ 16 にて実施</p>	<p>新規難燃性高速押出合金による大型・長尺ダブルスキニング材の製造プロセス技術を確立する。また、自動車ドアビーム部材への適用を実現する、易加工性高強度押出材の製造</p>	<p>次世代高速車両構体および自動車構造部材への適用を実現する、新規難燃性高速押出合金による大型・長尺押出材の製造プロセス技術を工業レベルで確立する。</p>

			プロセス技術を確認する。	(2021 年度末)
③-5 高強度 Mg 材 (中板・厚板) の開発 (相模原分室: 権田金属工業(株)) (2014~2020 年度)	テーマ 16 にて実施	テーマ 16 にて実施	鉄道用材料では、開発合金のスケールアップ技術を開発し、実用化を達成するための課題を明確化する。自動車用材料では、合金組成と圧延プロセスの最適化により、フロントフードに要求される諸特性を持つ材料を開発する。	
③-6 高成形性 Mg 材 (薄板) の適用技術開発 (伊丹分室: 住友電気工業(株)) (2014~2020 年度)	テーマ 17 にて実施	テーマ 17 にて実施	自動車フロントフードに要求される諸特性を持つマグネシウム合金板材を開発する。また、作製し成形性、表面処理性の基礎特性を各々のプロセス開発担当機関と連携して評価する。	
③-7 Mg 合金の組織制御、成形加工中の変形メカニズム解明 (長岡技術科学大学) (2014~2021 年度)	テーマ 17 にて実施	テーマ 17 にて実施	高強度高成形性マグネシウム合金の強度・延性、成形性、および表面処理性に及ぼす晶出物、析出物、結晶粒径などの組織因子の影響を明らかにする。	自動車フロントフード用マグネシウム合金板材として必要な諸特性を具現化するための最適プロセスを提案する。 (2021 年度末)
③-8 高強度難燃性 Mg 合金の押し出し成形技術開発 (長洲分室: 不二ライトメタ)	テーマ 18 にて実施	テーマ 18 にて実施	開発合金 AX92 を用いた気密疲労試験構体の部材を製作する。また、	開発した高強度押し出し合金 AX92 及びチューニング合金を高速車両構体、

ル(株) (2014～2021 年度)			AX92 を自動車構造部材向けにチューニングした合金を用いてドアビーム形材を試作する。	自動車向け構造部材として量産化するための製造プロセス条件を導出する。 (2021 年度末)
③-9 高強度難燃性 Mg 合金ビレット製造技術開発 (戸畑製作所(株)) (2014～2020 年度)	テーマ 18 にて実施	テーマ 18 にて実施	テーマ③-8 の押出形材を作成するために必要なビレットの製造技術を確立する。	
③-10 低温高成形性 Mg 合金展伸材の適用技術開発 (板橋分室：日本金属(株)) (2019～2022 年度)			プレス温度の低温化と強度特性を両立するマグネシウム合金展伸材の製造技術を確立する。自動車フロントフードの製造に必要な材料仕様を検証し、部材化に必要な特性を満たす板材の提供を目指す。	自動車フード部材を製作するのに最適な低温成形性、耐食性、強度特性を兼備したマグネシウム合金展伸材を提供する。
③-11 Mg 合金の加工時の組織評価 (つくば千現分室：物質・材料研究機構) (2019～2021 年度)			自動車フロントフードに要求される諸特性を持つマグネシウム合金として時効硬化を利用した合金の組織評価を行い上記部材に適した合金組成チューニングの指針を提供する。	成形加工や塗装を模した加熱処理時の詳細な組織変化を評価することで成形および強度変化のメカニズムを解明することを目指す。 (2021 年度末)

### (3)全体計画

鉄道車両部材開発（サブテーマ①、サブテーマ③）に関しては、テーマ 15~20、及びテーマ 34 で得られた知見を結集し、2019 年度までに 1/1（長さ 5m）の気密疲労試験構体を作製し、2020 年度にその試験構体を用いて気密疲労試験を実施することを軸として計画を立案した。また、テーマ 60 と連携して、高速車両構体等の構造体を設計する際に必要となる部材の信頼性データをデータベース化することを軸として計画を立案した。加えて、2021 年度に高速車両構体試験車の床材を試作し、試験車への搭載・評価を立案した。

自動車部材開発（サブテーマ②、サブテーマ③）に関しては、2020 年度までに自動車部材用マグネシウム合金を開発するとともに、自動車部材製造にまつわる周辺技術（二次加工技術）や設計技術を確立し、2021 年度までに自動車部材（フロントフード及びドアビーム）を試作することを軸として計画を立案した。また、2022 年度までに、開発したマグネシウム合金の室温成形限界を明らかにするとともに、開発したマグネシウム-アルミニウム同時化成処理技術の対象として鉄を加えることの可能性を明らかにすることを計画した。

以下、鉄道車両構体および自動車部材の開発のための全体計画を記した図を **図 3-2.5.7-1**、**図 3-2.5.7-2** に記す。

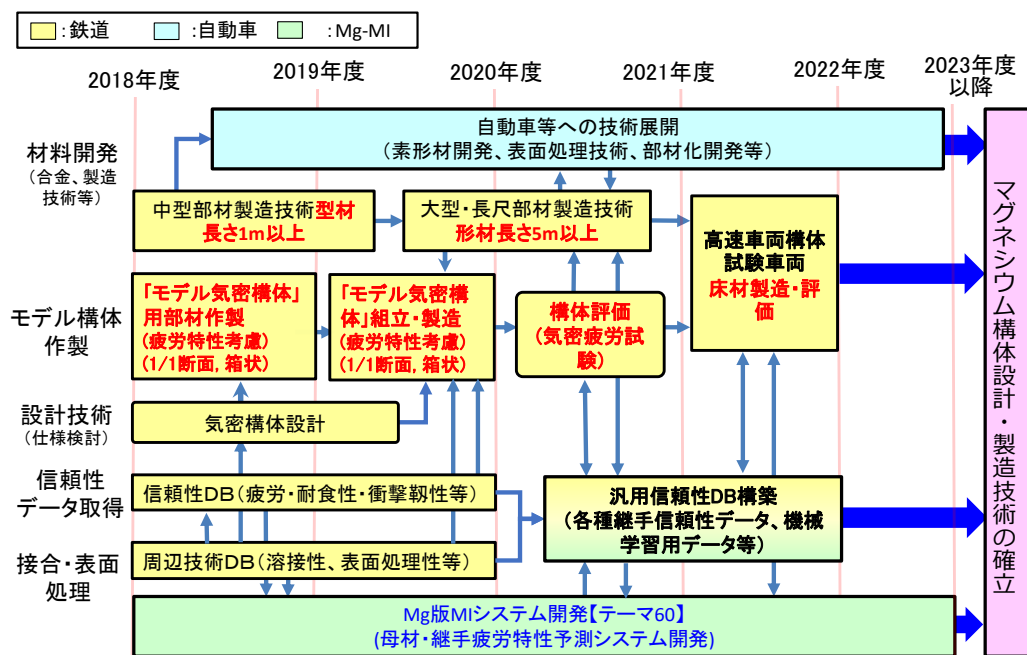


図 3-2.5.7-1 サブテーマ①、③の研究開発スケジュール

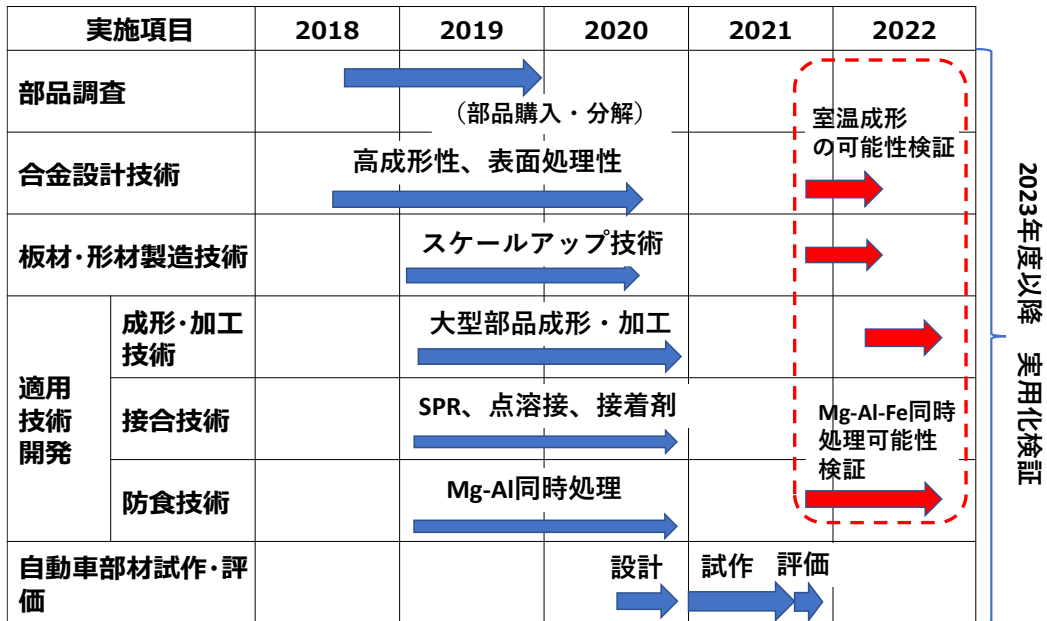


図 3-2.5.7-2 サブテーマ②、③の研究開発スケジュール

#### (4)実施体制

鉄道車両用部材開発（サブテーマ①、サブテーマ③）に関しては、2017年度までは鉄道車両用の合金開発および適用技術開発を軸として、テーマ 15~20 において個別研究開発を実施した。2018年度にはテーマを再編し、材料開発(テーマ 15~18)に関してはテーマ 34 に、適用技術開発(テーマ 15, 19, 20)についてはテーマ 35 に統合して研究開発を推進した。さらに、2019年度からは、テーマ 34 とテーマ 35 を統合し、一つのテーマとして研究開発を推進した。なお、高速車両構体等の構造体を設計する際に必要となる部材の信頼性データを取得する件に関しては、2018年度より新たに設定されたテーマ 60「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション（MI）活用技術の開発」と連携して研究開発を推進した。

自動車用部材開発（サブテーマ②、サブテーマ③）に関しては、2019年度よりテーマ 35 において研究開発を開始し、2020年度までに自動車部材用マグネシウム合金を開発するとともに、自動車部材製造にまつわる周辺技術（二次加工技術）や設計技術を確立し、2021年度までに自動車部材（フロントフード及びドアビーム）を試作した。2022年度は、開発したマグネシウム板材の室温成形限界の確認、Mg-Al-Feの同時化成処理の可能性検討を行った。

以下、テーマ 34 およびテーマ 35 の 2018年度および 2019年度の開発体制を図 3-2.5.7-3 に、2019年度のテーマ 35 内部の鉄道車両構体および自動車部材の開発のための実施体制を表 3-2.5.7-3 および表 3-2.5.7-4 にそれぞれ記す。



【2018年度 開発体制】

No.	テーマ名	分担研 (再委託)
34	革新的マグネシウム材の開発および信頼性評価	産総研、三協立山、権田金属、住友電工、不二ライトメタル (Mg協会、茨城大、長岡技科大、戸畑製作所)
35	革新的マグネシウム材製鉄道車両構体の応用開発	総合車両製作所、川崎重工、大日本塗料、NIMS (木ノ本伸線、茨城産業技術イノベセ、ミリオン化学、芝浦工大)

技術アドバイザー: 車両メーカー、JR各社

【2019年度 開発体制】(赤字: 鉄道テーマ)

No.	テーマ名	分担研 (再委託)
35	① 革新的Mg材の鉄道車両構体への適業技術開発	総合車両製作所、川崎重工、大日本塗料、NIMS (木ノ本伸線、茨城産業技術イノベセ、ミリオン化学、芝浦工大)
	② 革新的マグネシウム材の自動車構造部材への適用技術開発	トヨタC&D、日本パーカライズング (ミリオン化学)
	③ 輸送機器の軽量化に資する革新的マグネシウム部材の開発	産総研、三協立山、権田金属、住友電工、不二ライトメタル、日本金属、NIMS (Mg協会、長岡技科大、戸畑製作所)

図 3-2.5.7-3 テーマ 34 およびテーマ 35 の 2018 年度及び 2019 年度の実施体制

表 3-2.5.7-3 テーマ 34 の実施体制

【委託先】

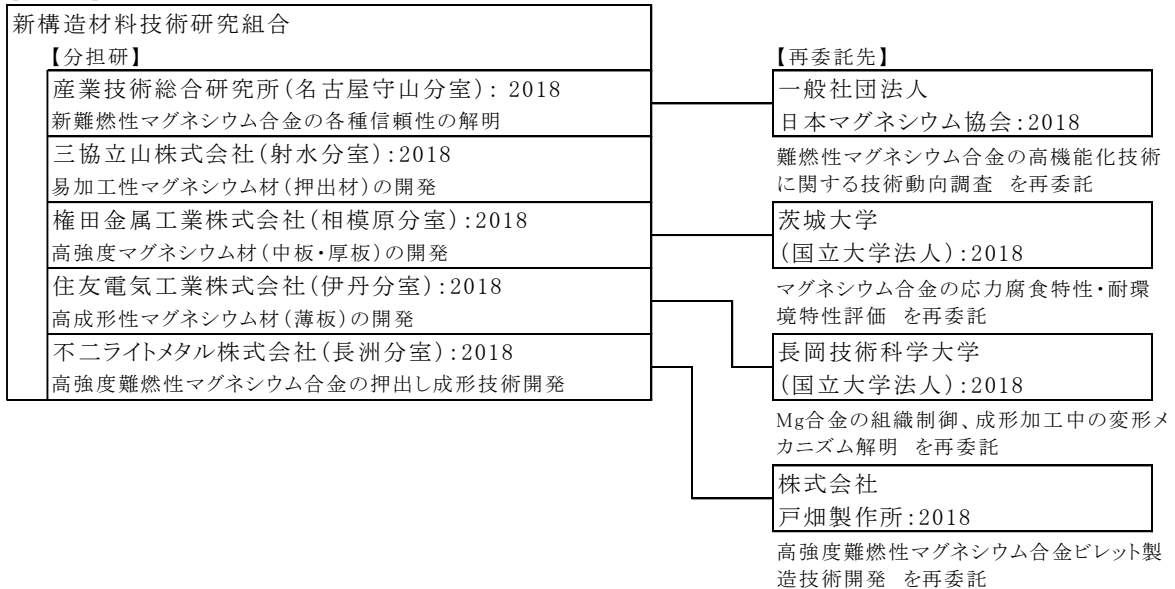
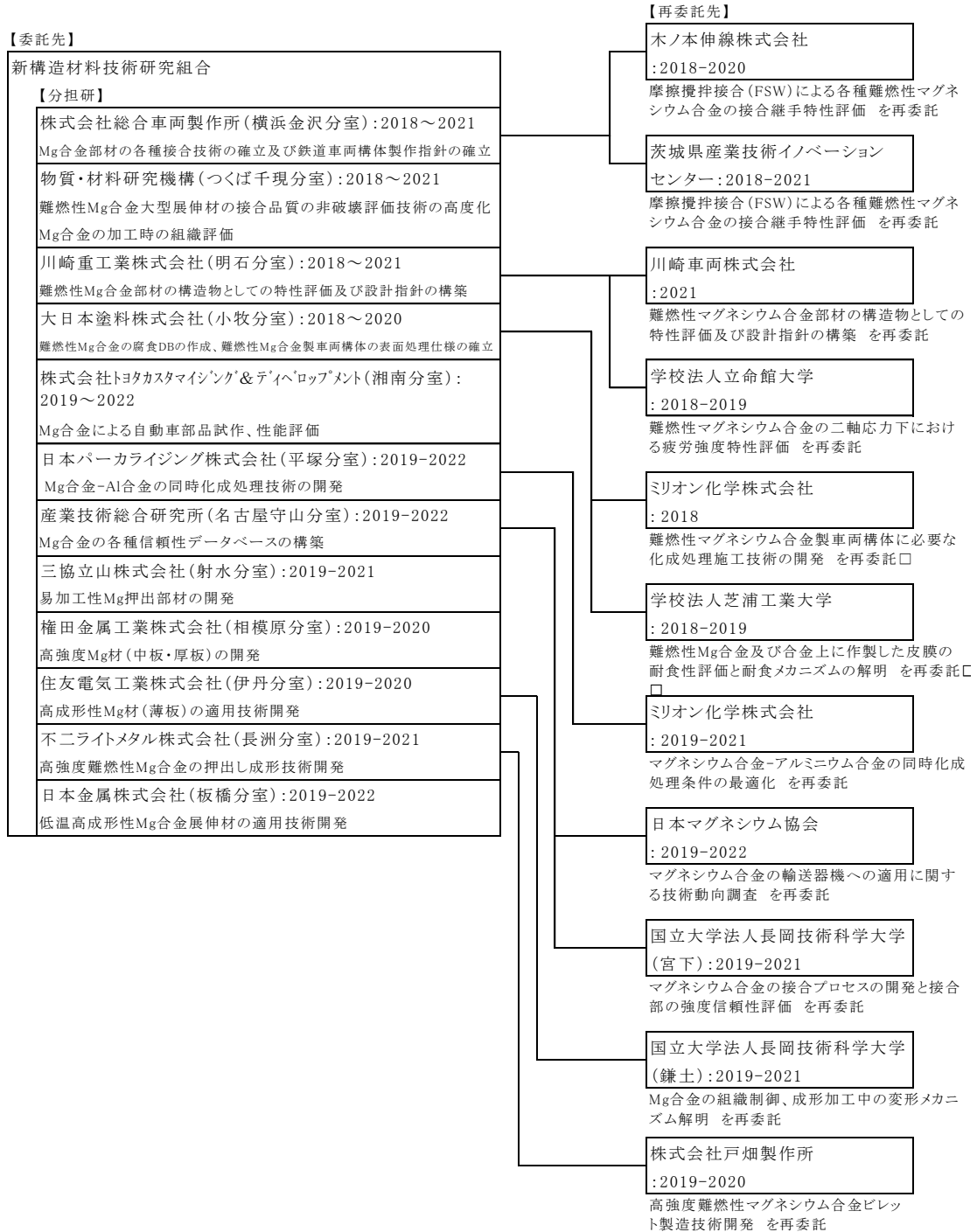


表 3-2.5.7-4 テーマ 35 の実施体制



## (5) 運営管理

鉄道車両用部材開発（サブテーマ①、サブテーマ③）に関しては、日本マグネシウム協会内のマグネシウム合金高速車両構体実用化技術委員会と連動した形で、テーマ 35 に従事する組合員が参加する分科会を定期的で開催した。2018 年度以降は、テーマ 60「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション（MI）活用技術の開発」と連携する形で、分科会を約 3～4 ヶ月毎に開催し、各分室および再委託先の研究進捗を報告し、車両エンドユーザや車両メーカーのアドバイスを頂くことを通じて、各種鉄道車両構体の試作・評価に関する研究開発の状況報告および摺り合わせを行った。また、信頼性データ（疲労特性、耐食性等）を系統的に取得するための打ち合わせを行った。

自動車等部材開発（サブテーマ②、サブテーマ③）に関しては、日本マグネシウム協会内部に設置された自動車 Mg 展伸材適用検討委員会と連動した形で、テーマ 35 に従事する組合員が参加する分科会を定期的で開催した。そこでは、2021 年度末までにマグネシウム合金製自動車部材を作製することをマイルストーンとして計画を設定し、その進捗状況を報告し、自動車メーカーのアドバイスを頂くことを通じて、自動車部材試作に向けての研究開発の状況把握および摺り合わせを実施した。また、2022 年度は、開発した合金の室温成形限界調査、及び Mg-Al-Fe 同時化成処理の可能性超についても、上記分科会を定期的で開催し、状況把握および摺り合わせを実施した。

自動車部材開発についても今後、積極的な成果配信を実施していく。

成果の発信に関しては、軽金属学会春期・秋期講演大会においてテーマセッション「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」を定期的（年 1～2 回）に開催し、プロジェクトの成果を発信した（2022 年度末までに計 11 回開催）。また、各種論文誌にプロジェクトの成果を積極的に公表した。

## (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

### ○鉄道車両用部材開発（サブテーマ①、サブテーマ③）

鉄道車両用部材開発に関しては、プロジェクトにおいて、難燃性マグネシウム合金製車両用構体の設計指針の構築し、重量削減効果を検証した<sup>3)</sup>。そこでは、整備新幹線を対象とし、利用するマグネシウム合金製ダブルスキン型材の諸元は、アルミニウム合金製型材の場合と同等とした。また、車体の曲げ固有振動数が人体の固有振動との共振を回避することができるように相当曲げ剛性の目標値を 2.2 GN・m<sup>2</sup> に設定した。

荷重条件については、トンネル通過時の気密荷重の検討から始めた。気密荷重はトンネルの長さや数、通過速度、すれ違いの有無により変動する様々な値と頻度を有する荷重スペクトルとなる。荷重スペクトルの決定に際しては、JR 各社に協力頂き、整備新幹線の平均的な値が設定された。解析の結果、荷重スペクトルにおける最大荷重は 6.4kPa（内圧）であった。

次に、荷重スペクトルにおける最大荷重による塑性変形や座屈変形の防止について検討を行った。そこでは内圧 6.4 kPa を負荷した時の構体の周方向のモーメント分布

とせん断力分布を求め、ダブルスキン型材の面板の座屈強度を確保するための内部リブの間隔の最大値を求めた。この値を参考に、ダブルスキン型材の内部リブの配置を決めた後、3次元 FEM モデルを作成し静強度解析と座屈固有値解析を行い、内圧 6.4 kPa 負荷時に塑性変形や座屈変形が生じないことを確認した。

構体の相当曲げ剛性については、車両一両分の 3 次元 FEM モデルによる検証を行った。設計変数として窓開口寸法を選び、窓開口寸法により相当曲げ剛性の値が大きく変化することが判った。そして、窓開口寸法を従来の新幹線よりも小さくすることで設計目標の 2.2 GN・m<sup>2</sup> 以下を達成することができた。その際の構体質量は、アルミニウム合金製ダブルスキン構体の構体質量の実績値と比較して約 30%の軽量化の可能性を示す結果となった。

なお、構体の軽量化は、CO<sub>2</sub> 排出量削減に寄与するばかりで無く、車両の高速化にも大きく寄与することが知られている。過去の事例によると、新幹線の車両重量を 20%軽量化すると、営業最高速度が 10~20km/時アップするとの報告がある<sup>4)</sup>。ゆえに、経済的観点からは車両構体の軽量化は大きな効果を見込むことができる。

難燃性マグネシウム合金展伸材の適用先は、構体本体以外にも、室内床、側スカート、腰掛けフレームなどの内装材にも適用することが可能である。これらの重量の総量は構体の数割に相当することから、内装材への難燃性マグネシウム合金適用による、CO<sub>2</sub> 排出削減効果も大きいものである。

#### ○自動車部材開発（サブテーマ②、サブテーマ③）

自動車用部材開発に関しては、日本マグネシウム協会内部に設置された自動車マグネシウム展伸材適用検討委員会において、自動車フロントフードをアルミニウムからマグネシウムに代替した場合の CO<sub>2</sub> 削減効果を試算した。そこでは、アルミニウムフード重量を 3.2kg、アルミニウムフードと等価剛性を有するマグネシウムフードの重量が 2.48kg と仮定し、アルミニウムフードとマグネシウムフードを搭載した際の CO<sub>2</sub> 発生量を試算した（本プロジェクトで試作したフロントフードの重量比も、上記の仮定と同様に、アルミニウムと等剛性になるように設計を行った）。なお、計算の際には、製錬の際に発生する CO<sub>2</sub> 発生量と自動車走行時に発生する CO<sub>2</sub> 発生量の足し合わせにより評価を行った。

その結果、従来のピジョン法でマグネシウムを製錬する場合は 150,000km 以上自動車を走行させると、マグネシウムフードが CO<sub>2</sub> 発生量の観点から優位になることが確認された。一方、従来の電解製錬法でマグネシウム合金を製錬する場合は製錬の観点からもマグネシウムフードの適用が CO<sub>2</sub> 発生量の観点からも優位となり、自動車を走行させればさせるほど CO<sub>2</sub> 発生量の観点から優位になることが明らかとなった。なお、マグネシウムダイカスト品に関する CO<sub>2</sub> 削減効果については、国際マグネシウム協会(IMA)の報告<sup>5)</sup>があり、ほぼ同じ結果が得られている。計算に利用した諸元については IMA の試算を参照されたい。

## 2.5.7.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.5.7-5 テーマ 34 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
⑤マグネシウム合金の応力腐食特性・耐環境特性評価【相模原分室、再委託先：茨城大学】 (2018年度)	新規開発 Mg 合金 (AX81) の母材及び接合材 (MIG、FSW) 継手部の耐環境脆化特性を明らかにする。また耐環境脆化特性に及ぼす合金組成や金属組織の影響を明らかにする。 (2018年度末)	高強度高延性を有する母材の機械的特性に及ぼす環境因子の影響について、低ひずみ速度引張応力腐食割れ試験と湿潤ガス応力腐食割れ試験により調査した。湿潤環境中の脆化挙動を調査し、評価手法の確立と妥当性を明らかにした。	○	

以下のサブテーマについては、テーマ 35 内に統合して記載。

- ⑤ 新難燃性マグネシウム合金の各種信頼性（疲労特性、腐食特性）の解明【名古屋守山分室：産業技術総合研究所】 → テーマ 35 ③-1。
- ⑥ 難燃性マグネシウム合金の高機能化技術に関する技術動向調査【名古屋守山分室、再委託先：日本マグネシウム協会】 → テーマ 35 ③-2。
- ⑦ 易加工性マグネシウム材（押出材）の開発【射水分室：三協立山】 → テーマ 35 ③-4
- ⑧ 高強度マグネシウム材（中板・厚板）の開発【相模原分室：権田金属工業】 → テーマ 35 ③-5
- ⑩ 高成形性マグネシウム材（薄板）の開発【伊丹分室：住友電気工業】 → テーマ 35 ③-6
- ⑪ Mg 合金の組織制御、成形加工中の変形メカニズム解明【伊丹分室、再委託：長岡技術科学大学】 → テーマ 35 ③-7
- ⑫ 高強度難燃性マグネシウム合金の押し出し成形技術開発【長洲分室：不二ライトメタル】 → テーマ 35 ③-8
- ⑬ 高強度難燃性マグネシウム合金ビレット製造技術開発【長洲分室、再委託：戸畑製作所】 → テーマ 35 ③-9

表 3-2.5.7-6 テーマ 35 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
①-1. Mg 合金部材の各種接合技術の確立及び鉄道車両構体製作指針の確立（横浜金沢分室：(株) 総合車両製作所）（2014～2021 年度）	新難燃性マグネシウム合金製の実物長の高速車両構体を作製するための接合・組立技術を構築する。  (2021 年度末)	各種接合方法が Mg 合金に適用可能であり、その接合技術を確立した。その各種接合方法を適用して鉄道車両構体の試作を実施することで、製作指針を実証確認することができた。	○	
①-2. Mg 合金部材の MIG 溶接技術の確立（木ノ本伸線（株））（2014～2020 年度）	新難燃性マグネシウム合金製の長尺部材による連続 MIG 溶接を達成する。  (2020 年度末)	ローラ回転法のビードオン試験及び平行移動法の溶接試験により連続 MIG 溶接の可能性確認済み。2020 度中に溶接試験部の評価を完了。	○	
①-3. FSW による各種難燃性 Mg 合金の接合継手特性評価（茨城県産業技術イノベーションセンター）（2014～2021 年度）	摩擦攪拌接合による各種難燃性 Mg 合金の継手効率 80%以上を目指す。また、長尺部材を健全に接合できる摩擦攪拌接合ツールを開発する。  (2021 年度末)	平板において、提案しているツール形状で新規開発各種難燃性 Mg 合金での継手効率 80%以上は達成しており、その改良により、実型材（中空）への適応が可能である。	○	
①-4 難燃性 Mg 合金大型展伸材の接合品質の非破壊評価技術の高度化（つくば千現分室：物質・材料研究機構）（2014～2020 年度）	接合欠陥の 2 次元位置標定を行う。また、無線 AE 計測システムと MI システムを接続し、計測データを活用できる基盤を整備する。  (2020 年度末)	1 次元標定を 2 軸組み合わせた 2 次元欠陥位置標定が可能となった。また、MI システムにワークフローを制御する API が実装され、計測データの解析が可能となった。	○	
①-5 難燃性 Mg 合金部材の構造物としての特性評価及び設計指針の構築	新難燃性マグネシウム合金製構体の基礎的設計技術の確立と事業化につ	疲労強度を改善する溶接接手を開発し気密疲労試験構体に適用した。次に、設計寿命 20 年間に	○	

<p>(明石分室：川崎重工業(株)) (2016～2021年度)</p>	<p>なげるための新難燃性マグネシウム合金製客室床の実車搭載。(2021年度末)</p>	<p>相当する構体気密疲労試験を計画、実施し疲労強度を実証した。さらに、静的強度として連結器荷重 980kN に対応した構造案を案出し FEM 解析により強度を実証した。また、事業化につなげるための適用例として、新難燃性マグネシウム合金製客室床の設計と検証を行い、新幹線試験電車 ALFA-X に搭載する実績を作った。</p>		
<p>①-6 難燃性 Mg 合金の二軸応力下における疲労強度特性評価(立命館大学)(2019～2020年度)</p>	<p>二軸疲労試験手法の構築ならびに多軸度および材料異方性を把握するための試験データを取得する。また、二軸応力下の疲労強度特性評価手法を提示する。 (2020年度末)</p>	<p>2019年度までに、二軸疲労試験を実施するために、試験体の形状決定・試作・検証および試験装置の製作を行った。上記の装置を元に2020年度に疲労試験を実施し、結果の妥当性を検証した。</p>	○	
<p>①-7 難燃性 Mg 合金の腐食データベースの作成、及び難燃性 Mg 合金製車両構体の表面処理仕様の確立 (小牧分室：大日本塗料(株)) (2014～2020年度)</p>	<p>これまでに開発した表面処理法を車両に適用するための、部位別の塗装仕様を構築する。また、大気暴露試験や促進試験で得られたデータをDB化する。 (2020年度末)</p>	<p>部位別の塗装仕様を構築し、大気暴露試験に懸架した。2020年末までに、開発合金母材(3年目)の評価を完了。接合材、表面処理材の評価はテーマ 60 で実施。</p>	○	
<p>①-8 難燃性 Mg 合金製車両構体に必要な化成処理施工技術の開発、及び難燃性 Mg 合金の</p>	<p>プロジェクトで開発した化成処理技術の確立を目指す。また、大気暴露試験や促進試験</p>	<p>化成処理技術については確立済み。促進試験での取得データも取得済み。屋外暴露結果(母材 3 年)については①-7 において</p>	○	

腐食データベースの作成（ミリオン化学（株））（2014～2018年度）	で得られたデータをDB化する。 （2018年度末）	継続実施し、2020年末までにDB化完了。（接合材、表面処理材はテーマ60で継続実施。）		
①-9 難燃性 Mg 合金及び合金上に作製した皮膜の耐食性評価と耐食メカニズムの解明（芝浦工業大学） （2014～2019年度）	耐食メカニズムの解明を継続して進めると共に、表面処理による耐食性への効果、及び微量添加元素や組織形状が及ぼす腐食挙動の影響について調査解明する。 （2019年度末）	腐食メカニズムの解明、および表面処理の有効性、処理剤の組成の硬化につき、信頼性の裏づけデータとしての解明終了。	○	
②-1 Mg 合金による自動車部品試作、性能評価（湘南分室：（株）トヨタカスタマイジング&ディベロップメント） （2019～2022年度）	自動車フロントフードを製作し、部品としての性能評価を行い、自動車部品として実用化に向けた設計、技術の構築を目指す。 （2022年度末）	19年度末までに、フロントフードの目標特性の明確化の完了済み。21年度までに、フロントフード 1/1 スケール試作を完了し、プレス成型条件を構築した。	○	
②-2 Mg 合金-Al 合金の同時化成処理技術の開発（平塚分室：日本パークライジング（株）） （2019～2022年度）	自動車フロントフード製作用の化成処理技術を提供し、フロントフードとしての性能評価結果を取得することを目指す。 （2022年度末）	Zr 化成処理により、Mg-Al 同時処理が可能となることを見出した。また、処理条件を最適化することで Fe 同時処理も実現させる見通しが得られた。1/1 フロントフードにおいても良好な化成処理性を得た。	○	
②-3 Mg 合金-Al 合金の同時化成処理条件の最適化（ミリオン化学（株））（2019～2021年度）	自動車フロントフード製作用の化成処理薬剤や工法の最適化を行うことで、Mg-Al 同時化成処理技術の確立を目指す。	他の金属と同様に、Mg 合金に対する皮膜付着量の制御が可能であることが確認できた。これにより、自動車向け電着塗装に最適化することができ、最適付着量範囲の明	○	



	(2021 年度末)	確化が可能となった。		
③-1 Mg 合金の各種信頼性（疲労特性、腐食特性、成形性等）データベースの構築（名古屋守山分室：産総研）	鉄道車両構体用に開発した合金および自動車用途に開発した合金の疲労特性、耐食性、成形性等に関するデータを集約し、DBとして体系化する。 (2022 年度末)	他の分室と共同で難燃性 Mg 合金の母材・継ぎ手の平面曲げ疲労特性を系統的に取得した。また、主要元素濃度が耐食性に及ぼす影響を調査を行った。易成形性 Mg 合金の成形性も系統的に評価を実施。目標は十分に達成したと考える。	○	
③-2 Mg 合金の輸送器機への適用に関する技術動向調査（日本マグネシウム協会） (2014～2022 年度)	国内外で実施されるセミナー、学会等による情報収集により、開発されるマグネシウム合金、加工技術及び評価方法の標準化を図るためのデータ、情報を整備する。 (2022 年度末)	国内外で実施されたセミナー、学会等により、自動車等輸送機器部材向けマグネシウム合金等の材料開発、プレス成形・接合・表面処理等の二次加工技術の動向、適用動向を調査し、開発されるマグネシウム合金の汎用化、加工技術及び評価方法等に関する課題や問題点を抽出した。	○	
③-3 Mg 合金の接合プロセスの開発と接合部の強度信頼性評価（長岡技術科学大学） (2019～2021 年度)	各種接合法により得られたマグネシウム合金接合体の強度支配因子を明らかにし、強度信頼性の高い接合体を得られる接合法を示す。 (2021 年度末)	自動車で広く適用されている抵抗スポット溶接とセルフピアスリベット（SPR）接合を難燃性マグネシウム合金とアルミニウム合金の共材および異材接合に適用した。それぞれの接合体の強度特性や接合部の状態を明らかにした。破壊メカニズム及び強度支配因子を継続して検討し、実用的な接合部の設計法を提案した。	○	
③-4 易加工性 Mg 押出部材の開発	次世代高速車両構体および自動車構	気密疲労モックアップ構体の設計仕様に基づく大	○	

<p>(射水分室：三協立山(株)) (2014～2021年度)</p>	<p>造部材への適用を実現する、新規難燃性高速押出合金による大型・長尺押出型材の製造プロセス技術を工業レベルで確立する。 (2021年度末)</p>	<p>型中空押出型材(全17型)の作製を完遂。 自動車ドアビーム部材に要求される強度と易加工性を兼備した新規高速押出Mg合金を開発。実機による実部材の製造プロセス技術を構築した。</p>		
<p>③-5 高強度Mg材(中板・厚板)の開発(相模原分室：権田金属工業(株)) (2014～2020年度)</p>	<p>鉄道用材料では、開発合金のスケールアップ技術を開発し、実用化を達成するための課題を明確化する。自動車用材料では、合金組成と圧延プロセスの最適化により、フロントフードに要求される諸特性を持つ材料を開発する。 (2020年度末)</p>	<p>幅広圧延板材作製条件と各種特性および組織変化の関連付けにより、実機を用いて特性低下要因を調査した。他分室と連携し継手疲労試験を完了した。これまでに得た知見を基に気密構体部材の作製を行った。 自動車用材料の開発は強度、伸び、エリクセン値、集合組織強度および絞り温度の目標値を2019年度末までに達成したため研究を終了とした。</p>	○	
<p>③-6 高成形性Mg材(薄板)の適用技術開発(伊丹分室：住友電気工業(株)) (2014～2020年度)</p>	<p>自動車フロントフードに要求される諸特性を持つマグネシウム合金板材を開発する。また、作製し成形性、表面処理性の基礎特性を各々のプロセス開発担当機関と連携して評価する。 (2020年度末)</p>	<p>他の分室と共同で難燃性Mg合金の母材・継ぎ手の平面曲げ疲労特性を系統的に取得した。また、主要元素濃度が耐食性に及ぼす影響を調査した。易成形性Mg合金の成形性も系統的に評価し、目標を達成した。</p>	○	
<p>③-7 Mg合金の組織制御、成形加工</p>	<p>高強度高成形性マグネシウム合金の</p>	<p>マグネシウム合金板材の強度・延性や成形性に及</p>	○	

<p>中の変形メカニズム解明（長岡技術科学大学） （2014～2021年度）</p>	<p>強度・延性、成形性、および表面処理性に及ぼす晶出物、析出物、結晶粒径などの組織因子の影響を明らかにする。</p>	<p>ぼす各種組織因子の影響を明らかにし、8mmを超えるエリクセン値と良好な引張特性を兼備した板材を開発した。</p>		
<p>③-8 高強度難燃性 Mg 合金の押出し成形技術開発 （長洲分室：不二ライトメタル（株））</p>	<p>開発した高強度押出合金 AX92 及びチューニング合金を高速車両構体、自動車向け構造部材として量産化するための製造プロセス条件を導出する。  （2021 年度末）</p>	<p>開発合金 AX92 を用いて気密疲労試験構体の部材（床材、梁材）を作製した。自動車構造部材向けにチューニングした合金で耐力の目標値を達成。伸びを改善して 2021 年度中にドアビーム形材を試作した。</p>	○	
<p>③-9 高強度難燃性 Mg 合金ビレット製造技術開発 （戸畑製作所（株）） （2014～2020 年度）</p>	<p>テーマ③-8 の押出形材を作成するために必要なビレットの製造技術を確立する。  （2020 年度末）</p>	<p>AX92 合金の押出形材を作製するのに好適なビレットの製造条件を確立した。また、AX92 のチューニング合金ビレットの製造条件を評価し、目標を達成した。</p>	○	
<p>③-10 低温高成形性 Mg 合金展伸材の適用技術開発 （板橋分室：日本金属（株）） （2019～2022 年度）</p>	<p>自動車フード部材を製作するのに最適な低温成形性、耐食性、強度特性を兼備したマグネシウム合金展伸材を提供する。  （2022 年度末）</p>	<p>合金開発によってプレス温度の低温化と高強度化に取り組んだ。結果、室温エリクセン値で 8.6mm と目標値(8.0mm)を上回り、室温深絞りによる試作も成功した。強度も目標値(耐力 130MPa 以上)を達成した。また、1/1 フード試作においても 150℃(目標値)以下での成形を達成した。</p>	○	
<p>③-11 Mg 合金の加工時の組織評価 （つくば千現分</p>	<p>成形加工や塗装を模した加熱処理時の詳細な組織変化</p>	<p>合金元素添加が室温成形性と引っ張り特性に及ぼす影響について検討し、</p>	○	

室：物質・材料研究機構 (2019～2021年度)	を評価することで成形および強度変化のメカニズムを解明することを目指す。 (2021年度末)	8mm をこえるエリクセン値を発現させるための組織設計指針を導出。		
------------------------------	--	-----------------------------------	--	--

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

テーマ 34

### (5) マグネシウム合金の応力腐食特性・耐環境特性評価【権田金属工業、再委託先：茨城大学】

本研究開発では、新規開発マグネシウム合金の母材や接合材の組織や組成が、引張特性、SCC 特性に及ぼす試験環境の影響について調査を行った。その結果、以下の知見を見出した。

開発合金である AX81G 合金と汎用合金である AZX611 合金を用いて、高強度高延性を有する母材の機械的特性に及ぼす環境因子の影響について、低ひずみ速度引張応力腐食割れ試験 (SSRT 引張試験) と湿潤ガス応力腐食割れ試験 (HG-SCC 試験) により調査した。SSRT 引張試験の結果から、AX81 合金圧延材では既存合金よりも亀裂が発生しにくいことが示された。一方湿潤環境中での脆化挙動をマグネシウム合金でも確認することができ評価手法も確立した。図 3-2.5.7-4 に示す HG-SCC 試験結果から、汎用合金である AZX611 合金に比べてアルミニウム濃度の高い AX81G 合金に関しては、湿潤中で亀裂が進展しやすいことが分かった。これらの現象には合金組成のほかに、AX81 合金において伸びと強度を両立させる組織制御を行っていることに起因する残留応力も影響していると考えられた。さらに、摩擦攪拌プロセス (FSP) 処理とその後の焼きなましにより結晶粒径を変化させ、結晶粒径が引張特性に及ぼす影響について検討した結果、図 3-2.5.7-5 に示す通り、結晶粒径だけで強度や延性が整理できないことが分かった。集合組織、変形組織、合金元素の固溶析出状態を含め、多角的に捉える必要性を見出した。

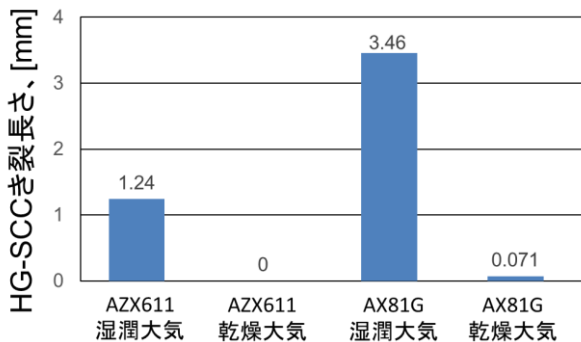


図 3-2.5.7-4 HG-SCC 試験結果 (試験は、定変位方式によりほぼ基準に基づいて行ったが、変位保持期間は、事業期間内に結果を出すために本来の 90d ではなく、30d に短縮した。また乾燥大気中での試験は規定されていないが、参考のために行った)

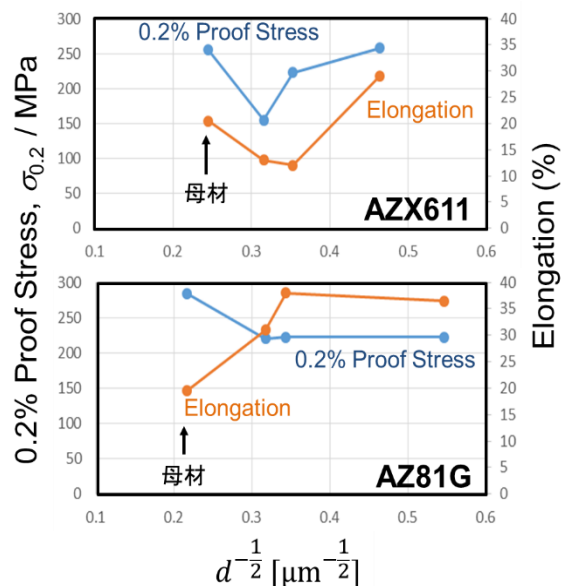


図 3-2.5.7-5 結晶粒径に対する 0.2%耐力と破断伸びの関係

以下のサブテーマについては、テーマ 35 内に統合して記載。

- ⑨ 新難燃性マグネシウム合金の各種信頼性（疲労特性、腐食特性）の解明【名古屋守山分室：産業技術総合研究所】 → テーマ 35 ③-1。
- ⑩ 難燃性マグネシウム合金の高機能化技術に関する技術動向調査【名古屋守山分室、再委託先：日本マグネシウム協会】 → テーマ 35 ③-2。
- ⑪ 易加工性マグネシウム材（押出材）の開発【射水分室：三協立山】 → テーマ 35 ③-4
- ⑫ 高強度マグネシウム材（中板・厚板）の開発【相模原分室：権田金属工業】 → テーマ 35 ③-5
- ⑬ 高成形性マグネシウム材（薄板）の開発【伊丹分室：住友電気工業】 → テーマ 35 ③-6
- ⑭ Mg 合金の組織制御、成形加工中の変形メカニズム解明【伊丹分室、再委託：長岡技術科学大学】 → テーマ 35 ③-7
- ⑮ 高強度難燃性マグネシウム合金の押出し成形技術開発【長洲分室：不二ライトメタル】 → テーマ 35 ③-8

高強度難燃性マグネシウム合金ビレット製造技術開発【長洲分室、再委託：戸畑製作所】 → テーマ 35 ③-9

## テーマ 35

### ①-1 マグネシウム合金部材の各種接合技術の確立及び鉄道車両構体の製作指針の確立【総合車両製作所】

2019 年度は、気密疲労試験用構体を製作することで、各種接合技術の適用可能性、組立技術及び表面処理技術を検討、主要となる課題を抽出し、その解決策を検証した。気密疲労試験での最弱部は溶接継手部になることが予測できるので、その部位の疲労評価になる。その接合部の開先継手は、押出加工と接合の両者が可能であり、疲労寿命を十分に満足する適正な開先の形状・寸法を解析結果と試験片の疲労試験により明確にした。また、構体組立最終時の総組工程では、屋根構体と側構体、側構体と台枠の結合時に寸法や角度を調整する必要から、つなぎ金を使用する構造として組立を容易にした。

構体の構成は、**図 3-2.5.7-6** に示すように次の通りとした。屋根構体および側構体は、高速押出合金 AX41 のダブルスキン形材を使用し、台枠の床板・横はりが高強度合金 AX92 の中実形材を、ゴム継手の固定部に高強度圧延合金 AX81G を適用し、妻構体は鉄製の気密仕切りを使用した。今回の気密疲労試験用構体は、アルミニウム合金製車両構体の 25m 長さの一般部と剛性が同等になるように 3 分割で設計し、ダブルスキン形材の開先継手は前年度に開発した溶接継手にミグ溶接を適用して組立を行った。床板同士の接合には FSW（摩擦攪拌接合）を適用した。溶接ビードを研削する際に発生する切粉の取扱いは、安全のために専用の乾式集塵機とジャバラ式テントを使用し、切粉の飛散防止と、大型構造物ではあるが一作業一清掃のルールを確実に実行した。前回と同様に鉄製の治具およびアルミ合金製の型板を使用して製作を進めた。各構体パネルの長さ調整、窓穴の加工および側はりの切り欠きは、ルーター加工機を使用して加工した。

各構体同士の接続には、**図 3-2.5.7-7** に示すようにブラインドリベットで固定するゴム継手を使用した。この部分には気密保持のために接着剤も使用した。接着剤を使用する部位は、ポリカーボネート製窓を接着固定する部分と合わせて接着力を保持するために化成処理加工を行った。

これまでの成果からステップアップして世界初、世界最長のオールマグネシウム合金製で、断面が実物サイズの鉄道車両気密構体を製作することができた。この構体の寸法は、幅 3480mm、高さ 2880mm、長さ 5000mm であり、質量 2,900kg である。試作した気密構体では長さ 3000mm の構体中央部は 200kg/m となり、アルミニウム合金製構体の 300kg/m と比較すると、33%の軽量化を達成することができた。

さらに実用に近づくために、今回の構体を使用して、新幹線構体の評価試験の中では最も耐久性に重要である気密疲労試験を行うことにより、実用化に必要な要素技術に対する課題を明確にしていく。今後取り組むべき項目は次のとおりである。

- 1) 開発合金の特性を維持・向上させる部材製造プロセス技術（素材製造、溶接、表面処理）の高度化。
- 2) 開発合金による広幅形材・長尺形材・プレス成型体の製造技術の確立。
- 3) 各種車両構体用部材の長尺接合技術および溶接ビードの余盛を研削した切粉を安全に取扱う処理技術の確立。

- 4) 車両構体の一般部断面に加えて、車端部、連結部の構体設計技術の確立。
- 5) 開発合金の疲労・耐食性等の信頼性データ、特に接合継手の疲労試験データ取得と計算科学 (MI) の活用



図 3-2.5.7-6 気密疲労試験用 6 面体構体



図 3-2.5.7-7 構体接続部の拡大図

2020 年度は、気密疲労試験用構体を製作する過程で、MIG 溶接、TIG 溶接による接合技術の適用可能性や組立技術及び表面処理技術を実物の鉄道車両構体を製作することにより検討し、課題を抽出し、その解決策を検証してきた。2021 年度は、構体の客室に搭載する客室床を試作して、試験的に新幹線に設置して軽量化及び吸音特性を検証することとした。

既存の客室床は、アルミ合金製ハニカムパネル構造であり、接着技術を利用して組立を行っている。本年度に製作した客室床は、難燃性マグネシウム合金製の枠組に充填剤を注入し難燃性マグネシウム合金製床板を表裏面に接着した構造とした。総合車輛製作所はこの枠組の製作を担当した。枠構造は、オールマグネシウム合金製で、開発合金である AX41 材と AX92 材を適用した。AX41 材の枠材は押出型材で形状が 2 種類あり、枠の長手方向の枠材 1 と短手方向の枠材 2 に使い分けている。図 3-2.5.7-8 に枠の外観と部材を示す。AX92 材の補強材も押出型材で製作されている。それぞれの材料は、図 3-2.5.7-8 に示す部位に使用されている。

溶接施工・組立は、すべて TIG 溶接を適用して、溶加材には AZX611 材 (φ3.0) の溶加棒を使用した。継手の形状は、突合せ継手と隅肉継手になった。TIG 溶接の接合条件は、電流値が 90~110A で施工を行った。TIG 溶接施工後にサンダーを使用して溶接ビードの余盛となる部分を平らに研削加工を行い、この後工程になる床板の接着時にガタや隙間が発生しないように仕上げを行った。仕上げを行った部位にブローホールなどの欠陥が現れることも無かった。溶接によるひずみはほとんどなく、枠構造体としての変形はみられなかった。

TIG 溶接法を用いて開発した難燃性マグネシウム合金製押出型材を溶接施工後に溶接ビードの仕上げを行い、強度と精度を兼ね備えた軽量客室床の枠構造体を製作する



ことができた。

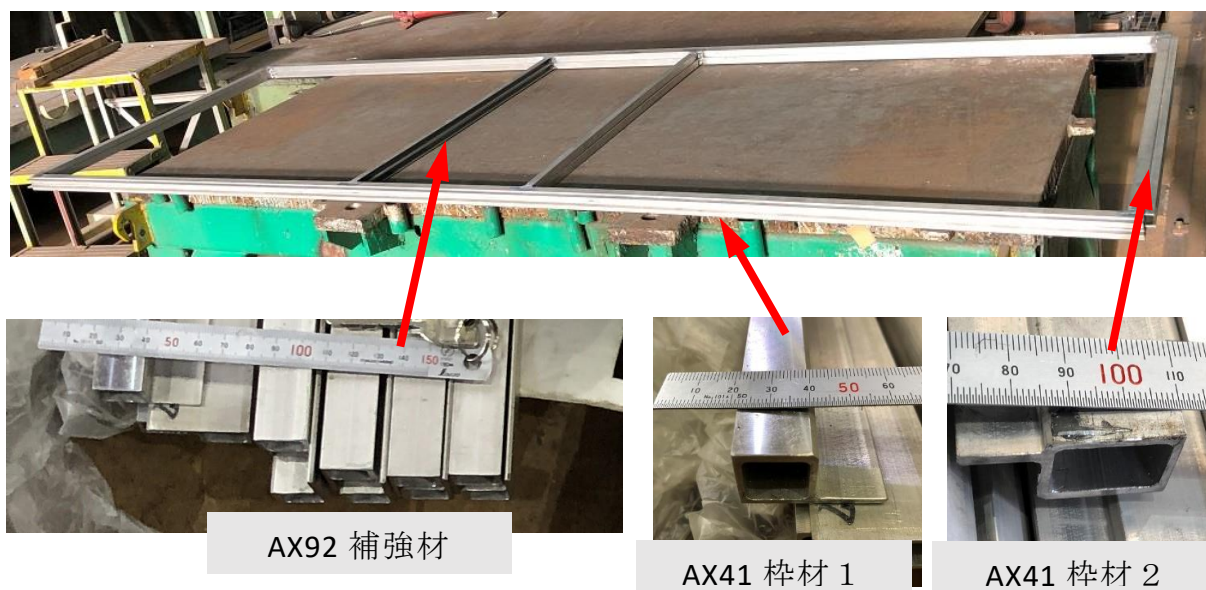


図 3-2.5.7-8 客室床の枠構造体とその部材

①-2 マグネシウム合金部材の MIG 溶接技術の確立【総合車両製作所、再委託先：木ノ本伸線】

2019 年度の本研究では、新難燃性マグネシウム合金の大型押出型材や圧延板材の使用を想定して、溶接ロボットを用いた平行移動法による長尺 MIG 溶接の連続溶接試験を行い、長尺連続溶接の可能性と課題を確認した。供試材は難燃性マグネシウム合金 AZX611 の圧延板材および AXM4102 の押出板材とし、溶加材ワイヤは AZX611 を用いた。MIG 溶接機はデジタルインバータ制御式パルス MIG 溶接機を使用した。溶接条件は電流 136 ～146 A、電圧 16.9 ～18.0 V、シールドガスとして工業用アルゴンガスを使用した。溶接ワイヤは外径寸法  $\phi 1.2$  mm のものを用いて、溶接速度が 750 mm/min で MIG 溶接を行った結果、良好な継手を得ることができた。試験中のアーク状態、溶接ビード外観、断面マクロを観察し、溶け込み状態が良好であることを確認した。AXM4102 長尺 MIG 溶接の外観を図 3-2.5.7-9、断面マクロを図 3-2.5.7-10 に示す。

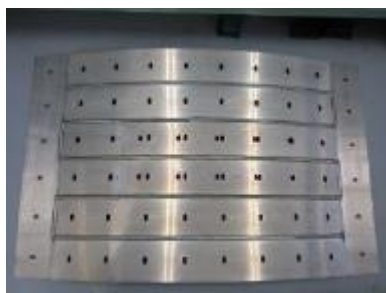


図 3-2.5.7-9 AXM4102 の長尺 MIG 溶接外観

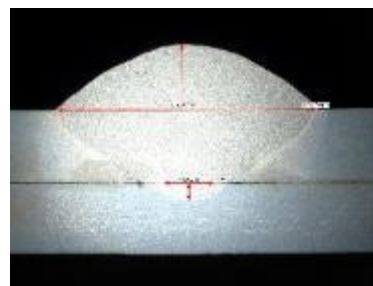



図 3-2.5.7-10 AXM4102 の長尺 MIG 溶接断面マクロ写真

①-3 摩擦攪拌接合 (FSW) による各種難燃性マグネシウム合金の接合継手特性評価  
【総合車両製作所、再委託先：茨城県産業技術イノベーションセンター】

2019～2020 年度は、気密試験構体に使用した開発合金を対象として、接合速度：5～30mm/s、ツール回転数：1000rpm～3000rpm の範囲で摩擦攪拌接合(FSW)試験を行い、FSW 条件を評価した。接合供試材（押出形材）には側構体に利用した AX41（三協立山（株））と、床梁に使用した AX92（不二ライトメタル（株））を用いた。板厚 3mm、板幅 70mm に加工し、押出方向と平行に長さ 200mm 接合した。接合ツール（材質：SKD61）にはショルダー径  $\phi 12\text{mm}$ 、ショルダー角  $4^\circ$ 、プローブには M6（材質：SCM）の直径  $\phi 6\text{mm}$ 、長さ 2.8mm を用いた。前進角  $3^\circ$  で接合長さ（ツール移動距離）200mm とし大気中で接合した。また、プローブを  $\phi 6\text{mm}$  から  $\phi 8$ 、4、3mm と変化させ接合特性を評価した。プローブ先端は材料表面に接してから 2.9mm 一定速度で挿入し接合した。保持時間は 5s とした。なお、接合材の固定には本事業で開発した油圧横押しえくランプシステムを用いて、突合せ部が開口しない荷重 10kN で押しつけて固定した。

プローブ径を変化させることでの、接合部の機械的特性への影響は殆ど確認されなかった。しかし、接合時の接合方向への抵抗が約 20%程度低下（ $\phi 6\text{mm} \rightarrow \phi 4\text{mm}$ ）した。これは、接合ツールへの負荷が減ることを示し、接合ツール寿命の向上が期待できる。しかし、母材強度の高い AX92 において、プローブ径  $\phi 4\text{mm}$  では接合中にプローブ破損が発生し、長尺の接合が困難であることが確認された。

一方、プローブ径を大きくすると、接合部欠陥が発生しやすくなり、健全な接合条件が得られる領域が狭くなった。また、再現性も低下した。従って、プローブ径  $\phi 6\text{mm}$  が、開発合金（AX41、AX92）に効果的な接合ツールの形状であることが考えられた。また、プローブの材質についても検討したが、安価で入手しやすい SCM に対して、インコネル、チタン等を比較材として用いたが、チタンでは凝着が確認された。AX92 と AX41 とでは AX92 での凝着（) が多く確認されたことから、チタンとマグネシウム合金内のアルミニウムとの金属間化合物が影響していることが予測された。耐酸化性の高いイリジウムを含んだ合金を接合ツール素材として用いた場合、凝着も少なく安定した接合材が得られた。しかし、イリジウム合金は高価であるため実用化には適さないと考えられる（異材接合には有効性が高い）。

開発合金は、一般的なマグネシウム合金と比べ接合部表面に発生するささくれ量が多い傾向にある。健全な FSW 継手を再現性高く得ることは可能であるが、高強度合金（AX92）等の長尺接合では、適切な接合ツール形状、及び材質の選定が必要である。今後は安定して高速で接合を可能とする、中空型材の長尺接合の実現を目指す。

2021年度は、（株）総合車両製作所及び三協立山（株）と協議し、FSW用に改良した中空型材を再設計・製作した。FSWによる評価試験では、長さ約330mmの形材を対象とした。また、2021年度は、圧延材（薄板材：板厚3mm以下）を日本金属(株)より提供頂、同様の評価を実施した。

接合速度：5～30mm/s、ツール回転数：1000～3000rpmの範囲でFSW試験を行い、接合条件を評価した。供試材にはAX41押出材（三協立山（株）製）と日本金属（株）製の圧延材を用いた。板厚3mm以下とした。接合方法はFSWツールを供試材

の突合せ面へ挿入し、一定速度で300mmの長さを連続的に摩擦攪拌接合した。接合ツール（材質：SKD61）には、ショルダー径 $\phi 12\text{mm}$ 、ショルダー角 $4^\circ$ 、前進角 $3^\circ$ で接合長さ（ツール移動距離）330mmとし大気中で接合した。プローブ形状は各供試材に対して各種設計した。中空型材ではM4（材質：SCM）の直径 $\phi 4\text{mm}$ 、長さ5mmを用いた。薄板圧延材では、薄板のため半球状のプローブを新規に設計した。

評価結果を以下に示す。改良したFSW用中空型材では、突合せ面に対して真下に幅3mmの柱が配置されるよう形状変更した。前のモデルと比べ幅を1mm増加した。その結果、型材の厚さ方向の接合中における変形量が小さくなり、複雑な圧力制御を用いなくとも、位置制御により健全なFSW継手を連続的に実現することに成功した。

改良中空型材のFSWでは、AX41合金の接合条件である、接合ツール回転数：2000rpm、接合速度：10mm/sでの接合に成功し、顕著な外部欠陥の発生も確認されない。さらには、X線CTにより内部の非破壊内部欠陥観察も実施したが、改良前に発生していた断続的な内部欠陥の発生は確認されなかった。接合ツール回転数1000rpm、接合速度：10mm/sにおいても同様な健全な型材の接合継手の接合に成功した。中空型材1mの長尺接合（AX41中空型材）にも成功した。

薄板材のFSWでは、中空型材で用いていた接合ツール形状（ショルダー径 $\phi 12\text{mm}$ ）では接合不可であることが確認された。ショルダーが大きく摩擦力が大きいため、薄板材の剛性不足により、接合中に攪拌部近傍に大きなうねりが発生することで連足的な接合を行うことが出来ない。そこで、ショルダー径を $\phi 8\text{mm}$ とし接合を実施し接合中のうねりは抑制できたが欠陥の発生は抑制できないことが確認された。さらに、プローブ形状については、各種形状を検討した結果、板厚が薄いため、板厚方向の攪拌は多く必要ないと考え、スレッド状（ねじ形状）から半球状のプローブ形状（ねじ無形状）とした。図3-2.5.7-11 (b)に、今回新たに設計した新型プローブ形状を示す。

新型プローブを用いて薄板材の接合条件を検討し、欠陥及び大きなうねり無く300mm以上を連続的に接合することを実現した。また、同接合条件において、3m以上の連続的で欠陥の無い健全な長尺接合も実現した。これにより、高速車両構体内部部品を製造し、実走評価も実施、内装部材の軽量化を達成した。

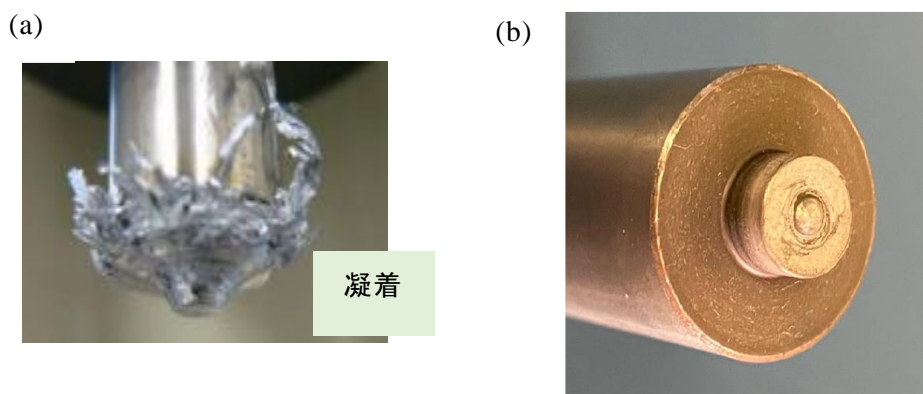


図 3-2.5.7-11 (a) ツールへの凝着状況, (b) 新規プローブ外観

#### ①-4 難燃性マグネシウム合金大型展伸材の接合品質の非破壊評価技術の高度化【物質・材料研究機構】

2019～2020 年度は、アコースティック・エミッション (AE) 連続波形計測を無線化できる独自開発装置である「無線 CWM (Continuous Wave Memory)」の改良と、同装置の難燃性マグネシウム接合プロセスのモニタリングへの適用による内部欠陥の検出および評価を行った。

無線 CWM は、2019 年度までに AE 計測に必要な性能を備えることができたが、計測中は子機 (IoT 機器) の CPU・メモリ・ストレージ・Wi-Fi が常時高負荷であったため、偶発的事由で発生するリトライ等に対応できる余裕が少なく、データ欠落やハングアップが生じる等の安定性の課題があった。そこで、2020 年度は、高負荷状態での当該 IoT 機器の詳細な挙動を調査し、前述のような不安定化が起こらないよう改善した。また、無線化のため新開発した部分と既存 CWM 部分との互換性が不十分であったため、計測にやや複雑な手順があった部分も改善し、簡便に計測可能とした。

この無線 CWM を用いて、AX41, AX92 難燃性マグネシウム合金展伸材の接合プロセスの AE モニタリングを行った。本モニタリングは材料や接合法に依存せず適用可能な手法だが、2020 年度も検証のため、機械制御で自動的に接合を行える (手作業に依存しない) FSW を扱った。FSW はツール回転数と移動速度で入熱量を変化させながら行った。その結果、特に、入熱不足の際に板材内部に部分的に発生する空洞をとまなう接合欠陥が検出できることが示された。図 3-2.5.7-12 に図示した例では、接合前半と接合後半で大きさの異なる、ツール 1 回転ごとと、2 回転ごとに繰り返す欠陥が生じていた。これに対し、AE が 2 回転の中でいつ発生したものであるかタイミングを測ると、観察結果と同様の偏りが明確に見られた。このように、入熱不足ではツール回転の周囲で板材内部に欠陥が生じ、それが AE として検出できることが示された。本欠陥のように試料の一部にしか発生せず、しかも表面から見えない欠陥がリアルタイムに検出できることは、今回開発した AE 計測手法の有用性を示したと言える。

一方、キッシングボンドは、ツール通過後に板が反る場合は、微小き裂が進展して AE を発生させるため間接的に検出できる場合があったが、直接かつ確実に AE が検出できるとは言えなかった。また、入熱過剰時の板材表面の荒れは、多数の AE が重畳した連続型 AE として検出されたと推定できたが、ノイズとの区別が困難であった。ただしキッシングボンドや表面荒れは容易に表面観察で発見できる。

このように、2020 年度の研究により、無線 AE 計測による接合のインプロセスモニタリングができる計測装置は十分な性能と安定性が得られ、また板材内部に発生する欠陥も検出できることが示された。

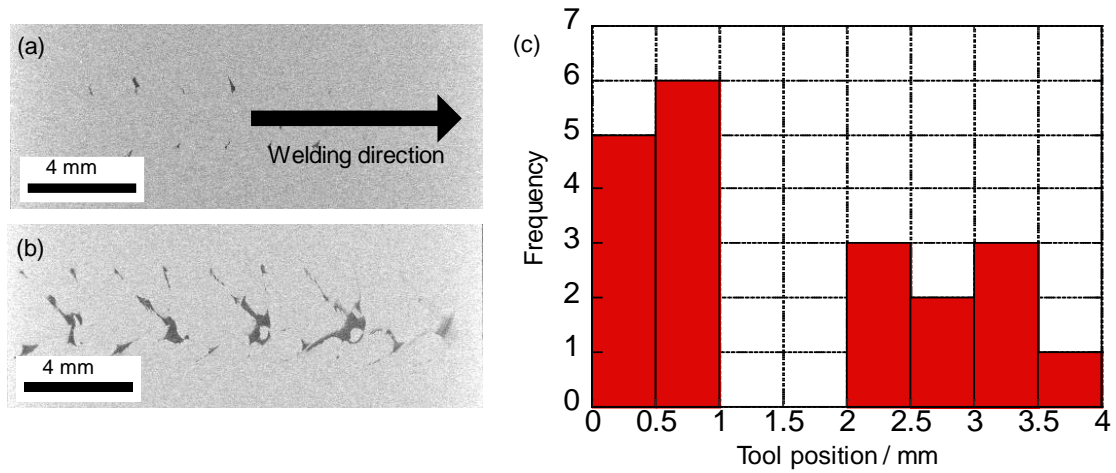


図 3-2.5.7-12 AX92 材, ツール回転数 600 rpm, ツール速度 20 mm/s (a) 接合前半, (b)接合後半の接合線付近の X 線 CT 画像, (c) 同試験中の AE 検出タイミング

①-5 難燃性マグネシウム合金部材の構造物としての特性評価及び設計指針の構築  
【川崎重工業、再委託先：川崎車両】

①-6 難燃性マグネシウム合金の二軸応力下における疲労強度特性評価【川崎重工業、再委託先：立命館大学】(①-5 および①-6 の成果をまとめて記載)

## 1. 研究開発の内容及び成果等

鉄道車両構体として運用される状態を模擬した条件における難燃性マグネシウム合金の構造物としての特性を取得し得られた知見を基に鉄道車両用構体の設計指針を構築する。具体的には、a)実構造に適用する際の継手構造の強度特性の把握とその改善方法の検討、b)圧延方向(押出方向)による強度特性の検証、c)異種材料との接触部の耐食性の検証などにより構造物としての特性を取得するとともに d)構体の気密疲労強度、e)車端圧縮荷重に対する静強度の検証を行った。さらに事業化につなげるための適用事例として、d)新難燃性マグネシウム合金製客室床の設計と検証を行った。

## 2. 成果

a)実構造に適用する際の継手構造の強度特性の把握とその改善方法の検討に関しては、構体の最終組立(構体結合)に用いられてきた開先隅肉溶接継手の疲労強度が低いことが 2018 年度に確認されたため、構体結合用溶接接手を新たに考案し疲労試験により従来の開先隅肉溶接接手に比べて強度向上を確認した(図 3-2.5.7-13)。

b)圧延方向(押出方向)による強度特性の検証に関しては、主応力比が 1 程度の応力場における等 2 軸疲労試験の実施のために、立命館大学(再委託先)にて、十字型試験片の形状(図 3-2.5.7-14)を FEM 解析にて決定するとともにマグネシウムのヤング率に起因する低荷重大変位に対応するための試験装置(図 3-2.5.7-15)の制御プログラムの改修ののち疲労試験を実施した。等二軸疲労試験の試験結果を、図 3-2.5.7-16 と図 3-2.5.7-17 のミーゼスの相当応力振幅-破損寿命線図の丸プロットで示す。なお、図中の各実線は明石分室における切欠き試験片での試験結果である。

AX41 は、単軸負荷下において押出方向(ED)よりも、板幅方向(TD)で破損寿命が短くなる材質である。等二軸負荷を与えた際には、TD に近い破損寿命となるものの、やや寿命が低下する傾向がみられた。また、ED:TD の応力比が 1:4 となる負荷を与えた場合は、等二軸状態よりもさらに短寿命となる。

AX81G は、単軸負荷下において ED と TD で破損寿命が同程度の材質である。取得した応力振幅は限定されるものの、等二軸負荷を与えた際には、TD 単軸・ED 単軸よりも破損寿命が低下する傾向がみられた。ただし、ED:TD の応力比 1:4 および 4:1 の結果を含めると、応力振幅の大きさによって、最も短寿命となる応力比が変化した。

d)構体気密疲労試験の実施に関しては、気密疲労試験構体の設計として、2017 年度に設計した構体モックアップの構造を基にした改良設計を行った。気密疲労試験構体では、疲労強度の向上のために 2018 年度に開発した裏当て付き開先溶接接手や 2019 年度に開発した構体結合用溶接接手を適用するとともに、特に高応力が発生していた肩 R 部については、ダブルスキン構造の厚みを 10mm 大きくするなどの変更を行った(図 3-2.5.7-18)。また、試験構体は亀裂の有無の観察のため無塗装であるた

め、試験準備として、試験候補地における無塗装の構体材料の暴露試験を実施した。その結果、想定される試験期間（半年から1年程度）では、腐食減量が小さく試験構体の板厚に腐食代を設ける必要が無いことを確認した。また、気密疲労試験において圧力サイクルを発生させるための試験装置を設計するとともに、模擬試験構体を用いた性能検証試験を行い、設計時のシミュレーション結果と同等の圧力サイクルを発生させることができることを確認した(図 3-2.5.7-19)。

2020年度には図 3-2.5.7-20 に示す新幹線の客室一般部を模擬した試験構体を用いて、トンネル通過時の圧力変動を模擬した静荷重試験と疲労試験を実施した。気密仕切りと評価部の間に剛性調整部（Stiffness transition part）を設けることで全長を5mに抑えた設計であり今までに実績のない設計であったが、静荷重試験を行いその結果から客室一般部としての疲労強度の評価が可能なが確認できた。

静荷重試験におけるゲージ配置を図 3-2.5.7-21 に示す。変形量は、図 3-2.5.7-22 に示すように屋根構体以外で、解析結果とよく整合する結果であった。屋根構体の変形に関しては、FEM 解析結果と比較して7割程度の測定値であったが、これは、屋根構体がねじれた状態で組立てられていることが原因であると考えられる。ねじれ量はアルミ合金製構体の公差幅に入る値であり実際の製造現場で起こりえる程度の値であるので、この試験構体によって実車両を模擬した疲労強度評価が可能であると考えられる。なお、床板のFSWには補修が不可能で亀裂が残った状態で試験を行っているが、台枠が骨皮構造であり床板（皮）が破断しても骨に当たる横ハリが荷重を支え続ける冗長性があるので、FEM 解析と同等の変形量に収まっていると考えられる。

静荷重試験における応力値とFEM 解析結果の比較を図 3-2.5.7-23 に示す。裏当て付き開先溶接接手の溶け込みの非破壊検査はUTで行われるが、ダブルスキン構造の場合、様々なエコーが重なるためにUTでは検出が困難である課題がある。このため、今回は、溶接線に歪ゲージを貼り付けるとともに、FEM 解析モデルも溶接線の溶接金属をモデル化することで、その応力値の比較による溶け込み不足の検出を試みている。軒部内面の西側の溶接線においてFEM 解析結果と比較して高い応力値が測定されたので、この溶接線については溶け込み不足の可能性がある結果であった。

静荷重試験の後、2020年7月7日から疲労試験を開始した。荷重繰返し数の履歴を図 3-2.5.7-24 に示す。試験開始直後の7月9日（1450サイクル）に屋根構体の溶接線に亀裂が見つかり補修を実施した。疲労破壊ではなく溶け込み不足による亀裂であった。疲労試験開始当初は、ゴム継手の不具合や床板のFSWの亀裂拡大の対策のため繰返し数を進めることができない状態が8月まで続いたが、9月ごろから対策の効果で荷重繰返し回数を進めることができるようになった。しかしながら、この時点で計画に対し約2か月の遅れとなった。このため10月からは夜間の自動運転を開始することで進捗を早め、約1か月遅れの2021年1月23日に目標の $1.47 \times 10^5$ 回に達し試験を完了した。疲労試験の期間中に計画していた溶接部のPT（浸透探傷試験）を4回実施した。ダブルスキン構造の客室一般部を模擬した評価部について4回目のPTまでは、進展するような亀裂は見つからなかった。4回目のPTにおいて静荷重試験で溶け込み不足の可能性が高い結果であった軒部内面の溶接線（西側）に亀裂が発見され、その後、進展したので補強を追加して試験を続行している。

溶け込み不足の溶接部以外に、評価部のダブルスキン構造に補強の追加が必要になるような損傷が生じていないことから、難燃性マグネシウム合金製構体の客室一般部のダブルスキン構造の安全寿命設計の信頼性を実証することができた。

最後に、疲労試験を完了した試験構体を用いて切出し法による残留応力測定も追加で実施した（図 3-2.5.7-25）。アルミ合金製構体でもほとんど測定例がないことから貴重なデータが得られた。

2021 年度は試験構体から切り出した継手サンプルの溶接部の溶け込み調査と残強度試験を実施した。

溶接部の溶け込み調査は、図 3-2.5.7-26、図 3-2.5.7-28 の白丸部について行った。軒部については、東側と西側で比較して溶け込みに大きな差はみられなかったが、②W について図 3-2.5.7-27 に示す融合不良が見つかった。2020 年度の構体気密疲労試験では、西側の軒部の溶接部で亀裂が見つかったが、このような融合不良が発生していた可能性が考えられる。吹寄せ部については、図 3-2.5.7-29 に示すように西側、東側の溶け込みは十分であるが、東側については、裏当て金が浮いた状態となっていた。

残強度の確認は、断面形状に曲率が無い吹寄せ部について軸疲労試験を実施した。試験体の採取位置を図 3-2.5.7-30 に、試験結果を図 3-2.5.7-31 に示す。残強度試験結果は、2018 年の継手疲労試験結果から求めた設計線をやや下回るものの 1 点をのぞきその差は 10MPa 未満でありほぼ同等の値となった。10MPa 程度の差が生じた 1 点は、図 3-2.5.7-30 (b)の⑤-3 の部位から切り出した試験片の結果であるが、図 3-2.5.7-29 の①E に示す裏当て金の浮きが疲労強度に影響している可能性が考えられる。なお、残強度試験を行った吹寄せ部の溶接接手は、気密荷重負荷時の発生応力が低い部位であったので、疲労損傷は小さく、2018 年に実施した継手疲労試験の平均線のデータからマイナー則による疲労損傷を考慮して求めた残強度の予測値は、設計線とほぼ同等の値となっている。

e)車端圧縮荷重に対する静強度の検証に関して、連結器荷重：980kN に対応する構造案を案出して強度の実証のために FEM 解析を実施した。まず、改良設計のために中ハリの材料が従来のアルミ合金から難燃性 Mg 合金に変更されることによる多列リベット継手の端部リベットの荷重分担率の変化について検討を行った。ただし、式の導出が複雑となるので図 3-2.5.7-32 に示すように伴板モリ（連結器の緩衝ゴムを支える部品）と中ハリの板厚は同一とし、列数も 4 列として簡略化して端部リベットの荷重分担率  $R$  を求めた。この式を用いた数値計算の結果を図 3-2.5.7-33 に示す。中ハリの材料を鋼→アルミ→マグネシウムに変化させることで、 $E2/E1$  の値は、 $1 \rightarrow 0.34 \rightarrow 0.21$  に変化する。これにより端部リベットの荷重分担率  $R$  は、 $0.32 \rightarrow 0.41 \rightarrow 0.44$  となった。この結果は、中ハリの難燃 Mg 合金化により、中ハリがアルミ合金製の構造と比較して、最大荷重が生じるリベット位置で、1 割程度の荷重増加が見込まれることになる。現状のアルミ合金製構造で発生応力が耐力に近い構造の場合、マグネシウム合金の耐力がアルミ合金と同等であっても強度不足となる結果となった。このため、連結器取付部の構造を抜本的に見直すことにした。



連結器取付部試験体について、従来構造と改良構造案を図 3-2.5.7-34 に示す。従来構造の伴板モリ（連結器の緩衝ゴムを保持する部品）は、左右対称な構造であるが、上下対称ではない。このため上下に荷重伝達が不均一になる。改良構造案は左右対称、上下対称の構造とすることで荷重伝達が上下にも均一にすることを設計コンセプトとした。改良構造案の連結器荷重 980kN 負荷時の FEM 解析結果を図 3-2.5.7-35 に示す。改良構造案では、伴板モリ（鋼構造）の最大発生応力は 349MPa で材料 SMA570 の耐力 460MPa に対して低い値となった。また、中ハリにおける圧縮最大発生応力は、ダブルリングプレートで発生し 157MPa であった。この値は、ダブルリングプレートの材料 AX81G の圧縮耐力 157MPa（実験値）以下の値とである。なお、従来構造では、伴板モリの最大発生応力は 456MPa、中ハリの圧縮最大応力は 177MPa であったので、改良構造案とすることで、伴板モリでは-23%、中ハリでは、-11%の応力低減の効果が得られた。

新幹線用客室床への難燃性マグネシウム合金の適用について、目的を従来のアルミ合金製客室床に対する軽量化とした。一方、客室床には台車からの騒音の遮音という機能が要求されるが、遮音性は遮音壁の質量が大きいほど高くなる性質（質量則）があるので、軽量化しながら必要な遮音性を確保することが設計課題となった。このため設計コンセプトは、①適用部位を台車から遠い車体中央部に限定することで必要な遮音性のレベルを下げる。②コインシデンス効果の回避による遮音性の向上（従来、車体中央部に適用されているアルミ合金製床板は、芯材にアルミハニカムを用いていて、コインシデンス効果による遮音性の低下がある）とした。まず、②について、アルミハニカムの代わりに芯材として様々な種類の発泡樹脂を適用した場合のメーカーとしてのノウハウから発泡樹脂の仕様を決定し、客室床として構成した場合の透過損失の測定を行った結果を図 3-2.5.7-36 に示す。これにより難燃性マグネシウム合金製客室床は、従来のアルミニウム合金製客室床と同等の透過損失特性が得られていることが試験体レベルで確認できた。次のステップとして、実車両に搭載するための必要条件となる鉄道車両用材料燃焼性試験や図 3-2.5.7-37 に示す各種の強度試験を実施した。鉄道車両用材料燃焼試験では、不燃性の判定を得た。また、各種の強度試験では、アルミ合金製床板と同等以上の結果が得られた。そして、これらの事前の検証の後、東日本旅客鉄道株式会社のご協力で、新幹線試験電車 ALFA-X の中間車の 1 両に難燃性 Mg 合金製客室床を搭載し軽量化の効果と室内騒音への影響の評価を行った。適用部位は、設計コンセプトの①に基づき、図 3-2.5.7-38 に示すように車体中央部の客室部（幅 3m、長さ 9m）とし、アルミ合金製床板と比較して約 50kg（約 23%）の軽量化を確認した。室内騒音についても、アルミ合金製床板の場合と比較して同等であることを確認した。

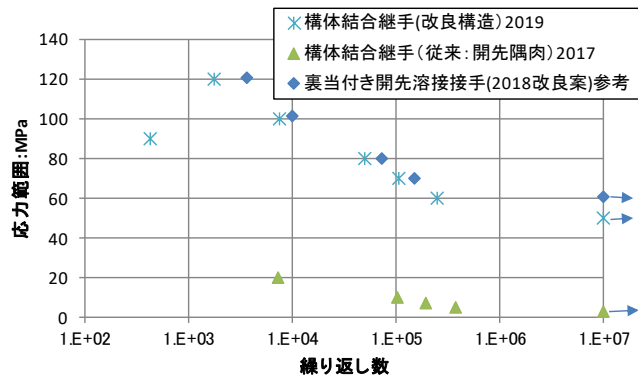


図 3-2.5.7-13 構体結合用溶接継手の疲労試験結果

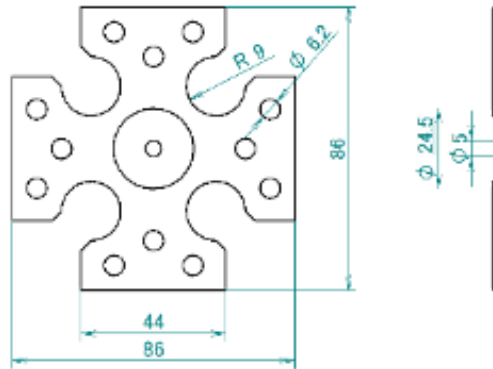


図 3-2.5.7-14 十字型試験片 (2軸疲労試験用)



制御方法：変位制御  
 最大/最小荷重：±50kN (引張・圧縮)  
 アクチュエータ：電気油圧サーボ式  
 センサ：ロードセル(鉛直×2、水平×2)  
           LVDT(鉛直×2、水平×2)  
           伸び計(鉛直、水平)  
 制御ソフト：Visual Basic

図 3-2.5.7-15 試験装置外観 (2軸疲労試験)

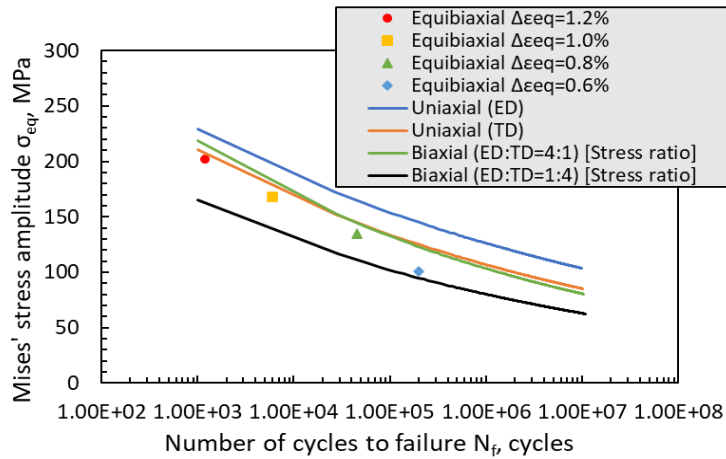


図 3-2.5.7-16 AX41 の疲労強度

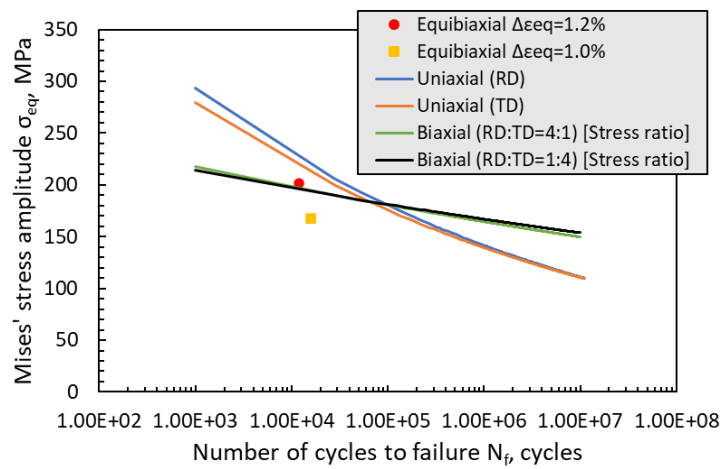


図 3-2.5.7-17 AX81G の疲労強度

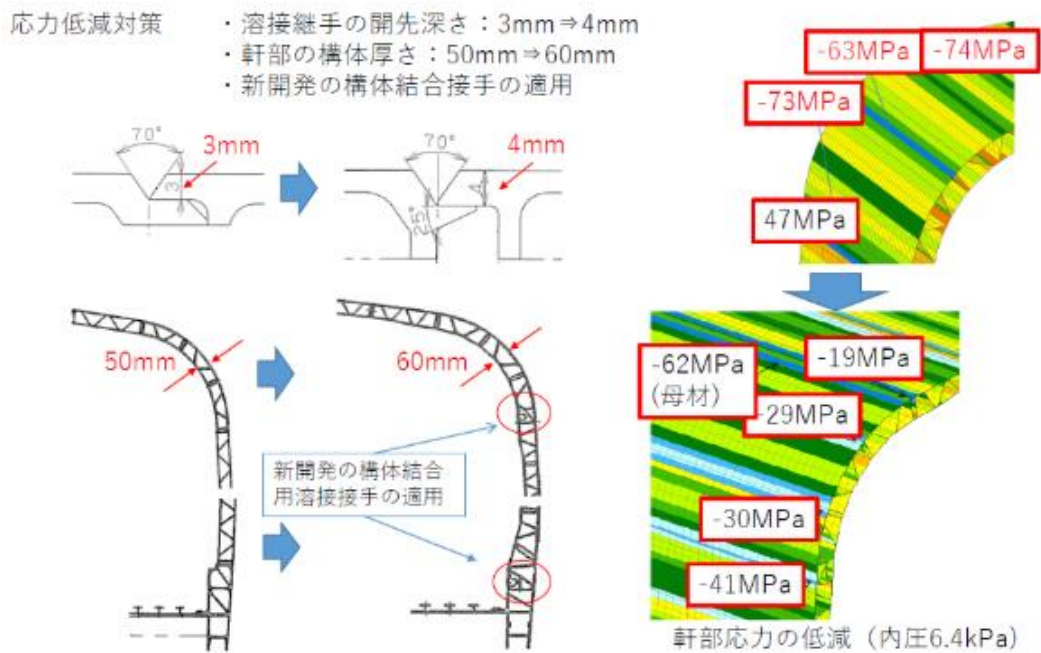


図 3-2.5.7-18 構体構造の改設計



図 3-2.5.7-19 模擬構体による気密荷重試験

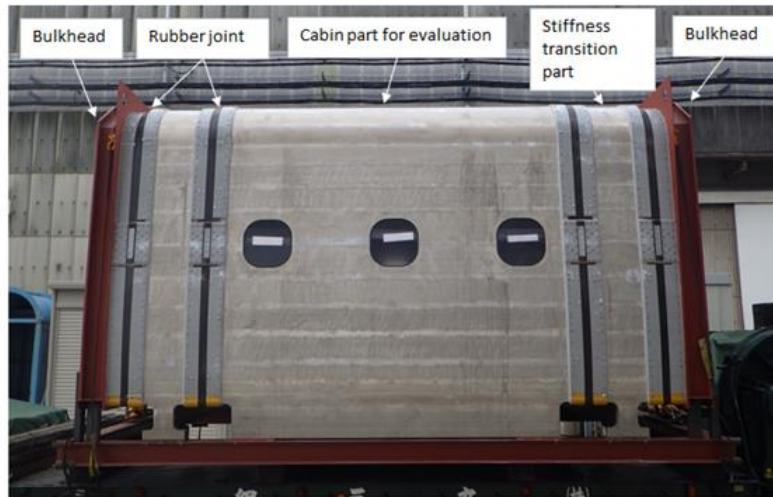


図 3-2.5.7-20 気密疲労試験構体

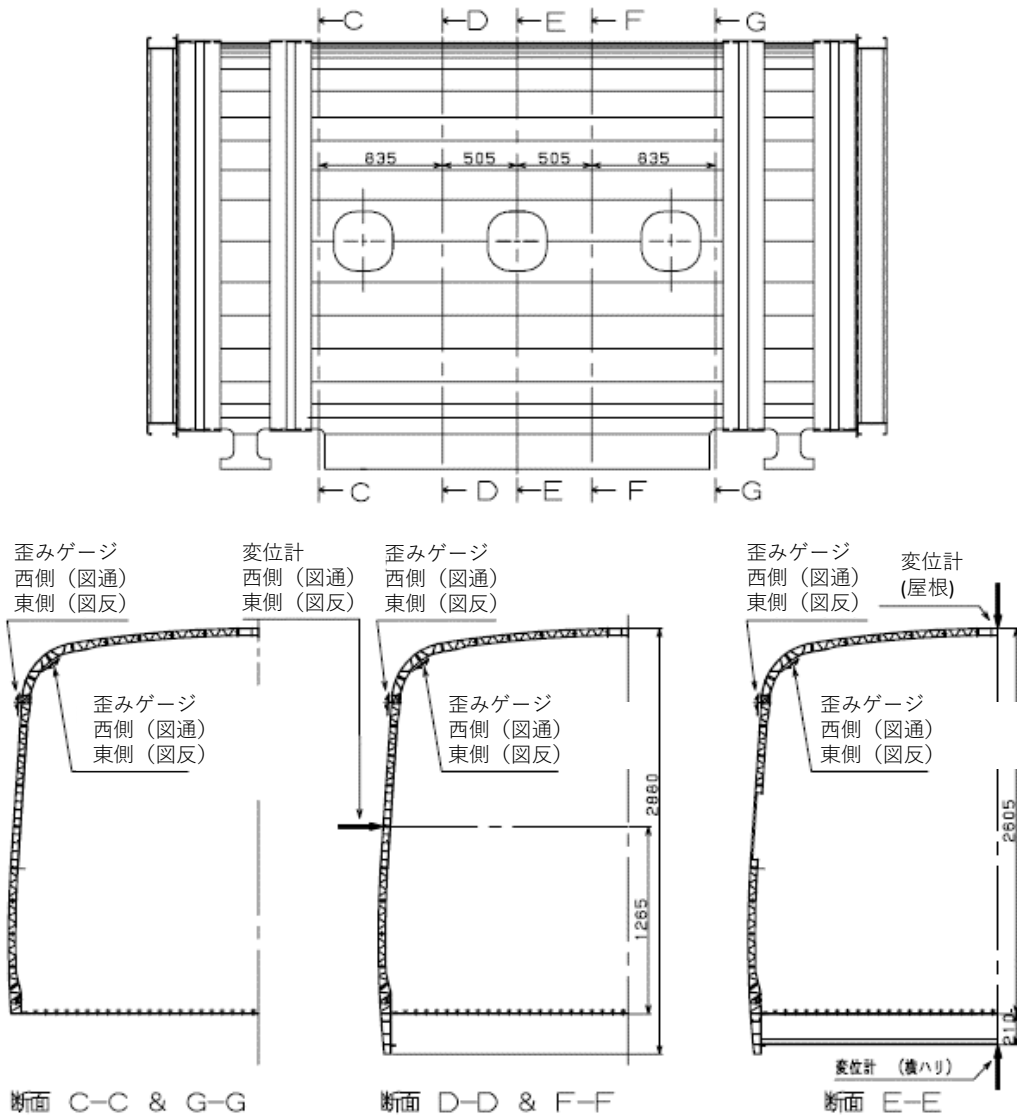


図 3-2.5.7-21 静荷重試験におけるゲージ配置図

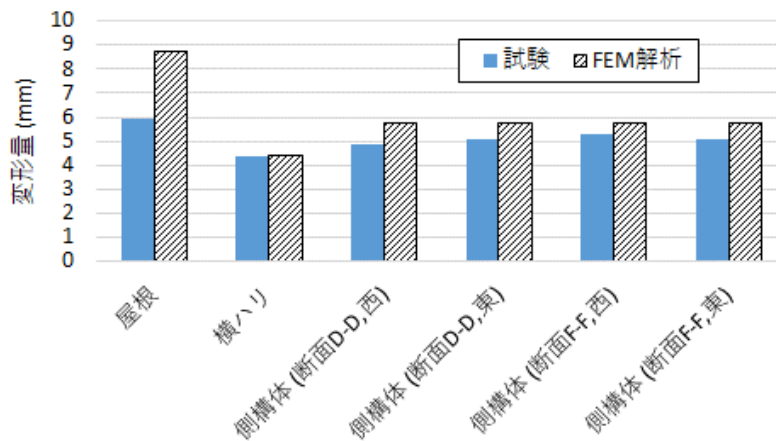
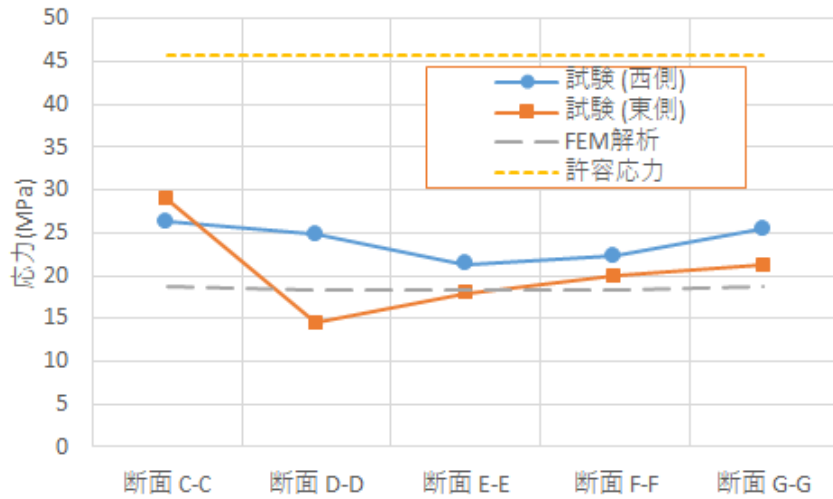
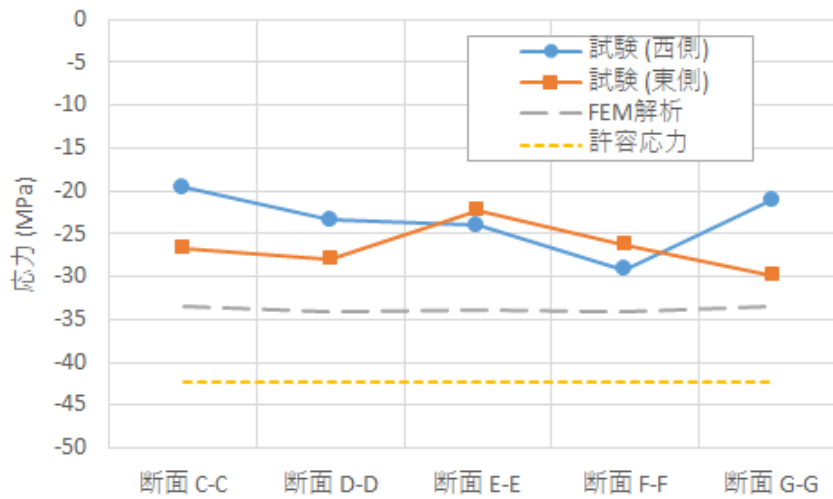


図 3-2.5.7-22 静荷重試験における変形量



(a)内面側



(b)外面側

図 3-2.5.7-23 軒部の溶接接手における応力測定値と FEM 解析結果の比較

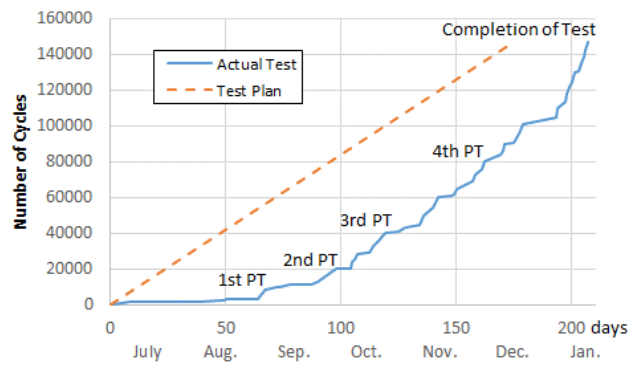


図 3-2.5.7-24 気密疲労試験の荷重繰返し数の履歴

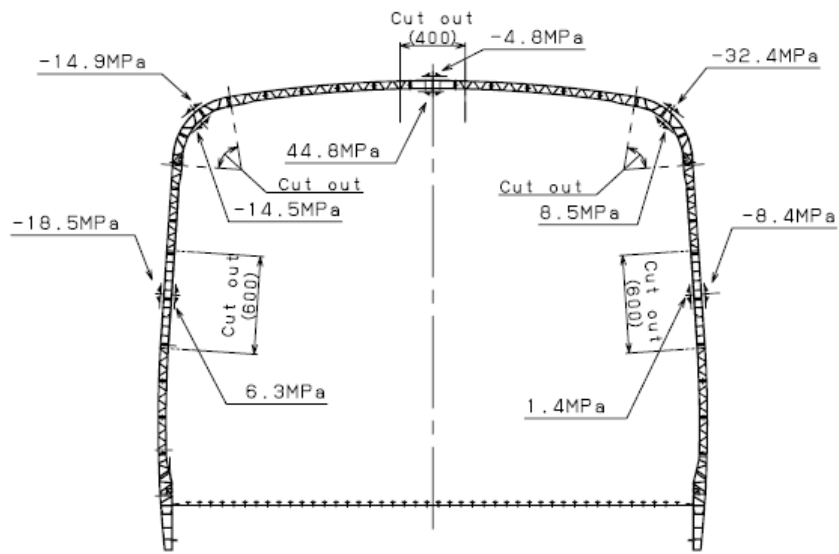


図 3-2.5.7-25 残留応力の測定結果

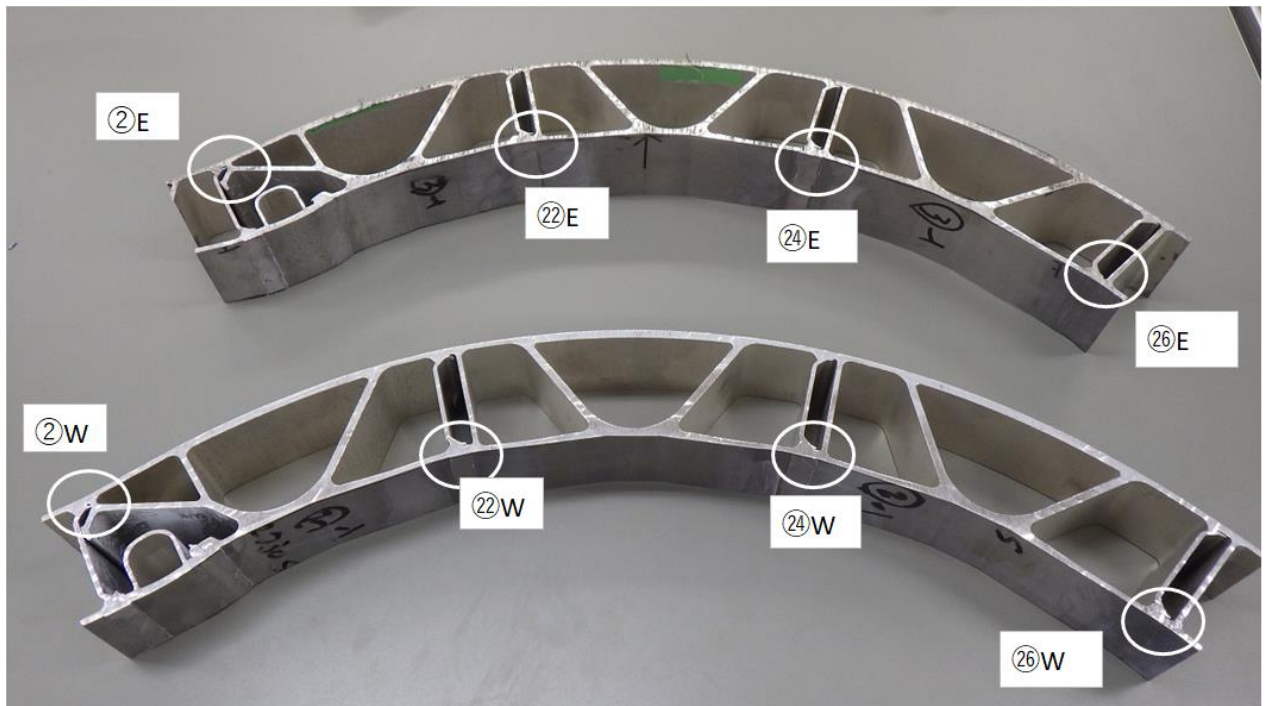


図 3-2.5.7-26 軒部の溶接部溶け込み確認部位 (E、Wは構体疲労試験時の東側、西側を示す。)



切断位置及び観察方向

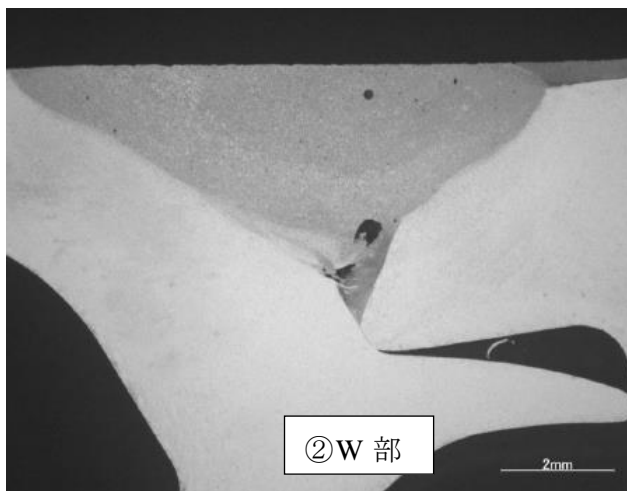


図 3-2.5.7-27 軒部（西側）の溶接部の融合不良

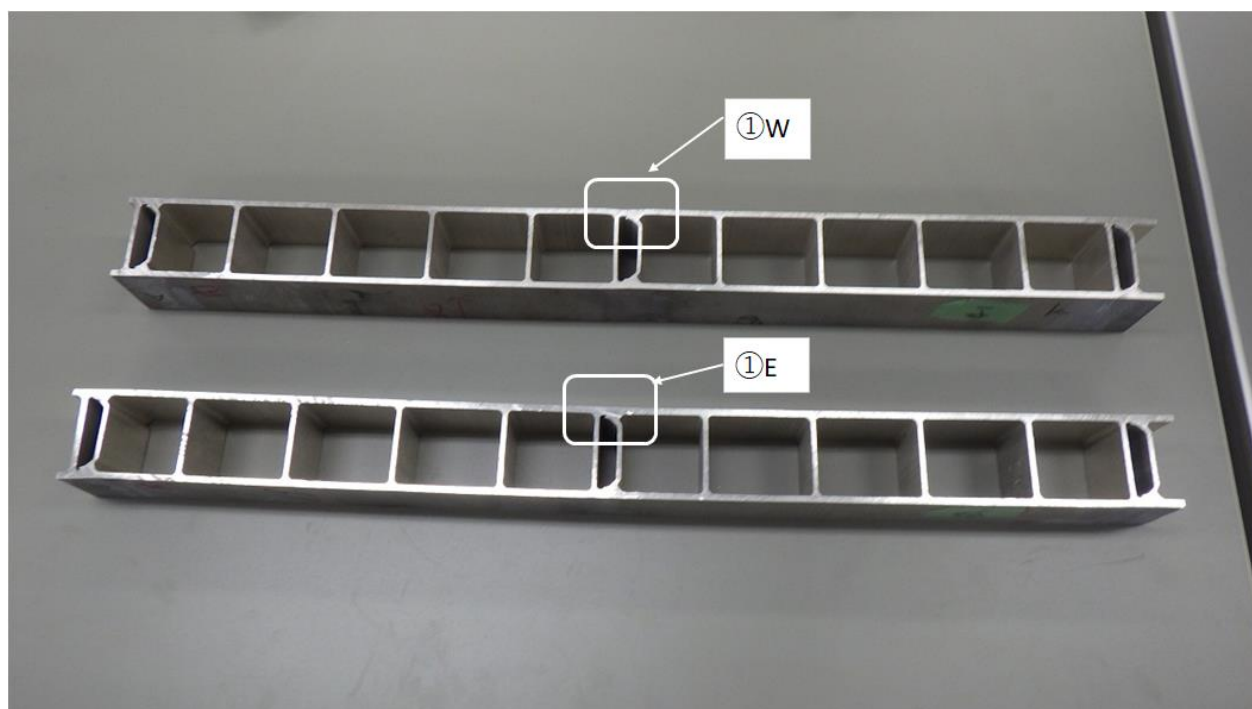


図 3-2.5.7-28 吹寄せ部の溶接部溶け込み確認部位（E、Wは構体疲労試験時の東側、西側を示す。）



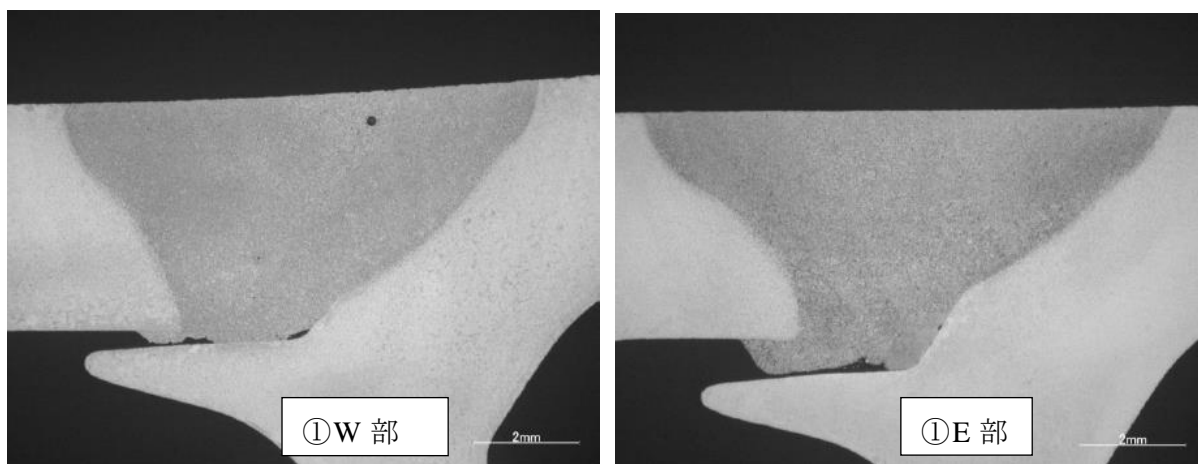
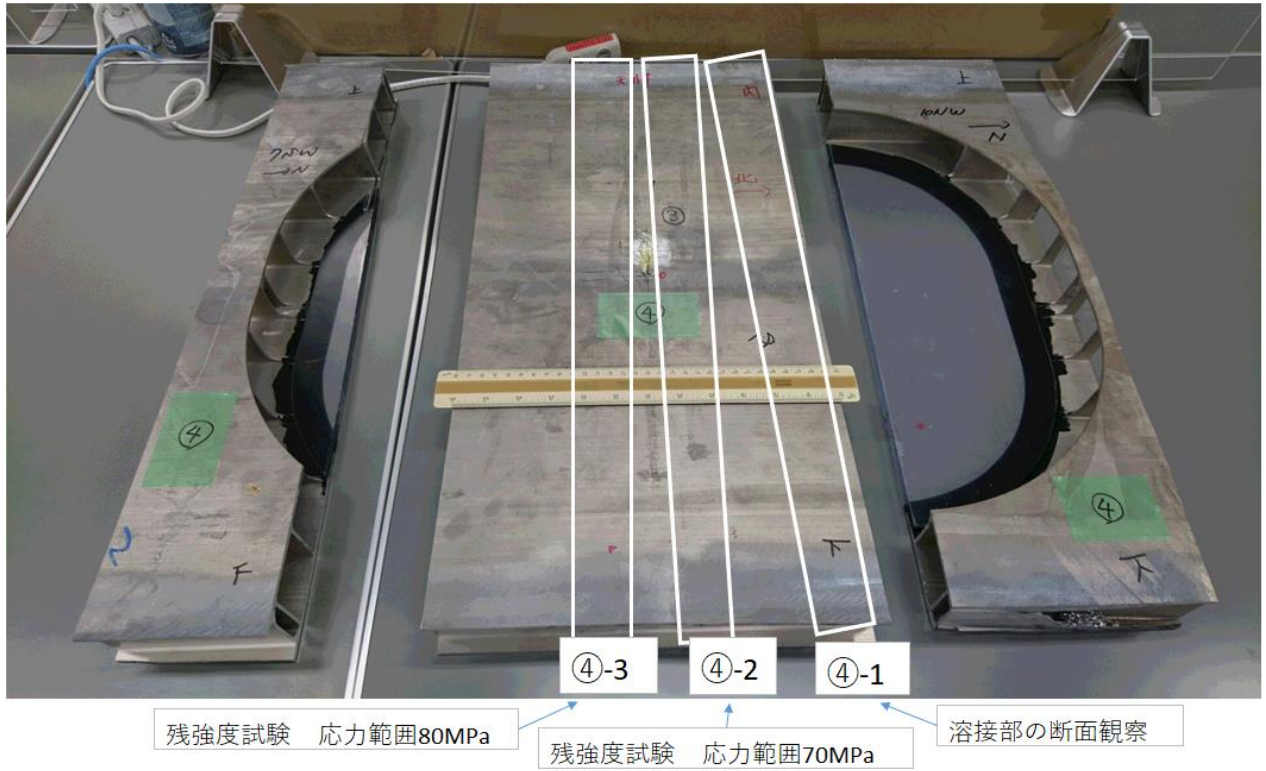
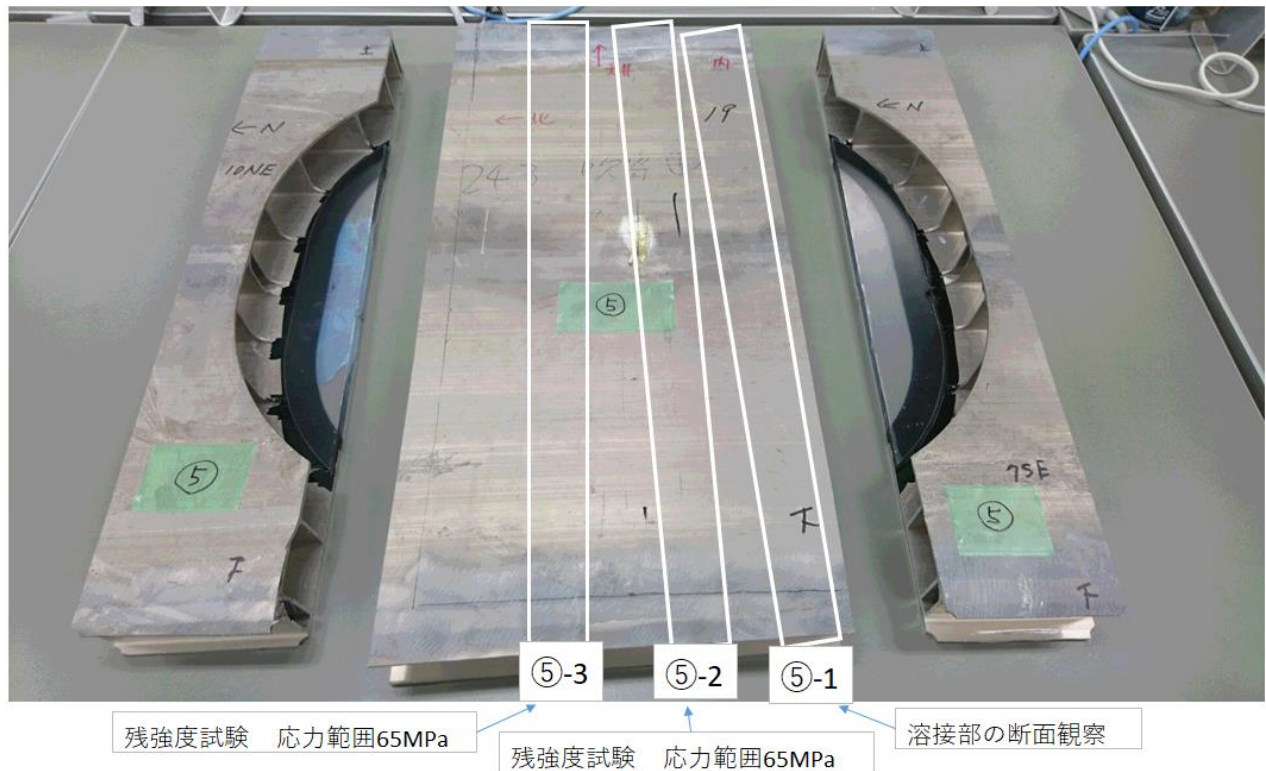


図 3-2.5.7-29 吹寄せ部の溶接部の断面マクロ様相



(a)西側の吹寄せ部からの試験体の採取



(b)東側の吹寄せ部からの試験体の採取

図 3-2.5.7-30 気密疲労試験構体の吹寄せ部の切出し材

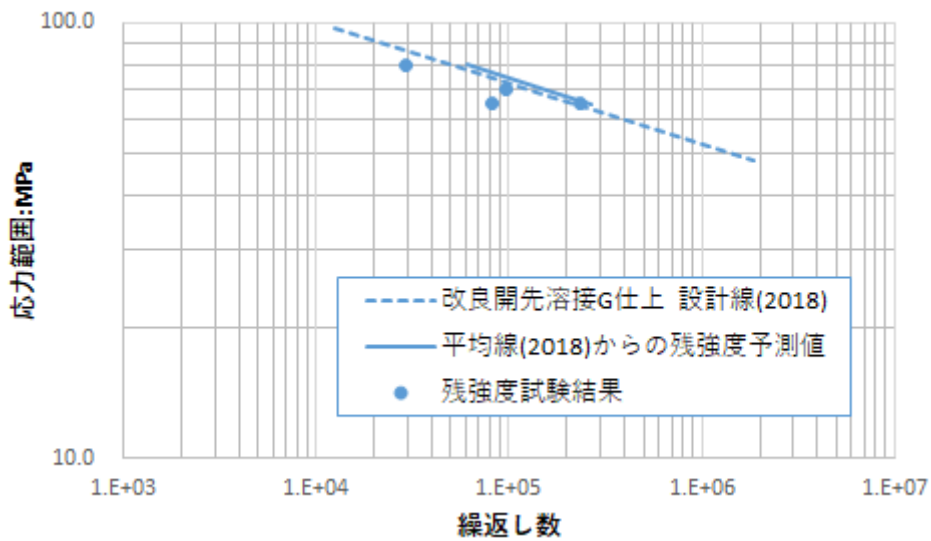
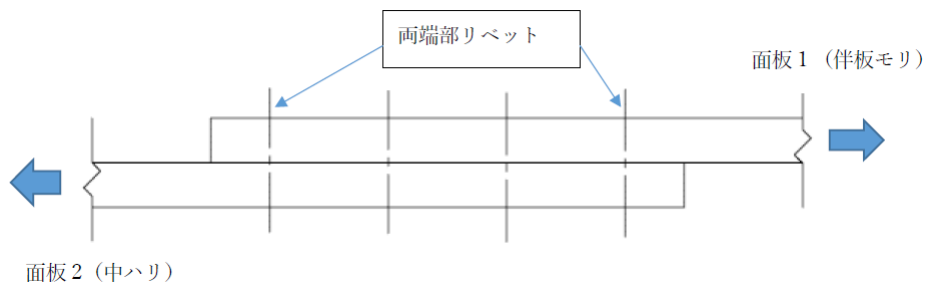


図 3-2.5.7-31 残強度試験結果



$$R = \frac{L \times \left\{ 3 \times C + \frac{1 + \frac{E_2}{E_1}}{A \times E_2} \times L \right\}}{A \times E_2 \times \left\{ \frac{\left(1 + \frac{E_2}{E_1}\right)^2 \times L^2}{(A \times E_2)^2} + 4 \times C \times \frac{1 + \frac{E_2}{E_1}}{A \times E_2} \times L + 2 \times C^2 \right\}}$$

$E_1$  : 面板1 (伴板モリ) のヤング率=206GPa

$E_2$  : 面板2 (中ハリ) のヤング率=44~206GPa

$A$  : 面板の断面積 = 9 mm × 80mm = 720mm<sup>2</sup>

$L$  : リベット間距離=40mm

$C$  : ファスナ定数 (各リベット位置における面板の穴間のずれと荷重の関係の比例定数)

図 3-2.5.7-32 4列リベット継手の端部リベットの荷重分担率

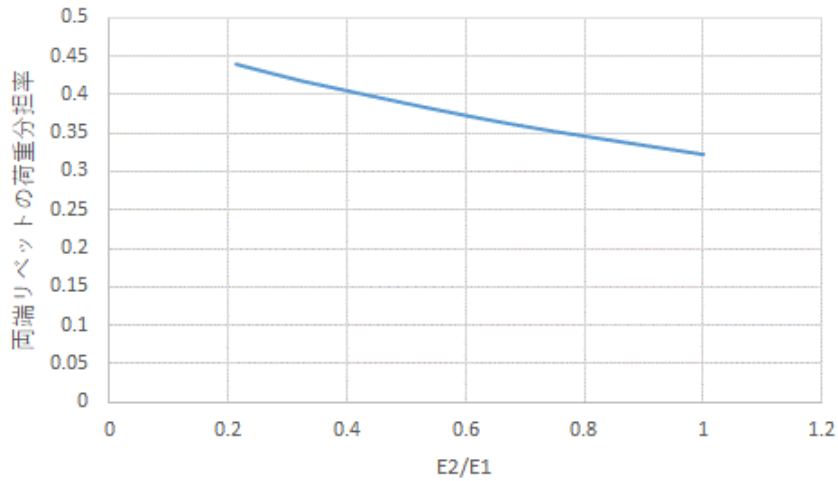
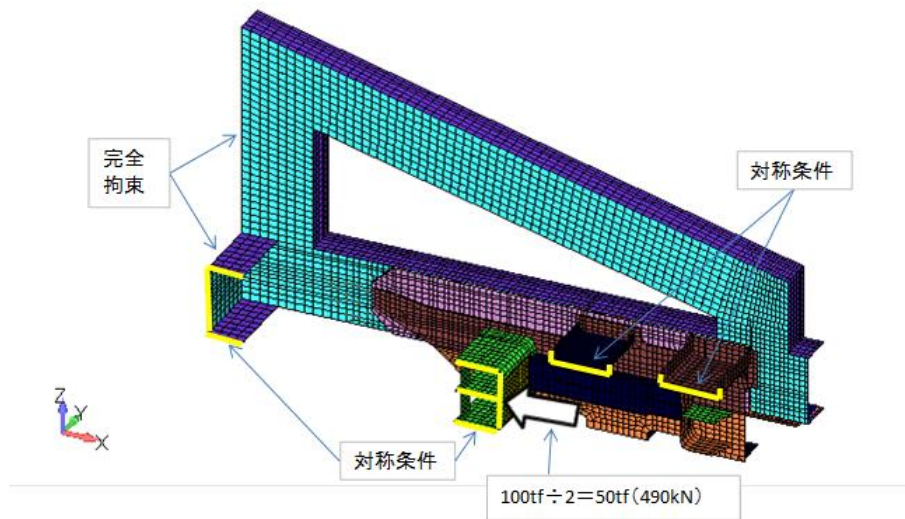
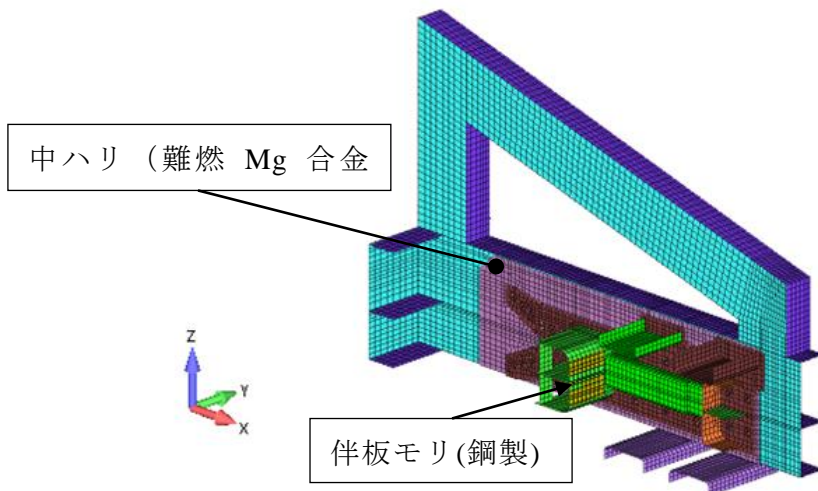


図 3-2.5.7-33 面板のヤング率の比と両端部リベットの荷重分担率の関係の計算例

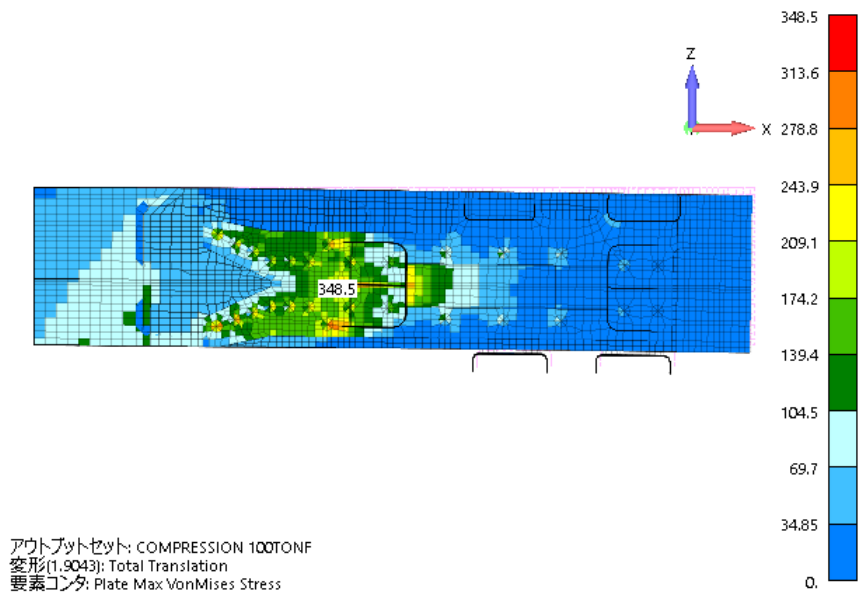


(a)従来構造の解析モデルと境界条件（半幅モデル）

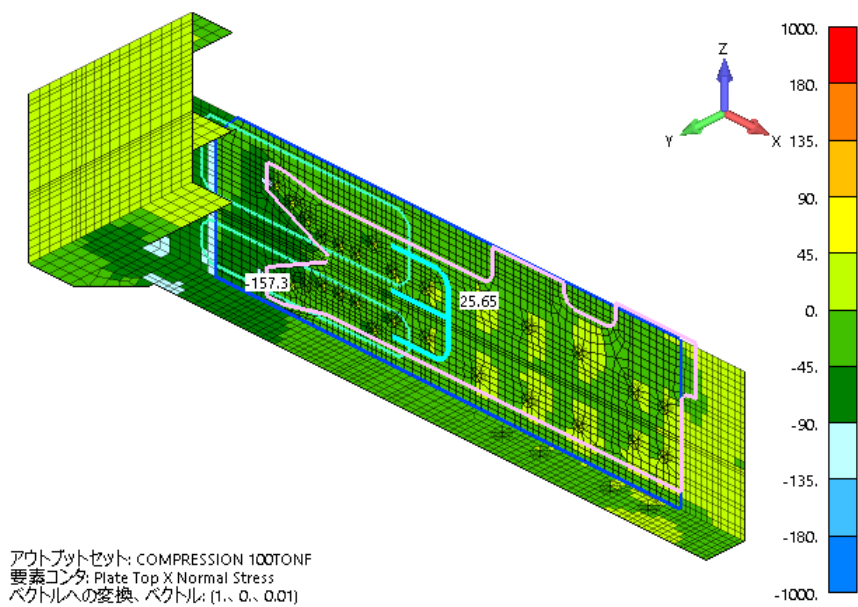


(b)改良構造案（中ハリを上下に拡大し左右上下対称構造）

図 3-2.5.7-34 連結器取付構造試験体



(a) 伴板モリの応力分布



(b) 中ハリの応力分布

図 3-2.5.7-35 改良構造案の解析結果

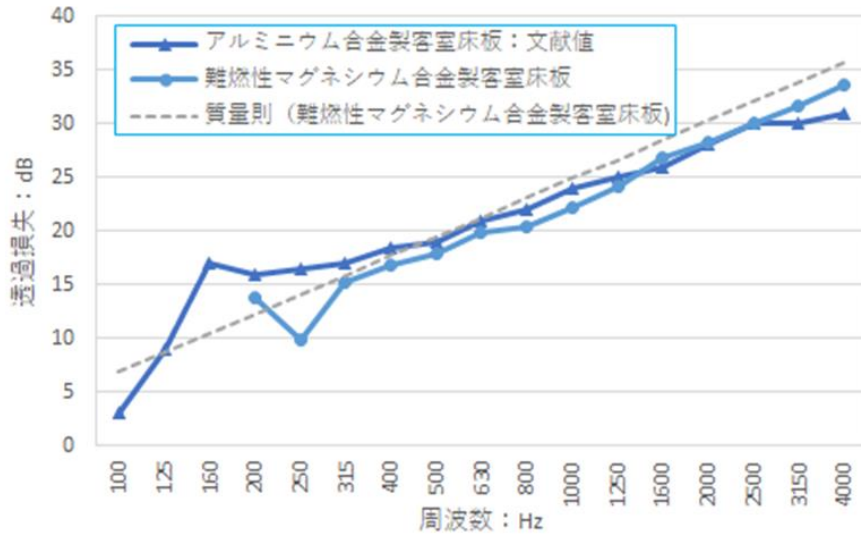
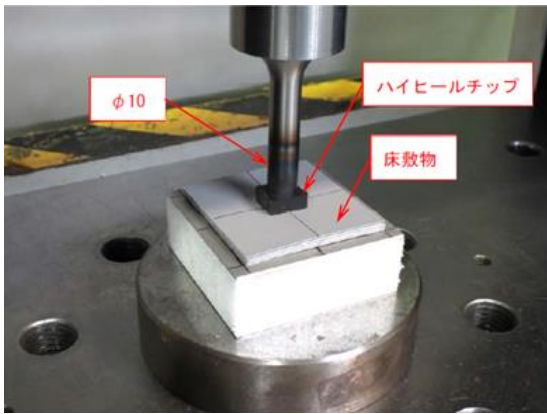
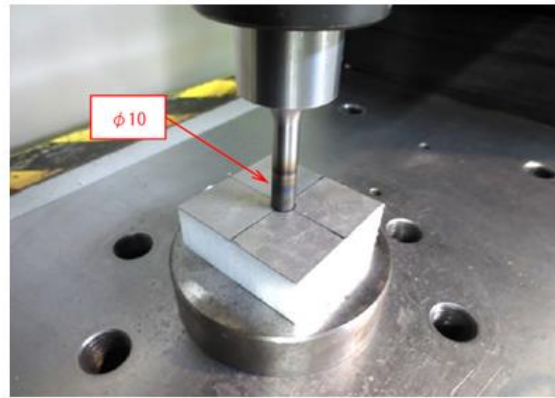


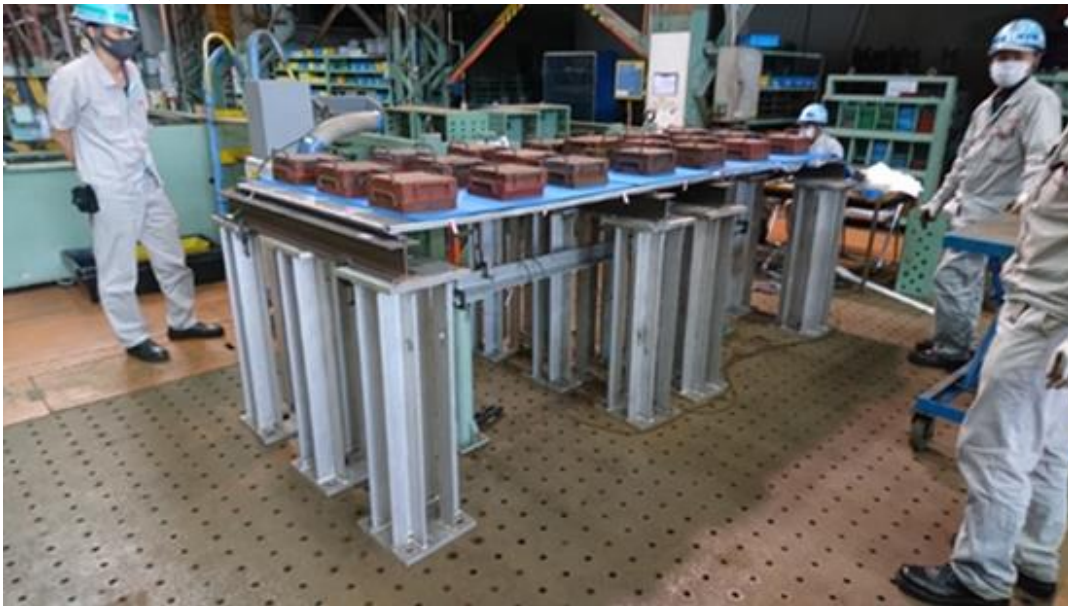
図 3-2.5.7-36 透過損失特性の測定結果



(a)残圧痕試験



(b)ハイヒール陥没試験



(c)床面荷重試験

図 3-2.5.7-37 各種の強度試験

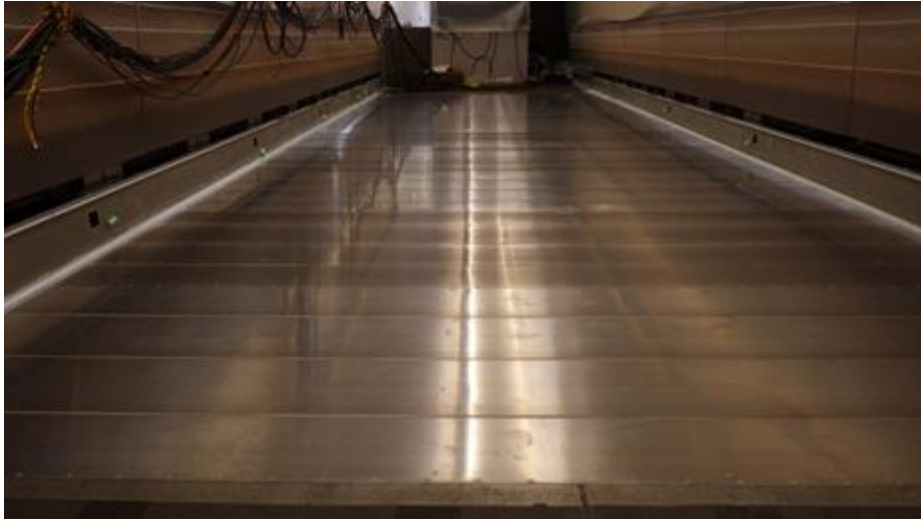


図 3-2.5.7-38 実車両に適用された難燃性 Mg 合金製客室床  
(幅 3m、長さ 9m)

①-7 難燃性 Mg 合金の腐食データベースの作成、及び難燃性 Mg 合金製車両構体の表面処理仕様の確立【大日本塗料】

<既存難燃性マグネシウム合金及び新規開発合金の母材耐食性評価(暴露試験)>

既存マグネシウム合金と共に、2016 年度に開発された新規マグネシウム合金 (AX41・AX81S・AX81G・AX92) につき母材の屋外暴露を懸架し、その腐食特性の解析を実施してきた。テーマ 35 においては、既存マグネシウム合金の 5 年暴露を終了し解析すると共に、新規開発マグネシウム合金は 3 年暴露を終了し、その傾向解析を実施した。(2020 年以降は、テーマ 60 の中で、この後の新規開発合金の 5 年暴露品につき最終評価データ化した)。

暴露は、沖縄 (宮古島) 千葉 (銚子) の 2 拠点、懸架方法は、『直接暴露』、雨水に直接雨風が当たらぬ『遮蔽暴露』の 2 方式で実施した。解析は、暴露済テストピースに対し腐食生成物をクロム酸水溶液にて除去後に、1) 腐食減量 (重量変化)、2) 最大孔食深さ測定 (レーザー 3 次元測定器 (VR-5000:KEYENCE 社製による腐食深度)) を実施した。併せて、ICP 発光分光分析法にて組成分析を行い、暴露結果との相関に関し検証も実施した。

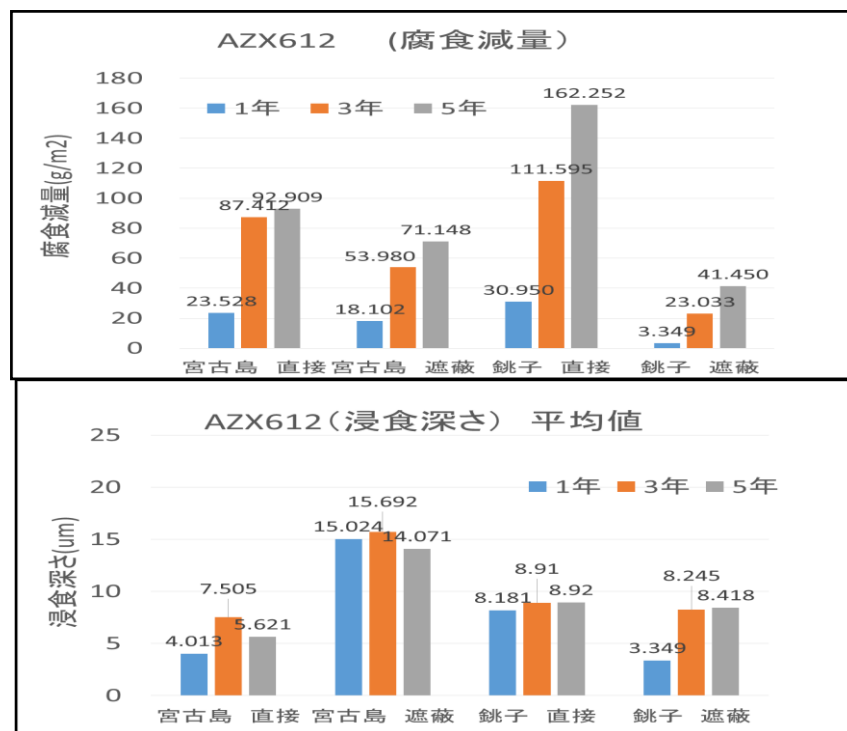


図 3-2.5.7-39 既存難燃性マグネシウム合金(AZX612)の腐食減量並びに浸食深さ

テーマ 19 で先行した腐食特性解析を裏付ける様に、実暴露における腐食状態は、上図 (図 3-2.5.7-39) に示す様に、1) 腐食減量は直接暴露が大きく、2) 腐食深さは、遮蔽暴露が大きい傾向が確認された。直接暴露では風雨により腐食生成物(水溶性マグネシウムに変化)が洗い落とされ随時新たな面での腐食が進行する傾向があった。

一方で、遮蔽暴露では結露の影響で浸食が発生すると考えられる。結露による浸食では、腐食による母材の部分的な表面自由エネルギーの増加 (濡れ性アップ) により、



局部的に腐食が深く進むことが確認された。(図 3-2.5.7-40)

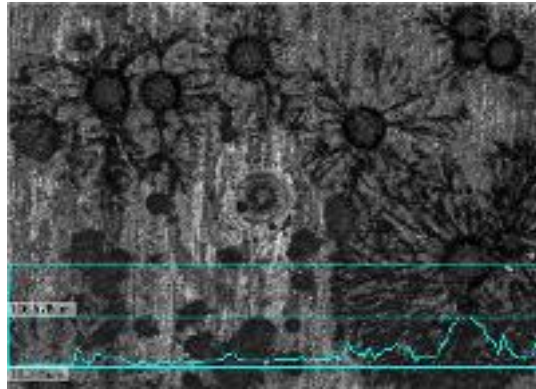


図 3-2.5.7-40 遮蔽暴露での結露腐食（孔食）

雨水であれ結露であれ、電解質(水分)の影響は露地・暴露方式で異なり、その挙動は異なるものとなった。なお 2020 年度までに評価した 3 年暴露終了の新規開発マグネシウム合金でもその傾向はほぼ同じであった。特筆すべきは、ICP での組成分析と照らし合わせると、実暴露に関しても腐食減量に関しては、添加元素中の Al 濃度と腐食減量の関係は、一層顕著となっていた。(2022 年度の 5 年暴露にて確認：テーマ 60)。また Ca 濃度が高いほど腐食減量は大きくなった。暴露方式の差異は遮蔽暴露がやや少ない傾向にあるが、その中でも Ca 濃度の影響は顕著となっていた。(図 3-2.5.7-41～図 3-2.5.7-44 参照。)

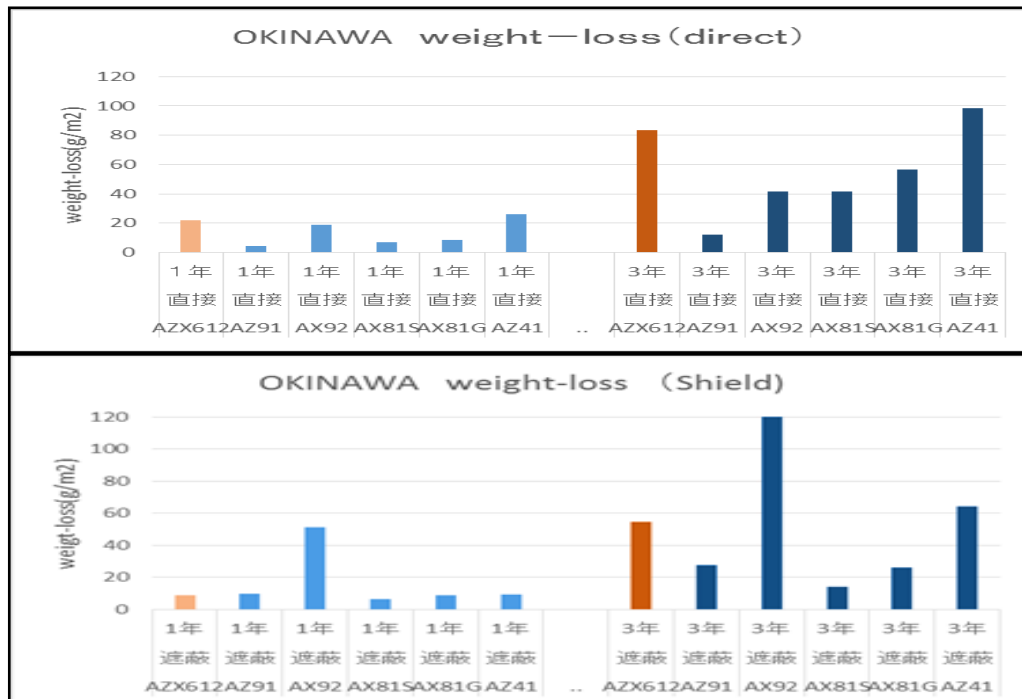


図 3-2.5.7-41 腐食減量の評価；(沖縄) 上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露



図 3-2.5.7-42 腐食減量の評価（銚子）上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露

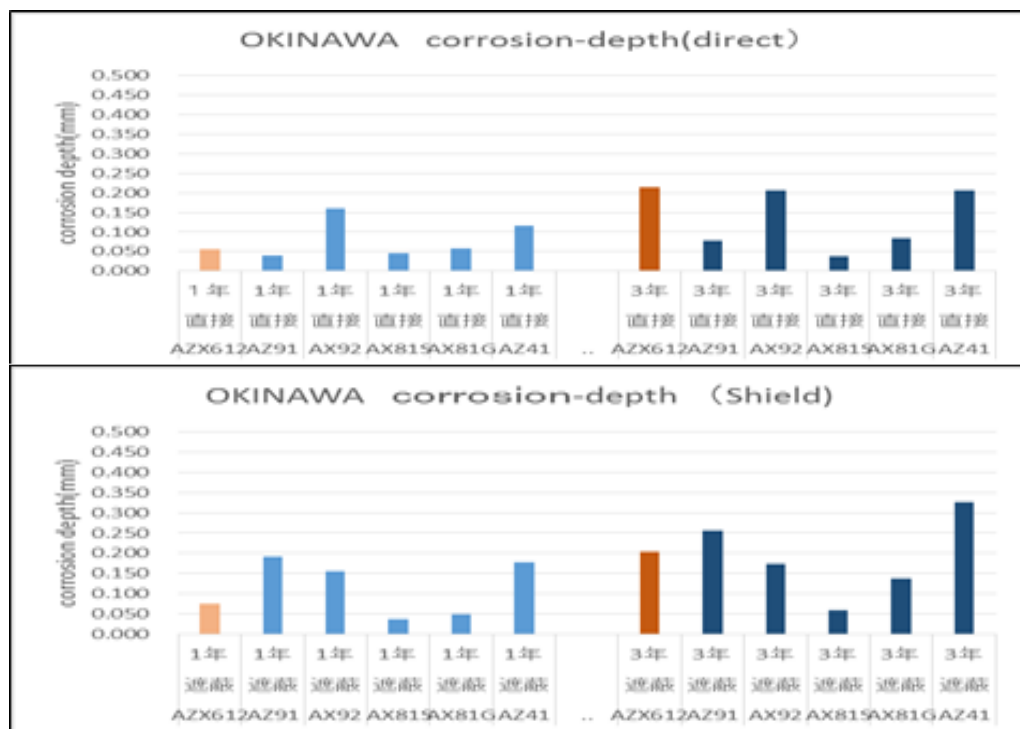


図 3-2.5.7-43 最大孔食深さの評価（沖縄）上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露

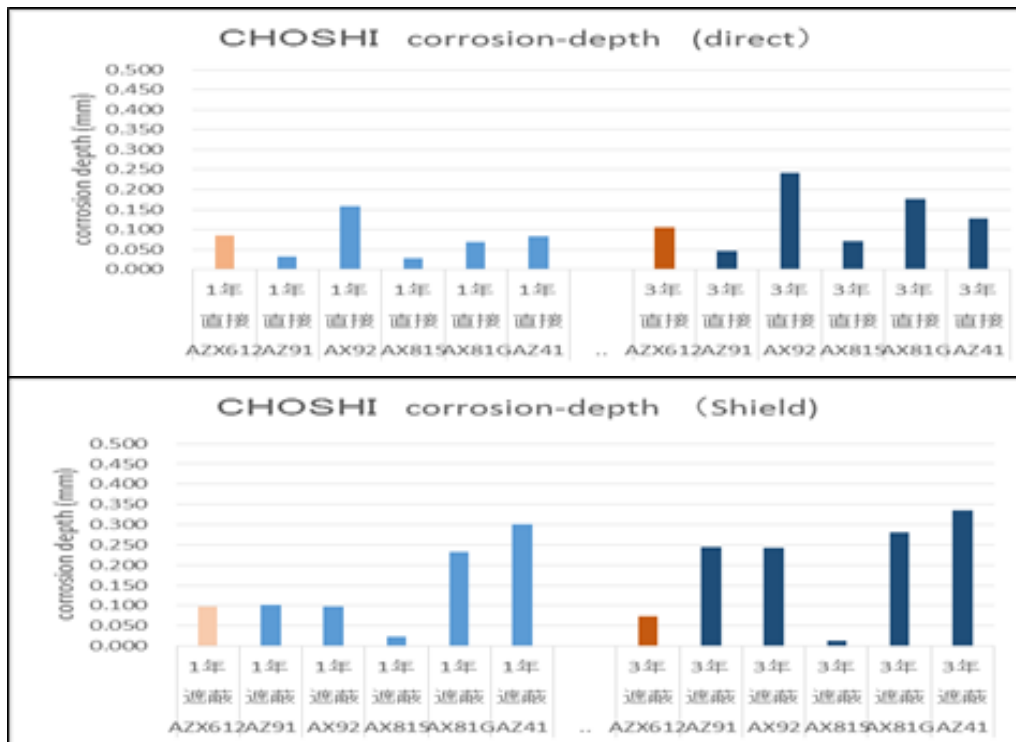


図 3-2.5.7-44 最大孔食深さの評価（銚子）上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露

①-8 難燃性マグネシウム合金製車両構体に必要な化成処理施工技術の開発【大日本塗料、再委託先ミリオン化学】

プロジェクトで開発した化成処理技術（大型車両に対する新規開発のスプレー式の化成処理）に関して、2019年度、横浜金沢分室で作成した1/1気密疲労試験構体の作成に適用した。具体的には、気密疲労構体の評価部と剛性調整部の接続部分に化成処理を適用し、問題なく施工できることを確認した（図 3-2.5.7-45）。塗装(意匠付与)工程については、気密疲労試験後に、構体素地の欠陥評価を行う都合上、本構体への適用は除外した。



図 3-2.5.7-45 構体結合部に施工したシャワー式化成処理の外観

①-9 難燃性マグネシウム合金及び合金上に作製した皮膜の耐食性評価と耐食メカニズムの解明【大日本塗料、再委託先：芝浦工業大学】

プロジェクトで開発した化成処理技術（大型車両に対する新規開発のスプレー式の化成処理）は、従来の化成処理溶液を一部配合変更させることで耐食性を改善した。2019年度は、上記化成処理技術を対象として、XPS、SEM-EDS等の評価技術を駆使して、化成処理皮膜の構造評価解析を実施した。その結果、化成処理液中に含有した特定元素がマグネシウム化合物として表面処理皮膜に存在することや、これらが化成皮膜の形成を安定化させ、且つ、防錆目的で加えたリンの塗膜内の分散状態も、化成処理膜の緻密化や防錆顔料の偏在抑止となり、防錆性に寄与にしたことが示唆された。

一方、母材の腐食機構に関し、当初に促進試験（塩水浸漬）を基に立てた腐食メカニズムの仮説に対し屋外大気暴露での検証を実施した。暴露終了試験片の腐食状態の解析結果を基に促進試験との差異につき比較を実施した。屋外大気暴露では直接暴露・遮蔽暴露では腐食量はもとより目視での腐食形態にも差が認められる。暴露試験片のSEM等では直接暴露と遮蔽暴露とでは腐食部表面状態にも差があり、特にLDH（層状複水酸化物）形成と共に、緩やかな長期反応による針状晶出物が観察され、遮蔽暴露ではより顕著であった。加えてこの腐食生成物は、空気中のCO<sub>2</sub>の影響により炭酸化合物の水和物も観察され、促進試験による強制的な腐食に比べ、緩やかな腐食進行と共に晶出物の生成と溶出のサイクルにて腐食が進み、環境条件の影響（空気中の炭酸ガス）や暴露条件（直接と遮蔽）の差異も確認された。よって短期の促進試験は腐食の目安となるものの、一概には腐食進行を語れないことも示唆された（図3-2.5.7-46）。

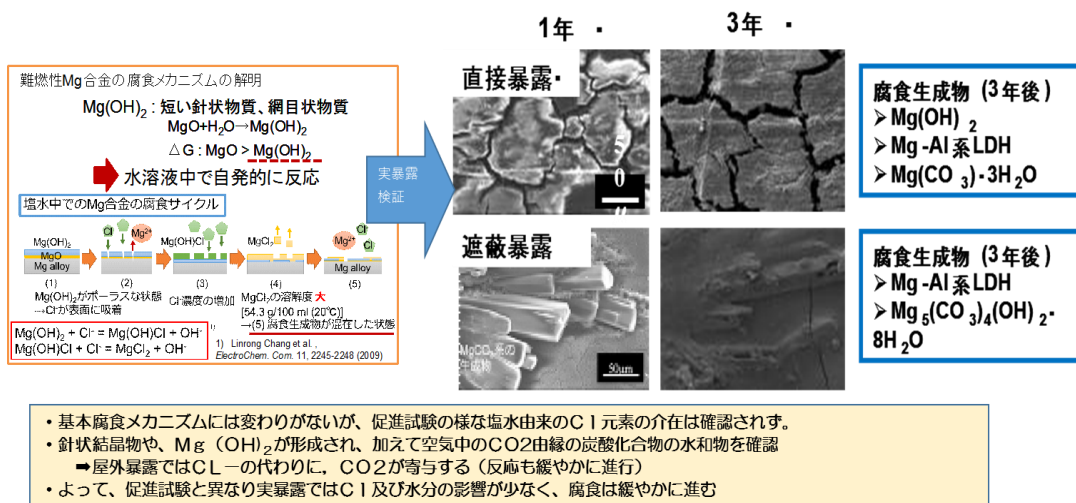


図 3-2.5.7-46 実暴露における腐食メカニズムの検証

## ② 革新的マグネシウム材の自動車構造部材への適用技術開発

### ②-1 マグネシウム合金による自動車部品試作、性能評価【トヨタカスタマイジング & ディベロップメント】

マグネシウム開発合金を用いて 1/1 スケールのフロントフードの試作を行うに当たって必要となる 7つの研究項目について研究開発を推進した。以下、各研究項目の成果の概要をそれぞれ記す。

#### (1) アルミニウム製フロントフードの分解調査 (2019 年度)

マグネシウム開発合金を用いてフロントフードの試作を行うにあたり、実車に搭載されているフロントフードを調査し、部品としての目標特性を明確化する必要がある。そこで、既存輸入車のアルミニウム製フロントフードをベンチマークすることとした。調査は、(i)重量、サイズ、板厚、塗膜厚、ビッカース硬度、引張特性の測定、(ii)材質、表面処理、ミクロ組織、化学成分の調査、(iii)クリンチ接合部、へム部の断面観察、以上 3 点について調査を実施し、調査を通じて、部品としての目標特性を明確化した。

#### (2) フロントフードのリバーズエンジニアリング (2019 年度)

既存輸入車のフロントフード形状にて試作を行うため、対象部品のリバーズエンジニアリングを行った。フードアウトパネル、フードインナパネル、ストライカ、ヒンジリフォースの 3 次元測定を行い、得られたスキャンデータを使用し、CAD データの作成を完了した。

#### (3) 開発合金のプレス成形トライ (2019～2020 年度)

フロントフードを模擬した小型形状でのプレス成形試作・ヘミング加工試作を実施した。ここでは、マグネシウム開発合金を用いて、 OUTER パネルと INNER パネルをプレス成形試作し、その試作品を用いてヘミング加工試作を行った。ヘミング加工はプレスヘミングとローラー加圧ヘミングの 2 つの加工方法で検証を実施した。その結果、成形温度 150℃でプレス成形・ヘミング加工ができることが確認できた。図 3-2.5.7-47 にその結果の一例を示す。



図 3-2.5.7-47 製作した小型フロントフード

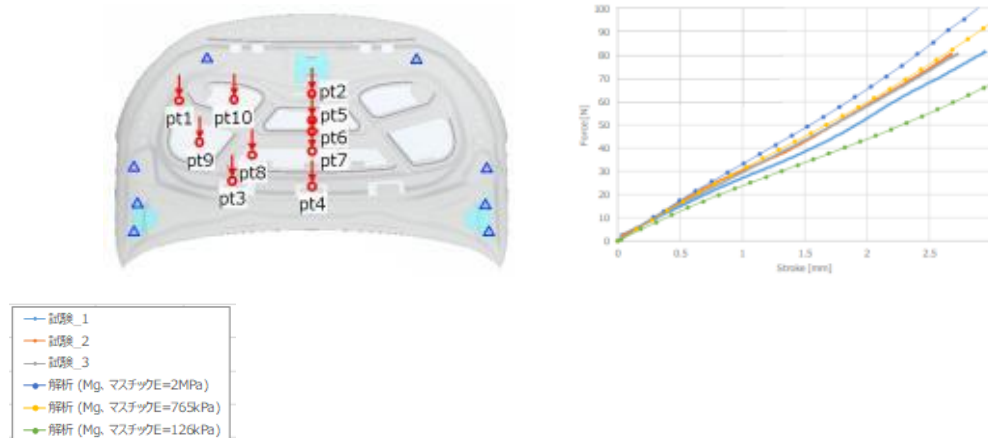
なお、1/1 フロントフードの試作に当たっては、幅約 300mm の圧延材(4～5 枚)を FSW により接合し、広幅圧延材を作製した上でプレス成形を行う必要がある。一方、FSW により接合した開発合金板材においては、FSW 部に強い底面集合組織が形成され、成形性が低下し、材料が破断してしまう傾向があった。その対策として、FSW

により接合した圧延材を対象として、焼鈍処理により FSW 部の延性を回復することを検討した。具体的には、FSW 部の延性を回復するための適切な焼鈍温度を検討した。そこでは、各種温度にて焼鈍処理を行った上で、アウターパネルとインナーパネルをプレス成形にて試作した。その結果、インナーパネルについては、適切な温度の焼鈍処理を行うことで、FSW 部の割れを抑制できることが明らかとなった。アウターパネルについては、焼鈍処理を行うと、母材のフランジ部において割れが発生することが分かり、焼鈍処理は行わないこととした。さらにその試作品を用いて、ローラー加圧によるヘミング加工試作を実施した。その結果、材料成形温度 150°Cにてプレス成形・ヘミング加工とも試作可能であることが確認できた。

#### (4) フロントフードの張り剛性試験 (2019~2020 年度)

ベンチマークであるアルミニウム製フロントフードの張り剛性の調査を実施した。また、マスチックシーラのヤング率を予測する為のデータを取得するため、アルミニウム製フロントフードの剛性試験を行った。

そこでは、アルミニウム製フロントフードと同等の性能を得るための開発合金の板厚の選定や、マスチックシーラのヤング率を選定するために、FEM による検証を実施した。その結果、開発合金のアウターの板厚を 1.2 mm、インナーの板厚を 1.0mm、マスチックシーラのヤング率を 765kPa に設定すると、**図 3-2.5.7-48** に示す通り、ベンチマークの結果と近い相関が得られた。



**図 3-2.5.7-48 張り剛性実機試験と FEM との荷重-ストローク線図比較 (測定ポイント 3)**

#### (5) ストライカ、ヒンジリフォースの試作 (2020~2021 年度)

マグネシウム開発合金を用いたフロントフードの試作に向けて、構成部品であるストライカ、ヒンジリフォース(右側/左側)の試作を行った。そこでは、ベンチマークであるアルミニウム製フロントフードの構成をリバースエンジニアリングにより設計を行った。その結果、ストライカ、ヒンジリフォースともにプレス成形まで完了し、1/1 フロントフードの試作に利用した。

(6) セルフピアスリベット(SPR)接合性の評価 (2019～2020 年度)

マグネシウム開発合金を用いて 1/1 フロントフードを試作するに当たっては、フードインナパネル（開発 Mg 合金性部品）とストライカ・ヒンジリンフォース（鉄鋼製部品）の異材接合を行う必要がある。ここでは、異材接合の手法として SPR 接合を選定した。そして、SPR 接合を適用するために、SPR 接合した部材の引張せん断試験と十字引張強度（CTS）試験を実施した。その結果、図 3-2.5.7-49、図 3-2.5.7-50 に示す通り、ベンチマークである、アルミニウム製フロントフードに採用しているメカニカルクリンチと、ほぼ同等の性能を有することを確認した。

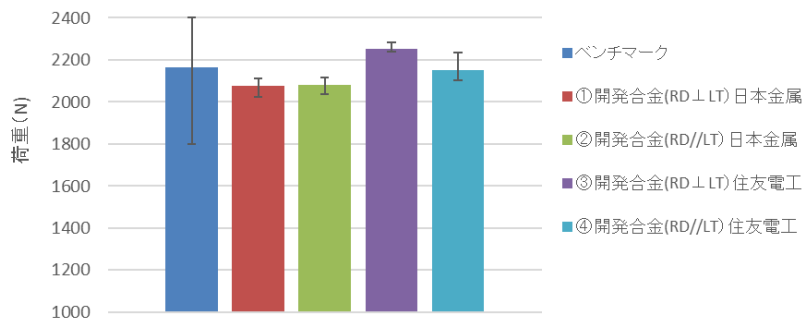


図 3-2.5.7-49 引張せん断試験結果

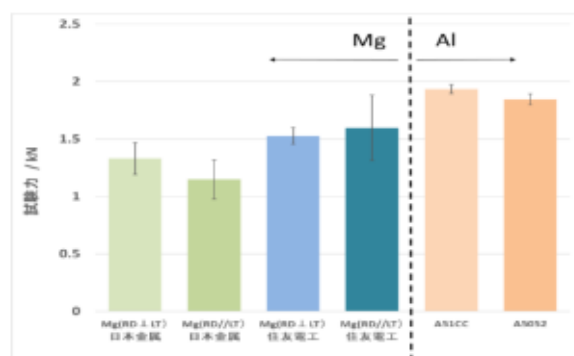


図 3-2.5.7-50 十字引張強度(CTS)試験結果

さらに、ストライカ部分を模した試験体（マグネシウム製インナーパネルの一部に鋼製ストライカ部品を SPR にて締結した試験体）を試作し、その引張圧縮試験を実施した。その結果、アルミニウム製フロントフードと同等の性能を有することを確認した（図 3-2.5.7-51 参照）。

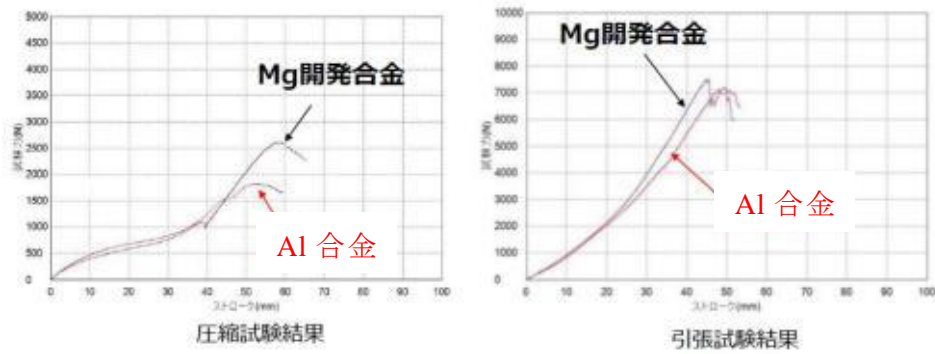


図 3-2.5.7-51 ストライカ試験体の圧縮・引張試験結果

(7) 汎用合金を利用した 1/1 フロントフードの試作(2020～2021 年度)

マグネシウム開発合金を用いたフロントフード試作に向けて、実寸大のプレスを実施する際の問題点抽出を行うことを目的として、汎用マグネシウム合金(AZ31B)を用いて、ベンチマークであるアルミニウム製フロントフードを模擬した 1/1 フロントフードの試作を成形温度 250℃において実施し、プレス成形により所定形状のフードを作製できることを確認した。ここで、AZ31B を用いてアルミニウム製フロントフードを模擬した、実車サイズのアウターパネルおよびインナーパネルをプレス成形した結果を図 3-2.5.7-52 及び図 3-2.5.7-53 に示す。

プレス成形後は、インナーパネルをレーザー加工し、アウターパネル成形品とインナーパネル成形品をアッシー可能な寸法精度が得られていることを確認した (図 3-2.5.7-53 参照)。さらに、アウターパネル成形品とインナーパネル成形品を利用して、ローラヘミング加工を行い、材料温度 250℃において割れのないヘミング加工が可能であることを確認した。



図 3-2.5.7-52 製作したアウターパネル



図 3-2.5.7-53 製作したインナーパネル  
(レーザー加工後)

(8) 開発合金を利用した 1/1 フロントフード試作 (2021 年度)

上記の通り、2020 年度までに、汎用マグネシウム合金(AZ31B 合金)を用いて、プレス成形温度 250℃において、1/1 フロントフードを試作可能であることを確認した。その知見を元に、2021 年度は、開発合金を用いて 1/1 フロントフードの試作を推進した。そこでは、住友電工 (株)、日本金属 (株) にて作製した開発合金の広幅圧延



材を用いて、インナーパネル及びアウターパネルの試作を行った。広幅圧延材は、FSWにて幅約300mmの圧延材を複数枚接合することにより作製した、幅1300mm、長さ1900mmの板材を利用した。インナーパネルの作製に際しては、「(3) 開発合金のプレス成形トライ(2019~2020年度)」において導出した、FSW部を軟化させるための焼鈍条件にて、予め圧延材を焼鈍した後に、材料温度150℃にてプレス成形を実施した。表3-2.5.7-7にパネルを試作した際のプレス成形条件を示す。表に示すプレス成形条件を採用することにより、150℃以下の成形温度においてインナーパネルをプレス成形することができた。アウターパネルに関しては、「(3) 開発合金のプレス成形トライ(2019~2020年度)」において、焼鈍を行うと母材部の成形性が劣化することから、焼鈍は実施せずにプレス成形を、表3-2.5.7-7に示す条件で実施した。その結果、材料温度150℃にて成形できることを確認した。プレス成形後のアウターパネルの外観を図3-2.5.7-54に示す。

次に、作製したインナーパネルとアウターパネルを重ね合わせ、「(3) 開発合金のプレス成形トライ(2019~2020年度)」で導出した条件を元に、ローラヘミング加工を実施した。ローラヘミング加工に際しては、実際の1/1フロントフードの試作に即して、ヘミング用の接着剤及びマスチックを利用した。接着剤及びマスチックの選定に当たっては、150℃のローラヘミング加工でも硬化しないものを予め選定した上で利用した。表3-2.5.7-8にヘミング加工条件を示す。表3-2.5.7-8に示す条件を採用することにより、ローラヘミング加工に関しても、材料温度150℃以下で加工できることを確認した。ローラヘミング加工後の1/1フロントフードの外観を図3-2.5.7-55及び図3-2.5.7-56に示す。

以上の結果より、開発合金を用いて、1/1フロントフードをプレス成形温度150℃以下で試作可能であることを実証した。1/1フロントフード作製後に、その電着塗装トライを実施したが、その結果については、「②-2 マグネシウム合金-アルミニウム合金の同時化成処理技術の開発【日本パーカラライジング(株)】」に記載したので参照されたい。

表 3-2.5.7-7 アウターパネル、インナーパネルプレス試作条件と結果

成形		材料	成形条件			結果 (母材)
			材料温度 (°C)	プレス速度 (mm/s)	保持時間 (min)	
アウター	ドロ	Mg開発合金 t=1.2mm	145	0.1	5	○
	フランジアップ		130	0.1	5	○
インナー		Mg開発合金 t=1.0mm	125	0.1	5	○

表 3-2.5.7-8 ローラー加圧ヘミング条件と結果

部材		ヒンジ ストライカ	ヘミング条件				結果 (一般部)
アウターパネル	インナーパネル		材料ねらい温度	ローラー速度	接着材	マスチック	
Mg開発合金 t=1.2mm	Mg開発合金 t=1.0mm	有	150℃	30mm/s	○	○	○



図 3-2.5.7-54 開発合金による 1/1 アウターパネルプレス成形品



図 3-2.5.7-55 ローラヘミング加工後のフードアッシー成形品（アウター側）



図 3-2.5.7-56 ローラヘミング加工後のフードアッシー成形品（インナー側）

(9) フロントフードの頭部歩行者保護試験（2021年度）

試作した開発合金による 1/1 フロントフードの性能試験の一つとして、頭部歩行者保護性能試験を実施した。試験に当たっては、ベンチマークであるアルミニウム製フロントフードと、「(7) 汎用合金を利用した 1/1 フロントフードの試作」で試

作した、AZ31B 合金による 1/1 フロントフードも試験に供した。AZ31B 合金による 1/1 フロントフードを比較材としたのは、FSW 部の有無が性能に及ぼす影響を確認するためである。図 3-2.5.7-57 に開発合金により試作したフロントフードの頭部歩行者保護性能試験時（鉄球がフロントフードに衝突した際）の状況を示す。

図 3-2.5.7-58 は、試験後のフロントフードの外観をまとめた結果である。それぞれの変形状態を観察すると、アルミニウム製のフードは鉄球の衝突部が凹んで、塑性変形が起きているのに対し、AZ31B と開発合金によるフロントフードには塑性変形は確認できず、ほぼ元の形状に戻っていた。表 3-2.5.7-9 に試験により得られた頭部傷害値（HIC 値）をまとめて示す。表 3-2.5.7-9 によると、アルミニウム製フードと比較して、AZ31B および開発合金製のマグネシウムフードの方が低い HIC 値を示した。図 3-2.5.7-59 は、頭部歩行者保護試験時の鉄球の加速度-時間グラフをまとめた結果である。図 3-2.5.7-59 を確認すると、初期の最大加速度は 90G 前後であり、アルミニウム製フードとマグネシウム製フードで大きな差は無いが、マグネシウム製フードは、AZ31B 及び開発合金ともに、ピーク後に G が低下しており、HIC 値が低くなる原因の一つであることが確認された。

以上の試験結果より、開発合金により試作製した 1/1 フロントフードの性能試験の一つとして、頭部歩行者保護性能試験を実施し、アルミニウム製フードと比較して低い HIC 値が得られることを確認することができた。なお、本試験を行うに当たっては、頭部歩行者保護性能試験のシミュレーションを事前に行っており、その結果について、「③-6 高成形性マグネシウム材（薄板）の開発【伊丹分室：住友電気工業】」を参照されたい。



図 3-2.5.7-57 頭部歩行者保護性能試験時の開発合金によるフロントフードの状況

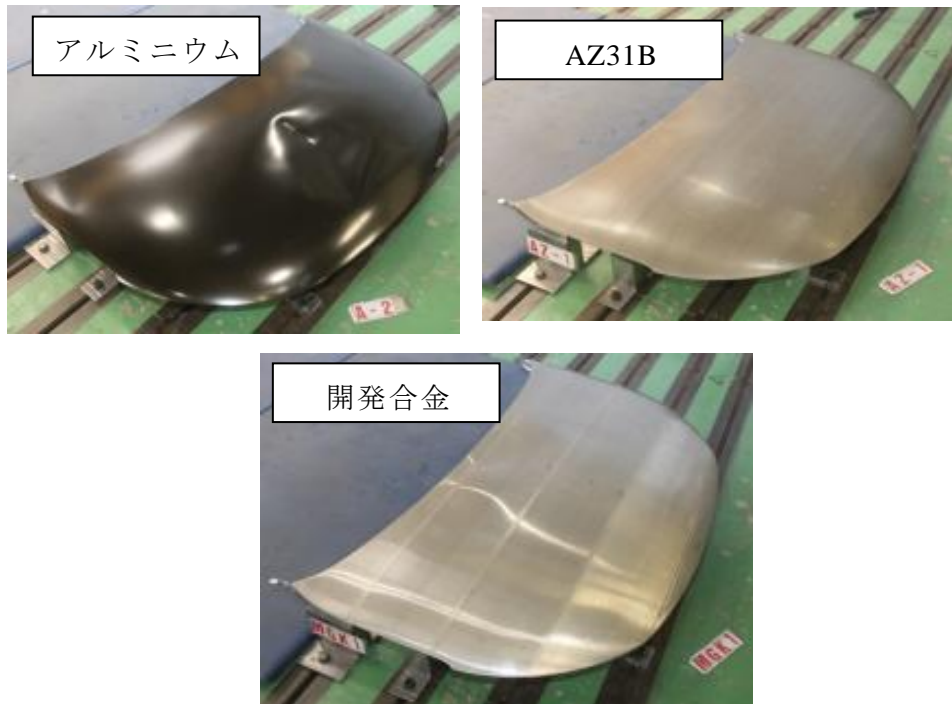


図 3-2.5.7-58 頭部歩行者保護性能試験後のフロントフードの外観

表 3-2.5.7-9 HIC 値一覧

仕様	試験ID	HIC値	HIC平均
アルミニウム	A-2	571.0	572.9
	A-3	574.2	
	A-4	573.4	
AZ31B	AZ-1	422.2	424.7
	AZ-2	427.2	
Mg開発合金	MGK-1	365.7	382.4
	MGK-2	399.0	

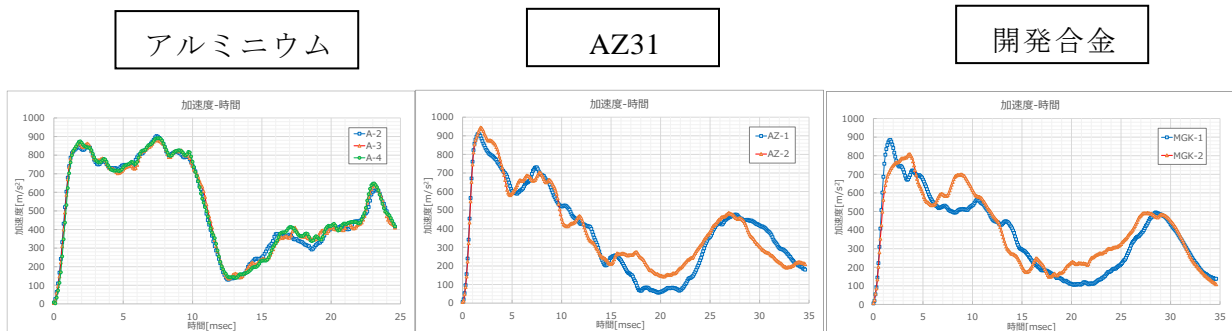


図 3-2.5.7-59 加速度-時間グラフ

## ②-2 マグネシウム合金-アルミニウム合金の同時化成処理技術の開発【日本パーカライジング(株)】

(2019～2022 年度)

### 研究開発の内容及び成果等

マグネシウム合金板材を自動車部品に適用する際には、既存自動車構成材料と同時に化成処理がなされるため、鉄鋼材料、亜鉛めっき鋼板、アルミニウム合金などの金属材種と同時に化成処理することが求められる。マグネシウム合金材料単体を化成処理する技術はいくつか提案されているが、異種材料と同時処理する技術は提案されていないのが現状である。このことから、まずはマグネシウム合金とアルミニウム合金との同時化成処理技術を確立し、その後、亜鉛めっき鋼板や鉄鋼材料との同時処理技術を確立することを目標とした。

### ②-2-1. 自動車向け汎用化成処理技術の適用

本検討は革新マグネシウム材を自動車に適用するものであることから、自動車ラインで 2019 年度現在採用されている化成処理剤 2 種を検討した。検討した化成処理剤はりん酸亜鉛処理（プレパレン X、パルボンド SX35：日本パーカライジング製）とジルコニウム化成処理（パルシード 2010D：日本パーカライジング製）である。また、化成処理および電着塗装（自動車用カチオン電着塗装：膜厚 15 $\mu$ m）を行った後、塩温水浸漬による塗装後耐食性評価を実施した。これらの結果を図 3-2.5.7-60 に示した。



	りん酸亜鉛処理	りん酸亜鉛処理 (Ni,Fe を除いたもの)	ジルコニウム化成 処理
化成皮膜量	皮膜量 1.2g/m <sup>2</sup>	皮膜析出せず	Zr 60mg/m <sup>2</sup>
塗装後耐食性 SDT240h		実施なし	

図 3-2.5.7-60 化成性と塗装後耐食性（AZ31 材使用）

化成処理性を確認したところ、りん酸亜鉛処理はマグネシウム合金材に析出するものの、塗装後耐食性が大幅に低下した。これは処理液中に含まれるニッケルや鉄が還元析出し、卑なマグネシウム合金材がガルバニック腐食により溶解したものと考えられる。しかし、ニッケルやマンガンなどの重金属を処理液から除くと、化成処理の反応起点がなくなるためか皮膜が析出しなくなってしまうことが分かった。一方、ジルコニウム化成処理はマグネシウム合金材に化成皮膜が適度に析出し、ある程度良好な塗装後耐食性を示した。これより、本検討の趣旨となるマグネシウム合金-アルミニウム合金の同時化成処理検討はジルコニウム系化成処理を中心に実施していくことと

した。

## ②-2-2. マグネシウム合金組成による影響調査

化成処理は材料の表面状態による影響を受けるため、マグネシウム合金の組成を変動させた際の化成処理性と塗装後耐食性への影響を調査した。マグネシウム合金材はAZ41、AZ51、AZ61、AZ71（伊丹分室より提供）を用い、比較材として合金化溶解亜鉛めっき材(GA)を用いた。評価結果を図 3-2.5.7-61 に示した。何れの材料も良好な結果を示したが、アルミニウム含有量が高いほど、良好な耐食性となった。また、マグネシウム合金材の場合、腐食起点から孔食が進みやすく、材料の穴あきに繋がりがやすい。これらの孔食を防ぐためにもアルミニウム含有量をできるだけ高くし、表面状態を均一化させることや、材料の作り込み時に合金成分の分布をコントロールするなどの技術が求められる。






	AZ41	AZ51	AZ61	AZ71	GA
皮膜量 Zr(mg/m <sup>2</sup> )	64.0	49.0	49.4	52.9	60.8
塗装後耐食性 SDT240h					

図 3-2.5.7-61 合金成分中のアルミニウム配合量変動時の電着塗装材料の塩温水浸漬耐食性

マグネシウム合金材およびアルミニウム合金材の同時化成処理として、既に自動車向け表面処理剤として実績があり、かつ、アルミニウム合金にも処理可能であるジルコニウム化成処理を適用することで、マグネシウム材にも皮膜を析出し、一定の塗装後耐食性能を得ることができた。表面の合金成分のうち、特にアルミニウム含有量は化成処理性や塗装後耐食性に影響するものと思われ、革新マグネシウム合金材の適用に際しては、合金成分の最適化が必要となる。

## ②-2-3. 開発マグネシウム合金材の最適化検討

②-2-2 項でも触れたようにマグネシウム合金材の表面状態が化成処理性や塗装後耐食性に大きく影響することが分かった。平塚分室にて各種材料への化成処理性を評価し、その結果を各材料メーカーにフィードバックしながら、自動車フロントフードとして最適な合金設計にチューニングする材料開発を行ってきた。例えば、成形加工評価において FSW 部などの一部にシワや割れが発生することがあり、成型加工性の向上を狙った開発材の改良が検討された。このように改良開発材については加工性や化

成処理性および耐食性を繰り返し評価することで最適組成を設計していく必要がある。

開発材にジルコニウム化成処理を行った後、化成処理性の評価として XRF による皮膜付着量測定を行った。表 3-2.5.7-10 のように、改良開発材の付着量がやや多く、化成性が同等以上であることが確認できた。さらに、化成処理後に電着塗装(自動車用カチオン電着塗装：膜厚 20 μm)を施し、表 3-2.5.7-11 に示す塗装後耐食性評価を行った。耐食性評価結果を図 3-2.5.7-62、図 3-2.5.7-63 に示した。改良後、塩温水浸漬耐食性はやや良化し、複合サイクル試験耐食性はほぼ同等であった。また、化成処理による材料被覆性を確認するために分極測定を行った。分極測定条件を表 3-2.5.7-12 に、試験結果を図 3-2.5.7-64 に示す。化成処理されたそれぞれの材料の腐食電位は、初期の開発合金材で-1.56V、改良された開発材で-1.53V となっており、材料の改良後も化成処理の被覆性は大きく変わらないことが確認された。これらの結果から、ジルコニウム化成処理により、改良材に対しても良好な化成処理性が得られていることが確認された。塗装後耐食性評価は更に継続して行うべきであるが、現時点における大きな問題はないものとする。

・化成処理条件

ジルコニウム化成処理剤、処理 pH4.0、処理温度 40℃、処理時間 120s、処理条件：10cm/sec 速度で試験片を揺動しながら浸漬処理。化成処理後には市水洗浄を行い、風乾したものを電着塗装した。

・電着塗装条件

自動車用カチオン電着塗料、狙い膜厚 20μm (スロースタート 30 s)、焼き付け条件 180℃×26 分

表 3-2.5.7-10 皮膜付着量測定結果

サンプル	Zr mg/m <sup>2</sup>
開発材	57.4
改良開発材	74.8

表 3-2.5.7-11 塗装後耐食性評価

評価方法	詳細
SDT	5% NaCl、50℃、240 時間 クロスカット部の片側最大錆、膨れ幅、テープ剥離幅
CCT(JASO M609)	塩水噴霧(35±1℃、5% NaCl、2 時間)→乾燥(60±1℃、4 時間)→湿潤(50±1℃、95%RH 以上、2 時間)を 1 サイクルとして クロスカット部の片側最大膨れ幅を測定

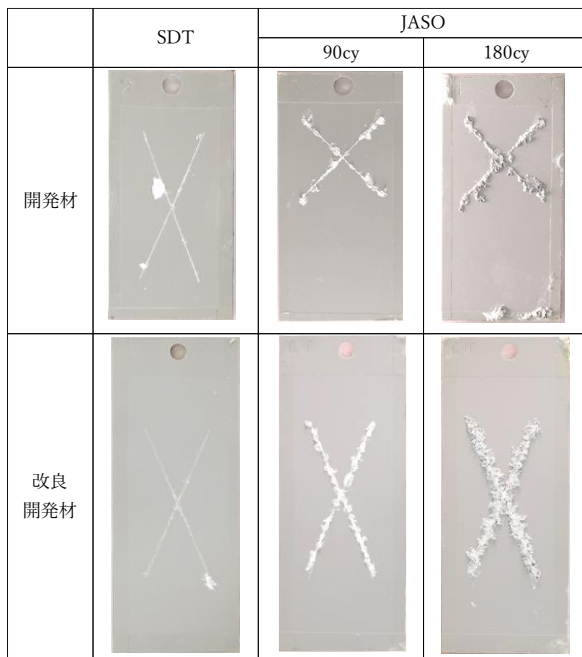


図 3-2.5.7-62 塗装後耐食性評価結果

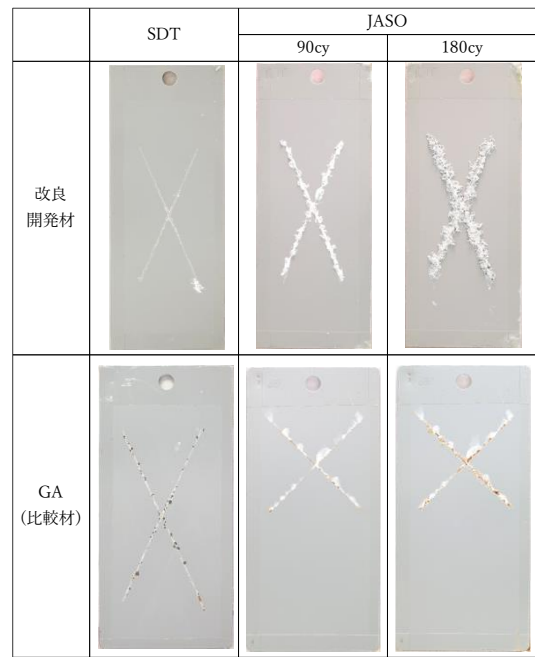


図 3-2.5.7-63 塗装後耐食性評価結果 (GA 材との比較)

表 3-2.5.7-12 分極測定条件

項目	内容
電解液	5wt% NaCl 溶液
対極	Pt 電極
参照電極	飽和 Ag/AgCl 電極
温度	25°C
掃引速度	0.5 mV/s
掃引範囲	自然電位に対し -200 ~ +400 mV

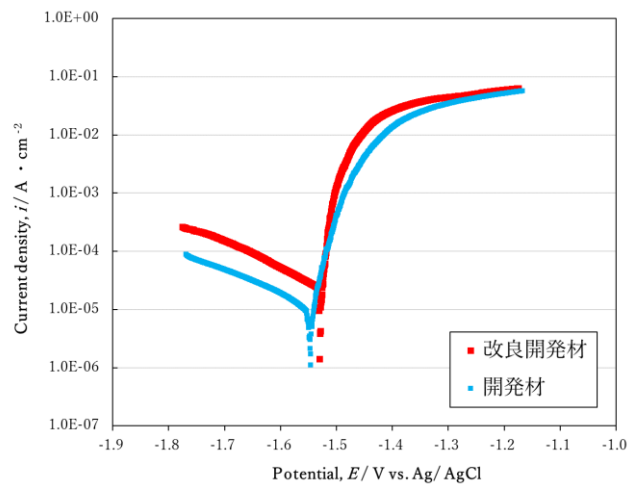


図 3-2.5.7-64 分極測定結果

#### ②-2-4. 鉄鋼材料および亜鉛めっき鋼板との同時化成処理技術

自動車材料にはアルミニウム合金材の他、鉄鋼材料や亜鉛めっき鋼板が多く使用されている。鉄鋼材料や亜鉛めっき鋼板を化成処理することで、化成処理浴中には溶出した鉄イオンや亜鉛イオンが含まれることとなる。鉄や亜鉛はマグネシウムと比べ貴な金属であることから、これらはマグネシウム合金材表面に還元析出し、電位差が大きい場合にはガルバニック腐食の発生などが懸念される。アルミニウム合金材との同時処理が可能となったジルコニウム化成処理剤を用い、その処理液条件を調整することで鉄鋼材料および亜鉛めっき鋼板との同時処理の成立を試みた。図 3-2.5.7-65 に示



した通り、化成処理には最適な処理 pH が存在する。化成処理液は成分が皮膜として沈殿析出する平衡反応を調整しながら取り扱う必要があり、それぞれの処理液成分の組合せによって最適な pH が決定される。りん酸亜鉛処理などの一般的な化成処理液の場合、皮膜析出 pH はほぼ固定されており、例えばりん酸亜鉛処理の場合は pH3.0～3.1 程度となっている。図 3-2.5.7-65 では pH3.8 に水酸化鉄の沈殿 pH が示されているが、化成浴中に鉄イオンが存在する場合、この pH 以上になると水酸化鉄として沈殿を形成することを意味している。つまり、pH3.8 以下では鉄イオンが化成溶液中に存在し得るため、鉄より卑なマグネシウム合金材を処理液に浸漬した際には浴中に存在した鉄イオンによって鉄が還元析出し、図 3-2.5.7-60 のようにガルバニック腐食の影響を与え得ることとなる。水酸化鉄の沈殿 pH を超過しているジルコニウム化成処理は pH4.0 程度で処理を行ってきたが、水酸化鉄の沈殿 pH とやや近く、更に高い pH での処理を実現することで鉄の還元析出対策を行うこととした。ジルコニウム化成処理剤は、処理浴組成の配合バランスを適正化することで、このように処理 pH を若干変動させることが可能となる。また、化成浴中には亜鉛イオンも多く含まれることとなるため、同様に処理 pH を変更した際のマグネシウム合金材への析出挙動を確認することとした。これらの対策により、鉄鋼材料および亜鉛めっき鋼板との同時処理性を確立したジルコニウム化成処理剤の最適条件を設定できることを試験片レベルで確認した。

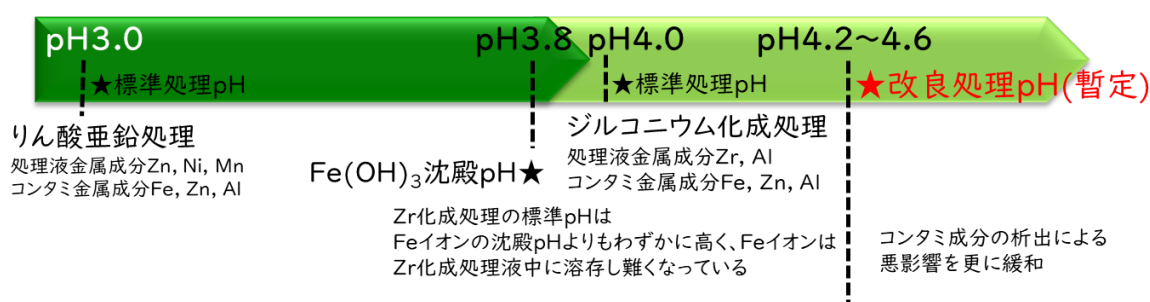


図 3-2.5.7-65 化成処理液の pH と各金属成分の析出挙動

#### ②-2-5. 1/1 スケールフロントフードへの化成処理性評価

1/1 スケールフロントフードの化成処理および電着塗装を実施した。化成処理では、日本金属(板橋分室)より提供いただいた開発材向けに改良したジルコニウム化成処理を用いた。処理の様子を図 3-2.5.7-66 に示す。図 3-2.5.7-66 のように、フロントフードをホイストで吊り上げて、大型処理槽に浸漬し、化成処理を実施した。吊り上げたフロントフードの上部と下部において化成処理性が変わらないことを確認するために、開発材試験片をフロントフードの上部・下部に取り付け、XRF による皮膜付着量測定を行った。表 3-2.5.7-13 に示すように、大型ワークのどの部位においても Zr 付着量にほぼ差異はないことを確認した。

電着塗装（関西ペイントにて外注塗装）はカチオン系電着塗料を用い、アウター・インナーが組み立てられた状態で化成処理を行った後に塗装した。化成処理後および電着塗装後の外観を図 3-2.5.7-67 に、電着膜厚測定箇所を図 3-2.5.7-68 に示した。各箇所

おける電着膜厚測定結果を表 3-2.5.7-14 に示した。表 3-2.5.7-14 より、アウター・インナーの両面に  $20\mu\text{m}$  程度の均一な電着塗装が施されていることが確認できた。電着塗装後外観は概ね良好であったが、フロントフードの一部にてハジキが発生した。ハジキの原因は、成形加工時に付着したプレス油、マスチックシーラーが飛散した汚れと考えられ、施工法による改善の余地がある。また、プレス油やマスチックシーラーの汚れは、化成処理工程の前に表面研磨することによって除去でき、その後問題なく化成処理・電着塗装が実施できた。これらの結果より、開発合金向けに改良したジルコニウム化成処理は、ラボレベルから実車サイズの試作材にまでスケールアップした際も適用が可能であることが確認された。



図 3-2.5.7-66 1/1 フロントフード処理の様子



図 3-2.5.7-67 化成及び電着塗装後の外観

表 3-2.5.7-13 皮膜付着量測定結果観

測定位置	Zr mg/m <sup>2</sup>
右上	48.4
左下	50.5
右下	53.1
左下	58.1

(測定位置はフロントフード浸漬時の浸漬位置を示す)

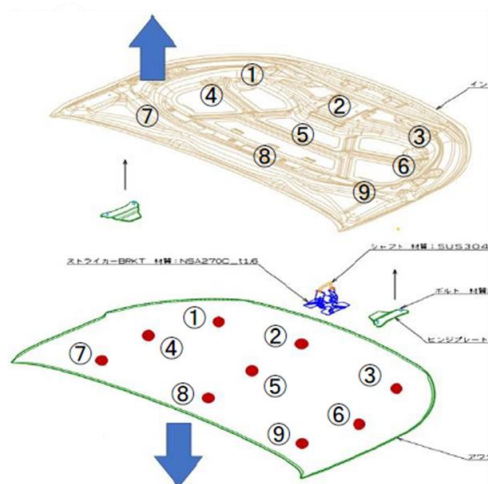


図 3-2.5.7-68 電着塗装膜厚の測定箇所

表 3-2.5.7-14 電着塗装膜厚測定結果

ワーク	測定面	測定箇所 (単位:μm)								
		1	2	3	4	5	6	7	8	9
本番品①	アウター	22	23	22	21	21	23	22	21	22
	インナー	20	21	20	19	18	18	19	19	20
本番品②	アウター	21	21	22	21	20	21	21	22	21
	インナー	18	19	18	17	18	17	18	18	19
本番品③	アウター	22	22	23	21	22	21	22	23	24
	インナー	20	21	20	18	19	18	19	20	20

②-3 マグネシウム合金-アルミニウム合金の同時化成処理条件の最適化

【日本パーカライジング(株)、再委託先：ミリオン化学(株)】

マグネシウム合金板材を自動車部品、具体的にはフロントフードに適用するべく化成処理技術の開発を行う。マグネシウム合金板材をフロントフードに適用する際に想定される課題として、異種金属との同時処理にある。これまで、ガルバニック腐食を起こしやすいマグネシウム合金は異種金属と接合することが避けられてきた。したがって、異種金属と同時に化成処理することはなく、自動車構成材料として広く適用

される鋼板、亜鉛めっき鋼板、アルミニウム材などの異種金属を同時に化成処理する技術は確立されていない。このことから、マグネシウム合金と同様に軽量化を目的に多用されると予想されるアルミニウム合金との同時化成処理技術を確立することを目指す。ミリオン化学はこの技術のうち、同時化成処理プロセス条件の最適化として、化成前処理や化成処理の条件設定の最適化を担当し、ある条件範囲を見出した。

自動車ラインでは他種材料が処理されるためにマグネシウム合金材向けのようなエッチング工程とスマット除去工程は通常工程に存在しない。マグネシウム合金材はその材料特性から通常これらの工程を必須とするため、工程追加による塗膜性能の影響を確認した。表 3-2.5.7-15 に示した化成処理条件にて評価を実施したが、通常はエッチング工程とスマット除去工程を追加することで皮膜成分である Zr 付着量が低下することが既知情報として知られており、Zr 付着量を確保するため pH を低く設定した。塗装は日本パーカラijing(株)にてカチオン電着塗装を実施した。評価は電着塗装単膜で表 3-2.5.7-16 に示す内容で実施し、結果を表 3-2.5.7-17、表 3-2.5.7-18 に示した。

エッチング工程とデスマット工程を追加することで、皮膜成分(Zr)付着量が低下する傾向が確認され、これまでの再現性が得られた。

塗膜性能評価では、工程を追加することで大幅に性能が悪化することが確認できた。これは剥離後の図 3-2.5.7-69 に示すように、塗膜下で腐食が広範囲に広がっていることが観察できる。微小圧延痕(凹凸の筋)が除去され平滑性が付与され、腐食要因物質がカット部から横方向に広がりやすくなったためではないかと推測した。また、「皮膜成分(Zr)付着量変化における塗膜性能試験」の塗膜性能評価結果と No.i の結果を比較すると、塗膜の膜厚差は解消されているものの AZ31 と A6061 の性能差は拡大している。皮膜化成条件の pH が低いため、皮膜化成工程でのエッチングが進行し、塗装性能に影響した可能性が考えられる。程度の違いはあるが、No.ii の工程追加と同じ現象が起きていると推測した。

マグネシウム合金板材を自動車部品に適用するべく化成処理条件の最適化を行った。化成処理条件としては、薬剤濃度や pH などの条件を変化させ、皮膜成分(Zr)付着量や塗膜性能を評価することで最適化を行った。皮膜成分(Zr)付着量は pH で制御でき、20~80mg/m<sup>2</sup>にすることで塗膜性能が良好な結果を示すことを見出した。実用化にあたっては素材や薬剤の添加剤、塗料が異なることが考えられる。このため、実際に用いられる素材や塗料にあわせて、化成処理条件もアレンジするなど配慮が必要と考える。

表 3-2.5.7-15 化成処理工程

No.	脱脂	エッチング	スマット除去	皮膜化成
i	GC 2026 3%, 55°C, 360 秒	—	—	GR AL-80 2.5%, 40°C, 120 秒 pH=3.0, FF=15ppm
ii	↑	GF MG-104SX 2.8%, 60°C, 30 秒	GF MG-15SX 45%, 60°C, 240 秒	↑

※GCは「グラндаクリーナー」、GFは「グラндаファイナー」の略称。

表 3-2.5.7-16 塗膜性能試験詳細

試験項目	評価方法
SDT	5% NaCl、50℃、240 時間 X カット部の片側最大錆、膨れ幅、片側最大テープ剥離幅
CCT(JASO M609)	塩水噴霧(35±1℃, 5% NaCl, 2 時間)→乾燥(60±1℃, 4 時間) →湿潤(50±1℃, 95%RH 以上, 2 時間)を 1 サイクルとして X カット部の片側最大錆、膨れ幅を測定

表 3-2.5.7-17 皮膜成分(Zr)付着量

No.	供試材	皮膜成分(Zr)付着量 (mg/m <sup>2</sup> )
i	AZ31	32.6
	A6061	58.0
ii	AZ31	27.9

表 3-2.5.7-18 塗膜性能評価結果

No.	供試材	平均塗膜厚 (μm)	SDT (mm)		CCT (mm)	
			錆、膨れ幅	剥離幅	120 サイクル	230 サイクル
i	AZ31	18.6	4.0	4.0	2.0	4.0~5.0
	A6061	16.7	0.5	0.5	0	0
ii	AZ31	19.8	27.3	27.3	2.0~5.5	5.5~15.5



No.i

No.ii

図 3-2.5.7-69 SDT テープ剥離後の代表写真

③-1 マグネシウム合金の各種信頼性（疲労特性、腐食特性、成形性等）データベースの構築【産業技術総合研究所】

(1) 新難燃性マグネシウム合金の各種信頼性（疲労特性、腐食特性）データベースの構築

開発した難燃性マグネシウム合金の溶融溶接（TIG, MIG）継手を対象として、疲労特性を明らかにすることと、開発した難燃性マグネシウム合金母材の耐食性と電気化学特性の関係を明らかにした。

疲労特性の評価に関しては、2018～2019 年度に、新たに開発した難燃性マグネシウム合金（AX41（押出材）：射水分室、AX92（押出材）：長洲分室、名古屋守山分室、AX81(G)（圧延材）：相模原分室、AX81(S)（圧延材）大阪分室）を対象として、母材および各種継手（MIG, TIG, FSW）の疲労特性を平面曲げ疲労試験により共同で評価した。名古屋守山分室は AX92 の特性評価を担当し、応力比  $R=-1, -0.5, 0$  の疲労特性を系統的に評価した。また、他の分室で取得した疲労試験結果の集約を実施した。その一環として、母材および MIG 継手、FSW 継手、TIG 継手から得られた疲労試験結果を疲労限度線図に整理し、応力振幅に対する平均応力の影響を調べた。

図 3-2.5.7-70 の(a)に母材（ $0^\circ$  材）の疲労限度線図、(b)に MIG 継手の疲労限度線図、(c)に TIG 継手の疲労限度線図、(d)に FSW 継手の疲労限度線図をそれぞれ示す。母材の疲労限度線図に注目すると、応力比  $-1.0$  から  $-0.5$  において応力振幅は平均応力の影響が少なかった。これは  $90^\circ$  材でも同じ傾向であった。これは、平均応力の影響が少ないことを示唆している。それに対して MIG 継手では平均応力の増加とともに応力振幅が低下し、平均応力の影響が確認された。TIG 継手に注目すると、MIG 継手と比較して相対的に疲労強度が低いことが確認され、MIG 継手と同様に平均応力の影響が確認された。FSW 継手に注目すると、MIG 継手および TIG 継手と比較して疲労強度は高い値を示し、母材に準ずる値を示した。また、緩やかではあるが、平均応力の影響が確認された。この様に、開発した合金の母材と各種溶接継手の疲労特性をデータベースとして系統的に取得することができた。なお、本データベースは、2019～2020 年度に実施した気密疲労試験構体の設計・製造に必要な信頼性データとして活用されている。

次に、難燃性マグネシウム合金の耐食性評価結果を紹介する。耐食性の評価に関しては、2018～2019 年度において、難燃性マグネシウム合金圧延材の耐食性に及ぼす合金成分の影響を調査した。アルミニウム(Al)濃度を 6-11wt%に調整し、カルシウム(Ca)濃度を 1wt%に固定、亜鉛(Zn)を 1wt%添加した合金(AZX)、添加しない合金(AXM)を対象として、 $\text{pH}=10, 5\text{wt}\% \text{NaCl}$  溶液に 72h 浸漬した際の重量減少腐食速度および電気化学特性を評価した。腐食生成物を除去後の表面プロファイルの測定より侵食深さを求めた。

図 3-2.5.7-71 に両合金の Al 濃度と重量減少腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{d}$ ) との関係を示す。AXM 系合金の場合、腐食速度は Al 濃度 7-8wt%で極小値を取るが、AZX 系合金は同じ濃度レベルで極大値を取っている。電気化学インピーダンスを測定したところ、図 3-2.5.7-71 を支持する結果が得られた。腐食電位は全体的に AZX 系合金が AXM 合金よりも約 50mV 高い値を示して変化した。

本現象は Al 濃度 7-8wt% の領域で顕著になることから、この濃度域で合金中に析出し始める  $Al_{12}Mg_{17}$  ( $\beta$  相) の関与に注目した。従来研究より、Zn の添加は微細  $\beta$  相の析出を促進することが知られている (斎藤他、軽金属 **66**(2016),246.)。この結果、母相  $\alpha$  中の Al 濃度が低くなり、 $\alpha$  相と微細  $\beta$  相との間でマイクロガルバニック腐食を生じることが予想された。そこで EDX 分析によって Al 濃度 8wt% の AXM 合金および AZX 合金の  $\alpha$  相中の Al 濃度を測定した結果、前者は平均 4.36wt%、後者は 3.83wt% と、0.53wt% の差異が認められた。AZX 合金の腐食電位が約 50mV 高いことも、本予想を裏付けている。合金の Al 濃度が 7-8wt% 以上になると、 $\alpha$  相中の Al 濃度がさらに増加するため、Zn 添加の影響は低下し、結果として AZX 合金と AXM 合金の重量減少腐食速度の差は小さくなる。ただし表面プロファイル測定の結果、AZX 合金では局部腐食の傾向が高まることを見出しており、注意が必要である。

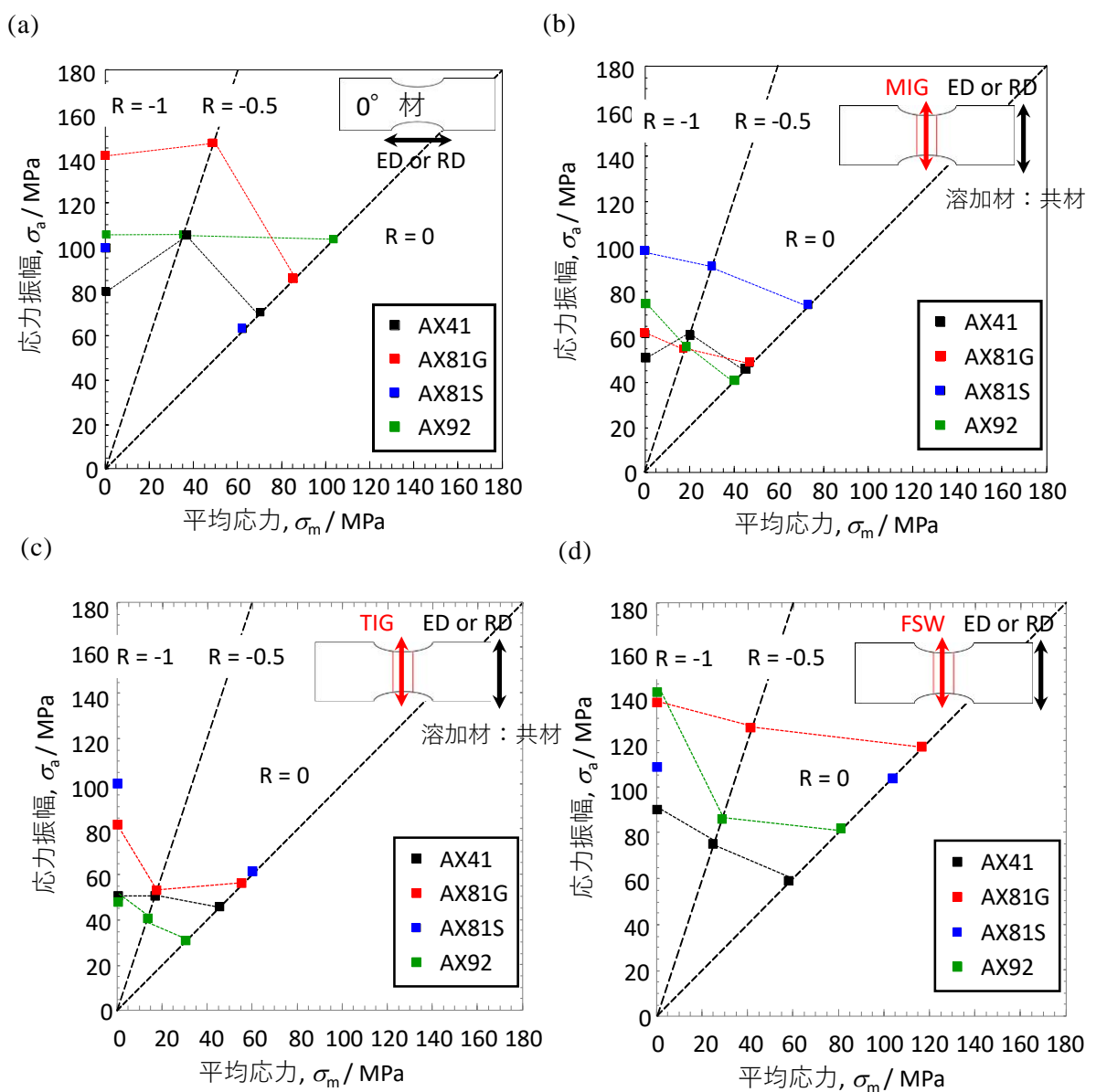


図 3-2.5.7-70 難燃性マグネシウム合金の疲労限度線図： (a) 母材 (0° 材)、  
(b) MIG 継手、 (c) TIG 継手、 (d) FSW 継手

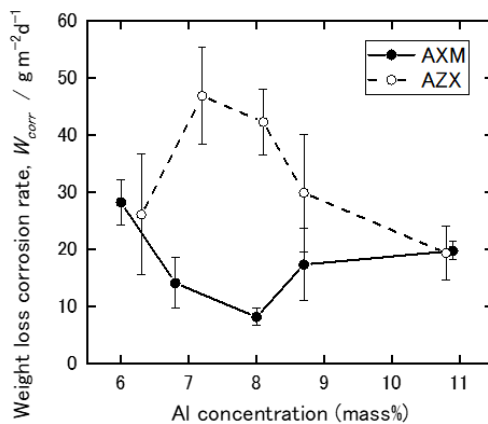


図 3-2.5.7-71 難燃性マグネシウム合金の腐食速度に及ぼす Al 濃度および Zn 添加の影響

2020 年度には、マグネシウム合金とアルミニウム合金のガルバニック腐食挙動を調査した。マグネシウム合金は化学的に活性であり、殆どの金属や炭素材料と接触するとマグネシウム合金が負極となるガルバニック腐食を被りやすい。ガルバニック腐食を軽減する方法として、腐食電位が比較的近く、軽量金属であるアルミニウム合金の相手材としての利用が有望であるが、両合金間のガルバニック腐食挙動の研究例は少ない。そこで NaCl 溶液中に浸漬した AZX611 マグネシウム合金 - A6N01 アルミニウム合金接合材に生ずるガルバニック腐食を評価した。

水溶液中に浸漬した合金接合材の直上にプローブを走査して電流分布を測定する走査振動電極法 (SVET) を用いて解析した。0.09M NaCl 溶液中における接合材の SVET 電流の時間変化を図 3-2.5.7-72 に示す。青色はカソード (正極) 領域、赤色はアノード (負極) 領域を示す。両者は X=1.0cm においてセパレータを介して電氣的に接触している。全体的に A6N01 の電流分布は均一であるが、AZX611 は局部的に高い電流値を示す箇所が散在し、時間とともに徐々に消滅している。試験後の表面のプロファイルを測定したところ、腐食痕の位置は上記結果と良く対応していた。更に両合金材の面積比が及ぼす影響を調査し、その挙動が混成電位理論によって説明できることを明らかにした。

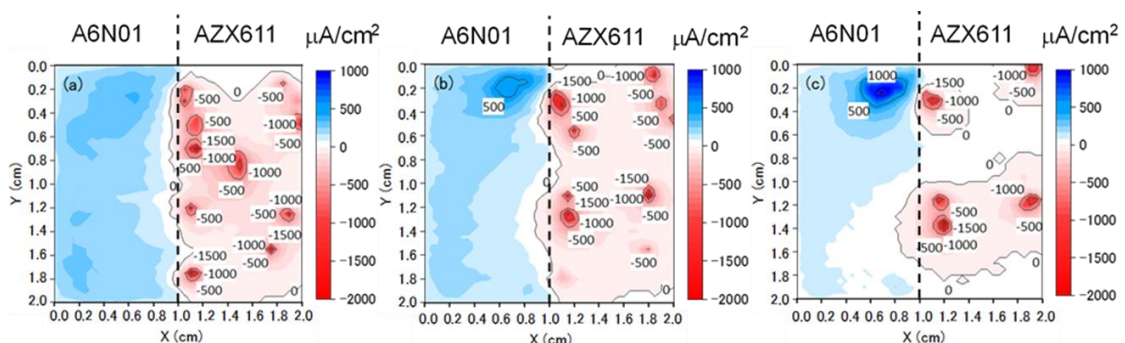


図 3-2.5.7-72 0.09M NaCl 溶液中の AZX611/A6N01 接合材の SVET 電流分布 : (a) 6h, (b) 12h, (c) 24h.



(2) 易成形性マグネシウム合金圧延材の各種特性（機械的特性、成形性、耐食性）  
データベースの構築（2019～2022 年度実施）

2019～2020 年度は、Mg-Zn-Al-Ca-Mn 系合金圧延材を対象として、主要元素組成と組織の関係を調査した。ここでは、Mg-1.5mass%Zn を基本合金として、成形性を改善するための元素としてカルシウム(Ca)、強度や耐食性を改善するための元素としてアルミニウム(Al)、マンガン(Mn)を微量に添加した合金を対象とした。アルミニウム濃度は集合組織の形成に大きな影響を及ぼし、少量の添加では、Al を添加しない Mg-Zn-Ca 合金と同様の、TD(板幅方向)に底面が約 30° 傾斜する集合組織を形成する。一方で、一定濃度以上の Al を添加すると、RD(圧延方向)に底面が傾斜する集合組織を形成する。この集合組織の変化は、Al の添加により母相内に Al<sub>2</sub>Ca 相が形成され、母相の Ca 濃度が低下することに起因する。そこで、本テーマ（日本金属（株）分）では、主に、母相に Ca が十分に残存する TD に極を有する集合組織を有する組成を採用した。

ここで、Al 濃度を最適化した Mg-Zn-Al-Ca-Mn 合金と、Al を添加しない Mg-Zn-Ca 合金の底面集合組織と逆極点マップを図 3-2.5.7-73 に示す。Mg-Zn-Al-Ca-Mn 合金の結晶粒径は 8.0 μm であり、Mg-Zn-Ca 合金(20.0 μm)と比較して微細な結晶粒を示した。一方で、両者とも TD 方向に極を有するランダムな集合組織を示した。Mg-Zn-Al-Ca-Mn 合金の母相内部には、直径約 100nm の Ca<sub>2</sub>Mg<sub>6</sub>Zn<sub>3</sub> 化合物と、直径約 10nm の Al-Mn 化合物の球状析出物が均一に分散しており、Mg-Zn-Ca 合金への微量の Al と Mn の添加により、ランダムな集合組織を維持しつつ、微細な粒子を微細分散できることが分かった。

2021 年度には、プロジェクトで開発した Mg-Zn-Al-Ca-Mn 合金圧延材の摩擦攪拌接合(FSW)材の特性を評価した。プロジェクトで開発した Mg-Zn-Al-Ca-Mn 合金圧延材を用いて 1/1 フロントフードを試作する際には、幅 230mm×長さ 2000mm の圧延材(6 枚)を FSW により接合し、広幅圧延材（幅 1380mm×長さ 1900mm）を作製する必要がある。一方、開発合金への FSW 接合に伴い、接合部に強い底面集合組織が形成されたり、歪みの蓄積が誘起されることにより、延性が著しく劣化することが問題となっている。そこで 2021 年度は、開発合金 FSW 接合材への熱処理が接合部の組織や機械的特性に及ぼす影響を評価した。

図 3-2.5.7-74 に熱処理前後の FSW 部の組織（KAM マップ（格子歪みの程度を示す指標））と底面集合組織を示す。熱処理前の組織の KAM 値は 0.98 であった。また、集合組織に関しては板面に対して c 軸が約 20° 傾いた強い底面配向が確認された。一方、400°Cの熱処理に供した試料の KAM 値は約半分に低下しており、熱処理に伴い転位の蓄積は著しく軽減された。また、集合組織に注目すると、熱処理に伴い集合組織強度は約 1/4 に低下した。図 3-2.5.7-75 は、FSW 接合材の熱処理前後の引張り試験の結果である。熱処理前の FSW 接合材の破断伸びは 10%であり、350°Cの熱処理に供した FSW 材の破断伸びもほぼ同じ(13%)であった。一方、400°Cの熱処理に供した FSW 接合材は、倍以上の破断伸び(27%)を示した。このように、適切な熱処理を行うことにより、FSW 接合部の歪みが除去され、また集合組織がランダム化し、延性が回復することが明らかとなった。これらの知見は、2021 年度に TCD を中心と

して実施した 1/1 フロントフードの試作に活かされている。

2021～2022 年度は、さらに、マグネシウム(Mg)合金板材と亜鉛メッキ(GA)鋼板のガルバニック腐食を抑制するための防食対策の諸元を検討した。フロントフード試作に当たっては、Mg 合金と亜鉛メッキ鋼板が接触する部分が存在するため、接触部分においてガルバニック腐食が起こらない諸元の抽出を行った。ここでは、Mg 合金(AZ31B 合金)板材と GA 鋼板を SPR により機械締結した試験片(図 3-2.5.7-76 (左))を対象として、JASO 複合サイクル試験を行った。そして、Mg 合金板材と GA 鋼板の異材界面への接着剤の塗布、GA 鋼板への前電着、GA 鋼板端部へのシーラーの塗布を検討した。また、比較材としてアルミニウム(Al)合金板材と GA 鋼板を SPR にて機械締結した試験片も作製し、その比較を行った。その結果、Al 合金に匹敵する諸元を見つけることが出来なかったものの、異材界面への接着剤の塗布と、GA 鋼板端部へのシーラーの塗布により、Al 合金に迫る防食特性が得られることが明らかとなった(図 3-2.5.7-76 (右))

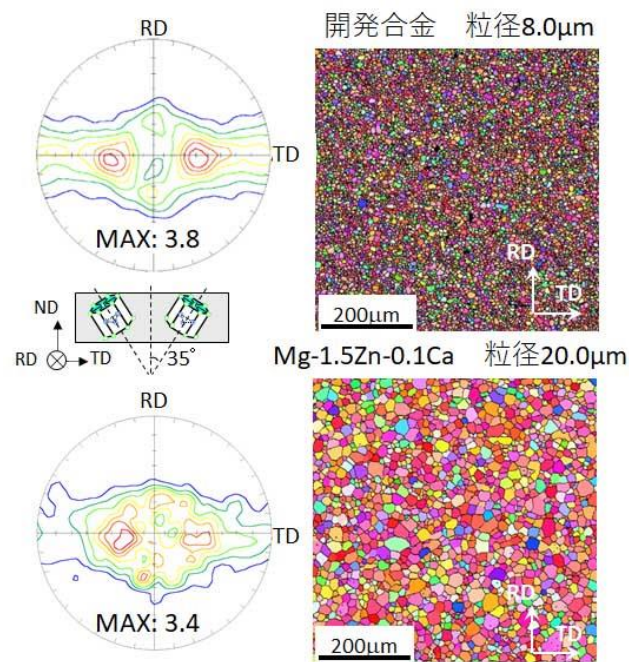


図 3-2.5.7.73 開発合金(Mg-Zn-Al-Ca-Mn 合金)と Mg-1.5Zn-0.1Ca 合金の底面集合組織と逆極点マップ

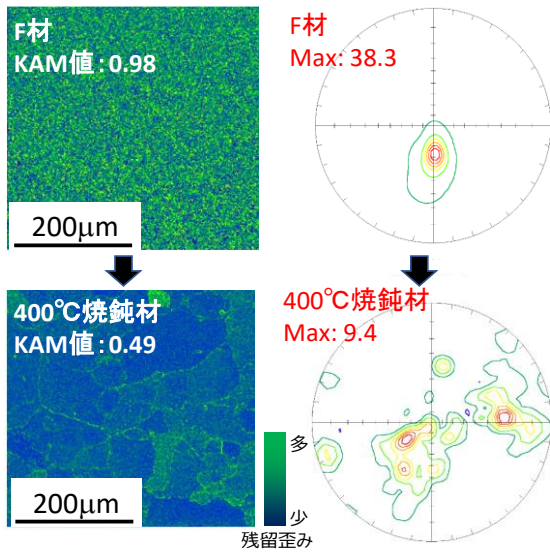


図 3-2.5.7-74 FSW 材及び熱処理材の KAM マップ及び底面集合組織

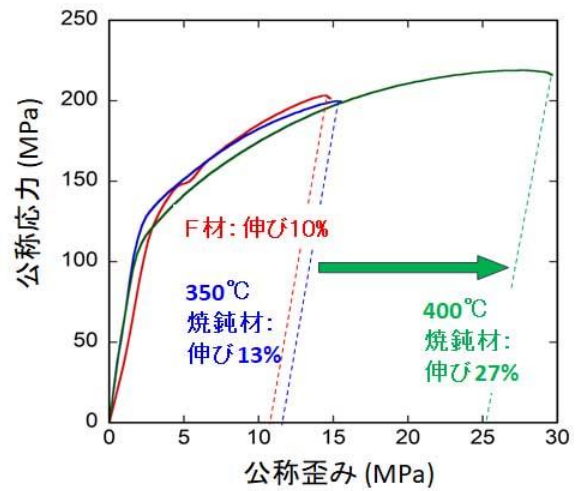


図 3-2.5.7-75 FSW 材及び熱処理材の 応力-歪み曲線

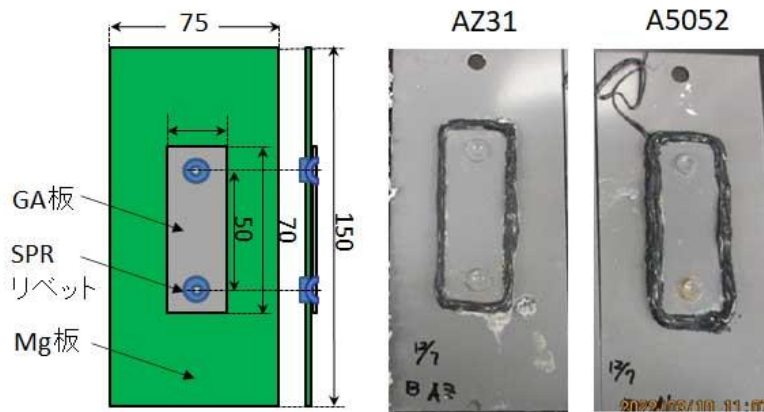


図 3-2.5.7-76 (左) Mg 合金-GA 鋼板-SPR ガルバニック腐食試験片の概要, (右) JASO 複合サイクル試験(280 サイクル)後の Mg(AZ31)合金と Al(A5052)合金試験片の外観。(諸元: GA 板と Mg 板の間に接着剤を塗布し、GA 板端部にシーラーを塗布。)

③-2 マグネシウム合金の輸送器機への適用に関する技術動向調査【産業技術総合研究所、再委託先：日本マグネシウム協会】

2018年度は、国内外における難燃性マグネシウム合金等の材料開発、溶接等の加工技術の動向、輸送機器へのマグネシウム合金適用の動向を調査し、本事業において開発される高性能なマグネシウム合金の汎用化、加工技術および評価方法等に関する課題や問題点を抽出した。

国外に関しては、国際会議（IMA 75th Annual World Magnesium Conference）への参加およびマグネシウム合金押出メーカーの Mag Specialties, Inc.社、ダイカストメーカーの Industrial de Molded de Mexico S.A 社（以上、メキシコ）、中国河南省德威科技股份有限公司、山東省科学院新材料研究所、北京広霊精華科技有限公司、中国有色金属工业协会（以上、中国）の視察を行い、業界動向、研究開発動向、標準化動向等の情報を収集した。国内に関しては、関連する学会等による研究開発動向の調査及び鉄道関連企業、材料メーカーの視察を実施した。これらの技術動向調査の結果として、本事業で開発される材料や評価手法を標準化するために検討すべき項目と、それに対する課題や対策を表 3-2.5.7-19 に示す。(1)材料および(5)燃焼性は JIS などの標準化が進められているが、加工技術や耐食性、信頼性などの評価手法については、標準化へ向けて各種データがまだ不十分という状況である。使用先の状況と対応させながら、メカニズムの解析や各種データの更なる蓄積と整備を迅速に進めていく必要がある。

表 3-2.5.7-19 標準化すべき項目と課題・対応

項目	標準化する事項	課題・対応
(1)材料	開発合金による押出材及び板材の規定 (合金成分、機械的特性など)	開発合金の押出材及び板材が、2018年に発刊された以下4件のJIS改正版に追加で規定された。ISOについては、ISO 3116への追加が提案され2019年5月に改正版発刊。 <ul style="list-style-type: none"> <li>・ JIS H 4201：マグネシウム合金板及び条</li> <li>・ JIS H 4202：マグネシウム合金継目無管</li> <li>・ JIS H 4203：マグネシウム合金棒及び線</li> <li>・ JIS H 4204：マグネシウム合金押出型材</li> <li>・ ISO3116：Magnesium and magnesium alloys - Wrought magnesium alloys（2019年5月に改正版発刊）</li> </ul>
(2)接合	溶接用の棒及び線の規定 使用先に合わせた作業基準	国外でも溶接用材料の製造や溶接技術の研究開発が進められている。材料データの蓄積及び整備と、使用先での作業状況を明確にする調査を迅速に進める必要がある。JIS化する場合は、日本マグネシウム協会及び軽金属溶接協会に対応していくこととなる。
(3)耐食性	マグネシウム用の促進試験方法	暴露試験と相関が取れる促進試験方法を確立させる必要がある。多くの使用先から求められている課題であるが、まずは本事業における使用先の状況に合わせた手法の検討と、そのためのデータの蓄積及び整備を進めていく必要がある。
(4)信頼性	疲労や破壊に関するマグネシウム用の試験方法	本事業における使用先の状況に合わせた手法の検討と、そのためのデータの蓄積及び整備を進めていく必要がある。
(5)燃焼性	材料または製品についての燃焼性の判断基準	マグネシウム合金素材用の燃焼性に関する規格は、平成29年度に「JIS H 0544:マグネシウム合金の燃焼試験方法」が制定されている。 製品としての燃焼性の評価が必要となる場合は、本事業における使用先の状況に合わせた検討が必要となる。

2019 年度は、国内外における、自動車部材向けマグネシウム合金等の材料開発、プレス成形技術・接合技術・表面処理技術等の二次加工技術の動向、鉄道車両等の輸送機器へのマグネシウム合金適用の動向を調査し、開発されるマグネシウム合金の汎用化、加工技術及び評価方法等に関する課題や問題点を抽出した。

海外動向に関しては、中国・欧米・韓国の状況を調査した。中国では、自動車だけでなく、鉄道車両関連へのマグネシウム適用も進んできている。実用化の例として、高速鉄道 CR400（復興号）の荷棚の内装部品や、懸垂式電車の車体、地下鉄車両のシートや手すりなどへの適用が発表されている。中国はマグネシウム合金の製造に関わる全てを自国で賄えることができるという強みがあり、様々なアプリケーションへ積極的に応用していく実行力もある。コンテナ、パレット、建材など、輸送機器部品だけでなく、幅広い分野に展開されようとしている。欧米に関しては、自動車部品への適用が継続的に推進されている。板材に関しては、VW 社が積極的に開発に取り組んでおり、幅広材を用いて、FSW、ローラーヘムなどの加工により外板部品の試作が行われている。板材の製造は、韓国の POSCO 社が実施している大型の双ロール鋳造圧延製造設備に注目している。POSCO 社の双ロール鋳造圧延機によると、マグネシウム合金の圧延は、スラブ圧延に比べ 2/3 のコスト削減が可能となり、圧延材のコストは 2000 年の 18~20 €/kg に比べ 2015 年に 7~9 €/kg になっているとしている。工業生産レベルとしては、1.4 m 幅で重量 3 t の大型コイルの製造が可能である。韓国に関しては、車体軽量化対策により自動車へのマグネシウム合金適用が進んでいる状況となっている。特に圧延材に関しては、大手鉄鋼メーカーの POSCO 社が 2m 幅の鋳造圧延機と温間圧延機を導入し、2009 年から約 10 年間の大型国家プロジェクト「WPM」の中で、自動車のルーフ、トランクリッド等のパネル部品を試作している。その他にも、EV 車用のバッテリーケース、ドローンの機体、LED ライトカバー等のマグネシウム製品の試作を行っており、実用化へ向けた開発が進められている。

国内動向に関しては、マグネシウム合金の輸送機器への適用等に関連する国内各所における発表を調査した。鋳造に関する発表は、輸送分野で長く適用され続けていることもあり少なく、輸送分野での使用実績が少ない展伸材関連の発表が多くなっている。本事業と共に、マグネシウム合金展伸材の製造技術、加工技術に関する研究開発が着実に進められることにより、輸送分野の軽量化ニーズに対応すべく技術が確立されていくことが期待される。

上記の調査より、輸送分野におけるマグネシウム合金適用へ向けた課題、問題点を抽出した（表 3-2.5.7-20）。

表 3-2.5.7-20 輸送分野へのマグネシウム合金展伸材適用へ向けた課題・問題点

項目	課題・問題点
合金開発	・高成形性、高耐食性を有し、コスト増の影響が少ない成分構成の板材用合金開発。 (鉄道車両構体向けの押出材・圧延材の合金は本事業により開発されており、展伸材として JIS 化済み。)
製造技術 押出	・長尺化への対応。大型設備導入、対応可能設備の借用等を検討。 ・押出速度向上による生産性の向上。
製造技術 圧延・プレス加工	・幅広化への対応。大型設備導入、対応可能設備借用、接合での対応などを検討。 ・室温での絞り、ヘミング加工等、室温成形性の向上。
接合	・大型部材への対応 (MIG 溶接、TIG 溶接、FSW)。 ・異材との接合技術の開発、データ収集と整備。 ・締結、接着の技術開発。
表面処理 耐食性	・大型部材への対応。処理方法、設備、用具の検討。 ・異材との同時表面処理技術への対応 ・電食対策の確立
評価方法 その他	・マグネシウム材料に見合った耐食性の促進試験方法の確立。 ・疲労、破壊、軸力に関するマグネシウム用の試験方法の確立。 ・鉄道車両構体向けの大型部材での燃焼性の確認。 ・製造工程中に発生する難燃性マグネシウム合金の切りくずの燃焼性の確認。 ・端材・製品→地金・ビレットなど、リサイクルの可能性検討。

2020 年度は、本事業において開発される、自動車及び鉄道車両部材向けの高性能なマグネシウム合金の汎用化、加工技術及び評価方法等に関する課題や問題点を抽出するために、自動車部材向けマグネシウム合金等の材料開発、プレス成形技術・接合技術・表面処理技術等の二次加工技術の動向、鉄道車両等の輸送機器へのマグネシウム合金適用の動向等の調査を実施した。実施した調査の概要を表 3-2.5.7-21 に示す。

表 3-2.5.7-21 調査概要

実施内容 (調査先等)	実施方法
国外におけるマグネシウム合金の輸送器機への適用に関する技術動向の調査 調査先：2020 IMA Conference Webinar Series "A 5-Day Virtual Experience"	オンラインセミナー 実施日：2020 年 10 月 13～15 日、20 日、22 日
国内におけるマグネシウム合金の輸送器機への適用に関する技術動向の調査 調査先：ポートメッセなごや 第 3 回名古屋オートモチブワールド	現地調査 実施日：2020 年 10 月 23 日
国内におけるマグネシウム合金の輸送器機への適用に関する技術動向の調査 調査先：日伸電工(株) (兵庫県たつの市)	現地調査 実施日：2020 年 11 月 13 日
国内外におけるマグネシウム材料の研究開発動向及び輸送器機への適用動向に関する調査 調査先：軽金属学会、TMS 等	各種文献等による調査

一連の調査から、抽出された輸送器機へのマグネシウム合金展伸材適用へ向けた課題・問題点を表 3-2.5.7-22 に記す。

鉄道車両構体向けの開発合金による押出材、圧延材は、JIS への登録が完了している。これに続き、開発合金の接合に必要な溶接棒及び溶接ワイヤを作成中 JIS に登録している。材料開発については、標準化という形で本事業の成果が出始めている。自動車部材向けの材料については、室温成形性と耐食性を高めることが課題となることが、いずれかを向上させる研究開発は行われているが、同時に高めようとする技術開発が行われていない。高成形と高耐食性の板材が開発されれば、世界に先駆けた技術となるだろう。二次加工の技術については、接合では、プレス加工や疲労試験を

行っているにもかかわらず満足な結果が得られていない。リベット等の締結、接着や、表面処理方法、ガルバニック腐食対策についても、最適な条件が見極められていない。データ不足の課題は多く、更なる試験データの収集を継続していく必要がある。押出材、圧延板材の大型化については、設備への対応が継続した課題となっている。設備導入か借用での対応か、今後の材料開発の状況によって継続して検討を進めることとなる。

材料開発ではまだ多くの課題があるが、輸送機器、特に自動車業界の動きは、マグネシウムに取っては追い風とも言える状況が出始めている。環境対策のために、自動車の電動化が急速に進むような目標が世界各国で発表され、これに対応するためには軽量化が重要な対策の一つとなっている。マグネシウムダイカストは、使用量が今後大きく増えるという予測もある。本事業で開発する展伸材が自動車の外板等の大型部品に採用されれば、大きな軽量化効果を得ることができるため、鋳造品に続いて展伸材部品の需要も増えていくよう、各種課題の解決に努めていく必要がある。

**表 3-2.5.7-22 輸送機器へのマグネシウム合金展伸材適用へ向けた課題・問題点**

項目	課題・問題点
合金開発	<ul style="list-style-type: none"> <li>高成形性、高耐食性を有し、コスト増の影響が少ない成分構成の板材向けの合金開発と標準化。</li> <li>(鉄道車両構体向け押出材・圧延材の開発合金は材料規格にJIS化済み。)</li> </ul>
製造技術 押出	<ul style="list-style-type: none"> <li>長尺化への対応。大型設備導入、対応可能設備借用を検討。</li> <li>押出速度向上。</li> </ul>
製造技術 圧延・プレス加工	<ul style="list-style-type: none"> <li>幅広化への対応。大型設備導入、対応可能設備借用を検討。</li> <li>室温成形性・加工性の向上。</li> </ul>
接合	<ul style="list-style-type: none"> <li>各種接合材の特性向上（機械的性質、曲げ、プレス成形性）。</li> <li>異材接合技術。</li> <li>締結（リベット）、接着の技術開発。</li> <li>(必要な溶加棒及び溶接ワイヤは材料規格のJISを作成中。)</li> </ul>
表面処理 耐食性	<ul style="list-style-type: none"> <li>大型部材への対応。処理方法、設備、用具の検討。</li> <li>異材との同時表面処理技術。</li> <li>電食対策技術。</li> </ul>
評価方法 その他	<ul style="list-style-type: none"> <li>マグネシウム材料に見合った耐食性の促進試験方法の確立。</li> <li>疲労、破壊、軸力に関するマグネシウム用の試験方法の確立。</li> <li>鉄道車両構体向けに必要な燃焼性に関する試験実施とデータ収集。</li> <li>難燃性マグネシウム合金の切りくずの燃焼性と回収方法の確認。</li> <li>開発合金等のリサイクル技術検討。</li> </ul>

2021年度は、輸送機器への適用へ向け本事業において開発されるマグネシウム合金展伸材（板材、形材）の材料、加工技術、評価方法等の汎用化及び標準化に関する課題を抽出するために、輸送機器分野におけるマグネシウム合金の適用動向、関連技術の動向等を把握するための調査を実施した。実施した調査の概要を表 3-2.5.7-23 に記す。

**表 3-2.5.7-23 調査実施内容**

<p>内容：国内外におけるマグネシウム合金の輸送機器への適用に関する技術動向調査          &lt;国内調査先&gt;          軽金属学会第140回春期大会（オンライン）、軽金属学会第141回秋期大会（オンライン）、          第24回関西ものづくりワールド（インテックス大阪）、第4回名古屋オートモチブワールド（ポートメッセなごや）</p>
--

第7回鉄道技術展（幕張メッセ）、軽金属学会九州支部70周年記念シンポジウム（熊本大学工学部百周年記念館） < 国外調査先 > TMS2021（オンライン）、78th IMA Annual World Magnesium Virtual Conference（オンライン） < その他 > 各種文献等による調査、関連会社ヒアリングによる調査
---

マグネシウム合金の最近の実用化例は、電気自動車や非破壊検査用の測定機等、ツールは新しくなっているものの、依然として既存合金を用いた鋳造で製造される自動車部品、電子機器筐体が多い。展伸材は実用化例が少なく、汎用合金の特性及び加工性の向上や、Zn-Al系、Al-Ca系、Zn-Ca系、希土類合金等による材料開発といった研究開発が進められている段階である。

本事業では、高速かつ大型の押出材、室温成形性の良い板材、接合による大型部材の製造、異材と同時の表面処理等の開発が進められており、これらは他に先駆けた技術開発と言える。これらの開発される材料、加工技術及び特性評価の手法等の汎用化及び標準化については、各種データを整備して新規性のある評価法等の検討を進めると共に、部品の材料置換等によって市場への普及を早めるために、既存評価法等との比較データを迅速に整備することが重要な課題となる。

各種の調査結果から、輸送機器への適用へ向けた、マグネシウム合金展伸材（板材、型材）の材料開発や、プレス成形技術、接合技術、表面処理技術等の加工技術、評価方法の汎用化及び標準化に関する課題のまとめを表 3-2.5.7-24 に記す。

**表 3-2.5.7-24 輸送機器へのマグネシウム合金展伸材適用へ向け開発された材料・技術等の汎用化及び標準化への課題**

項目	汎用化への課題等	標準化への課題等
材料	<ul style="list-style-type: none"> <li>輸送器機ごとの部品の要求に対応するための各種特性データの整備。</li> <li>小型部品への展開。</li> <li>大型化への対応。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>型材の一部材料はJISに規定。</li> <li>板材など更なる材料の規格化には特性、実績等から関係者の判断による。</li> </ul>
プレス成形	<ul style="list-style-type: none"> <li>室温含めた成形条件の確立。</li> <li>既存評価法による成形後の材料特性データの整備。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>ノウハウに関わる部分が多いため標準化は難しい。</li> </ul>
接合	<ul style="list-style-type: none"> <li>接合条件、作業標準の確立。</li> <li>既存評価法による接合材の材料特性データの整備。</li> <li>異材接合技術の確立。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>溶接材料のJISは制定済み。</li> <li>マグネシウムとしての継手等の接合条件、作業標準、接合材の特性は検討できる。</li> </ul>
表面処理（耐食性）	<ul style="list-style-type: none"> <li>既存評価法による耐食性データの整備。</li> <li>大型部材への対応。</li> <li>異材との同時化成処理・塗装技術の確立。</li> <li>ガルバニック腐食対策の確立。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>マグネシウムのみでの評価であれば促進試験の手法は検討できるか。</li> <li>確立できればガルバック腐食対策の手法は指標はとして示せるか。</li> </ul>
その他	<ul style="list-style-type: none"> <li>疲労、破壊、燃焼性、その他輸送器機ごとに要求される評価項目について、既存評価法によるデータの整備。</li> <li>実装または実装を模した試験実施とデータ整備。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>マグネシウム独自の試験方法が必要となる評価項目については規格化、指標等の検討ができるか。</li> </ul>



③-3 マグネシウム合金の接合プロセスの開発と接合部の強度信頼性評価【産業技術総合研究所、再委託先：長岡技術科学大学（宮下）】

2019年度は、4%のAlと1%のCaを含むMg-Al-Ca-Mn系マグネシウム合金（以下、AX41）の抵抗スポット溶接およびSPR接合への適用を試みた。抵抗スポット溶接ではAX41およびAl-Mg-Si系アルミニウム合金（以下、AA6061）の共材および異材の接合、SPR接合ではAX41の共材接合を行い、得られた接合体の強度を引張せん断試験により評価した。また、実際の施工を考え、抵抗スポット溶接では表面研磨の影響についても検討した。

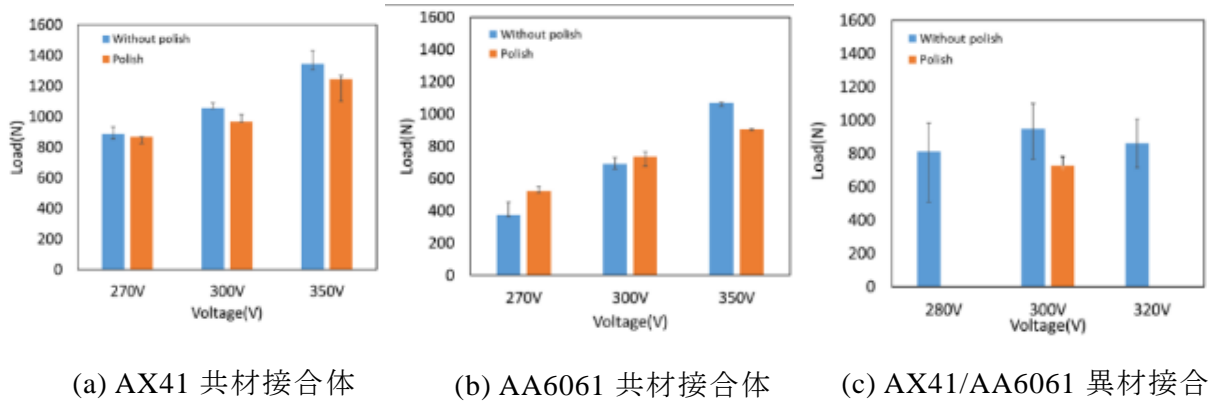


図 3-2.5.7-77 AX41 および AA6061 の異材および共材接合体の引張せん断試験により得られた最大荷重。

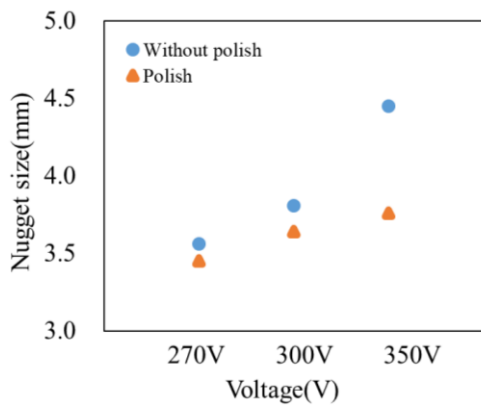


図 3-2.5.7-78 AX41 共材抵抗スポット溶接接合体のナゲット径

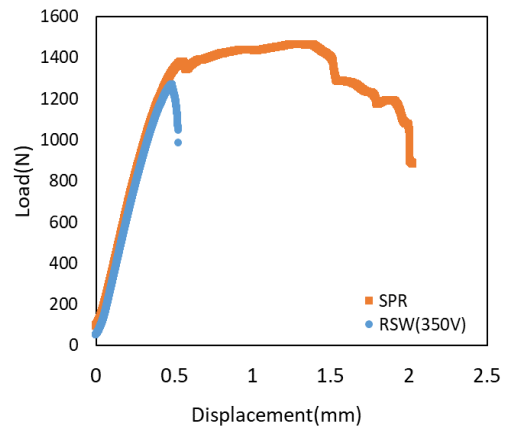


図 3-2.5.7-79 AX41 共材 SPR 接合体および AX41 共材抵抗スポット溶接接合体の引張せん断試験中の荷重-クロスヘッド変位曲線

抵抗スポット溶接接合体の引張りせん断試験により得られた最大荷重を図 3-2.5.7-77 に示す。同図(a)は AX41、(b)は AA6061 の共材スポット溶接継手の結果を示している。今回の溶接条件範囲では電圧が高いほど引張せん断試験により得られた最大荷重の値が高くなった。AX41 共材接合では、表面研磨を施した後溶接した継手の方が研磨を施さずに溶接した継手より最大荷重が低い。しかし、AA6061 共材接合では表面研磨の影響は明確に確認できなかった。AX41 共材溶接継手の引張せん断試験後の破面観察から得られたナゲット径を図 3-2.5.7-78 に示す。本図より、ナゲット径は電

圧が高い条件で得られた接合体ほど大きくなっている。またナゲット径は表面研磨を施した後溶接した継手よりも表面研磨を施さずに溶接した継手のほうが大きかった。ナゲット径の大きさは、継手の強度差の一因と考えられる。図 3-2.5.7-77(c)に、AX41 と AA6061 の異材抵抗スポット溶接継手の引張せん断試験により得られた最大荷重を示す。異材継手では、表面研磨を施すと溶接性が著しく低下し、280V と 320V の条件では引張せん断試験に供することができる継手が得られなかった。また、図 3-2.5.7-77 より、異材接合体は共材接合体と比べて強度のばらつきが大きいことがわかる。異材接合では、溶接中に AX41 熔融金属の著しい飛散が生じていた。今回の結果より、異材接合体は共材接合体と同程度の強度が得られる可能性が見出されたが、強度のばらつきが大きく、安定した接合部を得るためには、さらなる溶接条件の検討が必要と考えられる。

次に、SPR 接合および抵抗スポット溶接により得られた AX41 共材接合体の引張りせん断試験中の荷重-クロスヘッド変位曲線を図 3-2.5.7-79 に示す。同図より、SPR 接合体の方が抵抗スポット溶接接合体 (350V) より高い最大荷重および大きい最大変位を示した。SPR 接合体の接合部の観察より、引張せん断負荷により上板が大きく変形し、リベットが下板から抜けた様子が認められた。また、接合体が大きく曲げ変形を示した箇所近傍のリベット接合端部の上板にはき裂が生じていた。ほかにも、下板の裏側には大きな円状き裂が認められた。これは、室温では変形が底面すべりにはほぼ限られることや集合組織の影響等に起因すると考えられ、接合プロセスと合金開発の両者から引き続き検討する必要がある。

2020 年度は、開発合金である難燃性マグネシウム合金 AX41 の共材 SPR 接合およびアルミニウム合金との異材 SPR 接合を実施した。供試材は、難燃性マグネシウム合金 AX41 とアルミニウム合金 A6061 とした。異材接合では、上板を AX41 で下板を A6061 とした場合、上板を A6061 で下板を AX41 とした場合の 2 種類の接合体を作製した。SPR 接合実験の結果、下板を AX41 とした場合には、接合部に割れが認められた。同様の割れは他のマグネシウム合金の SPR 接合でも認められている。

共材および異材 SPR 接合体の引張せん断試験により得られた最大荷重をまとめて図 3-2.5.7-80 に示す。同図より、下板に AX41 を用いた場合には接合体の強度が低くなる傾向が認められる。

次に、AX41 を共材とした SPR 接合体の引張せん断荷重下での強度支配因子および強度評価パラメータを検討するため、中断試験による断面観察を行い接合体の破壊プロセスを調べた。引張せん断試験中の荷重-クロスヘッド変位曲線を図 3-2.5.7-81 に、中断試験による接合部の断面観察例を図 3-2.5.7-82 に示す。図によると、引張せん断負荷によりリベット脚部付近の下板内に割れが生じた。さらに負荷を増大すると、接合体の回転が顕著となり、荷重-クロスヘッド変位曲線の傾きが変化した。ここでは下板内に発生した割れがさらに開口した。そして、最大荷重点付近ではリベットが下板から抜けた。このときに、接合体はさらに回転しており、リベットを引き抜く方向への力の成分も増加していると考えられる。SPR 接合体ではインターロックと呼ばれるリベット脚部が外側へ曲がった大きさ

が強度評価パラメータとして用いられる。十字引張のような負荷モードであれば、インターロックは直接的な強度評価パラメータと考えることができる。他方、接合体の回転をとまなう引張せん断荷重下ではリベット近傍の応力状態が負荷の増大とともに複雑に変化する。特に、今回の観察から、引張せん断試験中にリベット脚部付近の下板内で発生した割れがリベットの引き抜けを助長していると考えられる。この割れを抑制するためには、リベット脚部付近の下板の板厚減少を小さくすること、接合体の回転を抑えることが有効と考えられる。

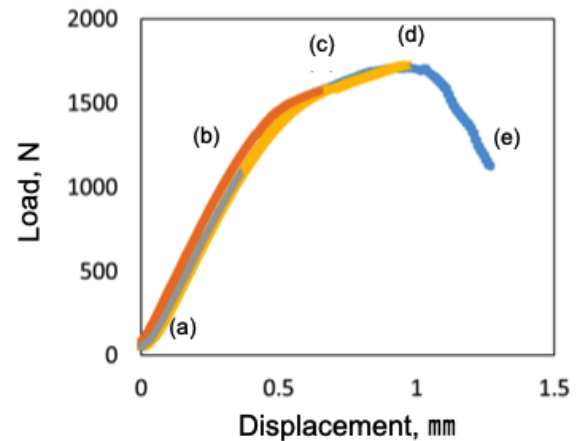
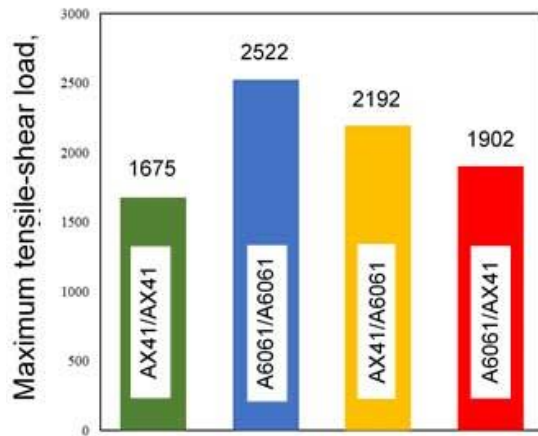


図 3-2.5.7-80 AX41 共材および異材 SPR 接合体の引張せん断試験により得られた最大荷重

図 3-2.5.7-81 AX41 共材 SPR 接合体の引張せん断試験中の荷重-クロスヘッド変位曲線

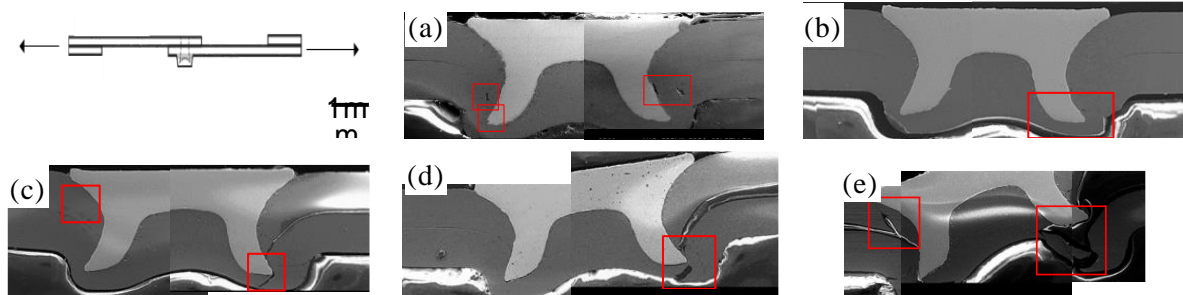


図 3-2.5.7-82 引張せん断中断試験による AX41 共材 SPR 接合体の接合部観察例（図中の(a), (b), (c), (d) および(e) は図 3-2.5.7-80 の各荷重点に対応）

2021 年度は、自動車産業でアルミニウム合金を中心に用いられているセルフピアスリベット（Self-Pierce Rivet、SPR）接合のマグネシウム合金への適用について主に検討した。実働環境を考慮し、本研究の開発合金である難燃性マグネシウム合金 AX41 の共材接合体、AX41 とアルミニウム合金（A6061）の異材接合体、AX41 と冷間圧延鋼板（SPCC）の異材接合体の引張せん断荷重下での疲労強度特性について検討した。疲労強度試験の結果を図 3-2.5.7-83 に示す。疲労強度

試験では、上板に AX41 を用いた場合、上板側で破壊が生じた。図 3-2.5.7-83 より、上板に AX41 を用いた異材接合体は共材接合体よりも高い疲労強度を示し、材料組合せによる疲労強度の相違はほとんど認められなかった。他方、下板に AX41 を用いた異材接合体では、下板側から破壊が生じた。図 3-2.5.7-83 より、下板に AX41 を用いた異材接合体では、A6061 との異材接合体の方が SPCC との異材接合体よりも長寿命域で高い疲労強度を示した。すなわち、AX41 を上板と下板のいずれに用いた異材接合体でも強度の低い AX41 で疲労破壊が生じたが、下板が AX41 の異材接合体では上板と下板の材料組合せによって疲労強度が異なることが明らかとなった。

引張せん断荷重下での SPR 接合体の変形および接合部の応力分布を有限要素法解析により検討した。解析結果の例として、マグネシウム合金共材接合体の変形図と接合部の応力分布を図 3-2.5.7-84 に示す。マグネシウム合金共材 SPR 接合体の方がマグネシウム合金とアルミニウム合金との異材 SPR 接合体よりも大きな変形を示すこと、下板内のリベット脚部での応力集中が顕著であり、ここを中心としたリベットの回転が生じることなど、実験結果を裏付ける知見を得ることができた。

以上のように、開発合金 AX41 の共材および異材 SPR 接合体の実働環境を考慮した強度特性を明らかにし、破壊メカニズムおよび強度支配因子を解明し、継手設計への指針を示した。

ほかに、本研究の開発合金である難燃性マグネシウム合金 AZXM1100 と SPCC との SPR 異材接合の強度特性を明らかにした。また、開発合金の AX41 共材 SPR 接合体の方が、市販材の AZ31 共材 SPR 接合体と比べて疲労強度が高いことなども明らかとなった。

これらの研究成果は、学会発表・講演会 7 件として公表した。

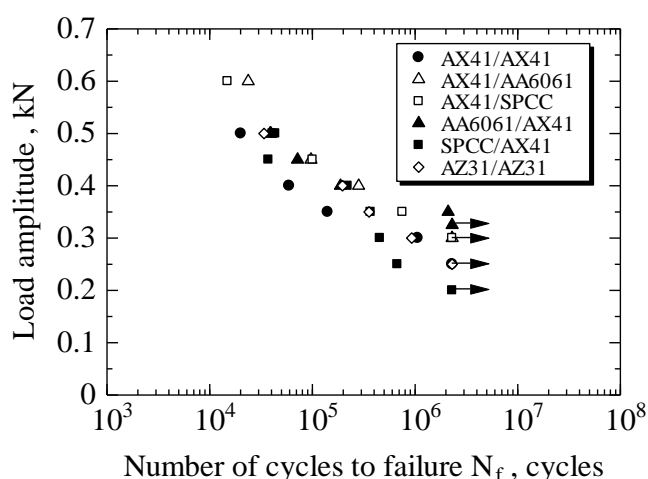


図 3-2.5.7-83 AX41 共材および異材 SPR 接合体の引張せん断疲労強度試験の結果。

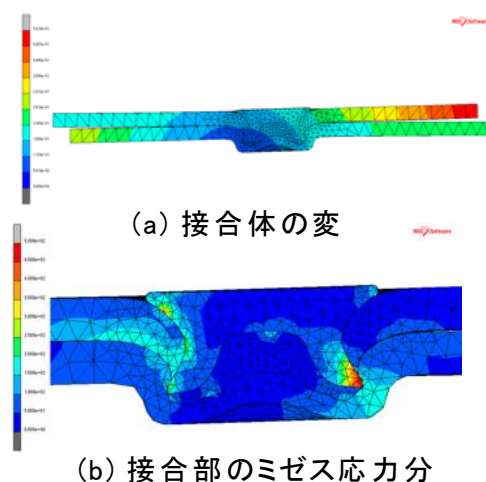


図 3-2.5.7-84 FEM 解析結果の例 (マグネシウム共材 SPR 接合体, 引張せん断負荷; 0.5kN)。

③-4. 易加工性マグネシウム押出部材の開発【三協立山】

2018年度は気密疲労モックアップ構体（屋根部・側部・側ハリ部）に使用する大型ダブルスキン形材（主要14型）の断面形状の設計を完了した（図3-2.5.7-85）。気密疲労条件に基づいて構体の構造解析を実施し、溶接部への応力集中を回避させることで疲労強度を向上させるダブルスキン形材専用の接手形状を設計した。また、構体組立作業において、屋根パネルと側パネル、側パネルと側ハリ部を結合する箇所には通常、隅肉溶接が多用されるが、当該溶接法では疲労強度の著しい低下を招くことが分かった。そのため、構体組立時の作業性と疲労強度の向上を両立可能な構体結合用接手を検討し、隅肉溶接を行わない独自の接手方法を設計した。

開発合金AX41合金による大型・複雑断面形状を有するダブルスキン形材の押出成形プロセス技術の開発では、保有する大型実働機（6000tf直接押出機）の能力を最大限に活かすべく、拡大押出加工技術の開発に取り組んだ。幅300mm×高さ50mm程度の中空形材を押出加工する場合、通常は14インチクラスでの押出条件が選定される。一方、14インチでの押出加工では押出加工時の面圧が不足したり、大径ビレットを使うことによって形材中心部と端部の材料流動バランスが崩れたりする等の、高速車両を想定した長尺形材の製造に限界が生じてしまう懸念がある。この問題を解決する手段の一つに、大型の押出形材をインチダウンし面圧や押出比を低減させて押出成形する拡大押出法がある。本研究開発では、図3-2.5.7-86に示す14インチクラスのダブルスキン形状を12インチで拡大押出加工するプロセス技術を検討し、低い押出面圧で材料流動バランスを制御しながら当該形状を押出成形する金型を新たに設計した。

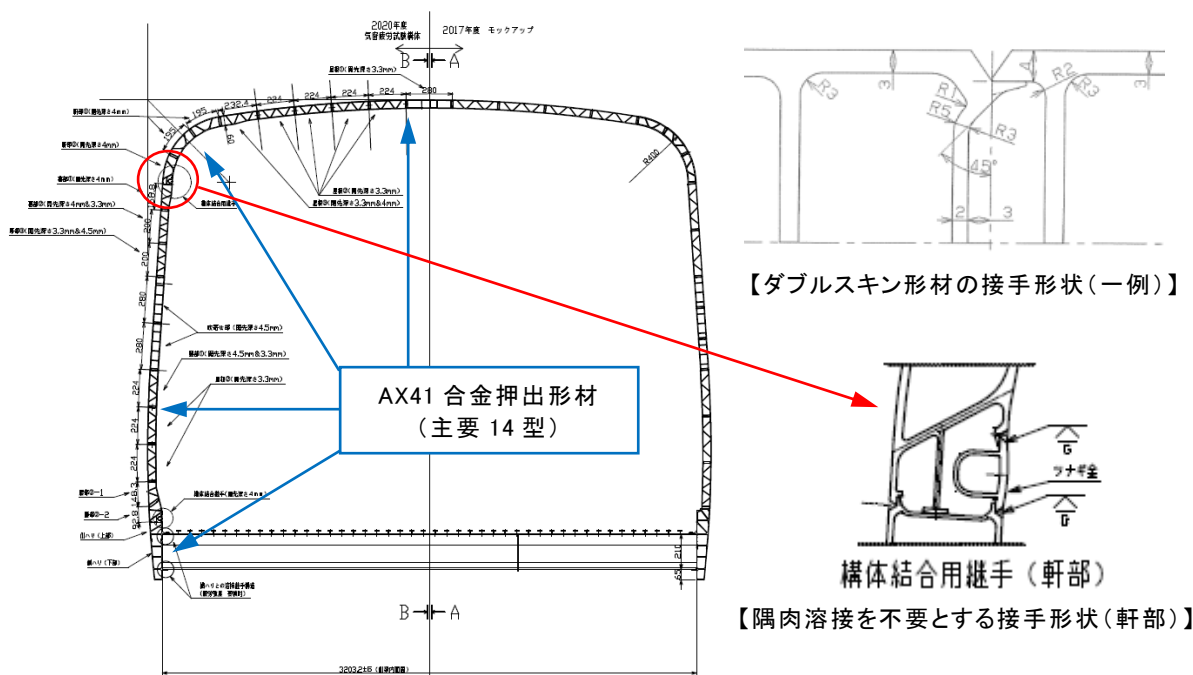


図 3-2.5.7-85 気密疲労構体を構成する押出形材概要と形材接手形状の一例

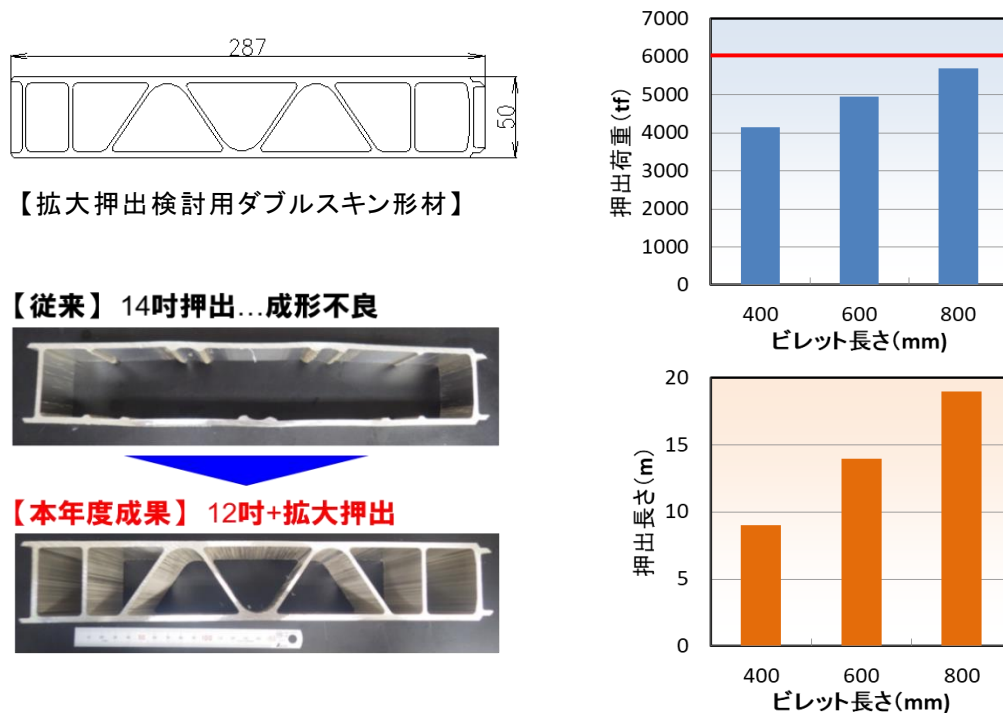


図 3-2.5.7-86 拡大押出技術による試作形材の外観と押出対応可能域の検証結果

その結果、精度と外観が健全な押出形材の成形を実現すると共に、限界ビレット長さや限界形材長さの対応可能域を拡大させることに成功した（図 3-2.5.7-86）。本開発成果は気密疲労モックアップ構体の屋根部材および側部材へ適用した。本技術による押出金型の設計、製作を完了し、当該部材の押出試作を開始した。

構造部材への適用に資する開発材の信頼性データの蓄積では、車両構体の気密疲労試験条件を想定し、AX41 合金押出材の MIG 溶接材における疲労データ（ $R=-0.5$ ）の取得を推進した。本年度は母材および MIG 溶接材の平面曲げ疲労特性の取得を実施し、開発材を用いて構造部材を設計する際のデータとして蓄積した（図 3-2.5.7-87）。

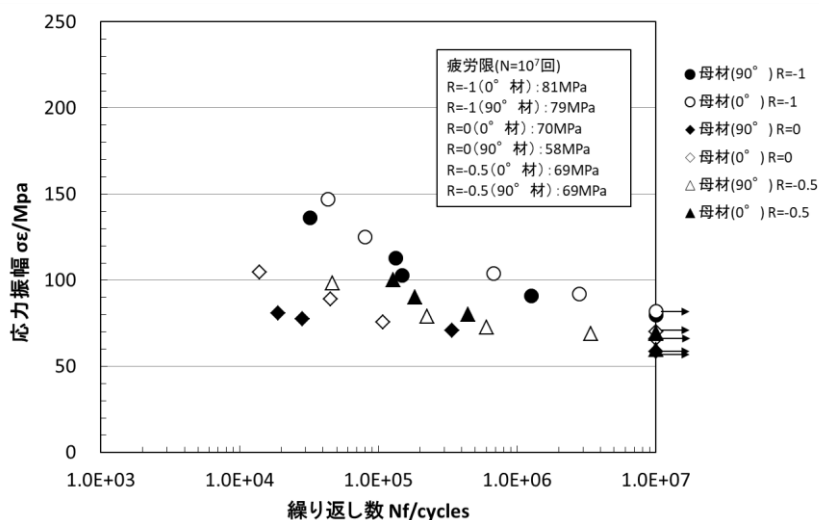


図 3-2.5.7-87 AX41 合金押出材の平面曲げ疲労特性の一例（母材）

2019 年度は、前年度より設計を継続する気密疲労試験用モックアップ構体の作製を計画通り完遂すべく、当該構体を構成する AX41 合金大型中空型材の作製に取り組んだ。特に、明石分室（川崎重工業）と密に連携し、気密荷重を付加した際の接合部疲労強度を向上させる中空型材の継手形状の改良や、構体変形の FEM 解析結果を踏まえた各種中空型材の断面形状の開発を進めた。従来の部分構体用中空型材に採用した溶接継手では、裏当て部の熱容量が大きく、開先のルート部まで十分な溶け込みを得ることが困難なため、接合不良や応力集中が発生し易く、突合せ溶接継手に比べて疲労強度が大幅に低下する課題があった。この課題を解決するため、本研究開発では、裏当て部の形状をテーパ状に薄くして熱容量を小さくし、十分な溶け込みが得られる形状に改良するとともに、ルート部の応力集中軽減策として、中空型材面板の厚さ (t) を開先深さ (h) よりも薄くする ( $t/h=0.7\sim 0.8$ ) ことにより、接合部の疲労強度を向上させることが可能な型材継手形状を開発した (図 3-2.5.7-88)。なお、本成果は関係機関による共同特許として出願を完了した。

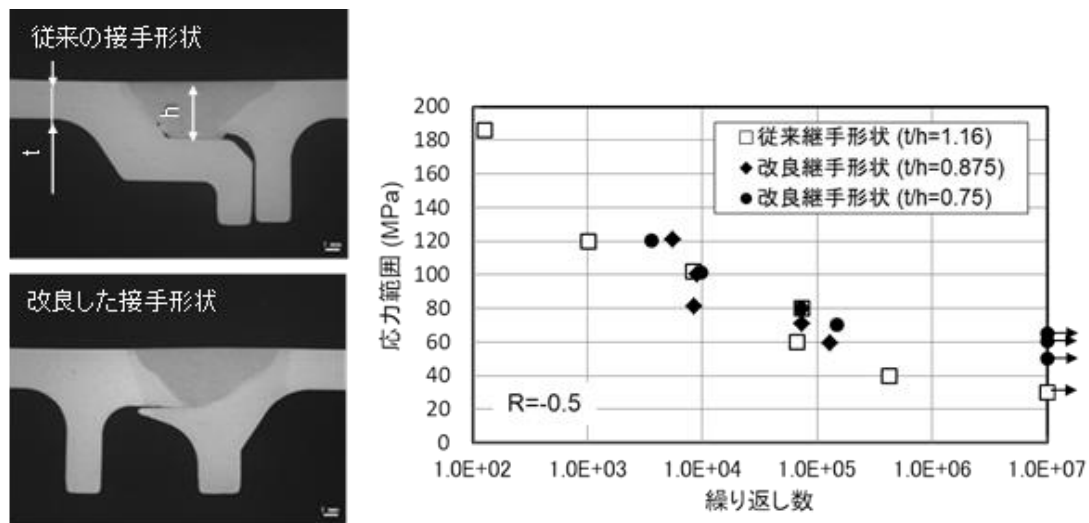


図 3-2.5.7-88 接合部疲労強度を向上させる中空型材の接合部継手形状の改良

また、実際の気密モックアップ構体に使用する合計 17 種類の押出中空型材の設計とその作製を完遂し (図 3-2.5.7-89)、構体組立を実施する横浜金沢分室 (総合車両製作所) への供給を完了した。屋根部および吹寄部を構成する中空型材の作製では、本研究開発で確立した直径 12 インチ ( $\phi 307\text{mm}$ ) の AX41 合金 DC 鋳造ビレットによる拡大押出加工技術を適用し、幅 280mm、高さ 50mm のハモニカ断面形状を有する大型中空型材の押出成形に成功した。また、側受部に使用される押出難易度の高い非対称異形中空型材の作製においては、温間矯正加工を施すことにより、JIS H 4204 に規定される型材の曲がりの許容値 (2mm 以下/m) を十分満足する高精度の中空型材を得ることに成功した。



図 3-2.5.7-89 試作した気密モックアップ構体用 AX41 合金大型押出中空型材の概要

自動車用構造部材の開発では、広島分室（マツダ）と連携し、ドアビーム部材を具体的開発ターゲットに設定して易加工性と高強度化を両立する部材開発を推進した。2019 年度は 6000 系 Al 合金に匹敵する押出加工性と、時効硬化による高強度化が期待できる AXM10207 (Mg-1Al-0.2Ca-0.7Mn、mass%) 合金を設計し、ラボレベルにて押出製品速度 20m/min、開発目標（耐力 270MPa 以上、伸び 10%）を達成する高強度高速押出材の作製に成功した。さらに、現行の Al 合金部材と等価剛性で 20%以上の軽量化が達成可能なドアビーム型材を設計し、本開発合金による実機を使用した実部材の作製も試みた。その結果、ラボレベルと同等の押出製品速度においても健全な押出型材が得られることを実証できたが（図 3-2.5.7-90）、開発目標を達成するには押出材の結晶粒微細化（再結晶粒の粗大化抑制）を実現するプロセス改善が必要であることを把握できた。

構造部材への適用に資する開発材の信頼性データの蓄積では、2019 年度は主に AX41 合金押出材の FSW 接合材における各種疲労特性データの取得を進め、開発材を用いて構造部材を設計する際のデータを拡充できた。



図 3-2.5.7-90 試作した AXM10207 合金ドアビーム型材



2020年度は、車両構体用難燃性高速押出合金として開発した AX41 合金について、実用化を見据えた押出型材製造プロセスのさらなる高度化を実働機ベースで検討するとともに、信頼性データの蓄積を継続実施した。具体的には、高速車両構体を想定した長尺型材（目標長さ 25m）の押出成形技術の開発を推進した。押出加工時の荷重低減を図るべく押出ダイスに設計改良を施し、既存実働機（6000 トン押出機）の能力を最大限に活かした、AX41 合金ビレット（直径φ307mm×長さ 800mm）による大型ダブルスキン型材（気密疲労試験構体の屋根型材を模擬）の長尺押出加工を試行した。その結果、長さ 28m の長尺型材の押出成形が可能であること、型材長手方向の形状精度も JIS 規格を満足することを実証できた（図 3-2.5.7-91）。車両構体用部材への採用に向けては長さ 25m の長尺型材に対応した矯正設備の導入が不可欠であるものの、長尺型材の押出成形の実現に対して有意な技術的見通しを得ることができた。開発材の信頼性データの蓄積では、開発材の基本的な特性データの継続蓄積に加えて、気密疲労試験構体で適用した型材継手形状や溶接条件を踏襲した溶接試験材を試作し、当該材による疲労特性の取得準備を完了した。



図 3-2.5.7-91 大型・長尺ダブルスキン型材の押出成形実験の状況

自動車用構造部材の開発では、引き続き広島分室（マツダ㈱）連携のもと、実働機による実際のドアビーム型材の試作開発を実施し、特に押出材の結晶粒微細化（再結晶粒の粗大化抑制）を実現するプロセス改善に取り組んだ。具体的には、押出温度の低温化や液体窒素による押出加工直後の型材急冷プロセス技術の開発を推進した（図 3-2.5.7-92）。また、試作したドアビーム部材の曲げ試験を実施し、押出型材の集合組織と曲げ強度との関係を調査、把握するとともに、曲げ強度の向上に有効でかつ重量増を最小限に抑える型材断面形状と、時効硬化型開発合金組成、ビレット熱処理条件および押出材時効処理条件の最適化の検討を実施した。



図 3-2.5.7-92 液体窒素冷却によるドアビーム型材の実機押出の状況

2021 年度は、次世代高速車両構体への適用を目指して開発した難燃性高速押出合金 AX41 合金の早期実用化と用途拡大を図るべく、高速車両用床パネルの試作開発を推進した。当分室では、床パネルを構成する枠材と床板用圧延母材の試作開発を担当した。具体的には、非対称中空断面形状を有する押出中空型材と、幅 300mm クラスの広幅押出コイル材の製造技術開発を行った。枠材用押出型材の開発では、非対称断面形状ゆえに型材に曲がりが発生することが懸念されたが、押出金型内のメタルフロー設計を最適化するとともに、押出後の型材に温間矯正加工を施すことにより、JIS H4204 の曲がりの規定値を十分満足する真直性の高い押出型材（1mm 以下/m）を得ることができた（図 3-2.5.7-93）。また、押出コイル材では、圧延加工を担当する板橋分室（日本金属㈱）が所望する押出コイル材（図 3-2.5.7-94）の製造技術を確認し、床パネルへ適用される板厚 1.0mm および 0.5mm の圧延床板材の試作開発を支援した。なお、当分室から供試した部材を使用した床パネルは、東日本旅客鉄道㈱が所有する E956 形式新幹線高速試験電車（ALFA-X）に搭載され、実走行環境における各種性能評価を実施した。その結果、床パネルは「不燃性」で、接着による組立可能な最適な表面処理や接着膜厚を設定し、局所荷重や乗客重量に耐え、遮音性はアルミ製床パネルと同等以上の性能を確認した。従来のアルミニウム製床板に比べて約 23%（1 両あたり約 50kg）の軽量化を達成した。このように、開発成果の早期実用化の実現に大いに貢献することができた。

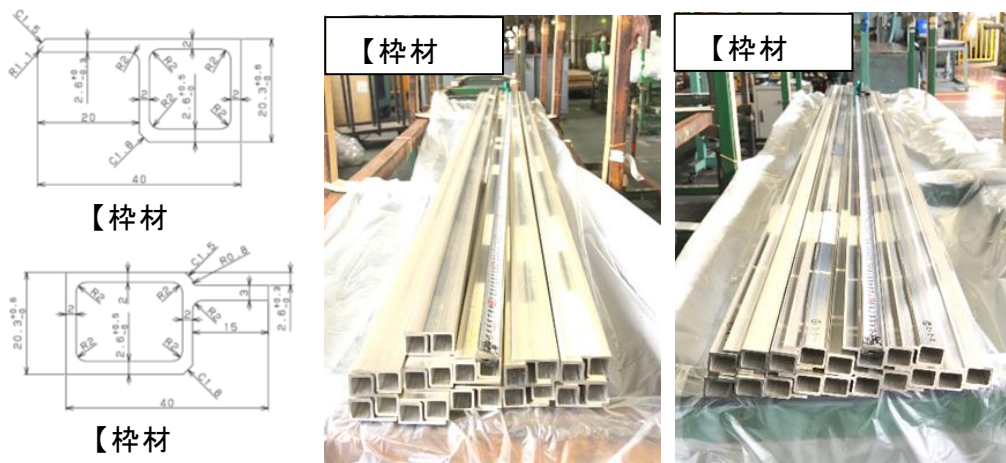


図 3-2.5.7-93 作製した床パネル枠材用 AX41 合金押出中空型材

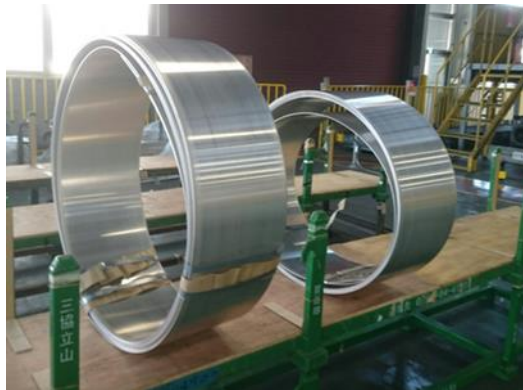


図 3-2.5.7-94 作製した床板用 AX41 合金圧延母材  
(押出コイル材、幅 315mm×厚さ 3.0mm)

自動車用構造部材の開発では、実働機による実際のドアビーム型材の試作開発を引き続き遂行した。2021 年度は特にドアビーム部材の目標曲げ強度（最大曲げ荷重 10.1kN 以上）を達成する押出型材の製造プロセス条件と型材断面形状の最適化を検討した。具体的には、開発した時効硬化型合金ドアビーム型材において、異方性低減と強度向上に寄与する組織制御と時効処理条件の最適化を図るとともに、曲げ加工中の圧縮側の耐荷重を高める型材断面形状の改良により、目標値を超える曲げ荷重（10.5kN）を有するドアビーム型材の作製に成功した（図 3-2.5.7-95）。なお、当該ドアビーム型材の現行アルミニウム合金材に対する軽量化率は実測値で 21.2%となり、目標とした軽量化率 20%以上も達成することができた。

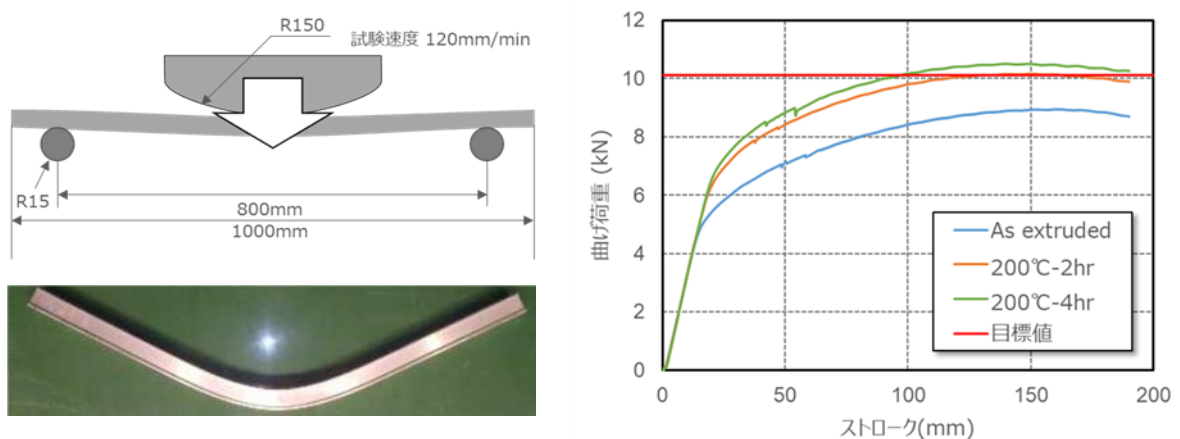


図 3-2.5.7-95 ドアビーム型材の曲げ試験概要と試験結果

### ③-5 高強度マグネシウム材（中板・厚板）の開発【権田金属工業】

2018年度、相模原分室では板厚 3mm および 6mm 材を対象に、圧延加工プロセスと機械的特性の関係及び実操業機を用いての幅広板材の圧延加工を実施した。中板幅広材（板厚 3 mm×板幅 500 mm）の圧延加工では、量産スケールで圧延加工を行い引張強さ 330 MPa、伸び 13%を得ることが出来た。強度・伸び共に現状簡易モックアップ構体の設計仕様を満足する値であった。一方で、量産スケールではパイロットスケールに比べて、圧延加工条件（素材温度の低下、圧下率やロール速度、変形抵抗）が圧延板材の特性と組織に及ぼす影響が大きくなり、ばらつきが大きくなる事が分かった。一方で、スケールアップに伴う強度の低下は 20MPa 程度に抑止できることが分かった。板厚 6 mm 圧延材ではロール温度・ロール速度を調整することで、ロール径の効果を受けることで、パイロットスケールと同等以上の強度と伸びを得ることが出来た。

作製した板材の組織と機械的特性調査の他に、疲労特性を平面曲げ疲労試験により実施した。2017年度までは母材および MIG・TIG・FSW 継手材の応力比  $R=0, -1$  について調査してきたが、2018年度は母材および MIG 継手材の応力比  $R=-0.5$  における平面曲げ疲労試験を実施し、ビード止端部形状が疲労強度に及ぼす影響について調査した。平面曲げ疲労試験では平行部有り無し（R 形状）での疲労特性を比較したが、結果に差異は認められなかったものの、**図 3-2.5.7-96** に示す S-N 曲線より、 $10^7$  回における疲労強度は応力比により差が見られた。MIG 材と TIG 材については継手形状を測定し、溶接幅が疲労強度に及ぼす影響や破壊の基礎的検討を他分室と連携して実施した。溶融接合材では引張応力が作用する方向から破断する傾向が強く、余盛が有り、引張応力が作用することで応力集中と熱影響部で破断が生じやすい状態であることが分かった。溶接部の止端角や曲率半径は溶接条件（入熱量）の違いにより差が見られることが分かり、疲労強度だけでなくビード部形状に関する情報も合わせて取得した方がバラツキが軽減されると考えられる。

高強度材の成形性調査を温度・ひずみ速度依存性に着眼し調査した。室温から高温における変形特性では、**図 3-2.5.7-97** に示すように特性に対してひずみ速度依存性が試験温度 200℃から認められ、ひずみ速度が遅く、試験温度が高くなる程、低応力で巨大伸びを得た。変形量ごとに組織を観察すると、動的再結晶によりバイモーダルな組織状態から均一で微細粒な当軸組織を形成することが分かった。この結果を圧延加工プロセスにフィードバックすることで、平均粒径が  $5\mu\text{m}$  程度の当軸微細粒を有し、高強度高延性を兼ね備えた AX81 合金圧延プロセスを確立することもできた。これら素材は、試験温度 200℃において V 曲げ試験では  $R/t=1$ （ $R$ =パンチ径、 $t$ =ブランク板厚）程度までは成形可能であった。この知見を基に 200℃における深絞り試験を実施したところ、パンチ径  $\phi 50\text{ mm}$ ・パンチ R5 mm・速度 0.6 mm/s の条件においては割れが発生してしまい、250℃で割れの発生なく深絞りができる。このときの限界絞り比（LDR）は 2.0 を示した。V 曲げ試験と比較して、深絞り試験は変形応力が異なることから成形可能な温度に差が見られたと考えられる。上記の知見を基に、AX81 合金継手材や気密構体作製に向けた試験用板材の提供を行うと同時に、気密構体の設計計算に必要なデータを導出するための板材提供を行った。

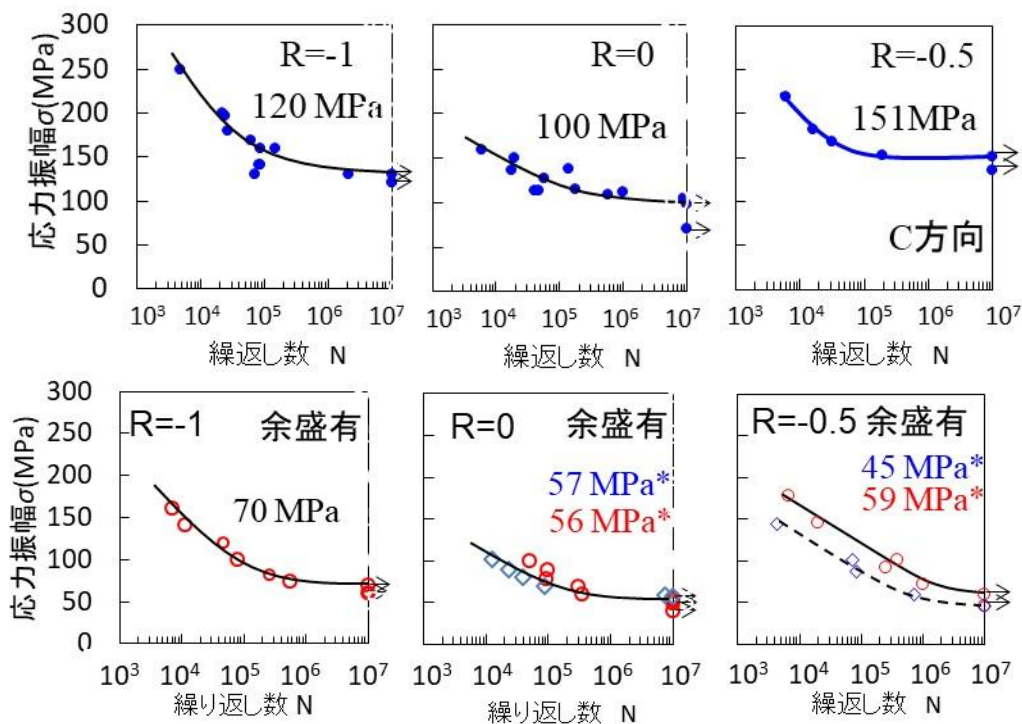


図 3-2.5.7-96 応力振幅を変化させたときの AX81 合金母材(上段)と MIG 継手(下段)の S-N 曲線

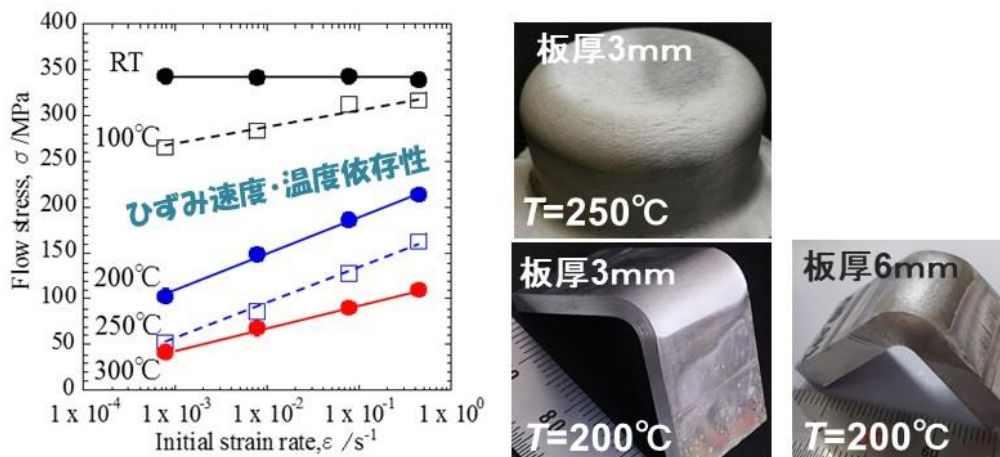


図 3-2.5.7-97 試験温度とひずみ速度の関係及び絞り試験・V 曲げ試験後の外観

2019～2020 年度は AX81G 合金幅広圧延材（板厚 3 mm）を操業実機により作製し、パス間で試料採取することで板幅を 500 mm に幅広化した際の特性低下因子を調査した。圧延加工は面圧低減のためパス回数を増加させた。圧延前後の試料及びロール温度の温度変化、中間熱処理後と圧延終了後の IPF マップを図 3-2.5.7-98 に示す。粗圧延時ではロールと試料温度が近く圧延前後の試料とロール温度差に変化はない。仕上げ圧延はロールと試料温度に約 300°C の差を設けており、圧下率の増加に伴い試料温度差は単調に増加した。図 3-2.5.7-98 より、中間熱処理後の平均粒径は 24 μm、

板厚 3 mm 材では 18  $\mu\text{m}$  の組織を呈し、耐力と引張強さは 280 MPa と 330 MPa で伸びは 5% を示した。ラボスケール材と比べ、強度は 20 MPa の低下であったが伸びは減少し、平均粒径は 2 倍以上であった。今回、パス回数増加に伴う加熱時間を短縮するため仕上げ圧延温度を 50°C 低下させたことが高強度のみを示した一因と考えられ、IPF マップから粒界に残留ひずみの蓄積が伺える。実機幅広化に伴う特性劣化は仕上げ圧延時の素材温度が支配的であったと考えられる。一方、幅広化しても中間熱処理材の平均粒径は高強度高延性を両立するための閾値をクリアしており、幅方向の組織や特性にバラツキは無く、パス回数の影響もなかった。総圧下率 50% を超える粗圧延を行うことで板厚方向にも均一な組織を形成することが分かった。

工業化を見据えた場合、製造時におけるエネルギーコスト削減も重要であり、素材循環を考慮したリサイクル製造を行った。溶解材料はインゴットのみ、板端材のみ、板端材と切削屑を混合した 3 種類の材料から AX81G 合金鋳造材を作製した。鋳造材を板厚 3 mm まで圧延加工した際の各圧下率における強度と伸びを図 3-2.5.7-99 に示す。板端材と切削屑混合材は伸びが小さく、破断面を SEM 観察すると、切削屑混合材には空隙や異物が多く認められた。各材料の水素量を測定すると、インゴット材は 13 ppm、板端材は 14 ppm、切削屑混合材は 42 ppm を示し、切削屑を用いると水素量が約 3 倍に増加した。溶解時に溶湯処理を行うのみでは微細な異物や水素量は増加傾向にあり、溶解前での酸化物除去や溶湯処理の開発が必要なことが分かった。

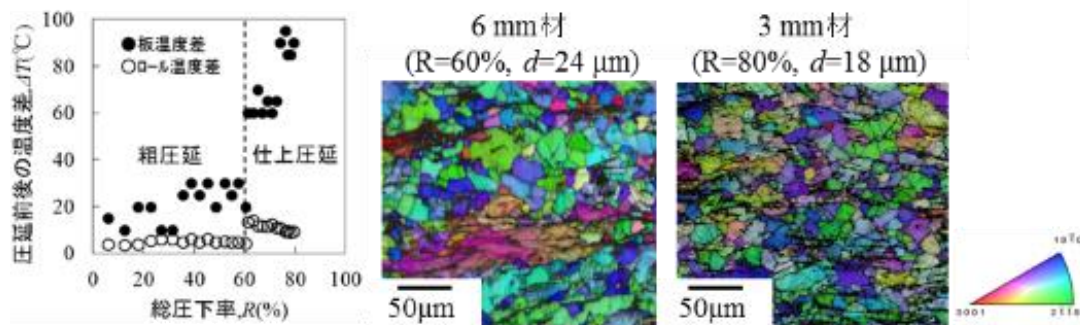


図 3-2.5.7-98 幅 500 mm 材の総圧下率と温度変化の関係と各板厚における IPF マップ

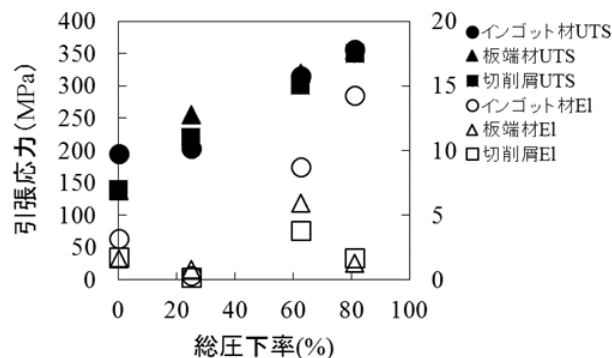


図 3-2.5.7-99 種々の AX81G 合金圧下率における機械的特性

AX81G 合金高強度高延性材の疲労試験、接合特性、耐食性試験は各分室と連携して行った。平面曲げ疲労試験を TIG、FSW 材は応力比  $R=-0.5$ 、MIG 異材接合材（母材：AX81G、溶加材：AZX911）は  $R=-1$  で実施した。接合材の余盛りまたはバリを除去した試験の S-N 線図を図 3-2.5.7-100 に示す。TIG 材は  $R=0$  と  $-0.5$  が同等の疲労強度を示し、FSW 材は  $R=-1$  と  $-0.5$  が同等の疲労強度を示した。どちらも余盛りまたはバリがあると疲労強度は低下し、引張応力作用側で破断した。TIG 材は余盛りがある場合の破断箇所は止端部であり、FSW 材はバリの有無に関係なくツール部で破断する試験片が多く見られた。MIG 材における異材接合は余盛りを除去して試験を行うと低応力における疲労強度が  $10^7$  回において疲労強度は 62 MPa から 74 MPa に向上した。これは、溶加材に AZX911 を用いたため AX81G（共材接合）と比較してアルミニウム量が 1% 増えたことが溶融部の固溶強化に繋がったと考えられる。

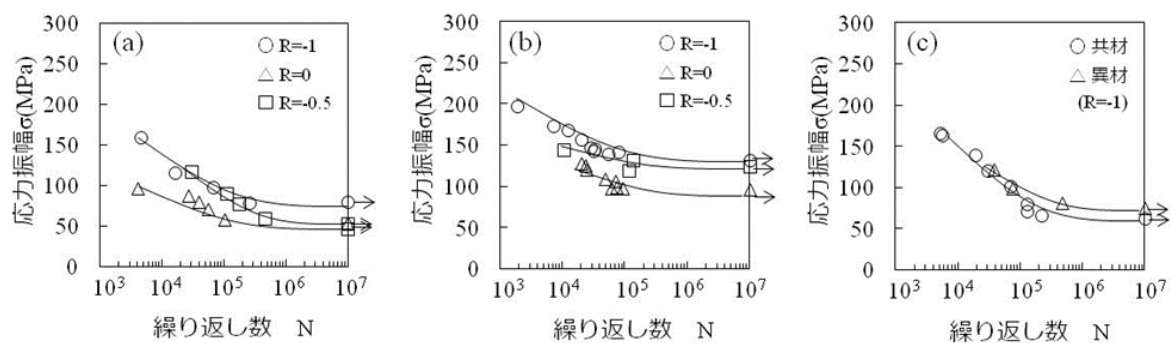


図 3-2.5.7-100 接合材（余盛りまたはバリなし）の S-N 線図 (a) TIG 材、(b) FSW 材、(c) MIG 材： $R=-1$

気密疲労試験構体部材の作製ではゴム継手部に使用される部材を担当し、板厚 6 mm×幅 110 mm×長さ 650 mm の板および構体に沿った曲率を有する曲げ部材と板厚 9 mm×幅 110 mm×長さ 600 mm の板を作製した。板厚 9 mm 材までの厚板化に伴い、開発圧延加工プロセスのパススケジュールを改良したところ耐力 220 MPa、強度 282 MPa、伸び 5%を示し、設計要求耐力を満たすことができた。作製した板材や曲げ部材の端面はゴム継手部に接するため、ゴム切断を防止すべく端面を R3 で加工した。板厚 6 mm 材の一部は R8000 と R400 を有する金型にて温間曲げ加工した。加工温度は 2018 年度までに調査した AX81G 合金の高温引張試験の結果から変形抵抗が低下する 250°Cで行った。R8000 についてはスプリングバック・スプリングゴアの発生を抑制するために R1000 と R8000 の 2 型金型を作製し、250°Cで加工した。作製した部材の一例を図 3-2.5.7-101 に示す。作製した板厚 6 mm 材からは補強板として板厚 6 mm×幅 60 mm×長さ 155 mm の板（四隅を R30 と C5 に切削加工）を切削加工した。



図 3-2.5.7-101 作製した気密疲労試験構体部材

自動車構造部材への適用技術開発では、難燃性を生かしながら張出し試験は室温、深絞り成形は 150°C で成形可能な薄板圧延材の作製技術開発と成形性調査を行った。合金組成は AX81G 合金を基に Al 添加量を希薄化した Mg-3Al-0.7Zn-0.4Ca を対象とし、鑄造材から板厚 1mm まで圧延加工した。図 3-2.5.7-102 に板厚 1 mm までの圧下率ごとの機械的特性を示す。圧延途中で一度熱処理を施すものの、圧下率の上昇に伴い強度は向上し伸びは 6~4.5% を示した。最終圧延後に 450°C で 1 時間の熱処理をした後の平行(RD)および直角(TD)方向の公称応力-ひずみ線図と(0001)集合組織および結晶組織を図 3-2.5.7-103 に示す。耐力は RD、TD 方向で 147 MPa と 120 MPa を示し、引張強さは共に 240 MPa を超えた。伸びは TD 方向で 25% 以上を示した。圧延材の(0001)集合組織強度が 3.4 に対して熱処理後では 1.9 に低下した。圧延材の結晶組織はせん断変形による残留ひずみの影響があったが、熱処理後は 10 μm 以下の等軸微細粒を形成した。圧延加工後に熱処理することで、加工ひずみを開放しながら(0001)集合組織強度を弱く維持することが出来た。目標としていた板材の機械的特性、組織特性を達成することが出来た。圧延材と熱処理材の成形性調査は、張出し試験の評価は破断が起きた際のパンチストローク量を張出し高さ(h)とし、深絞り試験の評価は 10 mm 以上絞れた場合を○、それ未満を×と判定した。パンチ速度 60 mm/min、パンチ R20 で室温張出し試験した後の外観を図 3-2.5.7-104 に示す。圧延材での張出し高さは 6 mm であり、焼きなまし材になると 11 mm まで向上した。パンチ速度は 0.6~600 mm/min としたが、室温における張出し高さに顕著な速度依存性は認められなかった。深絞り成形はパンチ R1 と R3 で実施し、パンチ速度は張り出し試験と同じとした。室温成形は困難であったが、熱処理を行うことで深絞り可能なパンチ速度は 600 mm/min に達し、150°C での深絞り成形も達成することが出来た(表 3-2.5.7-25)。一方、張出し試験では顕著ではない試験温度、速度依存性が深絞り加工で現れた。深絞り試験はパンチ R 部に引張側と圧縮側におけるひずみの不均一性が発生し室温では早期に割れが発生したことから、加工条件の影響が考えられる。室温成形を可能とするには、集合組織強度の低下と微細組織を形成することが有効であることが分かった。

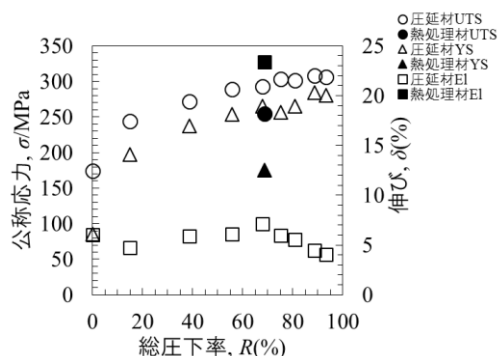


図 3-2.5.7-102 各圧下率における機械的特性

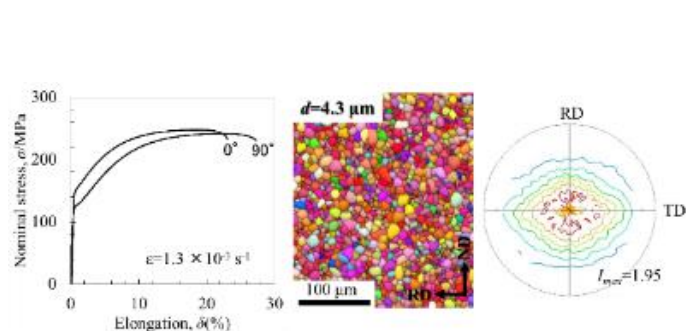


図 3-2.5.7-103 板厚 1mm 材の機械的特性と EBSD 方位解析





図 3-2.5.7-104 希薄合金のパンチ速度 60 mm/min における室温張出し試験片外観

表 3-2.5.7-25 深絞り試験結果 (パンチ R3)

	圧延材				熱処理材			
	0.6 mm/min	6 mm/min	60 mm/min	600 mm/min	0.6 mm/min	6 mm/min	60 mm/min	600 mm/min
RT	×	×	×	×	×	×	×	×
100°C	×	×	×	×	○	×	×	×
150°C	○	○	×	×	○	○	○	○
200°C	○	○	○	○	○	○	○	○

### ③-6 高成形性マグネシウム材 (薄板) の開発【伊丹分室：住友電気工業】

#### ③-6-1 自動車部材への適用に向けた FS (テーマ 34)

テーマ 17 で開発した高強度難燃性マグネシウム材 (AMX801, AZX811) をベースとして Mg-Al-Zn-Ca-Mn 系合金圧延材の成形メカニズム調査および成形性の評価を最委託先である長岡技術科学大学と共同で実施した。長岡技科大では、後述の通りマグネシウム合金の成形性に及ぼす基礎検討をもとに成形性に優れた合金組成の絞り込みを行った。

伊丹分室では、AZX811 (AX81S) の成形性評価を実施した。成形性指標としては、200°C および 250°C での平面領域での限界張出高さ (LDH<sub>0</sub>) の評価を行った。その結果を図 3-2.5.7-105 に示す。

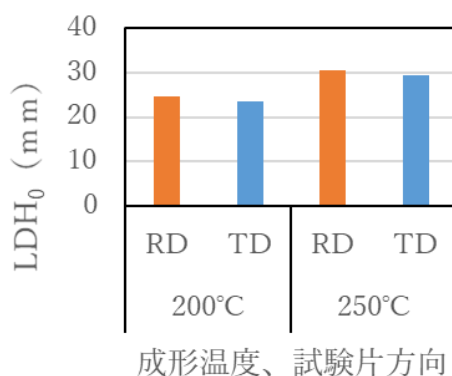


図 3-2.5.7-105 AZX811 圧延材の 200°C と 250°C における限界張出高さ

自動車用部材に対する要求としてコスト面から室温での成形性が重要となる。一般的に添加 Al 量を減少させることで成形性は向上するが、一方で耐食性が劣化することが知られている。伊丹分室では耐食性と成形性が両立する Al 量を調査するため Al 量が 0.5, 1, 2, 3, 5, 6 および 7mass% の圧延材を作製し耐食性調査のため平塚分室 (日本パーカライジング社) に提供した。

### ③-6-2 自動車部材用薄板開発 (テーマ 35)

#### ③-6-2-1 シミュレーションの目的

自動車部材開発に先立ち、マグネシウム合金板材を用いて歩行者頭部保護性能を満足しながら軽量化を図ることができるのかという懸念がありシミュレーションを実施した。このようなシミュレーションの経験が豊富なコベルコ科研にてアルミ製フードを使用している市販車のフロントフードをモデルとして頭部傷害値 (HIC) および衝突特性を計算することで、アルミ製フードと同等の衝突性能を得るためのマグネシウム合金板材の板厚を求めた。この結果から、マグネシウム合金板材に置換しても十分な軽量化が図れるかどうかを検証した。なお、通常シミュレーションはフロントフード全面に亘って行うが本プロジェクトでは時間と予算の制約からフード中央部 1 か所に衝突した場合のみ実施した。また、計算パラメータは自動車メーカーのアドバイスを得て設定した。

#### ③-6-2-2 シミュレーション条件

解析モデルに用いたアウターとインナー形状およびその諸元を図 3-2.5.7-106 に示す。これら形状およびリーンフォース、ストライカーブラケット、フードロック位置および材質はリバーズエンジニアリングによりデータを得た。

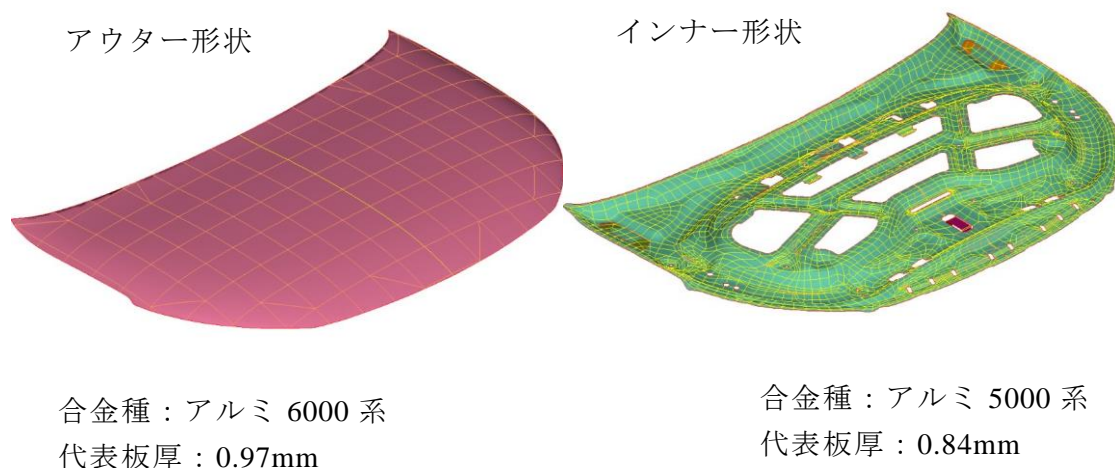


図 3-2.5.7-106 シミュレーションに用いたフロントフードのモデル形状および材料データ

計算の前提となるインパクタの重量は 3.5kg (子供の頭相当)、衝突速度は 41km/hr、インパクタ入力角度は 50deg とした。これらの条件は、(独法) 自動車事故対策機構の試験方法 (JNCAP) に準じたものである。フードと剛体壁間の距離は実車を測定して得られた 140mm で計算したが、参考までに国産車の厳しい条件である 105mm でも計算した。インパクタ、フード、剛体壁の関係を図 3-2.5.7-107 に示す。

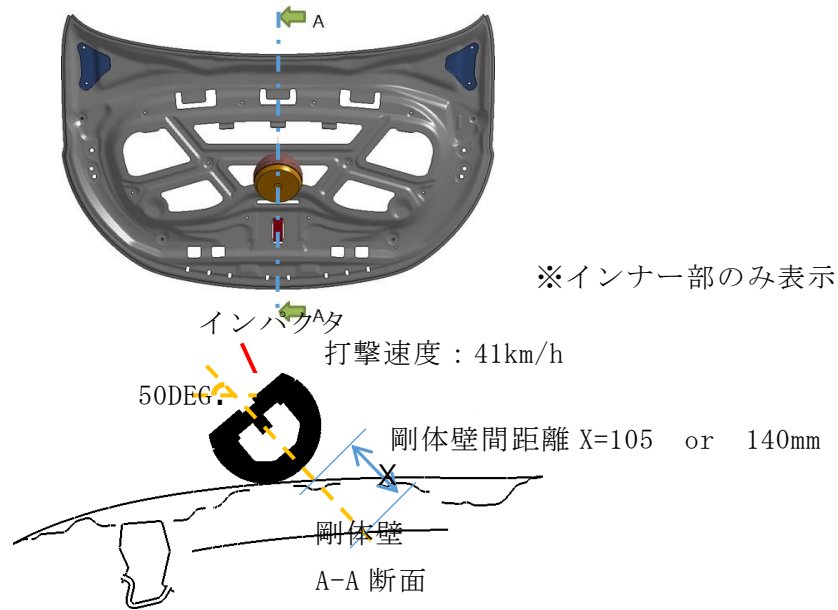


図 3-2.5.7-107 インパクト、フード、剛体壁の位置関係

これら諸元を用いてシミュレーションを行い、歩行者保護性能の指標となる頭部傷害値（HIC）、衝撃波形の初期ピーク値、最大変位を求めてアルミニウム合金板とマグネシウム合金板との比較を行った。

### ③-6-2-3 シミュレーション結果

シミュレーション結果の一例を図 3-2.5.7-108 に示すような加速度-時間および加速度-変位のグラフで示される。HIC 値は式  $HIC = \left\{ \left[ \frac{1}{t_2 - t_1} \int_{t_1}^{t_2} A_R dt \right]^2 \right\}$ （ $t$ ：時間（s）、 $A_R$ ：合成加速度）から求められる。

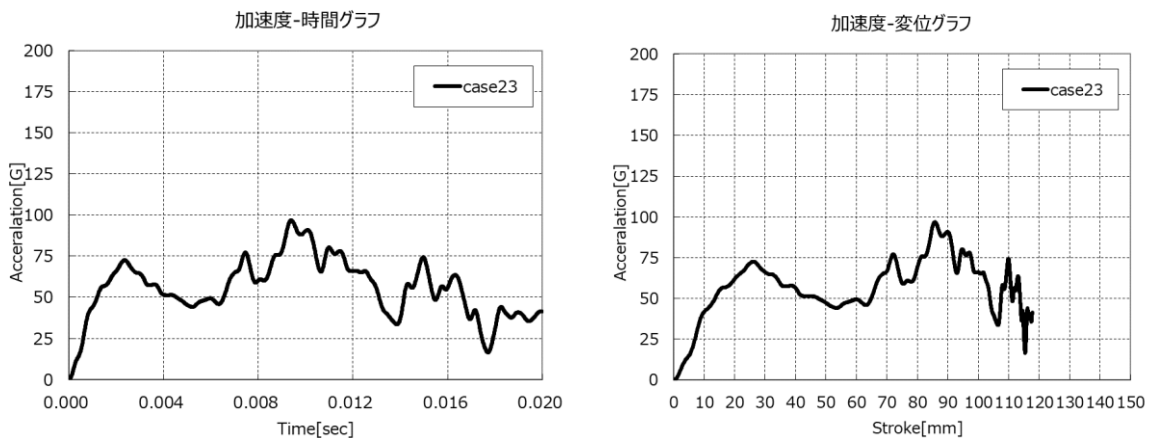


図 3-2.5.7-108 Mg/Al 板厚比が 1.3 倍の時の加速度-時間、加速度-変位グラフ（剛体間距離は 140mm）

このようにして板厚比を変えて計算した結果をまとめて下表 3-2.5.7-26 に示す。

表 3-2.5.7-26 剛体壁間距離 140mm の場合での計算結果

		Al に対する板厚比 (アウター/インナー)	実際の板厚 mm (アウター/インナー)	HIC	最大変位 mm	初期ピーク値 G	軽量化率 %
Al (C4カクタスフード)		1/1	0.97/0.84	319	130	73	-
Mg	初期ピークがほぼ同じ例	1.33/1.33	1.290/1.117	459	117.8	72	10
	HICがAlより小さい例	1.33/0.9	1.290/0.756	254	139.1	63	23
	最大変位がAlより小さい例	1.16/1.16	1.125/0.974	363	129.2	64	22
		1.2/1.2	1.164/1.00	383	127	68	19

HIC 値、最大変位は小さい方が望ましく、初期ピークはアルミニウムに近い値が望ましい。板厚比によってアルミニウムと同等の加速度-時間波形を得られることが理想的であるが、計算回数にも制約があり、同等の波形となる組み合わせを得ることはできなかった。インナーとアウターの板厚比を変えた組み合わせによって HIC 値、最大変位、初期ピーク値をアルミに近づけることが可能であることが表 3-2.5.7-26 からわかる。アルミニウムの板厚に対してアウター、インナーともに 1.2 倍の板厚とすることで HIC 値は大きくなるが (650 以下でレベル 5 は満足する)、最大変位、初期ピーク値はアルミニウムとほぼ同等となる。この時マグネシウム製フードはアルミニウム製フードに対して重量は 81% にまで軽量化される。

次に剛体壁間が短いセダンタイプ国産車を想定して壁間距離 105mm の場合で計算を実施した。その結果を表 3-2.5.7-27 に示す。この場合はアルミニウムに対する板厚比がアウター、インナーともに 1.3 倍の時にアルミニウムと同等の HIC 値、最大変位を得ることができる。この時マグネシウム製フードはアルミニウムフードに対して重量は 88% にまで軽量化される。

表 3-2.5.7-27 剛体間距離 105mm の場合での計算結果

		Al に対する板厚比 (アウター/インナー)	実際の板厚 mm (アウター/インナー)	初期ピーク値 G	HIC	最大変位 mm	軽量化率 %
Al (比較フード)		No.2 1/1	0.97/0.84	73	575	118.1	-
Mg		No.7 1.3/1.3	1.261/1.092	67	573	116.7	12

上記の通り、中央部 1 点のみの計算結果ではあるが、フロントフードの素材をアルミニウム合金からマグネシウム合金に変えることによって歩行者頭部保護性能を満足しながら軽量化を実現する可能性を確認できた。なお、今回は予算と期間の制約がありアルミニウム合金で作製されたフロントフード形状で計算したものであり、アルミニウム合金の特性で最適化された形状であると考えられる。マグネシウム合金の特性に適した形状設計を行えば更なる軽量化が実現できるものと考えられる。

### ③-6-2-3 高成形性マグネシウム合金板材の適用技術開発

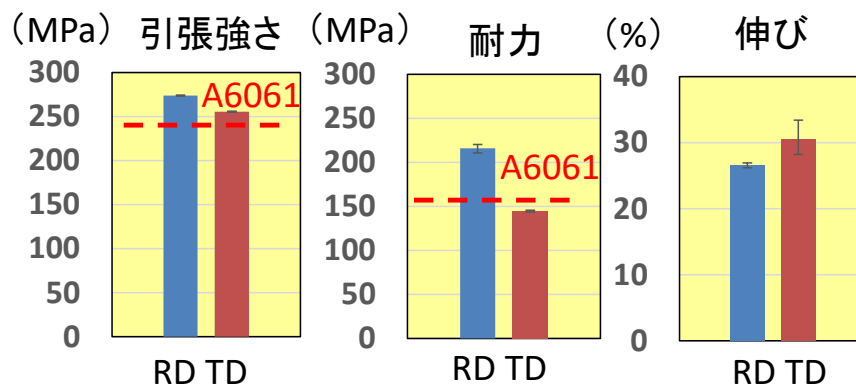
#### ③-6-2-3-1 高成形性マグネシウム合金板材の開発

高成形性マグネシウム合金板材の開発目標として、アルミ A6061 と同等の強度特性をもつと同時に室温成形が可能な板材の開発に取り組んだ。マグネシウム合金板材の成形性向上には合金組成と圧延条件の最適化による集合組織制御が必要であり、それら基礎検討は長岡技術科学大学の協力を得て実施した。

マグネシウム合金では一般的に強度と成形性はトレードオフの関係にあり両立は困難である。長岡技術科学大学と物質・材料研究機構（NIMS）で実施された基礎検討から Mg-1.2mass%Al-0.8mass%Zn-0.5mass%Ca-0.4mass%Mn が高い強度と優れた成形性の両立を実現できる合金組成として見出された。この組成の合金を伊丹分室が持つ急速凝固鋳造技術を用いて板材を鋳造し更に圧延を施した。伊丹分室では将来の量産化を見据えて量産機での試作を行った。

#### ③-6-2-3-2 高成形性マグネシウム合金板材の引張特性

Mg-1.2mass%Al-0.8mass%Zn-0.5mass%Ca-0.4mass%Mn（AZXM1100）板材の引張特性を図 3-2.5.7-109 に示す。AZXM1100 合金板材は熱処理により強度が向上する時効硬化型合金であることがわかる。強度は目標とするアルミ A6061 と同等もしくは同等以上が得られているが、圧延方向と圧延垂直方向で強度、特に耐力に異方性が存在していることが将来の実用化において課題となる可能性はある。



※RD：圧延方向、TD：圧延垂直方向

図 3-2.5.7-109 開発合金圧延材の引張特性

③-6-2-3-3 高成形性マグネシウム合金板材の成形特性

室温および 150°Cで開発合金の成形性を評価した FLD（成形限界線図）をそれぞれ図 3-2.5.7-110、図 3-2.5.7-111 に示す。

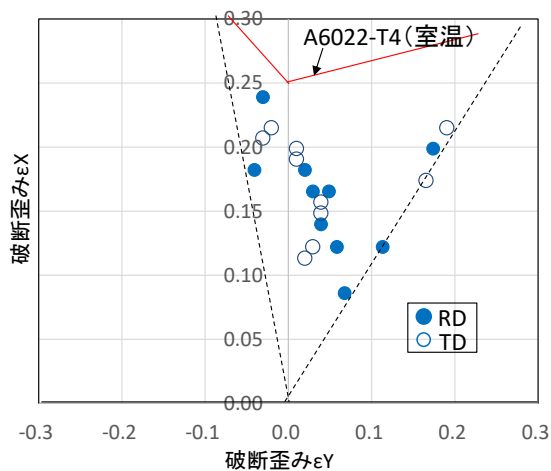


図 3-2.5.7-110 開発合金の室温での成形限界線図

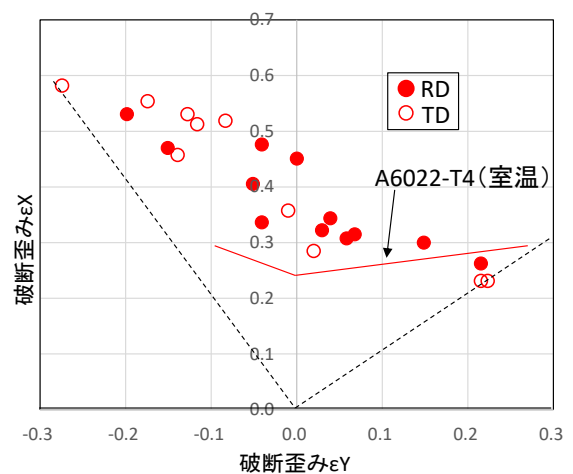
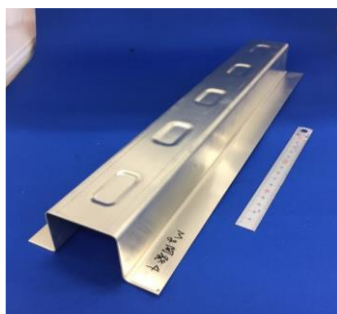
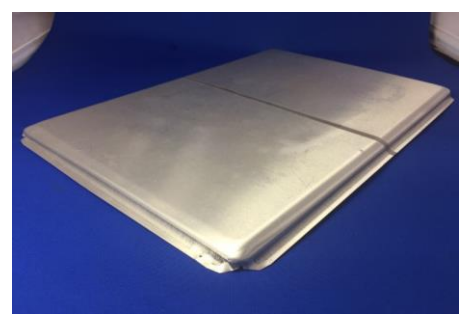
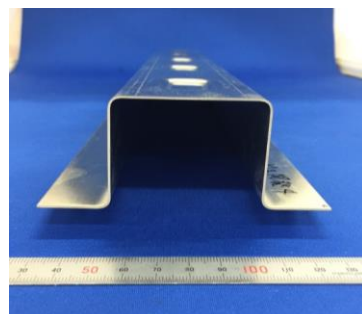


図 3-2.5.7-111 開発合金の 150°Cでの成形限界線図

開発合金の室温での成形性は図 3-2.5.7-110 に示す通りアルミ合金（A6022）には及ばず低い結果となったが、図 3-2.5.7-112 に示す通り簡単な形状であれば室温でも十分成形可能である。さらに温度を 150°Cまで上げると図 3-2.5.7-111 に示す通り



HAT部品形状（曲げ、張出し性の確認）



PC管体形状（曲げ、絞り性の確認）

図 3-2.5.7-112 開発合金板材の実部品金型での室温成形試作結果

A6022（室温）と同等以上の成形性が得られた。従来材では 200°C以上の高温での成形が必要であったが、成形温度を 150°Cまで下げられることで潤滑油選択の幅が広がることや熱膨張の影響が小さくなることでメリットは大きい。

### ③-6-2-3-3 高成形性マグネシウム合金板材の実用化検討

前述の通り目標とする 6000 系アルミニウム合金板材に匹敵する強度でかつ高

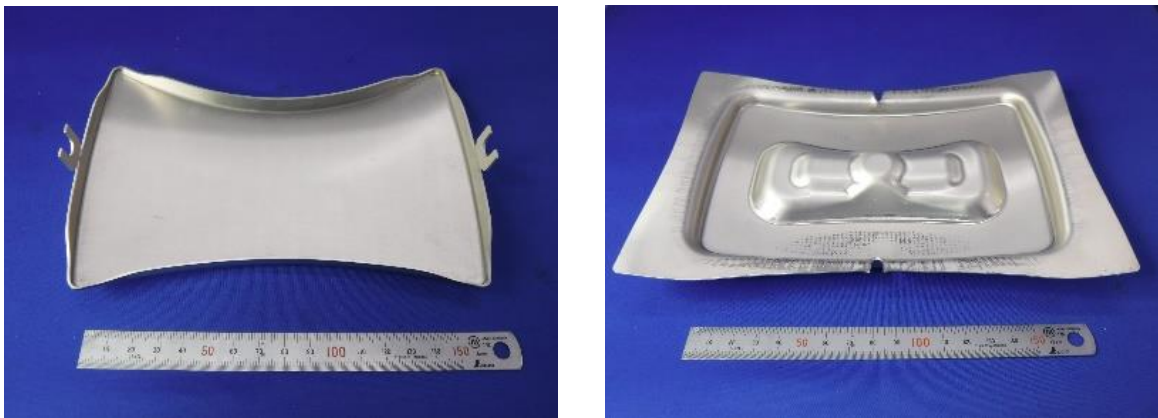


図 3-2.5.7-113 開発合金板材のミニチュアフード模擬金型での 150℃成形試作結果

い成形を持つ合金板材の開発に成功した。開発合金の実用化検討としてフロントフードの成形要素が盛り込まれたミニチュア形状での基礎トライ成形を実施した。図 3-2.5.7-113 に示す通り、アウター、インナーそれぞれの形状を模擬した小型形状で成形を行い 150℃で成形可能であることが確認できた。

このようにミニチュア版で成形性が確認できたことから本プロジェクトの計画通り 1/1 スケールでの試作に着手した。1/1 スケールを複数枚作製するためには板サイズ、枚数の点で試作機では処理できず量産機を用いて板を作製する必要があることから量産機での板製造を実施した。数回の条件出しを経て図 3-2.5.7-114 に示す開発合金板材のコイルを量産機で作製することができた。この板材を FSW で接合した後、1/1 スケールのインナー用素材を作製しプレス試作用に提供した。

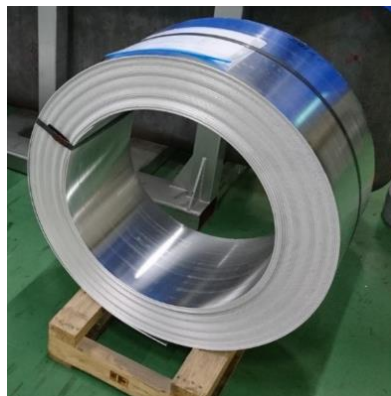


図 3-2.5.7-114 開発合金鑄造コイル

③-7 Mg 合金の組織制御、成形加工中の変形メカニズム解明【住友電気工業(2018～2020 年度)、産業技術総合研究所(2021 年度)、再委託：長岡技術科学大学（鎌土、中田）】

2018 年度は、低温での成形性や機械特性に及ぼす Al や Zn 添加量の影響を調べた。Zn を含まない Mg-Al-Ca-Mn 合金圧延材は、強い底面集合組織を形成するため、低温での成形性は低い。Mg-Al-Ca-Mn 合金に Zn を添加すると、底面集合組織が弱化するために低温での成形性は改善する。また、強度・延性ともに Zn を添加しない場合と比較して向上する。Al 無添加の Mg-Zn-Ca-Mn 合金圧延材は、Al を含む圧延材よりも低温での成形性は優れている。但し、Mg-Zn-Ca-Mn 合金圧延材は結晶組織が粗大化しやすいため、構造部材として必要な強度特性（引張強さ $\geq 230\text{MPa}$ ）を得るのが困難であることが判明した。

2019 年度は、優れた強度特性と成形性を兼備したマグネシウム合金板材の開発を目的として、異なる加工熱処理条件にて Mg-xZn-0.3Ca-0.1Al-0.2Mn(mass%, x=1, 2)合金圧延板材を作製し、板材の引張特性や室温張出し成形性、結晶粒径、集合組織を調べた。Zn 添加量が増加しても、結晶粒径や集合組織、引張特性、時効硬化特性に顕著な差異は認められなかったものの、2%の Zn 添加により、エリクセン値にして 8mm の優れた室温張出し成形性を付与できることがわかった。また、低温で均質化処理を行っても、圧延板材の室温張出し成形性や結晶粒径、集合組織に変化は認められなかったことから、Mg-Zn-Ca-Al-Mn 合金は、安価に製造可能な自動車パネル材の候補材料と言える。

2020 年度は、2019 年度に提案した Mg-Zn-Ca 基合金圧延材の高性能化を目的として、Mg-2Zn-0.5Ca(mass%, ZX21)合金圧延材の微細組織や特性に及ぼす微量 Al および Mn 添加の影響を調べた。表 3-2.5.7-28 に、ZX21 合金および Mg-2Zn-0.5Ca-0.2Al-0.6Mn (ZX2101)合金圧延材の圧延方向の引張強さ、0.2 %耐力および破断伸びと室温エリクセン値をまとめて示す。微量な Al および Mn 添加によって、強度特性や延性は大幅に向上することがわかった。また、微量元素添加は室温張出し成形性の改善にも有効で、ZXAM2101 合金圧延材は 9.3 mm の優れたエリクセン値を示すこともわかった。

表 3-2.5.7-28 ZX21 および ZXAM2101 合金圧延材の引張強さ(UTS)、0.2 %耐力(0.2%PS)および破断伸び(EF)とエリクセン値(I.E. value)のまとめ。引張応力負荷方向は圧延方向に平行。

Alloy	UTS	0.2%PS	EF	I.E. value
ZX21	212 MPa	109 MPa	18.8 %	7.3 mm
ZXAM2101	264 MPa	176 MPa	24.2 %	9.3 mm

微量な Al および Mn 添加が Mg-Zn-Ca 基合金圧延材の特性改善に有効であった理由を検討するために、電子線後方散乱回折法を利用して、圧延材の組織因子および張出し成形性試験中の組織変化を調べた。図 3-2.5.7-115 に、ZX21 および ZXAM2101



合金圧延材の逆極点図マップと(0001)極点図を示す。ZX21 合金は平均粒径 69  $\mu\text{m}$  の粗大な結晶組織を示すものの、Al と Mn 添加によって平均結晶粒径は 10 $\mu\text{m}$  以下にまで微細化する。微量元素添加に伴う集合組織の変化はなく、ZX21 および ZXAM2101 合金ともに、(0001)面が板幅方向に大きく傾斜した弱い底面集合組織を形成したことから、Al と Mn 添加による高強度・高延性化は、結晶粒の微細化によるものと考えられる。また、図 3-2.5.7-116 に、パンチストローク 4 mm でエリクセン試験を中断した試料の逆極点図マップ、(0001)極点図および双晶粒界の長さを示す。ZX21 合金および ZXAM2101 合金ともに、(0001)極の板面からの傾きは小さくなっていることから、主に底面すべりによって変形したことがわかる。なお、結晶粒内には双晶の形成が認められるが、ZXAM2101 合金中では双晶の形成が抑制されていた。以上の組織観察結果から、Al および Mn の微量添加による Mg-Zn-Ca 基合金の高成形性化理由は、結晶粒の微細化により破壊の起点やき裂の伝播経路になる双晶の形成が抑制されたためと考えられる。

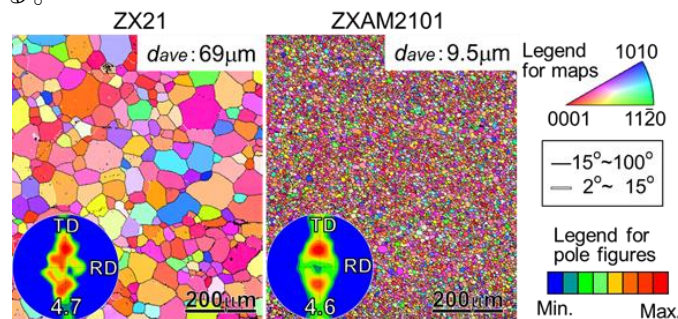


図 3-2.5.7-115 ZX21 および ZXAM2101 合金圧延材の逆極点図マップと(0001)極点図。図中の RD および TD は圧延方向および板幅方向。

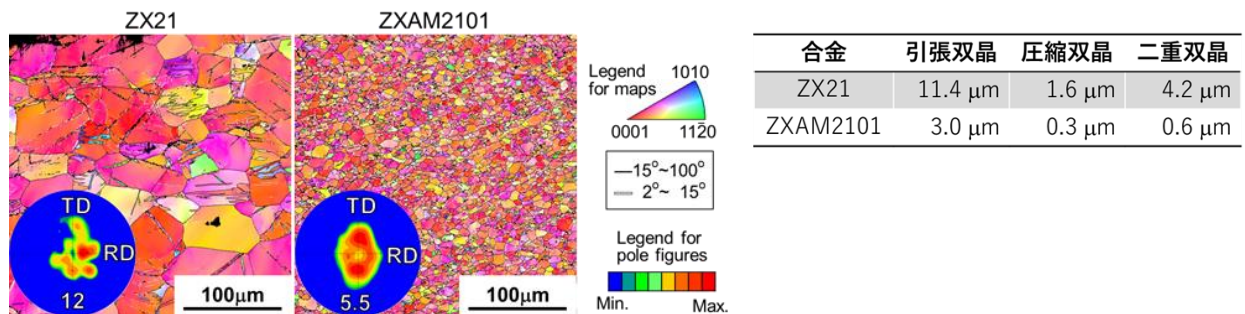


図 3-2.5.7-116 ZX21 および ZXAM2101 合金圧延材の逆極点図マップ、(0001)極点図および双晶粒界の長さ。図中の RD および TD は圧延方向および板幅方向。

2021 年度は、高成形性 Mg-2Zn-0.5Ca-0.2Al-0.6Mn 合金 (mass%、以下 ZXAM2101 合金と称す) のプロセス最適化を目的として、圧延材の組織と特性に及ぼす圧延条件の影響を調べた。試料温度を 200 $^{\circ}\text{C}$ ~450 $^{\circ}\text{C}$ まで変化させ、ロール温度 200 $^{\circ}\text{C}$ および圧下率 30%/pass にて圧延加工を行い、380 $^{\circ}\text{C}$ で 1h の熱処理を施した後、引張試験とエリクセン試験を行った。図 3-2.5.7-117 に、試料温度 200 $^{\circ}\text{C}$ 、250 $^{\circ}\text{C}$ 、300 $^{\circ}\text{C}$ 、400 $^{\circ}\text{C}$ および 450 $^{\circ}\text{C}$ の圧延加工により作製した板材の引張応力-ひずみ曲線およびエリクセン値を示す。試料温度 250 $^{\circ}\text{C}$ ~450 $^{\circ}\text{C}$ の範囲で、良好な強度と延性が得られた。また、試

料温度が 400°C の場合に最も高いエリクセン値が得られた。試料温度 200°C でも、8mm を超えるエリクセン値は得られるが、TD の破断伸びは 20% 未満であった。

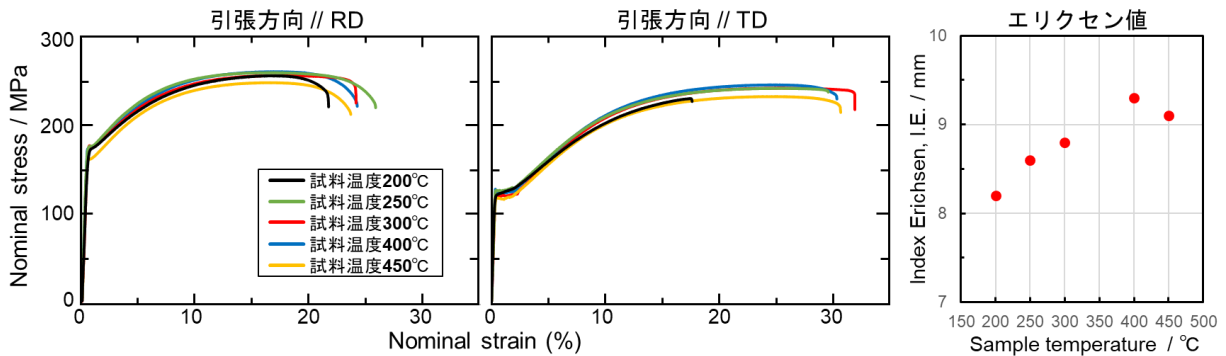


図 3-2.5.7-117 試料温度 200°C、250°C、300°C、400°C および 450°C の圧延加工により作製した板材の引張応力-ひずみ曲線およびエリクセン値のまとめ。

図 3-2.5.7-118 に、試料温度 200°C、250°C、300°C、400°C および 450°C の圧延加工により作製した板材の逆極点図マップと (0001) 極点図を示す。逆極点図マップ中の  $d_{ave}$  は平均結晶粒径を表す。試料温度が高くなるにつれて、(0001) 面の TD への傾斜が小さくなるのがわかった。なお、試料温度 400°C で作製した板材は、(0001) 面が板面に平行に配向した成分が最も少なく、優れたエリクセン値の発現に寄与したと考えられる。また、試料温度が 200°C の場合、白矢印にて示したように粗大化した結晶粒が存在し、不均一な組織を形成した。これらの粗大結晶粒内では、(0001) 面が TD に大きく傾斜しており、TD 引張時には双晶変形が生じやすく、TD の低延性の原因と考えられる。

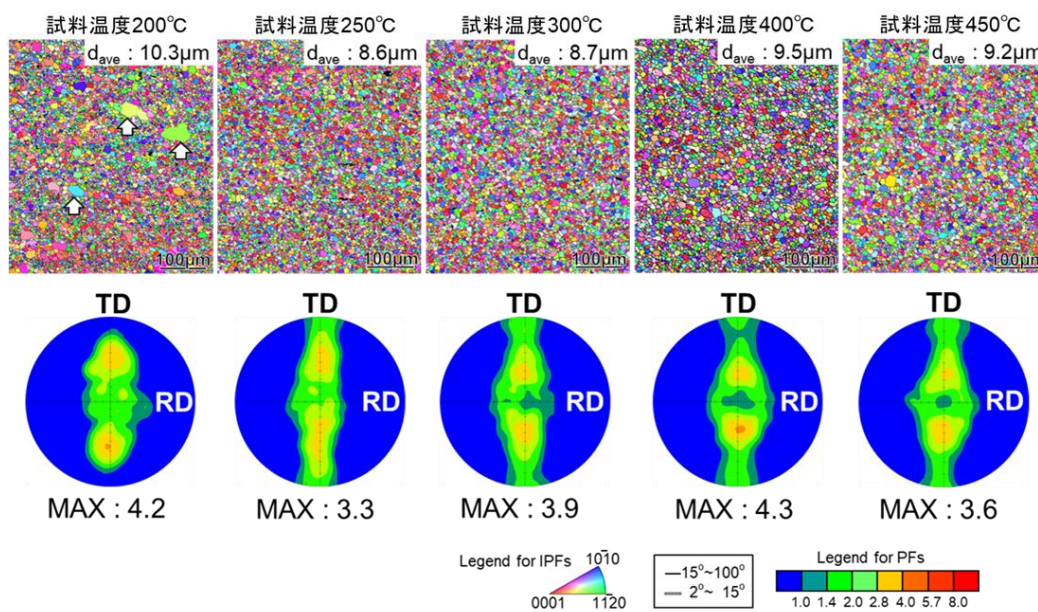


図 3-2.5.7-118 試料温度 200°C、250°C、300°C、400°C および 450°C の圧延加工により作製した板材の逆極点図マップと (0001) 極点図。

### ③-8 高強度難燃性マグネシウム合金の押出し成形技術開発【長洲分室：不二ライトメタル】

2018 年度は、開発合金 AX92 を用いて簡易モックアップ構体の床材の押出技術開発を行い、長さ 5.5m の押出材を取得した（図 3-2.5.7-119）。当該形材は肉厚が均一であり、左右対称形状であるためメタルフローは比較的制御しやすいが、押出費が 90 と高い。さらに AX92 は押出時の最大荷重は非常に高い数値が記録された。これは当分室が所有する最大の押出機のほぼ 100% の出力を使用しており、安定な押出条件であるとは言い難い。そこで、押出荷重を低減する方策の検討を行った。①押出（ビレット）温度、②ビレット長さ、③押出速度、④ダイス設計などのパラメータを変化させ、押出荷重を調査した結果、①押出（ビレット）温度に関しては、高温になるほど荷重は低下する傾向にあるが、形材に熔融割れが生じる領域まで高めても押出荷重が劇的に低下することはない。また、ビレット温度が高温になると押出速度のわずかな上振れによる加工発熱の影響と思われる肌荒れが確認され、押出荷重の点から押出に必要なビレット温度が AZX611 より高い一方で、高い温度に設定することも難しい、生産実機級では適正温度レンジが狭い合金であることが分かった。②ビレット長さに関しては、押出荷重に与える影響が大きく、ビレット長さと押出荷重は正比例の関係にある。しかし、より長尺の形材を取得するためにはビレット長さも長くする必要があり、コストに影響する部分でもあるため荷重との関係だけでビレット長さを調整することはできない。現在はビレットの基準長さを 400mm に設定している。数十 mm 単位での長さ調整でも荷重に影響を与えると考えられるが、設備仕様の関係からビレット長さの微調整には慎重を期する必要がある。③押出速度に関しては、今回調査した範囲では押出荷重に与える影響は小さかった。押出速度はコストに大きく影響するが、前述のように、高温域で押出速度による加工発熱が加わると熔融割れを起こすため、押出速度をより上げていくためには押出温度を下げる必要があると考えられる。しかし、押出温度を下げると、特に高 Al 添加型のマグネシウム合金では押出荷重が大きくなりやすいため、別の手法で押出荷重の低減が必要である。④ダイス設計は押出荷重に与える影響が非常に大きく、種々の検討により押出荷重を低減する設計指針が得られた。一方で、当該設計指針を基に作製されたダイスは押出試行回数が少ないため、ダイス寿命の検証が不足している。これはコストに関わる項目であるため、引き続きデータ取得を行っていく必要がある。

また、機密疲労構体では横梁材の長さを 2017 年度の約 3 倍にする必要があるため、ビレット長さを基準より 100mm 伸ばし 500mm のビレットを用いて押出試験を実施した。その結果、3.3m の形材を取得したが、図 3-2.5.7-120 に示すように長尺方向に向かって曲がりが出ており、直進性向上のためのさらなる作りこみが必要となった。



図 3-2.5.7-119 AX92 合金の床材 (長さ 5.5m)

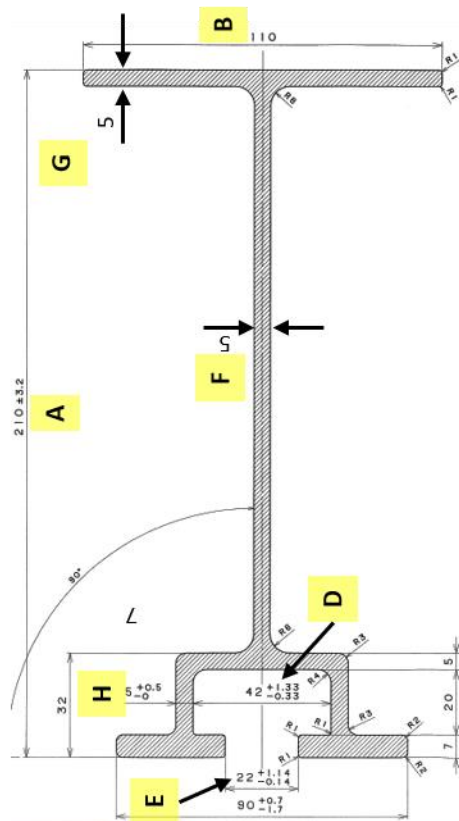


図 3-2.5.7-120 AX92 合金の横梁試験押出材 (長さ 3.3m)

2019 年度は、これまでに開発した高強度合金 AX92 の押出に際し、設備負荷の大きい押出荷重を下げるためのダイス形状の改良を実施した。その結果、2018 年度と比較して押出荷重を約 70%まで低減する成果が得られた。それともなって押出温度の低温化、押出速度の高速化を実現することができた。これらの条件を用いて、気密疲労構体の製作に必要な長さ 5m の床部材 2 種類および長さ 3.5m の横梁材となる形材を製造することができた。各部材は長尺な形材であるが曲がりや反りといった形状不良を改善する矯正は必要なく、安定した形状で取得することができた。これら形材の断面形状を図 3-2.5.7.121(a)~(c)に示す。

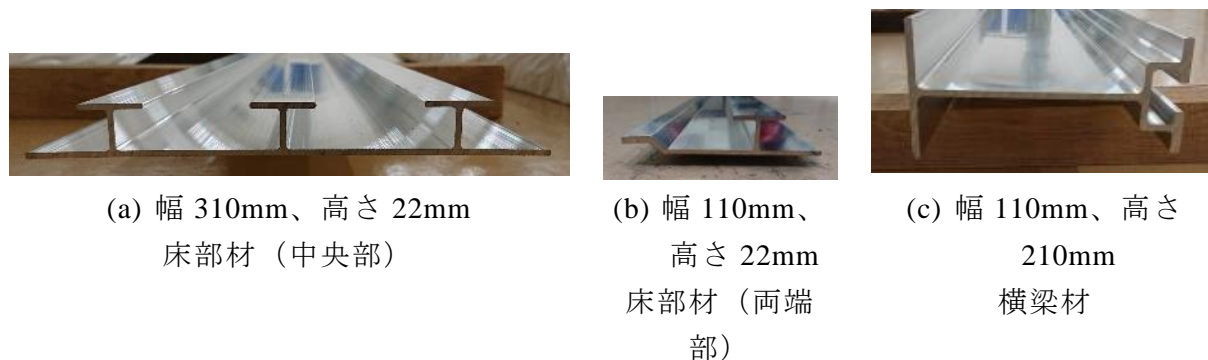


図 3-2.5.7-121 AX92 押出形材の断面形状

2020 年度は、これまでに開発した高強度合金 AX92 を用いて連結器取付部材の作製を試みた。その結果、図 3-2.5.7-122 に示す部材が得られ、押出方向（X 方向）に対して Y 方向の曲がり、および Z 方向の反りが確認された。そこで、これを加熱し荷重をかけることによって形状の矯正を図ったところ、反りは改善が見られたが、曲がりを改善することは困難だった。これは形材形状によるもので、Z 方向には荷重が全体に均等であるのに対し、Y 方向は偏りがあるためと考えられた。この製造プロセスの適正化が課題となった。

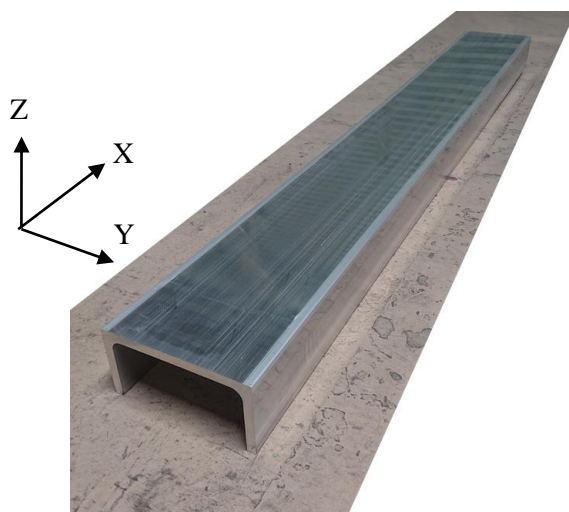
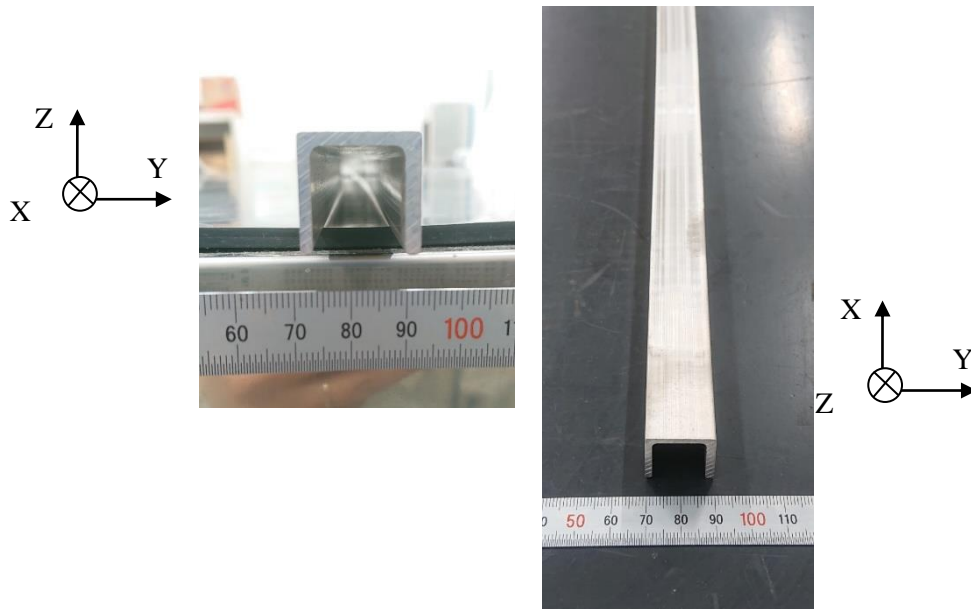


図 3-2.5.7-122 作製した連結器取付部材

2021 年度は、新幹線試験車両を構成する部材のうち、JIS H4204「マグネシウム合金押出形材」を満足する精度を有する床部材用の AX92 合金押出形材の作製

を試みた。その結果、**図 3-2.5.7-123** に示す部材が得られ、押出方向（X 方向）に対して Y 方向の曲がり、および Z 方向の反りが確認された。そこで、2020 年度に得られたデータを参考に、形材を加熱して荷重をかける方法によって形状の矯正を実施し、床パネルの作製に用いた。



**図 3-2.5.7-123** 試験車両用の客室床パネルに使用した AX92 補強材  
(左) 形材断面外観、(右) 形材外観

一方、自動車用合金開発に関して 2019 年度は、自動車構造部材向けにチューニングした合金組成を持つピレットの製造条件を調査するため、3 合金の鑄造ピレットを作製した。その結果、これら 3 種類のチューニング合金は AX92 合金の最適条件を応用することによって最適化できることの指針を得た。このピレットを押出比 5、ダイス温度 350°C、ラム速度 0.1mm/s の条件で押出しサンプルを採取して引張試験を行った結果、AX92 合金よりも耐力を向上させることに成功し、目標値の一つである耐力 270MPa を達成したことが明らかとなった。しかしながら、伸びは目標値 10% に対して実測値は 1% であるため、耐力を維持したまま伸びを向上させることを来年度の課題として取り組む。また、この合金を適用する自動車構造部材は中空部材であることから、高速車両構体用部材と比較して非常に大きな押出荷重となることが推測される。したがって、これまでに取得したデータを元にダイスを設計および押出条件を調整することによって、当該製品を取得することを 2020 年度の課題とした。

2020 年度は、自動車構造部材向けにチューニングした 7 種類の合金組成を持つピレットを株式会社戸畑製作所が作製し、当社にて押出比 5、ダイス温度 250°C、ラム速度 0.1mm/s の条件で押出サンプルを作製した。このサンプルを用いて引張試験を行った結果、**図 3-2.5.7-124** に示す通り合金⑥において目標値である耐力 270MPa、伸び 10% を達成した。2021 年度の課題として、この合金を用いて自動車構造部材であるドアビーム部材を押出によって作製することとした。

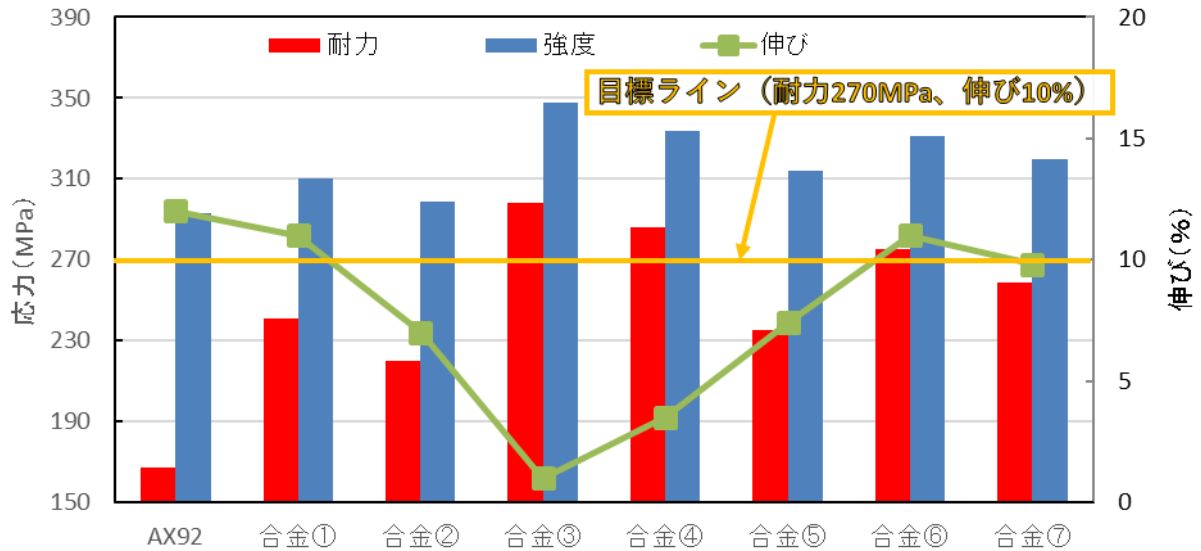


図 3-2.5.7.124 チューニング合金の引張試験結果

2021年度は、自動車構造部材向けのドアビーム型材の開発に関して2020年度に得られたチューニング合金（耐力270MPa以上、伸び10%以上）を用いて本部材の試作を行い、図3-2.5.7-125に示す部材が得られた。汎用合金であるAZ31合金との押出条件を比較することにより、生産実機を用いて本合金の型材を量産する際の押出条件の指針を得た。



図 3-2.5.7.125 押出加工によって作製したドアビーム型材  
(左) 型材断面外観、(右) 型材外観

以上のことから、高強度難燃性マグネシウム合金の押出成形技術の開発を行い、JIS H4204「マグネシウム合金押出型材」を満足する精度を有する押出型材を作製できた。また、自動車構造部材向けのドアビーム型材について、生産実機による量産性を考慮した押出技術開発を行い、押出条件の適正化を行うことができた。

③-9 高強度難燃性マグネシウム合金ビレット製造技術開発【長洲分室、再委託：戸畑製作所】

2018 年度は、本研究では、既存の難燃性マグネシウム合金の中でも、高強度合金である、高濃度のアルミニウムを添加した開発合金 AX92 (Mg-9mass%Al-2mass%Ca-0.7mass%Zn-0.3mass%Mn、以下 mass%を%と表記) 合金について、高速車両などの輸送機器分野における適用を目指すため、長尺かつ押出加工に好適な均一組織を有する 7 及び 12 インチの生産実機級のビレットを製造するための溶解・鋳造技術について、生産実機を用いた製造技術の作り込みを行うことを目的としている。そこで AX92 合金ビレットの製造プロセスにおいて機械攪拌を取り入れて合金組織に与える影響を調査した。ビレット製作時には本事業により 2014 年度に導入した発光分析装置 (島津製作所社製「PDA-7000」) を用いて①合金組成を確認しながら行った。合金組成を確認した後、2018 年度に導入した攪拌機に攪拌棒をセットし、溶湯を攪拌して、冷却することによってビレットを製作した。製作したビレットを 2016 年度に導入した②熱処理炉 (三共社製「SBH-600」) において各種熱処理に供した。製作したビレットおよび熱処理材は③光学顕微鏡 (オリンパス社製「GX41」) による組織観察を実施することで、化合物層および結晶粒径に及ぼす影響について評価を行った。

表 3-2.5.7-29 に①合金組成を、図 3-2.5.7-126 に③光学顕微鏡による各種製造プロセスにおける AX92 合金ビレット鋳造材のマイクロ組織を示す。図 3-2.5.7-126 より、粒界に  $Al_{12}Mg_{17}$  相および  $Al_2Ca$  相が見られる典型的な AX 系合金鋳造材のマイクロ組織であり、その結晶粒径は攪拌の効果により微細化して均一に分散していることを確認することができた。また、図 3-2.5.7-127 に冷却条件 3 の AX92 合金ビレットの熱処理組織を示す。図より、熱処理を行なうことにより、ネットワーク状の  $Al_2Ca$  相が分断されて球状化する傾向が得られ、実機レベルでもラボレベルの試験と同様の結果を得られることが確認できた。

2019 年度は、AX92 合金鋳造ビレットの品質安定性を改善するための取組を実施した。ここでは、AX92 合金を溶製し、本事業により 2014 年度に導入した発光分析装置 (島津製作所社製「PDA-7000」) を用いて合金組成を確認した。合金組成を確認した後、2018 年度に導入した攪拌機 IKA-RW20 に攪拌棒をセットし、攪拌速度 60rpm、攪拌時間 2min の条件で溶湯を攪拌して、水タンクに金型ごとに入れて水冷することによってビレットを製作した。製作したビレットを 2016 年度に導入した熱処理炉 (三共社製「SBH-600」) において熱処理に供した。これらの 2018 年度までに最適化した AX92 合金ビレットの製造プロセスを繰り返し行うことによる合金組成の安定性について評価を行った。

表 3-2.5.7-30 に 2019 年度製作した 7 および 12 インチビレットの製造日ごとの合金組成を示す。これより、AX92 合金 12 インチビレットを安定して製造していることを確認することができた。

表 3-2.5.7-29 AX92 合金ビレットの組成 (mass%)

Al	Ca	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Ni
9.09	1.80	0.60	0.29	0.043	<0.001	<0.001	<0.001



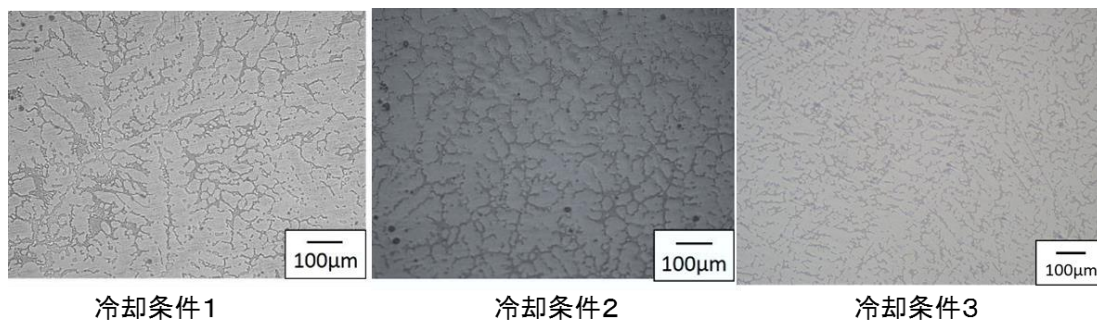


図 3-2.5.7-126 各種製造プロセスにおける鋳造材のマイクロ組織

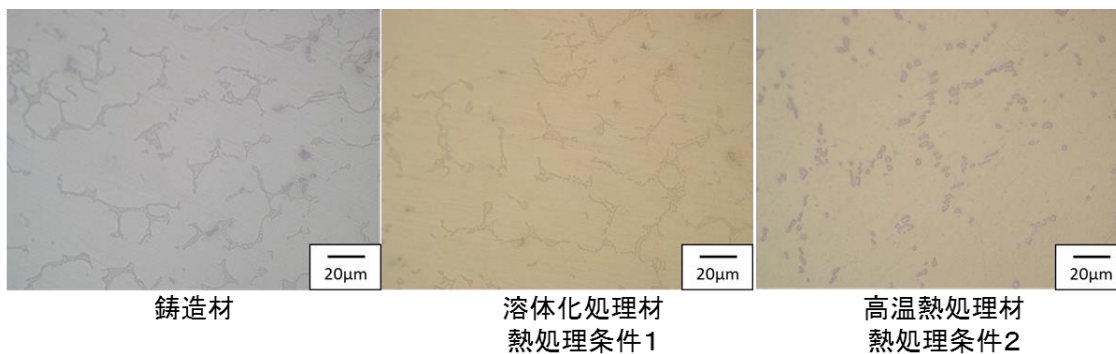


図 3-2.5.7-127 各種熱処理におけるマイクロ組織

表 3-2.5.7-30 2019 年度に製作した 7 および 12 インチビレットの製造日ごとの合金組成 (mass%)

製造日	Al	Zn	Mn	Ca	Si	Cu	Fe	Ni
4.25	9.17	0.70	0.29	1.76	0.05	0.001	<0.001	<0.001
4.25	9.15	0.70	0.30	1.79	0.05	0.001	<0.001	<0.001
6.1	9.17	0.71	0.29	1.77	0.05	0.001	<0.001	<0.001
6.1	9.16	0.73	0.29	1.78	0.05	0.001	<0.001	<0.001
6.25	9.10	0.70	0.28	1.80	0.05	0.001	<0.001	<0.001
6.25	9.13	0.73	0.29	1.73	0.05	0.001	<0.001	<0.001
6.25	9.15	0.70	0.29	1.84	0.05	0.001	<0.001	<0.001
6.25	9.11	0.71	0.28	1.80	0.05	0.001	<0.001	<0.001
9.10	9.34	0.69	0.31	1.90	0.06	0.003	<0.001	0.001
9.10	9.28	0.66	0.28	1.82	0.06	0.002	<0.001	<0.001
9.10	9.20	0.66	0.30	1.74	0.06	0.002	<0.001	<0.001
9.10	9.39	0.67	0.29	1.78	0.06	0.002	<0.001	<0.001
9.10	9.19	0.66	0.28	2.00	0.06	0.002	<0.001	<0.001
10.21	9.32	0.66	0.31	1.83	0.06	0.002	<0.001	<0.001

2020 年度は、2019 年度までに最適化した AX92 合金ビレットの製造プロセスを適

用して、自動車分野への適用について合金組成のチューニングを行った。チューニングは AX92 合金を基に合金元素量を変更した 7 種類のビレットを作製した。ビレット製作時には本事業により 2014 年度に導入した発光分析装置（島津製作所社製「PDA-7000」）を用いて合金組成を確認しながら行った。合金組成を確認した後、2018 年度に導入した攪拌機 IKA-RW20 に攪拌棒をセットし、攪拌速度 60rpm、攪拌時間 2min の条件で溶湯を攪拌して、水タンクに金型ごと入れて水冷することによってビレットを製作した。製作したビレットを 2016 年度に導入した熱処理炉（三共社製「SBH-600」）において熱処理に供した。得られたビレットを不二ライトメタル株式会社にて押出加工した後に引張試験を行うことで機械的特性を評価した。その結果、目標値である耐力 270MPa、伸び 10%以上を達成することができた。以上のことから、新たに開発した高強度の押出材用合金である AX92 及びチューニング合金について、高速鉄道車両および自動車などの輸送機器分野における適用を目指すため、長尺かつ押出加工に好適な均一組織を有する 7 及び 12 インチの生産実機級のビレットを製造するための溶解・鑄造技術を確立することができた。

### ③-10 低温高成形性マグネシウム合金展伸材の適用技術開発【日本金属】

当分室では、①低い室温プレス成形性と②低い強度を改善したマグネシウム合金の開発を目的として、2019 年度では、これまでに開発した合金系(Mg-Zn-Ca 合金系)をベースとして、高い強度と優れた低温プレス成形性、耐食性を兼備したマグネシウム合金展伸材の最適成分及び工業生産を見据えた製造プロセスの検討・最適化を行った。

まず、開発合金の特性確認のため、重力鑄造法にて 7inch.(φ178mm)ビレットを製作、押出しによって 5.0mm 厚さの圧延母材を作製した。これを、量産圧延実機を用いた複数条件の単板圧延を行い、1.0mm 厚の圧延板複数種を得た。図 3-2.5.7-128 に単板圧延材の{0001}正極点図と逆極点マップを示す。開発合金は底面が圧延幅方向(TD)にスプリットした集合組織を示した。{0001}のピーク強度は 4.0 と目標としていたランダムな集合組織を持つマグネシウム圧延板が得られた。成形性の指標として室温エリクセン試験を実施した。結果を図 3-2.5.7-129 に示した。平均的なエリクセン値は約 8.6mm と目標値である 8.0mm を大きく上回った。引張り試験結果を表 3-2.5.7-31 に示す。底面の TD 傾斜に伴う面内異方性が見られ、耐力値(YS)が RD で 181MPa、TD で 120MPa と TD で目標値を下回った。これは、平均結晶粒径が 10μm 以上 (10.9μm) の粗大粒であった事が原因であると考えられ、単板での試作圧延材である事を考慮すると、今後改善できるものと考えられた。

開発材のプレス成形性を確認するために、既存のプレス金型を利用した室温深絞り成形を行った。使用した金型は AZ31B を用いた温間プレス成形によって、自動車外装部品を製作するためのもので、製品サイズは約 400mm×450mm である。今回の試作材ではサイズ不足であるために、製品の中の成形難易度の高い部位を部分的にプレス成形する事とした。金型温度は室温(非加熱)で、一般的なクランクモーション(サーボ機構の使用無し)で成形した。絞り深さに限界はあったものの、図 3-2.5.7-130 に示すように、実部品に近い形状を室温プレスにて成形出来た。

以上の結果から、開発合金は本テーマ目標を満たす合金系である事が確認できたため、コイル試作用の 12inch.(φ305mm)×400mm 長さの大型ビレットを製作、コイル圧延用原料を製作した。コイル外観を図 3-2.5.7-131 に示す。この成功を基に、DC 鑄造(半連続鑄造)による原料ビレットを複数製作した。

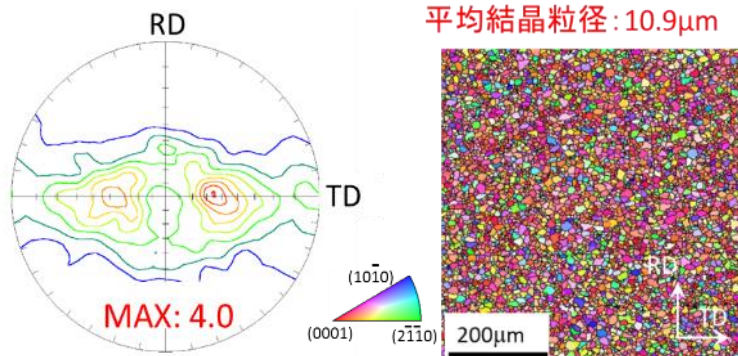


図 3-2.5.7-128 単板圧延材の{0001}正極点図と逆極点マップ



図 3-2.5.7-129 室温エリクセン試験結果

表 3-2.5.7-31 引張り試験結果

	RD//LD	RD⊥LD
UTS (MPa)	248	226
TYS(MPa)	181	120
FE (%)	18	32

さらに、湘南分室が行う基礎トライ用に試作材を提供し、小型フード形状の成形テストを実施した。インナーは 130°C(2mm/sec.)で、アウターは 150°C(1mm/sec.)で無欠陥で成形が可能であった。インナーとアウターを組み合わせたへム加工も実施したが、こちらも 150°Cで成形が可能であった (図 3-2.5.7-132 参照)。

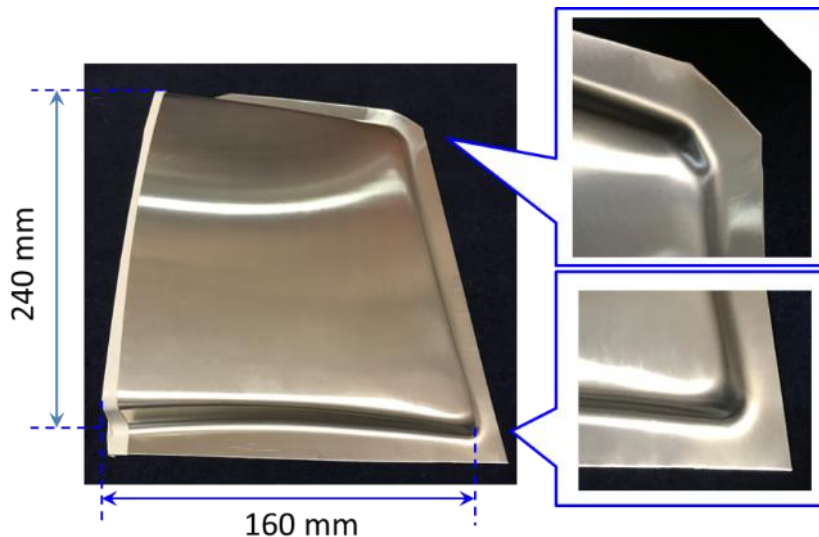


図 3-2.5.7-130 自動車外装部品金型を用いた室温成形トライ結果



図 3-2.5.7-131 大型試作原料  
コイル外観



図 3-2.5.7.132 小型フード(インナ/ア  
ウタ、ヘム)形状の成形テスト (インナ・ア  
ウタ成形品のヘム加工成形体外観)

2020 年度には、開発合金の引張り試験による圧延幅方向(TD)の耐力において、目標値の 130MPa を下回った点の改善を行った。今期は機械的特性を改善できるコイル製造条件の確立と 150°Cでの成形性の確認を行うとともに、1/1 サイズの成形に使用できる大型板材の製作に取り組んだ。

まず、開発合金の耐力値向上に取り組んだ。成形性の低下を最小限とする為に圧延温度やパススケジュールの最適化による結晶粒径の微細化を行った。圧延したコイルの外観を図 3-2.5.7-133 に示す。AZ31B 量産材と遜色の無い外観の圧延材が製作できた。図 3-2.5.7-134 にコイル圧延材の{0001}正極点図と逆極点マップを示す。従来の{0001}TD にスプリットした集合組織を維持しつつ、結晶粒径は 8.0 $\mu$ m と前年度の 10.9 $\mu$ m より微細化することに成功した。引張り試験の結果を表 3-2.5.7-32 に示すが、耐力値(YS)は RD で 204MPa、TD で 131MPa と目標値である 130MPa を上回った。室温エリクセン試験の結果、エリクセン値は 8.5mm を維持した (図 3-2.5.7-135)。

開発材の 150°Cにおけるプレス成形性を評価するべく、温間深絞り試験と成形限界線図(FLD)を製作した。結果を図 3-2.5.7-136、図 3-2.5.7-137 に示す。深絞り試験では 150°Cで絞り比(DR)2.1 が得られた。FLD は試験に際しプレス速度を実用的な速度である 5spm とした。図には比較材として A6022-T4 材のデータも示したが、実用的な成形速度域で A6022 とほぼ同等の成形限界が得られた。

以上から、1/1 サイズフードの製作を行うための材料特性値は、プロジェクト目標をほぼ達成した。さらに、プロジェクト会議における歩行者保護性能(HIC)の検討で、フード・アウトの板厚が当初の 1.0mm 厚から 1.2mm 厚に変更されたことを受け、新たに 1.2mm 厚のコイルを製作した。この圧延コイルを用いて、2021 年度に実施する 1/1 サイズフード・アウトの試作用に、開発合金圧延材を用いた FSW による広幅材の製作を行った。試作はまず基礎トライ用に A4 サイズの板を製作し、その接合条件を参考に 1300mm 幅×1900mm 長さの広幅材を製作した。FSW 接合で製作した広幅材の外観を図 3-2.5.7-138 に示す。接合欠陥(キッシングボンド、穴)の無い、良好な板が製作出来た。



図 3-2.5.7-133 結晶粒径を微細化した開発合金コイル

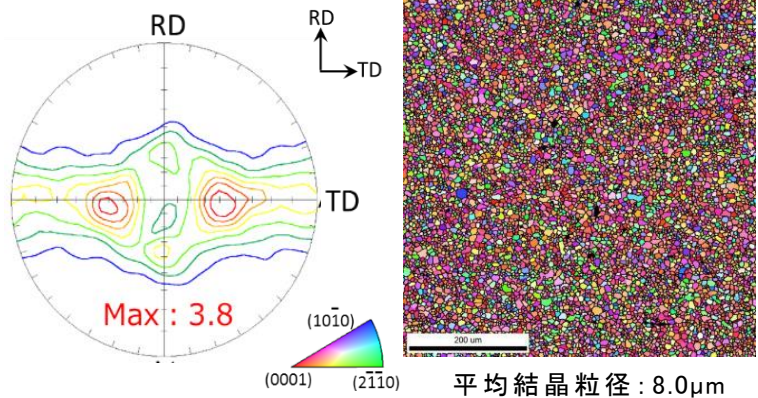


図 3-2.5.7-134 コイル圧延材の{0001}正極点図と逆極点マップ

表 3-2.5.7-32 引張り試験結果

	RD//LT	RD⊥LT
UTS (MPa)	259	233
TYS(MPa)	204	131
FE (%)	19	27



エリクセン値 IE: 8.5mm (室温)

図 3-2.5.7-135 室温エリクセン試験結果



図 3-2.5.7-136 温間深絞り試験結果

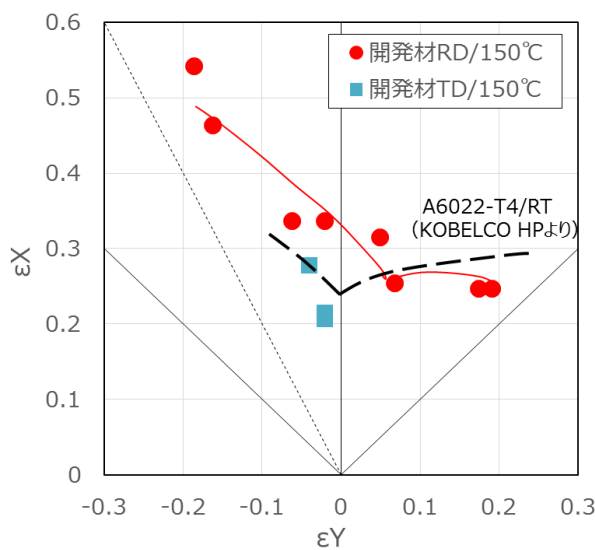


図 3-2.5.7-137 開発材と 6000 系パネル材の FLD

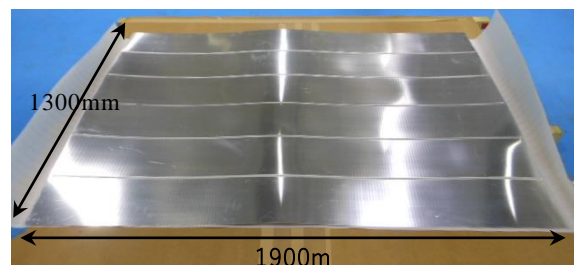


図 3-2.5.7-138 FSW で接合した広幅材の外観

2021 年度には、鉄道車両を加えた輸送機器の軽量化を目的としたマグネシウム合金展伸材の適用・開発を引き続き行った。

JR 東日本が運用する新幹線試験車両 E956"ALFA-X"の客室床板パネルの軽量化に取り組んだ。当分室はプロジェクトで開発された AX41 難燃合金の薄板圧延および広幅材の製作を担当した。圧延板厚は 1.0mm と 0.5mm で、圧延材は 表 3-2.5.7-33 に示すように比較材である AZ31B 合金と同程度の強度(YS : 250MPa 以上)が得られた。また、床板パネルは 1040mm の広幅が必要であったため、FSW 接合条件の検討を行った。パネルは約 3m の長尺で 0.5mm の薄板である事もあり困難を極めたが、図 3-2.5.7-139 に示すように、必要数量の床板パネル用の材料を製作し提供した。

表 3-2.5.7-33 AX41 圧延材の機械的特性

	板厚 mm	試験 方向	YS MPa	UTS MPa	EL %
AX41	1.0	RD	259	305	14
		TD	246	299	17
	0.5	RD	258	305	12
		TD	272	327	14
AZ31B	<1.0	RD	275	315	6

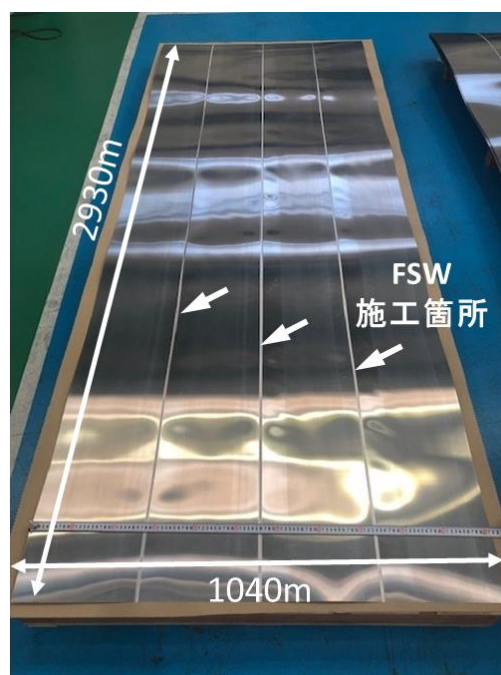


図 3-2.5.7-139 AX41 圧延材を使用した FSW 接合広幅板材(1.0mm)の外観

自動車車体への適用を目的として、Mg-Zn-Ca 系合金をベースに高い強度と優れた低温プレス成形性、耐食性を兼備したマグネシウム合金展伸材の開発を引き続き行った。2021 年度は、1/1 サイズボンネットフードの試作を行うため、そのプレス母材の圧延と FSW 接合による広幅化を主に行った。当分室は主に OUTER 材向け 1.2mm 厚材の製作を行ってきたが、INNER 用 1.0mm 材の不足が考えられたため追加で製作した。1/1 フード製作に必要な広幅化は FSW 接合で行うため、接合部のプレス成形性の確認が必要となった。そこで、湘南分室が行う基礎トライ金型を用いた成形性確認や、守山分室行う接合組織検討のためのサンプル材を製作して提供した。ここで、OUTER の接合部成形性確認用の基礎トライにおいて、接合部とは別の曲げ・絞り成形部に加工割れが確認された。原因調査を行った所、集合組織や結晶粒径に問題がない事が確認されたが、組織観察の結果から図 3-2.5.7-140 に示す  $Ca_2Mg_6Zn_3$  微細析出物が多く観察され、この析出物の関与が疑われた。そこで、析出物が発生しない圧延

材製作条件の見直しを行ったバックアップ材を製作した。図 3-2.5.7-141 に示すように、製作したバックアップ材は 150°Cのエリクセン試験において従来通りの高い張出し成形性が得られた。更に基礎トライによる成形テストを行い、割れが発生しないことを確認した。このバックアップ材を用いた広幅材を 1/1 フード製作に必要な数量を製作し提供した。

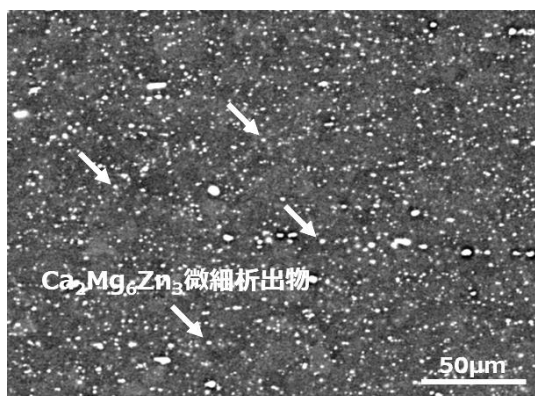


図 3-2.5.7-140 加工割れ発生材の組織観察結果



エリクセン値

8.1mm

割れ発生材



エリクセン値

10.8mm

バックアップ材

図 3-2.5.7-141 ビレット製作条件見直し前後の張出し成形性(エリクセン値)比較(試験温度:150°C)

### ③-11 Mg 合金の加工時の組織評価【物質・材料研究機構】

従来の商用圧延材として知られる Mg-3Al-1Zn (mass.%)合金は、圧延によって(0002)極が板厚方向に強く配向するため、優れた室温成形性を得ることができなかったため、マグネシウム合金板材の用途は皆無に近かった。これまでに、溶体化処理後にエリクセン値にして 7.7mm の優れた室温成形性を、変形後 170°C で 20 分の熱処理によって 240MPa におよぶ優れた 0.2%耐力を発現するマグネシウム合金で初めてのベークハード性を有する Mg-1.2Al-0.5Ca-0.4Mn-0.8Zn 合金(wt.%)を開発した。自動車材料などとして利用されているベークハード型の 6000 系アルミニウム合金を応用する際は、溶体化処理後の室温時効が大きな問題となる。溶体化処理後に室温時効が生ずることでその後の時効処理によって優れた強度が得られないためである。そこで 2020 年度は、開発合金の室温時効に関する検討を行った。その結果、Mg-1.2Al-0.5Ca-0.4Mn-0.8Zn 合金は、溶体化処理後、もしくは溶体化処理後 2%の引張ひずみを導入後、1 ヶ月以上室温で放置しても硬化は起こらず、その後、170°C で時効処理を行った際も溶体化処理直後に時効処理を施した試料と同様の時効硬化挙動を示した。したがって、開発合金が室温時効を示さない点は、6000 系アルミニウム合金に比べて工業応用上、大きなアドバンテージとなることを実証することができた。

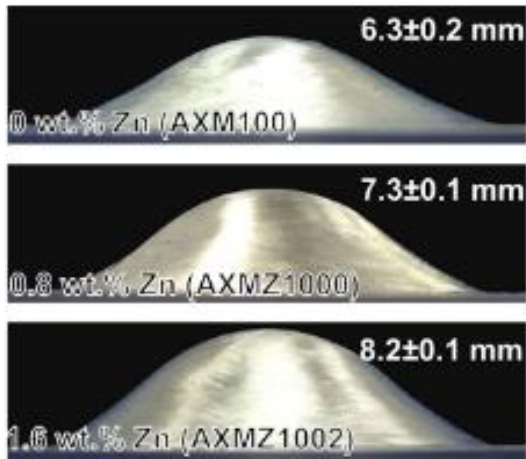
また、合金元素の役割についての検討を進め、Zn 添加が優れた室温成形性を発現させる上で極めて重要な元素であることを実証した。特に、Zn 添加量を 1.6wt.%程度まで増加すると、エリクセン値は 8.2mm まで向上する(図 3-2.5.7.142)。これは、Zn 添加に伴い、溶体化処理時に生ずる再結晶の核形成サイトが結晶粒界から双晶界面に変化することで、(0002)極が TD 方向に配向した組織が得られることが原因である。しかし、(0002)極の極端な TD 配向は力学的異方性の増加につながるため、Zn 添加量は 0.8%程度とするのが好適との結論を得た。

2021 年度は、Mg-3Al ベースの合金に Ca、Ce などの合金元素を添加した合金を作製し、圧延加工によって板材を作製した。溶体化処理後の微細組織は図 3-2.5.7-143 に示す EBSD 逆極点図(IPF)マップと、極点図(PF)に示すとおりである。IPF マップに見られるように、溶体化処理材は平均粒径が 16.4 $\mu\text{m}$  の再結晶粒より構成され、PF から底面が板厚方向に配向した集合組織を呈する。しかし、商用の AZ31 合金などに比べると、配向度は極めて低い。

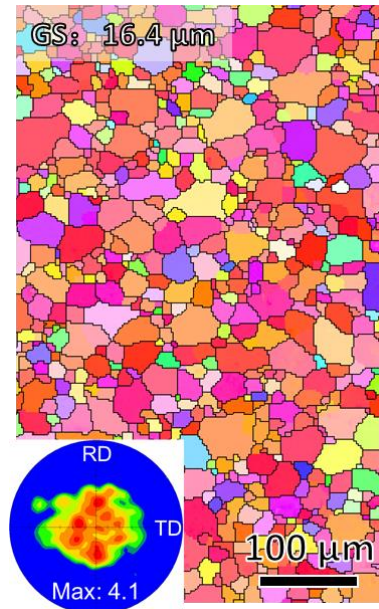
この合金に対してエリクセン試験を行ったところ、図 3-2.5.7-144 上に示すように、商用の AZ31 合金に比べて高い 7.5mm のエリクセン値が得られた。また、強度、および塗装焼付硬化性を評価するために、溶体化処理材、および 2%の引張ひずみの導入後、170°C で 20 分の時効処理を行った試料の引張特性の評価を行った。なお、導入したひずみ量および時効条件は、塗装焼付硬化(BH)性を評価する際に広く用いられる条件である。上記の条件で引張試験を RD 方向、および TD 方向を負荷方向として行ったところ、図 3-2.5.7-144 下に示すように、溶体化処理材は負荷方向に依らず 120MPa 程度の 0.2%耐力を示した。一方、ひずみ導入と時効処理によって、負荷方向に依らず 0.2%耐力は 165MPa まで増加する。これまで、AZ31 合金は優れた室温成形性と高い強度を両立することは難しかった。しかし、Ca と Ce を微量添加して BH 性を発現させることでこの点を克服し、比較的優れ



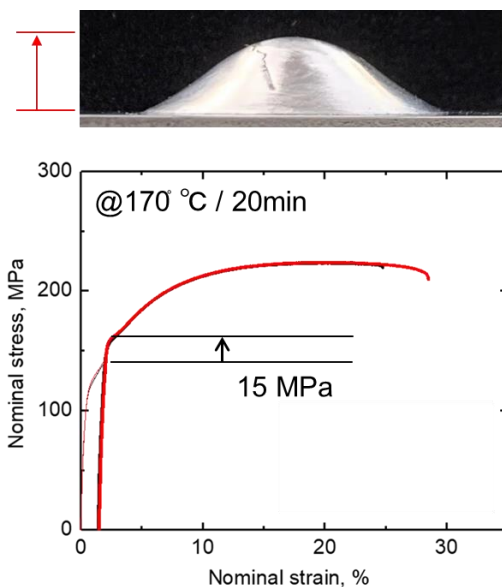
た室温成形性と高い強度を付与することができることが明らかとなった。また、**図 3-2.5.7-145** に示すように開発合金は AZ31 合金よりも優れた耐食性を示す。よって、AZ31 合金に安価な元素を添加するだけで耐力の異方性が小さく、優れた耐食性を発現する合金が開発できることが明らかとなった。



**図 3-2.5.7-142** Zn 添加量を系統的に変化させた Mg-1.2Al-0.5Ca-0.4Mn 合金溶体化処理材のエリクセン試験後の試料概観写真。



**図 3-2.5.7-143** 開発合金の EBSD 逆極点図マップと極点図



**図 3-2.5.7-144** エリクセン試験後の試料概観と BH 処理前後の引張応力ひずみ曲線。負荷方向は黒が RD、赤が TD 方向。



**図 3-2.5.7-145** 12 時間の浸漬後の試料の概観写真

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.7-34 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2018FY	5(4)	1(1)	31(22)	7(6)	1	0	6(2)	2	1
2019FY	4	4	45	5	0	0	4	2	1
2020FY	5	1	32	1	0	0	1	6	1
2021FY	6	0	25	0	2	0	1	2	2
2022FY	1	7	0	0	2	0	2	2	2
合計	21	13	133	13	5	0	12	14	5

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.7-35 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2018FY	1(0)	0	0
2019FY	2	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	0
2022FY	0	0	0
合計	3	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.5.7.3 参考文献

1) Update of the IMA Report “Life Cycle Assessment of Magnesium Components in Vehicle Construction” ; <https://www.intlmag.org/page/life-cycle-assessment-update>（アクセス日 2022.10.29）

## 2.5.8 [テーマ番号 5 0] 「Mg 材の性能・寿命に関する MI (マテリアルズインテグレーション) 活用技術開発 (FS 研究)」(2017 年度)

### [テーマ番号 6 0] 「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション (MI) 活用技術の開発」(2018 年度～2022 年度)

#### 2.5.8.1 テーマの概要

##### (1)背景と目的

「革新的新構造材料等研究開発」プロジェクトでは、2013年度以来、難燃性マグネシウム合金展伸材を鉄道車両構体に適用することを目標とした研究開発を推進した。そこでは、生産速度（押出速度）を飛躍的に高めるための合金設計技術や、強度・延性を同時に改善するための合金設計技術に加え、難燃性マグネシウム合金の接合技術や表面処理技術、鉄道車両構体の設計技術、信頼性（疲労、耐食性、衝撃変形特性等）評価技術を統合的に構築している。これまでに、鉄道車両構体に利用するための新たな合金として、易加工性難燃性マグネシウム合金押出材（AX41合金）、高強度難燃性マグネシウム合金押出材および圧延材（AX92合金およびAX81合金）を開発することに成功している。また、開発した合金を用いて高速車両構体を製造するための部材化技術（複雑形状押出技術、圧延技術、プレス成形技術、接合技術、表面処理技術、構体設計技術）を確立するための実用化研究を推進した。

開発した難燃性マグネシウム合金展伸材を用いて高速車両構体の軽量化を実現するためには、長期間の使用に耐えうる信頼性（疲労性能、耐食性、衝撃変形特性等）を保証するためのデータを系統的に取得し、上記データに立脚した設計指針を構築して行く必要があった。なお、難燃性マグネシウム合金も含めたマグネシウム合金展伸材の信頼性にまつわるデータは、鉄鋼材料やアルミニウム合金等の他の実用金属と比較して少なく、いかに効率良くデータを取得していくかが、実用化に向けた課題であった。

一方、内閣府「戦略的イノベーション創造プログラム（SIP）」の課題の一つ、革新的構造材料の中では、構造材料の組織と性能を、理論や経験則、数値モデリング、データベース、機械学習などを融合（インテグレーション）して予測可能とするシステム、「MInt」（Materials Integration by Network Technology）の構築が産官学連携で進められている。MInt では、入力情報（材料製造・加工条件・使用環境条件）から、複雑系の材料の組織・性能の予測を行うとともに、予測された組織から、これまで長期を要した構造体の疲労特性等の性能を出力することを目的としている。鉄鋼材料やアルミ合金を対象として上記の長期性能を予測するためのワークフローを開発し、材料の組織や長期性能を予測し、材料の開発期間の短縮を図るためのツールとして利用され始めていた。

そこで、本研究開発では、これまでに開発した難燃性マグネシウム合金展伸材も含めたマグネシウム合金全般の信頼性を評価するための手段の一つとして MInt を積極的に活用し、マグネシウム合金の疲労特性や腐食特性等の長期性能や衝撃特性を効率的に予測するためのシステムを構築することを目指す。このシステムを活用し、PJ で

開発した部素材の信頼性評価期間を短縮することで早期実用化を図る。

本研究では、開発した難燃性マグネシウム合金を利用して、素形材を製造する技術を構築するとともに、信頼性（疲労特性、耐食性等）を確保するためのデータベース構築することを目的とし、また、高速車両構体を模した気密疲労モックアップを製造することを目的とするテーマ 35「革新的マグネシウム材製鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発」と密接な連携を取りながら目標達成に向けた研究開発を推進する。

## (2)目標値

SIP では、鉄鋼材料やアルミニウム合金溶接継手を対象として、継手の疲労寿命を予測する計算モジュールを開発している。そこでは、物理モデルに基づき、順解析を行う計算手法が取られており、材料の組織情報をもとに、繰り返し荷重下の力学応答を再現するためのモデルの構築を行い、疲労き裂発生寿命と、進展寿命を高精度に予測している。き裂発生では、局所的な繰り返し塑性変形挙動が重要となり、有限要素法や転位論にもとづくモデルを利用した予測手法が開発されている。一方で、鉄鋼材料やアルミニウム合金を対象として、機械的特性や疲労特性に関連するデータベースより、未知の情報を予測する手法も検討がなされている。そこでは、鉄鋼材料溶接継手のサンプルを対象として、化学組成、加工条件、介在物寸法と言った入力条件と回転曲げ疲労強度との相関を調査しており、線形回帰およびニューラルネット等の手法を用いて適切な条件設定を用いた解析を行うことにより、疲労強度と相関のある入力条件を抽出できることや、精度の良い予測が可能であることを明らかにしつつあった。

本研究開発では、上記 MInt を駆使して、難燃性マグネシウム合金母材・継手の長期性能を予測するための技術開発を実施している。具体的には、以下の2つの研究開発項目に取り組む。

### ① 難燃性マグネシウム合金溶接継手の寿命予測計算モジュールの開発

鉄道車両構体の最弱部である溶接部を対象として、疲労寿命を予測するための計算モジュールを構築する。具体的には、SIP で鉄鋼材料用に開発された物理モデルに立脚した計算モジュールを活用し、マグネシウム特有の結晶構造に起因する異方性や、難燃性マグネシウム合金特有の晶出物分布に起因する異方性を加味した様式でモデルを再構築する。

テーマ 35「革新的マグネシウム材製鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発」と連携して開発を行い、難燃性マグネシウム合金溶接継手の疲労寿命を予測するための計算モジュールを開発する。具体的には、(1) 熱弾塑性計算による溶接シミュレーションモジュール、(2) 結晶塑性計算による疲労き裂発生シミュレーションモジュール、(3) X-FEM による疲労き裂進展シミュレーションモジュールを開発し、これからの検証を行うために必要な微小疲労き裂の発生・進展寿命データベースを構築する。さらに、上記計算モジュールの MInt への組み込みを完了し、統合したワークフローとして完成させる。

## ② データベースに立脚した難燃性マグネシウム合金母材・継手の性能予測システムの構築

物理モデルに立脚した計算モジュールにより疲労き裂発生から破断までの寿命を予測することは必ずしも容易ではなく、溶接材などの複雑な組織や形状を有している場合は、その予測はさらに困難になる。そこで、本研究開発では、信頼性を予測するための補完的なアプローチとして、データベースを活用した予測システムの構築を目指す。ここでは、「革新的新構造材料等研究開発」プロジェクトにおける「革新的マグネシウム材」の開発で収集した難燃性マグネシウム合金の信頼性（疲労特性、腐食特性、衝撃特性）データを活用し、機械学習を活用して難燃性マグネシウム合金の長期性能を予測するためのシステムを構築する。具体的には、難燃性マグネシウム合金の信頼性を予測するための理論式や経験式に立脚したモデルを構築する作業と、機械学習を活用した予測システムを構築する作業を並行して実施し、相互にフィードバックすることにより、長期性能（疲労特性、腐食特性、衝撃特性）を予測するための高精度モデルを構築することを目指す。また、上記データベースをMIシステムに組み込み、ワークフローを構築することにより予測システムを確立することを目指す。

テーマ35「革新的マグネシウム材製鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発」と連携して開発を行い、難燃性マグネシウム合金の信頼性（機械的特性、疲労特性、耐食性、衝撃特性）データベースを構築する。また、上記データベースを活用し、理論と経験に基づく特性予測式を導出する。また、上記データベースの構築と並行し、難燃性マグネシウム合金の信頼性を機械学習手法により予測するためのモデル式を導出する。さらに、理論と経験より構築した予測式（概念駆動モデル）とデータベースより構築した予測式（データ駆動モデル）を比較する事により、難燃性マグネシウム合金の信頼性に寄与する記述子の抽出を行う。また、上記データベースをMIntのワークフローから利用可能な形で安全に運用する。

以下、各テーマ・サブテーマの研究開発の目標を表に記す。

表 3-2.5.8-1 テーマ 50 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
① MIシステム適用に必要となる技術データベース及び予測モジュールの具体的な内容の検討(2017年度)		鉄鋼材料(BCC金属)やアルミ合金(FCC金属)用に作製された各種モジュールの新難燃性マグネシウム合金(HCP金属)への適用可能		

		性を明らかにする。		
② マグネシウム合金への MI システム適用時の対象性能・対象部材の絞り込み (2017 年度)		難燃性マグネシウム合金の信頼性データの取得に際して MI システムの適用が望まれる性能・部材に関する情報を抽出する。		
③ マグネシウムに関する計算科学手法の研究開発状況の調査 (2017 年度)		文献調査等により、国内外のマテリアルズインテグレーション及び計算科学を利用したマグネシウム研究開発動向を明らかにする。		

表 3-2.5.8-2 テーマ 60 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
①-1 各種寿命予測計算モジュールの開発 (物材機構, (再)東大/榎) (2018~2022 年度)		テーマ 50 で実施	熱弾塑性計算と X-FEM による長い疲労き裂進展シミュレーションを組み合わせることにより、難燃性マグネシウム合金継手の疲労性能の予測を行う。	難燃性マグネシウム合金溶接継手の疲労寿命を予測するための計算モジュールのプロトタイプを完成させ、その検証を行う。
①-2 計算モジュールの実験的検証 (物材機構) (2018~2022 年度)		テーマ 50 で実施	AX41,81G,92 合金の母材および熱影響部の微小疲労き裂発生・進展データベースの構築する。	AX41,81G,92 合金の母材および熱影響部の微小疲労き裂発生・進展データベースの構築する。また、AX41,81G,92 合金溶接継手ビード止端部

				の疲労き裂発生寿命データベースを構築する。
①-3 計算モジュールの MI システムへの組み込み及び使い込み（物材機構，川崎重工，川崎車両，総合車両）（2018～2022年度）		テーマ 50 で実施	開発した性能予測システムが構体設計に適用できるかを評価する。	構体設計に適用する MI システムに要求される機能を明確にする。また、開発された MI システムを用いた性能予測システムが構体設計に適用できるのかを評価する。
②-1 信頼性予測のためのデザイン設計（産総研，(再)東大/江草，(再)東大/白岩）（2018～2022年度）		テーマ 50 で実施	難燃性 Mg 合金信頼性データベース構築および特性予測モデルを確立する。	難燃性マグネシウム合金信頼性データベースを構築し、長期性能を予測するモデルを確立する。
②-2 難燃性マグネシウム合金の機械的特性および疲労特性データベース及びモデル式の構築（産総研，物材機構，三協立山，権田金属，住友電工，不二ライトメタル）（2018～2022年度）		テーマ 50 で実施	「革新的マグネシウム材」研究のデータを継続し DB を完成させる。また、完成した DB を利用して、理論と経験に基づく特性予測式の妥当性を検証する	完成した DB を用いて、数値シミュレーションや機械学習のワークフローにデータを提供し、WF 利用者の持つ課題を実行して素材と構体の開発に寄与する結果を得る。また、MI 技術によってモデル式を提供する。
②-3 難燃性マグネシウム合金溶接継手の機械的特性および疲労特性モデル式の構築（総合車両，(再)木ノ本伸線，大阪公大）（2018～2022年度）		テーマ 50 で実施		様々な条件下における溶接継手の作製およびその評価を行い、継続してデータを取得し、データベースの充実を図る。溶接プ

				ロセスと欠陥形成、機械的特性との関係について取り入れた機械的特性を予測するための理論と経験に基づく特性予測式および疲労特性の予測式の妥当性を検討する。
②-4 難燃性マグネシウム合金母材の耐食性を予測するためのモデル式の構築（産総研，大日本塗料，ミリオン化学） （2018～2022 年度）		テーマ 50 で実施	データの紐付け作業を継続的に実施し、腐食データベースを完成させる。また、重回帰分析等によるモデル式を完成させる。	追加データをデータベースに格納し、腐食データの解析を完了する。重回帰分析等によるモデル式を改良し、難燃性マグネシウム合金の腐食特性に寄与する記述子の抽出を行う。
②-5 マグネシウム合金母材および溶接継手の寿命予測式の構築（産総研，(再)九大） （2018～2022 年度）		テーマ 50 で実施	材料・溶接プロセスを考慮した疲労強度の予測法の提案、および設計法の実証、高精度化	材料・溶接プロセスを考慮した疲労強度の予測式の提案、および設計式の高精度化
②-6 難燃性マグネシウム合金の衝撃特性評価技術開発（2018～2022 年度）		テーマ 50 で実施	難燃性マグネシウム合金の継手材について、高速変形特性を予測するためのデータベースを構築し、難燃性マグネシウム合金および継ぎ手材について構築した特性予測式を完成させる。	理論と経験則をもとに構築した特性予測式とデータベースより構築した予測式を比較する事により、難燃性マグネシウム合金溶接継手の信頼性（衝撃特性）に寄与する組織因子の抽出を行う。
②-7 データベースの MI システムへの組み		テーマ 50 で実施	WF のユーザテストと、MI システ	完成した DB を用いて、機械学習と



<p>込み及び使い込み (物材機構, 三協立山, 権田金属, 住友電工, 不二ライトメタル, 大日本塗料, 総合車 両, 川崎重工, 川崎 車両) (2018~2022 年度)</p>			<p>ムによる入出力パラメータ空間の自動探索で各モジュールのロバスト性と精度の情報を開発者にフィードバックしながら完成度を高める。</p>	<p>数値シミュレーションのワークフロー(WF)にデータを提供し、WF利用者(素材メーカーと車両メーカー)の持つ課題を実行して素材と構体の開発に寄与する結果を得る。また、MI システムが提供する入出力パラメータ空間の自動探索によって、各モジュールのロバスト性と精度を明らかにする。また、これらの情報を開発者にフィードバックしながらWFの完成度を高める。</p>
--	--	--	---	--

### (3)全体計画

テーマ 50 では、鉄鋼材料やアルミ合金の分野で開発が進んでいた、マテリアルズ・インテグレーション技術をマグネシウム合金材に適用する上での問題点を抽出するとともに、同技術を適用する必要性の高い技術分野を抽出する FS 研究を行った。テーマ 60 では、テーマ 50 で得られた知見を元に、マテリアルズ・インテグレーション技術の活用が鉄道車両構体用の難燃性マグネシウム合金材の構体設計に資するよう、母材と継手の疲労等の性能予測を行うための計算科学主体のフロー（サブテーマ①）とデータ科学主体のフロー（サブテーマ②）を構築し、研究開発を行ってきた。当該材料に関する知見やデータは、テーマ 35 「革新的マグネシウム材製鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発」の鉄道関係サブテーマと密接に連携して共有を図ってきた。以下、マグネシウム材関連テーマ全体の研究開発スケジュールの図を示す。

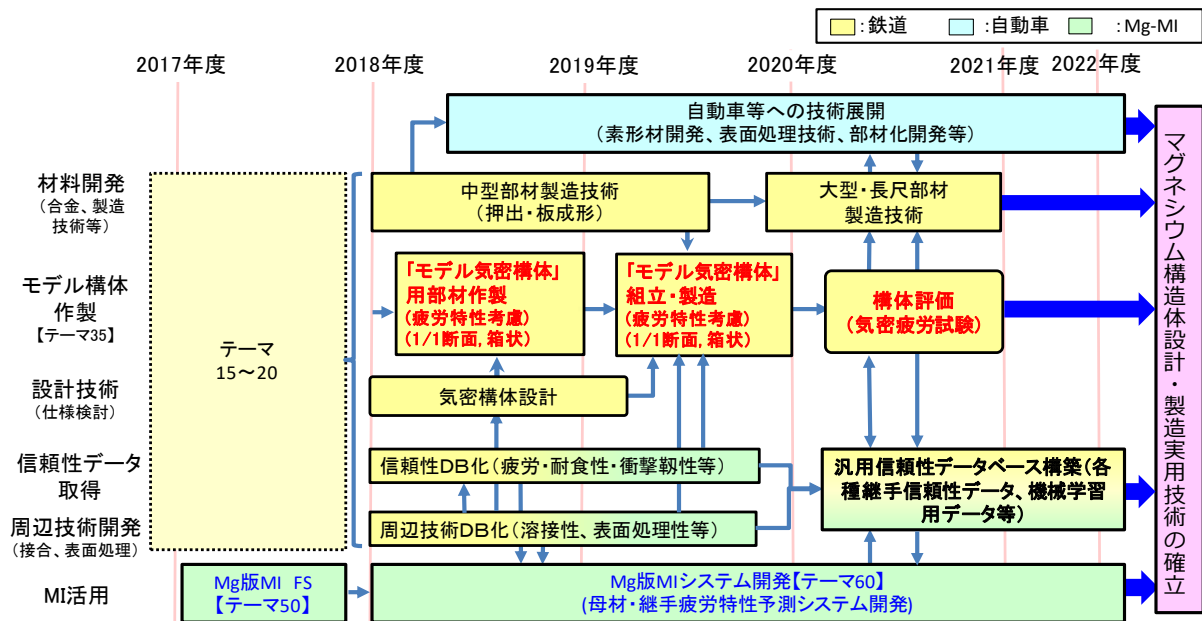


図 3-2.5.8-1 マグネシウム材関連テーマの研究開発スケジュール

#### (4)実施体制

サブテーマ①「難燃性マグネシウム合金溶接継手の寿命予測計算モジュールの開発」では、鉄道車両構体の最弱部である溶接部を対象として、疲労寿命を予測するための計算モジュールを構築する。具体的には、SIPで鉄鋼材料用に開発された物理モデルに立脚した計算モジュールを活用し、初期条件としての組成情報・組織情報・残留応力情報から、難燃性マグネシウム合金溶接継手の繰り返し荷重下の力学応答を再現するためのモデルの構築を行い、疲労き裂発生寿命と、進展寿命を高精度に予測するモジュールを構築することを目指す。上記の計算モジュールを難燃性マグネシウム合金に適用するためには、マグネシウム合金の結晶構造(HCP構造)に起因した塑性異方性をシミュレーションに取り込む必要がある。また、難燃性マグネシウム合金の内部に存在する晶出相(主に $Al_2Ca$ 相)がき裂発生・き裂伝播特性に及ぼす影響をシミュレーションに取り込む必要がある。また、上記の計算モジュールを開発する過程では、計算モジュールの予測結果を常に実験結果と照合する作業が必要であり、難燃性マグネシウム合金継手のき裂発生特性および伝播特性をモジュール開発と連動して実施する必要がある。

サブテーマ②「データベースに立脚した難燃性マグネシウム合金母材・継手の性能予測システムの構築」では、「革新的マグネシウム材」のデータを有効活用し、難燃性マグネシウム合金の信頼性(疲労特性、腐食特性、衝撃特性)を予測するためのシステムを構築する。プロジェクト前半は、比較的多くのデータが存在する難燃性マグネシウム合金母材の機械的特性(強度)を対象として、理論・経験を組み合わせた特性予測式(概念駆動モデル)を構築する。また、難燃性マグネシウム合金の機械的特性、組成、組織、プロセスの紐付けを行ったデータベースを構築する。さらに、機械学習を活用し、データベース由来の予測式(データ駆動モデル)を導出し、特性予測式(概念駆動モデル)との照合を行う。照合結果より予測への影響の強い

材料パラメータ（記述子）を抽出し、効率的なデータベースの拡充および難燃性マグネシウム合金の機械的特性を予測するための高精度の汎用予測式を導出することを目指す。

上記の作業を、疲労特性、耐食性、衝撃変形特性についても実施する。また、対象材料を母材から継手へと拡張して行く作業を実施し、データベースに立脚した難燃性マグネシウム合金の信頼性予測システムを構築することを目指す。

以下、両サブテーマの実施体制図を示す。

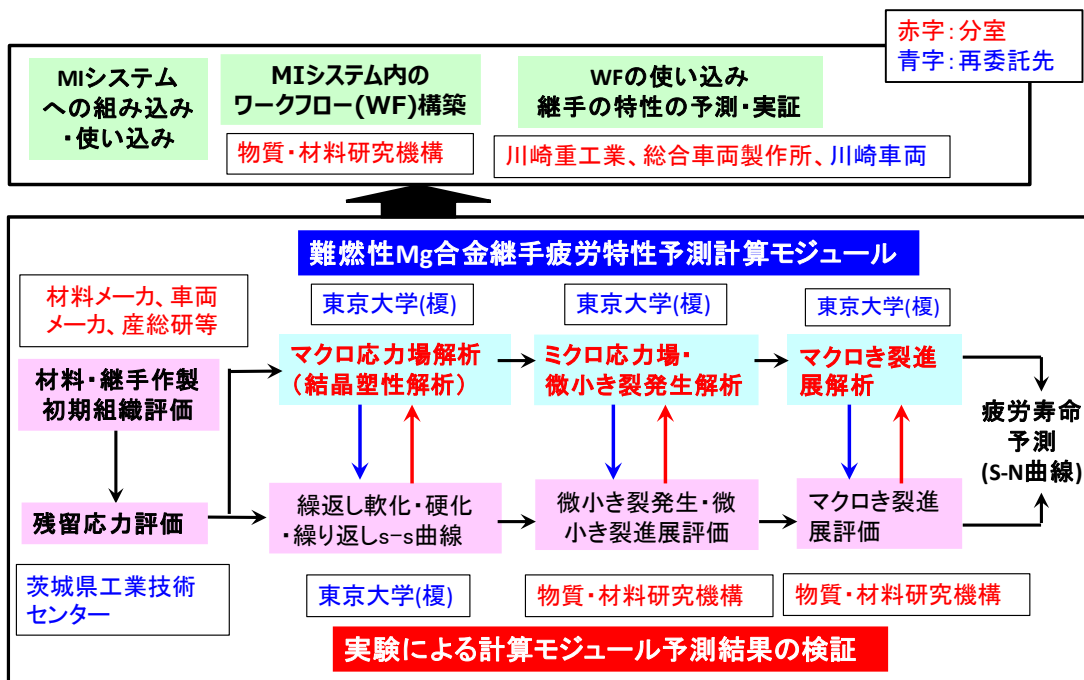


図 3-2.5.8-2 サブテーマ①の実施体制

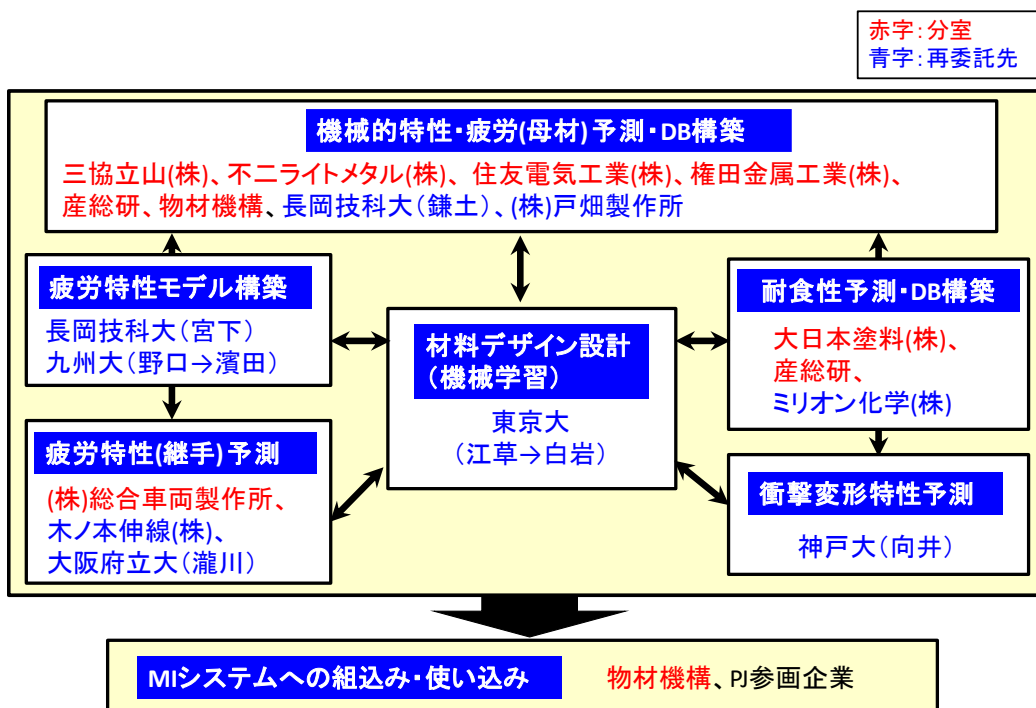


図 3-2.5.8-3 サブテーマ②の実施体制

## (5)運営管理

テーマ 50 では 2017 年度に 8 回の検討会と 2 回のステアリング会議（NEDO 担当者も含んだ会議）を開催してマテリアルズ・インテグレーション活用の方針を固めた。テーマ 60 では 2018 年度は 6 回、2019 年度は 4 回（ただし 2020 年 3 月開催予定であった第 4 回はコロナウイルス感染症拡大の影響で中止）、2020 年度は 5 回、2021 年度は 4 回の会議を開き、各回サブテーマ①と②の分科会を開催した。2022 年度も 12 月までに 3 回開催した。また、テーマ 60 は開始当初よりテーマ 35「革新的マグネシウム材の鉄道車両および自動車構造部材への適用技術開発」の鉄道側サブテーマと連携して研究開発活動を行っており、テーマ 35 側の分科会でもテーマ 60 の進捗報告を行った。2020 年度以降はコロナ禍ということもあって会議は原則オンラインで開催し、テーマ 35 のうち鉄道関係の会議とは同日開催するなどした。

プロジェクトの成果の発信としては、軽金属学会の春期および秋期講演大会において複数回開催しているテーマセッション「難燃性マグネシウム合金展伸部材創製のための最新技術開発」のほか、2022 年にはアグネ社「金属」第 92 巻 6 号において特集「難燃性マグネシウム合金を利用した高速鉄道車両構体の開発」をテーマ 35 と共同で企画した。このほか、国研・大学の参画機関を中心に積極的に論文を発表し、講演を行っている。

## (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

テーマ 50 の検討に基づいて設定されたテーマ 60 の実施による効果は、マテリアルズ・インテグレーション（MI）技術の材料開発への適用と、開発合金を用いた鉄道車両構体の設計への適用が考えられる。

前者については、ISMA のマグネシウム関連テーマで蓄積されたデータを、材料のプロセス履歴や組織観察まで紐付けられた信頼性データベースとして構築することで、材料メーカーや表面処理メーカーが、生産現場で製品の機械的特性や信頼性を迅速に予測することや、製品開発過程で必要となる展伸材の疲労や腐食などのデータの採取に要する時間を大幅に短縮するために活用することが期待できる。

一方、後者については、車両メーカーが計算モジュールを各種複雑形状の素形材に適用することや、データベースを材料性能予測に利用することで、各種溶接継手の基準応力を設定する際に、疲労試験や溶接トライの工数を減らすことが期待できる。

さらに、このようにして革新的マグネシウム合金製の高速車両構体が完成することにより、CO<sub>2</sub>削減や省エネルギーの効果があるが、これはテーマ 35 の実施の効果として記載される通りである。

## 2.5.8.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.5.8-3 テーマ 50 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
① MI システム 適用に必要と なる技術デー タベース及び 予測モジュー ルの具体的内 容の検討	鉄鋼材料（BCC 金 属）やアルミ合金 （FCC 金属）用に 作製された各種モ ジュールの新難燃 性マグネシウム合 金（HCP 金属）へ の適用可能性を明 らかにする。  (2017 年度末)	2017 年度実施の FS 研究 であり、全体計画に記載 の計画に沿って、調査を 遂行済み。	○	
② マグネシウム合金への MI システム 適用時の対象 性能・対象部 材の絞り込み	難燃性マグネシウム合金の信頼性 データの取得に際 して MI システムの 適用が望まれる性 能・部材に関する 情報を抽出する。  (2017 年度末)	2017 年度実施の FS 研究 であり、全体計画に記載 の計画に沿って、調査を 遂行済み。	○	
③ マグネシウム に関する計算 科学手法の研 究開発状況の 調査	文献調査等によ り、国内外のマテ リアルズインテグ レーション及び計 算科学を利用した マグネシウム研究 開発動向を明らか にする。  (2017 年度末)	2017 年度実施の FS 研究 であり、全体計画に記載 の計画に沿って、調査を 遂行済み。	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

表 3-2.5.8-4 テーマ 60 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
①-1 各種寿命予 測計算モジュール	難燃性マグネシウム合金溶接継手の	塑性変形を考慮した結晶 塑性有限要素法と疲労き	○	

の開発（物材機構, (再)東大/榎）	疲労寿命を予測するための計算モジュールのプロトタイプを完成させ、その検証を行う。  (2022年度)	裂発生則、き裂伸展則を組み合わせることで、難燃性マグネシウム合金溶接継手の疲労寿命を予測するための計算手法を開発した。		
① -2 計算モジュールの実験的検証（物材機構）	AX41,81G,92合金の母材および熱影響部の微小疲労き裂発生・進展データベースの構築する。また、AX41, 81G, 92合金溶接継手ビード止端部の疲労き裂発生寿命データベースを構築する。  (2022年度)	AX41,81G,92合金の母材および熱影響部の微小疲労き裂発生・進展データベースの構築した。また、AX41, 81G, 92合金溶接継手ビード止端部の疲労き裂発生寿命データベースを構築した。	○	
① -3 計算モジュールのMIシステムへの組み込み及び使い込み（物材機構, 川崎重工, 川崎車両, 総合車両）	構体設計に適用されるMIシステムに要求される機能を明確にする。また、開発されたMIシステムを用いた性能予測システムが構体設計に適用できるのかを評価する。  (2022年度)	MIシステムを利用した計算が設計に資することができるテーマ（ニーズ）を設定し、研究開発項目①-1, ①-2から提供可能なシーズとのマッチングをはかりながら開発を開始した。また、NIMS内のSIP-MIシステムでワークフローを実行し、一部の計算を東大の計算資源で行えるようになった。	○	
②-1 信頼性予測のためのデザイン設計（産総研, (再)東大/白岩）	難燃性マグネシウム合金信頼性データベースを構築し、長期性能を予測するモデルを確立する。  (2022年度)	マグネシウム合金の引張特性と疲労特性に関するデータベースを構築し、転移学習を応用することで高精度に疲労強度を予測するモデルを確立した。	○	

<p>②-2 難燃性マグネシウム合金の機械的特性および疲労特性データベース及びモデル式の構築（産総研，物材機構，三協立山，権田金属，住友電工，不二ライトメタル）</p>	<p>完成した DB を用いて、数値シミュレーションや機械学習のワークフローにデータを提供し、WF 利用者の持つ課題を実行して素材と構体の開発に寄与する結果を得る。また、MI 技術によってモデル式を提供する。 (2022 年度)</p>	<p>テーマ②-1 と連携し、プロジェクトで入手したデータベースと文献値をベースとしたデータベースを活用し、マグネシウム合金の強度（降伏応力）を機械学習により予測可能であることを実証した。加えて、転位学習を活用することにより、相対的にデータ数の少ない疲労強度についても予測可能であることを実証した。</p>	○	
<p>②-3 難燃性マグネシウム合金溶接継手の機械的特性および疲労特性モデル式の構築（総合車両，(再)木ノ本伸線、大阪公大）</p>	<p>難燃性マグネシウム合金溶接継手の機械的特性予測式妥当性の検討 (2022 年度)</p>	<p>溶質元素固溶濃度と継手強度の関係、晶出物の体積分率と伸びおよび継手強度の関係などに関する理論と経験より構築した予測式および欠陥サイズと機械的特性の関係の予測式と、データベースより構築した溶接条件と継手強度の関係予測式を比較する事により、難燃性マグネシウム合金溶接継手の機械的特性予測式妥当性を検証した。</p>	○	
<p>②-5 マグネシウム合金母材および溶接継手の寿命予測式の構築</p>	<p>材料・溶接プロセスを考慮した疲労強度の予測式の提案、および設計式の高精度化 (2022 年度)</p>	<p>材料・溶接プロセスを考慮した疲労強度の予測式を提案し設計式を高精度化した</p>	○	
<p>②-6 難燃性マグネシウム合金の衝撃特性評価技術開発</p>	<p>理論と経験則をもとに構築した特性予測式とデータベースより構築した予測式を比較す</p>	<p>難燃性マグネシウム合金を構成する各種溶質元素、結晶粒サイズ、分散粒子の体積率を材料因子として、各因子がもたら</p>	○	

	<p>る事により、難燃性マグネシウム合金溶接継手の信頼性（衝撃特性）に寄与する組織因子の抽出を行う。（2022年度）</p>	<p>す強化効果を定量的に抽出した。また、これら因子が難燃性マグネシウム合金が示す変形応力のひずみ速度依存性に及ぼす影響を明らかにすることにより、衝撃特性に寄与する組織因子を明確にした。。</p>		
<p>②-7 データベースの MI システムへの組み込み及び使い込み（物材機構、三協立山、権田金属、住友電工、不二ライトメタル、大日本塗料、総合車両、川崎車両）</p>	<p>完成した DB を用いて、機械学習と数値シミュレーションのワークフロー(WF)にデータを提供し、WF利用者(素材メーカーと車輻メーカー)の持つ課題を実行して素材と構体の開発に寄与する結果を得る。また、MI システムが提供する入出力パラメータ空間の自動探索によって、各モジュールのロバスト性と精度を明らかにする。また、これらの情報を開発者にフィードバックしながら WF の完成度を高める。（2022年度）</p>	<p>プロセス・組織データを含んだデータベースの意義をプロジェクト内で確認し、鋳造・押出・接合・熱処理などのプロセス、組織観察、引張・圧縮・疲労・腐食などの特性・性能のテーブル設計を行い、データを収集した。収集されたデータは研究課題②-1 などへ提供され、プロセスデータを含めたことにより予測性能が高まることが示された。</p>	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

[テーマ番号 50] 「Mg 材の性能・寿命に関する MI（マテリアルズインテグレーション）活用技術開発（FS 研究）」（2017 年度）

本研究開発では、以下 3 つの研究テーマに関して調査研究を行った。



- ① MI システム適用に必要となる技術データベース及び予測モジュールの具体的内容の検討
- ② マグネシウム合金への MI システム適用時の対象性能・対象部材の絞り込み
- ③ マグネシウムに関する計算科学手法の研究開発状況の調査

テーマ②に関しては、マグネシウム研究者やマグネシウム素材メーカーおよび車両メーカーの技術者との議論を通じて、マグネシウム合金の部材開発において、MI システムの適用が望まれる分野についてニーズの抽出を行った。また、テーマ①及びテーマ③に関しては、SIP-MI プロジェクトを推進している主要研究者を招聘して勉強会を実施し、金属材料の長期性能を予測するための計算科学手法に関する最新情報を入手するとともに、上記ニーズに適合する研究分野の有無について調査を実施した。その結果、テーマ②の活動（マグネシウムのための MI システムのニーズ抽出）からは、以下の2つのニーズが提示された。

#### ②-1 疲労特性予測システムの構築

- 鉄道車両構体（高速車両構体）の設計を行う際には、き裂の発生が集中する溶接部分を対象として、様々な条件（継手形状、溶接条件、応力負荷条件等）で疲労データを取得し、得られた疲労強度より許容応力を設定する必要がある。
- 許容応力を設定する上で、MI システムにより疲労特性を予測できると疲労試験の工数を減らすことができる。溶接条件もしくは組織情報を入力すると疲労寿命が予測できるシステムを構築することが望まれる。それにより、疲労試験の本数が減るだけでなく、溶接トライの工数も減らすことができる。
- 逆問題として、母材と期待継手効率や期待疲労強度を指定すると、推奨組織や推奨溶接プロセスが予測できるようになることも望まれる。

#### ②-2 信頼性データベースの構築

- （難燃性）マグネシウム合金の信頼性に関するデータは、鉄鋼材料やアルミニウム合金等の他の実用金属と比較して少なく、これまでに取得されているデータ（プロジェクトで取得したデータに加えて、文献等で獲得したデータ）を有効に活用して、データベースを構築する必要がある。
- 難燃性マグネシウム合金の信頼性（疲労特性、耐食性等）データは、上述の「革新的マグネシウム材」プロジェクトにおいて、継手の特性も含めて系統的に採取しつつある。データベースの規模は他の実用合金と比較すると未熟ではあるものの、材料組成、組織（晶出物分布、結晶粒径、集合組織）、基本性能（機械的特性）、疲労特性（S-N 線図等）、耐食性（腐食速度、孔食深さ等）に関するデータのさらなる蓄積を実施し、上記情報の紐付けを行うことができれば、MI モジュールを構築する際に必要となるデータベースとして利用することができる。
- 比較的少ないデータベース量で長期性能が予測できるシステムを機械学習等の手段を活用して構築することが望まれる。

他方で、テーマ①の活動（技術データベース及び予測モジュールの具体的内容の検討）およびテーマ③の活動（マグネシウムに関する計算科学手法の研究開発状況の調査）として、SIP-MI プロジェクトを推進している主要研究者を招聘して勉強会を複数回開催した。勉強会より得られる計算科学に関連する最新情報を元に、以下のシーズが抽出された。また、鉄鋼材料やアルミニウム合金を対象として開発している予測システムをマグネシウム合金に展開する上での課題点も、以下の通り抽出された。

#### ①-1 (③-1) 性能予測計算モジュールの開発

鉄鋼材料やアルミニウム合金溶接継手を対象として、継手の疲労寿命を予測する計算モジュールの開発を実施している。そこでは、物理モデルに基づき、順解析を行う計算手法が取られており、材料の組織情報をもとに、繰り返し荷重下の力学応答を再現するためのモデルの構築を行い、疲労き裂発生寿命と、進展寿命を高精度に予測している。き裂発生では、局所的な繰り返し塑性変形挙動が重要となり、有限要素法や転位論にもとづくモデルを利用した予測手法が開発されている。

上記の計算モジュールを難燃性マグネシウム合金に適用するためには、マグネシウム合金の結晶構造(HCP 構造)に起因した塑性異方性をシミュレーションに取り込む必要がある。また、難燃性マグネシウム合金の内部に存在する晶出相がき裂発生・き裂伝播特性に及ぼす影響をシミュレーションに取り込む必要がある。

上記の計算モジュールを開発する過程では、計算モジュールの予測結果を常に実験結果と照合する作業が必要であり、難燃性マグネシウム合金継手のき裂発生特性および伝播特性をモジュール開発と連動して実施する必要がある。

#### ①-2 (③-2) 性能予測データベースの構築

鉄鋼材料やアルミニウム合金を対象として、機械的特性や疲労特性に関連するデータベースより、未知の情報を予測する手法が検討されている。そこでは、鉄鋼材料溶接継手のサンプルを対象として、化学組成、加工条件、介在物寸法と言った入力条件と回転曲げ疲労強度との相関を調査しており、線形回帰およびニューラルネットワーク等の手法を用いて適切な条件設定を用いた解析を行うことにより、疲労強度と相関のある入力条件を抽出できることや、精度の良い予測が可能であることが明らかとなっている。アルミニウム合金に関しても同種の調査が行われており、そこでは、理論や経験を元に作成した素材強度の予測式と、ニューラルネットワークを活用して導出した材料強度の予測結果の照合を行い、高い精度を有する予測式を導出することに成功している。

なお、難燃性マグネシウム合金展伸材の機械的特性に関するデータは比較的豊富に存在するが、理論や経験に基づくモデル式自体が存在しない。そのため、研究開発の序段では、難燃性マグネシウム合金の機械的特性を予測するための予測式を理論と経験により構築し、アルミニウム合金と同様に、データベースを活用した機械学習により上記モデル式の精度を高める作業を行うことが望まれる。次いで、上記作業で得られたワークフローを活用して、信頼性（疲労特性、耐食性、衝撃変形特性）を予測するためのシステムを構築することが望まれる。

### ①-3 (③-3) MIシステムの構築及びMIシステムの運用

MIシステムは、モジュールの多様化に対応して、多様な構造材料、多様な製造プロセスや加工プロセスに対応可能であり、また、予測の対象となる性能もさらに拡げることが可能である。さらに、時間・空間スケールやデータ構造の異なる様々なモジュールを自由に接続可能にすることによって、材料組成やプロセスから性能までの一貫した性能予測フローが可能になる。すでに、MIシステムの $\alpha$ 版は完成しており、マグネシウムの信頼性を予測するための各種モジュールやデータベースに関しても、MIシステムに組み込むことが可能であり、マグネシウムのための計算モジュール及びデータベースを構築し、一連のワークフローを構築すれば、そのままMIシステムを利用することができる。

なお、開発した計算モジュールやデータベースをMIシステムに組み込む上では、新たな計算モジュールやデータベースを縦糸で結ぶ作業や、既存の計算モジュールやデータベースを横糸で結ぶ作業（ワークフローを構築する作業）が存在し、モジュールやデータベース構築と並行して、準備を進める必要がある。また、MIシステム内に構築したワークフローを素材メーカ及び車両メーカが自由に使いこなすためのトレーニングを並行して実施していく必要がある。

上記のFS研究から抽出されたニーズおよびシーズを受け、マグネシウム合金の長期性能を予測するためのシステムを構築するための研究開発項目として、以下の2つが抽出された。

#### 研究開発項目① 難燃性マグネシウム合金溶接継手の寿命予測計算モジュールの開発

難燃性マグネシウム合金溶接部を対象として、疲労寿命を予測するための計算モジュールを構築する。ここでは、鉄鋼材料用に開発された物理モデルに立脚した計算モジュールを活用し、マグネシウム特有の結晶構造に起因する異方性や、難燃性マグネシウム合金特有の晶出物分布に起因する異方性を加味した様式でモデルを再構築する。そして、再構築したモデルを用いて、難燃性マグネシウム合金溶接継手の繰り返し荷重下の力学応答を再現し、疲労き裂発生寿命と、進展寿命を高精度に予測するモジュールを構築することを目指す。最終的に、開発した計算モジュールをMIシステムに組み込み、ワークフローを構築することにより一貫した予測システムを確立することを目指す。

#### 研究開発項目② データベースに立脚した難燃性マグネシウム合金母材・継手の性能予測システムの構築

物理モデルに立脚した計算モジュールにより疲労き裂発生から破断までの寿命を予測することは必ずしも容易ではなく、溶接材などの複雑な組織や形状を有している場合は、その予測はさらに困難になる。そこで、本研究開発では、信頼性を予測するための補完的なアプローチとして、データベースを活用した予測システムの構築を目指す。

ここでは、「革新的マグネシウム材」の開発で収集しつつある難燃性マグネシウム合

金の信頼性（疲労特性、腐食特性、衝撃特性）データを活用し、機械学習を活用して難燃性マグネシウム合金の長期性能を予測するためのシステムを構築する。具体的には、難燃性マグネシウム合金の信頼性を予測するための理論式や経験式に立脚したモデルを構築する作業と、機械学習を活用した予測システムを構築する作業を並行して実施し、相互にフィードバックすることにより、長期性能（疲労特性、腐食特性、衝撃特性）を予測するための高精度モデルを構築することを目指す。また、上記データベースを MI システムに組み込み、ワークフローを構築することにより予測システムを確立することを目指す。

2018 年度以降、テーマ 60「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション（MI）活用技術の開発」として、上記の研究開発項目を実施した。成果の詳細は下記を参照されたい。

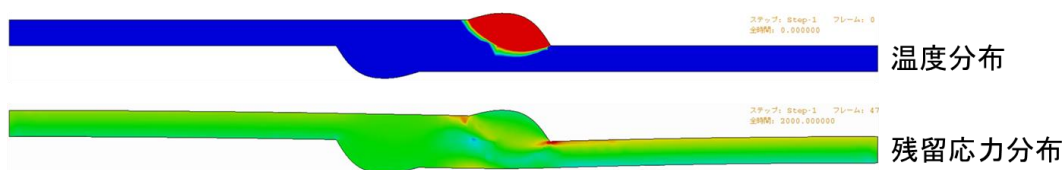
### 【テーマ番号 60】「マグネシウム材の性能・寿命に関するマテリアルズ・インテグレーション（MI）活用技術の開発」（2018 年度～2022 年度）

#### ① 難燃性マグネシウム合金溶接継手の寿命予測計算モジュールの開発

##### ①-1 各種寿命予測計算モジュールの開発【物質・材料研究機構、再委託先：東京大学（榎）】

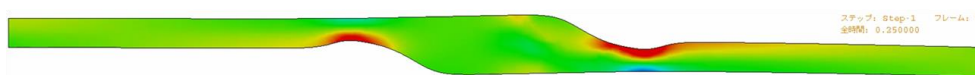
難燃性マグネシウム合金 AX41 溶接継手の疲労き裂の発生、進展の解析を行った。計算の流れを図 3-2.5.8-4 に示す。実験と比較するために、重ね溶接継手の溶接まま材とグラインダー仕上げしたものを対象とした。まず、AX41 材の温度依存の特性を入力し、溶接中の伝熱-弾塑性解析を行うことで、溶接中に導入される残留応力分布を計算した。グラインダー仕上げモデルでは仕上げ部の要素を削除することで応力の再分配を考慮した。続いて、有限要素モデルに繰返し荷重を与えることで、繰返し荷重下の応力ひずみ分布を計算し、応力集中部を特定した。応力集中部については、双晶の生成と回復を考慮した結晶塑性有限要素法により、塑性異方性を考慮した計算を行った。解析で用いた結晶塑性パラメータは、AX41 母材の実験結果に基づき決定した。結晶塑性解析から得られたせん断塑性ひずみを Tanaka-Mura モデルに代入することで、き裂発生サイクル数  $N_i$  を求めた。き裂進展の解析では Paris 則を用いてき裂進展寿命を計算した。高サイクル疲労試験の結果から得られたき裂進展速度より Paris 則に用いる定数を決定した。そして、き裂発生寿命とき裂進展寿命の和より疲労寿命を計算した。計算結果を図 3-2.5.8-5 に示す。疲労寿命は実験値に概ね一致した。実験と同様に、グラインダー仕上げ材で疲労寿命が向上することが示された。したがって、本計算手法を用いることで、難燃性マグネシウム合金の溶接継手の施工条件と疲労性能の関係を評価できる可能性が示された。また疲労き裂発生の計算結果より、高応力条件下では試験開始初期で疲労き裂が発生することが示唆された。実験のみでは評価が難しいき裂発生挙動の評価に有効であると言える。さらに、止端部形状（止端半径、フランク角、余盛高さ）や溶接欠陥の形状（アンダーカット開口幅、深さ、アンダーカット底部の曲率半径）を仮想的に変化させることで、止端部形状や溶接欠陥が難燃性マグネシウム合金の疲労特性に与える影響を定量的に評価できることを示した。従来の溶接品質等級による評価と異なり、定量的に疲労寿命を見積もることができるため、構体の構造設計や運用時の検査・修理の方針を策定する上で有効であると期待できる。

1. 溶接中の伝熱-弾塑性解析



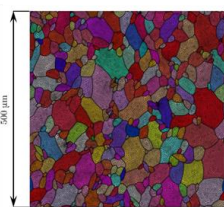
↓ 残留応力導入, G仕上げ(有・無)

2. 繰返し荷重下の応力分布解析



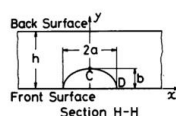
↓ 局所応力範囲  $\Delta\sigma_{11}$

3. き裂発生解析



$$N_i = \frac{A}{FIP}$$

4. き裂進展解析



$$\frac{dN_p}{da} = C(\Delta K)^m$$

5. 破断寿命計算

$$N_f = N_i + N_p$$

図 3-2.5.8-4 疲労寿命計算の流れ

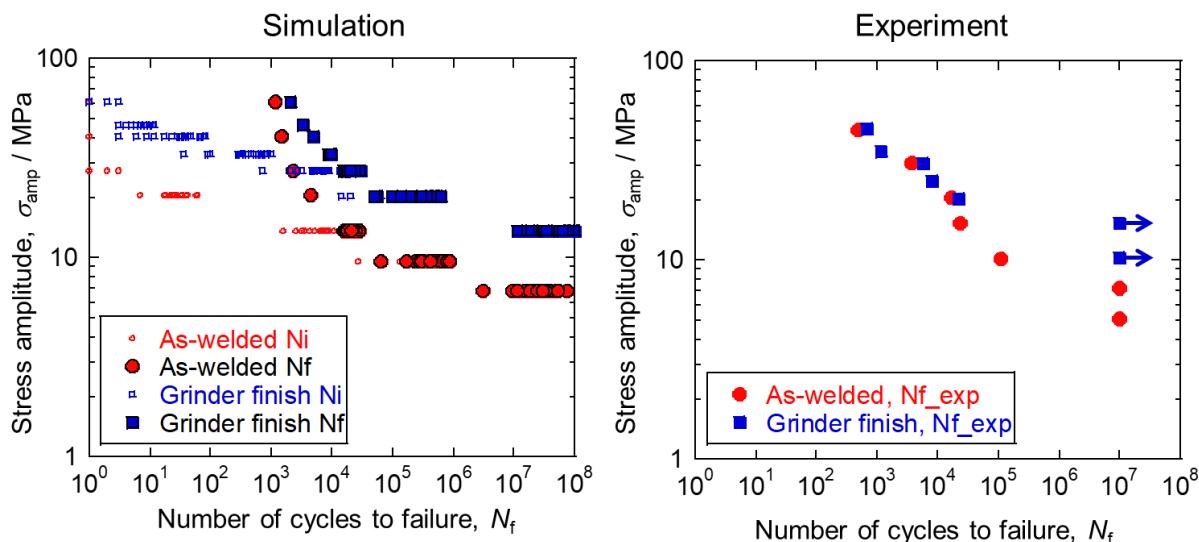


図 3-2.5.8-5 重ね溶接継手（グラインダー仕上げあり・なし）の疲労計算結果と実験結果

①-2 計算モジュールの実験的検証【物質・材料研究機構、再委託先：茨城県産業技術イノベーションセンター】

ここでは、計算モジュールの実験的検証を目的として、自動化したその場観察システム（オートフォーカス、自動パノラマ撮影、動的撮影）を活用して、AX41、AX81G および AX92 合金を対象として、微小疲労き裂の発生寿命に関するデータベ

スを構築した。2018 年度から 2020 年度は、母材と溶接熱影響部（HAZ）の熱履歴を模擬した熱処理を行った試験片を対象にデータベースを構築した。2021 年度および 2022 年度は、溶接継手のビード止端を対象にデータベースを構築し、これらのデータを提供した。また、疲労寿命に影響する溶接残留応力に関して、四点曲げ試験により合金毎の X 線応力定数を明確にするとともに、計算モジュールの検証に必要な溶接継手の残留応力の計測を行い、データを提供した。以下では、AX41 合金を例に、具体的な研究成果を示す。

図 3-2.5.8-6 に熱処理により模擬した溶接部（HAZ 模擬材とよぶ）の微細組織とビッカース硬さの変化の例を示す。図 3-2.5.8-7 に母材および HAZ 模擬材の S-N 線図と繰返し降伏特性を示す。熱処理により結晶粒径がやや粗大化している可能性もあるが、疲労特性への影響は小さく、熱処理前後の疲労寿命と繰返し降伏特性は母材と大差無いことが分かる。すなわち、計算モジュールにおいて、母材を対象に構築した予測手法を、溶接継手に適用可能であることを実験的に確認した。

図 3-2.5.8-8 に微小疲労き裂の発生挙動を示す。疲労き裂は、結晶粒内のすべり帯と思われる箇所から発生すること、すなわち、介在物等の影響を無視できることを確認した。図 3-2.5.8-9 に微小疲労き裂の成長曲線と進展速度を示す。おおよそ 0.1 mm 以上のき裂長さでは巨視的なき裂の進展特性に概ね一致することを明らかにした。また、画像相関法と自動観察システムを組み合わせた独自の観察手法を活用して、通常検出することが難しい微小疲労き裂の開閉口挙動を実測した。図 3-2.5.8-10 に画像相関法を用いることで実測した微小疲労き裂の開閉口挙動を示す。実測の結果、明確なき裂閉口は生じていないことを明らかにした。以上より、計算モジュールにおいて考慮する必要があるのは、結晶粒内でのき裂発生および隣接する結晶粒におけるき裂進展であり、それ以上の長さのき裂進展には連続体破壊力学による評価が適用可能であることを示した。

さらに、溶接部の疲労寿命予測結果を検証可能なデータとして、溶接継手のビード止端部における疲労き裂発生寿命を評価した。図 3-2.5.8-11 に画像相関法（DIC）によるビード止端における微小疲労き裂発生寿命の検出例を示す。ここでは、自動化した観察システムを活用した、マイクロスコープによる拡張焦点撮影と DIC によって、狭隘なビード止端部に発生する微小疲労き裂の発生寿命を評価した。図 3-2.5.8-12 には、疲労き裂発生位置の縦断面観察結果を示す。この観察では、DIC で微小疲労き裂の発生を検出した直後に疲労試験を中断し、き裂を検出した位置で試験片を切断し、発生したき裂の深さを調べた。その結果、本手法で検出できる微小疲労き裂の大きさが約 100 $\mu$ m 前後であることを確認した。図 3-2.5.8-13 に突合せ溶接継手の S-N 線図を示す。疲労試験は、応力比  $R=-1$  の平均応力がゼロとなる条件と、最大応力を 80MPa で固定した引張平均応力となる条件の二種類で行った。S-N 線図には、破断寿命  $N_f$  に加えて、前述の方法で決定した疲労き裂の発生寿命  $N_i$  と、破断寿命  $N_f$  と  $N_i$  の差から求めた疲労き裂の進展寿命  $N_p$  を合わせて示している。 $R=-1$  の結果に比べて、引張り平均応力条件下では疲労寿命が低下していることが分かる。また、 $R=-1$  の条件では破断寿命  $N_f$  の大部分が疲労き裂の進展寿命  $N_p$  であるが、引張平均応力下では、破断寿命  $N_f$  に対す

るき裂進展寿命  $N_p$  の割合が小さくなっていることが分かる。一方、疲労き裂の発生寿命  $N_i$  は二つの条件で大きな差が無いことが分かる。図 3-2.5.8-14 に繰返し数の増加に伴うき裂開口変位の変化を示す。R=-1 の条件と引張平均応力となる R=-0.5 の条件で、き裂開口変位、すなわちき裂が成長し始める繰返し数は同等であるが、R=-0.5 の条件の方が、き裂が急速に成長していることが分かる。すなわち、平均応力は疲労き裂の発生よりも疲労き裂の成長を加速させることで、疲労寿命を低下させていることが分かる。言い換えれば、疲労寿命予測モジュールで平均応力の影響を考慮する場合には、き裂の発生ではなく、き裂の進展モデルにおいて考慮すれば良いことを示した。

以上のように、疲労寿命予測モジュールの合理的な検証や高度化に寄与する重要な情報となる、疲労寿命をき裂の発生寿命と進展寿命に分けた様々なデータベースを構築・提供した。

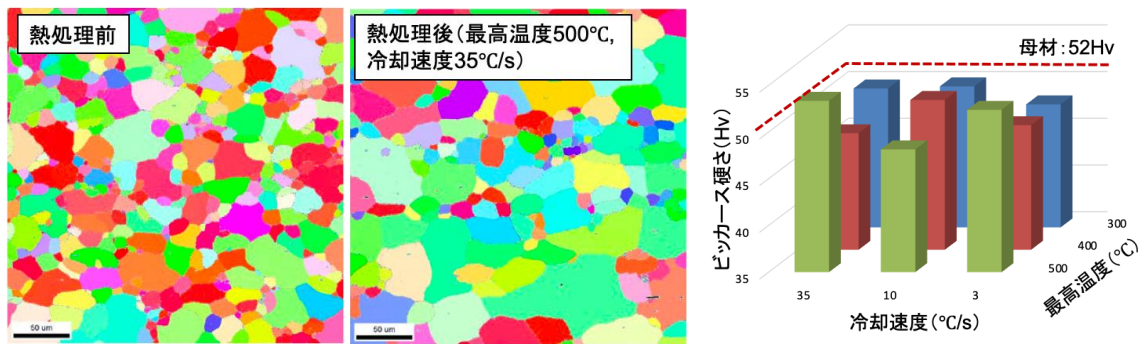


図 3-2.5.8-6 HAZ 模擬熱処理による溶接部の微細組織とビッカース硬さの変化(AX41 合金)

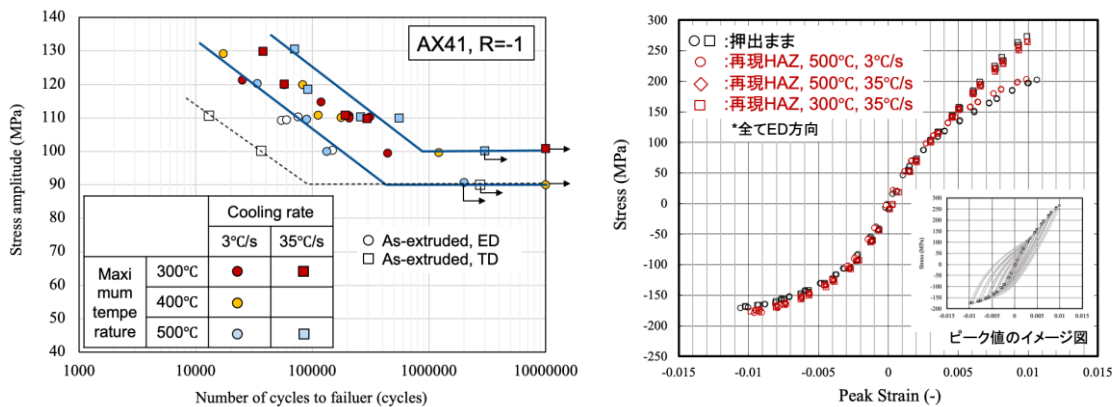


図 3-2.5.8-7 母材および HAZ 模擬材の S-N 線図と繰返し降伏特性(AX41 合金)

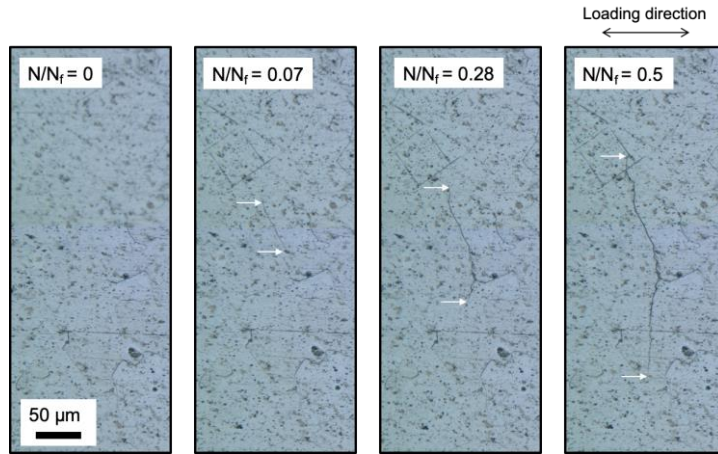


図 3-2.5.8-8 微小疲労き裂の発生挙動(AX41 合金)

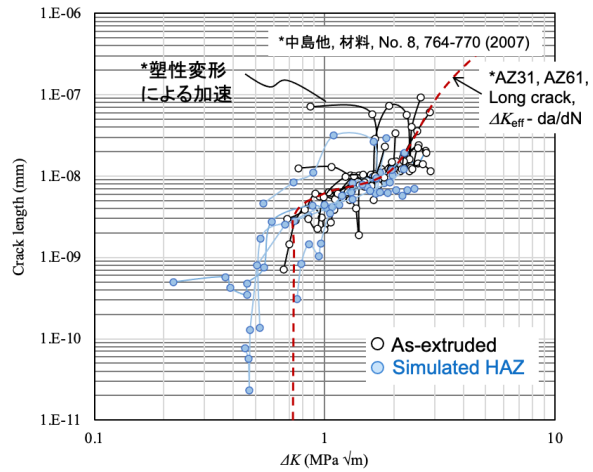
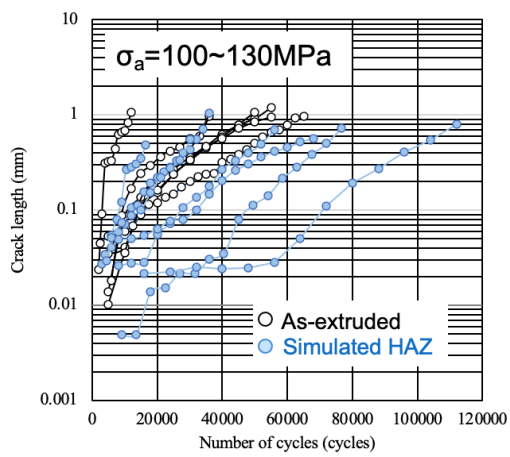


図 3-2.5.8-9 微小疲労き裂の成長曲線と進展速度(AX41 合金)

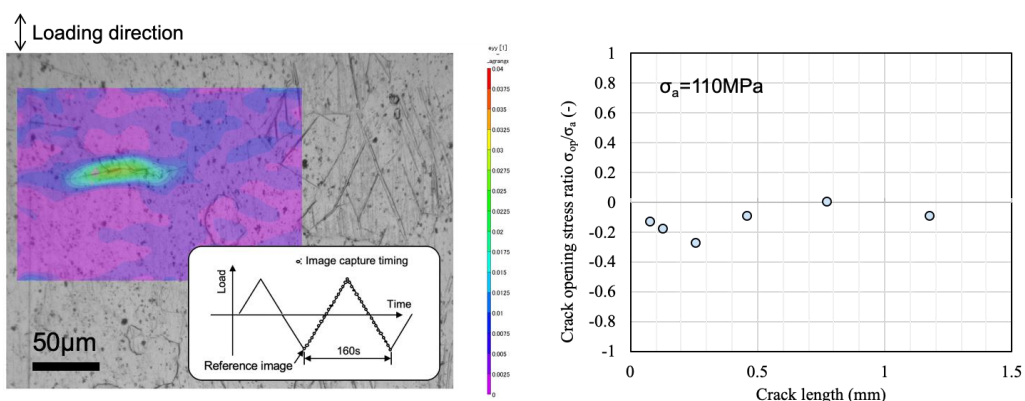


図 3-2.5.8-10 画像相関法により実測した微小き裂の開閉口特性(AX41 合金)



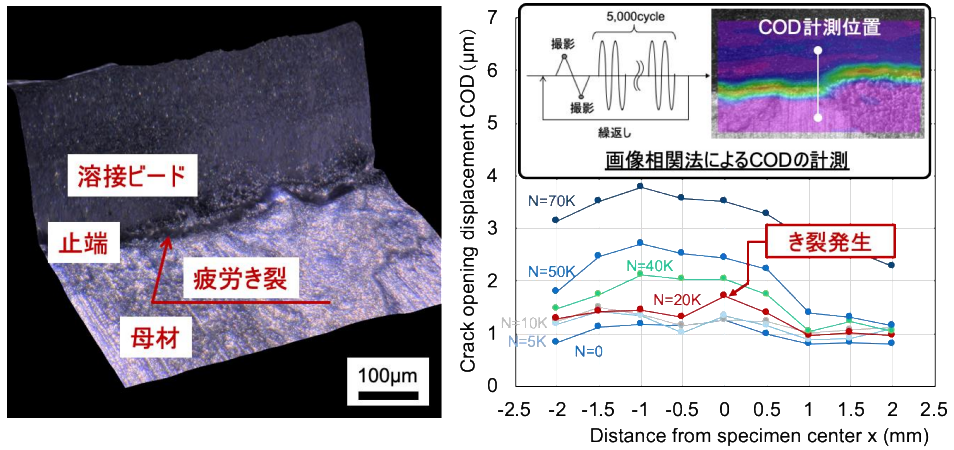


図 3-2.5.8-11 DIC による疲労き裂発生寿命の検出

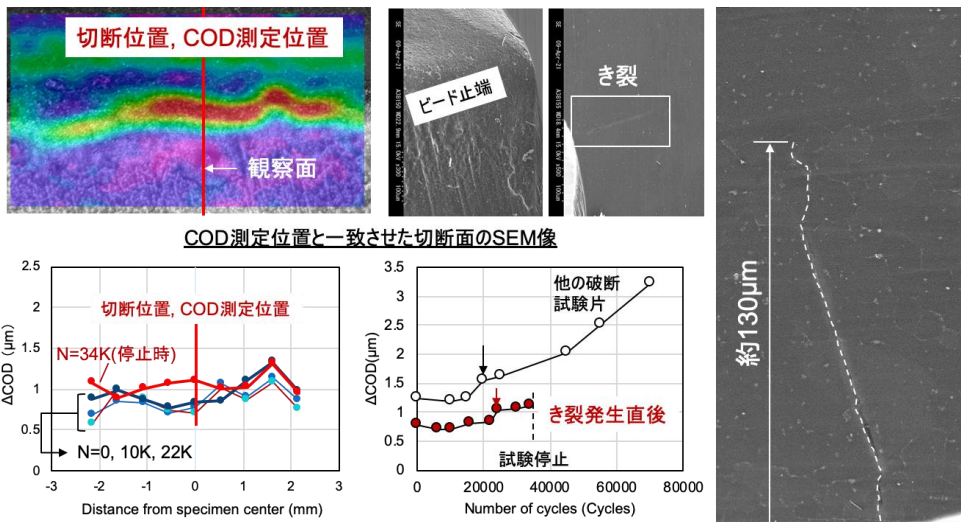


図 3-2.5.8-12 疲労き裂発生直後の縦断面観察

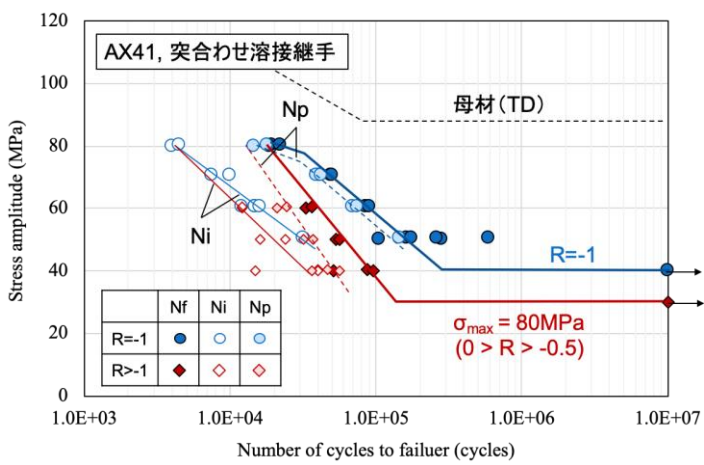


図 3-2.5.8-13 突合せ溶接継手の S-N 線図

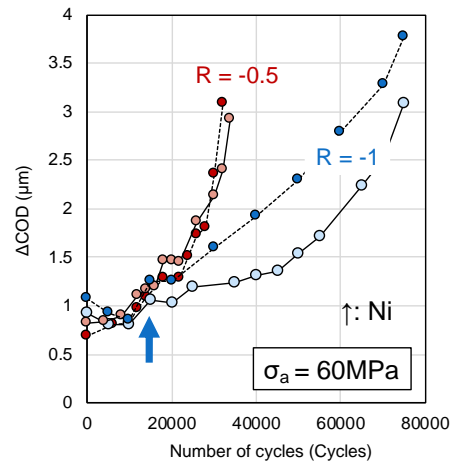


図 3-2.5.8-14 き裂開口変位の変化

### ① - 3 計算モジュールの MI システムへの組み込み及び使い込み【物質・材料研究機構、川崎車両、総合車両製作所】

内閣府 SIP 第一期「革新的構造材料」と第二期「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」による Mint (Materials Integration by Network Technology) システムの開発に合わせて、本テーマの課題①-1 で開発される数値シミュレーションベースのモジュールやワークフローが Mint 上で動作し、ISMA 参画機関が利用できるよう、Mint 開発チームと連携して作業を行った。

2021 年度までは、Mint は NIMS 構内 LAN 上に設置されていたため、ユーザが Mint を利用するためには、NIMS へ来所するか、VPN (仮想プライベートネットワーク) アカウントの発行を受けて NIMS 構内 LAN に接続してからアクセスする必要があった。しかし、VPN は企業ユーザに利用しやすいものではないため、Mint をインターネットから直接接続できるようセキュリティ診断とソフトウェアの更新が行われ、本課題①-3 でも必要な作業を行った結果、2021 年 7 月にインターネットからの接続が可能になった。

インターネット接続が視野に入った 2020 年度からは、Mint の「外部計算資源」利用機能を活用した計算環境の構築にも取り組んだ。従来の Mint では各モジュールの内部で動くソフトウェアやアクセスするデータも全部 NIMS 内の Mint サーバに搭載する必要があったため、次のような問題があった。(1) モジュール内部で利用するソフトウェアが有償または非公開の場合、NIMS が当該ソフトウェアのライセンスを持ち、さらに NIMS 以外のユーザに共同研究者などとして使用権を付与できない限り、Mint サーバに搭載して使用することができない。しかし、そのような利用形態を認めるライセンスは一般的ではない。(2) 本テーマの参画機関が自機関外への持ち出しを禁止しているデータをモジュールから参照できない。(3) 参画機関が所有する高性能または特殊なコンピュータを活用できない。また、高負荷計算を大量実行すると Mint サーバに支障を及ぼす可能性がある。

そこで、SIP 側の Mint 開発チームと連携し、モジュール内で Mint サーバ以外のコンピュータを利用できる「外部計算資源の利用」機能の開発と検証を行った。図 3-2.5.8-15 に外部計算資源を利用するイメージを示す。これは Mint サーバから見れば回部にあるため「外部計算資源」と呼称しているが、本テーマの参画機関のユーザから見れば自機関内のソフトウェアやデータである。

具体的なアクセス方法として SSH (Secure Shell) 接続と WebAPI (Application Program Interface) 接続の 2 種類を整備した。前者は大学のようにリモートアクセスに比較的寛容な機関の資源を利用するケースに適しており、外部計算開始までのオーバーヘッド時間も短い。外部計算機側が SSH 接続を受け入れるようポートを開放する必要があり、これはセキュリティ保護のため機関によっては許容されない可能性がある。一方、後者はポート開放が不要のため、企業のようにリモートアクセスに対し厳格な環境でも利用できる一方、API のポーリング間隔は外部計算開始までのオーバーヘッド時間となってしまう。

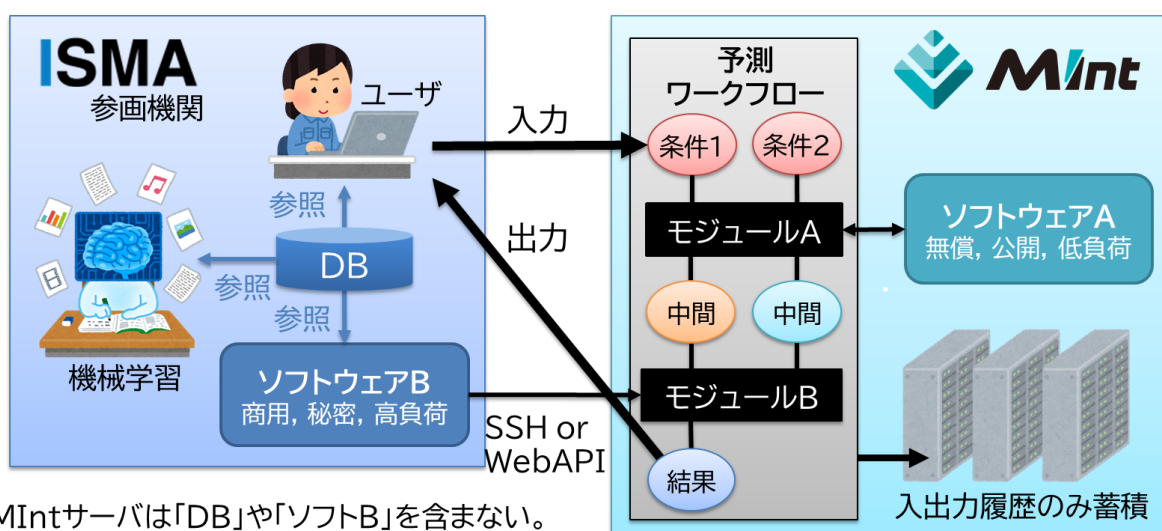
いずれにせよ、これにより商用・秘密・高負荷のソフトウェアを各参画機関が自機関内に保持したまま Mint のワークフローから利用できるようになった。さらに、そ

の自機関内に置かれたソフトウェアから機関外秘のデータにアクセスすることで、データ秘匿に関する問題の大半にも応えられるようになった。

この外部計算資源利用の検証は 2020 年度には Mint のインターネット直接接続ができなかったため擬似的なものに留まっていたが、2021 年度は実際のインターネット環境で検証が行えた。マグネシウムの疲労予測ワークフローは課題①-1 で開発しており Mint には未実装であるため、検証には東京大学榎研で SIP 第 1 期に開発され Mint へ実装済である鋼材の疲労性能予測ワークフローを代替の例題として用いた。この鉄鋼版ワークフローには、東京大学にライセンスされた有償ソフトウェアを利用する部分が含まれているため、この部分を東京大学榎研の計算機で処理するよう改造したモジュール（以下「外部計算モジュール」）を作成し、このモジュールに差し替えたワークフロー（以下「外部計算ワークフロー」）も作成した。この外部計算ワークフローを、有償ソフトウェアのライセンスを所持している東京大学榎研のメンバーが Mint で実行すると、外部計算モジュールに差し掛かったところで、榎研の計算機が自動的に必要なデータを受け取って有償ソフトウェアで処理を行い、結果を Mint に返すことができた。

さらに、将来的なクラウドの利用を想定して、AWS（Amazon Web Service）の仮想計算機も外部計算資源として利用する検証を行った。外部計算の実行環境を AMI（Amazon Machine Image）として準備しておき、外部計算モジュール内で当該 AMI からインスタンス（使い捨ての仮想計算機）を起動できる機能を実装した。

これまでの検証によって、課題①-1 でマグネシウムの疲労性能予測ワークフローが完成したときは、Mint 上で外部計算を含めたワークフローを実行できる準備が整った。



MIntサーバは「DB」や「ソフトB」を含まない。  
内部にアクセスすることもできない。  
ISMA成果のワークフローは、アクセス権を参画機関に限定することも可能。

図 3-2.5.8-15 外部計算機能の活用を含む Mint の利用イメージ

## ②-1 難燃性マグネシウム合金データベースを活用した信頼性予測のためのデザイン設計【産業技術総合研究所、再委託先：東京大学（白岩）】

2つの研究成果を得た。ひとつは、文献データに基づくマグネシウム合金の疲労強度予測であり、もうひとつは①-1において開発された疲労計算モジュールを用いた難燃性マグネシウム合金溶接継手の疲労性能予測である。

文献データに基づくマグネシウム合金の疲労強度予測では、マグネシウム合金の化学組成（Al, Zn, Mn, Ca, Fe, Ni, Cu, Zr）と引張強度、降伏応力、破断伸び、疲労強度（繰返し数  $10^7$  回における強度）の実験データを学術誌に掲載された論文から収集した。使用した文献は、1984～2020年に出版された合計113個の論文である。データのばらつきを抑えるために、強加工材や複雑形状の試験片、多軸疲労試験などを除外し、押出材の軸疲労試験に限定した。力学特性のデータ数は引張強度が最も多く149件であった。一方、疲労強度のデータは48件と少なかった。そこで、比較的データ量の多い引張強度について機械学習モデルを構築し、その結果を転移学習することで、データ数が少ないマグネシウム合金の疲労強度を予測することを検討した。ニューラルネットワークの構造（層数、各層の要素数、活性化関数）はベイズ最適化により決定した。学習には、Levenberg-Marquardt（LM）法にベイズ推定を組み合わせた手法を用いた。転移学習では、最後の隠れ層以外の重み  $\mathbf{w}$  を学習済みの引張強度予測モデルと同じ値に固定した。学習は、疲労強度データを用いてLM法により行った。また比較のため、転移学習せずに、疲労データのみを用いて同じネットワーク構造で学習することも試みた。結果を図3-2.5.8-16に示す。直接学習した場合には、重み  $\mathbf{w}$  やバイアス  $\mathbf{b}$  の数に対してデータ数が少ないために、予測精度が低かった。一方で、学習済みのモデルを用いて転移学習した場合には、予測精度が向上した。したがって、マグネシウム合金の疲労強度予測においても、転移学習が有効であることが示された。さらに、入力となる化学組成を変化させる仮想実験により、各合金成分が疲労強度にどのような影響を与えるか検討した。これらの成果は、新規マグネシウム合金を開発するときに、疲労強度を高速に見積もることができる点で意義がある。

疲労計算モジュールを用いた難燃性マグネシウム合金溶接継手の疲労性能予測では、①-1において開発された疲労寿命計算を繰返し行い、その結果をデータベース化した。得られたデータベースに対して機械学習やマルコフ連鎖モンテカルロ（MCMC）法といった情報学的手法を適用することで、計算コストの高い結晶塑性有限要素解析を行わずに、溶接継手の疲労性能を予測することを試みた。疲労き裂発生予測では、止端形状を考慮したモデル（Model A）と溶接欠陥を考慮したモデル（Model B）について、結晶塑性有限要素解析を行わずに、マクロモデルの有効応力振幅から疲労き裂発生寿命を予測する回帰式を得た（図3-2.5.8-17(a)）。得られた回帰式を用いて、ギャップやオーバーラップといった溶接欠陥が疲労寿命に与える影響を評価した。一例として、難燃性マグネシウム合金AX41の重ね溶接継手について、母材間ギャップを様々に変化させたときの疲労寿命を計算した結果を図3-2.5.8-17(b)に示す。結晶塑性有限要素解析を行わずに、低い計算コストで各条件における疲労寿命を予測することができた。また得られた結果はアルミニウム合金継手のISO規格（ISO 10042:2018）における溶接品質等級と矛盾しないものであった。マグネシウム合金溶

接継手に関する溶接品質等級はあまり整備されていないため、本手法により、難燃性マグネシウム合金溶接継手の各溶接欠陥が疲労性能に与える影響を見積もることができることの意義は大きい。さらにマルコフ連鎖モンテカルロ（MCMC）法を用いて、疲労特性が優れる（または劣る）溶接部形状のデータを人工的に生成することで、止端部形状や溶接欠陥が疲労寿命に与える影響を可視化する手法を提案した。現場で使用する溶接継手には様々な欠陥が導入されうるため、それらが疲労寿命に与える影響を可視化する本手法は、構造体の長期信頼性を確保するために有効である。

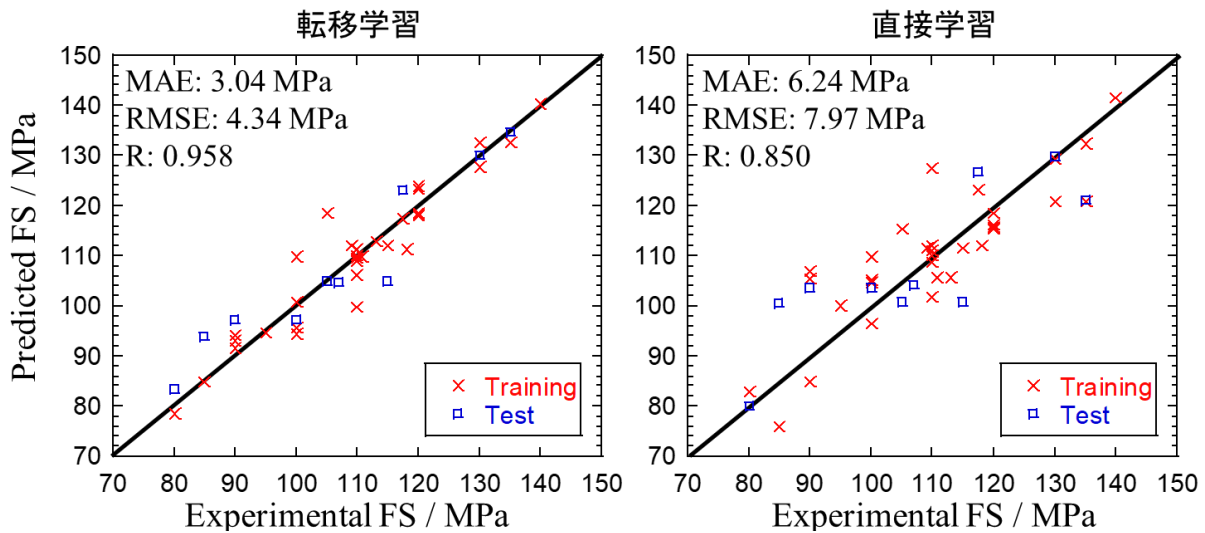


図 3-2.5.8-16 転移学習と直接学習による疲労強度の予測結果

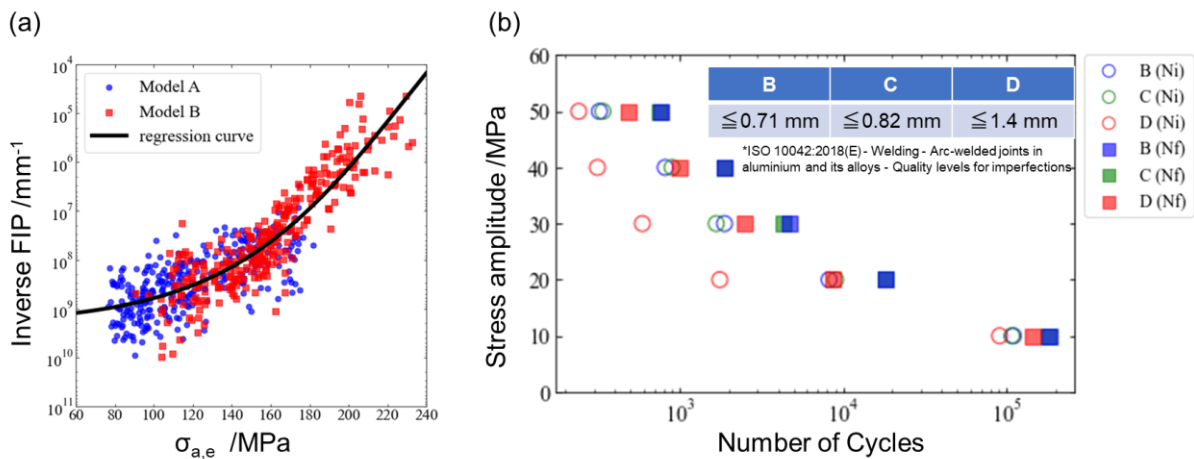


図 3-2.5.8-17 (a)疲労き裂発生予測の回帰曲線（Model A: 止端形状考慮モデル, Model B: アンダーカット考慮モデル）、(b) 重ね溶接継手の母材間ギャップと疲労寿命の関係

②-2 難燃性マグネシウム合金の機械的特性および疲労特性データベース及びモデル式の構築【産業技術総合研究所、物質・材料研究機構、三協立山、権田金属工業、住友電気工業、不二ライトメタル、再委託先：戸畑製作所、長岡技術科学大学（鎌土）】

本サブテーマでは、「革新的マグネシウム材」の研究開発（テーマ 15～20、テーマ 34, 35）で取得してきたデータの紐付け作業を実施した。具体的には、易加工性マグネシウム合金（押出材）および高強度マグネシウム合金（押出材、薄板材、中板材）を開発する過程で得られた材料組成、組織（晶出物分布、結晶粒径、集合組織）、プロセス（材料製造条件）、機械的特性及び疲労特性に関するデータの紐付け作業を実施した。加えて、2018 年度までに未取得であった疲労データについては、新たに本テーマ内で取得を行い、紐付け作業に供した。

紐付け作業にあたっては、テーマ②-7「データベースの MI システムへの組み込み及び使い込み」と連携し、上記の入力値及び出力値を入力するための統合テンプレートを作成した（テンプレートのイメージ図を図 3-2.5.8-18 に示す）。また、理論と経験に基づく特性予測式（機械的特性）を導出するために必要となる情報を収集した。

以下、各分室、再委託先で実施した研究事項を記す。

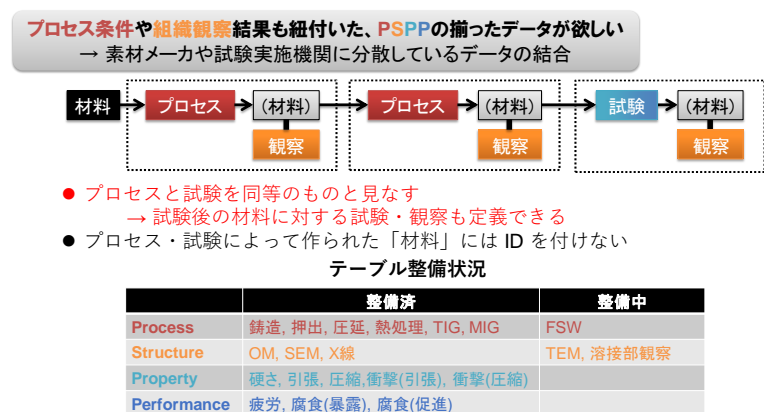


図 3-2.5.8-18 難燃性マグネシウム合金の機械的特性、疲労特性等統合テンプレートの作製状況イメージ図

(1) 産業技術総合研究所

2018～2019 年度は、高強度マグネシウム合金押出材(AX92)、高強度マグネシウム合金中板材(AX81G)の最適組成を導出する上で、ラボレベルで作製した組成及び組織の異なる合金を対象として、組織および機械的特性の紐付け作業を行った。AX92 に関しては異なるプロセス条件（押出温度）で作製した合金のデータを、AX81G に関しては主要元素濃度を変化させて作製した合金のデータを活用した。次に、固溶強化、集合組織強化、結晶粒強化を加味した、難燃性マグネシウム合金展伸材の降伏応力に関する、理論と経験に基づく特性予測式を作製した。また、過去の文献値や実験データを用いて、特性予測式の妥当性を検証した。さらに、AX92 合金および AZX611 合金を対象として、これまでの実施した平面曲げ疲労試験のデータを対象として、組織および疲労特性の紐付け作業を行った。

2020 年度は、2019 年度に続き、産総研で作製したラボデータに関して、組成、組織、機械的特性の紐付け作業を行った。平面曲げ疲労試験に関しては、AX29 合金母材（45°方向）実験データを新たに作製するとともに、各種溶接継手の疲労データについて、MI システムへの打ち込みを実施した。

2021～2022年度は、開発した新規難燃性高強度合金（AX92合金押出材、AX81G圧延材）について、各種MIG溶接接手の平面曲げ疲労特性を評価した。これまでは単純形状の形材（圧延材）の突合せ溶接継手の疲労特性を評価していたが、2021年度はダブルスキン形材のMIG溶接を想定した継手の疲労特性を評価した。そこでは、応力比を0及び-1に設定した際の特性を評価するとともに、溶接の余盛りの有無の影響や、R=0の条件に関しては、溶接余盛りの向きの影響を調査した。

## (2) 物質・材料研究機構

易加工性マグネシウム合金押出材（AX41）のなかでも、種々の形状を有するダブルスキン材について力学特性評価と主に走査電子顕微鏡(SEM)やEBSDによる微細組織解析を行い、本研究開発で作成した統合テンプレートへのデータ入力を実施した。また、これまでのマグネシウム合金押出材に関連する過去の文献を調査し、本プロジェクトによってカバーされていない種々の合金のプロセス条件や組織、特性のデータの注入を完了した。

## (3) 三協立山（株）

2018～2019年度は、易加工性マグネシウム合金押出材（AX41）の各種製造プロセス条件と、作製した押出材の機械的特性の測定結果を抽出し、本研究開発で作成した統合テンプレートへのデータ入力を実施した。そこでは、易加工性マグネシウム合金押出材（AX41）の各種製造プロセス条件と、作製した押出材の機械的特性の測定結果を抽出し、本研究開発で作成した統合テンプレートへのデータ入力を実施した。2019年度は、前記開発合金に加えて、汎用の難燃性マグネシウム合金押出材（AZX611等）の各種製造プロセス条件データの抽出、追加も行った。また、当社製造材を用いて研究開発を行った参画機関がこれまでに得た各種特性データ（接合材の機械的特性データや表面処理材の耐食性データ等）と、当社での製造プロセス条件データとの紐付け作業を進めた。データを格納する統合テンプレートについては、ノウハウとなる機密データと開示可能なデータを明確に定義するフォーマット改良も継続的に実施した。

2020年度は、これまでに取得した押出材の母材および各種溶接材の平面曲げ疲労特性データを対象とし、当該材の製造プロセス条件データとの紐付けを行いながら、統合テンプレートへのデータ入力・追加を行った。また、2019年度に引き続き、当社製造材を用いて研究開発を行った参画機関がこれまでに蓄積した各種特性データ（接合材の機械的特性データや表面処理材の耐食性データ等）と、当社での製造プロセス条件データとの紐付け作業を進めた。データを格納する統合テンプレートについては、つくば千現分室（NIMS）と連携したフォーマット改良も継続して実施した。

2021～2022年度は、実際の高速度車両構体の設計に資する、AX41合金押出材の各種MIG溶接接手の平面曲げ疲労特性データを対象とし、当該材の製造プロセス条件データとの紐付けを行いながら、統合テンプレートへのデータ入力・追加を行った。データを格納する統合テンプレートについては、つくば千現分室（NIMS）と連携したフォーマット改良も継続して実施した。また、自動車用押出合金として開発した高強

度時効硬化型合金に係る製造プロセス条件データについても、統合テンプレートへの入力を追加することにより、機械学習ベースの特性予測の精度向上に繋がるデータベースの整備と充実を図った。

#### (4) 不二ライトメタル（株）、（株）戸畑製作所

2018～2019年度は、データベースおよびモデル式の信頼性および予測精度を強化するため、高強度マグネシウム合金（AX92）を開発する際に取得したプロセス条件について抜け等が確認されていたデータを取得し、データベーステンプレートへの追記を行った。また、2019年度に製作した各種特性調査用板材を押出にて製造した際のデータをテンプレートに追記した。さらに、今後の材料開発における特性予測の向上に繋げるため、開発合金の主要元素量を調整して取得したデータの紐付け作業を行った。

2020年度は、データベースおよびモデル式の信頼性および予測精度を強化するため、高強度マグネシウム合金（AX92）およびそのチューニング合金を開発する際に取得したプロセス条件についてデータを取得し、データベーステンプレートへの追記を行った。また、2020年度に製作した疲労試験片取得用形材を押出にて製造した際のデータをテンプレートに追記した。さらに、疲労試験片取得用形材および連結器取付部材について加熱して荷重をかけることで矯正を行う際にデータを取得した。

2021～2022年度は、データベースおよびモデル式の信頼性および予測精度を強化するため、高強度マグネシウム合金（AX92）およびそのチューニング合金を中心に各種プロセス条件でサンプルを作製した。これらに対して各種試験および評価を行い、データを蓄積した。また、新規の形材も製作し、従来の形材との比較を行った。

#### (5) 権田金属工業（株）

2018～2019年度は、AX81合金および端材や切削粉を用いた鋳造材の特性や成分、圧延加工では圧下率ごとの組織、機械的特性、集合組織データを調査し、加工プロセスと紐づけてデータベーステンプレートへ入力した。実機スケールでは昨年引き続き、幅方向と長さ方向での各圧下率におけるデータを取得しており、製造プロセスのバラツキも考慮した圧延条件や組織及び特性の整理を行う。合金組成が同一でも、ロール速度や1パス当たりの圧下率が異なるだけで組織形態が大きく異なり、室温成形性に及ぼす集合組織の影響が大きいことが分かり、加工プロセスと諸特性についてデータ取得を行った。これまで実施してきた平面曲げ疲労試験結果を対象として、圧延プロセスや組織と疲労特性を紐づけ、データ入力を行った。疲労試験では各分担研への組成入力、鋳造条件入力についても対処した。

2020年度は、2019年度に続き、圧延データおよび材料出荷データとプロセス条件を特性データと紐付けた。平面曲げ疲労試験は、AX81合金母材（45°方向）およびMIG、TIG、FSW継手材の応力比  $R=-1, 0, -0.5$  のデータを入力した。MIG余盛形状データと各部の硬さおよび組織を取得した。AX81合金圧延材では、プロセス途中での特性値の入力を行った結果、幅広化に伴い圧延加工後半で特性低下と予期せぬ組織変化が認められ、加工プロセス改善箇所を入力データから予測した。圧延加工プロセ



スの改善により、テーマ 35 の目標も達成できた。板材を幅広化しても強度と延性を両立できる条件、操業圧延機を用いた幅広化、長尺化を実施した圧延結果および圧延因子を種々組み合わせたプロセスと特性データを入力しデータベースの構築に寄与できた。(2020 年度をもって、本テーマの作業を完了した。)

#### (6) 住友電気工業 (株)

2018 年度は、本プロジェクトで開発合金の組成、プロセス条件、組織データ、引張試験データ等の実験データを整理し、テンプレートへの入力を行った。また、2019 年度は、当該開発合金の疲労強度データを提供し、データベースの充実に寄与した。(2019 年度をもって、本テーマの作業を完了した。)

#### (7) 長岡技術科学大学 (中田先生)

2018～2019 年度において、難燃型 Mg-4Al-1Ca-0.2Mn(AX41 改)に種々の条件で熱処理や鍛造加工、押出し加工を施し、結晶粒径や再結晶率、集合組織の異なる押出し材を作製し、機械的特性に及ぼす組織因子の定量的な関係を調べた。引張降伏強度は再結晶粒径および集合組織に強く依存する。圧縮降伏強度も再結晶粒径に強く依存するものの、集合組織の影響は小さいことを確認した。また、圧縮試験時、粗大な未再結晶粒中に引張双晶が容易に生じることから、未再結晶粒が残留すると圧縮降伏強度は低下し、降伏異方性の原因になることも実証した。以上の実験結果から、難燃型 Mg-4Al-1Ca-0.2Mn(AX41 改)合金押出し材の強度特性改善および降伏異方性の改善には微細かつ均一な結晶組織の創り込みが必要であることがわかった。(2019 年度をもって本テーマの作業を完了した。)

### ②-3 難燃性マグネシウム合金溶接継手の機械的特性および疲労特性モデル式の構築【総合車両製作所、再委託先：木ノ本伸線、大阪公立大学】

様々な条件下における溶接継手の作製を総合車両製作所および木ノ本伸線にて行い、その機械的特性および疲労特性の評価を総合車両製作所および大阪公立大学にて行うことにより、継続してデータを取得した。

また、「革新的マグネシウム材」の研究開発および本研究開発において取得された難燃性マグネシウム合金 MIG (Metal Inert Gas) 溶接継手および TIG (Tungsten Inert Gas) 溶接継手において得られた、溶接条件 (溶接電流、溶接速度等) や母材組成、母材製造条件、溶加材組成などの溶接プロセス、結晶粒径、溶質元素種および濃度、晶出物分布、集合組織、欠陥分布などの継手組織、機械的特性、疲労特性に関するデータの紐付け作業を継続して実施した。

さらに、これまでに収集したデータベースを利用して、機械的特性を予測するための、理論と経験に基づく予測式を導出した。2018 年度は、機械学習による疲労特性予測も実施した。その結果を図 3-2.5.8-19 に示す。得られたデータは高寿命側での誤差が大きかった。これは、疲労試験を  $10^7$  回で打ち切った未破断の試料データを用いたためであると推測されさらなる検討を行った。

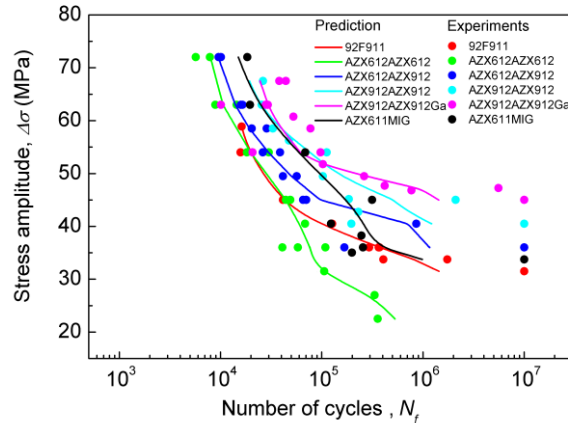


図 3-2.5.8-19 機械学習により予測された Mg 合金  
MIG 溶接継手の疲労寿命予測結果

2019 年度は、MIG 溶接継手の機械的特性について検討を行った。MIG 溶接継手の機械的特性には、母材組成、溶加材組成、溶接電流、溶接速度などの溶接条件、それらに起因する結晶粒径、第 2 相量および分布、ミクロ欠陥などの微細組織、溶質元素固容量などの因子が影響することが明らかになりつつある。そこで、いくつかの因子に着目し、予測式の導出を行った。図 3-2.5.8-20 に母材 AZX912 に対して様々な Al 添加量の溶加材を用いて溶接した MIG 溶接継手の継手強度を示す。溶加材中の Al 濃度が高くなるにつれて強度が上昇し、9%を添加すると強度が低下することがわかる。

Al 濃度 8%までの強度の向上については、次式に示す、固溶強化により説明できる。

$$\sigma_{0.2} = M \frac{3^{2/3}}{4} \left( \frac{1+\nu}{1-\nu} \right)^{4/3} \mu |\varepsilon|^{4/3} c^{2/3} \left( \frac{w}{b} \right)^{1/3} + \sigma_{\text{matrix}} + kd^{-1/2}$$

ここで、 $\sigma_{0.2}$  は 0.2%耐力、 $M$  はテイラー因子、 $\nu$  はポアソン比、 $\mu$  は剛性率、 $\varepsilon$  は溶質原子のミスフィットひずみ、 $c$  は溶質元素濃度、 $w$  は転位と溶質原子の相互作用パラメータ、 $b$  はバーガースベクトルの大きさ、 $\sigma_{\text{matrix}}$  は摩擦応力 (=8MPa)、 $k$  は比例定数 (=220MPa)、 $d$  は結晶粒径である。溶接継手の結晶粒径は 100 $\mu\text{m}$  以上と粗大であることから、継手強度は結晶粒径には大きな影響を受けない。そのため、溶質元素濃度に比例して強度が上昇する。一方、Al 濃度が 9%の場合、強度が低下する。これは、金属間化合物である  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  の晶出に起因するものであると考えている。Al 濃度が 9%になると  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  体積分率が約 4 倍になり、それによって延性および継手強度の低下が生じることが明らかになった。

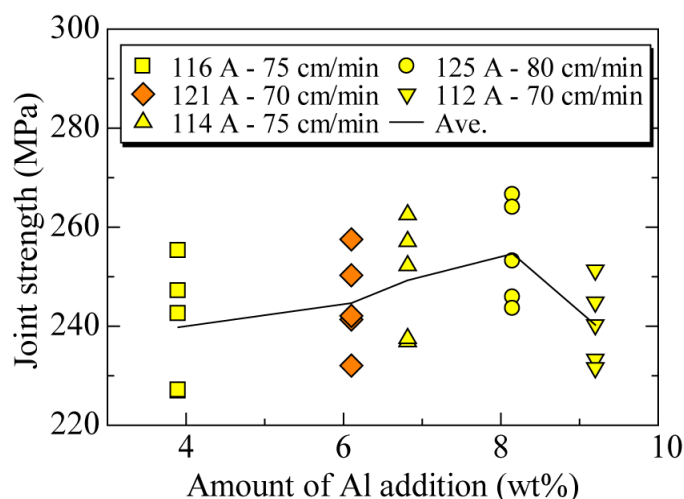


図 3-2.5.8-20 AZX912 MIG 溶接継手の継手強度と溶加材中の Al 濃度の関係

2020 年度は溶接条件と継手強度の関係について、機械学習を用いた妥当性について検証した。図 3-2.5.8-21 に機械学習により予測された溶加材 Al 添加量および入熱量と強度の関係を示す。入熱量が増加すると、グラフのピークすなわち最適な溶加材 Al 添加量は低い方へシフトしていく傾向が確認できる。また、低入熱量 (1.63 kJ/cm) では溶加材アルミニウム添加量 8.5 wt% 付近に強度のピークが存在するが、高入熱量 (2.09 kJ/cm) ではアルミニウム添加量増加とともに強度が減少するようなグラフとなった。この予測から MIG 溶接における溶加材アルミニウム添加量の増加による固溶強化に伴う強度向上は、低入熱量時かつ溶加材アルミニウム添加量が 8.5 wt % 程度までの場合に大きな効果が期待できる強化手法であることがわかる。これは実験結果とも一致している。ピーク以降の強度の低下は晶出物量の増加による強度低下である考えられる。また、入熱量の増加による強度低下が、溶加材アルミニウム添加量が 8 wt% 以上の領域では顕著にみられた。一方、それ未満のアルミニウム添加量では入熱量の影響は小さくなり、アルミニウム添加量 7 wt % 付近で低入熱量 (1.63 kJ/cm) と中入熱量 (1.86 kJ/cm) での差が非常に小さくなる。添加量 4 wt% 付近では低入熱量と中入熱量の違いによる強度の差異があまり見られなくなったが、高入熱量域では大きく強度が低下した。この挙動より、溶加材のアルミニウム添加量が最適な入熱量を決定することが確認できた。この要因として、Mg-Al<sub>2</sub> 元系においてアルミニウムの割合が増加すると融点が低下することが挙げられる。溶加材のアルミニウム添加量の増加は、融点低下に伴う最適入熱量の低下につながると考えられる。

図 3-2.5.8-22 に機械学習による予測値と実験値の比較を示す。各破線は入熱量別の予測値を示す。実験値のうち黒抜きの 4 点はモデルの学習に使用した条件であり、それ以外の 10 点は学習に使用していない条件を示している。この結果をもとに、母材に AZX912 を用いた MIG 溶接においては、入熱量が 1.63 kJ/cm、溶加材 Al 添加量が 8.5 wt% の場合が最適な溶接条件であることが予測された。この条件で実際に作成した試料の引張強度の実験値は 254.6 MPa であった。これは、本研究における AZX912 母材を用いた MIG 溶接継手のなかで最高効率であった。

実験値は、低入熱量時にはアルミニウム添加量が 8 wt%の時にピークをとり、高入熱量時にはアルミニウム添加量の増加に伴い強度が低下する傾向を示した。この実験結果が図 3-2.5.8-20 に示す予測と近い挙動であることから、機械学習の精度に加え、実験的な観点からも本モデルの予測が妥当であることが示された。

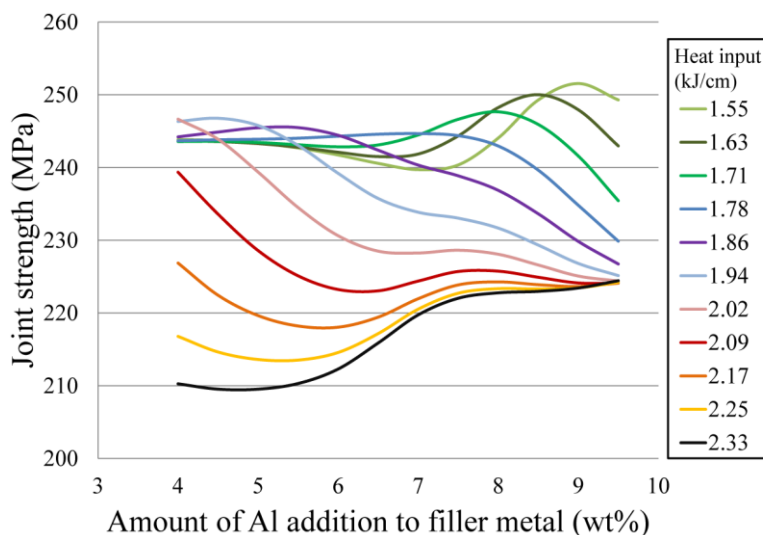


図 3-2.5.8-21 機械学習により予測された溶加材 Al 添加量および入熱量と強度の関係

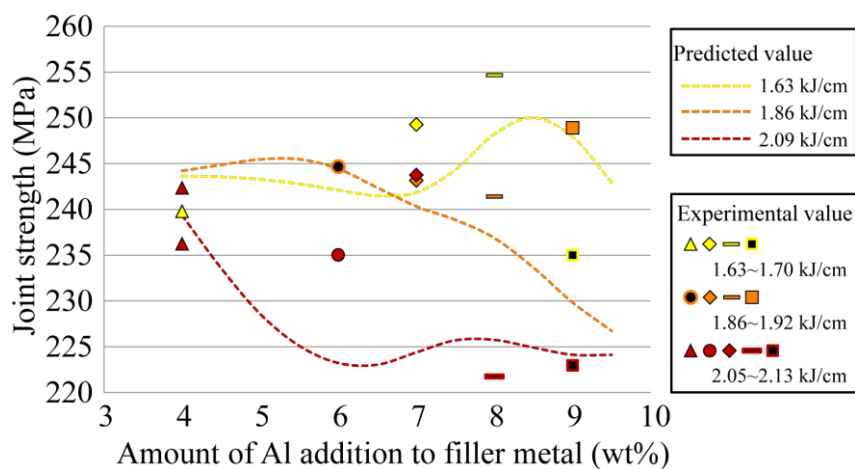


図 3-2.5.8-22 AZX912MIG 溶接継手の継手強度と溶加材中の Al 濃度の関係の機械学習による予測とその検証結果

2021 年度は溶接プロセスによる欠陥形成の変化を示すための分析方法についての検討を行った。これまでに、溶接継手について X 線透過試験を行ってきたが、0.2mm 程度以上の欠陥しか観察できなかった。そこで、分解能を上げた X 線透過試験の拡大撮影を試みた。図 3-2.5.8-23 に結果の一例を示す。分解能を上げた X 線透過試験の拡大撮影により、0.05mm 程度の微小な欠陥が観察可能となった。これにより、破壊の起点となる欠陥の 2 次元座標を明らかにすることができた。さらに、欠陥の奥行き方向の座標を決定するために、3 次元 X 線 CT 試験の条件最適化を行った。図 3-2.5.8-24 に結果の一例を示す。X 線透過試験と 3 次元 X 線

CT 試験により、欠陥の 3 次元座標を特定可能となった。2022 年度はこの結果を用いて、欠陥からのき裂進展挙動を明らかにし、特性予測式に反映した。

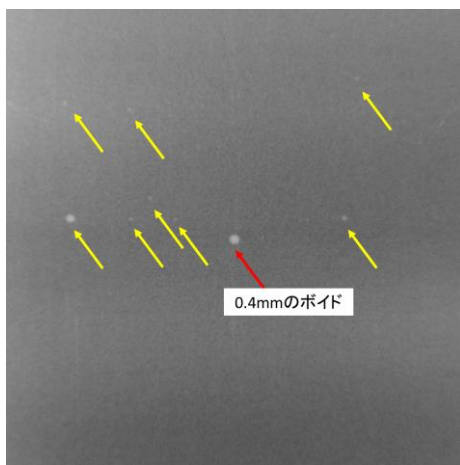


図 3-2.5.8-23 分解能を上げた X 線透過試験の拡大撮影により観察された MIG 溶接体の欠陥

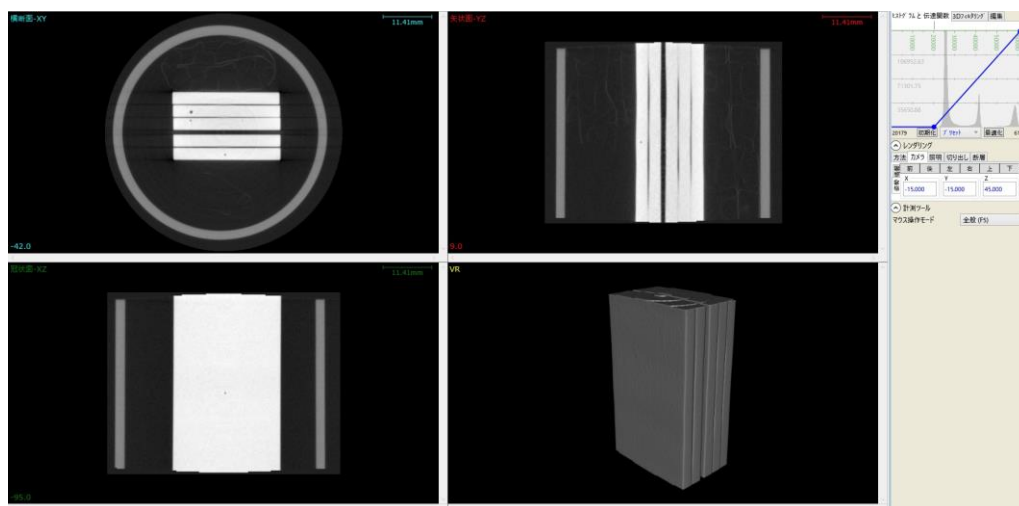


図 3-2.5.8-24 3次元 X 線 CT 試験により観察された MIG 溶接体の欠陥

②-4 難燃性マグネシウム合金母材の耐食性を予測するためのモデル式の構築【産業技術総合研究所、大日本塗料、再委託先：ミリオン化学】

(1) 難燃性マグネシウム合金腐食データベースへの構築

テーマ 60 では、マグネシウムの信頼性を担保するため、屋外大気暴露のデータベースの構築を主体に実施した。ここでは、テーマ 19「難燃性マグネシウム合金の耐食技術の開発」(2014 年度～2017 年度)～テーマ 35「革新的マグネシウム材の鉄道車両への適用技術開発」(2018 年度～2020 年度)で実施してきた暴露試験を、2021 年度以降はテーマ 60 に引き継ぐ形で、長期間に亘る暴露懸架とその評価・解析を実施した。本暴露は、沖縄・銚子、直接・遮蔽の 2 拠点・2 方式で実施した。(暴露試験の詳細仕様はテーマ 19・35 の暴露内容を参考にされたい)

ここでは屋外暴露試験の結果をとりまとめた結果を紹介する。なお、以下の解析は暴露結果(腐食減量・腐食深さ：各 105 データ)を基に進めたものである

始めに、母材の試験結果(1, 3, 5 年(銚子、沖縄))をまとめて上記(図 3-2.5.8-25、3-2.5.8-26)に示す。腐食減量に関しては、いずれの場合も暴露 5 年目にてより大きな値を取った。また 2018 年度に 3 年経過品(テーマ 35)でも報告した様に、合金中の Al 濃度が高くなるにつれて耐食性が向上すること、Ca 添加は全体的に合金の耐食性を低下させることが確認できた。また、直接暴露では沖縄よりも銚子のほうが高い値を示す傾向があることも一致していた。なお暴露方式の差異に関しては、直接暴露下に比べて遮蔽暴露下ではやや少ない傾向にあるものの、AX92 のみ遮蔽暴露下でより大きな値を示した。この要因については、合金中の析出物  $Al_2Ca$  (大きさ、量、分布) と環境との相互作用に依存すると考えられる。なお、比較材として用いた A6N01 アルミニウム合金の腐食減量はマグネシウム合金に比べ小さかった。



図 3-2.5.8-25 腐食減量の評価(沖縄) 上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露

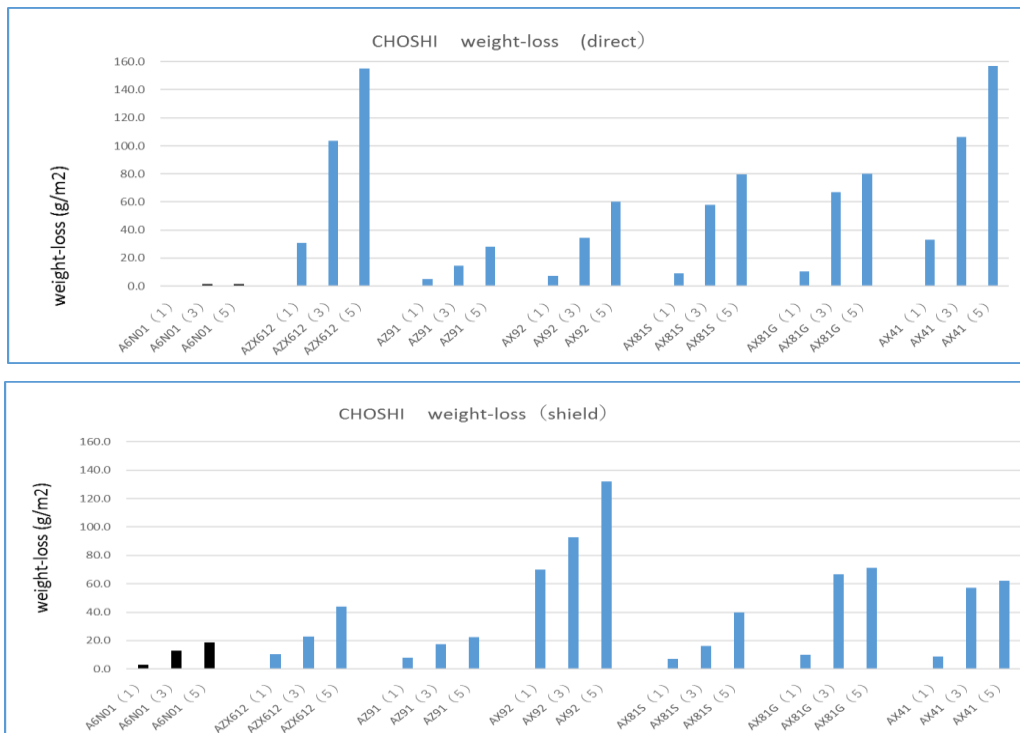


図 3-2.5.8-26 腐食減量の評価（鉋子）上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露

ついで、腐食による強度変化（破壊）等の開始点となり得る「腐食深さ」につき比較評価した（図 3-2.5.8-27、図 3-2.5.8-28）。腐食深さは試験片表面全体を 3D 表面形状計測装置で測定し、最大値 5 点の平均値を用いた。マグネシウムの材質間の差については、腐食減量と同様な傾向が認められた。また直接暴露より遮蔽暴露の方が大きな値を示した。この原因として、遮蔽暴露環境では雨水による洗浄がなく飛来塩分が表面濃縮しやすいためと推察される。表面の塩分が結露を招き、高濃度の塩化物イオンによる局部腐食を誘引したと考えられる。一般にアルミニウム合金は優れた耐食性を示すが、孔食等の局部腐食を招来しやすいことが知られている。本調査においても比較材である A6N01 アルミニウム合金が重量減量では小さな値を示すのに対し、腐食深さではマグネシウム合金と同程度に達していた。この点で Al 濃度が高いマグネシウム合金 (AZ91D, AX92) がアルミニウム合金とやや類似した腐食挙動を示すことは興味深くさらなる調査が望まれる。

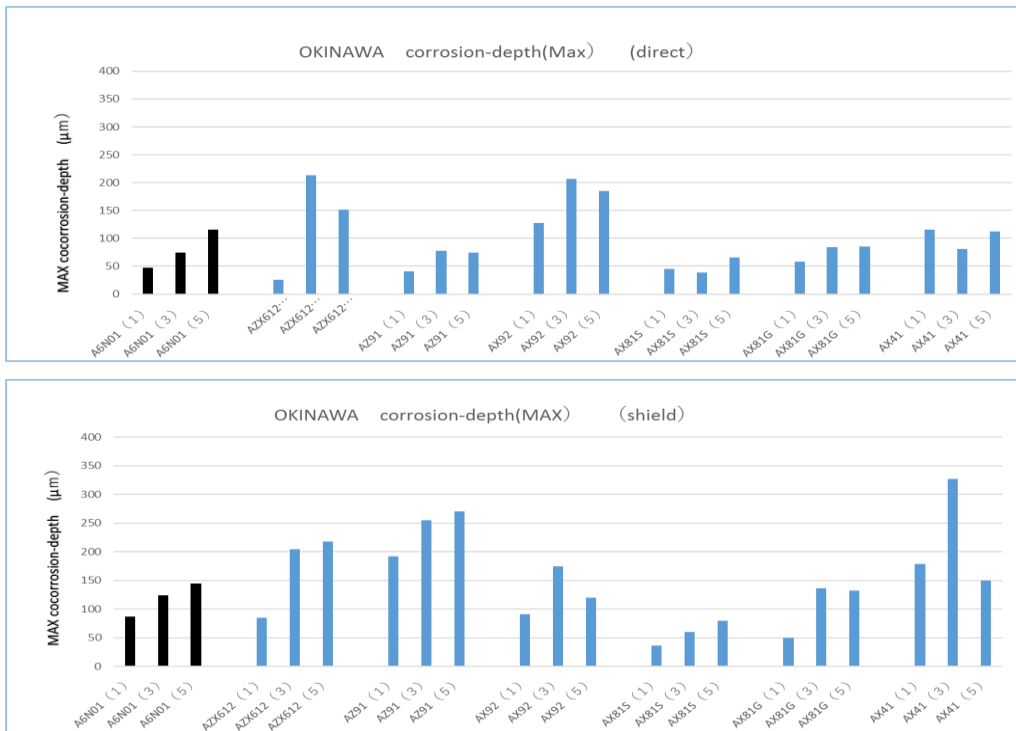


図 3-2.5.8-27 最大孔食深さの評価（沖縄）上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露

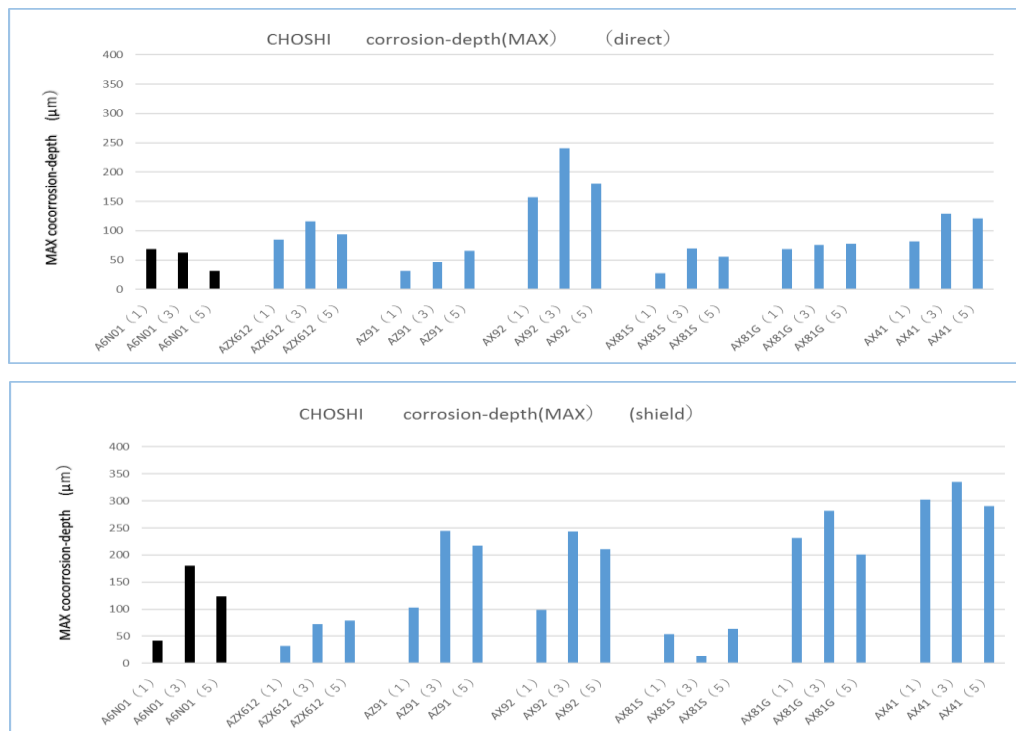


図 3-2.5.8-28 最大孔食深さの評価（銚子）上図：直接暴露、下図：遮蔽暴露

本プロジェクトでは、【接合材】の暴露試験も実施した。接合材に関しては、1年および3年大気暴露したMIG溶接材およびTIG溶接材（余盛り除去）の腐食評価を実施した。従来研究より、溶接部(WZ)および熱影響部(HAZ)は母材(BM)とは異なるマイクロ組織を有し、腐食に影響を与えることが知られている。そこで図 3-2.5.8-29 に示すよ



うに、試験片の 3 か所の腐食深さ測定により溶接部の腐食挙動を評価した。測定には 3D 表面形状測定器(VR-5000:KEYENCE 社製)を用いた。合金組成が左右異なる異材溶接品は反対側も測定した。図 3-2.5.8-30 に結果の一例を示す。表記は、母材/溶加材/母材とし、異材溶接品の場合、母材 1/溶加材/母材 2 の下線部の BM-HAZ-WZ の組み合わせを示す。直接暴露 1 年における腐食深さは多くの場合 50 μm 以下であった。遮蔽暴露の場合、全体的に直接暴露に比べて大きな値を示したが、溶接部 (WZ, HAZ) が母材(BM)に比べて腐食する兆候は認められなかった。

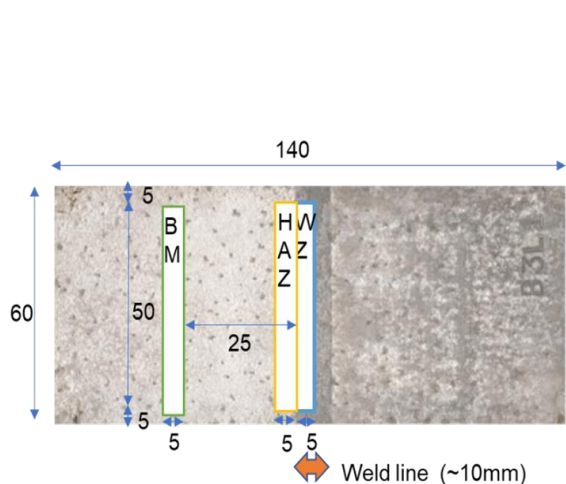


図 3-2.5.8-29 溶接試験片の腐食深さ測定箇所 (単位:mm)

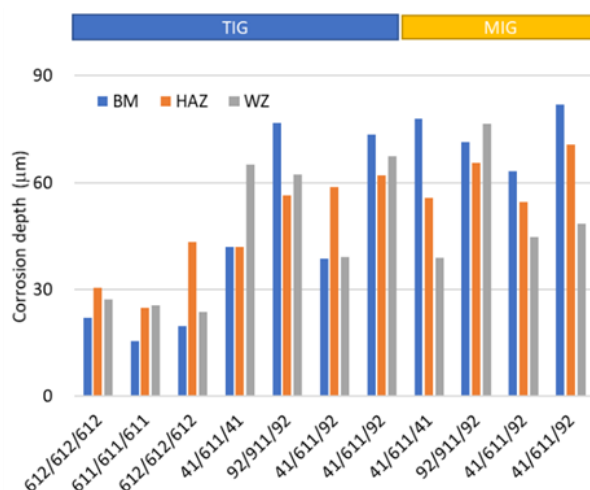


図 3-2.5.8-30 溶接試験片の腐食深さ (銚子 1 年遮蔽暴露)

更に高速車両構体ではダブルスキンと呼ばれる押し出し構造部材(図 3-2.5.8-31)が使用され、その内面腐食が懸念される。よってこちらも暴露評価 (3 年)を実施した。暴露は『端面を封じたもの』『開放系のもの』『一部水抜き穴を設けたもの』について評価を実施した。

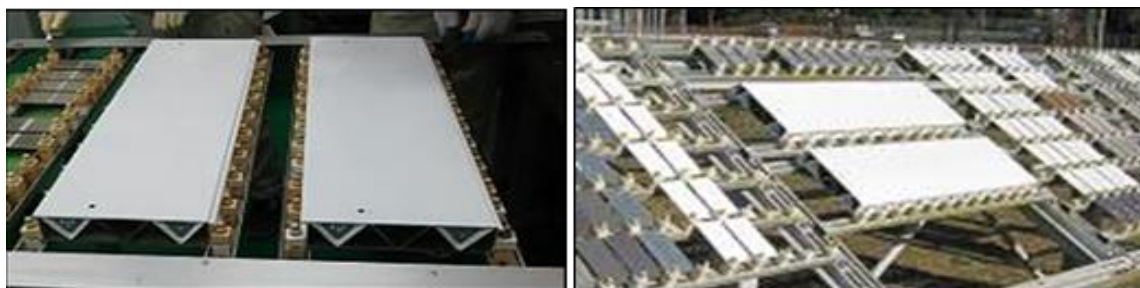
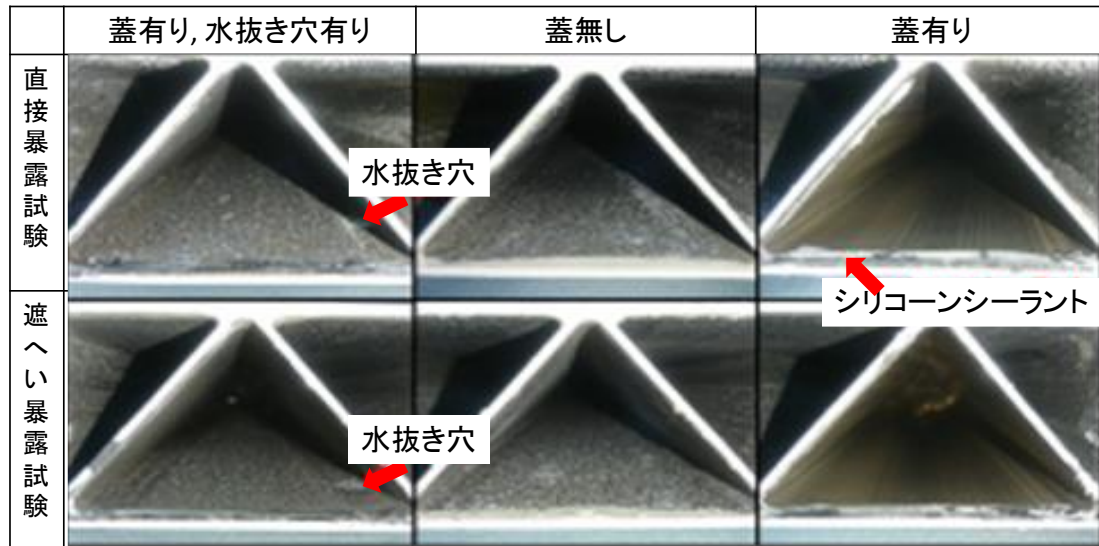


図 3-2.5.8-31 ダブルスキン材の懸架状況

その結果、市販品 (AZX611)、新規開発合金 (AZ41) 共に、雨水が混入する開放系の端部や水抜き穴周囲を除き、著しい腐食は認められなかった。ゆえに、密封状態であれば、雨水や結露による水分の影響を受けない限り、内面腐食は起こりにくいこと

が分かった。(図 3-2.5.8-32)。同時に先行テーマ(19, 30)で実施した腐食機構の解析の如く、「マグネシウムの腐食は水分に大きな影響を受ける」という裏付けも本暴露で確認された。



- ・完全密封状態であれば、腐食は認められない(右図; 蓋有品)
- ・解放系や水抜き穴の周囲には、腐食を確認(左図:蓋有/水抜き穴有・中央図; 解放系)  
 ⇒但し、いずれもトラス深部では(奥に行く程)腐食は認められず

図 3-2.5.8-32 ダブルスキン材の内面腐食状況

【表面処理材(化成処理・塗装)】に関しては、母材別・表面処理仕様別(素材種・化成処理の有無・塗装仕様)・暴露地・暴露方法別に評価を実施した。

特に鉄道車両構体では、用途別に様々な新規開発合金が使用され、その使用環境や部位に応じて塗装仕様も変更となる。具体的には①車両外板に関しては、接合部の凹凸を消すためにパテでの平滑化が必要な為、上塗・下塗以外に『パテ』と外観向上のための『サーフェーサー』が必要となる。②一方、車両外板以外にも「梁」「床板」「底板」部位が存在し、これらは外観(意匠性)や、過剰な工程が不要な為に『パテ』・『サーフェーサー』が不必要な部位も存在する。

よって、それらの塗装仕様につき、屋外大気暴露での評価も実施した。

部位	素材	塗装仕様			
		化成処理	塗 装		
			プライマー	パテ	サフ
外板(表面)	AX41	●	●	●	●
外板(内面)		(○)	●		●
中空型材内部		(○)			
底板(外面)	AX81	●	●		●
底板(裏面)	AX92	(○)	●		
張部		(○)	●		●

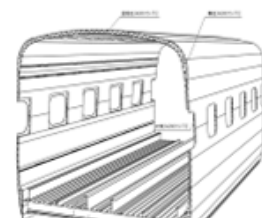


図 3-2.5.8-33 採用部位ごとの想定塗装仕様

その暴露結果につき、以下に示す（表 3-2.5.8-5）。直接風雨にさらされる外板部に  
 関しては、走行時に石跳ね等で素材に達する傷も評価に加える必要がある。そこで予  
 め懸架前にXカットを入れて暴露懸架し、参考として内面部位にも同様な処置を施し  
 暴露を実施した。

表 3-2.5.8-5 各種マグネシウム素材に対する表面処理仕様の暴露結果

素材	表面処理仕様		暴露年数	直接暴露 (外板相当)				遮蔽暴露 (内面相当)				備考	
	化成処理	塗装		一般部		Xカット部		一般部		Xカット部			
				腐食状態	レーテ ィンク	腐食状態	レーテ ィンク	腐食状態	レーテ ィンク	腐食状態	レーテ ィンク		
A X 4 1	有	プライマー+パテ+ サフ+上塗	1年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	車両外装用基本仕様	
			3年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10		
		プライマー +上塗	1年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10		簡易塗装仕様(パテ・サフ抜き)
			3年	腐食なし	10	0.3mm以内 の部分的フクレ	9	腐食なし	10	0.3mm以内の 部分的フクレ	9		
	なし	プライマー+パテ+ サフ+上塗	1年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	参考) 化成処理なし	
			3年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10		
		プライマー +上塗	1年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	参考) 簡易塗装仕様 (化成処理なし パテ・サフ抜き)	
			3年	腐食なし	10	0.3mm以内 の部分的フクレ	9	腐食なし	10	0.3mm以内の 部分的フクレ	8		
A X 81	有	プライマー+上塗	1年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	車両内面用途	
			3年	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10	腐食なし	10		
	無	プライマー+上塗	1年	腐食なし	10	0.3mm以内 の部分的フクレ	8	腐食なし	10	腐食なし	10	車両内面用途 参考)化成処理なし	
			3年	0.3mm以 内の部分	9	0.3mm以内 の部分的フクレ	7	腐食なし	10	0.3mm以内の 部分的フクレ	9		
A X 92	有	プライマー+上塗	1年	腐食なし	10	0.3mm以内 の部分的フクレ	9	腐食なし	10	腐食なし	10	車両内面用途	
			3年	腐食なし	10	0.3mm以内 の部分的フクレ	9	腐食なし	10	0.3mm以内の 部分的フクレ数	7		
	無	プライマー+上塗	1年	腐食なし	10	0.3mm以内 の部分的フクレ	9	0.3mm以内 の部分的フクレ	7	0.5mm以内の 部分的フクレ	6	車両内面用途 参考)化成処理なし	
			3年	腐食なし	10	0.3mm以内 の部分的フクレ	9	0.5mm以内 の部分的フクレ	6	0.5mm以上の 錆フクレ	4		

3年の暴露評価につき目視によるレーティング評価（腐食なし;10点・許容レベル：  
 8点/腐食 NG：7点以下）では、①車両外板部（上表の車両外装用基本仕様欄）につ  
 いては腐食の進行は認められず(評点 10)。②車両内面部（上表の車両内面用途欄）に  
 関しても基本的に異常は認められなかった(評点 10)。但し、簡易塗装や化成処理無  
 し・内面部の傷つき部位は、カット部位より 0.3~0.5mm 程度の糸状腐食および塗膜  
 フクレが発生進行する傾向がある。いずれにせよ、マグネシウムの腐食は電解質(水  
 分)の介在による局部電池による腐食進行であるため皮膜でこの水分を遮断すること  
 が最も重要である。高速車両にて傷の発生が想定される外装部に関しても、問題なき  
 旨を確認した。また簡易塗装や化成処理無し部の評価含めこの様な従来法に基づく  
 目視によるレーティング判定と並行して、図 3-2.5.8-34 に示すような 3D 表面形状測定  
 に基づく定量判定法も考案したこれにより塗膜腐食の客観的かつ迅速評価が可能と  
 なる。従来法による目視判定と良い相関を示した。

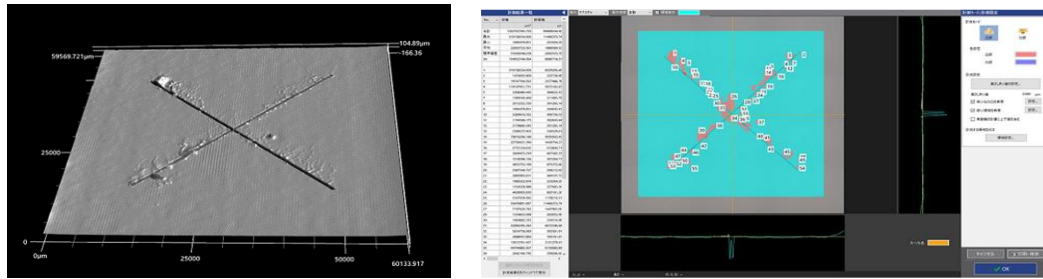


図 3-2.5.8-34 3D 表面形状測定器による塗装試験片 X カット部の腐食解析例

(2) 難燃性マグネシウム合金母材の耐食性を予測するためのモデル式の構築

2018 年度は 1 年間の大気暴露試験で得られた合金素材について、合金成分を説明変数、腐食減量を目的変数とする重回帰分析から腐食速度を予測する手法を提案した。2019 年度は、暴露期間(1, 2, 5 年)と設置場所(銚子、沖縄)を説明変数に加えて重回帰分析を実施した。データの信頼性を高めるために、難燃性マグネシウム合金展伸材の文献値(紺野他、軽金属学会第 131 回秋期大会講演概要、(2018) 253.)を利用した。直接暴露試験の結果を図 3-2.5.8-35 に示す。相関係数  $R^2$  は 0.947 であり、高い精度で予測することができた。

腐食減量より求まる全面腐食とともに局部腐食の挙動も重要な情報である。そこで、腐食試験片(面積  $15 \times 7 \text{ cm}^2$ )の中央部  $5.6 \times 4.2 \text{ cm}^2$  の領域の侵食深さ分布を 3D 表面形状計測装置により測定した。この分布が極値統計における Gumbel 分布に従うと仮定して、試験片の最大侵食深さを求めた。局部腐食の指標として、孔食係数(最大侵食深さと平均の腐食深さの比)が知られている。そこで、図 3-2.5.8-36 に平均の腐食深さと孔食係数の関係を示す。両対数プロットにおいて右下がりの相関が認められ、従来の炭素鋼の結果(谷口他、JAEA-Research, 2009-066 (2009).)と一致することを確認した。

なお、最大侵食深さについても重回帰分析を実施したところ、観測値と予測値の相関係数  $R^2$  は 0.67 であった。2020 年度から、ぬれ指数等の環境パラメタを説明変数に導入することで更なる精度向上の検討を実施した。

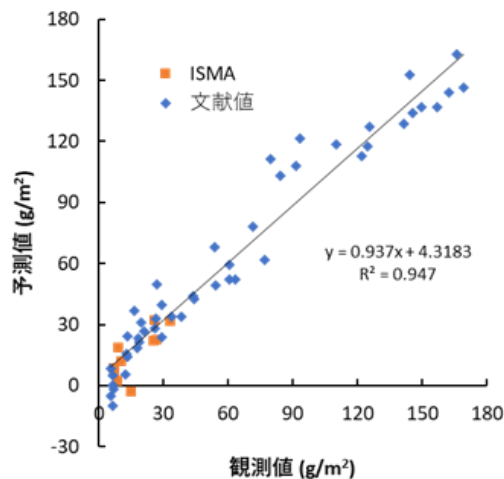


図 3-2.5.8-35 大気暴露したマグネシウム合金母材腐食速度の重回帰分析による予測

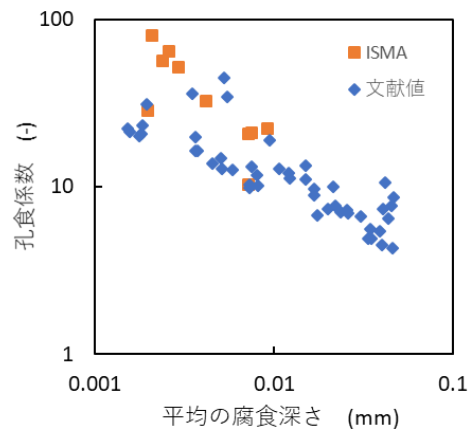


図 3-2.5.8-36 大気暴露したマグネシウム合金母材の平均の腐食深さと孔食係数との関係

2020年度は、母材大気暴露試験1および3年目の重量減量および最大侵食深さを、合金の濃度、環境および暴露時間を説明変数とする重回帰分析により評価した。図 3-2.5.8-37 に直接暴露での重量減量の解析結果を示す。参考値（日本マグネシウム協会実施の1 mm厚さ圧延板の暴露試験結果）も併記した。予測式は次式で与えられる。

$$I_{\text{corr.w}} = -8.54C_{\text{Al}} + 10.43 C_{\text{Zn}} + 4.67C_{\text{Ca}} + 22.41 C_{\text{Mn}} + 28.17\text{Year} + 10.15 \text{Place} + 23.98 \quad (1)$$

ここで  $C_{\text{Al}}$ ,  $C_{\text{Zn}}$ ,  $C_{\text{Ca}}$ ,  $C_{\text{Mn}}$  は各々合金成分 Al, Zn, Ca, Mn の濃度(%), Year は暴露年数、Place は暴露場所（宮古島:0、銚子:1）である。相関係数  $R^2=0.94$  の高い相関が得られた。

続いて図 3-2.5.8-38 に直接暴露での最大侵食深さの解析結果を示す。 $R^2$  は 0.64 に低下している。予測式は(2)式で与えられる。

$$I_{\text{corr.p}} = -0.019 C_{\text{Al}} + 0.0026C_{\text{Zn}} + 0.031C_{\text{Ca}} - 0.41 C_{\text{Mn}} + 0.031\text{Year} - 0.001\text{Place} + 0.2249 \quad (2)$$

目的関数（腐食減量、最大侵食深さ）が異なるため係数自体の比較はできない。そこで比率を比較すると、重量減量の場合は  $C_{\text{Al}}$  の係数絶対値（8.54）は  $C_{\text{Ca}}$  の値（4.67）の約2倍であるが、最大侵食深さでは両者の比率は約0.6に減少している。すなわち局部腐食においては Al 濃度よりも Ca 濃度の影響が大きいことを示唆しており、難燃性マグネシウム合金の腐食メカニズムに由来すると思われる。また上記は直接暴露の結果であるが、遮蔽暴露ではさらに異なる回帰挙動を示した。

より高いモデル式を構築するには、合金成分や環境因子のみならず、成形条件とそれにより得られるマイクロ組織を説明変数に組み込むことが有用と思われる。2022年度には試験片の結晶粒径のデータ取得を進めた。

腐食加速試験については、5%NaCl 浸漬試験、5%NaCl 連続噴霧試験(SST)、サイクル腐食試験(JASO M609)にて得られるマグネシウム合金試験片の重量減量を大気暴露

試験結果と比較解析した。その結果、サイクル腐食試験が遮蔽暴露試験結果と近い傾向を示すことが判明した。予測精度を高めるためのサイクルの選定、直接暴露試験環境を模擬できる加速試験の開発が検討課題として挙げられる。

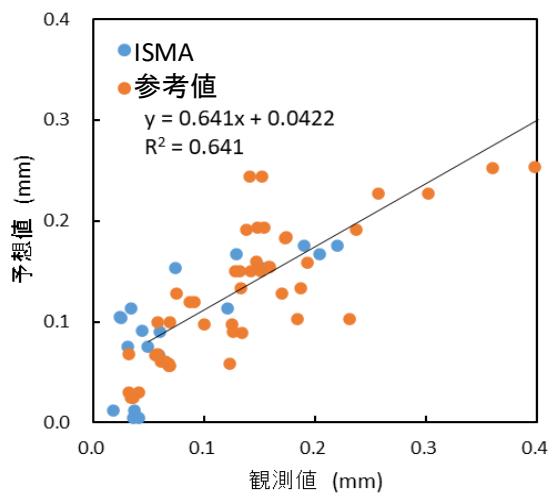


図 3-2.5.8-37 大気暴露したマグネシウム合金母材腐食減少量の重回帰分析による予測

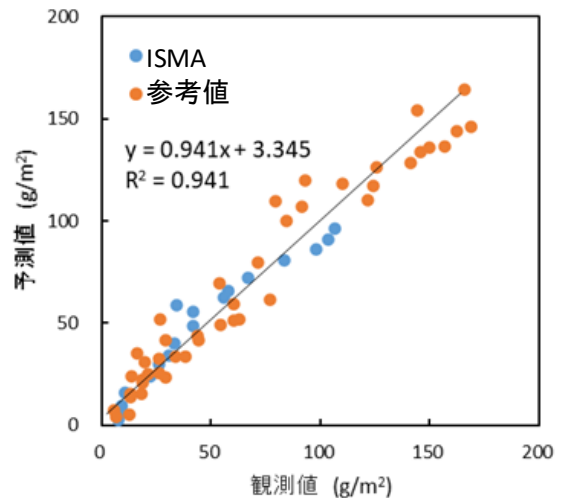


図 3-2.5.8-38 大気暴露したマグネシウム合金母材腐食深さの重回帰分析による予測

## ②-5 マグネシウム合金母材および溶接継手の寿命予測式の構築【産業技術総合研究所、再委託先：九州大学】

マグネシウム合金は、HCP 構造を有することを原因として、BCC もしくは FCC 構造を有する一般的な金属材料とは異なる力学特性を有している。そのため、力学特性が影響する疲労寿命の予測に、一般的な金属材料の知見がそのまま適用出来ない場合が考えられる。マグネシウム合金が有する引張時と圧縮時の材料の挙動が非対称である点を鑑みると、その非対称性が最も影響すると考えられるのは、正負の負荷を受ける、角部を有する溶接継手の疲労寿命である。

溶接継手の疲労寿命における形状因子について検討した。溶接継手止端部を模擬した、各種角度の角部を有する試験片についての疲労試験を実施して、疲労寿命に及ぼす角部そして角部角度の影響について調査した。さらに疲労限度を示した試験片について調査し、疲労限度の物理的な意味を調査した。数値解析を用いて、各種角度の角部を有する構造における応力・(塑性) ひずみ分布を調査した。疲労負荷を受けた試験片の塑性域形状の観察によって、数値解析結果の妥当性を確認した。

図 3-2.5.8-39 に、構築した角部を有する構造体の FEM 解析モデルを示す。角部の要素分割は、事前に弾性解析を行なうことによって、十分に角部の応力特異性が表現可能な程度まで細かくした。このモデルに対して、マグネシウム合金 AZX912 の引張時と圧縮時の応力とひずみの関係を材料特性として入力した。図 3-2.5.8-40 に解析結果を示す。応力-ひずみ線図の非対称性のため、引張と圧縮の非対称性を有する塑性ひ

ずみ分布が生じることが確認できた。一般に疲労負荷によって発生進展する疲労き裂は、塑性誘起き裂閉口現象によって閉口し停留し、その停留限界応力振幅が疲労限度である。閉口現象は塑性域が大であるほど起こりやすいので、マグネシウム合金角部の疲労限度を決定しているのは、塑性域が大であった圧縮側の特性であることを明らかにした。また、引張・圧縮の繰返し負荷によって塑性ひずみがどのように変化するかを明らかにした。

図 3-2.5.8-41 に疲労試験を行なった平面曲げ疲労試験片形状と、得られた結果を示す。応力比は-1 つまり正負の負荷を与えている。段差高さは 0.5 mm および 0.2 mm である。AX41 押し出し板材に対して、圧延 (RD) 方向、および圧延方向と垂直な (TD) 方向を、それぞれ試験片長手方向として試験した。いずれの方向についても  $10^7$  回負荷で非破断を示す、疲労限度を得ることができた。RD 方向の方が TD 方向よりも疲労限度は高かった。この結果は別途実施されている平滑材に対する結果と同じ傾向である。AX41 板材に加え AX92 板材も含めて疲労試験を実施し、段差高さの影響の調査、また停留き裂の形状の観察を実施した。さらに疲労試験によって得た、疲労負荷を受けた試験片の塑性域形状の観察によって、数値解析結果の妥当性を確認した。

得られた試験結果と解析結果を総合して、溶接継手止端部に着目した疲労寿命予測手法を提案した。

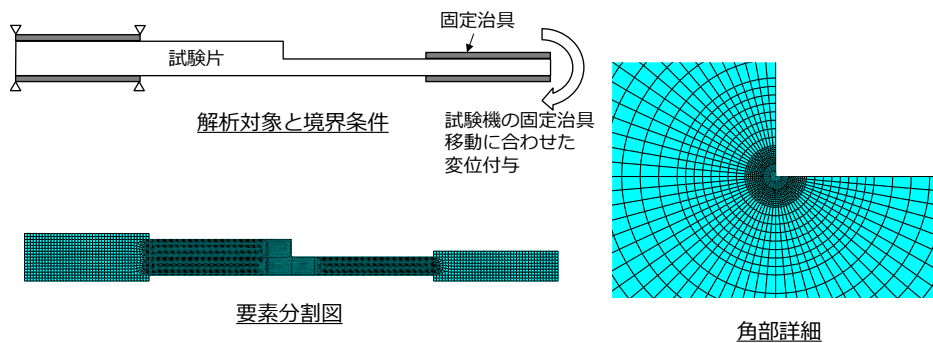


図 3-2.5.8-39 角部を有する構造体の FEM 解析モデル

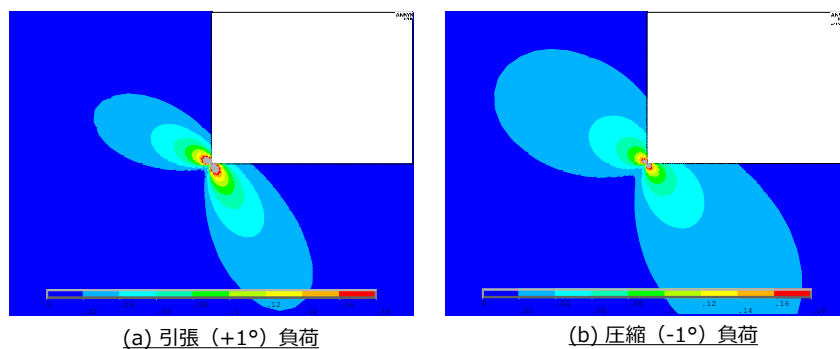


図 3-2.5.8-40 正負の負荷に対する材料挙動の非対称性を考慮した角部における相当塑性ひずみ分布解析結果

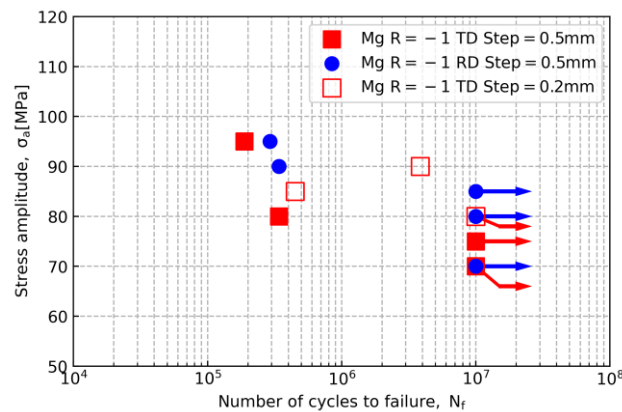
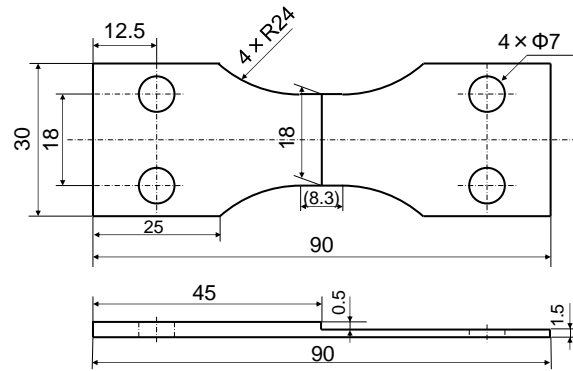


図 3-2.5.8-41 平面曲げ疲労試験片形状と AX41 押出材に対する平面曲げ疲労試験結果

## ②-6 難燃性マグネシウム合金の衝撃特性評価技術開発【産業技術総合研究所、再委託先：神戸大学】

本研究課題では、高い安全・信頼性を有する難燃性マグネシウム合金および継手材の創製を達成するために、衝撃荷重に対する強度および破壊エネルギーを評価する技術を利用して、難燃性マグネシウム合金の高速変形特性を予測するためのデータベース（フォーマット）を構築する。量産試作された難燃性 AZX812 合金圧延材および AZX912 合金押出材に対してスプリット・ホプキンソン棒法に基づく高速引張試験および高速圧縮試験を実施し、圧延材の集合組織および晶出物の分散形態が応力のひずみ速度依存性および荷重方向依存性に及ぼす影響を調査し、幅広いひずみ速度域で適用可能な構成式を導出した。供試材は平均粒径 20  $\mu\text{m}$  程度の等軸結晶粒からなり、AZX912 合金と比較して AZX812 合金の方が弱い底面集合組織からなることが確認された。準静的および高ひずみ速度における圧縮試験の結果、AZX912 合金において TD 方向より RD 方向で流動応力が増加した一方で、AZX812 合金においては、TD、RD 方向で応力-ひずみ関係に大きな差は見られなかった。また、AZX912 合金において確認されたような従来のマグネシウム合金で典型的な高い加工硬化率は AZX812 合金においては確認されなかった。また、引張応力-ひずみ関係について、Johnson-Cook model を修正した構成則により定式化を行った。実験値と修正 Johnson-Cook model による予測値を比較した結果、両者はよい一致を示した。構成式のパラメータを比較した結果、



AZX912 合金に対して AZX812 合金の方が流動応力および加工硬化指数のひずみ速度依存性が低いことが示された。SEM および EDS による観察結果から供試材の内部には  $Al_2Ca$  が多数晶出し、AZX912 合金では押出方向に分断されて点在している一方で、AZX812 合金では結晶粒界近傍に偏在していることを確認した。この分散形態の差異により、AZX912 合金で方向依存性が大きく、AZX812 合金で方向依存性が小さい結果となったことが示唆された。

次に AZX912 合金押出材（母材）および AZX912 合金の継手材に対して高速引張試験および高速圧縮試験を実施し、母材と継手材の集合組織および晶出物の分散形態が機械的特性に及ぼす影響を調査した。母材は平均粒径 20  $\mu m$  程度の等軸結晶粒および押出材に典型的な底面集合組織であることに対して、継手材は平均粒径 80 $\mu m$  程度の粗大粒を有し、底面配向度が低いことが確認された。準静的および高ひずみ速度における引張・圧縮試験の結果、引張および圧縮変形により継手材の方が低い降伏応力を示すが、圧縮降伏応力については母材と継手材の差は比較的小さいことを確認した。圧縮試験において母材では従来のマグネシウム合金で典型的に発現する急峻な加工硬化率が確認されたが、継手材において加工硬化率は比較的小さく、加えて破断ひずみは大きいことが確認された。高速引張試験後の継手材の組織を観察した結果、約 5 $\mu m$  間隔で分散した晶出物および粒界を起点として双晶が進展し、それを別の晶出物が妨げていることも確認した。このことから高体積率で分散する晶出物は疑似的に結晶粒微細化と同様の役割を果たし、継手材の圧縮降伏応力が比較的高い値を示す要因になるものと考えられた。変形組織観察の結果から、AZX912 合金押出材は、加工硬化を起こしやすく、高い流動応力を示すが、不動双晶境界の形成と転位の相互作用がその要因であると考えられた。

## ②-7 データベースの MI システムへの組み込み及び使い込み 【物質・材料研究機構、三協立山、権田金属工業、住友電気工業、不二ライトメタル、大日本塗料、総合車両製作所、川崎重工業、再委託先：川崎車両】

マテリアルズ・インテグレーションでは、構造材料の性能を予測するためにプロセス・組織・特性・性能（Process－Structure－Property－Performance）の連関モデルを考えている。本課題では MI 向けの新たなデータベースとして、この PSPP 連関モデルを意識して、材料に対するプロセスの履歴を追跡できるデータベースを提案し、実際に ISMA「革新的マテリアル材料」テーマで収集され各参画機関に蓄積されていたデータを取り込んで、データベースを整備した。

まず、データ収集に先だってデータ入力に使用するテンプレートを整備した。上記 PSPP モデルに基づいて、材料組成のほか、プロセスとして鑄造・押出・圧延・熱処理・TIG・MIG・FSW、組織観察として光学顕微鏡・SEM・X 線・TEM、特性試験として硬さ・引張・圧縮・衝撃（引張、圧縮）、性能試験として疲労・腐食（暴露試験）・腐食（促進試験）のテンプレートを整備した。テンプレートには、テーマ 60 およびテーマ 35 の参画機関が所有する観察や試験のデータに一般的に含まれる項目を列挙した。データを提供する際は、このテンプレートを踏まえて可能な限り多くの項目を埋めるようお願いしたが、全項目が埋まっていないデータでも受け入れは問題無

く行える。また、テンプレートに含まれない項目を持っているデータは、項目を適宜追加してデータを送付できるものとし、データベースの取り込みに際してデータが失われないようにした。なお、テンプレートは入力作業を容易にするため、一般的な Excel 形式のシートとした。

開発したデータベースの概念図を図 3-2.5.8-42 に示す。材料は組成のみを出発点として、鋳造・押出ないし圧延のプロセス条件、中間の熱処理の条件などが紐付けられている。また、疲労などの試験もプロセスと同等の存在と見なしている。これにより、たとえば「疲労試験後の材料の観察結果」も紐付けできる。溶接材の場合は異材接合や溶加棒の存在も考慮し、複数の材料が合流するような記述も可能である。こうすることで、材料に影響を及ぼしたプロセス条件に関する情報が全て得られるため、本データベースから抽出したデータで機械学習を行えば、プロセス条件や観察結果を説明変数、材料の特性や性能を目的変数として、特性や性能に強く影響した因子を求めることが容易となるように設計されている。

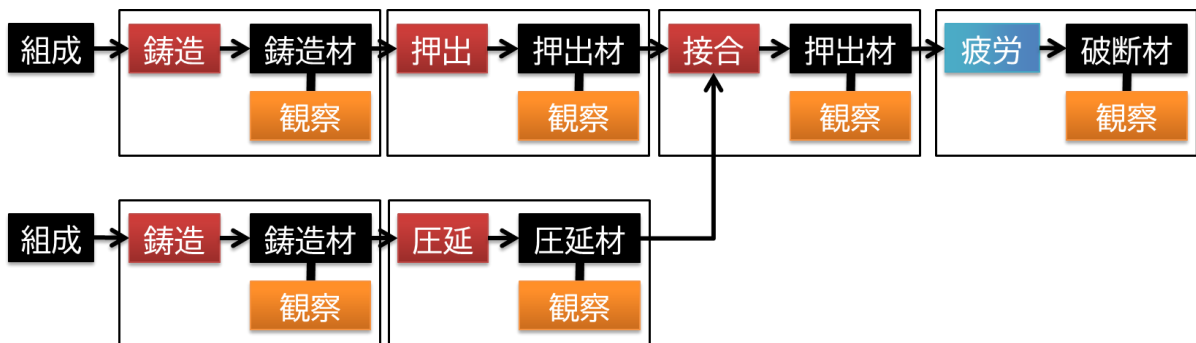


図 3-2.5.8-42 マテリアルズ/インテグレーション向けデータベースの概念図

本データベースは、設計・運用に関する詳細なドキュメントが整備された。これにより、将来的な拡張に際しても対応できるようになっている。また、MInt のインターネット直接アクセス対応（2021 年 7 月）以降は、本データベースはセキュリティを重視してインターネットから直接アクセスできない NIMS 構内 LAN 上の、さらにファイアウォールの内側に配置し、今後ワークフローからデータベースにアクセスする際は、MInt システムの「外部資源利用機能」を使用することとした。（課題①－3 参照）

2020 年度には以降も PSPP の各分野のテンプレート改修、データ収集、データ間の紐付けを行った。テーブルは新たに FSW, TEM テーブルを整備した。また、テンプレートの拡張に対応するために、データベースの設計に必要な改良を行った。また、収集されたデータから MI 向けのデータセットを作成し、課題②-1（東京大学・白岩先生）へデータ提供を行い、プロセス履歴のデータを持っていることで高い予測精度を実現できることを示した。2022 年 2 月時点のデータをテーマ 60 の参画機関に配布した。

2021 年度には、従来手動で行っていた機械学習用データの抽出作業をスクリプト化

した。任意のローカルクライアントで Python スクリプトを実行すると、データベースに接続して機械学習用の TSV ファイルが出力できるようになった。このスクリプトを用いて、課題②-1 向けに非公開データも含むデータベースから機械学習用データを出力させ、東京大学/白岩先生に送付した。本スクリプトは、各参画機関が自社向けのサブセットデータベースに対しても実行できるため、将来的に各参画機関が課題②-1 の成果を利用した機械学習を行うことも容易にするものである。

2022 年度もデータの追加収集を進め、テーマ 60 および 35 の参画機関から疲労・溶接・引張・疲労・衝撃・TIG・TEM・硬さなどのデータの提供を受けた。これらの追加データには従来のテンプレートに含まれない情報があったので、材料・TEM・疲労のテンプレートに項目を追加した。前述の新規受領データに対応するため、データベース本体でも帳票・バッチ定義・永続化ファイルに新規項目に対応させる改修を行った。この改修を経て、新規受領データをデータベースへ取り込む作業を完了させた。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.5.8-6 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2017FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2018FY	1	0	10	0	0	0	0	3	1
2019FY	4	0	23	0	0	0	0	0	1
2020FY	1	0	11	0	0	0	0	2	1
2021FY	1	0	12	0	0	0	0	0	2
2022FY	0	1	0	0	0	0	0	0	2
合計	7	1	56	0	0	0	0	5	7

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.5.8-7 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2018FY	0	0	0
2019FY	0	0	0
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	0
2022FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.5.8.3 参考文献

無し

## 2.6 研究開発項目⑥「革新鋼板の開発」

### 2.6.1 [テーマ番号 2 2]「残留 $\gamma$ 高度制御革新鋼板の開発」(2014 年度～2018 年度)

[テーマ番号 0 2]「残留 $\gamma$  相制御中高炭素鋼板の異種・同種材料接合技術の開発」のうち「⑨接合性に優れる残留 $\gamma$  高度制御革新鋼板の開発」および「⑩残留 $\gamma$  高度制御のための指導原理の導出」  
(2019 年度)

#### 2.6.1.1 テーマの概要

##### (1)背景と目的

鉄鋼材料では、車両軽量化に向けて薄肉軽量化と衝突エネルギー吸収性の両立を可能にする高強度・高延性化が求められている。超高強度化・高延性化のために、低合金鋼で TRIP(Transformation Induced Plasticity)効果を活用した TRIP 鋼が開発された<sup>1)2)</sup>。また、2000 年頃には Mn 量を 30%程度添加した TWIP 鋼が開発された。ただ、TWIP 鋼はレアメタルである Mn を多量添加しており、製造プロセスで有害なヒューム発生等の安全面に係る問題やレアメタル多用の面から採用は限定的となっている。

そのため、レアメタルの使用量を抑えながら高延性化する技術開発に取り組まれている。ここでは、高強度組織であるベイナイトやマルテンサイトを母相として、高延性組織である残留 $\gamma$ を多量に存在させることが基本思想となっており、具体的な研究事例としては、Mn 量を 5～10%にした中 Mn 鋼<sup>3)</sup>や、ベイナイト鋼<sup>4)</sup>や Q&P (Quench & Partitioning)鋼<sup>5)</sup>などが提案されている。こういった取組みで強度・延性の向上が実現されつつあるが、自動車部品への適用範囲を拡大し、軽量化効果を最大化させるためには、更なる強度・延性バランス向上が必要となる。

そこで、本研究項目では、炭素量 0.4%以上の中高炭素鋼を活用しつつ、TRIP 効果を最大化させることができる新しい材料設計指針として残留 $\gamma$ の安定度分布制御技術を構築するとともに、その組織制御技術構築を実現するための各種評価技術を開発し、最終目標として強度 1.5GPa、伸び 20%の革新鋼板を創出することを目的とする。

##### (2)目標値

CO<sub>2</sub> 排出量低減を最終の狙いとした全体取組みの中における本研究開発の位置付けは、燃費低減のための自動車の軽量化の実現につながる鋼材の高度評価技術の開発と、その評価技術を活用した画期的な超高強度・超高延性材料の創出である。

目標としては、プロジェクト開始当初は、引張強度 1.2GPa 伸び 15%を 2015 年度の間目標とした後、引張強度 1.5GPa で伸び 15%達成を 2017 年度の第 2 中間目標、引張強度 1.5GPa で伸び 20%達成を 2022 年度の最終目標としていたが、研究開発を進める中で前倒しで研究が進捗したため、プロジェクト途中で目標を見直し、2017 年度の第 2 中間目標を引張強度 1.5GPa、伸び 20%以上、2020 年度の第 3 中間目標を引張強度 1.5GPa、伸び 20%以上で、汎用鋼と同等の耐食性と水素脆性を目指すとした。

また、解析・評価技術については、2015 年度の第 1 中間目標を炭素定量下限 30ppm、2017 年度の第 2 中間目標を鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術の確立、第 3 中間目標を空間分解能 200nm 以下、濃度分解能 0.1mass%以下とした。

表 3-2.6.1-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第1中間目標 (2015年度末)	第2中間目標 (2017年度末)	第3中間目標 (2020年度末)	最終目標 (2022年度末)
①残留 $\gamma$ 高度制御による高強度・高延性化技術の開発 (2014～2019年度)	炭素量 0.4%以上、Mn 量 10%未満で強度 1.2GPa 以上、伸び 15%以上	・レアメタル添加量：10wt%未満 ・引張強度：1.5GPa 以上 ・伸び：20%以上	レアメタル添加量：10wt%未満、引張強度：1.5GPa 以上、伸び：20%以上の開発鋼において、汎用鋼（590MPa～980MPa 級）と同等の耐食性と水素脆性を目指す (2019年度)	
②残留 $\gamma$ 高度制御のための指導原理の導出【東北大（古原）】 (2014～2019年度)	残留 $\gamma$ の炭素濃度の決定メカニズムを熱力学的に明らかにする。また、残留 $\gamma$ 中の炭素濃度と安定度の関係をデータベース化する。	炭素濃度不均一分布および残留 $\gamma$ 周囲のベイナイトの結晶学的特徴と変形時の残留 $\gamma$ の安定性との関係を明確化する。	変形に対する残留 $\gamma$ の安定性と残留 $\gamma$ サイズ、形態の関係を明確化する。 (2019年度)	
③残留 $\gamma$ 高度制御のための熱力学データベースの再構築【物質・材料研究機構】 (2014～2017年度)	Fe-C-Si-Mn4 元系合金での平衡状態図を妥当に算出するために必要なデータベースを構築する。	FE-EPMA を用いて残留 $\gamma$ のC濃度を定量分析し、Fe-C-Si-Mn4 元系合金の残留 $\gamma$ 中へのCの濃化挙動と残留 $\gamma$ 生成の予測モデルを構築する。		
④微小領域における残留 $\gamma$ の形態・炭素濃度分布の評価・解析技術の構築 (2014～2019年度)	炭素定量下限 30ppm 以下を可能とする解析評価技術の開発	・鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術の確立	・鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術において、空間分解能：200nm 以下、濃度分解能：0.1mass%を目指す (2019年度)	

⑤中性子を活用した大領域統計的解析手法の開発【北海道大学】 (2014～2015年度)	ブラッグエッジ回折および小角散乱測定の解析精度向上のため S/N 比向上装置の導入を行う。			
⑥中性子を活用した革新鋼板の大領域統計的解析【北海道大学】 (2016～2017年度)		小角散乱とブラッグエッジ測定の同時測定により炭素の分布状態と残留 $\gamma$ 相の分配状態との同時測定への発展を図る。		

### (3)全体計画

2014年度までに1.2GPa級鋼で伸び25%を達成、その知見を元に各種方策を用いて残留 $\gamma$ 安定度制御策を行い、強度・延性バランスの向上の実現について検討を行った。

2015年度は1.2GPa級鋼での特性向上メカニズムに関する仮説の検証を行い、中高炭素鋼の特性向上について考え方を構築する。また、ここまでに得られた知見を元に1.5GPa級鋼での特性向上策を導出した。

2017年度までに0.4C鋼にマイクロアロイを併用することで、強度-伸びバランスに加え、穴広げ率を向上できることを見出した。

2018年度からは1.5GPa 20%の革新鋼板について、実用化する際の課題となる水素脆化に関する対策技術の検討を行うことで、革新鋼板の実用化を促進させるための技術開発を進めた。

2019年度までに1.5GPa級革新鋼板を対象にJIS Z3140相当の引張せん断強度、十字引張強度を確保するための鋼板側での改善技術を開発を進めた。

### (4)実施体制

実施体制をまとめたものを図 3-2.6.1-1 に示す。

実施体制としては、分担研である神戸製鋼所が、材料特性向上に必要な材料設計指針の導出に取り組んだ。ここで明確化した理想組織を実現するための要素技術として、熱力学データベースの見直しを2014年度は東北大学、2015年度～2018年度にNIMSに再委託した。また、ベイナイト変態に伴う残留 $\gamma$ 制御形成挙動の明確化を2014年度から2018年度の間、東北大学に再委託して技術開発を進めた。

また、解析技術としては、中性子を活用したマクロな組織解析技術を2014年度～2015年度にかけて北海道大学への再委託で実施すると共に、微視組織の解析技術については分担研自身で実施するような形で取り組んだ。

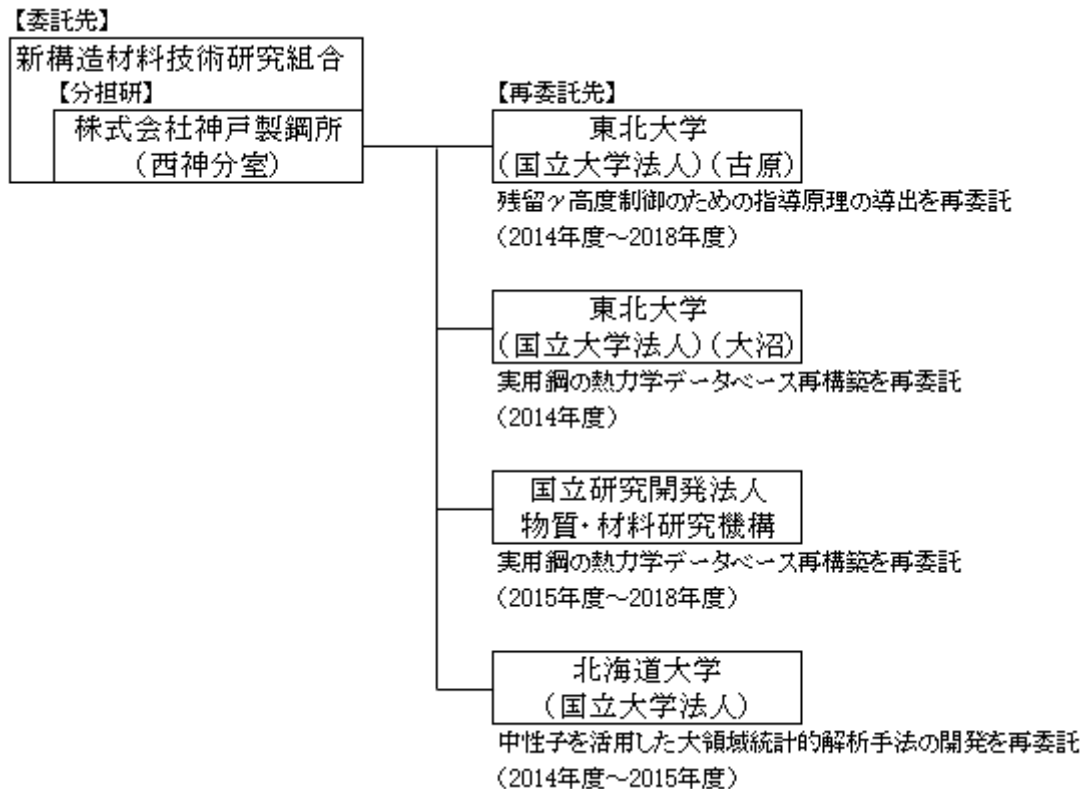


図 3-2.6.1-1 研究開発体制

#### (5) 運営管理

再委託先とは年3～5回の会議を行うことで進捗管理ならびに開発技術の分担研への取り込みを図った。再委託先で得られた知見は、材料開発にフィードバックして材料開発を促進できた。また、再委託先にて開発鋼の組織解析を実施し、材料開発の方向性を見直しによる目標早期達成に寄与させることができた。

#### (6) 実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

革新鋼板開発では最終目標を達成させることにより、各種自動車部品への適用が可能となることが期待される。その際の軽量化効果は、現在の車体重量に対して、10%程度の軽量化効果が期待される。

売上については、国内の全汎用車を対象とすると約1000億円/年のマーケット創出が期待できる。神戸製鋼所では約30%の約30万t/年、約30億円/年の売上が期待される。CO<sub>2</sub>削減という観点では、車体重量約40kgの削減で約0.2kg/Lの燃費改善が期待される。そのCO<sub>2</sub>削減効果は約2g/kmとなるため、鋼板開発全体で約14万t/年、神戸製鋼として約4万t/年のCO<sub>2</sub>削減効果が期待される。



## 2.6.1.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.6.1-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
①残留 $\gamma$ 高度制御による高強度・高延性化技術の開発	炭素濃度 0.4%以上、Mn 量 10%未満で強度 1.5GPa 以上、伸び 20%以上、水素添加時の破断強度が 980MPa 級同等以上 (2019 年度)	TS-EL 目標達成材の残留 $\gamma$ を安定化することで、成形を想定した加工後に水素添加時の破断強度を 1345MPa まで向上できることを示した。 さらにその知見を元に実スケールの革新鋼板を試作した。	○	
②残留 $\gamma$ 高度制御のための指導原理の導出【東北大(古原)】	各種因子を変化させた残留 $\gamma$ の性質を調査し安定性に及ぼす残留 $\gamma$ サイズや形態の影響を明らかにする (2019 年度)	残留 $\gamma$ の形態を変化させた材料を変形させて、その安定性にサイズ、形態が影響することを示した。	○	
③残留 $\gamma$ 高度制御のための熱力学データベースの再構築【物質・材料研究機構】	Fe-C-Si-Mn4 元系合金での平衡状態図を妥当に算出するために必要なデータベースを構築する。(2019 年度)	残留 $\gamma$ の形態を変化させた材料を変形させて、その安定性にサイズ、形態が影響することを示した。	○	
④微小領域における残留 $\gamma$ の形態・炭素濃度分布の評価・解析技術の構築	鋼中のヘテロ構造と軽元素の空間相関評価技術において、空間分解能：200nm 以下、濃度分解能：0.1mass% を目指す (2019 年度)	走査型電子顕微鏡にコンタミン除去装置であるガスクラスターイオン銃を併設すると共に軽元素分析に有効な軟X線分光分析装置を活用することで空間分解能 134nm を達成した。	○	
⑤中性子を活用した大領域統計的解析手法の開発【北海道大学】	ブラッグエッジ回折、小角散乱測定 of 解析精度向上のため S/N 比向上装置を導入する。 (2015 年度)	面間隔の 2 倍に相当する波長位置でピーク出現する波長微分法により炭素濃度解析が実現しうることを示した。	○	

⑥中性子を活用した革新鋼板の大領域統計的解析【北海道大学】	小角散乱とブラッグエッジ測定の同時測定により炭素の分布状態と残留 $\gamma$ 相の分配状態との同時測定への発展を図る。 (2017年度)	革新鋼板中の炭素濃度解析を想定したモデル合金を用いて、炭素濃度の高精度解析のための測定条件を検討し、デカップルド型モデレータを用いることで分解能向上可能なことを示した。	○	
-------------------------------	--	--	---	--

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### ① 残留 $\gamma$ 高度制御による高強度・高延性化技術の開発

本項目では、中高炭素鋼革新鋼板で西神分室が目標達成のコンセプトとして提案した、残留 $\gamma$ の高度制御、具体的には残留 $\gamma$ の安定度分布制御の可能性について、2015年度の間目標である強度 1.2GPa、伸び 15%を狙いとして検討した。

ベイナイト変態中のオーステナイトへの炭素濃化挙動を考慮すると、変態進行が滞留する際に、オーステナイト/ベイナイト界面に炭素濃度の高い領域が形成され、炭素濃度の分布、ひいては残留 $\gamma$ の安定度分布が生じうる。そこで、中高炭素鋼 (0.4C-1.5Si-2.0Mn) を 850°Cに均熱し、その後、ベイナイト変態が途中段階となる 400°C×600s の保持を施して冷却し、残留 $\gamma$ 中の炭素濃度分布、つまりは安定度分布の拡大を図った。この時、900°C均熱後、400°C×1800s 保持したものと、残留 $\gamma$ の状態と強度-伸びバランスを比較した。その結果、X線回折で(113) $\gamma$ 面の回折ピークを炭素濃度の違いとして残留 $\gamma$ 中の炭素濃度分布を解析した結果、**図 3-2.6.1-2**に示すように残留 $\gamma$ 中の炭素濃度分布を拡大させることができた。

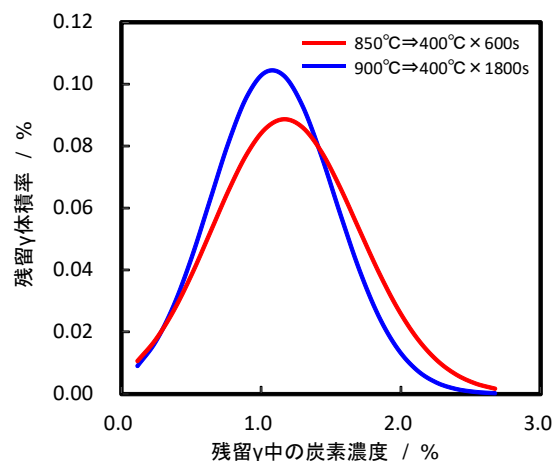


図 3-2.6.1-2 残留 $\gamma$ 中の炭素濃度分布の変化

この炭素濃度分布制御で加工硬化挙動が歪後期まで拡大し (**図 3-2.6.1-3**)、強度 1.24GPa、伸び 23.8%から、強度 1.24GPa 伸び 26.6%と約 3%の伸び向上を実現でき、

中間目標を大幅に凌駕できた。以上の結果から、炭素量増加と炭素濃度分布制御という強度・延性バランス向上可能な残留 $\gamma$ 高度制御技術を構築でき、中間目標を大幅に超過達成できた。

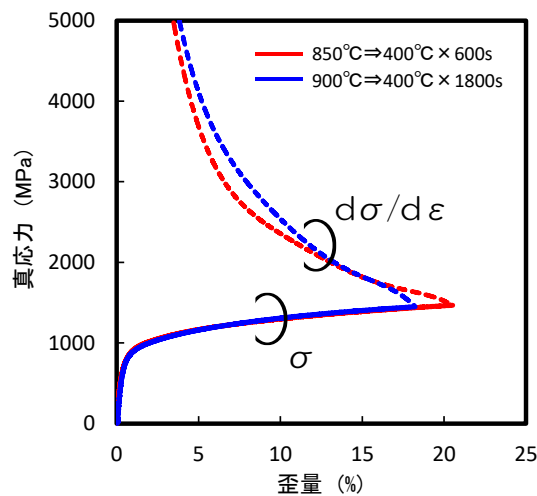


図 3-2.6.1-3 流動応力 ( $\sigma$ ) および加工硬化率 ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) におよぼす熱処理条件の影響

更に 1.5GPa 級での強度 - 延性バランス向上に関して検討した。高 C 系材料での 1.5GPa 級鋼での延性改善策として Q&P 鋼が提案されている。これの思想に対して更なる特性向上の可能性について検討した。

また、自動車用材料については、強度、伸びだけでなく、伸びフランジ性と呼ばれる端面での変形特性も同時に必要となることがある。伸びフランジ性は、穴広げ率という JIS Z 2256 で規定された穴広げ試験により求められるパラメータを用いて評価され、一般に伸びと同じく高強度化するほど低下する傾向にある。また、同一強度では、伸びと背反する特性であることが知られている。そのため、高強度かつ高伸びの鋼板では穴広げ率が低位にあることが懸念される。そこで、2016 年度以降は強度と伸びに穴広げ率も考慮して、引張強度 1.5GPa-伸び 20%-穴広げ率 20%を目標に設定して取り組んだ。

穴広げ率は、一般に硬質な組織が粗大に存在すると、その組織が破壊の起点となることで低下すると言われている。TRIP 鋼の場合、打抜き・穴広げの変形時に残留 $\gamma$ が加工誘起変態により非常に硬質なマルテンサイトになるため、残留 $\gamma$ 自体が破壊の起点として働く可能性がある。また、残留 $\gamma$ を作り込むために熱処理中に未変態 $\gamma$ に C 濃化を行うが、C 濃度が十分に高まらなかった未変態 $\gamma$ については、熱処理後の冷却中にマルテンサイト変態することで硬質組織として残存し、破壊の起点となる。このような組織を含むため、TRIP 鋼では伸びフランジ性は低くなる傾向があることが知られている。

そのため、鋼板の C 添加量を高めて残留 $\gamma$ の量を増やしていくと、伸びは向上するが、穴広げ率は劣化することが想定される。この背反する特性の両立をはかるために、東北大学で取り組んできた残留 $\gamma$ 高度制御のための指導原理を活用し、C 以外の元素の添加量による変態挙動の制御や、熱処理パターンによる組織形成挙動を制御するこ

とで、残留 $\gamma$ の体積率はそのままにしながらサイズを細かくすることを試みた。

まずは0.4wt%C鋼で典型的なTRIP鋼の製造方法（ $\gamma$ 単相域への加熱からベイナイト変態温度域への急冷、保持によるオーステンパ）、Q&P鋼の製造方法（均熱後、 $M_s$ 点以下に急冷、焼戻しとC分配が可能な温度域に再加熱）ならびに、独自の成分設計・熱処理方法を用いて検討を行った。

そこで、この改善のために、0.4wt%C+高Si添加鋼にマイクロアロイを付与することでMA微細化を図ると共に、独自プロセスを加えることで残留 $\gamma$ の安定度の分散を図った鋼材を試作した。その鋼材の強度と伸びの関係を図3-2.6.1-4に、また、強度 $\times$ ELならびに穴広げ率の関係を図3-2.6.1-5に示す。0.4C-高Si-MA+独自プロセスと記載した鋼材では、強度1.5GPa、伸び20%、穴広げ率20%を満足し、当初最終目標としていた第2期の目標に加え、独自目標として設定した穴広げ率も達成できた。

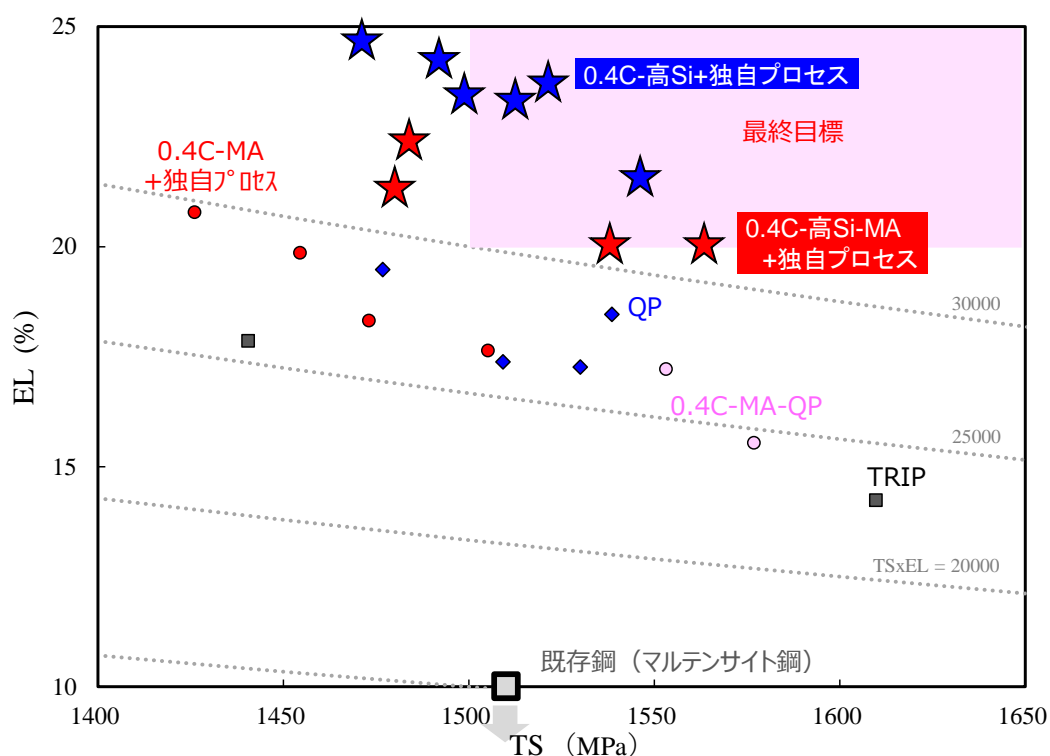


図 3-2.6.1-4 1.5GPa 級革新鋼板の強度-伸びバランス

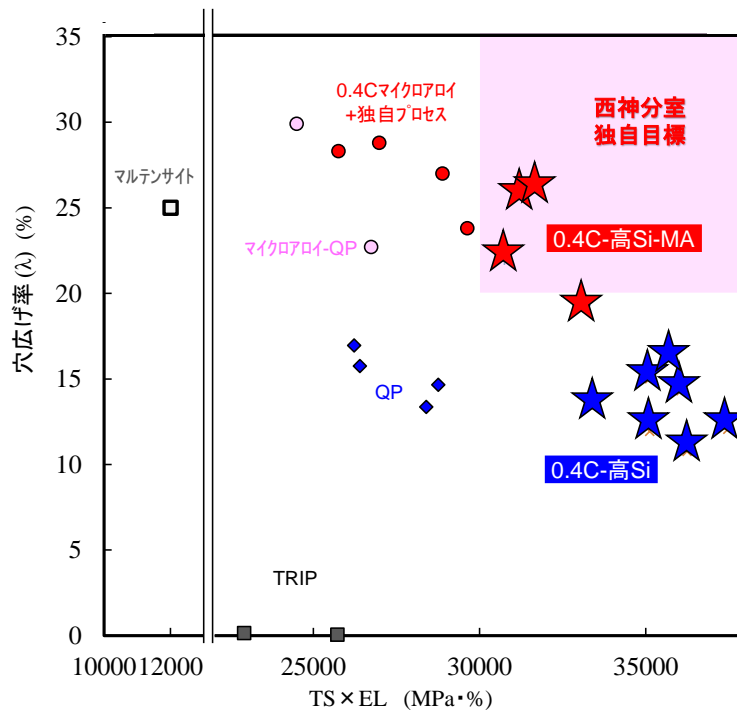


図 3-2.6.1-5 1.5GPa 級革新鋼板の強度×伸び-穴広げ率バランス

② 残留  $\gamma$  高度制御のための指導原理の導出【東北大（古原）】

残留  $\gamma$  の安定性に及ぼす残留  $\gamma$  サイズや形態の影響を明らかにするため、熱処理条件を調整することで安定性に大きく影響する炭素濃度を揃えつつ種々の残留  $\gamma$  サイズや形態を有する試料を作製し、残留  $\gamma$  量、サイズおよび形態を定量評価した。供試材としては、Fe-2Mn-1.5Si-0.4C 合金を用い、残留  $\gamma$  組織を変化させるために、ベイナイト変態前の旧  $\gamma$  粒径に注目して、旧  $\gamma$  粒径がベイナイトおよび残留  $\gamma$  組織に及ぼす影響を調査した。旧  $\gamma$  粒径を変化させるために、 $\gamma$  化条件を 1150°C および 830°C で 10min 保持とし、それぞれ 348  $\mu$ m および 12.5  $\mu$ m の旧  $\gamma$  粒組織を得ている。これらの条件で  $\gamma$  化後に 400°C まで急冷して、種々の時間等温保持し、ベイナイト変態させた。

変態組織は SEM、EBSD 測定により解析し、変態率は SEM 写真上のポイントカウンティングにより測定した。また、残留  $\gamma$  体積率は XRD 測定により評価した。未変態  $\gamma$  形態およびサイズは、アスペクト比 (AR) と最大内接円半径 (R) により定量評価した。最大内接円に注目したのは、ベイナイト/ $\gamma$  界面から炭素が  $\gamma$  中に濃縮する程度が拡散距離によって影響されると考え、個々の未変態  $\gamma$  における界面から最も遠い点の距離が R に相当するためである。図 3-2.6.1-6 に AR と R の定量評価例を示す。定量化には画像解析ソフト FIJI を用い、未変態  $\gamma$  を自動認識させて解析を行った。また、変態材の不均一な炭素分布を解析するために、NanoSIMS を用いて炭素イオン強度のマップを取得した。

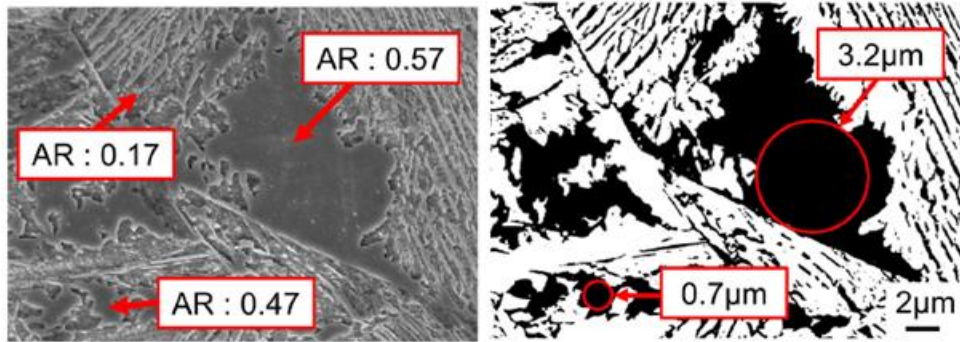


図 3-2.6.1-6 未変態  $\gamma$  形態およびサイズの定量解析例. SEM 写真 (上) と画像解析

図 3-2.6.1-7 に、 $\gamma$  化後の 400°C 等温保持における変態率及び残留  $\gamma$  量の時間変化を示す。いずれの  $\gamma$  粒径においても保持時間が長くなるにつれ、ベイナイト生成量が増加し、10~60min の保持時間で変態率の増加が一旦鈍化した後、より長時間の保持で徐々に変態率が増加するようになる。また、変態率の増加が鈍化する条件で残留  $\gamma$  量は最大となる。また、両  $\gamma$  粒径材を比べると  $\gamma$  粒径が微細化することで変態は早くなり、より多くの割合の未変態  $\gamma$  が残留することが分かる。図 3-2.6.1-8 は、400°C、30min 変態材の SEM 写真及び対応視野の相マップを示す。粗大  $\gamma$  材では平行に並んだ微細なフィルム状  $\gamma$  と粗大な塊状  $\gamma$  が生成しており、フィルム  $\gamma$  は残留しやすい一方で、塊状  $\gamma$  は大部分がマルテンサイト変態していることが分かる。一方、微細  $\gamma$  材では、未変態  $\gamma$  は塊状であっても微細であり残留している。また、粗大な塊状  $\gamma$  は見られない。

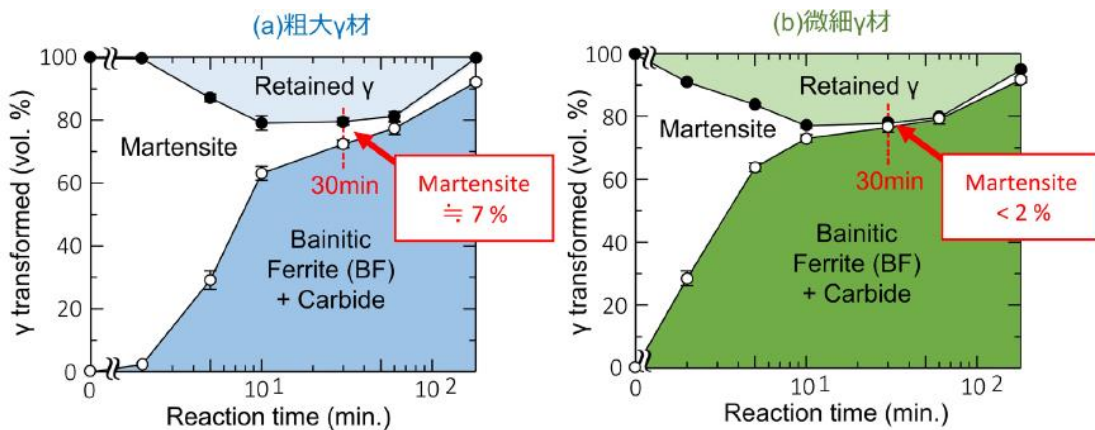


図 3-2.6.1-7 400°C の等温保持における変態率と残留  $\gamma$  量の時間変化

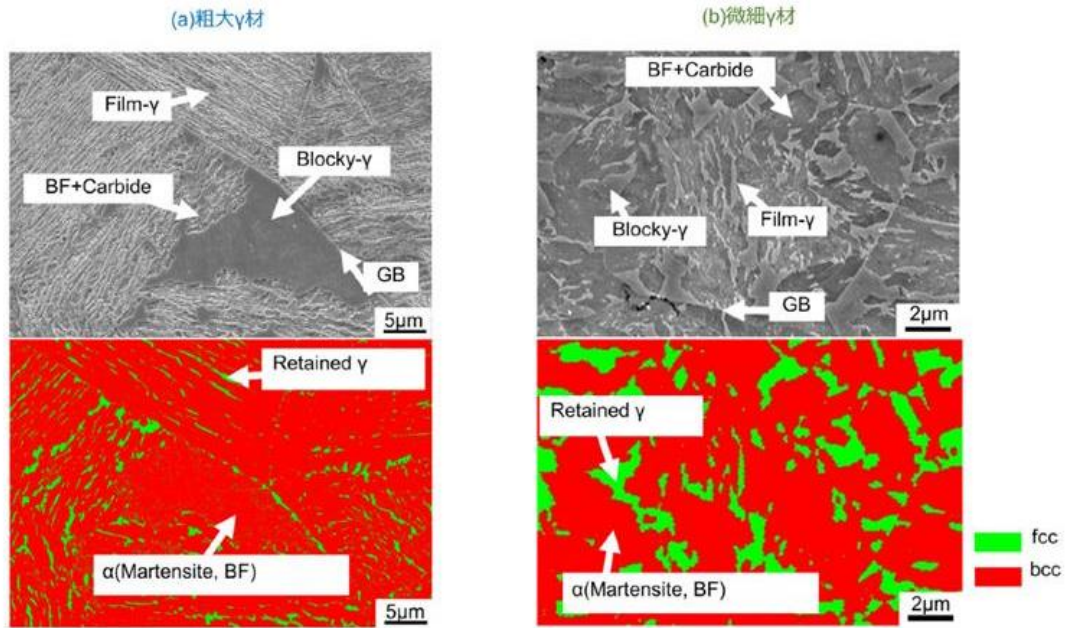


図 3-2.6.1-8 未変態  $\gamma$  組織と  $\gamma$  の残留状態の関係 (400°C、30min 保持材)  
SEM 写真 (上) と同一視野の EBSD 測定により得られた相マップ (下)

$\gamma$  の残留しやすさには炭素濃度が大きく影響するため、NanoSIMS を用いて、炭素濃度分布を調査した (図 3-2.6.1-9)。粗大  $\gamma$  材を見ると、film  $\gamma$  には高濃度かつ均一に炭素が濃化しているのに対して、粗大塊状  $\gamma$  には、ベイナイトとの界面近傍のみに炭素が濃化し、中央部は炭素濃化していないことが分かる。400°C、30min 保持における  $\gamma$  中の炭素拡散距離は約  $1.5 \mu\text{m}$  であり、粗大  $\gamma$  材の塊状  $\gamma$  /ベイナイト界面近傍で見られた炭素濃縮領域の幅とほぼ等しい。このことから、未変態  $\gamma$  のサイズが炭素拡散距離よりも大きい場合には、均一に炭素濃化できないことが分かる。一方、微細  $\gamma$  材では、多くの未変態  $\gamma$  サイズが  $1 \mu\text{m}$  以下であり、中心まで炭素が濃縮しているものと考えられる。

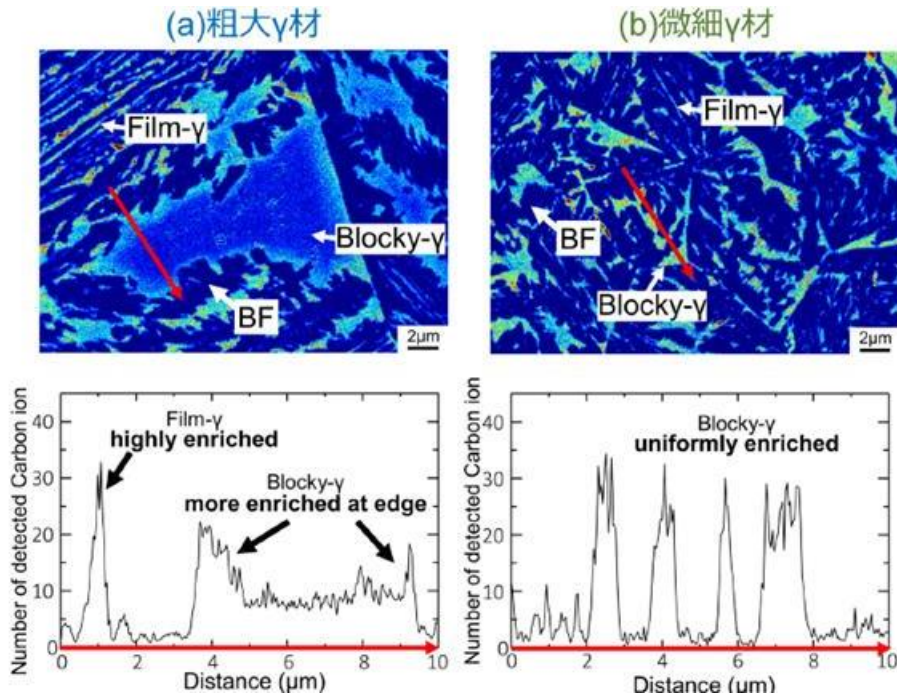


図 3-2.6.1-9 炭素イオン強度マップ (400°C、30min 変態材)

以上の傾向をより明確にするため、未変態  $\gamma$  の形態およびサイズを定量評価した (図 3-2.6.1-10)。ここでは、アスペクト比が 0.25 以下を film 状、0.25 以上を塊状とし、個々の未変態  $\gamma$  の最大内接円を横軸に、未変態  $\gamma$  の面積率を縦軸に示している。これを見ると、粗大  $\gamma$  材では、多くが微細な film  $\gamma$  である一方、 $R$  が  $1.5 \mu\text{m}$  を超える粗大な塊状  $\gamma$  も見られる。一方、微細  $\gamma$  材では、film  $\gamma$  の割合は低下し、大部分が微細な塊状  $\gamma$  となっている。また、 $R$  が  $1.5 \mu\text{m}$  を超える粗大な塊状  $\gamma$  は少ない。従って  $\gamma$  粒が微細化することで未変態  $\gamma$  サイズが減少して、中心まで炭素濃化できることが、微細  $\gamma$  材でより多くの未変態  $\gamma$  が残留した原因と考えられる。

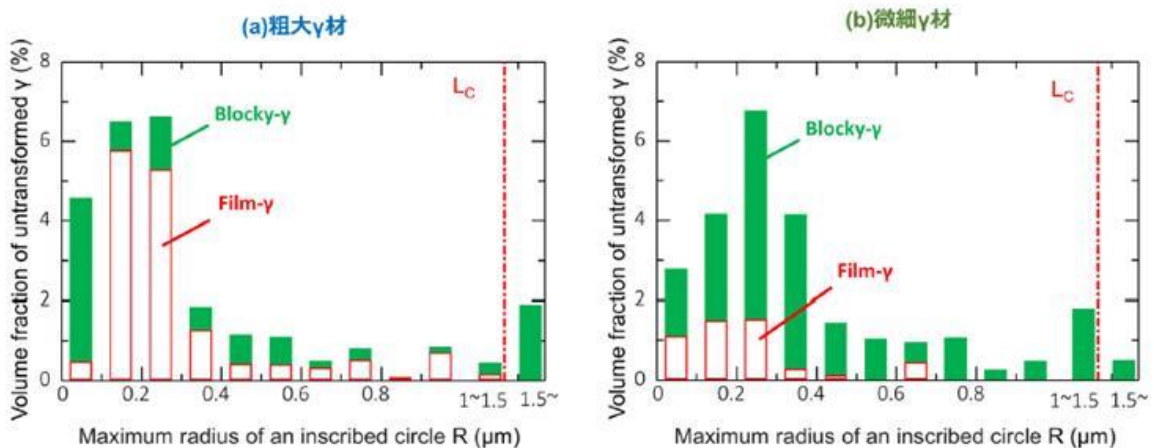


図 3-2.6.1-10 残留  $\gamma$  の形態・サイズごとの面積率

次に、残留  $\gamma$  の変態誘起塑性を利用した高延性発現のメカニズム解明に取り組んだ。



残留 $\gamma$ を含有する鋼の強度、伸びといった機械的特性は、残留 $\gamma$ の量や安定性に影響されることが知られているが、一方で、残留 $\gamma$ の安定性はその粒径や形態にも影響される。残留 $\gamma$ の形態は周囲のベイナイト組織に依存するため、変態前 $\gamma$ 粒径の影響を受ける可能性がある。ここでは、母相粒径が組織および機械的性質に及ぼす影響を明らかにすることを目的とした。

供試材として従来の低炭素 TRIP 鋼より炭素濃度が高く高強度化が図られる Fe-0.4C-2.0Mn-1.5Si 合金 (mass%) を用いた。1150°C および 830°C で $\gamma$ 化することで、 $\gamma$ 粒径をそれぞれ 348 $\mu\text{m}$ 、12.5 $\mu\text{m}$  と変化させた。以後、それぞれを粗大 $\gamma$ 粒材および微細 $\gamma$ 粒材と呼ぶ。 $\gamma$ 化後 400°C で種々の時間オーステンパ処理し水中に焼き入れた。 $\gamma$ の形態およびサイズは SEM で評価し、残留 $\gamma$ 体積率測定は XRD で、炭素濃度測定は FE-EPMA および 3次元アトムプローブを用いて行った。また、残留 $\gamma$ および炭化物の解析にメスバウアー測定を用いた。

図 3-2.6.1-11 (a)、(c)に粗大 $\gamma$ 粒材、(b)、(d)に微細 $\gamma$ 粒材における変態率曲線および 30min 保持材の SEM 組織を示す。(a)、(b)を比較すると、両試料において、10~60min 保持材で多くの残留 $\gamma$ が生成しており。また、30min 保持材においてマルテンサイトの体積率は微細 $\gamma$ 粒材の方が低いことから粗大 $\gamma$ 粒材よりも微細 $\gamma$ 粒材の方がより未変態 $\gamma$ が残留しやすいことがわかる。

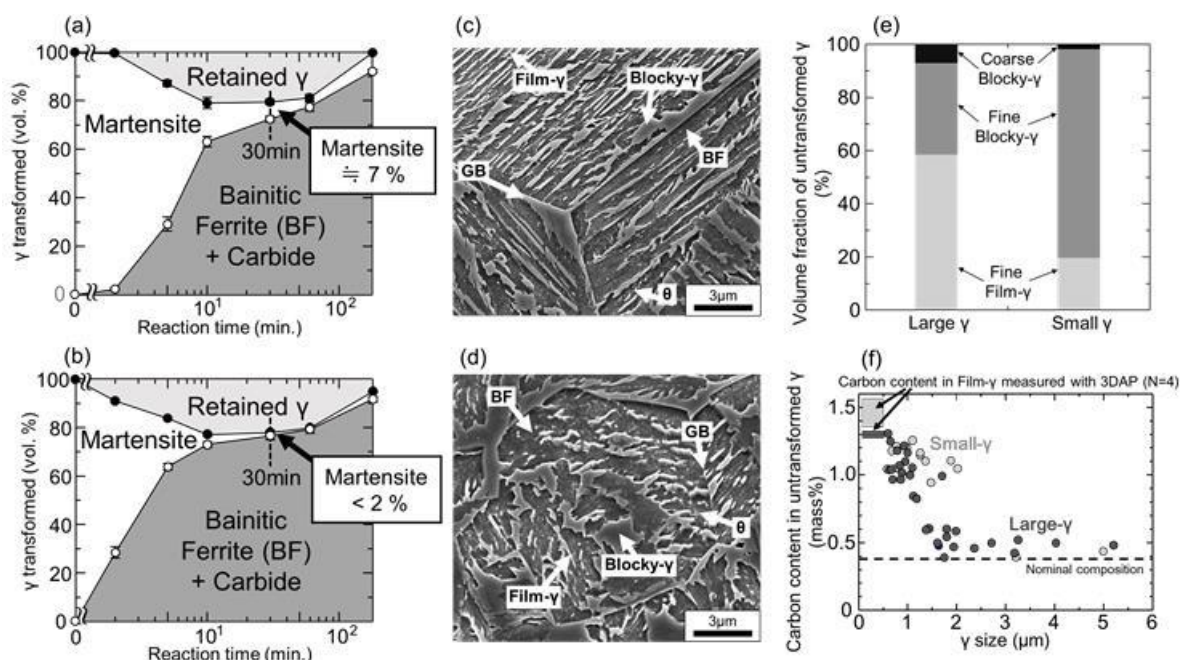


図 3-2.6.1-11 (a)(c)粗大 $\gamma$ 粒材、(b)(d)微細 $\gamma$ 粒材での変態率曲線および 30min 保持

SEM 組織を図 3-2.6.1-11 (c)、(d)およびその定量測定結果を図 3-2.6.1-11 (e)、(f) に示す。粗大 $\gamma$ 粒材では、平行なベイニティックフェライト(BF)に挟まれた Film- $\gamma$  および粗大な Blocky- $\gamma$  が生成し、一方で、微細 $\gamma$ 粒材においては、微細な Blocky- $\gamma$  が多く生成していることがわかる。図 3-2.6.1-11 (f)には、各 $\gamma$ のサイズと炭素濃度の関係を示す。これより、 $\gamma$ のサイズが小さいほど均一に炭素濃化していることがわかる。つまり、微細な残留 $\gamma$ に炭素が均一に濃化することで安定性が増加することが示

唆された。

③ 残留  $\gamma$  高度制御のための熱力学データベースの再構築【物質・材料研究機構（大沼）】

鉄鋼材料の基本系であるFe-C-Mn-Si 4元系の熱力学データベースを構築することを最終目標として、表3-2.6.1-4に示す合金を作製し、当該4元系を構成する2、3元系における $\alpha/\gamma$ 相平衡の実験による決定を実施した。Fe-C-Si 3元系の800°Cならびに900°C、Fe-C-Mn 3元系の700°Cならびに800°C、Fe-C-Mn-Si 4元系合金として、Fe-0.10C-1.0Mn-1.5Si、Fe-0.10C-3.0Si-2.0Mnの2種類の700°Cならびに800°Cの平衡状態の解析を行い、データベースの拡充を進めた。

表 3-2.6.1-4 実験供試試料と各温度における平衡相構成

○：熱処理済，－：未熱処理

No.	試料名	700°C × 20d	800°C × 15d	900°C × 10d
S1	05M-010C	○	○	－
S2	10M-010C	○	○	－
S3	20M-005C	○	○	－
S4	10S-005C	－	○	○
S5	40S-020C	－	○	○
S6	10M-15S-010C	○	○	－
S7	20M-30S-010C	○	○	－

その結果、図 3-2.6.1-12 に示すように Fe-C-Mn 3 元系における  $\alpha/\gamma$  相への Mn の分配係数は、実験結果の方が計算値よりも若干小さいこと、Fe-C-Si 3 元系の 900°C における  $\gamma$  相中の C 濃度は、実験結果の方が計算値よりも大きいことが分かった。また、表 3-2.6.1-5 に示すように、Fe-0.1C-1.0Mn-1.5Si 4 元系合金では、 $\alpha$  相中の Mn 濃度は（実験値）>（計算値）に、また、 $\gamma$  相中の Si 濃度は（実験値）<（計算値）となった。C 濃度は実験値と計算値がほぼ一致する結果が得られた。以上の結果から、当初の狙いとしたデータベースの構築を完了させることができた。

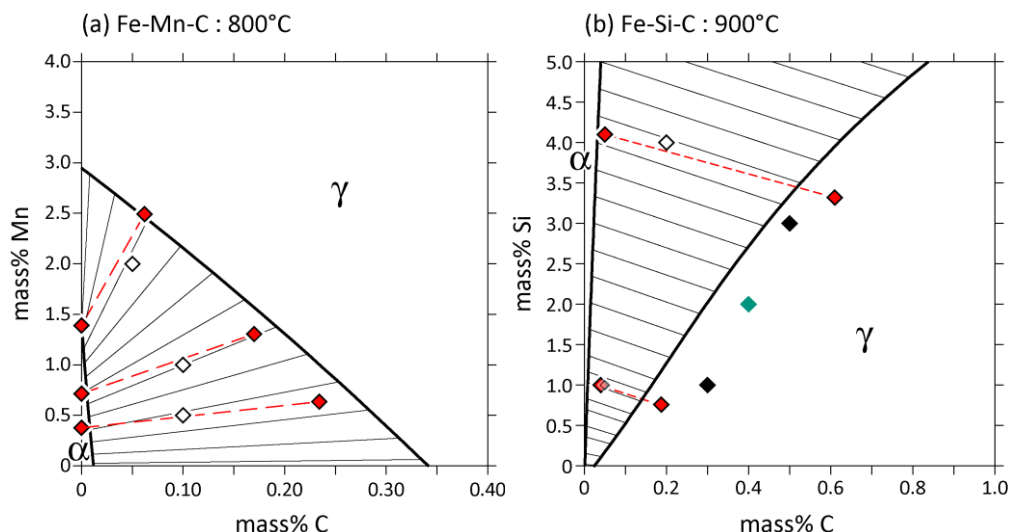


図 3-2.6.1-12 (a) Fe-C-Mn、(b) Fe-C-Si 3 元系合金の実験値と計算状態図との比較

表 3-2.6.1-5 Fe-1.0Mn-1.5Si-0.1C 合金 (S6) の 800°Cにおける相平衡

相	実験結果			計算値 (TC-FE7)		
	mass% Mn	Si	C	mass% Mn	Si	C
$\alpha$	0.81	1.51	0.00	0.75	1.59	0.01
$\gamma$	1.65	1.15	0.32	1.64	1.26	0.33

#### ④ 微小領域における残留 $\gamma$ の形態・炭素濃度分布の評価・解析技術の構築

革新鋼板の強度－伸びバランスを高めるためには残留  $\gamma$  の状態が重要であり、その状態解析を行うことが重要である。革新鋼板の強度－延性バランスの向上には残留  $\gamma$  の安定度を広く制御することが有効という仮説を持ち、特性向上を図っているため、その制御技術を高めていくためには残留  $\gamma$  の安定度の把握のため、残留  $\gamma$  中の炭素濃度の解析が求められる。その解析手法として、中性子回折を活用したピーク解析によるマクロな炭素濃度分布解析と、残留  $\gamma$  中の炭素濃度の存在状態のミクロ解析の両面から取り組んだ。中性子回折に関しては、2014年度および2015年度は北海道大学での再委託、2015年度および2016年度はテーマ44「中性子線による構造材料解析技術のFeasibility Study」、2017年度から2022年度まではテーマ52「中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発」と連携して開発を進めた。

このうち、鋼中の空間分布の解析手法としては、2015年度に導入した軟X線分光分析装置を用いた解析技術を対象に検討を行った。軟X線分光分析技術は、基本的な原理はエネルギー分散型X線分光分析 (EDS) と同様に、試料に電子線を照射した際に、照射位置の元素に応じた特性X線を検出して評価する技術であるが、EDSのように特性X線のエネルギーをエネルギー検出器で測定するのではなく、特殊な回折格子を用いて回折させることで、エネルギー分解能を高めつつ、EDSでは検出

が困難な低エネルギー側に回折条件を合わせることで軽元素の検出を精度よく実現できる。また、このような低エネルギーの特性X線を励起させるのに必要な照射電圧が低くても良く、かつ、S/Nが高いため、照射電流も低くすることができるため、低電圧・低電流の電子線照射で、特性X線が励起される領域を狭めることで非常に高い空間分解能を実現することができる。

微視組織中の炭素濃度分布について、空間分解能と濃度分解能を改善するにあたり、1.5% C 鋼に Cr 膜を蒸着し、炭素の含まれる領域、炭素の含まれない領域を明確に切り分けたモデル合金を作製した。このモデル合金を用いて、SEM ベースで軟 X 線分光分析による炭素濃度分布の空間分析能の評価を行った。SEM ベースでの空間分解能評価では、特性 X 線の発生する領域を狭めるために低加速電圧、低照射電流化することで空間分解能を高められる。しかし、電子線照射時に試料に付着する C コンタミネーションが分析精度に悪影響を与えるためその対策が必要となる。ここでは、C コンタミネーションの悪影響を抑制する方法として、試料に測定中もガスクラスターイオン (GCIB) を照射することにより炭素のみを除去することで、C 濃度の高空間分解能の解析を試みた。

なお、空間分解能と濃度分解能の計算方法を図 3-2.6.1-13 に示す。空間分解能は、H、L の間の 20%、80%を示す位置の間の距離で定義した (図中 c)。濃度分解能は、高濃度域、低濃度域の平均濃度をそれぞれ H、L としたときに、H と L の差「a」、バックグラウンドノイズの  $\sigma$  「b」を用いて、

$$\text{濃度分解能} = b/a \times (C \text{ 量}@H - C \text{ 量}@L) \quad \text{式 (1)}$$

と定義する。

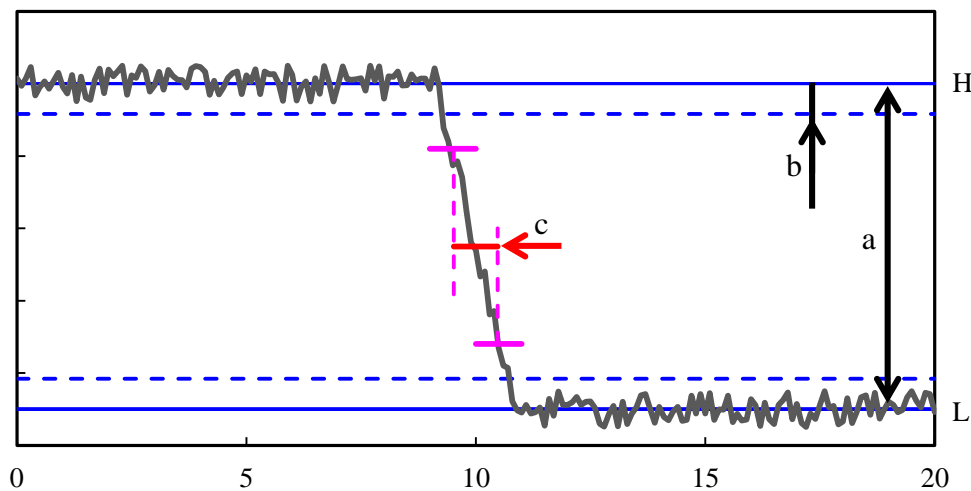


図 3-2.6.1-13 分析精度 (空間分解能、濃度分解能) の定義

図 3-2.6.1-14 に軟 X 線分光分析の分析位置の測定前後の SEM 写真と分析結果を示す。GCIB を照射しない場合は、C 濃度分布が複雑な形状を示した。これは、測定後の SEM 写真からわかるように、電子線の照射による C コンタミネーションの形成によ

るものと考えられる。一方、GCIBを照射した場合は、Cr膜と1.5%C鋼で明瞭な信号の違いがあり、これがC濃度分布を示していると考えられる。

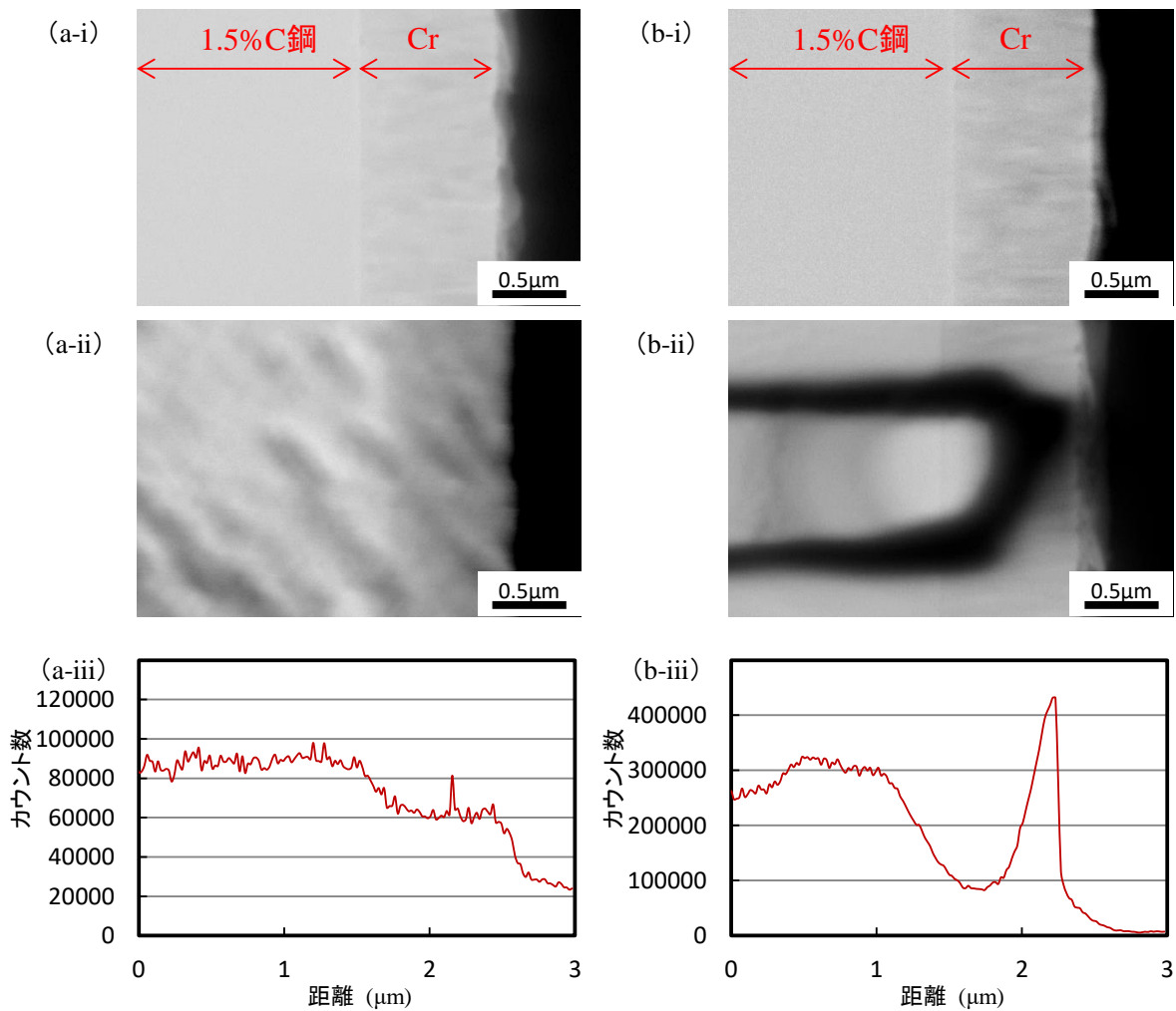


図 3-2.6.1-14 分析位置の測定前(-i)、測定後(-ii)の SEM 写真と分析結果  
(a) 5kV, 20nA with GCIB, (b) 5kV, 20nA without GCIB

この部分プロファイルから空間分解能および C 濃度分解能を求めると、それぞれ 140nm、0.14%と目標に相当する解析能力を確保することができた。

以上のように、SEM ベースでの C 濃度の分析において、軽元素の分析に優位性のある軟 X 線分光分析装置を用いながら、電子線の低加速電流・低照射電流により特性 X 線の発生領域を狭めると共に、C コンタミネーションを GCIB で除去することにより、空間分解能の目標である 200nm 以下の 134nm、濃度分解能の目標である 0.1% 以下に対して、0.14%と有効数字ベースで言えば目標の解析能力を実現できる技術を構築できた。

なお、加速電圧、照射電流の制御により、空間分解能と濃度分解能は制御できる。ただし、この二つのパラメータはトレードオフの関係を示すため、現在、目標より良好な空間分解能を低下させ、逆に濃度分解能を高められるように、加速電圧、照射電

流をやや高めることで、よりバランスの良い解析を実現できるようになると想定される。

#### ⑤中性子を活用した大領域統計的解析手法の開発【北海道大学】

ブラッグエッジ法を利用した格子定数評価を進めていくにあたり、0.1%C以下で炭素濃度を変化させたシリーズをこれまでの中高炭素鋼(0.8~1.5C)に加え、ラボスケールの中性子源を利用して検討した。検討結果は0.1%C以下ではX線回折の結果と同様に炭素量と格子定数との間に有意な差は観測されなかった。本評価では透過率の波長微分を取ることで、面間隔の2倍に相当する波長位置でピーク出現する波長微分法による解析を行った。この手法は、通常回折法との比較が容易で、ブラッグエッジ解析の第1歩として有効であることを見いだした。この手法により、0.6%C以上では炭素量と格子定数に定量的な関係が観測できた。とくに、ピーク幅においても放射光X線と類似した関係が見られた。今後、分解能重視型のモデレータを試験することで炭素分布幅の検討にもつながることがシミュレーションの結果から明らかにされた。

#### ⑥中性子を活用した大領域統計的解析【北海道大学】

革新鋼板の強度－伸びバランスを高めるためには残留 $\gamma$ の状態が重要であり、その状態解析を行うことが重要である。革新鋼板の強度－延性バランスの向上には残留 $\gamma$ の安定度を広く制御することが有効という仮説を持ち、特性向上を図っているため、その制御技術を高めていくためには残留 $\gamma$ の安定度の把握のため、残留 $\gamma$ 中の炭素濃度の解析が重要と考えている。その解析手法として、中性子回折を活用したピーク解析によるマクロな炭素濃度分布解析と、残留 $\gamma$ 中の炭素濃度の存在状態のミクロ解析の両面から取り組んでいる。

中性子回折に関しては、中性子回折の分解能を向上させるための検討を行い、デカップルド型の簡易モデレータを作製し、以前のカップルド型との比較を行った。その結果を図 3-2.6.1-15 に示す。共に、オーステナイト炭素鋼の解析を行ったところ、カップルドに比べ、デカップルドにすることで指数面での強度変化がクリアに表れるようになった。これは各指数面での面間隔と、中性子の波長がブラッグ条件を満たした際に、回折が起こることで透過光の不連続性が現れることを表しており、この変動がクリアに現れることは炭素濃度解析に必要なピーク解析がより精度よく実施できることを示唆している。ただし、このような処理を施すことで、中性子の回折強度の低下が顕著に起こるようになるため、解析に十分な信号量を検出するためには、測定時間がかかるようになる。

以上のように中性子回折を活用した解析を実施するための基盤が構築できたが、一方で中性子解析技術については本プロジェクトとしての戦略・基盤研究を進めていくこととなったため、2018年度以降はテーマ 52「中性子等量子ビームを用いた構造材料等解析技術の開発」にて更なる技術開発を進めることとなった。

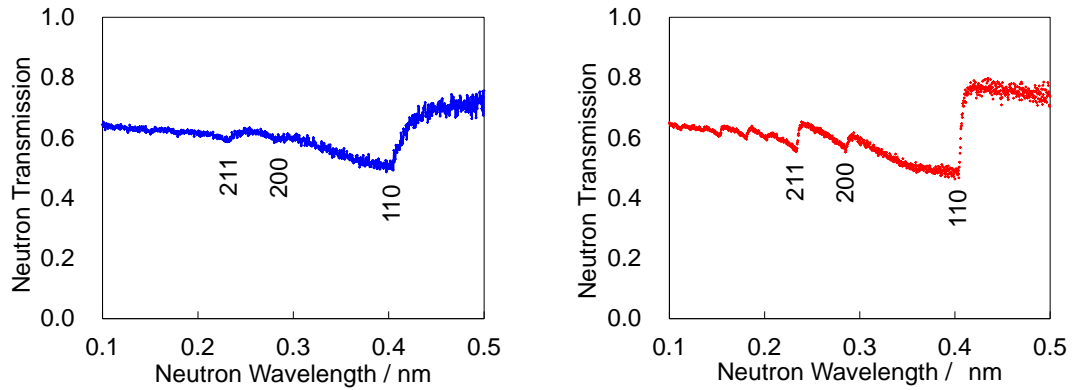


図 3-2.6.1-15 分解能向上前（左図）後（右図）のフェライトのブラッグエッジ測定結果

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.6.1-6 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	7	1	0	0	0	0	1
2016FY	0	0	4	0	0	0	0	0	1
2017FY	0	0	3	0	0	3	0	0	2
2018FY	0	0	2	0	0	0	0	0	1
2019FY	1	0	0	0	0	0	0	0	0
2020FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2021FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2022FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
合計	1	0	16	1	0	3	0	0	8

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.6.1-7 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願 <sup>※</sup>
2013FY	0	0	0
2014FY	2	0	0
2015FY	0	0	0
2016FY	3	0	0
2017FY	0	0	0
2018FY	1	0	0
2019FY	0	0	1
2020FY	0	0	0
2021FY	0	0	0
2022FY	0	0	0
合計	6	0	1

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.6.1.3 参考文献

- 1) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), 570.
- 2) O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii and J. Zhao: ISIJ Int., 32 (1992), 1110.
- 3) Georg Frommeyer, Udo Brüx and Peter Neumann: ISIJ Int., 43 (2003), 438.
- 4) C.Garcia-Mateo, F.G.Caballero: Mat. Trans. JIM, 46 (2005), 1839.
- 5) E.De Moor, J.G. Speer, D.K. Matlock, J.H. Kwak, S.B.Lee: ISIJ Int., 51 (2011), 137.



## 2.6.2 [テーマ番号 2 3]

### 軽元素の有効利用による革新鋼材の開発（2014 年度～2018 年度）

### 軽元素を有効に用いた革新鋼材の耐食性および成形性向上技術の開発（2019 年度～2022 年度）

#### 2.6.2.1 テーマの概要

##### (1)背景と目的

構造材料としての鉄鋼材料で求められる性質は、強度、延性、靱性、耐環境性、等であり、種々の合金元素の添加と組織制御法の選択により、特性の向上が図られている。しかしながら、上記の合金元素の中には埋蔵量が少なく、高価な上に資源リスクが懸念されるものがある。また、鉄中への均一分散が難しく、高温で長時間の熱処理が必要な元素もある。また、一旦、鉄中に固溶すると、分離が難しく、リサイクルの障害になる元素もある。したがって、これらの合金元素の使用量を極力低減しつつ、従来の鉄鋼材料を超える特性が得られれば、コスト削減、資源リスクの回避、易リサイクル性の観点で、社会へのインパクトは大きい。しかしながら、鉄鋼材料における省元素技術の確立のためには、各元素の機能の発現機構の解明とともに、合金元素の代替技術の確立が必要である。

本事業では、稀少元素の添加量を極限まで抑えられた次世代中高炭素鋼の開発を目標とし、鋼材の金属組織を精密に制御し、稀少元素に代えて鋼材中の軽元素が強度や延性などの特性に及ぼす機能を最大限に発揮させる技術などの高度化を図った。また同時に、中高炭素鋼開発の加速化に貢献する革新的な解析・評価技術を開発した。さらに、中高炭素鋼の実用性評価のための成形性、潤滑加工性、耐食性、等の評価技術を開発した

##### (2)目標値

表 3-2.6.2-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
革新鋼材の開発 (2014～2022 年度)	稀少元素添加量 10wt%未満で、引張強度 1.2GPa 以上、伸び 15%以上を有する中高炭素鋼を実験室レベルで二次試作し、引張特性、加工性、成形性、等を評価。	・希少元素添加量：10wt%未満 ・引張強度：1.5Gpa 以上 ・伸び：20%以上を有する中高炭素鋼の材料設計と組織制御を行う。	軽元素の有効利用により 1.5GPa×20%の特性を持つ革新鋼材において、工業化に向け諸特性の再現性を確認する。さらに現行汎用材と同等以上の耐食性と成形性を維持する表面設計指針を示す。	マルチマテリアルを前提とする実用化に向けた準備と課題整理を行う。

革新鋼材の表面作りこみ技術の開発 (2014～2022年度)	軽元素を利用して、耐環境性を向上させる材料設計手法を検討。	高強度鋼材の腐食特性および摺動特性の評価技術を確立する。	1.5GPa×20%の特性を持つ革新鋼材において、腐食特性および摺動特性の評価技術を確立するとともに、現行汎用材と同等以上の耐食性と成形性を維持する表面設計指針を示す。	マルチマテリアルを前提とする実用化に向けた準備と課題整理を行う。
-----------------------------------	-------------------------------	------------------------------	--	----------------------------------

### (3)全体計画

本テーマでは、稀少元素添加量 10wt%未満で高強度を有する中高炭素鋼を実験室レベルでサンプルを試作し、引張強度、延性、熱間加工性に及ぼす微量元素の影響、等に関わるデータ採取を行う。また、微量元素単体およびその化合物は鋼の組織や特性に大きく影響することから、組織形成に及ぼす微量元素の影響を解明するためのその場観察装置（中・高温域の組織観察その場解析装置、等）の開発および、熱力学データの構築に必要な基礎データを取得する。

本検討では、さらに実装時の実用性能評価を見据え、超高強度鋼の成形性評価技術、耐食性評価技術の開発を行い、試作した革新鋼材を用いて、強度、延性、耐環境性、等々を評価し、実用材料としての可能性とマルチマテリアル化への発展性を見極める。

具体的な計画を以下に記す。

#### 【第1期目標（2015年度末）】

- ・稀少元素添加量 10wt%未満で、引張強度 1.2GPa 以上、伸び 15%以上を有する中高炭素鋼を実験室レベルで二次試作し、引張特性、加工性、成形性、等を評価。
- ・軽元素を利用して、耐環境性を向上させる材料設計手法を検討。
- ・高温での粒界移動、結晶方位変化の計測。
- ・小型サンプルを用いた成形限界ひずみおよび曲げ性に関する評価方法の検討。

#### 【第2期目標（2017年度末）】

- ・稀少元素添加量 10wt%未満の中～高炭素鋼をベースにして、引張強度 1.5GPa 以上、伸び 20%以上を有する高強度鋼の材料設計と組織制御を行う。
- ・軽元素の有効利用による耐環境性を向上させる材料設計手法を確立する。
- ・高強度鋼材の腐食特性および摺動特性の評価技術を確立する。

#### 【第3期目標（2020年度末）】

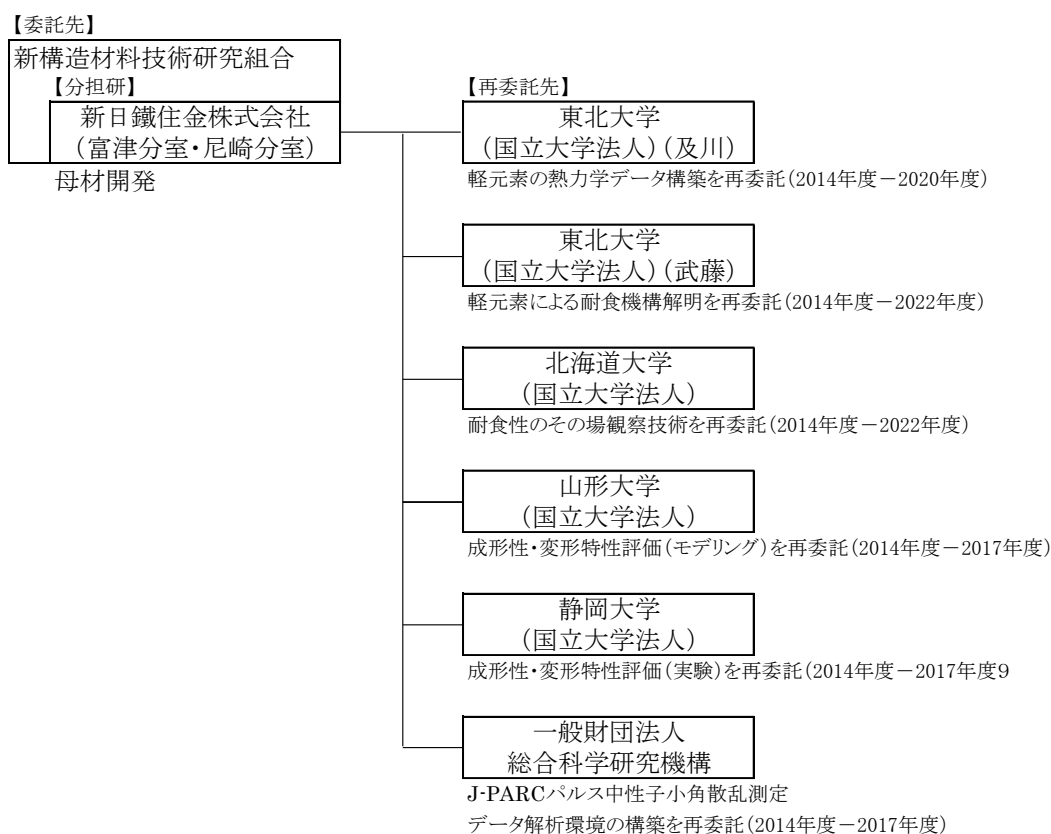
- ・軽元素の有効利用により 1.5GPa×20%の特性を持つ革新鋼材において、工業化に向け諸特性の再現性を確認する。さらに現行汎用材と同等以上の耐食性と成形性を維

持する表面設計指針を示す。

#### 【最終目標（2022年度末）】

- ・ 1.5GPa×20%の特性を持つ革新鋼材において、腐食特性および摺動特性の評価技術  
を確立するとともに、現行汎用材と同等以上の耐食性と成形性を維持する表面設計  
指針を示す。
- ・ マルチマテリアルを前提とする実用化に向けた準備と課題整理を行う。

#### (4)実施体制



#### (5)運営管理

日本製鉄内および再委託先間で定期的な進捗会議を実施し、適切な運営管理に努めてきた。具体的には、1回/年の頻度で、当社幹部（鉄鋼研究所所長、先端技術研究所）へのキックオフおよび進捗報告会議を実施した。さらに、実務者間で、1回/月の進捗会議および、2~5回/年の頻度で再委託先との進捗会議を実施した。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

本プロジェクトで開発を目指す高強度高延性中高炭素鋼は、所謂、第4世代に該当する高性能な鋼材であり、多分野での適用が期待される。また、資源枯渇のリスクを有するレアメタルの使用量を削減することで、安定的な供給が可能となる。本プロジェクトにおいて、開発鋼材の特性と製造方法が確定した後、具体的な費用対効果を算出する。

## 2.6.2.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.6.2-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
革新鋼材の開発	1.5GPa×20%の特性を持つ革新鋼材において、工業化に向け諸特性の再現性を確認する。さらに現行汎用材と同等以上の耐食性と成形性を維持する表面設計指針を示す。	軽元素の有効利用により1.5GPa×20%の特性を満足する革新鋼材を試作し特性の安定性を確認。さらに機械特性、耐食性、摺動性に有効な微量軽元素群を確認、鋼材での存在状態の絞り込みに成功。それらを有効に利用できる製造条件確認に成功した。	◎	
革新鋼材の表面作りこみ技術の開発	1.5GPa×20%の特性を持つ革新鋼材において、現行汎用材と同等以上の耐食性と成形性を維持する表面設計指針を示す。	革新鋼材の耐食性評価技術および固溶軽元素の耐食性に及ぼす作用検討手法開発。耐食性と成形性維持に貢献する軽元素群をそれぞれ見出し、存在状態、機能を明確にした。	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

### (2)研究開発の成果と意義

本事業の独自性は、高機能を有する鉄鋼材料の設計において、軽元素の有効利用を目的とし、粒界偏析や表面偏析の最適化を図る点にある。軽元素は鋼材中での拡散速度が速いため、動的挙動は未解明である。しかしながら、高温での in-situ 解析技術などの先進解析技術と精緻な計算科学と有機的に融合すれば、鋼中での軽元素のダイナミクスに基づくマルチスケール設計が可能となり、軽元素の機能を最大限発揮するための革新的組織制御技術の提案が可能となる。

汎用鋼で、合金鋼以上の超高強度－高延性を保証するとともに、必要となる信頼性、加工性などの実用特性を発揮すれば、構造材料としての適用範囲が拡大し、鉄鋼製品の製造工程を含んだトータルエネルギー消費量ならびに CO<sub>2</sub> 排出量は格段に削減できる。また上記の基盤技術をベースに軽元素の合金元素を組み合わせれば、極めて高機能を有する鉄鋼材料の創製が可能となり、国際競争力の向上に大きく寄与するものと

期待される。

本テーマでは、稀少元素添加量 10wt%未満で高強度を有する中高炭素鋼を実験室レベルでサンプル試作し、引張強度、延性、熱間加工性に及ぼす微量元素の影響、等に関わるデータ採取を行ってきた。微量元素単体およびその化合物は鋼の組織や特性に大きく影響することから、組織形成に及ぼす微量元素の影響を解明するためのその場観察装置（中・高温域の組織観察その場解析装置、等）の開発および、熱力学データの構築に必要な基礎データを継続して取得している。また、構造材料としての信頼性や製造性に影響するプレス摺動性といった利用特性を開発段階の小サイズの試験片を用いて把握・定量化するための解析・評価技術開発の検討を行った。

母材開発にめどが付きつつある過程で、主に量産、社会実装時に必要となる特性、加工性、摺動性、耐食性などについて、プロジェクト後半から本格的な取り組みをスタートさせた。

加工、摺動性を評価するための、摺動評価装置の構築をすすめ、本鋼材の摺動特性向上を進めた。

耐食性向上のために、東北大、北海道大に研究を再委託し、本鋼材に特徴的な軽元素を活用した耐食性の向上研究を展開した。

## (2)-1 革新鋼材の開発

2015 年度までは、炭素の有効利用の観点から高炭素鋼をターゲットとした革新鋼材の設計と特性の評価を行った。具体的には稀少元素添加量 10wt%未満の範囲で、引張強度 1.2GPa 以上、伸び 15%以上の特性実現するための組織制御と加工熱処理条件の適正化を図った。

2016 年度以降は、炭素を含めた軽元素の有効利用の可能性を検討した。具体的には、炭素量 0.5%以上を含む単純組成鋼に、3 種類の軽元素を添加した鋼材について、引張強度 1500MPa 以上、伸び 15%以上の特性を得るための組織制御方法を検討した。

実験室レベルで 0.6%C-0.2%Si-0.2%Mn 鋼に軽元素を適宜添加したインゴット (150kg) を真空溶解により作製し、熱間圧延により板状サンプルを得た。サンプルのサイズは、板厚：1.6mm～3mm、板幅：80～160mm、板長：約 1000mm である。板材サンプルはその後、オーステナイト処理後、マルテンサイト組織を得た。

図 3-2.6.2-1 に試験材の引張特性を示す。従来のマルテンサイト鋼は高強度を有するものの、伸びが低位であった。一方、開発材では伸びが向上し、ベース鋼および軽元素添加鋼 1 において引張強度 1500MPa、全伸び 15%以上を示した。さらに、軽元素添加材 2 および 3 では、強度が更に向上し、引張強度 1800MPa 以上、全伸び 13%以上を有することが確認された。図 3-2.6.2-2 は開発材の組織の EBSD 解析および TEM 観察結果の一例を示す。開発材は粒径約 1  $\mu$ m のオーステナイトからの焼き入れによって得られたマルテンサイト組織であり、フェライト相やオーステナイト相はほとんど認められない。図 3-2.6.2-3 に引張試験による降伏近傍の挙動を示す。いずれも焼き入れマルテンサイトに特徴的な連続降伏型である

が、オーステナイトの細粒化により、マルテンサイトの降伏強度が上昇する傾向を示す。さらに、軽元素を添加すると降伏強度が大きく増加するものもあり、旧オーステナイト粒の細粒化と軽元素添加の相乗効果によりマルテンサイトの高強度化が実現することが明らかとなった。

図 3-2.6.2-4 は旧オーステナイト粒径に及ぼす軽元素添加の効果を示す。軽元素の添加により旧オーステナイト粒の粗大化が抑制される。また、旧オーステナイト粒が微細であるほど、引張強度－全伸びのバランスが向上する傾向を示す。したがって、旧オーステナイト粒の微細化は、マルテンサイトの延性改善にも有効と判断された。

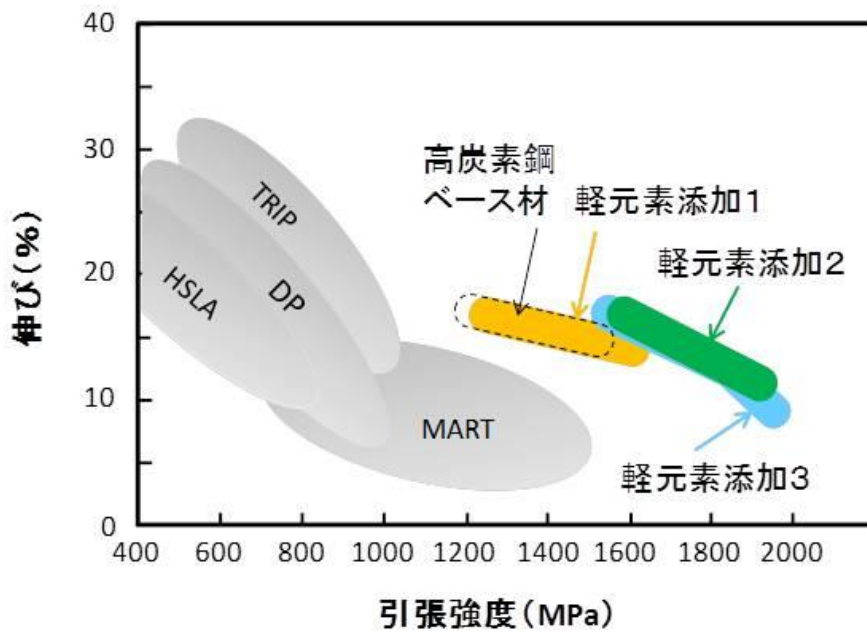
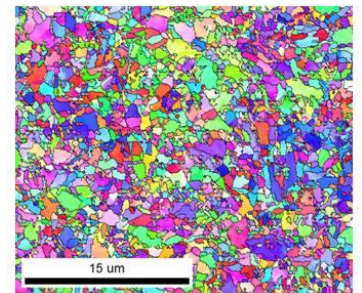
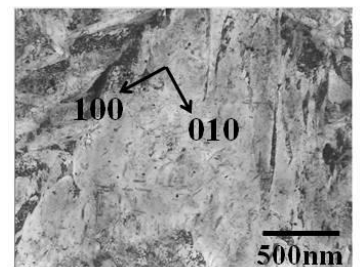


図 3-2.6.2-1 開発材の引張特性



(a) EBSD解析例



(b) TEM観察例

図 3-2.6.2-2 開発材の組織

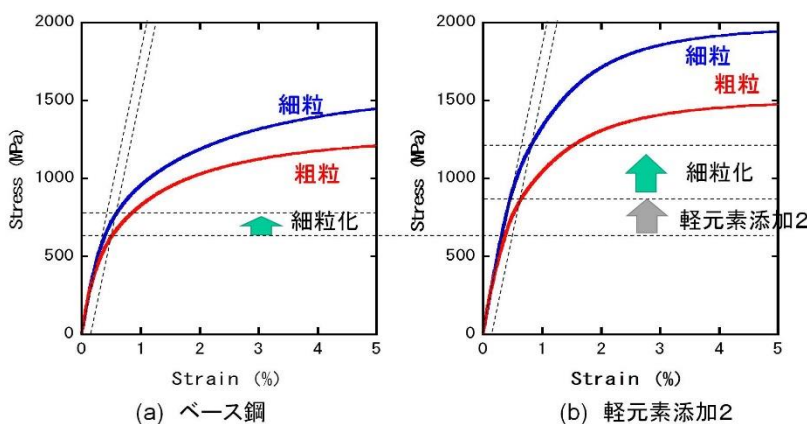


図 3-2.6.2-3 開発材の降伏挙動

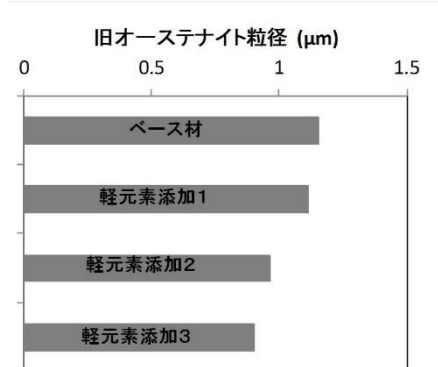


図 3-2.6.2-4 開発材の旧オーステナイト粒径

## (2)-2 中高炭素鋼の中高温領域組織変化のその場観察装置の開発

500～1200℃の中高温領域における鉄鋼材料中の結晶粒のイオンビームによる走査イオン（SIM）像観察と電子ビームによる結晶方位解析（EBSD）が可能な複合解析装置を製作した。図 3-2.6.2-5 及び図 3-2.6.2-6 に富津分室に導入された「その場観察装置」の外観を示す。この装置は、市販の集束イオンビーム加工装置（FE-SEM/FIB）



図 3-2.6.2-5 開発されたその場観察装置の外観（本体部）



図 3-2.6.2-6 開発されたその場装置の外観（制御部）

をベースに改造を行ったもので、試料移動を伴うことなく SIM 像観察と EBSD が可能なように、イオンビームと電子ビームの角度関係や検出器の配置を最適化した。装置は、図 3-2.6.2-7 に示すように、イオンビームを発生させるイオン銃、電子線を発生させる電子銃、イオン像の検出に用いる検出器、EBSD 測定に用いる EBSD 検出器の 4 つのパーツで構成されている。また、観察試料を 500～1200℃の中高温領域に加熱するための加熱装置（図 3-2.6.2-8）も装備している。純 Fe 板を用いた試験で試料温度が 1200℃まで到達することを確認した。

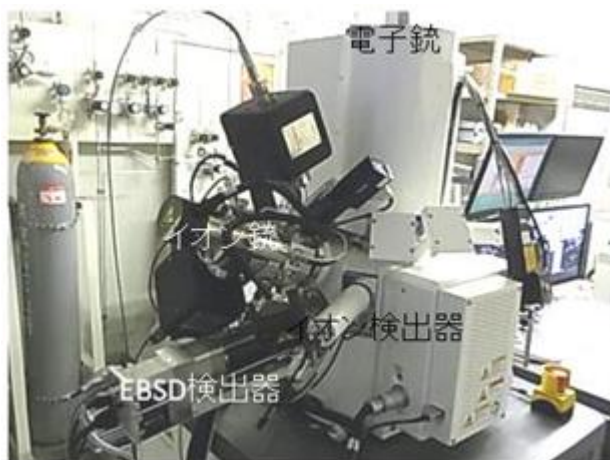


図 3-2.6.2-7 電子銃、イオン銃、各検出器の配置

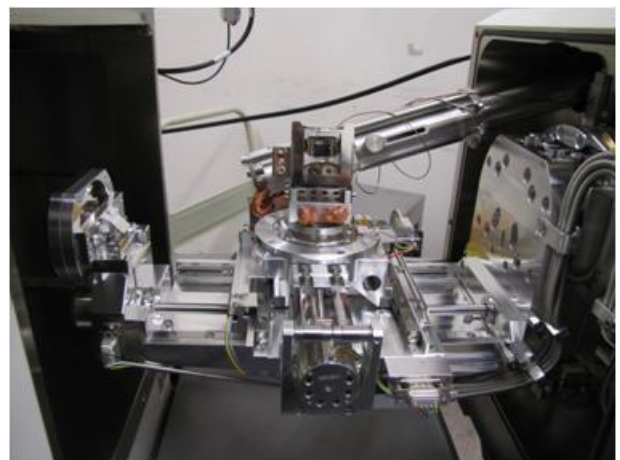


図 3-2.6.2-8 試料加熱装置

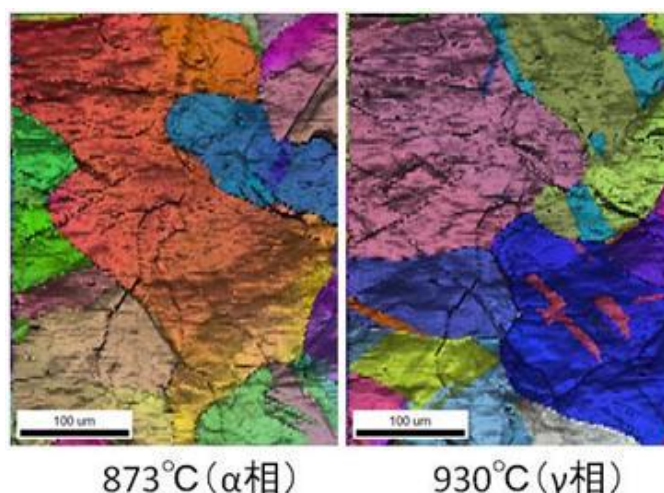


図 3-2.6.2-9 純 Fe の相変態挙動の観察 (EBSD 測定, IPF マップ)

図 3-2.6.2-9 には加熱に伴う純 Fe の相変態をその場観察した結果を示す。純 Fe の  $\alpha$  相 (bcc 構造) から  $\gamma$  相 (fcc 構造) への相変態温度は  $912^{\circ}\text{C}$  であり、その前後の温度で結晶粒形態や結晶方位の変化が観察された。また、SIM 像による結晶粒形状変化のその場観察も可能となった。今後、導入装置を駆使し、革新鋼材の特性向上と製造条件の最適化のための基礎データを取得していく予定である。

### (2)-3 軽元素の粒界偏析の解析技術

軽元素は粒界偏析傾向が高い。したがって、組織制御や特性制御において、各元素の粒界偏析傾向、偏析量、およびその予測技術の確立が課題である。

2016 年度は、高炭素鋼中の B の粒界偏析について解析および予測方法を検討した。図 3-2.6.2-10 は TOF-SIMS による B の粒界偏析の観察例である。従来、TOF-SIMS により極低炭素鋼における B の粒界偏析は観察されていたが、高炭素鋼マルテンサイト組織の旧オーステナイト粒界での B の偏析を直接観察することは困難であった。しかしながら、サンプル表面の調整を適正化することにより、高炭

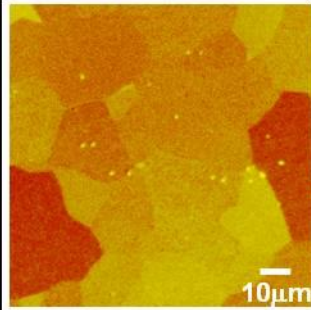
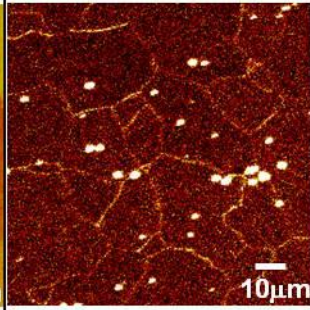
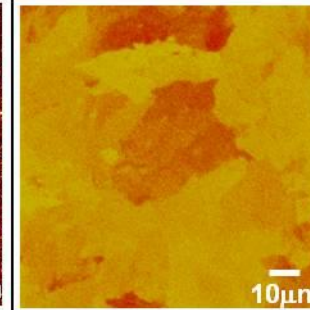
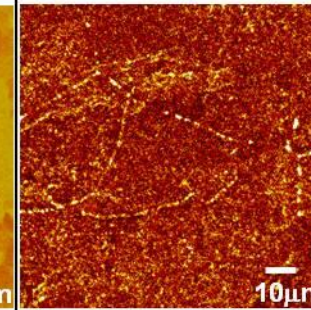
低炭素B鋼(フェライト)		中高炭素B鋼(マルテンサイト)	
Fe-posi	BO <sub>2</sub> -nega	Fe-posi	BO <sub>2</sub> -nega
			

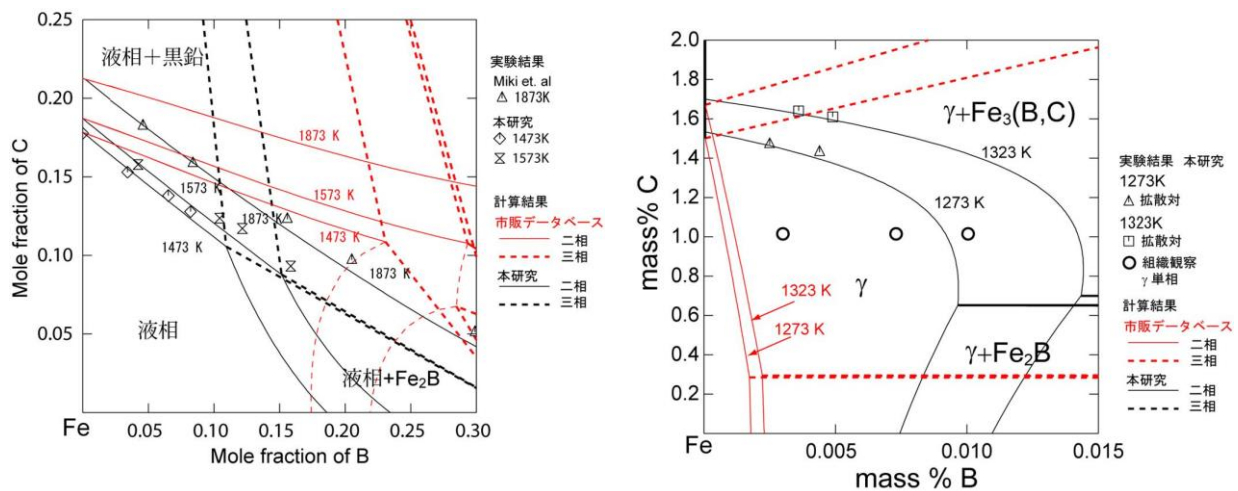
図 3-2.6.2-10 TOF-SIMS による鉄中 B の粒界偏析の観察例

素鋼でも、旧オーステナイト粒界での B の偏析を明瞭に検出することが可能となった。

粒界偏析の予測については、共同 (東北大 及川先生への再委託) 研究として



取り組んだ。具体的には、熱力学に基づく Hillert の粒界相モデルで粒界偏析を予測する。しかしながら、高炭素鋼中の軽元素の熱力学パラメータは必ずしも十分に確立していない。したがって、モデル実験により、熱力学データベースの高精度化を図った。図 3-2.6.2-11 の Fe-B-C 系の平衡状態図に示すように、データベースの修正により、液相／固相間かつ高炭素－高 B 側の状態図が大きく変化する。粒界相モデル（図 3-2.6.2-12）は液相／母相の自由エネルギーが基本となるため、粒界偏析予測値に大きく影響する。図 3-2.6.2-13 は B の粒界偏析量に及ぼす炭素量の影響を計算したものであるが、従来の計算では B の偏析量が過大に見積もられていたことになることがわかった。他の軽元素についても熱力学データベースを確立し、予測精度の向上を図った。



(a) Fe-B-C 状態図 (液相)

(b) Fe-B-C 状態図 ( $\gamma$  相)

図 3-2.6.2-11 Fe-B-C 状態図の高精度化および修正

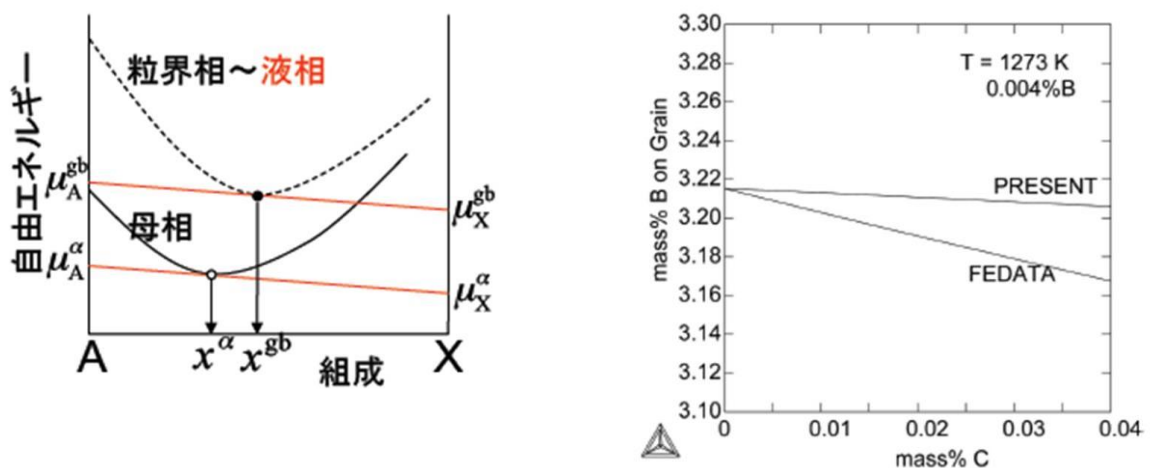


図 3-2.6.2-12 Hillert の粒界相モデル

図 3-2.6.2-13 B の粒界偏析に及ぼす炭素量の影響 (修正データベースによる粒界偏析解析)

#### (2)-4 粒界偏析の原子オーダー解析のためのサンプル作製技術の確立

粒界・粒内に存在する軽元素の役割の把握のため、粒界の原子オーダー解析が必須である。しかしながら、そのためにはサンプル作製においても高度な技術が必要とする。そこで、2015年度末に、高分解能 TEM 試料作成向けに、狙いのミクロンレベルエリアに限定して極薄膜領域を作成できる装置（図 3-2.6.2-14）を導入し、サンプルの作製技術の高度化を図った。サンプルを極薄化することにより、TEM 内磁場による試料湾曲の影響を受けにくくなり、狙い位置の原子分解能観察が可能となった（図 3-2.6.2-15）。今後、原子のマッピング技術を確立し、粒界や界面での軽元素の存在状態の解明を目指す。



図 3-2.6.2-14 高分解能 TEM 試料作製装置

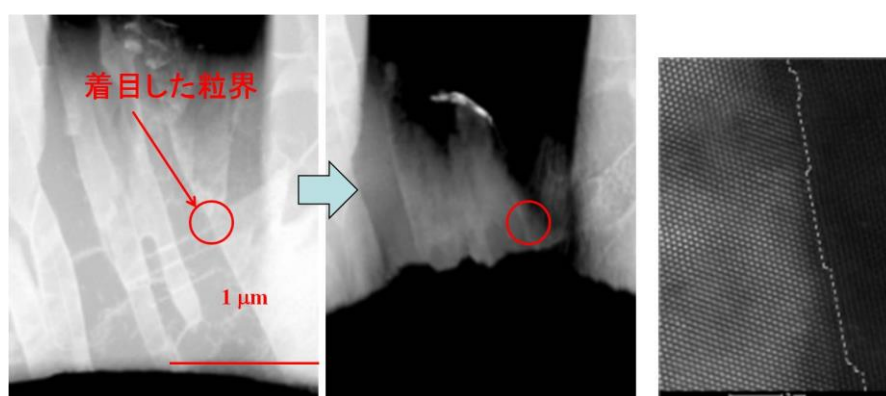


図 3-2.6.2-15 左記装置で作製したサンプルの高分解能電子顕微鏡像

#### (2)-5 耐環境性の評価手法の検討

革新鋼材の実用性能評価の一環で、耐食性の評価方法を検討した。前述の通り、開発材は耐食性を向上させる合金元素の使用量を最小限に抑えている。さらに、極微細な組織を有することから、腐食起点が多いことが想定され、耐食性向上の観点での組織制御を検討する必要がある。具体的には、耐食性に及ぼす金属組織要因（例えば、粒界、結晶方位、欠陥、介在物、偏析、等）の影響を明らかにして、腐食リスクを下げる組織設計手法を提案する。

そのため、2016年度は、再委託先と共同し、マイクロ組織毎の耐食性評価、腐食生成物の解析技術開発に取り組んだ。

図 3-2.6.2-16 はマイクロ電気化学計測によるパーライト鋼の腐食挙動を評価した一例である。in-situ リアルタイム観察用マイクロ電気化学システムを用いて、アノード分極中の電極面を観察することにより、パーライト鋼中の組織毎の孔食発生機構を動画として捉え解析することに成功した。更に、ラマン分光法による腐食生成物の二次元解析にも成功した（図 3-2.6.2-17）。その後、マルテンサイト等、他の組織に横展開した。

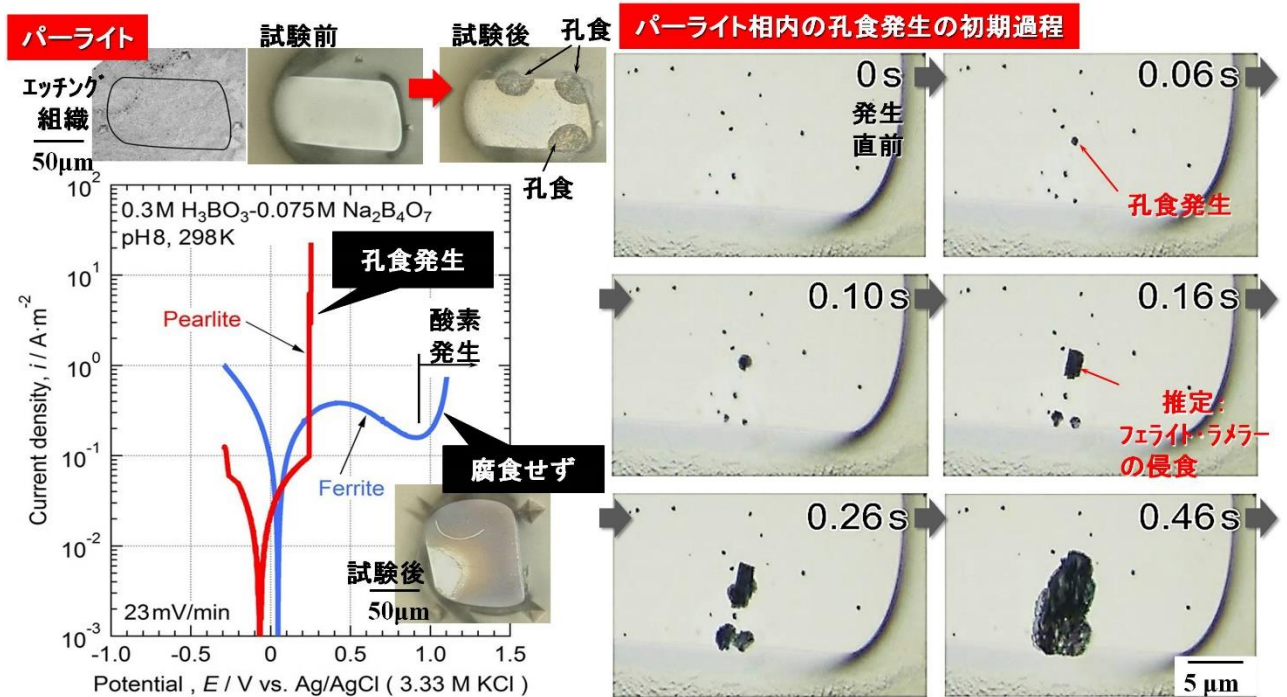


図 3-2.6.2-16 マイクロ電気化学計測による異相界面腐食性評価技術

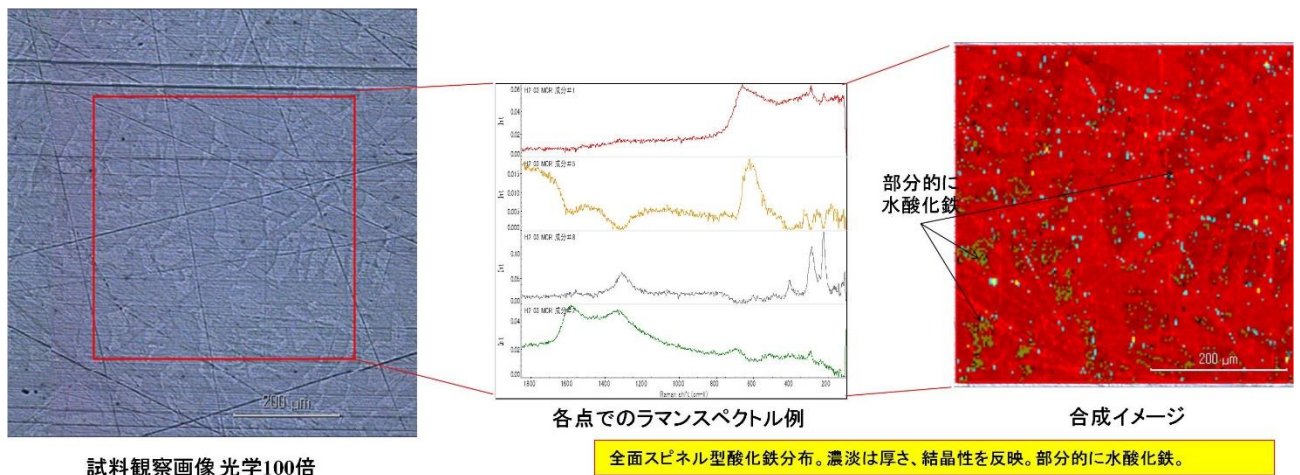


図 3-2.6.2-17 腐食生成物の局所構造解析技術開発

## (2)-6 革新鋼材の加工性評価技術開発

革新鋼材を薄板として使用する場合、主要な成形様式である張出し、深絞り、伸びフランジ、曲げの評価が必要である。しかしながら、実験室レベルで試作可能なサンプルは幅狭であることから、小型試験片で評価可能な成形性評価技術開発に取り組んだ。

図 3-2.6.2-18 は 2016 年度に設計、製作した小型成形試験機である。小型試験片を用いて張出し成形過程のひずみを in-situ で計測することにより、各種ひずみ状態におけるプレス成形性を評価することが可能となった。図 3-2.6.2-19 は小型曲

げ試験機である。曲げ破断の進展過程を測定することにより、高強度鋼の曲げ加工特性の詳細な評価が可能になった。2017年度は小型試験片を用いた穴広げ性の評価技術開発を行った。

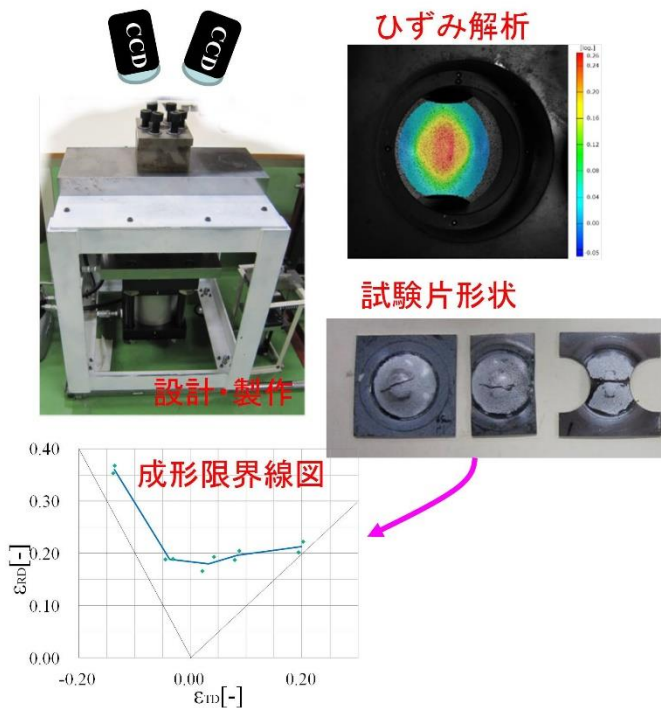


図 3-2.6.2-18 小型張出し成形試験装置

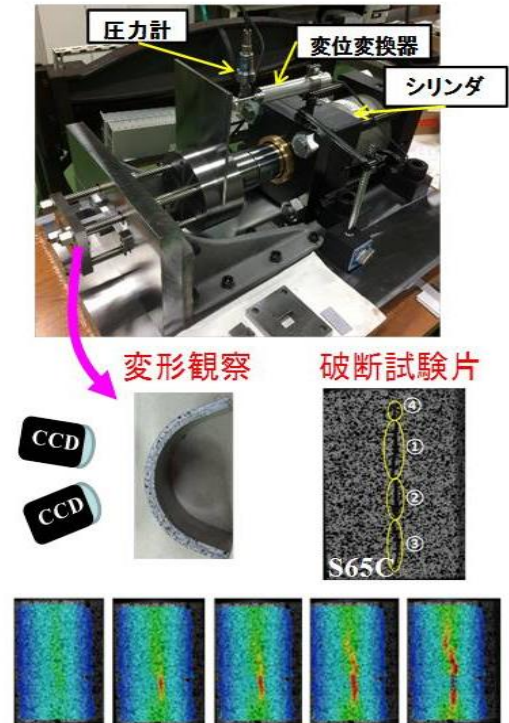


図 3-2.6.2-19 小型曲げ試験装置

## (2)-7 摺動特性、信頼性評価方法開発

革新鋼材薄板の実用性を向上させるため、生産性や想定される使用環境での信頼性の向上は大きな課題となっている。生産性向上のためには、製造プロセスや加工時には、表面の摺動特性が重要である。また、本革新鋼材においては耐食性確保に有用な稀少元素を削減していることから、耐食性確保のため、表面処理して実用されることが想定される。それら摺動特性、表面処理プロセスを検討し、最適化するための評価技術開発を行った。開発すべき評価技術には、製造プロセスでの表面反応再現技術、表面状態形成技術、摺動特性評価技術を想定し、表界面解析装置を導入した。

図 3-2.6.2-20 に、導入装置外観を示す。試料の装置内への導入機構、導入後の試料を各処理、解析槽に搬送するためのディストリビューションチャンバーを中心に、クリーニング、アニール、蒸着など表面前処理および簡易な組成、構造評価が可能な前処理チャンバー、トライボ特性評価チャンバー、各種ガス雰囲気下で高温熱処理可能なリアクターチャンバー、革新鋼材の耐食性向上に必要なとされる模擬表面処理が可能な熔融金属コーティングチャンバー、試料ストレージチャンバーなどを装備する。



図 3-2.6.2-20 導入装置外観

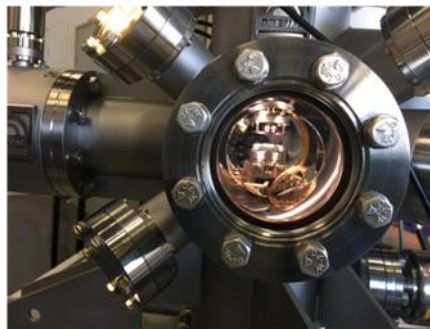


図 3-2.6.2-21 トライボ特性評価チャンバー

導入したトライボ特性評価チャンバーでは、生産性、加工性に及ぼす摺動特性評価のため、各プロセス環境を再現した中でのトライボ特性評価の実現を目指した（図 3-2.6.2-21）。

ラボ溶解した模擬鋼材を用い、フェライトパーライト組織(試料 1)、マルテンサイト組織(試料 2)、焼き戻し温度を変化させて作り分けたマルテンサイト組織鋼(試料 3、4、5)を作製した。それら試料の摺動特性を、開発したトライボチャンバー内で、トライボ特性を検討した。実験環境は、 $1 \times 10^{-4}$ Pa 以下の超高真空を採用した。鋼材と接触する部材には、直径 10mm の SUJ2 ボールを用い、2N ないしは 10N の一

定荷重を印加しながら、1mm/s の速度での往復摺動下での、摩擦係数を評価した。図 3-2.6.2-22 に、室温（25℃）における荷重 5N での測定結果を示す。一部試料では、試料温度 500℃、荷重 5N での測定も実施した（図 3-2.6.2-23）。

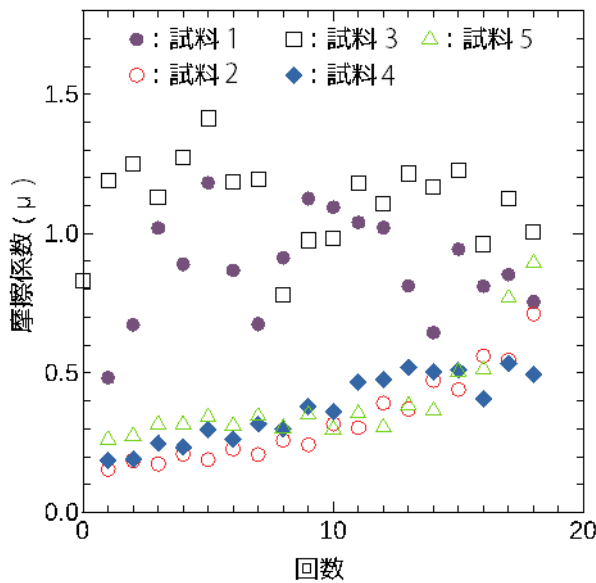


図 3-2.6.2-22 各試料の摩擦係数変化。  
室温（25℃）で最大 20 回の往復摺動  
下で実施

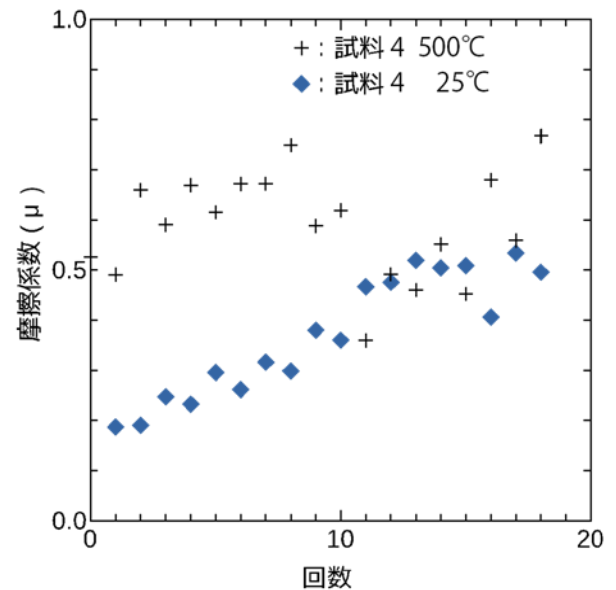


図 3-2.6.2-23 試料 4 における、試料温度、室温（25℃）および 500℃での摩擦  
係数変化

図 3-2.6.2-22 から、試料 2 のマルテンサイト組織鋼では、初期、最も低い摩擦係数を示し、フェライト-パーライト組織鋼（試料 1）、焼き戻し温度の最も高温の試料（試料 3）は、初期、大きな摩擦係数を示すなど、組織と摺動特性の相間を得ることに成功した。一般的に、大気中での測定では、フェライト-パーライト組織鋼の摩擦係数も、マルテンサイト組織鋼の値と大差ないことが知られており、高真空下での測定でこそ得られた、組織の持つ、本質的な特性が評価可能となったと考えている。その後、回を重ねるごとにマルテンサイト組織鋼の摩擦係数も増加する傾向を示した。試料 4 では、25℃および 500℃での摺動特性評価も行った。その結果、500℃では、初期から大きな摩擦係数を示すなど、温度による摺動特性の差異検出にも成功した。

摺動特性には、材料のもつ機械特性に加え、環境下での摩擦の結果現れる新生面や同時に生成される摩耗粉の組成、構造のトライボ特性に及ぼす影響が広く議論されている。初期、小さな摩擦係数を示したマルテンサイト組織鋼の摩擦係数が徐々に増加した理由も、こうした摩耗粉の組成、構造が関与するものと考えられる。本装置を用いて、各種環境下で摩擦特性を評価し、組織因子と雰囲気、摩擦界面の状態、摩耗粉成分の関係を材料ごとに明確にし、開発材製造工程の最適化研究に活用した。

## (2)-8 耐食性のその場観察技術の開発（北海道大学）

### [背景]

鋼材の耐食性は、実際の使用環境を模擬した環境中、もしくはこれをさらに過酷に制御した環境中における、暴露試験または電気化学的加速試験等により推し量られている。しかしながら、これらの加速試験結果が実際の腐食結果を精確に予想するものとはならない等、従来の耐食性評価には問題を抱えている。本研究では、軽元素による耐食性の向上及び稀少元素の代替技術の探索のためのその場観察技術を検討し、実際に中高炭素鋼及び稀少元素削減材について耐食性皮膜を評価した。

本研究では、耐食材料開発のため腐食過程のその場分析技術として、可視光を用いた分析技術の検討を行い、特に電気化学偏光反射顕微鏡の有効性を見出し、溶液フローセルとの組み合わせ分析法のレベルアップを図ってきた。結果、流体力学的な電気化学現象の解析が可能となった。さらに、溶液フローセルと誘導結合プラズマ発光分光分析装置 (ICP-OES) を組み合わせたオンライン溶液分析測定系を構築した。結果、電気化学測定（対流ボルタンメトリー）に伴う反応生成物を下流の ICP-OES に移送することにより検出できるようになった。この時、電気化学セル内および移送流路内の物質拡散は不可避であり、本測定系内の電気化学測定と OES 間には時間応答のズレが生じるために物質検出効率の対応が難しいという問題があった。また、OES 単体の検出下限が高く、微量元素について感度よく測定できないことも課題であった。両課題については、いずれも装置改良により大きく改善できる見込みを得た。

### [皮膜成長挙動解析技術の開発]

多電極法用溶液フローセルを作製した（図 3-2.6.2-24）。Fe-6Cr 試料電極の下流に2つのグラッシーカーボン（以下、GC）検出電極を設置したチャンネルフローマルチ電極セルとした。GC 電極で  $\text{Fe(II)} \rightarrow \text{Fe(III)} + e$  および  $\text{Cr(III)} \rightarrow \text{Cr(IV)} + 3e$  の酸化反応を行わせることで、試料から溶出する Fe(II)種および Cr(III)種をそれぞれ検出可能とした。以下、改良したチャンネルフロー三重電極法が可能な溶液フロー電気化学セルを組み合わせた偏光顕微鏡を耐食性皮膜の解析に適用した例について述べる。

弱酸性硫酸ナトリウム水溶液の層流対流下、Fe-6Cr を動電位アノード分極した際の不働態に到るまでの活性域において Fe(II)種の溶出量は対流の影響を受けないが Cr(III)種の溶出量は流速増大により減少することが見出された（図 3-2.6.2-25）。分極後に行なったオージェ電子分光分析の結果、対流下で不働態化した Fe-6Cr の最表面の Cr 濃度が増加したことから、活性態から不働態化するまでの溶液対流は Fe-6Cr の下地由来の Cr を不働態皮膜内に濃化させる効果があり、耐食性向上に有意であることが示唆された。

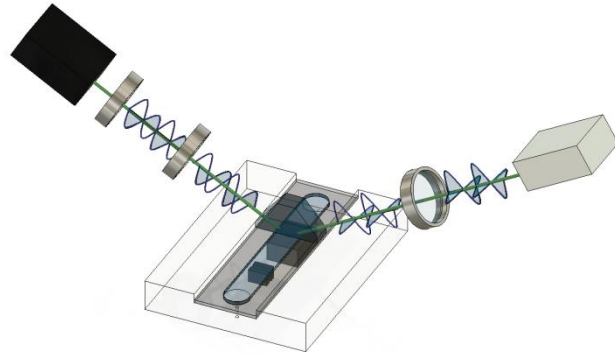


図 3-2.6.2-24 チャンネルフロー三重電極法が可能な溶液フロー電気化学セルを組み合わせた偏光顕微鏡の光学系と溶液流路の概略図

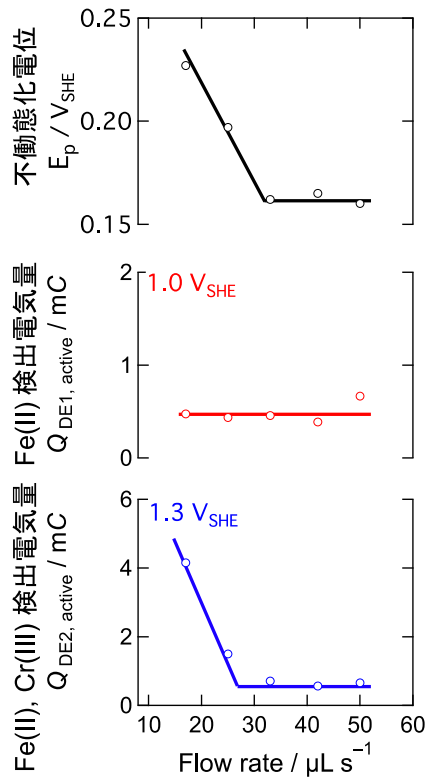


図 3-2.6.2-25 溶液フローセルを用いた Fe-6Cr の動電位分極中に測定された不働態化電位、活性溶解中に検出電極で流れた Fe(II) 検出電気量と Cr(III) 検出電気量の流速依存性。

[オンライン溶液分析技術の開発]

皮膜や腐食生成物として鉄鋼表面に残留する物質は、分光分析により比較的容易に解析可能である。一方、溶液中に移行し、散逸される元素、物質については



どうであろうか？これらに対しても定量的な解析を実施することでマスバランスに配慮した解析が可能となる。

溶液に移行した腐食生成物解析手法として、誘導結合プラズマ発光分光分析装置 (ICP-OES) に溶液フロー型電気化学セルを組み合わせたオンライン溶液分析技術の測定系の構築を進めた。この過程で、電気化学測定と OES の間に時間応答のズレが生じることが問題となった。また、OES は単体での検出下限が高く、微量元素について感度よく測定できないことも課題であった。これら課題について検討をすすめた。

#### [時間応答の誤差最小化]

まず、時間応答の問題を検討するため、流路内の物質拡散現象と電気化学セル中の電極表面から発生する物質を OES 検出するまでの時間差について理論と実験の両方から検討した。有限要素法による流体力学計算を取り入れ、検出量の時間積分値を比較することにより電気化学反応生成物を迅速に定量可能にする流路構造条件の最適化を実施した。

実験には、Cu の電流効率 100% を示すアノード分極挙動を利用し、電気化学セル内高さ、流路長、流量などの流路構造条件を変えて、実測および有限要素法による流体力学計算を実施し、OES により検出される物質量の時間依存性を求めた。得られた検出量の時間応答解析には積分法を用い、電気化学反応生成物を迅速に定量可能にする流路構造条件を最適化した (図 3-2.6.2-26)。

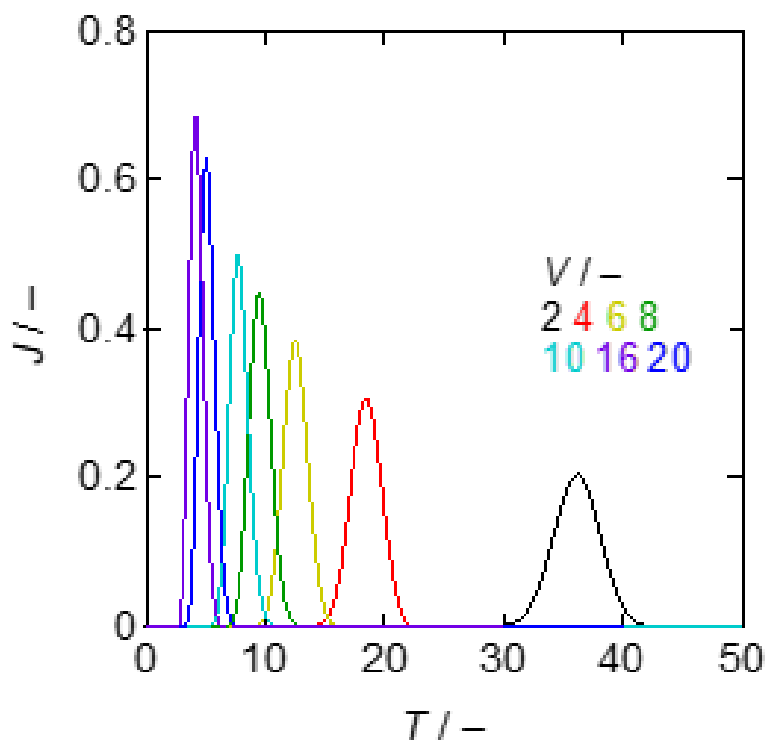


図 3-2.6.2-26 オンライン ICP-OES 装置系により得られる規格化検出信号  $J$  の規格化時間  $T$  応答依存性。規格化流量  $V$  を変えた。

[検出下限の問題]

従来、水溶液中の電気化学分析法の単独使用では、Al 溶解種の検出はできなかった。上述により最適化した流路構造条件を持つ電気化学セル・移送流路を利用したオンライン測定系を、pH3.3 硫酸ナトリウム水溶液中、3つの Fe-Al 材（純 Fe、Fe-6%Al、Fe-12%Al）の動電位アノード分極に適用した（図 3-2.6.2-27）。OES により検出された Fe および Al 種溶解速度の電極電位依存性は、電気化学的に測定された試料電流の電極電位依存性にほぼ対応し、Fe とともに添加した Al 種の溶解速度をオンライン定量することに初めて成功した。Fe-Al 材のアノード溶解電流は材料中 Al 添加濃度の増加により減少する傾向が見られたが、Al 添加濃度によらず Al の溶解とともに主成分である Fe の溶解も抑制されることを見出した。一方、活性態において、Al の溶解濃度には Al 添加濃度依存性が明瞭に見られない。Al 溶解速度の全溶解速度に対する比率  $r_{Al}/(r_{Al}+r_{Fe})$  は電極電位の貴化により減少したことから、Al 添加により活性溶解反応生成物の一部が材料表面上に滞留しやすくなり、後続の溶解反応の妨げ、すなわち物質輸送の制限に寄与することが示唆された（図 3-2.6.2-28）。この Al 成分の表面濃化はオンライン実験後に取り出した試料表面のオージェ電子分光分析(AES)においても、表面酸化物中の Al 濃化として確認された（図 3-2.6.2-29）。本研究で開発したオンライン測定系は Al のような難電気化学検出元素含有鋼材中の腐食環境その場測定法として優れることが実証された。

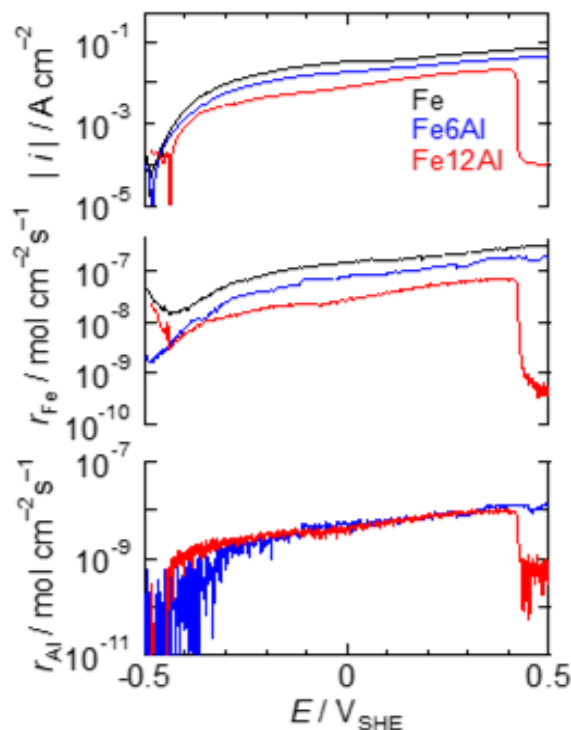


図 3-2.6.2-27 オンライン ICP-OES 装置系により得られる動電位アノード分極曲線（上）と Fe 種溶出速度（中）および Al 種溶出速度（下）の電極電位依存性

得られた測定系を硫酸ナトリウム水溶液中 Fe-Al 材の動電位アノード分極測定に適用し、合金中 Al 種の溶解挙動から本鋼材の耐食性に与える影響について評価した。

さらに、ICP-OES 溶液分析装置の機能向上のため超音波ネブライザーを導入した。当該装置は溶媒の霧化ユニットに超音波振動子（標準装備の気液混合タイプネブライザーよりも霧化能力が高い）および脱溶媒装置を備えることにより、従来まで検出不可だった微量添加成分の検出精度を向上させることに成功した。これにより硫酸ナトリウム水溶液中 Fe-Si 材のアノード分極測定において溶解する Si 種の定量評価も可能となった。

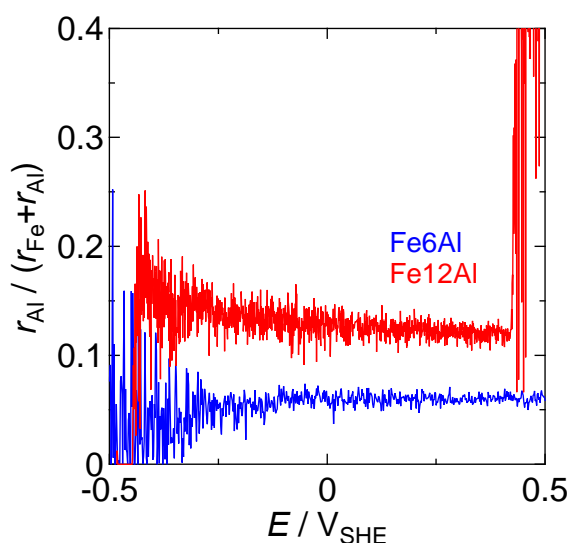


図 3-2.6.2-28 Al 溶出速度割合の電極電位依存性。添加濃度にほぼ依存するが、Fe-12%Al では電位の貴化により減少する傾向が見られる。

ICP-OES 溶液分析装置の検出下限値の向上するため超音波ネブライザーを導入した。

当該装置は標準装備（気液混合タイプ）のネブライザーよりも霧化能力の高い超音波振動子と脱溶媒機能を備えることにより、試料溶液の検出効率を最大一桁程度（メーカーカタログ値）向上させる能力を有する。ICP-OES 装置への超音波ネブライザーの導入により試料溶液移動流路は長くなり、濃度検出の迅速性は損なわれたが、検出下限が確かに下がり高感度化することが確認された。例えば、Si については 0.01ppm の検出感度が示され、従来の標準型に比べて超音波ネブライザー使用時 1/5.3 の微量まで検出できることがわかった。

超音波ネブライザーの有効性が確認された。今後、電気化学セルと組み合わせ測定最適化をすすめることで、さらなる感度向上が実現できる見込みを得た。

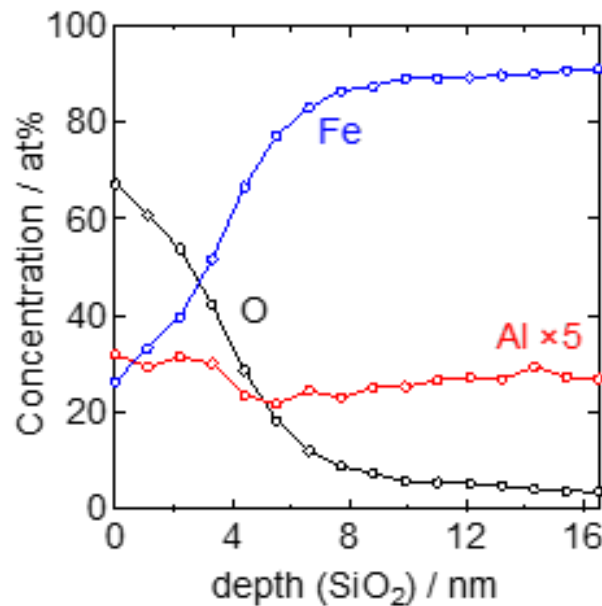


図 3-2.6.2-29 0.2V<sub>SHE</sub>にてアノード分極した Fe-6%Al 表面 AES 深さ分析結果。酸化物中に Al が存在することがわかる。

## (2)-9 革新鋼材中固溶軽元素の耐食性発現機構の解明（東北大）

[第一原理計算による固溶軽元素の耐食性発現機構の解明]

[背景]

窒素(N)、炭素(C)、ホウ素(B)などの軽元素は、鋼材の機械的性質を改良する際の代表的な添加元素である。これらは、少量の添加であっても強度や延性が大きく変化するため、鋼にとって非常に有益な元素である。また、窒化や浸炭などの表面改質法を利用すると、容易にしかも多量に添加できるという利点もある。しかし、鋼の耐食性における軽元素の役割には不明な点も多い。特に、軽元素は鋼が腐食する際に、NO<sub>2</sub><sup>-</sup>、CO<sub>3</sub><sup>2-</sup>、BO<sub>3</sub><sup>3-</sup>などのオキシアニオンとして溶解することが多く、高い防食作用を発揮すると考えられている。しかし、その作用を系統的に解析した研究論文は見あたらない。また、軽元素と鉄(Fe)の電気陰性度には大きな差がある。このため、軽元素の添加により Fe の電子状態が大きく変化することが予想される。しかし、Fe の電子状態と鋼材の溶解速度とを結びつけて解析した研究論文も見あたらない。そこで、Fe-N、Fe-C、Fe-B 合金を作製し、これらの溶解速度を調査し、オキシアニオンの防食効果と Fe の電子状態との関連性を解析した。

[実験方法]

[試験片]

試験片として、純 Fe 粉（粒径約 180μm）、Fe<sub>4</sub>N 粉（粒径約 50μm）、黒鉛粉（粒径約 500μm）、FeB 粉（粒径約 100μm）を出発原料として、粉末冶金により Fe-0.3N、Fe-0.3C、Fe-0.3B および Fe-0.006B 合金を作製した（数字は mass%を示す、以下同

様)。所定の粉末を秤量・混合し、黒鉛製ダイとプレスの中に装填し、1173 K にて 10 min 間の放電プラズマ法による焼結を行った。なお、昇温は 8 min で行った。焼結後、Ar を満たし 1323 K に加熱した炉内に、試験片を挿入し 3 min 経過後に水冷した。焼結体の大きさは、直径 15 mm、厚さ 5 mm とした。比較のため、純 Fe 粉末のみの焼結体も作製した。作製した焼結体の化学組成は、誘導結合プラズマ質量分析法により確認を行った。試験片は厚さ方向の中央で二分割し、分割面をダイヤモンドペーストで鏡面研磨して電気化学計測などに使用した。

#### [溶液]

電解液には、pH 6.0 あるいは 8.0 に調整したホウ酸-ホウ酸塩緩衝溶液を使用した(以下、ホウ酸塩緩衝液と呼称する)。このホウ酸塩緩衝液は、0.15 M  $\text{H}_3\text{BO}_3$  と 0.0375 M  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  を所定の pH になるように混合し作製した。また、鋼に添加された N、C、B から生成する化学種の効果を把握するため、 $\text{NaNO}_3$ 、 $\text{NaHCO}_3$ 、 $\text{H}_3\text{BO}_3$  を 100 mM 添加したホウ酸塩緩衝溶液も作製した。これらの化学種を添加した緩衝液の作製では、pH の再調整に、少量の 1 M NaOH を使用した。

#### [浸漬試験]

非脱気のホウ酸塩緩衝液(pH 6.0、8.0)を用いて浸漬試験を行った。温度は 298 K とし 12h 行った。溶液と露出させる試験面の大きさは、10mm×10mm として、側面および裏面は被覆を行った。

#### [マクロスケールの試験面での電気化学計測]

試験面の大きさを 10mm×10mm とするマクロスケールの電極で、静止溶液中での動電位分極曲線を計測した。以下、本報告書内での電位は SCE 基準での表示とする。動電位分極に先立ち、-1.2V で 600s 間のカソード処理を実施して、空気中生成皮膜を還元した。その後、アノード分極方向に動電位分極を行った。掃引速度は、 $3.8 \times 10^{-4} \text{ V s}^{-1}$  ( $23 \text{ mV min}^{-1}$ )とした。溶液が静止した条件に加え、回転電極を用いた動電位分極曲線の計測も行った。回転数は 200 rpm とした。動電位分極曲線は、いずれの場合も、脱気条件下において、289 K で計測した。

定電位分極を、ホウ酸塩緩衝液(pH 8.0)と、100 mM  $\text{NaNO}_3$  を添加したホウ酸塩緩衝液(pH 8.0)を用いて、289 K で 15h 行った。保持電位は、0.5、0.0、および-0.5 V とした。保持電位が-0.5 V の場合のみ、カソード処理(-1.2V、600s)を実施した。

#### [マイクロスケールの試験面での電気化学計測]

試験面の大きさを  $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$  としたマイクロスケールの電極で、静止溶液中での動電位分極曲線を計測した。非脱気条件下において、289 K で行った。

#### [表面解析・観察]

Cu K $\alpha$  線(Ni フィルター)を用いて、X 線回折(XRD)を行った。計測時のスキャンスピードは  $1^\circ \text{ min}^{-1}$  とし、回折強度のデータは  $0.02^\circ$ ごとにとり得た。得られたデータはスムージングと K $\alpha_2$  ピークの除去を行った。電界放射型走査電子顕微鏡(SEM)とエネルギー分散型 X 線解析装置(EDS)を使用し、試験片の表面観察と組成分析を行った。電子線の加速電圧は 20kV とした。なお、いずれの計測・分析も 298 K で行った。

#### [第一原理計算]

Vienna Ab-initio シミュレーションパッケージを使用し、密度汎関数理論に基づく第一原理計算を実施した。Projector augmented wave 法を使用することで、電子とイオンの相互作用を取り扱い、密度汎関数理論における交換と電子相関に関しては、Perdew-Burke-Ernzerhof による混成汎関数を使用した。本研究では、表 3-2.6.2-3 および表 3-2.6.2-4 に示すスーパーセル(supercell)を作成し計算を行った。なお、比較のため、C を含まない bcc Fe (純 Fe)についても計算を行った。

**表 3-2.6.2-3 Conditions of first-principles calculations for Fe-interstitial N, C, and B systems.**

System	Supercell	Number of Fe atoms	Concentration of N, C, B [at.%]	Concentration of N, C, B [mass%]	k-points
Fe-N	2 × 2 × 2	16	5.88	1.54	7 × 7 × 7
	3 × 3 × 3	54	1.82	0.46	6 × 6 × 6
	5 × 5 × 5	250	0.40	0.10	4 × 4 × 4
Fe-C	2 × 2 × 2	16	5.88	1.33	7 × 7 × 7
	3 × 3 × 3	54	1.82	0.40	6 × 6 × 6
	5 × 5 × 5	250	0.40	0.09	4 × 4 × 4
Fe-B	2 × 2 × 2	16	5.88	1.20	7 × 7 × 7
	3 × 3 × 3	54	1.82	0.36	6 × 6 × 6
	5 × 5 × 5	250	0.40	0.08	4 × 4 × 4

**表 3-2.6.2-4 Conditions of first-principles calculations for Fe-substitutional B systems.**

System	Supercell	Number of Fe atoms	Concentration of B [at.%]	Concentration of B [mass%]	k-points
Fe-B	2 × 2 × 2	15	6.25	1.27	7 × 7 × 7
	3 × 3 × 3	53	1.85	0.36	6 × 6 × 6
	5 × 5 × 5	249	0.40	0.08	4 × 4 × 4

[実験結果と考察]

[試験片のマイクロ組織]

試験片のマイクロ組織（エッチング：ナイトール）を光学顕微鏡で観察した（図 3-2.6.2-30）。純 Fe の表面は凹凸が少なく平坦であった。これに対し、Fe-0.3N と Fe-0.3C にはラスマルテンサイトのエッチング組織の特徴である凹凸が見られた。すべての試験片は、1323K でオーステナイト化した後に水冷を行っている。このため、Fe-0.3N と Fe-0.3C における N と C は、すべて固溶しているものと推定される。これに対し、Fe-0.3B のマイクロ組織には、黒い凹みが観察された。この凹みの部分の SEM 観察と EDS マップ分析を行った結果、黒い凹みは粒界に存在しており、凹みの部分から B が検出された。これらのことから、この黒い凹みは、粒界に析出した Fe<sub>2</sub>B など

のホウ化物が、エッチングや表面研磨などの際に溶解して生じたものと判断される。これに対して、Fe-0.006B には明瞭な凹みは見受けられなかった(図 3-2.6.2-30i, j)。Fe-0.006B に添加した B は、その大部分が固溶しているものと判断される。

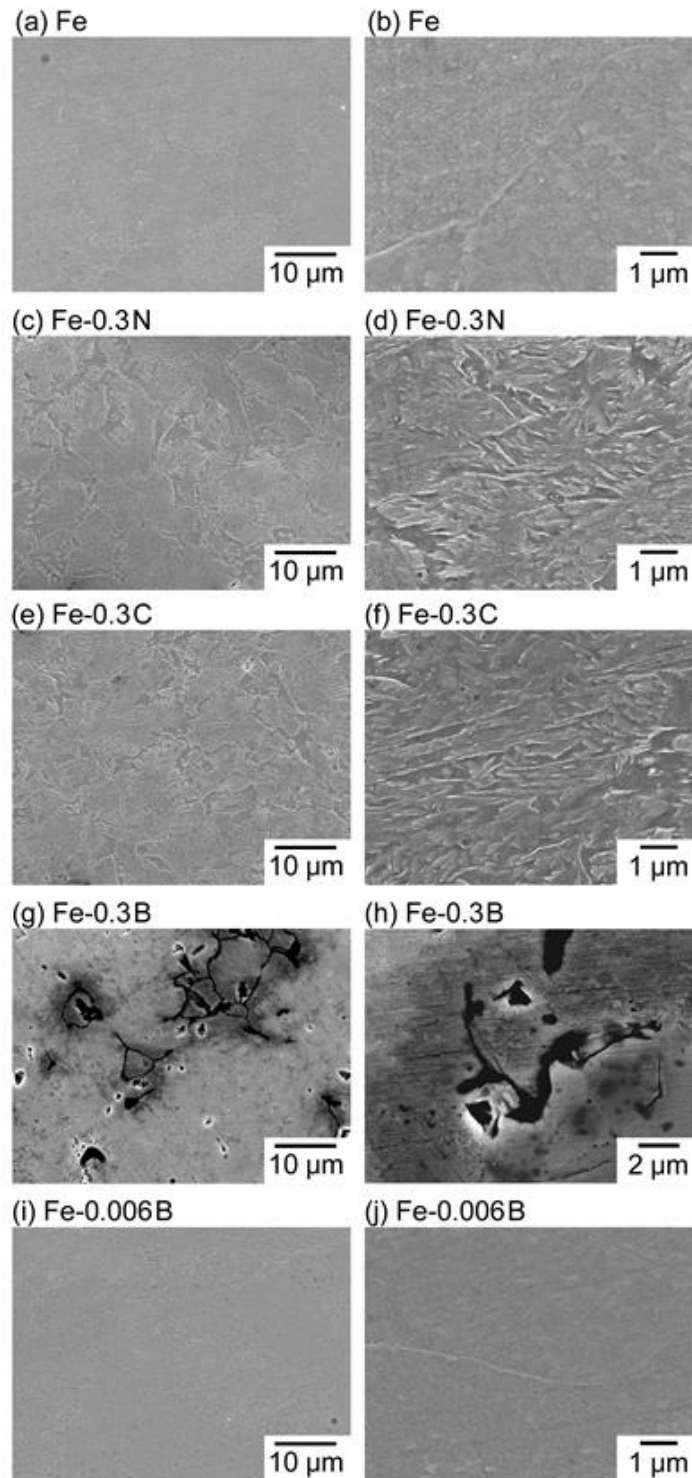


図 3-2.6.2-30 (a, c, e, g, i) Low and (b, d, f, h, j) high magnification SEM images of specimens etched in 3 vol.% nital: (a-b) Fe, (c-d) Fe-0.3N, (e-f) Fe-0.3C, (g-h) Fe-0.3E and (i-j) Fe-0.006B.

[ホウ酸塩緩衝液中での腐食形態]

浸漬試験を行い、試験片の耐食性と腐食形態を調査した（図 3-2.6.2-30、31）。pH 8.0 のホウ酸塩緩衝液（12h）の場合、いずれの試験片でも全面が腐食により褐色に変色した。変色は純 Fe、Fe-0.3B と Fe-0.006B で比較的顕著であり、Fe-0.3N と Fe-0.3C では比較的軽微であった。特に、Fe-0.3B と Fe-0.006B では、粒界に沿って局所的な侵食が生じることが分かった。これら Fe のホウ化物に起因する局部腐食であると思われる。

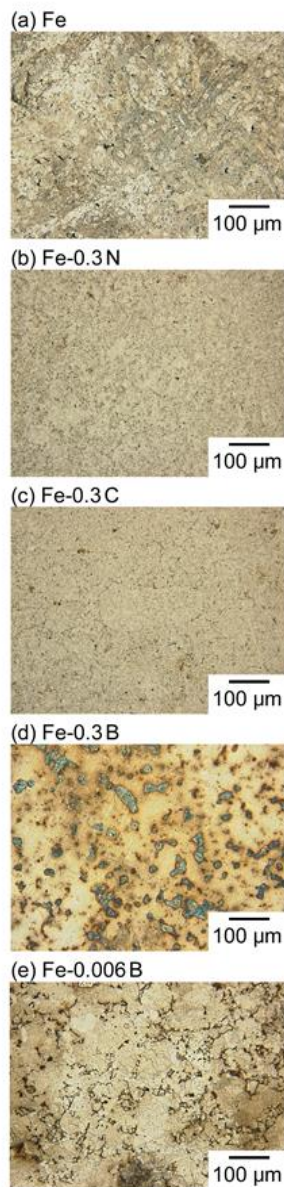


図 3-2.6.2-31 Optical microscopy images of (a) Fe, (b) Fe-0.3N, (c) Fe-0.3C, (d) Fe-0.3B, and (e) Fe-0.006B after immersion in boric-borate buffer solution at pH 8.0 for 12 h.

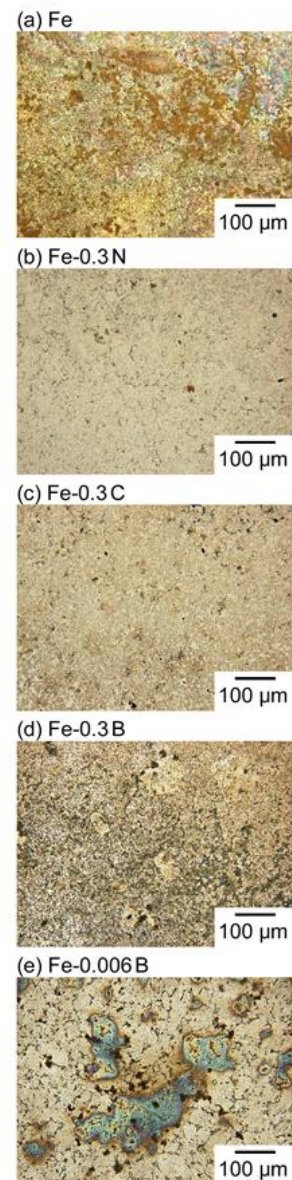


図 3-2.6.2-32 Optical microscopy images of (a) Fe, (b) Fe-0.3N, (c) Fe-0.3C, (d) Fe-0.3B, and (e) Fe-0.006B after immersion in boric-borate buffer solution at pH 6.0 for 12 h.



pH 6.0 のホウ酸塩緩衝液 (12h) の場合にも、すべての試験片に全面的な変色 (腐食) が生じた。この場合も、変色は純 Fe、Fe-0.3B と Fe-0.006B では比較的顕著であり、Fe-0.3N と Fe-0.3C では比較的軽微であった。特に、Fe-0.006B では、粒界に沿って顕著な変色 (腐食) が生じた。以上より、N と C はホウ酸塩緩衝液中での Fe の耐食性を向上させるが、B は局部腐食を引き起こす可能性があることが分かった。

[動電位分極挙動]

鋼の耐食性に及ぼす軽元素の影響を電気化学的に把握するため、マクロスケールの試験面を使用して、pH 8.0 のホウ酸塩緩衝溶液中で動電位分極曲線を測定した (図 3-2.6.2-33)。分極曲線には、-0.8 から -0.3 V の範囲に、活性溶解による電流増加 (活性態) が見られた。Fe-0.3B を除き、活性態よりも高い電位では不働態化が生じた。活性溶解のピーク電流密度は、(高) Fe > Fe-0.006B ≈ Fe-0.3B > Fe-0.3N ≈ Fe-0.3C (低) の序列になった。活性態でのピーク電流密度は、鋼のアノード溶解の速度と不働態化の能力のバランスで決まるものであり、N と C は、Fe の耐食性を高める効果があることが明らかになった。さらに、不働態域での電流密度を比較すると、(高) Fe > Fe-0.006B > Fe-0.3C > Fe-0.3N (低) であった。不働態域においても、N と C は鋼の溶解を防止する作用があるものと思われる。Fe-0.006B では、不働態化域において小刻みな電流振動が見られた。これはホウ化物を起点とした再不働態化性の孔食発生によるものと思われる。Fe-0.3B では、不働態化が起こらなかった。この原因も、ホウ化物を起点とした孔食によるものと推察される。

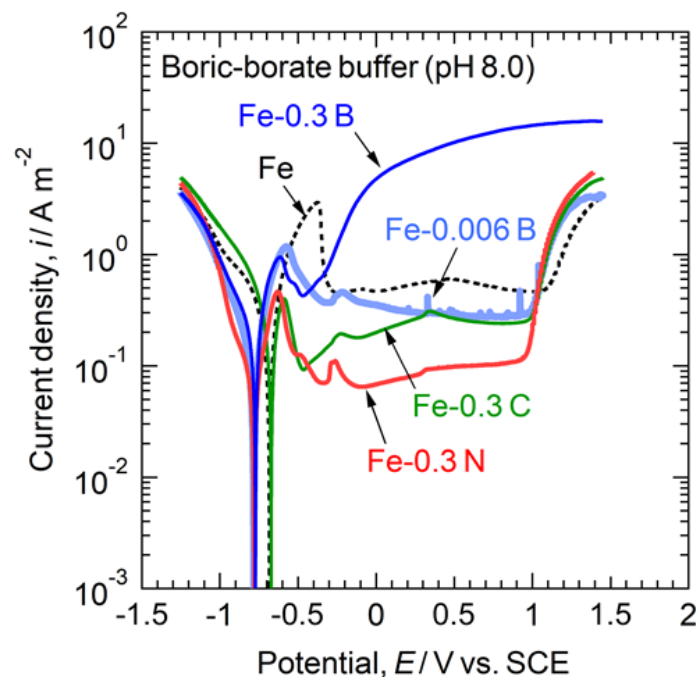


図 3-2.6.2-33 Macro-scale potentiodynamic polarization curves in boric-borate buffer solution at pH 8.0.

[溶解化学種による防食作用]

N、C、B から生成する溶解化学種を推定するため、電位 - pH 図を作成した (図 3-2.6.2-

34)。その結果、N の場合には、電位に依存して、 $\text{NH}_4^+$ 、 $\text{NO}_2^-$ 、 $\text{NO}_3^-$ のいずれかが生成することが分かった。また、C の場合には  $\text{HCO}_3^-$ が、B の場合には  $\text{H}_3\text{BO}_3$  が、鋼の溶解に伴い生成するものと推察された。そこで、ホウ酸塩緩衝液に  $\text{NaNO}_3$ 、 $\text{NaHCO}_3$ 、 $\text{H}_3\text{BO}_3$ を 100 mM 添加し、pH を 8.0 に調整した溶液中で、純 Fe のアノード分極を計測した。そして、これらの化学種が無添加の場合との比較を行った(図 3-2.6.2-35)。その結果、 $\text{NaNO}_3$ は純 Fe の活性溶解と不働態溶解を共に抑制することが分かった。 $\text{NaHCO}_3$ と  $\text{H}_3\text{BO}_3$  の場合には、主に不働態溶解を抑制することが分かった。

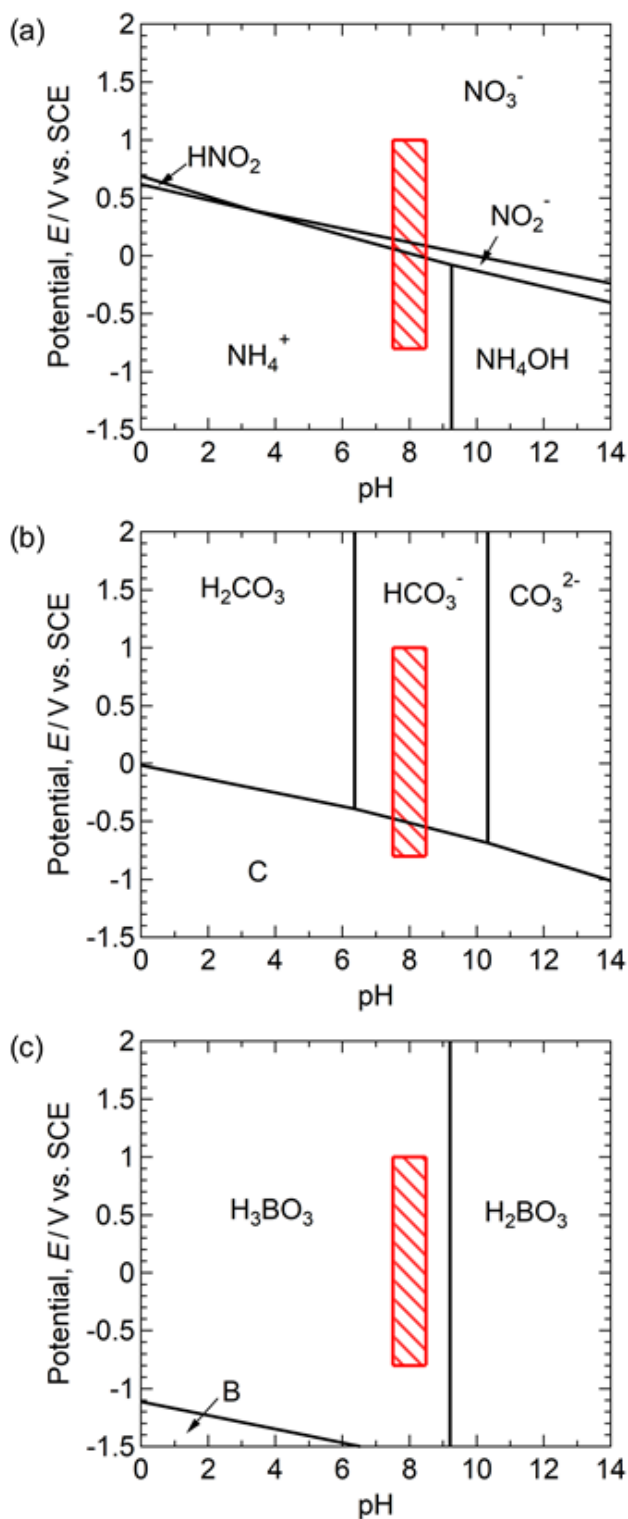
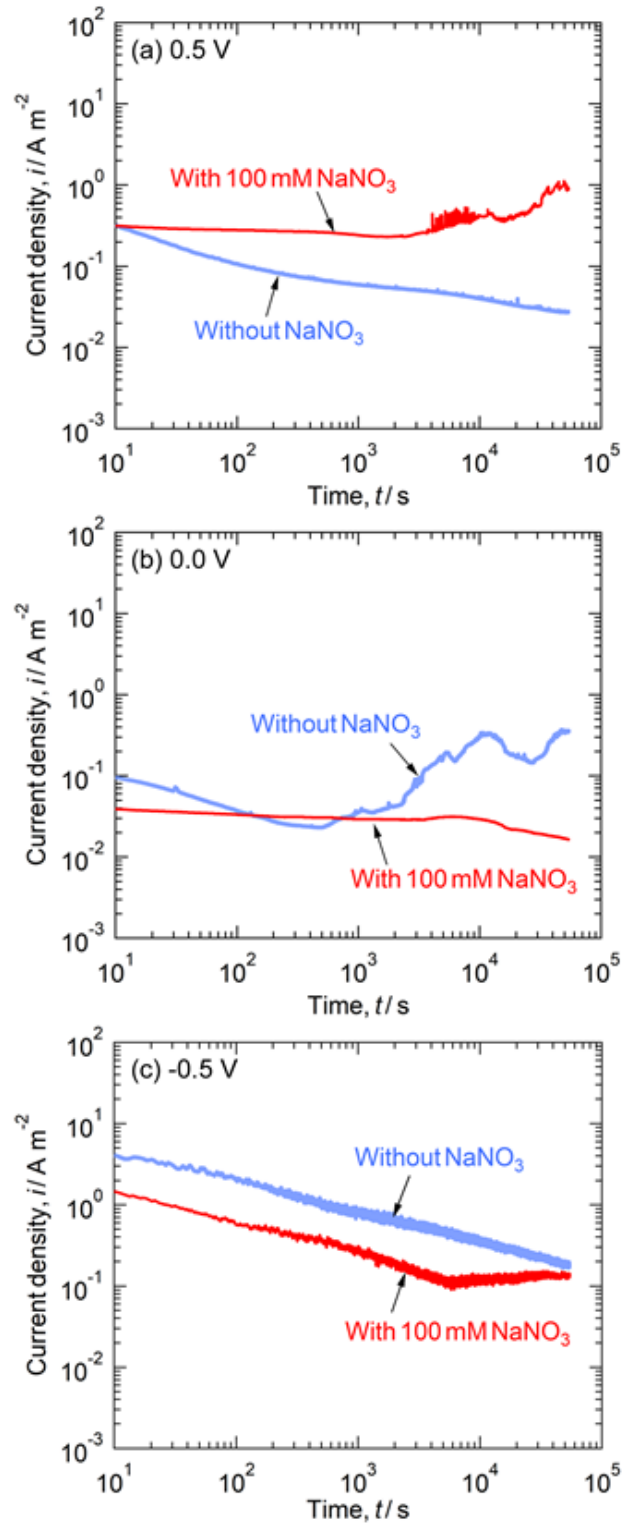


图 3-2.6.2-34 Potential-pH diagrams for the (a) N-H<sub>2</sub>O, (b) C-H<sub>2</sub>O, and (c) B-H<sub>2</sub>O systems at 298 K. The concentrations of soluble species are 1.0 mol kg<sup>-1</sup>. During the macro-scale polarization measurements, anodic currents were observed in the potential region from -0.8 to 1 V, and this potential region is indicated by the slashed rectangles.



⊠ 3-2.6.2-35 Effect of  $\text{NaNO}_3$  on the changes in current densities with time for pure Fe by macro-scale potentiostatic polarization at (a) 0.5 V, (b) 0.0 V, and (c) -0.5 V in boric-borate buffer solution at pH 8.0.

[N、C、B 添加による金属 Fe の電子状態の変化]

第一原理計算を用いて、N、C、B 添加による金属 Fe の電子状態の変化を解析した。計算に使用した supercell においては、添加元素を bct 構造の八面体位置に配置して計算を行った(図 3-2.6.2-36a)。なお、B に関しては置換型の固溶の可能性もあるため、B を Fe と置換した場合についても計算を行った。

第一原理計算により、電子状態密度 (electronic density of state: DOS) に及ぼす添加元素の種類と添加量の影響を解析した。その結果(図 3-2.6.2-37)、N、C、B のいずれにおいても、これらの元素を添加すると、フェルミ準位近傍の電子占有状態の減少が生じることが明らかになった。B 添加の効果はやや不明瞭であるが、N と C では、フェルミ準位近傍の電子占有状態の減少が生じる。Fe $\rightarrow$  Fe $^{2+}+2e^-$ などの酸化還元反応に参与する電子は、フェルミ準位近傍に存在するものであり、状態密度の低下は電気化学反応の速度の低下をもたらすものと推定される。

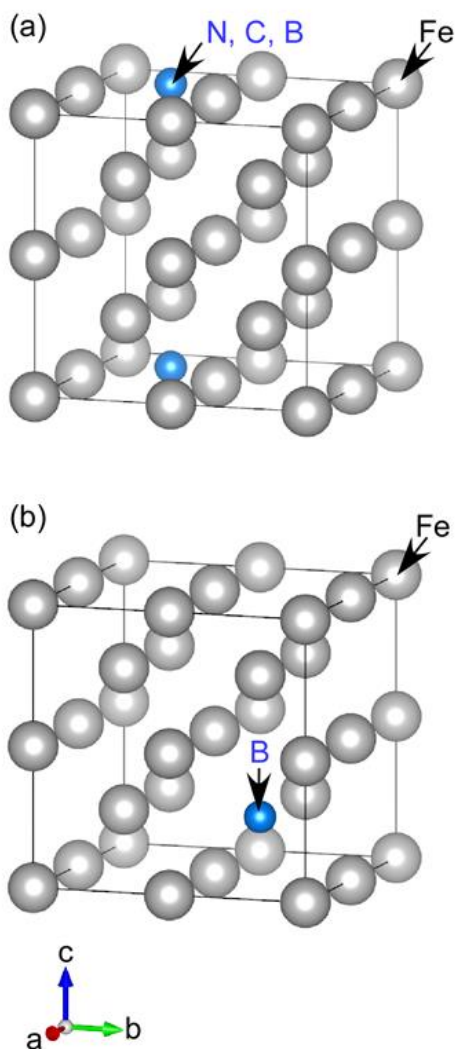


図 3-2.6.2-36  $2 \times 2 \times 2$  supercells of bcc Fe with (a) one interstitial element and (b) one substitutional element.

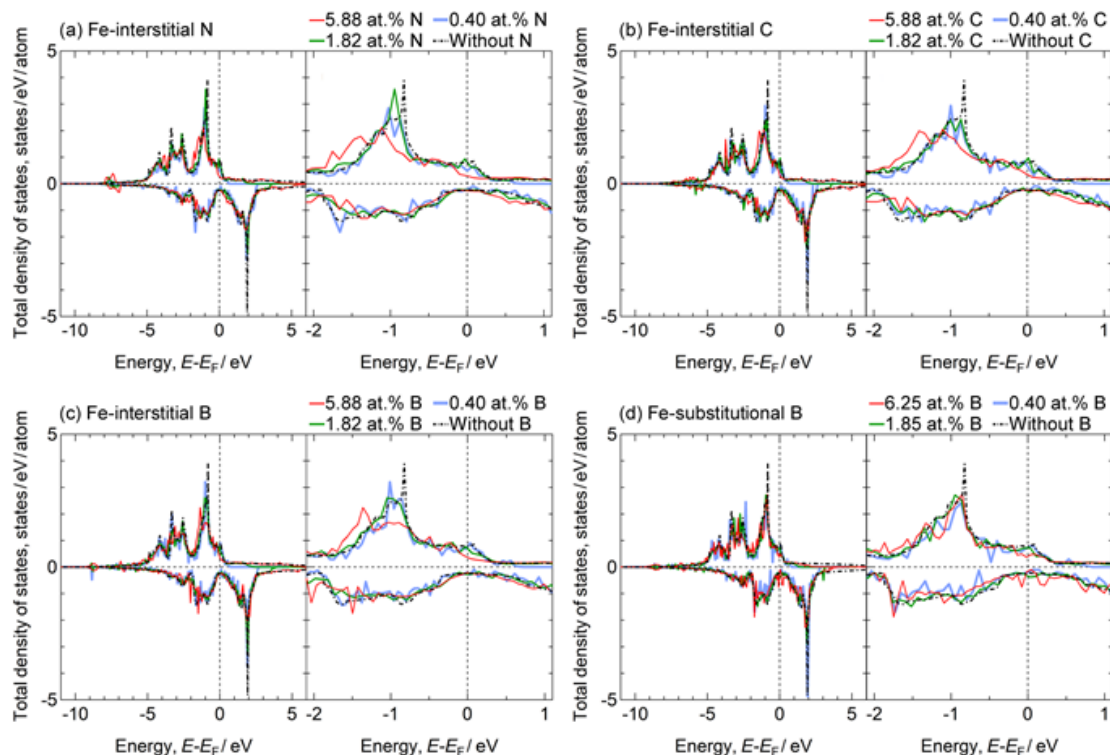


図 3-2.6.2-37 Total electronic density of states (DOS) of (a) Fe-interstitial N, (b) Fe-interstitial C, (c) Fe-interstitial B, and (d) Fe-substitutional B systems. The DOS of pure Fe system is also presented.

[結論]

鉄鋼に対する侵入型固溶元素による耐食性向上の可能性およびその評価手法を検討した。結果、以下が明らかとなった。

- (1) 放電プラズマ焼結法を使用して、純 Fe、Fe-0.3N、Fe-0.3C、Fe-0.3B、Fe-0.006B (数字:mass%) を作製した。N と C は全量をマルテンサイト相に固溶させることができたが、B は一部がホウ化物として析出していた。
- (2) 純 Fe および各合金の浸漬試験と動電位アノード分極試験の結果から、Fe に合金化された固溶状態の N と C には、Fe の活性溶解と不働態溶解を抑制する効果があることが分かった。
- (3) pH 8.0 のホウ酸塩緩衝液中に添加された  $\text{NaNO}_3$  は、動電位分極では活性溶解と不働態溶解を抑制した。特に、長時間の定電位分極から、 $\text{NO}_2^-$  や  $\text{NH}_4^+$  の安定域に対応する低電位域において、より効果的に Fe の溶解を抑制することが分かった。
- (4) pH 8.0 のホウ酸塩緩衝液中に  $\text{NaHCO}_3$  あるいは  $\text{H}_3\text{BO}_3$  を添加した場合、主に Fe の不働態溶解が抑制されることが分かった。
- (5) 第一原理計算の結果、N、C、B のいずれを添加した場合においても、Fe のフェルミ準位近傍の電子占有状態の減少が生じる。特に、N と C でその傾向が顕著であり、添加量と共に、電子占有状態の減少の程度も顕著になることが分かった。

## (2)-10 革新鋼材の金型成形性向上のための表面作りこみ検討

### [背景]

革新鋼材社会実装にむけた議論を加速する中で、製造性、製造コストは大きな問題となっている。数多くのプロセスがある中で、主に材料供給メーカ以外が実施することになるプレス成型性について従来鋼材並みの特性を担保しておく必要があると考えられた。そこで、プレス加工時のコスト要因となる金型摩耗の減少のため、本項目では、鋼材表面の摺動特性の評価方法および摺動性向上のための技術開発を行った。

革新鋼材の高度な材料特性は、材料メーカー製造プロセスの中で実現されていることから、その材料特性を最大限生かすためには、材料出荷後に組織に影響を及ぼす高温加熱は避ける必要があり、プレス加工など後工程では、室温近傍での加工が理想とされる。よって本検討でも、室温近傍での評価、特性改善を目指した。具体的には、室温近傍では元素の拡散や変態といったバルク特性の変調を利用することは難しく、表面での酸化などを活用した特性改善を狙う必要がある。一方、潤滑特性改善のために用いられる潤滑油下では低酸素分圧環境であることが想定され、必ずしも鋼材の潤滑環境としては好ましいとは言えない。本検討では、想定される低酸素分圧環境下での摺動特性評価のための雰囲気制御摺動特性評価技術の開発をすすめてきた。本手法をいくつかの鋼材に適用した。

### [試料と実験方法]

革新鋼材の材料特性制御のための添加元素、a、b、c、dに注目した革新鋼材模擬鋼材を作製した。本テーマで開発したのトライボ特性評価装置を用い、摺動試験を行った。実験環境は、ベースの真空を、 $1 \times 10^{-6}$  mbar 以下の超高真空として、酸素分圧を制御しながら摺動特性を評価した。

摺動試験時、鋼材と接触する部材には、直径 10mm の SUJ2 ボールを用いた。荷重は、5 Nとし、1 度/s の回転運動での往復摺動試験を行い、その摩擦係数を評価した。

### [結果]

革新鋼材を構成する元素のうち a、b、c、dに注目し、その添加量、組み合わせを変化させながら、摺動特性の評価をすすめた。結果を図 3-2.6.2-38 に示す。図 3-2.6.2-38 より、検討した元素のうち、c と d には、低酸素分圧下での鋼の摺動特性に対して、良好な作用を示したことが指摘できる。d 単独添加で最も良好な摺動特性を示し、さらに c 元素の複合添加でも大きく摺動特性が損なわれることはなかった。一方、a、b 元素を添加された鋼材では、いずれも摺動回数 40 回までには、摩擦係数 1 を超えた。a、b 元素が添加された鋼に c 添加、b 添加鋼に対する c、d 元素の添加も大きな改善効果を得ることはできておらず、a、b 元素は、鋼の摺動特性を劣化させる可能性が高いと判断された。

以上より、本知見を活用することで、革新鋼板の摺動特性確保のためには、a、b 添加の抑制、d 元素添加は必須、c は摺動特性に悪影響を与えないことから、添加可能元素と仕分けることができると考えられる。今後、これら成分を考慮した上での材料

機械特性の確保が重要となる。一方、これら元素の存在状態、摺動特性への作用機構については不明な点が多く、さらなる解明研究をすすめる。

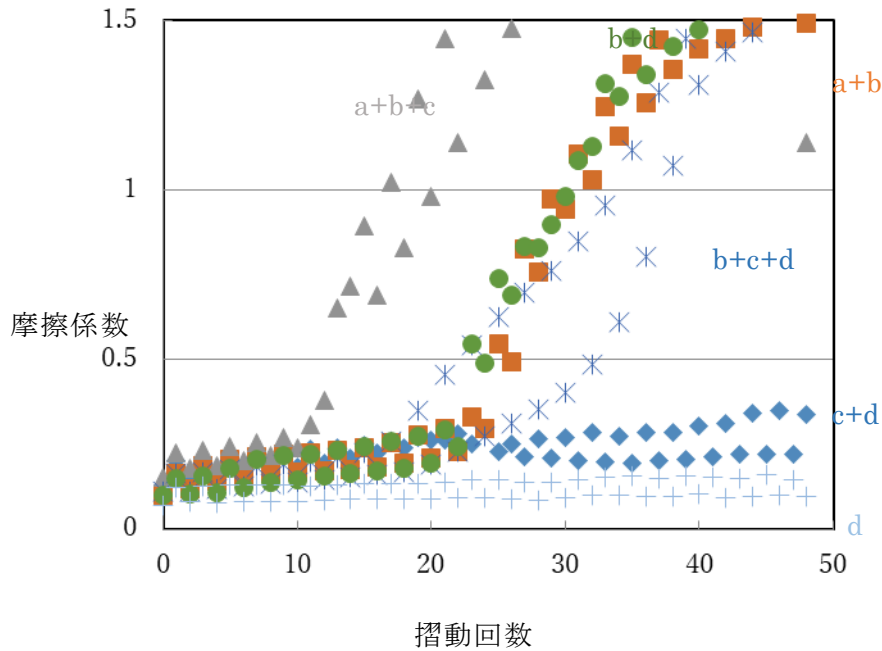


図 3-2.6.2-38 革新鋼材添加元素の摺動性に及ぼす効果検証結果。

[結論]

革新鋼材の社会実装時に必要とされるプレス摺動性について、環境中での酸化作用による摺動特性の改善を狙い、添加元素の作用を検討した。結果、以下が明らかとなった。

- (1) 中炭素鋼において、いくつかの添加元素効果を検討した結果、d が良好な特性を示した。
- (2) a、b は摺動特性に悪影響を与えた。c は、d 元素添加で向上した摺動特性に悪影響をあたえない。
- (3) a、b、c、d の存在状態調査を進め、作用機構を解明し、革新鋼材の材料設計技術の向上のための基礎データとする。



(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.6.2-5 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2014FY	0	0	2	0	0	0	0	0	1
2015FY	2	0	1	0	0	0	0	0	1
2016FY	2	0	0	0	0	0	0	1	1
2017FY	1	0	7	0	0	0	0	0	2
2018FY	1	0	4	0	0	0	0	0	1
2019FY	2	0	9	0	0	0	0	4	1
2020FY	4	0	10	0	0	0	0	1	1
2021FY	1	0	2	0	0	0	0	1	1
2022FY	2	0	3	0	0	0	0	1	1
合計	15	0	38	0	0	0	0	8	10

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.6.2-6 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2014FY	2	0	0
2022FY	0	0	0
合計	2	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.6.2.3 参考文献

なし

## 2.6.3 [テーマ番号 2 4] 炭素活用による革新的加工性を有する超高強度鋼板の開発 (2013 年度～2017 年度)

### 2.6.3.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

自動車や輸送機器の軽量化を目的としたハイテンの適用拡大には、強度のみならず加工性（伸び特性）も抜本的に向上させる必要がある。本テーマでは、加工熱処理による基礎素材特性の極限追求をコンセプトに、複相組織鋼板におけるマイクロ組織微細化、炭素を活用した微細且つ安定な残留オーステナイトの確保、さらには焼鈍熱処理時の  $\gamma$  粒径微細化といった冶金的制御因子の機械的特性に及ぼす影響を明確化することを通し、従来延長線上で見込まれる特性を大幅に上回る高強度・高延性鋼板の組織制御・製造プロセス指針を構築することを目的とする。

#### (2)目標値

表 3-2.6.3-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	最終目標 (2017 年度末)
鋼板開発	引張強さ (TS) $\geq$ 1.2GPa、伸び (El) $\geq$ 20% (TS $\times$ El $\geq$ 24,000)	TS $\geq$ 1.2GPa、El $\geq$ 25% (TS $\times$ El $\geq$ 30,000)	TS $\geq$ 1.5GPa、El $\geq$ 20% (TS $\times$ El $\geq$ 30,000) (2015 年度末に 2022 年度末目標を 5 年前倒 しし、2017 年度末目標 とした)
解析・評価手法開発	炭素の分析下限が 30ppm (点分析)	炭素の分析下限が 20ppm (点分析)	炭素の分析下限が 10ppm (点分析)

#### (3)全体計画

##### ①高強度高延性中高炭素鋼の開発

自動車や輸送機器の軽量化を目的としたハイテンの適用拡大には、強度だけでなく加工性（伸び特性）も抜本的に向上させていく必要がある。本テーマでは、加工熱処理による基礎素材特性の極限追求をコンセプトに、複相組織鋼板において従来の延長線上で見込まれる値を大きく超える伸びを実現する。具体的なアプローチは、強度を担うマルテンサイトやベイナイトといった硬質相の超微細化による鋼の生地そのものの高延性化と、加工により変態して延性を高める残留オーステナイトの微細分散による伸びの向上である。従来は、ベイナイトの微細化技術が不十分であり、かつ残留オーステナイトによる高い延性を安定的に実現することができなかった。ここでは、これまであまり注目されてこなかったベイナイトやマルテンサイトの微細化を積極的に行うことで安定なオーステナイトを多量に残存させることによって、革新的な伸びの向上を目指す。2014 年度は、現実的な加工熱処理プロセスを前提に、第一中間目標特性（自主目標）である引張強さ 1.2GPa で伸び 20%を達成する加工熱処理法を 1 年前倒しで確立した。2015 年度は、さらに技術を発展させて、第二中間目標特性（自主目標）である引張強さ 1.2GPa で伸び 25%を有する鋼板を 2 年前倒しで開発した。本

結果を受けて、2015 年度末に、最終目標特性（PJ 公募目標）達成を 5 年前倒しし、2017 年度末での達成を目指すこととした。

## ②中高炭素鋼の解析・評価手法の開発

本プロジェクトでは、延性が従来の延長線上にない革新的なハイテンを開発するテーマとして、中高炭素鋼の開発を行った。この中高炭素鋼は従来の解析ツールでは解明できない微細組織を有することから、分析技術も同時に開発する必要がある。特に、微細構造と炭素の分配挙動の関係を解析する手法の開発が重要である。

この課題について、各種製造プロセスによる中高炭素鋼板開発を促進する革新的な解析技術として、電子線等を用いた中高炭素鋼中の炭素の分配状態を解析する炭素分配アナライザーを 2013 年度に導入した。この技術は、当時、点分析でも 0.1%を若干下回る程度に留まっていた炭素の定量下限を、二次元分布評価の場合でも 100ppm 未満に維持できる世界初の炭素分析を実現させるものである。2014 年度は、試料前処理方法の検討を含めた炭素濃度分布評価手法の高度化を図り、点分析での炭素定量下限 30ppm を目指すと共に、素材開発への応用展開を行った。2015 年度は炭素定量下限 20ppm を当初予定の 2017 年度から 2 年前倒しで達成した。本結果を受けて、2015 年度末に、最終目標達成（炭素定量下限 10ppm）を 5 年前倒しし、2017 年度末での達成を目指すこととした。さらに、2016～17 年度は、複相組織の三次元解析や高速定量解析技術も開発し、素材開発のための解析基盤強化を目指した。

また、これらの電子ビーム利用技術と並行して、初年度から、大学に委託して鋼材の微細組織評価のための中性子利用技術を探索し、小角散乱による微細析出物の定量評価技術および水素トラップ過程の観察技術の確立を目指した。この研究課題は協調領域として、各社および研究機関が協力して推進することとし、2015年度よりテーマ44、2017年度よりテーマ52に移行して実施した。

## (4)実施体制

本テーマは千葉分室（JFE スチール株式会社）が 5 再委託先と共に実施した。

## (5)運営管理

実務者進捗会議を 1 ヶ月に 1 回、運営会議を 3 ヶ月毎に開催。また、再委託先との進捗会議を 3 ヶ月毎に開催。

## (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

自動車の燃費向上によりエネルギー消費量と CO<sub>2</sub> 排出量が大幅に削減され、鋼板全体で、プロジェクト全体の 2030 年における CO<sub>2</sub> 削減期待効果のおよそ 3 割に相当する CO<sub>2</sub> 削減への寄与が期待される。

## 2.6.3.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.6.3-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (2017年度末)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
鋼板開発	TS $\geq$ 1.5GPa、El $\geq$ 20% (TS $\times$ El $\geq$ 30,000)	TS $\geq$ 1.5GPa El $\approx$ 23%	◎	
解析・評価手法開発	炭素の分析下限が10ppm (点分析)	炭素の分析下限 9ppm (点分析)	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

注) 最終目標達成を5年間前倒し、2017年度末達成とした。

### (2)研究開発の成果と意義

#### 1) 高強度高延性中高炭素鋼の開発

自動車や輸送機器の軽量化を目的としたハイテンの適用拡大には、強度だけでなく加工性（伸び特性）も抜本的に向上させていく必要がある。本テーマでは、従来よりも炭素を積極的に添加した鋼の加工熱処理による基礎素材特性の極限追求をコンセプトに、複相組織鋼板において従来の延長線上で見込まれる値を大きく超える伸びを実現する。具体的なアプローチは、強度を担うマルテンサイトやベイナイトといった硬質相の超微細化による鋼の生地そのもの高延性化と、加工により変態して延性を高める残留オーステナイト相の微細分散による伸びの向上である。従来は、ベイナイトの微細化技術が不十分であり、かつ残留オーステナイトによる高い延性を安定的に実現することができなかった。ここでは、これまであまり注目されてこなかったベイナイトやマルテンサイトの微細化を積極的に行うことで安定なオーステナイトを多量に残存させることによって、革新的な伸びの向上を目指した。

本研究では、組織単位としてベイナイトやマルテンサイトのブロック構造に着目することで、従来の結晶粒単位に比較して実質的に組織の微細化を実現することを基本方針とした。一般的に中高炭素鋼のベイナイトやマルテンサイトは、おおよそ数十 $\mu\text{m}$ 程度のサイズの結晶粒（旧オーステナイト粒）の内部に数 $\mu\text{m}$ のサイズでパケット構造を有し、さらにパケットの内部に1 $\mu\text{m}$ 程度のサイズでブロック構造を有するか、これに類似した組織形態を呈している。ブロックの内部はさらに微細なラス構造を有している。この中で旧オーステナイト粒のみでなく、パケットやブロック構造も境界の方位差が大きく、大角粒界により区分されている。したがって、ブロック構造を結晶粒単位として制御することで微細化による機械的特性向上の効果を享受することが期待される。すなわち、ブロック境界に残留オーステナイトを形成せしめることにより、硬質相の微細化と残留オーステナイトの均一、微細分散を具現化し、このような形態およびサイズの残留オーステナイトが機械的性質、特に延性の向上に及ぼす効果を検証することを研究目的とした。

2013年度には、1.2GPa級の高延性高強度鋼板の開発を目的として、ベイナイトを主相とした新微細粒組織のための加工熱処理方法を立案した。汎用鋼程度の低炭素低合金鋼に対して、複合化した加工熱処理を実施することにより、従来鋼板の機械的特性を凌駕し、1.2GPa級の超高強度と590MPa級鋼に匹敵する延性を両立できる可能性が示唆された。そこで本基礎技術思想を更に発展することを基本方針として、中間目標特性を達成する加工熱処理法の探索を行った。アプローチとして、2014年度は、中高炭素添加を前提に合金成分組成を適正に調整した上で複合化した加工熱処理を組合せた。さらに、2015年度には、中高炭素添加鋼への加工熱処理条件の適正化を図り、1.2GPa級の高延性高強度鋼板として理想的な複相組織形態に制御する手法を検討した。その結果、特殊な強加工プロセスを利用することなく、実機製造を想定した現実的な焼鈍プロセスによって、複相組織の主相であるベイナイトの組織サイズを数ミクロン程度に制御する手法を確立し、2013年度の検討鋼に対して格段に微細化を達成した。さらに、加工熱処理過程のミクロ組織変化の核心である炭素の拡散挙動や分布の変化を、新たに開発した炭素分配アナライザを利用して厳密に解析することにより、ベイナイト主相中に安定度の高いサブミクロンサイズの残留オーステナイトを多量に分散させる手法を確立した。上記の手法を用いた研究室実験の結果、図3-2.6.3-1に示すとおり、2014年度の開発鋼板では、プロジェクトの共通中間目標である引張強さ1.2GPa以上、伸び15%以上を大幅に上回り、2015年度第一中間目標（自主目標）である引張強さ1.2GPa以上と伸び20%以上を、さらに2015年度の開発鋼板では、2017年度第二中間目標（自主目標）である引張強さ1.2GPa以上と伸び25%以上の両立を、当初計画より前倒しで達成した。さらに、2016年度には、2015年度までの超高延性1.2GPa級鋼開発技術を1.5GPa級鋼に展開し、化学成分、製造条件を適正化することで、引張強さ約1.5GPa、伸び約19%と、最終目標に近い特性が得られた。2017年度は、焼鈍条件を最適化することで、最終目標の達成を目指した。熱処理条件を精緻にコントロールすることで、炭素の原子レベル制御とミクロ組織の微細制御を実現し、TS:約1.5GPa、EL:約23%と、同強度レベルの従来鋼のおよそ3倍の延性を有する鋼板を実験室で開発し、1.5GPa級鋼の最終目標特性を達成した。本技術の活用により、現在、自動車用構造材料の主要部材に用いられている590MPa級鋼を、今回開発した1.2~1.5GPa級鋼に置き換えることにより、大幅な車体軽量化による燃費向上と衝突安全性の向上が期待できる。

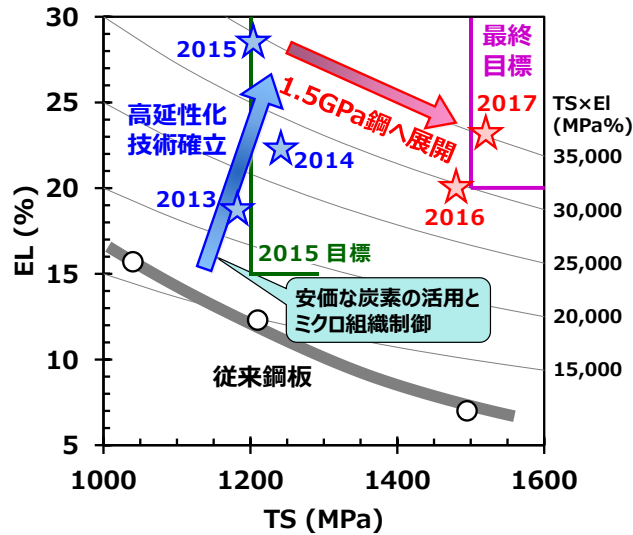


図 3-2.6.3-1 開発鋼の機械的特性

## 2) 中高炭素鋼の解析・評価手法の開発

本プロジェクトの中高炭素鋼は従来の解析ツールでは解明できない微細組織を有することから、分析技術も同時に開発する必要があった。特に、その詳細を学術的に解明するため、微細構造と炭素の分配挙動の関係を解析する手法の開発が重要である。

この課題について、各種製造プロセスによる中高炭素鋼板開発を促進する革新的な解析技術として、電子線等を用いた中高炭素鋼中の炭素の分配状態を解析する技術や、中性子を用いた熱処理や加工プロセスにおける鋼微細組織の変態挙動の動的解析技術等を開発した。初年度には、中高炭素鋼板の開発を促進する炭素分配アナライザを開発・設備化し、中炭素鋼中の組織形成に大きな影響を与える炭素を定量評価する基礎技術を確立した。

### 2).1 炭素分配アナライザの開発

本プロジェクトでは、革新鋼板開発のために必須である鋼板の組織に対応した炭素濃度を測定するために、プロジェクト初年度より測定の障害となる hidrocarbon に起因したコンタミネーションを大幅に低減させる特殊仕様を組み込んだ独自の微小領域炭素分析装置を製作した。

本装置における鋼板組織に対応したCを測定する手法は、非破壊で、かつ、分析面積を結晶粒経よりも小さくする必要がある。フィールドエミッション型の電子線マイクロアナライザ (FE-EPMA) は電子線を照射するため分析面積が小さく、非破壊分析で微小領域のC分析を行うのにもっとも適していると考えられる。そこで、FE-EPMAをベースとして、EPMAの炭素分析で問題となるカーボンコンタミネーションを低減・抑止する技術を開発した。

開発装置（Cアナライザー）のコンタミネーション削減技術概要を図3-2.6.3-2に示す。

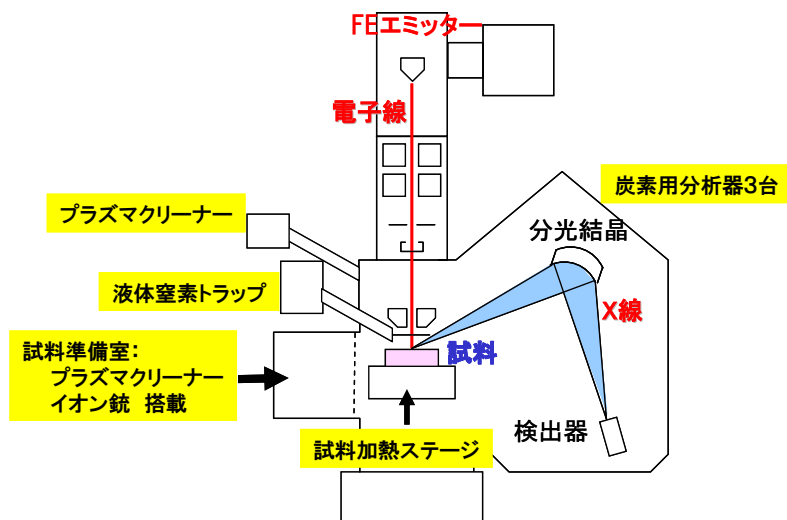


図 3-2.6.3-2 開発装置：Cアナライザのコンタミネーション低減技術概要

Cアナライザによる炭素濃度測定用の標準試料（C=0.089～0.460%）を用いて確立したコンタミネーション削減技術による測定条件にて N=16 回の繰り返し測定を行ったときの、それぞれの試料の標準偏差は約 0.01%、測定誤差は多くの試料で 0.002%以下であった。なお、これらの N=16 回の測定は照射電流量等の電子光学条件は同一であるが、試料の研磨は測定ごとに実施しているほか、測定日も複数日にまたがっており、試料調整におけるばらつきを加味してもなお、この測定精度を達成していることになる。

さらに、本装置を用いて鉄鋼材料測定の測定条件最適化による炭素定量精度の向上を図り、炭素量が 9ppm のオーステナイト単相鋼である Fe-Ni 合金を用いてポイント分析にて Cアナライザで炭素濃度を測定したところ、9ppm まで直線性のよい検量線を得た。これにより、本プロジェクト最終目標である定量下限 10ppm を達成した。

微小領域の炭素定量分析で10ppmを達成したのは世界初であり、本技術を鋼板開発における残留オーステナイト中への炭素分配挙動評価に活用した。

測定例としてDP鋼（Fe-0.15、0.20%/C-2%/Si-1.5%/Mn）を950℃でγ単相にした後、二相域の750℃で15s保持後水冷した試料のL断面を鏡面研磨し、CアナライザにてCの定量分析を実施した。結果を図3-2.6.3-3に示す。まず、いずれの試料も粒径の大きいγ粒の中心部分の炭素濃度はバルク濃度であるが、コンタミネーションの影響のほとんどないCアナライザでは、マッピング結果より0.15%/C鋼と0.20%/C鋼の0.05mass%というわずかなバルクの炭素濃度差は明確に測定可能である。また、炭素量の少ない0.15%/C鋼の方が、フェライト変態が進行し、粒径の小さいγにC濃化していることを明確にとらえることができることが明らかになった。

Cアナライザの測定結果は全面においてコンタミネーションが抑制されたマップとなっており、正確な炭素の2次元分布の可視化に世界で初めて成功した。

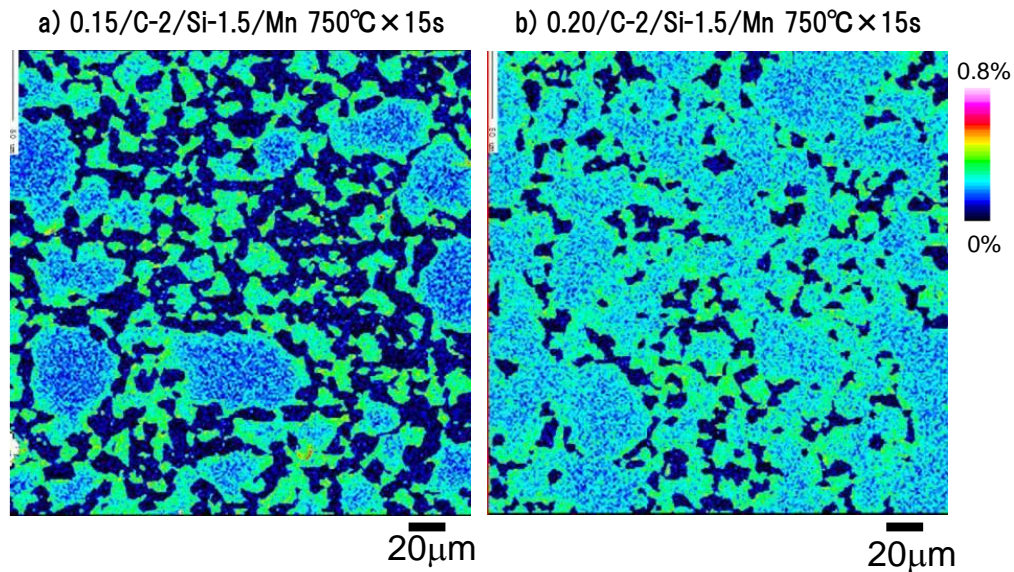


図 3-2.6.3-3 DP 鋼の 2 相域焼鈍後の C アナライザによる炭素定量マッピング測定結果

## 2).2 鋼組織の 3D 評価技術開発

### 2).2.1 パーライト鋼を用いた基礎検討

鋼板開発を行うにあたり、材料組織のうち  $\gamma$  相の形態が非常に重要になる。そのために、前述のように  $\gamma$  相、 $\alpha$  相の C 分布の高精度な測定に加え、 $\gamma$  相の形態についての情報も重要である。従来から  $\gamma$  相の形態については、走査電子顕微鏡(SEM)や透過電子顕微鏡(TEM)により評価してきた。しかし、今回の開発目標である高強度-高延性材の特性を達成するためには、 $\gamma$  相の形態や  $\alpha$  相の形態についても、二次元的な情報に加えて、三次元情報の取得が必要である。そのために、2013 年度から三次元マイクロ組織解析装置の仕様について検討を行い、2014 年度に導入を行った。装置は、SEM と集束イオンビーム(FIB)より構成され、FIB 加工で試料の断面組織を作製し、一断面の SEM 観察を行い、引き続き FIB 加工により新たな断面組織を作製し、連続して解析を続けることで三次元像を構築する。また、SEM による組織解析に加え、電子線後方散乱回折(EBSD)による観察機能を加えて、結晶組織情報の解析を行えるものとした。

FIB により作製した断面組織は、平滑なために従来の SEM 装置ではコントラストが形成されずに連続像の観察が困難であった。このため、導入装置については、FIB 断面の SEM 像取得機能と EBSD 解析の安定性を重視して選定を行った。この結果、FEI 社製の Scios を 2015 年 1 月に導入した。今回導入した装置は、図 3-2.6.3-4 に示すように、カラム内に 3 つの検出器(T1、T2、T3)を持っている。この内、ポールピース内に新たに開発された反射電子検出器 (T1 検出器) により、これまでは困難であった FIB で作製した平滑面の組織観察が可能となった。図 3-2.6.3-5 に、SEM 加速電圧 2kV で撮像した、FIB で作製した同一断面の SEM 像を示す。図から、T1 検出器では結晶の形態について観察可能であるが、T2 および T3 検出器は、表面の凹凸等は観察でき



るが、結晶組織の情報を得ることが困難であることが分かる。このように T1 検出器を用いた SEM 連続像の観察から、三次元組織の構築が可能となった。

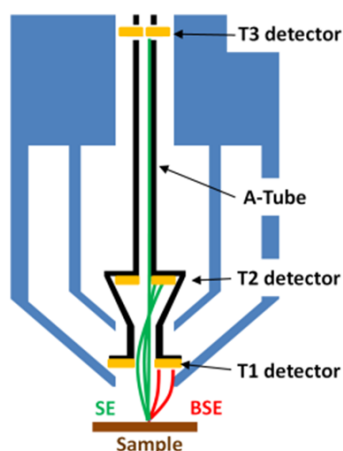


図 3-2.6.3-4 三次元マイクロ解析装置（FEI 社製、Scios）の検出器模式図

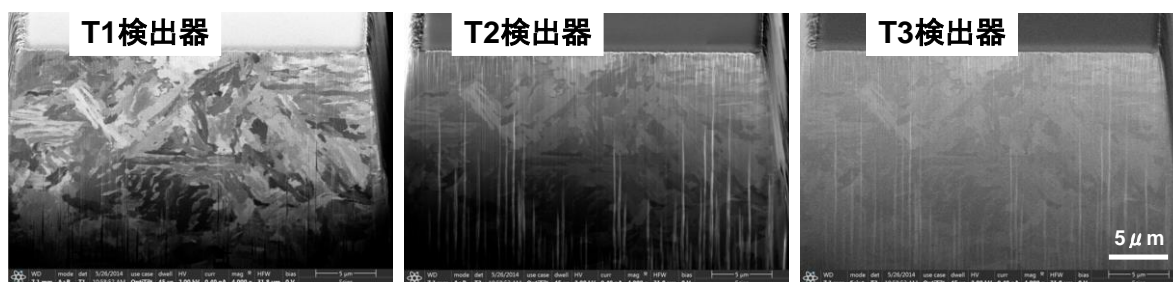


図 3-2.6.3-5 FIB で作製した同一断面 SEM 像の検出器による違い（加速電圧：2kV）

今回の開発材は、残留オーステナイトを含む鋼板であるために、鋼中の BCC 相（フェライト、マルテンサイト、ベイナイト）と FCC 相（オーステナイト）の識別が必要となる。このため、組織の特定は非常に重要になる。そこで、対象となる組織の識別を行うために、三次元組織のスライス・観察方法について検討を行い、観察条件を最適化した。パーライト鋼での組織観察条件最適化の例を図 3-2.6.3-6 に示すが、3D 組織観察最適化により、パーライトラメラを連続的に捕え、的確な 3D 組織評価が実施されていることがわかる。同時に、EBSD を用いた三次元組織観察方法の検討もを行い、組織の三次元 EBSD 像の取得が可能になった（図 3-2.6.3-7）。また、2015 年度に導入したメゾスケール高速アナライザーについては、測定条件について検討を行い、低倍から高倍のマルチスケールでの組織観察が可能となるとともに、元素分析の短時

間化を行うことが出来た。

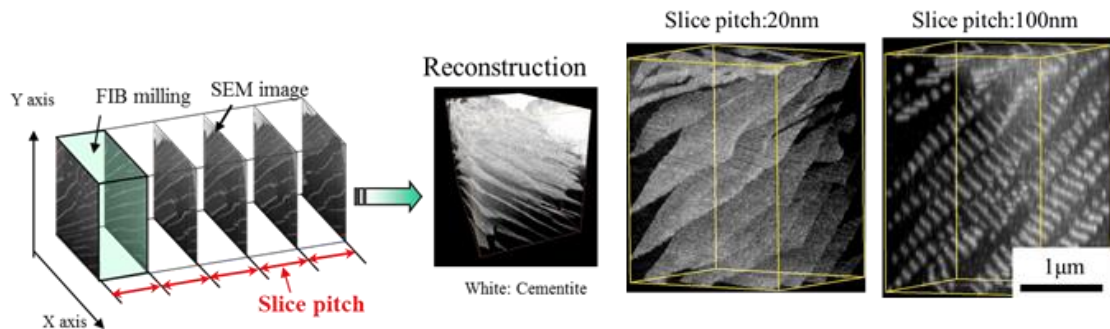


図 3-2.6.3-6 三次元像観察の模式図及び 3D 組織像構築に及ぼす FIB 加工条件の影響

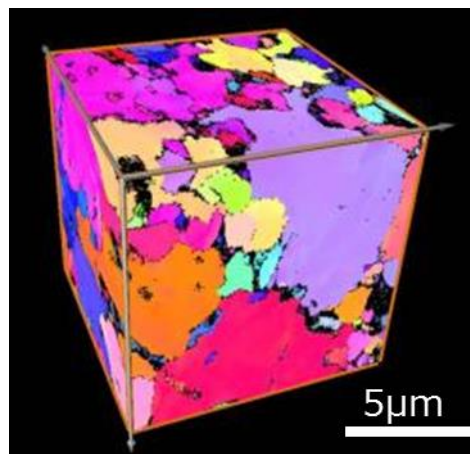


図 3-2.6.3-7 3D-EBSD を用いた三次元像

## 2).2.2 3D 組織解析、メゾスケール高速定量アナライザー組織評価

三次元マイクロ組織解析装置およびメゾスケール組織解析装置について、本プロジェクトで開発中の革新鋼板に適用するための最適化検討を行った。本開発鋼は、ベイナイトなどの bcc 相と fcc 相（残留  $\gamma$ ）を含む複相鋼で、最終組織形態と機械的特性との関係明確化が重要である。なかでも伸び特性に大きく影響する残留  $\gamma$  相は、XRD 法や、SEM 等による、形態や体積分率等の情報だけでなく、その空間的分布、個々の  $\gamma$  相の安定性に関する情報取得が望まれている。

三次元マイクロ組織解析装置は図 3-2.6.3-8 に例示するように、連続的な加工面の SEM 観察データからの再構築像により、材料内部組織をサブミクロンの空間分解能で三次元的に掌握可能である。しかし、鋼組織を構成する主要な結晶相間では、その組成的な変化が小さく、加工面の SEM 像から迅速に個々の相同定をすることは困難であるため、結晶方位同定機能（EBSD）を組み合わせることによって粒界の認識と、残留  $\gamma$  相の抽出を行い、開発鋼中の残留  $\gamma$  組織の三次元分布を捉えることが出来るようになった。

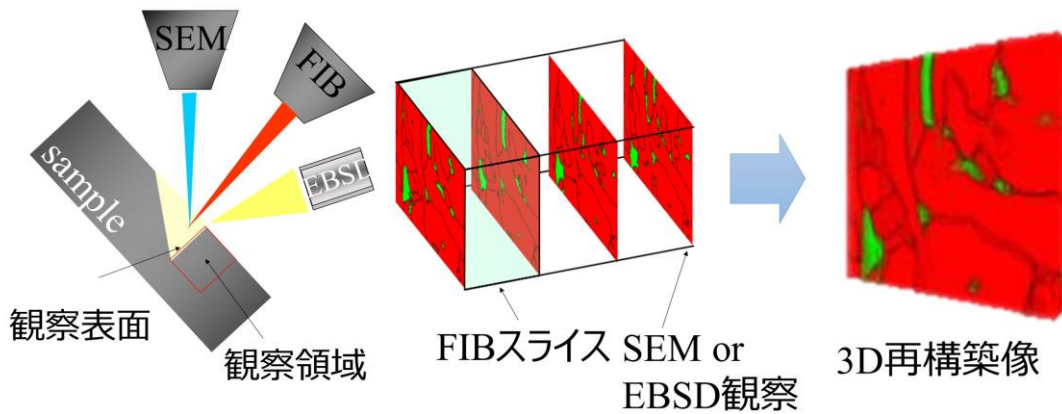


図 3-2.6.3-8 三次元像観察のための FIB 装置内の加工・観察の模式図

次に、メゾスケール高速定量アナライザーについては、C、Si、Mn の主要元素分析条件について検討を行い、低倍から高倍のマルチスケールでの元素分析の短時間化を実現した。図 3-2.6.3-9 は低倍で取得した Si マッピングデータを高倍率までズームアップしたものを示している。高精細分析ピッチの実現により、鋼板板厚み方向に存在するマクロ偏析状態を把握するとともに、サブミクロンレベルの変態組織に応じた Si 分配の描像が明確にとらえられている。

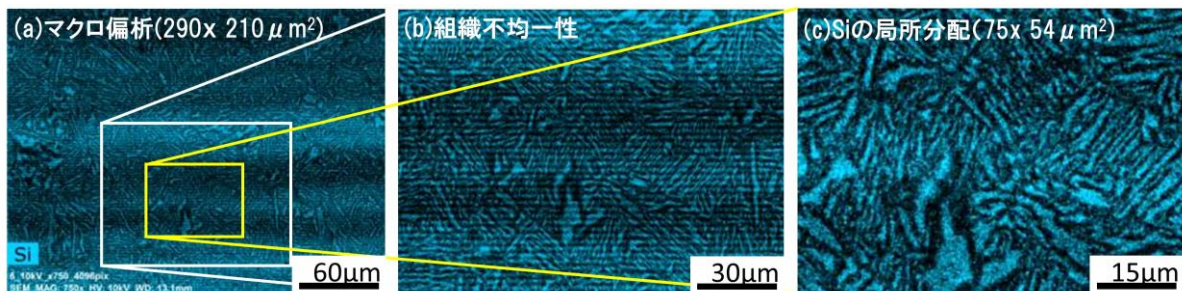


図 3-2.6.3-9 残留  $\gamma$  含有鋼の Si 元素マップ取得例

以上のように、高伸び特性に効果のある残留  $\gamma$  相の空間的分布を明確にすること、さらに鋼板中の元素分布を広域かつ、サブミクロンレベルで明らかにする検討により、本プロジェクトで導入した装置群が、この種の組織解析に効果的に適用できることが示され、開発鋼の最終目標達成に寄与した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.6.3-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	3	9	1	0	0	1	1
2015FY	0	0	6	0	0	0	0	0	1
2016FY	3	0	12	0	0	0	0	0	1
2017FY	3	0	14	0	0	0	0	0	2
2018FY	6	0	5	0	0	0	0	1	0
2019FY	2	0	3	0	0	0	0	0	0
2020FY	3	0	2	0	0	0	0	2	0
2021FY	1	0	2	1	0	0	0	0	0
2022FY	1	0	1	0	0	0	0	0	0
合計	19	0	48	10	1	0	0	4	5

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.6.3-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	2	0	1
2015FY	1	0	1
2016FY	5	0	1
2017FY	3	0	0
2018FY	0	0	1
合計	11	0	4

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.6.3.3 参考文献

無し

## 2.6.4 [テーマ番号 25] 中高炭素鋼ベース高強度高延性複層鋼板の開発 (2013 年度～2015 年度)

### 2.6.4.1 テーマの概要

#### (1)背景と目的

複層鋼板は、従来の FRP や FRM の複合材料では設計に取り入れられていなかった「延性」の向上を材料の中心設計に取り入れ、異なる強度・延性を有する鋼板を複層化した金属-金属の複合材料である。これによって、これまで超高強度を達成できるも極めて延性が低いために構造材料への適用が困難であった焼入のままのマルテンサイト鋼を構成層として複層化によってその延性を向上させることができるとともに、従来の鉄鋼材料の設計で熱力学的に制約されていた複数の相の空間配置や分率、組成を自由に設計できることになり、モノリシックな鉄鋼材料では到達できない超高強度と高延性を両立する新規の鉄鋼材料を可能とするものである。

#### (2)位置付け、目標値

表 3-2.6.4-1 研究開発目標と根拠

研究開発項目	第一中間目標 (2015 年度末)	第二中間目標 (2017 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
超高強度—高延性を両立する炭素鋼ベースの複層鋼板の開発	研究開発の本格的な実施を目指して、次世代の移動体の大幅軽量化に資する強度 1.5GPa 以上、伸び 20%以上の複層鋼板の実現可能性を確認する。	2015 年度までの FS 研究	
鋼／非鉄合金複層化の検討	中高炭素との複層化に適した非鉄合金を選定し、層の幾何設計とともに界面形成の技術・条件についても検討を進め、その結果の複層材の特性評価にも取り組む。	2015 年度までの FS 研究	

#### (3)全体計画

研究開発の本格的な実施を目指して、次世代の移動体の大幅軽量化に資する強度 1.5GPa 以上、伸び 20%以上の複層鋼板の実現可能性を確認する。2015 年度まで FS 研究として可能性を見極める。

#### (4)実施体制

本テーマは尼崎分室（新日鐵住金株式会社）が、再委託先 1 大学とともに実施した、

#### (5)運営管理

新日鐵住金内部および再委託先との進捗会議を定期的実施し、適切な運営管理に努めてきた。具体的には、1 回／年の頻度で、当社幹部（鉄鋼研究所所長、先端技術研究所所長）へのキックオフおよび進捗報告会議を実施した。さらに、実務者間で、1 回／月の進捗会議および、3 回／年の頻度で再委託先との進捗会議を実施した。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

強度 1.5GPa、伸び 20%の複層鋼板が達成された場合、フロントメンバーに適用すれば約 30%の軽量化、B ピラーなどのサイドメンバーに適用すれば約 38%の軽量化が可能と試算している。他方、スクラップ鋼をはじめとする劣質原料から構成層を形成しても高性能な金属材料を達成可能であるため、資源の乏しい我が国の資源戦略、鉄鋼や金属の生産の環境負荷の低減、などの点から大きなインパクトにつながる。

### 2.6.4.2 研究開発成果

#### (1)最終目標の達成度

表 3-2.6.4-2 最終目標と達成度

研究開発項目	第一中間目標 (2015 年度末)	研究開発成果	達成 度※	原因・課題と解決方針 ※未達の場合のみ
超高強度—高延性を両立する炭素鋼ベースの複層鋼板の開発	研究開発の本格的な実施を目指して、次世代の移動体の大幅軽量化に資する強度 1.5GPa 以上、伸び 20%以上の複層鋼板の実現可能性を確認する。	中高炭素 TRIP 鋼およびマルテンサイト鋼を用い、層数を 3~5 層として試作し、1.5GPa 以上、伸び 20%以上の複層鋼板の実現可能性を確認した。	○	
鋼／非鉄合金複層化の検討	中高炭素との複層化に適した非鉄合金を選定し、層の幾何設計とともに界面形成の技術・条件についても検討を進める。	鋼と Mg 合金の接合を可能とする条件を導出	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、△達成見込み、×未達

#### (2)研究開発の成果と意義

本研究では、中高炭素鋼ベースのマルテンサイト鋼の高強度を活かしつつ高延性を達成する手段として、高延性層との複層化によるマルテンサイトの低延性克服を狙った。2015 年度までに、複層の界面強度の確保、構成層の幾何設計、各構

成層の組織・力学特性とそのバランスの最適化により、モノリシックな鋼では未達の超高強度－高延性の両立と実用化の可能性を検討した。

### 1) 構成層の特性制御・複層幾何設計

複層鋼板の特性は、構成層の特性と幾何設計指針から予測可能である。複層材料の一様変形を阻害する変形形態は、高強度層が単独で脆性的に破断する形態（Tunneling crack）と、界面が剥離することにより高強度層が高延性層の力学的拘束を失い脆性的に破断する形態（H-shaped crack）の2種類が考えられている。Tunneling crackの発生を抑制する条件は、弾性体と仮定すると、

$$t_A \leq \frac{4K_{IC}^2}{\pi\sigma} \quad (1)$$

完全弾塑性体と仮定すると、

$$t_A \leq \frac{2\sqrt{3}K_{IC}^2\sigma_y}{\sigma^3} \quad (2)$$

で記述される。ここで、 $K_{IC}$ は破壊靱性値、 $\sigma$ は一軸引張応力、 $t_A$ は高強度層の厚さである。図 3-2.6.4-1 に式(1)と(2)から求められる高強度層（マルテンサイト鋼）の破断伸びと高強度層の厚さの関係を示す。上式に従えば、高強度層の厚さが減少するに伴い、破断伸びが増加する。高炭素マルテンサイト鋼を高強度層とし、高炭素 TRIP 鋼または TWIP 鋼と組み合わせる場合には、マルテンサイト層の厚さが約 150  $\mu\text{m}$  以下の場合に脆性破壊が抑えられ、延性を持つと予測される。

つまり、高炭素マルテンサイト鋼/TRIP鋼、またはTWIP鋼との複層鋼板の設計には、マルテンサイト層厚を150  $\mu\text{m}$ 以下にすることが望ましい。複層鋼板の層数は、板厚が1mmの場合には7層、0.75mmの場合には5層に相当する。

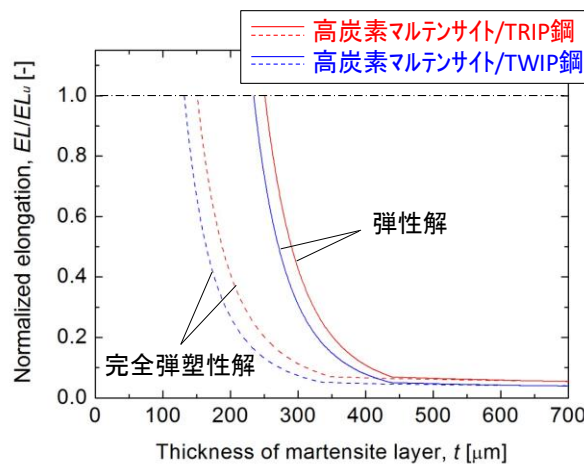


図 3-2.6.4-1 複層鋼板の破断伸びの予測

## 2) 複層鋼板の試作・評価

構成層を高炭素マルテンサイト鋼、高炭素 TRIP 鋼、高炭素 TWIP 鋼とし、1)幾何設計に従い、複層鋼板を試作した。

炭素を0.4~0.6%含む鋼において、複層鋼板生成後、各構成層がマルテンサイト、TRIP、TWIPになるよう成分設計を行った。まず、各鋼を真空溶製後、熱間圧延により2.5~6mmの板材を得た。これらの熱延材を5層積層し、四周溶接を行った後、1050℃で加熱後、図3-2.6.4-2に示すような熱間圧延を行った。熱延後の板厚は3.0~3.5mmである。熱間圧延材は、焼き戻し後、冷間圧延を行い、1.0~1.2mmの板厚を得た。その後、適正な熱処理条件を選び、各層の組織制御を行った。

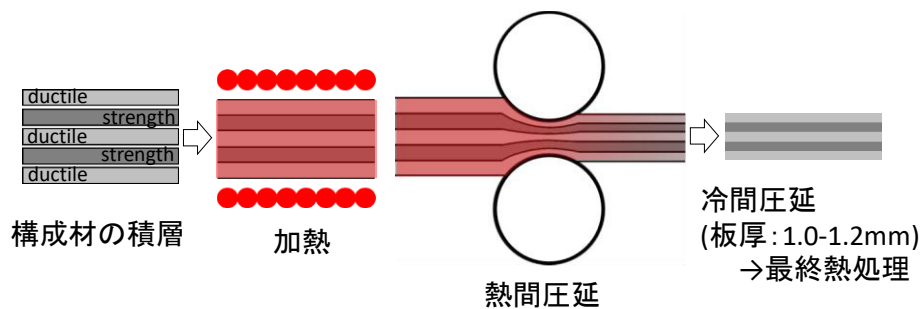


図3-2.6.4-2 複層鋼板の試作方法

## 3)第2世代複層鋼板の特性

図 3-2.6.4-3 に目標特性に対する複層鋼板試作材の引張特性を示す。一部、目標に到達しており、本研究で進めている材料設計指針は妥当であると判断される。

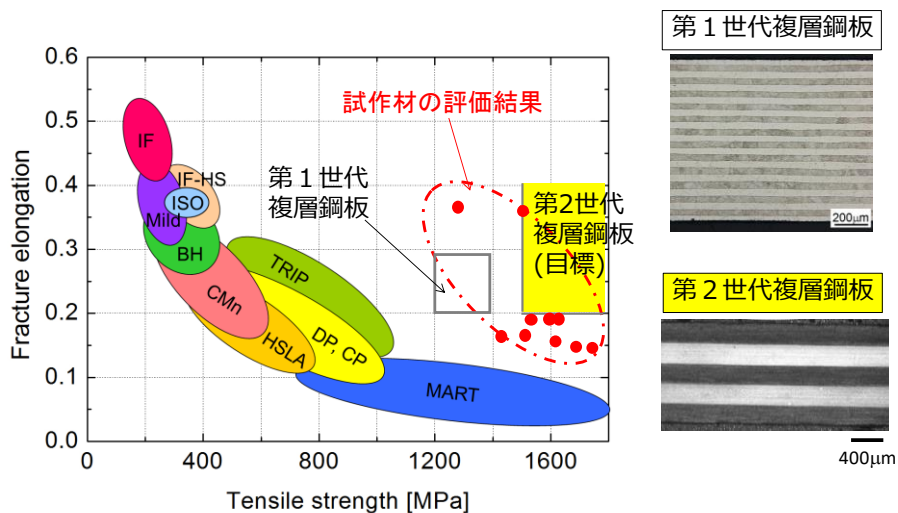


図3-2.6.4-3 高炭素マルテンサイト/高炭素TRIP鋼またはTWIP鋼の積層鋼板の目標性能と結果

## 4) 鋼/非鉄金属の複層化

鋼と非鉄金属との複層化の検討を開始し、ステンレスと Mg 合金の複層化を試みた (図 3-2.6.4-4)。従来、鋼と Mg 合金の接合強度は弱く、複層材料としての延



性確保が困難であった。しかしながら、反応型液相拡散接合（TLP 接合）により、界面に  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  反応相を生成させることにより（図 3-2.6.4-5）、界面強度が 5 倍程度向上することが明らかになった。そこで、TLP 接合により SUS304 と AZ31 合金の複層化を図り、引張特性を評価した。その結果、AZ31 単体の強度、伸びを大幅に超える特性を示すことが明らかとなった（図 3-2.6.4-6）。



図 3-2.6.4-4 鋼/Mg 合金の複層化

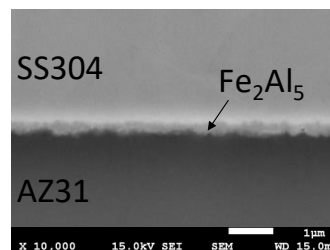


図 3-2.6.4-5 鋼/Mg 合金界面の化合物制御

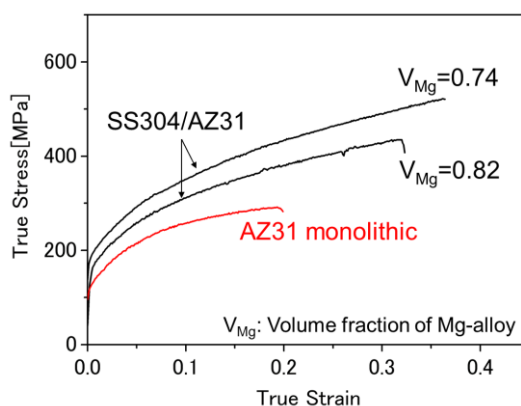


図 3-2.6.4-6 鋼/Mg 合金複層材料の引張特性

### 5)まとめ

中炭素～高炭素をベースとした鋼板を構成層とし、製造性の観点から層数を 3～5 層に抑え、強度 1500MPa、伸び 20%以上の複層鋼板の実現可能性を検討した。具体的には、文部科学省の先行プロジェクトで確立した複層鋼板の設計原理に基づき、中高炭素 TRIP 鋼およびマルテンサイト鋼の複層化を検討し、目標特性達成のための材料およびプロセス条件の指針を提示した。

(3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.6.4-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読 付き	その 他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレ ス発 表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
合計	0	0	0	0	0	0	0	0	2

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

複層鋼板の基本特許はすでに日・米・韓・中・欧で成立。

表 3-2.6.4-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願※
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.6.4.3 参考文献

なし

商号変更：2019年4月1日付けで、新日鐵住金から日本製鉄に社名変更。

2.6.5 [テーマ番号 26] 「複層鋼板の界面構造解析と特性調査」  
(2014 年度～2015 年度)

2.6.5.1 テーマの概要

(1)背景と目的

自動車等の輸送機器の軽量化に向けて開発が進められている革新的鋼板開発に際し、その有効な一つの手段である複層鋼板について、その界面構造解析と特性調査や微細組織構造解析技術の確立により複層化による高強度・高伸び特性の発現機構や耐水素脆化特性や靱性向上といった高性能化に対する検討を行い、さらに FEM および第一原理計算などの解析手法により、複層鋼板の界面接合モデル・水素拡散モデル（プロトタイプ）を構築することで、複層鋼板の界面強度発現機構に対する検討を行うことを目的とする。

(2)目標値

複層鋼板の界面構造解析と特性調査として、複層鋼板の微細組織構造解析技術とマルテンサイト鋼の 3 次元構造解明を通じたき裂伝播抑制に好適な組織指針の導出を通じた高機能化（高伸び、水素脆化特性等）を達成するための複層材料構成・層構成の追究、接合メカニズムの解明、FEM および第一原理計算などの解析手法による複層鋼板の界面接合モデル・水素拡散モデルの構築を通じた複層鋼板の界面強度発現機構に対する検討を完了させる。

表 3-2.6.5-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
複層鋼板の界面構造解析と特性調査	- マルテンサイト鋼の 3 次元構造の解明 - 複層化による高機能化検討 - 接合メカニズム解明			
複層鋼板の微細組織構造解析技術の確立	- マルテンサイト鋼の変形挙動・き裂進展挙の解明			
複層鋼板の界面接合モデル・水素拡散モデル(プロトタイプ)の構築	- FEM および第一原理計算によるモデルの構築			

### (3)全体計画

#### ① 複層鋼板の界面構造解析と特性調査

高強度マルテンサイト鋼板ならびに複層鋼板を実験室的に作製し、その基本的な材料特性を調査する。本結果と後述する再委託研究結果を複合的に解析・評価することで、高機能化（高伸び、水素脆化特性等）を効果的に発現させるための諸条件を明確化する。

##### 【2014 年度】

母材マルテンサイト鋼の変形・破壊機構解明に対して、高強度マルテンサイト鋼を対象として、その三次元構造解析を行う。これらの組織解析と平行してき裂伝播実験を行い、破壊機構に対する微視組織構造の影響を調査する。複層化による高機能化検討に対しては、複層鋼板に加えて、層厚比を変更した合わせ材を使用した複層鋼板を実験的に追加作製し、その変形挙動観察、および水素浸入実験を行う。複層界面の接合メカニズム解明に対しては、各種異種材料を使用したモデル拡散対を作製し、その剪断強度評価を行い、限界剪断エネルギーに及ぼす接合条件の影響を導出する。

##### 【2015 年度】

母材マルテンサイト鋼の変形・破壊機構解明に対しては、微細マルテンサイト鋼に対しても同様のき裂伝播実験および三次元構造解析を行い、微視組織構造の差異が変形・破壊機構に対してどのように影響を及ぼすかを明確化する。複層化による高機能化検討に対しては特に水素脆化特性に対する合わせ材の影響を系統的に取りまとめる。複層界面の接合メカニズム解明に対しては、高精度の電子顕微鏡等を用いた界面構造解析を行い、接合条件、接合強度と界面構造との関係を明確化する。

#### ② 複層鋼板の微細組織構造解析技術の確立

本テーマは、母材となる高強度マルテンサイト鋼および低強度(低炭素)鋼をはじめとした各種合わせ材の組み合わせによる積層鋼板に対して、その変形挙動、き裂進展挙動を解析すると共に、最新の解析機器（SEM, 高分解能 TEM, EBSD 等）を用いた組織観察・方位解析を行い、高機能化に対して好適な微視組織構造や複層構成に対する知見を取得することを目的とする。

##### 【2014 年度】

マルテンサイト鋼母材ならびに複層鋼板を用い、In-Situ 引張試験による変形挙動観察ならびに解析を継続して実施する。更に、各鋼板の結晶方位解析、すべり系解析を平行して行い、複層化により発現する高伸び特性に影響を及ぼす因子を明確化する。

##### 【2015 年度】

微細マルテンサイト鋼母材および同鋼を母材とした複層鋼板に対して 2014 年度と同様の実験・解析を実施する。これらの実験・解析により、き裂伝播に対して好適なマルテンサイト組織構成、複層化による高機能化(特に高伸び特性)発現に影響する因子を明確化する。

#### ③ 複層鋼板の界面接合モデル・水素拡散モデル(プロトタイプ)の構築

本テーマは、FEM や第一原理計算法などの数値計算法を用いて、複層鋼板の界面接

合モデル・水素拡散モデルのプロトタイプ構築に関する検討を行うことを目的とする。

#### 【2014年度】

第一の技術課題である複層鋼板の水素拡散モデルのプロトタイプ構築に対しては、炭素を含む鋼中の水素拡散現象のモデル化を進める。第一原理計算法と経路積分計算法の連成解析を行うソフトウェアを使用して拡散現象のモデル化を行い、モデルの適正化を図っていく。

複層鋼板の界面接合モデルのプロトタイプ構築に対しては、異相界面のモデルとして BCC 鉄 - FCC ニッケル界面を取り上げ、分子動力学法により界面接合メカニズムを原子レベルで解析する。

#### 【2015年度】

2014 年度に予定している各種数値計算を継続して行うと共に、JFE スチールにて実施する各種実験(水素浸入試験、拡散対の剪断強度試験等)結果と照らし合わせることで、複層鋼板の水素拡散モデル(プロトタイプ)、界面接合モデル(プロトタイプ)の双方を構築する。

#### (4)実施体制

本テーマは、千葉分室（JFE スチール株式会社）が再委託先 2 大学と共に実施する。

#### (5)運営管理

テーマ(26)登録研究員による実務者進捗会議を1ヶ月に1回開催。また、再委託先との進捗会議を3ヶ月毎に開催。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030年度）

アジアなど新興国を中心に安価で、かつ自動車の軽量化・安全性向上効果の大きい超高強度鋼板のニーズは爆発的に拡大することが予想されており、1.5GPa 級冷間プレス用鋼板の需要は、2020年で200万t/年以上、2030年で300万t/年以上に達する可能性がある。また、自動車の燃費向上によるエネルギー消費量とCO<sub>2</sub>排出量が大幅に削減され、燃費改善目標（国立環境研究所 AIM PJ チーム試算）の10～20%相当のCO<sub>2</sub>削減で地球温暖化ガスの低減に寄与する。

## 2.6.5.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.6.5-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (最終年度)	研究開発成果	達成 度※	未達の場合 原因と解決方針
複層鋼板の界面構造解析と特性調査	マルテンサイト鋼の3次元構造の解明、複層化による高機能化検討、接合メカニズム解明 (2015年度)	3次元マイクロ組織解析装置を用いて三次元構造観察を実施、層構造を変化させた複層鋼を用いた評価によって複層化による特性向上を検討 FEMによる歪解析により接合界面の挙動を明確化	○	
複層鋼板の微細組織構造解析技術の確立	マルテンサイト鋼の変形挙動・き裂進展挙動の解明 (2015年度)	その場引張装置を用いた実験により、マルテンサイト鋼の変形挙動・き裂進展挙動を解明	○	
複層鋼板の界面接合モデル・水素拡散モデル(プロトタイプ)の構築	FEMおよび第一原理計算によるモデルの構築 (2015年度)	水素透過試験によって高強度鋼中の水素拡散現象を解明、モデル拡散対の評価およびFEMによる解析モデルを構築	○	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

### (2)研究開発の成果と意義

複層鋼の母材となる高強度マルテンサイト鋼、および高強度マルテンサイト鋼を母材として用いオーステナイト系ステンレス鋼を合わせ材として板厚比を変化させた複層鋼板を作製し、強度特性を調べた。

その結果、複層鋼板の引張強度は合わせ材として使用したオーステナイト系ステンレス鋼の合わせ材板厚比に応じて低下する一方で、伸び特性は積層化により大きく向上した。複層鋼板による高強度・高延性化に関しては十分な界面強度を得ることが重要と考えられているが<sup>1-7)</sup>、本研究で作製した複層鋼においては引張破断部の層界面近傍での剥離は生じておらず、複層鋼板による高強度・高延性化に関する界面強度の寄与を明確に示した。

また、高強度・高延性化のために必要な界面接合強度の指針を得ることを目的に、FEMによる複層鋼板の変形解析および界面接合の原子レベル解析を行ったところ、相当塑性歪は母材と合わせ材とで連続的に変化しており、試験片中心部で歪みが大きくなる一方で、せん断応力は母材と合わせ材で不連続であり、接合界面の母材側で大き

な値になることが明らかとなった。

さらに、複層鋼の母材である高強度マルテンサイト鋼の高ひずみ域での変形挙動について詳細に観察を行った結果、延性亀裂は主に旧  $\gamma$  粒界を伝播する傾向が確認され、より高強度・高延性鋼板の開発に対する粒界制御の重要性を示した。

鋼中への水素侵入挙動を解明するため、高炭素マルテンサイトと極低炭素フェライトを複層化した鋼板を使用し、電気化学的水素チャージによる水素透過試験を実施した。その結果、複層材の水素拡散は拡散速度の遅いマルテンサイト鋼に律速されるのではなく、合わせ材の影響を強く受けることが判明した。また、実際の部材として使用される場合は様々な加工や応力場を受けるため、水素の拡散挙動も影響を受けることが予想され、FEMにより複層鋼板の弾塑性－水素拡散連成解析を行い応力場の影響を調査したところ、応力が付与されると接合界面近傍に水素が集積することが示され、接合界面での水素集積を考慮した材料設計の必要性を示した。さらに、実際の材料組織では転位や粒界などのトラップサイトとの相互作用も考慮に入れる必要があり、高強度材で見られる水素による粒界破壊等の現象を理解するには、分子動力学法（MD）等による原子レベルでの水素の挙動を解析することが有効であるが、本研究では第一原理計算によって求めた原子間ポテンシャルとMDシミュレーションにより解析を行った。

また、複層鋼の界面強度に対しては、接合部での合金元素の拡散によって整合性の高い界面を形成することの重要性を示し、炭素鋼と高Ni合金及びオーステナイトステンレス鋼からなるモデル拡散対を作製して剪断強度の評価を実施し、FEMモデルによって拡散接合モデルの構築を行った。

### (3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.6.5-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2013FY	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2014FY	0	0	4	0	0	0	0	0	1
2015FY	0	0	0	0	0	0	0	0	1
合計	0	0	4	0	0	0	0	0	2

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）

表 3-2.6.5-4 特許の件数（内訳） 【2023年2月末現在】

区分 年度	特許出願		
	国内	外国	PCT 出願 <sup>※</sup>
2013FY	0	0	0
2014FY	0	0	0
2015FY	0	0	0
合計	0	0	0

※Patent Cooperation Treaty :特許協力条約

2.6.5.3 参考文献

- 1) Inoue et al.: Scripta Materialia, 59 (2008), 1055-1058.
- 2) Nambu et al.: Scripta Materialia, 60 (2009), 221-224.
- 3) Michiuchi et al.: Acta Materialia, 57 (2009), 5283-5291.
- 4) 小関ら: 金属, 80 (2010) 4, 271-275.
- 5) 井上ら: 金属, 80 (2010) 4, 276-282.
- 6) 道内ら: 金属, 80 (2010) 4, 283-288.
- 7) 南部ら: 金属, 80 (2010) 4, 289-293.



## 2.6.6 [テーマ番号 4 7] 異相界面腐食解析の基盤技術開発 (FS 研究) (2017 年度)

### [テーマ番号 6 1] 超高強度鋼板の腐食挙動解析技術の開発 (2018 年度～2020 年度)

#### 2.6.6.1 テーマの概要

##### (1) 背景と目的

自動車等の輸送機器の燃費改善には、エンジンを始めとした動力機関の効率向上とともに、車両の軽量化が重要な取組課題であり、超高強度鋼材の部材への適用拡大が車両軽量化の重要な手段の一つである。一方、中長期的視点では資源リスクや原料の品質劣化などの不安定要因が懸念されており、省資源、稀少元素代替の革新的技術開発も求められている。鉄鋼各社では、これら要求に対応した革新的な次世代中高炭素鋼の開発を推進し、当初目標とした強度や延性などの特性についての実現めどを得た状態である。

今後、実用特性として重要な腐食特性の把握が必要となってくる可能性が高いことから、鉄鋼分科会の協調課題として腐食挙動解析のための基礎技術向上の必要性が指摘された。本事業では特に、革新鋼材に特徴的な異相界面を起点とする腐食の解析技術開発を目的とした。

##### (2) 目標値

表 3-2.6.6-1 研究開発目標

研究開発項目 (実施年度)	第 1 中間目標 (2015 年度末)	第 2 中間目標 (2017 年度末)	第 3 中間目標 (2020 年度末)	最終目標 (2022 年度末)
マクロ腐食挙動との 対比 (日本製鉄)			侵食形態に及ぼす 組織、環境因子検 討技術の獲得	マイルドな大気腐食環 境での腐食特性評価か ら開発技術の性能範囲 を提示
マクロ腐食挙動との 対比 (J F E)			侵食形態に及ぼす 組織、環境因子検 討技術の獲得	海浜環境での腐食特性 の評価から測定技術の 性能範囲を提示
マクロ腐食挙動との 対比 (神戸製鋼所)			侵食形態に及ぼす 組織、環境因子検 討技術の獲得	塩分飛来環境での腐食 特性評価から測定技術 の性能範囲を提示
微小電気化学計測技 術開発 (東北大)		$\mu\text{m}$ レベルの微 細組織の腐食挙 動解析技術確立	nm レベル電気化 学 計測技術確立	残留 $\gamma$ を含む微細組織 の腐食特性を評価でき る技術を提示
局所構造解析技術開 発 (北海道大)		$\mu\text{m}$ レベルの微 細組織の腐食生 成物解析技術検 討	サブ $\mu\text{m}$ レベル In-situ 腐食生成物 解析技術	異相組織間腐食定量解 析技術開発 残留 $\gamma$ 含有組織の腐食 生成物解析技術開発

局所腐食電位計測技術開発 (NIMS)		$\mu\text{m}$ レベルの微細組織の腐食電位解析技術検討	マルチスケール腐食電位計測による In-situ 腐食起点計測技術開発	腐食起点解析技術をマルチスケールに展開する
多拠点間測定座標共有技術検討 (NIMS他)			拠点間での解析部位共有化技術開発	拠点間での注目部位共有化

### (3)全体計画

2017 年度は、開発される革新鋼材の、構造材料としての実用化を可能とするための基礎技術として、腐食挙動解析技術の高度化に取り組んだ。多数の異相界面を有する微細組織鋼表面の腐食挙動についてはいまだ明らかとなっていない部分が多いため、そのような異相組織中の腐食挙動解明のための基礎研究に向けて、革新鋼材の耐食性を適切に把握・評価するための共有技術に関する FS 研究を行った。

#### 【第2期目標 (2017 年度末)】

- ・ 共通試験片として S45C 相当材を用い、熱処理により数通りのフェライト/パーライト組織鋼を作製し、微細組織がマクロな腐食挙動に及ぼす影響を調査する。
- ・ フェライト/パーライト組織の第2相であるセメンタイトに注目し、母相腐食に及ぼすセメンタイト相の影響を調査できる解析技術について検討する。

2018 年度以降は、本研究として、第2期目標から1歩進み、さらに微細な組織の腐食挙動の検出を目指した。

#### 【第3期目標 (2020 年度末)】

- ・ nm オーダーの組織の腐食解析技術の獲得を目指し、残留  $\gamma$  相の腐食挙動を解析できる技術の開発を進める。

開発される一連の、サブ  $\mu\text{m}$ ~nm レベルの腐食現象把握技術を共有基盤技術とし、鉄鋼各社は開発した革新鋼材の腐食特性の評価を進め、各研究機関は、開発した解析技術の普遍化につとめ、解析プラットフォーム化を進め、広く構造材料の腐食性評価手法として活用することを目標とした。

本事業での具体的な開発課題を以下に示す。

#### ① 異相組織を有するモデル鋼の作製とマイルドな大気腐食環境での腐食特性検証

開発技術の評価できる異相組織を有するモデル鋼を作製し、各分担研、再委託先研究機関と連携し、腐食特性把握技術の開発に用いる。また、本モデル鋼を用い、年平均塩分飛来量 0.04 mdd 以下のマイルド環境でのマクロな腐食特性を把握し、本提案で開発される測定技術の性能範囲を提示する。(mdd:  $\text{mg}/\text{dm}^2/\text{day}$ 、1 日当たり 10cm 四方の面積に付着する塩分量)

#### ② 異相組織を有する鋼材の過酷環境での腐食特性および水溶液中でのマクロな腐食特性の検証

開発技術を評価できる異相組織を有するモデル鋼を用い、年平均塩分飛来量 1mdd 超の過酷環境でのマクロな腐食特性を把握するとともに、ラボでのマクロな電気化学特性評価を行い、本提案で開発される測定技術の性能範囲を提示する。

### ③ 異相組織を有する鋼材の過酷環境での腐食特性およびラボ加速試験による腐食特性の検証

開発技術を評価できる異相組織を有するモデル鋼を作製し、各分担研、再委託先研究機関と連携し、腐食特性把握技術の開発に用いる。また、本モデル鋼を用い、年平均塩分飛来量 約 1~0.04 mdd 以下の塩分飛来環境でのマクロな腐食特性を把握するとともに、ラボでの CCT 試験を通じ、本提案で開発される測定技術の性能範囲を提示する。

### ④ 異相組織の腐食に及ぼす作用明確化技術開発

腐食発生に及ぼす異相界面および粒界偏析への影響を把握できる電気化学評価手法の開発を行う。具体的には、水溶液下腐食挙動可視化技術を高度化するため、リアルタイム観察技術、微小腐食電流計測・制御技術の開発を主導する。

### ⑤ 異相組織腐食生成物のその場分析技術開発

腐食電気化学反応の過程で形成される腐食生成物は、鋼材の腐食の進展に重要な役割を担う。特に、異相界面に着目し、ミクロ組織ごとの腐食生成物のその場分析技術を開発し、革新鋼材の腐食特性を評価、予測技術の高度化を推進する。腐食環境下での腐食生成物特性を解析可能とするための、分光分析技術、物質・電荷移動特性把握技術の高度化研究が中心となる。

### ⑥ ミクロ・ナノ異相組織を有する構造材料の腐食起点解析技術の開発

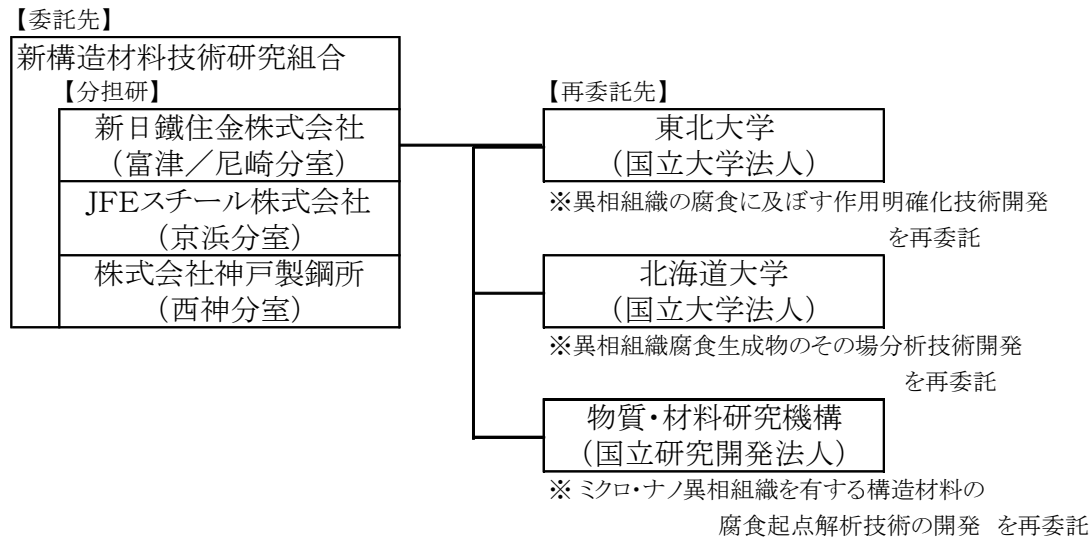
異相組織を有する構造材料における腐食起点の検出のための、腐食電位計測技術を構築する。特に KFM (Kelvin Force Microscope) 法の腐食起点解析ツールとしての高度化を推進するとともに、マルチスケール化による測定範囲の拡大、適用環境として大気腐食環境への拡大を目指す。さらに解析の高度化の一環として、得られるケルビン電位の定量化技術を開発する。

### ⑦ 多拠点間分析位置共有化技術開発

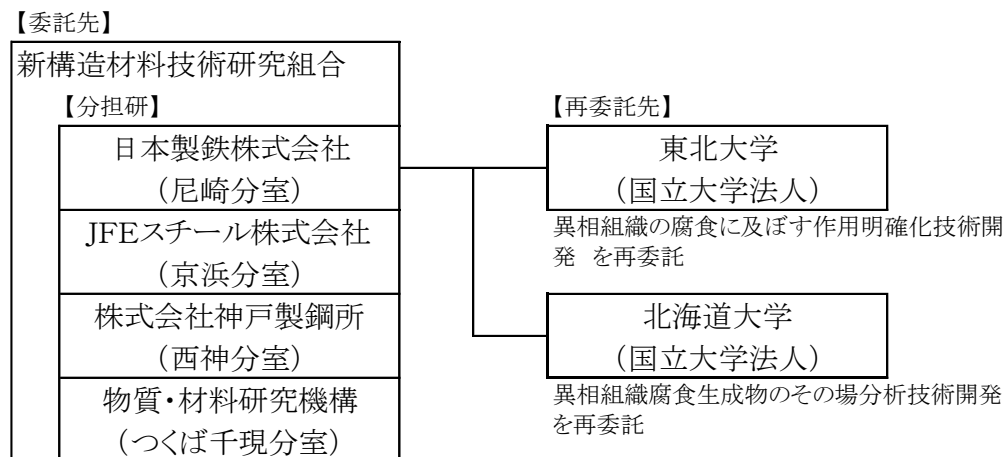
分担研企業ごとに注目する組織因子が異なることから、評価解析位置を各企業（日本製鉄、JFEスチール、神戸製鋼所）—各研究拠点（物質・材料研究機構、東北大学、北海道大学）間で共有化できる技術が必要となる。本技術の実現が、④、⑤、⑥技術の、革新鋼材腐食特性把握研究への適用、反映を後押しする。

#### (4)実施体制

2017 年度



2018 年度—2020 年度



#### (5)運営管理

全分担研および再委託先による技術検討会を 7 回/年程度開催し、進捗を管理した。

#### (6)実施の効果（費用対効果、費用・売上・CO<sub>2</sub>削減・省エネルギー等@2030 年度）

各社で進めている革新鋼板の耐食性評価・向上に適用する。

## 2.6.6.2 研究開発成果

### (1)最終目標の達成度

表 3-2.6.6-2 最終目標と達成度

研究開発項目	最終目標 (2020年度)	研究開発成果	達成度※	未達の場合 原因と解決方針
マクロ腐食挙動との対比（日本製鉄）	マイルドな大気腐食環境での腐食特性評価から開発技術の性能範囲を提示	<ul style="list-style-type: none"> <li>・フェライトパーライト組織鋼共通試験材開発</li> <li>・2種の共通試験片におけるマクロな腐食挙動の解析</li> </ul>	○	
マクロ腐食挙動との対比（JFE）	海浜環境での腐食特性の評価から測定技術の性能範囲を提示	<ul style="list-style-type: none"> <li>・2種の共通試験片の海浜環境での大気腐食特性評価</li> <li>・侵食形態解析技術の獲得</li> </ul>	◎	
マクロ腐食挙動との対比（神戸製鋼所）	塩分飛来環境での腐食特性評価から測定技術の性能範囲を提示	<ul style="list-style-type: none"> <li>・残留<math>\gamma</math>含有共通試験材開発</li> <li>・塩分環境下大気腐食特性解析</li> <li>・ラボ腐食加速試験条件確立</li> <li>・<math>\mu</math>XRD法による組織と腐食生成物対応技術の獲得</li> </ul>	◎	
微小電気化学計測技術開発（東北大）	残留 $\gamma$ を含む微細組織の腐食特性を評価できる技術を提示	<ul style="list-style-type: none"> <li>・マスキング法、新型ポテンシオスタットを開発し、SPMと組み合わせることで、腐食解析において、nm分解能を達成</li> </ul>	○	
局所構造解析技術開発（北海道大）	<ul style="list-style-type: none"> <li>・異相組織間腐食定量解析技術開発</li> <li>・残留<math>\gamma</math>含有組織の腐食生成物解析技術開発</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・顕微ラマン散乱分光装置およびICP-AESにより、マイクロ組織からの腐食溶出、腐食生成物生成挙動のその場解析を実現。</li> </ul>	○	
局所腐食電位計測技術開発（NIMS）	<ul style="list-style-type: none"> <li>・腐食起点解析技術をマルチスケールに展開する</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・KFM装置による腐食起点解析のマルチスケール化可実現。</li> </ul>	○	
多拠点間測定座標共有技術検討（NIMS他）	<ul style="list-style-type: none"> <li>・拠点間での注目部位共有化</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・拠点間で同一部位の腐食解析を可能とした。</li> <li>・マルチプローブによる腐食解析を実現した。</li> </ul>	◎	

※◎大きく上回って達成、○達成、×未達

## (2)研究開発の成果と意義

### 1.1 概要

自動車等の輸送機器の燃費改善には、エンジンを始めとした動力機関の効率向上とともに、車両の軽量化が重要な取組課題であり、超高強度鋼材の部材への適用拡大が車両軽量化の重要な手段の一つである。一方、中長期的視点では資源リスクや原料の品質劣化などの不安定要因が懸念されており、省資源、稀少元素代替の革新的技術開発も求められている。鉄鋼各社では、これら欲求に対応した革新的な次世代中高炭素鋼の開発を推進し、当初の目標とした強度や延性などの特性についての実現めどを得た状態である。

今後、実用特性として重要な腐食特性の把握が必要となってくる可能性が高いことから、鉄鋼分科会の協調課題として腐食挙動解析のための基礎技術向上の必要性が指摘された。超高強度鋼の腐食は、その特徴的な異相界面を起点とし進行する。本事業は、必要に応じて超高強度鋼の材料製造プロセスまで立ち返った検討を可能とするため、その組織因子ごとの腐食特性を評価解析可能な技術の獲得と、開発技術の共有基盤技術化を目的として各研究項目の分担推進を検討した。そのために必要な解析技術の予備検討を2017年度FSテーマ(テーマ47)として実施した。その結果をうけ、2018年度～2020年度本テーマ(テーマ61)として実施した。

各鉄鋼メーカーは、超高強度鋼板の腐食特性評価に適した素材を試作し共通試験片として提供するとともに、マクロな腐食挙動を調査した。各研究機関は、サブ $\mu\text{m}$ ～ $\text{nm}$ レベルの腐食現象把握技術を開発し、共通試験片に適用し、開発技術の向上、普遍化につとめた。各鉄鋼メーカーは、開発技術の評価を行うとともに、各研究機関の腐食現象把握技術の技術開発の方向性を提示した。

以下に、各研究開発項目の内容及び成果を示す

### 1.2 標準試験材

鉄鋼各社および各研究機関で共通して用いる材料として、フェライトパーライト組織鋼(以下、A鋼)および、組織中に残留 $\gamma$ 相を有する鋼(以下、B鋼)を作製し、以下の研究項目に用いた。研究項目ごとに、結果を提示する。

### 1.3 成果

#### 1.3.1 異相組織を有するモデル鋼の作製とマイルドな大気腐食環境での腐食特性検証：尼崎分室

尼崎分室では、開発技術の評価できる異相組織を有するモデル鋼、A鋼、を作製し、再委託先研究機関を含む各分室に配布した。本研究項目を分担する尼崎分室では、西神分室から提供されたB鋼とともに、年平均塩分飛来量 $0.04\text{ mdd}$ ( $\text{mdd: mg/dm}^2/\text{day}$ 、1日当たり $10\text{cm}$ 四方の面積に付着する塩分量)以下のマイルド環境で大気曝露試験を分担、実施した。曝露試験は季節要因を加味し、冬期：2018年12月21日開始、夏期：2019年8月20日開始の2回行った。いずれも、曝露期間は最長24週間とした。それら鋼材の曝露試験と同時に、腐食と大きな相関のある温度、湿度、塩分、硫酸化物についての環境測定を行った。回収した曝露試験片に対して、腐食量計測、腐食生

成物分析、腐食形態観察などを実施した。

### 1.3.2 異相組織を有する鋼材の過酷環境での腐食特性および水溶液中でのマクロな腐食特性の検証：京浜分室

京浜分室では、開発技術を評価できる異相組織を有するモデル鋼を用い、年平均塩分飛来量 1mdd 超の過酷環境での腐食特性検証を行い、本提案で開発される測定技術の性能範囲を提示することを目的とし研究開発を実施した。

尼崎分室および西神分室で作製された標準試験材であるフェライトパーライト組織からなる A 鋼と残留  $\gamma$  を含有する B 鋼を用い、JFE スチール（株）の沖縄暴露試験場（以下、沖縄）および（財）日本ウエザリングテストセンター（JWTC）宮古島暴露試験場（内陸部）（以下、宮古島）での大気暴露試験および、中性水溶液中における電気化学測定を実施した。加えて、尼崎、銚子、沖縄、宮古島における暴露試験片の表面形態を数値化により評価した。

### 1.3.3 異相組織を有する鋼材の過酷環境での腐食特性およびラボ加速試験による腐食特性の検証：西神分室

西神分室では、下記を目標に検討を進めた。

- ・本事業の第二段階で適用される B 鋼と称する残留  $\gamma$  を含んだ微細組織鋼の提供と、塩分飛来環境での腐食特性およびラボ加速試験環境でのマクロな腐食特性評価を開始する。
- ・塩分飛来環境での短期間腐食特性およびラボ加速試験環境でのマクロな腐食特性評価を行い、測定技術の性能範囲を提示する。
- ・塩分飛来環境での長期間腐食特性評価を行い、測定技術の性能範囲を提示する。

結果、腐食量やさび組成と環境因子の関係把握を暴露試験とラボでの加速試験で行うとともに、さび組成の変化には一定量の塩分が必要など環境因子の影響も理解できた。さらに、XRD 解析から微細構造が腐食への関与を示唆するデータが得られた。

また、開発技術を用いて、共通試験片の曝露結果の議論を深めるために、腐食面の形態について数値化を試みた。腐食形態を数値化することで、鋼種とその微細組織、腐食環境と特徴的な腐食形態の相関が議論でき、その議論は、開発技術で明らかとなる異相界面腐食形態の特徴、腐食性と結びつけた議論がより活性化するものと考えられる。

以降で、得られた成果について概説する。

図 3-2.6.6-3 に鋼材曝露試験場所一例を示す。これら鉄鋼メーカー等が保有する曝露場所を活用し、共通試験片 2 種（表 3-2.6.6-4 および 5）について曝露試験を行った。図 3-2.6.6-6 に結果一例を示す。鋼材 A を用いて、3 つの異なる環境で行った曝露結果である。同一鋼材を用いても、環境要因によりその腐食性は異なる。図 3-

2.6.6-7 には、2種の鋼種に対する同一地域、同一時期における曝露結果を比較した例を示す。環境が同一でも、鋼材組織因子により腐食性は変化する。この異なる腐食要因、環境、組織などの鋼材腐食性に及ぼす影響を明確化し、必要に応じて母材開発にフィードバックするために高度な腐食解析技術が必要とされた。



図 3-2.6.6-3 曝露試験場一例

表 3-2.6.6-4 鋼材 A の化学組成(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
0.44	0.20	0.85	0.008	0.002	0.024	0.005	0.002

表 2-2.6.6-5 鋼材 B の化学組成(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
0.39	1.31	2.01	0.010	0.002	0.04	0.0042	0.0008



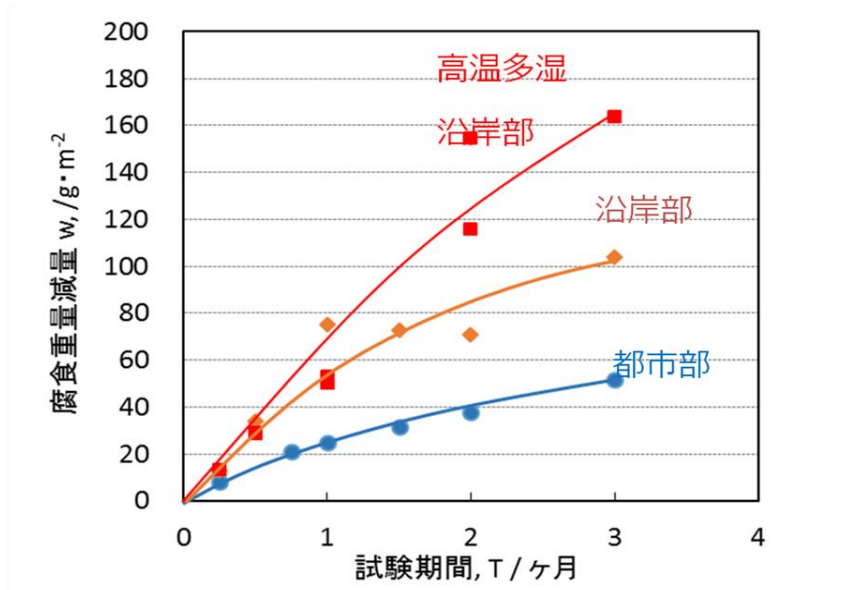


図 3-2.6.6-6 A 鋼曝露結果例

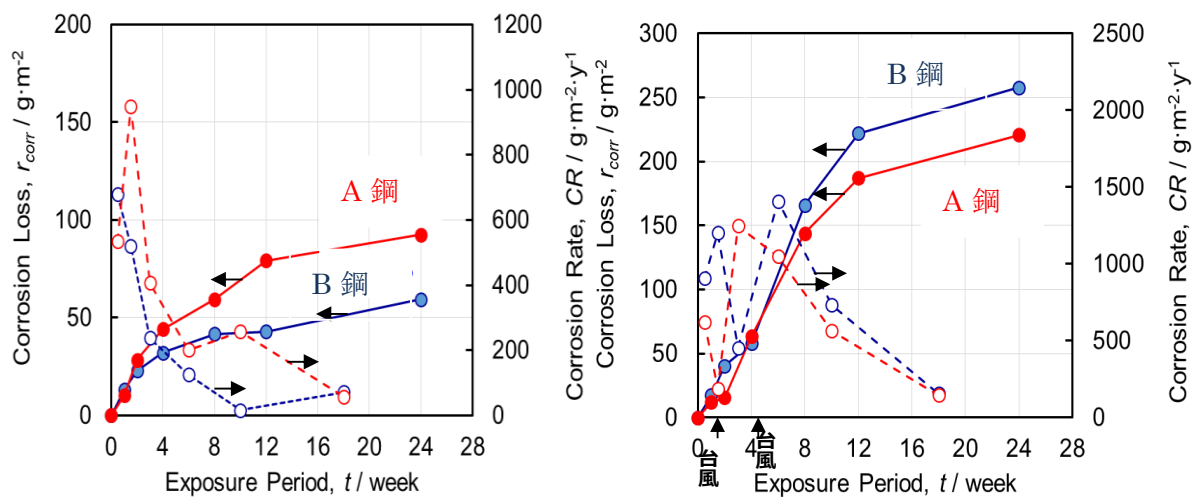


図 3-2.6.6-6 同一地域、同一期間における A 鋼、B 鋼曝露結果比較。左：都市部、右：高温多湿沿岸部

### 1.3.4 異相組織の腐食に及ぼす作用明確化技術開発：[再委託]東北大学

超高強度鋼板のもつ異相界面は非常に微細(数  $\mu\text{m}$  以下)であることから、腐食性に関連する電気化学特性はほとんど解明されていない。本研究では、サブミクロンからナノメートルオーダーの微小領域の耐食性を電気化学的に解析できる技術を開発することを目標として実施した。

第一段階として、フェライト-パーライト組織を評価対象として、既存のマイクロ電気化学システム(図 3-2.6.6-7)の高度化を進め、これまで以上の空間分解を達成し、サブミクロンオーダーへ到達(図 3-2.6.6-8)するとともに、最終目標へのハードルの高さを確認した。この時の腐食溶解は、セメンタイトに挟まれたフェライトラメラから始まったことが明らかとできた。フェライトラメラのサイズは  $1\mu\text{m}$  を下回っており、サブ  $\mu\text{m}$  オーダーでの腐食起点、進展挙動のリアルタイム解析が実現できた。

第二段階では、これ以上の空間分解向上には SPM 技術導入不可避と判断し、高速 AFM(図 3-2.6.6-9)の導入、戦力化を進めた。その際、必要となった微小マスキング技術(図 3-2.6.6-10,11)を示す。これは、樹脂吐出装置と紫外線硬化型樹脂の組み合わせにより実現した高精細マスキングシステムとなる。微小電流制御ポテンシオスタット(図 3-2.6.6-12)の開発も進めた。結果、得られた高速 AFM による鋼材 B に対する測定例を図 3-2.6.6-13 に示す。中心付近矢印部は残留  $\gamma$  相に相当する。周辺部は自然浸漬により形態が変化しているのに対して、矢印部の形態はかわらない。微細組織の腐食性に関する情報が AFM の持つ空間分解能レベルで取得可能になった。

今後、各鉄鋼メーカーの開発する超高強度鋼板に対して、本開発技術を駆使することで、開発材の微視組織起因の腐食起点、進展挙動の解析が進むことが期待できる。

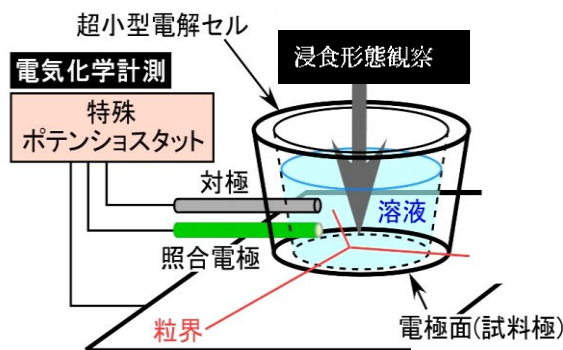
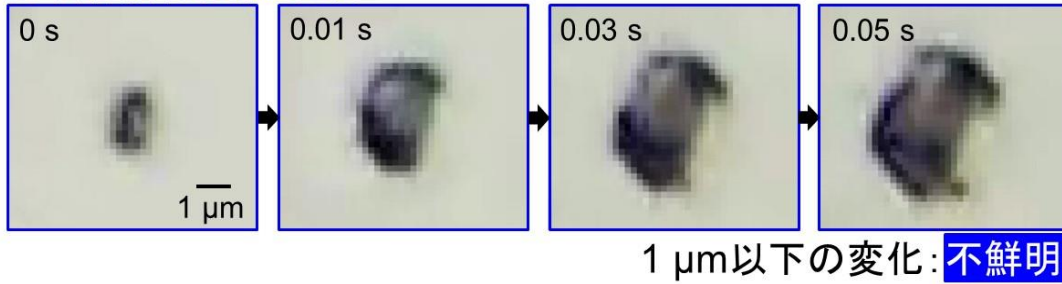


図 3-2.6.6-7 マイクロ電気化学システム模式図

光学顕微鏡系(従来系)



共焦点レーザー顕微鏡系

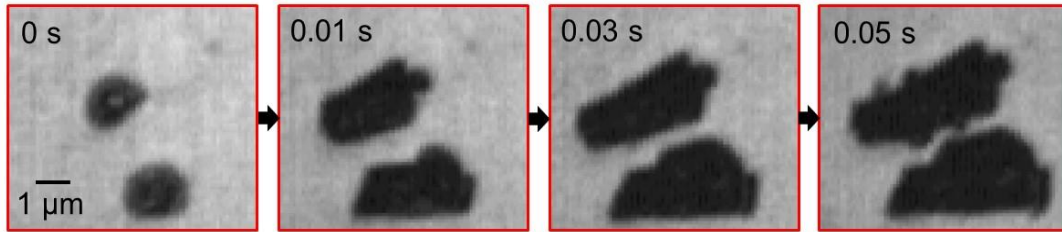


図 3-2.6.6-8 100mM の NaCl を含む pH 8.0 のホウ酸塩緩衝溶液中においてアノード分極中の孔食発生挙動観察結果 (鋼材 A 使用)。

- (上) 通常の光学顕微鏡使用。0.55V 付近で発生した孔食の成長挙動、
- (下) 共焦点走査型レーザー顕微鏡使用。0.9V における孔食成長挙動

マイクロ電気化学システムの進化 サブミクロンへ

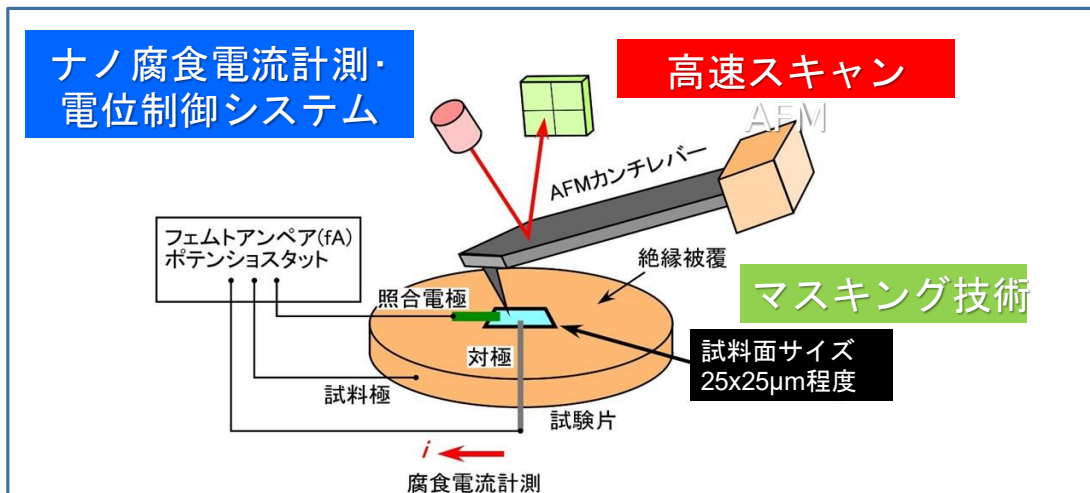
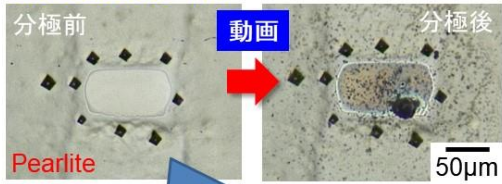
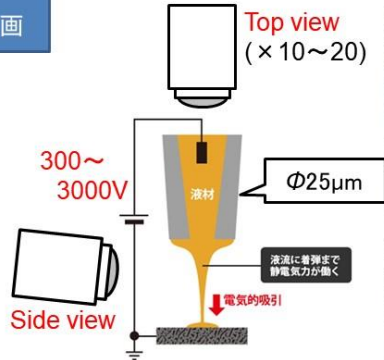
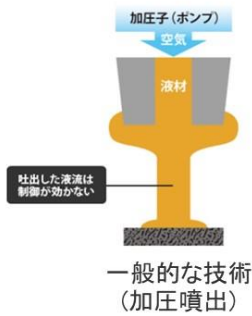


図 3-2.6.6-9 高速 AFM システムの導入

現状の電極面サイズ



【ポイント】  
狙った位置の精密描画



本研究  
静電噴出方式 Q-jet

エンジニアリングシステム(株)(<http://www.engineeringsystem.co.jp/automation/q-jet/>)

静電噴出技術によるマイクロ電極の作製可否を検討

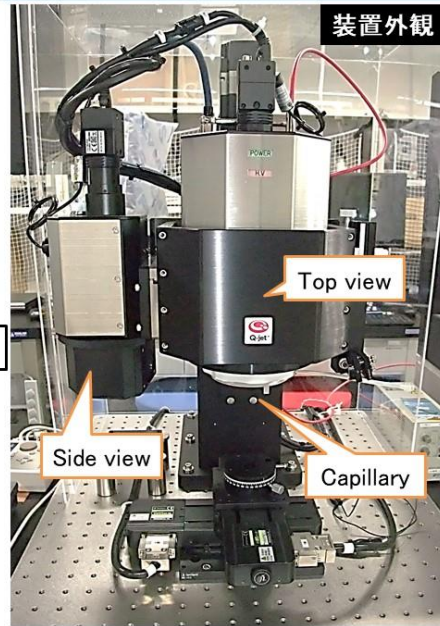
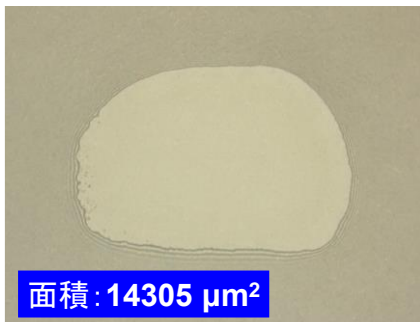
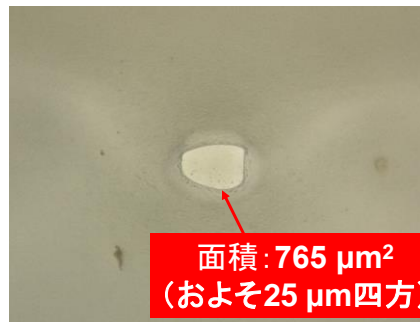


図 3-2.6.6-10 開発したマスキング技術

従来の電極面: 100 µm四方



本研究: 20~40 µm四方



電極面積: 従来の10分の1以下

50 µm

図 3-2.6.6-11 鋼材 B に対する、従来の試料電極面(左)と本技術開発で実現できた試料電極面(右)の比較

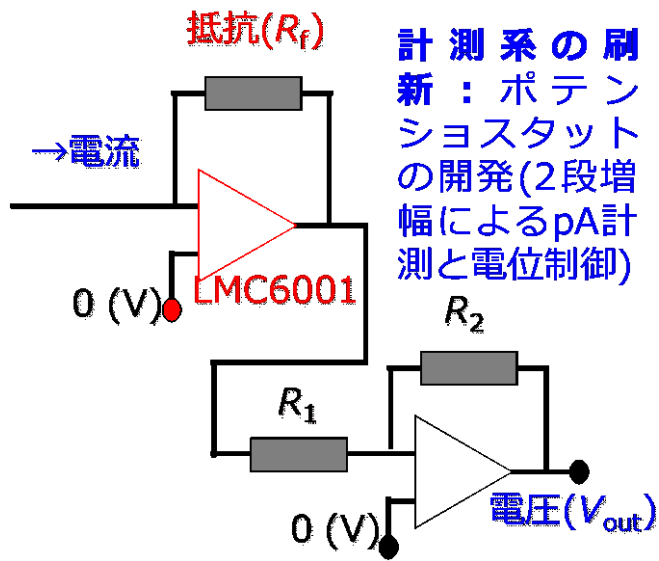


図 3-2.6.6-12 開発したポテンシostat回路例

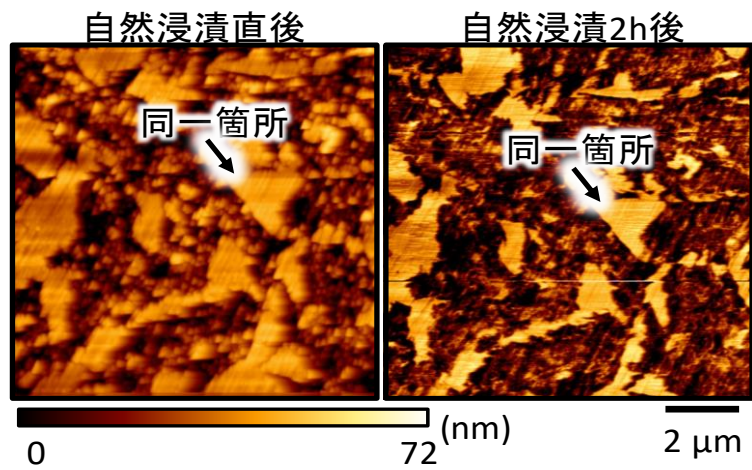


図 3-2.6.6-13 高速 AFM で取得された腐食中の鋼材 B の表面形態変化追跡例

### 1.3.5 異相組織腐食生成物のその場分析技術開発：[再委託]北海道大学

腐食電気化学反応の過程で形成される腐食生成物は、鋼材の腐食の進展に重要な役割を担う。特に超高強度鋼板においては、異相界面に特徴付けられる腐食挙動の発現や加速が懸念される。そこで本事業では、異相界面上での腐食電気化学反応に着目し、鋼材のマイクロ組織ごとの腐食生成物のその場分析技術を開発した。本開発技術を適用することで従前から使用されている腐食予測技術の高度化を推進する。本開発技術は腐食環境下、すなわち“その場”での腐食生成物特性の解析可能化を目標とするため、非破壊検査である分光分析技術（ラマン散乱分光法）および電気化学測定を駆使した物質・電荷移動特性把握技術（ICP-OES 法）の高度化研究を中心とし推進した。その過程で、“その場”解析で得られる分光スペクトルデータの解釈のためのスペクトルデータベースの拡充も進めた。

腐食生成物は、その後の腐食を増長もするし、抑制もする。鋼材直上に形成された腐食生成物、錆種によってその後の腐食への影響は変化する。鋼上に形成される腐食生成物の種類、電気化学特性、伝導特性をその微細組織対応させ理解することは、鋼の腐食性を理解する上では、重要な知見となる。

図 3-2.6.6-14 には、鋼材 A を中性溶液中に置いた時に形成される腐食皮膜の伝導特性の差異を明らかとした電気化学顕微鏡像と、光学顕微鏡像を示す。これらから、腐食電位おいた A 鋼直上に形成された腐食皮膜の電気化学反応に対する活性が微細組織ごとにことなることが確認された。その差異原因を解明するために試料を乾燥後、断面より TEM 観察した結果が図 3-2.6.6-15 である。

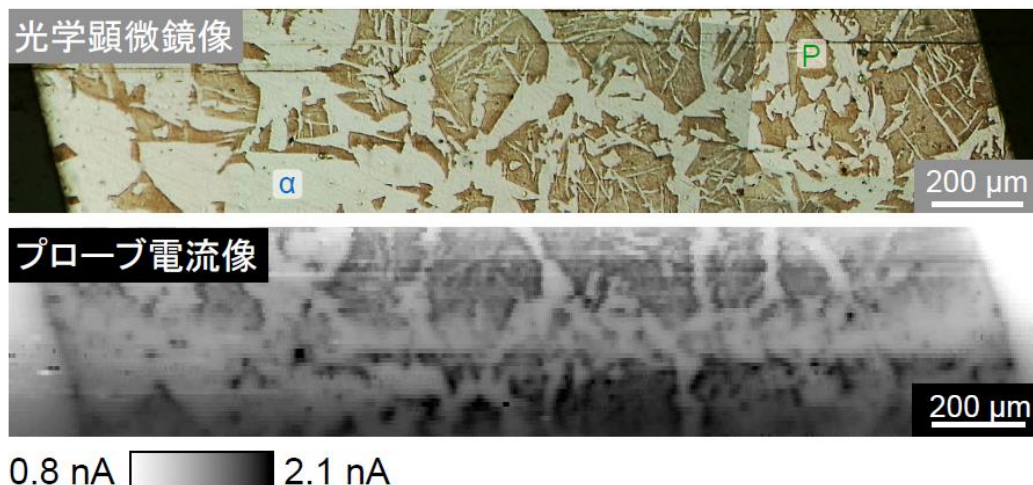


図 3-2.6.6-14 鋼材 A 不働態表面の (a) 走査型電気化学顕微鏡像、(b) 光学顕微鏡像。パーライト組織上で初析フェライト相上よりも大きな電気化学反応電流が観察されており、表面を覆う不働態皮膜の絶縁性には素地マイクロ組織が影響することがわかる。

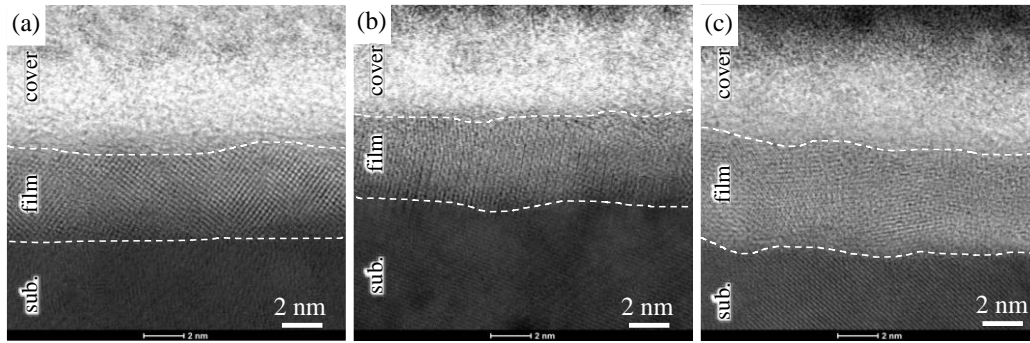


図 3-2.6.6-15 鋼材 A (a)初析フェライト相、パーライト構造の(b)フェライト相と(c)セメンタイト相) 不働態表面 FIB 加工断面試料の走査型透過電子顕微鏡像。a と b 同様に c も皮膜で覆われるが、この皮膜は a と b の皮膜に比べて厚いことがわかる。

電気化学顕微鏡で得られるプローブ電流像から、被膜の絶縁性は、フェライト相上にできる皮膜の方が、パーライト組織上にできる皮膜よりも高いことが明らかとなった。一方、TEM 観察結果からは、セメンタイト上の皮膜に組成、構造上の特徴があることが指摘された。このように、組織ごとに形成される腐食皮膜は、組成、構造、電気伝導性などにそれぞれ異なる特徴を持つことが反映している。組織ごとの皮膜構造を知ることは、皮膜を通じた腐食性を議論する上で重要な知見となる。そのような皮膜構造に関する知見を、腐食中の鋼材のその場分析から得ることができるよう、顕微ラマン装置(図 3-2.6.6-16)を導入した。本装置により、腐食環境—組織の腐食生成物(皮膜)に及ぼす作用が明確しやすくなり、それら皮膜存在下での鋼材腐食性の議論が活発になる。図 3-2.6.6-15 で示した腐食皮膜などを含め、環境毎に各鋼種表面にできる腐食生成物のスペクトルデータベースを作製を進めた。

① 大気腐食初期過程に形成する腐食生成物の*in-situ*追跡  
(顕微ラマン導入により実現)

Raman顕微鏡 + 環境試験機



ラマンによる皮膜解析のベースデータ

② A鋼不働態皮膜の高精度解析

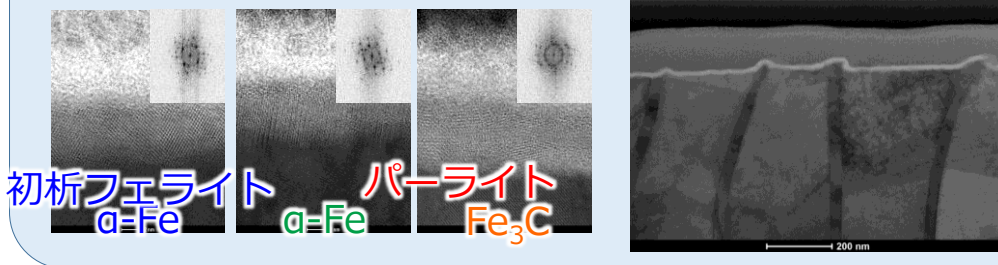


図 3-2.6.6-16 導入した顕微ラマン装置

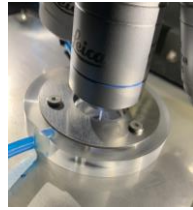
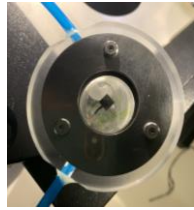
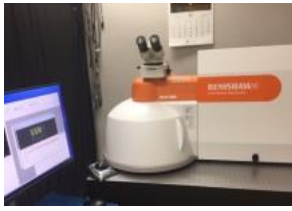
北海道大学では、顕微ラマン装置を活用した腐食生成物解析技術の高度化に加えて、腐食の過程で溶液中に散逸する成分の定量解析も実現した。図 3-2.6.6-17 に導入された ICP-OES 装置と、開発された光学窓付き溶液フローセルを示す。本装置と顕微ラマン装置の組み合わせにより、腐食の結果、鋼板に堆積する成分をラマンで、散逸する成分を ICP-OES で評価することが可能となり、腐食過程のマスバランス解析が可能となり、今後、各メーカーで開発される鋼材の腐食性の議論が深まることが期待される。

すでに何度も述べてきたように、腐食は環境との組み合わせで変化する。顕微ラマン装置下で、自然環境で進展する腐食挙動を再現し、解析することができれば、鋼材の腐食性議論にとって有益であろう。図 3-2.6.6-18 には、開発された塩分飛来量制御腐食セルを用いた腐食解析例を示す。A 鋼と B 鋼の腐食性の差異が本装置を用いて議論できる可能性が高い。

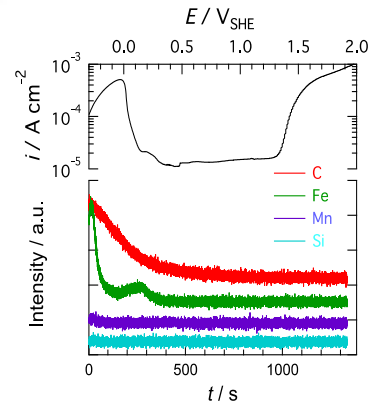
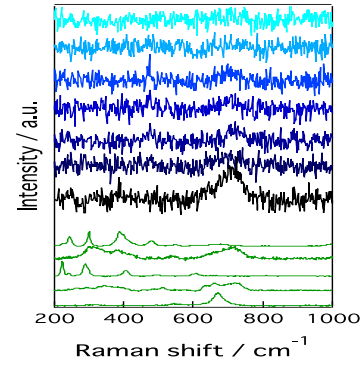
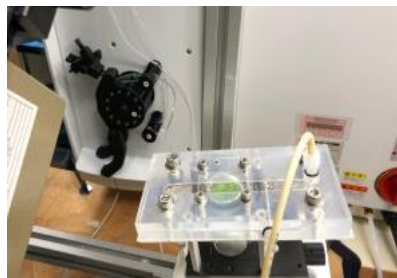
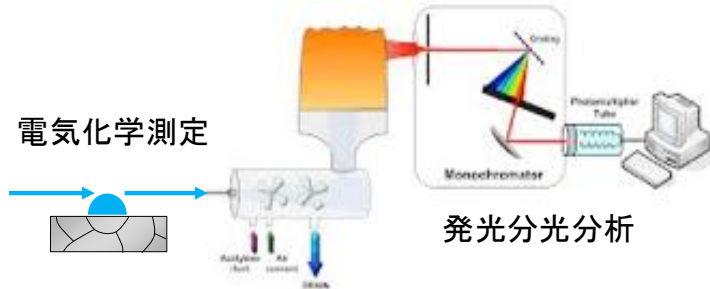


## 大気暴露試験結果との照合、組織依存性の解釈を行う。

ミクروسケールでの大気腐食初期過程の“その場”観察



腐食反応溶解生成物の“その場”測定



腐食生成物のex-situ解析 → in-situ解析の補足

- ・ EBSD 素地金属組織の評価
- ・ SAM 酸化物皮膜の化学組成解析
- ・ STEM 酸化物皮膜（膜厚、結晶構造、元素）の高精度解析
- ・ 顕微ラマン導入により、腐食生成物のin-situ追跡体制を確立
- ・ 解析のためのスペクトルデータベースの整備をすすめ、実環境皮膜の高精度解析環境を構築する

図 3-2.6.6-17 顕微ラマン装置と ICP-OES により展開される腐食研究

大気暴露試験結果との照合、組織因子毎の腐食特性の定量的な把握のため、各種組織の腐食生成物に与える影響の解析をすすめる

### ミクロスケールでの大気腐食初期過程の“その場”観察技術を構築

組織因子×環境因子：環境の腐食への影響を実験室環境で精査

実施例：塩分飛来多い環境を想定

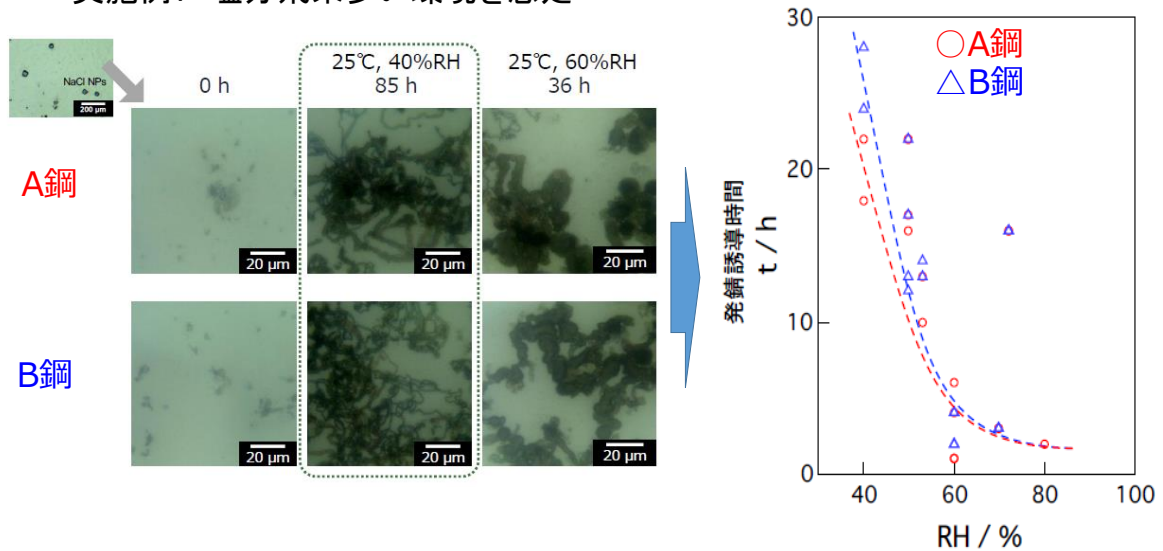


図 発錆誘導時間を検出

図 3-2.6.6-18 塩分飛来量制御腐食セル中に形成された腐食生成物のラマンによるその場分析例

### 1.3.6 ミクロ・ナノ異相組織を有する構造材料の腐食起点解析技術の開発 : つくば千現分室

つくば千現分室では、異相組織を有する構造材料における腐食起点の検出のための腐食電位計測技術を構築することを本テーマの目的として、特に KFM 法の腐食起点解析ツールとしての高度化を推進するとともに、マルチスケール化による測定範囲の拡大、適用環境として大気腐食環境への拡大を目指した。

共通試験片の腐食起点解析について、試料表面調整技術を検討（図 3-2.6.6-19,20）し、電位測定感度がよく、再現性のよいイオンミリングによる試料作製技術を確立（図 3-2.6.6-20）した。導入したマルチスケール腐食電位評価装置を用いて 10mV/nm の局所電位勾配が解析可能なことを確認（図 3-2.6.6-21,22）し、微細組織鋼の中の腐食起点となる組織因子の分布明確化技術を獲得した。

本解析技術と次項で述べる測定値共有化技術により、パーライト中のフェライト/セメンタイト相の異相界面について、元素分析（図 3-2.6.6-23）とともに、nm オーダーでの電位プロファイルを得ることに成功（図 3-2.6.6-24）し、この部位の異相界面の電位差が他の部分と比較して大きいことから、腐食の起点になりやすいことを明らかとできた。また、今回議論していないが、元素分析結果も活用することで、添加元素による腐食性の変化が議論できることも確認された。

凹凸像

電位像

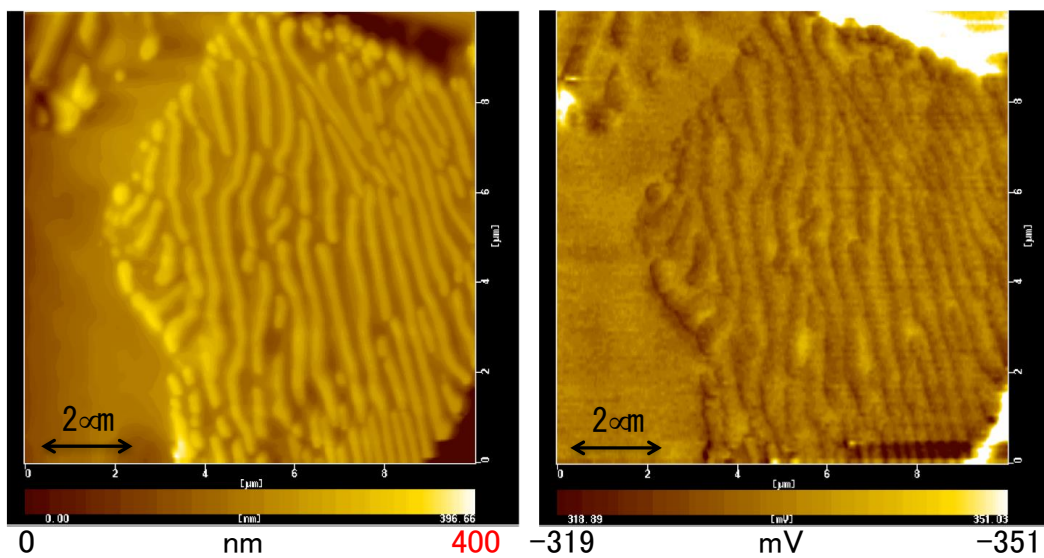


図 3-2.6.6-19 湿式エッチングにより得た試料に対する凹凸像（左）と電位像（右）

凹凸像

電位像

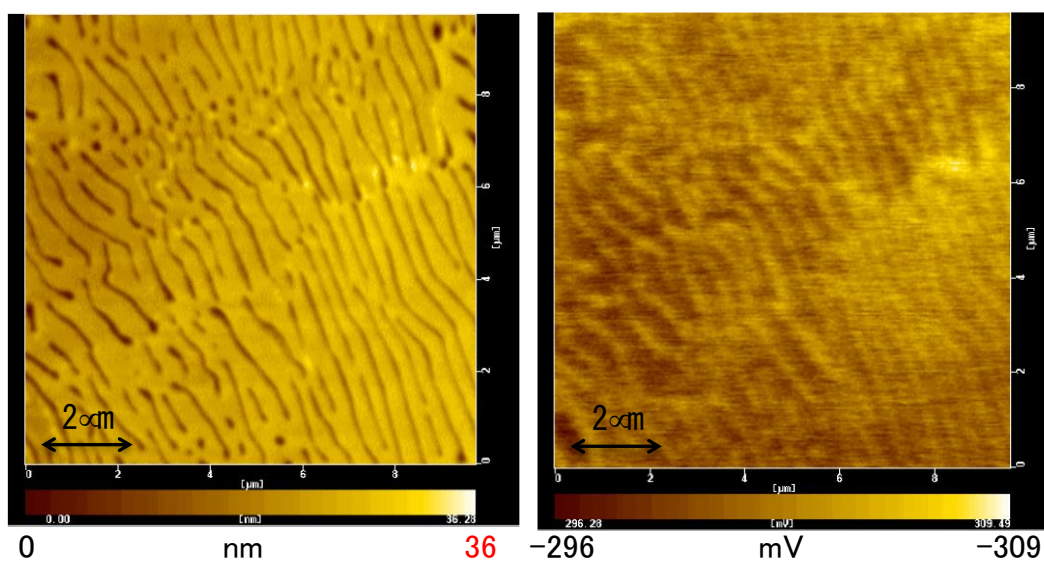


図 3-2.6.6-20 イオンミリングで得た試料に対する凹凸像（左）と電位像（右）

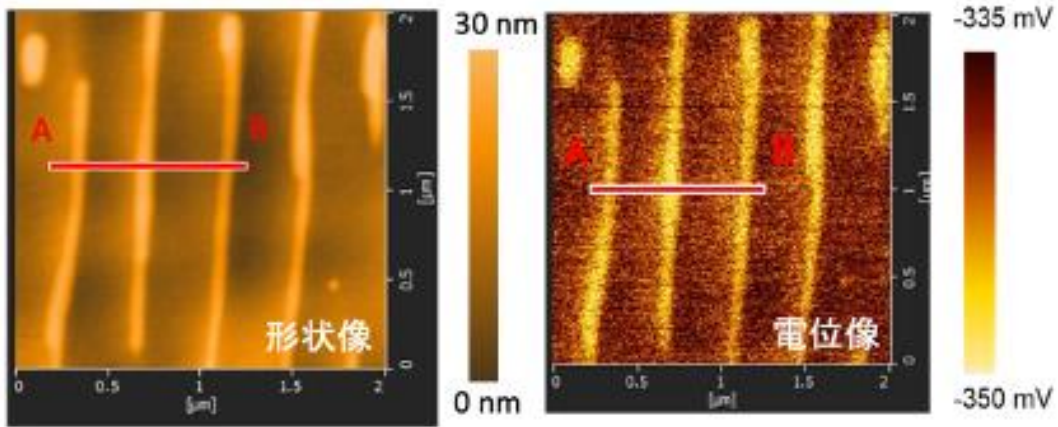


図 3-2.6.6-21 イオンミリングで得た試料に対する凹凸像（左）と電位像（右）

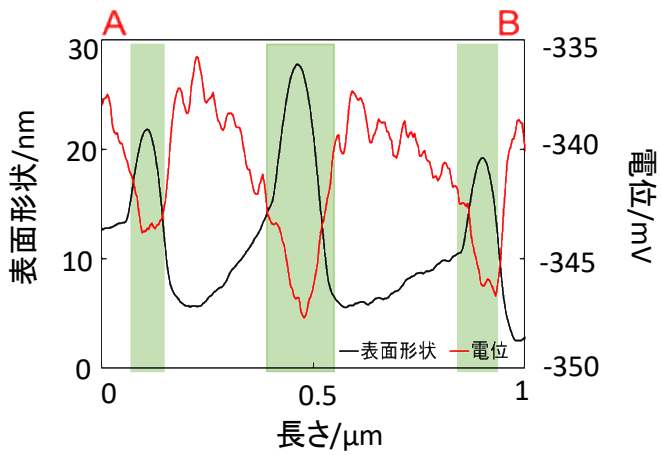


図 3-2.6.6-22 図 3-2.6.6-21 に示した試料の AB 間の断面プロファイル

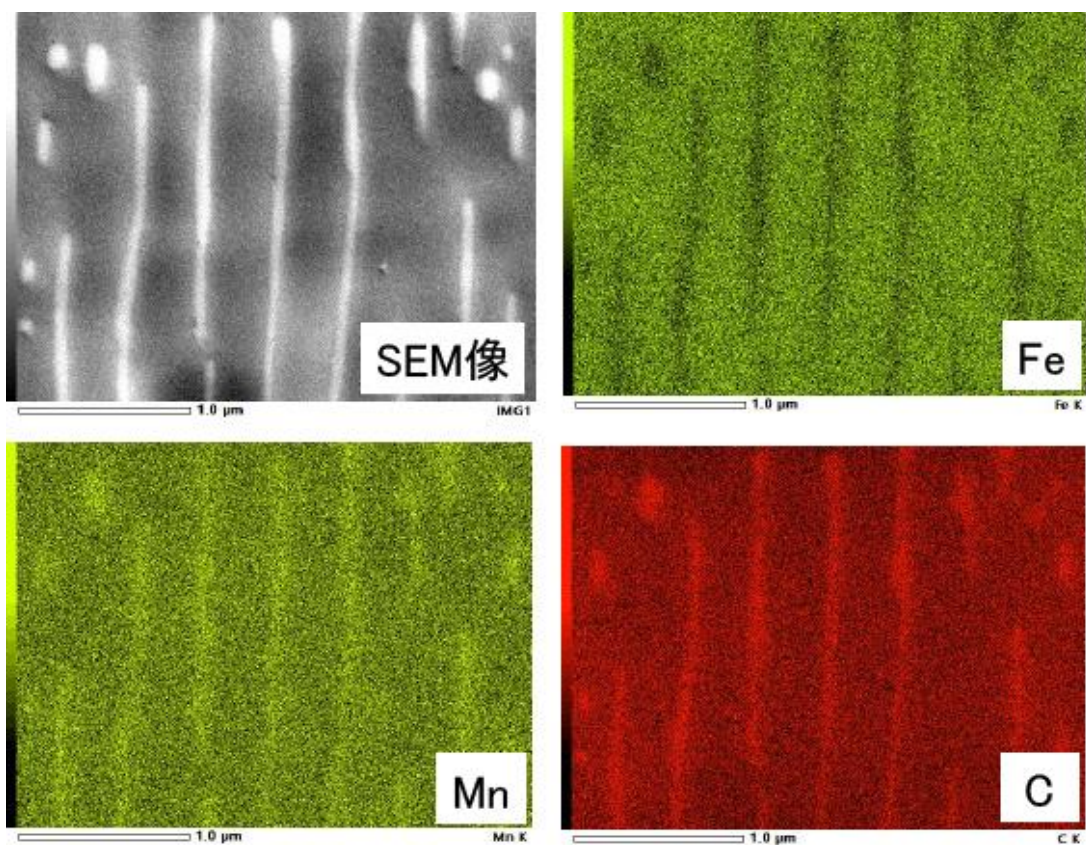


図 3-2.6.6-23 EDX 分析結果

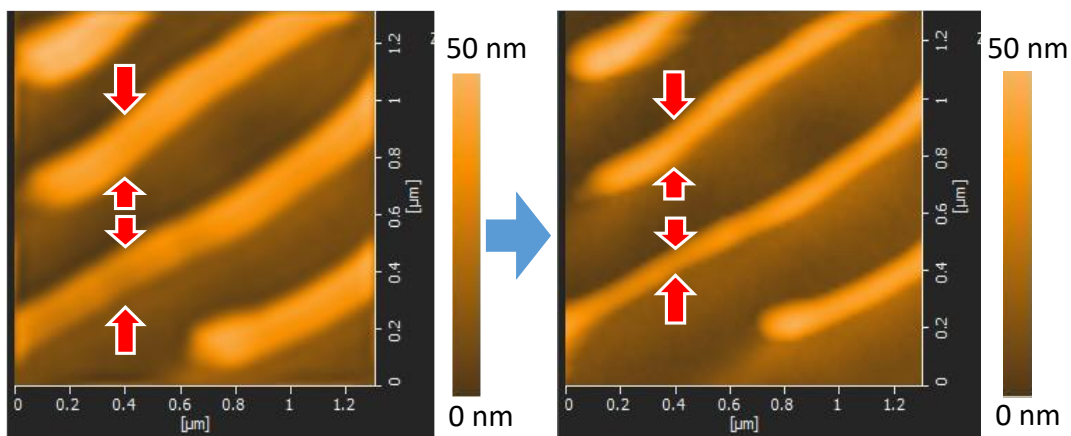


図 3-2.6.6-24 A 鋼の腐食試験前後での KFM 測定結果（形状像）

### 1.3.7 多拠点間分析位置共有化技術開発 : つくば千現分室他

材料メーカーごとに注目する組織因子が異なることから、評価解析位置を各企業（日本製鉄、JFEスチール、神戸製鋼所）－各研究拠点（物質・材料研究機構、東北大学、北海道大学）間で共有化できる技術が必要となる。本技術の実現が、各研究機関での開発技術の連携を実現し、各メーカーの開発する革新鋼板の腐食性評価と、必要に応じた母材改善研究を加速する。

本事業については、つくば千現分室が中心となり、評価解析位置を各分室、再委託先研究機関間で共有化するための多拠点間分析位置共有化技術を検討した。

本項目は、2019年度～2020年度にかけて開発を進めた。

具体的には、分析位置共有化技術をレーザーマーカによるマーキング位置を活用することで実現した。マーキングした試料の一例を図 3-2.6.6-25 に示す。図中、赤丸で囲った部分がマーキング部であり、数  $\mu\text{m}$  の孔をレーザーで穿つことで測定箇所が特定できる。実際にマーキングした試料について、KFM 測定後、SEM 観察および EBSD 解析を行った結果を図 3-2.6.6-26 に示す。

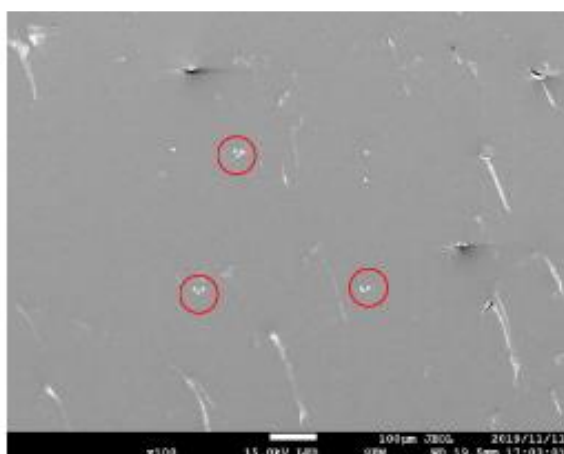


図 3-2.6.6-25 鋼材へのマーキング例

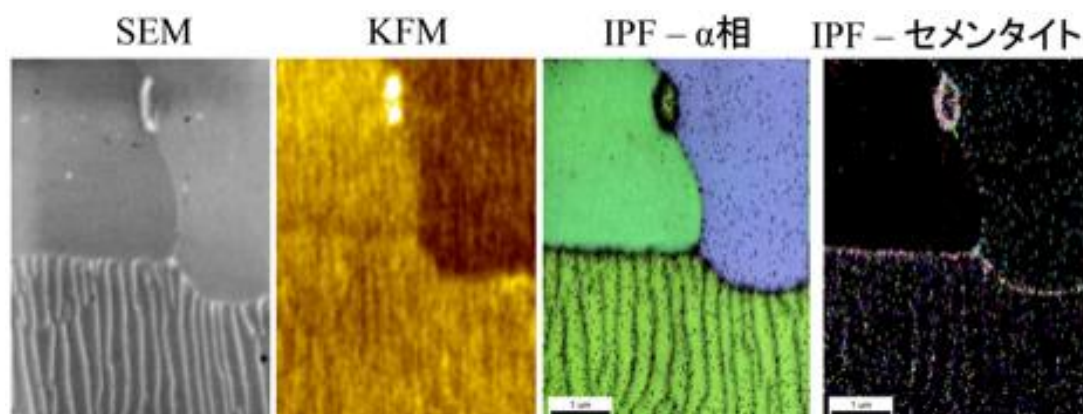


図 3-2.6.6-26 マーキングした試料を用いて KFM 測定，SEM 観察および EBSD 解析を行った結果

SEM 像において、初析フェライトとパーライトが観察されており、パーライト中のラメラ構造も明瞭である。KFM 測定により得られた電位像において、元々の観察エリアが大きかったため、解像度の影響によりパーライト中のラメラ構造は SEM 像ほど明瞭ではないが、ラメラ構造に対する電位分布は得られている。また、KFM の電位像から同じ初析フェライトでも表面電位が異なることが明らかにされた。これについては、EBSD の結果、それぞれの結晶方位の違いに起因することがわかった。結晶方位は仕事関数と相関があることが知られており、その結果と KFM による電位像との結果は良く一致した。セメントaitについて、EBSD の結果から本試料の場合、結晶性が低いことが示唆された。以上の結果から、レーザーマーカによるマーキングにより KFM 測定と SEM/EBSD 解析において、高精度の分析位置共有が可能となった。マーキングは、光学顕微鏡でも視認可能であるため、企業や研究拠点間で評価解析位置を共有化するための技術として有用である。

### (3)成果の普及（論文、外部発表等）

表 3-2.6.6-3 論文、外部発表等の件数（内訳） 【2023 年 2 月末現在】

区分 年度	論文		その他外部発表				展示会 への出 展	受賞	フォー ラム等 ※
	査読付 き	その他	学会 発表・ 講演	新聞・ 雑誌等 への 掲載	プレス 発表	その他			
2017FY	0	0	2	0	0	0	0	0	0
2018FY	1	0	7	0	0	0	0	0	1
2019FY	3	0	7	0	0	0	1	1	1
2020FY	0	0	6	0	0	0	0	0	1
2022FY	1	0	0	0	0	0	0	0	0
合計	5	0	22	0	0	0	1	1	3

※実施者が主体的に開催するイベント（フォーラム、シンポジウム等）

(4)知的財産権等の確保に向けた取り組み（戦略に沿った取り組み、取得状況）  
なし

### 2.6.6.3 参考文献

なし