

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」  
事後評価報告書

平成25年1月

独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
研究評価委員会

平成25年1月

独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
理事長 古川 一夫 殿

独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
研究評価委員会 委員長 西村 吉雄

NEDO技術委員・技術委員会等規程第33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。

## 目 次

はじめに	1
分科会委員名簿	2
審議経過	3
評価概要	4
研究評価委員会におけるコメント	7
研究評価委員会委員名簿	8
第1章 評価	
1. プロジェクト全体に関する評価結果	1-1
1. 1 総論	
1. 2 各論	
2. 評点結果	1-14
第2章 評価対象プロジェクト	
1. 事業原簿	2-1
2. 分科会における説明資料	2-2
参考資料1 評価の実施方法	参考資料 1-1
参考資料2 評価に係る被評価者意見	参考資料 2-1
参考資料3 分科会議事録	参考資料 3-1
参考資料4 評価結果を受けた今後の取り組み方針について	参考資料 4-1

## はじめに

独立行政法人新エネルギー・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研究評価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、「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」の事後評価報告書であり、第31回研究評価委員会において設置された「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」（事後評価）研究評価分科会において評価報告書案を策定し、第34回研究評価委員会（平成25年1月15日）に諮り、確定されたものである。

平成25年1月  
独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構  
研究評価委員会

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」

事後評価分科会委員名簿

(平成24年8月現在)

	氏名	所属、役職
分科会長	かねこ しょうぞう 金子 祥三	東京大学生産技術研究所 エネルギー工学連携研究センター 副センター長 特任教授
分科会長 代理	たかき すすお 高木 節雄	九州大学大学院工学研究科 教授
委員	あさい ちか 浅井 知	株式会社東芝 電力システム社 京浜事業所 参事
	おがた たかし 緒方 隆志	千葉工業大学 機械サイエンス学科 教授
	くわばら としひこ 桑原 利彦	東京農工大学大学院 工学研究院 機械システム 工学専攻 教授
	こまき としひこ 小関 敏彦	東京大学大学院 工学研究科マテリアル工学専攻 副研究科長 教授
	よこぼり ともみつ 横堀 嘉光	東北大学大学院工学研究科 ナノメカニクス 教授

敬称略、五十音順

## 審議経過

### ● 第1回 分科会（平成24年8月20日、21日）

#### 公開セッション

1. 開会、分科会の設置、資料の確認
2. 分科会の公開について
3. 評価の実施方法
4. 評価報告書の構成について
5. プロジェクトの概要説明

#### 非公開セッション

6. プロジェクトの詳細説明

#### 【公開セッション】

7. まとめ・講評
8. 今後の予定、その他
9. 閉会

### ● 第34回研究評価委員会（平成25年1月15日）

## 評価概要

### 1. 総論

#### 1) 総合評価

本プロジェクトは、産官学をあげての鉄鋼関連技術の先進的研究開発事業として評価できる。日本における鉄鋼材料の基礎および実用化技術について、国際競争力の強化という明確な目的をもって差別化技術を創出し、それを基礎（大学）と応用（産業界）を密接に関連させて推進し、実用化に近づける成果を生み出した。基礎研究は、課題毎に学術基盤に関連した重要な知見が得られており、全般的に本プロジェクト開始当初の予想を上回る成果が得られている。応用研究の成果の中には早期実用化の可能性の高いものも含まれており、その実現により国際競争において優位性を発揮することが期待できる。また鉄鋼材料の素材の性能を多面的、かつ系統的にスクリーニングしており、将来の材料開発に向けて貴重なデータベースを構築した。このようなプロジェクトで一番問題となる実用化、事業化の観点においても、各項目ともにロードマップにて具体的な製品化時期が明示され、実用化まで十分な道筋がたてられている点でも高く評価できる。

しかしながら、「溶接技術」「高温クリープ」「制御鍛造」「内部疲労破壊」4テーマの各テーマ内の産学官連携は進められたが、テーマのなかには独立性の高いものもあったことから、シナジー効果の観点からも再評価し、今後の大型プロジェクトのあり方に生かしてほしい。

また、長期間にわたるプロジェクトにおいては、特に成果が有望なものについては、途中からでもエンドユーザーを参画させ、実用化の確度向上と効率化を図ってもよいのではないかと考える。

#### 2) 今後に対する提言

社会インフラなどの大型構造物への事業化、実用化は長期間にわたるので、ロードマップに従い計画的に辛抱強く商品化につなげてほしい。先進的鍛造技術などの実用化には、鍛造メーカーや軸受けメーカーなどの関連企業との連携が不可欠であり、企業間で開発スケジュールを共有化して、商品化の実現をはかってほしい。商用化のためには規格化・国際標準化などユーザが安心して採用可能にするために必要があるものの、個々の企業ではなかなか進め難いものもあり、特に有望な成果に対してはNEDOも参画して支援してはどうか。

## 2. 各論

### 1) 事業の位置付け・必要性について

我が国の鉄鋼産業の技術力の向上と国際競争力の強化という観点から必要性の高い時宜を得た妥当なテーマである。研究開発目標の難易度が高く、企業が単独で行うにはリスクが大きい。目標達成には、最先端技術を有する鉄鋼メーカー、プラントメーカー、大学および独法等の研究機関の連携が必要であることから、NEDOの関与が不可欠の事業である。さらに本プロジェクトで開発される材料の適用対象は、火力発電の高効率化、自動車の動体部品の小型・軽量化など、省エネルギー技術に大きく関わる部材であり、公共性も高く、NEDOの事業として妥当である。

### 2) 研究開発マネジメントについて

研究開発の目標設定、開発計画、事業体制ならびに実用化に向けた方向性など、研究課題毎に明確に管理・運営されており、問題ない。基礎（大学）と応用（企業）を共通のテーマで連携しながら進めるというやや複雑なプロジェクト体制であったが、うまく成果に結びつけた点で研究開発マネジメントは妥当であった。中間評価の段階で研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中が行われ、適切に情勢変化に対応した施策、計画の見直しがはかられている。

しかしながら、溶接技術、高温クリープ、制御鍛造等の学術的基盤が異なる研究テーマに対する関係が明確でなく、連携した研究開発の推進という観点から、今後検討の余地があると考えられる。また、知財マネジメントの方針についても成果の実用化、事業化を効果的に推進するという観点から、今後検討の余地がある。

### 3) 研究開発成果について

成果は目標値をクリアしていると判断され評価できる。その中には世界初、世界最高の成果が多く含まれており、優位性のある技術として、国際競争力強化に寄与すると考えられ、本プロジェクトの成果の意義が確認できる。特に、高強度耐熱材料の開発では、現状強度を大きく上回る材料開発への見通しが得られており、同材料の実用化により発電効率の向上に加え、安全性の向上にも寄与するものと考えられる。特許がプロジェクト全体として34件提案されており、実用化戦略上評価できる。

### 4) 実用化、事業化の見通しについて

実用化に向けた研究の方向性や努力目標が明確に示されていること、メーカーにおいて実用化の検討がなされ、一部のテーマについては事業化の見通しが



確認されていること、競争力強化やコスト改善につながる実用化のシナリオが提案されていることは評価できる。クリーン溶接技術、高強度耐熱材料の開発などは、市場導入までに解決すべき課題は残るものの、実用化の可能性が高い成果である。

長期プロジェクトにおいてはプロジェクト期間内であってもある程度の成果の見通しが得られた時点でエンドユーザーの参画を図り、実用化のための真の課題と判断基準を明確化できれば、実用化の確度はさらに改善できる。

## 研究評価委員会におけるコメント

第34回研究評価委員会（平成25年1月15日開催）に諮り、本評価報告書は確定された。研究評価委員会からのコメントは特になし。

## 研究評価委員会

委員名簿（敬称略、五十音順）

職 位	氏 名	所属、役職
委員長	西村 吉雄	技術ジャーナリスト
委員長 代理	吉原 一紘	オミクロンナノテクノロジージャパン株式会社 最高顧問
委員	安宅 龍明	元一般社団法人ナノテクノロジービジネス推進協議会 企画運営推進会議 副議長
	伊東 弘一	学校法人早稲田大学 理工学術院 総合研究所 客員教授（専任）
	稲葉 陽二	学校法人日本大学 法学部 教授
	尾形 仁士	三菱電機株式会社 社友
	小林 直人	学校法人早稲田大学 研究戦略センター 教授
	佐久間一郎	国立大学法人東京大学大学院 工学系研究科 附属医療福祉工学開発評価研究センター センター長／教授
	佐藤 了平	国立大学法人大阪大学 大学院工学研究科 マテリア ル生産科学専攻（システムデザイン領域担当） 教授
	菅野 純夫	国立大学法人東京大学 大学院新領域創成科学研究科 メディカルゲノム専攻 教授
	宮島 篤	国立大学法人東京大学 分子細胞生物学研究所 教授
	吉川 典彦	国立大学法人名古屋大学 大学院工学研究科 マイクロ・ナノシステム工学専攻 教授

## 第1章 評価

この章では、分科会の総意である評価結果を枠内に掲載している。なお、枠の下の「○」「●」「・」が付された箇条書きは、評価委員のコメントを原文のまま、参考として掲載したものである。

## 1. プロジェクト全体に関する評価結果

### 1. 1 総論

#### 1) 総合評価

本プロジェクトは、産官学をあげての鉄鋼関連技術の先進的研究開発事業として評価できる。日本における鉄鋼材料の基礎および実用化技術について、国際競争力の強化という明確な目的をもって差別化技術を創出し、それを基礎（大学）と応用（産業界）を密接に関連させて推進し、実用化に近づける成果を生み出した。基礎研究は、課題毎に学術基盤に関連した重要な知見が得られており、一般的に本プロジェクト開始当初の予想を上回る成果が得られている。応用研究の成果の中には早期実用化の可能性の高いものも含まれており、その実現により国際競争において優位性を発揮することが期待できる。また鉄鋼材料の素材の性能を多面的、かつ系統的にスクリーニングしており、将来の材料開発に向けて貴重なデータベースを構築した。このようなプロジェクトで一番問題となる実用化、事業化の観点においても、各項目ともにロードマップにて具体的な製品化時期が明示され、実用化まで十分な道筋がたてられている点でも高く評価できる。

しかしながら、「溶接技術」「高温クリープ」「制御鍛造」「内部疲労破壊」4テーマの各テーマ内の産学官連携は進められたが、テーマのなかには独立性の高いものもあったことから、シナジー効果の観点からも再評価し、今後の大型プロジェクトのあり方に生かしてほしい。

また、長期間にわたるプロジェクトにおいては、特に成果が有望なものについては、途中からでもエンドユーザーを参画させ、実用化の確度向上と効率化を図ってもよいのではないかと考える。

#### 〈肯定的意見〉

- 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能基盤技術開発構築により、日本の製造業の国際競争力の強化をめざした大型プロジェクトとして、産学官が一体となって連携することで研究開発がうまくマネジメントされ、すべての目標を達成する十分な成果があげられており、評価できる。特に、このようなプロジェクトで一番問題となる実用化、事業化の観点においても、各項目ともにロードマップにて具体的な製品化時期が明示され、実用化まで十分な道筋がたてられている点でも高く評価できる。人材育成の点も含めて、さまざまな波及効果が期待でき、日本の産業力強化への貢献は大きい。
- 日本における鉄鋼材料の基礎および実用化技術について、国際競争力の強化という明確な目的をもって差別化技術を創出し、それを基礎（大学）と応用（産業界）を密接に関連させて推進し、実用化に近づける成果を生み出した

ことは高く評価できる。

- 鉄鋼材料の素材としての性能について、前例のないほど多面的、かつ系統的にスクリーニングされており、将来の材料開発に向けて貴重なデータベースとして大変有効であると考ええる。
- 我が国の鉄鋼業界は、中国や韓国などの周辺国からの猛烈な技術レベルの追いつきにさらされており、先進的な技術開発が急務である。その方策として、本プロジェクトは、産官学をあげての鉄鋼関連技術の先進的研究開発事業として評価できる。
- 今後、鉄鋼材料の分野で、日本が国際的な優位性を維持していくために必要な研究課題がリストアップされ、提案された課題毎に十分な研究成果が得られたものと判断される。特に、委託研究に関しては、課題毎に学術基盤に関連した重要な知見が得られており、全般的に本プロジェクト開始当初の予想を上回る成果が得られている。助成研究については、研究課題毎に実用化に向けたハードルの高さが異なるため、一概に評価をすることはできないが、それぞれの課題毎に実用化に向けた明確な道筋が提案されており、当初の目的は十分に達成している。今後、本研究プロジェクトで得られた成果を基に、実用化に向けた精力的な研究が各企業において展開されることを期待したい。
- 我が国における鉄鋼産業の国際競争力の強化を目的としたプロジェクトの設定と推進は、アジア諸国に激しく追従される現在において、時宜を得た技術開発である。鉄鋼業界の飛躍的な技術ポテンシャル向上のためには、これまでの技術の改良に留まらず、素過程のメカニズムに立脚したブレークスルーが必要不可欠であり、これを実現するための委託と助成による実用化を強く意識した基礎研究と応用開発研究を一体としたプロジェクトの推進は適切であったと考える。その結果、新たな観察、解析手法の開発とメカニズム解明、それによって得られた知見をベースとする材料開発、強度評価法の開発成果は、達成目標を上回る成果が得られている研究項目もあり、本プロジェクトの成果として高く評価できる。その中には早期実用化の可能性の高い成果も含まれており、その実現により国際競争において優位性を発揮することが期待できる。
- 韓国や BRICs の追いつきの中で、我が国の国際的な産業競争力を維持し、フロントランナーとしての我が国の鉄鋼業の技術力を高める上で、重要な研究開発テーマと取り組みである。「高強度鋼の溶接・水素」「高温クリープ」「制御鍛造」「疲労」4テーマとも、全体的には産学官連携がうまく進められており、研究開発成果ならびに実用化の見通しにつながっている。

#### 〈問題点・改善すべき点〉

- 先進的鉄鋼材料の開発、鉄鋼業界のポテンシャルアップという大目標があるためやむを得ないところではあるが、研究内容が溶接技術、材料開発、材料製造、材料評価と幅広く、また適用先もエネルギー機器、自動車、船舶、橋梁など多義にわたるため、シナジー効果が期待できない研究項目が共存する結果となり、総合推進による目的解決型のプロジェクトとしては違和感をもった。小分けにする必要はないが、関連する研究項目で大括りにすることで、シナジー効果が明確になり、研究マネジメント、研究評価等がやりやすくなったのではないかと感じた。一部の研究項目において、本プロジェクトの目的や産業界のニーズが適切に反映されていないのでは、と感じられるものがあった。
- 「高強度鋼の溶接・水素」「高温クリープ」「制御鍛造」「疲労」4テーマの各テーマ内の産学官連携は進められたが、テーマ間の横の連携に関してはやや不明瞭であった。
- 提案された研究課題がいずれも新たな鉄鋼材料の開発に不可欠なものであることは間違いないが、それぞれ根底にある学術基盤が大きく異なっているために、シナジー効果という点では幾分問題があるように思われる。
- 長期間にわたるプロジェクトにおいては、特に成果が有望なものについては、途中からでもエンドユーザーを参画させ、実用化の確度向上と効率化を図ってよいのではないかと考える。
- 各プロジェクト間の相互作用効果（シナジー効果）が感じられなかった。
- 鉄鋼需要業界のニーズ調査からテーマ選定されているが、テーマが多岐にわたっている。テーマ間には、技術的に関連がないものもあり、プロジェクトとしてのくくりが適切であったか、シナジー効果の観点からも再評価し、今後の大型プロジェクトのあり方に生かしてほしい。
- 研究は、普遍性のある結果に集約して、一つの結論へ導くことが重要である。その観点から考えると、本研究成果は、あまりに広範囲の項目にわたっているが、その有機的関連性についても考察し、今後のプロジェクトの運営に生かしてほしい。

#### 〈その他の意見〉

- 特許や論文発表などの定量的な成果に関して、過去のプロジェクトと比較評価できるようにしてほしい。かならずしも、プロジェクトの規模、内容によって横並びで評価できるものではないが、プロジェクトを評価する上での参考となる。

## 2) 今後に対する提言

社会インフラなどの大型構造物への事業化、実用化は長期間にわたるので、ロードマップに従い計画的に辛抱強く商品化につなげてほしい。先進的鍛造技術などの実用化には、鍛造メーカーや軸受けメーカーなどの関連企業との連携が不可欠であり、企業間で開発スケジュールを共有化して、商品化の実現をはかってほしい。商用化のためには規格化・国際標準化などユーザが安心して採用可能にするために必要があるものの、個々の企業ではなかなか進め難いものもあり、特に有望な成果に対してはNEDOも参画して支援してほしい。

### 〈今後に対する提言〉

- ・ 今回の研究プロジェクトでは、研究課題別にはあるが、参画した大学やNIMSと企業間で明確な役割分担がなされ、基盤技術と応用技術をうまく繋ぐような研究体制が構築されている。今後は、企業を中心とした実用化研究が展開されることになると思われるが、本プロジェクトを契機として、産学間の実質的な連携が深まり、実用化に向けた継続的な共同研究が展開されることを期待したい。
- ・ 実用化に際しては、実際の機器構造物は、アルミニウム合金、Ni基超合金など状況に応じて、種々の材料と組み合わせで用いられることから、むしろ、検討項目を絞って、種々の材料間での適正に関する比較などの視点からの研究手法が重要であろう。
- ・ 社会インフラなどの大型構造物への事業化、実用化に関しては、性能面のみならず、規格の認証や顧客認定などのステップが必要であり、実用化まで長期間にわたることが予想される。折角の革新的技術であり、ロードマップに従い計画的に辛抱強く商品化につなげてほしい。  
一方、先進的鍛造技術などの実用化には、鍛造メーカーや軸受けメーカーなどの関連企業との連携が不可欠であり、企業間で開発スケジュールを共有化して、ロードマップに従った商品化の実現をはかってほしい。
- ・ 研究の成果の中には実用化が極めて有力なものがあるが、その商用化のためには規格化・国際標準化などユーザが安心して採用可能にする必要がある。これらは個々の企業ではなかなか進め難いものであるため、特に有望なものについてはNEDOも参画して支援したらどうであろうか。
- ・ 各テーマ、各社とも今後の実用化のシナリオに沿って、本プロジェクト成果の展開に期待する。プロジェクト後のフォローが必要である。
- ・ 各プロジェクト間の相互作用効果（シナジー効果）が感じられなかった。
- ・ 本プロジェクトの成果として、従来を上回る強度を有する材料の開発や、信頼性向上とコスト低減が期待できる溶接技術、鍛造技術、強度評価法などが



開発されたことは、特筆すべき成果である。本プロジェクトの大目標である鉄鋼業界の国際競争力強化と安全・安心の実現に貢献するため、これらの成果の早期実用化を期待したい。本プロジェクトにおいて大学・独法と企業が連携して推進したことにより、人材交流、人材育成の点からも意義のある波及効果が得られており、今後も産学の良好な関係を維持し、研究成果の実用化に向けて一体としての取り組みを継続していただきたい。さらに、企業間においても、できる限りの情報共有、共同研究等を活発化することで、欧米、アジア諸国に対するオールジャパンを意識して、国内技術力の向上と国際競争力の強化に努めていただきたい。

〈その他の意見〉

## 1. 2 各論

### 1) 事業の位置付け・必要性について

我が国の鉄鋼産業の技術力の向上と国際競争力の強化という観点から必要性の高い時宜を得た妥当なテーマである。研究開発目標の難易度が高く、企業が単独で行うにはリスクが大きい。目標達成には、最先端技術を有する鉄鋼メーカー、プラントメーカー、大学および独法等の研究機関の連携が必要であることから、NEDO の関与が不可欠の事業である。さらに本プロジェクトで開発される材料の適用対象は、火力発電の高効率化、自動車の動体部品の小型・軽量化など、省エネルギー技術に大きく関わる部材であり、公共性も高く、NEDO の事業として妥当である。

#### 〈肯定的意見〉

- 本事業は、我が国の鉄鋼産業の技術力の向上と国際競争力の強化という観点から必要性の高い時宜を得た妥当なテーマである。大学・独法と企業が一体となって事業を推進したことにより、ナノテクをベースとした革新的技術開発が実現されており、現状技術のブレークスルーと諸外国の技術との差別化を図る上において適切であったと考える。
- 本事業は大学における基礎研究と企業における実用化研究を同一テーマで関連付けて行うところに大きな特徴があり、日ごろ別々の活動を行っている両者を組織的・系統的に関連付け推進を図った NEDO の役割は妥当である。
- 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発は、安全・安心な省エネルギー社会を構築するとともに日本の製造業の国際競争力の更なる向上を目指すという非常に高い目的をかかげており、その研究開発の難易度は高く、目標達成には、最先端技術を有する鉄鋼メーカー、プラントメーカー、大学および独法等の研究機関の連携が必要で、その投資規模、開発リスクともに大であり、これらを民間活動では行うことは不可能で、NEDO がもつこれまでの知識・実績を生かして推進すべき事業である。
- 日本の鉄鋼材料の特に利用・加工面でのポテンシャル向上ならびに省エネルギーに資する裾野の広い研究開発プロジェクトであり、NEDO として産学官プロジェクトとして取り組む意義は高い。
- 鉄鋼材料は、重要な社会基盤材料の一つであり、実用的な観点から大型の試験片を作製して評価研究を行う必要がある。一方、先端材料の開発に関連した基礎研究では、研究に必要な費用や研究機関の観点から、企業が単独で実施するにはリスクが大きい。今回のプロジェクトは、いずれも企業が単独で行うにはリスクの大きな研究を含んでおり、NEDO の関与が不可欠の事業である。また、鉄鋼材料を取り巻く昨今の国際情勢から判断して、事業目的

は的を射たものと言える。

- 鉄鋼材料の素材としての性能評価という観点から、今後の材料開発に向けてのデータベースとして、NEDOの事業としての妥当性、NEDOの関与必要性および事業目的について妥当と考える。
- 本プロジェクトで開発される材料の適用対象は、蒸気タービン、自動車の動体部品など、省エネルギー技術に大きく関わる部材であるので、公共性も高く、NEDOの事業として妥当である。

#### 〈問題点・改善すべき点〉

- 機器構造物の構造信頼性あるいは安全性に関する観点からは、解析手法の妥当性に関する慎重な検証および機器の保守点検期間設定に関わるき裂発生、成長寿命予測法などの研究も必要であり、今後の検討に期待する。すなわち、スクリーニング試験研究ではなく、解析手法の本質に関わる妥当性の研究という方向性が重要である。
- 期間中の研究開発の投資額の変化の妥当性、5年間の内外の状況変化への対応など、より明示的な報告が望ましい。
- 難しいかもしれないが、事業の実施意義を示す意味でも、実施の効果の見積もりには、できるかぎり、環境の変化をタイムリーに反映したものとし、誰がみてもそれが妥当であると感じるものにしておく必要がある。
- 一部の研究項目については、本事業の目的、産業界のニーズに照らしても、その必要性が明確でないものがあつた。

#### 〈その他の意見〉

- ・ 本プロジェクトで開発される材料の適用対象は、橋梁などの溶接構造物、蒸気タービン、自動車の動体部品などであり、安全・安心が強くとめられるものが多い。しかしながら、材料疲労や耐久性などの安全・安心にかかわる評価は数年単位の時間がかかるため、本評価期間内での技術開発の妥当性評価は極めて難しい。

## 2) 研究開発マネジメントについて

研究開発の目標設定、開発計画、事業体制ならびに実用化に向けた方向性など、研究課題毎に明確に管理・運営されており、問題ない。基礎（大学）と応用（企業）を共通のテーマで連携しながら進めるというやや複雑なプロジェクト体制であったが、うまく成果に結びつけた点で研究開発マネジメントは妥当であった。中間評価の段階で研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中が行われ、適切に情勢変化に対応した施策、計画の見直しがはかられている。

しかしながら、溶接技術、高温クリープ、制御鍛造等の学術的基盤が異なる研究テーマに対する関係が明確でなく、連携した研究開発の推進という観点から、今後検討の余地があると考えられる。また、知財マネジメントの方針についても成果の実用化、事業化を効果的に推進するという観点から、今後検討の余地がある。

### 〈肯定的意見〉

- トップレベルの民間企業が助成事業として実用化研究を担当し、相互に緊密に連携する推進体制は、非常に有効で、事業化、実用化への道筋、戦略が明確になっている。とくに、最先端の研究開発を行う多くの参画企業、研究機関の連携がうまくマネジメントされている点は非常に評価できる。また、中間評価の段階で研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中が行われており、早期完了したものは実用化へ進めるなど進捗状況をふまえ、適切に情勢変化に対応した施策、計画の見直しがはかられている点もマネジメントがうまく機能したといえる。
- 基礎（大学）と応用（企業）を共通のテーマで連携しながら進めるというやや複雑なプロジェクト体制であったが、うまく成果に結びつけた点で研究開発マネジメントは妥当であったと判断される。
- 研究開発目標は現状技術に比べ相当にチャレンジングであると思われる項目もあるが、研究開発計画、研究実施者の事業体制を含めて、概ね妥当であると判断する。成果の実用化、事業化についての戦略は明確になっている。本事業の実施過程において、東日本大震災を経験したが、その影響を考慮した対応がなされている。また、22年度の予算削減に対しても、研究テーマの選択と集中により適切に対処されている。
- 企業の集合体としての共同研究体制は評価できる。これにより、広い範囲のデータベースが得られる。
- 研究開発の目標設定、開発計画、事業体制ならびに実用化に向けた方向性など、研究課題毎に明確に管理・運営されており、全く問題ないと思われる。
- どのプロジェクトにおいても、研究開発目標及び研究開発計画が明確に設定

されていた。

どのプロジェクトにおいても、研究開発実施者の事業体制は十分考慮されたものであった。

- 計画、実施体制、推進・運営は概ね妥当である。
- 各課題の学術基盤が大きくかけ離れているので課題間のシナジー効果を期待することに無理があるが、研究課題毎に十分な成果が得られているので、プロジェクトの成果を評価する上で大きな問題にはならないと思われる。

#### 〈問題点・改善すべき点〉

- 4つのテーマ間の横の連携に関してはやや不明瞭であった。
- 学術的基盤が異なる研究課題が複数設定されているため、横並びの総花的な研究という印象を受ける。
- 一部の研究項目においては、研究開発目標が、プロジェクト全体の目標や産業界のニーズとマッチしていないと感じられるものがあつた。知財マネジメントの方針についても成果の実用化、事業化を効果的に促進するという観点から、今後検討の余地がある。
- 各プロジェクト間のシナジー効果はあまり感じられなかった。
- 実際に、世界で今後どのようにエネルギー技術が発展するかという展望の中での鉄鋼材料の位置づけという観点でのシナリオが見えない。鉄鋼材料について、ひたすらに種々の項目を詳細に研究したという印象を受ける。
- 多岐にわたるテーマを非常にうまくマネジメントされたと考えるが、溶接技術、材料開発、鍛造技術等の要素技術間の関係が必ずしも明確ではないため、十分な連携した研究開発の推進という観点から、研究テーマの区分やくくりには今後検討の余地があると考ええる。

#### 〈その他の意見〉

### 3) 研究開発成果について

成果は目標値をクリアしていると判断され評価できる。その中には世界初、世界最高の成果が多く含まれており、優位性のある技術として、国際競争力強化に寄与すると考えられ、本プロジェクトの成果の意義が確認できる。特に、高強度耐熱材料の開発では、現状強度を大きく上回る材料開発への見通しが得られており、同材料の実用化により、発電効率の向上に加え、安全性の向上にも寄与するものとする。特許がプロジェクト全体として34件提案されており、実用化戦略上評価できる。

#### 〈肯定的意見〉

- 成果は目標値を概ねクリアしている。  
世界初の成果が得られている。  
論文発表や一般に向けて広く情報発信は適切に行われている。
- 提案されたすべての研究課題に関して、当初の目標は達成されていると判断できる。また、得られた研究成果も世界的に最先端の内容であり、重要な項目については特許申請も成されている。公開できる研究成果については、まとまった成果が得られた段階で学術論文や学術講演会を通して適正に公表されている。
- 成果は目標値をクリアしており、新たな技術領域を開拓することが期待できるものであり、十分な成果を得ている。また知的財産権等の取得や論文の発表も十分である。
- 4つのサブワーキングすべてにおいて、研究開発目標を達成しており、なかには開発目標以上の成果が得られている項目も多くあり、十分な達成度を有している。さらに、各サブワーキンググループのプロセス、材料、システム等の開発において、世界初、世界最高の成果が多く含まれており、その成果が世界最高レベルであることが示されており、優位性のある技術として、国際競争力強化に寄与すると考えられ、本プロジェクトの成果の意義が確認できる。知的財産等については、特許がプロジェクト全体として34件提案されており、とくに助成研究の企業が主体であることは、事業、実用化戦略に即して取り組まれていることであり評価できる。また、論文発表が100件、研究発表が304件と非常に多く、かつ、プロジェクトの5年間に各サブワーキングごとにタイムリーにおこなわれている。さらに、新聞雑誌等への発表、展示会、シンポジウム開催など一般に向けての情報発信も十分実施されており、その成果の普及に対する取り組みも評価できる。
- 達成目標をクリアしているか否かの判断が難しい研究項目もあるが、総じて目標を達成できており、中には目標を上回った成果もみられる。特に、高強

度耐熱材料の開発では、現状強度を大きく上回る材料開発への見通しが得られており、同材料の実用化により発電効率の向上に加え、安全性の向上にも寄与するものとする。同材料を対象とした長時間データの取得と規格化への早期対応を期待したい。いずれの研究項目においても、論文投稿や学会発表は概ね適切に実施されている。

- 全体としては、当初目標を概ね達成しており、実用化につながる見通しも得ている。
- 成果は目標値をクリアしていると判断され評価できる。

#### 〈問題点・改善すべき点〉

- 一部の研究項目については、基礎研究の成果が応用開発研究にどのように反映されたのか、得られた成果がどのような形で社会に貢献するのかがわかりにくいものがあった。
- 成果は、従来技術に比べて、コスト高になることが予想されるものもあり、市場の創造につながるかどうか、若干疑問な成果もある。
- プロジェクト前にすでにあった既存のシーズと、本プロジェクトで新たに得た成果の区別が不明瞭である。また「疲労」を除き、大学側の特許出願が極めて少なく、基盤共通技術の特許化に対する大学側の関心の低さが窺われる。
- 一部のテーマに関して、研究成果としてはよいが、実用を前提とする NEDO 事業としての成果としては疑問を感じる部分がある。
- 開発された各要素技術が世界最高レベルであることは理解できるが、目標が細分化されているため、プロジェクトの大きな目的である鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤開発としてプロジェクト開始前と終了時点でその成果により、世界における日本の技術力や位置づけがどのように変わったのか、将来どのように変わるのかが、わかりにくいので、そのような観点での総括、取り纏めを今後お願いしたい。

#### 〈その他の意見〉

- ・ 特許に関して、国際的競争力強化の観点から、海外特許の申請も積極的にこなっていく必要がある。本プロジェクトの成果の国際的な事業化戦略への理解の上で海外特許件数の取り纏めを今後要望する。
- ・ 「投入された予算に見合った成果が得られているか」については、現段階では判断できない。
- ・ 成果および実用化については、可能なものは日本の優位性を担保するためにブラックボックス化が可能か、検討が必要である。

#### 4) 実用化、事業化の見通しについて

実用化に向けた研究の方向性や努力目標が明確に示されていること、メーカーにおいて実用化の検討がなされ、一部のテーマについては事業化の見通しが確認されていること、競争力強化やコスト改善につながる実用化のシナリオが提案されていることは評価できる。クリーン溶接技術、高強度耐熱材料の開発などは、市場導入までに解決すべき課題は残るものの、実用化の可能性が高い成果である。

長期プロジェクトにおいてはプロジェクト期間内であってもある程度の成果の見通しが得られた時点でエンドユーザーの参画を図り、実用化のための真の課題と判断基準を明確化できれば、実用化の確度はさらに改善できる。

##### 〈肯定的意見〉

- 基礎研究の成果をベースに技術のブレークスルーが図られた応用研究の成果とみなせる。クリーン溶接技術、高強度耐熱材料の開発などは、市場導入までに解決すべき課題は残るものの、実用化の可能性が高い成果であると考えられる。本プロジェクトにおいて大学・独法と企業が連携して推進したことにより、人材交流、人材育成の点からも意義のある波及効果が得られており、今後も産学の良好な関係を維持し、研究成果の実用化に向けて一体としての取り組みを継続していただきたい。
- 提案された課題毎に実用化に向けたハードルの高さが異なるので一概には言えないが、どの研究課題についても、実用化に向けた研究の方向性や努力目標が明確に示されている。溶接技術や高温クリープについては標準化や規格化などの課題もあり、長期的な取り組みが必要と思われるが、他の研究課題については、得られた成果が近い将来実用材料の開発に生かされることが期待できる。経済効果や波及効果についても課題毎に異なるが、本プロジェクトで得られた成果は、新たな鉄鋼材料の開発を通して、いずれも社会に貢献するものと言える。
- メーカーにおいて実用化の検討がなされ、一部のテーマについては事業化の見通しが確認されていることは評価できる。
- 各サブワーキングともに、成果の実用化イメージは、明確であり、産業技術としての適用可能性が高いことが理解できる。さらに、実用化までのロードマップがまとめられており、実用化にむけた課題、適用製品、実用化時期が明確になっている。成果は、鉄鋼、自動車産業、プラント業界のニーズに合致しており、その実用化による市場規模からの経済効果の算出もおこなわれ、社会インフラ、プラント等の大型構造物は 2025 年、自動や部品は 2018 年の実用化時期を想定するなど事業化までのシナリオとその見通しは十分明



確になっている。

さらに、成果は汎用的かつ基盤的な技術でもあることから、今回の参画企業以外の産業も含め、建築、造船、橋梁、タンク、車両、電力・エネルギー産業など広範囲に波及することが期待できる。この結果として、安全・安心な省エネルギー社会の構築に貢献することは十分に理解できる。本プロジェクトの実施により、技術者、研究者が世界最高レベルの技術開発に携わる機会を得たことで当該分野の研究開発を加速させたのみならず学位取得者の輩出など人材育成に大きく貢献したことは評価できる。

- 鉄鋼材料の素材としての性能評価スクリーニング研究としては高く評価でき、材料開発の貴重なデータベースとして実用に資すると考えられる。
- 各開発課題とも、実用化に向けての課題は明確になっている。
- 競争力強化やコスト改善につながる実用化のシナリオが提案されており評価できる。

#### 〈問題点・改善すべき点〉

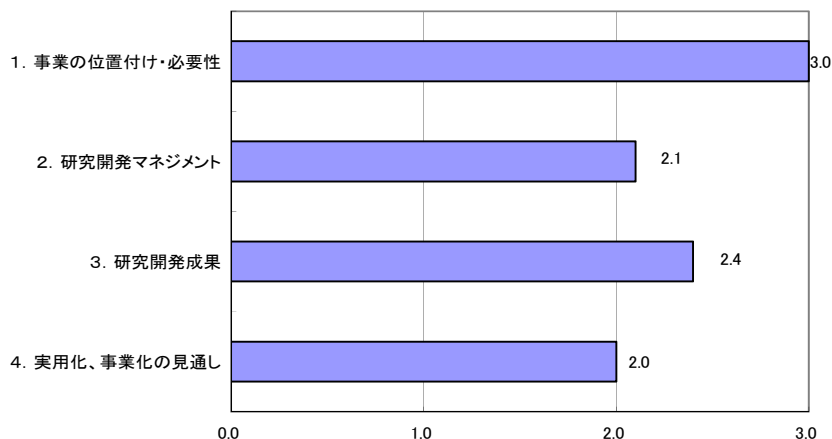
- 成果は、従来技術に比べて、コスト高になることが予想されるものもあり、市場の創造につながるかどうか、若干疑問な成果もある。
- 事業化のシナリオのなかで、実用化時期と製造業の国際競争力強化のつながり、関連性が理解しにくい。たとえば、10 数年先の 2025 年に事業化できたことで、その時に日本の製造業の国際競争力が強化されたといえるか、他国の開発がすすんでも、その時期の実用化で十分国際競争力を得ていると考える根拠も必要である。
- 一部の研究項目においては、得られた研究成果をどのように実用化に結びつけていくのかが明確ではなく、実用化への戦略が楽観的ではないかとの印象をもった。
- ある程度の成果の見通しが得られた時点でエンドユーザーの参画を図り、実用化のための真の課題と判断基準を明確化できればさらに改善できると考える。
- 学の成果を産がさらに発展させたケースが見られ、その点は評価されるが、それに対する学のフォローアップについては不明瞭であった。

#### 〈その他の意見〉

- ・ 上記の問題点（コスト高）のため、いくつかの技術については、波及効果の予測は現段階では難しい。
- ・ 成果および実用化については、可能なものは日本の優位性を担保するためにブラックボックス化が可能か、検討が必要である。

## 2. 評点結果

### 2. 1 プロジェクト全体



平均値

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	A	B	B	B
4. 実用化、事業化見通しについて	2.0	C	C	B	B	A	A	B	B

(注) A=3, B=2, C=1, D=0 として事務局が数値に換算し、平均値を算出。

〈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. 実用化、事業化の見通しについて
・非常によい →A	・明確 →A
・よい →B	・妥当 →B
・概ね適切 →C	・概ね妥当であるが、課題あり →C
・適切とはいえない →D	・見通しが不明 →D

## 第2章 評価対象プロジェクト

1. 事業原簿

次ページより、当該事業の事業原簿を示す。

複製禁止

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」

事業原簿  
(公開)

担当部室

新エネルギー・産業技術総合開発機構  
電子・材料・ナノテクノロジー部

# 目次

## 概要

### プロジェクト用語集

I.	事業の位置付け・必要性について	
1.	NEDO の関与の必要性・制度への適合性	I-1
1. 1	NEDO が関与することの意義	
1. 2	実施の効果（費用対効果）	
2.	事業の背景・目的・位置づけ	I-7
2. 1	事業の背景	
2. 2	事業の目的及び意義	
2. 3	事業の位置付け	
II.	研究開発マネジメントについて	
1.	事業の目標	II-1
2.	事業の計画内容	II-5
2. 1	研究開発の内容	
2. 2	研究開発の実施体制	
2. 3	研究開発の運営管理	
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	
3.	情勢変化への対応	II-53
3. 1	研究加速財源の投入	
4.	中間評価結果への対応	II-55
5.	評価に関する事項	II-57
III.	研究開発成果について	
1.	事業全体の成果	III-1-1
1. 1	研究開発の目標と特徴	
1. 2	研究開発の目標の達成度	
2.	研究開発項目毎の成果	
①	高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発	
2. 1	溶接技術 S G（委託）	III-2.1-1
2. 1. 1	研究開発の背景・意義	
2. 1. 2	研究開発項目と実施体制	
2. 1. 3	研究開発目標と達成状況	
2. 1. 4	研究成果	
①-1)	クリーン M I G 溶接プロセス技術の開発	III-2.1-7

①-1)-1.	同軸複層ワイヤによるクリーン MIG 溶接プロセス技術の開発	
①-1)-2.	電離プラズマ流を活用するクリーンプラズマ MIG 溶接プロセス技術の開発	
①-1)-3.	参考文献	
①-2).	ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発	
	.....	Ⅲ-2.1-13
①-2)-1.	ファイバーレーザ溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明および欠陥防止策の開発	
①-2)-2.	溶接金属組織及び溶接品質最適化のためのプロセス制御技術の開発	
①-2)-3.	レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発	
①-2)-4.	ハイブリッド溶接におけるモックアップ製作	
①-2)-5.	参考文献	
①-3).	高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究	Ⅲ-2.1-28
	.....	
①-3)-1.	溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立	
①-3)-2.	溶接割れ抑止と強度・靱性バランスに優れた溶接金属開発基盤研究	
①-3)-3.	残留応力と疲労強度の関係の究明及び構造体の残留応力適性制御	
①-3)-4.	高強度鋼・低温用鋼溶接継手の限界 CTOD 評価と大型継手の破壊性能評価手法構築	
①-3)-5.	溶接部継手の破壊性能評価手法の構築	
①-3)-6.	参考文献	
2. 1. 5	研究成果の意義、展開、波及効果	
2. 1. 6	研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）	
2. 2	高温クリープSG（委託）	Ⅲ-2.2-1
	.....	
2. 2. 1	研究開発の背景	
2. 2. 2	研究開発項目と実施体制	
2. 2. 3	研究開発目標と達成状況	
2. 2. 4	研究成果	
①-4).	溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発	
	.....	Ⅲ-2.2-5
①-4)-1.	高強度鋼の合金設計指針の提示（650℃用フェライト系鋼）	
①-4)-2.	高強度鋼の合金設計指針の提示（700℃用オーステナイト系鋼）	
①-4)-3.	長時間強度予測技術の開発（組織パラメータによるクリープ損傷評価）	
①-4)-4.	長時間強度予測技術の開発（新解析法）	
①-4)-5.	長時間強度予測技術の開発（組織診断プラットフォームの構築）	
①-4)-6.	まとめ	
①-4)-7.	参考文献	
2. 2. 5	研究成果の意義、展開、波及効果	
2. 2. 6	研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）	
2. 3	水素脆化BRU（委託）	Ⅲ-2.3-1
	.....	
2. 3. 1	研究開発の背景	
2. 3. 2	研究開発項目と実施体制	

2. 3. 3	研究開発目標と達成状況	
2. 3. 4	研究成果	
①-5)	溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究	Ⅲ-2.3-5
①-5)-1.	水素の存在状態と拡散挙動	
①-5)-2.	水素による破壊現象	
①-5)-3.	参考文献	
2. 3. 5	研究成果の意義、展開、波及効果	
2. 3. 6	研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）	
②	先端的制御鍛造技術の基盤開発	
2. 4	制御鍛造SG（委託）	Ⅲ-2.4-1
2. 4. 1	研究開発の背景	
2. 4. 2	研究開発項目と実施体制	
2. 4. 3	研究開発目標と達成状況	
2. 4. 4	研究成果	
②-1).	鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究	
		Ⅲ-2.4-8
②-1)-1.	VC析出制御による高強度化	
②-1)-2.	相変態制御による析出強化量最大化	
②-2).	組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発	
		Ⅲ-2.4-23
②-2)-1.	材質予測FEM鍛造システムの概要と開発状況	
②-2)-2.	変形抵抗モジュールの構築	
②-2)-3.	再結晶・粒成長モジュールの開発	
②-2)-4.	VC固溶・析出モジュールの開発	
②-2)-5.	相変態予測モジュールの開発	
②-2)-6.	組織-特性予測モジュールの開発	
②-2)-7.	参考文献	
2. 4. 5	研究成果の意義、展開、波及効果	
2. 4. 6	研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）	
2. 5	内部起点疲労破壊SG（委託）	Ⅲ-2.5-1
2. 5. 1	研究開発の背景	
2. 5. 2	研究開発項目と実施体制	
2. 5. 3	研究開発目標と達成状況	
2. 5. 4	研究成果	
②-3).	高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明	
		Ⅲ-2.5-4
②-3)-1.	電子線後方散乱回折法の活用による疲労損傷評価	
②-3)-2.	精密高速切削による3次元形態観察	
②-3)-3.	磁場顕微鏡によるき裂進展の動的検出	



②-3)-4. まとめ

②-3)-5. 参考文献

2. 5. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

2. 5. 6 研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）

#### IV. 実用化・事業化の見通しについて

1. 実用化の見通し（SG成果） . . . . . IV-1

#### V. 成果一覧

1. 研究成果の普及 . . . . . V-1

2. シンポジウム・展示会 . . . . . V-2

2. 1 シンポジウム

2. 2 2012国際ウェルディングショー

3. 特許出願 . . . . . V-7

4. 論文 . . . . . V-7

5. 研究発表・講演 . . . . . V-8

6. 受賞実績 . . . . . V-8

7. 新聞・雑誌等への掲載 . . . . . V-9

8. 国際調査 . . . . . V-9

（添付資料）

エネルギーイノベーションプログラム基本計画

ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画

プロジェクト基本計画

技術戦略マップ（エネルギー分野、部材分野、分野別技術ロードマップ）

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）

## 概要

		作成日	平成 24 年 8 月 6 日
制度・施策 (プログラム)名	ナノテク・部材イノベーションプログラム エネルギーイノベーションプログラム		
プロジェクト名	鉄鋼材料の革新的高強度・高機能 化基盤研究開発	プロジェクト番号	P 0 7 0 0 5
担当推進部/ 担当者	電子・材料・ナノテクノロジー部 松井 直樹 (平成 24 年 8 月現在) 電子・材料・ナノテクノロジー部 藤村 浩志 (平成 22 年 1 月～平成 23 年 12 月) ナノテクノロジー・材料技術開発部 飯田 純生 (平成 20 年 1 月～平成 21 年 12 月) ナノテクノロジー・材料技術開発部 吉川 幸宏 (平成 19 年 6 月～平成 19 年 12 月)		
0. 事業の概要	<p>エネルギー資源の多くを海外に依存する我が国にとって、省エネルギー化を図ることは、エネルギー政策上重要な課題である。本事業では鋼構造物やプラント、自動車等の革新的な省エネルギー化、長寿命化、安全・安心化を図るため、鉄鋼材料及び鋼構造物を高機能化することを目的とした基盤的研究開発を行う。具体的には、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる(1)高級鋼厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工・溶接材料及び金属組織制御技術の開発、(2)部材の軽量化を図るために高強度と加工性の両立を可能とする鍛造技術の開発を行う。この結果、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化、および自動車等の更なる軽量化が可能となり、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図る。</p>		

<p>I. 事業の位置付け・必要性について</p>	<p><b>【NEDO が関与する意義】</b></p> <p>鉄鋼材料には、「安全・安心な低炭素社会の実現」、「高効率・省エネルギー化の追求」といった社会的要請から、エネルギー・インフラ分野における鋼構造物等の極低温、高温、高圧など極限環境への対応、自動車等の輸送機器・産業機械分野におけるさらなる軽量化への対応などが求められている。そのためには、革新的な溶接技術、鍛造技術及びそれに最適な組織制御技術が必要であり、具体的には、鋼構造物・鍛造部材の破壊損傷機構解明、溶接技術の経済的・革新的改善、組織制御による鍛造部材特性の最適傾斜機能化等の要素・基礎研究を着実に実行することが必要である。また、これら技術課題を解決することでもたらされる鉄鋼材料の高強度・高機能化は、鋼構造物の軽量化や安全性の向上、部材の小型・軽量化による自動車等の燃費向上につながり、我が国社会全体に与える波及効果は大きい。</p> <p>しかし、これら技術課題の解決は既存技術の延長だけでは対処が困難であり、研究開発の難易度が高いことから、国内の最先端技術を有する鉄鋼メーカー、プラントメーカー、大学及び独法等の研究機関の連携による領域を超えた基礎研究成果と知識の集約が必要である。よって、本研究開発は投資規模が大きく、開発リスクも高いといった側面がある一方、社会的必要性が大きく、日本鉄鋼業界の国際競争力の更なる強化にも貢献できる国家的課題であることから、NEDO が有するこれまでの知識・実績を活かして推進すべき事業と判断される。</p> <p><b>【実施の効果(費用対効果)】</b></p> <p>(1) 事業費用の総額：42 億円（実績）</p> <p>(2) 市場創出効果：1,600 億円</p> <p>＊2020 年時点、成果活用による各社売上げベース（成功率 100%で算出）</p> <p>高強度・高機能鋼・鍛工品市場：500 億円／年</p> <p>各種インフラ市場（造船、橋梁、LNG タンクなど）：1,100 億円／年</p> <p>(3) ・省エネ効果：約 55 万 kL／年（275 億円／年）の石油削減効果</p> <p>    溶接前後の予熱・後熱フリー化：2 万 kL</p> <p>    船舶の構造部材の軽量化：19 万 kL</p> <p>    耐熱材料の開発による発電効率向上：23 万 kL</p> <p>    自動車部品軽量化による燃費向上：11 万 kL</p> <p>・火力発電建設材料コスト削減：37 億円／基</p> <p>    （欧米の Ni 基合金による建設費比較）</p>
---------------------------	--

### 【事業の背景・目的・位置付け】

鉄鋼材料の高強度・高機能化や長寿命化については、日本が最先端の技術力を維持し、世界を牽引してきた。しかし、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧などの極限環境への対応、輸送機器分野等でのさらなる軽量化への対応等、安心・安全かつ高度な省エネルギー社会の実現に向け、鉄鋼材料や鋼構造体に対する社会的ニーズは一段と高度化しており、既存技術の延長ではこれらの課題に対処することが困難になっている。また、エネルギー資源の多くを海外に依存する我が国にとって、省エネルギー化を図ることは、エネルギー政策上の重要な課題である。

このような背景のもと、本研究開発は、「エネルギーイノベーションプログラム」および「ナノテク・部材イノベーションプログラム」の一環として鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤技術を構築し、これを産業技術へ繋げ、運輸分野の軽量化、産業分野の構造体の高性能化と長寿命化、転換分野の先進的超々臨界圧火力発電の実現等による省エネルギーの実現および部材の高信頼性を実現して安全・安心な社会の構築を目指すものである。

具体的には、課題を克服するための前提となる、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤技術の高度化をめざし、（１）高級鋼※厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工・溶接材料及び金属組織制御技術の開発、（２）部材の軽量化を図るために高強度と加工性の両立を可能とする鍛造技術の開発を行い、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化、自動車等の更なる軽量化を可能とする。これにより、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図ることを目的とする。

（※高級鋼とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称）

## II. 研究開発マネジメントについて

事業の目標	<p>鋼材の高強度化・利用技術およびその信頼性向上技術の開発により、プラント、構造物、自動車等に関する災害や事故から身体等の安全を確保する。具体的には共通基盤技術と実用化技術に分けて、下記の技術開発を行う。</p> <p><b>【共通基盤技術】</b></p> <p>① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発  <u>全体の最終目標</u>：予熱なしで 980MPa以上の高級鋼（現状 400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と材料技術の基盤を確立する</p> <p>② 先端的制御鍛造技術の基盤開発  <u>全体の最終目標</u>：降伏強度 1000MPa以上（現状 600MPa）を有する傾斜機能部材の鍛造技術の基盤確立</p> <p><b>【実用化技術】</b></p> <p>③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発  <u>全体の最終目標</u>：980MPa以上の高級鋼（現状 400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と材料技術を開発する</p> <p>④ 先端的制御鍛造技術の開発  <u>全体の最終目標</u>：降伏強度 1000MPa以上（現状 600MPa）を有する傾斜機能部材の鍛造技術の開発</p>
-------	---

事業の計画内容	主な実施事項	2007	2008	2009	2010	2011
	①高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発	—————▶				
	②先端的制御鍛造技術の基盤開発	—————▶				
	③高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発	—————▶				
	④先端的制御鍛造技術の開発	—————▶				

開発予算 (会計・勘定別に実績額を記載) (単位：百万円)	会計・勘定	2007	2008	2009	2010	2011
	特別会計（需給）	1,092	1,036	1012	432	637
	総予算額	1,092	1,036	1012	432	637

開発体制	経産省担当原課	製造産業局 鉄鋼課 製鉄企画室
	プロジェクトリーダー	名古屋大学 宮田 隆司

	委託先等	<p>【大学等（委託）】東北大、東工大、上智大、横浜国大、豊橋技科大、名大、阪大、岡山大、愛媛大、九大、九工大、鹿児島大、NIMS、原研、理研、JRCM</p> <p>【企業（助成）】新日本製鐵、JFE スチール、住友金属工業、神戸製鋼所、大同特殊鋼、愛知製鋼、山陽特殊製鋼、IHI、川崎重工業</p>
情報変化への対応	<p>NEDO、実施者とも、研究開発の実施に関し、情報交換に努めるとともに、その取り組み方等を討議して、円滑な推進に協力した。</p> <p>企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれたテーマや研究開発が順調に進捗し、平成 21 年度に中間目標あるいは最終目標を達成した研究テーマについては、終了時期を繰り上げて早期終了し、他の重要な研究テーマへ財源を集中するなど、実用化の加速と財源の有効活用を目的とした研究テーマの選択と集中を実施した。また状況変化に応じ、委託事業の研究機関の一部を助成事業の委託先へシフトするなど、最大限事業成果を達成できる研究実施体制に刷新した。</p> <p>研究テーマの選択と集中によってテーマの重点化を図り、財源を有効活用する一方、目覚ましい技術的成果があげられ、国際競争上の優位性の確立が期待されると判断されたテーマについては、研究開発を加速的に進捗させることを目的に研究加速財源の追加配賦を行った。例えば、平成 22 年度「耐熱鋼損傷評価用クリープ試験機」では、クリープ試験機を導入し、長時間クリープ試験の評価能力を向上させた。これにより、本プロジェクトで開発した耐熱鋼のクリープデータを拡充し、国際標準化に向けたデータ収集に活用した。開発鋼の早期実用化が加速され、火力発電分野における国際的な競争優位性を維持できると期待される。</p>	
中間評価結果への対応	<p>外部有識者による研究開発の中間評価を平成 21 年度に実施した。中間評価の結果や提言は翌年度以降の実施方針等の研究方針に反映するとともに、研究テーマの早期終了や加速・縮小等の見直し、研究実施体制の刷新などを迅速に行い、プロジェクトの運営管理に反映した。</p>	
評価に関する事項	中間評価 平成 21 年 7 月 実施	
	事後評価 平成 24 年 8 月 実施予定	

Ⅲ. 研究開発  
成果につ  
いて

【共通基盤技術】

① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

[同軸複層ワイヤ法]板厚 12mm の HT780 および 980 鋼において、レーザ・アークハイブリッド溶接での溶着量最適制御により、実用的ギャップを想定した開先間隙 0~1mm に対して、裏当て材無しで JIS1 類相当の貫通溶接を可能（世界初）にする溶接技術基盤を確立した。

ワイヤ溶融を安定化するため開発溶接材料成分と等価な成分で、芯材とフープ（外周）材の融点差が約 50℃となるように各成分を決定した同軸複層ワイヤを作製し、かつ定電流型パルス波形制御電源特性法の開発により純 Ar による安定施工できるクリーン MIG 溶接システムを実現（世界初）し、スパッタ発生量の半減化を達成した。

25mm 厚板で従来開先角度を半減した開先 30 度以下の狭隘開先にて、適正溶接条件下では、表面および内部欠陥の発生はなく、溶接パス数を従来の 8 パスから 4 パスへ半減して高能率化を達成した。また同時に溶接金属含有酸素量 18ppm の低酸素化（50ppm 以下のクリーン化）を達成した。種々の溶接条件に最適化された定電流型パルス波形制御条件をノウハウ化するため ROM 化し、汎用デジタル溶接電源に装着可能として普及を見据えた実用クリーン MIG 制御技術基盤を確立した。

[電離プラズマ法]（平成 21 年度にて課題終了）

一般ソリッドワイヤを用い、シールドガスを一部電離して通電可能とし、その電流による電磁ピンチ力でワイヤ変動を安定化させる新構造プラズマ MIG トーチ（小型最適化）と電離プラズマ/MIG 協調電流制御による基本溶接制御法を開発（世界初）した。

安定した高速溶接施工（50cm/min）とスパッタ低減を実現した。適正条件下で表面と内部欠陥防止と酸素量 24ppm を達成した。

いずれの方法でも、従来 TIG 溶接の 4 倍以上の高能率施工を実現した。

2) ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

a. 板厚 12mm の HT780 および 980 鋼において、レーザ・アークハイブリッド溶接での溶着量最適制御により、実用的ギャップを想定した開先間隙 0~1mm に対して、裏当て材無しで JIS1 類相当の貫通溶接を可能（世界初）にする溶接技術基盤を確立した。

板厚 25mm を想定した非貫通ハイブリッド溶接において、20% CO<sub>2</sub> 混合シールド（MAG アーク）で JIS1 類相当のポロシティ（欠陥）防止が可能であることを提示した。（平成 21 年度にて課題終了）

板厚 25mm 厚 HT780 および HT980 鋼において、実用的ギャップを想定した開先間隙 0~1mm に対して、両面 2 パスでポロシティや割れなどの欠陥のない JIS1 類相当の突合せ継手を形成できる入熱配分法を提案し、16kW 大出力レーザ/MAG アークハイブリッド溶接における適正溶接条件を明示した。

レーザとアークの最適相対設置位置関係を探索し、両面 2 パスの完全溶込み隅肉継手と片面貫通隅肉継手を無欠陥で形成できるレーザ/MAG アークハイブリッド溶接条件を明示した。

b. レーザ先行ワイヤ添加と酸素含有 ( $\geq 2\%$ ) シールドガス法による均質合金化指針を提示した。(平成 21 年度にて課題終了)

レーザ先行ハイブリッド溶接において、レーザとアークの相対設置位置関係とビード表面形状形成を系統的に整理して、最適相対設置位置関係を容易に設定できるハイブリッドトーチを開発し、かつ溶着量最適制御により、疲労強度向上のための実用隅肉溶接を想定した滑らかな余盛形状形成の最適施工条件を明示した。

上記 a、b の成果を駆使し、大型の橋梁用モックアップ (400×440×1000mm) を製作し、開発技術の施工安定性 (実用性) を実証し、技術基盤を確立した。

3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

a. 溶接凝固過程の高時間分解その場観察システムを構築し、溶接金属組織の非平衡析出挙動の観察に成功 (世界初)。凝固割れ抑止に有効な凝固モードを明示し、適正成分系を示した。

低温割れ抑止条件の理論付けのため、残留  $\gamma$  を有する溶接ビードルート部の水素集積挙動を予測する基本ツールを完成し、残留  $\gamma$  による水素の拡散速度やルート局部集積の低下を提示した (世界初)。

種々の実用拘束条件および施工条件下で、残留  $\gamma$  約 5% 以上において予熱無しで低温割れが発生しないことを明示した。

クリーン溶接金属において、 $\gamma$  25% 以下においては熱安定で経時変化の影響がないこと、またマルテンサイト約 5% 以上の残留  $\gamma$  が存在するとき、トリップ効果によりシャルピー衝撃靱性が約 1.5 倍の 70J (平均:  $-40^{\circ}\text{C}$ ) へ上昇することを明示した。

b. 9%Ni 鋼の原質部 (低靱性部) と再熱部 (高靱性部) の強度的ミスマッチと原質幅が必要靱性に悪影響を及ぼさず、原質部靱性が継手靱性を支配することを明示し、これによって入熱制限が撤廃でき、高能率施工を可能とした。(平成 21 年度にて課題終了)



c. 突合せ継手と廻し溶接継手止端において、開発 Ni-Cr 系溶接金属の変態膨張による残留応力低減量は、単位長さ当たり約 11~15MPa となる施工上の目安を提示した。

クリーン溶接金属において、マルテンサイトに 7%以上の残留  $\gamma$  が存在するとき、トリップ効果により疲労き裂の進展が 2.5~4 倍遅延することを FSM (電場指紋法) により明示した (世界初)。(平成 21 年度にて課題終了)

残留オーステナイト活用時の降伏強度、靱性の性能バランスを考慮した大型アーク継手における破壊靱性評価手法を確立し、従来の 1.5 倍の設計応力条件での必要 CTOD 評価値を明示し、開発継手の CTOD 実験値が評価値を十分上回る靱性を有することを明示した。

狭隘硬化域を持つレーザー継手での FPD 破壊事象を抑制して正しい溶接金属靱性を決定する簡易靱性 (シャルピー衝撃エネルギー) 評価法としてサイドグループ法を提案し、その靱性値をワイルド応力から定量評価する手法を確立した。

溶接部領域狭隘継手となる大型レーザー溶接継手における破壊性能評価手法を確立し、この手法を駆使して従来の 1.5 倍の設計応力条件での許容欠陥寸法を明示した。

4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

a. [650°C用フェライト系耐熱鋼] 10 万時間、100MPa を達成する高 B 低 N 鋼を提案し、粒界析出強化機構に基づいて、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上を実現した。

[700°C用オーステナイト系耐熱鋼] 高温で安定な金属間化合物による粒界析出強化を導入した合金設計で、18Cr-30Ni-3Nb 鋼を提案した。10 万時間、100MPa を達成することを加速試験で実証した。

b. 多岐にわたる組織パラメータによる新劣化診断法を確立するとともに、クリープ強度新解析法を提案し、Factor of 1.2 の高精度強度予測が可能であることを実証した。

新解析法や組織劣化パラメータをリンクして Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定可能な組織診断プラットフォームを構築した。

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

a. 第一原理計算と分子動力学法による鉄中の各種格子欠陥の相互作用エネルギー ( $E_b$ ) の定量化を達成するとともに、BCC 鉄中の水素拡散の温度依存性を定量化した。

複数の格子欠陥が重畳する金属組織での各種格子欠陥の  $E_b$  を低温昇温脱離分析装置（本 PJ 開発による世界唯一の装置）によって定量的に取得した。また残留オーステナイトを含む鋼での水素存在状態を定量化した。

b. 第一原理計算と原子スケールの分子動力学計算の結果を有限要素計算に用いた 2 次元メゾスケールでの亀裂の進展モデル構築を達成した。

c. 水素粒界割れによる破断応力の低下を第一原理計算に基づき定量評価した。

980MPa 級焼き戻しマルテンサイト鋼の局所応力-局所水素量に基づく破断限界を平均水素量 4ppm まで実験的に取得した。

## ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

相界面析出 VC の定量化法を構築し、低炭素フェライト鋼における相界面析出 VC が Orowan 機構により高強度化することを明確にした。VC の加熱時の固溶、冷却時の析出 ( $\gamma$  中、相界面、 $\alpha$  中) を測定し、強化量が最大となる条件を明らかにした。また、中炭素鋼のフェライトとパーライト変態に対する V 添加の影響を実験的に明らかにし、その原因を熱力学的に明らかにした。V 添加の連続冷却変態温度域への影響を冷却速度と  $\gamma$  化温度の関数として明らかにした。

### 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

VC 相界面析出と相変態を含む材質予測 FEM 鍛造システムを構築し、温度差加熱の前方押し出しで強度や組織の検証を行った。VC の固溶析出モジュール、熱間変形抵抗モジュール、再結晶・粒成長モジュール、相変態予測モジュールを構築し、それらを組み込んだ材質予測 FEM 鍛造システムを開発した。開発したシステムを使って、温度差加熱後前方押し出しした中炭素鋼の時間による組織変化と冷却後の強度分布を検証し、精度を確認した。

### 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

マルテンサイト鋼において、電子線後方散乱回折法による疲労損傷評価基礎技術、介在物の高速・自動切削法による 3 次元構造観察技術、磁場顕微法による疲労き裂先端の検出技術を開発し、疲労初期き裂の 3 次元観察技術の基礎を確立した。さらに開発手法を用い、高強度鋼材に生じる内部起点疲労損傷の疲労き裂発生・伝播メカニズムについて統一的な理解を導き、転動疲労き裂の進展あるいは停留を決める限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響の明確化を達成した。

【実用化技術】

③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価

a. クリーン MIG 試作溶接装置を導入し、溶接ロボットと結合した自動溶接システムを構築した。9%Ni 鋼に対するクリーン MIG 溶接試験を実施し、予後熱なしで割れが発生しないこと、溶接施工性ならびに溶接継手性能を把握した。（平成 21 年度にて課題終了）

HT980 鋼に対するクリーン MIG 溶接方法として、同軸複層ワイヤ MIG、プラズマ MIG 両プロセスの自動溶接システムを構築。橋梁箱桁およびボックス柱を模擬した大型モックアップを予後熱なしで製作し、施工性を検証することができた。

b. 低温用鋼の多層盛り溶接を実施し、JIS1 類の品質を確保するとともに、TIG 溶接の 2 倍以上の施工効率を確保した。また、継手性能では最終目標（耐力：590MPa 以上、引張強さ：690～830MPa、シャルピー吸収エネルギー(-196℃)50J 以上）を確保した。（平成 21 年度にて課題終了）

c. 板厚 25mm の HT980 鋼に対して、プラズマ MIG 溶接および同軸複層ワイヤ MIG 溶接、いずれの継手においても JIS1 類、TS 母材以上、 $vE-40^{\circ}C \geq 47J$  を達成した。溶接効率はプラズマ MIG では従来 MAG 同等、同軸複層ワイヤ MIG では片側狭開先にて 2 倍の効率を達成した。疲労強度についても突合せ、隅肉共に、従来鋼のアーク溶接継手と同等以上の強度を有することが分かった。

2) レーザ溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度厚鋼板への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示

a. レーザ溶接およびレーザー・アークハイブリッド溶接用割れ試験法を開発し、試験の妥当性を検証。実用的な拘束ひずみ量において、割れが発生しないことを把握し、ポロシティも合わせて JIS1 類レベルの継手を得た。

b. 高強度レーザー溶接金属のマイクロ組織におよぼす化学成分の影響を調査し、目標特性（強度：980MPa、靱性： $vE-40^{\circ}C \geq 47J$ ）を満足する溶接金属の成分設計指針（組織制御）を明確化。またレーザーおよびレーザー・アークハイブリッド溶接金属に吸蔵される拡散性水素量を測定し、溶接割れ防止に向けた冶金学的基礎データを収集した。

HT780、980 鋼レーザー・アークハイブリッド溶接継手において、突合せで E 等級、隅肉で D 等級の疲労強度を得ることができた。破壊靱性に関しては、広幅引張試験（DENT およびディープノッチ試験）により破壊安全性を検証した。

c. 板厚 12mm の HT780、980 鋼に対してレーザ・アークハイブリッド溶接による大型構造要素試験体を製作し、施工性を検証。継手性能に関しては、破壊特性を取得することで、安全性を検証した。

### 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発

予熱・後熱なしで低温割れを発生せず、高強度・高靱性 ( $vE-40 \geq 47J$ ,  $TS \geq 980MPa$ ) を得ることが可能な溶接金属の化学組成範囲を明らかとした。

この知見によりクリーン MIG 溶接法 (プラズマ MIG、同軸複層ワイヤ MIG) で安定した溶接施工が可能な溶接条件での希釈率を想定することにより溶接材料の成分を決定し、溶接ワイヤを作製した。

開発された溶接ワイヤとクリーン MIG 溶接法を用いることにより、予熱・後熱なしで低温割れを発生しない高強度・高靱性の溶接継手が作製された。

建築用鉄骨および水力発電用水圧鉄管への適用を想定した溶接割れ試験、溶接継手の破壊安全性評価およびモックアップ試験を行い、実構造物へ適用可能であることを実証した。

### 4) 熱処理なしで割れのない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

9Ni 系溶接金属について、耐割れ性兼備に向け、偏析計算モデルを構築し偏析挙動に及ぼす溶接条件・溶接材料成分の影響を把握できるようにした。また強度・靱性に及ぼす入熱・酸素量・成分の影響を把握するデータを採取した。得られた知見からクリーン MIG プロセス条件範囲で強度・靱性が確保できる溶接材料の成分系を見出し、最終目標で掲げた数値目標を達成した。

### 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

a. [650°C $\alpha$  系耐熱鋼] 高 B 低 N 鋼の合金設計指針提案。安定粒界強化モデルの知見獲得。細粒域抑制技術 (高 B&メモリーイフェクト) で継手強度係数  $>0.7$  を実現した。

[700°C $\gamma$  系耐熱鋼] 粒界析出強化モデル合金の設計指針提案。オーバーマッチ継手効果も開発鋼で実証した。

[750°CNi 基合金]  $\gamma/\gamma'$  整合析出型モデル合金の設計指針提案。高強度かつ高延性。液相拡散接合高延性継手の健全性も確認した。

b. データベース収集+組織診断プラットフォーム概念を確立し、同系統の新材料へ適用可能な寿命予測プロシージャを完成した。世界初の同技術を新開発鋼へ適用し、Factor of 1.2 の高精度寿命予測ならびに 10 万時間強度を評価・実証することに成功した。

6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築

a. 炭化物 (TiC、セメンタイト) の水素トラップ状態を解明した。

低温 TDS (委託) と第一原理計算 (委託) から、粒界、転位、空孔等の主要水素トラップサイトにおける水素存在状態の定量評価 (脱離順位明示) を達成した。

格子間隔の増大によって水素が空孔にトラップされやすくなるが、弾性応力下ではその影響は小さい。また、転位の動きが速い場合は水素が転位のトラップから外れるが、静的応力下では転位の移動に水素が追従することを解明した。

各種欠陥での水素トラップエネルギーを基に動的効果 (水素拡散) を考慮した局所熱平衡解析により、複数トラップサイト下での水素マイクロ分配計算モデルを構築し、粒界水素量を予測することが可能となった。

b. 水素量を変化した Y 割れ試験と中性子回折により、980MPa 級溶接金属で低温割れが発生する限界の水素量と残留応力の条件を明確化した。

水素チャージ-切欠引張試験 (SSRT) による低温割れ限界条件 (局所応力-局所水素量関係) によって、実継手の割れ発生を予測できることを確認した。

トラップサイト密度が異なる場合でも、粒界水素量によって低温割れ発生条件を一義的に表されることが明確になった。

粒界水素量増加によって粒界結合力が低下することが、第一原理計算によって証明された。

#### ④ 先端的制御鍛造技術の開発

1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

a. [大型部品想定] 低温での小さな加工ひずみ付与により、VC 析出強化の最大化が図れることを世界で初めて見出し、耐力 1000MPa 以上を実現した。この知見を活用し、大型部品想定 (コンロッドプロトタイプ部品) の鍛造工程設定を行い、同一部品内での 0.2%耐力で高強度部 1086MPa、軟質部 854MPa を達成した。

b. [中型部品想定] フェライト中への相界面析出 VC による析出強化を最大化できる成分・プロセス設計指針を導出した。この知見を活用し、中型部品想定プロトタイプ (ハブ模擬形状) での高強度かつ傾斜機能を付与させるために、傾斜機能加熱+鍛造工程設計+制御冷却のプロセス設計を開発し、同一部品内での 0.2%耐力で高強度部 1005MPa、軟質部 673MPa を達成した。

c. [小型部品想定] 微細パーライトによるマトリックス組織の高強度化とパーライト中への VC のナノ析出により、耐力 1100MPa 以上を実現できる指針を見出した。この知見を活用し、小型部品想定プロトタイプ（シャフト部品模擬）で高強度化・傾斜機能化を実現できるプロセス設計を行い、同一部品内での 0.2%耐力で高強度部 1400MPa、軟質部 700MPa を達成した。

2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築

[VC 固溶、析出予測 D/B 構築] 加熱時の固溶、 $\gamma$  域での析出、 $\alpha$  変態時の相界面 VC 量の定量的データを採取し、VC 析出モジュールに反映させた。

[再結晶・粒成長 D/B 構築] V 添加による再結晶の遅延（VC 析出との相互作用大）の定量的データを採取し、再結晶・粒成長モジュールに反映させた。

[相変態予測 D/B 構築] V 添加によるフェライト/パーライト変態の遅延等の定量的データを採取し、相変態予測モジュールに反映させた。

[組織-特性 D/B 構築] 組織・VC 析出状態と強度特性について定量的データを採取し、組織-特性モジュールに反映させた。

3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

き裂生成-伝播に基づいた概略破壊モデルを提示。全寿命=伝播寿命であって、初期き裂長さが寿命の支配要因。材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築に成功した。

投稿論文	100 件
特許	「出願」34 件
その他 外部発表等	「研究発表・講演」304 件 「新聞・雑誌等への掲載」37 件 「展示会・シンポジウム」3 件

<p>IV. 実用化、事業化の見通しについて</p>	<p>本事業で創出される技術により、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化、および自動車等の更なる軽量化が可能となり、高度な省エネルギー社会の構築、日本製造業の国際競争力の更なる向上が期待される。このうち、先進的超々臨界圧火力発電は2020年以降において商用プラントでの高位発熱量基準送電端効率46%達成の見通しを得ることを目指して開発が進められている。これを遅滞なく実現するために、本PJで開発された材料の国際標準化、プラントの実用化試験、実缶・実証試験が行われる予定である。また、傾斜機能付与鍛造技術は、本PJで開発された技術をもとに、各社が鍛造メーカーや自動車メーカーとともに量産技術の確立や信頼性の検証を行ったうえで、2020年頃を目途に実用化を目指す予定である。</p>	
<p>V. 基本計画に関する事項</p>	<p>作成時期</p>	<p>平成19年3月、制定</p> <p>変更履歴</p> <p>(1) 平成19年3月、制定。  (2) 平成19年6月、研究開発責任者（プロジェクトリーダー）決定に伴い改訂。  (3) 平成20年7月、イノベーションプログラム基本計画の制定により、「(1) 研究開発の目的」の記載を改訂。  (4) 平成22年3月、平成21年度の間評価を踏まえ、研究開発した基盤技術により各企業での実用化研究に移行しても事業化が見込まれる実施テーマを繰り上げ終了することにより、大幅な縮減予算においても最大限事業成果を達成できる研究開発体制に刷新、加えて繰り上げ終了テーマの一部最終目標を改訂。  (5) 平成23年3月、前回改訂の内容補足のため、研究開発項目毎に特記事項を追記、及び文言等軽微な修正。</p>

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」

事後評価 事業原簿 用語集

<溶接技術SG>委託

No.	用語	意味・説明
1	MIG	Metal Inert Gasの略。不活性ガスをシールドガスとして用いる溶接法の総称。
2	溶滴移行	溶接中に供給される固体溶接材料(ワイヤなど)が母材溶融池に移行する現象。
3	HT	ハイテンと読む。High Tensile strength(高強度)の俗称。
4	溶接姿勢	下向き、立向き、上向きなどの溶接する際の姿勢。一般には下向きで行うことが最も溶接欠陥の少ない溶接が可能であり、工場での溶接施工はこれを目指す。現地溶接や構造によって被溶接体を動かせない場合、溶接の姿勢で対応する。
5	定電圧電源	溶接時に供給する電力の制御方法。電圧が一定になるように制御する電源。MIGのように比較的低電流で高速でワイヤを供給(高速で溶融)する直流溶接に開発され汎用されている。アーク長が一定に保たれ、ワイヤの溶融が安定する。
6	定電流電源	溶接時に供給する電力の制御方法。電流が一定になるように制御する電源。サブマージドアーク溶接のように比較的高電流の溶接に用いる。溶融速度が一定に保つことで溶接を安定化する。交流溶接では最も典型的な電源特性。
7	パルス条件	最近の溶接電源はデジタル化され溶接電流(電圧)をパルス化できる。パルス化を最適化することで、溶滴移行を制御できるようになり、現在主流となっている。
8	アーク長	電極間(ワイヤ先端と母材など)で点弧しているアークの長さ。溶接電圧は概ねこれに比例する。
9	(電離) プラズマ	原子(分子)は高温に加熱されると電離して極性をもつようになる。この状態をプラズマという。溶接ではその高温特性を熱源として用いる。アークとの違いは被溶接体に電流が流れないという点である。
10	インバータ制御	インバータ(商用の交流電源を周波数の異なった交流電源に変換する装置)を用いて出力を制御すること。近年、それを利用するアーク溶接用電源が増加している。
11	ビード・オン・プレート溶接	簡易的に溶接性能、作業性などを見極める溶接方法。通常目的とする平板母材上に下向きで溶接する。
12	止端部	ビードの始末端を除く(溶接線方向と直角方向の)余盛りのエッジを指す。
13	アンダーカット	止端部が母材表面よりも低くなる欠陥。溝状であり疲労や脆性破壊の原因となる。
14	ビード	帯状の溶接金属部(溶融凝固した部分)の総称。
15	ぬれ性	溶接では母材と溶接金属のぬれ性がビード形状を決める大きな要因。母材と溶接金属(溶融状態)の接触角で計測する。
16	エネルギー密度	単位面積当たりの溶接電力。レーザは面積が極めて小さく、高エネルギー密度溶接と呼ばれる。



17	ファイバーレーザー (ファイバレーザ)	レーザは特定波長の光を増幅することであるが、この光増幅方法のひとつとして光ファイバーを利用する方法の開発が近年目覚ましい。ファイバーレーザーは共振器中における光の伝播媒体が気体ではなく、光ファイバーであるため、(1)大幅な発振器の小型化が可能、(2)アライメントが不要であり、安定、(3)良好な光品質(エネルギー密度分布や平行性(収差))、(4)高効率、(5)高柔軟性、などの種々の利点を持つ。また、光ファイバで伝送されるため、炭酸ガスレーザのような精密・高額な光学系が不要で実用性に富む。
18	隅肉継手	二つの鋼板を継ぐとき、一方の平面に片方の端部を溶接する継手の形式。
19	キーホール	溶融池内に形成される貫通穴のこと。蒸発金属やガス、プラズマなどの作用で形成される。レーザ溶接を特徴付ける。
20	ブローホール	溶接金属中に残留した気泡欠陥の総称。比較的大きなもの、合体したものなどを言う。
21	集光光学系	レーザ光を収束するための光学装置の総称。
22	アンダフィル	本来ビードの余盛が母材表面より低くなる欠陥。母材の板厚よりも接合板厚が小さいため強度設計上不可である。
23	ポロシティ	溶接金属中に残留した気泡の総称。比較的大きなもの、合体したものなどを言う。
24	ハイブリッド溶接	レーザ溶接では、一般的にアーク溶接を併用する場合に用いる。
25	トレーサ	この場合は、溶融金属の動きを凝固後に観察する目的で溶融池に投入する金属。通常含まれない金属で鉄と類似特性をもつものを用い、ニッケルがよく使われる。
26	Marangoni 対流	表面張力差で起こる対流。
27	溶融池の固有振動	溶融池はアークの力、電磁力などの影響を受けて固有の周期で波打っている。その振動を言う。
28	出力変調	パルス化などによって溶接出力を変化させることを言う。
29	CW溶接	変調の逆で、一定の出力で行われる溶接を指す。
30	ルートギャップ	板を溶接で繋ぐとき、溶接前の状態で最も接近した板間にできる隙間。
31	マグアーク	MAG(Metal Active Gas)アーク。MIGと対照的に活性(酸化性)ガスで点弧されるアーク。CO2溶接がその典型例。
32	余盛	溶接ビードの母材表面より上の盛り上がり部分を指す。
33	マルテンサイト	マルテンサイトという名称は、もともとオーステナイト(以下A と略)領域から焼入れて硬化した鋼の中の緻密な組織に付けられたものである。その緻密な組織は板状またはレンズ状の小さな結晶からなっていて、その1つ1つが原子の拡散なしにA から同素変態した単一相であることがわかった。この板状またはレンズ状の変態生成物をマルテンサイト(以下M と略)とよび、A からM への変態をマルテンサイト変態とよぶようになった。その後、これに似た無拡散変態が鋼以外の多くの金属および合金、さらには化合物でも見出されたので、現在では、固体における相転移の1つの型式の名称として、マルテンサイト型変態(以下M 型変態と略)ということばが広く用いられている。
34	残留オーステナイト	炭素鋼をオーステナイトの状態から冷却(通常急冷)する際に、オーステナイトが全て変態(通常はマルテンサイトに)しきれずに残ったもの。一般的には残留オーステナイトは常温では不安定とされ、マルテンサイトと比べて硬度も劣るので、基本的には好ましくないものとされている。

35	割れ感受性	溶接金属の割れやすさを示す指標。一般には低温割れ(水素割れ)に用いる場合が多い。溶接金属の組成、硬さ、水素量、拘束度(応力)等で決まる。
36	低温割れ	凝固中に起こる割れを除く溶接割れ。狭義には水素割れを指す。
37	凝固割れ	凝固中に起こる割れ。
38	水素割れ	低温割れの典型。水素脆化によって引き起こされる割れ。
39	二相凝固	初晶 $\delta + \delta - \gamma$ や、初晶 $\gamma + \delta - \gamma$ の二相の凝固。
40	$\delta$ フェライト	純度100%の鉄において1392°C~1536°C(融点)の温度領域にある鉄の組織である。この領域において、鉄は体心立方格子構造をとる。 $\delta$ Fe、 $\delta$ 鉄(デルタてつ)ともいう。純度100%の鉄において、1536°Cを超えると鉄は液体になる。
41	回折パターン	X線が結晶格子によって回折される現象を利用して物質の結晶構造(原子配列)を調べることが可能である。X線を結晶に照射すると、特定の(ブラッグの法則を満たした)方向にのみX線が回折され、結晶構造を反映したパターンが生じる。
42	$\delta$ 110反射	$\delta$ フェライトの110面での(X線の)反射。
43	核生成	凝固や変態が開始するためには核が必要で、その生成を言う。
44	エピタキシャル	凝固開始点があつ結晶方位を受け継ぐこと。
45	包晶反応	1つの固相がある温度以上で別の固相と液相とに分解する(あるいは液相がそれと平衡する固相とある温度以下で反応して別の固相を生じる)反応を包晶反応と呼び、その温度を包晶温度と呼ぶ。
46	F-Aモード	ステンレスなどの高合金溶接金属部の凝固組織は初晶 $\delta + \delta - \gamma$ の二相の凝固(FA モード)、初晶 $\gamma + \delta - \gamma$ の二相の凝固(AF モード)および $\gamma$ 単相凝固(A モード)のタイプに分類されている。
47	散乱角度	X線の散乱は微粒子や液晶、合金の内部構造といった数ナノメートルレベルでの規則構造の分析に用いる小角散乱とオンゲストロームオーダーの分析に使用される広角散乱(回折)とに大別される。小角散乱法では、入射光に非常に近い位置での測定を行うため、精密な光学系と、場合によっては強力なX線源が必要となる。SPring-8やPF(PFリング)などの放射光を利用することも多い。
48	初晶	ある相から最も早く晶出する相およびその結晶。
49	凝固のモード	どの相を経て凝固にいたるかを分類したもの。
50	三相系溶接金属	マルテンサイト-オーステナイト-フェライトの三相で形成される溶接金属。
51	デンドライトセル	デンドライトは金属融液を凝固させた際に典型的に観察される組織で、「樹枝状結晶」などとも呼ばれ、枝(アームという)別れた形状を呈する。概ね一次アームで区別される領域をセルと呼び、凝固を特徴づける指標とされる。
52	偏析	特定の元素が偏って存在する状態。鋼の特性に対し様々な悪影響を及ぼす。
53	昇温脱離スペクトル	水素を含む鋼を昇温しながら放出される水素を計測するときに描かれるスペクトル。
54	トラップ効果	水素の動きを止める効果。
55	磁化測定	オーステナイト相は非磁性、フェライト相は強磁性の性質をもつため、磁場中での飽和磁気を計測することでオーステナイトの量を計測することが可能である。
56	拡散性水素量	トラップされておらず鋼中を移動できる水素の量。水素割れの原因とされる。

57	SEM-EDS分析法	SEM(Scanning Electron Microscope: 操作電子顕微鏡)での典型的な元素分析法。Energy Dispersive x-ray Spectrometryの略。エネルギー分散形X線分光器を使ったX線分光法。分析元素範囲はB~Uである。全元素範囲の同時分析ができる、分析時のプローブ電流が小さくて済むなどの特長がある。
58	Acicular Ferrite (AF)	一般には針状フェライトの英語名。溶接では、冷却速度が比較的速い場合や適度な焼き入れ性(過冷による変態の遅れ)がある場合など、フェライトが核生成して針状に成長してできる微細なものを指すことが多い。強度と伸び靱性を兼ね備えるもっとも優れた組織とされる。
59	パケット	ラスマルテンサイト組織は、ブロック及びパケットと呼ばれる同じバリエーションあるいは晶癖面を有する単位の集合体である。ブロック及びパケットは、多くの場合互いに大きな方位差を持つため、これらは結晶粒に相当する組織単位と考えると良い。パケットあるいはブロックのサイズを微細にすることにより、マルテンサイトを強靱化できる。そこでマルテンサイト鋼のパケット・ブロックを微細にするための方策が種々提案されている。
60	Ti-B系	Ti(チタン)とB(ボロン)を含む成分系の総称。ボロンは粒界に偏析固溶して変態を遅らせ鋼を容易に強化する廉価元素として広く用いられているが、窒素や酸素との結合性が高く有効に使うためには窒化や酸化を抑制する必要がある。チタンはボロンよりもこれらとの結合性が高いのでボロンとのセットで用いられる。
61	SAW	サブマージドアーク溶接(Submerged Arc Welding)の略。潜弧溶接とも言う。
62	誘起変態	通常、鋼の変態は温度の変化(熱力学的な平衡)によってもたらされるが、これ以外にも歪、磁場などのエネルギーによっても変態は引き起こされる。こうして誘起される変態を総称する。
63	TRIP効果	TRIPとはTransformation Induced Plasticity: 変態誘起塑性の略。普通常温では存在しないオーステナイト相をフェライト相の中に残留させると変形によって残留オーステナイトがマルテンサイト組織に(膨張)変態し、高い延性を保持しながら高強度特性を有するようになる。この効果を言う。
64	限界CTOD	鋼の破壊靱性はCTOD(Crack Tip Opening Displacement)によって計測されるが、鋼材が脆性破壊するときのCTOD値を指す。鋼材固有の特性である。
65	等方弾塑性体	配向をもたない弾塑性体。
66	破壊モード	CTOD試験結果の分類法。弾性域で脆性破壊する、モードIから完全延性で終了するモードIIIまでである。
67	電場指紋照合法	均一な電場が付与された鋼板にき裂が発生することによる電場の変化(乱れ)を計測することでき裂の所在を突き止める手法。内部でのき裂に対しても有効。
68	継手拘束度	継手に与える(あるいは継手に発生する)変形を妨げる拘束の度合。内部応力の上昇を引き起こす。
69	y形溶接割れ試験	y形溶接割れ試験とは溶接性試験(溶接性を調べる試験)に分類される試験で、溶接割れの感受性を調べる溶接割れ試験の一種です。試験板の開先形状を斜めのy形とする強い拘束下の試験で、JIS Z 3158に規定される溶接割れ試験。

70	API試験	API(アメリカガス協会: American Petroleum Institute)が定めた溶接金属の割れ性を評価する試験方法。JISのy形拘束割れ試験が熱影響部の評価を目的にするのに対して、溶接金属の底に切欠き(応力集中)を位置させるのが特徴。溶接金属に対して日本では、UやY(ラージワイ)形試験を用いることが多い。
71	シャルピー試験衝撃靱性	Charpy衝撃試験で得られる靱性。吸収エネルギー-延性脆性遷移温度。
72	ETCP試験片	大型構造物の負荷状態(小型試験片の曲げ負荷と異なり引張負荷を受ける)を模擬する目的で、板厚を貫通するき裂を端部両側に設けた広幅あるいは中幅の継手試験片(端部貫通き裂入り試験片: Edge-through crackpanel)のこと。
73	ワイブル応力	き裂先端付近の応力状態を考慮し、最弱リンクモデルを適用した確率論的手法に基づいたき裂材の脆性破壊指標。試験片形状や寸法、負荷様式に依存しないことが期待され、これまで低・中強度鋼材の破壊限界評価に多くの実績がある。なお、脆性破壊限界における値を限界ワイブル応力と呼ぶ。
74	プロセスゾーン	脆性破壊が生じる可能性のある領域のこと。ワイブル応力の算出における積分範囲に相当する。なお、き裂先端付近の塑性域をプロセスゾーンとして定義している。
75	ワイブルパラメータ	ワイブル応力を破壊指標として評価したき裂材の破壊確率は二母数ワイブル分布に従う。その分布の形状母数と尺度母数のこと。
76	降伏点	YP(Yield Point)ともいう。弾性から塑性に移る限界応力で材料固有の性質。明瞭なピークを示す場合に用いる。
77	加工硬化	金属材料が歪を受けて塑性変形するときに内部応力が上昇する現象。
78	熱弾塑性解析	温度変化に伴う材料特性の変化も織り込んだ弾塑性解析。
79	JSSC	日本鋼構造協会の略。
80	FPD	Fracture Path Deviationの略。狭隘溶接金属のシャルピー試験では、き裂が母材に逸れてしまう場合があり、この現象を言う。正当な評価にならない。
81	塑性拘束	周りを拘束することで塑性変形を妨げること。あるいはそういう拘束状態。
82	空孔	結晶の格子点で原子があるべきところなのに原子が存在しないところ。
83	転位	結晶格子の原子配列のずれが線状になっている欠陥(線欠陥)のこと。すべった部分とすべらない部分との境界が転位線とよばれる。
84	溶質原子	2種類以上の元素(金属の場合も非金属の場合もある)が互いに溶け合い、全体が均一の固相となっている固溶体(こようたい、solid solution)において、主(基)金属に対して溶け込む原子。鋼では溶質原子の典型は炭素で鉄は溶媒原子となる。
85	第一原理計算	量子力学の基本方程式であるシュレーディンガー方程式を数値的に解く計算。
86	6種類の粒界	ここではbcc Fe $\Sigma 3(112)$ 、 $\Sigma 3(111)$ 、 $\Sigma 9(114)$ 、 $\Sigma 9(221)$ 、 $\Sigma 11(113)$ 、 $\Sigma 11(332)$ 対称傾角粒界。
87	BCC強磁性鉄	体心立方格子構造を持ち、強磁性状態になっている鉄。
88	周期境界条件	3次元的に並進対称性を持たせる境界条件。
89	スーパーセル法	例えば体心立方格子は2個の原子からなるセルで表すことができるが、それより大きく取ったセルのこと。

90	らせん転位	転位線がすべり方向に平行な転位。
91	刃状転位	転位線がすべり方向に垂直な転位。
92	バーガースベクトル	転位の単位のすべり距離を表し、すべり方向に平行である。刃状転位ではバーガースベクトルは転位線に垂直で、らせん転位のバーガースベクトルは転位線に平行である。
93	転位芯	転位の中心。
94	体心立方晶	立方体形の単位格子の各頂点と中心に原子が位置する原子配列の結晶構造。略称BCC(Body-Centered Cubic lattice)。常温の純鉄はこの構造。
95	昇温脱離水素分析法	一定割合で加熱した試料から放出される水素を測定し、試料温度に対する水素放出割合のスペクトルを得る方法。水素放出スペクトルから試料内部の水素状態を推定する。
96	結合エネルギー	転位や空孔などの材料中の格子欠陥が水素などの不純物原子を捕えたときの強さ。
97	McNabb-Fostreの式	鋼材内での水素拡散係数を見積もるため提案された、通常の拡散方程式に、格子欠陥によって捕獲された水素量の時間変化の項を付加した式。
98	分子動力学	分子動力学法(ぶんしどうりきがくほう、Molecular Dynamics method、MD法、単にMD、古典MDとも言う):2体(或いはそれ以上)の原子間ポテンシャルの下に、古典力学におけるニュートン方程式を解いて、系の静的、動的安定構造や、動的過程(ダイナミクス)を解析する手法。
99	高力ボルト	高力ボルト(こうりよくボルト)とは、高張力の鋼で作られた強度の高いボルト。摩擦接合用高力六角ボルト・ナット・座金のこと。主に橋梁や鉄骨建築物、構造物に利用される。その引張強さは1000MPaを超えるが、水素脆化の弱みも持つ。
100	応力集中係数	外力が付与されたとき、発生する応力線が平行な場合は外力を断面で除した均一な応力が作用するが、切欠き、盛り上がりなどの影響で応力線に乱れが生じるとそこに高い応力(密)が発生する。この局所的な応力の高まり度合いを平均応力値の比で示したのが応力集中係数。
101	環状切欠試験片	引張試験片の中央部に環状に切欠きを施して行う脆化評価試験の一種。
102	クロスヘッド	通常、引張試験機で試験片を掴む部分をいう。
103	公称応力-公称ひずみ曲線	引張試験で計測される見かけの応力-歪曲線。断面積を一定と見なすことになるので見かけとなる。
104	粒界decohesion機構	偏析した不純物原子により粒界の原子間結合が弱まり脆化する機構。
105	粒界エネルギー	結晶中に粒界が形成するのに必要なエネルギー。
106	粒界偏析エネルギー	不純物が結晶中と粒界にいるときのエネルギー差で、粒界偏析エネルギーが大きい程不純物が粒界に偏析しやすい。
107	chemical potential	多成分系において、ある原子種の単位あたりのエネルギーで、粒子間の平衡を制御する量。
108	McLeanの式	結晶粒界で不純物原子のエネルギーが下がって不純物原子が偏析しやすくなる場合に、エネルギーの下がる度合と不純物原子の全体の濃度および温度から偏析濃度を計算する式。

109	粗視化	モデルの小さい空間スケールの詳細が大きいスケールの現象に及ぼす影響を全て計算し、大きいスケールの現象がどう見えるかを計算するプロセス。
110	アドベンチャー計画	21世紀のCAEソフトウェアのスタンダードを目指して、1997年8月から2002年3月まで、日本学術振興会 未来開拓学術研究推進事業「計算科学」分野で遂行された、「設計用大規模計算力学システムの開発プロジェクト」(通称 ADVENTUREプロジェクト)。
111	二直線型の応力歪関係	降伏応力を境に傾きの異なる二直線で表現した応力歪関係。降伏応力以下の直線の傾きをヤング率、降伏応力以上の直線の傾きを加工硬化係数という。
112	ルドウィック則	応力歪関係をモデル化した関数の1つ。 $\sigma = A \varepsilon^n + B$ ( $\sigma$ :応力、 $\varepsilon$ :歪、A、B、n:定数)
113	スウィフト則	応力歪関係をモデル化した関数の1つ。 $\sigma = C(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$ ( $\sigma$ :応力、 $\varepsilon$ :歪、C、n、 $\varepsilon_0$ :定数)
114	折れ線型の応力歪関係	線分のつながりで表現した応力歪関係。
115	離散化メッシュ	計算領域を分割する要素の集合。有限要素法や有限体積法などで用いられる。
116	有限体積法	計算領域を分割した要素の間で物理量の出入りの釣り合いを近似して微分方程式を解く手法。

<溶接技術SG>助成

No.	用語	意味・説明
1	LNG	Liquefied Natural Gasの略。液化天然ガス。
2	インコネル	スペシャルメタル社(Special Metals Corporation)(旧インコ社・International Nickel Company)の商品名であり、ニッケルをベースとし、鉄、クロム、ニオブ、モリブデン等の合金元素量の差異によってインコネル600、インコネル625、インコネル718、インコネル750X等様々なものに分けられる。インコネルは耐熱性、耐蝕性、耐酸化性、耐クリープ性などの高温特性に優れており、スペースシャトル、原子力産業、産業用タービンの各種部品、航空機のジェットエンジン、身近なものでは自動車用の高級マフラーなど様々な分野で使用されている。
3	ハステロイ	ヘインズ社(Haynes International)のおもにニッケル基の耐熱・耐食合金の商標で日本でも一般名化している。ニッケルを主成分としてモリブデンやクロム、鉄などの成分量のちがいで、ハステロイB、ハステロイCなどがある。耐腐食性が良く硫酸や塩酸の腐食に強い金属である。一般に、圧力計のダイヤフラムなど、耐腐食が求められるところに多く使用されている。
4	耐力	鋼の塑性が起こり始める応力を定義する言葉。降伏点が観察される場合は降伏点を降伏強度とするが、観察されない場合は0.2%歪の値をもって降伏強度と定義する。これを耐力と呼ぶ。
5	再熱部	溶接熱で再度昇温された部分の総称。多重に再熱される場合も含む。
6	原質部	凝固ままの状態。いわゆる再熱されていない部分の総称。
7	TIG溶接	Tungsten Inert Gas溶接の略称。タングステンを電極として行う溶接。酸化性の高いタングステンを保護するために極めてクリーン(非酸化性)な溶接となり、高級鋼や高合金鋼の溶接に使われる。これでは溶接出来ない金属も多種ある。
8	予後熱	溶接を行う前後の加熱を言う。予熱と後熱の総称。
9	溶接入熱	溶接時に母材に投入される単位(溶接線)長さ当たりの電力。電流×電圧÷溶接速度で算出する。通常、これが大きいほど能率は向上するが、反対に組織が粗くなり性能が低下する。
10	オーバラップ	過剰の余盛りによって止端部が母材上に重なる欠陥。鋭いき裂と同等の作用があるので危険な欠陥の一つである。
11	JIS1類レベル	JISz3104で規定されている溶接品質。きず(欠陥)の大きさと数から評点で決定する。プロジェクトでは1種1類レベルを目標としている。1種は丸いブローホール及びこれに類するきずで、1類はきず点数和が2以下。
12	PCM	水素割れ感受性を評価するとき成分影響を定量化するための指標。炭素当量の一つ。多くの元素が取り扱えるため、母材、溶接金属を問わず用いられる傾向がある。日本発の指標であるが、その効能は世界的にも認められている。
13	ハイブリッド溶接	レーザ溶接では、一般的にアーク溶接を併用する場合に用いる。
14	切欠付低温引張試験	破壊靱性を計測する簡易的な小型試験。
15	モックアップ	実体構造を模擬した構造体。鋼材や溶接を開発したときにその安全性を示すために最終段階で行われる試験で用いられる。
16	スパッタ	溶滴移行中に母材に届かず周辺に飛散する溶滴粒。

17	Ceq-WES	日本溶接協会(WES)で定める炭素当量。シリコンなどの溶接金属固有の元素を含む特徴が有り溶接金属の硬さなどの予測指標としてファブで広く用いられる。この他に、母材に用いられるCeq-JIS(あるいはIIW)などがある。
18	下部ベイナイト	低温で変態するベイナイトを指す。細粒で強度と靱性の両性能を向上する。これに反して、高温で変態する粗いベイナイトは上部ベイナイトと呼び靱性を劣化させる。
19	ビッカース硬さ	ビッカース硬さ(ビッカースかたさ、Vickers hardness)は、工業材料の硬さを表す尺度の一つであり、押し込み硬さの一種である。試験法は、1925年に開発された。対面角 $\alpha=136^\circ$ の正四角錐ダイヤモンドで作られたピラミッド形をしている圧子を材料表面に押し込み、荷重を除いたあとに残ったへこみの対角線の長さd(mm)から積S(mm <sup>2</sup> )を算出する。
20	固液共存温度幅	鉄の状態図で、ある成分における液相線温度と固相線温度の差。
21	YP、TS、vE	YP: Yield Point(降伏点)、TS: Tensile Strength(引張強さ)、vE: Vノッチシャルピーで計測する吸収エネルギー。
22	パケット、ブロック	ラスマルテンサイト組織は、ブロック及びパケットと呼ばれる同じバリエーションあるいは晶癖面を有する単位の集合体である。ブロック及びパケットは、多くの場合互いに大きな方位差を持つため、これらは結晶粒に相当する組織単位と考えて良い。パケットあるいはブロックのサイズを微細にすることにより、マルテンサイトを強靱化できる。そこでマルテンサイト鋼のパケット・ブロックを微細にするための方策が種々提案されている。
23	水素マイクロプリント(法)	AgBrと水素との化学反応を利用して、材料中の水素を可視化する実験手法。水素の局所的な集積挙動を明らかにすることができる。金属材料の表面に予めAgBrを均一に分散させた後、材料中から拡散されて表面に到達する水素と酸化還元反応を生じさせることで水素の位置を銀粒子の分布として可視化することができる。



<高温クリープSG>委託

No.	用語	意味・説明
1	超々臨界圧発電(USC, A-USC)	蒸気条件が水の臨界点を大幅に超えた条件566°C超、25MPa以上の発電を超々臨界圧発電(USC; Ultra Super Critical)、さらに700°C超、35MPa以上を目指す発電システムを先進超々臨界圧発電(A-USC; Advanced USC)と称する。
2	溶接継手強度係数	溶接継手のクリープ強度が母材に比べてどれだけ低下するかを示す係数で、Weld Safety Reduction Factor(WSRF)という。WSRF=溶接継手の10万h推定強度/母材の10万h推定強度。
3	TTP図	温度時間パラメータ(Time Temperature Parameter)線図の略称。種々の温度で例えばLaves相の析出が開始する時間をプロットして、それらを曲線で繋ぐことによってLaves相の析出開始曲線(通常C曲線と呼ばれる)が得られる。
4	Larson-Millerパラメーター	Larson-Millerが提唱した焼き戻しパラメータ。ある熱活性化現象(例えば、析出、マルテンサイトの焼き戻し軟化、クリープ等)が単一の熱活性化過程で律速されるとの前提で、その現象を温度時間の無次元化パラメータで表現できることを示した。LMP=T(Logt+C) T;温度(K)、t;時間(h) C;定数(耐熱合金ではC=20が用いられることが多い)
5	Factor of 2	クリープ強度(寿命)の推定精度が2倍(あるいは1/2)であること。推定値が10万hの場合は、5万h(1/2)から20万h(2倍)の精度であることを示す。
6	Factor of 1.2	クリープ強度(寿命)の推定精度が1.2倍(あるいは1/1.2)であること。推定値が10万hの場合は、約8万h(1/1.2)から12万h(1.2倍)の精度であることを示す。
7	ASME規格	米国機械学会規格(ASME Boiler & Pressure Vessel Code)ボイラ、圧力容器、原子カプラント関連機器に関する国際基準(規格)のひとつ。これらの機器の製造及び検査を行うための安全規則を定めるもので、材料については、化学組成、熱処理、(室温・高温)、許容応力等を規定している。
8	Gr.91	火力発電用9%Crフェライト鋼で現在最も汎用的に使用されている鋼。代表組成 0.1%C-9%Cr-1%Mo-0.2%V-0.05%Nb-0.04%Nを有し、ASME規格ではP91,T91等の規格で規定される鋼を総称してGr91鋼と称している。
9	Gr.92	火力発電用W強化9%Crフェライト鋼。代表組成 0.1%C-9%Cr-1.8%W-0.4%Mo-0.2%V-0.05%Nb-0.05%N-0.003Bを有し、ASME規格ではP92,T92等の規格で規定される鋼を総称してGr92鋼と称している。
10	Gr.92N	Gr92鋼でノルマ(Norma)処理ままのものを便宜上Gr92Nと表記したもの。
11	Gr.122	火力発電用W強化12%Crフェライト鋼。代表組成 0.1%C-10.5/12%Cr-1.8%W-0.4%Mo-1%Cu-0.4%Ni-0.2%V-0.05%Nb-0.05%N-0.003Bを有し、ASME規格ではP122,T122等の規格で規定される鋼を総称してGr122鋼と称している。
12	P91	ASME規格でGr91の大径管に対応する規格鋼をP91と称する。
13	P92	ASME規格でGr92の大径管に対応する規格鋼をP92と称する。
14	P122	ASME規格でGr122の大径管に対応する規格鋼をP122と称する。

15	HAZ	溶接熱影響部(Heat Affected Zone)。溶接の際に溶融には至らなかったものの溶接熱サイクルを受けて母材とは特性が変わってしまう部分。溶接金属に隣接する部分は短時間ではあるが融点直下に加熱されるため組織が粗大化し靱性低下などの問題をもたらす。
16	HAZ再現熱処理	HAZの熱履歴を再現した熱処理。実継ぎ手で溶接HAZの特性は連続的に変化するが、HAZの特性をより詳細に理解するために、溶接金属に近い高温から、母材に近い低温までの熱履歴をラボにて別々に再現する熱処理。
17	TypeIV 破壊	溶接HAZ外縁細粒域で生じる破壊をTypeIV破壊と称する。Type I は溶金部に発生した破壊、Type II は溶金部からHAZに進展した破壊、Type III はHAZ粗粒域に発生した破壊である。
18	TypeIV 損傷	溶接HAZ外縁細粒域で生じるクリープ損傷(ポイド、微小亀裂等)をTypeIV損傷と称する。
19	A <sub>C3</sub> 温度	加熱時、フェライトがオーステナイトへの変態を完了する温度。
20	メモリーイフェクト、または、メモリー効果	マルテンサイト鋼において、昇温加熱時にフェライトからオーステナイトへの逆変態を生じるが、基の旧オーステナイトと同じ結晶方位に戻ることをメモリーイフェクトといい、残留オーステナイトが存在する場合には、それが核となって、周囲のフェライトが元のオーステナイトと同じ結晶方位になる。
21	TCP相	σ相、Laves相などの一連の金属間化合物をTCP相(topologically close-packed相)と称する。TCP相は直訳すると位置関係的稠密構造相となるが、この相のセル(単位胞)構造は相対的に大きな原子間距離で分離された層に存在する稠密原子をもつ。例えば、NiやCrのような相対的に小さな原子の稠密層とその層間の14、15、16共配位サイトにあるW、Taのようなより大きな原子よりなる。
22	GCP相	幾何学的に稠密構造をとる相をGCP(Geometrical Closed Packed)相と総称する。Fcc、bcc、hcpやFe <sub>3</sub> C等一般的な相はGCP相である。
23	Laves相	Fe <sub>2</sub> Nb等のC14,あるいはC15,C36等の結晶構造を有する析出相をLaves相と総称する。
24	ヴァイドマンステッテン状	鋼をオーステナイト組織から冷却した時に形成される冷却変態組織の一種で針状、網目状の特徴的な組織。ウィッドマンシュテッテンが隕鉄中に見出して名付けた。
25	γ''相	D023規則構造を有するNi <sub>3</sub> Nbを基本とする準安定析出相で、オーステナイト(γ)母相に整合析出するためγ''相(γ'相はNi <sub>3</sub> Al;L12型規則構造)と称する。
26	MX	MXは金属元素M(M;V,Nb,Ti等)とX(=C,N)が1対1に結合した炭窒化物を総称している。
27	MX型炭窒化物	MX型の炭窒化物。
28	Fusion線熱処理	溶接継ぎ手において、溶接材料と母材の境界部分は、母材が部分的に一度溶融する。この温度に相当する熱処理条件のことを称する。
29	二重細粒HAZ熱処理	溶接継ぎ手の製作時には溶接熱影響にて、母材に最も近い部分は2相域加熱を受けて細粒化する。この熱影響を多層溶接した場合にこの細粒熱処理を2度経験する熱処理をいう。
30	粗粒+細粒 HAZ熱処理	上記同様に、粗粒熱処理後に細粒熱処理を行うことを称する。

31	PWHT	Post Weld Heat Treatment,溶接の残留応力除去の目的で実施される溶接後のSR熱処理を称する。
32	Kurdjumov-Sacksの関係(K-Sの関係)	オーステナイトがマルテンサイト $\alpha'$ 変態するときの結晶方位選択則の一つで、KurdjumovとSacksが発見したのでこの呼称がある。 $\{111\}\gamma/\{011\}\alpha'$ 、 $\langle -10-1 \rangle\gamma/\langle -1-11 \rangle\alpha'$ の方位関係がある。
33	亜粒界	結晶粒内で生じる転位の緩和過程で形成される小角の粒界を亜粒界(Sub Grain)と称する。
34	101極点図	結晶方位分布を $\langle 101 \rangle$ をND(垂直軸)としてステレオ投影図上に表したものを101極点図と称する。 特定の結晶面の配向を調べるとき、球の中心に試料を置き、その結晶面の法線ベクトルが球面を貫く位置に点を打つ。その分布を球面上の等高線で表わしたものが極点図である。その面方位が $\langle 101 \rangle$ のものを $\langle 101 \rangle$ 極点図という。
35	101//LD (LD: Loading Direction)	引張軸(LD)が $\langle 101 \rangle$ に平行。
36	Mises相当応力	通常、応力状態は、テンソルで表わされる。それは、3つの直交する主応力(ベクトル)で統合できる。それをさらに単軸引張応力に置き換えたものがフォンミーゼス(VonMises)相当応力である。

<高温クリープSG>助成

No.	用語	意味・説明
1	超々臨界圧発電(A-USC)	蒸気条件が水の臨界点を大幅に超えた条件566°C超、25MPa以上の発電を超々臨界圧発電(USC; Ultra Super Critical)、さらに700°C超、35MPa以上を目指す発電システムを先進超々臨界圧発電(A-USC; Advanced USC)と称する。
2	溶接継手強度係数	溶接継ぎ手のクリープ強度が母材に比べてどれだけ低下するかを示す係数で、Weld Safety Reduction Factor(WSRF)という。WSRF=溶接継ぎ手の10万h推定強度/母材の10万h推定強度。
3	Factor of 1.2	クリープ強度(寿命)の推定精度が1.2倍(あるいは1/1.2)であること。推定値が10万hの場合は、約8万h(1/1.2)から12万h(1.2倍)の精度であることを示す。
4	T(logt+20)	Larson Millerの定式
5	HAZ	溶接熱影響部(Heat Affected Zone)。溶接の際に溶融には至らなかったものの溶接熱サイクルを受けて母材とは特性が変わってしまう部分。溶接金属に隣接する部分は短時間ではあるが融点直下に加熱されるため組織が粗大化し靱性低下などの問題をもたらす。
6	TCP相	$\sigma$ 相、Laves相などの一連の金属間化合物をTCP相(topologically close-packed相)と称する。TCP相は直訳すると位置関係的稠密構造相となるが、この相のセル(単位胞)構造は相対的に大きな原子間距離で分離された層に存在する稠密原子をもつ。例えば、NiやCrのような相対的に小さな原子の稠密層とその層間の14、15、16共配位サイトにあるW、Taのようなより大きな原子よりなる。
7	GCP相	幾何学的に稠密構造をとる相をGCP(Geometrical Closed Packed)相と総称する。Fcc、bcc、hcpやFe <sub>3</sub> C等一般的な相はGCP相である。
8	オーバーマッチ溶材	母材に比べて強度の高い溶接材料(溶接金属)をいう。
9	$\gamma/\gamma'$ 整合析出強化	オーステナイト( $\gamma$ )母相に $\gamma'$ (L12型規則構造を有する金属間化合物でNi <sub>3</sub> Al等)相が整合して析出することで強化すること。
10	ASME Gr.91	火力発電用9%Crフェライト鋼で現在最も汎用的に使用されている鋼。代表組成 0.1%C-9%Cr-1%Mo-0.2%V-0.05%Nb-0.04%Nを有し、ASME規格ではP91,T91等の規格で規定される鋼を総称してGr91鋼と称している。
11	ASME Gr.92	火力発電用W強化9%Crフェライト鋼。代表組成 0.1%C-9%Cr-1.8%W-0.4%Mo-0.2%V-0.05%Nb-0.05%N-0.003Bを有し、ASME規格ではP92,T92等の規格で規定される鋼を総称してGr92鋼と称している。
12	TypeIV 損傷	溶接HAZ外縁細粒域で生じる破壊をTypeIV破壊と称する。Type I は溶金部に発生した破壊、Type II は溶金部からHAZに進展した破壊、Type III はHAZ粗粒域と細粒域の境界に発生した破壊である。TypeVは室温でも見られる「HAZ軟化」部位での破壊に相当する。
13	剪断型逆変態機構	逆変態において、通常の拡散による変態ではなく、せん断的に起こる変態をいう。広義には結晶構造のみ変化し組成不変の変態で、界面での原子の短範囲拡散による界面の急速な移動によるマッシュ変態と考えられる。

14	メモリーイフェクト	低温変態組織鋼において、昇温加熱時にフェライトからオーステナイトへの逆変態を生じるが、基の旧オーステナイトと同じ結晶方位に戻ることをメモリーイフェクトといい、残留オーステナイトが存在する場合には、それが分解することなく成長合体して、周囲のフェライトが前組織である高温で生成していたオーステナイトを再現する現象。溶接継手のような急速加熱で生じやすい。
15	Larson-Millerパラメーター	Larson-Millerが提唱した焼き戻しパラメータ。ある熱活性化現象(例えば、析出、マルテンサイトの焼き戻し軟化、クリープ等)が単一の熱活性化過程で律速されるとの前提で、その現象を温度時間の無次元化パラメータで表現できることを示した。 $LMP=T(\text{Log}t+C)$ T;温度(K)、t;時間(h) C;定数(耐熱合金ではC=20が用いられることが多い)
16	Alloy263	Ni-20Co-20Cr-6Mo-2Ti-0.4Alを主成分とするNi基合金。
17	ノジュール成長	ノジュール(団塊)状に成長すること。
18	PFZ(Precipitation Free Zone)	無析出領域。
19	ノジュラー $\gamma'$	ノジュラー析出した $\gamma'$ 相。
20	液相拡散接合	固体どうしを、共晶点形成元素を含むインサート材を介し、1000~1200°Cという比較的低温で拡散律速の等温凝固現象を通じて溶融接合させる技術。インサート材には非晶質金属箔を用いる。
21	一様伸び	引張試験において、試験片平行部がほぼ一様に変形する永久伸びの限界値。通常、最大引張荷重に対応する永久伸びとして求められる。
22	クリープ破断延性	クリープ破断した際の試験片の伸び、あるいは絞りの総称。
23	ASME P.91 鋼	ASME規格でGr91の大径管に対応する規格鋼をP91と称する。
24	ASME P.92 鋼	ASME規格でGr92の大径管に対応する規格鋼をP92と称する。
25	TTP図	温度時間パラメータ(Time Temperature Parameter)線図の略称。種々の温度で例えばLaves相の析出が開始する時間をプロットして、それらを曲線で繋ぐことによってLaves相の析出開始曲線(通常C曲線と呼ばれる)が得られる。
26	EBSP	電子線後方散乱回折(パターン)Electron BackScatter Diffraction (Pattern) 試料表面に電子線を入射し後方散乱されてくる電子の菊池パターンを解析することで、試料表面の結晶方位を解析する手法。EBSP法とも呼ばれる。SEM内に蛍光板を設けて、蛍光板上に現れる菊池線を高感度TVカメラでコンピュータに記録し、画像処理により菊池線を識別して結晶方位の指数付けを行う。電子ビームの連続走査によりサブミクロン領域の方位分布(方位マップ)像が得られる。
27	大傾角 領域	隣り合う結晶粒同士の傾斜角が大きい領域、通常15度以上の大角粒界をさす。
28	SHC委員会の方法	SHC委員会で定めた強度推定法でクリープデータを試験応力が0.2%耐力の1/2より大きいデータ群と、小さいデータ群で別々に解析する方法。
29	改良 $\theta$ 法	クリープ変形曲線を解析して、クリープ強度を予測数値解析法の一つでWilshireが提唱した $\theta$ 投影法を丸山先生が改良した方法。
30	$\Omega$ 法	クリープ変形曲線を解析して、クリープ強度を予測数値解析法の一つ。
31	GL	Gauge Lengthの略。
32	組織自由エネルギー	鋼材の組織を弾性歪み、界面、化学的自由エネルギーの3種に分類し、組織状態を数値化して、それらを加算した総エネルギー値

33	組織自由エネルギー法	組織自由エネルギーを用いて、初期状態から破断に至るまでの組織劣化過程を参照して鋼材の組織状態について劣化度合いを診断する新診断技術。応力破断時間線図を予測できる。
34	領域区分法	クリープ試験結果の一つである応力-破断時間曲線を時間と応力範囲を適切に区分し、区分した領域内でTTP法を最も精緻に内外挿して応力破断時間線図をF of 1.2の精度で予測する新技術。
35	硬さ変化法	初期状態からの硬さの変化に応じたクリープ損傷状態を評価する技術。非破壊で適用できる簡便性があり、他の強度予測法と併用して精度高く寿命消費率を推定できる開発技術。
36	最小クリープひずみ速度到達時間	クリープ歪み曲線にやいて、クリープ変形速度が最小となるまでの時間。
37	高精度クリープひずみ試験機	クリープひずみの変位量を $0.1\mu\text{m}$ 単位(従来は $1\mu\text{m}$ )で測定できるクリープ試験装置。当プロジェクト推進のために導入。
38	強度予測プラットフォーム	クリープ破断強度を予測する各種技術を系統的に適用し、寿命誤差 $\pm 20\%$ の精度で破断強度を予測するシステムの呼称。予測手段(プロシージャ)の複合的な組みあわせを提示し、強度を予測する技術そのもの。
39	クリープデータベース	クリープ破断強度、ひずみ速度、それぞれの時間変化と材料の化学成分、組織、試験温度と応力のデータの集合。プロジェクトにおいては開発鋼種と共通試験材について採取したものが主体となる。
40	バネクリープ試験片	ばね式のクリープ試験機用試験片。

<制御鍛造SG>委託

No.	用語	意味・説明
1	鍛造	金属を高温でハンマー、プレスなどで外力を加えて目的の形状に塑性加工すること。
2	相界面析出	オーステナイトがフェライトに変態するのと同時に炭化物がオーステナイトとフェライトの界面に析出する現象。
3	小減面	塑性加工の際に生じる、もとの断面積と加工後の断面積の減少が小さいこと。
4	靱性	破断や破壊に至るまでの材料の抵抗。通常は弾性限を越えて破断する前のエネルギー吸収値で表される。
5	疲労強度	材料に繰り返し応力を加えた場合に、応力を無限回数負荷しても破壊しない応力振幅の上限の強度。
6	剛性	曲げやねじりの力に対する変形抵抗。
7	相変態	温度の変化などにより、結晶構造が変化すること。
8	マトリックス	ベースとなる組織。
9	析出強化	材料中に分散した析出粒子が転位の移動を阻害することによる強度の上昇。
10	フェライト( $\alpha$ )	体心立方格子の鉄に微量な炭素が固溶した固溶体。中炭素鋼では低温相に該当する。
11	セメンタイト	鉄炭化物 $Fe_3C$ の組織。
12	オーステナイト( $\gamma$ )	面心立方格子の鉄に炭素が固溶した固溶体。中炭素鋼では高温相に該当する。
13	パーライト(P)	オーステナイトの共析分解によって形成される、フェライトとセメンタイトの層状組織。
14	配向組織	特定方向に結晶方位の配向を制御して、特性に異方性を持たせた組織。本研究では圧延によりヤング率の異方性付与した。
15	ヤング率	弾性範囲で単位ひずみあたり、どれだけ応力が必要かの値を決める定数。
16	降伏強度、降伏点 (0.2%耐力)	降伏強度とは、塑性変形を起こさずに、材料に弾性変形を生じさせることのできる最大応力。これを超えると材料が永久ひずみ(塑性変形)を呈するところの応力。  (材料によっては降伏点が明確に現れないものがあり、その場合には0.2%塑性変形が生じる応力を0.2%耐力と定義する。弾性限度の実際的な近似値となる。)
17	YS1000MPa	降伏強度1000MPa。
18	共析パーライト鋼	共析鋼は炭素含有量が0.8%程度の炭素鋼の一種で、その標準組織はフェライトとセメンタイト( $Fe_3C$ )の層状パーライト組織となる。
19	SEM	SEM(Scanning Electron Microscope、走査型電子顕微鏡)は電子線を絞って電子ビームとして対象に照射し、対象物から放出される二次電子、反射電子、透過電子等を検出する事で対象を観察する電子顕微鏡の一種。
20	EBSD	EBSD(Electron Back Scatter Diffraction Pattern法、電子後方散乱回折像法)は後方散乱電子回折を利用して、結晶性試料の方位解析をする方法。

21	FIB	FIB(Focused Ion Beam、集束イオンビーム)は、イオンを電界で加速したビームを細く絞ったもので、本研究ではTEM観察用試料の微細加工に使用した。
22	TEM	TEM(Transmission Electron Microscope、透過型電子顕微鏡)は観察対象に電子線をあて、それを透過してきた電子が作り出す干渉像を拡大して観察するタイプの電子顕微鏡。
23	暗視野像	TEM観察で試料を透過した電子の内、散乱・回折した電子線を検出して作った像。
24	収束電子回折法	微小な試料に収束した電子線を照射し、回折パターン(電子回折図形)を得ることにより、微小領域の結晶の対称性の解析等を行う解析方法。
25	ベイナイト	パーライトが形成される温度と、マルテンサイトが形成され始める温度との間の温度間隔で起こるオーステナイトの分解によって形成される準安定構成物で、炭素がセメンタイトの形を取って微細に析出しているフェライト。
26	パーライトラメラ間隔	パーライト組織のフェライトとセメンタイトのラメラ(層状)構造のセメンタイトの層間距離。
27	相界面シート間隔	相界面析出では析出と変態が同期して起こるため、特定の間隔を空けて析出物が多く存在する面が存在し、それらの面の間隔を相界面シート間隔と呼ぶ。
28	運動転位、転位	転位は結晶中に含まれる、線状の結晶欠陥のことである。外力等を加えた場合に転位が移動し、運動転位が発生し、材料の変形が進行する。
29	超微小硬さ試験機	通常の硬さ試験機よりも試験荷重がごく小さい(~0.098mN)硬さ試験機。微小箇所の硬さを測定できることが特徴であり、本研究ではフェライトとパーライトの硬さを測定した。
30	逆変態	冷却過程でオーステナイトからの変態が完了したフェライト・パーライト二相材やマルテンサイトを再加熱し、オーステナイトへの変態をさせること。
31	マルテンサイト	Fe-C系炭素鋼を、安定なオーステナイトから急冷する事によって得られる組織で、多量の炭素を固溶したまま体心立方構造に変態するために結晶構造が歪み、高い強度を持つ。
32	大傾角粒界	周囲の結晶粒と結晶方位が10-15°C以上異なる、結晶粒の境界。
33	有限要素解析 有限要素法	有限要素法は物体に生じる内部の応力場、変位場を近似的に得るための計算手法である。有限要素法を用いる際には対象となる連続体を有限個の要素に分割し、各節点における変位から各要素の剛性を求めることで最終的に物体全体の剛性を求める。この方法を用いた応力解析方法を有限要素解析と呼ぶ。
34	ユーザーサブルーチン	有限要素解析システムの中で各ユーザーが作成して実行できる、プログラム。標準でサポートされていない変数やプロセスの計算が可能となる。
35	強連成組織予測	互いに関与しあう別々の支配方程式で表される複数の組織予測モジュールが記述する現象を一つの系として厳密に同時に満たすように解く解析手法。
36	弱連成組織予測	別々の支配方程式で表される複数の組織予測モジュールが記述する現象を、互いに関係する情報を交換しながら、交互或いは別々に並行して解いていく解析手法。対する強連成に比べて、厳密に連立を満たす方法ではないため精度的には劣るが、計算コストは低く抑える事ができる。
37	増分型予測式	有限要素解析で目的とする変数の時間変化を微小時間ステップでの変化の逐次積分によって求められるように定式化した組織予測式。



38	動的再結晶	変形中に再結晶が起こる現象。
39	静的再結晶	変形後に再結晶が起こる現象。
40	軸対称剛塑性解析	有限要素解析の際の解析条件であり、部品形状や境界条件に一軸対称を仮定して、弾性変形は無視し塑性変形のみを考えることで計算負荷の低減を図っている。
41	ドラッグ効果	溶質原子が粒界に偏析することで、粒界の移動を妨げる効果。本研究ではV添加鋼でオーステナイト中の粒成長・再結晶過程が妨げられる、低温での相変態速度の低下などの影響が見られる。

<制御鍛造SG>助成

No.	用語	意味・説明
1	温間鍛造	被加工材を200～800℃の間に加熱して鍛造成形する方法。冷間鍛造に較べて、変形抵抗が低下して、延性が向上するので成形が容易となる。
2	非調質鋼	熱間成形後の焼入れ・焼戻しを省略して使用する鋼。特性向上のために、バナジウム、ニオブ、チタンなどの微量添加や、熱間成形時の温度制御を行うことがある。
3	0.2%耐力	降伏強度と同じ意味。材料によっては降伏点が明確に現れないものがあり、その場合には、0.2%塑性変形が生じる応力を0.2%耐力と定義し、降伏強度の代わりに用いる。
4	ひずみ速度	塑性変形する時に発生するひずみの単位時間あたりのひずみの増分。
5	FEM	有限要素法(Finite Element Method)の略表示。
6	バーチャルラボ	ここでは、一般の鋼の変形を予測する有限要素法システムに、変形中の鋼の組織を予測するモジュールをリンクさせて、鍛造加工中の組織を仮想的(バーチャル)に、研究者の手元(ラボラトリー)で計算予測することを意味する。
7	モジュール	ここでは、鋼の組織形成と強度に影響する因子を支配するメカニズム毎に分類して、モジュールを称している。モジュールは、変形挙動を予測する有限要素法とリンクして使われる。
8	熱力学ベース	閉空間では外部との物質や熱、仕事のやり取りがない限り、熱(そしてエネルギー)の総量に変化はなく、エネルギーを他の種類のエネルギーに変換する際、必ず一部分が熱エネルギーに変換される考え方を熱力学ベースの考えと言う。ここでは、VCの析出が生じたり、オーステナイト相からフェライト相に変態する場合に必ずエネルギーの変化を伴い、その変化を数式的にあらわし、変化後の状態を予測しようとする。
9	逆変態	ここでは、低温相であるフェライトから、高温相であるオーステナイトへの変態を意味する。
10	再結晶	加工によりひずみを受けた結晶粒が、適当な温度に加熱されることにより、相変態を伴わずに、ひずみのない新しい結晶粒が発生する現象。
11	相変態	一つの物質が原子配列を変化して性質の異なったものになることを「変態」と呼び、変態により相が変化することを「相変態」と呼ぶ。ここでは、オーステナイト相(原子配列:面心立方格子)からフェライト相(原子配列:体心立方格子)に変わることを言う。
12	(結晶)粒成長	現在実用化されている金属材料のほとんどは多結晶であり、結晶粒界を含んでいる。結晶粒界は余分のエネルギーを持っているために、原子の移動が可能な温度に保持されると、この余分のエネルギーを減らす方向、すなわち結晶粒界面積を減らす方向(粒の成長、大きくなる)の変化が起こる。これが高温における結晶粒成長のメカニズムである。
13	ユーザーサブルーチン	有限要素法のプログラムでは、使用者(ユーザ)が抱える特殊な問題を、自らがフォートラン言語でプログラム化して、本体プログラムと繋ぐ(サブルーチン化)する機能を持っている。その繋ぐ基本プログラムをユーザサブルーチンと言う。

14	平衡、平衡計算	二つ以上の物質の間で、温度・濃度・圧力などのエネルギー状態に不均衡があるとき、これらのエネルギー量は自然下では釣り合った状態(平衡状態)になる。そのメカニズムは熱力学により解明され、定式化されている。この式に基づき、計算によりそれらの変化と最終的な状態を求めること。
15	0.2%耐力	引張り試験において、明確に降伏点が生じない金属では、0.2%塑性ひずみを生ずる応力を降伏応力とみなし、0.2%耐力と表現する。
16	コインング	本来は、貨幣のコインの裏表を二枚の型彫りされた工具で押して装飾模様を浮き立たせる方法である。今回は、精度が必要な箇所に工具にて加圧することを意味する。
17	相界面	ここでは、母相がオーステナイトからフェライトに変態する時のオーステナイトとフェライト相の境界を言う。
18	S40VC	機械構造用炭素鋼のなかで、炭素が0.4%含まれ、製造時に残るSi,Mn,P、Sと意図的に添加して強度を増すためのV(バナジウム)が0.1~0.2%程度含まれる。
19	TEM観察	透過型電子顕微鏡(Transmission Electron Microscope)による観察。種々ある電子顕微鏡の内の1種で、試料を厚さ数100nm以下に薄片化する必要があるが、分解能が0.2nm程度と非常に高い。
20	サーボ油圧プレス	アキュムレータに力を蓄える点は通常の油圧プレス機と同じだが、このアキュムレータからの油圧を、絞り弁を介さず、サーボモータにより斜板式の油圧モータを回すのに使う点異なる。この方式により位置決め精度が高まる。
21	ハブ	自動車のホイールと車体を繋ぐ部品をハブと言う。かつて、トラックのハブの強度不足でタイヤが外れ、死亡事故が発生した。
22	超析出	従来活用されている析出現象に比べ、微細な析出物の体積率が大きくなる析出現象を示す。大きな析出強化量が得られる。
23	相界面析出	オーステナイトからフェライトに変態する過程で、相界面において析出物が形成される現象のこと。ここではオーステナイト中に溶けたVを、フェライト中に多量にVC(Vanadium Carbide, バナジウムの炭化物)として析出させることができるため、大きな析出強化が期待できる。
24	VC相界面超析出	従来相界面析出により微細なVCを多量に分散(超析出)させる析出現象のこと。
25	プロセスウインドウ	目標の組織や特性が得られる、製造条件の範囲。
26	耐力比	引張試験での「0.2%耐力/引張強さ」。
27	Orowan機構	分散粒子の周りを転位が湾曲しながら移動する強化機構。
28	クランク(シャフト)	エンジンの構成部品の一つで、ピストンの往復運動を回転力に変えるための軸。
29	コンロッド(コネクティングロッド)	クランクシャフトとの連動により、ピストンの往復直線運動を回転運動へ変換する部品。

<内部起点疲労破壊SG>委託

No.	用語	意味・説明
1	内部起点疲労	金属材料中の介在物あるいは結晶面および界面の割れが、繰返し荷重のもとで構造体(試験片)内部で生じ、疲労破壊に至る主き裂の起点を与える現象。通常は疲労破壊の起点が表面に生じる。
2	転動疲労	主に軸受や圧延ロールに対し、疲労の観点からはく離損傷を説明するために用いられる。特徴は、表面近傍で、き裂が、接触部に発生する高面圧に起因する応力によって進展することである。このき裂がはく離を引き起こしたときが寿命となる。
3	非破壊UT(非破壊超音波探傷)	超音波探傷は材料の内部欠陥、表面欠陥を非破壊で検出する方法。材料表面より超音波を入射し、材料表面あるいは材料内部の欠陥部で反射する超音波を検出し、その強度などで欠陥を判断する。鉄鋼材料の場合、圧延材や鍛造品の内部品質検査に用いられる。超音波が低周波ほど感度は下がるが、材料中での減衰が抑制されるので広範囲な検査が可能である一方、高周波ほど感度は向上するが、減衰しやすくなるので検査範囲が限定される特徴を持つ。
4	スラスト試験	転動疲労寿命を評価する代表的な材料試験法。転動体(ボール)の回転軸に平行なスラスト荷重下で試験を行う方式なのでスラスト試験もしくはスラスト寿命と称される。
5	変形勾配	外力が与えられた物体に生じる変位の勾配。
6	WEA(White Etching Area, butterfly wing)	WEAは転動疲労に伴って起動直下に生じる組織変化。光学顕微鏡の腐食組織観察において白色を呈するのでこのように称される。研究者によって、白色組織変化、白層、白色層と称される場合もある。なお、介在物起点の白色を呈する組織変化を形状的特徴からbutterflyと称し、介在物の両サイドの羽部にあたる白色部を指してbutterfly wingと呼ぶ。
7	{111}変形集合組織	変形に伴い個々の結晶粒が回転して、{111}面に揃う傾向を示す。
8	パリス則	疲労き裂の進展速度と応力拡大係数幅 $\Delta K$ の関係。材料によって一意に決まる。
9	$\Delta K_I$	引張り応力を受けたき裂がモードIで進展する時の応力拡大係数幅。
10	$\Delta K_{II}$	面内せん断応力を受けたき裂がモードIIで進展する時の応力拡大係数幅。
11	$\Delta K_{IIth}$	面内せん断応力で進展するときのき裂進展下限界値。この値を超えないと、き裂が進展しない。
12	$\Delta K_{IIc}$	面内せん断応力で進展するき裂が不安定破壊を引き起こす臨界値の応力拡大係数幅。
13	モードIき裂	引張り応力が負荷されるとその直交方向に進展するき裂。
14	モードIIき裂	面内せん断応力で進展するき裂。
15	EBSD法(電子線後方散乱回折法)	入射電子線が非弾性散乱を起こして球面波を形成し、Bragg回折を経て脱出した反射電子線をスクリーンに投影して得られる菊池線からなるEBSDバンドを画像解析し、バンド間の角度から結晶方位を解析する方法。走査電子顕微鏡を用い、バルク試料表面近傍の情報を得る。
16	FIB-SEM	表面観察装置である走査電子顕微鏡(SEM)と微小領域加工装置である収束イオンビーム(FIB)とを同一筐体に合体し、2つの機能を連続制御できる。

17	磁場顕微鏡	プローブ顕微鏡の一種で、磁場データを取得するセンサーでプローブを構成し、これで観察対象をスキャンして画像を得る顕微鏡。
18	磁場顕微法	プローブ顕微鏡法の一種で、磁場分布を観察する方法。
19	ひずみ勾配	変形勾配によって形成される残留ひずみの勾配。
20	フラットバイト	バイトとは切削加工に用いる刃物のことであり、その中でも刃先形状が直線状のものをフラットバイトと呼ぶ。
21	Arイオン研磨	Arイオンを斜め照射して、試料表面を研磨する方法。
22	クロスセクションングポリッシャー	日本電子(株)が販売するバルク試料表面のArイオン研磨装置。
23	TSL-OIM <sup>TL</sup>	EBSD法を用いる結晶方位測定・解析システムの一つ。
24	菊池バンド	入射電子線が非弾性散乱を起こして球面波を形成し、Bragg回折を経てスクリーンに投影して得られる明線と暗線のペアからなり、結晶方位(格子面)に対応する。
25	菊池線強度	菊池線の画像コントラスト。
26	輝度値IQ (Image Quality)	EBSD法において、得られるEBSDパターンの強度を示す指標値。
27	GOS(Grain Orientation Spread)	EBSD法を用いて、結晶方位差を示すパラメータの一つ(P.Ⅲ-2-②-51に定義記載)。
28	GAM(Grain Average Misorientation)	EBSD法を用いて、結晶方位差を示すパラメータの一つ(P.Ⅲ-2-②-51に定義記載)。
29	KAM(Kernel Average Misorientation)	EBSD法を用いて、結晶方位差を示すパラメータの一つ(P.Ⅲ-2-②-51に定義記載)。
30	微小部X線残留応力測定	X線の照射領域を限定し、表面近傍の面内残留応力をX線回折法を用いて測定、解析する。
31	IQ値	輝度値IQと同じ。
32	CI値(結晶方位決定確度)	EBSD法において種々のバンド間の角度から結晶方位を統計的に解析するに当たって、TSL-OIM <sup>TL</sup> で採用する方位決定確度のパラメータ。
33	IPFマップ	逆極点図を方位分割し、同一分割方位を有する結晶方位によって描かれた結晶組織図。
34	ND	直交座標系における面法線方向軸(Normal direction)。
35	RD	直交座標系における面内圧延方向軸(Rolling direction)。
36	TD	直交座標系における面内圧延垂直方向軸(Transverse direction)。
37	連続再結晶	強加工変形によりその場で生じる回復・再結晶。
38	シリアルセクションング法	一定の間隔で試料の二次元断面画像を複数枚取得し、それらの画像をコンピュータ上で積み重ねて三次元モデルを再構築する手法。
39	楕円振動切削装置	バイト(切削加工用の刃物)の先端を、楕円状の軌跡で1秒間に数十万回の振動させるための装置。バイト先端を楕円振動させながら切削加工をすることを楕円振動切削法とよび、鉄系材料をダイヤモンドバイトで切削することを可能とした手法である。
40	蛍光顕微鏡	特定の波長を持つ光(蛍光)のみを選択的に取得する顕微鏡。観察試料中の蛍光物質が発する特定の波長の光のみを選択的に観察することにより、蛍光物質の局在・分布を調査したり、バックグラウンドの光を除去してコントラストの高い画像を得ることが可能である。

41	V-CAT	理化学研究所のVCADシステム研究プロジェクトで開発されているソフトウェアの一つであり、複数の二次元断面画像から、画像処理によって、特定部位または全体の三次元モデルを作成することができる。得られた三次元モデルデータは、他のシミュレーションプログラムと容易に連携が可能となるように設計されている。
42	HRC	HRはロックウェル硬さの記号表記。ロックウェル硬さは、材料の硬さの程度を表す指標のひとつであり、圧子を試料の表面に押し付けたときに生じる窪みの深さを基に、試料の硬さを算出する。圧子の形状や押し付け力の組み合わせの違いをスケールと呼んで区別しており、Cスケールを用いたものはHRCと呼ばれる。
43	Rバイト	バイトとは切削加工に用いる刃物のことであり、中でも刃先形状が円弧状のものをRバイトと呼ぶ。刃先形状が半径1mmの円の円弧の場合、R1mmとあらわされる。
44	非干渉型3chガウスメーター	磁場の全方位を同時に測定可能な測定装置。
45	3次元磁場顕微鏡(3D SHPM)	3次元空間の磁場を全方位測定可能な顕微鏡。
46	X線法	X線が起こす回折現象を利用して、材料表面の物性や構造を観察する方法。
47	ホール素子	磁気を電気信号に変換する素子。主に半導体で構成される。
48	ホールプローブ	ホール素子を有するプローブ。磁器を測定するために用いられる。
49	初期応力拡大係数幅 $\Delta K_{N=0}$	疲労初期にき裂に作用する応力拡大係数幅。
50	Normalized magnetic flux density( $B_n$ )	標準化された磁束密度。環境の影響をキャンセルするために標準測定位置での磁場と比較した値。
51	X線応力測定	応力が負荷されると材料の結晶格子がひずみ、X線の回折現象に影響を及ぼす。このひずみと回折現象の関係によって、材料表面近傍の応力を測定する方法。
52	マルチスケール分析	mm単位からnm単位までのスケール(分解能)で複数の分析手法を用いて階層的に分析する。
53	ハイスループット観察	短時間に大量の試料を観察すること。
54	き裂下限挙動	ある一定の応力拡大係数幅を下回るとき裂の進展が止まる。この応力拡大係数幅におけるき裂の挙動。

<内部起点疲労破壊SG>助成

No.	用語	意味・説明
1	転動疲労	主に軸受や圧延ロールに対し、疲労の観点からはく離損傷を説明するために用いられる。特徴は、表面近傍で、き裂が、接触部に発生する高面圧に起因する応力によって進展することである。このき裂がはく離を引き起こしたときが寿命となる。
2	内部起点疲労	金属材料中の介在物あるいは結晶面および界面の割れが、繰り返し荷重のもとで構造体(試験片)内部で生じ、疲労破壊に至る主き裂の起点を与える現象。通常は疲労破壊の起点が表面に生じる。
3	10%破損寿命 $L_{10}$	軸受では、慣例として全個数の10%が破損する寿命値を代表的な寿命値として扱っている。その10%破損寿命の略号が $L_{10}$ である。
4	深溝玉軸受	溝付きの環状型内外輪と玉から構成され、主にラジアル荷重を想定した玉軸受。軸受の最も基本的な型式である。
5	動等価荷重(ラジアル荷重)	ある型番の軸受において $10^6$ サイクルの寿命が保証されている荷重。型式によりカタログ値として定められた値であり、材料の良し悪しは現さない。なお本報告では深溝玉軸受がラジアル荷重のみを受けた場合の寿命計算を例示しているのので()付きでラジアル荷重として併記した。
6	$\Delta K_{II}$ スレッシュホールド	疲労におけるき裂伝ばの下限界を現す応力拡大係数幅の値。本文では初回以降 $\Delta K_{II}$ と略している。
7	探傷ゲート設定分解能	探傷ゲートとは、超音波探傷において、内部欠陥で反射した超音波(エコーとも呼ぶ)を非欠陥部と区別して抽出する範囲のことであり、このゲート内に現れた反射波の強さで欠陥かどうか判断する。探傷ゲートを反射波のある範囲に設定する際、その設定値を変動させられる最小単位を設定分解能と呼ぶ。
8	精密超音波探傷	超音波探傷は、用いる周波数によって欠陥検出感度が異なる。また、スキャンする送り(測定ピッチ)によって、その精度が左右される。精密超音波探傷とは、高周波の超音波を用い、測定ピッチを小さくして、感度、精度の高い探傷のこと。
9	ヘルツ面圧	2物体の接触問題を扱う際、その両者間に付与された荷重により弾性変形を生じることで、その2物体はある接触面積をもつ。この接触面積内において面圧は一定ではなく、この内、最大の面圧のことを指す。
10	エコーサイズ	超音波探傷において、内部欠陥で反射した超音波をエコーとも呼び、そのエコーを検出した範囲を平面画像化した時に計測される大きさ、範囲。
11	パリズ則	疲労き裂の進展速度と応力拡大係数幅 $\Delta K$ の関係。材料によって一意に決まる。
12	モードII型	変形や破壊において、面内せん断型をモードIIと称する。転動疲労におけるき裂伝ばはモードII型であることが既に知られている。
13	応力拡大係数幅 $\Delta K_{II}$	面内せん断応力を受けたき裂がモードIIで進展する時の応力拡大係数幅。
14	スラスト寿命試験	転動疲労寿命を評価する代表的な材料試験法。転動体(ボール)の回転軸に平行なスラスト荷重下で試験を行う方式なのでスラスト試験もしくはスラスト寿命と称される。
15	最大接触応力	ヘルツの弾性接触理論から計算される転動体と軌道との接触による最大の応力。

16	VIM	真空誘導溶解の略号。少量で高品質な試作に適するので、鉄鋼材料の研究用試作には多用されている。
17	最大接触面圧	ヘルツの弾性接触理論から計算される転動体と軌道との接触による最大の応力。最大接触応力と同じ。
18	FIB-SEM	表面観察装置である走査電子顕微鏡(SEM)と微小領域加工装置である収束イオンビーム(FIB)とを同一筐体に合体し、2つの機能を連続制御できる。
19	FIB(focused ion beam)	ガリウムイオンを電界で加速して細く絞った収束イオンビーム。SEM観察用の断面作製やTEM観察用の薄膜作製等の微細加工に用いられる。
20	セクショニング	3次元像構築のために断面分割すること。
21	モード I 変形	3つの変形・破壊モードのうちの1つでモード I は開口型。他の2つは、モード II (面内せん断型)とモード III (面外せん断型)。



## I. 事業の位置付け・必要性について

### 1. NEDO の関与の必要性・制度への適合性

#### 1. 1 NEDO が関与することの意義

建設・産業用機械や自動車等の輸送機器、建築物や橋梁などの社会インフラを支える構造物に欠かすことの出来ない鉄鋼材料には、「安全・安心な低炭素社会の実現」や「高効率・省エネルギー化の追求」といった社会的要請への対応から、エネルギー・インフラ分野における鋼構造物等の極低温、高温、高圧など極限環境への対応、自動車等の輸送機器・産業機械分野におけるさらなる軽量化への対応などが求められている。

独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（以下、NEDO という。）では平成 17 年 8 月～平成 18 年 2 月に調査委員会活動として、国内鉄鋼需要業界 85 社を対象に鉄鋼の基礎研究の必要分野についてアンケート調査を実施した。その結果、解決すべき課題として「a. 高強度鋼板の加工技術」、「b. 応力腐食割れ防止技術」、「c. 高強度鉄鋼構造物の溶接技術」、「d. 高耐熱鋼材の開発」、「e. 鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術」の 5 分野が抽出された。このうち、「a. 高強度鋼板の加工技術」については自動車業界を中心に、また「b. 応力腐食割れ防止技術」については、化学プラントユーザーを中心に精力的な研究開発が実施されていることから、本事業では、「c. 高強度鉄鋼構造物の溶接技術」、「d. 高耐熱鋼材の開発」、「e. 鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術」への取り組みが必要と判断した。また同調査では「f. 複相組織鋼の組織・材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術」、「g. 実環境下（高温・高圧など）における破壊・損傷素過程の計測技術」なども推進すべき共通的基礎基盤技術として抽出され、前記 c～e の課題に加えて、これら共通的基礎基盤技術の高度化、高精度化への取り組みも必要と結論付けられた。

調査で抽出された課題のうち、「c. 高強度鉄鋼構造物の溶接技術」、「e. 鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術」の技術課題を解決するには、革新的な溶接技術、鍛造技術及びそれに最適な組織制御技術が必要であり、具体的には、鋼構造体・鍛造部材の破壊損傷機構解明、溶接技術の経済的・革新的改善、組織制御による鍛造部材特性の最適傾斜機能化等の要素・基礎研究を着実に実行することが必要である。また、本技術課題を解決することによりもたらされる鉄鋼材料の高強度・高機能化は、鋼構造物の軽量化や安全性の向上、傾斜鍛造部材の小型・軽量化による自動車燃費向上につながり、安全・安心な低炭素社会の実現に貢献できるなど、我が国社会全体に与える波及効果は大きい。

また 2050 年に世界の温室効果ガス半減という長期目標達成のためには、2020 年までに CO<sub>2</sub> 排出量を減少に転じさせなければならない。そのため、世界全体の CO<sub>2</sub> 排出量の約 3 割を占める石炭火力発電に対し、熱発電効率を向上させた先進的超々臨界圧（A-USC）発電技術を導入することが期待されている。A-USC 技術の開発を着実に推進するためには、

前記調査で抽出された技術課題である「d. 高耐熱鋼材の開発」を推進し、高温・高圧の極限環境に対応した鉄鋼部材や関連する周辺技術の確立が不可欠である。

このように抽出された解決すべき課題や推進すべき共通的基礎基盤技術は社会的必要性が高い技術であるものの、実用化までには長期間が必要であり、既存技術の延長だけでは対処が困難である。またこれら技術課題の解決には領域を超えた基礎研究成果と知識の集約が必要であり、容易に解決することが難しい。他方で近年、科学技術の発展によってナノスケールでの結晶組織制御、工業分野に応用しやすいレーザなど電子工学分野における各種の革新的技術、計算機科学の進歩による高度なシミュレーション技術など、異分野の新科学・技術との融合による新たな材料技術革新の可能性も高まっている。このような背景のもと、本事業では国内の最先端技術を有する鉄鋼メーカー、プラントメーカー、大学及び独法等の研究機関の連携によって、前記難課題の解決に取り組むこととした。

以上、「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」は社会的必要性が大きく、国家的課題であり、日本鉄鋼業界の国際競争力の更なる強化にも貢献できる一方、研究開発の難易度が高く、最先端技術を有する企業や研究機関の連携を必要とすること、かつ投資規模が大きく、開発リスクも高いなどの側面もあることから、NEDO が有するこれまでの知識・実績を活かして推進すべき事業と判断される。

## 1. 2 実施の効果（費用対効果）

### 1. 2. 1 高級鋼材の革新的溶接技術接合技術の開発

#### a) 予熱後熱フリー溶接技術による省エネ効果

通常、厚板鋼材の溶接には溶接部を 150℃程度に 2 時間程度の予熱、さらには後熱する作業が必要となる。2 時間の加熱操作の間に熱は母材全体に拡散するため、溶接部のみの加熱ではなく母材全体の加熱になる。

母材の 10℃→150℃への正味の加熱エネルギー：

$$(150-10)[K] \times 440[J/kg \cdot K] \text{ (鉄の比熱)} = 61.6MJ/t$$

<想定>

加熱時の熱放散及び、開放条件下のガス炎加熱の効率を考慮して上記数値の 10 倍を想定すると、鋼材 1 トン当たり原油換算で 616MJ/t=16.1L/t のエネルギーを消費することとなる。

本技術開発により、予熱・後熱を必要としない溶接技術が建築・土木・造船、プラント・資源・エネルギー・インフラ分野の構造体施工に拡大すると想定する。鋼材内需、約 6 百万 t の内、上記分野で活用されている鋼材量は 4 百万 t 程度。2030 年時点で想定される普及率を 25%とした。

<省エネ試算>

2030年における省エネ効果量

$$16.1 \text{ L/t} \times 4 \text{ 百万t/年} \times 0.25 = \underline{1.6 \text{ 万kL/年 (原油削減量)}} \dots\dots (イ)$$

→CO<sub>2</sub> 排出削減効果 4.2 万 t-CO<sub>2</sub>/年

原油の CO<sub>2</sub> 換算係数=2.62t-CO<sub>2</sub>/kL

b) 船舶の軽量化による省エネ効果

高強度厚板の溶接技術確立により、船舶の構造部材を軽量化できる。船舶の総重量に占める構造材の割合は 35%、その他 65%、従来 50 キロ鋼から 100 キロ鋼（比強度 2 倍）に置換し、比強度通りに軽量化できない不確定要因の係数を 0.8 と想定して計算すると、13.2%の船舶の軽量化が可能となる。

<想定>

- 構造材における軽量化：35%→21.8%（=35÷2÷0.8）

- 重量軽減率：100%－（65＋21.8）%＝13.2%

- 省エネ率：重量軽減率を 13.2%と想定。

- 2020年での船舶の原油消費量＝430 万 kL／

2030年での船舶の原油消費量＝410 万 kL

ここでは、各年における運輸部門最終エネルギー消費量（努力継続ケース）に占める、国内海運消費量を 5%に設定

$$(2020 \text{ 年時点}) \quad 8600 \text{ 万 kL} \times 0.05 = 430 \text{ 万 kL}$$

$$(2030 \text{ 年時点}) \quad 8200 \text{ 万 kL} \times 0.05 = 410 \text{ 万 kL}$$

- 適用率：適用可能であろう対象量の割合（船の種類※）＝80%

（※対象をバラ積み船、タンカー、コンテナ船を想定）

- 2020年時点での普及率 10%、2030年時点での普及率 43%

<省エネ試算>

2020年における省エネ効果

$$430 \text{ 万 kL} \times 0.132 \times 0.8 \times 0.10 = 4.5 \text{ 万 kL/年 (原油削減量)}$$

2030年における省エネ効果

$$410 \text{ 万 kL} \times 0.132 \times 0.8 \times 0.43 = \underline{18.6 \text{ 万 kL/年 (原油削減量)}} \dots\dots (ロ)$$

→CO<sub>2</sub> 排出削減 53.6 万 t-CO<sub>2</sub>/年

\* A,B,C 重油平均の CO<sub>2</sub> 換算係数＝2.88 t-CO<sub>2</sub>/kL

c) 耐熱鋼開発による火力発電所関連の省エネ効果

高温・高圧に対応した高機能な耐熱鋼材が開発されると、より高効率な火力発電設備が整備され、省エネ効果が期待される。

1959年以降稼働している従来石炭火力（亜臨界圧プラント：効率 36%）、超臨界圧プラ

ント（SC、効率 38%）を対象に老朽化に伴う更新が行われ、今後更新を迎えるものについては、現在別プロジェクトで遂行する先進超々臨界圧火力発電プラント（A-USC、効率 46%）の開発を待って順次導入していくものと想定した。

なお、当該 A-USC 開発においては、ボイラーや配管類において本研究開発の成果のもとで設計される耐熱鋼を適用することが必要不可欠であるが、同耐熱鋼の適用による効果の算出は困難である。あくまで内数とし、プロジェクトの予算の比率をもって効果に対する寄与率の想定値を置いた。

以上より、2030 年度までに更新対象となる火力発電所からの CO<sub>2</sub> 排出量と A-USC を導入した場合の CO<sub>2</sub> 排出量との差分に寄与率を乗ずることにより、本研究開発による効果を算出する。

#### <想定>

- 2030 年までに更新が想定される石炭火力発電総出力：853 万 kW  
（内訳：亜臨界圧 13 万 kW、超臨界圧 840 万 kW）
- プラント利用率：80%
- 更新される亜臨界圧プラント（設備容量 20 万 kW）における送電端効率向上（36%→46%）による省エネ量：  

$$\{(24\text{h} \times 365 \text{ 日} \times 20 \text{ 万 kW} \times 0.8 \times (100/36) \times 3600\text{kJ/kWh}) - (24\text{h} \times 365 \text{ 日} \times 20 \text{ 万 kW} \times 0.8 \times (100/46) \times 3600\text{kJ/kWh})\} / 20 \text{ 万} = 15,235 \text{ MJ/年} \cdot \text{kW}$$
- 更新される超臨界圧プラント（設備容量 50 万 kW）における送電端効率向上（38%→46%）による省エネ量：  

$$\{(24\text{h} \times 365 \text{ 日} \times 50 \text{ 万 kW} \times 0.8 \times (100/38) \times 3600\text{kJ/kWh}) - (24\text{h} \times 365 \text{ 日} \times 50 \text{ 万 kW} \times 0.8 \times (100/46) \times 3600\text{kJ/kWh})\} / 50 \text{ 万} = 11,546 \text{ MJ/年} \cdot \text{kW}$$
- A-USC 開発における鉄鋼材料開発の寄与率：約 9%（= a / (a+b)）
  - a：本研究開発のうち耐熱鋼開発に係る総事業費：約 9.9 億円  
（平成 19 年～平成 23 年）
  - b：A-USC 開発全体に係る総事業費（予定込）：約 101.7 億円  
（平成 20 年～平成 28 年）
- 2030 年までに更新が想定される石炭火力発電総出力：853 万 kW

#### <省エネ試算>

2030 年における省エネ効果量

$$(15,235 \times 13 \text{ 万 kW}) / 38.2 + (11,546 \times 840 \text{ 万 kW}) / 38.2$$

$$= 259.1 \text{ 万 kL/年 (原油削減量)}$$

さらに寄与率を考慮した場合：23 万 kL/年 (原油削減量)・・・(ハ)

→CO<sub>2</sub> 排出削減 79 万 t-CO<sub>2</sub>/年

※発電エネルギーの原油換算係数 = 38.2GJ/kL

※原料炭の CO<sub>2</sub> 換算係数 = 0.090 t-CO<sub>2</sub>/GJ

## 1. 2. 2 先端的制御鍛造技術および理想的強度分布設計手法の開発

自動車用部品の先端的鍛造技術の開発により、コンロッドやハブ等の軽量化及びそれに伴う周辺部品の軽量化が期待される。

自動車1台(1t車)あたりの軽量化=14.4kg/台(対象鍛造部材軽量化の積上げ)

1トンクラスの自動車において1kg軽量化により0.016Km/L/kgの燃費向上が見込まれる。1トンクラスの自動車で14.4kg軽量化できるので $0.016\text{Km/L/kg} \times 14.4\text{kg} = 0.23\text{Km/L}$ の燃費改善が見込める。これにより平均燃費15.1km/Lから15.33Km/Lに改善されるので燃費効率は1.52%向上し、ハイブリッド車では平均燃費27.1km/Lから27.33km/Lに改善されるので燃費効率は0.85%向上すると見積もられる。

### <想定>

2020年における日本の乗用車保有台数に占める、2016年～2020年に製造された乗用車(ガソリン車及びハイブリッド車等)の数をそれぞれ、1200万台、400万台とし、2030年まで2020年時点の導入台数、平均年間走行距離の条件がそのまま推移すると想定。また、1台あたりの平均年間走行距離を9200km/年としてガソリン使用量を計算。

#### ・ガソリン使用量

ガソリン車	1200万台	$\times 9200\text{km/年} \div 15.1\text{km/L}$	=731.1万kL/年
ハイブリッド車	400万台	$\times 9200\text{km/年} \div 27.1\text{km/L}$	=135.8万kL/年

### <省エネ試算>

#### ・ガソリン削減量：12.3万kL/年

ガソリン車	731.1万kL/年	$\times 0.0152$	=11.1万kL/年
ハイブリッド車	135.8万kL/年	$\times 0.0085$	=1.2万kL/年

2030年における省エネ効果量

$$\begin{aligned} &12.3\text{万kL/年} \times \text{ガソリン } 34.6[\text{MJ/L}] / \text{原油 } 38.2[\text{MJ/L}] \\ &= \underline{11.1\text{万kL/年(原油削減量)}} \cdots \text{(二)} \rightarrow \\ &\text{CO}_2\text{排出削減効果 } 29.1\text{万t-CO}_2/\text{年} \\ &\text{※ガソリンの単位発熱量} = 34.6\text{MJ/L} \\ &\text{※原油のCO}_2\text{換算係数} = 2.62\text{t-CO}_2/\text{kL} \end{aligned}$$

### 【2030年省エネ効果量】

原油削減量は上記(イ)、(ロ)、(ハ)、(二)を合計して、54.3万KL/年  
→CO<sub>2</sub>排出削減効果 166万t-CO<sub>2</sub>/年

また、原油削減によるコスト削減効果は、およそ272億円/年と見積もられる。

※原油取引価格100\$/バレル(625\$/kL)、為替レート80円/\$

なお、各種燃料の燃焼に伴う二酸化炭素の排出係数は環境省の算定報告書(引用先：<http://www.env.go.jp/earth/ghg-santeikohyo/material/itiran.pdf>)から引用した。

### 1. 2. 3 火力発電建設材料コスト削減

火力発電設備における開発対象材料の使用量は、現在の 1000MW 級発電プラントであれば 1 基あたり約 1000t である。将来予想では 1 段再熱と 2 段再熱の場合に使用が想定されるフェライト鋼、オーステナイト鋼、Ni 基合金の使用量の平均として試算すると下記となる。

A. 現在	；	フェライト鋼	600 トン／基
		オーステナイト鋼	400 トン／基
		Ni 基合金	0 トン／基
B. 開発後	；	新フェライト鋼	500 トン／基
		新オーステナイト鋼	200 トン／基
		新 Ni 基合金	300 トン／基

これに対して、欧米で検討されているように、フェライト、オーステナイト合金を開発せず、全てを欧州型 Ni 基合金で賄うと仮定すると、

C. 欧州型	；	フェライト鋼	0 トン／基
		オーステナイト鋼	0 トン／基
		欧州型 Ni 基合金	1000 トン／基

材料費のみ（製造費除く）から想定されるコストは、それぞれ以下の通りである。

新フェライト鋼	1.2M¥／トン
新オーステナイト鋼	3.6M¥／トン
新 Ni 基合金	7.2M¥／トン
欧州型 Ni 基	7.2M¥／トン

従って、全て Ni 基合金で賄った場合と比較すると、今回の開発により、以下の建設コスト削減が見込まれる。

$$7.2 \times 1000 - (7.2 \times 300 + 3.6 \times 200 + 1.2 \times 500) \\ = 3,720 \text{M¥} / \text{基} \quad (\rightarrow \text{約 } 37 \text{ 億円} / \text{基})$$

### 1. 2. 4 市場創出効果

本事業の研究開発成果を活用し、創出される市場（2020 年 参画企業各社の売り上げベース、成功確率 100%を想定）の規模は、溶接構造用高強度厚板、発電プラント用耐熱鋼、自動車鍛造部品等の鋼材市場で年間約 500 億円、造船、橋梁、LNG タンクなどの社会インフラ分野市場で年間約 1,100 億円であり、年間約 1,600 億円の市場創出効果が見込まれる。

## 2. 事業の背景・目的・位置づけ

### 2. 1 事業の背景

世界の鉄鋼需要は中国を始めとする新興国の需要増大を背景に拡大する傾向にある。プロジェクト発足当時は、世界的な業界再編によって誕生した巨大鉄鋼メーカーや中国、韓国等の鉄鋼メーカーが旺盛な需要を背景に存在感を高めていた時期であり、粗鋼生産量の側面からみた日本鉄鋼業界の存在感は低下しつつあった。そのような中、国内鉄鋼メーカーの多くは高い技術力を背景に高付加価値製品である高級鋼※（※高級鋼とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼等の総称）の開発や増産に注力し、エネルギー・インフラ分野や自動車等輸送機器向けの高級鋼分野で高い国際競争力を維持、発展させる戦略を強化していた。そのような中、市場となる高級鋼分野では、鉄鋼材料のさらなる高強度化・高機能化による高温、高圧など極限環境への対応やさらなる軽量化が求められており、鉄鋼材料やその周辺技術に求められる要求水準は年々高度化していた。

このような背景のもと、NEDO は国内鉄鋼需要業界 85 社を対象に調査を行い、取り組むべき課題として「c. 高強度鉄鋼構造物の溶接技術」、「d. 高耐熱鋼材の開発」、「e. 鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術」の開発、推進すべき共通の基礎基盤技術として、「f. 複相組織鋼の組織・材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術」、「g. 実環境下（高温・高圧など）における破壊・損傷素過程の計測技術」を抽出し、最先端技術を有する鉄鋼メーカー、プラントメーカー、大学及び独法等の研究機関の連携によって、これら難課題の解決に取り組むこととした。

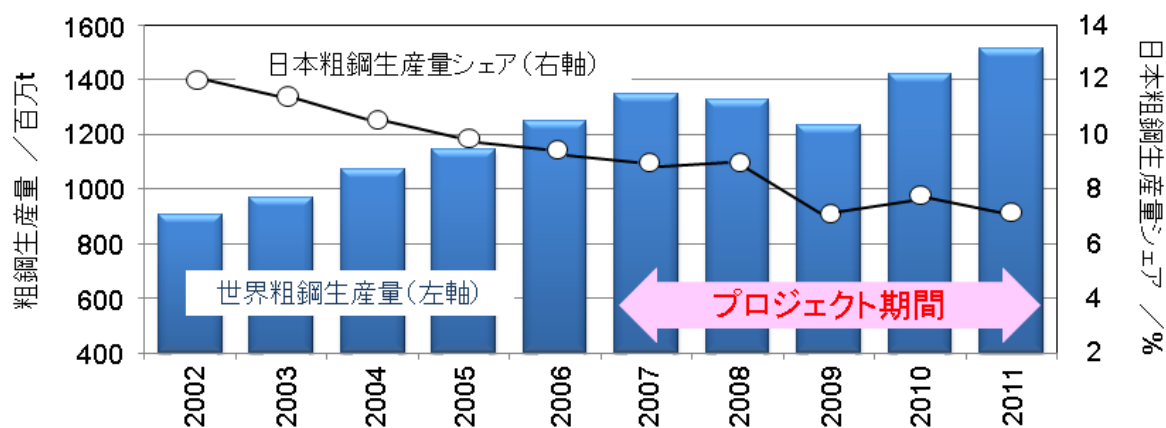


図 I -2-1. 世界粗鋼生産量と日本粗鋼生産量シェアの推移

(出典) worldsteel 銑鉄・粗鋼年間生産量・時系列表 (日本鉄鋼連盟 HP) をもとに作成

## 2. 2 事業の目的及び意義

NEDO は産学の科学的知見を結集して鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤を構築し、これを産業技術へ繋げていくと共に、社会の共通基盤として情報の整備、提供を通じて、行政、産業界、地域住民等の間で科学的知見に基づいた正確かつ適切な認識の醸成を図る事業方針に基づき、本プロジェクトを実施した。本プロジェクトは、運輸分野の自動車軽量化、産業分野の鋼構造体の高性能化と長寿命化、転換分野の先進的超々臨界圧火力発電の実現等による省エネルギー化および部材の高信頼性を実現し、安全・安心な低炭素社会の構築を目指すものである。

具体的には、前項までに記述した課題を克服するための前提となる、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤技術の高度化をめざし、(1)高級鋼厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工技術及び金属組織制御技術を基本とする溶接材料技術、(2)部材の軽量化を図るために強度、加工性等の最適傾斜機能を付与する機械部品鍛造技術の開発を行い、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化、自動車等のさらなる軽量化を可能とする。これにより、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図ることを目的とする。

## 2. 3 事業の位置付け

本プロジェクトの技術戦略マップ上の位置付けとしては、超長期エネルギー技術ビジョンにおいて、運輸分野の自動車軽量化、産業分野の素材・部材の高性能化、転換分野の超々臨界圧火力発電に該当する。また、部材分野としての研究開発項目は、安全・安心分野の建築材料、環境・エネルギー分野等の自動車用部材、プラント用部材他に該当する。

本プロジェクトは、更なる省エネルギー技術の開発・導入を進め、我が国におけるエネルギーの安定供給の確保を図ることを目的とした「エネルギーイノベーションプログラム（図 I-2-2）」や多様な連携（川上・川下産業の垂直連携、材料創製・加工の水平連携）による研究開発の推進により、当該市場のニーズに応える機能を実現する上で不可欠な高品質・高性能の部品・部材をタイムリーに提供または提案することができる部材の基盤技術を確立することを目的とした「ナノテク・部材イノベーションプログラム（図 I-2-3）」の一環として位置づけられている。さらに本プロジェクトの研究開発課題は、表 I-2-1 に示す政策課題にも対応しており、国の政策の位置づけとしても重要度の高い分野として認識されている。

経済産業省 製鉄企画室によってまとめられた鉄鋼技術戦略マップ（平成 17 年度）を図 I-2-4 に示す。横軸を生産技術・製品技術・ユーザー領域のカテゴリに、縦軸を鉄鋼製造技術上のカテゴリに分類して技術開発課題が整理されている。当時、国の政策としても鉄鋼材料の技術開発課題として、より川下のユーザー領域に関連した高品質で高機能化された製品を開発することが戦略的に重要であると認識されていた。具体的な技術開発課題として、「加工組織変化予測と材質制御技術」、「次世代超々臨界圧火力発電用蒸気配管材



料」、「溶接技術、長寿命化（防食・耐疲労特性等）技術、余寿命予測技術」、「革新的構造材料・システム技術（耐震性等）」が抽出されており、先導調査によって抽出された技術課題の多くと一致する。

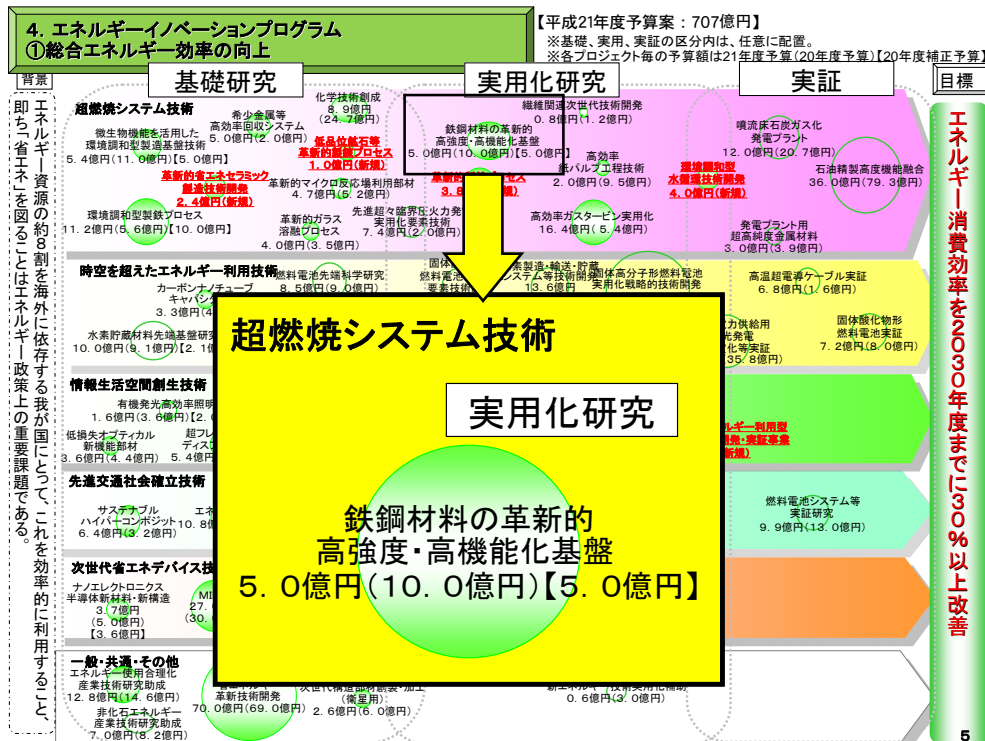


図 I-2-2. エネルギーイノベーションプログラムでの位置付け

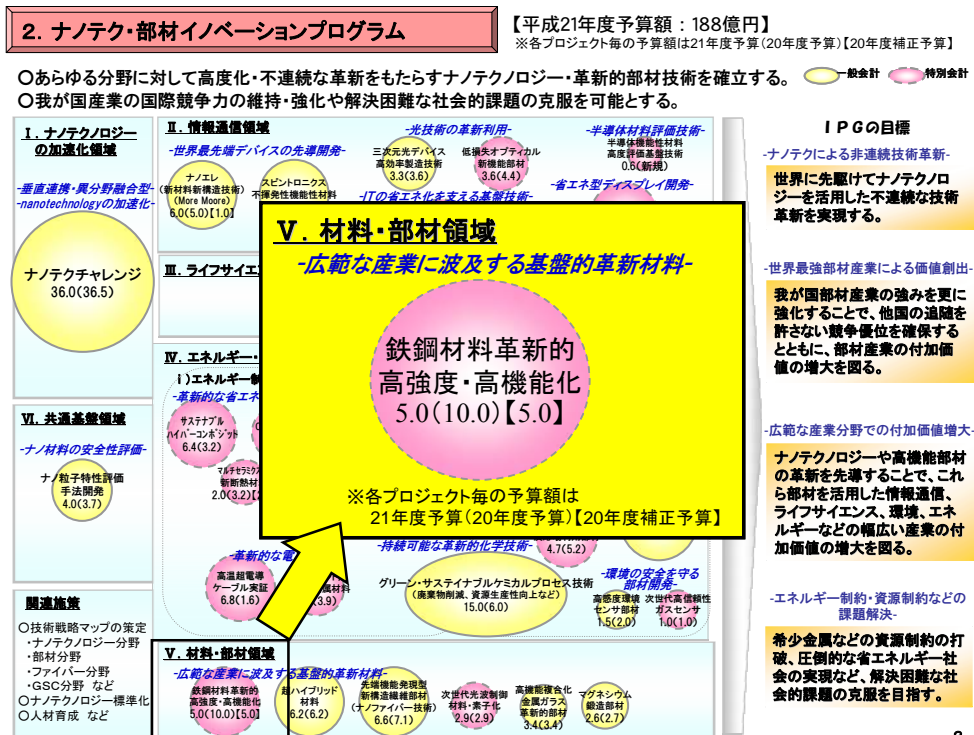


図 I-2-3. ナノテク・部材イノベーションプログラムでの位置付け

表 I -2-1. PJ の研究課題に関連する政策

◇第3期科学技術基本計画(平成18年3月、閣議決定)

「ナノテクノロジー・材料分野」は、重点推進分野に指定、優先的に資源配分

◇イノベーション25(平成19年6月、閣議決定)

「ナノテクノロジー・材料分野」は、中長期的に取り組むべき課題

◇エネルギーイノベーションプログラム基本計画(平成20年4月、経産省)

①総合エネルギー効率の向上 **超燃焼システム技術**

◇ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画(平成20年4月、経産省)

v. 材料・部材領域 **広範囲な産業領域に波及する基盤的革新材料**、川上・川下連携、すり合わせ力の一層強化

◇Cool Earth－エネルギー革新技術計画(平成20年3月、経産省)

重点的に取り組むべきエネルギー革新技術「21」 ○**高効率石炭火力発電** ○**革新的材料・製造・加工技術**

◇低炭素社会づくり行動計画(平成20年7月29日、閣議決定)

(1) 革新的技術開発のロードマップの着実な実行

『…(略)…、「Cool Earth-エネルギー革新技術計画」に示された、**重点的に取り組むべき21のエネルギー革新技術**』

◇経済財政改革の基本方針2009(平成21年6月23日、閣議決定)

第2章 成長力の強化 1. 成長戦略の推進 (1) 低炭素革命・**環境・エネルギー革新技術等の開発**・実証の集中実施

◇エネルギー基本計画(平成22年6月18日、閣議決定)

2. 化石燃料の高度利用 (1) **火力発電の高度化** 具体的取組 『IGCC・A-USC(先進的超々臨界圧発電)等』

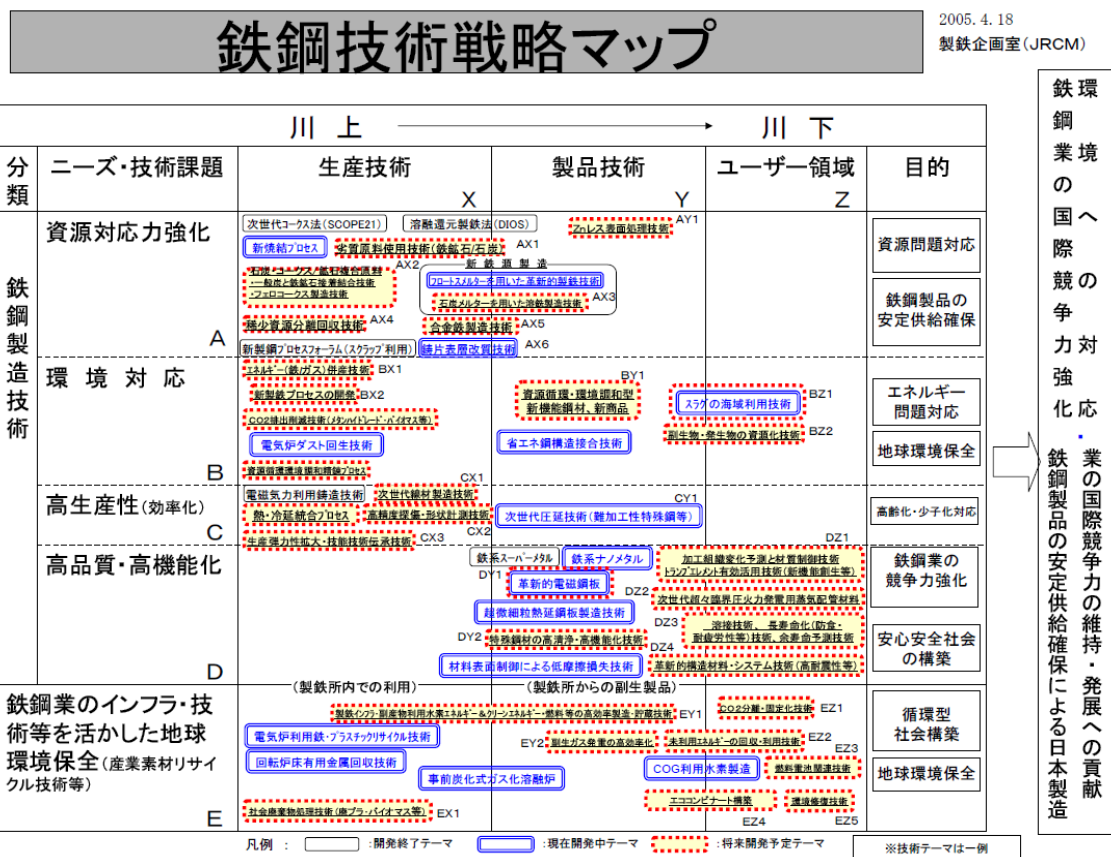


図 I -2-4. 鉄鋼技術戦略マップ (平成 17 年度、経済産業省製鉄企画室)

## Ⅱ. 研究開発マネジメントについて

### 1. 事業の目標

本プロジェクトの具体的な数値目標は以下の通りである。

(中間目標：平成 21 年度末、最終目標：平成 23 年度末)

#### 【共通基盤技術】

##### ① 高級鋼材※の革新的溶接接合技術の基盤開発

(※高級鋼材とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称)

全体の最終目標 [予熱なしで 980MPa 以上の高級鋼 (現状 400MPa) の溶接を可能とする溶接技術と材料技術の基盤を確立する]

研究開発項目に対する個々の目標

##### 1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

中間目標：溶接金属の含有酸素量：50ppm 以下で無欠陥の安定した施工を確保する手法の明示

最終目標：25mm 板厚で溶接パス数半減、スパッタ発生率半減

##### 2) ファイバーレーザ溶接及びレーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

中間目標：板厚 12mm の高強度鋼 2 パス隅肉溶接継手の達成

最終目標：板厚 25mm の高強度鋼多層突合せ継手及び隅肉継手を JIS1 類の品質で形成する欠陥防止技術の開発

##### 3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

中間目標：溶接割れのない高強度溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件明示。継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化

最終目標：強度 980MPa と靱性 (-40℃で 47J 以上) を達成する要件を明示。継手部の残留応力適正制御技術、新溶接プロセス・新溶接金属による大型継手での破壊性能・信頼性評価技術確立

##### 4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

中間目標：溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃級耐熱材料の合金設計指針の提示。溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータを

リンクできるプラットフォームの構築

最終目標：破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の提案

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

中間目標：単一の格子欠陥（空孔、転位、粒界等）を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化。メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。

最終目標：複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥（空孔、転位、粒界等）における水素存在状態の定量化。メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での水素の影響によるき裂の進展モデル構築。単純化した金属組織を持つ 980MPa 高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。

② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

全体の最終目標 [降伏強度 1000MPa 以上（現状 600MPa）を有する傾斜機能部材の鍛造技術の基盤確立]

研究開発項目に対する個々の目標

1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

中間目標：母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

最終目標：降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示

2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

中間目標：組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（一般的な鍛造プロセス使用）

3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

中間目標：初期き裂の 3 次元形態と進展挙動の評価技術確立

最終目標：限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

【実用化技術】

③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

全体の最終目標 [980MPa 以上の高級鋼（現状 400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と材料技術を開発する]

研究開発項目に対する個々の目標

1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価

中間目標：施工安定性・制御性などの実用性評価により実用可能なプロセスを絞り込み、溶接装置を試作

最終目標：自動溶接システムを試作し、実構造を模擬した継手を作成。980MPa 級高強

度鋼にて、純 Ar シールドで溶接品質：非破壊検査 JIS1 類、溶接効率：現行 MIG 溶接同等以上、強度が 980MPa 以上、-40℃での靱性値が 47J 以上

- 2) レーザ溶接、レーザ・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度鋼への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示

中間目標：a.12mm 厚鋼板の JIS1 類品質の 1 パス貫通突合せ溶接

b.HT780、12mm 板厚の予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属（靱性 47J 以上、-40℃）

最終目標：a.母材 HT780～HT980 において、溶接金属のシャルピー衝撃値が-40℃で 47J 以上、疲労強度が突合継手で JSSC 基準の E 等級、十字隅肉溶接継手で D 等級を得る

b.大型モデル溶接構造体を作成・継手性能を検証

- 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発

中間目標：高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化

最終目標：プロトタイプ溶接材料の提案。目標値：予熱・後熱なしで低温割れなし、靱性-40℃で 47J 以上、強度 980MPa 以上

- 4) 熱処理なしで割れのない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

中間目標：溶接入熱と酸素量が溶接金属の機械的特性(耐力、強度、-196℃の靱性値)におよぼす基礎データベースを構築、溶接材料設計指針を提示

最終目標：プロトタイプ溶接材料の提案。TIG 溶接の 2 倍の効率のプロセス条件下、耐力：590MPa 以上、強度：690～830MPa、-196℃での靱性値：50J 以上

- 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

中間目標：実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。耐熱鋼の新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法の提示

最終目標：新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発

- 6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築

中間目標：空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価。上記存在状態における水素に対する炭化物及び固溶炭素の影響の定量評価

最終目標：粒界水素量の動的挙動の予測手法の構築。980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界（水素量、局所応力）の予測手法の構築

#### ④ 先端的制御鍛造技術の開発

全体の最終目標 [降伏強度 1000MPa 以上 (現状 600MPa) を有する傾斜機能部材の鍛造技術の開発]

研究開発項目に対する個々の目標

##### 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

中間目標：同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

- a.大型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 900MPa 未満(軟質部)
- b.中型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
- c.小型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)

最終目標：同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

- a.大型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
- b.中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
- c.小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)

##### 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築

中間目標：システムを構成する各モジュール用データベースの構築 (一般的な鍛造プロセス使用)

##### 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

中間目標：内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。 初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の要因を抽出

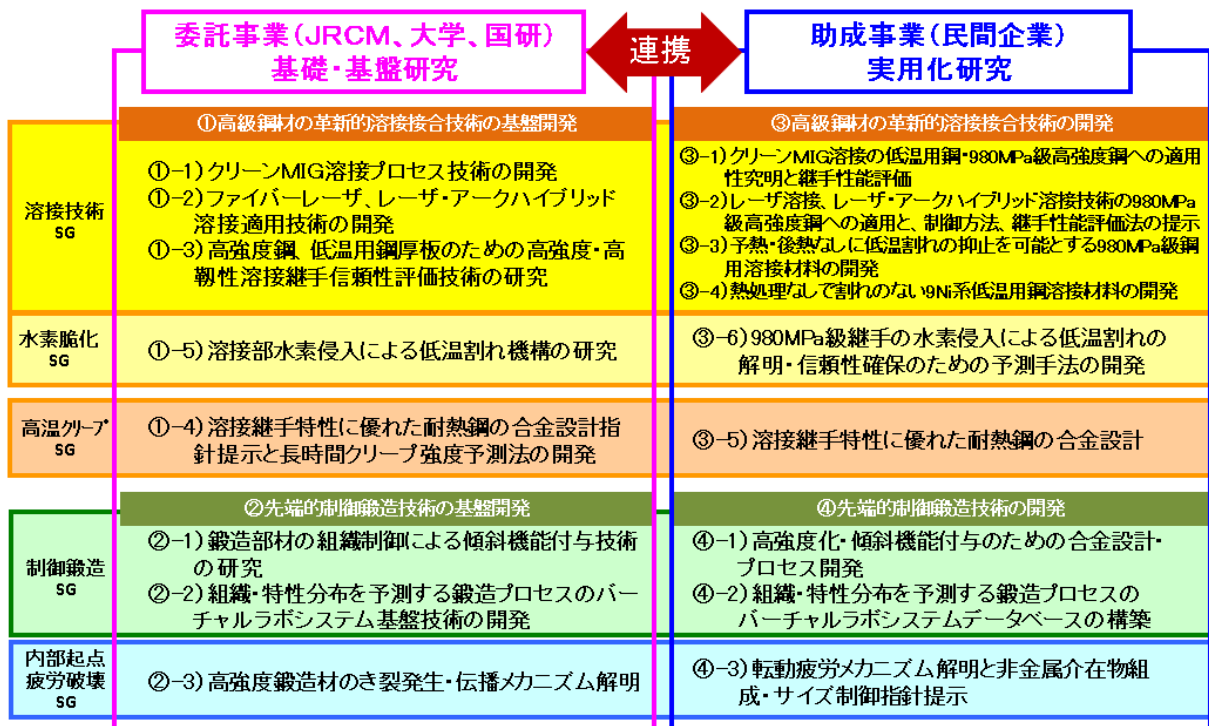
最終目標：材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労試験の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る

## 2. 事業の計画内容

### 2. 1 研究開発の内容

#### 2. 1. 1 研究開発の概要

鋼材の高強度化・利用技術およびその信頼性向上技術の開発により、プラント、構造物、自動車等に関する災害や事故から身体等の安全を確保する。本研究開発では、NEDOが主体となっていくべき基礎的・基盤的研究開発であると判断される研究開発内容に示した【共通基盤技術】の事業は委託により実施し、市場化に向けた産業界の具体的な取り組みが示されるべき実用化研究開発であると判断される研究開発内容に示した【実用化技術】の事業は助成（助成率2/3）により実施した。具体的には図II-2-1に示すように、共通基盤技術を担当する大学・国研が主体となって推進する委託事業の研究開発項目と実用化技術を担当する企業が主体となって推進する助成事業の研究開発項目に分類し、委託事業と助成事業が互いに緊密に連携しながらプロジェクトを推進できるよう、事業の目標や実用化の出口イメージを共有する研究開発項目毎に「溶接技術」、「水素脆化」、「高温クリープ」、「制御鍛造」、「内部起点疲労破壊」の5つのサブグループ（以下、SGという。）を編成した。研究開発の実施体制の詳細については2.2項で記述する。ここでは、各SGの研究開発内容の概要と設定根拠を概説する。



図II-2-1. 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発の研究開発項目一覧

## (1) 溶接技術 SG

### 【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

- ① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発
  - 1) クリーン MIG プロセス技術の開発
  - 2) ファイバーレーザー溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発
  - 3) 高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

- ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発
  - 1) クリーン MIG の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用検討
  - 2) レーザー・アークハイブリッド溶接の 980MPa 級高強度鋼への適用検討
  - 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用の溶接材料の開発
  - 4) 予熱・後熱なしで低温割れない 9Ni 系低温用鋼溶接材料の開発

### 【研究開発の概要】

- 高級鋼材の溶接部の強度・靱性・疲労・水素割れ等の課題を解決する施工法及び溶接材料の開発
  - \* クリーン溶接（純 Ar 雰囲気下での MIG 溶接および中厚板レーザー溶接）技術の確立
  - \* クリーンマルテンサイト高強度溶接金属組織設計の実現
  - \* 予熱・後熱処理なしで割れない溶接金属の開発
- 開発技術を基に施工される鋼構造体での目標強度（980MPa 以上）及び靱性（-40℃で 47J 以上）の達成

我が国が世界をリードする世界最先端の鋼材として、高強度鋼 HT980 と極低温用鋼 9%Ni 鋼の実用範囲を大きく広げるには、より高度な鋼板の利用技術を支える溶接技術の高度化が望まれる。980MPa 級高強度厚板では溶接低温割れの防止のために予熱・後熱が不可欠であり、その適用は付加価値の高い構造物に限定されていた。一方、低温用鋼では極めて能率の低い TIG 溶接による多層溶接を余儀なくされていた。

溶接技術 SG では、革新的溶接技術として純 Ar 雰囲気下での MIG 溶接及びレーザー溶接が技術シーズとして有望と判断し、世界で初めて予熱無しで溶接可能なレベルを 400MPa から 980MPa に飛躍的に向上させ、技術的・経済的に世界をリードすることを狙う。これにより、我が国が得意とする高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大につながり、低コストで高級鋼を用いた資源・エネルギー分野（LNG 等）、産業・社会インフラ（橋梁等）、及び輸送機分野（船舶等）、及び海洋構造物等の高機能化・軽量化が可能になる。なお、こ



れら研究開発は抽出された解決すべき技術課題「高強度鉄鋼構造物の溶接技術」および推進すべき共通基盤技術「材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術」に対応している。

## (2) 水素脆化 SG

### 【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

- ① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発
- 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

- ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発
- 6) 980MPa 級継手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築

### 【研究開発の概要】

- 高強度鋼の水素による低温割れ機構の解明
  - \* 金属組織での水素存在状態の定量化
  - \* メゾスケールでのき裂進展モデルの構築
- 信頼性確保のための割れ予測手法の開発
  - \* 980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界（水素量、局所応力）マスターカーブの構築

溶接金属の低温割れは溶接時に鋼材や溶接材料または雰囲気より侵入する水素による脆化が原因とされており、予熱や後熱処理などの割れ防止対策が取られている。しかし、本プロジェクトの技術課題である 980MPa 級の高強度溶接技術の開発では溶接施工コスト低減のために予熱フリー化を目指しており、水素存在下での高強度溶接金属の低温割れを防止するための材料設計指針を獲得し、低温割れに対する安全性を保障する基盤技術の構築が必要となっている。

そこで水素脆化 SG では、980MPa 級溶接金属の低温割れを対象に割れ防止のための指導原理・設計指針の構築を目指し、高強度鋼溶接金属の低温割れ機構の解明、信頼性確保のための割れ予測手法の開発を行う。これにより、溶接金属の最適な組織設計に関する指針を獲得し、高級鋼を用いた資源・エネルギー分野（LNG 等）、産業・社会インフラ（橋梁等）及び海洋構造物等の低温割れに対する安全性向上に繋がり、高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大が期待される。なお、本研究開発は抽出された解決すべき技術課題「高強度鉄鋼構造物の溶接技術」および推進すべき共通基盤技術「材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術」に対応している。


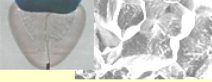
研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
<b>溶接技術</b> 	<b>高強度鋼・低温用鋼の溶接部の強度・靱性・疲労・水素割れ等の課題を解決する高効率な施工法及び溶接材料の開発</b>	<b>我が国が得意とする高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大</b>
<b>水素脆化</b> 	<b>高強度鋼の水素による低温割れの機構解明、信頼性確保のための割れ予測手法の開発</b>	<b>高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大、溶接鋼構造物の安全信頼性の向上</b>

図 II-2-2. 研究開発の概要と期待される効果（溶接技術 SG、水素脆化 SG）

### (3) 高温クリープ SG

#### 【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

- ① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発
  - 4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

- ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発
  - 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

#### 【研究開発の概要】

- 700℃級超々臨界火力発電(A-USC)用耐熱鋼の提示
  - \* 650℃（フェライト系）、700℃（オーステナイト系）、750℃（Ni 基合金系）で 10 万時間クリープ強度 100MPa を実現できる鋼組成の提示
  - \* Factor of 1.2 の高精度長時間クリープ強度予測法の確立

世界全体の CO<sub>2</sub> 排出量の約 3 割を占める石炭火力発電に対し、熱発電効率を向上させた先進的超々臨界圧（A-USC）発電技術を導入することが期待されている。A-USC 技術の開発では蒸気条件を 600℃ 25MPa から 700℃ 35MPa にすることが目指されており、高温・高圧の極限環境に耐える耐熱鋼の開発に加え、A-USC 技術開発を支援する長時間強度の高精度予測技術の確立が不可欠である。

高温クリープ SG では、最高強度を有する国産ボイラー用現行材料に対し、さらに 25～50%強度アップの目標を設定し、当該材料技術分野における世界のトップランナーのポジションを堅持する。これにより、A-USC 技術開発において欧米の Ni 基合金でのプラント機器設計に対し、安価なフェライト系・オーステナイト系耐熱鋼を併用する事で建設材料コストの削減が可能となる。また、長時間クリープ強度予測技術を確立し、開発材料の早期実用化に貢献するとともに、プラント機器設計強度基準値のデータ収集やプラント機器の余寿命診断への応用を目指す。本研究開発によって A-USC 技術の早期実現につながり、

高効率火力発電プラントの安全な運用と安定した電力供給に貢献できる。なお、本研究開発は、解決すべき課題「高強度耐熱鋼材の開発」および推進すべき共通的基本基盤技術「材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術」に対応している。


研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
高温クリーブ 	・700℃級先進的超々臨界圧火力発電(A-USC)用耐熱鋼の提示と高精度クリーブ強度予測法の確立	火力発電の高効率化(600℃25MPa →700℃35MPa)に対応可能な世界最高レベルの耐熱鋼

図 II-2-3. 研究開発の概要と期待される効果（高温クリーブ SG）

#### (4) 制御鍛造 SG

##### 【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

##### ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

- 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究
- 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

##### ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

- 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発
- 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築

##### 【研究開発の概要】

- ・ 同一部材内で、高強度部の降伏強度 1000MPa 以上、軟質部 900MPa 以下の傾斜機能を発現できる鍛造技術の開発
  - \* VC 析出制御および結晶粒径微細化技術による高強度化の達成
- ・ 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムの基盤構築
- ・ プロトタイプ鍛造技術の活用による試作（コンロッド模擬部品等）

自動車等の輸送機器における軽量化・燃費改善には、鍛造部品の更なる高強度化が必要であるが、高強度化の阻害因子である被削性との両立が不可欠である。制御鍛造 SG では同一成分の鍛造部品において、必要な箇所のみを高強度化し、それ以外は被削性のために軟質化するといった傾斜機能を付与する鍛造プロセス技術の確立を目指す。これにより鍛造部品の高強度化と切削性を両立することができ、自動車部品の小型・軽量化による省エネ効果と部品生産コストの競争力強化につながる。傾斜機能付与にはフェライトパーライト変態を活用することが不可欠であるが、フェライトパーライト鋼では降伏強度 800MPa

までの高強度化が実現されているのに対し、本プロジェクトでは需要家の要望を満たす20～30%アップの降伏強度1000MPa以上の高強度化を目標とする。さらに傾斜機能を付与した鍛造部品の開発支援ツールとして、「組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム」の基盤を構築し、迅速な成果の普及に活用する。なお、本研究開発は、抽出された解決すべき技術課題「鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術の開発」および推進すべき共通基盤技術「材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術」に対応している。


研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
<b>制御鍛造</b> 	<b>硬質部・軟質部の傾斜機能をもった自動車部品の制御鍛造技術の開発</b> 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムの基盤構築	高強度化による <b>自動車部品の小型・軽量化と切削性の両立によるコスト競争力の強化</b>

図 II-2-4. 研究開発の概要と期待される効果（制御鍛造 SG）

#### (5) 内部起点疲労破壊 SG

##### 【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

- ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発
  - 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3以内）]

- ④ 先端的制御鍛造技術の開発
  - 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示 [共通基盤技術]

##### 【研究開発の概要】

- ・ 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針の提示
  - \* 転動疲労き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立
  - \* 材料力学と材料因子を考慮した転動疲労寿命予測式の構築

国内鉄鋼メーカーが製造する軸受け鋼や歯車用鋼の品質レベルは世界的に優れており、これらが使用される自動車や産業機械分野の産業基盤を支えている。しかし、近年疲労強度に影響を与える介在物制御技術についても海外鉄鋼メーカーの進歩は急速に進んでいることから、国内鉄鋼メーカーが継続的に本分野の優位性を維持するためには、さらなる差別化を実現する技術開発が望まれる。そのためには、転動疲労メカニズムに基づいた軸受け鋼の高強度化・長寿命化の制御指針を導き、さらに品質レベルを向上させることが必要である。

内部起点疲労破壊 SG では、材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初となる転動疲

劣の寿命予測式を構築し、目標寿命に対する介在物サイズの臨界値を得るとともに、限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化することを目指す。本研究開発によって寿命予測モデルの量産材への適用が可能になれば、軸受け鋼や歯車用鋼等を使用する自動車、産業機械分野における部品の信頼性、耐荷重性能の向上に繋がり、部品の小型・軽量化を通じて省エネルギー社会の構築に貢献することが期待できる。なお、本技術開発は推進すべき共通基盤技術「実環境下における破壊・損傷素過程の計測技術」に対応している。


研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
内部起点疲労破壊 	・高強度軸受け部品の転動疲労における <b>内部き裂評価技術・寿命予測式</b> の構築	<b>高強度軸受け部品の長寿命化(=信頼性向上)・軽量化</b> による海外メーカー製品とのさらなる差別化

図 II -2-5. 研究開発の概要と期待される効果 (内部起点疲労破壊 SG)

## 2. 1. 2 研究開発の具体的内容

各研究開発項目の研究開発の必要性、具体的内容、達成目標の詳細、計画の変更に係る特記事項は以下の通りである。

### 【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

#### 1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発（溶接技術 SG）

##### 1. 研究開発の必要性

高級鋼（高強度鋼、低温用鋼）において高強度溶接金属でありながら高靱化を果たすには、溶接雰囲気中に酸素を含まない純不活性ガス雰囲気での溶接が不可欠である。現状は、このための溶接法として TIG 溶接やプラズマ溶接が適用されている。しかしこの溶接法では施工能率が低く、かつ電極などの生産管理などが必要となり、高施工能率を有する MIG 溶接法の適用が待望されている。現状の MIG 溶接は数パーセント以上の活性ガス（酸素や炭酸ガス）を不活性ガス中に混合して実用に供するが、溶接金属中の含有酸素量は 200ppm 以上となり課題が多い。しかし、活性ガスを含まない純 Ar 雰囲気での MIG アーク溶接（クリーン MIG 溶接）は、世界中で過去 50 年間安定した溶接は不可能とされている。

高級鋼厚板溶接継手性能の抜本的向上のポイントは、溶接金属中の含有酸素量を鋼材並みの 30ppm 程度に抑制（酸化介在物レス）することであり、活性ガスを含まない純 Ar 雰囲気での安定なクリーン MIG 溶接法の開発こそが不可欠である。

##### 2. 研究開発の具体的内容

従来は母材および熔融池表面における陰極点の不安定で激しい挙動がクリーン MIG 溶接不可能の主因とされてきたが、ごく最近、安定溶接の阻害要因として、ワイヤの溶滴移行形態が強く影響することが指摘されている。本研究開発では、クリーン MIG 溶接の安定化制御技術の究明を目指し、安定なクリーン MIG 溶接のための制御技術として、2つの安定化アプローチにより取り組む。

開発に必要な開発課題・研究項目は以下の通り。

##### (1) 同軸複層構造ワイヤを活用する MIG 溶接の安定化制御因子の明確化

同軸で複層材質構造を持つ新溶接ワイヤにより、溶滴移行形態を制御して、クリーン MIG 溶接施工安定化を追求する。このための基本制御パラメータを明確にする。

##### (2) 電離プラズマガス流を活用するプラズマ MIG 溶接の安定化制御因子の明確化

電離したプラズマの強制ガス流により、溶滴移行形態、アーク熱源形態を制御して、小入熱・高溶着・高速溶接をクリーン溶接施工で実現するため、純アルゴン雰囲気における高速熱プラズマ流の安定生成因子を明確にする。

##### (3) 厚板クリーン MIG 溶接におけるアーク熱源分布制御条件の明確化

上記(1)(2)の解決を受けて、陰極点挙動などのクリーン MIG アーク熱源の特徴を明らかにし、厚板開先の狭隘化による一層の高エネルギー施工で、かつ小入熱施工法を目指す。このときの溶接欠陥（融合不良やブローホール、ならびにオーバーラップやアンダーカットなど）

防止のためのパルス制御因子を明確にして、無欠陥クリーン溶接制御法を開発する。

(4) 高速熱プラズマ流によるアーク溶接環境制御条件の明確化

所望成分の溶接金属の形成のみならず極低スパッタを可能とするためのガス流などのパラメータおよび溶接ヒューム削減のためのパラメータを明らかにし、真にクリーンなMIG溶接の安定化基礎技術を確立する。

3. 達成目標

中間目標：基本クリーン溶接制御法を開発し、溶接金属の含有酸素量 50ppm 以下を達成。

最終目標：実用的な溶接構造継手を対象に、開先狭隘化により、25mm 厚鋼板での溶接パス数を 1/2、スパッタ発生率を 1/2 に減化した高能率・クリーン溶接プロセス基盤技術を達成。

## 【研究開発項目①】 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 2) ファイバーレーザー溶接及びレーザー・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発（溶接技術 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

高エネルギー密度のレーザー溶接、特にファイバーレーザー溶接はアーク溶接に比して幅が狭い深溶け込みの溶接部を得ることができ、高速溶接で、かつ母材熱影響及び溶接変形の低減が可能のために注目を浴びてきた。しかし高強度鋼中・厚板の溶接にレーザー溶接を実用化するためには、（1）溶接欠陥の発生を防止する制御技術の開発、（2）強度と靱性のバランスの取れた溶接金属の組織制御、（3）疲労特性に優れた溶接ビード形状の制御技術が重要な課題である。変形の小さい精密溶接を目指す場合にはレーザー単独溶接、開先ギャップ裕度の拡大及び隅肉継手への適用を期待する場合にはレーザー・アークハイブリッド溶接が適するため、両プロセスを同時に研究する必要がある。中・厚板の溶接において最も大きな問題は溶接欠陥が発生しやすいことであり、これらを確実に防止する技術を確立することが不可欠である。また、ハイブリッド溶接においては、組織制御と余盛形成の為にフィラーワイヤの効率的な添加のためにワイヤ添加に伴うスパッタの発生を極力低減する必要がある。一方、低温割れの防止や継手靱性の改善を目指した溶接金属の組織制御においては、溶接金属中の各元素濃度やガス含有量を最適に制御することが必要である。特にフィラーワイヤの添加により溶接金属の成分調整が可能なハイブリッド溶接においては、添加元素を均質に分布させるための制御技術を確立する必要がある。また、精密で高性能な溶接を行うには、センシング及び適用制御技術の開発が不可欠である。以上を実現するには、溶接時のキーホール挙動、熔融金属の流動挙動、アーク挙動、溶滴移行現象、アーク・レーザー相互作用等の溶接現象の素過程を解析し、その結果を基にそれぞれに適した制御技術を確立することが必要である。最終的には高効率ですぐれた集光特性を持った固体レーザーであり、かつ装置の小型・軽量化により、現地・現場溶接への適用も可能な高出力ファイバーレーザーを用いた高強度鋼中・厚板の溶接技術の開発を行うが、基礎的な研究段階では、レーザー波長やビーム集光特性の影響を評価するために厚板溶接が可能な他のレーザーを用いた取り組みも行う。

#### 2. 研究開発の具体的内容

板厚 12～25mm、突き合わせ及び隅肉継手を対象に以下の検討を行う。

- (1) 溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明とその防止
- (2) 溶接金属内ガス含有量の最適化制御
- (3) 低スパッタで効率的な溶加材ワイヤ添加制御
- (4) 溶接金属内均一合金化プロセス制御
- (5) 疲労強度向上のための溶込み形状・表面ビード形状制御
- (6) 自動溶接化のための高速センシングと制御技術基盤の提案



### 3. 達成目標

中間目標：

- ・板厚 12mm の高強度鋼溶接継手の溶接欠陥発生機構を解明し、溶接品質が JIS1 類相当の貫通完全溶け込み溶接、及び 2 パス隅肉溶接継手製作の為の基盤技術の確立。
- ・効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス並びにビード表面形状制御の基盤技術を確立するための指針の提示。

最終目標：

- ・板厚 25mm の高強度鋼において、多層突合わせ継手及び隅肉継手を JIS1 類の品質で形成する為の欠陥防止技術の開発。
- ・効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス、さらにビード表面形状制御の基盤技術の確立。

## 【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究（溶接技術 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

高強度鋼はマルテンサイトを主組織とするため、溶接金属に導入されるマルテンサイト組織での高靱化が重要な課題となる。マルテンサイト溶接金属が硬くて脆いという概念は、溶接金属の含有酸素が多いことに依存しているためと考えられ、酸化物系介在物を激減すれば、マルテンサイト組織は高強度で高靱性を示すはずである。低温用 9%Ni 鋼でも、クリーン溶接金属とすれば高強度でかつ低温靱性の優れた溶接継手が得られる可能性がある。溶接金属の酸素含有量を鋼材並に抑制できる研究開発項目①、②の成果を見極めつつ、このクリーン溶接金属を前提に、割れ感受性が低く、強度と靱性のバランスのとれた新しい溶接メタラジを切り開く。一方、マルテンサイト組織は水素に起因する低温割れ感受性が高いため、溶接前に予熱処理が行われる。この組織に残留相を分散させそこに水素をトラップすれば予熱無しでも低温割れ抑止可能と期待される。その反面、強度が下がるため高強度鋼として必要な強度の確保とのトレードオフとなる。また、オーステナイト相を安定化すると凝固時に凝固割れを起こしやすい。そこで、強度と耐割れ性を両立するための最適なオーステナイト相の量、分散形態等を最適化し所与の水素量に対する溶接割れ防止要件を明確化する。さらに、マルテンサイト変態開始の温度を 300℃以下に下げることにより、常温における残留応力を低下させ、低温割れを抑制する効果も期待される。一方、オキサイドメタラジによる結晶粒微細化手法を前提に現在活用されている溶接金属を、開発課題①、②の成果として得られる入熱が抑制されたクリーンプロセスに適用した際には、介在物の少ないクリーンな組織と熱的条件の変化による結晶粒微細化が両立され、強度・靱性バランスに優れた継手特性の確保に結びつく可能性が期待される。この場合、基本的に共金系となるため、母材による希釈を考慮する必要がなくなるので、汎用の溶接技術として展開される可能性がある。

これらの溶接金属の開発とクリーン溶接プロセスの成果として得られる継手の性能評価は開発の妥当性評価、ならびに開発技術の実用化展開を支える重要な情報であり、主に破壊靱性、疲労強度の観点から世界最先端の溶接技術の基盤情報としての蓄積をはかる。

#### 2. 研究開発の具体的内容

強度、靱性に優れかつ予熱を省略しても割れが生じない高強度鋼溶接金属の開発に必要な開発課題・研究項目は以下の通り。

- (1) 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立
- (2) 高 Ni、Cr マルテンサイト系溶接金属および 9%Ni 系溶接金属の凝固割れならびに低温割れ防止要件の明確化と靱性確保要件の明確化
- (3) 水素拡散集積挙動のシミュレーション
- (4) HT980 共金系溶接金属の低温割れ防止条件、靱性改善メカニズムの検討

- (5) 急冷溶接金属の微細アシキュラーフェライトの結晶学的解析
- (6) 実用的溶接材料の成分設計に必要な金属組織と化学組成設計指針の確立

開発された溶接技術の下に試作される高強度鋼の中・大型継手性能評価の観点から実施する研究開発項目は以下の通り。

- (7) 中性子回折等による残留応力場計測と疲労強度の関係の定量化、ならびに残留応力制御技術と制御モデルの構築
- (8) 残留 $\gamma$ 相含む溶接金属の低温割れ評価試験法、及び疲労伝播および靱性改善効果の解析・評価法の構築。
- (9) クリーン MIG、レーザ溶接に固有の狭幅溶接金属部の破壊評価手法、ならびに小型継手で得られる限界 CTOD 値を用いた中・大型継手の破壊性能評価手法の構築

### 3. 達成目標

中間目標：

- ・溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係に関する基礎データベースの構築。
- ・予熱なしで溶接割れが生じない溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化。
- ・継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化。
- ・溶接金属中の残留 $\gamma$ 相による疲労強度、脆性破壊強度向上の条件の明示。

最終目標：

- ・大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度 980MPa と良好な靱性 (-40°Cで 47J 以上) を得るための要件を明確化。
- ・予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できる 9%Ni 鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、-196°Cでの靱性値が 50J 以上を達成できる要件の明確化。
- ・継手部の残留応力適正制御技術の提示と、大型継手での破壊性能・信頼性評価技術の確立。

### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り順調に進捗していると評価された。その中でも低温用 9%Ni 鋼厚板の溶接に関連する基盤技術の成果は研究開発項目③-4) に活用可能であり、本プロジェクト終了後、実用化が見込まれる。また、低温用鋼に関連する最終目標も平成 21 年度末に達成したため、研究開発項目①-3)の一部である「低温用 9%Ni 鋼厚板の溶接に関連した研究開発」を平成 21 年度で終了する。

## 【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の研究 (高温クリープ SG)

#### 1. 研究開発の必要性

我が国では高度成長期に建設された多くの基盤インフラが徐々に計画寿命を迎え、その適切な更新、あるいは部分補修が喫緊の課題となっている。また、他方、エネルギー・電力安定供給の観点からは、燃料のベストミックスと CO<sub>2</sub> 排出削減の両立が必要であり、これまでに、高効率新型発電プラントの導入・安定稼動によって、国際的にも CO<sub>2</sub> 排出削減の先導的な役割を果たしてきた。

しかしながら、近年省エネ、安定操業を目指し導入された新型プラントにおいては、高強度材の使用が拡大しているが、これまでに経験のない損傷事例が溶接部等で発生することが報告され、大きな課題となっている。このような極限環境で使用される溶接構造物材料について、その損傷過程を正確に理解しないと、材料の高性能化を達成することはもはや不可能となっている。すなわち、溶接構造物材料が破壊に至るまでの変化をごく初期から寿命の末期まで高精度で測定し、新しい長時間強度予測技術を確立することと、環境条件の過酷化に対応可能な高性能材料の開発が強く望まれている。

本提案では、原子サイズからナノサイズまで測定可能な新しい材料の長時間強度予測技術法を確立して、現在、発電・エネルギー生産で使用されている高強度高温材料の溶接継手部および母材の長時間強度を正確に予測し、基盤インフラの安全使用に資すると共に、解明した強化機構をもとに極限環境での使用が想定される（溶接継手部を含む）高温機器材料のさらなる高性能化に必要な耐熱鋼の合金設計指針および組織制御指導原理の提示およびそれらの技術の総合化によるクリープ強度計測技術法の基礎研究を行う。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 母材、HAZ の長時間強度予測技術と合金設計指針の提示

局所的結晶方位解析の高精度・高度化と極小ひずみ変形挙動解析法、極小クリープ試験法、組織自由エネルギー推定と組織変化シミュレーション法による組織劣化機構の解明と実プラント課題解析を総合化したクリープ強度予測パラメータの提案と合金設計指針の提示。

##### (2) 溶接継手クリープ強度特性に優れた新高強度鋼の合金設計指針の提示

フェライト系耐熱鋼の局所的組織回復機構と、オーステナイト系耐熱鋼のクリープ損傷機構の解明に基づく高クリープ強度化指導原理の提案と合金設計指針の提示。

##### (3) 長時間クリープ強度予測技術の高精度化

クリープ破断強度推定技術の高度化と既存の組織診断データ検証および陽電子消滅寿命測定法による組織劣化機構の解明とそれに基づく組織劣化およびクリープ強度予測パラメータを提示し、クリープ強度予測プラットフォームの構築。

### 3. 達成目標

中間目標：

- ・溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃級耐熱材料の合金設計指針の提示。
- ・溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築。

最終目標：

- ・破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の提案。

### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り着実に進捗しており、耐熱鋼の合金設計指針が明確にされていると評価された。また、平成 22 年度以降に各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれるため、財源の有効活用を目的に、本研究開発項目①-4)の一部である耐熱鋼開発を終了し、長時間クリープ強度予測法の開発に集中する。これにともない、最終目標の一部「溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、10 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示」を削除する。

## 【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究（水素脆化 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

「高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発」課題においては、継ぎ手の高性能化・高信頼性を強度 980MPa レベルで達成することを目標としている。継ぎ手部が高強度化するほど水素脆化による低温割れが懸念されるが、高強度であっても予熱後熱フリーを実現するために溶接プロセスでの水素侵入を防ぐ溶接を目指している。しかし、溶接条件の乱れによって溶接金属中に 1 質量 ppm を超える水素が侵入して低温割れを起こす懸念があり、この低温割れに対する安全性を保障する技術構築が本課題の目標達成にとって必要不可欠である。本研究開発項目では、複雑な内部応力状態と多階層金属組織が重畳する溶接部における低温割れを対象として、溶接金属や高強度母材の金属組織の最適化指針を得るための共通基盤研究を行う。

低温割れの破面形態は粒界割れであり、その現象は、溶接プロセス中に侵入した水素が応力集中部に拡散集積して、さらに局所的には結晶粒界に水素が偏析して粒界強度を弱めて引き起こされると定性的には理解されている。したがって、低温割れを直接的に支配する結晶粒界の水素偏析量を定量的に評価する手法が確立することが求められる。すなわち nm レベルでの局所的な水素の存在状態の解明が求められる。しかし 980MPa 級高強度鋼においては、一定の水素量（平均量）条件においてすら、「粒界での水素偏析量」や「粒界強度と水素偏析量の関係」は定量的に示されていないのが現状である。この理由のひとつは、1000MPa 級高強度が多階層微細金属組織であるために、結晶粒界以外の種々のトラップサイト（格子欠陥や第二相）に水素が存在して、結晶粒界に存在する水素を直接観察する実験手法がないためである。さらに、各種トラップサイトにおける水素結合力に関して信頼できる実験値がないために、平衡分配論を用いた熱力学的計算手法によって結晶粒界の水素偏析量を評価できないためである。

ここでは単純化したモデル材料を用いた高精度な実験研究と原子、分子レベルからメゾスケールレベル（結晶粒数個～数十個レベル）の計算手法を用いた計算研究を相補的に遂行することによって、低温割れを直接的に支配する結晶粒界の水素偏析量の定量評価を実現して、nm レベルでの局所的な水素の存在状態に関する知見に基づいた低温割れ（水素割れ）機構の解明に関する研究を行う。

溶接継ぎ手をはじめとして鋼材の高強度化が指向されるなか、高強度化のボトルネック課題である水素脆性に関する明確かつ定量的な描像を描くことによって、鉄鋼利用産業の技術基盤の基礎力アップに寄与する。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### 実験研究を中心にした分野

原子空孔、転位、結晶粒界、第二相介在物をそれぞれ独立に評価できる単純化したモデル組織を対象にして高精度な水素昇温脱離プロファイルを求めて、各種水素トラップサイ

トのトラップエネルギー（結合エネルギー）を実験的に求める。単純化したモデル組織を対象として、局所応力-局所水素量に基づく破断限界を実験的に求める。

計算研究を中心にした分野

原子、分子レベルでの計算手法を用いて各種トラップサイトのトラップエネルギー等を求める。さらに結晶粒界強度に対する水素の影響を評価し、これらの基礎的物理量を用いてメゾスケールでの応力状態における水素の挙動を解析し、水素の影響によるき裂の進展等のモデル化を行う。

### 3. 達成目標

中間目標：

- ・単一の格子欠陥（空孔、転位、粒界等）を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化。
- ・メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。単純化したモデル組織での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。

最終目標：

- ・複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥（空孔、転位、粒界等）における水素存在状態の定量化
- ・メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）でのき裂の進展等のモデルの基盤構築。単純化した金属組織を持つ980MPa高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。

### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り順調に進捗していると評価され、基盤技術の成果は研究開発項目③-6) で活用可能であり、本プロジェクト終了後、実用化が可能であると見込まれる。また、最終目標についても平成 21 年度末に達成したため、本研究開発項目③-5)を平成 21 年度で終了する。

## 【研究開発項目②】 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究（制御鍛造 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

自動車などの軽量化・燃費改善のための鍛造部品の更なる高強度化が求められている。高強度化の阻害要因である被削性との両立が不可欠であり、そのために、同一成分で加工熱処理を駆使して、必要な箇所を高強度化し、それ以外は被削性のために軟質化する傾斜機能付与技術の確立が求められている。強化部は従来以上の強度を出しながら、強度をそれほど必要としていない箇所には対応の強度を持たせるといった鍛造部品として望む強度分布を付与する有望な手法としては、鉄鋼材料の組織を制御する技術としての析出制御と結晶粒制御が考えられる。

鍛造部品においてもフェライト基地組織の細粒化が実現できれば、析出強化を重畳させる前のベース強度向上という点で極めて望ましい。本研究開発では鍛造における鋼の析出制御メタラジーと細粒化メタラジーを基礎的に解明し、現実的かつ効率的な鍛造部品の析出制御と細粒化の指導原理を確立する。

また、鍛造品では薄板のような多段の加工を採用せずに超細粒化を図ることが求められるため、細粒化のメカニズムを明らかにした上で、鋼組成、析出分散相の組み合わせなどにより細粒化を達成できる加工熱処理の指導原理を確立することが必要である。

鉄鋼の相変態組織では、変態温度が低下するほど強度が上昇する。低温での変態によって形成されるベイナイトおよびマルテンサイト組織は、非調質鋼の代表的組織であるフェライト＋パーライト組織のように加工熱処理を用いずとも、変態ままで結晶粒が微細で高密度の転位を含む高強度鋼として最も適した基地組織である。非調質鋼のさらなる強靱化のためには、冷却制御によるベイナイト／マルテンサイト組織の利用が必要不可欠である。鍛造は小減面で大ひずみの導入が可能であり、同時に、様々なすべり系を活用できるとも言われているが、現状はこの利点を十分利用しきれていない。これは同一相当塑性ひずみ下におけるひずみを異なる方向から導入する効果が明らかではないためである。そこで、オーステナイトおよびフェライトの動的再結晶の臨界ひずみに及ぼす多方向加工の影響を明らかにする必要がある。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 析出強化を最大にする指導原理の提示

- ・組成制御による成長抑制や準安定相析出などの非平衡状態の利用などによるフェライト＋パーライト組織における析出強化の最適化を図る。
- ・相変態および加工時の析出メカニズムの解明と影響因子の明確化が必要。特に、析出強化に有効な相界面析出を最大にする条件の検討を、析出メカニズムと相変態制御の両方の観点から検討する。炭化物以外の析出物を利用することによって、炭化物の析出強化との両立を図る。

##### (2) 細粒化を実現する指導原理の提示



・細粒化を図るため、鉄鋼が持つ様々な組織形成の原理を駆使し、具体的には、逆変態・動的再結晶・動的変態、ベイナイト+マルテンサイト微細複合組織の創生技術、多方向加工等の細粒化指導原理の解明を検討する。

### 3. 達成目標

中間目標：母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示。

最終目標：降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示。

### 4. 特記事項

(1) 平成 20 年 12 月に実施した技術推進委員会において、本研究は鍛造部品の高強度化について「析出強化」と「微細化」の 2 通りのアプローチから検討しているが、より実現性の高い「析出強化」に注力すべきとの提言を受けた。また、最終目標については、「降伏強度以上で $\gamma$ 域 (900°C) 加工でフェライト粒径  $2\mu\text{m}$  以下、 $\alpha$  域および  $\alpha + \gamma$  域加工でフェライト粒径  $1\mu\text{m}$  以下の超細粒の実現」から「降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示」に読み替えすることを提言された。このため、平成 21 年度からは財源の有効活用を目的に「析出強化」に資源を集中する。

(2) 平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画を上回るペースで進捗していると評価された。また、上記(1)の平成 20 年度の技術推進委員会で提言された最終目標の読み替え案も了承されたため、平成 22 年 3 月に最終目標を変更した。

## 【研究開発項目②】先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発(制御鍛造 SG)

#### 1. 研究開発の必要性

制御鍛造では、加熱温度、加工温度、ひずみ、冷却速度などの因子を制御して、目標とする強度分布を得る必要がある。本研究では、ターゲット部品を製造する際に、目標とする強度分布を得るための最適工程設計を可能とするシミュレーションシステム基盤技術の開発を行う。これにより、さまざまな鍛造部品に対して、目標とする強度分布を得るための工程設計が簡便に行うことが可能となる。

#### 2. 研究開発の具体的内容

(1) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスに対して、バーチャルラボシステムの各構成要素である各モジュール（変形抵抗、再結晶・析出・変態予測、強度・部品特性予測）用のデータベースを基に、各モジュールの構築を図る。

(2) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスを対象に、大変形マルチスケールシミュレーションモデルシステム（前方押し出し鍛造部品解析モデルの開発、大変形域用 FEM 解析モデルの開発、強度・部品特性分布予測）を開発し、二次元軸対象モデルにて、システムの検証を行う。

#### 3. 達成目標

中間目標：組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築（一般的な鍛造プロセス使用）。

#### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画を上回るペースで進捗していると評価され、平成 21 年度末には中間目標を達成した。開発された基盤技術を活用することにより各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれる。本研究開発項目②については、財源の有効活用のため平成 21 年度で終了する。これにともない、最終目標を削除する。

## 【研究開発項目②】先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明（内部起点疲労破壊 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

鋼材を高強度化したとき、および、制御鍛造により傾斜機能を付与した時に課題となる内部起点疲労損傷の疲労き裂発生・伝播メカニズムを解明し、き裂の進展、あるいは停留するかを決める限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化することが、高疲労強度化、高寿命化に必要である。さらに、内部起点疲労のメカニズム解明には、従来難しかった疲労損傷や初期き裂観察技術の高度化が不可欠である。

#### 2. 研究開発の具体的内容

(1) 電子線後方散乱局所的疲労損傷分布評価技術の活用による高強度鋼の疲労損傷評価技術の確立、および結晶方位と介在物などの応力集中との重畳効果の分離解析技術の開発。

(2) 金属組織の3次元観察装置を鉄鋼材料中のき裂観察にも活用できるように観察技術を確立し、従来、非常に手間がかかり非現実的であった初期き裂の3次元観察を可能にする。さらに、本処理の間に失われる非金属介在物の組成分析が可能な技術を構築し、介在物組成の影響の明確化に寄与する。

(3) 高強度（高硬度）鋼において、局所的な内部起点疲労き裂周辺の磁気特性を3次元的に測定し、進展・停留挙動を評価する技術を確立する。また、その技術を活用し、き裂進展挙動（伝播、あるいは停留）に及ぼす種々要因（非金属介在物、応力）の影響抽出とモデル化を行う。

#### 3. 達成目標

中間目標：初期き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立。

最終目標：限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化。

## 【研究開発項目③】 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

### 1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価（溶接技術 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

980MPa 級高強度鋼厚板では溶接低温割れの防止のために予熱・後熱を実施せざるを得ず、また、靱性確保のために入熱制限が必要なため、その適用は高付加価値の構造物に限定されてきた。一方、低温用鋼では溶接部の靱性を確保するため能率がよいとはいえない TIG 溶接（立向）および SAW（横向）による多層溶接を余儀なくされてきた。

溶接部の低酸化が可能な革新的なクリーン MIG・プラズマ MIG 溶接技術ならびに溶接装置の開発と、これに対応した溶接材料の開発がなされれば生産性は飛躍的に向上し、低コストで高級鋼を用いた資源・エネルギー分野（パイプライン、LNG 基地等）、産業・社会インフラ分野（化学プラント、橋梁等）、及び輸送機分野（船舶等）、海洋構造物等の構造物の製造が可能となる。

#### 2. 研究開発の具体的内容

基盤技術で開発する新溶接プロセスに対し、ファブリーケータは保有する構造物の製造技術・ノウハウを用い、適用性究明ならびに継手性能評価で協力を行う。

基盤技術で開発された溶接技術・プロト溶接装置の溶接・施工安定性・制御性など実用性を評価する。各制御因子の影響を把握し、実用可能なプロセスを絞り込む。実用レベルの溶接装置ならびに新しく開発された 1 次試作溶接材料を用いて基本継手を製作し、継手性能を評価する。

これと並行して、ロボット等を用いた自動溶接システムを構築または実機用溶接装置に新プロセス装置を組み込み、実用性の評価および改造を行う。基本継手性能を反映した 2 次試作溶接材料を用いて、実構造を反映した継手形式・溶接姿勢による継手を試作する。その継手性能ならびに信頼性評価を関係機関と分担実施する。

#### 3. 達成目標

##### (1) 中間目標

・開発されたクリーン溶接技術の施工安定性・制御性など実用性を評価し、各制御因子の影響を把握し、実用可能なプロセスを絞り込むとともに、溶接装置を基盤研究を基に試作する。

・別途開発された 1 次試作ワイヤを用いて継手を製作し、予熱・後熱なしで低温割れが生じないことを、試験体で確認すると共にその継手性能を調査する。

##### (2) 最終目標

・開発されたクリーン溶接用電源と溶接材料を用い、自動溶接システムを製作し、これにより実構造を模擬した継手を、予熱・後熱なしで作製する。

・980MPa 級高強度鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は現行 MIG 溶接と同等（非破壊検

査 JIS1 類) を確保し、現行 MIG 溶接と同等かそれ以上の溶接能率で、強度が 980MPa 以上、-40℃での靱性値が 47J 以上を目標とする。

- ・低温用鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は非破壊検査 1 類を確保し、現行 TIG 溶接の 2 倍以上の施工能率で耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を目標とする。

- ・980MPa 級高強度鋼では、各種溶接継手における疲労特性および疲労強度を確認し、疲労設計応力を提示する。

#### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は高い目標にもかかわらず順調に進捗していると評価された。中でも、研究開発項目①-1)で開発された基盤プロセス技術を活用した低温用鋼の溶接接合技術開発は平成 21 年度末に最終目標を達成し、実用化の目途が得られたため、本研究開発項目③-1)の一部である「低温用鋼に関する溶接接合技術開発」を、平成 21 年度で終了する。

### 【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

## 2) レーザ溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度厚鋼板への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示（溶接技術 SG）

### 1. 研究開発の必要性

高強度鋼板はアーク溶接（TIG、MAG、SMAW、SAW 等）を中心に多くの研究がなされ、既に使用されている。しかし、溶接割れ防止のための予熱・後熱の実施、溶接金属の靱性を確保するための入熱制限、十分とはいえない溶接継手疲労特性、溶接継手信頼性向上・許容欠陥寸法の適正化など課題が残されている。

一方、最近レーザー溶接の大出力化やレーザービームの高品質が格段に進歩し、厚鋼板に適用できるレベルの実用機も開発されており、上記課題を解決できる溶接方法として期待できる。よって、本研究では、レーザー溶接基礎・基盤技術を受けて、レーザー溶接による構造物の設計に不可欠な厚鋼板レーザー継手強度に関する現状未整備の各種データを系統的に集約し、高強度鋼板のレーザー溶接構造物の実用化を推進するための研究開発を実施する。

### 2. 研究開発の具体的内容

供試鋼板として、HT590（25t）、HT780（12, 25t）、HT980（25t）を用い、突合溶接および隅肉溶接において、以下の開発を行う。

#### (1) レーザ溶接プロセスの開発

- ・溶接欠陥（ポロシティ、スパッタ）抑制技術と溶接ビード形状（幅、高さ、止端部形状）制御技術の実継手への適用・確認
- ・溶接金属の均質化技術の実継手への適用・確認
- ・溶接線のシームトラッキング技術、及び溶接状況（プラズマ発生、溶込み深さ、ビーム貫通状況）のセンシング技術の実継手への適用・確認と実機向けプロトタイプ製作

#### (2) レーザ溶接金属の開発

- ・溶接金属の組織制御による靱性向上技術の実継手適用、ならびに実継手を模擬した溶接割れ試験法の開発と低温割れ評価技術法の開発を踏まえた予熱なし施工の実現

#### (3) レーザ溶接継手の破壊安全性評価技術の開発

- ・簡易靱性評価手法の大型試験を含む実継手での検証
- ・溶接止端形状制御による継手疲労特性向上技術の実継手による確認と理論付け
- ・大型構造物による継手性能と信頼性の評価・確認

### 3. 達成目標

中間目標：

- ・板厚 12mm 鋼板に対する JIS1 類レベルの 1 パス貫通突合せ溶接プロセスおよび 2 パス完全溶込み隅肉溶接プロセスの達成。
- ・板厚 12mmHT780 鋼板に対する予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属の開発とその溶接金属靱性： $vE-40 \geq 47J$  の達成。

- ・溶接部靱性の簡易評価手法の提案と、溶接継手疲労特性向上要因の明確化。

最終目標：

- ・板厚：12～25mm の HT780～HT980 に対し、予熱なしで割れが生じない JIS1 類レベルの品質を有するレーザー溶接による突合継手および隅肉継手を得る。
- ・継手性能としては、母材 HT780～HT980 において、溶接金属のシャルピー衝撃値が-40℃で 47J 以上、疲労強度が突合継手で JSSC 基準の E 等級、十字隅肉溶接継手で D 等級を得る。同時に、破壊靱性、疲労強度などのレーザー溶接継手のデータベースを構築する。
- ・レーザー溶接による実構造物向け溶接システム（プロトタイプ）を製作して大型モデル実溶接構造体を作成し、施工性の確認、改善および継手性能を検証する。

## 【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

### 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用の溶接材料の開発（溶接技術 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

本研究開発では、980MPa 級高強度鋼厚板の高能率アーク溶接に用いられる耐低温割れ性と強度・靱性を確保した溶接材料の開発を行う。

現状の高強度鋼厚板のアーク溶接では、低温割れ抑制に要する予熱・後熱処理、および、機械的特性確保のための入熱制限が必要であり、これらに伴う施工効率の低下が高強度鋼厚板の普及障害となっている。これを解決するには、溶接金属の耐低温割れ性と強度・靱性を確保することが最重要課題であり、それを実現するには、耐低温割れ性と機械的特性を同時に満足する溶接金属微細組織の制御技術、および、実継手における母材希釈の影響を加味した溶接材料の成分設計が必要である。この観点から、本研究開発では、基盤研究開発項目③で得られる冶金的知見および基盤研究開発項目①の新アーク溶接プロセス技術を参照しつつ、予熱・後熱なしで低温割れ性を抑制し、かつ、強度・靱性に優れた溶接材料の開発を行う。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 高強度鋼低温割れ防止のための溶接金属の成分設計

- ・高合金系組成・共金系組成における溶接金属の組織形成機構を解明し、残留オーステナイト量の制御技術の指針を得る。
- ・耐低温割れ性に及ぼす残留オーステナイトの量・形態および拡散性水素量の影響を解明し、組織バランスによる耐低温割れ性制御技術の指針を得る。

##### (2) 高強度鋼強度・靱性確保のための溶接金属の成分設計

- ・高合金系組成・共金系組成の溶接金属における強度・靱性バランスに及ぼす残留オーステナイト量、酸素量の影響解明と組織バランスによる強度・靱性制御技術の指針を得る。

##### (3) 高強度鋼用革新的アーク溶接材料の開発

- ・(1) (2) の知見を基とし、継手性能に及ぼす施工条件、母材希釈の影響を明確にし、溶接材料の最適成分設計指針を得る。（プロトタイプ溶接材料の提案）
- ・研究開発項目①②の新クリーンアーク溶接プロセス（クリーン MIG、プラズマ MIG）、およびファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接への適用技術を開発する。
- ・新溶接材料と新溶接プロセスを用いて製作した溶接部の継手性能・信頼性の評価を行う。

#### 3. 達成目標

##### (1) 中間目標

溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係を明らかにするとともに、試作ワイヤを用いて予熱なしで低温割れが生じない溶接金属組織の必要条件と高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化を行う。



(2) 最終目標

実用溶接材料の開発に結びつくプロトタイプ溶接材料の開発を行う。

目標値：予熱・後熱なしで低温割れなく、靱性-40℃で47J以上、かつ強度980MPa以上を確保する。

### 【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

#### 4) 熱処理なしに割れの抑止を可能とする 9Ni 系低温用鋼のプロトタイプ溶接材料の開発 (溶接技術 SG)

##### 1. 研究開発の必要性

世界的に地球温暖化防止に取り組む中、CO<sub>2</sub> 排出量を削減できる LNG(液化天然ガス)への関心が高い。LNG は天然ガスを-162℃の極低温に冷却・液化してタンク等の容器に貯蔵されるが、容器には低温脆性破壊防止のため 9Ni 鋼と言われる高級鋼材が使用されている。これまで 9Ni 鋼の溶接部には極低温下での破壊を防止すること、また 9Ni 共金系では高効率に溶接できる溶接プロセスがなかったことから、低温靱性に優れた Ni 基系の溶接金属が採用されてきた。しかし Ni 基溶接金属は強度が低い弱点があり、溶接金属部、すなわち鋼材を厚肉化して対応しているのが実態である。そのため 9Ni 鋼の特長である高強度を充分には生かせていない。

溶接金属部を薄肉化でき、かつ高効率に溶接施工できる高強度で低温靱性に優れた溶接材料の開発が強く求められている。

##### 2. 研究開発の具体的内容

現在汎用されている Ni 基溶接材料に加え、もともと高強度である共金系 9Ni 系溶接材料も検討対象とする。具体的な研究開発内容は以下となる。

###### (1) 凝固割れ防止技術の開発

いずれの溶接材料も溶接過程で凝固割れが発生する可能性がある。凝固割れの支配因子を固体/液体分配平衡や固体内拡散挙動、デンドライト成長挙動などの観点から明確化するとともに、こうした支配因子を組み入れて凝固過程をモデル化・シミュレーションを実施し、凝固割れ防止に繋がる溶接材料設計指針を導出する。

凝固過程のモデル化には凝固現象を正確に把握する必要があり、凝固過程をその場観察できる評価手法の高度化も並行して進める。

###### (2) 強度・靱性・割れ向上技術の開発

本プロジェクトで開発するクリーン溶接プロセスである「レーザ」と「MIG」は従来の溶接プロセスとは溶接入熱が大きく異なるばかりか、溶接金属中の酸素量が従来に比べて大幅に低減する。そこで溶接金属部の強度や靱性、割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を支配する因子を、金属組織に加えて、酸化物や析出物の観点も含めて明確化し、溶接金属部の強度や靱性、耐割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を兼備できる溶接材料設計指針を導出する。介在物や析出物の制御が主要ポイントの一つであり、これらの生成・成長過程をモデル化・シミュレーションできる技術も並行して進めていく。

###### (3) クリーン溶接プロセスに適合した 9Ni 系厚鋼板に対応したプロトタイプ溶接材料の開発

上記 2 点の開発は、①は液相状態、②は固相状態での材料設計技術となる。これらの材料設計技術を連携させ、液相から固相に至る一貫過程での溶接材料設計指針を導出し、ク

リーン溶接プロセスに適合した 9Ni 系厚鋼板に対応したプロトタイプ溶接材料を開発する。

### 3. 達成目標

中間目標：

溶接入熱と酸素量が溶接金属の機械的特性(耐力、強度、 $-196^{\circ}\text{C}$ の靱性値)におよぼす基礎データベースを試作ワイヤを用いて構築し、最終目標に向けた溶接材料設計指針を提示する。

最終目標：

予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できるプロセス条件下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、 $-196^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 50J 以上を達成できる 9Ni 鋼用プロトタイプ溶接材料を開発する。

### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究開発は高い目標にもかかわらず順調に進捗していると評価された。研究開発項目①-3)で開発された基盤技術を活用することで最終目標を平成 21 年度末に達成し、実用化の目途が得られたため、本研究開発項目③-4)を平成 21 年度で終了する。

## 【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

### 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計（高温クリープ SG）

#### 1. 研究開発の必要性

我が国では高度成長期に建設された多くの基盤インフラが徐々に計画寿命を迎え、その適切な更新、あるいは部分補修が喫緊の課題となっている。また、他方、エネルギー・電力安定供給の観点からは、燃料のベストミックスと CO<sub>2</sub> 排出削減の両立が必要であり、これまでに、高効率新型発電プラントの導入・安定稼動によって、国際的にも CO<sub>2</sub> 排出削減の先導的な役割を果たしてきた。

しかしながら、近年省エネ、安定操業を目指し導入された新型プラントにおいては、高強度材の使用が拡大しているが、これまでに経験のない損傷事例が溶接部等で発生することが報告され、大きな課題となっている。このような極限環境で使用される溶接構造物材料について、その損傷過程を正確に理解しないと、材料の高性能化を達成することはもはや不可能となっている。すなわち、溶接構造物材料が破壊に至るまでの変化をごく初期から寿命の末期まで高精度で測定できる新しい強度予測技術の確立と、極限環境で適用可能な新しい設計指針に基づいた新しい高クリープ強度合金の開発が強く望まれている。

本提案では、原子サイズからナノサイズまで測定可能な新しい強度予測技術体系法を確立して、現在、発電・エネルギー生産で使用されている高強度高温材料の溶接継手部および母材の組織変化・強度低下機構を明らかにし、基盤インフラの安全使用に資すると共に、解明した強化機構をもとに極限環境での使用が想定される、溶接継手強度低下が問題とならない高温機器材料のさらなる高性能化に必要な鋼材の合金設計と Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測技術を確立する。

#### 2. 研究開発の具体的内容

(1) 700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針の提示と実験室的試作。

10 万 h クリープ破断強度 100MPa、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上を実現できるフェライト系耐熱鋼(650℃)、オーステナイト系耐熱鋼(700℃)、Ni 基合金(750℃)の設計指針の開発および溶接継手部のクリープ強度向上材料設計指針を含めた新高クリープ強度耐熱鋼の設計指針の提示と実験室的試作を行い、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証とクリープ強度評価を開始する。

(2) 溶接部および母材の高精度クリープ変形・組織劣化モデリング技術の確立

原子・ナノスケールでのクリープ変形、組織劣化機構の解明に基づき、クリープ変形・組織劣化モデルを開発し、Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測技術を確立する。

#### 3. 達成目標

中間目標：

・実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。

- ・耐熱鋼の新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法の提示。

最終目標：

- ・新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発

#### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り順調に進捗していると評価された。その中でも耐熱鋼の合金設計の指導原理が明確にされており、平成 22 年度以降に各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれるため、財源の有効活用を目的に耐熱鋼開発を終了し、長時間クリープ強度予測法の開発に集中する。これにともない、以下に示す最終目標の一部を削除する。

「下記 a.~c. の実証を通じ、700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証の目処を得る。

- a. フェライト系耐熱鋼；100MPa at 650℃
- b. オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700℃
- c. Ni 基合金；100MPa at 750℃

### 【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

#### 6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築（水素脆化 SG）

##### 1. 研究開発の必要性

高級鋼においては溶接プロセスにおいて生じる種々の攪乱の結果 1ppm を超える水素が侵入して低温割れを起こす懸念があり、この低温割れに対する安全性を保障するフェールセーフ技術構築が本課題の目標達成にとって必要不可欠である。

このような技術構築においては、対象となる 980MPa 級高強度鋼での「破断限界応力-水素量マスターカーブ」の構築が求められる。さらにそのマスターカーブは、複雑な内部応力状態に対応できなければならない。すなわち鋼材や部材の破壊に対する優劣を評価するのではなく、与えられた溶接条件（応力と水素量）での破壊の有無を定量的に評価する技術手法が必要である。これによって初めて、高性能高信頼性継ぎ手可以实现できる。

金属組織の最適化指針の構築においては、焼き入れままマルテンサイト組織を対象にした検討が求められる。これまでの耐水素脆化に優れた高強度鋼開発は焼き戻しマルテンサイト組織を対象にしたものであり、焼き入れままマルテンサイト組織を対象とした組織最適化に関して有用な指針は得られていないのが現状である。焼き入れままマルテンサイト組織では、過飽和な固溶炭素が存在するが、この固溶炭素と水素の競合偏析を考慮した検討が不可欠である。また、溶接金属においては冷却時に内部応力が発生して塑性変形が付与されるために、各種格子欠陥における水素存在状態の定量化と破断限界に関する塑性変形の効果を評価する必要がある。

これら溶接金属や高強度母材の金属組織の最適化指針に関する技術開発によって、生産性が高くかつ低温割れの懸念のない溶接技術に対する鉄鋼利用産業からの強いニーズに答えることが出来る。

##### 2. 研究開発の具体的内容

###### 実験研究を中心とした分野

高強度ボルト鋼（焼き戻しマルテンサイト組織）で検討が進められている局所応力と局所水素量に基づく破壊限界のマスターカーブを、共通基盤技術で取得したデータを基にして、塑性変形が付与された焼き入れままマルテンサイト組織に適用する手法を構築する。

###### 計算研究を中心とした分野

共通基盤技術における取り組みと連携しつつ、焼き入れままマルテンサイト組織の特徴である固溶炭素に着目して水素割れのモデル基盤を構築して、溶接金属組織と組成の最適化指針の開発を行う。

##### 3. 達成目標

###### 中間目標：

- ・空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価。

- ・ 上記存在状態における水素に対する炭化物及び固溶炭素の影響の定量評価。

最終目標：

- ・ 粒界水素量の動的挙動の予測手法構築。980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界（水素量、局所応力）の予測手法の構築。

## 【研究開発項④】先端的制御鍛造技術の開発

### 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発（制御鍛造 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

本研究開発では、鍛造部材の軽量化と加工性(切削性)を両立させるために、化学成分の最適化(合金設計)と加工熱処理条件の最適化(プロセス開発)を行う。

鍛造部材の軽量化のためには、高強度化が必須であるが、そのままでは加工性の低下が避けられない。しかし鍛造部材で高強度を求められる箇所は一部分であるため、同一部品内において高強度部と軟質部を造り込むことで傾斜機能が付与され、鍛造部材の軽量化と加工性の両立が可能となる。本研究開発では強度制御幅が大きいと予想される VC の析出強化を主体に検討する。

#### 2. 研究開発の具体的内容

以下の項目に対して研究を進めることにより、目標を達成する。

##### (1) VC の析出強化を最大化・最小化するための合金設計・プロセス開発

量産部材として用いられている中高炭素鋼のフェライト+パーライト組織を前提とし、高強度化を図るために V を多量添加した成分系で研究を進める。多量添加した V による VC 析出強化を最大化できる化学成分、加工熱処理条件を調査する。それと並行して、傾斜機能付与のため、同一成分鋼で VC の析出強化を最小化するための加工熱処理条件を調査する。

##### (2) マトリックス(フェライト+パーライト組織)の強度制御のための合金設計・プロセス開発

鋼材、組織は上記(1)と同様の前提とし、フェライト+パーライト組織の高強度化・傾斜機能付与を図るための化学成分、および組織制御のための加工熱処理条件について調査する。

#### 3. 達成目標

中間目標：

同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

- a.大型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 900MPa 未満(軟質部)
- b.中型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
- c.小型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)

最終目標：

同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

- a.大型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
- b.中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
- c.小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)



## 【研究開発項④】先端的制御鍛造技術の開発

### 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築（制御鍛造 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

本研究では、先に開発されたベース鋼の強度分布を予測するシミュレーションシステムに対して、開発鋼のデータベースを新たに組み込み、開発鋼を用いた場合での強度分布を得るための最適工程設計を可能とするシミュレーションシステムの構築を行う。これにより、さまざまな鍛造部品に対して、目標とする強度分布を得るための工程設計や、軽量化のための形状設計が可能となる。

#### 2. 研究開発の具体的内容

(1) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスの基盤技術の各モジュールに対応するデータベースの作成・構築

(2) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスを対象に、大変形マルチスケールシミュレーションモデルシステム（前方押し用鍛造部品解析モデルの開発、大変形域用 FEM 解析モデルの開発、強度・部品特性分布予測）を開発し、二次元軸対象モデルにて、システムの検証を行う。

#### 3. 達成目標

中間目標：

システムを構成する各モジュール用データベースの構築（一般的な鍛造プロセス使用）。

#### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は基礎的な分野で順調に進捗していると評価された。また、研究開発項目②-2)との連携により実用化に向けたプロセス用バーチャルラボシステムの枠組みを完成できたため、各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれる。よって、財源の有効活用のため、本研究開発項目④-2)を平成 21 年度で終了する。これにともない、最終目標「システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マルチスケールシミュレーションモデルの構築（開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証）」を削除する。

## 【研究開発項④】先端的制御鍛造技術の開発

### 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示（内部起点疲労破壊 SG）

#### 1. 研究開発の必要性

鋼材を高強度化したとき、および、制御鍛造により傾斜機能を付与した時に課題となる内部起点型疲労損傷の中でも、最も重要かつ、現象やメカニズムが知られていない転動疲労において、そのメカニズムを明確にすると同時に、さらなる高強度化・高寿命化のための制御指針の提示が必要である。さらに、高強度化・高寿命化された鋼材の使用を促進するためには寿命予測式の構築と臨界介在物径の明確化が不可欠である。

#### 2. 研究開発の具体的内容

(1) 転動疲労剥離起点となる可能性が高いサンプル内部介在物を同定後、転動疲労中の剥離プロセス経時変化を非破壊的に追跡観察し、剥離プロセスの概況を把握する。

(2) 非金属介在物周囲の応力解析シミュレーション手法を確立する。また、上記に合わせて詳細に観察したき裂発生以前の損傷状況、き裂発生・伝播挙動を、応力解析結果と合わせて、転動疲労メカニズムを明確化する。

(3) 内部起点疲労損傷における起点欠陥すなわち非金属介在物の性状と疲労寿命との関係を転動疲労実験により求めて、臨界起点欠陥サイズ臨界サイズが求まる転動疲労寿命予測式を立案する。さらに、非金属介在物組成・サイズを変化させた試作材を用いた転動疲労試験により寿命式の検証を行なう。

#### 3. 達成目標

中間目標：

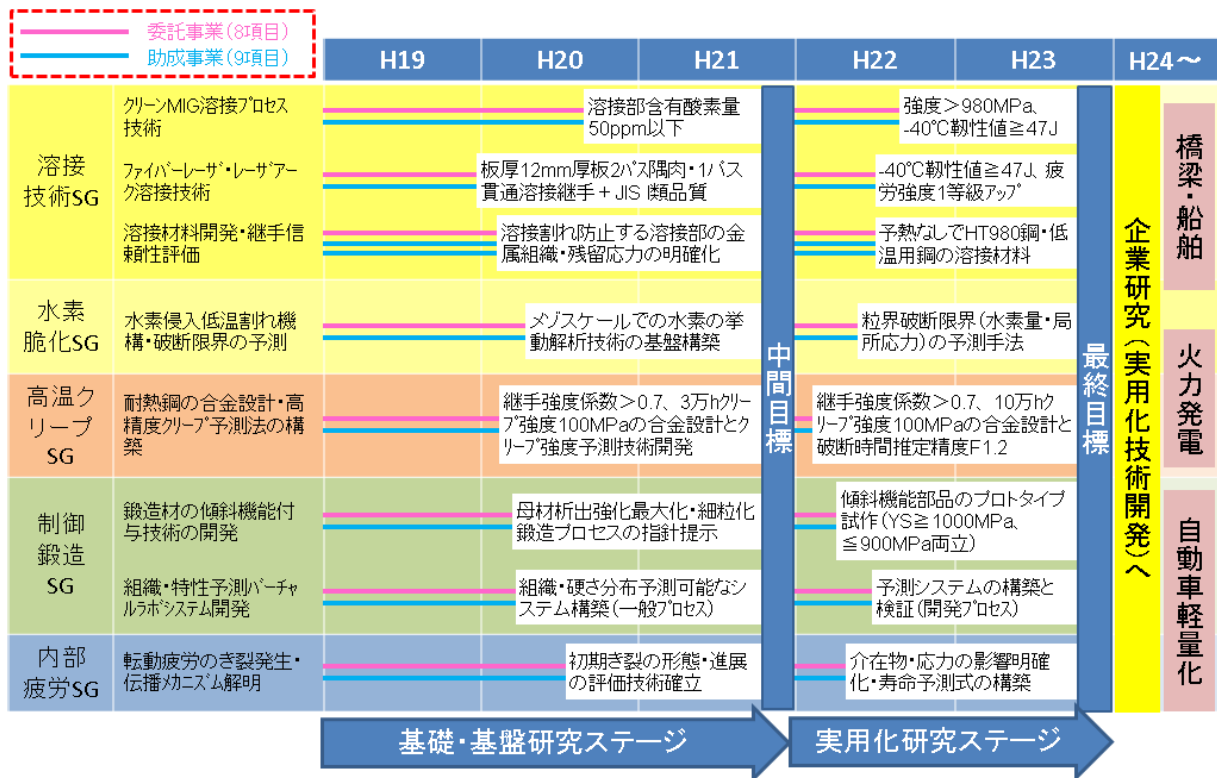
内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の各種要因を抽出。

最終目標：

材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る。

### 2. 1. 3 研究開発の全体スケジュール・予算

本プロジェクトの全体スケジュールを図Ⅱ-2-6に示す。本プロジェクトではSG毎に事業目標・実用化出口イメージを共有する共通基盤技術を担当する委託事業の研究開発項目と実用化技術を担当する助成事業の研究開発項目を並行して実施した。また、研究開発の進捗を適切に管理し、計画や体制変更を含めた柔軟なマネジメントを行えるようにそれぞれの研究開発項目に平成21年度末までの中間目標、平成23年度末までの最終目標を設定した。また、プロジェクト期間5年のうちの前半3年間は基礎・基盤研究ステージ、残り2年間は特に開発成果の実用化を意識した実用化研究ステージと位置付け、研究開発を推進した。



図Ⅱ-2-6. 研究開発の全体スケジュール

プロジェクト当初予算と研究加速財源を含む研究開発予算の推移を表Ⅱ-2-1に示す。研究開発予算は前半3年間は約10億円/年で推移したが、平成22年度以降は実施体制や研究計画等の変更、見直し等を受けて約4~6億円/年で推移し、5年間全体の総額で約42億円であった。なお、プロジェクト立ち上げ当初の想定事業費は58億円であった。

表 II-2-1. 研究開発予算 (単位：百万円)

	H19年度		H20年度		H21年度		H22年度		H23年度		合計
	委託	助成	委託	助成	委託	助成	委託	助成	委託	助成	
溶接技術SG	296	74	220	93	292	74	72	51	86	68	1,327
水素BRU	128	8	97	18	74	18	0	20	0	25	386
高温クリープSG	105	44	164	95	79	61	118	36	133	154	987
制御鍛造SG	150	155	114	153	145	133	34	48	33	64	1,030
内部起点疲労破壊SG	89	43	53	29	93	44	32	20	41	35	478
小計	768	324	648	388	683	330	256	176	292	345	4,209
合計	1,092		1,036		1,012		432		637		

備考)プロジェクト立ち上げ当初想定事業費58億円

## 2. 2 研究開発の実施体制

プロジェクト発足当初の実施体制を図 II-2-7 に示す。本プロジェクトでは、名古屋大学前副総長 宮田隆司先生を研究開発責任者（プロジェクトリーダー（以下、PL という。））とし、各技術分野の研究開発を担当する溶接技術 SG、水素脆化 SG、高温クリープ SG、制御鍛造 SG、内部起点疲労破壊 SG の 5 つのサブグループ（SG）を編成して研究開発を推進した。それぞれの SG には共通基盤研究を担当する大学・国研等と実用化研究を担当する企業が属し、互いに進捗や成果を共有して緊密に連携を保ちながら、共通基盤研究から実用化研究までの研究開発を効率的に進めることを目指した。さらに全実施機関を結びつける研究体を設置し、プロジェクト全体で成果を共有するとともに SG 間の連携も定期的にとる体制とした。

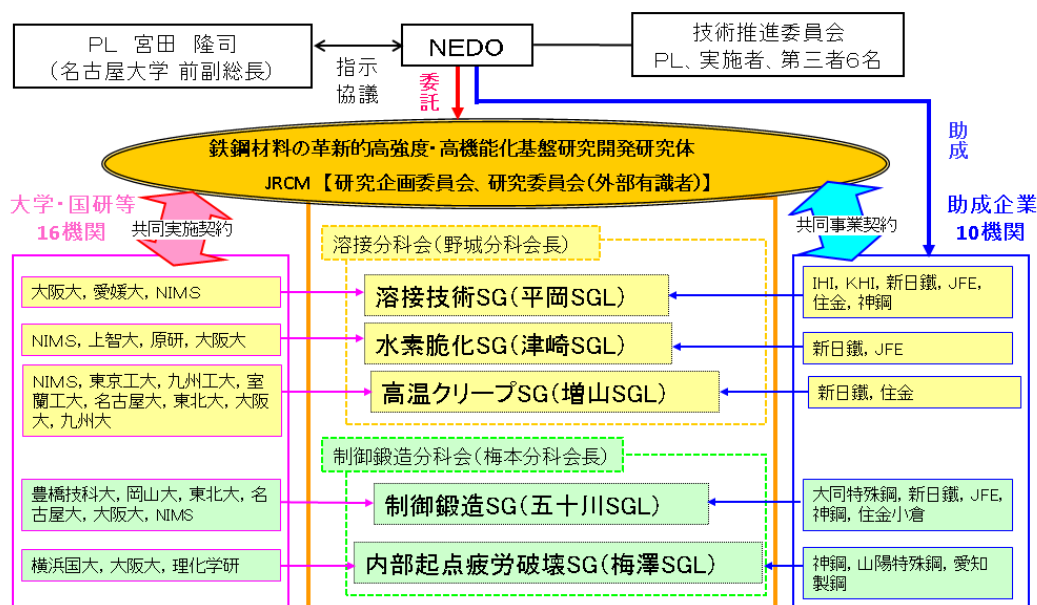


図 II-2-7. 研究開発の実施体制 (プロジェクト発足当初)

## 2. 3 研究開発の運営管理

研究開発全体の管理・執行に責任を有する NEDO は、経済産業省および研究開発責任者と密接な関係を維持しつつ、本プロジェクトの目的および目標に照らして適切な運営管理を行った。すなわち必要に応じて技術推進委員会等を開催し、ユーザーを含めた外部有識者の意見を運営管理に反映させた他、共通基盤技術を担当する委託事業と実用化技術を担当する助成事業の密接な連携を図り、プロジェクトを円滑に推進した。また、各委員会やサブグループ単位で会議を実施し、積極的な情報交換を行うとともに、PL 等を通じてプロジェクトの進捗について報告を受けること等を行った。

具体的には PL を中心にプロジェクトに参画する全機関で構成される鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体を組織し、研究企画委員会やユーザーを含む外部有識者の助言を反映させる研究委員会等を設置し、事業の範囲、具体的遂行方法など研究開発に係る方針等を協議、決定した。また、知的財産の取り扱いに関する覚書を取り交わすなど、「技術の帰属明確化による参画機関の知的財産権の保護」や「プロジェクトにおける秘密情報の守秘義務化、学会発表等の外部開示情報の共有化による特許技術範囲の保護」、「参画機関による出願特許の情報共有化によるノウハウとなる技術の流出防止」など、知的財産のマネジメントに関する施策を実施した。なお、運営協定の設定による研究体組織の運用・管理、研究企画委員会の開催等は一般財団法人金属系材料研究開発センター（JRCM）の協力によって実施された。

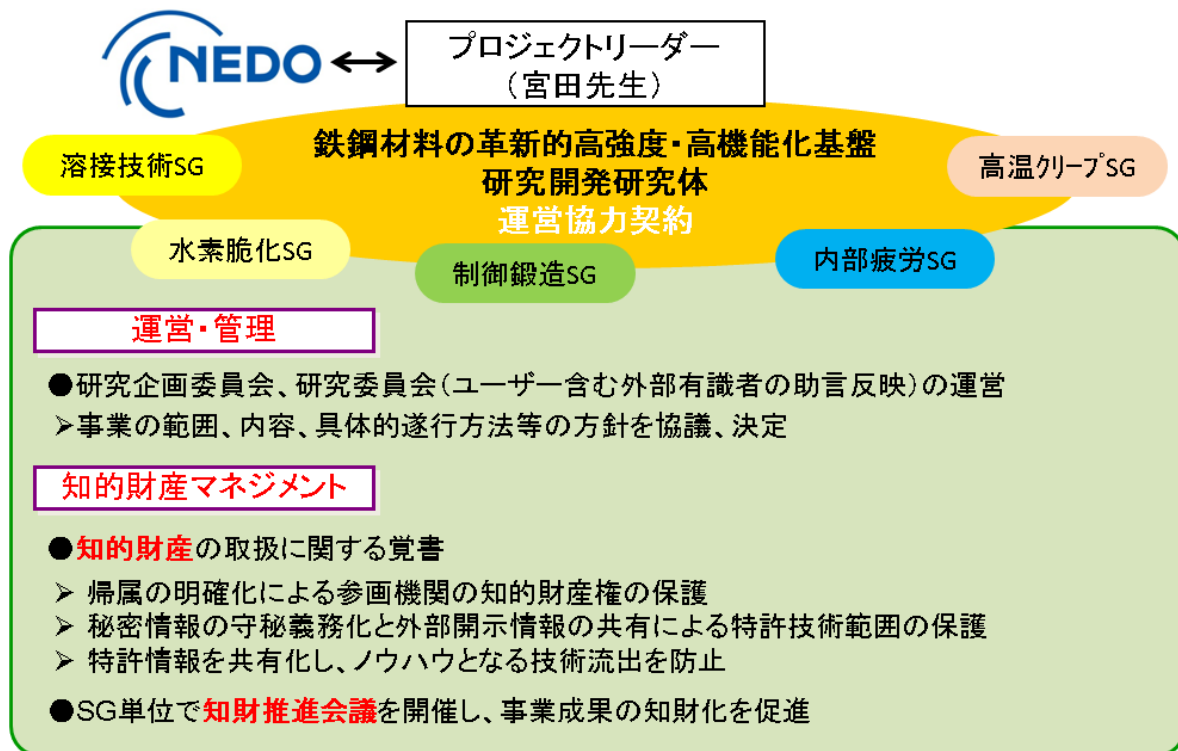


図 II-2-8. 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体

PL の役割、各種委員会等の会議情報を以下に示す。

## プロジェクトリーダー（PL）の役割

研究開発に参画する各機関が有する研究開発のポテンシャルを最大限活用し、効率的な研究開発を推進する観点から、名古屋大学前副総長 宮田隆司先生をプロジェクトリーダー（PL）としてプロジェクトを推進した。PL は NEDO が実施・管理を行う当該プロジェクトの効率的な研究開発の推進を図

るため、研究開発の現場において指示・指導・調整の任にあたり、研究開発計画原案の策定、研究成果のとりまとめ等の役割を担う。PL の役割を以下に挙げる。

## PLの役割

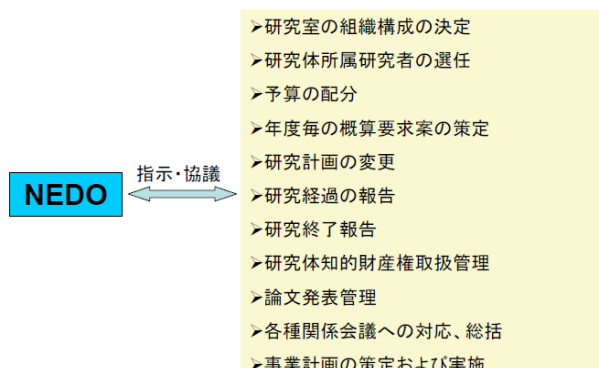


表 II-2-2. PL の役割

組織関係	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 研究体の研究室の設置、廃止等の組織構成の決定</li> <li>● 研究体のサブ研究リーダーの選任と解任</li> </ul>
研究体所属研究者関係	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 大学、企業が提出する研究者候補リストの中からの研究体所属研究者の選任</li> <li>● 研究体所属研究者の任期の設定および変更に関する調整</li> <li>● 研究体所属研究者の担当研究項目の決定</li> <li>● その他研究体所属研究者の総合的な統括</li> </ul>
予算、研究場所、研究設備および装置等	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 実施時における予算の配分の調整</li> <li>● 研究体の活動に割り当てられた研究場所の配分、模様替え等の調整</li> <li>● 研究設備および装置等の使用範囲等の調整</li> </ul>
研究計画および報告	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 年度毎の概算要求案（年間研究計画書案、実施計画書案の策定）</li> <li>● 研究計画の変更（実施計画書変更申請案の策定）</li> <li>● 軽微な研究計画の変更（実施計画書変更届出書の策定）</li> <li>● 研究経過の報告（成果報告書案、その他必要に応じた研究報告書案の策定）</li> <li>● 研究終了報告（研究終了報告書案の策定）</li> </ul>
研究評価	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 研究内容の研究体内での評価</li> <li>● 研究者の研究体内での評価</li> </ul>

研究成果	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 別途定める研究体知的財産権取扱規程の施行およびその遵守に関する指導管理</li> <li>• 論文発表等による公開を、知的所有権による保護に優先させるか否かの判断</li> </ul>
第三者との共同研究、研究者等の招聘	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 第三者との共同研究の実施と管理（①共同研究および共同研究契約に対する要望事項の取り纏め、②共同研究契約書案の策定、③各種報告書案の策定）</li> <li>• 外部研究者（大学、企業等）の調整および選任</li> </ul>
その他	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 研究体の研究活動推進のための総合調整</li> <li>• 経済産業省、NEDO、大学、企業に置かれた各種関係会議への対応、総括</li> <li>• 事業計画の策定および実施</li> </ul>

### 技術推進委員会

プロジェクトの目標達成度を把握するとともに、実施期間、基本計画、研究開発体制等の見直しを弾力的に行うため、外部の専門家、有識者等によって構成される技術推進委員会をNEDO主催で計3回開催し、プロジェクトの計画や運営管理に反映させ、研究開発の計画・内容の妥当性を確保した。

表Ⅱ-2-3. 技術推進委員会 外部有識者委員

氏名	所属	役職
一柳 朋紀	株式会社鉄鋼新聞社	取締役
国重 和俊	香川大学 工学部	教授
粉川 博之	東北大学 大学院工学研究科	教授
新田 明人	一般財団法人電力中央研究所 材料科学研究所	所長
※野本 敏治	東京大学	名誉教授
松川 不二夫	一般財団法人日本自動車研究所	主席研究員

所属、役職はPJ実施期間中のもの。※は委員長

表Ⅱ-2-4. 技術推進委員会 実施状況

	開催日	場所
第1回	平成20年2月20日	東京商工会議所
第2回	平成20年12月2日～3日	NEDO別館
第3回	平成22年11月30日～12月1日	NEDO日比谷

## 研究委員会

PL 主催による研究委員会を計 8 回開催し、表 II-2-5 に示すユーザーを含めた専門家、外部有識者の助言、評価をプロジェクトの運営管理に反映させた。

表 II-2-5. 研究委員会 外部有識者委員

氏名	所属	役職
※栗飯原 周二	東京大学	教授
大堀 學	日本精工株式会社	部長
酒井 拓	電気通信大学	理事
高木 愛夫	東京電力株式会社	マネジャー
福神 健字郎	日産自動車株式会社	部長
福田 裕治	バブコック日立株式会社	所長
藤根 学	トヨタ自動車株式会社	部長
松山 晋作	前 神奈川工科大学	講師
宮崎 建雄	ユニバーサル造船株式会社	生産技術担当部長

所属、役職は PJ 実施期間中のもの。※は委員長

表 II-2-6. 研究委員会 実施状況

	開催日	場所
第 1 回	平成 19 年 10 月 10 日	JRCM
第 2 回	平成 20 年 3 月 13 日	JRCM
第 3 回	平成 20 年 10 月 30 日	JRCM
第 4 回	平成 21 年 5 月 21 日	JRCM
第 5 回	平成 22 年 3 月 3 日	JRCM
第 6 回	平成 22 年 10 月 7 日	航空会館
第 7 回	平成 23 年 4 月 18 日	JRCM
第 8 回	平成 23 年 12 月 8 日	航空会館

## その他委員会等

革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体の運営委員会として PL を中心とした「研究企画委員会」を 4 回／年程度開催し、研究内容の進捗を確認するとともに、プロジェクトの予算配分等の運営方針を協議、決定した。また SG リーダーを中心に実務者レベルで研究内容の進捗を確認するとともに、今後の研究開発の方針等を協議する「サブグループ (SG) 会議」を適宜開催した。各 SG における会議開催回数は表 II-2-7 に示すとおりであり、研究開発の進捗や方針が適切に管理された。



表 II-2-7. SG 会議 実施状況

	溶接技術 SG	水素脆化 BRU	高温クリープ SG	制御鍛造 SG	内部疲労 SG
SG 会議回数	38 回	22 回	30 回	53 回	23 回

## 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. 4. 1 研究テーマの選択と集中

財源の有効活用を目的として平成 21 年度に研究テーマの選択と集中を行った。主な変更点は平成 20 年 12 月に実施した技術推進委員会の指摘事項を反映し、出口の明確化を目的に水素脆化 SG を溶接技術 SG へ統合し、その名称も水素脆化 BRU (Base Research Unit) に変更した。また制御鍛造 SG で「析出強化」と「組織微細化」の 2 つの方法によって高強度化を検討してきたが、「組織微細化」による高強度化の研究開発を中止し、より実用化に近いと判断された「析出強化」に財源を集中した。溶接技術 SG、高温クリープ SG においても各企業での事業化が見込まれる研究テーマは繰り上げ終了とするなど、選択と集中を目的として早期終了が可能であると判断された研究テーマについては平成 20 年度で終了した。その結果、図 II-2-9 に示すように、平成 20 年度まで 5 つの SG で実施していた委託事業 48 研究テーマ、助成事業 18 研究テーマの合計 66 研究テーマから、平成 21 年度には 4 つの SG、1 つの BRU で委託事業 33 研究テーマ、助成事業 17 研究テーマの合計 50 研究テーマに重点化することとし、最終目標に向けて研究開発をより一層加速させることを目指した。

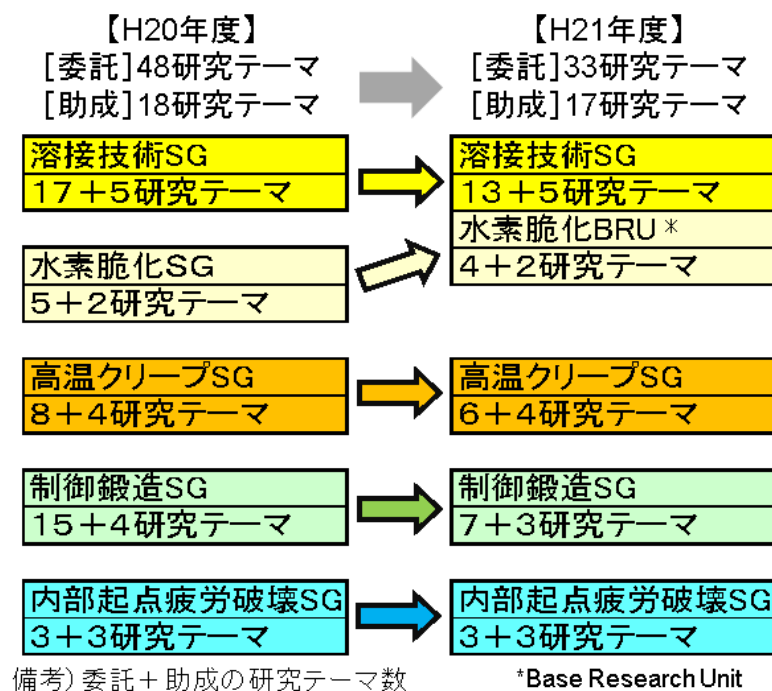


図 II-2-9. 研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中 (平成 21 年度)

さらに平成 22 年には平成 21 年 7 月に実施した中間評価の結果を踏まえ、平成 21 年度末まで実施した共通基盤技術の研究開発成果を活用することで各企業での実用化研究に移行しても事業化が見込まれると判断されたテーマについては早期の繰り上げ終了とした。これによって、平成 22 年度以降、大幅に縮減した予算においても最大限事業成果を達成できる研究体制に刷新した。

具体的には溶接技術 SG では、低温用 9%Ni 鋼厚板に関連した研究テーマは委託事業、助成事業共に最終目標を平成 21 年度末に達成し、企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれたことから、平成 21 年度に早期終了した。さらに水素 BRU の委託事業は、最終目標を平成 21 年度末に達成し、共通基盤技術の研究成果を助成事業へ展開し、有効活用できることが見込まれたことから、平成 21 年度に早期終了した。

高温クリープ SG では、700℃級プラント用耐熱鋼の合金設計に関する研究テーマにおいて、委託事業、助成事業共に平成 21 年度末に中間目標を達成し、10 万時間強度を達成できる材料設計の指導原理を獲得した。そのため平成 22 年度以降、各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれたことから、平成 21 年度に早期終了し、長時間クリープ強度予測技術に関する研究テーマに財源を集中した。

制御鍛造 SG では、鍛造プロセスのバーチャルラボシステムに関する研究テーマにおいて、委託事業、助成事業共に平成 21 年度末に中間目標を達成し、開発された基盤技術を活用することで各企業での実用化研究へ移行しても事業化が可能であると見込まれた。そのため、本研究テーマは平成 21 年度に終了し、傾斜機能付与鍛造技術に関する研究テーマに財源を集中した。

以上のように、企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれたテーマや研究開発が順調に進捗し、平成 21 年度に中間目標あるいは最終目標を達成した研究テーマについては、終了時期を繰り上げて早期終了し、他の重要な研究テーマへ財源を集中するなど、最終目標の早期達成を通じた実用化への加速と財源の有効活用を目的とした研究テーマの選択と集中を実施した。

これに伴い、図 II-2-10 に示すように平成 21 年度まで実施した委託事業 33 研究テーマ、助成事業 17 研究テーマの合計 50 研究テーマから、委託事業 20 研究テーマ、助成事業 14 研究テーマの合計 34 研究テーマへさらに絞り込みを行って重点化し、最終目標の達成に向け、研究開発をより一層加速した。

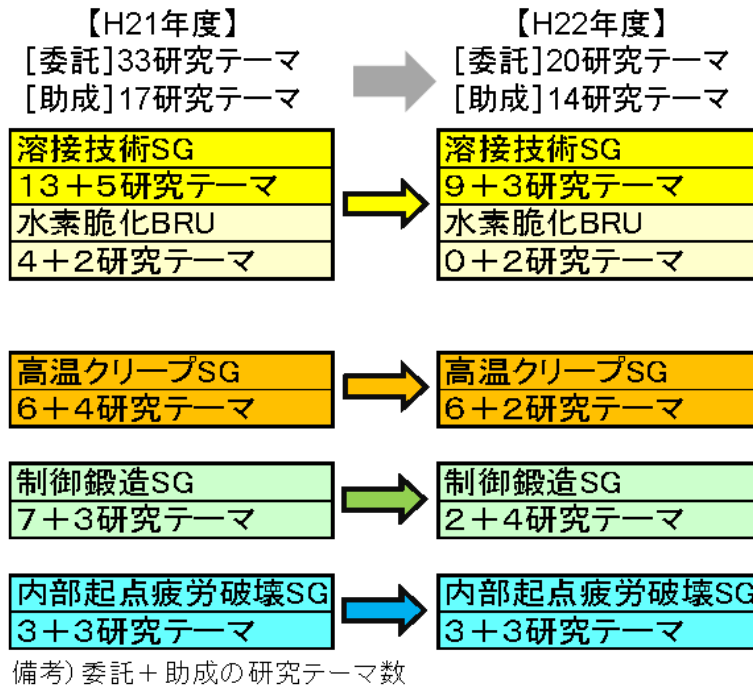


図 II-2-10. 研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中（平成 22 年度）

以上のように、実用化の加速と財源の有効活用を目的とした研究テーマの選択と集中に伴い、表 II-2-8 に示す研究開発項目のうち、一部の研究開発については中間目標あるいは最終目標を達成したことから、早期終了とした。また、一部の研究開発項目については最終目標を変更した。

表 II-2-8. 早期終了又は最終目標を変更した研究開発内容

		関連する 研究開発項目	中間目標 (平成 21 年度末)	最終目標 (平成 23 年度末)	備考
溶接技術 SG	委託	①-3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発及び溶接継手信頼性評価技術の研究	予熱なしで溶接割れが生じない溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化	予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できる 9%Ni 鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690～830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を達成できる要件の明確化	高効率溶接技術（低温用鋼） → 早期終了（自主研究へ）

	助成	③-1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価	<ul style="list-style-type: none"> <li>・開発されたクリーン溶接技術の施工安定性・制御性など実用性を評価し、各制御因子の影響を把握し、実用可能なプロセスを絞り込むとともに、溶接装置を基盤研究を基に試作する。</li> <li>・別途開発された 1 次試作ワイヤを用いて継手を製作し、予熱・後熱なしで低温割れが生じないことを、試験体で確認すると共にその継手性能を調査する。</li> </ul>	低温用鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は非破壊検査 1 類を確保し、現行 TIG 溶接の 2 倍以上の施工能率で耐力が 590MPa 以上、強度が 690 ~ 830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を目標とする。	高効率溶接技術 (低温用鋼) → 早期終了 (自主研究へ)
		③-4) 熱処理なしに割れの抑止を可能とする 9Ni 系低温用鋼のプロトタイプ溶接材料の開発	溶接入熱と酸素量が溶接金属の機械的特性 (耐力、強度、-196℃の靱性値) におよぼす基礎データベースを試作ワイヤを用いて構築し、最終目標に向けた溶接材料設計指針を提示する。	予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できるプロセス条件下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を達成できる 9Ni 鋼用プロトタイプ溶接材料を開発する。	溶接材料 (低温用鋼) → 早期終了 (自主研究へ)
水素脆化 BRU	委託	①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究	<ul style="list-style-type: none"> <li>・単一の格子欠陥 (空孔、転位、粒界等) を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化</li> <li>・メゾスケール (結晶粒数個~数十個レベル) での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。単純化したモデル組織での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥 (空孔、転位、粒界等) における水素存在状態の定量化</li> <li>・メゾスケール (結晶粒数個~数十個レベル) でのき裂の進展等のモデルの基盤構築。単純化した金属組織を持つ 980MPa 高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。</li> </ul>	水素脆化基盤技術 → 早期終了 (助成事業で成果活用)

高温クリープ SG	委託	①-4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の研究	溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃ 級耐熱材料の合金設計指針の提示。	溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、10 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃ 級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示	合金設計 → 早期終了 (自主研究へ)
	助成	③-5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計	実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。	下記(a)~(c)の実証を通じ、700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証の目処。 (a)フェライト系耐熱鋼；100MPa at 650℃ (b)オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700℃ (c)Ni 基合金；100MPa at 750℃]	合金設計 → 早期終了 (自主研究へ)
制御鍛造 SG	委託	②-1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究	母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示	<del>降伏強度以上で<math>\gamma</math>域(900℃)加工でフェライト粒径<math>2\mu\text{m}</math>以下、<math>\alpha</math>域および<math>\alpha+\gamma</math>域加工でフェライト粒径<math>1\mu\text{m}</math>以下の超細粒の実現</del> → 降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示	傾斜機能鍛造技術 → 最終目標の変更 (テーマ絞り込み)
		②-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発	組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築(一般的な鍛造プロセス使用)	組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築(開発鍛造プロセス使用、プロトタイプ試作モデルの強度測定にてシステム検証)	バーチャルラボシステム → 早期終了 (自主研究へ)
	助成	④-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築	システムを構成する各モジュール用データベースの構築(一般的な鍛造プロセス使用)	システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マルチスケールシミュレーションモデルの構築(開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証)	バーチャルラボシステム → 早期終了 (自主研究へ)

## 2. 4. 2 研究開発の実施体制の再編成

平成 20 年度、平成 21 年度に実施した研究テーマの選択と集中による研究テーマの絞り込みと重点化に伴い、研究開発の実施体制も見直した。主には出口の明確化を目的に、水素脆化 SG を溶接技術 SG に統合し、その名称を水素脆化 BRU (Base Research Unit) へと変更した。平成 22 年度以降の実施体制を図 II-2-11 に示す。プロジェクト発足当初は委託事業に 15 の大学・国研と JRCM を合わせた 16 機関、助成事業に 10 社の企業が参画していたが、平成 22 年度以降は委託事業に 11 の大学・独法と JRCM を合わせた 12 機関、助成事業に 9 社の企業が参画する体制とした。ただし、PJ 当初の枠組みで委託事業と助成事業が緊密な連携を図ることを目的とした SG 体制や、SG 間の連携や実施者全体をつなぐ役割を担う鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体の枠組みは変更していない。一方、助成事業を推進するにあたり、高度な知識や技術を有する研究機関のサポートが必要な部分については、委託事業の研究機関の一部を助成事業の再委託先へとシフトすることにより、残る 2 年間の実用化研究のステージを効果的に推進する体制とした。

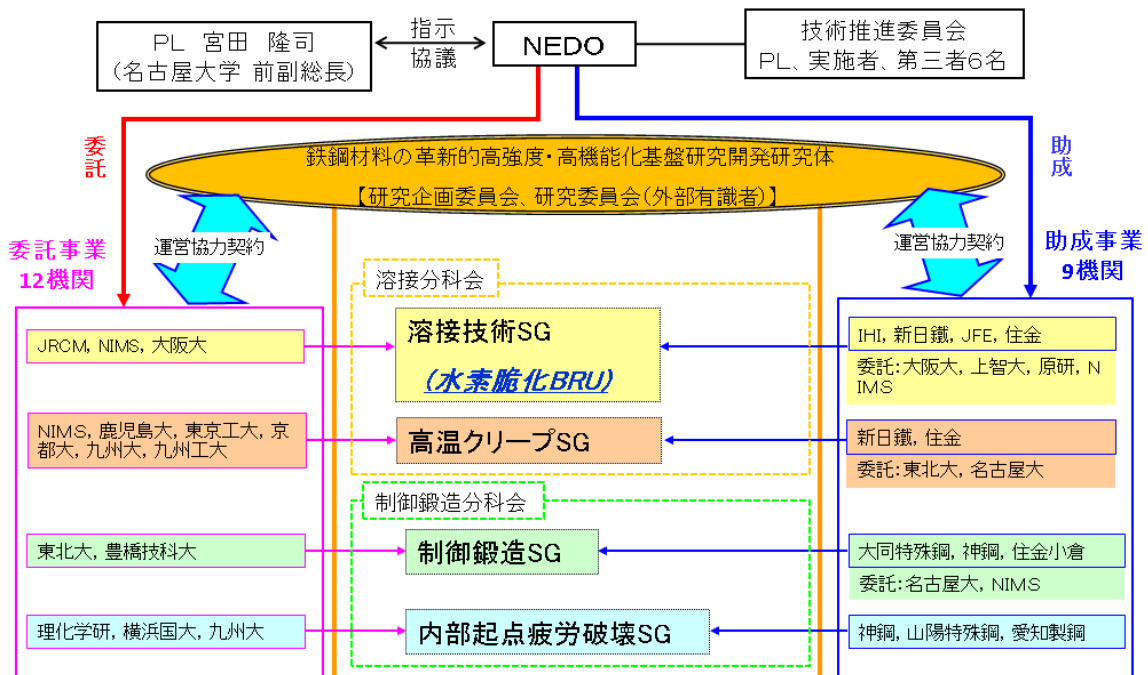


図 II-2-11. 研究開発の実施体制 (平成 22 年度以降)

### 3. 情勢変化への対応

#### 3. 1 研究加速財源の投入

研究テーマの選択と集中によって研究テーマの重点化を図り、財源を有効活用する一方で研究開発の進捗状況や技術推進委員会等での評価や助言をふまえ、目覚ましい技術的成果があげられ、当該技術分野における国際競争上の優位性の確立が期待されると判断された研究テーマについては、研究開発を加速的に進捗させることを目的に研究加速財源の追加配賦を行った。研究加速財源の配賦実績を表 II -2-9 に示す。

例えば、平成 22 年度の研究加速財源で導入した溶接技術 SG の「大型継ぎ手の耐低温割れ性評価システム」は、予熱なしでの高強度鋼の溶接において、低温割れ発生防止拘束条件を明確化して継手の信頼性向上に寄与するものであり、溶接工法の規格化への基準データを取得することができ、クリーン MIG 溶接技術の早期実用化を促進することが期待される。

高温クリープ SG の平成 22 年度の加速である「耐熱鋼損傷評価用クリープ試験機」では、25 台のクリープ試験機を導入し、研究開発スピードを律速していた長時間クリープ試験の評価能力を向上させた。これにより、本プロジェクトで開発した耐熱鋼のクリープデータを拡充し、ASME 等の国際標準化に向けたデータ収集に活用した。これにより、開発鋼の早期実用化が加速され、火力発電分野における国際的な競争優位性を維持できると期待される。また、「陽電子消滅 CDB 法計測装置」、「オンサイト型陽電子消滅寿命測定装置など」においては、耐熱鋼のクリープ損傷を精度良く検出し、耐熱材料の非破壊による余寿命診断に有効な陽電子消滅寿命測定装置を実験室レベルから持ち運び可能な装置に改良した。これにより実プラントでの配管におけるクリープ損傷の検出が可能となり、実プラント配管の余寿命その場診断技術の早期実用化に繋がることが期待される。

制御鍛造 SG の平成 21 年度の加速である「透過型電子顕微鏡用 CCD カメラ」は鍛造部品の強度特性を支配する析出 VC のサイズ・数密度等を精度良く定量化することに活用された。これによって鍛造部品の強化指針が明確となり、添加した V を効果的に強化に活用した高強度鍛造部品の合金設計に活かされ、傾斜機能付与鍛造部品の早期実用化を促進することが期待される。

内部起点疲労破壊 SG の平成 22 年度の加速である「転動疲労寿命評価装置」は長時間を必要としていた疲労寿命の評価機能を従来比 1/3 に短縮し、転動疲労におけるき裂の進展、停留データを拡充することに活用された。これにより転動寿命予測式の構築につながり、自動車等で使用される軸受け部品の信頼性向上に寄与することが期待される。

表 II -2-9. 研究加速財源の配賦実績

SG	年度	件名	金額(百万円)
溶接技術 SG、水素脆化 BRU	H19	高輝度光源装置	7
	H19	低温冷却装置装備 5MN 疲労・大変形引張装置	13
	H19	水素雰囲気溶接熱・応力サイクル再現装置	79
	H19	温度制御・計測システム装備 材料強度・破壊試験装置	14
	H19	高電流形電場指紋照合装置	13
	H19	サーマル電解放出型走査電子顕微鏡装置	39
	H20	横向き繰返し荷重載荷アクチュエータ	17
	H21	その場精密水素分析装置	28
	H22	大型溶接継手の耐低温割れ性評価システム (クリーン MIG)	31
高温クリープ SG	H19	陽電子線クリープ試験評価装置	47
	H20	組織・構造解析用試料高精度化装置	10
	H20	微小領域ひずみエネルギー解析装置	21
	H21	フェライト系開発材の国際規格化データ採取	30
	H22	陽電子消滅 CDB 法計測装置	39
	H23	耐熱鋼損傷評価用クリープ試験機	100
	H23	オンサイト型陽電子消滅寿命測定装置など	58
制御鍛造 SG	H19	捻り式熱間加工シミュレータ・高周波加熱装置	22
	H19	超微細結晶方位解析装置	36
	H20	TEM 用一軸引張フォルダー	6
	H21	透過型電子顕微鏡用 CCD カメラ	13
内部起点疲労破壊 SG	H19	非干渉型 3 c h ガウスメータ&マルチトリガーシステム	26
	H20	超精密楕円振動切削装置	5
	H21	前処理成形加工装置	7
	H21	3次元近接センサーシステム	7
	H22	転動疲労寿命評価装置	10



#### 4. 中間評価結果への対応

平成 21 年 7 月に行った中間評価では外部有識者で構成される評価委員から本プロジェクトの今後について提言、指摘事項を頂いた。主な指摘事項とその対応方針及び反映内容（抜粋）を表 II-2-10 にまとめる。

表 II-2-10. 中間評価における主な指摘事項と対応方針及び反映内容（抜粋）

		今後に対する提言	対応方針・反映内容
溶接技術 SG	委託	溶接継手全体での（疲労、靱性）特性評価と新たな溶接金属組織の安定性と低温割れメカニズムの解明と実用化のための信頼性の最終確認を詰めて頂きたい。	研究加速財源により新計測設備を導入し継手評価を実施する。疲労・靱性評価は主要実施項目とした。
	助成	<ul style="list-style-type: none"> <li>・継手としての総合評価が実用上重要で、大型部材による実用レベルでの検証が望まれる。今後は実際の溶接環境を考慮し、実用化のための十分なデータ蓄積と施工裕度の確保がキーポイントになる。</li> <li>・新規溶接材料の規格化についても検討を望む。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・大型部材による実用レベル検証は主要実施項目とした。</li> <li>・将来の規格化に資するための定義付け（技術開発要件の数値化と具体化）を行う。</li> </ul>
高温クリープ SG	委託	<ul style="list-style-type: none"> <li>・開発材料の接合法の確立と溶接継手でのクリープ評価研究も助成研究と連携して進めて欲しい。</li> <li>・経済効果の大きい長時間クリープ強度予測技術の信頼性確保が重要。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・継手製作・クリープ評価を助成研究と連携して実施する。</li> <li>・既存鋼を対象に予測手法の確立を測る。新開発材への適用性も助成と連携して評価する。</li> </ul>
	助成	<ul style="list-style-type: none"> <li>・Ni 基合金の溶融接合法も検討して欲しい。</li> <li>・フェライト鋼に関しては 3 万時間クリープ強度の実証を確実に達成し、予測技術の確立を望む。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・助成企業の自主研究として継手製作・評価を実施する。</li> <li>・開発した予測法にて、長時間強度を高精度で推定できることを実証する。</li> </ul>
制御鍛造 SG	委託	<ul style="list-style-type: none"> <li>・靱性などの要求性能に関するデータ採取が必要。</li> <li>・降伏強度予測式が対象とする化学組成範囲と降伏強度の予測精度の明確化。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・靱性などのデータは助成事業で取得し、委託事業にフィードバックする。</li> <li>・降伏強度予測式の予測精度明確化を目指す。</li> </ul>
	助成	<ul style="list-style-type: none"> <li>・バーチャルラボに関してはデータ蓄積とモデリング妥当性評価を行い、実用化のためのデータベースを早急に確立すべきである。</li> <li>・実用部品の選定に関して、早期にユーザーとの接点を作り、対象部品の明確化と“傾斜機能”が付加価値を上げ、競争力を増すことの検証を進める。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・バーチャルラボに関しては、助成企業の自主研究として実施する。</li> <li>・ユーザー企業を訪問し討議することにより、引き続き最新ニーズの収集を図る。</li> </ul>

内部起点疲労破壊 SG	委託	<ul style="list-style-type: none"> <li>・内部き裂と表面き裂による疲労破壊の応力の比較を行う必要があるのではないか。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・応力モードを単純化した場合のき裂発生挙動と応力について知見を整理し、内部き裂と表面き裂との遷移について疲労破壊挙動の考えをまとめる。</li> </ul>
	助成	<ul style="list-style-type: none"> <li>・実用化に際して、介在物の大きさと分散状態を制御する手法の確立が必要である。</li> <li>・本 PJ 終了段階では、微小介在物の検出法や規格化に関する総合的な指針提示を期待したい。</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・助成企業が自主研究として実施する（している）。</li> <li>・微小介在物の評価（超音波探傷、極値統計）と寿命との関係を基に、将来の規格化へ向けたデータ採取を行う。</li> </ul>

## 5. 評価に関する事項

NEDO は、技術的及び政策的観点から、研究開発の意義、目標達成度、成果の技術的意義ならびに将来の産業への波及効果等について、外部有識者による研究開発の中間評価を平成 21 年度に実施し、中間評価結果を踏まえてプロジェクトの加速・縮小・中止等見直しを迅速に行った。中間評価の評価委員及び評価結果を以下に示す。

中間評価における本プロジェクトの評価は表 II-2-11 に示すとおり、「研究開発成果」＋「実用化の見通し」＝2.6＋2.0＝4.6 であり、「優良」評価を得た。

表 II-2-11. 中間評価の結果 (プロジェクト全体)

評価項目		評点 (満点 : 3.0)
I	事業の位置づけ・必要性について	3.0
II	研究開発マネジメントについて	2.6
III	研究開発成果について	2.6
IV	実用化・事業化の見通しについて	2.0

※評価は評価項目に対して各評価委員の評点を平均し、全ての評価項目の評点が 1.0 以上であり、「研究開発成果」、「実用化の見通し」の評点の合計が 3.0 以上で「合格」、4.0 以上で「優良」

表 II-2-12. 中間評価分科会 評価委員

	氏名	所属・役職※
分科会長	入江 宏定	日本溶接技術センター 会長
分科会長代理	高木 節雄	九州大学大学院工学研究院 物質工学部門 教授
委員	臼木 秀樹	ジャトコ株式会社 部品システム開発部 主管
	金子 祥三	東京大学 生産技術研究所 特任教授
	篠崎 賢二	広島大学大学院工学研究科 機械システム工学 専攻 機械材料工学講座材料複合工学科目 教授
	西村 隆司	株式会社日経 BP 社 建設局 編集委員
	森 元秀	トヨタ自動車株式会社 パワートレーン材料技術部 金属材料室 室長

※平成 21 年度 7 月時点

### Ⅲ. 研究開発成果について

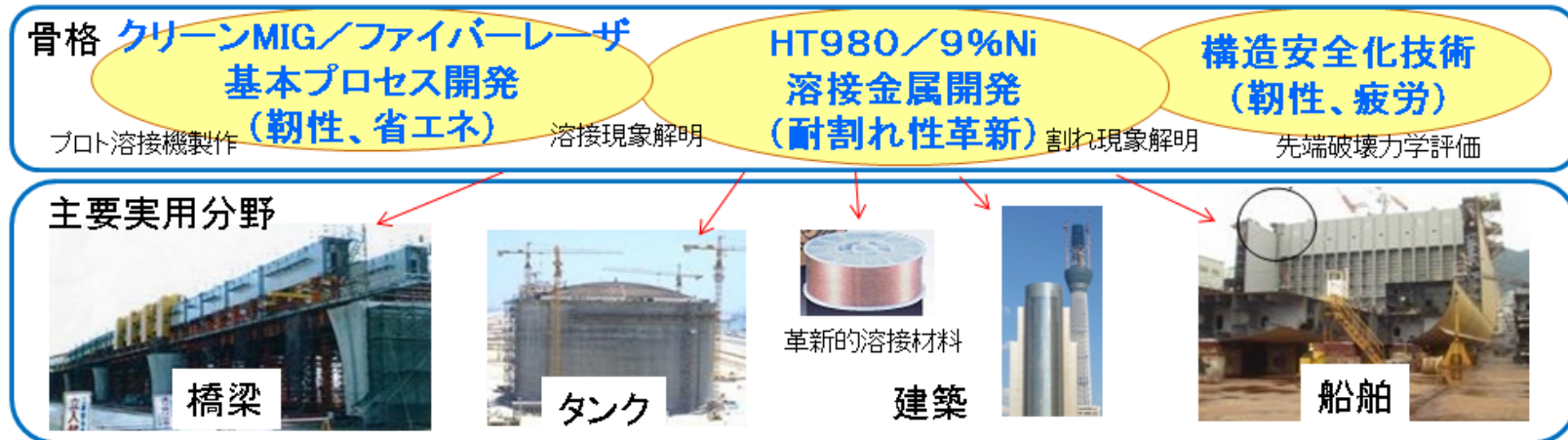
#### 1. 事業全体の成果

##### 1. 1 研究開発の目標と特徴

各 SG・BRU の研究開発の目標と研究開発の特徴を図Ⅲ-1-1～4 に示す。

- <目標>**・高級鋼材の溶接部の強度・靱性・疲労・水素割れ等の課題を解決する施工法及び溶接材料の開発
- ＊酸素を含まない純Ar雰囲気下でのMIG溶接技術(クリーンMIG)の確立
  - ＊クリーンマルテンサイト高強度溶接金属組織設計の実現
  - ＊予熱・後熱処理なしで割れない溶接金属の開発
- ・開発技術を基に施工される鋼構造体での目標強度(980MPa以上)及び靱性(-40°Cで47J以上)の達成。
- ・低温割れ(水素脆化)現象の解明と低温割れ発生の予測手法の開発

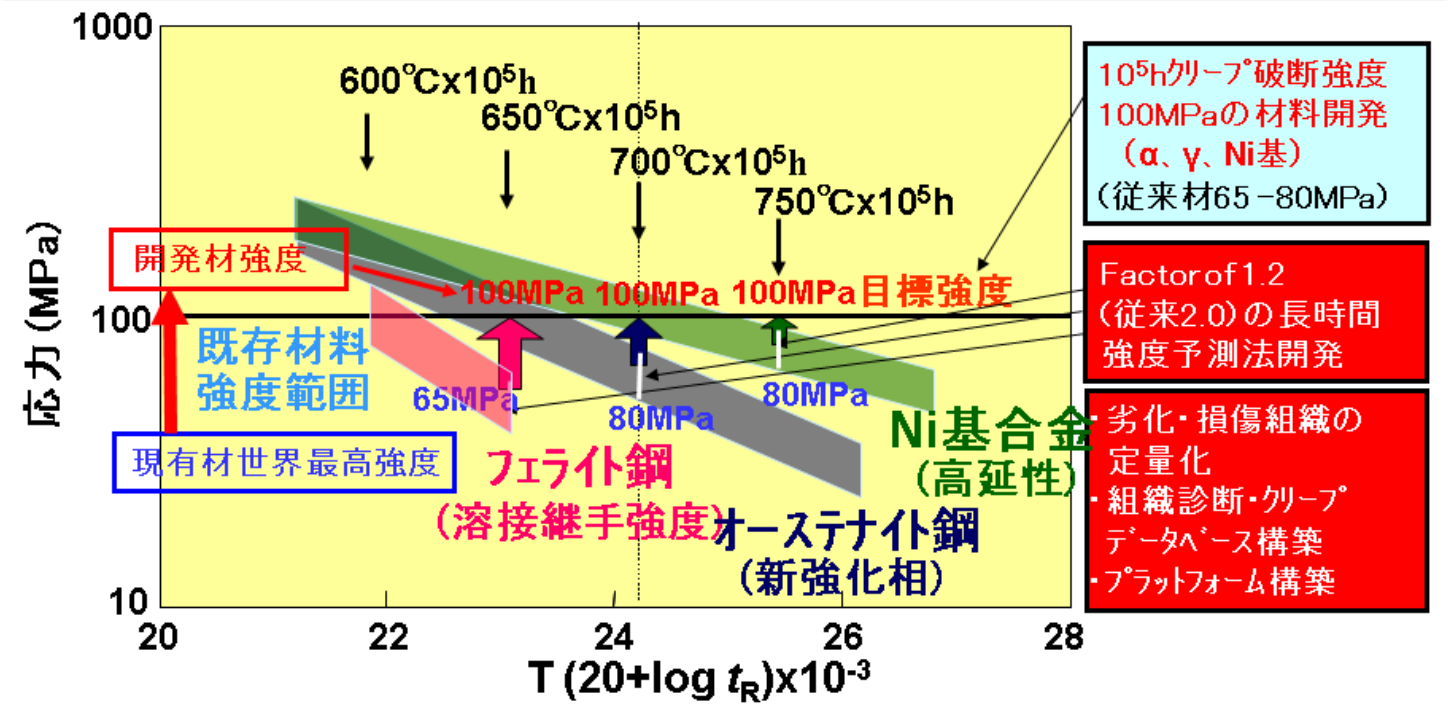
- <特徴>**・明確な出口: 世界最先端の鋼材、高強度HT980鋼と極低温用9%Ni鋼の溶接技術革新にフォーカス。
- ・最先端への挑戦: クリーンMIGとファイバーレーザー溶接からなる次世代先端溶接技術(世界初)の実用。  
粒界水素量の定量化や原子レベルでの粒界き裂発生挙動の計算科学を用いた解析。
- ・組織制御の革新: 従来組織利用(单相、二相)から三相組織(利用)制御への飛躍。  
マルテンサイト+フェライト組織に残留オーステナイトを積極活用する三相組織の実用は世界初。  
これによる、強度・靱性・疲労・水素割れ等の背反特性の兼備という組織制御技術の革新を狙う。



図Ⅲ-1-1. 溶接技術 SG・水素脆化 BRU の目標と研究開発の特徴

**<目標>** \* 700°C級超々臨界火力発電用耐熱鋼の提示;650°C(フェライト系)、700°C(オーステナイト系)、750°C(Ni基)で10万時間クリープ強度100MPaを実現できる鋼組成の提示。  
 \* クリープ寿命診断精度 Factor of 1.2の高精度クリープ強度予測法の確立

**<特徴>** 世界最先端の革新的損傷計測技術(「スモールパンチクリープ試験法」、「陽電子消滅時間測定法」、「粒界性格変化評価法」等)による長時間クリープ組織劣化機構の本質解明で、未経験の高温プラント実現に不可欠の耐熱材料の合金設計指針を提示すると共に、組織劣化診断・強度予測プラットフォーム構築で、高精度のクリープ寿命評価を可能として、プラントの安定稼動に貢献する。



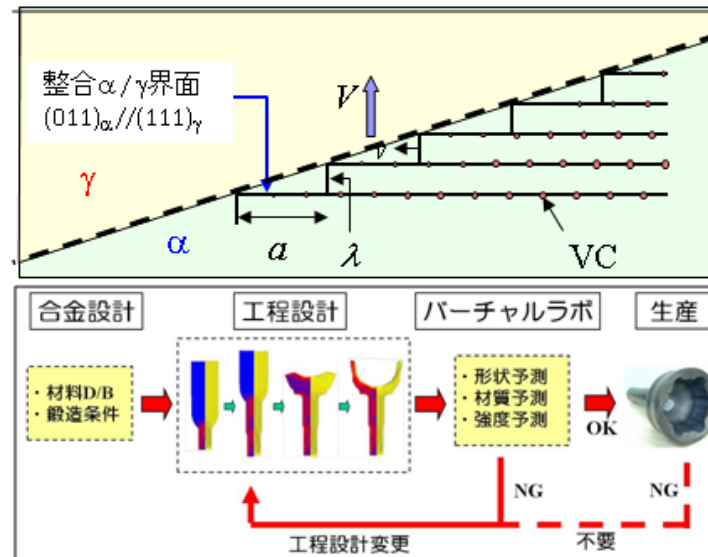
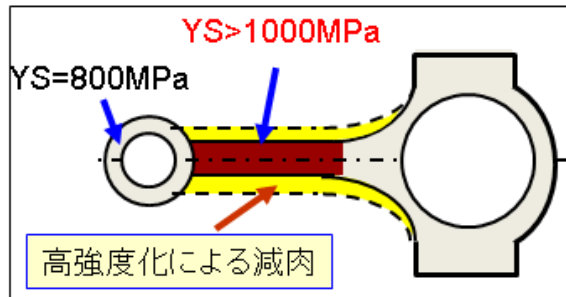
図Ⅲ-1-2. 高温クリープ SG の目標と研究の特徴

<目標>

- ・同一部材内で、高強度部1000MPa以上、軟質部900MPa以下の傾斜機能を発現できる VC(バナジウムカーバイド)析出制御による高強度化の鍛造技術の開発
- ・組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム 基盤技術の研究
- ・プロトタイプ鍛造技術を生かした試作(コンロッド、ハブ、シャフト 模擬部品等)

<特徴>

「フェライト+パーライト」組織において、相界面析出するVCの粒度および析出量(分布や平均粒子の半径分布)の最適化により高強度化を図る。また同時に、軟質化条件の最適化により高強度部と軟質部の造り込みプロセスを確立する。



図III-1-3. 制御鍛造 SG の目標と研究の特徴

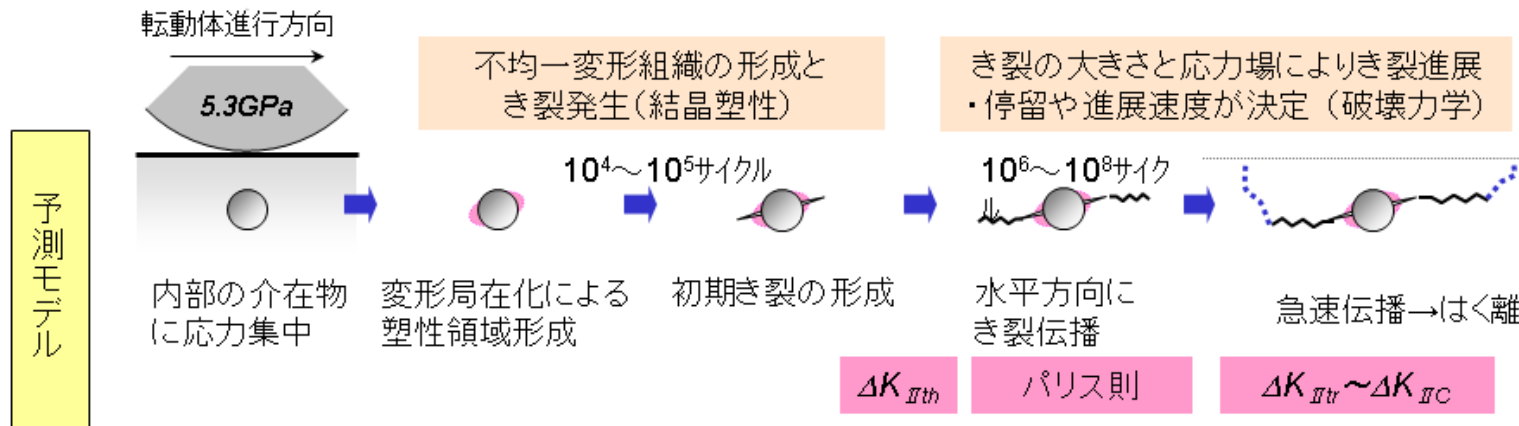
<目標>

- 転動疲労によるき裂発生から剥離に至るまでのメカニズム 解明
- 剥離までの寿命予測手法の確立

<特徴>

- 開発したき裂生成・伝播挙動の可視化技術を駆使して、転動疲労破壊モデルの充実化を図る。
- 対象介在物を酸化物に加え、窒化物や硫化物へ拡張。
- 非金属介在物からのき裂や損傷の3次元観察データを充実させ、データベース化して統計的な評価を行い、材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の寿命予測式を構築。
- 目標寿命および限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化。

転動疲労における各過程の高度評価技術を確立 → メカニズム解明のための情報取得、寿命予測式の基盤構築



図III-1-4. 内部起点疲労破壊 SG の目標と研究の特徴



## 1. 2 研究開発の目標の達成度

研究開発項目毎の成果と最終目標に対する達成度を表Ⅲ-1-2 に示す。研究開発は順調に進捗し、各テーマとも最終目標を達成もしくは超過達成していると判断される。

表Ⅲ-1-1. 最終目標に対する達成度の評価基準

	達成度の評価基準（自己評価）
◎	最終目標を超過達成している。
○	最終目標を達成している。
×	最終目標を未達である。



研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-2) ファイバーレーザー、 レーザー・アークハイ ブリッド溶接適用 基盤技術の開発</p>	<p>a. 板厚 25mm の高強度鋼におい て、多層突き合わせ継手及び隅 肉継手を JIS1 類相当の品質で 形成する為の欠陥防止技術の 開発</p> <p>b. 効率的なワイヤ添加制御法及 び均質合金化プロセス、さらに ビード表面形状制御の基盤技 術の確立</p>	<p>a. (1) 板厚 12mm の HT780 および 980 鋼において、レーザー・アークハイブリッド溶接での溶着量最適制御により、実用的ギャップを想定した開先間隙 0~1mm に対して、裏当て材無しで JIS1 類相当の貫通溶接を可能に（世界初）する溶接技術基盤を確立した。 (2) 板厚 25mm を想定した非貫通ハイブリッド溶接において、20%CO<sub>2</sub> 混合シールド(MAG アーク)で JIS1 類相当のポロシティ(欠陥)防止が可能であることを提示した。(H21 年度にて課題終了) (3) 板厚 25mm 厚 HT780 および 980 鋼において、実用的ギャップを想定した開先間隙 0~1mm に対して、両面 2 パスでポロシティや割れなどの欠陥のない JIS1 類相当の突き合わせ継手を形成できる入熱配分法を提案し、16kW 大出力レーザー/MAG アークハイブリッド溶接における適正溶接条件を明示した。 (4) レーザとアークの最適相対設置位置関係を探索し、両面 2 パスの完全溶込み隅肉継手と片面貫通隅肉継手を無欠陥で形成できるレーザー/MAG アークハイブリッド溶接条件を明示した。</p> <p>b. (1) レーザ先行ワイヤ添加と酸素含有(≧2%)シールドガス法による均質合金化指針を提示した。(H21 年度にて課題終了) (2) レーザ先行ハイブリッド溶接において、レーザーとアークの相対設置位置関係とビード表面形状形成を系統的に整理して、最適相対設置位置関係を容易に設定できるハイブリッドトーチを開発し、かつ溶着量最適制御により、疲労強度向上のための実用隅肉溶接を想定した滑らかな余盛形状形成の最適施工条件を明示した。 上記 a、b の成果を駆使し、大型の橋梁用モックアップ(400x440x1000mm)を製作し、開発技術の施工安定性(実用性)を実証し、技術基盤を確立した。</p>	<p>◎</p> <p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発及び溶接継手信頼性評価技術の研究</p>	<p>a. 大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度 980MPa と良好な靱性 (-40℃で 47J 以上) を得るための要件を明確化。</p> <p>b. 予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できる 9%Ni 鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690～830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を達成できる要件の明確化。</p>	<p>a.</p> <p>(1)溶接凝固過程の高時間分解その場観察システムを構築し、溶接金属組織の非平衡析出挙動の観察に成功（世界初）。凝固割れ抑止に有効な凝固モードを明示し、適正成分系を示した。（H20 年度一般表彰日本鉄鋼協会俵論文賞受賞、H21 年度文部科学大臣表彰科学技術賞受賞）</p> <p>(2)低温割れ抑止条件の理論付けのため、残留 <math>\gamma</math> を有する溶接ビードルート部の水素集積挙動を予測する基本ツールを完成し、残留 <math>\gamma</math> による水素の拡散速度やルート局部集積の低下を提示した（世界初）。</p> <p>(3)種々の実用拘束条件および施工条件下で、残留 <math>\gamma</math> 約 5% 以上において予熱無しで低温割れが発生しないことを明示した。</p> <p>(4)クリーン溶接金属において、<math>\gamma</math>25%以下においては熱安定で経時変化の影響がないこと、またマルテンサイトに約 5%以上の残留 <math>\gamma</math> が存在するとき、トリップ効果によりシャルピー衝撃靱性が約 1.5 倍の 70J（平均：-40℃）へ上昇することを明示した。</p> <p>b.</p> <p>9%Ni 鋼の原質部（低靱性部）と再熱部（高靱性部）の強度的ミスマッチと原質幅が必要靱性に悪影響を及ぼさず、原質部靱性が継手靱性を支配することを明示し、これによって入熱制限が撤廃でき、高能率施工を可能とした。（平成 21 年度にて課題終了）</p>	<p>◎</p> <p>○</p>

	<p>c. 継手部の残留応力適正制御技術の提示と、大型継手での破壊性能・信頼性評価技術の確立</p>	<p>c. (1)突合せ継手と廻し溶接継手止端において、開発 Ni-Cr 系溶接金属の変態膨張による残留応力低減量は、単位長さ当たり約 11 から 15MPa となる施工上の目安を提示した。(H21 年度にて課題終了) (2)クリーン溶接金属において、マルテンサイトに 7%以上の残留 <math>\gamma</math> が存在するとき、トリップ効果により疲労き裂の進展が 2.5～4 倍遅延することを FSM (電場指紋法) により明示した (世界初)。(H21 年度にて課題終了) (3)残留オーステナイト活用時の降伏強度、靱性の性能バランスを考慮した大型アーク継手における破壊靱性評価手法を確立し、従来の 1.5 倍の設計応力条件での必要 CTOD 評価値を明示し、開発継手の CTOD 実験値が評価値を十分上回る靱性を有することを明示した。 (4)狭隘硬化域を持つレーザ継手での FPD 破壊事象を抑制して正しい溶接金属靱性を決定する簡易靱性(シャルピー衝撃エネルギー)評価法としてサイドグループ法を提案し、その靱性値をワイブル応力から定量評価する手法を確立した。 (5)溶接部領域狭隘継手となる大型レーザ溶接継手における破壊性能評価手法を確立し、この手法を駆使して従来の 1.5 倍の設計応力条件での許容欠陥寸法を明示した。</p>	<p>◎</p>
--	--	---	----------

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発</p>	<p>a. 溶接継手クリープ強度係数0.7以上、3万hクリープ強度100MPaの700℃級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示。(中間目標、H21年度達成終了) [平成22年度以降、自主研究に移行し、最終目標を削除 a. 溶接継手クリープ強度係数0.7以上、10万hクリープ強度100MPaの700℃級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示] b. 破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定法の提案</p>	<p>a. H21年度までの研究において中間目標および最終目標の達成の目処を得て、企業研究に移行し、その後、強度予測研究の一環として開発鋼が世界最高の最終目標強度を有することを実証。 (1) 【世界最高・世界初】650℃用フェライト系耐熱鋼は、10万時間、100MPaを達成する高B低N鋼を提案し、粒界析出強化機構に基づいて、溶接継手クリープ強度係数0.7以上を実現。開発鋼は世界最強であり、溶接部の劣化抑制は世界で初めての技術。実用化加速のため、国際規格化データを採取しており、世界最高権威のASME規格へ登録の予定。【外部表彰】阿部富士雄他、H22年文部科学大臣表彰 (2) 【世界最高】700℃用オーステナイト系耐熱鋼は、高温で安定な金属間化合物による粒界析出強化を導入した合金設計で、18Cr-30Ni-3Nb鋼を提案。10万時間、100MPaを達成することを加速試験で実証。これはオーステナイト鋼として世界最強。 b. (1) 【世界初】多岐にわたる組織パラメータによる新劣化診断法を確立するとともに、クリープ強度新解析法を提案し、Factor of 1.2 の高精度強度予測が可能であることを実証。【外部表彰】丸山公一、Thermec Distinguished Award, 2011、【新聞報道】白井泰治、陽電子消滅寿命法(日経産業 H24.2.10、日刊産業 H24.2.15) (2) 【世界初】新解析法や組織劣化パラメータをリンクしてFactor of 1.2 の高精度クリープ強度推定可能な組織診断プラットフォームを構築。強度評価の精度を、従来のFactor of 2 のレベルから飛躍的に向上。将来のA-USC(700℃級)およびUSC(600℃級)火力発電プラント高温機器に適用予定。</p>	<p>◎              ◎</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究 (平成19から21年度の3年間)</p>	<p>a. 複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥における水素存在状態の定量化。</p> <p>b. メゾスケールでの水素の影響による亀裂の進展モデル構築。</p> <p>c. 単純化した金属組織を持つ1000MPa高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。</p>	<p>a. ・第一原理計算と分子動力学法による鉄中の各種格子欠陥の相互作用エネルギー (Eb) の定量化を達成するとともに、BCC鉄中の水素拡散の温度依存性を定量化した (日本金属学会論文賞受賞)。 ・複数の格子欠陥が重畳する金属組織での各種格子欠陥の Eb を低温昇温脱離分析装置 (本PJ開発による世界唯一の装置) によって定量的に取得した。また残留オーステナイトを含む鋼での水素存在状態を定量化した。</p> <p>b. ・第一原理計算と原子スケールの分子動力学計算の結果を有限要素計算に用いた2次元メゾスケールでの亀裂の進展モデル構築を達成した。</p> <p>c. ・水素粒界割れによる破断応力の低下を第一原理計算に基づき定量評価した。(その後の水素モバイル効果を取り入れたモデルへの展開につながる成果) ・980MPa 級焼き戻しマルテンサイト鋼の局所応力-局所水素量に基づく破断限界を平均水素量4ppmまで実験的に取得した。</p>	<p>○</p> <p>○</p> <p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
②-1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究	降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示	<p>相界面析出 VC の定量化法を構築し、低炭素フェライト鋼における相界面析出 VC が Orowan 機構により高強度化することを明確にした。VC の加熱時の固溶、冷却時の析出(<math>\gamma</math> 中、相界面、<math>\alpha</math> 中)を測定し、強化量が最大となる条件を明らかにした。また、中炭素鋼のフェライトとパーライト変態に対する V 添加の影響を実験的に明らかにし、その原因を熱力学的に明らかにした。V 添加の連続冷却変態温度域への影響を冷却速度と <math>\gamma</math> 化温度の関数として明らかにした。</p> <p>①【世界初】SEM/FIB/TEM を組み合わせた相界面析出 VC の定量化法の確立。            ②【世界初】低炭素フェライト鋼における相界面析出 VC による強化が直径 2 nm まで Orowan 機構によることを実証。            ③【世界初】VC 相界面析出のフェライト+パーライト変態挙動への影響の解明。</p>	○



研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>②-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発</p>	<p>組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築（開発鍛造プロセスを利用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証）</p>	<p>VC 相界面析出と相変態を含む材質予測 FEM 鍛造システムを構築し、温度差加熱の前方押し出しで強度や組織の検証を行った。VC の固溶析出モジュール、熱間変形抵抗モジュール、再結晶・粒成長モジュール、相変態予測モジュールを構築し、それらを組み込んだ材質予測 FEM 鍛造システムを開発した。開発したシステムを使って、温度差加熱後前方押し出しした中炭素鋼の時間による組織変化と冷却後の強度分布を検証し、精度を確認した。</p> <p>①【世界初】相界面析出 VC による析出強化を含んだ、中炭素鋼の降伏強度の高精度予測式を構築。</p> <p>②【世界初】VC 相界面析出モジュールおよび VC 相界面析出の影響を考慮した中炭素鋼のフェライトとパーライト変態モジュールを組み込んだ、材質予測 FEM 鍛造システムを構築。</p>	<p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>②-3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明</p>	<p>限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化</p>	<p>マルテンサイト鋼において、電子線後方散乱回折法による疲労損傷評価基礎技術、介在物の高速・自動切削法による3次元構造観察技術、磁場顕微鏡による疲労き裂先端の検出技術を開発し、疲労初期き裂の3次元観察技術の基礎を確立。</p> <p>開発手法を用い、高強度鋼材に生じる内部起点疲労損傷の疲労き裂発生・伝播メカニズムについて統一的な理解を導き、転動疲労き裂の進展あるいは停留を決める限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響の明確化を達成。</p> <p>①【世界初】<u>変形勾配の可視化と組織変化の検出に成功し、転動疲労き裂形成が変形勾配領域にあることを実証。</u> 2次的な開口応力場（モードⅠ）が初期き裂成長に関与すること、介在物がモードⅠき裂形成の要因であること、モードⅠき裂からモードⅡき裂への遷移と成長、さらにはき裂の停留について検証。</p> <p>②【世界初】<u>超音波楕円振動切削装置と顕微鏡システムを搭載した全自動の逐次断面観察システムを構築し、鉄系材料内部の介在物・き裂の三次元形状をサブミクロン精度で自動観察する手法を実現。</u> 【世界初】<u>き裂・介在物の三次元形状を画像処理により定量化するプログラムを開発し、データベース用プラットフォームを完成。</u></p> <p>③【世界初】<u>3次元磁場顕微鏡による高精度なき裂先端観察システムを開発し、き裂周辺磁場の可視化および磁場変化の観察に成功。</u> 【世界初】<u>応力拡大係数と磁場の相関性を発見。【外部表彰】K. Kida, et.al., Best Paper Award of ICMAM2011</u></p>	<p>◎</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-1) クリーンMIG技術の低温用鋼・980MPa級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価</p>	<p>a. 試作電源を用いた自動溶接システムで実構造模擬継手を予後熱なしで製作</p> <p>b. ・低温用鋼にて、JIS1類の品質、TIG溶接の2倍以上の施工効率、耐力<math>\geq 590\text{MPa}</math>、TS=690-830MPa、vE-196<math>\geq 50\text{J}</math></p> <p>c. ・HT980鋼にて純ArシールドでJIS1類の品質、MIG溶接と同等以上の溶接効率、TS<math>\geq 980\text{MPa}</math>、vE-40<math>\geq 47\text{J}</math>疲労設計応力の提示</p>	<p>a. ・クリーンMIG試作溶接装置を導入し、溶接ロボットと結合した自動溶接システムを構築。9%Ni鋼に対するクリーンMIG溶接試験を実施し、予後熱なしで割れが発生しないこと、溶接施工性ならびに溶接継手性能を把握。 (H21年度にて課題終了) ・HT980鋼に対するクリーンMIG溶接方法として、同軸複層ワイヤMIG、プラズマMIG両プロセスの自動溶接システムを構築。<u>橋梁箱桁およびボックス柱を模擬した大型モックアップを予後熱なしで製作し、施工性を検証することができた。</u></p> <p>b. ・低温用鋼の多層盛り溶接を実施し、JIS1類の品質を確保するとともに、TIG溶接の2倍以上の施工効率を確保した。また、継手性能では最終目標（耐力：590MPa以上、引張強さ：690～830MPa、シャルピー吸収エネルギー(-196℃)50J以上）を確保した。 (H21年度にて課題終了)</p> <p>c. ・板厚25mmのHT980鋼に対して、プラズマMIG溶接および同軸複層ワイヤMIG溶接、いずれの継手においてもJIS1類、TS母材以上、vE-40<math>\geq 47\text{J}</math>を達成した。溶接効率はプラズマMIGでは従来MAG同等、同軸複層ワイヤMIGでは片側狭開先にて2倍の効率を達成。疲労強度についても突合せ、隅肉共に、従来鋼のアーク溶接継手と同等以上の強度を有することが分かった。</p>	<p>○</p> <p>○</p> <p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-2) レーザー溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接技術の980MPa級高強度鋼への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示</p>	<p>a. 板厚：12～25mmのHT780～980に対し、予熱なしで割れが生じないJIS1類レベルの品質を有するレーザー溶接による突合継手および隅肉継手を得る。</p> <p>b. 継手性能としては、母材HT780からHT980において、溶接金属のシャルピー試験衝撃値が-40℃で47J以上、疲労強度が突合継手でJSSC基準のE等級、十字隅肉溶接継手でD等級を得る。同時に、破壊靱性、疲労強度などのレーザー溶接継手のデータベースを構築する。</p> <p>c. レーザー溶接による実構造物向け溶接システム（プロトタイプ）を製作して大型モデル実溶接構造体を作成し、施工性の確認、改善および継手性能を検証する。</p>	<p>a. ・レーザー溶接およびレーザー・アークハイブリッド溶接用割れ試験法を開発し、試験の妥当性を検証。実用的な拘束ひずみ量において、割れが発生しないことを把握し、ポロシティも合わせてJIS1類レベルの継手を得た。</p> <p>b. ・高強度レーザー溶接金属のマイクロ組織におよぼす化学成分の影響を調査し、目標特性（強度：980MPa、靱性：vE-40℃≥47J）を満足する溶接金属の成分設計指針（組織制御）を明確化。またレーザーおよびレーザー・アークハイブリッド溶接金属に吸蔵される拡散性水素量を測定し、溶接割れ防止に向けた冶金学的基礎データを収集。HT780、980鋼レーザー・アークハイブリッド溶接継手において、突合せでE等級、隅肉でD等級の疲労強度を得ることができた。破壊靱性に関しては、広幅引張試験（DENTおよびディープノッチ試験）により破壊安全性を検証。</p> <p>c. ・板厚12mmのHT780、980鋼に対してレーザー・アークハイブリッド溶接による大型構造要素試験体を製作し、施工性を検証。継手性能に関しては、破壊特性を取得することで、安全性を検証。</p>	<p>○</p> <p>○</p> <p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発</p>	<p>実用溶接材料の開発に結びつくプロトタイプ溶接材料の開発を行う。</p> <p>目標値</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・予熱・後熱なしで低温割れなし</li> <li>・-40℃でのシャルピー吸収エネルギーが 47J 以上</li> <li>・TS<math>\geq</math>980MPa</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>・予熱・後熱なしで低温割れを発生せず、高強度・高靱性 (vE-40<math>\geq</math>47J、TS<math>\geq</math>980MPa) を得ることが可能な溶接金属の化学組成範囲を明らかとした。</li> <li>・この知見によりクリーン MIG 溶接法 (プラズマ MIG、同軸複層ワイヤ MIG) で安定した溶接施工が可能な溶接条件での希釈率を想定することにより溶接材料の成分を決定し、溶接ワイヤを作製した。</li> <li>・開発された溶接ワイヤとクリーン MIG 溶接法を用いることにより、予熱・後熱なしで低温割れを発生しない高強度・高靱性の溶接継手が作製された。</li> <li>・建築用鉄骨および水力発電用水圧鉄管への適用を想定した溶接割れ試験、溶接継手の破壊安全性評価およびモックアップ試験を行い、実構造物へ適用可能であることを実証した。</li> </ul>	<p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-4) 熱処理なしで割れない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発</p>	<p>予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できるプロセス条件下で、下記数値目標を達成できる 9Ni 鋼用プロトタイプ溶接材料を開発する。</p> <p>&lt;数値目標&gt;</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・ 0.2%耐力 <math>\geq 590\text{MPa}</math></li> <li>・ TS = 690~830MPa</li> <li>・ -196℃での靱性値が 50J 以上</li> </ul>	<p>9Ni 系溶接金属について、</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・ 耐割れ性兼備に向け、偏析計算モデルを構築し偏析挙動に及ぼす溶接条件・溶接材料成分の影響を把握できるようにした。</li> <li>・ 強度・靱性に及ぼす入熱・酸素量・成分の影響を把握するデータを採取した。</li> <li>・ 得られた知見からクリーン MIG プロセス条件範囲で強度・靱性が確保できる溶接材料の成分系を見出し、研究開発項目③-1)の取組みとあわせて、最終目標で掲げた数値目標を達成した。</li> </ul>	<p>○ 平成 21 年度早期達成</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計</p>	<p>a. 実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握（中間目標）。</p> <p>[平成 23 年度に自主研究に移行のため下記最終目標は削除 下記 (a)～(c) の実証を通じ、700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証の目処。</p> <p>(a)フェライト系耐熱鋼；100MPa at 650℃ (b)オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700℃ (c)Ni 基合金；100MPa at 750℃]</p> <p>b. 新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発</p>	<p>a. ・組織モデル、合金設計指針を提示。同指針に沿って開発した新耐熱鋼のクリープ強度は中間目標を超過達成可能であることを試作鋼の評価で検証すると共に、フェライト鋼で実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる微細組織の変化機構・合金組成との関係を世界で初めて系統的に明確化した。</p> <p><u>(1)650℃α系耐熱鋼：高B低N 鋼の合金設計指針提案。安定粒界強化モデルの知見獲得。細粒域抑制技術(高B&amp;メモリーフェクト)で継手強度係数&gt;0.7 を実現。</u></p> <p><u>(2)700℃γ系耐熱鋼：粒界析出強化モデル合金の設計指針提案。オーバーマッチ継手効果も開発鋼で実証。</u></p> <p><u>(3)750℃Ni基合金：γ/γ' 整合析出型モデル合金の設計指針提案。高強度かつ高延性。液相拡散接合高延性継手の健全性も確認。</u></p> <p>b. ・各種の新しい組織パラメータを提案し、高温変形の物理モデルに立脚した強度予測法として新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法を世界で初めて提案した。<u>データベース収集+組織診断プラットフォーム概念を確立し、同系統の新材料へ適用可能な寿命予測プロシージャを完成。世界初の同技術を新開発鋼へ適用し、F of 1.2 の高精度寿命予測ならびに 10 万時間強度を評価・実証することに成功した。安全・安心のプラント運用への貢献が大きく期待できる先進技術を提案。</u></p> <p>・フェライト開発鋼の早期実用化を目指し、<u>ASME規格化用データベースを拡充（委託研究と合同）。PJ終了後もデータ採取を継続し、2015 年度に規格化完了予定。本鋼の規格化は最先端材料であるために、世界的にインパクトがあり、実用化によってCO<sub>2</sub> 削減へも大きく貢献可能。</u></p>	<p>◎</p> <p>◎</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築</p>	<p>a. 粒界水素量の動的挙動の予測手法構築</p> <p>b. 980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界（水素量、局所応力）の予測手法の構築</p>	<p>a. ①炭化物（TiC、セメンタイト）の水素トラップ状態を解明した。 ②低温 TDS（委託）と第一原理計算（委託）から、粒界、転位、空孔等の主要水素トラップサイトにおける水素存在状態の定量評価（脱離順位明示）を達成した。 ③格子間隔の増大によって水素が空孔にトラップされやすくなるが、弾性応力下ではその影響は小さい。また、転位の動きが速い場合は水素が転位のトラップから外れるが、静的応力下では転位の移動に水素が追随することを解明した。 ④各種欠陥での水素トラップエネルギーを基に動的効果（水素拡散）を考慮した局所熱平衡解析により、複数トラップサイト下での水素ミクロ分配計算モデルを構築し、粒界水素量を予測することが可能となった。</p> <p>b. ①水素量を変化した Y 割れ試験と中性子回折により、980MPa 級溶接金属で低温割れが発生する限界の水素量と残留応力の条件を明確化した。特に、共金系は 1100MPa 超の高い引張残留応力が割れに大きく寄与することが判明した。また、Cr-Ni 系継手は引張残留応力が共金系より低いことが中性子回折及び FEM 解析で明確化した。 ②水素チャージ-切欠引張試験（SSRT）による低温割れ限界条件（局所応力-局所水素量関係）によって、実継手の割れ発生を予測できることを確認した。 ③トラップサイト密度が異なる場合でも、粒界水素量によって低温割れ発生条件を一義的に表されることが明確になった。 ④粒界水素量増加によって粒界結合力が低下することが、第一原理計算によって証明された。</p>	<p>○</p> <p>○</p>



研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
④-1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発	a. 大型部品想定 0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)  b. 中型部品想定 0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)  c. 小型部品想定 0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)	a. 低温での小さな加工ひずみ付与により、VC 析出強化の最大化が図れることを世界で初めて見出し、耐力 1000MPa 以上を実現した。この知見を活用し、大型部品想定（コンロッドプロトタイプ部品）した鍛造工程設定を行い、同一部品内での 0.2%耐力で高強度部 1086MPa、軟質部 854MPa を達成した。  b. フェライト中への相界面析出 VC による析出強化を最大化できる成分・プロセス設計指針を導出した。この知見を活用し、中型部品想定プロトタイプ（ハブ模擬形状）での高強度かつ傾斜機能を付与させるために、傾斜機能加熱＋鍛造工程設計＋制御冷却のプロセス設計を開発し、同一部品内での 0.2%耐力で高強度部 1005MPa、軟質部 673MPa を達成した。  c. 微細パーライトによるマトリックス組織の高強度化とパーライト中への VC のナノ析出により、耐力 1100MPa 以上を実現できる指針を見出した。この知見を活用し、小型部品想定プロトタイプ（シャフト部品模擬）で高強度化・傾斜機能化を実現できるプロセス設計を行い、同一部品内での 0.2%耐力で高強度部 1400MPa、軟質部 700MPa を達成した。	○   ○   ○

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>④-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築</p>	<p>システムを構成する各モジュール用データベースの構築（一般的なプロセス使用）</p>	<p>a. VC 固溶、析出予測 D/B 構築： 加熱時の固溶、<math>\gamma</math> 域での析出、<math>\alpha</math> 変態時の相界面 VC 量の定量的データを採取し、委託での VC 析出モジュールに反映させた。</p> <p>b. 再結晶・粒成長 D/B 構築 V 添加による再結晶の遅延（VC 析出との相互作用大）の定量的データを採取し、委託での再結晶・粒成長モジュールに反映させた。</p> <p>c. 相変態予測 D/B 構築 V 添加によるフェライト/パーライト変態の遅延等の定量的データを採取し、委託での相変態予測モジュールに反映させた。</p> <p>d. 組織-特性 D/B 構築 組織・VC 析出状態と強度特性について定量的データを採取し、委託での組織-特性モジュールに反映させた。</p>	<p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
④-3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示	材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築し、目標寿命に対する介在物サイズの臨界値を得る。	<p>き裂生成-伝播に基づいた概略破壊モデルを提示。【世界初】全寿命=伝播寿命であって、初期き裂長さが寿命の支配要因。</p> <p>材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築に成功。</p> <p>①【世界最高】超音波精密探傷技術を利用した非破壊的経時変化観察技術を高度化し、<u>転動寿命試験における剥離プロセスを非破壊で調査する手法を確立し、介在物種類による初期き裂の発生挙動の違いを実証。</u></p> <p>②【世界初】初期き裂発生状況の3次元観察に成功。【世界最高】初期き裂生成に関する応力シミュレーション技術を構築。【世界初】応力シミュレーションと3次元観察結果との対応を検証し、<u>介在物のヤング率およびマトリクス/介在物界面の密着状態が初期き裂形成に大きく影響することを明らかに。</u>【特許】3次元観察方法、応力解析方法、計3件。</p> <p>③【世界初】<math>\Delta K_{II}</math>と寿命との関係データから工業的に重要となる<u>非金属介在物大きさからの寿命下限線式(1)を取得。</u></p> $L=1.0 \times 10^8 / (\Delta K_{II})^2 \dots (1)$ <p>式(1)は非金属介在物の大きさだけでなく、そこから生じたき裂の長さの違いを加味した下限寿命の予測線と見なす事が可能。また、意図的に酸化物系、MnS系、TiN系介在物の大きさを変化させたSUJ2を用いて、式(1)の検証を実施し、本予測式の妥当性を確認した。</p>	○

## 2. 研究開発項目毎の成果

### ①高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

#### 2. 1 溶接技術 SG (委託)

##### 2. 1. 1 研究開発の背景・意義

高級鋼はその性能と裏腹に高強度化するほど溶接などで扱いにくく脆くなり、その利点を十分に使用できなくなる。このジレンマを解消し普通鋼と同等の扱いやすさと強靱さを兼ね備えた溶接が実現できれば母材である高級鋼が持つ本来の性能を提供でき、軽量・省エネ化、ハイスペック・低コスト化に貢献できる。本プロジェクトは、革新的溶接プロセスと新機能溶接材料を開発し、継手部性能を母材性能に匹敵するまでに飛躍的向上することによって社会貢献を果たすとともに、我が国が得意とする高強度鋼あるいは低温用鋼の実用範囲を大きく広げ、技術的にもかつ経済的にも世界をリードすることを目的としている。

以上の目的に対して、高級鋼の対象を HT980 鋼と 9%Ni 低温用鋼に定めた。これらの鋼材は日本が誇るものであり、これら母材は既に開発されているという立場に立って、強く（高強度）で、割れ（低温割れ）ない、壊れ（脆性破壊）ないという性能を持つ溶接継手を創出する革新的なスキルレス溶接技術を開発することである。

本プロジェクトにおける開発は、次の3つのアイデアに基づき、図①-1 と図①-2 に示すシナリオで進めていた。

【アイデア1】高強度化の限界に近づいているフェライト微細化組織設計（オキサイドメタラジー)からクリーンマルテンサイト組織設計への転換。

【アイデア2】高強度化を阻む低炭素当量成分設計による低温割れ対策から溶接中の水素侵入抑制プロセスの採用と水素固溶率の高いオーステナイトを少量含有するマルテンサイトとの二相組織成分設計への転換。

【アイデア3】上記を実現する世界初の純アルゴン MIG 溶接法の創出とファイバーレーザーによる新レーザー溶接技術の確立。

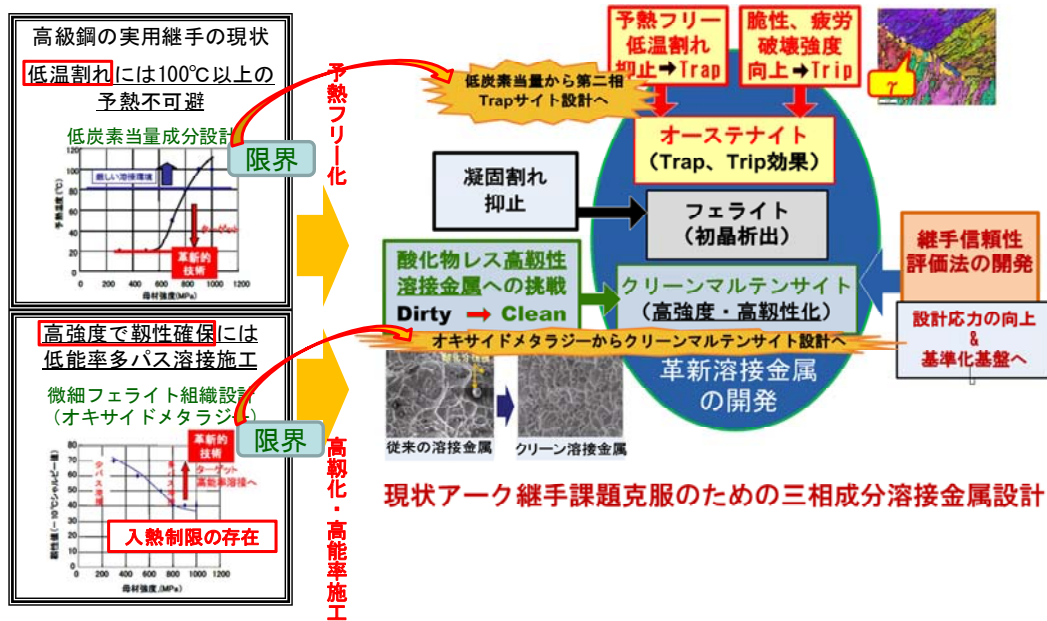
クリーン溶接プロセスの開発では、新構造ワイヤでの純 Ar 雰囲気での MIG 溶接や



図①-1 クリーン溶接法開発のシナリオ

プラズマ MIG 溶接などから革新的 MIG 溶接プロセスを目指し、厚板へのファイバーレーザー及びレーザー・アークハイブリッド溶接の適用拡大を目指す（図①-1）。

高強度、高靱性そして予熱なしで低温割れ抑止を達成する新溶接金属では、母材合金系成分でのアプローチと HT980 鋼用として高 Ni-Cr 系成分でのアプローチがなされる。特に Ni-Cr 系溶接金属では、残留オーステナイト量の制御範囲が大きいこと、またマルテンサイト変態膨張の有効活用が可能であるなどの従来溶接金属には無い特性を有しており、低温割れ抑止以外にも、継手疲労強度や継手信頼性向上が望める（図①-2）。



図①-2 クリーンマルテンサイト溶接金属創生のシナリオ

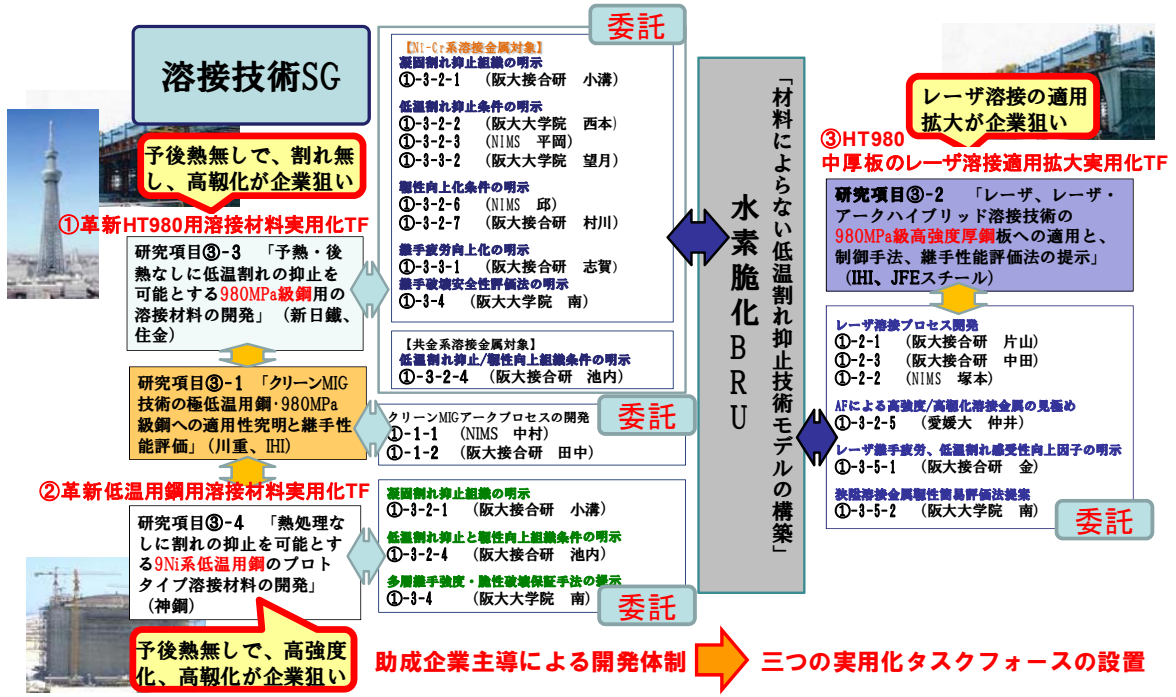
## 2. 1. 2 研究開発項目と実施体制

上記のシナリオを実用の出口を見据えながら進めるために、委託事業においては、①-1 クリーンMIG溶接プロセス技術の開発（①-1）、①-2 ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発（①-2）と①-3 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発及び溶接継手信頼性評価技術の研究（①-3）の3つの研究開発項目を実施した。その研究実施分担を表①-1に示す。

実用化出口を共有するため、1)革新HT980鋼用溶接材料実用化タスクフォース、2)新9%Ni系低温用鋼用溶接材料実用化タスクフォース、3)HT980中厚板のレーザ溶接適用拡大実用化タスクフォースの企業主導の三タスクフォースを結成した。大学・独法がこれに研究基盤の確立で支援する体制を明確にした。その連携を図①-3に示す。各要素課題に対して、解析と計測を組合せ、研究効率を高める方式とした。また、進捗に応じて要素課題を統合・整理することも念頭において、効率の良い課題達成を目指した。

表①-1 委託研究実施分担

研究開発項目	実施機関	実施期間
<b>①-1) クリーンMIG溶接プロセス技術の開発</b>		
①-1-1 同軸複層ワイヤによるクリーンMIG溶接プロセス技術の開発	(独)物質・材料研究機構	H19～H23年度
①-1-2 電離プラズマ流を活用するクリーンプラズマMIG溶接プロセス技術の開発	大阪大学	H19～H21年度
<b>①-2) ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発</b>		
①-2-1 ファイバーレーザ溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明および欠陥防止策の開発	大阪大学	H19～H23年度
①-2-2 溶接金属組成及び溶接品質最適化のためのプロセス制御技術の開発	(独)物質・材料研究機構	H19～H21年度
①-2-3 レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発	大阪大学	H19～H23年度
<b>①-3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究</b>		
①-3-1 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立	大阪大学	H19年度
①-3-2 溶接割れ抑止と強度・靱性バランスに優れた溶接金属開発基盤研究		
①-3-2-1 高合金系溶接金属の凝固組織解析と組織微細化	大阪大学	H19～H23年度
①-3-2-2 Ni-Cr系溶接金属の $\gamma$ 生成挙動と水素集積挙動解析	大阪大学	H19～H23年度
①-3-2-3 オーステナイトを残留するNi、Cr系溶接金属における水素含有時のトラップ効果と変態挙動の計測	大阪大学	H19～H23年度
①-3-2-4 高級鋼合金系溶接金属の特性支配因子ならびに残留 $\gamma$ による水素トラップの功罪の明確化	大阪大学	H19～H21年度
①-3-2-5 急冷溶接金属の微細AFの結晶学的解析	愛媛大学	H19～H20年度
①-3-2-6 Ni-Cr系クリーン溶接金属における靱性改善に及ぼす誘起変態効果の計測と実証	(独)物質・材料研究機構	H19～H23年度
①-3-2-7 組織数値モデル化に基づいた誘起変態による局部応力緩和とメカニズムの解明	大阪大学	H19～H21年度
①-3-3 残留応力と疲労強度の関係の究明、及び構造体の残留応力適正制御		
①-3-3-1 残留応力場計測と疲労強度の関係の定量化	大阪大学	H19～H21年度
①-3-3-2 残留 $\gamma$ を有する高強度鋼溶接金属の低温割れ評価手法の開発	大阪大学	H19～H21年度
①-3-4 高強度鋼・低温用鋼溶接継手の限界CTOD評価と大型継手の破壊性能評価手法の構築	大阪大学	H19～H23年度
①-3-5 溶接部領域狭隘化(レーザ溶接等)継手の破壊性能評価手法の構築		
①-3-5-1 レーザ溶接継手の拘束応力・ひずみ評価に基づく低温割れ感受性、疲労強度評価	大阪大学	H19～H23年度
①-3-5-2 溶接部領域狭隘化(レーザ溶接等)継手の破壊靱性・破壊性能評価手法の構築	大阪大学	H19～H23年度



図①-3 溶接技術SGの実施体制

## 2. 1. 3 研究開発目標と達成状況

全体目標は「予熱無しで980MPa以上の高級鋼（現状400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と材料技術の基盤を確立する」である。目標達成のため、溶接技術SGは3つの研究開発項目を実施し、各項目の達成状況を図①-4、図①-5、図①-6にそれぞれ纏めた。

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
①-1) クリーンMIG溶接プロセス技術の開発	実用的な溶接構造継手を対象に、開先狭隘化により、25mm 厚鋼板での溶接パス数を1/2、スパッタ発生率を1/2に減化した高能率・クリーン溶接プロセス基盤技術を達成	<p><b>同軸複層ワイヤ法:</b>                      (1) ワイヤ溶融を安定化するため開発溶接材料成分と等価な成分で、芯材とフープ(外周)材の融点差が約50℃となるように各成分を決定した<b>同軸複層ワイヤ</b>を製し、かつ<b>定電流型パルス波形制御電源特性法の開発により純 Ar による安定施工できるクリーン MIG 溶接システムを実現(世界初)</b>し、スパッタ発生量の半減化を達成した。(H22 年度溶接接合工学振興会 金澤賞受賞、H23 年度溶接学会 溶接構造シンポジウム論文賞受賞)                      (2) 25mm 厚板で従来開先角度を半減した開先30度以下の狭隘開先にて、適正溶接条件下では、表面および内部欠陥の発生はなく、溶接パス数を従来の8パスから4パスへ半減して高能率化を達成した。                      また同時に溶接金属含有酸素量18ppmの低酸素化(50ppm以下のクリーン化)を達成した。                      (3) 種々の溶接条件に<b>最適化された定電流型パルス波形制御条件をノウハウ化するため ROM 化し、汎用デジタル溶接電源に装着可能として普及を見据えた実用クリーン MIG 制御技術基盤を確立した。</b></p> <p><b>電離プラズマ法:</b>(平成21年度にて課題終了)                      (1) 一般ソリッドワイヤを用い、<b>シールドガスを一部電離して通電可能とし、その電流による電磁ピンチ力でワイヤ変動を安定化させる新構造プラズマ MIG トーチ(小型最適化)と電離プラズマ/MIG 協調電流制御による基本溶接制御法を開発(世界初)</b>した。                      (2) 安定した高速溶接施工(50cm/min)とスパッタ低減を実現した。適正条件下で表面と内部欠陥防止と酸素量24ppmを達成した。  <b>いずれの方法でも、従来TIG溶接の4倍以上の高能率施工を実現した。</b></p>	◎         ○

図①-4 クリーンMIG溶接プロセス技術の開発のまとめ

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
①-2) ファイバーレーザー、レーザー・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発	<p>a. 板厚25mmの高强度鋼において、多層突き合わせ継手及び隅肉継手をJIS1類相当の品質で形成する為の欠陥防止技術の開発</p> <p>b. 効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス、さらにビード表面形状制御の基盤技術の確立</p>	<p>a.                      (1) <b>板厚12mmのHT780および980鋼において、レーザー・アークハイブリッド溶接での溶着量最適制御により、実用的ギャップを想定した開先間隙0~1mmに対して、裏当て材無しでJIS1類相当の貫通溶接を可能に(世界初)</b>する溶接技術基盤を確立した。                      (2) 板厚25mmを想定した非貫通ハイブリッド溶接において、20%CO<sub>2</sub>混合シールド(MAGアーク)でJIS1類相当のポロシティ(欠陥)防止が可能であることを提示した。(H21年度にて課題終了)                      (3) 板厚25mm厚HT780および980鋼において、<b>実用的ギャップを想定した開先間隙0~1mmに対して、両面2パスでポロシティや割れなどの欠陥のないJIS1類相当の突き合わせ継手を形成できる入熱配分法を提案し、16kW大出力レーザー/MAGアークハイブリッド溶接における適正溶接条件を明示した。</b>                      (4) レーザとアークの最適相対設置位置関係を探し、両面2パスの完全溶込み隅肉継手と片面貫通隅肉継手を無欠陥で形成できるレーザー/MAGアークハイブリッド溶接条件を明示した。                      b.                      (1) レーザ先行ワイヤ添加と酸素含有(≧2%)シールドガス法による均質合金化指針を提示した。(H21年度にて課題終了)                      (2) レーザ先行ハイブリッド溶接において、レーザーとアークの相対設置位置関係とビード表面形状形成を系統的に整理して、最適相対設置位置関係を容易に設定できるハイブリッドトーチを開発し、かつ溶着量最適制御により、疲労強度向上のための実用隅肉溶接を想定した滑らかな余盛形状形成の最適施工条件を明示した。                      上記a、bの成果を駆使し、<b>大型の橋梁用モックアップ(400x440x1000mm)を製作し、開発技術の施工安定性(実用性)を実証し、技術基盤を確立した。</b></p>	◎         ○

図①-5 ファイバーレーザー、レーザー・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発のまとめ



研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高韌性溶接金属の開発及び溶接継手信頼性評価技術の研究</p>	<p>a. 大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度980MPaと良好な韌性(-40℃で 47J以上)を得るための要件を明確化。</p> <p>b. 予熱フリーでTIG溶接の2倍の効率で溶接施工できる9%Ni 鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、-196℃での韌性値が 50J 以上を達成できる要件の明確化。</p> <p>c. 継手部の残留応力適正制御技術の提示と、大型継手での破壊性能・信頼性評価技術の確立</p>	<p>a.</p> <p>(1)<b>溶接凝固過程の高時間分解その場観察システムを構築し、溶接金属組織の非平衡析出挙動の観察に成功(世界初)</b>。凝固割れ抑止に有効な凝固モードを明示し、適正成分系を示した。(H20 年度一般表彰日本鉄鋼協会徳論文賞受賞、H21 年度文部科学大臣表彰 科学技術賞受賞)</p> <p>(2)低温割れ抑止条件の理論付けのため、<b>残留<math>\gamma</math>を有する溶接ピードルート部の水素集積挙動を予測する基本ツールを完成し、残留<math>\gamma</math>による水素の拡散速度やルート局部集積の低下を提示した(世界初)</b>。</p> <p>(3)種々の実用拘束条件および施工条件下で、<b>残留<math>\gamma</math>約 5% 以上において予熱無しで低温割れが発生しないことを明示した</b>。</p> <p>(4)クリーン溶接金属において、<math>\gamma</math> 25%以下においては熱安定で経時変化の影響がないこと、またマルテンサイトに<b>約 5%以上の残留<math>\gamma</math>が存在するとき、トリップ効果によりシャルピー衝撃韌性が約 1.5 倍の 70J(平均:-40℃)へ上昇すること</b>を明示した。</p> <p>b.</p> <p>9%Ni 鋼の原質部(低韌性部)と再熱部(高韌性部)の強度的ミスマッチと原質幅が必要韌性に悪影響を及ぼさず、原質部韌性が継手韌性を支配することを明示し、これによって入熱制限が撤廃でき、高能率施工を可能とした。(平成21年度にて課題終了)</p> <p>c.</p> <p>(1)突合せ継手と廻し溶接継手止端において、開発 Ni-Cr 系溶接金属の変態膨張による残留応力低減量は、単位長さ当たり約 11 から 15MPa となる施工上の目安を提示した。(H21 年度にて課題終了)</p> <p>(2)クリーン溶接金属において、マルテンサイトに <b>7%以上の残留<math>\gamma</math>が存在するとき、トリップ効果により疲労き裂の進展が 2.5~4倍遅延することを FSM(電場指数法)により明示した(世界初)</b>。(H21 年度にて課題終了)</p> <p>(3)残留オーステナイト活用時の降伏強度、韌性の性能バランスを考慮した大型アーケ継手における破壊韌性評価手法を確立し、<b>従来の 1.5 倍の設計応力条件での必要 CTOD 評価値を明示し、開発継手の CTOD 実験値が評価値を十分上回る韌性を有することを明示した</b>。</p> <p>(4)狭隘硬化域を持つレーザ継手での FPD 破壊事象を抑制して正しい溶接金属特性を決定する簡易韌性(シャルピー衝撃エネルギー)評価法として<b>サイドグループ法を提案し、その韌性値をワイブル応力から定量評価する手法を確立した</b>。</p> <p>(5)溶接部領域狭隘継手となる大型レーザ溶接継手における破壊性能評価手法を確立し、この手法を駆使して<b>従来の 1.5 倍の設計応力条件での許容欠陥寸法を明示した</b>。</p>	<p>◎</p> <p>○</p> <p>○</p>

図①-6 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高韌性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究のまとめ

なお、図中の達成度は、◎：最終目標超過達成、○：達成、×：未達の3段階で判断した。

## 2. 1. 4 研究成果

### ①-1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

高級鋼（高強度鋼、低温用鋼）に必要な高強度溶接金属で高靱化を果たすには、溶接金属中の含有酸素量（酸化介在物）を低減することであり、溶接雰囲気中に酸素を含まない純不活性ガス雰囲気での溶接が不可欠である。しかし、活性ガスを含まない「純Ar雰囲気でのMIGアーク溶接（クリーンMIG溶接）」での安定した溶接の報告例は過去50年間なく、不可能とされてきた。これは、従来のMIG溶接技術ではスプレー型と呼ばれる溶滴移行<sup>①-1)-1)</sup>を利用するが、長く伸びた溶融金属の液柱が溶接を不安定にするため(図①-1)-1) で、これまでは酸素によるアーク放電の安定化によってこれを克服してきた<sup>①-1)-2)</sup>。



図①-1)-1 従来の純アルゴンMIGの不安定溶接例。溶接欠陥：蛇行ビード、アンダーカットが見られる。

基本クリーン溶接制御法の開発はこの不安定な従来の純ArMIG溶接を安定化する画期的方法を開発することである。表①-1)-1)に中間目標を示すが、このブレイクスルーによって革新的なクリーン溶接を実現し50ppm以下（ほぼ母材なみ）の含有酸素量を達成するものである。この達成に向けては、鋼材適用性（HT980鋼、9%Ni鋼）や施工方法（溶接姿勢など）の将来性を考えて、同軸複層ワイヤ法<sup>①-1)-3)</sup>と電離プラズマガス法の両法を開発した。

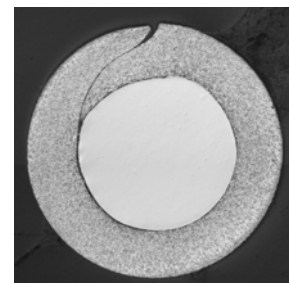
表①-1)-1 基本計画における目標

中間目標	最終目標
基本クリーン溶接制御法を開発し、溶接金属の含有酸素量 50ppm 以下を達成。	実用的な溶接構造継手を対象に、開先狭隘化により、25mm厚鋼板での溶接パス数を 1/2、スパッタ発生率を 1/2 に減化した高能率・クリーン溶接プロセス基盤技術を達成。

### ①-1) - 1 同軸複層ワイヤによるクリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

#### ①-1) - 1 - 1 新構造同軸複層ワイヤの開発

同軸複層ワイヤは図①-1)-2)に示すように内側と外側の材料を変えた二重構造である。内層材と外層材の融点差により溶融金属液柱の短縮化を図ろうとするもので、内層材Aが外層材Bより溶融しやすい場合、溶融金属液柱の伸長は消失し安定なビード形成される。



図①-1)-2 同軸複層ワイヤの断面構造（1.6mmΦ 9%Ni用、内層材：11%Ni鋼、外層材：軟鋼の例）

本プロジェクトでは高性能溶接金属のための適正成分提案（助成事業）に基づいて、表①-1)-2)に示す三種類の同軸複層ワイヤを開発した。それぞれの設計ポイントも示した。

低温用 9%Ni 鋼用の共金系ワイヤと HT980MPa 鋼用の Ni-Cr 高合金系ワイヤはともに

内外層材の融点差を利用した設計で、これが困難な980MPa 鋼用の共金低合金系ワイヤはアーク集中効果がある K (カリウム) を内外層材界面に塗布した特殊構造とした<sup>①-1)-4)</sup>。いずれのワイヤでも、溶融金属液柱は短くなり (図①-1)-3)、次の安定化制御電源開発との併用により安定な溶接が可能となった。

表①-1)-2 開発した複層構造ワイヤ

開発した複層ワイヤ	設計のポイント
低温用 9%Ni 鋼用 共金系 (11%Ni 系)	内外層材の融点差制御設計 芯材 (内材) : 11Ni 材 (1440℃) フープ (外材) : 軟鋼 (1530℃)
HT980MPa 鋼用 高 Ni, Cr 高合金系	内外層材の融点差制御設計 芯材 (内材) : 試作材 (1400℃) フープ (外材) : SUS430 (1500℃)
HT980MPa 鋼用 共金低合金系	内外層界面にカリウム塗布。

① - 1) - 1 - 2 安定化制御電源システムの開発

安定化のためのワイヤ組成および構造の最適化とともに、溶接電源装置、溶接制御の観点からの安定化の検討を進め、実用化レベルの安定溶接が可能となるクリーン MIG 溶接技術の確立を目指した。



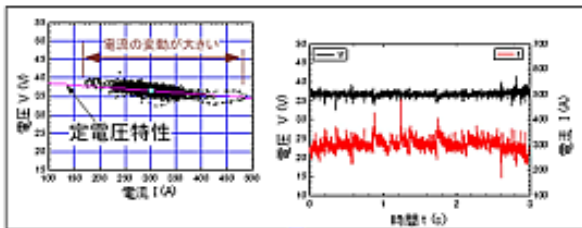
図①-1)-3 Ni, Cr 系成分複層ワイヤでの溶滴移行形態

溶接安定性をさらに向上するため、プロジェクトでは従来常識とされた MIG の定電圧電源特性を図①-1)-4 に示す定電流電源特性としてかつパルス条件の最適化を図った。このブレイクスルーにより定電圧電源特性での不安定な電流特性 (アーク長の変動=アークのランダムな動き) を解決した。これにより、図①-1)-5 に示すように中間目標の表面および内

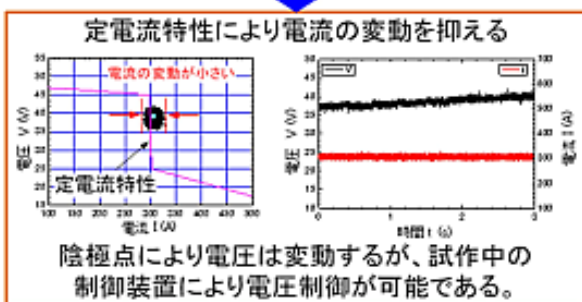
表①-1)-3 溶接金属酸素量の比較

溶接方法	溶接金属酸素量
従来 MIG 法	230ppm
従来 TIG 法	30ppm
同軸複層クリーン MIG 法	40ppm

従来の定電圧特性電源では、電流の安定化は困難

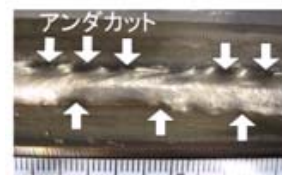


電源制御を可能とする安定な系を構成する



図①-1)-4 溶接安定化のための制御電源システムの開発

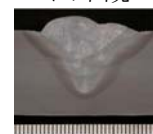
従来Ar-MIG溶接



不安定な溶接



ビード外観



断面写真

図①-1)-5 同軸複層ワイヤ法によるクリーン MIG 溶接ビード外観 (例)

部の溶接欠陥を防止することが可能となった。

以上の開発により、中間目標「溶接金属の含有酸素量 50ppm 以下」を達成した（表①-1)-3）。

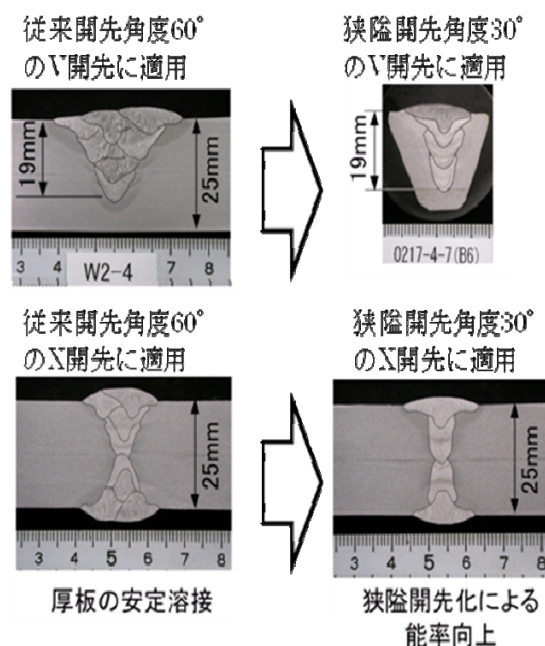
### ①-1) - 1-3 同軸複層ワイヤによる厚板対応高能率クリーン MIG 溶接プロセスの開発

平成22年度までにHT980用プロトタイプ溶接材料成分が決定されたことを受けて、表①-1)-4の同軸複層ワイヤを設計・試作した。

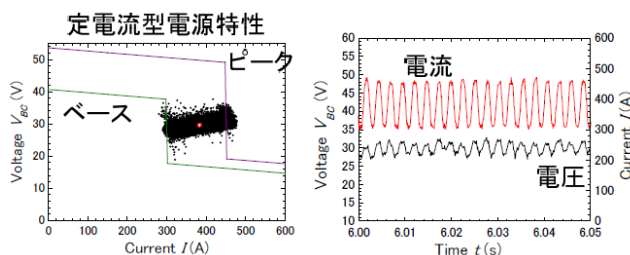
多層クリーンMIG 溶接では各層毎の希釈率が異なり溶接金属特性が変化する。そこで、溶接金属組成の変動を抑えるために狭隘開先の多層溶接施工法を提案した。図①-1)-6に示す開先角度60度の従来開先では8パスの溶接が必要である。図①-1)-7のパルス条件と電源特性を最適化すると、開先角度30度の狭隘開先でも安定溶接が可能となり、パス数を半減し、高能率化を達成し、含有酸素量も18ppmであった。

さらに、クリーンMIG 溶接の溶滴移行の安定化を裏付けるために、プロトタイプ同軸複層ワイヤを用いて溶接時の全スパッタ量を計測した。一般的に使用されるMAG 溶接と比較した。溶接条件は電流330-370A、電圧38V、溶接速度7.5mm/s で、MAG溶接では一般的に使用される鋼用ソリッドワイヤとMAG 溶接用の電源でMAG（80% Ar+20%CO<sub>2</sub>）ガスシールドで実施した。溶接を1 分間行ったスパッタ全量の計測結果を図①-1)-8に示す。

MAG溶接条件は安定な溶滴移行が可能な条件でスパッタ量の平均は1.85 g/min となった。クリーンMIG 溶接でのスパッタ量の平均は0.064 g/min となり、スパッタ量は1/28 に減少した。クリーンMIG 溶接の大幅なスパッタ



図①-1)-6 狭隘開先での 25mm 厚板へ同軸複層ワイヤ法によるクリーン MIG 溶接を適用（例）



図①-1)-7 最適化した定電流型のパルス電流波形

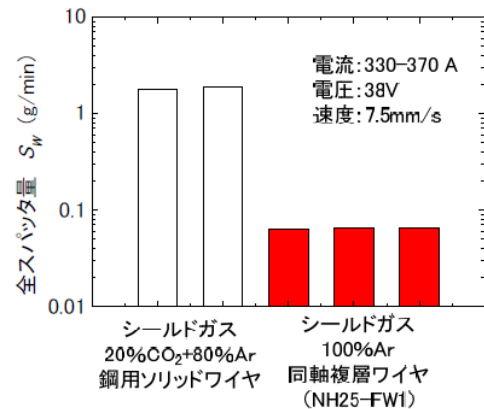
表①-1)-4 プロトタイプ溶接材料成分と等価な同軸複層ワイヤの成分設計値

ワイヤ銘	線径	断面率		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	O	融点
NH25-FWI-1.6	1.6	ハイブリッド成分(分析値)		0.054	0.78	0.78	0.020	0.002	6.78	15.48	0.009	0.005	
		25%	芯成分(設計値)	0.050	2.10	2.50	0.001	0.005	23.50	13.50			1472°C
		75%	フープ成分(設計値)	0.050	0.28	0.14	0.024	0.002	—	16.32			1513°C

量の低減を達成した。

以上のように、最終目標「開先狭隘化により、25mm厚鋼板での溶接パス数を1/2、スパッタ発生率を1/2に減化した高能率・クリーン溶接プロセス基盤技術」を達成した。

実用溶接継手（開先内）に対して、高能率多層溶接施工を可能とする最適条件パラメータを蓄積集約し、これらのデータをノウハウ化のためROM化して助成事業（③-1）で導入した溶接電源へ組み込むことで、大型模擬構造体（モックアップ）製作を支援した。



図①-1)-8 クリーンMIG溶接によるスパッタの半減

### ①-1) - 2 電離プラズマ流を活用するクリーンプラズマMIG溶接プロセス技術の開発

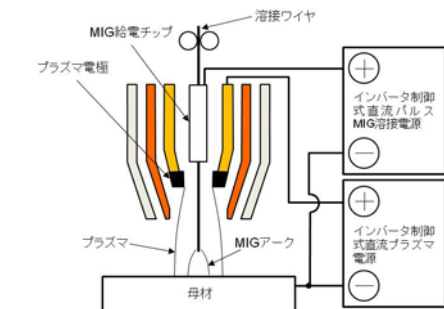
電場や磁場の作用による制御性が格段によいプラズマを利用し、シールドガスの一部をプラズマ（導電体）として供給することにより、プラズマ中に一部流す電流の電磁ピンチ力によりワイヤの不安定挙動を押さえ込み、溶滴移行の安定化を図るもう一つの世界初の純アルゴン雰囲気でのクリーンMIG溶接実用化の実現を目指す。この方法は、前述の同軸複層ワイヤ法のワイヤが特殊でありワイヤ成分の制約を受けるのに対して、従来の単層（無垢）ワイヤの利用が可能であることや比較的溶接姿勢の許容度が高いなどの実用面での特徴を持つ。

一方で、全く新しい溶接法であり、開発には溶接装置そのものの設計、試作等の開発が不可欠である。

#### ①-1) - 2 - 1 電離プラズマMIG溶接装置の設計、試作

図①-1)-9に設計開発したプラズマMIG溶接プロセスの装置構造を示す。MIGアークにはインバータ制御式直流パルスアーク溶接電源を、また、プラズマの発生にはインバータ制御式直流電源を並列に使用する協調電流制御技術を開発した。図①-1)-10は試作した電離プラズマMIG溶接装置外観である。

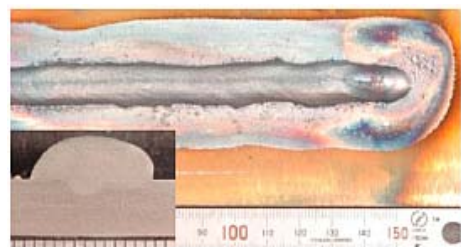
この開発により、比較的低速の溶接速度20cm/minのビード・オン・プレート溶接で安定した溶接ビードを形成することが可能となった。



図①-1)-9 プラズマMIG溶接装置の構成図



図①-1)-10 試作プラズマMIG溶接装置（協調電流制御電源）

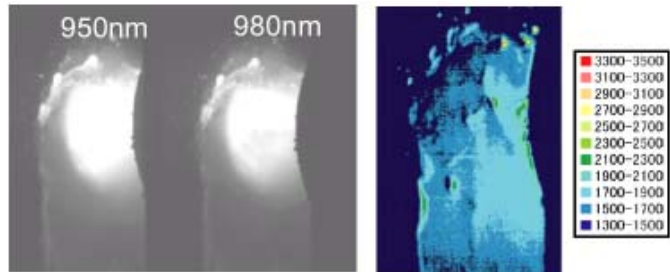


図①-1)-11 電極径7mmの場合のプラズマMIG溶接でのビード外観

純アルゴン雰囲気下においてもワイヤ端液柱の揺動が抑制され、比較的止端部がそろったアンダーカットなどの表面欠陥のないビードが得られた（図①-1)-11）。また、このときの溶接金属中の酸素量は26ppm を計測した。

### ① - 1) - 2 - 2 電離プラズマMIG溶接現象の特性とトーチ最適化

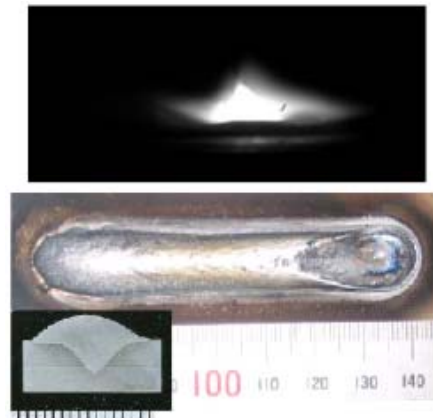
開発した電離プラズマMIG溶接では、溶接ビードが凸形状になりやすい（図①-1)-11参照）、溶込みが浅いという実用上の問題点が抽出されたためにトーチ構造の最適化を図った。



図①-1)-12 溶融地表面温度の測定結果  
（プラズマ電極径7mm、溶接速度20cm/min）

溶融池表面の二色放射温度計測（プロジェクトで導入）の結果解析（図①-1)-12）から、その原因が低酸素（26ppm 程度）含有時の表面張力の高さ<sup>①-1)-5 ~8)</sup>であることを解明し、プラズマ側のエネルギーを溶融池に集中させて溶融池形成と同時にその表面温度を上昇させるようにトーチを改良した。

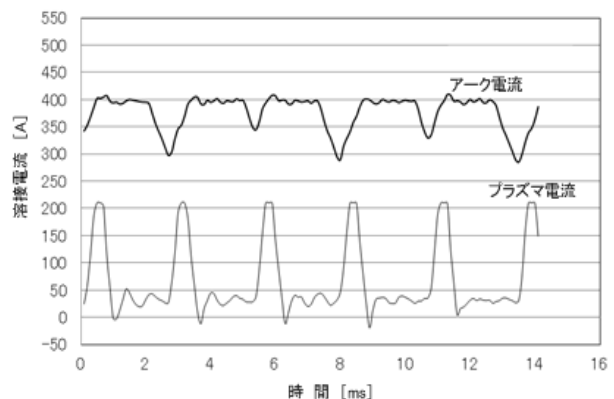
プラズマ電極径3mmに小さくし、電離プラズマ流を高速化させた。これにより、溶接速度50cm/minの場合においてもアークが安定して発生し、ぬれ性が向上することにより溶接ビードの凸形状が大幅に改善された（図①-1)-13）。さらに、溶接速度が2倍以上も増加しながら図①-1)-11に比べて溶込みが明らかに深くなり、溶接の高能率化にも成功した。溶接金属中の酸素量は24ppm であった。



図①-1)-13 プラズマ電極径3mmに改良したトーチでのビード外観（溶接速度50cm/min）

### ① - 1) - 2 - 3 厚板プラズマMIG溶接における厚板開先内のアーク現象および溶接ビード形成

実継手開先内における溶接ワイヤ端液柱の安定性確保を目的に、図①-1)-14に示すように電離プラズマ電流のパルス化を実施すると共にプラズマ電源特性を最適化した。1パスでの溶接を目指してワイヤ送給量を増加させた場合、アークが不安定となる場合があるが、パルス電流を用いることによりピンチ効果を強化してアークの安定性を向上させた。またアーク電流も協調して制御することで溶滴移行の安定化を図った。

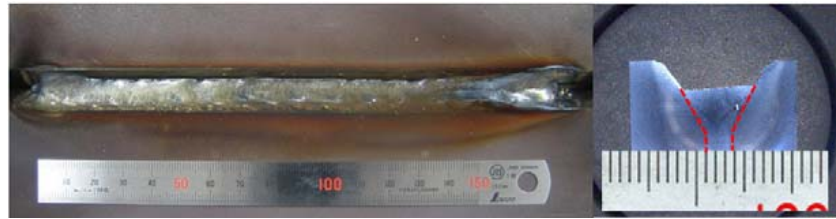


図①-1)-14 パルス協調電流制御の一例

実継手を模擬した板厚12mm、開先角60度、ルートフェイス1mmの厚板開先

内のアーク現象および溶接ビード形成の関係を調査し溶接条件を最適化した結果、図①-1)-15の安定したアークと良好な溶接ビードを得られた。

溶接金属の含有酸素量も41.3ppmとなり、目標値50ppm 以下についても達成した。



本システムは、助成事業へ技術移転を平成21年度までに果たしたため、平成21年度にて終了した。

図①-1)-15 実継手を模擬した厚板開先内の溶接ビード

### ① - 1 ) - 3 参考文献

- ① - 1 ) - 1 K. Ando and K. Nishiguchi、IIW Doc 212-156-68, 1968
- ① - 1 ) - 2 T. Nakamura, K. Hiraoka and S. Zenitani、Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 13 No. 1(2008), 25-32
- ① - 1 ) - 3 平岡和雄：ハイブリッドワイヤの提案、溶接技術、Vol. 54、No. 2 (2006)、64-69
- ① - 1 ) - 4 伊藤正、平岡和雄、溶接技術、Vol. 56、No. 4 (2008)、58-63
- ① - 1 ) - 5 荻野和巳、野城 清、細井千秋：鉄と鋼、69(1983)、48
- ① - 1 ) - 6 S.A. David, T. DebRoy and J.M. Vitek: MRS Bulletin, 19 (1994), 29
- ① - 1 ) - 7 T. Zacharia, S.A. David, J.M. Vitek and H.G. Kraus: Welding J., 74 (1995), 353s
- ① - 1 ) - 8 田中敏宏、原 茂太：まてりあ、36 (1997)、47.

①-2) ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

高エネルギー密度のファイバーレーザ溶接はアーク溶接に比して幅が狭い深溶け込みの溶接部を得ることができ、高速溶接で、かつ母材熱影響及び溶接変形の低減が可能である。しかし高強度鋼中・厚板の溶接にレーザ溶接を実用化するためには、(1) 溶接欠陥の発生を防止する制御技術の開発、(2) 強度と靱性のバランスの取れた溶接金属の組織制御、(3) 疲労特性に優れた溶接ビード形状の制御技術が重要な課題である。実用に向けては、中・厚板の精密溶接を目指したレーザ単独溶接と隅肉継手など開先精度に対応しうるレーザ・アークハイブリッド溶接を同時に研究する必要がある。

この溶接において本質的で最も大きな問題は発生しやすい溶接欠陥<sup>①-2)-1)</sup>を確実に防止する技術の確立である。また、フィラーワイヤを利用するハイブリッド溶接では、組織制御とともに余盛形成の制御やスパッタ低減と添加元素の均一分布に有効なワイヤの効率的な添加技術が必要である。また、実用溶接継手の製作には、高度のセンシング及び適用制御技術などの基礎技術の確立が不可欠である。

これらの問題解決には、溶接時のキーホール挙動、熔融金属の流動挙動、アーク挙動、溶滴移行現象、アーク・レーザ相互作用等の溶接現象の素過程の解析などの基礎的研究が必須であり、本開発項目では、表①-2)-1 に示す中間目標を設定し、最終ターゲットとする板厚 25mm (16kW 想定で世界初) と 10 kW ファイバーレーザ装置を用いた板厚 12 mm の 780 および 980MPa 高張力鋼レーザ溶接基盤技術の構築を目指した。

表①-2)-1 基本計画における目標

中間目標	最終目標
板厚 12mm の高強度鋼溶接継手の溶接欠陥発生機構を解明し、溶接品質が JIS1 類相当の貫通完全溶け込み溶接、及び 2 パス隅肉溶接継手製作の為の基盤技術の確立。	板厚 25mm の高強度鋼において、多層突き合わせ継手及び隅肉継手を JIS1 類相当の品質で形成する為の欠陥防止技術の開発
効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス並びにビード表面形状制御の基盤技術を確立するための指針の提示。	効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス、さらにビード表面形状制御の基盤技術の確立。

①-2) - 1 ファイバーレーザ溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明および欠陥防止策の開発

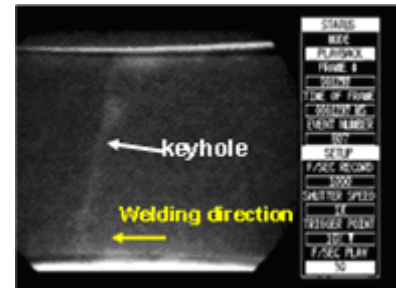
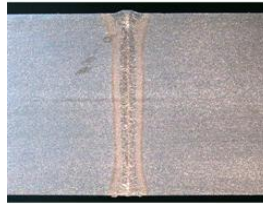
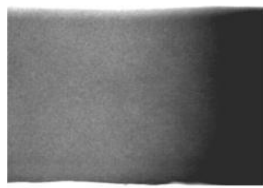
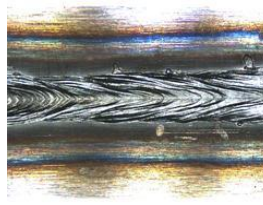
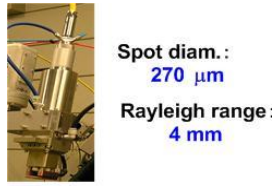
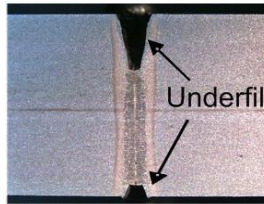
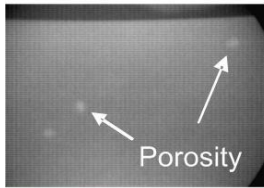
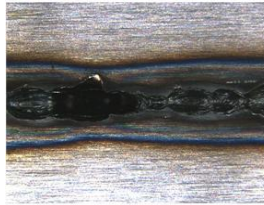
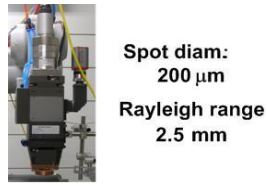
①-2) - 1 - 1 ファイバーレーザ溶接現象解析による溶接欠陥発生機構の解明

板厚 12mm の高強度鋼溶接継手において溶接品質が JIS1 類相当 (表①-2)-2 参照) の

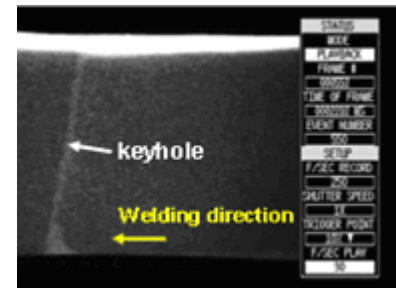
表①-2)-2 溶接品質ターゲット (JIS Z3104 ; 板厚 10mm 超 25mm 以下)

種別	分類	きず点数和	きずの長径 (mm) と点数						
			1.0 ≤	-2.0	-3.0	-4.0	-6.0	-8.0	8.0 <
第 1 類: 丸いブローホール及びこれに類するきず	1 類	≤ 2	1	2	3	6	10	15	25
	2 類	≤ 6							





(a) 市販の集光光学系  
溶接速度 1.5m/min



(b) 長焦点深度集光光学系  
溶接速度 1.50m/min

図①-2)-1 市販の集光光学系を用いた場合のビード表面形状、欠陥発生状況とビード断面写真

図①-2)-2 長焦点深度集光光学系を用いた場合のビード表面形状、欠陥発生状況とビード断面写真

図①-2)-3 10kW ファイバーレーザー溶接時のその場透過 X 線観察

貫通完全溶込み溶接継手製作のための基盤技術を確認することとした。市販の集光光学系を用いて、板厚 12mm の鋼板を 10 kW レーザでビード・オン・プレート溶接を行った場合のレーザー溶接部の表面写真、X線透過試験結果、断面観察写真の一例を集光光学系と共に図①-2)-1 に示す。溶接速度 1.5 m/min 以下で貫通溶接が可能であったが、表面や裏面は一部アンダーフィルとなり、溶接金属内部にはポロシティが生成することが判明した。改良型集光光学系を用いて、パワー10 kW でファイバーレーザー溶接を行い、速度 1.5 m/min で得られた溶接ビードの表面外観、X線透過試験結果および断面形状を図①-2)-2 に示す。アンダーフィルやポロシティの認められない良好な貫通溶接部が作製できていることがわかる。板厚 12 mm の貫通溶接は速度 3 m/min 以下で可能であった。なお、溶接速度が 4.5 m/min まで増加すると、部分溶込みの溶接部が形成し、X線透過試験結果から多数のポロシティが生成するようになることが確認され、注意が必要であることがわかった。

図①-2)-3 は、気泡およびポロシティの生成状況を X線透視法によりリアルタイム観察した一例を示す。いずれの図ともキーホール（照射ビームが 10 度傾斜の前進角溶接のため傾斜）は高張力鋼板の裏面にまで達しており、キーホール径は約 0.5 から 1 mm 程度である。市販集光系の場合、キーホールは激しく変動し、その中間上部から気泡が発生してポロシティとなった（左）が、改良型集光光学系ではキーホールが安定で、

気泡およびポロシティの発生が確認されなかった。集光光学系の改善により、深溶込み化と溶接欠陥の低減を達成した。

次に、マルテンサイト系の超高張力鋼は溶融部に酸素が混入すると靱性低下などの機械的性質の悪化が懸念される。そこでシールドガスの酸素量が貫通溶接ビード形成に及ぼす影響を検討した。

ヘリウムガス、アルゴンガス、炭酸ガスを供給して貫通溶接を実施した。各シールドガスにおける溶接部の断面形状および溶融金属部の酸素含有量を図①-2)-4 に示す。なお、Type 1 のノズルは、前方から溶融池に這わすようにガスを供給するタイプ、Type 2は、後方から溶融池を覆うように供給するものである。

Type1ではアルゴンガス時で150ppm、Type 2 の溶融池全体を覆うタイプのノズルを使用すると、酸素含有量は、炭酸ガス、アルゴンガス、ヘリウムガスの順で98 ppm、43 ppm、29 ppm と改善が見られた。しかしながら、酸素含有量が50 ppm 以下となるヘリウムガスおよび

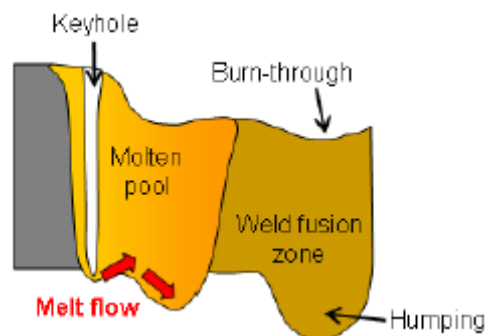
アルゴンガスを使用した場合、顕著な溶落ちが一部に発生した。

溶融金属部の酸素含有量が少ない場合に溶落ちが発生した理由は、図①-2)-5の概略図に示すように推察された。溶融金属の酸素含有量が少ない条件では融液の温度が低いほど表面張力が強い。融液の表面張力は、最後方の低温底部側が一番高いため、融液は後方に引っ張られる。その結果、裏面に大きな湯溜まりが形成され、溶落ちとなることが考えられる。

以上の実験結果より、10 kW 高出力ファイバーレーザを用いた本溶接条件では、溶融金属部に含まれる酸素含有量が溶融部形状に及ぼすことがわかり、溶融金属部に100 ppm 以上ではアンダーフィルを抑えた貫通溶接部が作製できるが、50 ppm 以下の酸素量に抑えると、溶落ちが発生することが判明した。

g: 0.4 mm, P: 10 kW, v: 17 mm/s, f <sub>g</sub> : 0 mm, v <sub>g</sub> : 72 mm/s, α: 3 mm, e: 15 mm, I: 160 A, α: 55°				
Shielding gas	He: 40 L/min Type-2 nozzle	Ar: 40 L/min Type-2 nozzle	CO <sub>2</sub> : 30 L/min Type-2 nozzle	Ar: 40 L/min Type-1 nozzle
Oxygen amount	29 ppm	43 ppm	98 ppm	150 ppm
Cross section of weld bead				

図①-2)-4 各ギャップ幅で得られた貫通溶接継手の表面および裏面のビード外観と断面



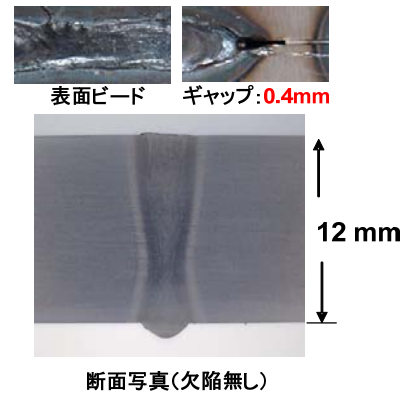
図①-2)-5 フィラーワイヤ併用の高輝度レーザ溶接時の実験構成

### ① - 2) - 1 - 2 溶接継手製作の為の基盤技術確立

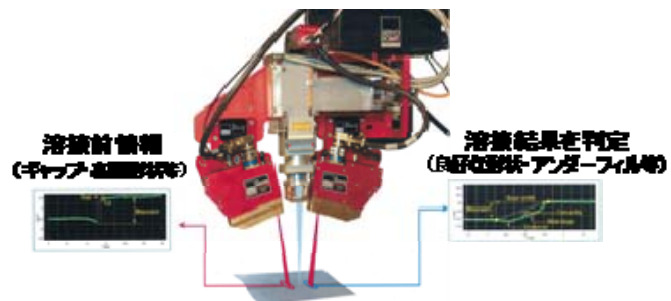
10 kW ファイバーレーザによる 12mm 厚鋼板の突合せ貫通溶込み溶接を実施した。

溶接欠陥発生機構の解明の結果を適用して、12 mm 厚鋼板に対して、得られた溶接ビードの表面外観および断面形状の例を図①-2)-6に示す。ギャップ 0.4 mm、溶接速度 1 m/min の条件において、予熱なしで、良好な貫通溶接継手が製作できることがわかり、中間目標とした JIS1 種 1 類相当をほぼ達成した。ホットワイヤ利用の突合せ溶接を行った。

狭い溶接ビード幅によるトラッキング不安定を克服し、安定した継手製作のためには、モニタリング・センシング・適応制御技術の開発が重要である。そこで、現時点では、図①-2)-7に示すセンシングシステムを導入し、溶接倣い位置制御は 3 m/min の溶接速度でも 1mm のズレを 0.1mm 以内に補正することが可能であることを確認し、最終目標となる実溶接継手への適用に向けて、この技術の確立を図っている。(図①-2)-6に示した結果はセンシングシステムを利用している)



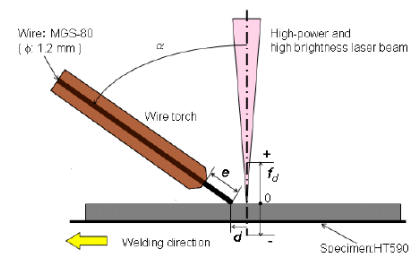
図①-2)-6 ホットワイヤ添加 10kW ファイバーレーザによるギャップ 0.4mm を有する突合せ溶接結果



図①-2)-7 高速溶接に対応したレーザセンサーシステム

### ①-2) - 1-3 ギャップを有する 12 mm 厚鋼板の貫通突合せ溶接部作製のための条件の確立

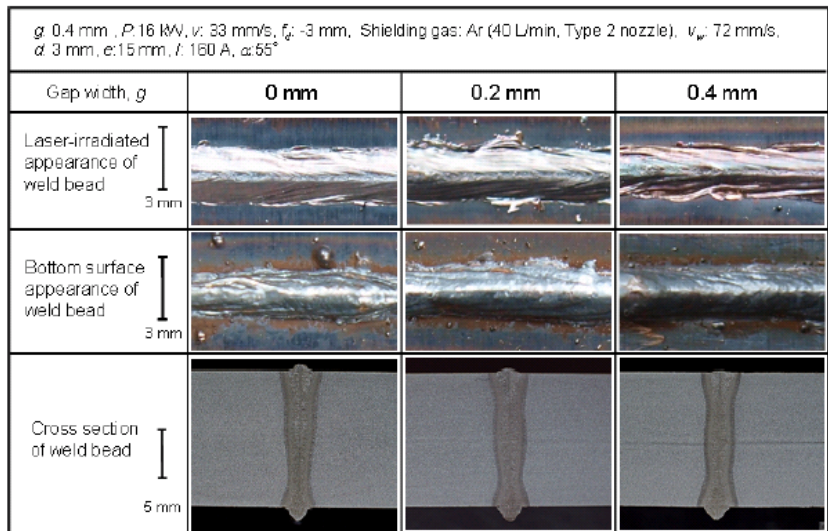
実用的基盤確立には、ギャップ裕度への対応が必須であり、レーザ単独ではアンダーフィルを発生して限界がある。そこで平成21年度に導入した16 kW ディスクレーザとホットワイヤを併用し、図①-2)-8 の装置配置にて12mm板厚鋼板の突合せ溶接を行った。なお、後方からシールドガスを吹き付けるノズルを使用し、ギャップ幅  $g$  を 0 mm、0.2 mm および 0.4 mm とし、レーザ出力の増加に伴って溶接速度  $v$  およびワイヤ供給速度  $v_w$  は、それぞれ2 倍の 33 mm/s および 142 mm/s、パワー密度の極端な増加を抑えるため、焦点はずし距離  $fd$  : -3 mm を採用した。得られた溶接ビードの外観および断面形状を図



図①-2)-8 フィラーワイヤ併用の高輝度レーザ溶接時の実験構成

①-2)-9 に示す。ギャップ幅  $g$  0.4 mm の貫通溶接継手は、ビード表面は両面とも盛り上がりしており、裏面ビードのハンピングもなかった。また、ビード断面にポロシティも見られず、溶接欠陥のない良好な貫通溶接継手が作製できた。さらに、ホットワイヤを過剰に供給したギャップ幅  $g$  0.2 mm および 0 mm の貫通溶接継手でも、ギャップ

幅 $g$  0.4 mm と同じくビード表面は安定して盛り上がった形状が得られた。ビード裏面に関しても、ホットワイヤを過剰に供給しているにもかかわらず、ギャップ幅 $g$  0.2 mm および0 mmのビード裏面に目立った溶落ちは発生しなかった。また、ビード裏面の試料表面から盛り上っている高さは、本条件すべてのギャップにおいても、1 mm 程度で変わらなかった。



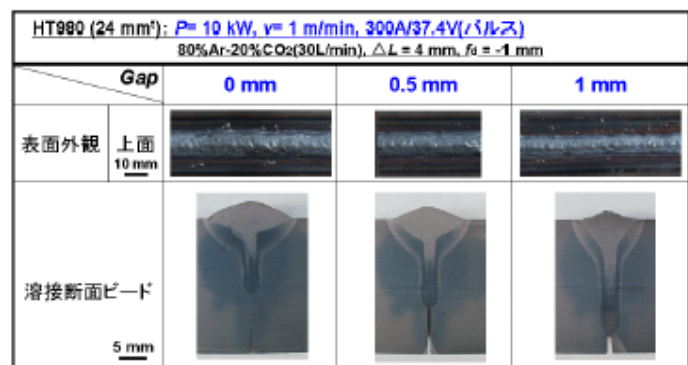
図①-2)-9 各ギャップ幅で得られた貫通溶接継手の表面および裏面のビード外観と断面

次に、ギャップ幅 $g$  0.2 mm の場合は、裏面のキーホール口から小さなスパッタだけでなく融液の塊が飛び出すようになり、ゼロギャップの場合では、裏面のキーホール口から飛び出す融液の塊の大きさおよび量が増加していることがわかった。裏面の観察結果より、ホットワイヤが溶融池に過剰に供給されると余分な融液は、裏面のキーホール口から吹き飛ばされ、溶融部形状が自律的に保たれていることが推察される。

以上の実験結果より、本溶接条件下において、溶融池に十分なキーホールが貫通できるレーザ出力とホットワイヤを併用した溶接法は、溶融部の酸素含有量を抑えた溶接欠陥のない貫通溶接継手を作製するには有効であり、さらに、ギャップを考慮せず、ホットワイヤの供給速度を一定として溶接を行った場合でも、過剰な融液が裏面キーホール口から排出されることによって、溶融部形状が自律的に保たれ、溶接欠陥のない良好な貫通溶接継手が得られることが判明した。

#### ①-2)-1-4 25 mm 厚鋼板の突合せ溶接部作製のための条件の確立

板厚25(24) mm のHT980 鋼の突合せ継手に対してハイブリッド溶接を行った。レーザ出力10 kW、アーク電流300 A、溶接速度1 m/minで、レーザギャップを0 mm から1 mm まで変化させた場合での結果を図①-2)-10 に示す。ギャップが広がるほど、ビード表面幅が狭くなり、溶込み深さが深くなることわかる。なお、深溶込みの溶接部の場合、底部にポロシティ



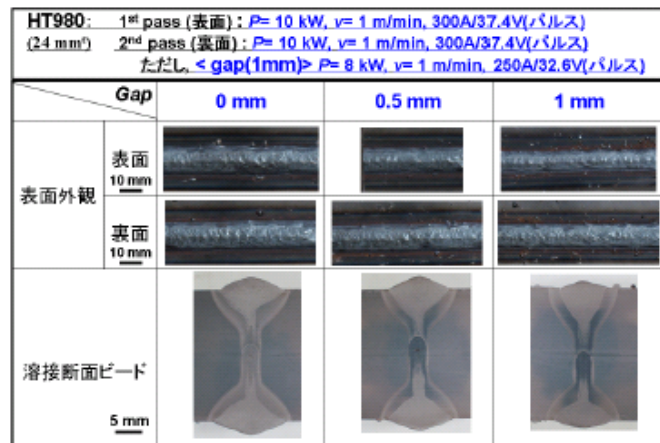
図①-2)-10 I形突合せ継手のハイブリッド溶接部形状に及ぼすギャップの影響

か凝固割れが見られる場合があった。次に、いずれのギャップでもレーザーパワーを増加させて、貫通溶接をトライしたが、裏当てを用いなかったため、溶落ちが起こり、良好な貫通溶接部を得ることができなかった。

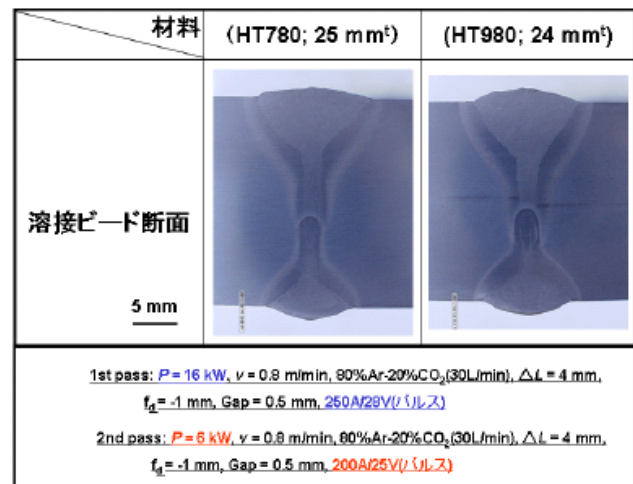
そこで、両面からのハイブリッド溶接を試みた。その結果を図①-2)-11 に示す。

2パスで約24 mm の貫通溶接部の作製が可能であることがわかる。ただし、2パス目が深い部分溶込みの溶接部になるため、凝固割れが発生する場合があった。そこで、ポロシティや割れを防止・低減するため、1パスで16kW大出力レーザーにより深い溶接部を作製し、底部にポロシティや割れが発生していても2パス目の浅い部分溶込みの溶融溶接によりポロシティも割れもない溶接部の作製を試みた。その結果、得られた溶接部の断面を図①-2)-12 に示すが、ギャップ0~0.5mmに対してHT780 鋼およびHT980 鋼とも良好な溶接部の作製が可能となった。

以上、板厚25mmの高強度鋼において、リッド突合せ貫通溶接部の例両面2パスの突き合わせ継手をJIS1類相当の品質で形成する技術基盤を開発した。この技術を橋梁用モックアップ体製作に適用し、長尺の溶接施工性を実証する。



図①-2)-11 2パスI形ハイブリッド突合せ貫通溶接部の生成に及ぼすギャップの影響



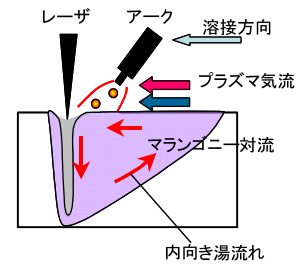
図①-2)-12 I形継手に対する2パスハイブ

### ①-2) - 2 溶接金属組織及び溶接品質最適化のためのプロセス制御技術の開発

本研究では中間目標の均質合金化プロセス開発の具体的ターゲットとして、ワイヤ添加成分を均質に合金化するための制御技術を確立する。一方、基本計画の最終目標である板厚 25mm の突合せ及び隅肉溶接を達成するには、両面溶接を想定しておくことが必要であるがポロシティが発生しやすい非貫通溶接となるため、この溶接の金属組織及び品質最適化のための制御技術もあわせて確立する。

#### ①-2) - 2-1 フィラーワイヤの均質合金化

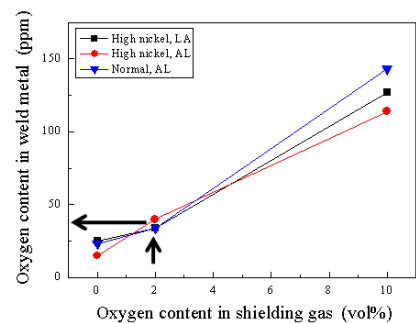
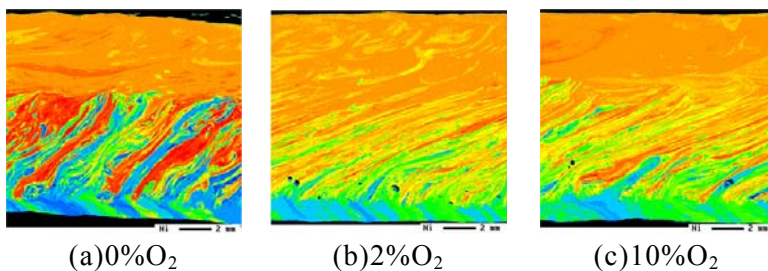
高速度ビデオカメラ及び in-situ X 線透過撮影装置を用いた観察などによる溶融池表面及び内部における溶融金属の流動挙動解析に基づいて導かれた狭隘なレーザ溶接特有の溶融池内溶融金属流は図①-2)-13 に示すような挙動を示すことが明らかになった。すなわち溶融池内の湯流れは、レーザ光による穿孔、表面張力に起因する Marangoni 対流、そしてアークのプラズマ気流によって影響を受け、レーザとアークの配置（溶接方向）とシールドガス中の酸素量が最も分布状況に影響を及ぼす支配的な因子であることが判明した。この成果に基づいて次の二つの対応策を導出した。



図①-2)-13 レーザ先行配置における 2%超酸素含有溶融池の湯流れとその駆動力

- a. 溶融池内の流れを内向きとなるようアーク溶接のプラズマ気流を制御する技術
- b. Marangoni 対流の向きを外向きから内向きに変える方法として、溶融池への酸素を添加する技術

シールドガス中の酸素量を変化した場合、図①-2)-14 に示すように、酸素量の増加に伴い均質性が増し、約 2% を超えた領域でほぼ均質な分布が得られた。このように狭隘な溶接金属においてもワイヤ添加元素の均質合金化が実現できる具体的な指針を得た。さらに、この対策をもっても非貫通ハイブリッド溶接では図①-2)-15 に示すように底部において添加元素濃度の低い領域を残す。この問題は重ねしりを大きくとった両面溶接により解決できることも確認した。以上により中間目標の一つである「効率的（効果的）なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセスを確立するための指針の提案」



(d) 添加酸素量と溶接金属含有酸素量

図①-2)-14 Ni の均一分散化に及ぼすシールドガス中の酸素量の影響

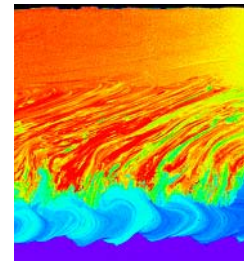
を達成し、平成 22 年度以降はレーザ/MAG ハイブリッドプロセスにて実施することとし、これによって本課題は、平成 21 年度にて終了した。

### ①-2) - 2-2 両面非貫通溶接におけるポロシティの防止

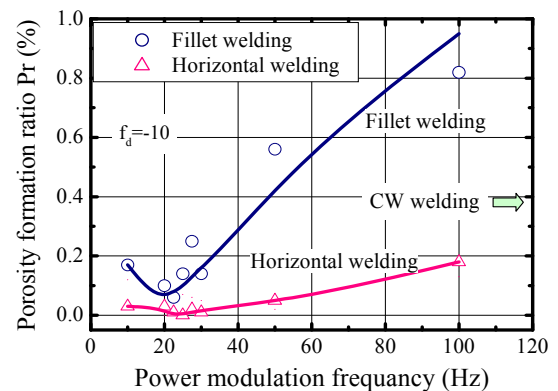
本開発の最終目標には、板厚 25mm の高強度鋼における多層突合せ継手及び隅肉継手の欠陥防止技術の開発を置いているが、この溶接を実現するためには、多層溶接を含めた、いわゆる非貫通溶接についての技術的検討が必須である。この非貫通溶接は前述でその特徴に言及したが、合金化の困難さとともに溶込み深さの増加に伴いポロシティが発生しやすくなることがよく知られている<sup>①-2)-2)</sup>。ポロシティの発生を防止するにはキーホールを安定化することが必要であり、熔融池の固有振動周波数でレーザ出力の変調制御を行うことが有効である<sup>①-2)-3)</sup>。本研究では、非貫通溶接として横向き及び隅肉溶接を取り上げ、これに出力変調制御によるポロシティの防止を試みた。

図①-2)-16 に CO<sub>2</sub> レーザ単独溶接で、横向き及び隅肉溶接を行ったときのポロシティ発生率を示す。いずれの溶接でも、連続発振 (CW) 溶接と比べて出力変調制御によるポロシティの防止効果が認められる最適周波数をもつことが検証された。この出力変調によるポロシティの防止は、ファイバーレーザ単独溶接においても有効であった (図①-2)-17)。

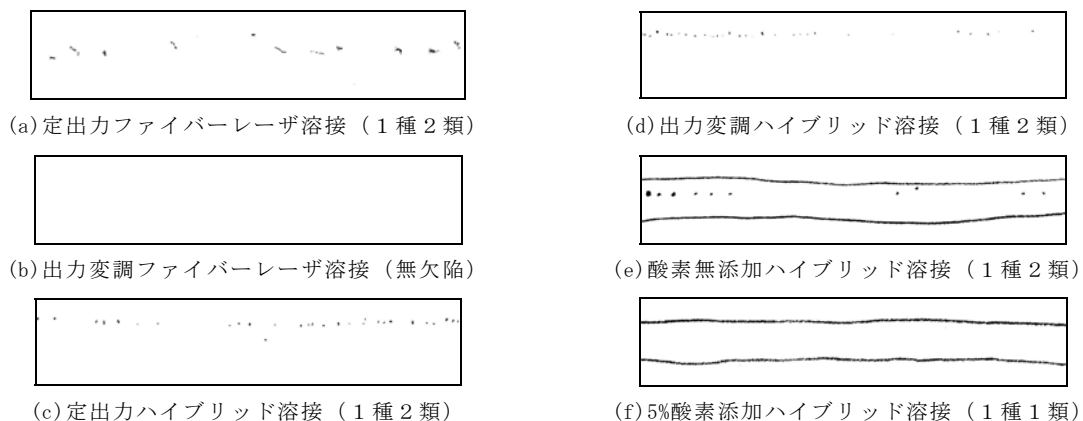
これに対して、ハイブリッド溶接においては、パルスアークによる熔融池振動のためにレーザ出力変調の効果がほとんど発揮されなくなるため図①-2)-17 (c)、(d)に見られるようにほとんど防止効果が認められなかった。



図①-2)-15 非貫通ハイブリッド溶接における Ni 分布状況



図①-2)-16 レーザ出力変調制御による横向きおよび隅肉溶接でのポロシティ抑止効果



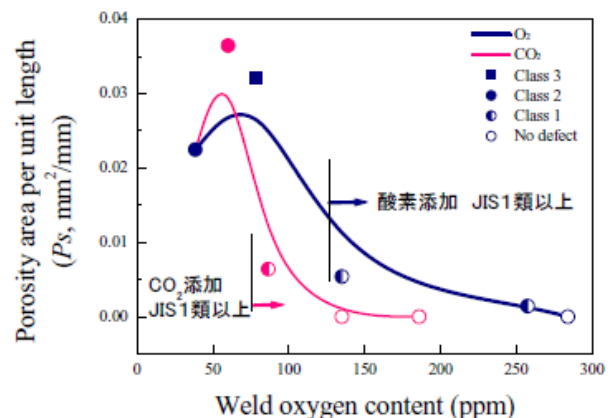
図①-2)-17 レーザ単独およびハイブリッド溶接部のポロシティ発生状況 (X線検査結果)

このため、新たなポロシティ防止法を検討した。種々の検討の結果、鋼材中の炭素濃度はポロシティの発生に影響が大きく、炭素の増加と共にポロシティが減少する傾向を示した。また、シールドガス中に酸素を添加することも有効であることが分かったが、酸素添加無しでも溶接部に比較的高温で不安定な FeO や MnO 等の酸化物を添加するとポロシティが減少することがわかり、酸素が熔融金属中の炭素と反応することによりキーホール内部で一酸化炭素が形成され、これがキーホールの内圧を増加することによりキーホールを安定化する事が明らかとなった。これにより、ポロシティを防止するには、キーホール内部の圧力を増加させることが有効であるとの指針が得られた。

上記のように、ポロシティの防止に対して酸素添加が有効であるが、キーホール内部で一酸化炭素を形成するには熔融金属中に酸素がいったん固溶する必要がある。このため、溶接金属の酸素含有量が増加し、継手靱性を低下させることが懸念される。一方、二酸化炭素は高温で一酸化炭素と酸素に分解するため、二酸化炭素の添加によってもキーホールの安定化が可能と考えられる。またこの場合には、酸素が熔融金属中に固溶する必要がないため、溶接金属の酸素含有量を抑制した上でポロシティを防止することが期待できる。図①-2)-18は、シールドガス中に二酸化炭素を添加し、レーザ単独溶接及びハイブリッド溶接を行ったときの溶接金属酸素含有量を酸素添加の場合と比較して示す。酸素添加によりJIS1 種1類以上の品質を得るには、溶接金属中の酸素含有量が約130 ppm程度に達するのに対し、二酸化炭素添加では約85 ppmで1類の品質が達成されている。

以上の結果より、シールドガス中への二酸化炭素添加により、溶接金属の酸素含有量の増加を抑制した上でポロシティの防止が可能となり、欠陥防止と酸素含有量制御の二つの目標が同時に達成できることを明らかにした。

これにより、最終目標とした板厚25mm欠陥防止法及び均質合金化プロセスの確立は平成22年度以降の助成事業で十分達成できる見込みを得たので、本テーマは平成21年度をもって完了とした。



図①-2)-18 レーザ出力変調制御による横向きおよび隅肉溶接でのポロシティ抑止効果

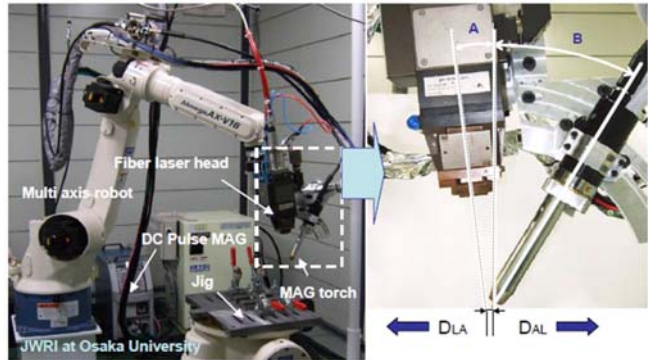
### ①-2) - 3 レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

本研究でファイバーレーザとマグアークを組み合わせたハイブリッド溶接システム(図①-2)-19)を構築し、ハイブリッドプロセスパラメータ(表①-2)-3)が溶接部形成に及ぼす影響を検討し、中間目標を達成した。貫通完全溶込み継手、隅肉継手を JIS1 類相当の品質で形成する為の技術開発および突合せおよび隅肉溶接におけるビード表面形状制御の基盤技術確立を目指した。



①-2) - 3-1 開先ギャップのある突合せ貫通溶接ビード形状に及ぼすハイブリッド溶接条件の影響

HT780鋼板厚12mm の開先ギャップ1mm のI型突合せ継手に対して、溶け込み及び余盛形状に及ぼすレーザー・アーク間距離、レーザー出力、アーク電流、溶接速度、溶接方向などのハイブリッド条件の影響を検討し、1パス貫通裏波溶接ビード形状に及ぼすハイブリッド溶接条件の影響を評価し、明示した。図①-2)-20に示すように1パス貫通溶接における裏波ビード形成に対する好適溶接条件範囲はアーク先行がレーザー先行よりも広くなることを明示した。また780MPa級(D)鋼では軟鋼SS400に比して好適条件域が狭くなり、さらに780MPa級(E)鋼ではその好適条件はほとんど限定的なものであり、同じ780MPa級鋼であっても合金成分により好適条件が大きく影響されることを示唆した。次にHT980鋼において、ルートギャップ0.5mm、開先角度20°、溶接速度1.0 m/min の条件で、レーザー出力を4 kWから10 kWまで変化させてハイブリッド溶接を行った。そのとき得られた溶接部の断面および表面と裏面の外観の観察結果を図①-2)-21に示す。レーザー出力4 kWでは、部分溶込みとな

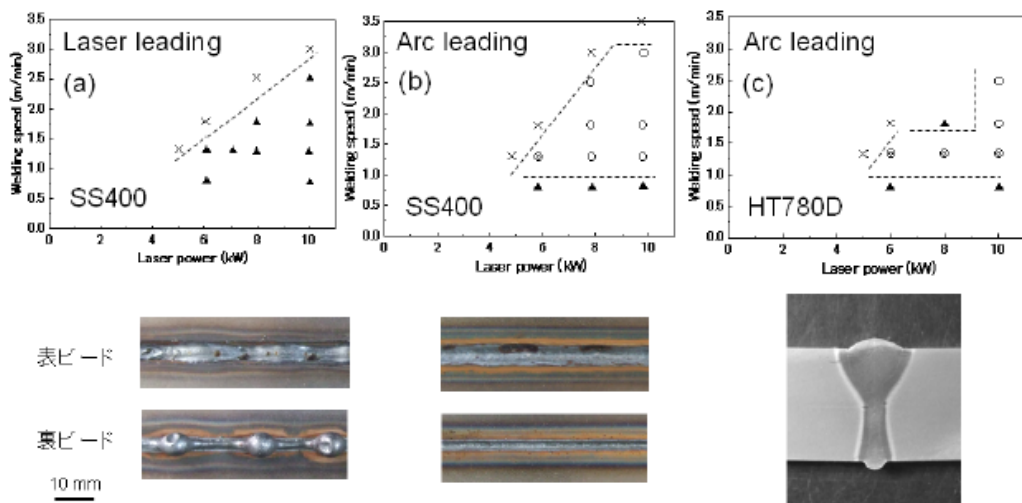


図①-2)-19 ファイバーレーザー/MAG アークハイブリッド溶接装置外観

表①-2)-3 ハイブリッド溶接におけるプロセスパラメータ

Materials	Base metal	SS400, SM490 (12 mm of thickness)
	Filler wire	MIX-50S (600 MPa class, 1.2 mm $\phi$ )
Laser	Optical system	Focal length 240 mm & Beam diameter 0.3 mm $\phi$ (4 kW) Focal length 250 mm & Beam diameter 0.57 mm $\phi$ (10 kW)
	Power	4 kW-10 kW
	Defocused distance	$\pm 0$ mm at the surface of the groove (4 kW) at the surface of the plate (10 kW)
MAG	Current	80 - 300 A
	Gas flow rate	20% CO <sub>2</sub> + 80 %Ar : 25 L/min (4 kW), 30 L/min (10 kW)
Welding speed		0.5 m/min-1.5 m/min
Laser- MAG distance		2 - 15 mm
Welding directions		Laser leading and arc trailing Arc leading and laser trailing

次にHT980鋼において、ルートギャップ0.5 mm、開先角度20°、溶接速度1.0 m/min の条件で、レーザー出力を4 kWから10 kWまで変化させてハイブリッド溶接を行った。そのとき得られた溶接部の断面および表面と裏面の外観の観察結果を図①-2)-21に示す。レーザー出力4 kWでは、部分溶込みとな



図①-2)-20 I 形突合せ継手 (ギャップ0.5mm) におけるSS400 に対する(a)レーザー先行と(b)アーク先行時のハイブリッド好適溶接条件域と(c)HT780(D)鋼の比較

り、裏ビードが形成されなかった。レーザー出力を8 kW まで増加させると、ルート部の溶込みが深くなり、良好な貫通ビードが得られた。

さらに、レーザー出力を10 kW に増加させた条件では、表面ビードにアンダーカットが発生し、ルート部の溶接部の幅が広くなり、裏面ビードの溶落ちが大きくなり、良好な貫通ビードを形成することが困難になった。

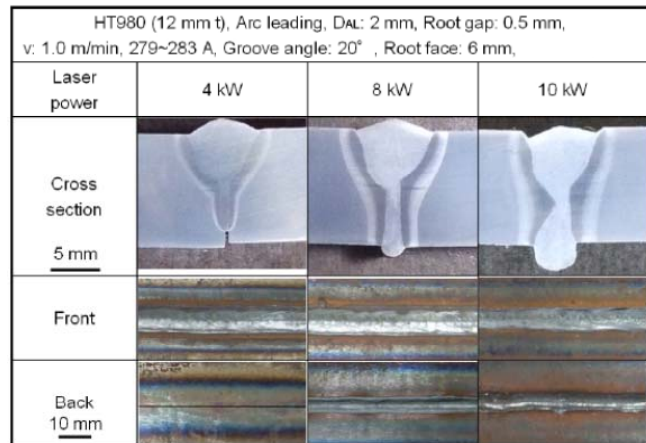
Y形開先において、レーザー出力と溶接速度を変化させ、溶接部形成との関係を検討し、プロセスマップを図①-2)-22 のように作成した。レーザー出力8 kW、溶接速度1.0 m/min では、良好な溶接ビードが形成されたが、溶接速度が1.25 m/min になると、アンダーカットが発生し、溶接速度が2.5 m/min とさらに速くなるとビード表面が不連続になった。溶接速度1.0 m/min では、レーザー出力6 kW から8 kW の範囲において、良好な溶接ビードが形成されたが、レーザー出力が6 kW 以下になると部分溶込みとなった。また、レーザー出力が9 kW 以上になると、アンダーカットが発生した。

これらの結果からY形開先の突合せ継手のハイブリッド溶接では、適正条件範囲が限定的であるが、表裏面ビード形状とも滑らかな適正領域を明確にした。

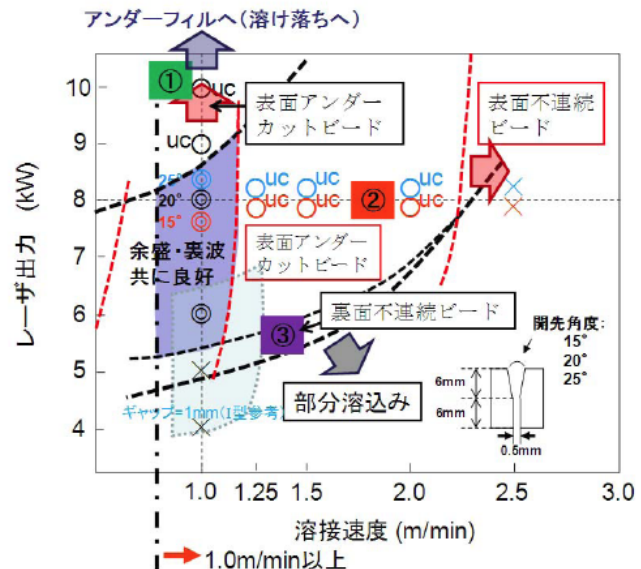
### ① - 2) - 3 - 2 突合せ貫通溶接におけるギャップ裕度の拡大

ギャップの変化および入熱量の変化による溶接部形成の傾向を把握するため、ギャップを0 mm から1.5 mm まで変化させ、溶接部形成の特徴を評価した。その結果をまとめて図①-2)-23 に示す。まず、ギャップ0 mm の場合、溶接ワイヤ送り速度を制御して実施した。

溶接ワイヤ送り速度が最適化した場合、レーザー出力10 kW、溶接速度0.9 m/min の条件のみ良好な貫通溶接ビードが形成された。レーザー出力が高くなり、溶接速度が遅くなった場合にはアンダーフィルおよびアンダーカットが発生した。

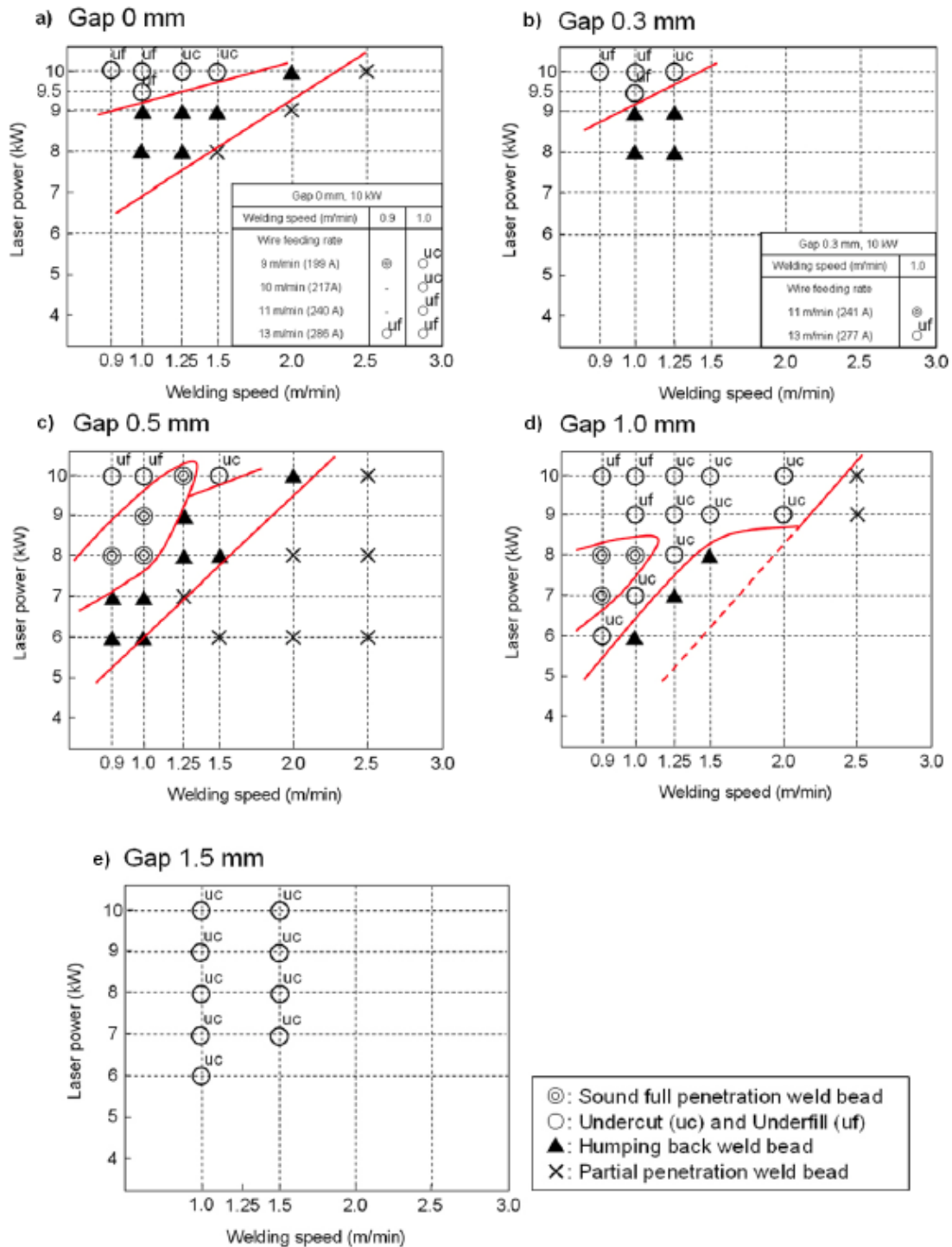


図①-2)-21 Y形継手におけるハイブリッド溶接部の断面形状および表面と裏面のビード外観に及ぼすレーザーパワーの影響



図①-2)-22 Y形継手のハイブリッド溶接部の形状とその特徴に及ぼすレーザー出力および溶接速度の影響

一方、レーザ出力が低くなり、溶接速度が速くなると裏ビードが不安定なり、ハンピングビードになる傾向が認められた。ギャップ 0.3 mm では、レーザ出力10 kW、溶接速度1.0 m/min、溶接ワイヤ送り速度を最適化した場合の条件で良好な貫通溶接ビードが形成された。ギャップ0.5 mm の場合には、良好な貫通溶接ビードが形成される範



図①-2)-23 ギャップ0~1.5 mm のI 形突合せ継手における特徴的なハイブリッド溶接部の形成に及ぼす溶接速度とレーザ出力の影響

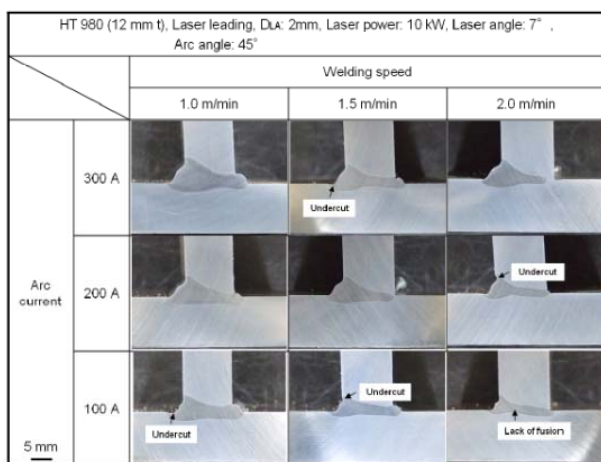
囲がより広くなり、それらの条件は溶接ワイヤ送り速度を最適一定条件でレーザー出力8 kW から10 kW、溶接速度0.9 m/min から1.25 m/min の範囲であった。ルートギャップ 1.0 mm の場合には、溶接ワイヤ送り速度13 m/min でレーザー出力7 kW から8 kW、溶接速度0.9 m/min から1.0 m/minまで良好な貫通溶接ビードが形成された。ルートギャップ 1.5 mm では、検討した全溶接条件でアンダーカットが発生し、良好な貫通溶接ビード形成は困難であった。

以上の検討結果により、ルートギャップ0 mm から1 mm までアンダーカットおよびアンダーフィルの発生しない、良好な表面ビードでJIS1類相当の品質の貫通溶接ビードが形成する条件範囲を明らかにした。これは、アーク電流低下によるアーク力の低減とワイヤ突き出し長増大による溶着量の増加を狙ったもので、アーク電流とワイヤ送り量のバランスを最適化した「溶着量制御」によるものである。

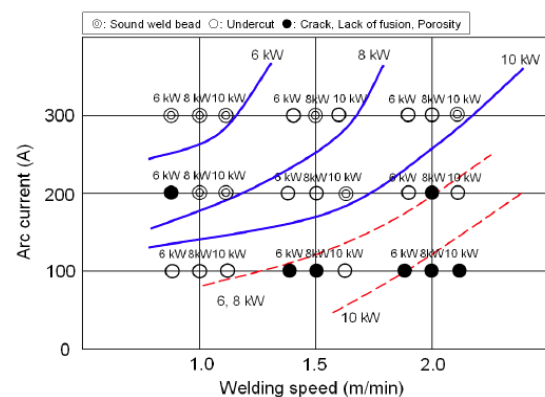
### ①-2) - 3-3 すみ肉溶接ビード形状および無欠陥化に及ぼすハイブリッド溶接条件の影響明示

隅肉ハイブリッド溶接ビード形成に及ぼすトーチ狙い位置やレーザー／アーク先行のなどの多くのパラメータの影響の調査結果から、レーザー先行・アーク後行で、レーザー角度7°、アーク角度45°、アーク狙いオフセット1.5mm と固定し、レーザー出力、アーク電流、溶接速度をそれぞれ変化させて、T形すみ肉継手に対してハイブリッド溶接を行った。一例として、レーザー出力10kW でアーク電流と溶接速度を変化させて形成されたT形水平すみ肉溶接部の断面を図①-2)-24 に示す。レーザー出力8 kW では、アーク電流300 A および200 A の条件において溶接速度1.5 m/min および1.0 m/min でそれぞれ良好な溶接部が形成された。

レーザー出力6～8kWの条件での結果をまとめてプロセスマップを作成し、図①-2)-25 に示す。レーザー出力が増加した場合およびアーク電流が増加した場合に、溶接欠陥のない良好な溶接部が形成でき、その溶接速度範囲が広がることが認められる。



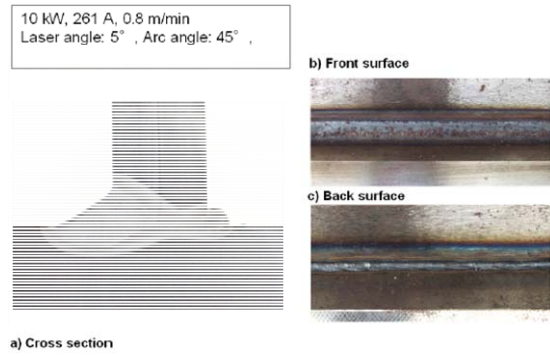
図①-2)-24 T形水平すみ肉ハイブリッド溶接部の断面形状に及ぼすアーク電流と溶接速度の影響（レーザー出力：10 kW の場合）



図①-2)-25 HT980 鋼のT形水平すみ肉継手のハイブリッド溶接法により得られる良好な溶接部、アンダーカット、融合不良などの形成に及ぼすアーク電流と溶接速度の影響

なお、片面1パス貫通すみ肉溶接条件として、レーザ出力10kW、アーク電流200A、溶接速度1~1.5m/minとレーザ出力10kW、アーク電流300A、溶接速度1m/minの範囲において無欠陥でビード形成できることを示し、パラメータを最適化した結果が、図①-2)-26である。

このマップをベースとして、疲労寿命に係わる構造部の両面すみ肉ビード表面形状を滑らかにするため、貫通溶接時と同様に溶着量制御を用い、さらに各種ハイブリッド溶接パラメータを最適化し、アンダーカットのない滑らかな表面形状を持つ図①-2)-27の結果を得た。



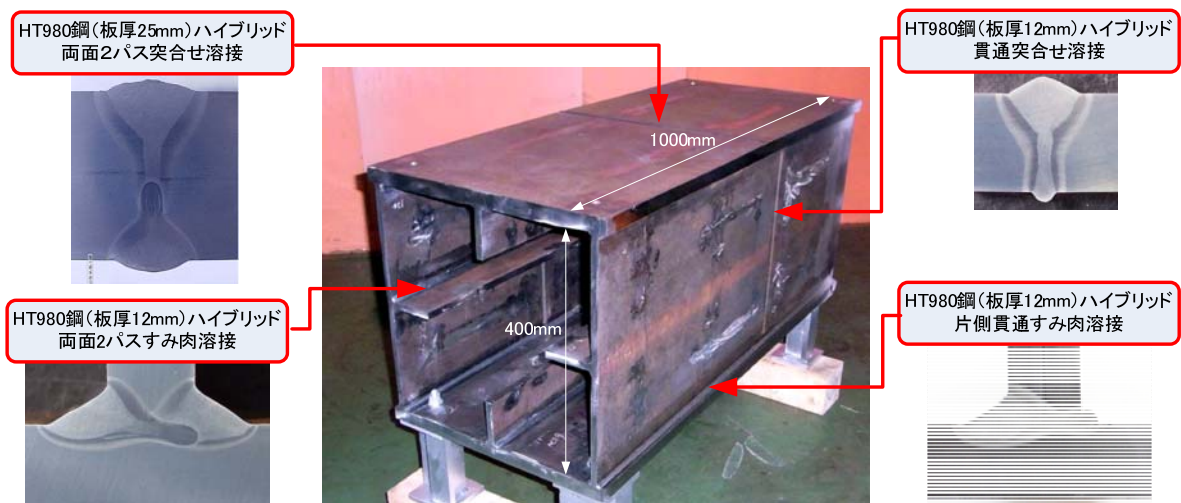
図①-2)-26 片面ハイブリッド溶接法により得られた良好な水平すみ肉1パス貫通溶接部の断面と表面・裏面の溶接ビード外観

HT 980 (12 mm t), Laser leading, DLA: 2mm, Welding speed: 0.9 m/min, Laser angle: 9° , Arc angle: 40°			
Arc current	Laser power		
	8 kW	9 kW	10 kW
275 A			
5 mm			

図①-2)-27 両面からのハイブリッド溶接法による水平すみ肉溶接部の断面形状に及ぼすレーザ出力の影響

#### ① - 2) - 4 ハイブリッド溶接におけるモックアップ製作

開発したプロセス技術を駆使して、図①-2)-28 に示す大型の橋梁用モックアップ（400x420x1000mm）を製作し、開発技術の施工安定性（実用性）を実証し、技術基盤を確立した。



図①-2)-28 大型の橋梁用モックアップ（400x420x1000mm）の製作

① - 2) - 5 参考文献

① - 2) - 1 川人ら : 溶接学会論文集、25-3(2007) 461-467

① - 2) - 2 川口、塚本、荒金、中田 : 溶接学会論文集、24-4 (2006) 338

① - 2) - 3 川口、塚本、荒金、中田 : 溶接学会論文集、25-2 (2007) 328

①－３）高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

高強度鋼はマルテンサイトを主組織とするため、溶接金属に導入されるマルテンサイト組織での高靱化が重要な課題となる。これまでの溶接金属は酸化物系介在物を含み含有酸素量は母材に比べて一桁多い。特に硬質のマルテンサイト組織溶接金属ではその靱性劣化への影響が顕著と考えられ、酸素を母材並みに激減したクリーン溶接金属にすれば高強度でかつ低温靱性の優れた溶接継手が得られる可能性がある。この研究開発項目では、このクリーン溶接金属を前提に、割れ感受性が低く、強度と靱性のバランスのとれた新しい溶接メタラジー（マルテンサイトメタラジー）を切り開く。開発では水素のトラップ機能があるとされる残留オーステナイト（ $\gamma$ ）相の分散効果の利用を目指す。これにより予熱無しで低温割れ抑止を目指す。さらに、膨張変態するマルテンサイトをうまく利用することにより、常温における残留応力を低下させ、低温割れを抑制する効果も期待される。一方、この着想には強度低下と溶接中の凝固割れ発生というトレードオフが懸念され、最適な $\gamma$ 相の量と分散形態等を明確化する必要が有る。

本開発項目の中間目標と最終目標を表①-3)-1 に示す。中間目標は、マルテンサイトメタラジーの構築を基盤として、割れない（凝固割れ、水素割れ）溶接金属組織の原型を探索することであり、このためその形成過程の基礎データベースや残留 $\gamma$ の期待機能（靱性向上、疲労強度向上、水素割れ感受性低下）の検証を設定している。さらに、力学的要素として残留応力の影響や制御指針提示も含めている。

最終目標は、大型多層継手や実構造拘束環境下における低温割れ、靱性の確保のための残留 $\gamma$ 効果を明確化することと、また残留 $\gamma$ を含む大型継手および狭幅ビードでの破壊性能の評価手法を確立することを目標とした。

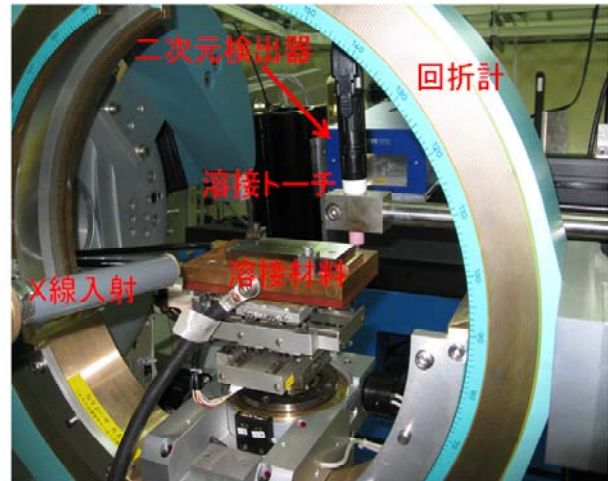
表①-3)-1 基本計画における目標

中間目標	最終目標
a.溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係に関する基礎データベースの構築	<ul style="list-style-type: none"> <li>・大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度980MPaと良好な靱性（-40℃で47J以上）を得るための要件を明確化。</li> <li>・予熱フリーでTIG溶接の2倍の効率で溶接施工できる9%Ni鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が590MPa以上、強度が690～830MPa、-196℃での靱性値が50J以上を達成できる要件の明確化。</li> <li>・継手部の残留応力適正制御技術の提示と、大型継手での破壊性能・信頼性評価技術の確立</li> </ul>
b.予熱なしで溶接割れが生じない溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化	
c.継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化	
d.溶接金属中の残留 $\gamma$ 相による疲労強度、脆性破壊強度向上の条件の明示	

### ①-3) - 1 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立

最大限のマルテンサイト組織の活用を目指すマルテンサイトメタラジーでは、 $\gamma$  相を安定化することが必要となるため溶接中の凝固時に高温割れを起こしやすい。高温割れの防止には軟質フェライト相を混合する二相凝固が有効であるが、このフェライト相が残ると靱性が低下する。そこで、強度、靱性と耐割れ性を両立するための最適な凝固形態、 $\gamma$  相の量、分散形態等を最適化し所与の水素量に対する溶接割れ防止要件を明確化する必要がある。

これを達成するためには、凝固割れ抑制相としての  $\delta$  フェライトおよび水素トラップ相としての  $\gamma$  それぞれの晶出挙動および凝固後冷却過程での組織変化を制御する必要があり、そのための世界初ツールとして溶接凝固中の組織形態を直接観察する手法を確立した。これは、通常の X 線の数億倍の輝度をもつ第三世代の大型放射光施設 Spring-8 の undulator beam line を用いる溶接凝固変態過程のその場観察システム (図①-3)-1) である。本システムでは、試験片と水冷銅板を多軸回折計の  $\theta$  軸上に設置し、ティグ溶接時に形成される溶接線の一点に固定して高輝度 X 線を照射する。波長は 18 keV または 30 keV を使用した。その照射位置を溶接熱源 (アルゴンアークプラズマ) が定速度で横断し、加熱、凝固、固相変態に対応した回折パターンが、背後で固定されている二次元検出器<sup>8-9)</sup>に時系列に記録される (時間分解能 0.01 秒)。溶接ビードの幅 10.0 mm に対して、スリットを使用して照射面積を 1.0 mm-3.0 mm に調整して測定を行っている。溶接方向のスリット幅は、温度勾配そのものに対応するので、0.1 mm に設定している。



図①-3)-1 放射光を利用する溶接凝固変態過程のその場観察装置外観

以上において、システム開発は平成 19 年度で確立し、本課題を終了した。

### ①-3) - 2 溶接割れ抑止と強度・靱性バランスに優れた溶接金属開発基盤研究

#### ①-3) - 2 - 1 高合金系溶接金属の凝固組織解析と組織微細化

##### ①-3) - 2 - 1 - 1 高合金系鋼溶接金属の凝固変態過程のその場観察

高強度鋼 (~1000MPa 級) のカーボン量やニッケル量を変化させて、溶接凝固過程のその場観察を行い、溶接性を評価した。供試材の化学組成を表①-3)-2 に示す。TE 材料をベースに、

M1 では炭素量を増やし、M2 材料ではニッケル量を減らしている。

表①-3)-2 供試材の化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	O	N
TE	0.018	0.29	0.80	0.003	0.002	12.95	9.05	0.031	0.0040	0.0010
M1	0.045	0.33	0.83	0.009	0.003	14.05	9.3	0.012	0.0042	0.0058
M2	0.045	0.32	0.83	0.007	0.003	14.10	7.15	0.011	0.0047	0.0060

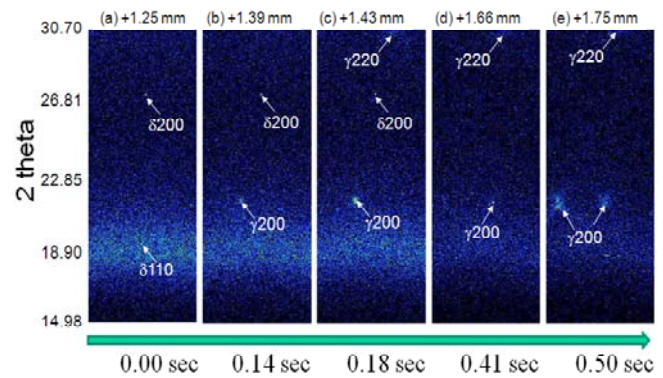


図①-3)-2 にカメラ像を時系列に並べ、TE サンプル溶接時に記録された、凝固過程に対応する回折パターンを縦軸を散乱角度として示す。照射位置に対する、溶接トーチの位置を各カメラ像の上に示す。(a)を時間の基準として 0.0 秒とした。0.0 秒では、凝固の初相として、 $\delta$  フェライトが同定された。結晶数がまだ少ないため、スポット状となっている。 $\delta_{110}$  反射のまわりにブロードした強度分布が存在するが、これは溶湯に起因する。溶接金属は未溶融の溶接部から核生成し、エピタキシャルに成長する。生成後に成長し、湯の中で、初めて X 線照射範囲に到達した相が  $\delta$  フェライト相であることを図①-3)-2(a)は示している。 $\delta$  フェライト単相である時間はわずか 0.14 秒であった。その後、(b)-(c)に示すように、 $\gamma$  相の生成が確認できた。 $\gamma$  相の核生成サイトは、 $\delta$  相と液相の界面であり、包晶反応を捉えた。0.41 秒後には、 $\gamma$  相のみとなり、ハローパターンも消え、凝固過程は終了した。凝固時の相の冷却に沿った順番はフェライト、 $\gamma$  の順であり、F-A モードであることがわかる。また重要なこととして、この成分系では  $\delta$  フェライト相は室温で存在しないことを明らかにした。

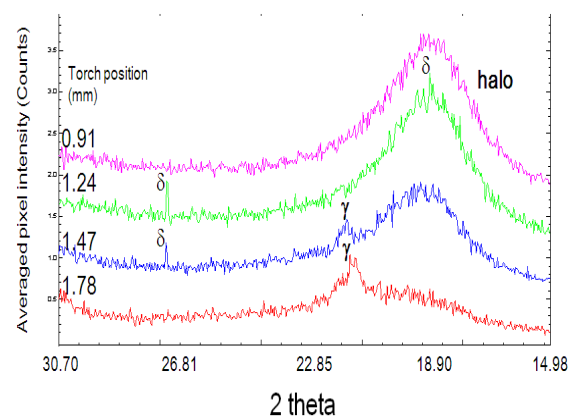
図①-3)-3 は、図①-3)-2 を散乱角度-強度に変換したもので、上述の包晶反応を時分割測定により追跡できていることが、より明確である。

図①-3)-4 は炭素を増加させた M1 サンプルを対象に、凝固過程を観察した結果である。上は初晶、下は凝固終了後のカメラ像を示している。初晶は  $\gamma$  相であり、ハローパターンと同時に記録されている。その後、 $\gamma$  相のみで凝固は終了した。凝固のモードは A モードであり、 $\delta$  相は凝固中に存在せず、高温割れが発生しやすい凝固挙動である。

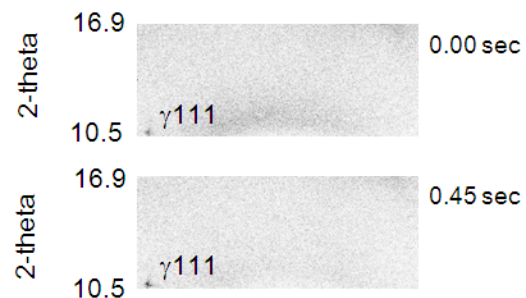
図①-3)-5 はニッケル量を減らして、凝固モードの変化を意図した M2 サンプル凝固



図①-3)-2 TE サンプルでの凝固過程に対応する回折パターン (18 keV)



図①-3)-3 TE サンプルでの散乱角度と強度 ( $2\theta$ -I) の関係



①-3)-4 M1 サンプルでの凝固過程に対応する回折パターン (30 keV)

過程を観察した結果である。初晶(0.0 秒)は  $\gamma$  相であり、0.5 秒後に第二相として  $\delta$  相が記録されている。その後、 $\delta$  相と  $\gamma$  相で凝固が終了している (0.93 秒)。従って、凝固モードは AF モードと判定された。M2 は M1 より高温割れが起こりにくい。

次に 9%Ni 鋼溶接金属についての結果を図①-3)-6 に示す。またこの場合の溶接金属成分を表①-3)-3 に示す。溶接時の非平衡状態で、初晶  $\gamma$  を捉え、その後ハローパターンが示す液相の消失までの固液共存時間の計測に成功した。

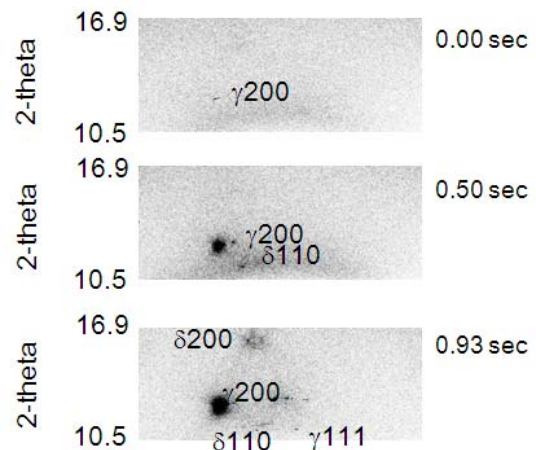
以上により、9%Ni 系から Ni-Cr 系溶接金属の凝固過程における溶接金属組織の形成過程 (固液共存時間中の組織形成) と化学組成の関係を明らかにし、これらの基礎データベースを構築した。

### ①-3) - 2 - 1 - 2 高強度鋼溶接金属中の残留オーステナイトの定量化

残留オーステナイトを積極的に活用した溶接金属の開発に取り組んでいるが、開発溶接金属 (Ni-Cr系)での残留 $\gamma$ は加工誘起変態を生じやすく、X線回折やEBSP等による表面部測定では、誤差が大きい。本研究開発グループでのラウンドロビン試験も実施したが、誤差変動が大きかった。

研究項目の達成のためには、各プロセスで制作する溶接金属中の残留オーステナイト量を定量化し、組成との関係を明示することが必須であるため、平成22以降は、放射光を用いてこれらの関係を明示することに集中し、クリーンMIG 溶接継手およびプラズマMIG 溶接継手を対象に溶接金属中の残留オーステナイトの定量化を目指した。

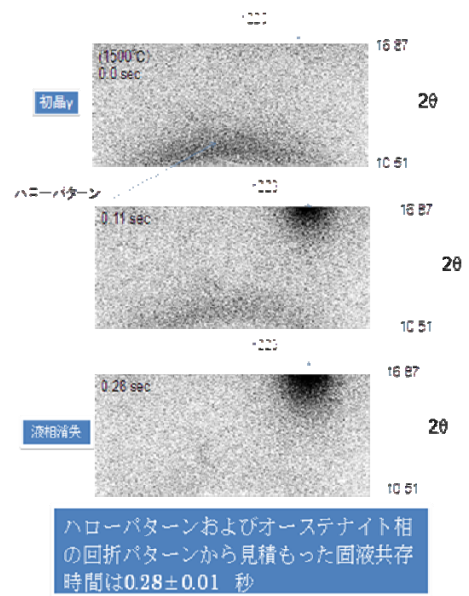
図①-3)-7 (a)にプラズマMIG 溶接継手のビード断面写真と測定位置を示す。初層 (A: 高希釈) と表層 (B: 低希釈) のオーステナイト量を、使用ワイヤCr-Ni 鋼 (Cr, Ni 量変化) 毎に求めた。測定にあたっては、図①-3)-7(b)に示すセッティングを用いて、放射光施設SPring-8 の19B2 ビームラインにて実験を行った。使用したX線のエネルギーは36 keV であり、試料を回転させながら、X線を透過させ、回折データのリートベルト解析により定量化を行った。



図①-3)-5 M2 サンプルでの凝固過程に対応する回折パターン (30 keV)

表①-3)-3 供試材の化学組成(mass%)

溶接金属の化学成分									
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	O(ppm)	N(ppm)	
0.025	0.01	0.41	0.002	0.001	10.83	<0.005	5	23	



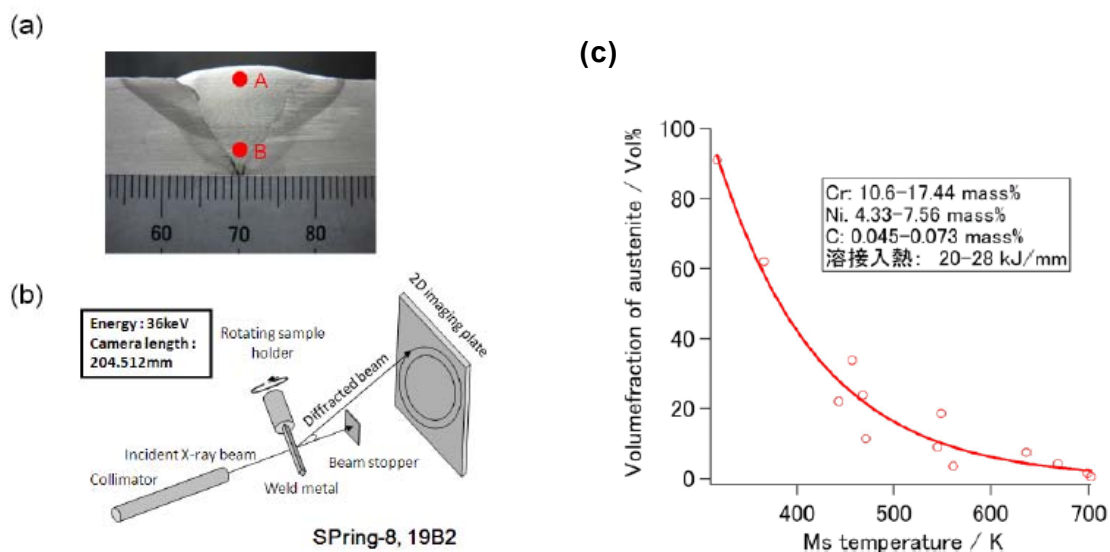
図①-3)-6 9%Ni 鋼溶接金属での凝固過程に対応する回折パターン

図①-3)-7(c) に溶接金属中の残留オーステナイト量の測定結果をマルテンサイト開始温度( $M_s$  点)の関数として整理して示す。これらの測定データから、二層で溶接した場合の初層、表層、または一層で溶接した場合に関わらず化学組成によって求められた  $M_s$  点で整理できることがわかった。例えば同一組成のワイヤを用いた場合でも、継手による希釈量に相関してオーステナイト量が規定できることがわかった。これらデータの整理式は図①-3)-7(c)に示す条件のもとで：

$$\gamma \text{ vol} = 1846.9 \times \exp(-0.0094352 \times M_s) - 0.18497 \quad (1)$$

と求められ、残留オーステナイト量の観点からのアーク溶接ワイヤの化学成分の規定には、式(1)が使用できる。

以上、高能率GMA 溶接法であるクリーンMIG およびプラズマMIG プロセスで作る溶接金属中の残留オーステナイト量を定量化し、組成との関係を明示した。



図①-3)-7 溶接金属中の残留オーステナイト量の測定 (36keV) と評価結果

### ①-3)-2-2 Ni-Cr 系溶接金属の $\gamma$ 生成挙動と水素集積挙動解析

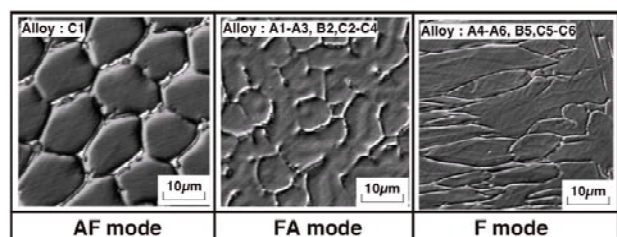
HT980 鋼用 Ni-Cr 系溶接金属において、水素トラップサイトとしての  $\gamma$  の生成挙動および  $\gamma$  または  $\gamma/\alpha$  異相界面での水素集積挙動を解析し、水素割れ防止要件を明確化する。

#### ①-3)-2-2-1 溶接金属における残留 $\gamma$ 生成速度論

溶接速度 2.0mm/s にて TIG 溶接した溶接金属のマイクロ組織の代表例を図①-3)-8 に示す。いずれもセル状組織を呈するが、フェライトの形態より、AF モード、FA モード、F モード凝固であることが推察され、研究開発項目①-3)-2-1 で検証された。

##### ①-3)-2-2-1-1 残留 $\gamma$ 生成速度論の概念

残留  $\gamma$  は高温  $\gamma$  領域からの冷却過程においてマルテンサイト変態せずに室



図①-3)-8 TIG 溶接の溶接金属のマイクロ組織の代表例

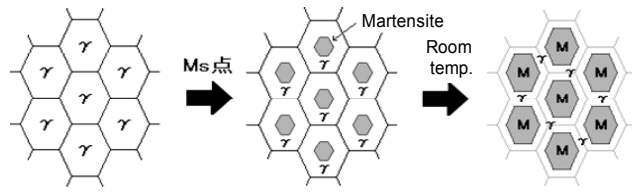
温まで持ち来たされた相である。このため、マルテンサイト生成速度の余事象が残留  $\gamma$  生成(残留)速度と考えられる。しかしながら、マルテンサイト変態は一般に非熱活性化過程であるため、速度論的取り扱いが困難である。そこで、本研究では、マルテンサイト変態前の元素の不均一分布により残留  $\gamma$  の生成が決定されるとする生成速度論を構築した。すなわち、14Cr-7Ni 系合金の  $M_s$  点が、

$$M_s \text{ (K)} = 990 - 26[\text{Mn}] - 53[\text{Ni}] - 32[\text{Cr}] - 97[\text{C}][\text{Cr}]$$

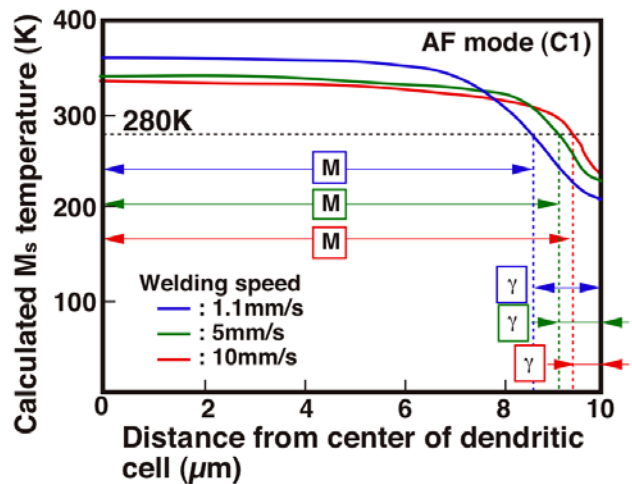
により与えられる<sup>①-3)-1)</sup>と仮定し、 $M_s$  点が室温以下の領域が  $\gamma$  のまま残留するとするモデルを構築した。溶接金属のデンドライト形状を六角形と仮定して、溶接過程での Cr、Ni、Mn および C の凝固偏析とその後の冷却過程における偏析解消を凝固偏析モデルと拡散モデルを組み合わせて数値計算（凝固モードおよび  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  変態を考慮）し、得られた濃度から各位置における  $M_s$  点を算出した。 $M_s$  点分布において  $M_s$  点が室温（280K）以下の領域が  $\gamma$  と仮定し残留  $\gamma$  量を計算した(図①-3)-9)。

### ①-3)-2-2-1-2 残留 $\gamma$ 量生成速度論の妥当性検証

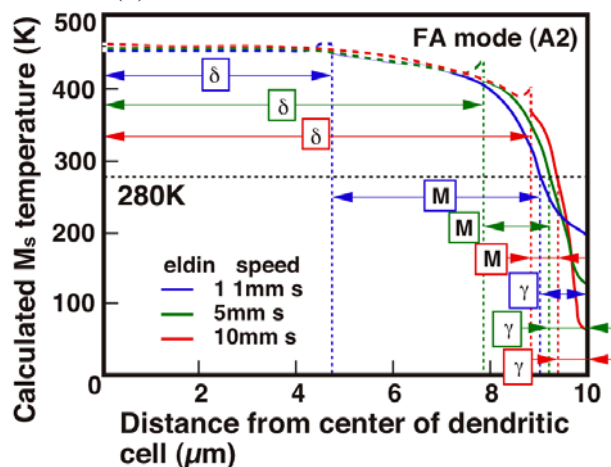
AF モードおよび FA モード凝固の溶接金属を対象に、溶接速度（冷却速度）を3段階に変化させた再現熱サイクル過程におけるデンドライトセル組織内の濃度から算出される  $M_s$  点分布を図①-3)-10)に示す。いずれの凝固モードの溶接金属においても、デンドライトセル中心から境界に向い  $M_s$  点が低下する傾向が認められる。凝固偏析の解消程度が小さい速い溶接速度（冷却速度が大）ほど、 $M_s$  点が低温な領域が狭くなることがわかる。また、AF モード凝固の溶接金属では、冷却過程で  $\delta$  フェライトがすべて  $\gamma$  に固相変態し、 $\gamma$  単相となったことが示唆される(図①-3)-10(a))。FA モード凝固の溶接金属では、 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  変態に伴う元素分配（ $M_s$  点の不連続変化）も存在する(図①-3)-10(b))。 $M_s$  点が 280K 以下の領域が残留  $\gamma$  に相当することから、 $M_s$  点分布より計



図①-3)-9 残留  $\gamma$  生成モデル



(a) 溶接金属 (AF モード)



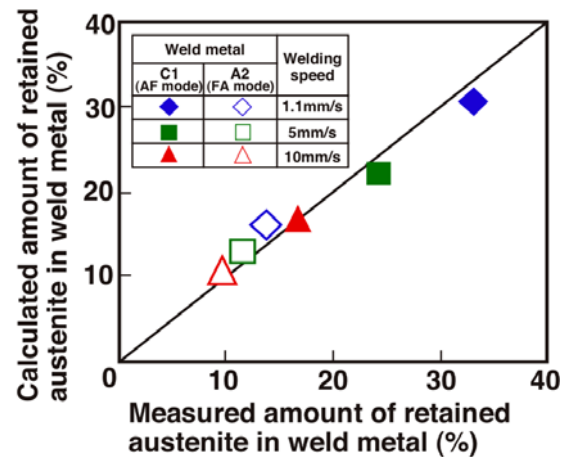
(b) 溶接金属 (FA モード)

図①-3)-10 デンドライトセル組織内の濃度から算出した  $M_s$  点分布

算される残留  $\gamma$  量を、溶接速度を変化させた溶接金属中の残留  $\gamma$  量の実測結果と比較して図①-3)-11 に示す。AF モード凝固の溶接金属は、FA モード凝固の溶接金属より残留  $\gamma$  量が多く、いずれの凝固モードにおいても溶接速度が増加するに伴い残留  $\gamma$  量は減少することが明らかとなった。また、残留  $\gamma$  量の計算結果と実測結果は、おおむね一致することがわかる。

以上のことから、本解析により、残留  $\gamma$  の生成挙動を定量的に把握することが可能であり、鋼種（凝固モード）や溶接条件が変化したときの残留  $\gamma$  の生成を予測できるものといえる。

以上のように、成分と溶接条件から残留  $\gamma$  量を予測するツールの開発し、凝固モード遷移を考慮した残留  $\gamma$  の生成速度論的解析から残留  $\gamma$  生成量の計算に成功した。



図①-3)-11 計算値と実測値での残留  $\gamma$  量の比較

### ①-3) - 2-2-2 トラップ効果を考慮した水素拡散集積シミュレーションと水素割れ感受性評価

#### ①-3) - 2-2-2-1 水素遅れ割れを対象とした水素拡散集積シミュレーション

##### (1) 解析モデルの基本概念

Ni-Cr 系溶接金属（三相系ステンレス鋼）における水素拡散集積挙動を解析するための手法調査と計算機シミュレーションに向けた基本的な解析モデルの構築を行った。その結果、熱弾塑性解析（残留応力・ひずみ）と水素拡散解析を連成したマクロモデルと、セル組織を仮定した異相界面における拡散解析による結晶組織オーダの水素拡散ミクロモデルを組み合わせた解析手法を提案し、三相系溶接金属におけるマルチスケール水素拡散集積解析への端緒を得た。マクロモデルにより得られたマクロ水素分布をミクロモデルの平均水素濃度として入力することにより、結晶組織オーダの水素分布を解析するモデルを立案した。また、これらの解析モデルの計算コードを開発した。

##### (2) 解析対象の設定

Ni-Cr 系溶接金属の低温割

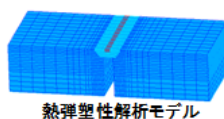
#### 解析条件

- ・溶接時に10ppmの水素が溶接金属中に吸蔵(初期水素濃度)
- ・S5-4、S5-7、S5-9の3鋼種を対象に解析

	S5-4	S5-7	S5-9	
残留 $\gamma$ 量 (%)	1.01	13.5	32.8	○: 割れなし
低温割れ	×	○	○	×

#### API試験の水素集積挙動解析モデル

マクロ解析モデル：混合則を用いて単一相として計算：簡易モデル化



熱弾塑性解析モデル

$$\text{拡散係数} \Rightarrow \frac{1}{D_{r\alpha}} = \frac{v_r}{D_r} + \frac{v_\alpha}{D_\alpha}$$

$$\text{ジューベルト係数} \Rightarrow K_{r\alpha} = f_r K_r + f_\alpha K_\alpha$$

熱サイクル過程での二相中の平均水素濃度分布を計算

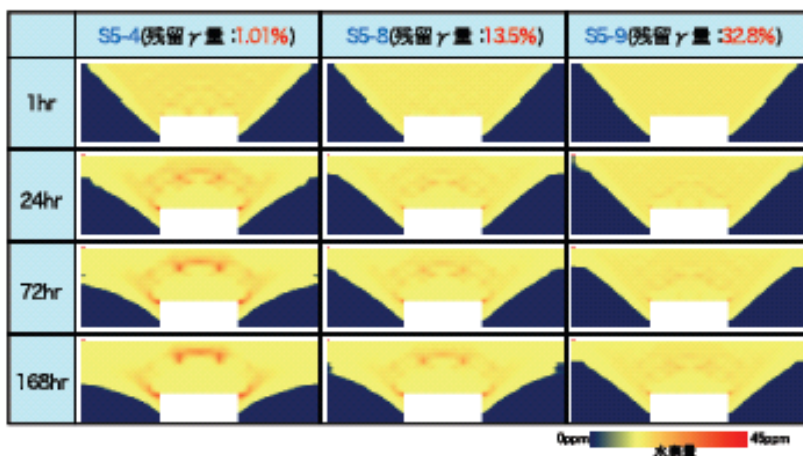
図①-3)-12 水素の拡散集積挙動モデル

れ（API）試験を模擬した解析対象のサイズ、溶接条件（初期水素量）および残留 $\gamma$ 量の設定を行い、境界条件を決定した。本解析モデルに基づき、まず、溶接残留応力・ひずみの解析を行うとともに、水素の拡散集積挙動のマクロモデル解析を実施した。その後、低温割れ発生部位における水素拡散集積挙動のミクロモデル解析に拡張させた（図①-3)-12）。

### (3) 水素分布の計算および可視化

作成した解析コードにて、低温割れ試験を模擬したNi-Cr系合金メルトラン溶接部を対象として、溶接金属から溶接熱影響部および母材原質部にわたるマクロ水素分布を計算するとともに、低温割れ発生箇所におけるミクロ水素分布を計算し、微細組織

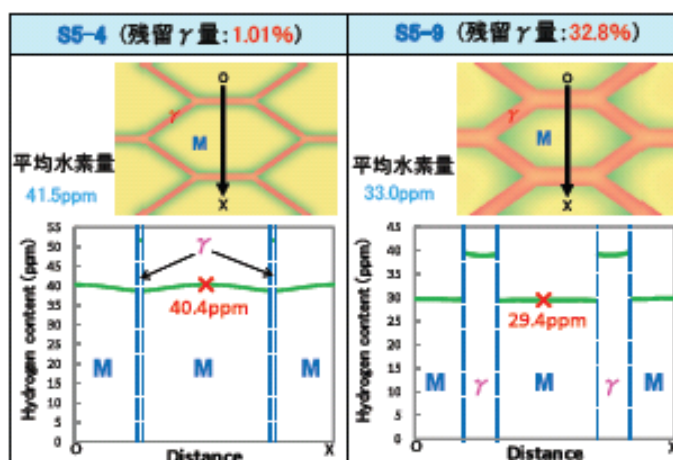
オーダーでの水素の拡散集積挙動を視覚的に示した。図①-3)-13に溶接金属の残留 $\gamma$ 量を変化させたときのAPI試験体のマクロ水素分布を計算した結果を示す。溶接後の常温放置の時間経過に伴いスリットコーナー部（応力集中部）に水素が集積する様子が確認された。また、残留 $\gamma$ 量の増加に伴い、応力集中部への水素集積が



図①-3)-13 低温割れ試験における水素の拡散集積挙動（マクロ水素分布）

軽減されることが明らかとなった。なお、残留 $\gamma$ 量が少なくなるに伴い、水素集積が早期に生じ最大水素集積量も多くなることが確認された。図①-3)-14は、前述の応力集中部において、水素が最も集積した時点における結晶組織オーダーでの水素分布（ミクロ水素分布）の計算結果を示したものである。

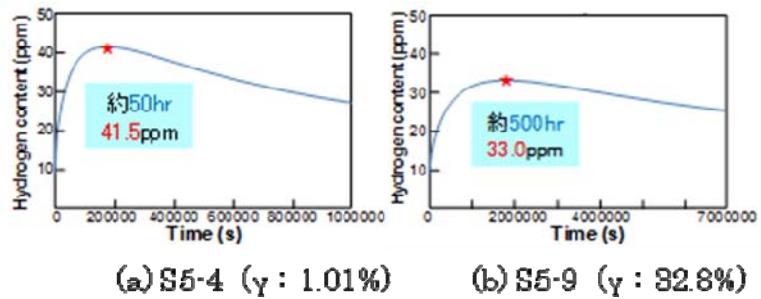
なお、図①-3)-15に示すように残留 $\gamma$ 量1.01%では最大水素集積量は41.5ppmであり、残留 $\gamma$ 量32.8%では最大水素集積量は33.0ppmであった。いずれも場合においても、水素は残留 $\gamma$ 中に多く分布する傾向が認められ、トラップ効果が再現できた。また、残留 $\gamma$ 量が多くなると、 $\gamma$ にトラップされる水素量が多くなるため、マルテンサイト中の水素集積量は少なくなった。このことは、残留 $\gamma$ による低温割れ抑制効果を示唆



図①-3)-14 低温割れ試験体の応力集中部における水素分布（ミクロ水素分布）

するものである。

以上のことから、低温割れ試験におけるマクロ水素分布を計算・可視化できるとともに、低温割れ発生箇所における結晶組織オーダでのマイクロ水素分布を視覚的に示すことが可能となった。



図①-3)-15 低温割れ試験体の応力集中部における水素分布（マイクロ水素分布）

### ①-3) - 2 - 2 - 2 - 2 溶接後の冷却過程での水素拡散集積シミュレーション

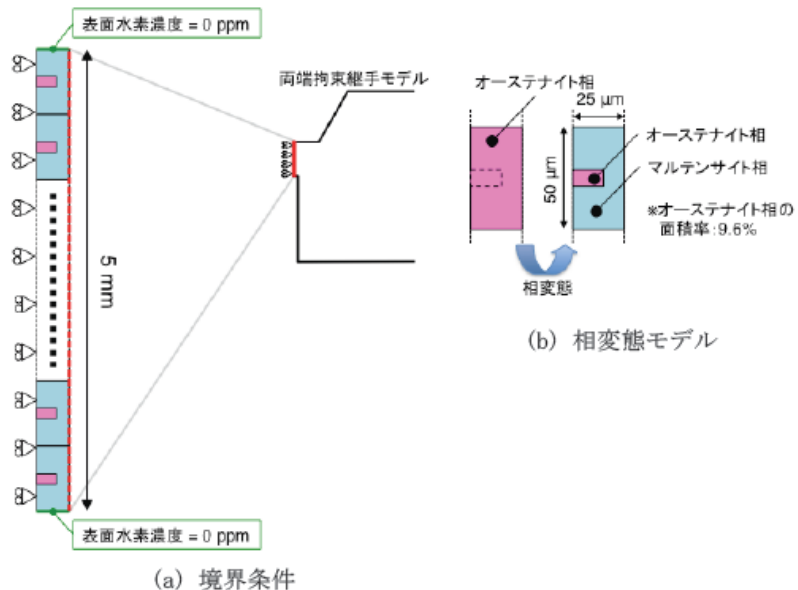
低温割れは、溶接後数日経って割れを発生する遅れ割れとして取り扱ってきたが、本研究開発を実施中に、溶接後1時間程度のマルテンサイト変態中に割れ（変態中での割れ：仮称）を発生することが観察された（①-3-2-3項および助成研究）。

そこで、新たに本項を設定し、溶接冷却過程を含めた水素拡散・集積挙動の定性的な理解を得るための検討を行った。

マルテンサイト変態膨張および残留オーステナイトを考慮した三次元熱弾塑性応力数値解析手法との結合により、熱-材料-応力-水素連成解析手法の高度化を図り、相変態を伴う溶接熱サイクル過程における水素拡散・集積挙動の数値シミュレーションを試み、マイクロ水素分布に及ぼすマルテンサイト変態膨張および残留オーステナイトの影響を明らかにすることができる数値解析手法を確立することを目的とした。溶接部の冷却過程およびその後の保持における温度履歴・相変態挙動・応力場を考慮した水素拡散・放出挙動の数値解析手法の基本部分を構築した。温度履歴および相変態にもなって変化する相分率および強度特性および拡散特性などの材料特性を混合則によって考慮することができる。

水素拡散・放出挙動の数値解析手法を用いて、溶接金属部の冷却過程における温度場・相変態・応力場を考慮した水素挙動を検討した。

数値解析モデルを図①-3)-16に示す。すでに構築した熱弾塑性応力解析手法を用いて、両端拘束継手モデルの溶接金属部における温度履歴および応力履歴を求め、図①-3)-16(a)に示す



図①-3)-16 水素拡散・放出挙動の数値解析モデル

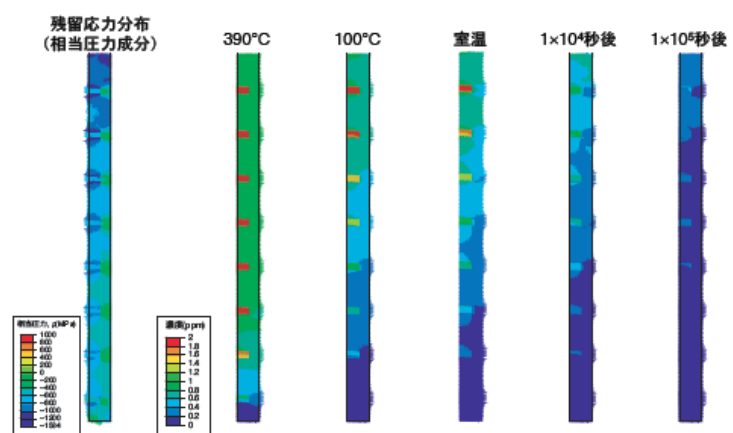
ように、水素拡散・放出挙動の数値解析モデルの境界条件として付与した。水素拡散・放出挙動の数値解析モデルは、図①-3)-16 (b) に示すように、マルテンサイト変態によって、オーステナイト相100% から残留オーステナイト相9.6% に変化するように設定しており、水素拡散係数や水素溶解度を、温度依存性および相依存性を考慮して与えることによって、溶接後の冷却過程における水素挙動を計算する。

残留オーステナイト量9.6%、拘束長さ200mm、 $M_s=400\text{ }^\circ\text{C}$  の場合に、溶接金属部における水素濃度分布を数値解

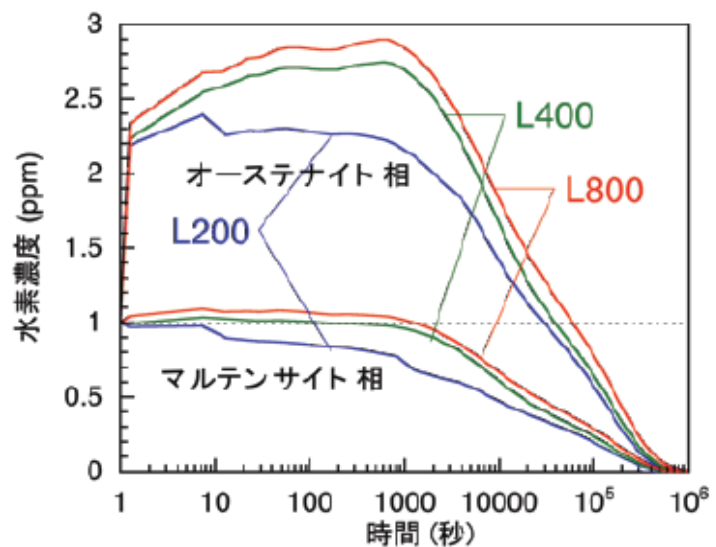
析した結果を図①-3)-17に示す。溶接金属の厚さ方向のうち、ルート部側表面を含む部分を示している。マルテンサイト相とオーステナイト相とで水素拡散の特性が異なること、および、図中の下側が水素濃度の0となる表面であることにより、不均一な水素濃度分布が形成されていることがわかる。さらに、拘束長さを400mm および800mmに変化させた場合に、時間の経過にしたがってマルテンサイト相およびオーステナイト相における水素濃度がどのように変化するかを図①-3)-18に示す。

この結果より、割れ発生が懸念されるマルテンサイト相内においては、水素濃度はある時間経過後に減少を開始することがわかる。これは、ある一定の時間経過後に割れ発生が確認されなければ、その後は、水素量の観点からは、割れが発生する可能性は低下すると考えることができる。

以上のように、本研究では、溶接部の水素挙動の数値解析手法を構築し、 $\gamma$ のトラップ的效果を明示し、低温割れ発生特性の評価や低温割れ試験結果の考察に活用できる知見を得ることができた。



図①-3)-17 水素拡散・放出挙動の数値解析結果 (拘束長200mm、 $M_s$  点 $400\text{ }^\circ\text{C}$ )



図①-3)-18 各相における水素濃度分布の履歴の数値解析結果



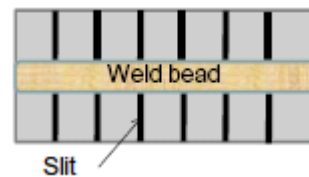
①-3) - 2-3 オーステナイトを残留する高 Ni、Cr 系溶接金属における水素含有時のトラップ効果と変態挙動の計測

高 Ni-Cr 系溶接金属の組織形態等が水素拡散・放出挙動に及ぼす影響を明確にし、 $\gamma$  組織の水素トラップ効果の可能性を検証して最適溶接金属成分設計研究へフィードバックする。同時に、新規低温割れ評価法の提案への指針となる基盤データを蓄積して、実構造継手環境条件低温割れ抑止限界を明示することである。

①-3) - 2-3-1 昇温脱離スペクトルによる残留  $\gamma$  性状の水素拡散挙動に及ぼす影響明示

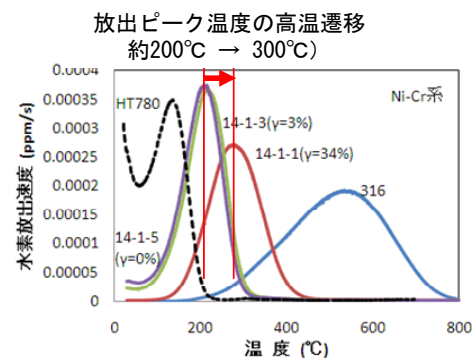
外部負荷や残留応力などの影響を受けない状態にある試片での基本的水素拡散・放出挙動を明らかにするため、図①-3)-19のスリット入りTIG溶接用試験片とした。水素はシールドガス10L/min当たり、

50mL/minを混合し、溶接金属に2ppmの水素を再現良く含有できた。溶接冷却後、スリット間隔でそれぞれのビードから溶接金属を約8x8x5mmに切り出して、



図①-3)-19 溶接試験

昇温脱離試験として室温20°Cで保管した。図①-3)-20は、溶接直後に昇温脱離試験を実施した場合の結果である。なお、図中の試験片番号は表①-3)-4の化学成分を示す。昇温条件は100°C/hrである。また参照用に $\gamma$ 単相組織のSUS316溶接金属を用いている。残留 $\gamma$ が5%未満の溶接金属では約200°Cで水素放出がピークとなり、300°Cでは放出しきっている。なお、黒破線は、共金



図①-3)-20 各種残留  $\gamma$  を有する溶接試料の昇温脱離水素放出スペクトル

系低合金材での結果であり、100°Cにピークがあり、低温域で水素拡散が生じ、Ni-Cr系マルテンサイト単相でも水素放出速度が遅延することが分かった。残留 $\gamma$ が多くなると、水素放出ピークは300°C弱にピークとなり高温側へ遷移するトラップ特性を示した。そして $\gamma$ 単相では200°Cまでは水素を放出せず、500°C以上でピークとなり、残留 $\gamma$ の増大によって、水素放出が抑制される。昇温スペクトルは、若干のピーク温度の差異はあるが、概ねこのような三パターンに分かれることを明らかにした。なお、 $A_{c1}$ は、500°C以上であることを別途検証しており、昇温時において、残留 $\gamma$ 量の増大は無い。

表①-3)-4 共通材の化学成分

Specimen	C	Cr	Ni
14-1-1	0.01	14	9
14-1-2	0.01	14	8
14-1-3	0.01	14	7
14-1-4	0.01	14	6
14-1-5	0.01	14	5
14-1-6	0.01	14	4
14-5-1	0.045	14.05	9.30
14-5-2	0.044	14.05	8.00
14-5-3	0.045	14.10	7.15
14-5-4	0.045	14.15	6.05
14-5-5	0.047	14.20	5.20
14-5-6	0.044	14.20	4.15

①-3) - 2-3-2 トラップ効果の検証とトラップ特性の系統的明示

溶接後の時間経過と共に拡散性水素が集積して発生する低温割れ評価の基礎データ

として、時間的経過に伴うトラップ効果とその時間変化特性を計測した。

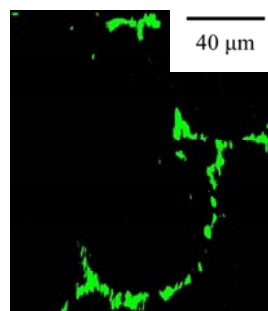
図①-3)-21 は、14-1-3 試料を経過時間3 週間後までの水素放出スペクトルの変化を追跡した結果である。水素放出のピークはほぼ220°Cにあり、単調に水素量が減少して

いる。その他の試料においても全く同様の傾向であった。これらの結果を纏めたものが図①-3)-22である。γ 単相の316 試料では、長時間放置後も水素は放出されないが、マルテンサイト/γ 二相においては、溶接後急激に水素が放出され、残留γ 量の低下と共に拡散・放出速度がさらに急激に早まる。14-1-3 試料と14-1-5 試料の放出スペクトルはほとんど重なっているが、水素放出の長時間挙動では、明らかに差異を生じていることや、低合金系溶接金属に比して、放出速度が顕著に遅い特徴を明示した。またマルテンサイト単相、マルテンサイト/γ 二相組織では、長時間経過後にいずれは水素を完全放出すると考えられ、溶接直後の水素放出速度を残留γ 量が支配していることを明らかにした。

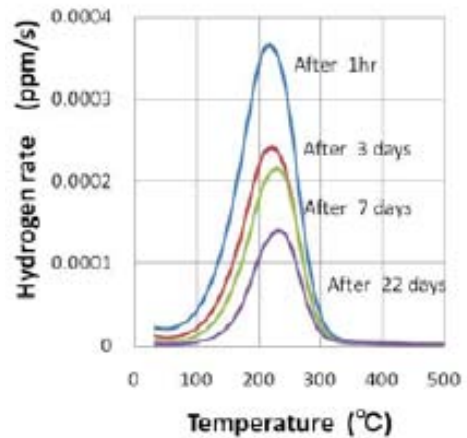
### ① - 3) - 2 - 3 - 3 溶接金属組織形態と水素放出挙動の評価

図①-3)-23に Ni-Cr 系溶接金属の溶接部組織のEBSD 解析結果を示す。FCC 相を緑色で示している。すなわち残留オーステナイトは緑色で示されるようにマルテンサイト相を取り囲むように存在している。旧オーステナイト粒径は約 400μm レベルで、残留オーステナイトは凝固セル界面に存在している。開発溶接金属の残留γ は加工誘起変態を生じやすく、EBSD 観察は極めて困難であった。またこのような残留オーステナイト量は XRD で計測可能である。

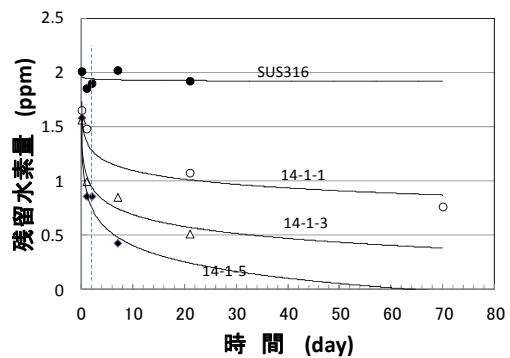
また、TEM レベルでの分解能で組織をさらに詳しく観察したところ、図①-3)-24 に示したように、マルテンサイト相のラス界面にも存在していることがわかった。すなわち、2種類の形態が存在している。



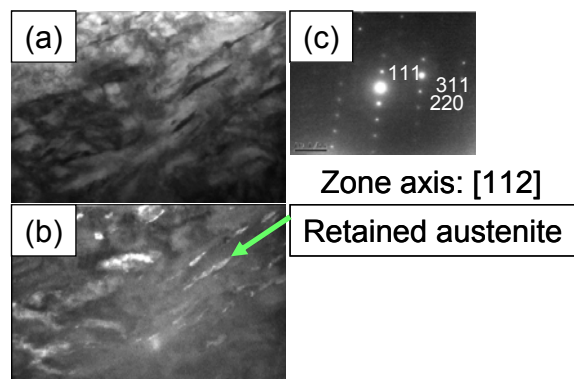
図①-3)-23 Ni-Cr 系溶接金属のEBSD 解析結果



図①-3)-21 時間経過に伴う水素放出挙動 (試料 14-1-3)



図①-3)-22 時間経過に伴う水素放出挙動のまとめ

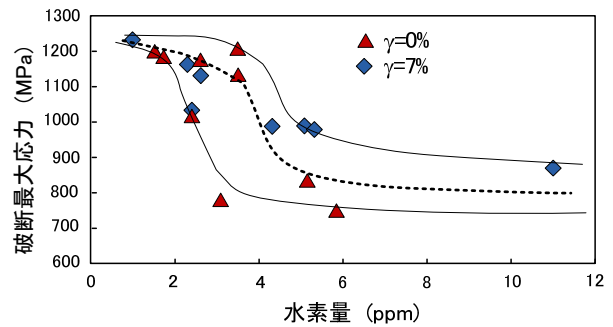


図①-3)-24 Ni-Cr 系溶接金属 (W1) の TEM 観察結果

(a)明視野像、(b)暗視野像、(c)制限視野回折図形

次に、7%のオーステナイトを含む開発溶接金属に水素チャージを実施したものは、TDS実験の結果、オーステナイトに固溶する高温側へのシフトしたピークが観察されず、拡散性水素ピークのみであった。

このことはマルテンサイトマトリクスのみへ水素チャージされた状態であると考えられる。図①-3)-25 は、フルマルテンサイト組織の丸棒試験片と7%オーステナイト含有マルテンサイト組織試験片にそれぞれ水素チャージして低歪速度引張試験を実施し、破断限界とチャージ水素量の関係を纏めたものである。

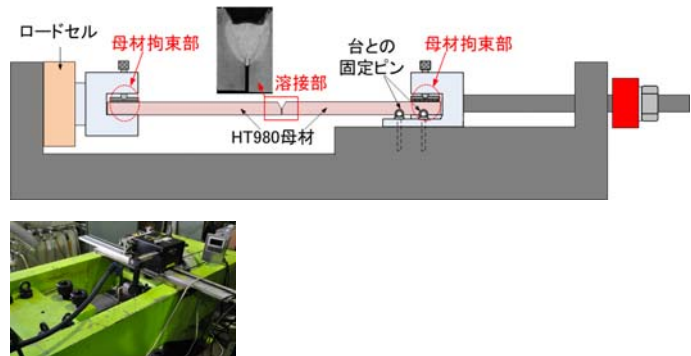


結果は、バラツキの範囲が大きいが大破線の関係が得られる。この関係は開発マルテンサイト組織の水素脆化限界を示すものと判断された。

図①-3)-25 破断限界応力とチャージ水素量の関係

### ①-3)-2-3-4 実用条件下における耐低温割れの保証条件の明確化

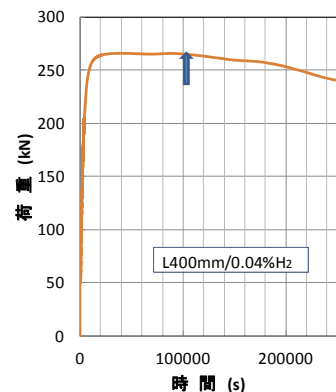
図①-3)-26 に示す両端拘束割れ試験機を試作し、これを用いて、予熱無しで HT980 鋼 30mm 板厚の Y 型開先での拘束割れ試験を実施した。



まず溶接金属組織がマルテンサイト一相の場合、拘束長を 200mm、400mm、600mm、800mm とそれぞれ変化させて実験を行ったが、全て割れは発生しない。そこで同一溶接条件でアルゴンガス雰囲気中に 0.04%水素を混合すると、全ての拘束条件で低温割れを発生した。

図①-3)-26 両端拘束割れ試験装置の概略図

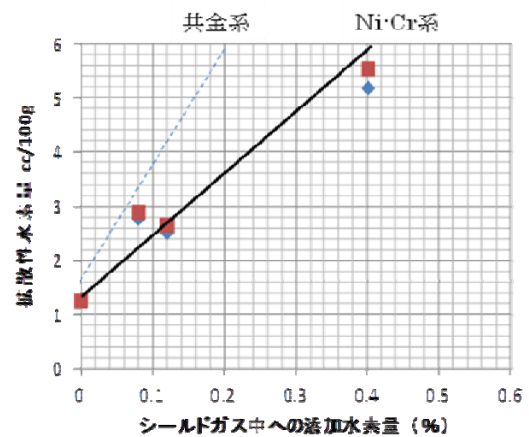
拘束長 400mm の条件での低温割れ発生状況をロードセルの拘束荷重変化を図①-3)-27 に示す。割れ発生は、溶接後約 31 時間を経過した後に発生することがわかった。拘束長 200、600、800mm においてもほぼ同様に 24~35 時間後に割れを発生した。遅れ割れであった。



次にシールドガス中への水素添加量と拡散性水素量の関係を JIS Z 3118:2007 に準じて計測した結果が図①-3)-28 である。溶接金属組織はマルテンサイト単相である。共金系溶接金属でのガス添加量-拡散性水素量関係より、低い水素量となっている。この結果に基づいて、低温割れ限界水素量を決定した。

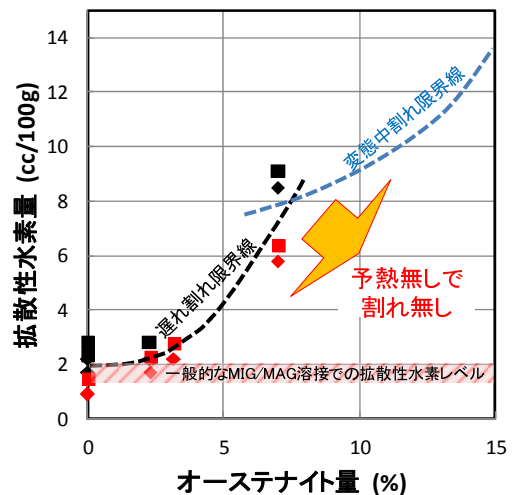
図①-3)-27 拘束長 400mm で、0.04%水素添加時の遅れ割れ発生 (溶接後約 31 時間後)

そこで、板厚30mm試験片で両端拘束長を200mm～800mmの拘束度7.8～31.5kN/mm・mmの実用範囲において、予熱無し条件で低温割れ抑止限界を拡散性水素量とオーステナイト量の関係において整理したのが、図①-3)-29である。この図において、5%程度以上のオーステナイトを残留すれば、通常MIG/MAG溶接時に管理されている拡散性水素レベルの倍の水素まで許容できることになる。それ以上にオーステナイトが増加すると、限界水素量は急激に増大して、予熱無しで低温割れは発生しないことがわかる。この図①-3)-29で、オーステナイトが増加し、割れ発生限界水素量も増大してくると、割れの発生挙動が変化する。



図①-3)-28 シールドガスの水素添加量と拡散性水素量の関係

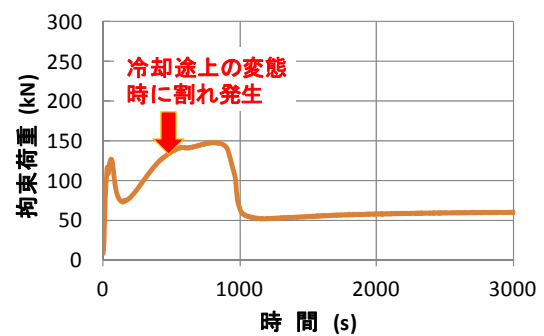
一例として図①-3)-30 に示すように、割れは溶接後1時間前後で発生する。この状況は溶接後の冷却途中のマルテンサイト変態中となる。この場合の割れは、断面割れ率で100%に近くなる場合が多い。



図①-3)-29 実用拘束条件下における低温割れ抑止限界

次に、各種拘束条件下における Y 型開先継手の割れ発生部となるルート部での冷却過程における応力発生挙動と残留応力特性について検討した。

開発する Ni-Cr 系溶接金属における温度依存性および組織依存性を考慮した材料特性を用いることで、相変態の影響を考慮して数値計算を実施した。図①-3)-31 は、拘束長が 400mm の場合の数値シミュレーション結果を示す。残留応力分布は(a)図で、(b)図は溶接時から冷却過程での拘束した端部に発生する反力から拘束応力を算出した結果を示している。溶接金属の変態膨張による拘束応力の低下が、明快に現れることがわかる。



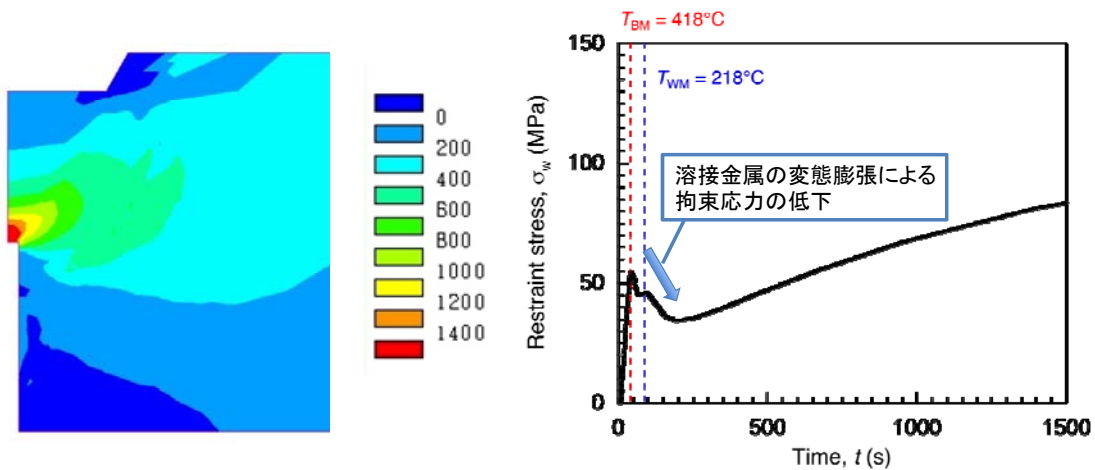
図①-3)-30 拘束長 200mm で、1%水素添加時の変態中の割れ発生(溶接後約1時間後)

図①-3)-32 は、拘束度とルート部の局所残留応力の関係を Ms 点を変化させた場合の結果である。Ms=400℃は共金系溶接金属を、Ms=213℃は Ni-Cr 系マルテンサイト単相組織の溶接金属を、Ms=100℃は Ni-Cr 系

マルテンサイト、オーステナイト二相組織の溶接金属を想定している。低温でマルテンサイト変態を開始するほど局所残留応力は著しく低下し、且つ拘束が強いほど低下応力は大きくなる。従って、より低温で変態するほど、拘束度の影響がほとんど現れなくなることがわかった。

最後に、拡散性水素量、オーステナイト量と局所拘束応力との関連図を図①-3)-33に纏めた。Ms 点の低下は、著しく局所残留応力を低下させ、一方で、Ms 点の低下は残留オーステナイトを急激に増加させる。これらの相乗効果から、低温割れ限界がオーステナイト量に対して限界水素量を大幅に増大せしめたことがわかった。なお、残留 $\gamma$ が5%以上の領域では、ルート部の局所応力は、拘束度によってあまり支配されず、本実験範囲では、100MPa 程度の差異となった。

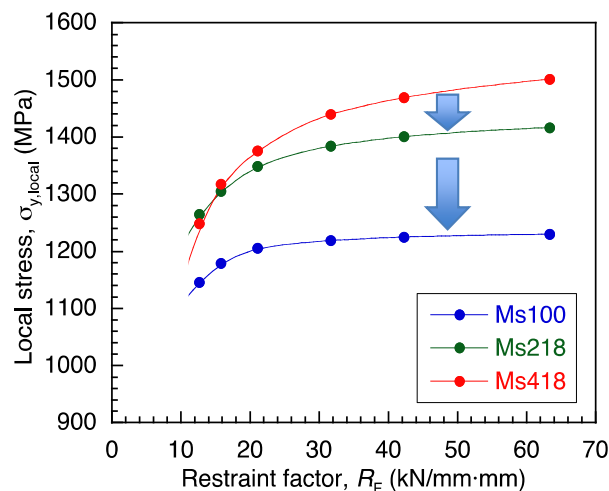
以上、実用条件下における耐低温割れ限界を明示し、目標を達成した。なお、変態挙動に関するデータは本節で割愛したが、数値計算の物性データとして提供している。



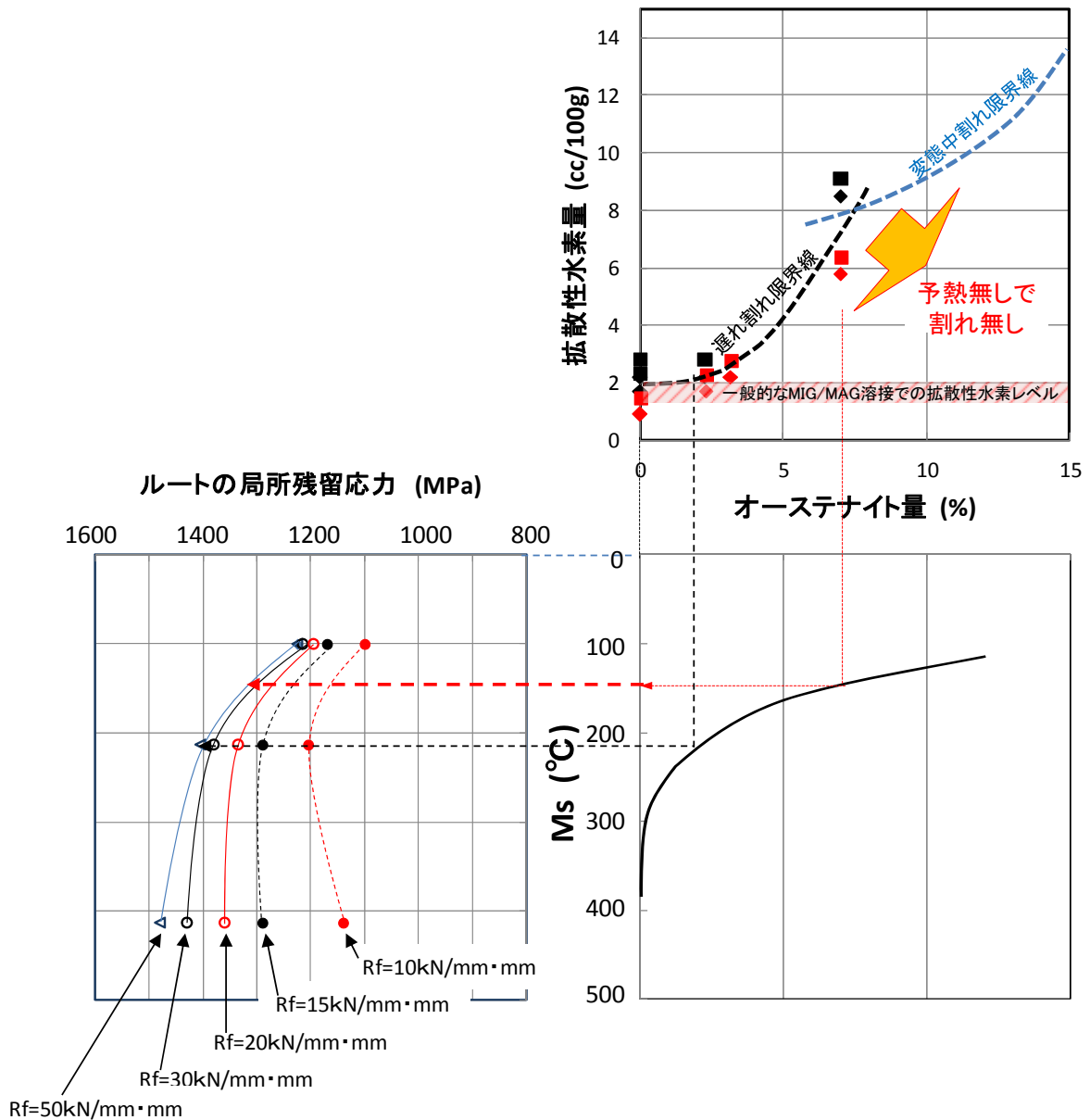
(a) 残留応力分布 (L = 400 mm)

(b) 拘束応力履歴

図①-3)-31 拘束長 400mm の場合の応力数値シミュレーションの結果



図①-3)-32 Ms 点と拘束度が局所残留応力に及ぼす影響



図①-3)-33 拡散性水素量、オーステナイト量と局部拘束応力との関連図

①-3)-2-4 高級鋼共金系溶接金属の特性支配因子ならびに残留 $\gamma$ による水素トラップの功罪の明確化

HT980 など高張力鋼板と 9Ni 系低温用鋼板を対象に、低温割れを防止しつつ、靱性や強度など機械的特性をも兼備可能な、両鋼の共金系溶接金属の材料設計指針の導出を目的とする。研究対象鋼の溶接金属は、ベイナイトやマルテンサイトが主要組織となるが、Ni や Mn など  $\gamma$  安定化元素が添加されることもあり、相当量の残留  $\gamma$  が生成する傾向にある。残留  $\gamma$  は大量の水素を固溶できるため低温割れ抑制に有効な組織として期待されている一方で、水素の貯蔵庫でもあることから、構造物に応力が負荷され応力誘起マルテンサイトに変態すると固溶していた水素が放出され、構造物の破

壊を促進するのではとも危惧されている。

そこで本テーマでは、残留  $\gamma$  を中心に溶接金属中にトラップ／放出された水素が割れ感受性に及ぼす影響を評価するとともに金属組織と機械的特性の関係も調査し、割れ感受性低減と機械的特性向上を兼備できる金属組織設計指針を検討する。

### ①-3) - 2-4-1 供試材料

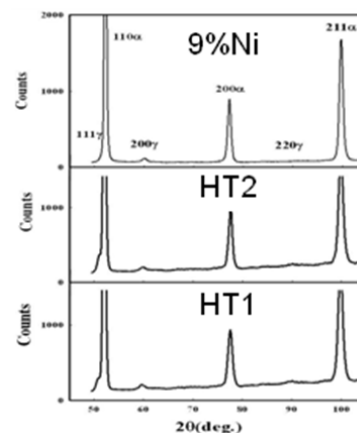
980 MPa 級高張力鋼の溶接金属作製用の鋼板の化学組成を表①-3-5(Fe は記載せず)に示す。これら鋼板のうち HT1 と HT2 (板厚 : 10.5mm) に対してはビード・オン・プレート方式にて電子ビーム溶接 (電圧 : 70kV、電流値 : 200mA、溶接速度 : 60cm/min、 $\Delta t_{8.5}$  : 8.4s) を施すことにより、クリーンミグ溶接金属を模擬した試験片を作製した。9% Ni 鋼については化学組成 (0.02%C-0.01%Si-0.038%Mn-11.1%Ni-Fe) のワイヤを用いて多層盛り溶接したティグ溶接金属として供給されたものであるが、上記と同条件で電子ビーム溶接を施した。各溶接金属部より各種評価試験用の試験片を切り出し、以下に述べる実験に供した。

表①-3-5 供試鋼板の化学組成

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Cr
HT1	0.075	0.5	1.8	0.002	0.0012	1.1
HT2	0.081	0.51	1.8	0.002	0.0013	1.1
Ni	Mo	V	Ti	Al	N	O
2.9	0.64	0.059	0.02	0.005	0.0015	0.0011
3.9	0.64	0.059	0.02	0.003	0.0017	0.0011

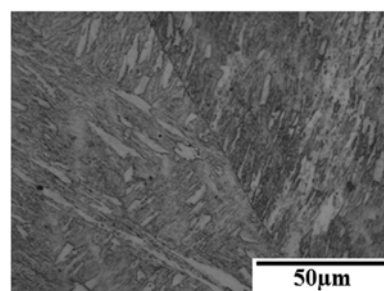
### ①-3) - 2-4-2 溶接金属中の残留オーステナイト定量評価手法

図①-3)-34 に溶接ままの試験片から得られた X 線回折図形を示す。図中矢印で示したピークは FCC 相に対応するものであり、この結果よりいずれの鋼種も残留  $\gamma$  相を含んでいることがわかる。ピーク強度から残留  $\gamma$  相の体積率を計算したところ、HT1、HT2 および 9%Ni 鋼ではそれぞれ 1.5%、1.7% および 0.7% と算出された (誤差  $\pm 0.3\%$ )。溶接入熱量の影響を検討するために 1623 K で再熱後の冷却速度が残留  $\gamma$  相量に及ぼす影響を調べた結果、HT980 鋼では冷却速度の低下と共に 3%程度まで増加することがわかった。なお、 $\gamma$  量の測定にはメスバウアー効果からも評価して、 $\gamma$  量の計測精度を確認できた。



図①-3)-34 溶接金属の XRD プロファイル

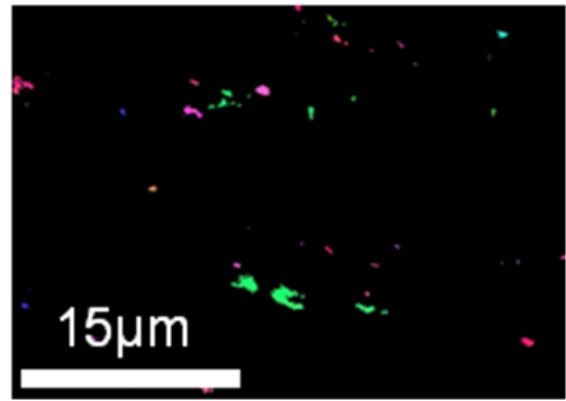
光学顕微鏡によるクリーン HT2 溶接金属の組織観察結果を図①-3)-35 に示す。従来のマグ溶接金属と比べて、ラスのよく発達した組織となっており、主としてマルテンサイト、ベイナイトからなり、Coalesced bainite といわれている組織も多く分布している。これらの組織的特徴は、1623 K で再熱後の冷却速度を低下させても、粗大化傾向を示すもののほとんど変化せず、またアシキュラーフェライト等は生成しないことがわかった。HT2 溶接金属についても同様の傾向であった。また、HT1 と 9%Ni 材では凝固時に生じた偏析領



図①-3)-35 溶接金属 HT2 の光学顕微鏡観察組織

域が存在することを光学顕微鏡ならびにSEM-EDS分析法により明らかにした。

HT2の残留 $\gamma$ 相のSEM-EBSD法による観察結果を図①-3)-36に示す。図中、点状する領域が残留 $\gamma$ 相と考えられ、フェライト（またはマルテンサイト）の方位分布図との比較からこれらの $\gamma$ 相は旧 $\gamma$ 粒界やパッケージ境界に沿って優先的に分布していることが示唆された。なお、この方法で検出される残留 $\gamma$ 相量はX線回折法によるものと比べて非常に少なく、これら以外に例えばラス境界等に相当量の残留 $\gamma$ 相が分布しているものと思われ、EBSD法では検出困難であることがわかった。

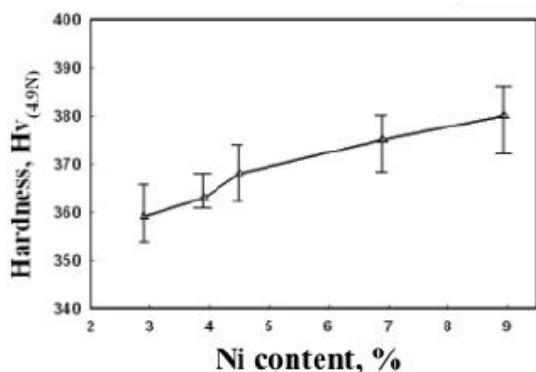


図①-3)-36 HT2の残留 $\gamma$ 相のSEM-EBSD法による観察結果

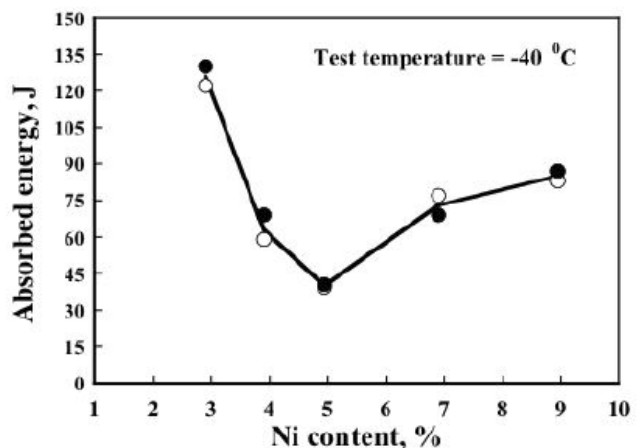
### ①-3)-2-4-3 高級鋼共金系溶接金属の水素脆化と機械的性質に及ぼす残留 $\gamma$ の影響の明確化

機械的性質については、図①-3)-37に示すように、Ni濃度が3%から9%まで増加すると共に、硬さはわずかに増加する傾向を示した。残留 $\gamma$ の増加はむしろ硬さを下げると考えられているので、このNi含有量に伴う硬さ上昇は、マルテンサイト量の増加によって主に支配されているものと考えられる。一方、図①-3)-38に示すようにシャルピー衝撃吸収エネルギーは5%まではNi濃度の増加と共に減少し、最小値を取った後、それ以上では逆にNi濃度と共に上昇した。

残留 $\gamma$ 量はNi含有量と共に単調に増加し全く異なった傾向の変化を示すことから、残留 $\gamma$ 以外に靱性に対して顕著な影響を及ぼす因子が存在することが示唆される。SEM組織および光学顕微鏡組織より、Ni含有量5%においてはコアレスドベイナイトの顕著な粗大化が観察されること、またコアレスドベイナイトは粗大なフェライトの単結晶からなり亀裂の伝播が容易と考えられることから、コアレスドベイナイトの粗大化が、Ni含有量の3%から5%への増加に伴う靱性低下の要因になっているものと考えられる。以上のように、強度や靱性等の機械的



図①-3)-37 共金系溶接金属の硬さに及ぼすNi含有量の影響

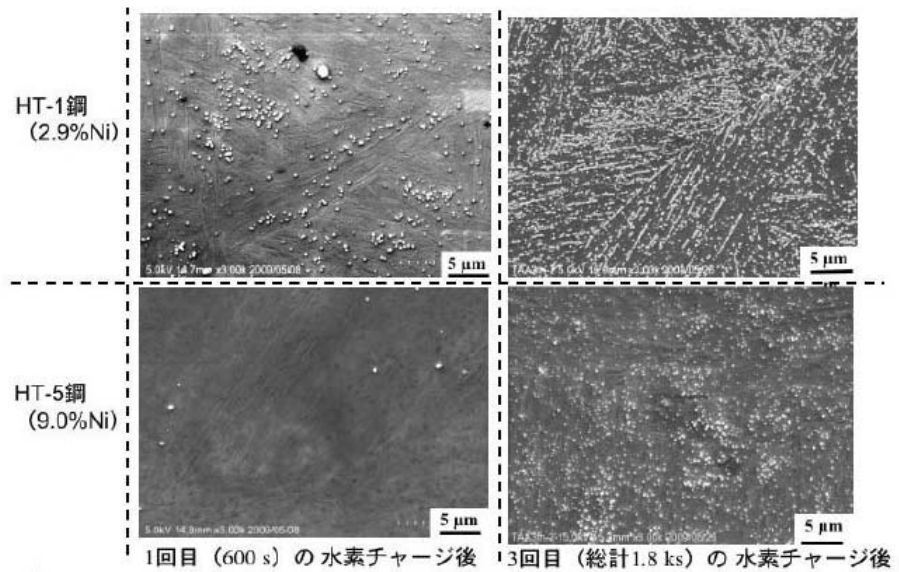


図①-3)-38 共金系溶接金属のシャルピー吸収エネルギーに対するNi含有量の影響



性質については、残留 $\gamma$ 以外にマルテンサイトやコアレسدベイナイト等、より支配的な影響を及ぼす組織因子があることが分かった。

水素の微視的挙動については、試験片表面からの水素の放出位置をAgBrの還元反応によって生成される銀粒子で検出する



図①-3)-39 マイクロプリンティング法による共金系溶接金属の水素透過試験結果

マイクロプリンティング法によって検討した。図①-3)-39は、試験片裏面から電解チャージ法によって導入した水素の放出位置をマイクロプリンティング法によって調べた結果で、白く見える粒子が水素によって還元された銀粒子、すなわち水素の放出位置に相当すると考えられる。この図から分かるように、水素の放出すなわち裏面からの透過量の分布は均一ではなく、また水素チャージの履歴によっても変化することがわかる。すなわち、Ni含有量が3%の場合、1回目の水素チャージ時に水素が優先的に透過するのは、主に残留 $\gamma$ を含まないコアレسدベイナイト内に限られるが、3回目の水素チャージ後は、ラス境界や旧 $\gamma$ 粒界も水素の透過量が大きくなることが示された。この結果は、ラス境界や旧 $\gamma$ 粒界に優先的に残留する $\gamma$ が水素を捕捉し拡散流束を減少させること、また水素チャージ量が多くなって残留 $\gamma$ に捕捉された水素量が限界値を越え、捕捉効果が失われるとラス境界や旧 $\gamma$ 粒界がむしろ高速拡散経路となると考えると説明できる。

さらに、Ni含有量が9%まで上がり、残留 $\gamma$ 量が増加し、連続的な膜状になってラス境界を占有するようになると、図①-3)-39の下段に示すように水素の透過量は非常に少なくなり、3回目の水素チャージ後もラス境界の優先的な水素透過は見られない。これらの結果は、ラス間や旧 $\gamma$ 粒界の厚さ数100 nm以下の薄い残留 $\gamma$ の捕捉効果が、水素の拡散に強い影響を及ぼし得ることを裏付けるものである。

以上の水素脆性および機械的性質に及ぼす残留 $\gamma$ の影響についての検討結果より、共金系溶接金属用のクリーンMIG溶接ワイヤのプロトタイプ of 成分設計に必要な基礎的な知見は十分に蓄積され、本課題の初期の目標は達成されたと考えられ、平成21年度にて課題を終了した。

### ①-3) - 2-5 急冷溶接金属の微細 AF の結晶学的解析

溶接金属の強靱化のためにはAcicular Ferrite (AF) 組織を生成させることが有効である。アーク溶接金属におけるAF組織の生成は、溶接金属化学組成、溶接冷却速度なら

びにAF 組織の核起点となる酸化物、窒化物、硫化物等の介在物の有無に依存するが、急速冷却されるLaser 溶接におけるAF 組織の生成および形態に関する詳細は明らかではない。そこで本研究では、介在物の有無によるLaser 溶接金属組織の変化をマイクロオーダーの巨視的観察およびナノオーダーの微視的観察を通じて結晶学的に調査し、AF 組織形成に介在物の有無ならびに冷却速度がどのように影響するかを明らかにすることを目的とした。

具体的な中間目標は、①多バリエーションからなるAFの核生成サイトの結晶学的解析と②AF核生成サイトの導入因子の基礎的解明を設定した。

### ①-3) - 2 - 5 - 1 供試材料と実験方法

0.087%C-0.29%Si-1.39%Mn-10ppmO 鋼板にサブマージーク溶接 (SAW、溶接入熱: 38.8kJ/cm) を施し、Ti-B 系SAW 溶接金属 (O:322ppm) を作製した。次に、CO<sub>2</sub> Laser (出力5.5kW) を用い、溶接速度0.5、1.0、4.0m/min の3 条件にて、上記SAW 溶接継手の母材部と溶接金属部の双方にレーザ溶接を施した。レーザ溶接金属部に形成されたマクロ組織を、微分干渉顕微鏡にて観察し、AF 組織が形成されている場合には、バリエーション数・分布状態等の評価を行った。また、レーザ溶接金属部のマイクロ組織解析は透過型電子顕微鏡にて行った。

### ①-3) - 2 - 5 - 2 レーザ溶接金属部AF の組織観察結果

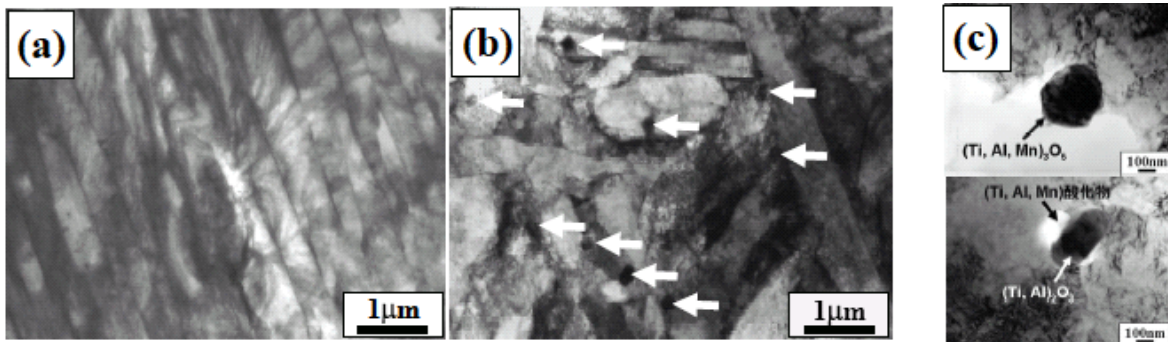
図①-3)-40 (a)、(b)は、鋼板に直接レーザ溶接を施した領域 (領域①) と、SAW 上にレーザ溶接を施した領域 (領域②) を透過型電子顕微鏡にて観察した結果である (なお、溶接速度は0.5m/min であり、最も冷却速度が遅い溶接条件の結果である)。領域 ①ではパケットが観察されベイナイト組織を呈しているが、領域②ではパケットは認められず微細なAF ラス組織となっていた。また、領域②には、矢印で示すように介在物が多数観察された。図①-3)-40 (c)に、領域②に観察された介在物を拡大した像を示す。制限視野回折図形ならびにEDS 組成分析結果から、この介在物は(Ti、Al)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>もしくは(Ti、Al、Mn)<sub>3</sub>O<sub>5</sub> 酸化物であった。(Ti、Al、Mn)<sub>3</sub>O<sub>5</sub> 酸化物は母相にMn 欠乏領域の形成を伴うため、酸化物周囲の歪・界面エネルギーの効果のみならず、化学的自由エネルギーの観点からもフェライト生成を促進し、その結果、SAW 上にレーザ溶接を施した領域にAF 組織が形成されたといえる。

図①-3)-41(a)は、図①-3)-40(b)に示した試料において観察された組織で、黄色矢印で示す酸化物から3つのラスバリエーション (バリエーションV1、V17、V20 と表記) が生成している様子を示している。各ラスバリエーションの回折図形から、V1 に対するV17、V20 の結晶方位差は大きいことがわかり、それらは強度向上ならびに亀裂伝播抑制に寄与すると考えられる。また、V1 とV17 (V1 とV20 も同様) のすべり系の平行性は図①-3)-41(b)に示すように良いため、そのような結晶学的特徴は、転位の集積を防ぎ亀裂発生を抑制して靱性向上に寄与すると考えられる。

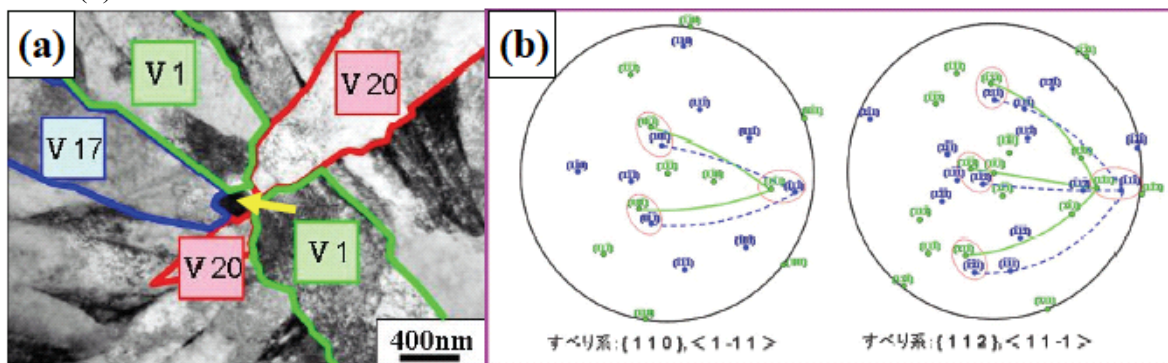
ただし、溶接速度を0.5、1、4 m/min と変化させて (冷却速度はこの順に速くなる) SAW 上にレーザ溶接を施した領域の組織を比較した結果、溶接速度の相違によるAF ラスサイズの変化は明確に認められなかったが、溶接速度が速くなるに従いAF組織の割合が減少し、マルテンサイト組織の割合が増加した。すなわち、クリーンなレーザ溶接金属部のAF 組織形成において、酸素含有量 (酸化物等の介在物生成) 10ppmは不

足で、且つ冷却速度の遅い条件（溶接速度0.5m/minレベル）を選択すべきであることを明らかにした。

以上の結果から、AF形成のための基本的な生成必要条件を明らかとした。実用化技術開発の狙いである微量含有酸素の溶接金属と高能率施工法の開発への適用条件を示唆することができた。これによって平成20年度にて本課題は終了した。



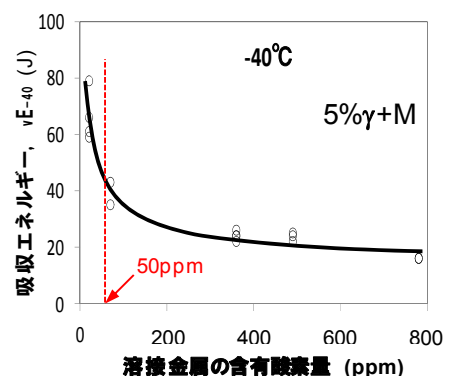
図①-3)-40 レーザ溶接金属の透過型電子顕微鏡による観察結果  
 (a) 母材に直接レーザ溶接を施した領域（領域①）  
 (b) SAW 溶接金属上にレーザ溶接を施した領域（領域②）  
 (c) 介在物の拡大像



図①-3)-41 酸化物からラスバリアントの生成(a)とそれらラスバリアントの回折図形(b)

### ①-3)-2-6 Ni-Cr系クリーン溶接金属の靱性改善に及ぼす誘起変態効果の計測と実証

溶接金属の高強度確保ためにはマルテンサイト組織を主体として組織での靱性向上が必要である。マルテンサイト主体の溶接金属の靱性向上化において、溶接金属の含有酸素量を低下する（図①-3)-42 参照）以外、残留  $\gamma$  の存在が重要であり、切欠き靱性向上には残留  $\gamma$  の存在は不可欠と考えられる（図①-3)-43 参照）。本研究では、靱性制御の基盤となる溶接金属における残留  $\gamma$  の誘起変態及び実構造物において溶接金属の靱性改善に及ぼす残留  $\gamma$  の効果を計測と実証し、 $-40^{\circ}\text{C}$  で  $47\text{J}$  以上の靱性確保を達成する



図①-3)-42 Ni-Cr系単層溶接金属の切欠き靱性に及ぼす溶接金属酸素量の影響

ことが目標である。

### ①-3) -2-6-1 残留オーステナイトの誘起変態の可能性の実験的検証

#### a. 残留 $\gamma$ の負荷安定性評価

図①-3)-44(a)には、残留オーステナイト量を変化した場合の $-196^{\circ}\text{C}$ でのCTOD値を示す。残留オーステナイト含有とともにCTOD値が増加し、靱性向上するのが分かった。また(b)図では、14-1-1と14-1-3成分の電子ビーム溶接金属のCTOD試験を $25^{\circ}\text{C}$ 、 $-80^{\circ}\text{C}$ と $-196^{\circ}\text{C}$ で行い、室温から $-80^{\circ}\text{C}$ の温度範囲において、マルテンサイト単相(14-1-3)で平均 $0.26\text{mm}$ のCTOD値を、15%オーステナイト含有では $0.35\text{mm}$ のCTOD値へ上昇することが分かった。さらに、 $-196^{\circ}\text{C}$ での試験では、残留オーステナイトを含有することで約10倍のCTOD値が得られることを明示した。極低温( $-196^{\circ}\text{C}$ )下で残留オーステナイトの誘起変態による応力緩和が有効である可能性を示した。

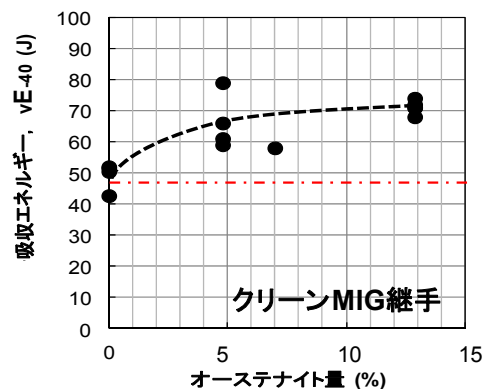
次に、破面から $2\text{mm}$ と $7\text{mm}$ の三箇所における残留オーステナイト量をX線回折法で計測した。その結果を図①-3)-45に示す。破面に近づくほど残留オーステナイト量が低下し、破面ではゼロになる。この結果、 $-196^{\circ}\text{C}$ の場合では、より高温試験の場合に比して、き裂先端に近い領域で、残留オーステナイトがマルテンサイト化しており、破面近傍に大きな塑性歪が負荷され、その結果、誘起変態により、ひずみを解放し、破壊エネルギーを吸収したものと考えられる。

#### b. 残留 $\gamma$ の熱安定性評価

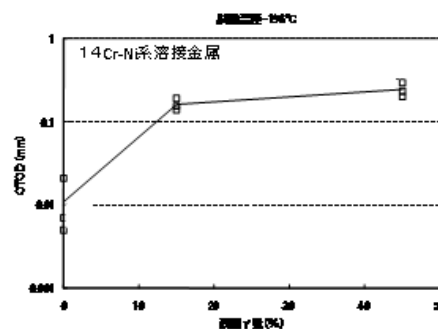
残留  $\gamma$  の熱安定性を表①-3)-4 共通材にて、温度を $-196^{\circ}\text{C}$ まで冷やし、各温度における残留  $\gamma$  量を計測した。結果を図①-3)-46にまとめた。残留  $\gamma$  が約25%以下の場合には $-196^{\circ}\text{C}$ まで残留オーステナイト量にほとんど変化がないことを明らかにした。この結果から、残留オーステナイト量が25%以下であれば、熱的安定に $-196^{\circ}\text{C}$ まで維持できることが分かり、極低温まで誘起変態効果を利用可能であることを示した。

#### c. 炭素量のトリップ効果への影響

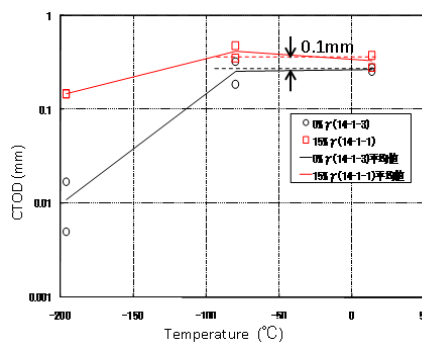
引張過程での残留  $\gamma$  の安定性をネッキング発生点の残留  $\gamma$  量で評価し、結果を図①-3)-47に示す。 $0.01\text{C}$  溶接金属では、初期状態からネッキング発生まで、初期残留  $\gamma$



図①-3)-43 Ni-Cr系多層溶接金属の切欠き靱性に及ぼす残留オーステナイトの影響



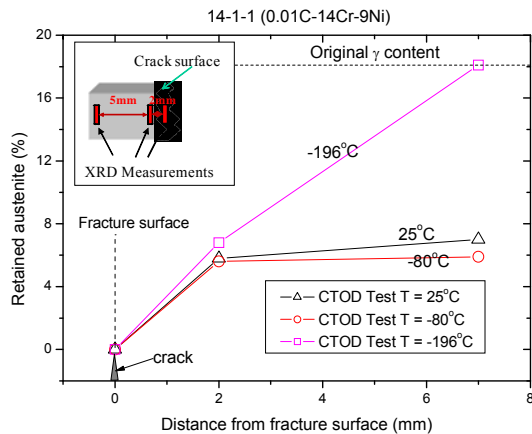
(a) 限界CTOD値に及ぼす残留  $\gamma$  量の影響



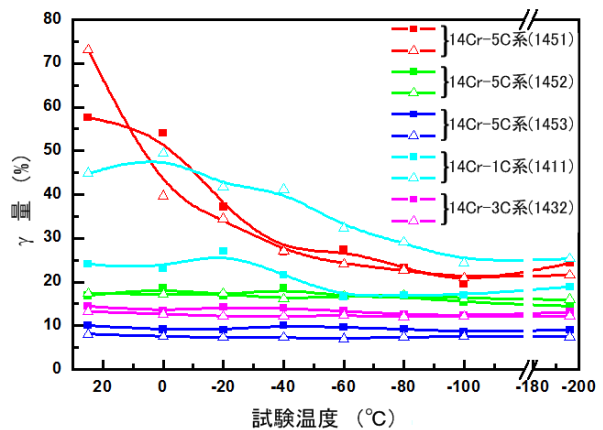
(b) 限界CTODの温度依存性

図①-3)-44 限界CTOD値の残留  $\gamma$  依存性

量の約2/3 がマルテンサイトに変態したのに対し、0.05C 溶接金属では、約1/2 の残留  $\gamma$  が変態した。高炭素量の残留  $\gamma$  が高い負荷安定を持っていることを示した。



図①-3)-45 残留  $\gamma$  の計測例



図①-3)-46 残留  $\gamma$  の温度依存性

### ①-3)-2-6-2 ひずみ変化挙動と脆性破壊伝播挙動の計測

a. 多層溶接金属の破壊特性の特徴抽出

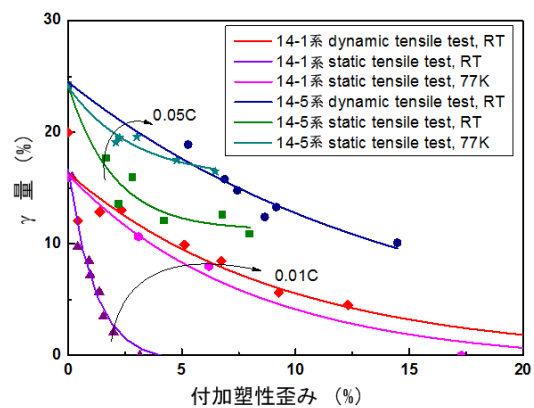
多層溶接継手を作成して、残留  $\gamma$  分布を計測した後、引張破断試験を実施し、その破断部を上記 c. の手法によって組織解析を開始し、多層溶接と単層溶接部での差異を探索したが、その相違はほとんど無かった。

b. 多層溶接金属の低温靱性の検証

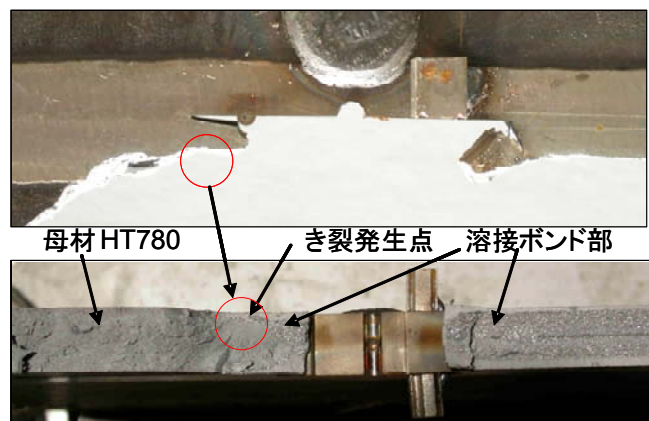
SUS308 溶接ワイヤを用いて、H780 高強度鋼材を 4 パス MIG 溶接し、DEEP-NOTCH 付きの大型引張試験片を試作し、引張試験を  $-180^{\circ}\text{C}$  にて実施した。溶接金属の残留  $\gamma$  は平均で 10%程度であった。本結果は溶接ビードに加工したノッチ先端部から破壊は発生せず、溶接ボンドや母材から発生し (図①-3)-48)、残留  $\gamma$  の靱性改善効果があり、 $-40^{\circ}\text{C}$  において多層マルテンサイト単相溶接金属の CTOD が単層溶接金属より低くなることが分かった。

c. 多層溶接金属におけるトリップ効果の検証

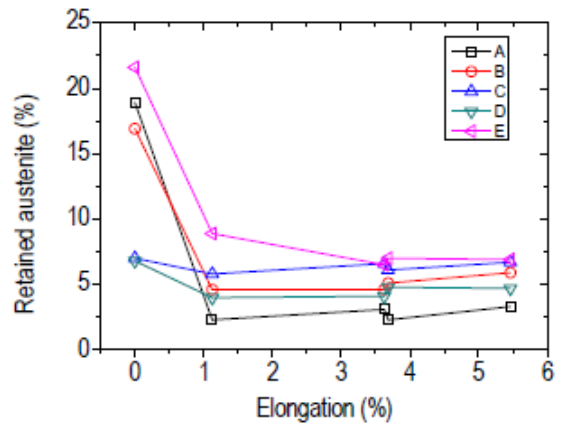
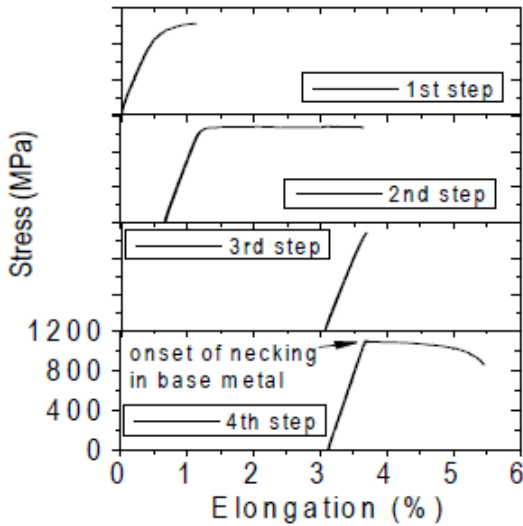
開発ワイヤで引張強度オーバマッチ多層盛継手を作製した。実応用中の負荷状況を考慮し、図①-3)-49 に示すように初期状態から負荷をかけて、次に除荷するというプロセスを 4 回繰り返した。その過程における残留  $\gamma$  量の変化を XRD にて計測した。各パス



図①-3)-47 残留  $\gamma$  の負荷安定性



図①-3)-48  $-180^{\circ}\text{C}$  にての破断面

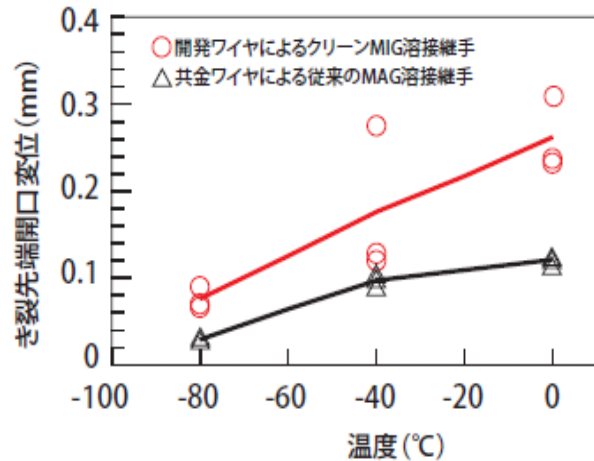
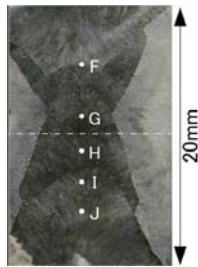


図①-3)-49 多層盛溶接金属における残留 $\gamma$ の安定性評価

の希釈率の差異によって、残留 $\gamma$ の分布が均一ではなかった。溶接金属（板厚方向と横幅）の中央部を原点とし、溶接金属の板厚方向に沿って、原点から+7.6mm（A点）、+3.8mm（B点）、+1.3mm（C点）、-1.7mm（D点）と-7.3mm（E点）の点を選んで、初期状態から破断（母材から）までの残留 $\gamma$ 量の変化を計測し、結果を図①-3)-49右図に示す。初期段階（伸び<1%）で残留 $\gamma$ 量が激しく減少し、その後残留 $\gamma$ 量を一定になることが分かった。

最後に、図①-3)-50に示すNi-Cr系溶接材料によるクリーンMIG多層溶接金属のCTOD試験と従来共金溶接材料によるMAG多層溶接金属のCTOD試験を実施し、キ裂先端開口変位を比較した（図①-3)-50参照）。従来溶接金属に比較しても十分高い値を得られることがわかる。

以上の結果、残留 $\gamma$ を含む多層盛実継手においても、環境変化に対して残留 $\gamma$ は十分安定化することと、開発Ni-Cr系溶接金属は十分高い靱性を示すことを実証した。



図①-3)-50 多層盛溶接金属における14%残留 $\gamma$ 含有Ni-Cr系溶接金属と共金系溶接金属でのCTOD値比較

①-3) - 2-7 組織数値モデル化に基づいた誘起変態による局部応力緩和メカニズムの解明」

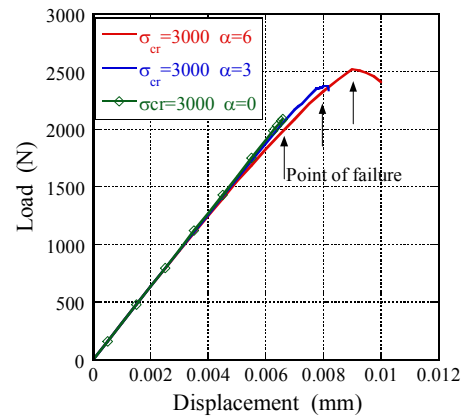
高強度を有するマルテンサイト主体の溶接金属においては、残留 $\gamma$ がき裂先端における応力緩和、あるいはエネルギー散逸に大きく寄与することにより、靱性が向上すると考えられる。具体的な寄与機構の一つとして、動的負荷応力時の $\gamma$ の誘起変態が考えられるが、その効果は、組織（残留 $\gamma$ の分布状態）に依存するとも考えられる。そこで本研究では、マルテンサイト主体で $\gamma$ が残留する組織において、以下に上げる課題を実行し、応力負荷時のマルテンサイトの誘起

変態挙動に及ぼす組織の影響を力学的に明らかし、基礎技術開発テーマたる靱性向上に最適化された溶接金属組織を現出するための成分設計指針を提案する。上記の3課題に対して以下の成果を得た。

- a. 力学モデルの開発と検証
- b. 靱性に対するトリップ効果の予測
- c. 靱性に対する組織の影響の予測と残留 $\gamma$ の誘起変態による機構解明

①-3) - 2-7-1 力学モデルの開発と検証

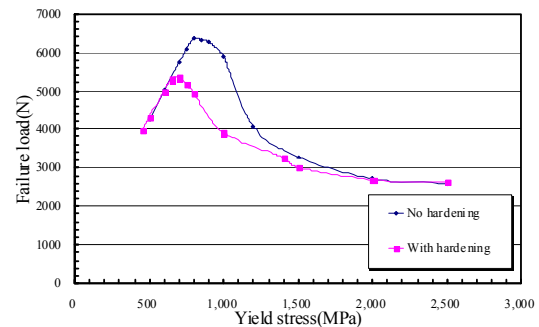
- a. 初期亀裂を有する等方弾塑性体における亀裂進展が解析できる力学モデルを開発し、材料の降伏応力が上昇するのに従って、破壊モードが全塑性モード、遷移モード、亀裂進展モードに移行し、遷移モードの場合に亀裂材の破壊強度が最も高いことを示した(図①-3)-51)。
- b. 初期亀裂を有する等方弾性体を対象に、変態を考慮した力学モデルを開発し、変態膨張が靱性向上に有効であることを確認した(図①-3)-52)。
- c. 亀裂進展のように移動局所強非線形問題であり、大規模な問題を高速に計算するための技術を開発した。
- d. 実験計測より得られた負荷ひずみと変態挙動の関係を数式モデル化し構成式に導入した(図①-3)-53)。
- e. 加工誘起変態を考慮した等方弾塑性モデルを開発し、変態膨張が靱性向上に有効であることを確認した。



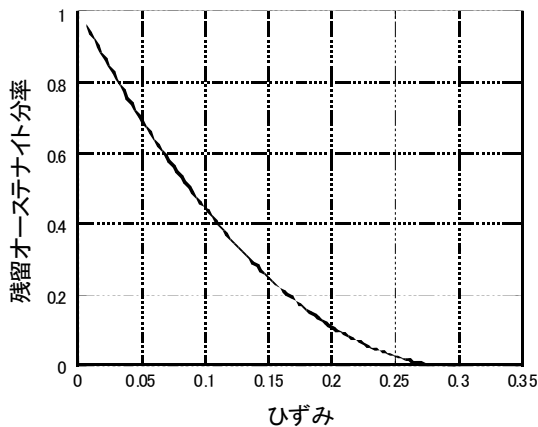
図①-3)-51 変態膨張が靱性におよぼす影響

①-3) - 2-7-2 靱性に対するトリップ効果の予測

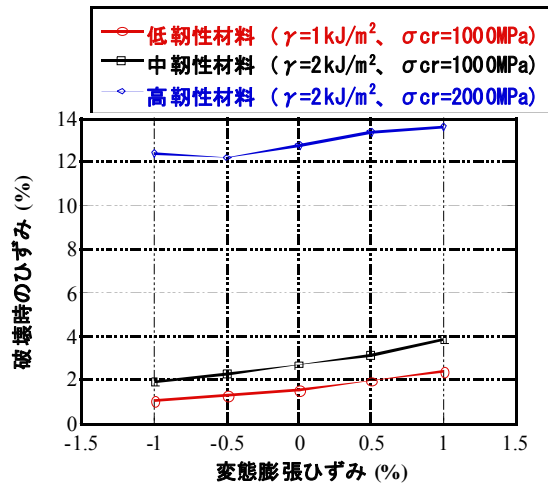
- a. 残留 $\gamma$ の量、すなわち変態膨張ひずみの大きさが靱性向上に及ぼす影響を検討し、変態膨張ひずみが1%以下であっても、靱性が向上することを確認した(図①-3)-54)。



図①-3)-52 亀裂材の強度に及ぼす降伏応力および加工硬化の影響



図①-3)-53 加工誘起変態モデル

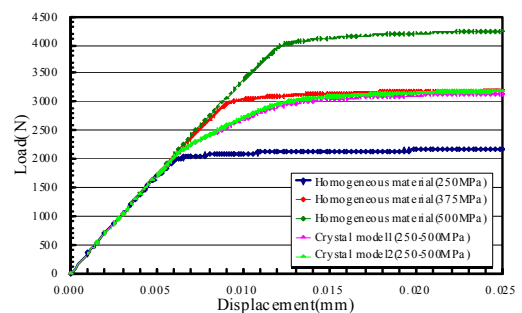


図①-3)-54 靱性に及ぼす変態膨張の影響 (低、中、高靱性材料)

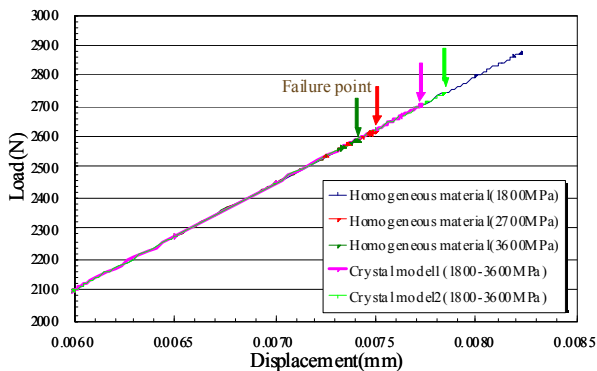
- b. トリップ効果による靱性の向上は、低靱性材料においてより顕著に認められた (図①-3)-54)。
- c. トリップ効果による靱性の向上は、塑性領域が狭く荷重が繰り返し負荷される場合にも顕著に認められた。

①-3) - 2 - 7 - 3 靱性に対する組織の影響の予測と残留 $\gamma$ の誘起変態による靱性向上機構説明

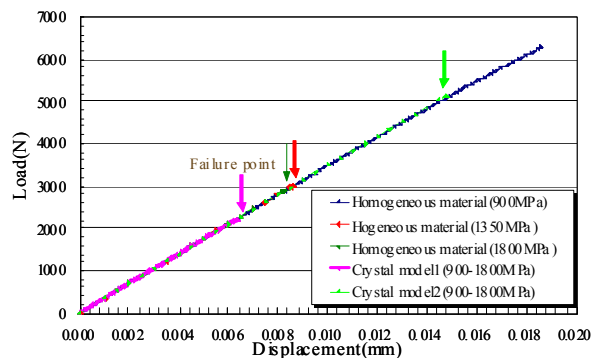
- a. 降伏応力が異なる2相の組織分布を矩形メッシュで模擬し、強度および靱性に及ぼす組織の影響を、塑性変形支配、亀裂進展支配および遷移領域の3領域について検討し、遷移領域でその影響が相対的に大きいことを示した(図①-3)-55~57)。
- b. 靱性評価を目的とした亀裂進展モデルにおいて、組織分布および粒界における割れや滑りを考慮するためVoronoi分割を導入した(図①-3)-58)。



図①-3)-55 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響 (塑性支配)



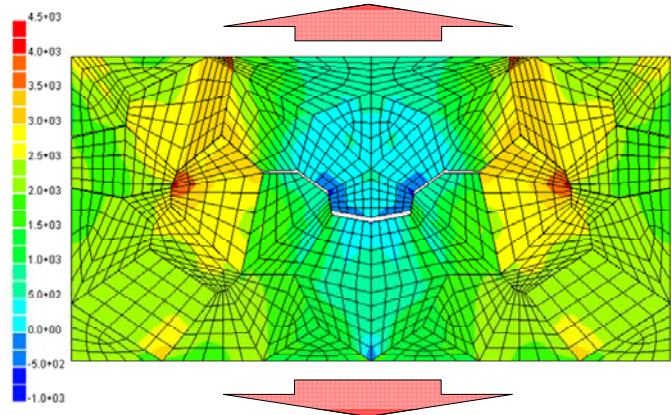
図①-3)-56 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響 (亀裂進展支配)



図①-3)-57 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響 (遷移領域)



以上、数値解析モデルからトリップ効果を評価するモデルが構築され、基本的特性を導出したことで、解析的トリップ評価課題は完了し、継手信頼性の確認に集中することとし、本課題は、平成21年度にて終了した。



図①-3)-58 粒界を進展する亀裂を対象とした試解析の結果

① - 3 - 3 残留応力と疲労強度の関係の究明及び構造体の残留応力適性制御

①-3) - 3 - 1 残留応力場計測と疲労強度の関係の定量化

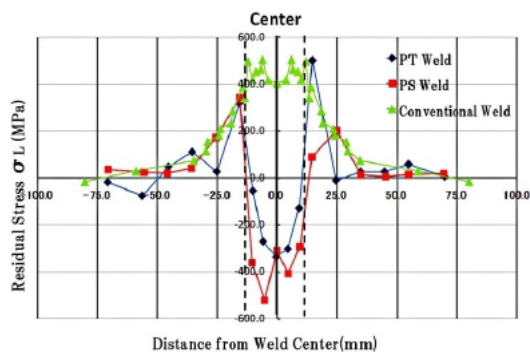
本テーマでは、高 Ni、Cr 系溶接金属の Ms 点が 100℃前後まで大幅低下する。この場合のマルテンサイト変態膨張の活用による引張残留応力の低減とこの低減化に及ぼす酸素含有量や残留  $\gamma$  量の影響、さらに、負荷時における  $\gamma$  相の変態誘起による応力緩和効果（以下 TRIP 効果と称す）による疲労き裂進展の遅延を検証する。

①-3) - 3 - 1 - 1 中性子回折による残留応力の測定と疲労強度関係

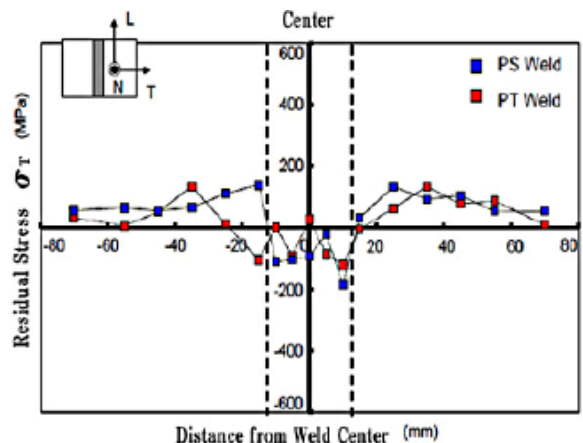
板厚20mmの980MPa 級高強度鋼を用い2種の溶接ソリッドワイヤー（PW とPS ワイヤ）のMIG 溶接で、突合せ溶接し、長さ200、幅200、溶接長200mmの試験体を作成した。PW の溶接金属はMs点244℃のマルテンサイト単相組織、PS の溶接金属はMs点100℃のマルテンサイトとオーステナイトの2相組織（ $\gamma$ 量25%）であることを観察した。両者とも通常の980MPa 級溶接金属（Ms 約450℃）に比べ、Ms 点が低いのが特徴である。この溶接継手部について、溶接長に直角方向（T 方向）に順次位置を変え、溶接方向（L 方向）、T 方向及び板面に垂直方向（N 方向）の残留応力を中性子回折法で測定した<sup>①-3)-3)</sup>。また、残留応力の数値解析手法の確立のために、相変態を導入した残留応力計算ソフトを構築し、既存データ<sup>①-3)-4)</sup>で検証した。

PW とPS 両溶接部で得られたLとT 方向の残留応力の分布図を図①-3)-59と図①-3)-60に示す。比較のために前図に示した通常の溶接金属部には約500MPa の引張り残留応力が存在する。一方、PW とPS 両溶接部には圧縮残留応力が測定され、なかでもL 方向の応力は大きく、マルテンサイト単相組織では約-400MPa、2 相組織では約 - 500MPaの圧縮応力が観察された。

続いて、PS ワイヤを用いリブ付きの廻し溶接部を作成し同様の測定を行った。疲労破壊を支配するリブ板に平行な方向の残留応力として約300MPa が測定され、通常の溶接金属に比べて約200MPa 低減している。同様の解析をさらに廻し溶接<sup>①-3)-5)</sup>について検討した結果では、着目している溶金部の残留応力はMs 点を400℃から200℃および100℃に下げると残留応力が約200MPa 低減する結果となり、Ms 温度低下によるマルテンサイト変態膨張量は大きく、突合せ溶接部では溶接後の冷却中に生じる熱収縮に起因する引張り熱応力に打ち勝って、圧縮応力を生成する。溶接後の冷却過程でのMs



図①-3)-59 中性子回折法による L 方向の残留応力分布



図①-3)-60 中性子回折法による T 方向の残留応力分布

変態が常温まで連続することが重要で、少量の残留オーステナイトが残る2相組織の溶接金属が、残留応力低減に最も有効である。すなわち残留オーステナイトを有効活用しようとする本プロジェクトにおいて、オーステナイトの存在が残留応力低減に対して阻害因子とならないことを明らかにした。なお、本実験では $M_s$  温度を尺度としたが、残留応力を決めているのはマルテンサイト変態が終了する温度 $M_f$  点である。

因みに廻し溶接継手における疲労強度実験結果に関しては、低 $M_s$  点を有する溶接金属のマルテンサイト変態膨張は単位長さ当たり約130MPaの残留応力を低減し、疲労寿命は、100~150MPa 繰り返し応力場で約3倍延長できることを定量的に示した。

残留応力軽減のための施工条件に関して、図①-3)-61は、これまでに報告されている600MPa 級以上の高張力鋼溶接止端部の残留応力値と本実験値を併せて纏めたものである。突き合わせ溶接部と廻し溶接部に大別し、残留応力をLとT方向に分類し、通常の溶接金属と低変態溶金から生じる残留応力の差( $R_{con}-R_{Ms}$ )を求めた。この差がL とT方向の有効溶接長さの違いから生じると想定し、T方向の有効長さを溶接金属幅、また

Welded Joint	Stress Direction	Residual Stress of Weld Metal					Effective Weld Metal Length (mm)	Residual Stress Reduction per Unit Length (MPa/mm)	
		Conventional Wire $R_{con}$ (MPa)			Low $M_s$ Wire $R_{Ms}$ (MPa)				$R_{con} - R_{Ms}$ (MPa)
		SUZUKI	TERASAKI	SHIGA	SHIGA	THIS EXPERIMENT			
Butt Weld	L direct.	400	450			-400	800 to 850	70	11.4-12.1
	T direct.	220	240			-100	320 to 340	23	13.9-14.8
Box Weld	T direct.			650	480		170	13	13.1
				500		300	200	15	13.3

図①-3)-61 低温での変態膨張による単位溶接長当たりの残留応力低減量の評価結果

L方向の有効長さを70mmと判断できた。単位長さ当たりの溶接金属がもたらす残留応力低減量は約11 から15MPa であると解析される。これらデータの溶接長はいずれも70mm以上あるが、残留応力低下に有効なのは、この長さまでである。この考えは、従前からの溶接継手部の変形は溶接長に比例するが、約70mm以上では飽和する実験事実と矛盾していない結果である。

### ①-3) - 3-1-2 電場指紋照合法による溶接部の疲労き裂伝播挙動モニタリングの確立

残留 $\gamma$ 相のTRIP効果による疲労き裂進展遅延効果の検証の迅速化と確度を上げるため、先進的なモニタリング技術である電場指紋照合法を活用した。従来の電場指紋法装置(FSM: 図①-3)-62)による溶接継手での直視観察できない領域(ブラインド部)のモニタリング技術の確立の過程で、高電流化を図ることで高い精度が得られることを見出した。この成果は本テーマのみならず、これまで困難とされた狭隘(微小)レーザ溶接部の疲労き裂モニタ適



図①-3)-62 先進的な伝播モニタリング技術を実現した電場指紋照合装置

用への期待が大きく改良 FSM 装置として加速導入した。そこで、基礎検討用共通材を TIG 溶接し、その溶接金属部を開発装置で解析すると、図①-3)-63(a)に示すように残留  $\gamma$  の含有は、疲労き裂進展が遅延されることが明瞭に観察され、残留  $\gamma$  7%以上において TRIP 効果が有効に作用したと推察される。同時に開発装置では非常に高精度で測定が可能であることが実証された。

図①-3)-63 (b)は、各成分の通常ソリッドワイヤを用い純アルゴン MIG 溶接で、3 水準  $\gamma$  量を変化させた突合せ 2 パス溶接継手（板厚 9mm）を作成し、それら溶接金属部のき裂進展挙動を調べた結果である。含有  $\gamma$  2%では、き裂進展遅延効果は認められない。 $\gamma$  が 15%含有する場合に疲労き裂進展遅延効果が観察でき、 $\gamma$  を含まない場合に比べて約 2.5 倍の遅延効果を得た。ただし、継手の場合には、遅延効果が若干減少する。

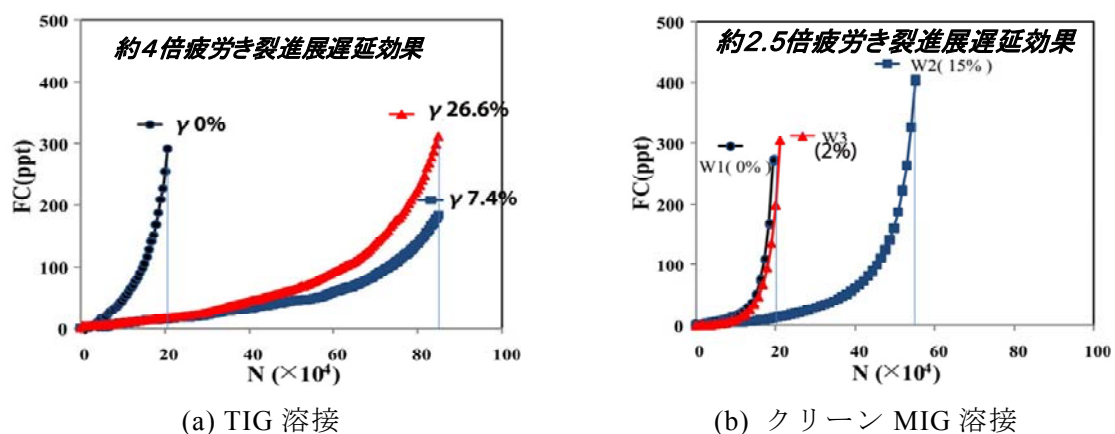
これらの結果から、疲労き裂進展の遅延効果には残留  $\gamma$  約 7%以上が必要となることが明らかになった。なお、遅延効果が検証された試験片のき裂断面で観察した、き裂伝播経路は、細かく方向を変えており、残留  $\gamma$  の TRIP 効果によると解釈される。

従来、マルテンサイトマトリクス中に異種組織のオーステナイトが存在する場合には疲労特性が劣化すると考えられていたが、今回の結果は、これを覆すもので世界初の知見である。

### ①-3) - 3-1-3 まとめ

- ・中性子回折による定量的残留応力低減と FSM による疲労き裂伝播遅延を明示した。
- ・Ni、Cr 系溶接金属の変態膨張を活用し、残留  $\gamma$  0%~25%の範囲内では、残留応力低減効果は同等であることを明示し、変態膨張を活用した残留応力低減は、溶接金属単位長さ当たり約 11 から 15MPa で、70mm 以上では飽和するとの解析結果を明示した。
- ・クリーンマルテンサイト溶接金属において、7%以上の残留  $\gamma$  が存在するとき、疲労き裂の進展が 2.5~4 倍遅延することを FSM により明示した（世界初）

本研究項目については、図①-3)-61 に纏めた残留応力低減条件指針により当初の目標を達成しており、平成 21 年度にて終了した。また FSM 技術は、①-3) - 5-1 で活用することとした。



図①-3)-63 溶接金属の残留  $\gamma$  量がき裂進展に及ぼす影響

### ①-3) - 3-2 残留オーステナイトを有する高強度鋼溶接金属の低温割れ評価手法の開発

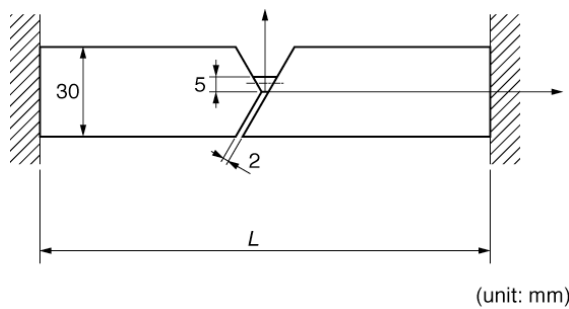
#### ①-3) - 3-2-1 変態膨張を生じる溶接金属の低温割れ発生状況および残留応力分布特性に及ぼす継手拘束度の影響解明

a) 自拘束型溶接割れ試験における継手拘束度が低温割れ発生状況に及ぼす影響の定量的整理

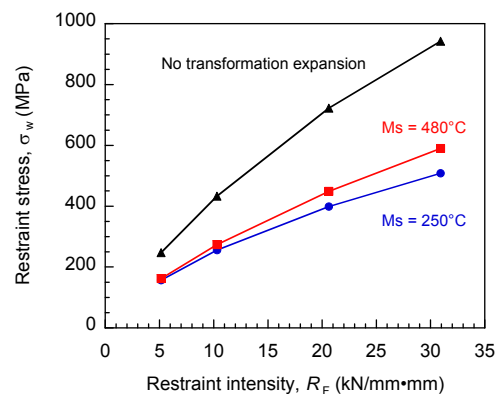
変態膨張による拘束応力低減効果に及ぼす継手拘束度および変態開始温度の影響について、数値解析手法を用いた検討を行うとともに、助成研究と連携して、試作材料による実験的検討も実施した。

溶接部の変態膨張を考慮した数値解析手法を用いて、継手拘束度の異なる継手において溶接金属で変態膨張が生じた場合に、拘束応力がどのように変化するかを検討した。検討には、図①-3)-64 に示すような両端拘束継手モデルを用いた。変態膨張が生じない場合について、継手拘束度が高いほど拘束応力が大きくなるという従来の結果との対応を確認し、数値解析手法の妥当性を確認している。この数値解析手法を用いて、以下の検討を行った。

まず、拘束距離  $L$  を変化させることにより継手拘束度を変化させ、拘束応力に及ぼす影響を検討した。その結果、溶接金属の変態開始温度が同一の場合には、継手拘束度が高いほど、溶接金属の変態膨張による拘束応力の低下が大きいことを明らかにした。次に、溶接金属の変態開始温度を変化させ、拘束応力に及ぼす影響を検討した。その結果、変態開始温度が低いほど、拘束応力の低下が大きいことを明らかにした。以上の、継手拘束度および変態開始温度の影響をまとめると、図①-3)-65 のようになる。



図①-3)-64 両端拘束継手モデル



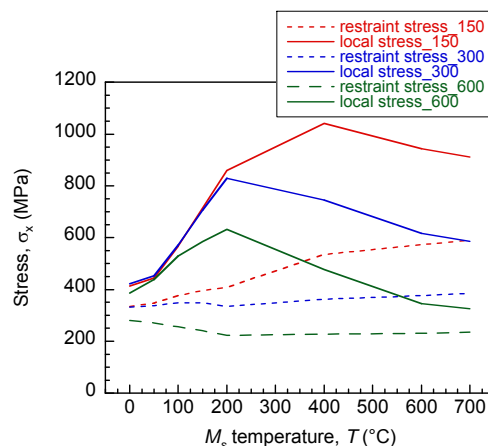
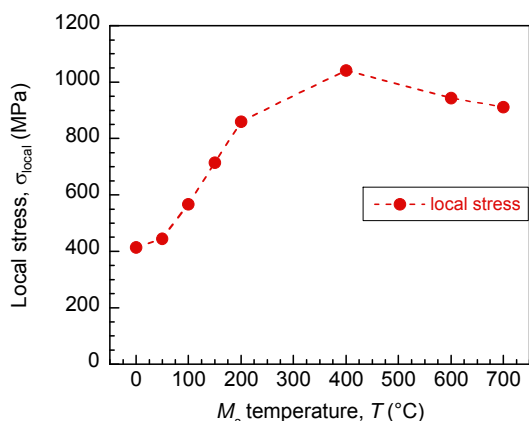
図①-3)-65 拘束応力に及ぼす継手拘束度および変態温度の影響

b) y形溶接割れ試験における局部応力による整理

構築した数値解析手法を用いて、y形溶接割れ試験溶接金属で変態膨張が生じた場合に局部応力がどのように変化するかを検討した。その結果、図①-3)-66 に示すように、変態開始温度が低いほど局部応力が低下することが明らかになり、実験結果との対応を確認できた。その一方で、従来、自拘束型割れ試験における割れ発生の指標として用いられてきた拘束応力は、図①-3)-67 に示すように、局部応力とは大きく異なる傾向を示すことも見出した。このことから従来の拘束応力では、Ni-Cr系溶接材料の低温割れを適切に評価できない可能性もあり得るという、低温割れ評価手法を検討する上で

重要な知見を得た。

以上の研究知見は、①-3) - 2 - 3 - 5 の拘束割れ (RRC) 試験による低温割れ抑止限界を明示する課題にて展開することとし、本研究項目は平成 21 年度で完了した。



図①-3)-66 y 形溶接割れ試験溶接金属における変態開始温度と局部応力の関係

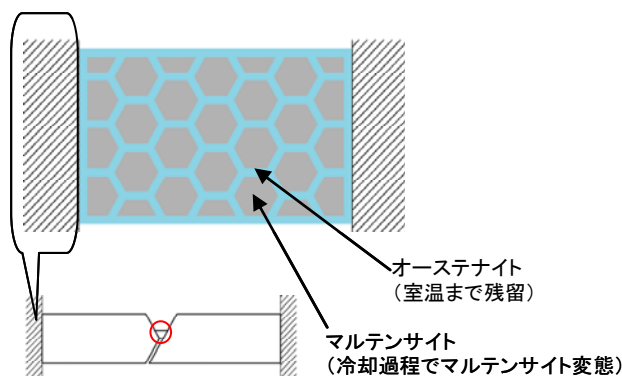
図①-3)-67 変態開始温度と局部応力・拘束応力の関係

①-3) - 3 - 2 - 2 残留オーステナイトの分布形態を考慮した微視的残留応力分布の数値解析手法の確立)

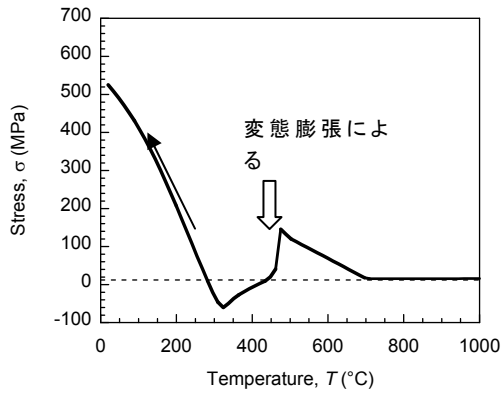
a) 材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値解析手法の基本アルゴリズムの開発

「微視的応力分布数値解析システム」(平成 19 年度に導入) を使用して、材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値解析手法の基本アルゴリズムの開発に取り組んだ。図①-3)-68 に示すような、マルテンサイトと残留  $\gamma$  が分布していることを想定した材料組織モデルを構築し、溶接金属の冷却過程で各組織に発生する微視的な残留応力の数値解析を行った。すなわち、マルテンサイト、 $\gamma$  の二相からなる材料組織モデルを用いて、一般に、溶接残留応力の検討に用いられる両端固定棒モデルの解析を行った。

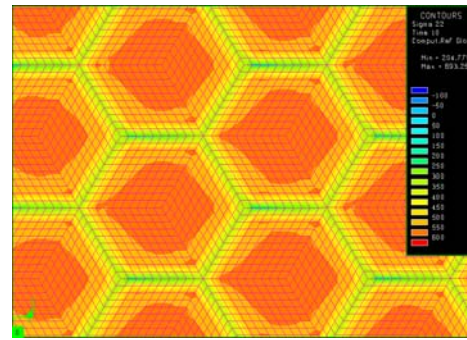
その結果、巨視的には図①-3)-69 に示すような、従来の残留応力発生プロセスと同様の応力履歴を示すのに対し、マルテンサイトと残留  $\gamma$  を考慮した材料組織レベルでは、図①-3)-70 に一例を示すように、微視的に不均一な応力分布を算定できることを確認した。



図①-3)-68 マルテンサイト・残留オーステナイトが分布した材料組織モデル



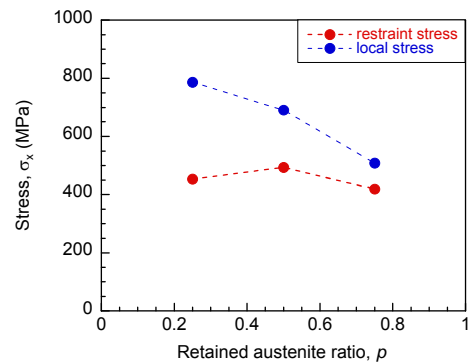
図①-3)-69 巨視的な応力履歴



図①-3)-70 微視的な残留応力分布の数値解析結果の一例

b) 材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値シミュレーションによる影響度解析

低温割れ試験結果に関する考察から、まず、Ni-Cr 系溶接材料の特徴である残留 $\gamma$ について、その量を変化させた場合の拘束応力および局部応力の発生挙動を検討した。すなわち、残留 $\gamma$ 等の材料組織の影響を組織分率の形で考慮して数値解析を実施した。その結果、図①-3)-71 に示すように、残留 $\gamma$ 量は、拘束応力と局部応力とで異なる影響を及ぼすことが明らかになった。この点は、変態開始温度と局部応力・拘束応力の関係と同様に、Ni-Cr 系溶接材料の低温割れ試験手法を検討する上で重要な知見である。しかしながら、実用化時に予想される残留 $\gamma$ 量の範囲内では、拘束応力および局部応力に及ぼす残留 $\gamma$ の影響は比較的小さいことも明確にした。



図①-3)-71 拘束応力および局部応力に及ぼす残留 $\gamma$ 量の影響

以上の研究成果は、低温割れが溶接後 1 時間以内の変態期間中に発生する場合があったことから、①-3)-2-2 の水素拡散・集積挙動の研究項目において、実溶接時の溶接冷却過程での力学挙動下における水素拡散・集積挙動の数値計算の可能性を検討することとし、本研究項目は平成 21 年度で完了した。

#### ①-3)-4 高強度鋼・低温用鋼溶接継手の限界 CTOD 評価と大型継手の破壊性能評価手法の構築

本テーマでは、980MPa 級高強度鋼・低温用 9%Ni 鋼溶接継手の小型破壊靱性試験で得られる限界 CTOD (材料破壊靱性値) から構造要素溶接継手の破壊性能を適切に評価できる手法を構築し、高強度鋼を用いた構造化を推進し、高強度鋼の適用範囲の合理的拡大を支援する。

a. 小型破壊靱性試験に基づく大型構造要素溶接継手の破壊性能評価手順の提案と

中幅平板継手試験による提案手法の有効性の検証 (980MPa 級高強度鋼および 9%Ni 鋼溶接継手)

- b. 高強度鋼溶接継手の破壊性能と、溶接金属の靱性レベル、溶接金属の加工硬化特性の関係の定量的説明
- c. 高能率化溶接施工により板厚方向に離散的に原質溶接金属部を有する継手の破壊靱性値の意義の明確化
- d. 980MPa 級高強度鋼溶接継手のシャルピー衝撃靱性と破壊限界 CTOD の対応関係の明確化

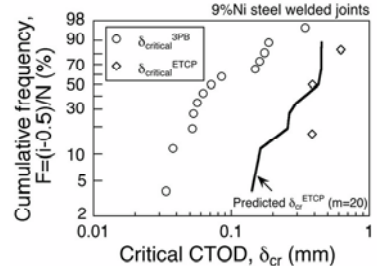
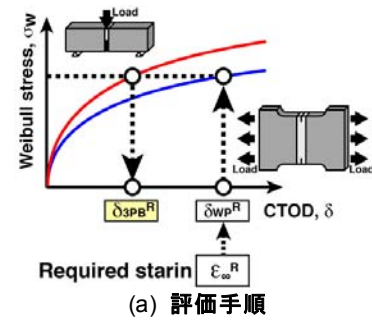
①-3) - 4 - 1 小型破壊靱性試験に基づく構造要素溶接継手の破壊性能評価手順の提案

ワイブル応力を媒体として、小型破壊靱性試験で得られる限界 CTOD から構造要素溶接継手の破壊性能を評価する手順について、980MPa 級高強度鋼溶接継手では溶接金属の降伏応力が母材に比べて低くなる可能性のあること (低降伏比化)、9%Ni 鋼溶接継手では板厚方向に離散的に材質劣化部が存在することを考慮した基本フレームの提案 (図①-3)-72) し、有効性も検証した。

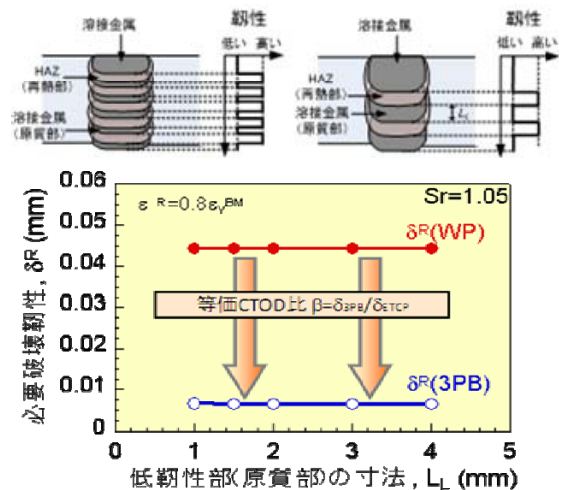
①-3) - 4 - 2 9%Ni 鋼溶接継手および板厚方向に離散的に材質不均質を有する継手の応力場の基礎解析

図①-3)-73 に示すように、板厚方向の離散的不均質が応力場に与える影響を解析したところ、再熱部 (硬化部) が原質部 (靱性劣化部) 寸法の応力場に与える影響は小さいことが明らかになった。図①-3)-74 は、低靱性ワイヤのみで作成した継手と高靱性ワイヤと組み合わせて作成した継手との CTOD 値を比較した実験結果である。両者は殆ど一致する傾向を示した。予測した限界値は実験結果と良く一致しており、提案した手法で板厚方向に材質不均質を有する継手の破壊性能を評価できることを示した。

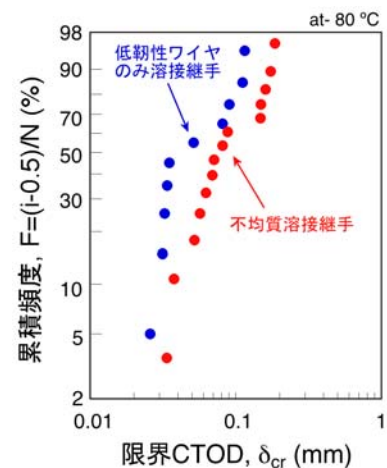
評価手法の有効性が確認されたこと、最弱モデル



図①-3)-72 ワイブル応力を媒体とした破壊性能評価手順



図①-3)-73 原質部 (靱性劣化部) 寸法の応力場に与える影響



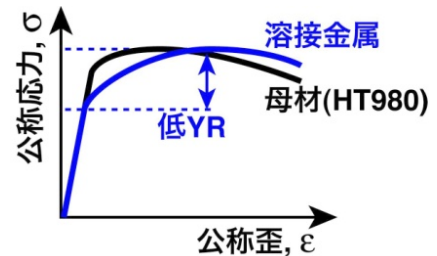
図①-3)-74 低靱性継手と不均質継手における CTOD 値比較



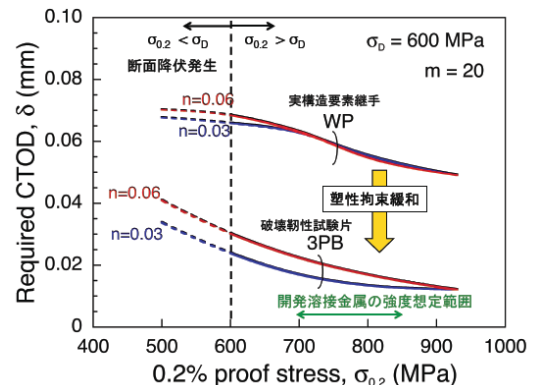
ルで実験結果が整理されること、開発溶接金属の原質部（最弱部）が十分な高靱性を示したことから、本研究項目は目標へ到達したと判断して平成 21 年度にて完了した。

### ①-3) - 4-3 980MPa 級高強度鋼用 Ni-Cr 系溶接金属の加工硬化特性と必要靱性の解析的検討

図①-3)-75 に示すような溶接金属の降伏点が母材よりも低い高強度溶接継手の破壊安全性に着目し、要求継手性能を確保するための溶接金属必要靱性が溶接金属の低降伏点化によってどのような影響を受けるかを明らかにする目的で、溶接金属の低降伏点化により構造要素継手の破壊性能確保に必要な溶接金属破壊靱性を低降伏点化との関係について、図①-3)-72 の手順に基づく解析的検討を行った。対象は板厚 25mm の HT980 鋼広幅構造要素継手で、溶接金属中央に深さ  $a=6\text{mm}$ 、長さ  $2c=100\text{mm}$  の表面き裂を有する。図①-3)-76 は、設計応力  $=600\text{MPa}$  で継手が脆性破壊しないために必要な溶接金属の必要破壊靱性（限界 CTOD）と  $\sigma_{0.2}$  の関係を示している。なお、溶接金属の引張強さは  $980\text{MPa}$  で一定ある。溶接金属の低降伏点化によって溶接金属に変形が集中し、必要靱性が増加するが、構造要素の塑性拘束緩和のために、破壊靱性試験での必要靱性（必要 CTOD）は、広幅構造要素継手の必要 CTOD に比べてかなり小さい。また、同じ降伏強度  $\sigma_{0.2}$  でも、加工硬化指数が小さい（すなわち一様伸び  $\epsilon_T$  が小さい）と、必要靱性の増加が抑制されている。図①-3)-76 は、溶接金属の  $\sigma_{0.2}$  の低下によって破壊靱性要求が厳しくなることを示しているが、開発溶接金属中の残留  $\gamma$  の存在は変態膨張による圧縮応力の発生などに起因して溶接金属の靱性を向上させるため、必要 CTOD 靱性の実現にはこの効果のサポートが期待できる。



図①-3)-75 残留  $\gamma$  を含む高強度溶接金属の特徴



図①-3)-76 溶接金属の必要破壊靱性（限界 CTOD）と  $\sigma_{0.2}$  の関係

一例として、開発溶接金属 ( $\sigma_{0.2} = 750\text{MPa}$ ) の破壊靱性試験で得られた限界 CTOD は  $0.26\text{mm}$  であり、図①-3)-76 に示す要求値に比べて十分高い靱性を有していた。

### ①-3) - 4-4 提案破壊性能評価手法による実構造溶接継手に対する性能検証

本プロジェクトで作製される  $980\text{MPa}$  級高強度鋼クリーン MIG 溶接継手を対象に、設計使用環境において実構造要素が十分な耐脆性破壊性能を有していることを立証するため、開発溶接継手の破壊試験について平成 21 年度までに提案した破壊性能評価手順（図①-3)-72 および後述の図①-3)-95）を用いて検討した。

クリーン MIG 溶接により作製した継手の溶接金属の  $-40^\circ\text{C}$  での吸収エネルギーは  $52\text{J}$  であった。また、実構造の最低使用温度である  $0^\circ\text{C}$  での限界 CTOD（破壊靱性値）は  $0.1\text{mm}$  以上であった。

この溶接継手の広幅引張試験体の破壊試験を実施した。広幅引張試験体は幅400mm で、ペンストック分野への適用を想定（大型ペンストックの周・シーム溶接継手を想定）して、図①-3)-77に示すように、溶接金属中央に溶接線方向の半楕円状表面き裂を導入した。表面き裂は、深さを6mm、長さを板厚(30mm)の2倍とした。破壊試験は、水圧鉄管の最低使用温度を考慮し0°Cで実施した。試験体は負荷応力が約700MPaまでクリップゲージ開口変位に対して直線関係に近い状態で荷重が単調増加し、き裂先端近傍の塑性域が拡大して全断面降伏に至るまで負荷を与えても脆性破壊を生じなかった。破断時のグロス応力は約780MPaで期待した設計応力

(600MPa)を大幅に上回っており、破断面は全て延性破面であった。これは、溶接金属の破壊靱性値より提案手順で評価した破壊性能と対応する結果であった。

また、建築鉄骨構造への適用についても想定し、建築柱梁接合部の梁端部の応力集中を模擬した図①-3)-78に示す寸法・形状のテーパ広幅引張破壊試験体を作製した。欠陥位置は溶接金属中央で、幅両端に長さ $a=6\text{mm}$ の板厚貫通き裂を導入した。破壊試験は0°Cで実施し、破断時の溶接部断面グロス応力は735MPaで破断面は全て延性破面であった。これは、溶接金属の破壊靱性値より提案手順で評価した破壊性能と対応する結果であった。

以上の破壊試験と提案評価手順による破壊性能解析により、溶接金属の靱性が開発目標の $vE \geq 47\text{J}$ を達成することで、期待した継手変形性能・破壊強度を発揮できることを立証し、最終目標を達成した。

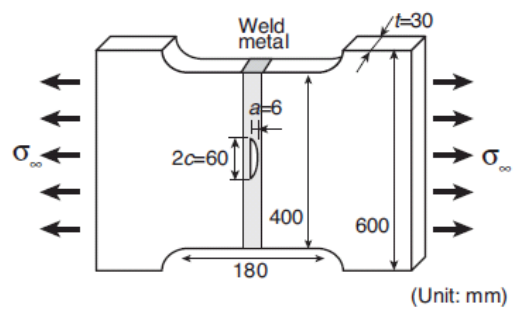
### ①-3)-5 溶接部継手の破壊性能評価手法の構築

#### ①-3)-5-1 レーザ溶接継手の拘束応力・ひずみに基づく低温割れ感受性評価と疲労特性

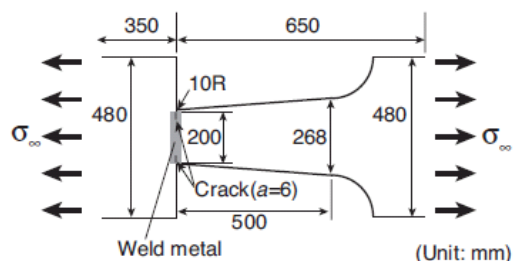
##### ①-3)-5-1-1 レーザ溶接継手の低温割れ感受性評価基準

###### (1) 熱弾塑性解析手法の確立

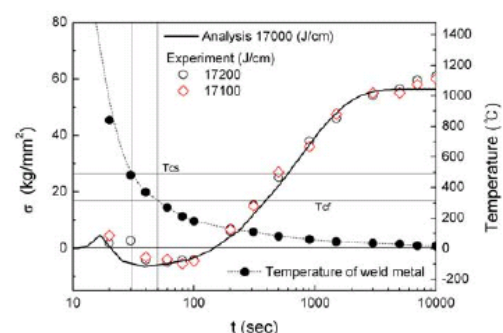
温度冷却に伴う相変態を変態超塑性としてモデル化、改良した自開発の3次元熱弾塑性解析プログラムを用いて過去に行ったRRC試験（アーク溶接）をシミュレーションした。変態超塑性モデルについて、相変態の開始温度(Ms)は480°C、終了温度(Mf)は310°Cとし、この間の相変態領



図①-3)-77 広幅引張継手試験体



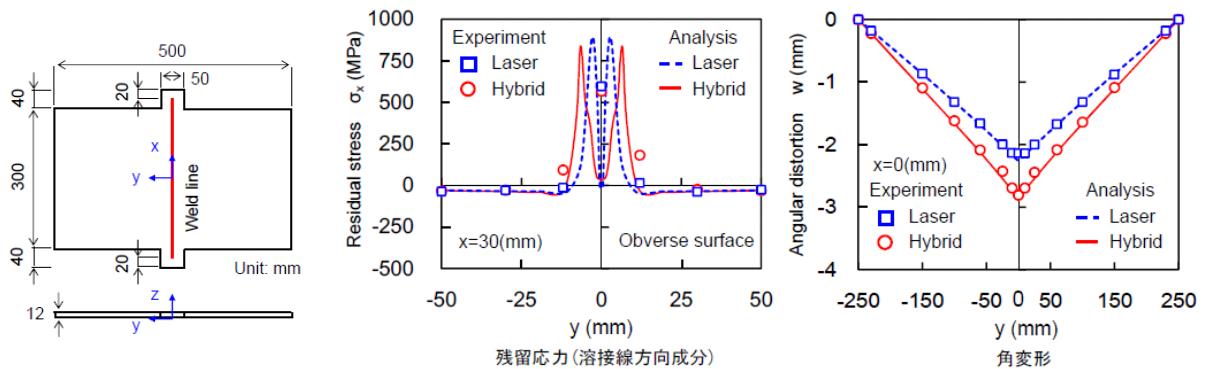
図①-3)-78 テーパー広幅引張破壊試験体



図①-3)-79 実験とシミュレーション結果の照合

域では、弾性係数 $E$ 、降伏応力 $\sigma_Y$ を特定することができない。一方、相変態領域における変態超塑性（変態が発生・進行中に引張応力が作用すると、著しい強度の低下と共に異常延性が生じる<sup>(1-3)-7)</sup>）現象を考慮し、相変態領域における $E$ は $M_s$ で一旦零（変態超塑性現象を理想化）となり、そこから $M_f$ まで線形に回復する。 $\sigma_Y$ は、 $M_s$ から $M_f$ まで線形に回復すると理想化した。 $\alpha$ であるが、温度上昇過程は実測値を直線で、冷却過程の相変態領域では、実測値を一定として用いる。

シミュレーション結果（図①-3)-79）によれば、実験を精度よくシミュレーションできており、変態超塑性を考慮した解析プログラムの妥当性が検証でき、熱弾塑性解析手法の基本を確立した。

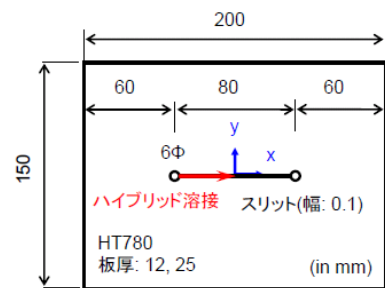


図①-3)-80 ビードオン プレート溶接試験片 図①-3)-81 溶接変形・残留応力測定結果および熱弾塑性解析結果

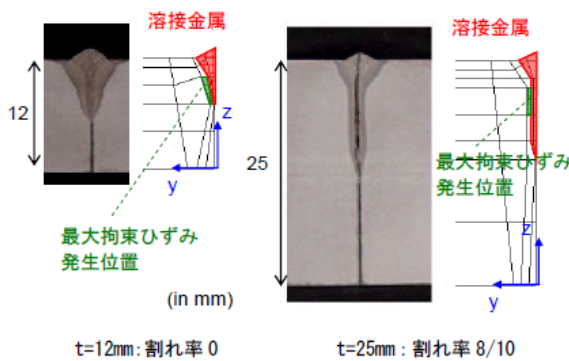
(2) 拘束応力・ひずみの特徴提示

熱弾塑性解析手法が確立されたため、ファイバレーザ単体によるビード・オン・プレート溶接（図①-3)-80）を実施し、溶接変形・残留応力の測定実験を行うとともに、熱弾塑性解析により実験をシミュレーション、HT780E鋼に生じた拘束応力・ひずみの特徴を明示した（図①-3)-81、青シンボルおよび青線）。

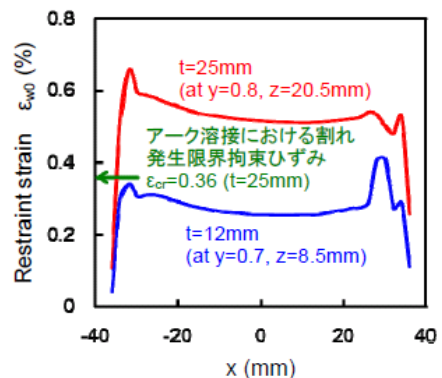
次いでレーザ・アークハイブリッド溶接の低温割れ感受性評価のため、（図①-3)-82）で生じる変形・残



図①-3)-82 冷間割れ感受性評価実験供試体（I 開先）



(a) 断面マクロ写真とグリッド（ハーフモデル）



(b) 拘束ひずみの分布

図①-3)-83 冷間割れ感受性評価実験のシミュレーション結果

留応力の測定実験を行った。

一方、熱弾塑性解析により実験をシミュレーションし、拘束応力・ひずみの特徴を明示すると共に、シミュレーションにおける溶接部の取り扱いを明確にした（図①-3)-81、赤シンボルおよび赤線）。これにより、レーザ単体、レーザ・アークハイブリッド溶接共に、低温割れ感受性評価実験のシミュレーション手法が整備された。

そこで、レーザ・アークハイブリッド溶接の低温割れ感受性評価実験（図①-3)-82）を行うと共に、実験を熱弾塑性解析によりシミュレーションした。実験で得られた割れ発生率は、熱弾塑性解析で得られた拘束ひずみの大きさと整合することを確認した（図①-3)-83）。これにより、冷間割れ感受性評価における力学的指標として、拘束ひずみを用いることの正当性を明らかにした。

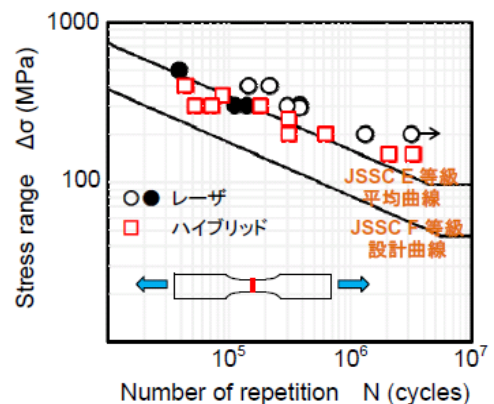
### ①-3) - 5 - 1 - 2 レーザ溶接継手の疲労強度支配因子の解明と特定

目標は、小型供試体を用いた疲労試験を行い、レーザ溶接継手の疲労強度を提示することである。ところが、レーザ溶接で生じる疲労き裂の発生位置と進展経路など不明な点が多々あり、これらを明らかにすることを含めて検討を行った。

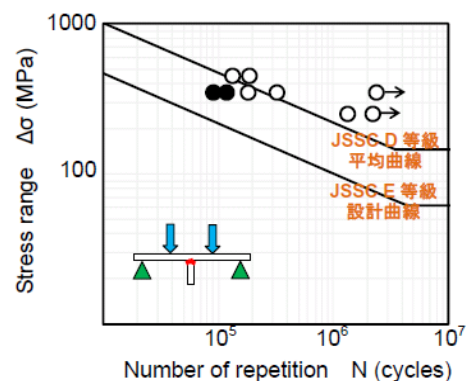
レーザを用いて作製した突合せ溶接継手（図①-3)-84、シンボル○、●）およびすみ肉溶接継手（図①-3)-85）の疲労強度を提示すると共に、1mm以下の微小き裂の発生が検知できる高電流型電場指紋照合装置（FSM）を活用し、レーザ溶接供試体における疲労き裂発生への支配因子はアンダーフィルであることを特定した。これらの結果をビード形状制御へフィードバックした。平成21年度は、レーザ溶接継手の目標疲労強度達成のため、突合せ溶接継手（図①-3)-84）およびすみ肉溶接継手（図①-3)-85）に対する追加疲労試験を実施、両継手共に目標を達成した。

平成22年度は、レーザ溶接におけるアンダーフィルの解消およびギャップ裕度向上の観点から、レーザ・アークハイブリッド溶接による突合せ継手を作製、小型供試体に加工後、疲労試験を行った（図①-3)-84、シンボル□）。溶接ビード止端からの疲労き裂発生を確認した。また、継手は目標疲労強度を達成すると共に、レーザ単体の継手と同等の疲労強度を有していることを確認した。

疲労き裂の発生および進展特性解明のため、レーザ・アークハイブリッド溶接による中型継手供試体の疲労実験（図①-3)-86）を行った。FSMでは、目視、MTでは確認できない段階からき裂を検知し、その進展がモニタリングできることを再検証した（図①-3)-87）。また、止端部から発生、母材へ逸れながら板厚を貫通するき裂

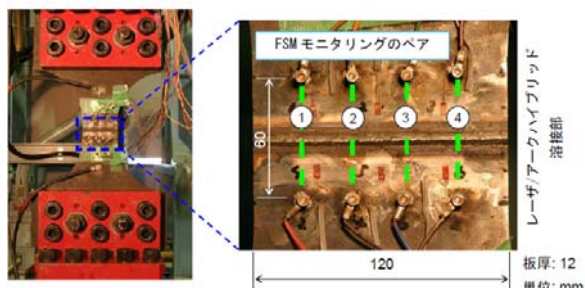


図①-3)-84 突合せ継手の疲労試験結果

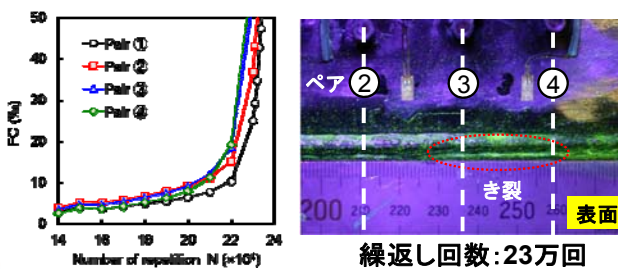


図①-3)-85 すみ肉継手の疲労試験結果

の挙動を明確にした。



図①-3)-86 中型突合せ溶接継手の疲労実験状況



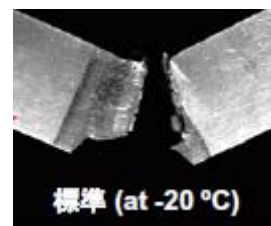
図①-3)-87 中型突合せ溶接継手の疲労実験状況

### ①-3)-5-2 溶接部領域狭隘化(レーザー溶接等)継手の破壊性能評価手法の構築

本研究では、高強度鋼溶接部領域狭隘化継手(レーザーおよびハイブリッド溶接継手)の破壊靱性簡易評価法を確立し、小型破壊靱性試験から構造要素としての溶接部狭隘化継手の破壊安全性を評価できる手法を確立することが最終目標である。これにより、レーザー溶接継手の必要破壊靱性の合理的決定とその簡易評価を可能とし、中厚板高強度鋼へのレーザー溶接の適用範囲拡大を支援する。

#### ①-3)-5-2-1 溶接部領域狭隘化継手の破壊靱性簡易評価法の提案

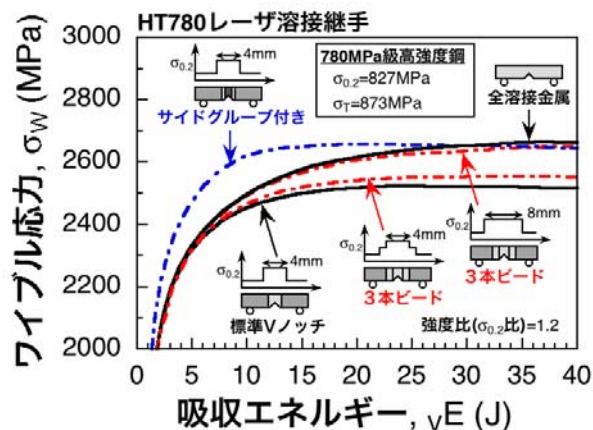
溶接部領域狭隘化継手の破壊靱性簡易評価法として、図①-3)-88に示す FPD (き裂が湾曲し、破断経路が評価対象である溶接金属から母材側に逸脱すること)の生じやすい標準 V ノッチシャルピー衝撃試験に代わり、①サイドグループ付きシャルピー衝撃試験<sup>①-3)-9)</sup>、②3本ビードシャルピー衝撃試験<sup>①-3)-10)</sup>の二手法を提案した。これらシャルピー試験片のワイブル応力解析を行い、両側面に切欠きを有する試験片を用いるサイドグループ法と硬化部幅を理想的に広げる3本ビード法が破壊駆動力を高める有効な手法であることがわかった(図①-3)-89)。



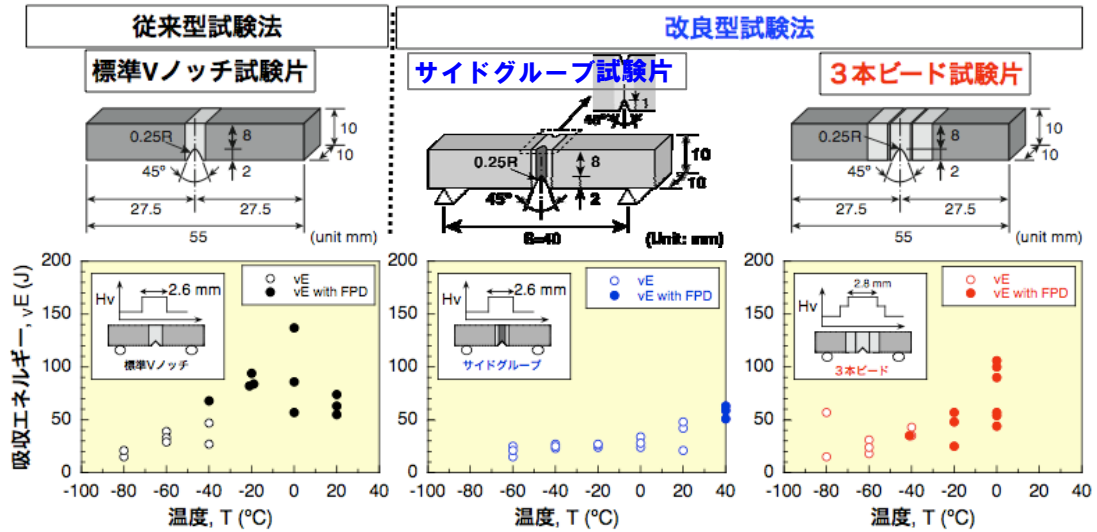
図①-3)-88 レーザ溶接継手シャルピー試験片の FPD 例

板厚 12mm の 780MPa 級高強度鋼レーザー単独溶接継手を対象に、提案した破壊靱性簡易評価法の比較試験を行った。その結果、サイドグループ法は FPD の防止に有効であったが、3本ビード法では硬化部幅を十分に確保しなければ効果が期待できないことがわかった(図①-3)-90)。

また、板厚 12mm の 780MPa 級高強度鋼レーザー/アークハイブリッド溶接継手を対象に、破壊靱性試験とシャルピー衝撃試験より、限界



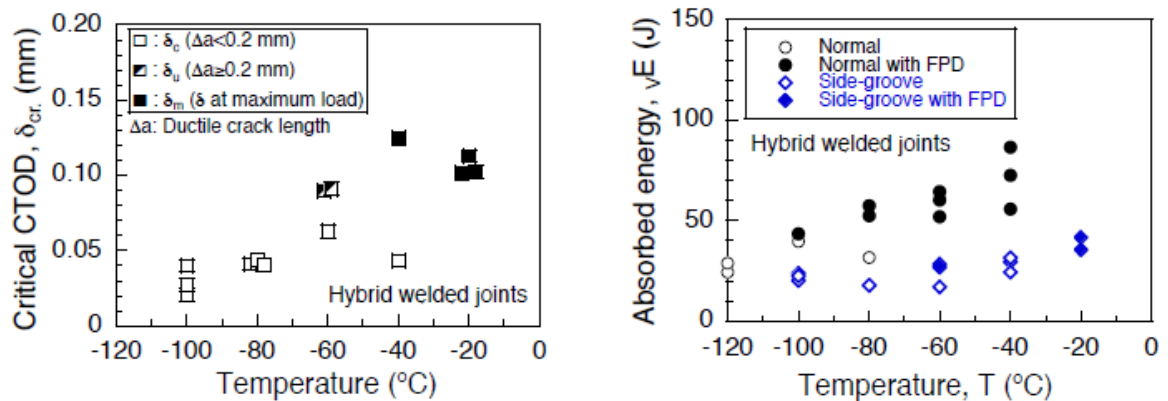
図①-3)-89 レーザ溶接継手シャルピー試験片のワイブル応力解析



図①-3)-90 破壊靱性簡易評価法の有効性検証結果

CTOD とシャルピー衝撃値の対応関係を調べた。図①-3)-91 に示す結果（1例）を得た。またこの結果、 $-60^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域では、標準型試験片では3本全ての試験片でFPDを生じていたが、サイドグループ付き試験片では破断経路が溶接金属を貫通していた（図①-3)-91）。すなわち、標準試験片ではFPDが生じる温度域においても、サイドグループ法の適用により高強度鋼レーザ／アークハイブリッド溶接継手の溶接金属靱性を把握できることがわかった。

簡易靱性評価法で用いるサイドグループ試験片で得られる吸収エネルギー $vE_{SG}$ は標準試験片の吸収エネルギー $vE$ より小さくなる傾向にあり、得られる靱性値を通常と同様に取り扱うことはできない。この課題に対して、図①-3)-92 に示すワイブル応力クライテリオンに基づき、「標準のVノッチ試験片の限界ワイブル応力 $\sigma_w, cr$  = サイドグループ試験片の $\sigma_w, cr$ 」として、 $vE$ と $vE_{SG}$ を対応づける手法を提案した。3次元弾塑性FEM解析より図①-3)-92の手法で求めた $vE$ と $vE_{SG}$ の対応関係を図①-3)-93に示す。硬化部の強度特性は、本プロジェクトで作製した溶接金属での引張強度特性（母材に比べて低い降伏比）を反映し、HT780鋼継手について解析した。硬化部幅 $H$ が狭いと同じ $\sigma_w$ が得られる $vE$ と $vE_{SG}$ の差が大きくなるが、これは低強度な母材で吸収



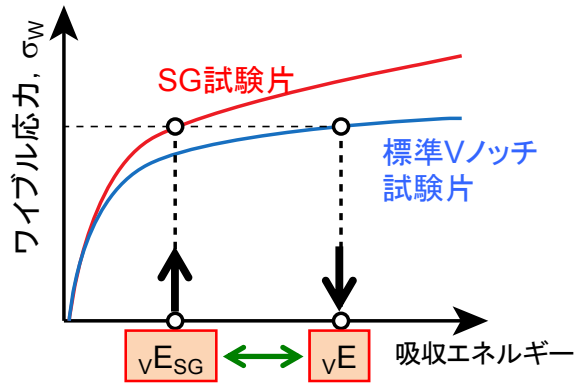
(a) 破壊靱性試験結果

(b) シャルピー衝撃試験結果

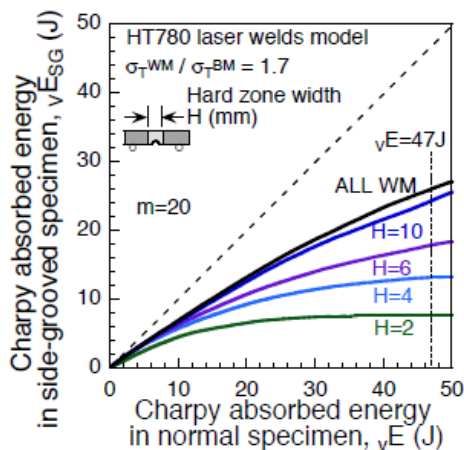
図①-3)-91 限界CTODとシャルピー衝撃値の対応関係

されるエネルギーが大きくなり、この特性は標準のVノッチ試験片の方がより顕著であるためである。なお、硬化部と母材との強度比 $S_r$ は $vE$ と $vE_{SG}$ の対応関係にほとんど影響しなかった。

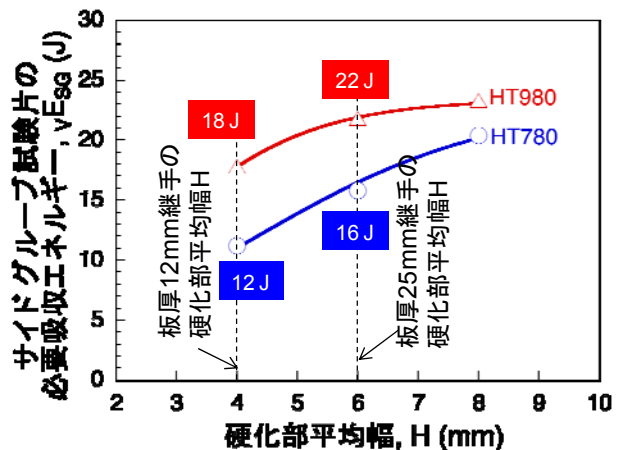
この結果を踏まえて、HT780鋼継手とHT980鋼継手に対して、標準Vノッチ試験片で $-40^{\circ}\text{C}$ での $vE$ が開発目標の47J以上となるためにサイドグループ試験片で必要な $vE_{SG}$ を、硬化部幅 $H$ との関係で整理した結果を図①-3)-94に示す。サイドグループ試験片で図中の実線の値以上の吸収エネルギーが得られれば、標準Vノッチ試験片に換算して $vE \geq 47\text{J}$ となる。開発したレーザ・アークハイブリッド溶接継手の $-40^{\circ}\text{C}$ での $vE_{SG}$ は48Jで、図中の実線の値以上の値が得られており、本手法によって開発目標の靱性が確保できていることを立証した。これによって最終目標を達成した。



図①-3)-92 標準試験片とサイドグループ試験片で等価な吸収エネルギーの算定法



図①-3)-93 標準試験片とサイドグループ試験片の吸収エネルギーの関係



図①-3)-94 標準試験片で47J以上となるためにサイドグループ試験片で必要な吸収エネルギー

### ①-3)-5-2-2 小型破壊靱性試験に基づく溶接部領域狭隘化継手の破壊性能評価手順の提案と継手破壊性能に及ぼす狭隘化度の影響の解析

ワイブル応力を媒体として小型破壊靱性試験と大型構造要素の塑性拘束の違いを考慮した「CTOD 破壊靱性補正」と溶接部領域狭隘化継手に特有の「溶接金属のシールド効果（軟らかい母材が優先的に塑性変形することにより、き裂の開口を抑制する効果）」を考慮し、小型破壊靱性試験結果から構造要素レーザ溶接継手の破壊性能を評価する手順を提案した（図①-3)-95）。提案評価手順に基づいて、板厚 12mm の溶接継手を対象に FEM 解析を行い、溶接部領域狭隘化継手の破壊性能と狭隘化度（硬化部幅と強度比（母材に対する溶接金属の強度比））の関係を検討した。その結果、硬化部幅が狭いほど、また、溶接金属の靱性が同等であれば強度比が大きいほど継手性能に優れ

ることがわかった。

(a) 小型破壊靱性試験に基づく溶接部領域狭隘化継手の破壊性能評価

上記提案評価手順の有効性を検証するため、板厚 12 mm の 780MPa 級高強度鋼レーザー単独溶接継手を作製し、3点曲げ破壊靱性試験片

(3PB 試験片) を用いた小型破壊靱性試験と構造要素を模擬した ETCP 試験片を

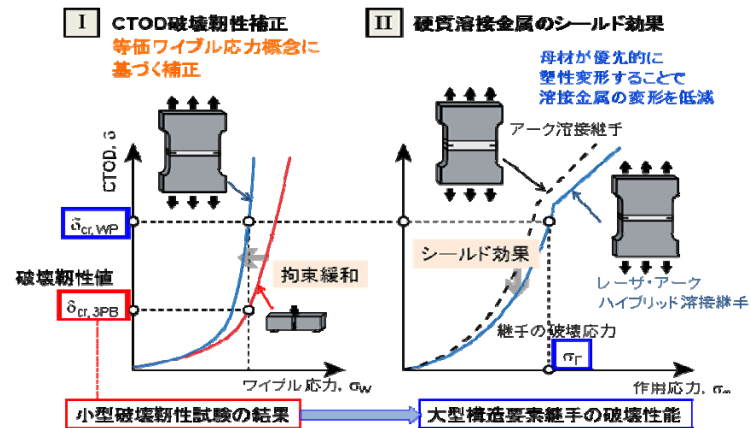
用いた中幅引張破壊試験を実施した。それぞれの試験で得られた破壊限界 CTOD を図

①-3)-96 に示す。両試験片の塑性拘束の違いに起因して、中幅引張破壊試験の限界 CTOD は小型破壊靱性試験に比べて大きい結果を得た。そこで、両試験片のワイブル応力を破壊のプロセスゾーンを狭隘化溶接金属に限定して算出し(ワイブルパラメータ  $m$  値は 3PB 試験片の限界 CTOD が 0.05mm 以下であったため 10 を用いている)、小型破壊靱性試験結果から中幅引張破壊試験の破壊限界 CTOD を予測した結果を図①-3)-96 に実線で示す。予測した限界値は実験結果と良く一致しており、提案した手法で高強度鋼レーザー溶接継手の破壊性能を評価できることを示した。

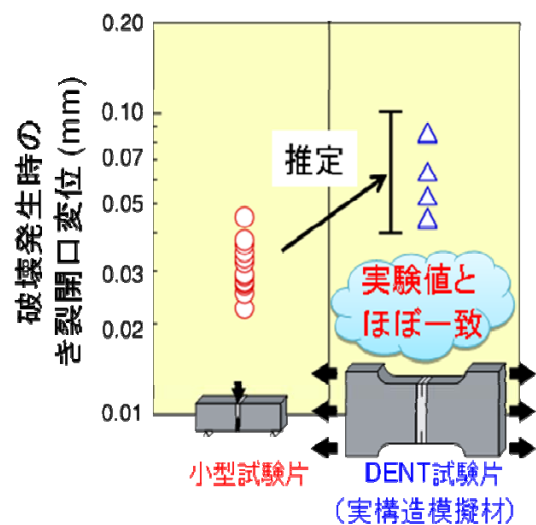
(b) 継手破壊性能確保に必要な溶接部靱性と溶接部狭隘化度の関係の解析的検討

構築した破壊性能評価手順に基づいて、継手破壊性能確保に必要な溶接部靱性と溶接部狭隘化度(硬化部幅  $H$ 、溶接金属と母材の降伏強度比  $SR$ ) の関係を解析した。レーザー単独溶接継手を想定したモデル ( $H=4$  mm、 $SR=1.5$ ) に加え、通常のアーク溶接継手を想定したモデル ( $H=10$  mm、 $SR=1.0\sim 1.2$ ) について解析し、必要靱性を比較した。溶接金属のシールド効果により、レーザー溶接継手の構造要素における必要靱性  $\delta_{ETCP}^R$  はアーク溶接継手に比べて低いことがわかった(図①-3)-97-(a))。小型破壊靱性試験における必要靱性  $\delta_{3PB}^R$  は塑性拘束の違いにより  $\delta_{ETCP}^R$  に比べて低く、レーザー溶接継手の  $\delta_{3PB}^R$  はアーク溶接継手の場合とほとんど変わらないことがわかった。

さらに、レーザー溶接継手の硬化部幅が必要靱性に及ぼす影響を解析した。硬化部幅が狭いほど  $\delta_{3PB}^R$  は低くなるが、ハイブリッド溶接継手で予想される硬化部幅が広い場合(解析では  $H=10$  mm) でも  $\delta_{3PB}^R$  は非常に低いことがわかった(図①-3)-97-(b))。



図①-3)-95 小型破壊靱性試験結果から構造要素レーザー溶接継手の破壊性能評価手順



図①-3)-96 提案手順による構造要素レーザー溶接継手の破壊性能予測結果

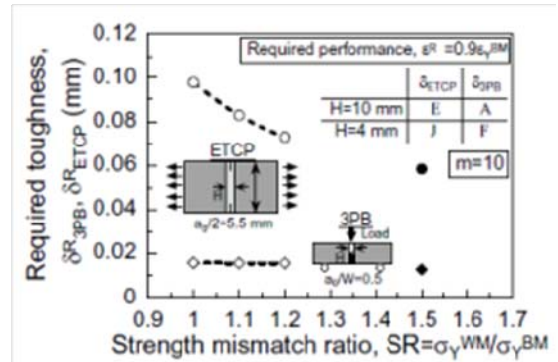


①-3) - 5 - 2 - 3 溶接部領域狭隘化継手の設計・施工に必要な要求特性

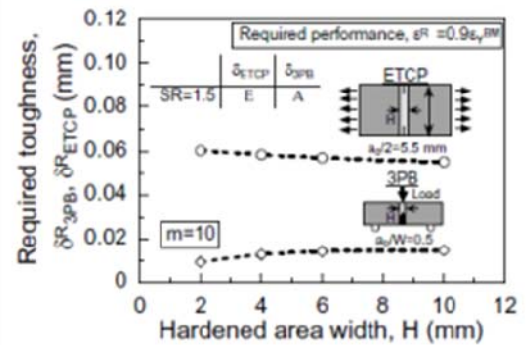
本プロジェクトの開発目標靱性である  $-40^{\circ}\text{C}$  で  $vE \geq 47\text{ J}$  の溶接金属に対して、設計応力に対して不安定破壊を起こさないための許容欠陥寸法 (図①-3)-98) について、これまでに提案した破壊性能評価手法 (図①-3)-95) を駆使して解析した。

図①-3)-99 は、硬化部 (溶接金属+熱影響部) の幅が6mm で、溶接金属中央に長さ120mm の貫通き裂を有する場合を例にとって、広幅構造要素継手 (幅400mm、板厚12mm) の破壊強度と溶接金属靱性 (限界CTOD) の関係を示している。硬化部と母材の強度比  $Sr$  (引張強さの比) は、本プロジェクトの継手の実測硬さに基づいて、HT780鋼継手では  $Sr=1.5$ 、HT980鋼継手では  $Sr=1.1$  とした。高強度鋼アーケ溶接継手の現状の設計応力は、HT780鋼継手で約360MPa、HT980鋼継手で約450MPa であるが、ハイブリッド継手では「CTOD破壊靱性補正」と「シールド効果」をふまえることで、従来と同程度の溶接金属靱性でも設計応力の増大が期待できる。図中には、現状の設計応力の約1.5倍の値を参考として示している。図①-3)-99より、溶接継手 (溶接金属切欠き) の破壊靱性試験で測定される限界CTODが、HT780鋼ハイブリッド継手で約0.04mm、HT980鋼ハイブリッド継手で約0.07mm であれば、それぞれ現状の設計応力の1.5倍の破壊強度を実現できることがわかる。

また溶接金属中央に溶接線方向の端部円弧型表面き裂を想定し、き裂長さ  $a$  は4mm または6mm で一定として、き裂長さ  $2c$  を変化させて解析した。硬化部幅  $H$  は4mm と6mm の場合を設定し、溶接部と母材の強度比  $Sr$  はHT780鋼ハイブリッド継手で1.5倍、HT980鋼ハイブリッド継手で1.2倍とした。HT780鋼およびHT980鋼ハイブリッド継手

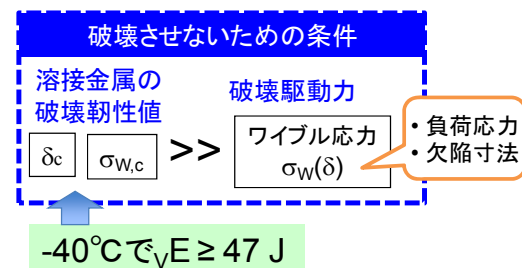


(a) 硬化比の影響

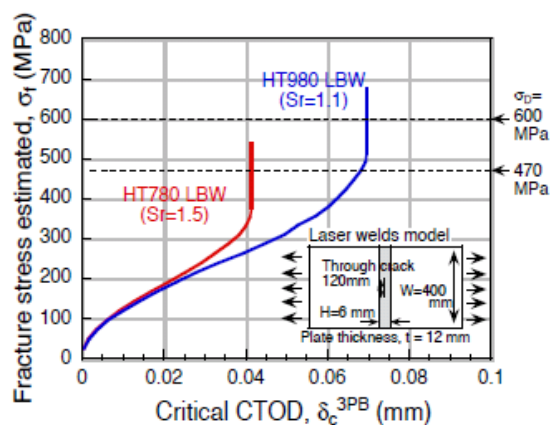


(a) 硬化部幅の影響

図①-3)-97 継手性能確保のための必要靱性と溶接部狭隘化度の関係



図①-3)-98 破壊させないための許容欠陥寸法の算定

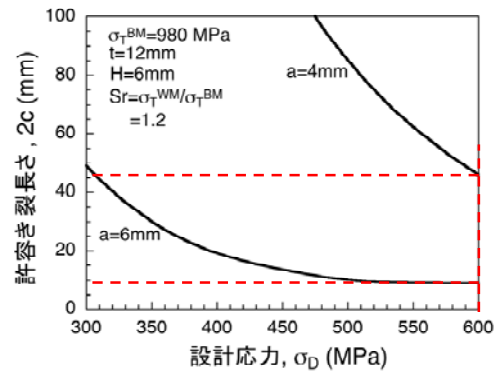
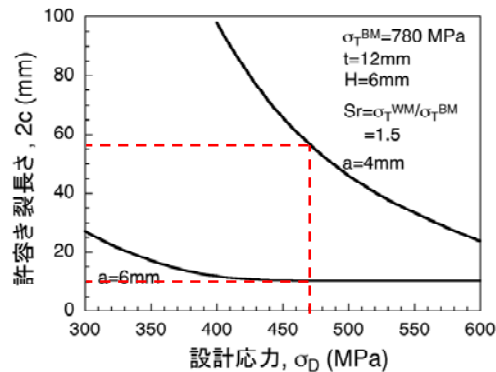


図①-3)-99 提案手順による構造要素レーザー溶接継手の破壊性能予測結果

の設計応力と許容き裂長さの関係を、一例として板厚12mm で硬化部幅H=6mm の場合について、図①-3)-100 と図①-3)-101にそれぞれ示す。なお、なお、許容き裂長さは3 本最低靱性に対して算定した。

目標靱性を達成することで、例えば従来の約1.5 倍の設計応力（HT780 鋼継手で450MPa、HT980 鋼継手で600MPa）に対して、深さ6mm の表面き裂では長さ10mm（HT780 鋼継手およびHT980 鋼継手）まで、深さ4mm の表面き裂では長さ65mm（HT780 鋼継手）、50mm（HT980 鋼継手）まで許容できるという結果を得た。

以上の検討により、開発溶接継手の設計・施工に必要な要求特性の整備を完了した。



図①-3)-100 HT780 鋼レーザー・アーク ハイブリッド継手の設計応力と許容き裂長さの関係  
 図①-3)-101 HT980 鋼レーザー・アーク ハイブリッド継手の設計応力と許容き裂長さの関係

### ①-3) - 6 参考文献

- ①-3) - 1 一本木ら：九工大研究報告(1998)、125. (①-3)-2-2)
- ①-3) - 2 齊ら：Fitting the Dilatation Curve of Austenite-Martensite Transformation in Cr-Ni Steels, ISIJ International, Vol. 49(2009)、No.1、146 (①-3)-2-3)
- ①-3) - 3 H. Suzuki, M. Holden, A. Moriaki, N. Minakawa and Y. Morii: Soc. Mat. Sci. Japan, 54 (2005)685. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 4 K. Satou and T. Terasaki: J. Japan Welding Society, 45(1976) 42. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 5 C. Shiga, L. Mraz, P. Bernasovsky, K. Hiraoka and P. Mikula and M. Vrana: Welding in the world, 51, no 11/12, (2007) 11. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 6 上田、金ら：溶接学会論文集、2-1(1984)、pp. 89. (①-3)-5-1)
- ①-3) - 7 例えば、超塑性研究会編：超塑性と金属加工技術、日刊工業新聞社、(1980)、78. (①-3)-5-1)
- ①-3) - 8 (社)日本鋼構造協会：鋼構造物の疲労設計指針・同解説、技報堂出版(1993). (①-3)-5-1)
- ①-3) - 9 K. Satoh, et al. : Fracture Toughness Evaluation by Side-Groove Charpy Tests of HT80 Electron Beam Welds, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 3 (1985)、 973. (①-3)-5-2)
- ①-3) - 10 K. Borggreen, et al. : An Improved Impact Test Method for Laser Welds in Steels, Mis-Matching of Interfaces and Welds, (1997)、411. (①-3)-5-2)

## 2. 1. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

溶接技術 SG における研究項目成果の学際的意義について、図①-7 にまとめた。このまとめに関連して、成果の展開、汎用性、優位性に関して 以下述べる。



図①-7 本プロジェクトにおける研究の意義まとめ

クリーンMIG技術は、厚板に限らず（薄板展開を含め）、従来TIG溶接で実施されている自動車部品、造船、プラントなどへも高品質継手でかつ高能率施工を可能とする成果を生かして適用できる。対象材には、高合金鋼（ステンレスなど）やTiなどが挙げられる。

優位性においては、従来までの取り組みでは、TIG 溶接での MIG 並の高能率施工化を目指す研究が多いが、従来 MIG で TIG 並の継手性能が得られなかったことが原因である。この点を抜本的に改革したことになる。

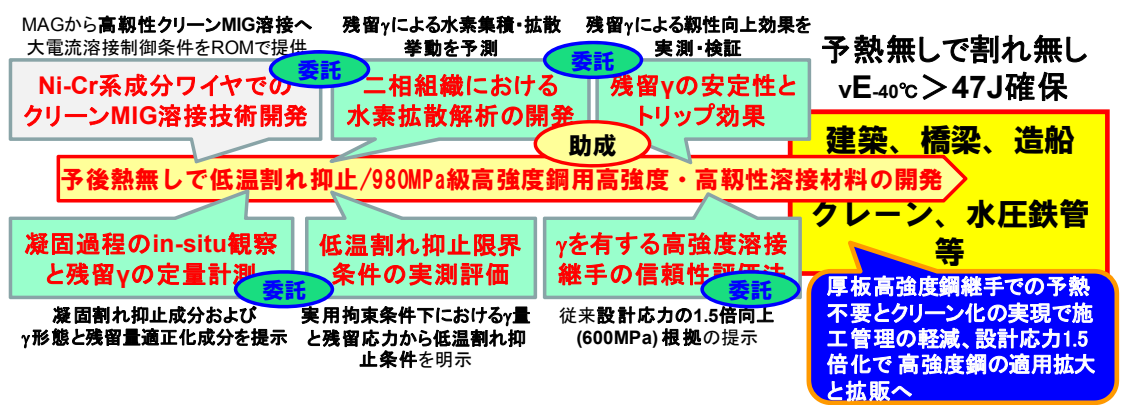
次に、中厚板へのレーザ溶接の適用技術は、ギャップ裕度を 1mmまで確保したことで、レーザ切断まま、すなわち開先の機械加工不要での 12mm厚の突き合わせ貫通溶接が可能になる。またアーク溶接継手に対し、疲労強度の 1 ランクアップという特性を達成したことで、中厚板活用のレーザ溶接技術が橋梁や造船等へ積極的に採用される可能性が高い。

継手性能向上化の技術展開は、600MPa超の高強度鋼の溶接において、広く一般的に使用される厚板アーク溶接技術のネックは、低温割れに対策としての予熱作業であり、この作業の解放は革新的である。また同時に継手性能確保のための溶接入熱制限からも解放される。例えばエネルギー分野におけるパイプライン敷設においても、X120 レベルの活用など、現地、現場作業における施工管理容易となる開発溶接金属採用への可能性は高い。

しかしながら、実用展開には本 PJ で明確にした継手信頼性の規格・基準化と連動するものである。成果の展開のためには、「設計応力 1.5 倍化」の認知に関わる規準化フォローが不可避である。

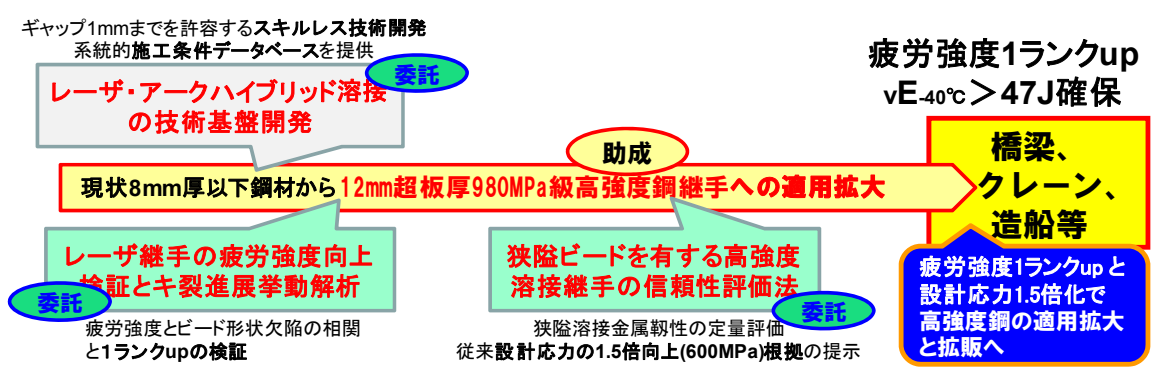
溶接技術 SG では、図①-3 の実施体制でも示したように3つの実用化タスクフォース (TF) を設置し、これら TF のリーダー、サブリーダーには助成事業の責任者を配して常に出口を意識しながら研究開発を行ってきた。委託研究の研究成果の位置づけと実用化の可能性と波及効果を図①-8~10 に TF 毎にまとめた。

図①-8 は、革新 HT980 鋼用溶接材料実用化 TF の場合で、助成事業 (新日本製鐵(株)、住友金属工業(株)、(株) I H I ) の実用化展開のターゲットは、建築、水圧鉄管、橋梁、船舶などである。委託事業は、図①-7 に示した研究意義を全うして、クリーン MIG 技術開発によって残留  $\gamma$  の徹底活用を可能にした結果、「予熱フリーで割れ無し」による施工管理の軽減を果たすと共に、設計応力 1.5 倍化を提唱し高強度鋼の適用拡大・拡販へ繋げている。さらにクリーン MIG 溶接技術においては、制御技術を ROM 化することで一般汎用溶接電源をクリーン MIG 専用電源化するレベル (実用化) に至ったことは特筆される。



図①-8 革新 HT980 鋼用溶接材料実用化 TF の研究連携と実用化への狙い

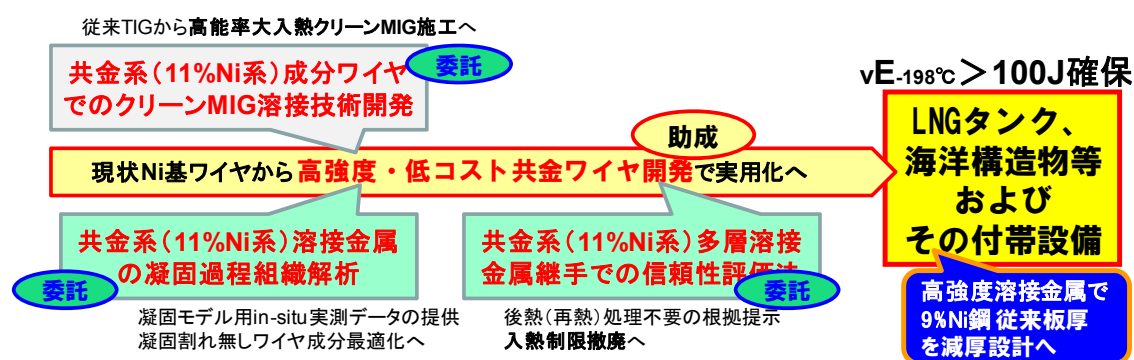
図①-9 は、HT980 中厚板のレーザ溶接適用拡大実用化 TF の場合で、助成事業 (株) I H I、JFE スチール(株) の実用化展開のターゲットは、橋梁、船舶、クレーンなどである。委託事業は、レーザ・アークハイブリッド溶接技術の実用化展開を目指し、ギャップ 1mm までを許容する制御技術を提案した。これによって開先部の機械加工をフリーとしてレーザ切断ままの溶接施工が可能となり、この意義は大きい。また同時に疲労強度がアーク溶接継手に対して 1 ランク向上し、且つ狭隘レーザビード継手での設計応力の 1.5 倍化が検証されたことで、構造物への適用部位は拡がり、高強度鋼各編へ繋がる。



図①-9 HT980 中厚板のレーザ溶接適用拡大実用化 TF の研究連携と実用化への狙い

図①-10は、革新低温用鋼用溶接材料実用化 TF の場合で、助成事業（川崎重工㈱、㈱神戸製鋼所）の実用化展開のターゲットは、LNG タンク等である。現状の極低温用溶接材料は Ni 基（約 70%Ni 系のインコネル合金）が使用されており、この場合溶接金属強度が低くなる。このため極厚の 9%Ni 鋼を使用して、構造物強度を確保している。従ってこの TF での実用化の狙いは、極めて明快で、高強度となる共金 11%Ni 系溶接材料を開発することで、溶接材料の著しいコスト低減と 9%Ni 鋼の板厚の減厚によるコスト低減が可能となる。共金系溶接材料は TIG 溶接用溶加材として存在しているが、施工においては靱性確保のために入熱制限などもあり、また高能率施工にほど遠い状況であった。

クリーン MIG 溶接技術の開発によって、これに最適化された共金系溶接材料が開発され、施工能率は従来の 4 倍以上の向上を達成した。同時に多層継手で TIG 以上の -196℃ シャルピー靱性 184J を獲得できた。継手特性からは強度（引張強度、降伏強度）も Ni 基溶接材料の結果を上回り、かつ入熱制限を取り払い得ることも信頼性評価手法の開発で検証できた。これにより平成 21 年度にて研究を完了し、自社開発へ移行することとなった。



図①-10 革新低温用鋼用溶接材料実用化 TF の研究連携と実用化への狙い

以上、委託事業成果の実用化展開への役割は十分に果たしてきたと考える。

## 2. 1. 6 研究成果の普及、広報活動など（知的財産，論文発表，外部表彰など）

研究の成果進捗においては、平成 21 年 4 月と平成 24 年 1 月に NEDO 主催でのシンポジウムを 2 回開催したが、それ以外にも溶接技術 SG では、平成 21 年 4 月に「時代は何を求めているのか？「できる」から「その先へ」－NEDO 革新的溶接技術プロジェクトの狙い－」と題した（社）溶接学会春季全国大会のシンポジウムを担当した。更に平成 24 年 4 月には、プロジェクト終了を受けて、NEDO プロジェクト成果報告会を同じく溶接学会春季全国大会にてセッションを設けて実施し、普及活動に努め、溶接技術革新への挑戦を強く若手溶接研究者へアピールした。

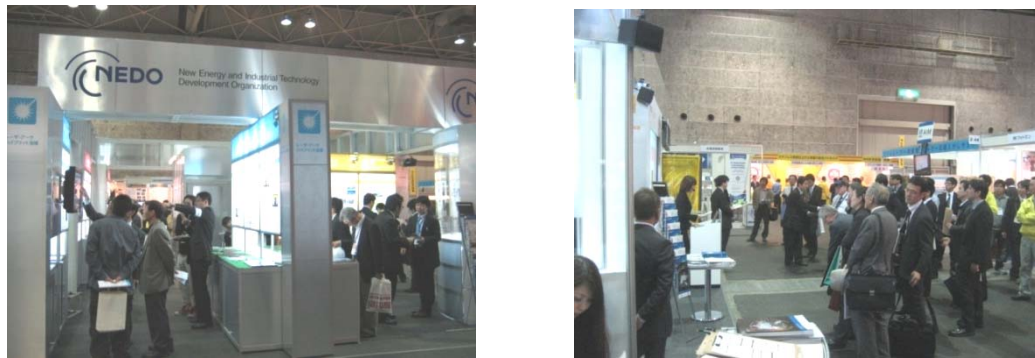
本プロジェクト実施者のうち、若手研究員から博士号取得者 1 名、正規助教採用者 2 名を生んだことを付記する。

また国際ウェルディングショーへのプロジェクト成果の出展・展示を主催者から要望され、広報活動として、平成 24 年 4 月 11～14 日に NEDO 展示ブース（図①-8）に

て水素脆化 BRU と共に、ショートプレゼンテーション、成果物の展示、クリーン MIG 溶接の実演などを公開し、ブース来場者 5220 人を集めた。

その他、雑誌等からの寄稿、取材、インタビューなど多くの依頼事項に対応しながら、進捗、成果を発信した（図①-9）。

なお、知的財産、論文発表、外部表彰などについては、表①-2 に集計した。



図①-11 2012 国際ウエルディングショーへの成果物展示



図①-12 日本工業出版、日経 BP 社、産報出版の取材・寄稿の一例

表①-2 本プロジェクトにおける研究の意義まとめ

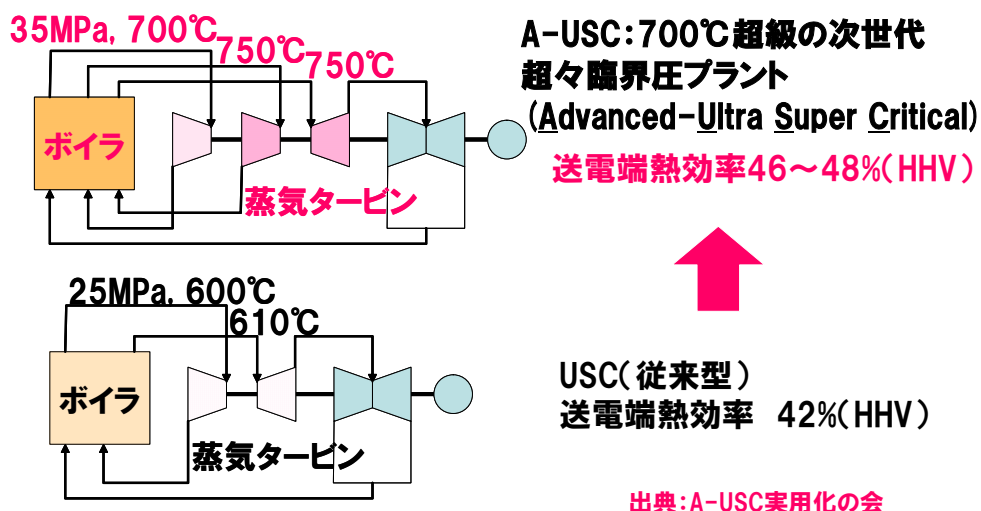
	H19	H20	H21	H22	H23～	合計
特許出願	0	0	0	0	0	0
論文	0	13	7	8	5	33
研究発表・講演	4	14	12	3	17	50
受賞実績	0	1	1	0	2	4
新聞・雑誌等への掲載	0	1	3	3	4	11
展示会・シンポジウム開催	0	0	1	0	2	3

## 2. 2 高温クリープSG（委託）

### 2. 2. 1 研究開発の背景

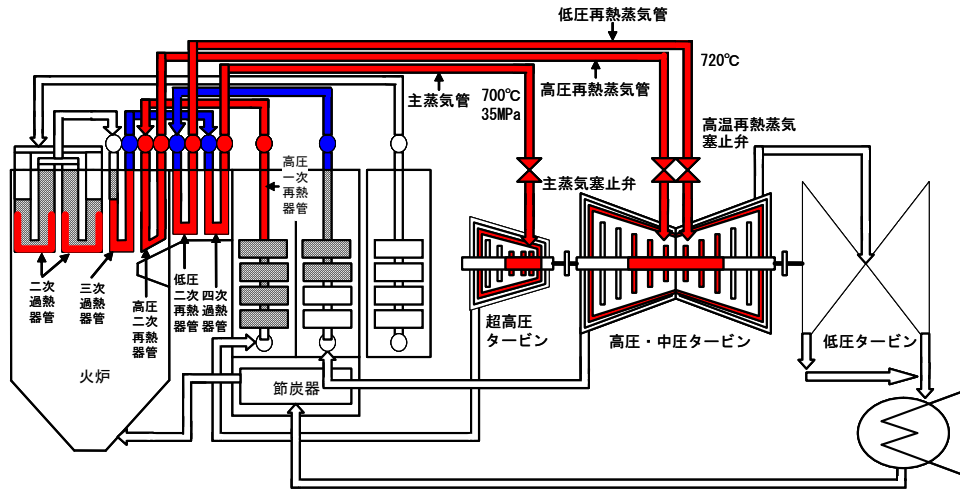
省資源・省エネルギーの推進と地球環境温暖化問題の解決のために石炭火力の高効率化は不可欠であり、1990年代に入って蒸気温度が引き上げられ、現在では Ultra Super Critical (USC)プラントとして約 600℃まで上昇している。これは我が国で約 630℃まで使用できる高強度 9-12%Cr フェライト系鋼が開発されたことによって実現した。しかし、約 15年前から欧州、米国は約 700℃まで蒸気条件を上昇させた Advanced Ultra Super Critical (A-USC)プラントの開発を開始し、さらなる高効率化によって一層の CO<sub>2</sub>削減を進めようとしている。我が国でも欧米に遅れながら、最近 A-USC プラントの開発に着手した。図①-4)-1 に示すように、蒸気条件を 700℃級にすることによって効率は現在の USC 条件の 42%から 46-48%に向上し、約 10%の CO<sub>2</sub>排出量削減が可能になる。しかし、700℃級 A-USC プラントを実現させるためには図①-4)-2 に示すように既存材料よりも一段とクリープ強度の高い新材料が不可欠である。これらの材料は、フェライト系鋼、オーステナイト系鋼および Ni 基合金からなるが、既存材料の強度の範囲ではより高価なオーステナイト系鋼や Ni 基合金を多用しなければならず、経済性の面からプラントの成立が困難になる。図①-4)-3 は現状の材料のクリープ強度（破断応力）を Larson-Miller の時間-温度パラメータ（TTP）に対して示したものである。これを見ると既存材料は設計上必要とされる 10 万時間、100MPa の強度を満たす温度が、経済性から要求される目標温度、すなわちフェライト系鋼、オーステナイト系鋼および Ni 基合金に対する、それぞれ 650℃、700℃および 750℃に達しない。

## 石炭火力の高効率化はわが国喫緊の課題



図①-4)-1 石炭火力発電における従来型(USC)および超々臨界圧化(A-USC)の模式図

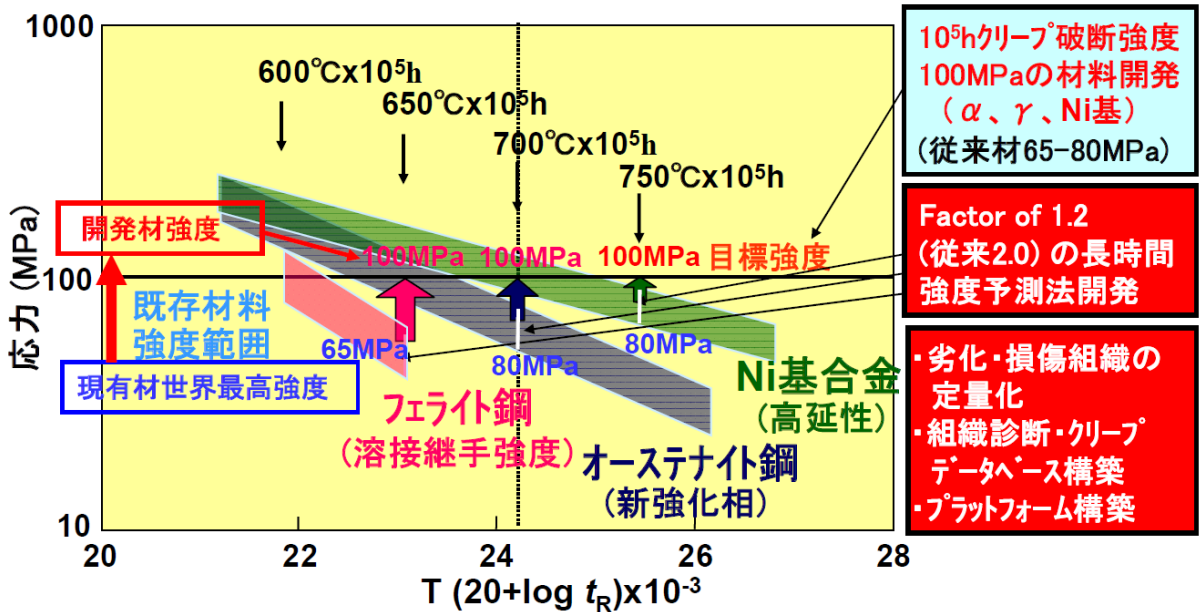
# 高効率A-USC発電システムの構成例と適用材料



- : Ni基又はFe-Ni合金 (新材料)
- : オーステナイト系ステンレス鋼 (従来材料)
- : フェライト系鋼 (新材料)
- : フェライト系鋼 (従来材料)

出典:「先進超々臨界圧プラント(A-USC)技術開発に関する技術評価報告書」(2007年5月 エネ総工研)

図①-4)-2 700°C級 A-USC プラント実現のための材料構成



図①-4)-3 既存材料のクリープ強度と Larson-Miller パラメータとの関係

また、プラント建設のためにはいずれの材料も溶接構造物として強度・信頼性を確保しなければならないが、特にフェライト系鋼においては溶接熱影響部 (HAZ) の強度が母材に比べて著しく低く、米国機械学会 (ASME) ボイラ設計規格では母材強度に対する強度係数が 0.5 と設定されている。すなわち、A-USC プラントの開発には 650°C 用フェライト系鋼、700°C 用オーステナイト鋼および 750°C 用 Ni 基合金の開発が必要であり、フェライト系鋼の溶接継手強度係数は 0.7 以上が要求される。

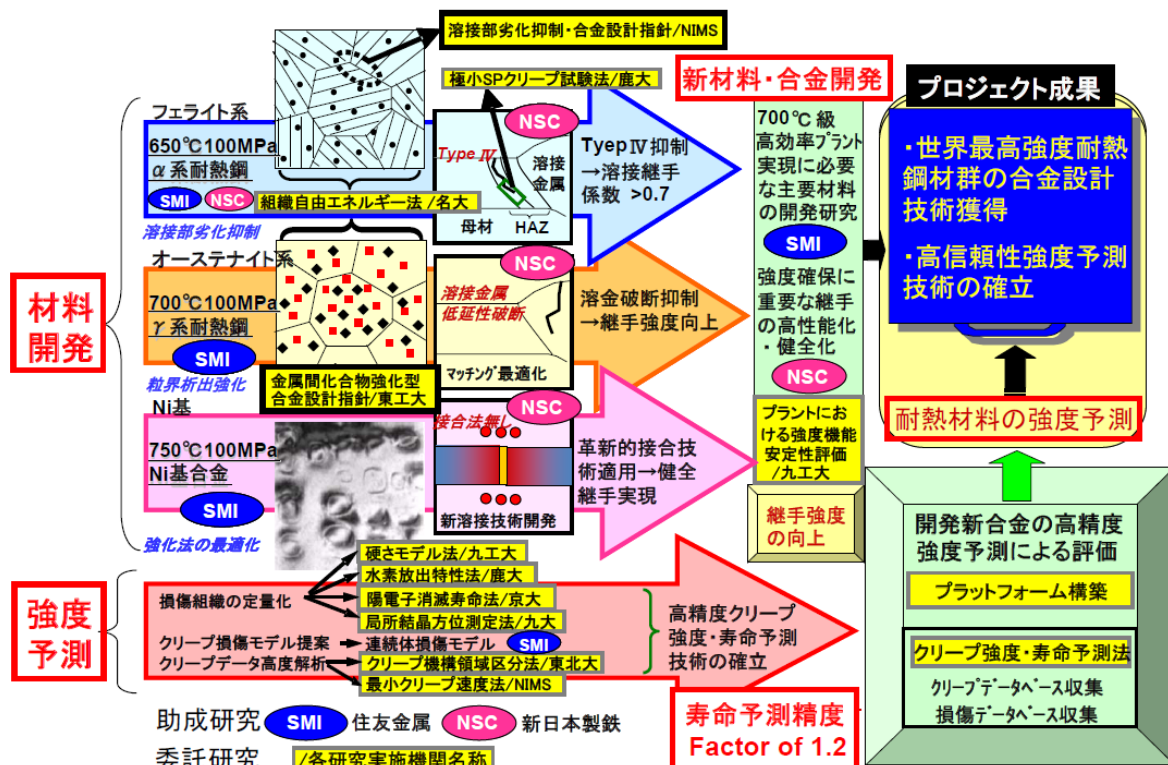


一方で、設計で要求される 10 万時間以上の強度は一般に TTP (Time-Temperature Parameter) 法などによって外挿して求めるが、長時間データが取得されるたびに外挿強度が低下するという、クリープ強度予測上の問題がある。この問題は、開発した材料の強度予測精度が高強度材料に対しては不十分であり、従来のまま (一般に Factor of 2) では開発材料の強度と使用材料の寿命評価に対する信頼性を保証できないことになる。ナノレベルで組織制御され高強度化された材料は、クリープの過程で生じる材料学的な変化、すなわち劣化・損傷が従来の標準材料では経験されていないか、知見がない場合が多く、掘りどころとするデータが少なく、系統的に取得されていない。したがって、これからの高強度材料の開発とその長時間強度の正確な予測のためには組織診断データベースの確立とプラットフォームの構築が不可欠である。

## 2. 2. 2 研究開発項目と実施体制

本研究では目標の材料開発を確実なものとするため 10 万時間 100MPa を有する 650°C用フェライト系鋼と 700°C用オーステナイト鋼に対する、高強度鋼の合金設計指針を提示し、クリープ過程のナノレベルでの組織変化や実環境下での強度評価とデータ整備を行いながら、Factor of 1.2 の精度の長時間強度予測技術を開発し、組織診断プラットフォームの構築の基盤を提供することを目的とする。

本研究実施の高温クリープ S G 内のテーマの構成および委託研究と助成研究の相間を図①-4)-4 に示す。



図①-4)-4 高温クリープサブテーマの構成 —委託・助成研究の相関・役割分担—

## 2. 2. 3 研究開発目標と達成状況

表①-4)-1 に研究開発目標と達成状況を一覧で示す。

表①-4)-1 研究開発目標と達成状況

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発</p>	<p>a. 溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃ 級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示 (中間目標、H 2 1 年度達成終了) [平成 2 2 年度以降、自主研究に移行し、下記最終目標削除 a 溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、10 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃ 級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示]</p> <p>b. 破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定法の提案</p>	<p>a. 平成 21 年度までの研究において中間目標および最終目標の達成の目処を得て、企業研究に移行し、その後、強度予測研究の一環として開発鋼が<u>世界最高の最終目標強度を有することを実証。</u> (1) 【世界最高・世界初】650℃用フェライト系耐熱鋼は、10 万時間、100MPa を達成する高 B 低 N 鋼を提案し、粒界析出強化機構に基づいて、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上を実現。開発鋼は世界最強であり、溶接部の劣化抑制は世界で初めての技術。実用化加速のため、国際規格化データを採取しており、世界最高権威の A S M E 規格へ登録の予定。【外部表彰】阿部富士雄他、平成 22 年文部科学大臣表彰 (2) 【世界最高】700℃用オーステナイト系耐熱鋼は、高温で安定な金属間化合物による粒界析出強化を導入した合金設計で、18Cr-30Ni-3Nb 鋼を提案。10 万時間、100MPa を達成することを加速試験で実証。これはオーステナイト鋼として世界最強。</p> <p>b. (1) 【世界初】多岐にわたる組織パラメータによる新劣化診断法を確立するとともに、クリープ強度新解析法を提案し、Factor of 1.2 の高精度強度予測が可能であることを実証。【外部表彰】丸山公一、Thermec Distinguished Award, 2011、【新聞取材】白井泰治、陽電子消滅寿命法（日経産業 H24.2.10、日刊産業 H24.2.15） (2) 【世界初】新解析法や組織劣化パラメータをリンクして <u>Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定可能な組織診断プラットフォームを構築。</u>強度評価の精度を、従来の Factor of 2 のレベルから飛躍的に向上。将来の A-U S C (700℃ 級) および U S C (600℃ 級) プラント高温機器に適用予定。</p>	<p>◎</p> <p>◎</p>

<達成状況>	
最終年度末における研究成果	
◎	最終目標を超過達成している
○	最終目標を達成している
△	最終目標未達であるが、挽回は可能
×	最終目標未達であるが、挽回は困難

## 2. 2. 4 研究成果

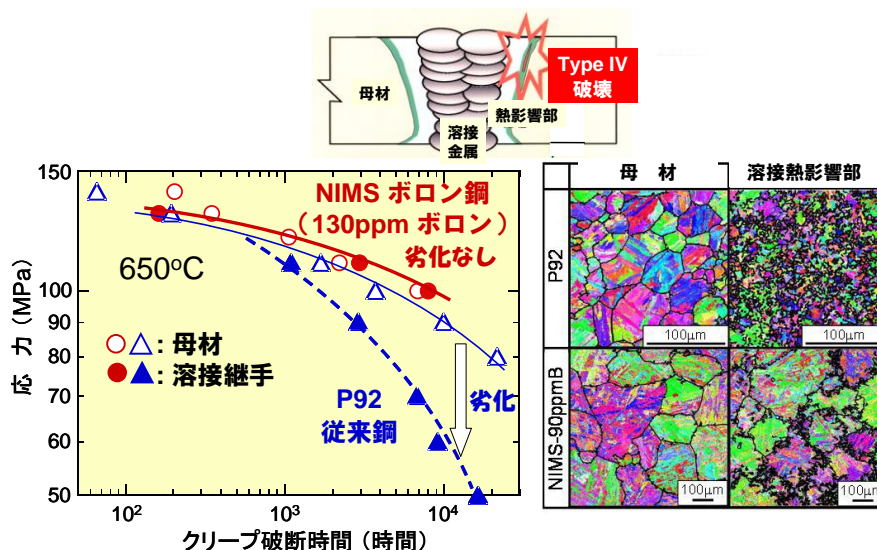
### ①-4). 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

合金設計指針の提示に関する研究開発は、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間実施し、中間目標を達成するとともに最終目標達成の見込みも得られたため、平成 21 年度で終了することにし、平成 22 年度からは新開発材料の評価研究は企業研究に移行し、新開発材料を含めた強度予測研究に集約することとした。また、新開発フェライト鋼は、実用化を加速するために国際標準化を目指し、ボイラ・圧力容器規格として世界で最も権威がある米国機械学会（A S M E）規格への登録に必要な、各種データ取得のための試験を平成 2 2 年度から開始した。

#### ①-4)-1 高強度鋼の合金設計指針の提示（650℃用フェライト系鋼）

NIMS では窒素無添加でボロンを 130-140 ppm 添加した 9Cr 鋼について、溶接熱影響部(Heat Affected Zone、HAZ)の細粒化が抑制されること、これによって Type IV（タイプ 4）破壊を抑制できることを見出した<sup>①-4)-1</sup>。

図①-4)-5に窒素無添加でボロンを 130ppm 添加した、9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb-0.08C 鋼（NIMS-9Crボロン鋼）の母材および溶接継手の 650℃におけるクリープ破断データおよび母材と溶接熱影響部の組織を、従来鋼のなかで最もクリープ破断強度の高い Gr.92（9Cr-0.5Mo-1.8W-0.2V-0.05Nb -0.002B-0.05N-0.08C）と比較して示す。これから NIMS-9Cr ボロン鋼は、溶接熱影響部が細粒化せず母材とほぼ同じ組織となり当プロジェクトのフェライト鋼の中間目標のうち、「外挿推定値で溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上」を満足するが、「650℃、3万時間クリープ破断強度 100MPa」は満足できないことが分かる。

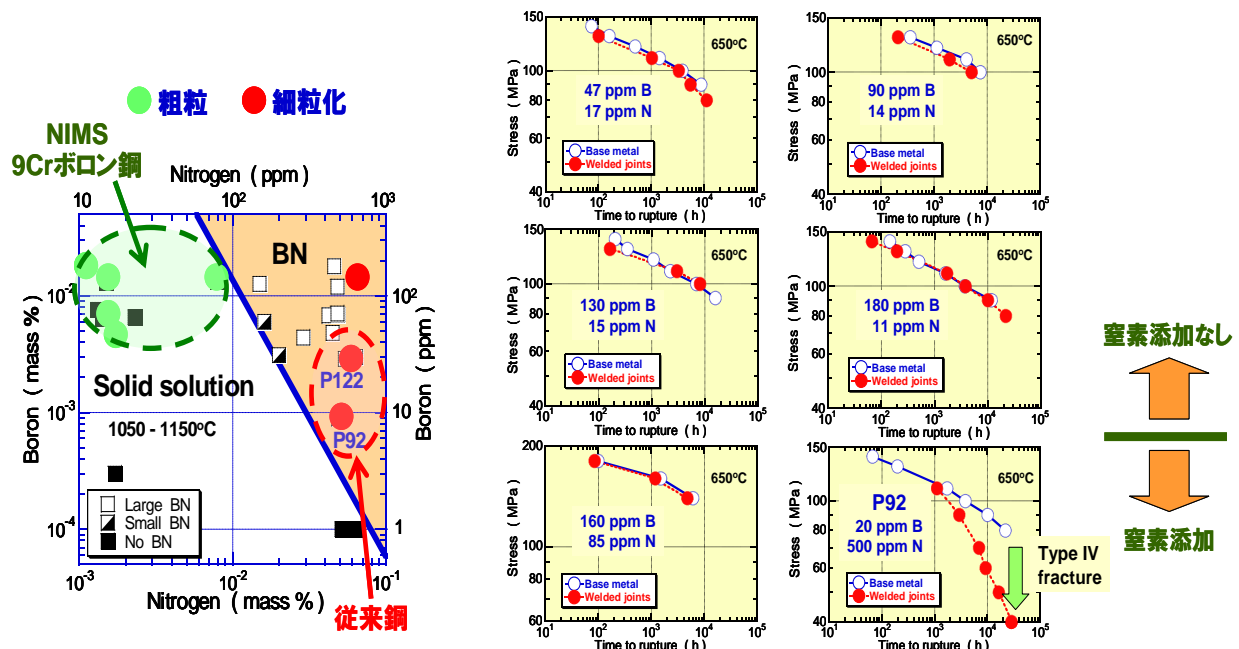


図①-4)-5 窒素無添加でボロンを 130ppm 添加した NIMS-9Cr ボロン鋼 および従来鋼 P92 の母材と溶接継手の 650℃ におけるクリープ破断データ

そこで本研究では、「溶接継手クリープ強度係数0.7以上」および「650°C、3万時間クリープ破断強度100MPa」の両方を達成するために、ボロンの効果に注目して、溶接継手熱影響部におけるクリープ強度劣化機構を解明するとともに、溶接継手のクリープ強度を劣化させないで母材の650°C、3万時間クリープ破断強度を100MPaに向上させる合金設計指針を検討した。クリープ強度向上に関しては、窒素は少量添加でも微細なMX型炭窒化物（MはV、Nb、Xは炭素、窒素）による析出強化が期待できるので、窒素添加に注目した。なお、ボロンと窒素の濃度を変えた多種類の鋼種全てに対して溶接継手を作製するのは多大の費用と時間を要するため、機構解明のための実験は、主として溶接熱影響部の組織を再現する熱処理（HAZ再現熱処理）を施した試料を用いて行った。

図①-4)-6にHAZ再現熱処理による細粒化の有無とボロン、窒素濃度との関係を示す。図には、焼きならし温度（1050-1150°C）における窒化ボロン(BN)生成領域も併せて示す。ボロンおよび窒素濃度が高く、焼きならし中に多量のBNが生成する場合には、固溶ボロンがほとんど残らず細粒化することが明らかであり、したがって、細粒化抑制に重要なのは添加した全ボロン濃度ではなく固溶ボロン濃度であることが明らかとなった。

図①-4)-7に、650°Cにおける溶接継手のクリープ破断データを母材のデータと比較して示す。窒素無添加（11-17ppm 窒素）では、47ppm ボロンでもType IV破壊が抑制される。また、160ppmボロンと85ppm 窒素の組み合わせでもType IV破壊は生じないが、既存鋼のP92（20ppm ボロン、500ppm 窒素）ではType IV破壊によって劣化が著しい。図①-4)-6と比較すると、焼きならし熱処理後に固溶ボロンが残ることがType IV破壊抑制に不可欠であることが明らかとなった。

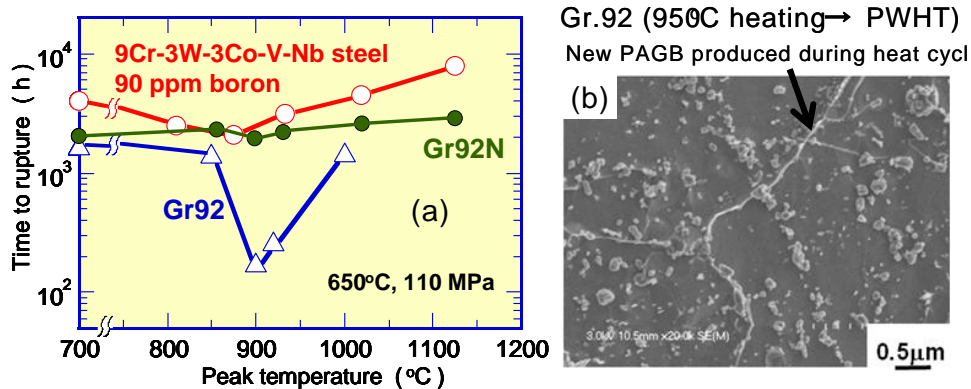


図①-4)-6 細粒化とボロン、窒素濃度との関係および焼きならし温度（1050-1150°C）におけるBN生成領域

図①-4)-7 種々のボロン-窒素濃度の9Cr鋼（9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb）およびP92の溶接継手の650°Cにおけるクリープ破断データ

図①-4)-8 (a)に、Gr.92、Gr.92N、90ppmボロン添加9Cr鋼のHAZ再現熱処理材について、650°C、110MPaにおけるクリープ破断時間とHAZ再現熱処理の加熱ピーク温度との関係を示す。Gr.92は焼きならし焼戻し熱処理材で、Gr.92Nは焼きならし熱処理材である。Gr.92Nとボロン鋼の破断時間は、加熱ピーク温度によらず母材とほぼ同じであるのに対し、Gr.92は $A_{C3}$ 温度付近で極小値を示す。加熱ピーク温度が $A_{C3}$ 温度付近の場合、Gr.92は細粒化を示したが、Gr.92Nとボロン鋼は母材と同程度の粗粒であった。Gr.92Nではオーステナイト相 ( $\gamma$ ) が約3%残留し、これがHAZ再現熱処理中に成長するメモリー効果によって加熱前の組織に戻るため粗粒となる。加熱ピーク温度がさらに上昇すると、ボロン鋼では細粒化した領域が粒内に拡大していった。このことは、細粒化しても寿命は低下しないことを示している。

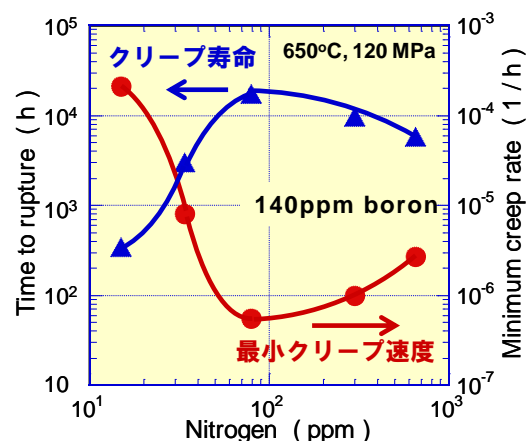
$A_{C3}$ 温度付近に加熱したGr.92の細粒組織を観察したところ、図①-4)-8(b)に示すように、 $\alpha/\gamma$ 変態によって生じた新たな粒界には析出物( $M_{23}C_6$ )がほとんど見られなかった。また、Gr.92Nにサブゼロ処理を施して残留 $\gamma$ をマルテンサイトに変態させると、細粒でしかも粒界に十分な $M_{23}C_6$ が分布する組織となったが、細粒にもかかわらずクリープ寿命は低下しなかった。



図①-4)-8 HAZ再現熱処理材のクリープ破断寿命とHAZ再現熱処理ピーク温度の関係および950°C-HAZ再現熱処理したGr.92鋼

以上より、 $A_{C3}$ 温度付近の加熱によりクリープ寿命が低下するのは、従来多くの研究者が考えていた細粒化が主因ではなく、粒界析出強化機能の低下が主因であることが明らかとなった。

NIMS-9Cr ボロン鋼で細粒化が抑制される機構は、ボロンの粒界偏析による粒界エネルギー低下のため、加熱中に拡散型 $\alpha/\gamma$ 変態における $\gamma$ 核生成が抑制され、せん断型の $\alpha/\gamma$ 逆変態が進行し、加熱前と同一の結晶粒形態となるためと考えられる。このため、HAZでも十分な粒界析出強化が期待できる。Gr.92 では、加熱中に通常の拡散型 $\alpha/\gamma$ 変態



図①-4)-9 140ppm ボロン添加9Cr鋼 (9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb)母材のクリープ破断寿命および最小クリープ速度と窒素濃度との関係 (650°C, 120MPa)

が進行する。Gr.92N では、焼きならし熱処理後に約 3%のオーステナイトが残留し、オーステナイトメモリー効果によって HAZ 再現熱処理前の組織に戻るため粗粒となる。

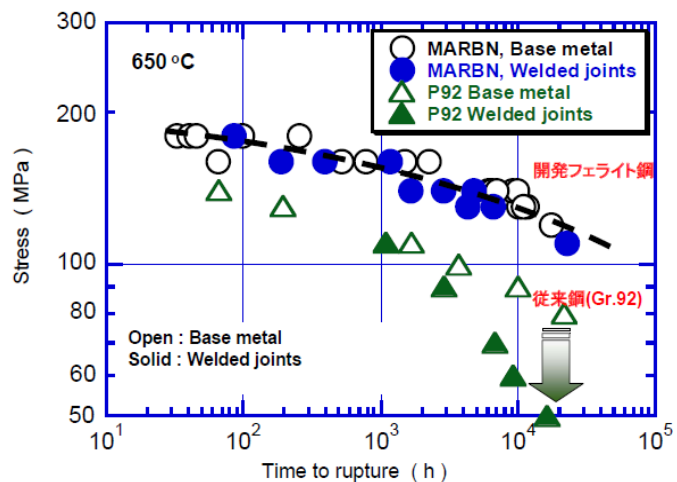
母材のクリープ強度向上を目的として、ボロン濃度を 140ppm に固定して窒素濃度を変えた 9Cr 鋼のクリープ寿命および最小クリープ速度を図①-4)-9 に示す。窒素添加量が 80ppm 程度でクリープ寿命が極大となり、最小クリープ速度が極小を示す。図①-4)-6 と比較すると、焼きならし熱処理時に BN が生成しないボロン-窒素組成範囲内で窒素濃度が高いほど、例えば、ボロン濃度が 140ppm の場合は窒素濃度が 90ppm 程度でクリープ寿命が極大となることがわかった。溶接継手においても、焼きならし熱処理後に固溶ボロンが残ることが Type IV 破壊抑制に不可欠なので、結局、溶接継手の Type IV 破壊を抑制し、母材のクリープ強度を向上させるには、BN が生成しないボロン-窒素組成範囲内で窒素濃度を高めることが合金設計指針となる。

図①-4)-10 に 160ppm ボロン-85ppm 窒素添加 9Cr 鋼および P92 の 650°C におけるクリープ破断データを示す。前者では、焼きならし熱処理時に BN が生成しない組成範囲内にあるため、ボロン強化と窒化物強化を活用できるため母材のクリープ強度が P92 に比べて高く（外挿値で 3 万時間クリープ破断強度 100MPa 以上）、しかも、Type IV 破壊によるクリープ強度劣化がほとんど見られない。

以上のように、中間目標の「外挿推定値で溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、650°C、3 万時間クリープ破断強度 100MPa のフェライト鋼合金設計指針の提示」を達成できる見通しが得られた。また、最終目標の 650°C、10 万時間クリープ強度 100MPa のフェライト鋼合金設計指針提示も達成できる可能性があるが、そのためには組織安定性の解析とクリープ強度予測技術の開発が必要である。

本研究で開発したフェライト鋼は、世界最高レベルのクリープ強度（650°C、10 万時間、100MPa、従来規格材の最高は 65MPa）が見込まれ、700°C 級 USC プラントのみではなく、現在建設が計画されている 600-625°C 級プラントに対しても極めて有用な材料であると考えられるので、その実用化に備えるために、世界で最も権威のある ASME（American Society of Mechanical Engineers、米国機械学会）ボイラ・圧力容器規格への登録に向けた各種データ採取を平成 22 年度から開始した。

各種データ採取のために 6 ヒートの供試材を溶製し、そのうち ASME 規格委員会で規格化に必要な最少の数とされる 3 ヒートについて温度および応力を変化させた母材および継手のクリープ破断試験およびクリープひずみ試験を実施するとともに、規格化に必要な以下の項目のデータ採取を行った。



図①-4)-10 開発フェライト鋼と従来鋼(Gr.92)の 650°C におけるクリープ破断データ

#### 1) 物理的性質

常温～800℃までの 100℃毎の弾性率、熱膨張係数、熱伝導率、比熱、密度

#### 2) CCT線図と冷却速度毎の光学顕微鏡組織

#### 3) 常温機械的性質

引張強さ、0.2%耐力、伸び、絞り、硬さ、衝撃値、遷移温度、チューブのへん平、押し広げ

#### 4) 断面光学顕微鏡組織

#### 5) 高温引張性質 (RT ~ 750℃)

引張強さ、0.2%耐力、伸び、絞り

#### 6) 時効特性

#### 7) 溶接継手特性試験

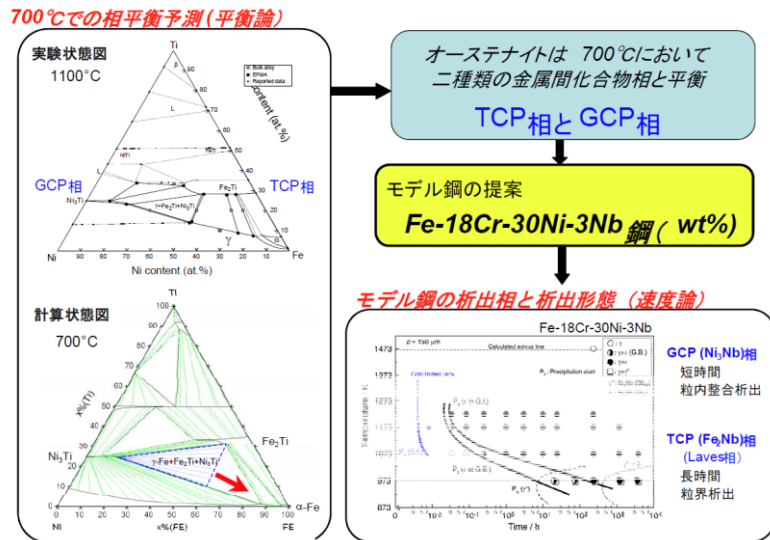
なお、クリープ破断試験データは、平成 24 年 2 月末までに最長約 8,000h に達しているが、ASME 規格委員会で承認される許容設計応力を算出するためには、経験的に約 20,000h 以上のデータ採取が望まれるので、少なくとも今後、1 年 3 カ月の試験継続が必要である。特にクリープおよびクリープ破断試験については得られた結果に基づいてさらに試験条件を検討しながら、規格化申請の条件を満足する量および質のデータを拡充していく必要がある。また、一般に規格化申請の場合、データ採取を継続しながら、実機試験等の実用化を前提とした試験を実施することが多いので、本開発材の場合もそれに相当する実機条件検証試験を実施し、規格化を支援するデータを充実させることが望まれる。

### ① -4)-2 高強度鋼の合金設計指針の提示 (700℃用オーステナイト系鋼)

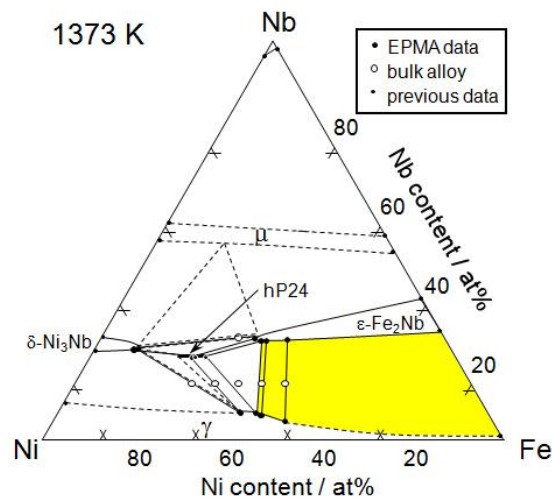
本研究では、中間目標として 700℃、3 万時間クリープ破断強度 100MPa 以上を達成し得る材料設計法を提示することを目的として、材料設計の基礎となる状態図を調べ、その成果に基づいてモデル鋼を提案し、そのモデル鋼を用いて化合物相の析出機構、析出形態制御、クリープおよびその損傷機構について系統的な研究を行った。

図①-4)-11 に状態図の研究結果に基づくモデル鋼の提案までの流れと析出組織について示す。状態図の研究では、オーステナイト相 ( $\gamma$ ) と平衡する金属間化合物相領域を特定する必要がある。本研究でターゲットとした金属間化合物相は  $\text{Fe}_2\text{M}$  Laves 相 (TCP 相) である。ここで、 $\text{M}$  は遷移金属元素であるが、これらの元素は  $\alpha$ -Fe 安定化元素であるため、 $\gamma$ /Laves 相間の相平衡を得るには  $\gamma$ -Fe 安定化元素を添加する必要がある。したがって、状態図の基本系は Fe-Ni-M 3 元系となる<sup>①-4)-2, ①-4)-3</sup>。そこで、まず 1200℃および 1100℃における平衡状態図を実験的に決定し、次にそれらを計算によって再現し得る各相中の 3 元素間の相互作用パラメータを決定し、そのパラメータを用いて平衡実験が困難な 700℃における状態図を計算によって作成した。なお、この 3 元系状態図は、Fe-Ni-Cr 系 については多くの報告があるものの<sup>①-4)-4</sup>、他の  $\text{M}$  元素、特に Nb に関しては全く調べられていないのが現状であることを付記しておく。

図中には、その一例として Fe-Ni-Ti 3 元系での結果を示す<sup>①-4)-5, ①-4)-6</sup>。1100℃の実験



図①-4)-11 平衡相を強化相とするモデル鋼の提案までの流れとモデル鋼における金属間化合物の析出



図①-4)-12 実験的に決定した Fe-Ni-Nb 3元系の 1100℃における等温断面図

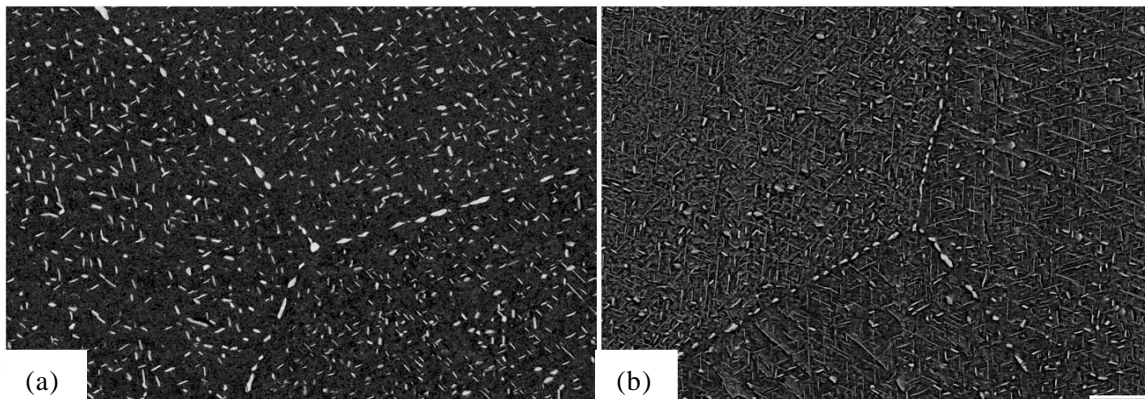
状態図より、Fe<sub>2</sub>Ti Laves 相の単相領域は等 Ti 濃度側に Ni 濃度約 30 at.%まで大きく拡大し、γ+Fe<sub>2</sub>Ti 2相領域は Ni 濃度 9~35at.%と広い組成範囲で存在する。また、Ni 濃度がそれ以上高くなると Ni<sub>3</sub>Ti 相 (GCP 相) が現れて γ+Fe<sub>2</sub>Ti+Ni<sub>3</sub>Ti 3相共存領域となる。また、計算によって求めた 700℃における等温断面図を同図に示す。この計算状態図は、金属間化合物相については 2 副格子モデル、不規則相 (γ-Fe) には正則溶体モデルを採用し、熱力学計算ソフト (Pandata) により実験結果を再現する相互作用パラメータを 1100℃および 1200℃それぞれの温度において求め、その値の温度依存性の有無を考慮して計算した結果である。高温での実験状態図と比較すると、γ+Fe<sub>2</sub>Ti+Ni<sub>3</sub>Ti 3相共存領域が大きく Fe-rich 側に拡大することがわかる。すなわち、この計算結果は、Fe-rich 側の組成において TCP 相 (Fe<sub>2</sub>Ti 相) のみならず GCP 相 (Ni<sub>3</sub>Ti) も平衡相として析出することを示唆する。



同様の実験を他の3元系においても行った。図①-4)-12にFe-Ni-Nb 3元系の1100°Cにおける等温断面図を示す<sup>①-4)-7</sup>。この系では、Tiの場合と同様、Fe<sub>2</sub>Nb Laves相単相域は等Nb濃度方向に大きく拡大し、広いγ-Fe/Fe<sub>2</sub>Nb 2相領域を示す。しかし、Tiの場合とは異なり、1100°Cにおいてα-Fe存在しない。また、高Ni濃度側においてはNi<sub>3</sub>Nb(δ)とは異なるGCP相(hP24相)が存在する。したがって、相平衡計算はTi系に比べて複雑となり、現在計算途中であるが、温度の低下に伴いγ+TCP+GCP 3相共存領域がFe-rich側に拡大する傾向は認められる。

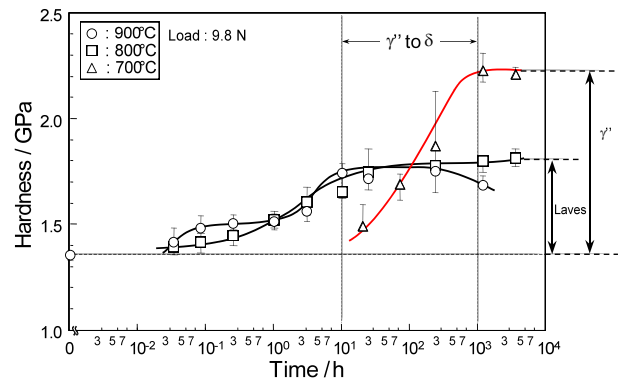
以上の結果から、種々のM元素の中でNbはα-Fe安定化能が最も小さく、Laves相を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼を設計する上では、Fe-Ni-Nb系が最も有望な系であることを見出した。また、Crの添加は耐熱鋼においては必須の元素であるが、Crはγ/Laves相間にはほぼ等分配され、3元系の相平衡に大きな変化をもたらさないこと、また、Laves相中への固溶により、その結晶構造(C14型構造)の対称性を向上させる効果も有することを明らかにした。これらの知見から、モデル鋼として、鍛造可能、すなわち高温においてγ単相となり、低温側においてTCP相(Fe<sub>2</sub>M Laves相)を主強化相とし、かつ、GCP相(Ni<sub>3</sub>M相)も強化相として期待できる合金組成としてFe-18Cr-30Ni-3Nb鋼(wt%) (Fe-20Cr-30Ni-2Nb(at.%))を提案した。

このモデル鋼の最大の特徴はFe<sub>2</sub>Nb Laves相(TCP相)の粒界析出にある。図①-4)-10にモデル鋼のTTP図を示す<sup>①-4)-8</sup>。800°C以上での析出相はFe<sub>2</sub>Nb(ε)のみである。しかし、700°CではさらにNi<sub>3</sub>Nb相(GCP相)も析出する。これは、状態図から予想された結果、すなわち、γ相は、温度の低下に伴ってTCPに加えてGCP相とも平衡するようになるという結果と一致する。図①-4)-13には、この鋼の800°Cおよび700°Cにおいて3,600hと最も長時間時効した試料の反射電子組成像を示す。また、図①-4)-14には、時効に伴う硬さ変化を示す。Fe<sub>2</sub>Nb(ε)相の析出開始線は900°C-1000°Cにノーズを持つC曲線となる。このLaves相はまず粒界に優先的に析出し、粒内の析出の開始は900°Cでは粒界に比べて僅かに遅い程度であるが、その傾向は温度の低下に伴い顕著となり、800°Cでは約1桁遅れる。一方、700°Cの時効においても、粒界上にまずFe<sub>2</sub>Nb



図①-4)-13 モデル鋼 Fe-18Cr-30Ni-3Nb (wt%) の (a) 800°Cおよび (b) 700°C、3,600 h 時効材の反射電子組成像

Laves 相が析出する。しかし、時効後約 10 時間で粒内に  $D0_{22}$  型構造の  $Ni_3Nb$  ( $\gamma''$ ) 相が母相と  $\{100\}_\gamma // (001)_{\gamma''}$ 、 $\langle 010 \rangle_\gamma // [101]_{\gamma''}$  の方位関係を持って微細に整合析出する。図①-4)-14 に示す硬さの急激な増加はこの  $\gamma''$  相の析出に起因する。しかし、約数百時間時効後、 $\gamma''$  相は安定相である  $D0_a$  型構造の  $Ni_3Nb$  ( $\delta$ ) 相へと変態し、その析出形態は  $\{111\}_\gamma // (010)_\delta$ 、 $\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma // [100]_\delta$  の方位関係をもつためヴィドマンステッテン状へと変化する (図 1.4.13 (b))。

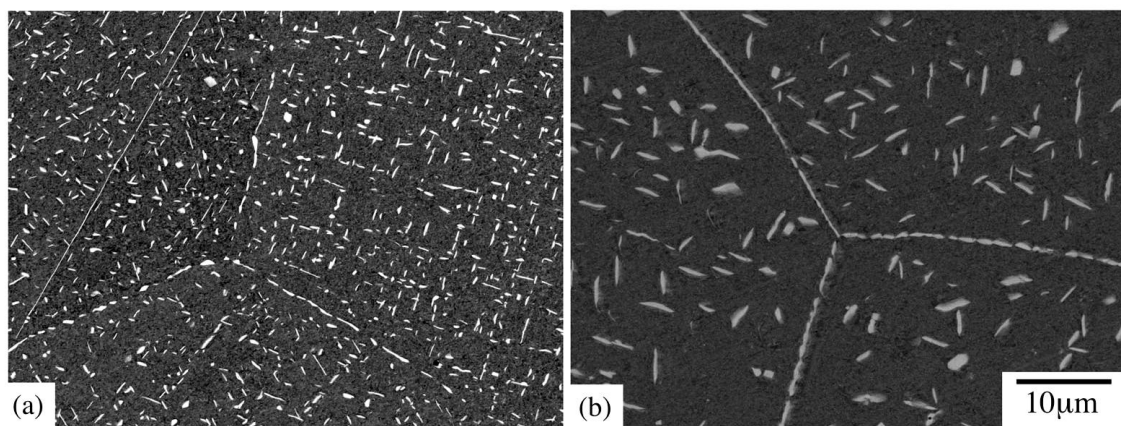


図①-4)-14 モデル鋼の時効に伴う硬さ変化

したがって、Laves 相の粒内析出はこれらの GCP 相の早期の粒内析出による過飽和度の低下により著しく抑制される。しかし、粒界 Laves 相の析出は長時間時効後も生じ、大半の粒界が Laves 相で覆われる。また、その大きさも長時間時効にも関わらず 1–2  $\mu m$  と細かい。以上のように、この鋼における最も特徴的な組織は粒界に優先析出する  $Fe_2Nb$  Laves 相にある。

この Laves 相の粒界析出は微量のボロンの添加により著しく促進される<sup>①-4)-9</sup>。図①-4)-15 にモデル鋼 (Base 鋼) およびこれにボロンを 0.03 at.% (0.007 wt%) を添加した鋼 (B 添加鋼) を Laves 相のみが析出する 800°C にて 1,200 h 時効した試料の組織を示す。基本鋼では粒界の約半分が Laves 相により覆われるが、B 添加鋼では大半の粒界が Laves 相で被覆されることが分かる。一方、粒内では、B を添加すると Laves 相の大きさはむしろ粗大化し、その析出密度は Base 鋼よりも小さくなる。そこで両鋼の全粒界面積に対する Laves 相の析出した粒界面積の割合を粒界被覆率 ( $\rho$ ) と定義して定量化した。

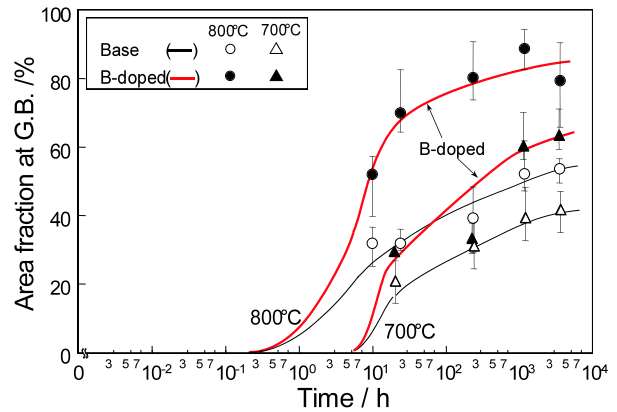
図①-4)-16 に両鋼の 800°C および 700°C における Laves 相の粒界被覆率 ( $\rho$ ) の時効に伴う変化を示す。いずれの温度においても B の添加は粒界 Laves 相の析出を著しく促進し、800°C/24 h の  $\rho$  は Base 鋼の 2 倍以上の 70% にも達する。その後も  $\rho$  は増加し、1,200 h 時効後 89% に達して飽和する。また、粒内に  $Ni_3Nb$  が析出する 700°C において



図①-4)-15 Base 鋼 (a) および B 添加鋼 (b) の 800°C、1,200h 時効材の反射電子組成像

も、B 添加鋼の  $\rho$  は Base 鋼よりも大きく、特に 3,600 h 時効後も増加する傾向が明らかに認められる。

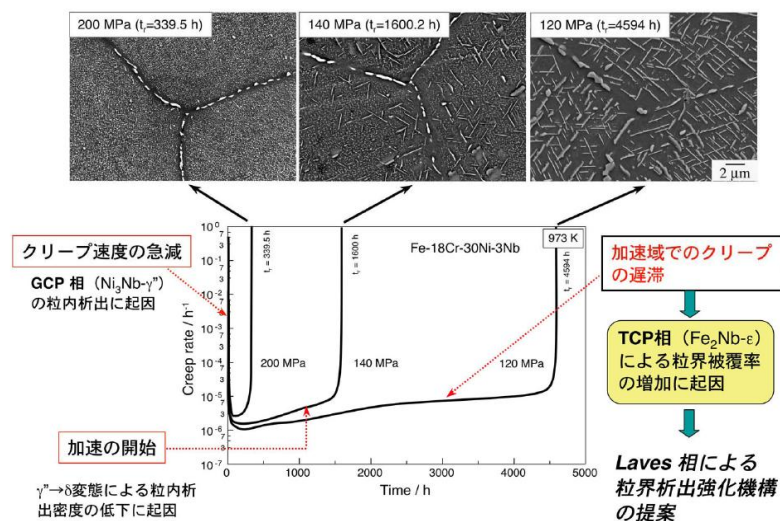
以上の結果から、モデル鋼では Laves 相が粒界に優先析出し、時効に伴いその被覆率が増大すること、また、ボロンの微量添加は Laves 相の粒界析出を促進し、粒界被覆率を増大させることを明らかにした。なおボロンが粒界 Laves 相の析出を促進させる機構については現時点では不明であり、今後の課題である。



図①-4)-16 Base 鋼および B 添加鋼の時効に伴う粒界被覆率の変化

Base 鋼の 700°C における定応力クリープ試験を 120 MPa、140 MPa および 200 MPa の 3 水準で行った<sup>①-4)-3, ①-4)-8</sup>。その時の瞬間塑性ひずみは、200 MPa では約 3.8 % と著しく大きな値を示したが、140 MPa および 120 MPa では 0.5 % 以下と小さい。この違いは、本鋼の 700°C における耐力が約 150 MPa であり、負荷応力が耐力以上と耐力以下によるものである。また、クリープ伸びは 200 MPa では約 0.5 % 以下と小さいが、140 MPa および 120 MPa ではそれぞれ約 2.0 % および 3.1 % となり、応力の低下に伴って増加する。

図①-4)-17 に Base 鋼のクリープ速度-時間曲線を、その破断材の組織とともに示す。いずれの応力においてもクリープ速度は試験開始直後から著しく減少し、応力によらず約 100 h でほぼ同程度の最小クリープ速度 ( $\dot{\epsilon}_m = 10^{-6}/\text{h}$  レベル) に達する。この遷移域でのクリープ速度の著しい減少は、破断材の組織からも明らかなように、試験中に準安定な  $\text{Ni}_3\text{Nb}-\gamma''$  相 (GCP 相) の粒内への微細整合析出に起因する。なお、 $\gamma''$  相の析出形態は負荷時の弾性ひずみの導入によって母相との格子ミスフィットが低減し、微細均一になることを確認している。応力 200 MPa では、クリープ速度が最小値に達した後、早期に加速して破断に至り、その破断時間 ( $t_f$ ) は 339.5 h である。応力 140 お

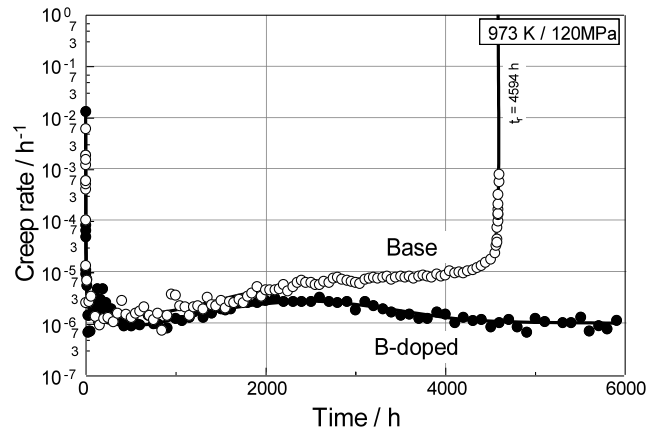


図①-4)-17 モデル鋼 (Base 鋼) の 700°C、種々の応力におけるクリープ速度-時間曲線と破断材の組織観察結果から得られた強化機構

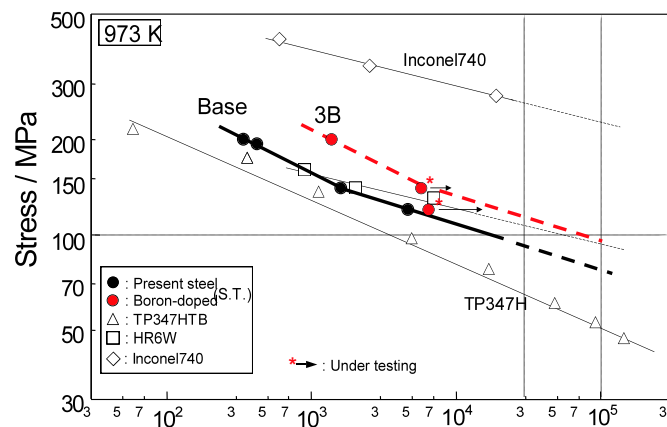
よび 120 MPa におけるクリープ速度は約 500 h 以降に緩やかに加速する。140 MPa の破断材 ( $t_r=1,600$  h) の粒内にはVOIDマンステッテン状に $\delta$ 相が認められる。したがって、加速の原因は粒内 $\gamma''$ 相の $\delta$ 相への変態による析出密度の低下に起因することは自明である。一方、120 MPa でのクリープ速度は約 2,000 h まで加速するものの、その後加速の遅滞が認められ、約 4,000 h までほぼ一定値を示した後破断 ( $t_r=4,594$  h) に至る。ここで、単

純時効材の組織観察結果から、 $\gamma''$ 相は約 2,000 h 時効においてほぼ $\delta$ 相に変態する。事実、120 MPa 破断材の組織において、粒内は粗いVOIDマンステッテン状組織である。粒内 GCP 相が粗大化しているにもかかわらずクリープ速度が加速せず、逆に遅滞するのは、大半の粒界が平衡相である安定な  $Fe_2Nb$  相 (TCP 相) の粒界への優先析出によって覆われているためであり、TCP 相による粒界析出強化に起因すると推察される。

そこで、粒界被覆率を向上させる B 添加鋼を用いて、700°C/120 MPa にてクリープ試験を行った。そのクリープ速度-時間曲線を Base 鋼の結果と併せて図①-4)-18 に示す。B 添加鋼における遷移および加速初期のクリープ速度は Base 鋼とほぼ同じであるが、3,000 h 以降になるとクリープ速度は遅滞するのみならず減少に転じる。この長時間側でのクリープ速度の減少は B 添加による Laves 相の粒界被覆率の増大に起因することは明らかである。なお、B 添加鋼は現在も試験中 (6,000 h 超) である。以上の結果より、GCP 相の粒内整合析出は短時間側での強度の向上には有効であるが、低応力・長時間側でのクリープ破断強度の向上には平衡相 Laves (TCP 相) による粒界析出強化が最も重要な強化機構であると結論される。なお、予め 800°C にて時効を施し、Laves 相のみを粒界に析出させ、被覆率を 40% とした Base 鋼を 700°C にてクリープ試験した結果、クリープ伸びは 50% 以上を示した①-4)-7、①-4)-8。この事実は既存の先入観、すなわち、Laves 相は硬くて脆く、材料の機械的性質を劣化させる有害相であるとの考えを根底から覆すものである。劣化の原因は Laves 相にはあらず、試験中に析出相の遷移がもたらす



図①-4)-18 Base 鋼および B 添加鋼の 700°C、120MPa におけるクリープ速度/時間曲線。



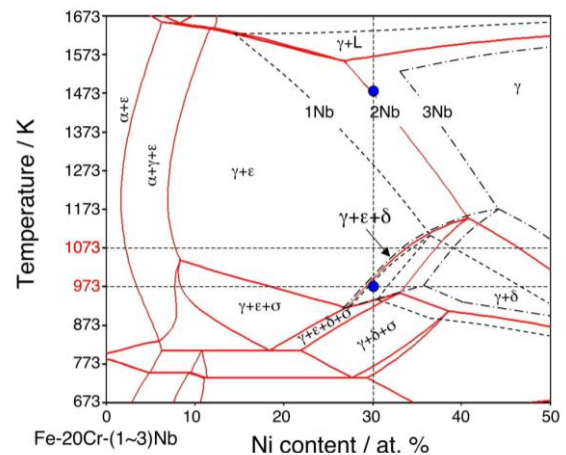
図①-4)-19 Base 鋼及び B 添加鋼と既存の耐熱鋼の 700°C における応力/破断時間曲線

組織変化にある。

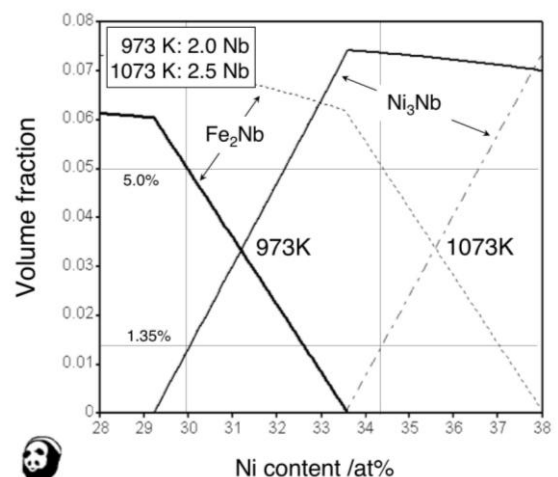
図①-4)-19 に 700°Cにおける Base 鋼および B 添加鋼の応力/破断時間曲線を現用の TP347HTB 鋼<sup>①-4)-10</sup> および欧米において A-USC の最も有望な候補材と見なされている Ni 基合金 Inconel 740<sup>①-4)-11</sup> と併せて示す。Base 鋼の破断強度は耐力以上と以下では異なり、耐力以上の場合には、 $\gamma''$ 相の粒内析出の促進による短時間側でのクリープ抵抗の増大によって破断時間は長くなる傾向を示す。そこで、耐力以下である 120 MPa および 140 MPa の破断時間から外挿すると 700°C、100 MPa のクリープ破断時間は約  $2 \times 10^4$  h となり、 $10^5$  h クリープ破断強度は約 80 MPa となる。これは炭化物で強化したオーステナイト系耐熱鋼 TP347HTB 鋼の値約

50 MPa よりもはるかに強く、本鋼が優れたクリープ破断強度を示すことは明らかである。また B 添加鋼の低応力側はまだ試験中であるが、200 MPa での破断時間は 1,373 h であり、Base 鋼の約 4 倍強となる。そこで、Base 鋼の応力/破断時間曲線の傾きを用いて B 添加鋼における  $3 \times 10^4$  h クリープ破断強度を外挿法により見積もると 110 MPa 以上となる。したがって、本研究の中間目標である 700°C、 $3 \times 10^4$  h クリープ破断強度 100 MPa 以上を達成することは間違いない。本研究ではこれまでに平衡相である TCP 相を利用した粒界析出強化が低応力・長時間側での強度向上に対して重要な強化機構であることを見出した。この TCP 相による粒界析出強化を最大限利用する組織制御の手法を確立すれば、さらなる高強度化が可能となり、最終目標 (700°C、 $10^5$  h クリープ破断強度 100 MPa 以上) を達成し得る日本発の世界最高強度のオーステナイト系耐熱鋼の開発への展開は十分に期待できる。ところで、本鋼のように、クリープ中に粒界および粒内に化合物相が析出し、その析出相の種類が温度によって変化する場合、長時間寿命を従来の温度加速試験によって評価する手法は適用できない。そこで、新たな強度または寿命評価法について組織の観点から検討する必要がある。

新開発オーステナイト鋼の 700°C、



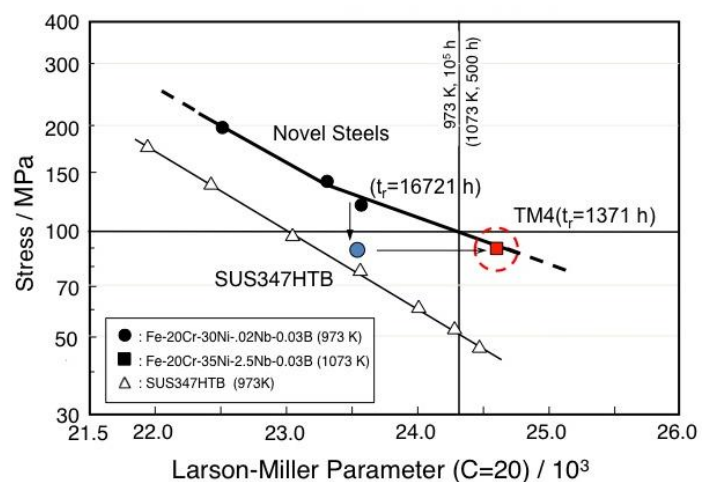
図①-4)-20 新たに構築した熱力学データベースを用いて計算した Fe-20Cr-Ni-Nb 4 元系の等 Nb 濃度縦断面図。



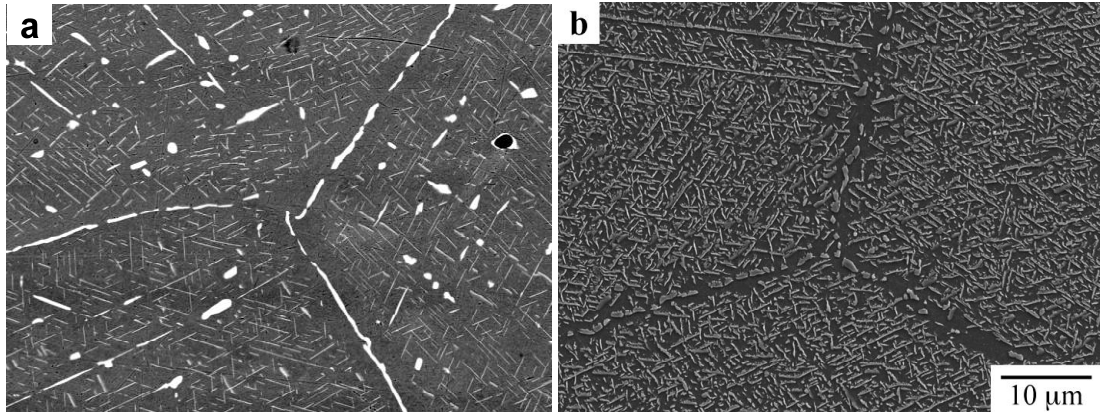
図①-4)-21 Fe-20Cr-2Nb の 700°C および Fe-20Cr-2.5Nb の 800°C における Fe<sub>2</sub>Nb Laves (TCP) 相および Ni<sub>3</sub>Nb (GCP) 相の体積率の Ni 濃度依存性。

10万時間クリープ破断強度を予測する方法の一つに温度加速試験があるが、本鋼のような析出強化型鋼に温度加速試験を適用する場合には、加速試験温度において700℃と同様の組織にする必要がある。この鋼は700℃ではTCPおよびGCP両相が析出するが、例えば、800℃ではTCP相のみが析出する。したがって、800℃においてFe-Ni-Cr-Nb 4元系における $\gamma$ -Fe+Fe<sub>2</sub>Nb( $\epsilon$ )+Ni<sub>3</sub>Nb( $\delta$ ) 3相共存領域を特定することが必要となる。化合物を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼の設計指導原理を構築するためには、平衡状態図を計算によって求めることが重要であり、これまでにFe-Ni-Nb 3元系状態図の熱力学データベースを実験および計算により構築した。そこで、これをFe-Ni-Cr-Nb 4元系に拡張し、計算に基づいて同じ組織が得られる組成範囲を特定した。図①-4)-20に新たに構築したデータベースにより求めた4元系のFe-20Cr-NiにおけるNb濃度1~3at%での等Nb縦断面図を示す。Base鋼(Fe-20Cr-30Ni-2Nb(at%))は700℃において $\gamma$ -Fe+Fe<sub>2</sub>Nb( $\epsilon$ )+Ni<sub>3</sub>Nb( $\delta$ ) 3相共存領域にあり、この系における3相共存領域は高温、高Ni濃度側に拡大する。また、Nb濃度の増加に伴いさらに高温、高Ni濃度側に拡大する。図①-4)-21に、Fe-20Cr-2NbにおけるFe<sub>2</sub>Nb- $\epsilon$ (TCP)およびNi<sub>3</sub>Nb- $\delta$ (GCP)相の体積率のNi濃度依存性を示す。Base鋼における両相の体積率はそれぞれ約5.0%および1.35%である。800℃において3相共存域にあり、かつ、700℃と同じ体積率を有する鋼の組成を計算から見積もった結果、その組成はほぼFe-20Cr-34.5Ni-2.5Nb(at%)であることを特定した。これらの知見をもとに複数の鋼を溶製して温度加速による寿命評価を行った。その結果、上述した温度加速用の鋼の組成とほぼ同じ組成(Fe-20Cr-35Ni-2.5Nb(at%)) : TM4と称す)であり、これに0.03at% Bを添加した鋼の800℃、90 MPaのクリープ破断時間は1,371hを示した。図①-4)-22にその試験データをB添加鋼の700℃におけるクリープデータと併せて

Larson-Millar Parameterプロットした結果を示す。Fr-20Cr-30Ni-2NbのB添加鋼を800℃、90 MPaで試験した場合、その破断時間は約数十時間(図中青○)であるのに対し、計算状態図から求めたTM4の700℃の結果は同一直線上にプロットされ、また、700℃における10万時間破断強度を大きく上回ることが明らかである。図①-4)-23に、TM4およびB添加鋼の破断材の組織を示す。両鋼とも粒界はTCP Laves相で被覆され、また、粒内はGCP  $\delta$ 相がヴィドマンステッテン状形態をもって析出し、ほぼ同様の組織である。なお、TM4の組織(a)は700℃、10万時間相当であり、粒状のLaves相が粒内にも認められるが、粒界の大半は未だにTCP相で覆われている。



図①-4)-22 温度加速試験による寿命評価のために設計した鋼TM4とB添加鋼(Novel steel)の応力/Larson-Millar parameterプロット



図①-4)-23 800°C、90MPa および 700°C、120MPa にてクリープ破断した TM4 および B 添加鋼の破断部近傍の反射電子組成像：a.  $t_r=1,371$  h, b.  $t_r=16,721$  h

以上の結果から、この TM4 に代表されるように、ほぼ同様の組織が得られる鋼を用いれば、新開発オーステナイト鋼の温度加速試験による寿命評価が可能である。また、局所的な粒界近傍の被覆率変化を組織パラメータとして導入し、速度論に基づいた解析を行えば、さらなる予測精度の向上が図れると結論される。

### ① -4)-3 長時間強度予測技術の開発（組織パラメータによるクリープ損傷評価）

強度予測の手法としては、クリープデータに基づく解析的方法、組織や物理的性質を非破壊的に、あるいは破壊的に観察、測定し、そのデータをもとに評価する方法がある。一般的に、強度・寿命予測は、それぞれの手法に最も有効なクリープ寿命域があるため併用されることが多い。本プロジェクトでは、各研究期間が開発した手法を統合したプラットフォームとデータベースを構築することを目的とするが、この章も含め、以下の章では、それぞれ、「組織パラメータによるクリープ損傷評価」、「新解析法」および「プラットフォームの構築」について述べる。この章および次章で述べる解析法・試験法とその担当機関を図①-4)-24 に示す。対象とする材料は、共通試験片（Gr.91 鋼、Gr.92 鋼、SUS347HTB）であり、本プロジェクトで開発した材料も強度予測試験の対象とした。

強度・寿命予測	解析法・試験法開発	データベース構築
クリープデータ解析	CDMモデル法(住金) 最小クリープ速度寿命法(物材機構) クリープ機構領域区分法(東北大)	モデル提案 時間予測 パラメータ予測
組織解析 クリープ損傷評価	局所結晶方位測定法(九大) 組織自由エネルギー法(名大)	局所結晶方位 転位密度、エネルギー
クリープ試験、 機械・物理試験	極小SPクリープ試験・水素放出(鹿大) 超低ひずみ速度試験(九大) 硬さモデル法、PD法(九工大) 陽電子消滅寿命法(京大)	SPクリープ・水素放出 超低ひずみ速度 硬さ、PD 陽電子消滅寿命
<ul style="list-style-type: none"> <li>共通試験材(Gr.91, Gr.92, 347H-母材、継手)データ(各研究機関)</li> <li>開発フェライト系耐熱鋼データ(物材機構、新日鐵、住金、各研究機関)</li> <li>開発オーステナイト系耐熱鋼データ(東工大、住金、各研究機関)</li> <li>開発ニッケル(Ni)基合金他データ(住金(母材)、新日鐵(継手))</li> </ul>		開発材料 の長時間 強度予測

CDM: Continuum Damage Mechanics, SP: Small Punch, PD: Potential Drop

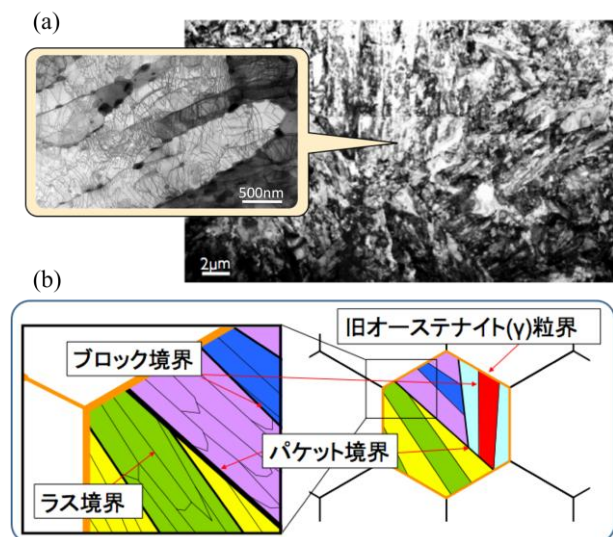
図①-4)-24 長時間クリープ強度予測法と研究体制

以下には、組織パラメータによるクリープ劣化度の測定とそれらの組み合わせ適用による高精度化を目的として実施したナノレベルの組織変化の材料学的研究結果を、また、局所強度・機械的、物理的特性の測定とデータ取得のために実施した局所結晶方位測定法、組織自由エネルギー法、極小スモールパンチクリープ試験法、硬さモデル法、陽電子消滅寿命法および水素放出特性法の研究成果について述べる。

### (1) 局所結晶方位測定法

本研究は、局所結晶方位測定法によって、高Crフェライト系耐熱鋼のクリープ変形に伴う組織劣化を評価し、新組織診断技術データベースを作成してクリープ強度予測プラットフォームの構築に資するものであり、さらに、その評価結果を基に組織劣化機構の解明を行った。

局所的結晶方位の測定には、SEM-EBSP法を用いた。EBSP(Electron Backscattering Diffraction Pattern)とは、走査電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscopy)で試料表面に電子線を照射したときに得られる回折図形のこと、それは結晶構造に依存するため、EBSPを解析することで結晶方位情報が得られる。本研究で対象とする9Crフェライト系耐熱鋼は、ラスマルテンサイト組織を有する。マルテンサイト変態では、FCC構造のオーステナイト( $\gamma$ )からBCC(またはBCT)構造のマルテンサイト( $\alpha'$ )への無拡散相変態が起きる。この場合、変態前のFCCと変態後のBCC(またはBCT)には特定の結晶学的方位関係が成り立つ。この関係のひとつにKurdjumov - Sacksの関係(K-Sの関係)が挙げられ、 $\{111\}\gamma // \{011\}\alpha'$ 、 $\langle 110 \rangle \gamma // \langle 111 \rangle \alpha'$ である<sup>①-4)-12</sup>。この関係を満足する場合、ひとつのFCC結晶格子に対して24通りのBCC結晶格子の組み合わせが存在する。ラスマルテンサイト組織は、図①-4)-25に示すように、ほとんど同じ結晶学的方位関係をもつ細かいラスが集まってブロックを形成し、同じ晶癖面上のブロックが集まってパケットを形成する。この組織形態とK-Sの関係における結晶格子の組み合わせを対応させると、パケット境界やブロック境界を判別することが可能である。また、組織中に含まれる小角粒界は、ラス境界に対応する。



図①-4)-25 ラスマルテンサイト組織の(a)電子顕微鏡写真と(b)その模式図

図①-4)-26は、650°C、90MPaのクリープ中断材において、2°以下の微小な方位差分布に着目した結果である。この場合、クリープ変形が進行するとともに分布の変化が観察される。これはクリープ変形に伴ってラス境界が変化したことを示す。図①-4)-27は、結晶方位解析結果から求めたラス境界長さの変化をクリープひずみで整理したものである。図より、クリープ変形の極初期(クリープひずみ1%以下)では、ラス境

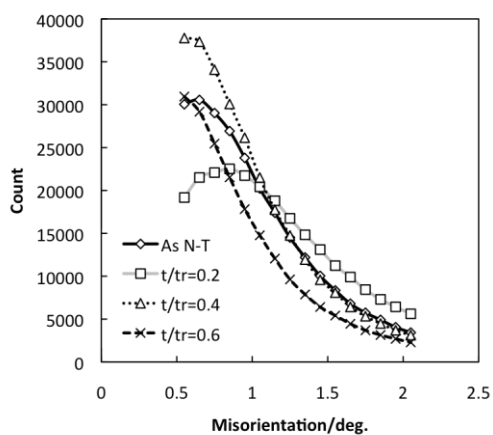


界長さは増加することがわかる。その後、ラス境界長さはクリープひずみの増加に伴って徐々に減少する。この傾向はクリープ試験条件に依らず同様である。図①-4)-28は、625°C、115MPaのクリープ中断材におけるSTEM明視野像である。(a)は $t/t_r=0.2$ の中断材であり、(b)は $t/t_r=0.6$ の中断材である。図①-4)-28(a)中に三角矢印で示したように、クリープ極初期では亜粒界によるラスの分断が生じており、これが境界長さの増加を引き起こしたと推察される。一方、図①-4)-28(b)より、 $t/t_r=0.6$ ではラスの球状化と粗大化が起こっており、このことが境界長さ減少の原因と考えられる。以上の結果をまとめると、1次クリープから3次クリープ前半ではブロックやパケット単位では変化せず、ラスの変化のみが生じている。このラスの変化は、微小方位差を用いて捉えることが可能である。

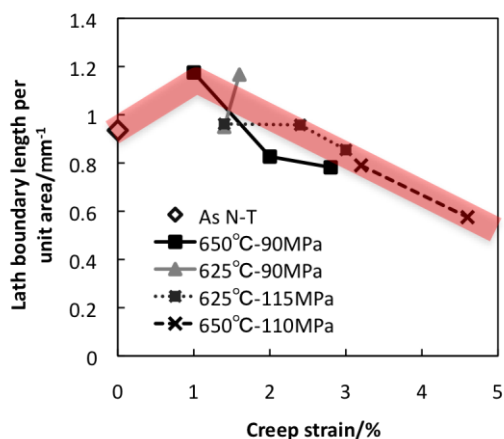
クリープ試験後、試料は破断部近傍で細くくびれており、大きな破断延性を示していた。このような破断様式はクリープ条件が異なる場合でも同様であり、破断部における断面減少率は約90%であった。図①-4)-29に、クリープ破断材における(a)破断部、破断から(b)1mm、(c)5mmおよび(d)10mmの位置での結晶方位分布図と101極点図を示す。結晶粒は破断部近傍で負荷方向(LD: Loading Direction)に伸長しており、マルテンサイト組織が壊れている。また、101極点図の変化から、破断部に近づくにつれて、 $\langle 101 \rangle // LD$ となるように結晶粒が方位回転していることが分かる。図①-4)-30は、断面減少率と $\langle 101 \rangle // LD$ である結晶粒の面積率の関係である。断面減少率が50%を超えると、面積率と断面減少率の間には線形関係があることがわかる。そのため、断面減少率が50%以上の大変形を起こしたラスマルテンサイトの劣化挙動評価には、 $\langle 101 \rangle // LD$ となる結晶粒の面積率を用いることが有効である。一方、図①-4)-29(c)と(d)に示したように、破断部から5mm以上離れた領域では、一見してラスマルテンサイトを保っている。そこで次に、破断材における方位差分布を図①-4)-31に示す。図より、クリープ前の試料では、ブロック境界に対応して $50^\circ$ から $60^\circ$ の間に明瞭な2つのピークが確認されるのに対して、破断部から10mmの領域では、 $60^\circ$ 近傍の1つのピークに変化している。これは、クリープ変形に伴い組織中のブロックやパケットが結晶方位回転を起こしたことを示している。次に、この方位差頻度分布の変化について相関係数を用いて定量評価した。ある変数 $x$ と $y$ の相関係数 $r$ は、

$$r = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - m_x)(y_i - m_y)}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - m_x)^2 \sum_{i=1}^n (y_i - m_y)^2}} \quad \text{①-4)-1}$$

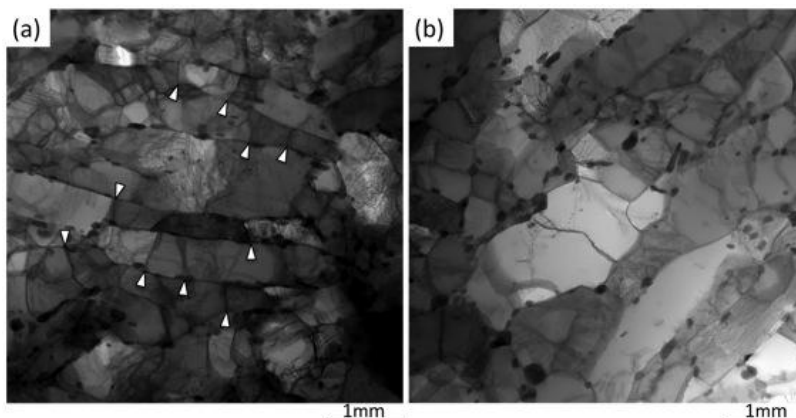
で与えられる<sup>①-4)-13</sup>。ただし、 $m_x$ 、 $m_y$ はそれぞれの変数の平均値である。相関係数の最大値は1であり、1に近い程2つの変数の相関が良い。本研究では、1つ目の変数をクリープ試験前の試料における方位差分布に、2つ目の変数をクリープ破断材における方位差分布として相関係数を求めた。図①-4)-32は、求めた相関係数を断面減少率によって整理したものである。図より、断面減少率の増加に従って徐々に相関係数が減少していくことがわかる。以上の観察は、破断材を用いたものであるが、3次クリープ後半でも同様の組織変化が生じるものと推察され、ブロックに着目した結晶方位解析によって組織評価が可能である。



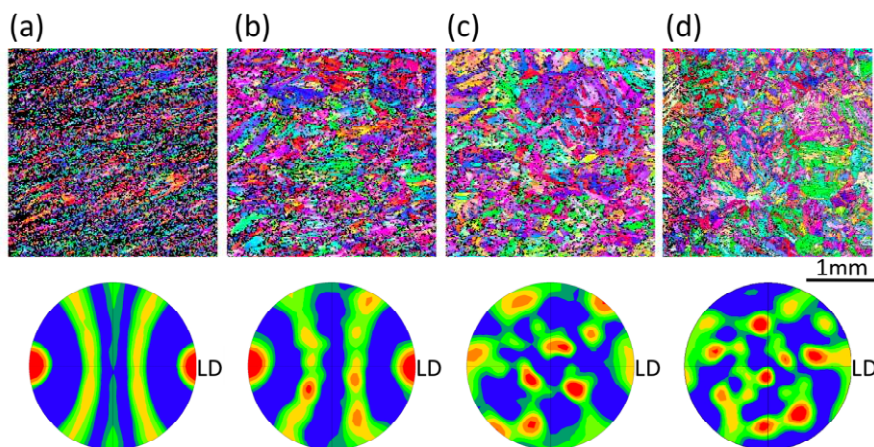
図①-4)-26 650°C-90MPa クリープ中断材における微小方位差変化



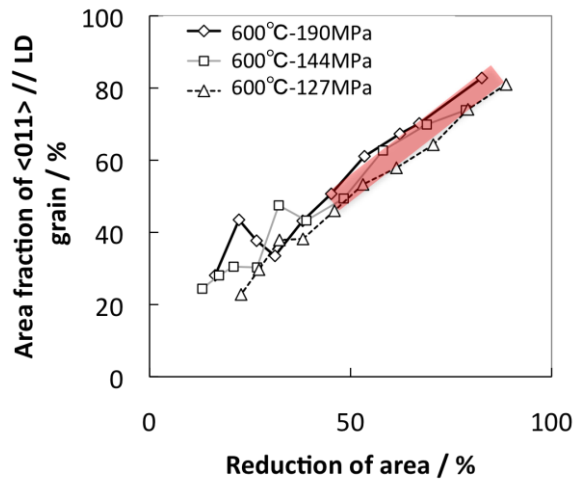
図①-4)-27 各クリープ中断材における単位面積あたりのラス境界長さ変化



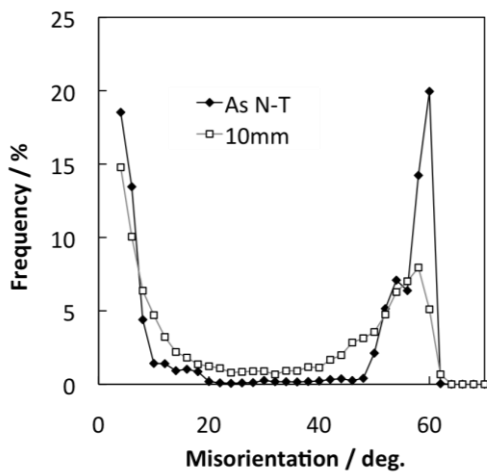
図①-4)-28 625°C-115MPa クリープ中断材の STEM 明視野像、(a)  $t/t_r=0.2$ 、(b)  $t/t_r=0.6$



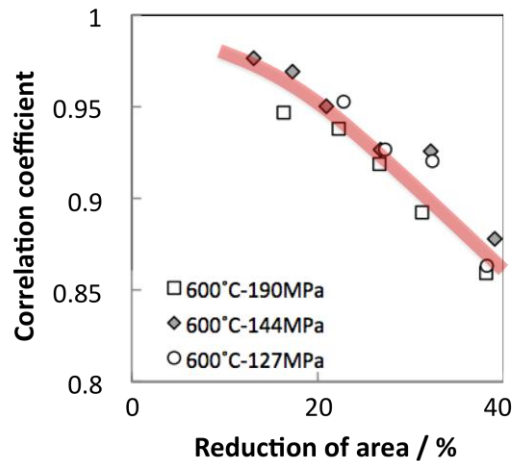
図①-4)-29 クリープ破断材における破断から(a)1mm、(b)5mm、(c)10mm および (d)15mm の位置での結晶方位分布図と 101 極点図



図①-4)-30 クリープ破断材における断面減少率と<101>//LD 結晶粒面積率の関係



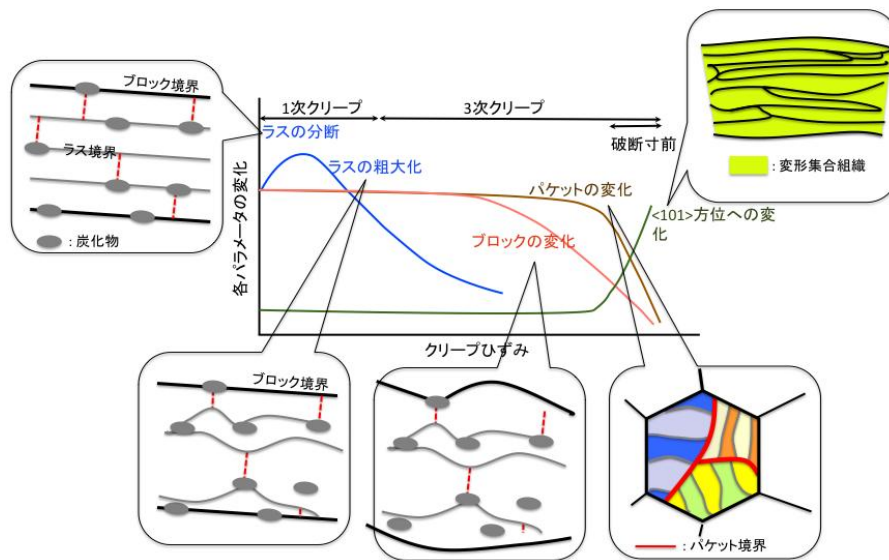
図①-4)-31 クリープ破断材における方位差分布の変化



図①-4)-32 各クリープ破断材における相関係数と断面減少率の関係

図①-4)-33 は、クリープ変形に伴うラスマルテンサイトの組織変化挙動を模式的に示したものである。ここに示した変化は、 $2^\circ$  以下の微小方位差（1次クリープから3次クリープ前半）、ブロック境界の方位変化（3次クリープ後半）、<101>//LD となる結晶粒の面積率（破断寸前）に着目すれば、定量的評価を行うことが出来る。

局所方位測定法については、オーステナイト鋼や Ni 基合金を含めた、鋼種および材料の種類やクリープ条件の違う試料について同様の解析を行い、本研究で確立した評価法の汎用性について検討し、局所方位変化データベースの構築を行った。その結果、開発した局所方位測定法は、他の材料に対しても有効に適用できることを明らかにし、プラットフォーム構築に資するデータを取得することができた。



図①-4)-33 クリープ変形に伴うラスマルテンサイト組織変化の模式図

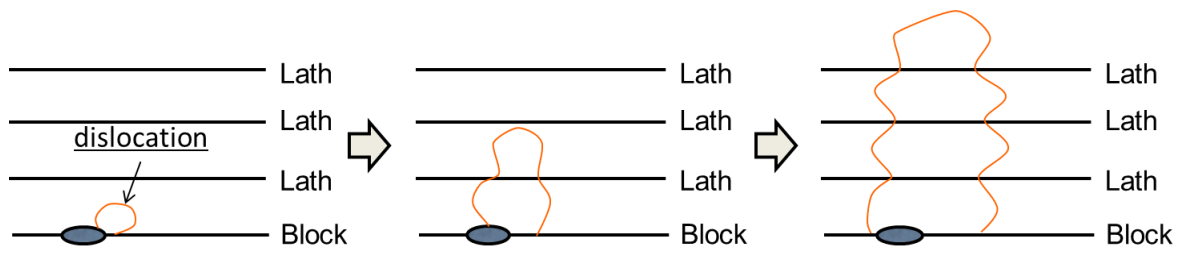
前述のように、フェライト鋼については、クリープ変形中のラス組織の変化がクリープひずみと良い対応を示すことが明らかになったので、以下には、ラス組織変化からひずみ速度や寿命評価を行う手法の確立について検討した。図①-4)-34は、ラス境界と転位の相互作用の模式図である。この図に示したラス境界に対して垂直に位置し境界と平行方向に移動しようとする転位に対する抵抗力を、

$$\sigma_{th} = M \frac{0.85Gb}{\lambda_s} \quad \text{①-4)-2}$$

により算出した。ここで、 $M$ はテーラー因子で、BCC-Feの場合2.9である。 $G$ は剛性率であり、625°Cで62.1GPa、650°Cで60.3MPaである。 $b$ はバーガースベクトルの大きさであり、0.25 nmとした。 $\lambda_s$ はラス境界のすべり面上での幅であり、次式を用いて観察されたラス幅 $\lambda$ より算出した。

$$\lambda_s = \sqrt{2}\lambda \quad \text{①-4)-3}$$

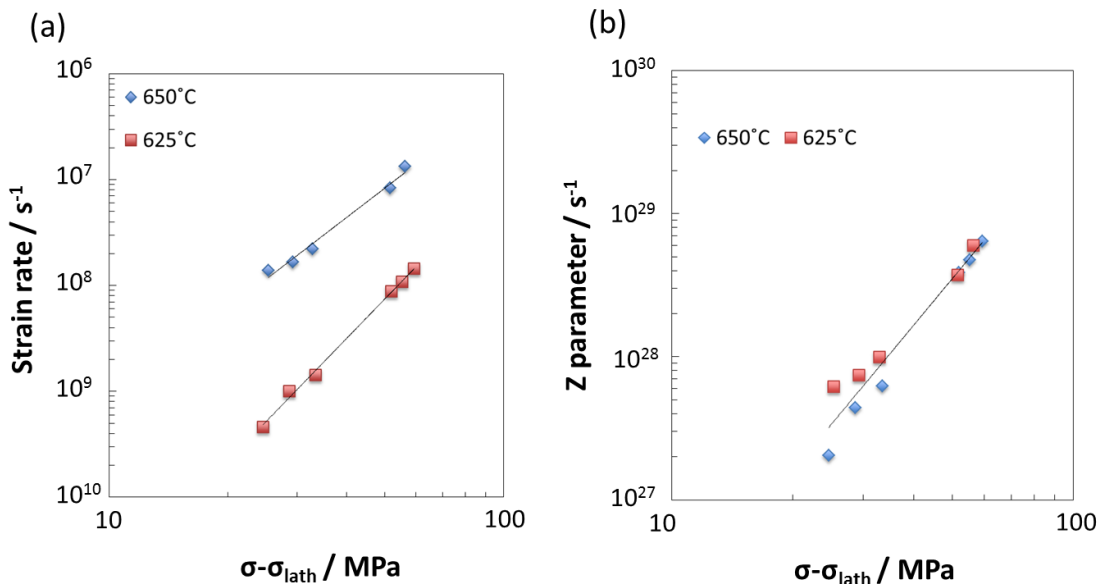
なお、局所方位解析では、ラス境界と変形により導入される亜粒界の双方を評価するため、ラス境界の抵抗力のみを算出するのに適さない。そのため、ここではTEM観察から求めたラス幅を計算に用いている。得られたラス境界による抵抗力について表①-4)-2にまとめる。抵抗力は60MPa程度であるが、クリープ変形の進行に伴うラス幅の増加に対応して、それも低下する。抵抗力を外力から減じた値が、実際の変形に対する有効応力である。図①-4)-35に、Gr.91鋼の各中断材における試験中断時のひずみ速度と有効応力の関係を両対数プロットにて示す。(a)から明らかなように、有効応力とひずみ速度には良い直線関係があり、クリープ変形中のひずみ速度の変化がラスの粗大化に強く影響されていることが示唆される。



図①-4)-34 転位とラス境界の相互作用の模式図

表①-4)-2 ラス幅から算出した転位運動への抵抗力

温度 °C	応力 (MPa)	試験時間 (h)	ひずみ速度 s <sup>-1</sup>	ラス幅(TEM) (μm)	ラスの抵抗力 MPa
—	—	0	0	—	—
625	115	177	8.79E-09	0.43	63.1
625	115	369	1.08E-08	0.45	59.7
625	115	550	1.45E-08	0.48	55.6
625	90	2000	4.63E-10	0.41	65.4
625	90	4000	1.00E-09	0.44	61.4
625	90	6000	1.42E-09	0.47	56.6
650	110	70	8.33E-08	0.45	58.4
650	110	105	1.33E-07	0.49	53.6
650	90	198	1.38E-08	0.40	64.7
650	90	390	1.66E-08	0.43	60.7
650	90	558	2.22E-08	0.46	57.2

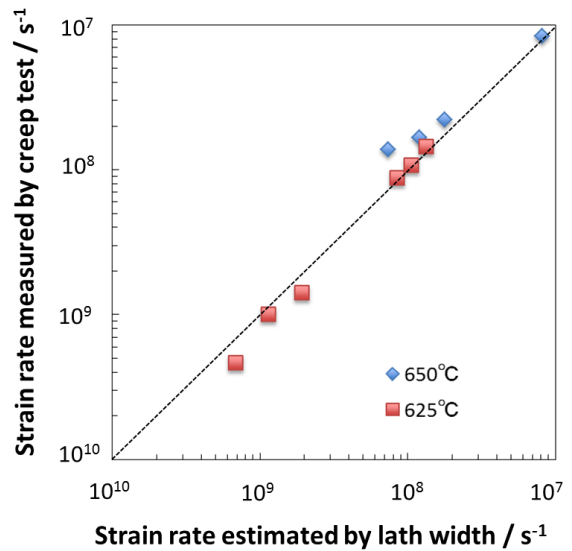


図①-4)-35 (a)クリープ変形中のひずみ速度と(b)Zパラメータの有効応力依存性

(b)は縦軸を温度補正パラメータ  $Z$  に変換したものである。 $Z$  は、

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{①-4)-4}$$

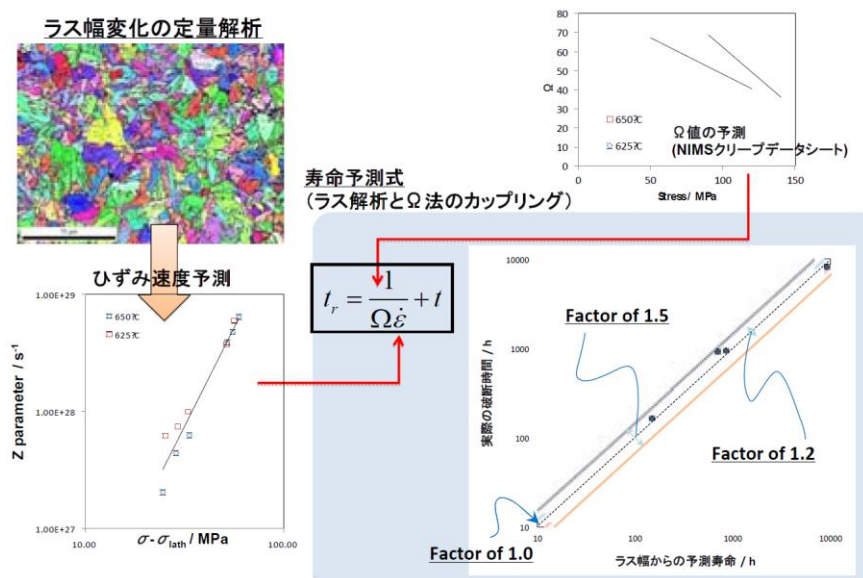
で求められる。ここで、 $\dot{\epsilon}$  はひずみ速度、 $R$  は気体定数、 $T$  は温度である。 $Q$  は、変形の活性化エネルギーで、ここでは 630 kJ/mol とした。 $Z$  パラメータを用いると温度の異なるクリープ条件であってもプロットが 1 つの直線で示される。この実験的に求めた直線関係を近似し、(1.5.3.2.1-2)式と(1.5.3.2.1-4)式を代入すれば、観察されるラス幅からひずみ速度の推定が可能となる。図①-4)-36 に、ラス幅から求めたひずみ速度と実際のひずみ速度の比較を示す。すべてのプロットが対角線近くに位置しており、ラス幅から精度よくひずみ速度を算出できていることがわかる。次に、ラス幅からの寿命評価を行うため、 $\Omega$  法を用いる。 $\Omega$  法は加速クリープ域でのひずみ速度の対数とひずみの直線関係を用いて寿命評価を行う手法であり、破断時間  $t_r$  と余寿命  $t_i$  はそれぞれ次式で示される。



図①-4)-36 ラス幅から算出したひずみ速度と実際のひずみ速度の比較

$$t_r = t_i + t = \frac{1}{\Omega \dot{\epsilon}} + t \quad \text{①-4)-5}$$

ここで、 $t$  はクリープ試験の中断時間、 $\Omega$  は直線関係の傾きである。NIMS クリープデータ

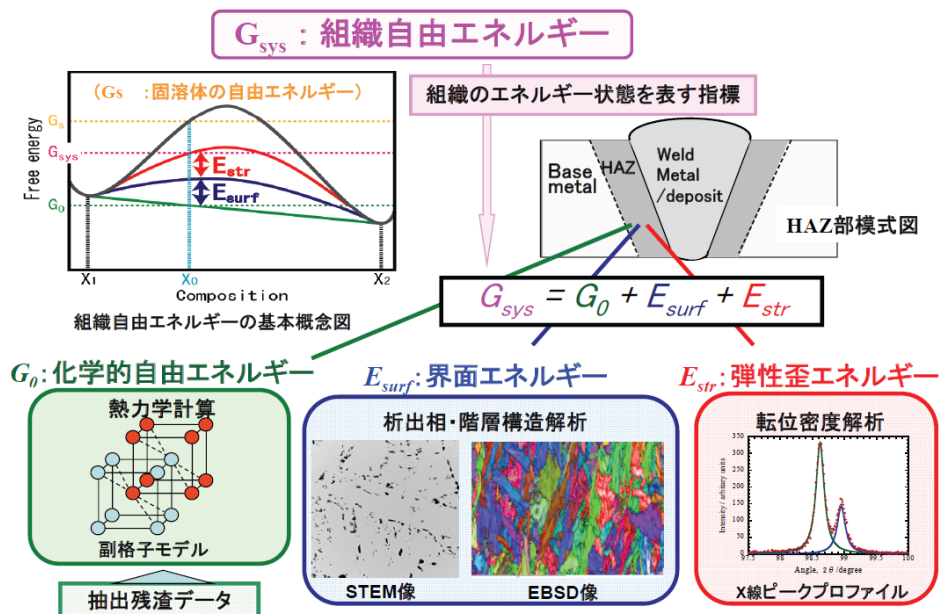


図①-4)-37 ラス幅を用いて余寿命と破断時間を推定する系統図と評価結果

シート①-4)-14より予測される $\Omega$ の値は、625°C-90 MPaのクリープ条件では53、625°C-115 MPaでは69、650°C-90 MPaでは44、650°C-110MPaでは52である。これらの値とラス幅から求めたひずみ速度を用いて余寿命と破断時間を推定する系統図と評価結果を図①-4)-37に示す。右下に示す図の縦軸がクリープ試験から測定された実際の値、横軸がラス幅から算出した結果である。また、寿命予測精度の指標として、Factor of 1.2 および Factor of 1.5 の線で図中に示している。これまでの研究の結果、余寿命については Factor of 1.5、寿命については Factor of 1.2 の精度で予測可能なことが確認され、ラス幅を用いた強度・寿命予測法の有用性を示す結果を得られている。

## (2) 組織自由エネルギー法

これまで、合金の析出におけるエネルギー変化は、図①-4)-38に示すように、組成 $X_0$ の固溶体の自由エネルギー $G_s$ と、その平衡相(図中の $X_1$ と $X_2$ )が自由エネルギー曲線に張る共通接線で決まるエネルギー値 $G_0(=G_{chem})$ で与えられるとされてきた。しかしながら、析出相の生成により界面が生じるため、界面エネルギー増分 $E_{surf}$ が生じるはずであり、また母相と析出相間が整合であった場合、ひずみエネルギーの増分 $E_{str}$ が生じるはずである。従って、析出初期には、系のエネルギーは $G_{chem}$ ではなく、 $G_{chem} + E_{surf} + E_{str}(=G_{sys})$ になっているはずである。この $G_{sys} - G_{chem}$ のエネルギーは、その後の析出物の粗大化等の組織変化の駆動力となる。この $G_{sys}$ が組織自由エネルギーである。 $G_{sys}$ の変化を測定することにより、その組織の変化の度合いを知ることができる。さらに、 $G_{sys}$ は試料の部分ごとに評価することができるので、局所的な組織変化(組織劣化)の状態も知ることができる。



図①-4)-38 組織自由エネルギーの基本概念図

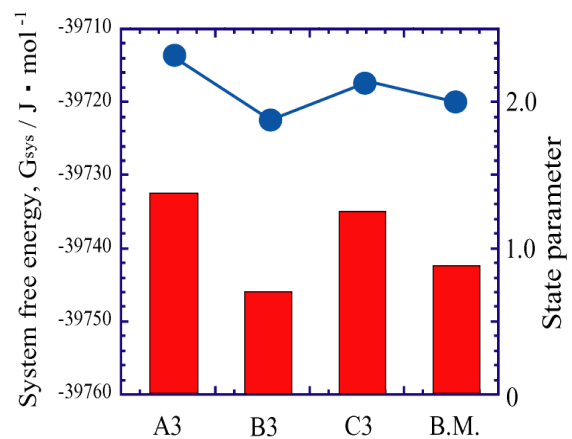
ここで、高Crフェライト系耐熱鋼では、 $G_{chem}$ を熱力学データベース(Thermo-Calc)を用いた計算により求め、 $E_{surf}$ についてはMX型炭窒化物、 $M_{23}C_6$ 炭化物、Laves相の

界面エネルギーおよびマルテンサイト相のラス・ブロック、パケット境界の界面エネルギーを評価した。さらに、ラスマルテンサイト相の転位密度を X 線プロファイル解析<sup>①-4)-15</sup>によって求め、それを基に転位の歪エネルギーとして  $E_{str}$  を見積もった。なお、実溶接継手の HAZ 部の幅は数 mm しかなく、粗粒域または細粒域などの領域ごとに抽出残渣採取用等の試料を切り出すことが困難なため、ここでは、HAZ 再現模擬溶接熱処理材における粗粒域および細粒域における界面エネルギーと化学的自由エネルギーの値を用いた。

Gr.92 鋼の HAZ 再現模擬溶接熱処理材について各エネルギーの総和として組織自由エネルギーを求めた結果を図①-4)-39 の棒グラフとして示す。なお、図中の折れ線グラフと右軸については後述する。さて、溶金近くの Fusion 線熱処理の A3 では -39,732J/mol、二重細粒 HAZ 熱処理の B3 では -39,746J/mol、粗粒+細粒 HAZ 熱処理の C3 では -39,735J/mol、母材では -39,742J/mol となった。析出によるひずみや界面に蓄えられるエネルギーまで含めた組織自由エネルギーにおいて、細粒域 HAZ の熱サイクルを模擬した B3 が粗粒域 HAZ の熱サイクルを模擬した A3 より約 14J/mol 小さいという結果となった。

また、母材部における組織自由エネルギーよりも約 4J/mol 小さくなっていた。一般に、HAZ 細粒域は母材に比べクリープ強度が低く、このことと組織自由エネルギーは対応しており、組織自由エネルギー変化がクリープ強度を予測する上で有用であると考えられる。また、B3 と C3 とを比較すると、B3 の組織自由エネルギーの方が約 11J/mol 低いことから、細粒域でクリープ強度が低下するのは 2 回目以降の熱サイクルの影響であることが示唆される。

別途、クリープ試験材および HAZ 再現模擬溶接熱処理材を用いて、評価した結果から、化学的自由エネルギーと界面エネルギーの変化に比べて、転位密度に基づく弾性ひずみエネルギー変化は、クリープ初期および HAZ 再現組織変化に対して極めて敏感であることが明らかとなった。この敏感な変化の代表例として Gr.92 鋼における溶金界面からの距離に伴う転位密度の変化を図①-4)-40 に示す。溶金界面では  $2 \times 10^{14} / \text{m}^2$  と高い転位密度を示す。この高い転位密度は 1.2mm まで保持されている。1.2mm より溶金から離れた 1.6mm になると急激に転位密度が低下し、ほぼ  $5 \times 10^{13} / \text{m}^2$  となる。これらの傾向は Gr.91 鋼でも同様であったが、Gr.91 鋼では Gr.92 鋼に比べ転位密度は約半分と低い値を示した。Gr.92 鋼におけるこの高い転位密度は以下のように考えられる。Gr.92 鋼はボロンおよびタングステンを含むため、組織の回復が遅く、かつひずみを蓄



図①-4)-39 HAZ 再現模擬溶接熱処理材の組織自由エネルギー（左軸と棒グラフ）と状態パラメータ（右軸および折れ線）

A3: Fusion 線熱処理、B3: 二重 FGHAZ 熱処理  
C3: CG+FGHAZ 熱処理、B.M: 母材



積しやすいものと推察される。その後の熱影響および溶接後熱処理によっても回復が緩やかで、結果として Gr.91 鋼に比べ高い転位密度を維持したものと考えられる。このことは、Fe-Cr-Mo および Fe-Cr-W の 3 元系における拡散実験で、Fe-Cr 合金中の W の相互拡散係数が Mo に比べてほぼ 1/2 と遅いことと関連している<sup>①-4)-16</sup>。

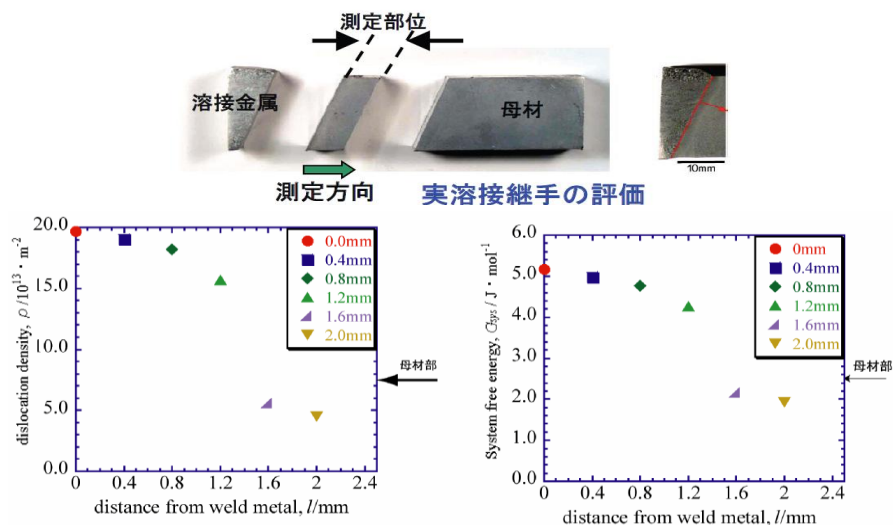
Gr.92 鋼の実溶接材 HAZ 部における溶金界面からの距離による組織自由エネルギーは、粗粒域では-39,731J/mol、細粒域では-39,746J/mol であり、細粒域では粗粒域に比べ約 15J/mol 低くなった。また、母材部では細粒域より約 1J/mol ほど大きな組織自由エネルギーを示した。HAZ 細粒域母材に比べてクリープ強度が低下していることと、HAZ 細粒域で組織自由エネルギーが減少していることは対応しており、組織自由エネルギーはクリープ強度を予測する上でも有用であることが確認された。

HAZ 再現模擬溶接熱処理材をさらに 650°C で 180 時間の時効熱処理を施した結果 Laves 相析出も認められ、それぞれの組織自由エネルギーは、A3: -39,743J/mol、B3: -39,747J/mol、C3: -39,745J/mol、母材: -39,746J/mol となった。それぞれ減少量は、A3 で 11J/mol、B3 で 1J/mol、C3 で 10J/mol、母材で 4J/mol となり、全ての試料で組織自由エネルギーは減少し、かつ B3 が最も低い値を示した。PWHT 後の各エネルギー値を基準として時効熱処理後の組織自由エネルギー変化から、損傷状態を表現するパラメータ値を以下の式で定義した。

$$P = \left(1 - \frac{\Delta G_{chem}(measure)}{\Delta G_{chem}(total)}\right) + \left(1 - \frac{\Delta E_{str}(measure)}{\Delta E_{str}(total)}\right) + \left(1 - \frac{\Delta E_{surf}(measure)}{\Delta E_{surf}(total)}\right) \quad \text{①-4)-6}$$

その結果、パラメータ値 P は A3: 2.3、B3: 1.9、C3: 2.2、および母材: 2.0 となった。このパラメータは 0 に近づくほど劣化が大きいことを示すが、B3 の値が最も小さく、劣化が進んでいることを示していた。この結果は図①-4)-39 の右軸および図中の折れ線として表している。

クリープ中断・破断材の解析から組織自由エネルギー変化を時間の緩和関数として表現できることがわかった。さらに、組織自由エネルギーのうち、ひずみエネルギー



図①-4)-40 Gr.92 鋼の溶接 HAZ 部における転位密度変化とそれによるひずみエネルギー変化

の緩和時間 ( $\tau$ ) は顕著な応力依存性を示すことが明らかとなった。これにより、組織自由エネルギー変化の応力  $\sigma$  に対する依存性が  $\tau(\sigma)$  として表現できることが明らかとなった。

以上に述べたように、HAZ 部における転位密度の不連続変化にともなうひずみエネルギーの特異な変化と、HAZ 組織とクリープ初期におけるひずみエネルギーの敏感性が明らかとなったが、長時間側での HAZ 組織とその強度については、長時間側までゆっくり変化する化学的自由エネルギーと界面エネルギー変化をさらに精度よく評価する必要がある。そのためには、今後、化学的自由エネルギー、界面エネルギーおよびひずみエネルギーをすべて時間の関数として表現することにより、組織自由エネルギーの時間変化を明らかにする必要がある。

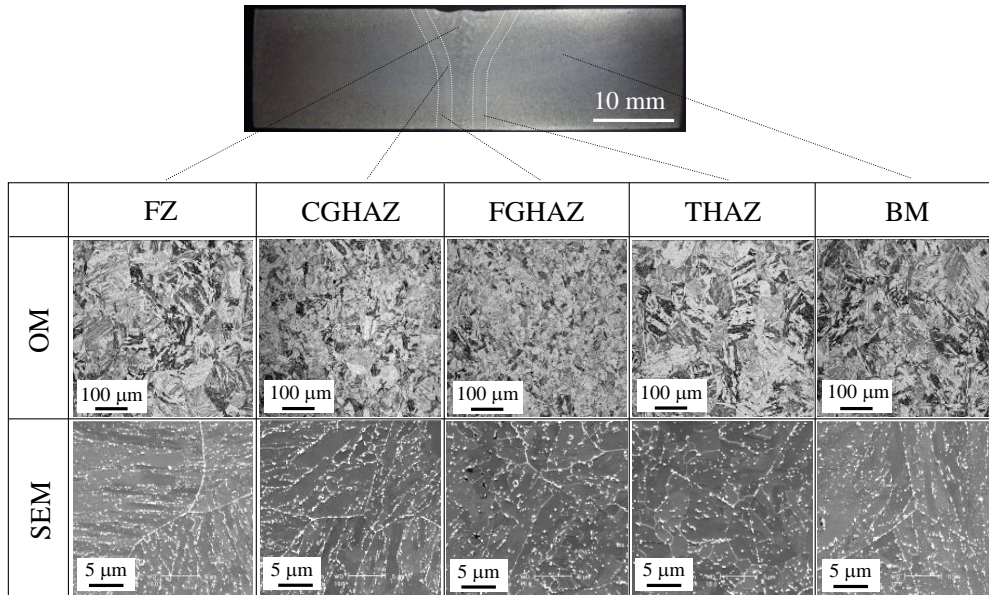
そのための手段として、1 万時間程度までのクリープ中断材と溶接部を用いた組織自由エネルギー変化のデータを取得・蓄積し、それを解析することによって組織自由エネルギーの緩和関数の精度を向上させて、長時間側の組織自由エネルギーの予測・シミュレーションを可能にする。その結果、長時間の溶接継手強度の予測が可能になると期待できる。

### (3) 極小スモールパンチクリープ試験法

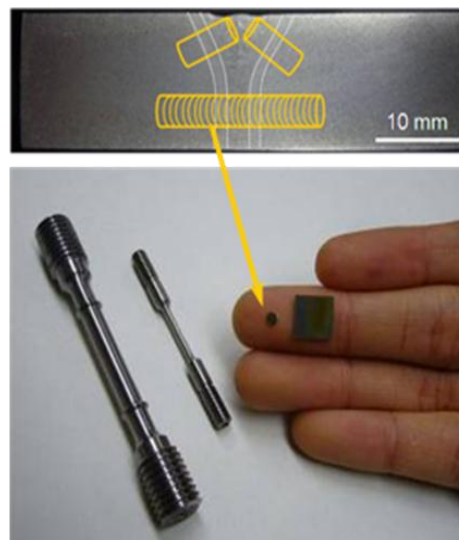
高 Cr フェライト系耐熱鋼の Type IV 損傷に代表されるような溶接継手での劣化・損傷の機序を明らかにするためには、溶接熱影響部 (HAZ) 細粒域といった局所領域におけるクリープ特性を精度良く測定する必要がある。しかしながら、小型薄肉部材に対して適用可能なスモールパンチ (SP) クリープ試験でも、その標準試験片サイズ (10×10×0.5 mm) ではまだ大きく、さらに小型の試験片を用いた計測が不可欠である。本研究では、 $\phi 3 \text{ mm} \times 0.25 \text{ t mm}$  (TEM ディスク) 形状の極めて小さな試験片を用いた新しい局所領域のクリープ特性を計測・評価する研究開発を行った。まず、改良型 SP クリープ試験装置を新たに開発、設置し、本技術を 8Cr-2W-VTa 鋼および高温クリープ SG 共通試料 (Gr.91、Gr.92、NIMS-9Cr ボロン鋼) の溶接継手局所領域に適用した。

供試材として、核融合炉ブランケット用低放射化フェライト系耐熱鋼 (8Cr-2W-VTa 鋼) を用いた。厚さ 15 mm の平板に対して、速度 400 mm/min、電流 0.2 A、電圧 90 kV の条件にて電子ビーム (EB) 溶接した。その後、溶接継手を 720°C、1 h の溶接後熱処理に供した。溶接継手のマイクロ組織を図①-4)-41 に示す。母材 (BM) は焼戻しマルテンサイト組織単相であり、この領域の硬さは約 190Hv であった。溶融域 (FZ) の硬さがもっとも高く (約 250Hv)、母材 (BM) に近づくにつれて硬さは徐々に低下していた。HAZ 内部では HAZ 焼戻し域 (THAZ) がもっとも低く (約 175Hv)、BM よりも軟化していた。図①-4)-42 に示すように、この EB 溶接継手より  $\phi 3 \text{ mm}$  のロッド状試験片を溶融線に対し垂直になるようにワイヤーカットにて切出した後、溶融域 (FZ)、HAZ 粗粒域 (CGHAZ)、HAZ 細粒域 (FGHAZ)、HAZ 焼戻し域 (THAZ)、母材部 (BM) のそれぞれより厚さ 0.35 mm のディスク状試験片をスライスした。この試験片を厚さ 0.28 mm まで研磨した後にエッチングを行い、目標領域から採取できていることを改めて確認した。最終的な試験片形状は  $\phi 3 \times 0.25 \text{ mm}$  であり、試験片両面をバフ研磨にて鏡面仕上げとした。

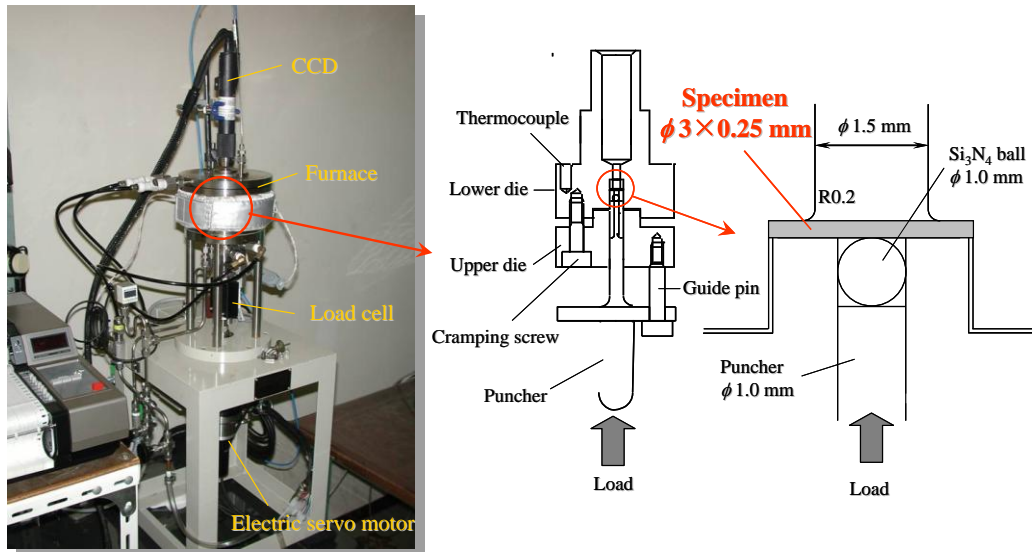
SP クリープ試験は、図①-4)-43 に示す高温 SP 試験装置と改良治具を用い、温度 550～650℃、負荷荷重 35～140 MPa の条件にて実施した。荷重はφ1.0 mm のパンチャーと Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ボールを介して試験片表面中央に負荷した。また、変形量は荷重線上変位として、圧縮ロッドの移動距離より測定した。なお、試験片の酸化を防ぐため、試験雰囲気は Ar ガスとした。



図①-4)-41 溶接継手各局所領域のマイクロ組織

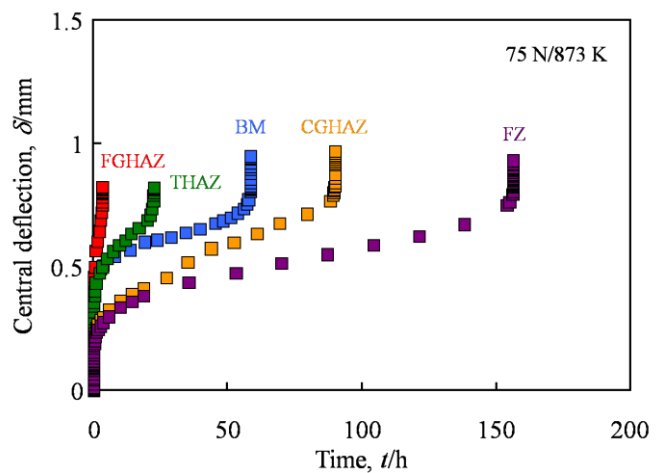


図①-4)-42 SP 試験片採取位置

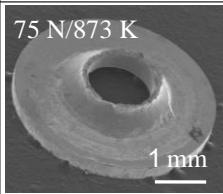
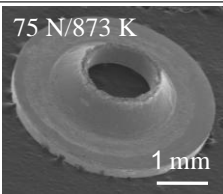
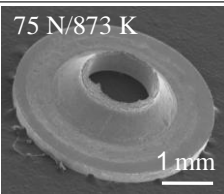
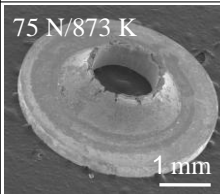
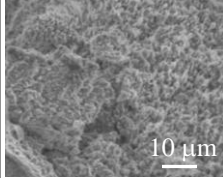
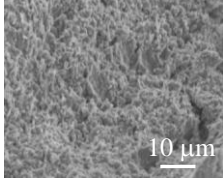
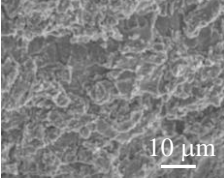
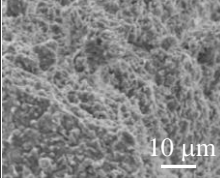


図①-4)-43 高温 SP 試験装置と改良治具

75MPa/600 °C で計測された 8Cr-2W-VTa 鋼各局所領域の SP クリープ曲線を図①-4)-44 に示す。同図より、FZ と CGHAZ の負荷直後の変位が他の領域に比べ小さいのがわかる。これは、FZ と CGHAZ の初期強度そのものが他の領域に比べ高いためである<sup>①-4)-17</sup>。高荷重短時間試験の例ではあるが、本試験条件においては、FZ、CGHAZ、BM、THAZ、FGHAZ の順で SP クリープ破断強度が低下している。破断試験片の SEM 観察の結果を図①-4)-45 に示す。



図①-4)-44 各局所領域のSPクリープ曲線

	BM	THAZ	FGHAZ	CGHAZ
Specimen				
Fracture surface				

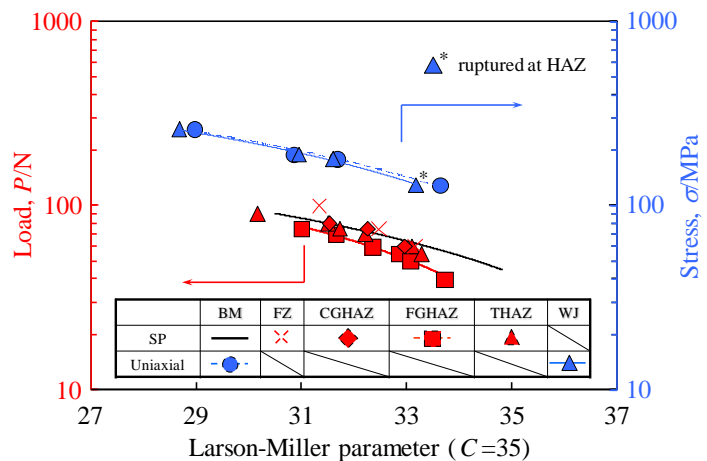
図①-4)-45 試験後の SP 試験片と破断面

破壊は円周上に沿って生じており、破面はディンプルを伴う粒内延性破壊を呈していた。今回の試験条件では、試験片採取位置による破壊形態の大きな違いは観察されなかった。

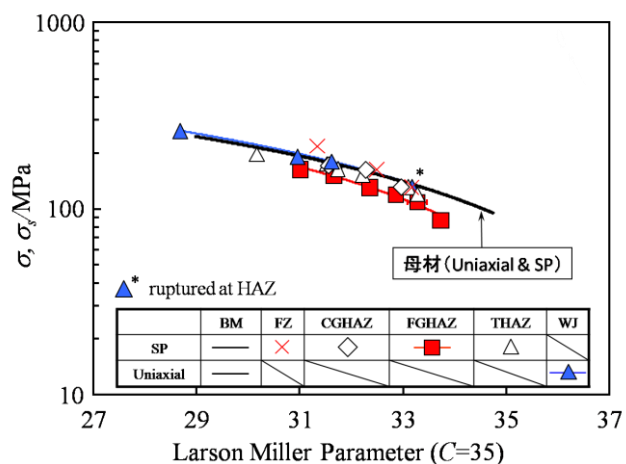
8Cr-2W-VTa 鋼各局所領域の SP クリープ破断試験結果を Larson-Miller パラメータを用いて整理したものを図①-4)-46 に示す。同図には単軸クリープ試験結果も併せて示している。FGHAZ の SP クリープ破断強度は BM のそれに比べ低下しており、低荷重側でその差はより顕著である。CGHAZ および THAZ の破断強度は BM のそれとほぼ同等、もしくは若干低下しているように思える。また、FZ については比較的高荷重側で BM より破断強度が高いものの、低荷重側になるにつれて BM のそれと同等程度になっている。このように、各局所領域で SP クリープ特性が異なり、FGHAZ のクリープ破断強度が最も低下していることが明らかとなった。このことが、低応力側において溶接継手の破壊が FGHAZ において生じ、その結果そのクリープ破断強度が母材部に比べ低下する原因のひとつであると推測される。

SP 試験片において Mises 相当応力が最大となる位置 ( $R=0.3\text{ mm}$ ) での相当応力の板厚方向の平均値  $\sigma_{eq}$  の変化を有限要素解析によって調べた。その結果、平均相当応力は試験開始直後に急激に低下した後ほぼ一定値を示し、その後破断直前に再度上昇した。また、試験荷重の増加に伴い、クリープ中に一定となる平均相当応力も上昇した。この定常状態での平均相当応力 (定常平均相当応力  $\sigma_s$ ) と解析で負荷した荷重  $P$  の関係を算出したところ、両者の間には直線的な関係 ( $P = 0.46 \sigma_s$ )<sup>①-4)-17</sup> があった。

クリープ寿命の大半を占めるこの定常平均相当応力  $\sigma_s$  が SP クリープの変形および破壊特性の支配的パラメータであると考えられたため、 $\sigma_s$  を用いたクリープ破断強度評価を検討した。SP クリープ破断試験データを、Larson-Miller パラメータ ( $C=35$ ) を用い  $\sigma_s$  によって整理した結果が図①-4)-47 である。BM の SP クリープ試験と単軸クリープ試験の結果はほぼ一致し



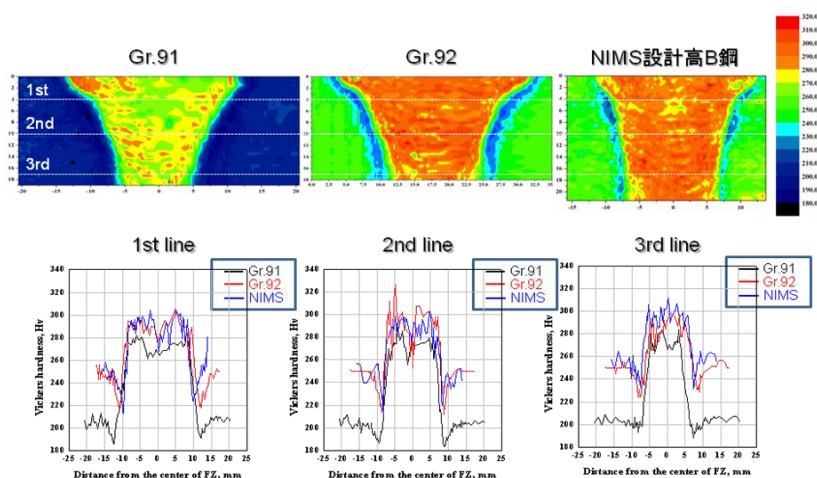
図①-4)-46 SPクリープ破断試験結果



図①-4)-47  $\sigma_s$  で整理した SP クリープ破断試験結果

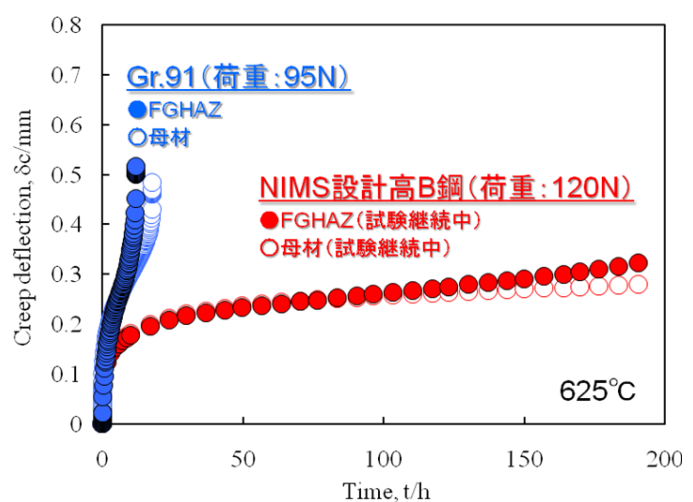
た。これは、SPクリープ試験における定常平均相当応力  $\sigma_s$  が単軸クリープ試験応力  $\sigma$  に等価であることを示唆している。このようなことから、TEM ディスクサイズ試験片を用いた SP クリープ試験結果を  $\sigma_s$  によって整理することにより、HAZ 局所領域の単軸クリープ破断強度が計測・評価できるものと期待される。

共通試料である Gr.91 鋼および NIMS-9Cr ボロン鋼の TIG 溶接継手の母材 (BM) と HAZ 細粒域 (FGHAZ) より、上述のようにして  $\phi 3 \times 0.25$  mm のディスク状試験片を切り出し、同様に SP クリープ試験に供した。両溶接継手の硬さ分布を Gr.92 鋼のものと併せて、図①-4)-48 に示す。Gr.91 鋼の硬さは、Gr.92 鋼および NIMS-9Cr ボロン鋼と比べ溶接金属 (WM) および BM で全体的に低くなっていた。また、Gr.92 鋼と NIMS-9Cr ボロン鋼を比較すると、両者とも硬さは比較的近い値を示したものの、NIMS-9Cr ボロン鋼の HAZ 軟化域の面積は Gr.92 に比べ減少していた。



図①-4)-48 Gr.91 鋼、Gr.92 鋼、NIMS-9Cr ボロン鋼の Vickers 硬さプロファイル

Gr.91 鋼と NIMS-9Cr ボロン鋼の BM および FGHAZ にて計測された SP クリープ曲線を図①-4)-49 に示す。試験温度は両鋼とも  $625^{\circ}\text{C}$  と同一だが、試験荷重は異なる。なお、NIMS-9Cr ボロン鋼については、BM および FGHAZ とともに未だ破断しておらず、試験継続中である。試験荷重が 120N と Gr.91 鋼の 95 N に比べ高いにも関わらず、BM および FGHAZ とともに NIMS-9Cr ボロン鋼の方がクリープ寿命が長くなっている。このように、NIMS-9Cr ボロン鋼では、BM のみならず FGHAZ のクリープ強度も従来材



図①-4)-49 Gr.91 および NIMS 設計高 B 鋼の SP クリープ曲線

(Gr.91 鋼) に比べ大きく向上していることが SP クリープ試験によって確認することができた。

以上に述べたように、 $\phi 3 \text{ mm} \times 0.25t \text{ mm}$  (TEM ディスク) 形状の極めて小さな試験片を用いた世界最小 SP クリープ試験技術を開発した。本試験法により 8Cr-2W-VTa 鋼の電子ビーム溶接継手の局所クリープ特性を詳細に調査した結果、HAZ 細粒域 (FGHAZ) のクリープ破断強度が最も低いことが明らかとなった。これが低応力側における溶接継手のクリープ強度低下 (Type IV 損傷) と密接に関係しているものと思われる。さらに、本試験法を共通試料である Gr.91 および NIMS-9Cr ボロン鋼の母材 (BM) と FGHAZ に適用した結果、NIMS-9Cr ボロン鋼では、BM のみならず FGHAZ のクリープ強度も従来材 (Gr.91 鋼) に比べ大きく向上していることを確認することができた。また、SP クリープ試験結果を標準の単軸クリープ試験結果に変換するための換算式 ( $P = 0.46 \sigma_s$ ) を導くのに成功した。

#### (4) 硬さモデル法

高 Cr フェライト系耐熱鋼のクリープ劣化損傷過程の定量評価のために、実プラント環境を考慮した母材および溶接継手 HAZ を対象とし、クリープ中断および破断試験片の硬さ測定によるクリープ劣化損傷過程の定量評価を行い、クリープ強度予測プラットフォームの構築に資することを検討した。

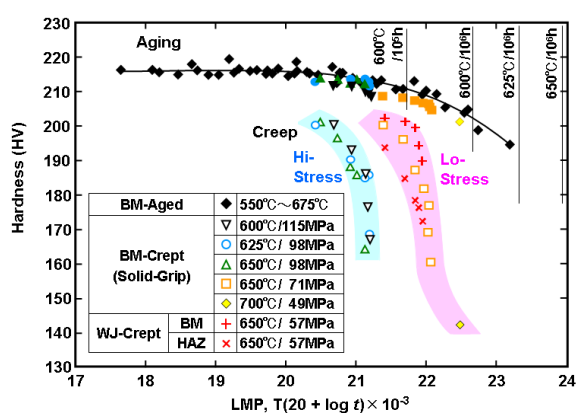
まず、表①-4)-3 に示す Gr.91 鋼ヒート A のクリープ中断・破断および熱時効材の硬さ測定結果<sup>①-4)-18</sup> について、解析を行った。図①-4)-50 は、Gr.91 鋼ヒート A の加熱時効材と母材・溶接部のクリープ試験材 (中断材含む) における硬さ測定結果を Larson-Miller パラメータを変数として示したものである。この図における溶接部のデータについては、熱影響部の最小硬さを示している。加熱時効材 (550°C から 675°C の温度範囲で 25°C 毎の温度で最長 30,000h) の場合、硬さの低下量は最大でも 10% 未満であり、軟化曲線の勾配は緩やかである。また、クリープ試験片の掴み部の硬さも加熱時効材の軟化曲線上にある。これに対して、クリープ試験片の平行部の軟化量は極めて大きく、クリープの過程で著しい軟化が生じる。そして、軟化の過程は Larson-Miller パラメータに対して 2 つのグループに分けられ、98 MPa 以上での試験材はパラメータ値が低く、71 MPa 以下の試験材はパラメータ値が高くなっており、破断材の硬さは負荷応力が小さいほど低い値を示す。

クリープ破断に至るまでの任意の寿命比で測定されたクリープ試験材の母材部および溶接熱影響部における硬さ (H) を初期の硬さ ( $H_0$ ) を基準にした硬さ比 ( $H/H_0$ ) として寿命比 ( $t/t_R$ ) に対してプロットすると図①-4)-51 が得られる。これを見ると、両者の間には母材、溶接部ともに寿命比 0.2 から 0.9 の範囲で明瞭な一本の直線関係が認められ、それは以下の式で表すことができる。

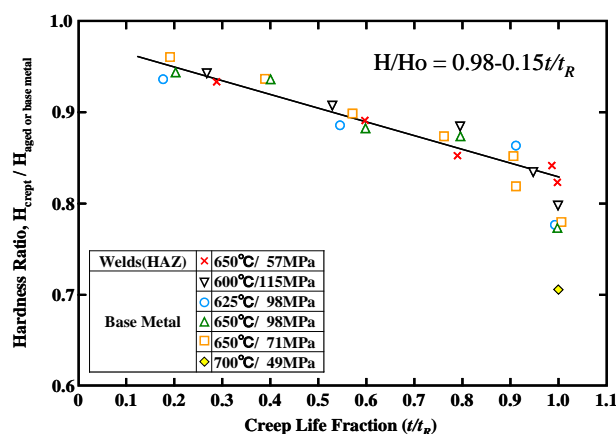
$$H/H_0 = 0.98 - 0.15t/t_R \quad \text{①-4)-7}$$

表①-4)-3 供試材の化学成分

	(mass%)													
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	Nb	V	N	B	Al
Gr.91 鋼 (ヒート A)	0.10	0.24	0.43	0.007	0.002	0.07	8.50	0.94	-	0.075	0.189	0.0437	-	-
Gr.91 鋼 (ヒート B)	0.09	0.26	0.44	0.014	0.0006	0.13	8.28	0.88	-	0.068	0.2	0.044	-	0.01
Gr.91 鋼 (ヒート C)	0.09	0.36	0.46	0.009	0.001	0.26	8.49	0.98	-	0.068	0.20	0.050	-	0.01
Gr.92 鋼	0.087	0.26	0.49	0.009	0.003	<0.002	9.06	0.48	1.74	0.059	0.20	0.042	0.0019	<0.002



図①-4)-50 Gr.91 鋼ヒート A の硬さの加熱時効およびクリープによる変化



図①-4)-51 Gr.91 鋼ヒート A のクリープ寿命比と硬さ比との関係

また、表①-4)-3 に示す Gr.91 鋼ヒート B の母材、W 強化 9%Cr 鋼 (Gr.92) の母材および溶接継手のクリープ中断試験片および破断試験片 (温度範囲: 625-700°C、応力: 70-125MPa) を作製し、硬さ測定を行った。その結果、クリープによる硬さの変化は、ヒート A と同様の、寿命比と硬さ比の関係および Larson-Miller パラメータと硬さとの関係が得られた。

図①-4)-50 から得られたクリープおよび熱時効による硬さ低下量を Larson-Miller パラメータを変数として示すと図①-4)-52 で示されるように、硬さ低下量の対数は Larson-Miller パラメータに比例することがわかる。なお、赤線、青線および黒線は、それぞれ高応力クリープ試験、低応力クリープ試験、および熱時効試験についての硬さ低下量を示し、以下の式で表わされる。

$$\ln \Delta H = \ln \Delta H_0 + K_s \times (\text{LMP}) \quad \text{①-4)-8}$$

ここで、 $\Delta H$  および  $\Delta H_0$  は、それぞれ硬さ低下量および初期硬さ低下量である。 $K_s$  は係数で、高応力、低応力、熱時効によって異なる。LMP は、 $T(20 + \log t)$  で表わされる



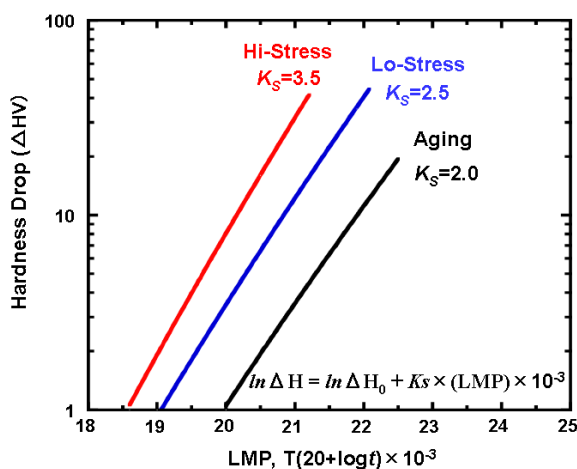
Larson-Miller パラメータで、 $T$  および  $t$  はそれぞれ絶対温度および時間(hour)である。

ここで、 $\ln \Delta H_0$  を 0 とみなし、式①-4)-8 と上式から以下の式が得られる。

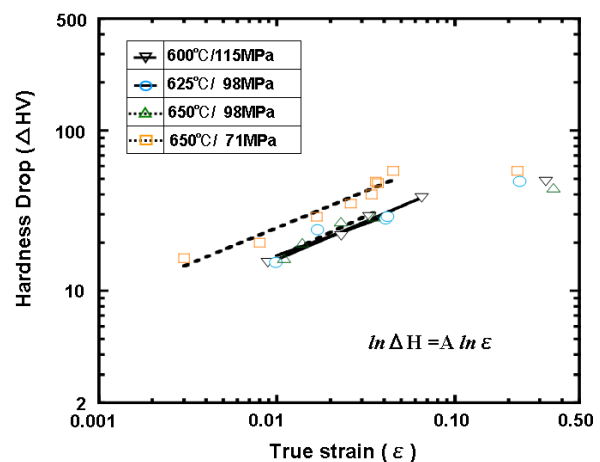
$$t/t_R = 1/0.15(0.98 - H/H_0) = 1/0.15\{0.98 - H/\{H + \exp(K_S \times T(20 + \log t))\}\} \quad \text{①-4)-9}$$

この式から、初期硬さ  $H_0$  の値が与えられなくても、測定した硬さ値、絶対温度および操業時間が分かれば、クリープ寿命比が分かることになる。

図①-4)-53 は、硬さ低下量に及ぼすクリープ真ひずみの影響を示す。この図から、低応力条件における硬さ低下量は、高応力条件の場合のそれよりも大きいことがわかる。このことは、弾性限以下あるいは多軸応力条件下では、応力誘起軟化によってより大



図①-4)-52 Larson-Miller パラメータと高応力クリープ、低応力クリープおよび熱時効による硬さ低下量との関係



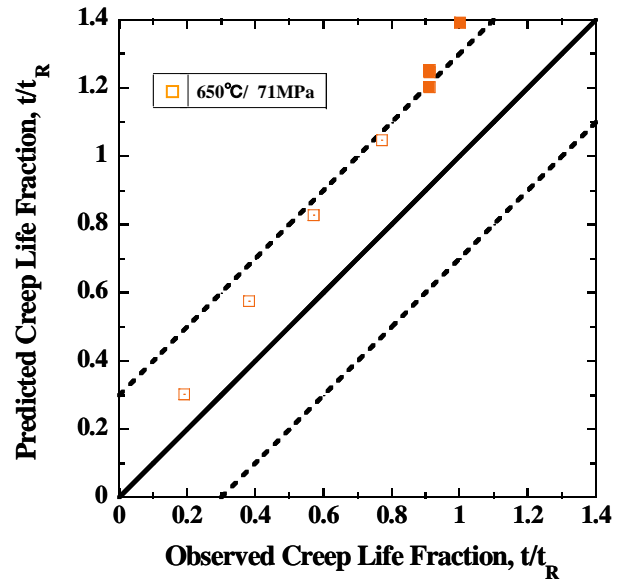
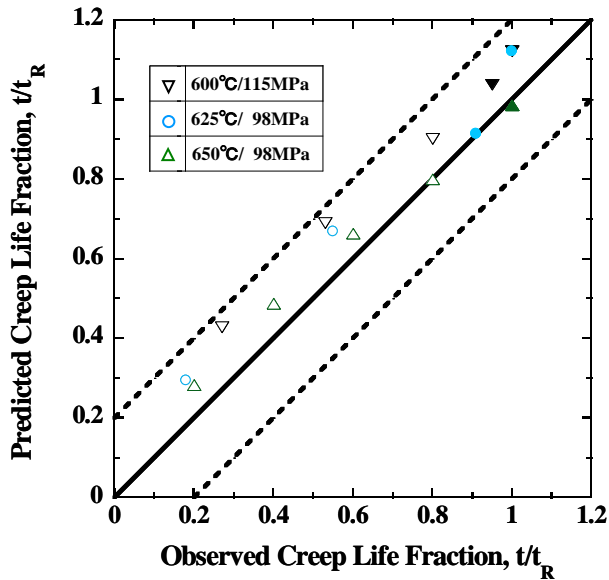
図①-4)-53 硬さ低下量とクリープ真ひずみとの関係

きな硬さ低下を示すことを意味している。高応力および低応力条件下で得られたクリープ試験における実際の寿命比と式①-4)-9 に基づいた予測寿命比との間には、概ねよい一致が得られることを確認している。

高応力および低応力条件下で得られたクリープ試験結果について、式(1.5.1.3.3-2)に基づいた予測寿命比と実際の寿命比との比較をそれぞれ図①-4)-54 および図①-4)-55 に示す。これらの結果から、予測結果と実験結果との間には、概ねよい一致が見られることが分かる。

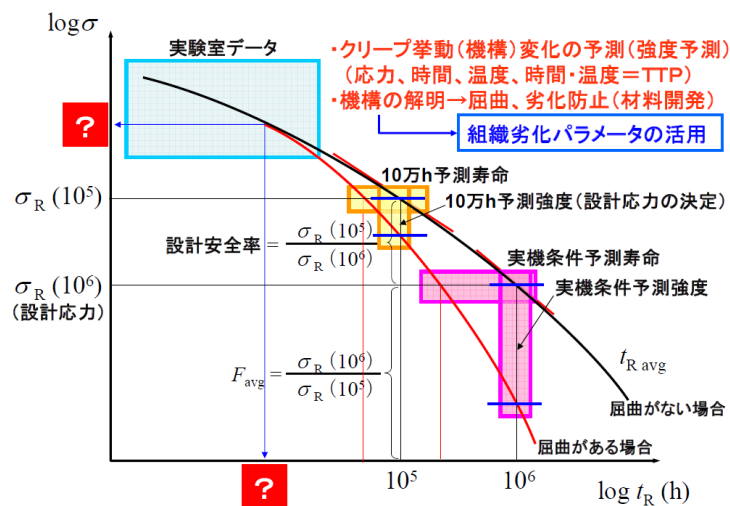
また、Factor of 1.2 の強度予測技術開発に向けて、実験室データから長時間クリープ強度予測を行う場合の概念図を図①-4)-56 に示す。実験室で得られるクリープ破断データは短時間側のデータから長時間を予測できる場合と、長時間において応力—破断時間線図において不連続な折れ曲りが生じ、短時間データからは長時間強度が予測できない場合がある。後者の場合、折れ曲りが生じる応力あるいは時間を実験室データから特定することが不可欠であり、折れ曲り後のデータのみを用いて長時間の強度予測を行う必要がある。そのためには、折れ曲り点の予測のために組織劣化パラメータを

活用し、設計安全率を考慮した 10 万時間および実機条件での破断応力を予測することになる。硬さモデル法に関しては、折れ曲りの有無にかかわらず、硬さから寿命比を求め、その寿命比から実機条件の寿命を予測するので、折れ曲り後の正確な寿命および破断応力が必要になる。



図①-4)-54 高応力クリープにおける寿命比の予測結果と実験結果との比較

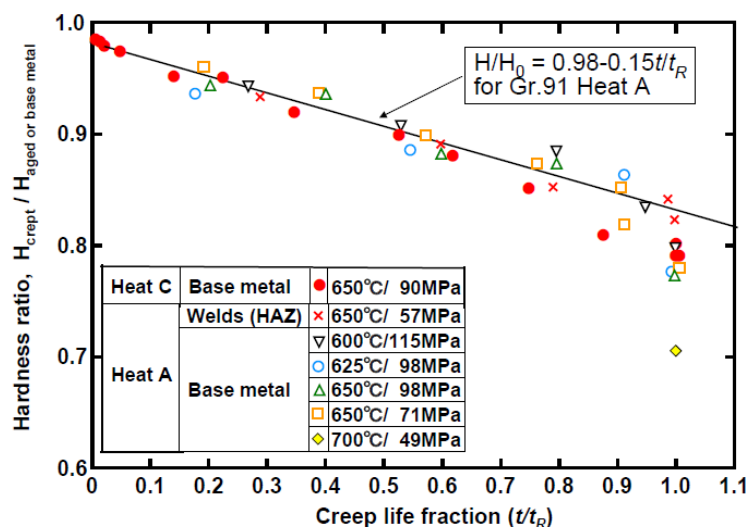
図①-4)-55 低応力クリープにおける寿命比の予測結果と実験結果との比較



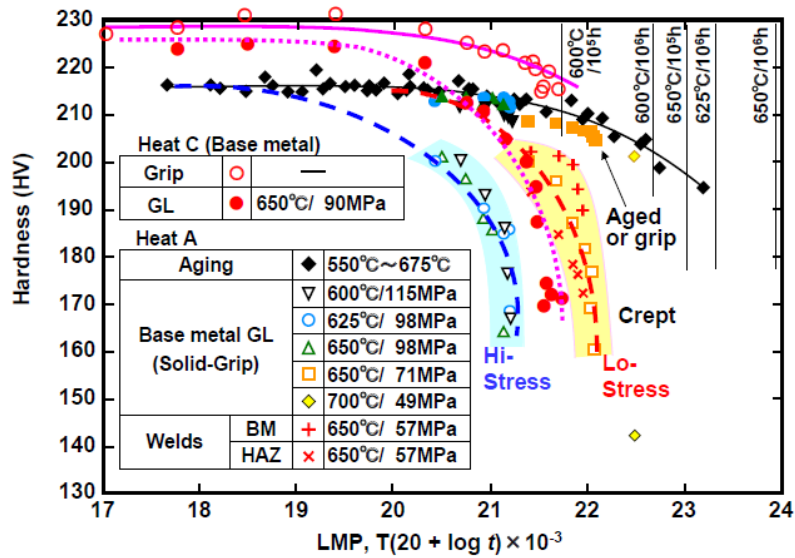
図①-4)-56 実験室データからの長時間クリープ強度予測の概念図

本研究では、硬さモデル法をもとにした高精度の寿命予測モデルの構築のために、クリープ劣化過程の詳細な軟化挙動を Gr.91 鋼の遷移クリープ域から最小クリープ速度を呈する時間域および破断までの過程で詳細に調査した結果、クリープ劣化損傷過程の定量評価が可能になったが、さらにこの研究で開発した硬さモデル法の汎用性検証を行い、開発フェライト鋼の寿命評価に適用するとともに、プラットフォーム構築のためのデータ拡充を図った。

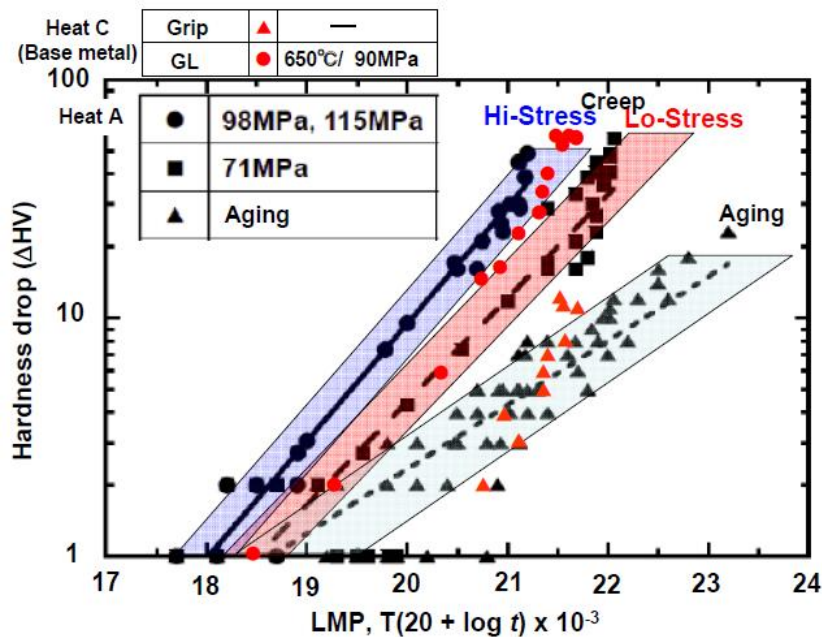
図①-4)-57 は、新たに試験に供した Gr.91 鋼ヒート C の硬さデータから求めた硬さ比とクリープ寿命比の関係を示している。これをみると同じ Gr.91 鋼ヒート A のデータで得られた硬さ比とクリープ寿命比の関係式で示される線上にほとんどのデータがあり、共通の寿命評価式が適用できることが分かる。また、図①-4)-58 はヒート A で作成した硬さとラーソン・ミラーパラメータの関係図にヒート C のデータをプロットして示している。この場合もヒート C の初期硬さが高いため、異なった曲線となっているが、硬さの低下傾向は、試験片平行部および掴み部ともヒート A と全く同様の変化をしていることが明らかである。この図をもとに、縦軸を軟化量の対数としてラーソン・ミラーパラメータとの関係を示したのが、図①-4)-59 である。これをみると高応力、低応力、熱時効（無応力）の 3 本の直線のうち、応力の作用しない掴み部は熱時効のデータバンドに、また、平行部については、短時間のデータは低応力のバンドに、また、長時間のデータは高応力のバンドに入っていることが分かる。すなわち、ヒート A で見出した、高応力、低応力、熱時効の直線は、高応力が 98MPa 以上の応力、低応力が 71MPa の応力で得られたものであるが、この区分は、弾性限の応力を境目にして区分されると考えられる。ヒート C のクリープ試験で用いた応力は 90MPa であったが、この 90MPa の応力は、650°C における弾性限にほぼ相当すると考えられるので、短時間の試験では試験片の弾性限が 90MPa よりも高く、その結果、低応力のバンド内にあり、一方、長時間では試験中に試験片の軟化が生じ、弾性限が 90MPa よりも低下したため、高応力のバンド内にシフトしたものと推測される。Gr.91 鋼についてはこれまでに 3 ヒートの試験を実施したが、ヒートが異なっても本研究で開発した硬さモデルが適用できることが実証された。



図①-4)-57 Gr.91 鋼 ヒート C の硬さ比とクリープ寿命比の関係



図①-4)-58 Gr.91 ヒート C の硬さとラーソン・ミラーパラメータの関係

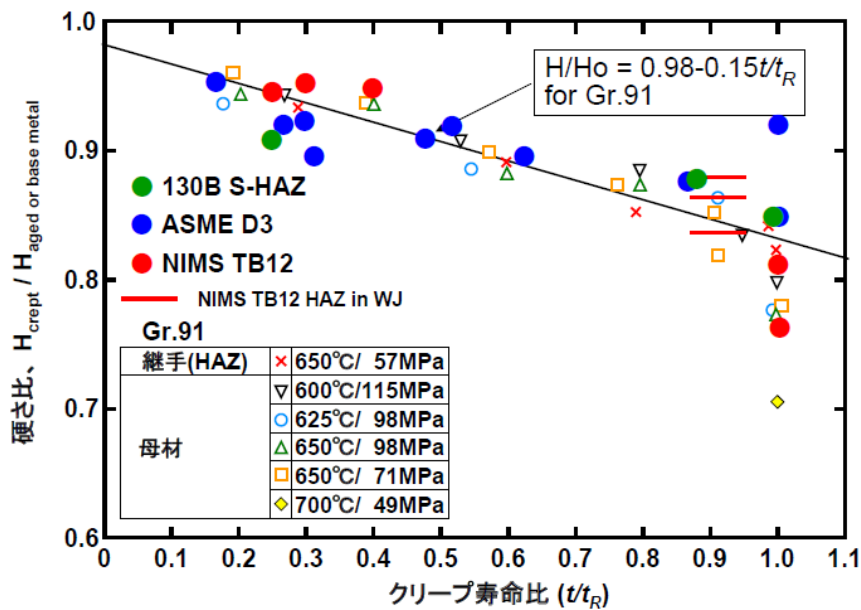


図①-4)-59 Gr.91 ヒート C の硬さ低下量とラーソン・ミラーパラメータの関係

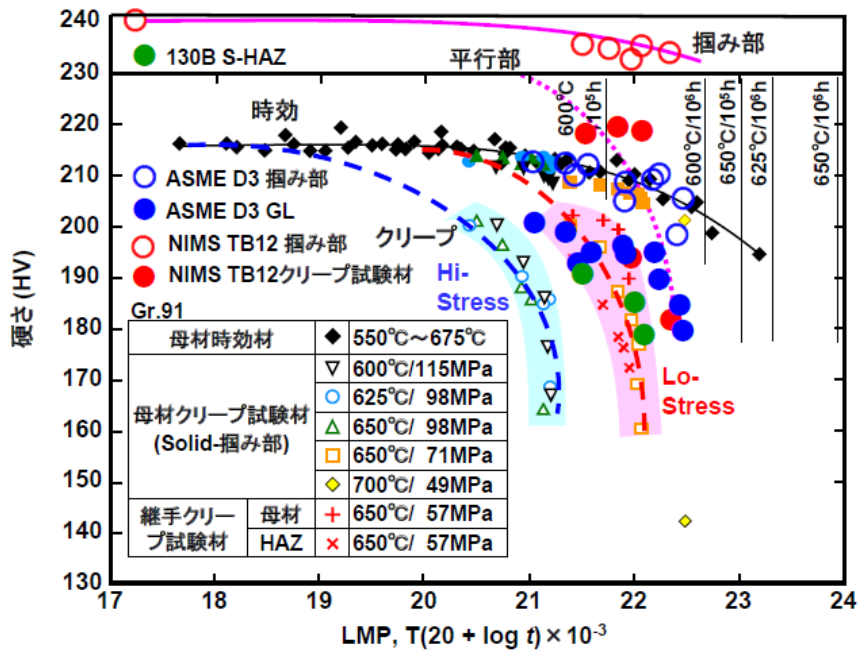
以上に述べたように、Gr.91 鋼に対して開発した硬さモデルはヒートが異なっても共通して適用できることが明らかになったので、この方法を本プロジェクトで開発されたフェライト鋼およびその溶接部に対して適用することを試みた。図①-4)-60 は、開発フェライト鋼 (NIMS TB12、ASME D3 の異なる 2 ヒート) とその溶接継手の熱影響部 (NIMS TB12 HAZ in WJ) および再現熱影響部 (130B S-HAZ) のクリープ中断試験片の硬さ比とクリープ寿命比との関係を Gr.91 鋼に対して作成した図の中にプロットしたものである。なお、クリープ試験の温度と応力は、それぞれ、NIMS TB12 が 650°C で 100~140MPa、ASME D3 が 650°C で 125MPa、675°C で 107MPa、700°C で 85MPa で

あり、130B S-HAZは700℃で70MPaである。これをみると破断材ではバラツキが大きい、その他の中断材のデータは Gr.91 鋼に対する直線の近くにプロットされ、同じ寿命評価式で表わされることが明らかである。図①-4)-61は、開発フェライト鋼および溶接部の硬さとラーソン・ミラーパラメータの関係を示すが、NIMS TB12の初期硬さが他に比べて高いものの、掴み部および平行部とも軟化傾向はほぼ同じであり、ASME D3は、Gr.91鋼の低応力条件の軟化曲線とほぼ一致した。また、これらのデータは、図①-4)-62に示すように、開発フェライト鋼および溶接部の硬さ低下量とラーソン・ミラーパラメータの関係は、Gr.91鋼の低応力条件のデータバンドにほぼ一致する。これらの結果から、開発フェライト鋼（NIMS TB12）の母材と溶接継手の寿命評価には、Gr.91鋼で見出した硬さモデルが適用できることが明らかである。従って、現在、100MPaの応力で進行中の試験片の硬さを測定すれば、Gr.91鋼に対するクリープ寿命評価式を使って開発フェライト鋼やこの種高強度フェライト系鋼の寿命予測が可能である。もし、初期硬さが不明の場合、前述の式(1.5.1.3.3-2)を使用して現時点の硬さ値だけで寿命比を求めることができる。この時、 $K_s$ の値は、 $4.83 \times 10^{-4}$ である。

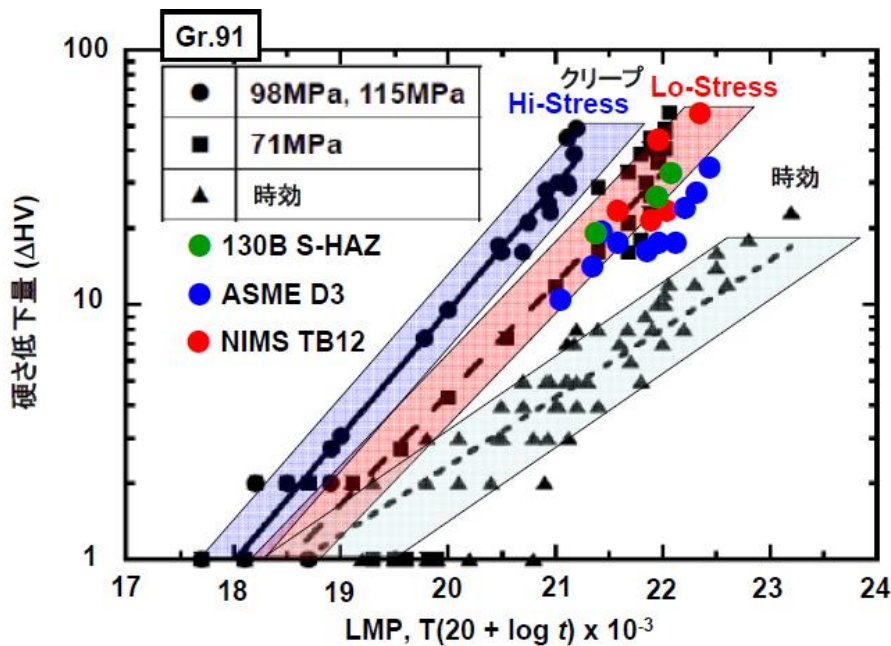
以上に述べたように、組織診断の概念（硬さ値変化）を基に、硬さ測定による寿命予測モデル（硬さモデル法）を提案し、この方法を高応力および低応力におけるクリープ寿命評価に適用した結果、実用化へ展開できる目処がついた。すなわち、本研究で開発したクリープ寿命評価のための硬さモデル法は Gr.91 鋼のデータを用いたものであったが、異なるヒートおよび他の鋼種（Gr.92）や開発フェライト鋼にも適用できる汎用性の高いものであることが一連の試験によって明らかになった。また、多くのデータを取得し、データベースが構築できたので、今後、さらなる検証試験を行えば、実用化は可能と考えられる。



図①-4)-60 開発フェライト鋼および溶接部の硬さ比とクリープ寿命比の関係



図①-4)-61 開発フェライト鋼と溶接部の硬さとラーソン・ミラーパラメータの関係



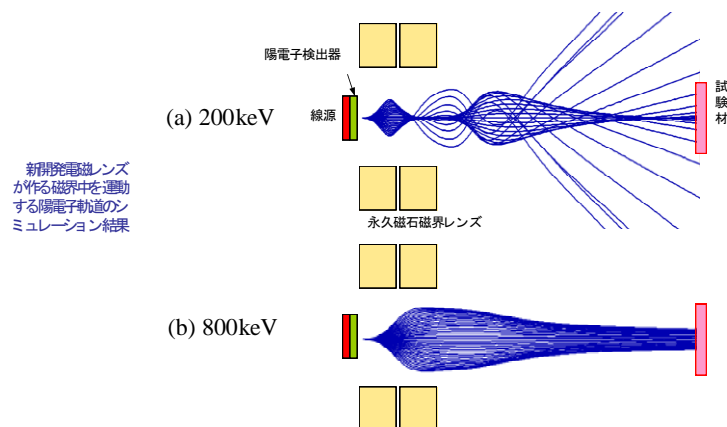
図①-4)-62 開発フェライト鋼と溶接部の硬さ低下量とラーソン・ミラーパラメータの関係

### (5) 陽電子消滅寿命法

金属材料中に打ち込まれた陽電子は、原子空孔、ボイド、転位、析出物、粒界等の欠陥に捕獲され、その位置で電子と対消滅してガンマ線を放出する。欠陥があると陽電子が材料に入射してからガンマ線が発生するまでの時間(陽電子寿命)が長くなる。陽電子寿命は欠陥の種類によって定まっているため、陽電子をクリープ試験材に打ち込み、試験材からガンマ線が放出されるまでの時間を計測し、得られるスペクトルを

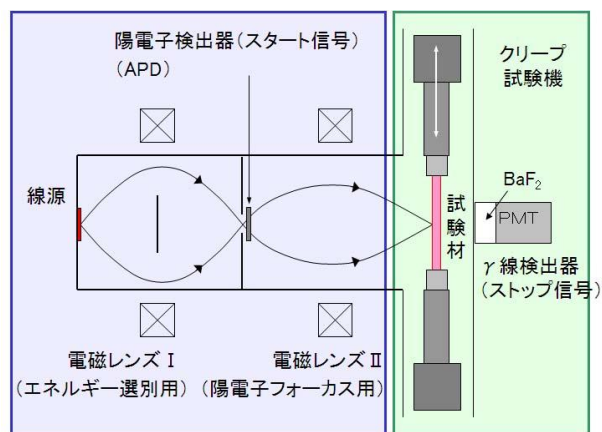
専用ソフトで解析することによって、材料内部の欠陥の種類と量を知ることができる<sup>①-4)-19</sup>。

従来の陽電子寿命測定法 ( $\gamma$  -  $\gamma$  同時計測法) では、陽電子線源 (放射性物質) と試験材を密着させる必要があり、クリープ試験その場測定は不可能である。そこで本研究では陽電子自身の通過信号で陽電子の入射時刻を測定する ( $\beta^+$  -  $\gamma$  法) を採用した<sup>①-4)-20</sup>。この場合、陽電子の飛行時間のばらつきによる時間分解能の劣化を防ぐために、陽電子のエネルギーをそろえる必要が生じる<sup>①-4)-21</sup>。高温クリープ試験中に耐熱材料の内部組織変化をその場解析するためには、エネルギーの揃った高エネルギー陽電子ビームを効率よく試験材に照射する陽電子ビーム発生装置を設計・開発する必要がある。本研究では、電磁場中を運動する陽電子軌道シミュレーションと実験を繰り返し、新たに希土類超強力磁石を用いた陽電子集束レンズを開発し、特定の高エネルギー陽電子を試料に効率よく照射する高精度エネルギー選別型陽電子ビーム発生装置の開発に成功した。図①-4)-63 は新開発レンズによって  $^{68}\text{Ge}$  からの高エネルギー陽電子 (800keV) が効率よくクリープ試験片 (直径 8mm) の位置に収束する (直径 6mm) 様子を示している。



図①-4)-63 新開発の磁気レンズのつくる磁場で特定の高エネルギー陽電子が試料上に高効率で収束されている様子 (計算機シミュレーション)

上記の成功を受け、クリープ変形評価機構の設計を行った。図①-4)-64 は世界初の陽電子線高温クリープ損傷その場評価装置の概念図である。線源から発生した陽電子は、陽電子検出器 (アバランシェ・フォトダイオード:APD) を通過し電気信号を出す。この信号は陽電子がクリープ試験材に入射する時刻を与えてくれる。その後、陽電子は磁気レンズによってフォーカスされ、効率よくクリープ試験材に照射される。試験材に打ち込まれた陽電子は、耐熱材料中の格子欠陥に捕獲され、各種の欠陥に固有の時間後に電子と対消滅して、ガンマ線となって試験材の外に放出される。放出されたガンマ線は、 $\text{BaF}_2$  シンチレーターと光電子増倍管の組み合わせた  $\gamma$  線検出器によって検出される。



図①-4)-64 陽電子線クリープ損傷高温その場評価装置の概念図

次にクリープ変形評価機構の製作を行い、上記のエネルギー選別型高速陽電子ビーム発生装置との一体化に成功した（図①-4)-65）。作製した陽電子線クリープ損傷高温その場評価装置は、陽電子ビーム導入部、陽電子消滅 $\gamma$ 線検出器、電子衝撃加熱装置、光学式クリープ変位測定器等を備えている。以上のとおり、世界で初めて、クリープ変形に伴う材料中の組織劣化を、陽電子消滅寿命測定により高温その場観察できる装置と技術を整備できた。次に、計数率ならびに時間分解能の向上と測定スペクトルの解析ソフトを開発し、実用耐熱材料の高温クリープその場測定試験を実施した。以下に、本装置によるクリープ損傷機構解明のための研究結果について述べる。



図①-4)-65 陽電子線クリープ損傷高温その場評価装置

現在までに、フェライト系、オーステナイト系、ニッケル合金系の各耐熱材料共通試験材について、順次計測を進めてきた。その結果、これまでの計測手法ではとらえることができなかったクリープ中の変化を新たに計測することができた。一例として、図①-4)-66 に、Gr.91 鋼(M4 フェライト鋼)、650℃、100MPa、共通試料(M9S フェライト鋼)クリープ試験材の結果を示す。上から、ひずみ速度、陽電子平均寿命（ねじ部、平行部）のクリープ時間変化を示す。この結果から、

- (1) 原子空孔やボイドの濃度は、この中断材の場合検出限界以下である。
- (2) マルテンサイト変態で導入された各種界面や転位は、自由エネルギーの観点か



らクリープ中に回復し平均陽電子寿命は低下するはずであり、M9S では、予想通りとなっている。一方、最もクリープ強度の高い M4 鋼では、初期に陽電子平均寿命は上昇しており、この上昇は、他の手法では計測困難な微細析出による材料強化をとらえている。

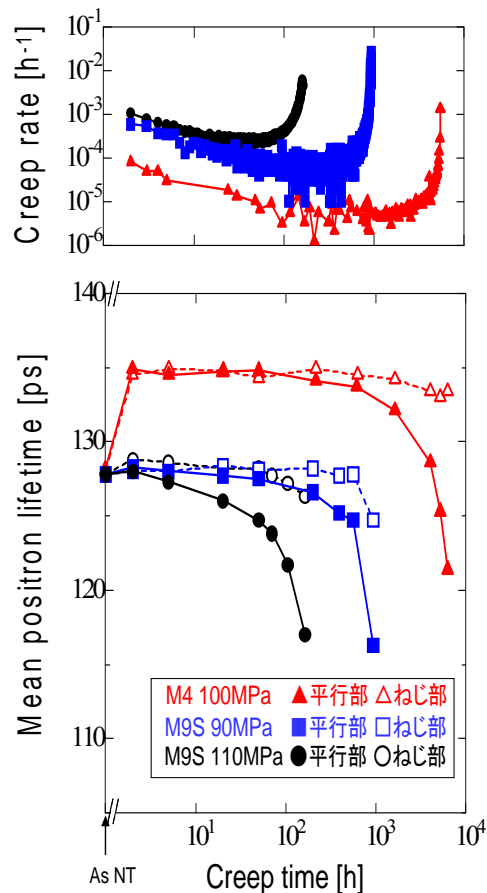
(3) 陽電子消滅は、ねじ部の温度効果と、平行部の歪の効果の差を明瞭にとらえている。

(4) 陽電子消滅は、最小クリープ速度に到達するよりも早い段階で、すでに材料の劣化をとらえている。

この例に示すように、陽電子寿命測定は今後、耐熱材料の強化機構解明、材料設計、余寿命推定等に活用できると期待される。

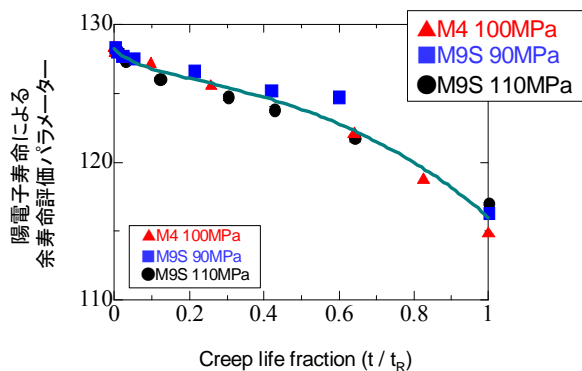
H22 年度は陽電子消滅寿命測定の結果からクリープ強度予測パラメータを抽出することにより、クリープ強度予測、余寿命予測への適用を検討した。図①-4)-66 の共通試料 M4 フェライト鋼、M9S フェライト鋼における陽電子平均寿命の変化は、クリープ破断にいたる過程で同様の挙動を示している。M9S 鋼に対して M4 鋼の方が 650°C 保持で陽電子平均寿命値が増加しているのは 650°C 保持中に新たに析出した析出物を捉らえたものと考えられる。クリープ強度予測パラメータとしては高温保持直後の陽電子平均寿命値の増加をキャンセルしてクリープ前の陽電子平均寿命値で規格化したものを用いる。図①-4)-67 に規格化された陽電子平均寿命値とクリープ寿命比の関係を示す。鋼種やクリープ荷重が異なる 3 条件でほぼ同一の変化挙動を示し、クリープ破断にいたることが分かる。この手法により、クリープの初期段階において陽電子平均寿命を測定することでクリープ破断寿命の予測が可能であることが強く示唆される。寿命比 0.6 以上では余寿命評価パラメータの急激な減少がみられることから、加速クリープが開始する前にクリープ材の変化をとらえ、余寿命を精度良く予測できる新たな手法である。したがって、この方法でクリープ試験中のリアルタイム陽電子消滅寿命を測定し、データ収集を図れば、より一層の精度向上が可能である。

H22 年度加速予算により導入した陽電子消滅同時計数ドップラー幅拡がり測定

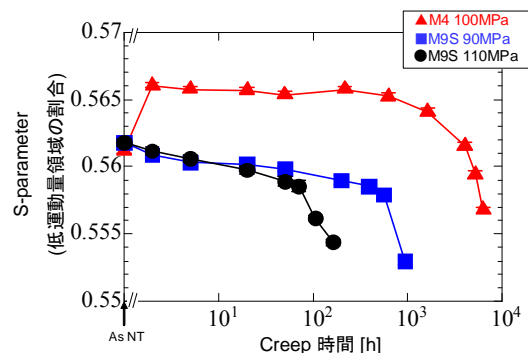


図①-4)-66 Gr.91 鋼(M4 鋼)、650°C、100MPa、共通試料(M9S フェライト鋼)、650°C、90MPa、110MPa、クリープ試験材の結果

(上から、ひずみ速度、陽電子平均寿命(ねじ部、平行部)のクリープ時間変化を示す)



図①-4)-67 陽電子寿命による余寿命評価パラメータとクリープ余寿命の関係 (Gr.91 鋼(M4 鋼)、650℃、100MPa、共通試料(M9S フェライト鋼)、650℃、90MPa、110MPa、クリープ試験材)

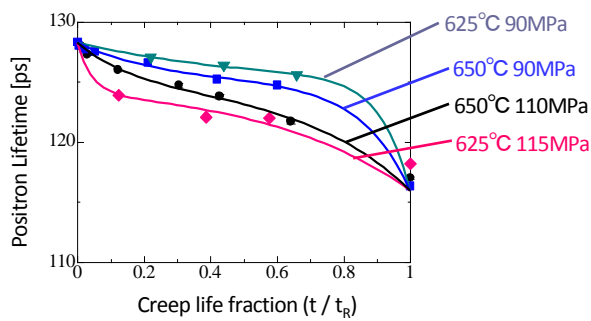


図①-4)-68 陽電子消滅同時計数ドップラー幅拡がり測定により得られた S パラメータのクリープ時間による変化 (Gr.91 鋼(M4 鋼)、650℃、100MPa、共通試料(M9S フェライト鋼)、650℃、90MPa、110MPa、クリープ試験材)

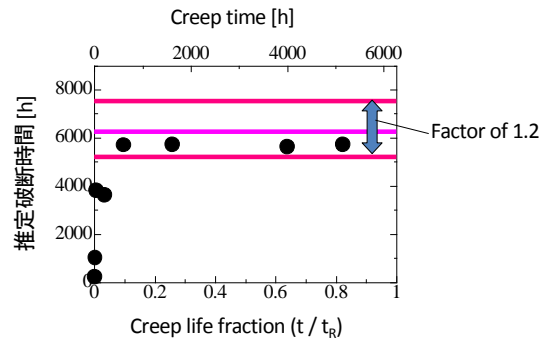
(Coincidence Doppler Broadening: CBD) 装置を用いて、図①-4)-66 と同一の試料の測定を行った。この手法では陽電子が電子と対消滅する際に発生する消滅  $\gamma$  線のドップラーシフトを測定する。陽電子は対消滅時には熱化されエネルギーを失っているため、主に消滅相手の電子の運動量分布を測定していることになる。空孔型欠陥に陽電子が捕獲され消滅する際には、広い運動量分布を持つ内殻電子との消滅割合が減少するため、CDB スペクトルが先鋭化する。S パラメータは CDB スペクトル全体に対する低運動量領域の割合であり、空孔型欠陥に陽電子が捕獲されれば、S パラメータの値は増加する。このパラメータを用いて評価を行う。

図①-4)-68 に共通試料 M4 フェライト鋼、M9S フェライト鋼における S パラメータの変化を示す。クリープの進行に伴い S パラメータが減少する傾向がみられた。陽電子平均寿命法と同様にクリープ初期における組織の劣化や微細析出物を捉えることが出来ており、クリープ強度予測、クリープ余寿命予測への適用が期待される。

H23 年度はクリープ強度予測、クリープ余寿命予測方法について検討を行った。図①-4)-69 に M9S フェライト鋼の陽電子寿命とクリープ寿命比の関係を示す。 $\tau$  を陽電子寿命、 $x$  をクリープ寿命比として  $\tau = a + b \times \exp(-cx) + d \times \exp(ex)$  の数式で定式化し、各パラメータの温度、応力依存性を求めた。異なる鋼種の M4 鋼について、微細析出物に起因する初期の陽電子寿命の増加分を差し引きし、マスターカーブを当てはめた結果を図①-4)-70 に示す。クリープ寿命の 1 割までの陽電子寿命変化でクリープ寿命が Factor of 1.2 の精度で予測可能であるという結果が得られた。



図①-4)-69 陽電子寿命とクリープ寿命比の関係 (M9S フェライト鋼)

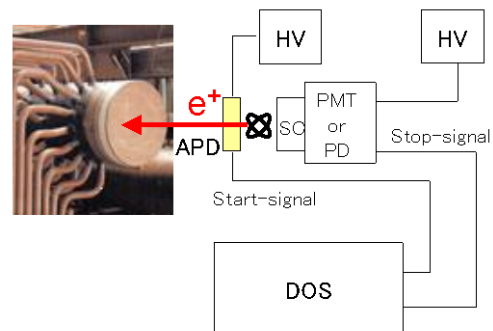


図①-4)-70 M4 フェライト鋼 (650°C、100MPa) に対するクリープ寿命予測結果

また H23 年度加速財源により「オンサイト型陽電子寿命測定装置」を導入した。図①-4)-71 にオンサイト型陽電子寿命測定装置の写真を、図①-4)-72 にシステムの構成を示す。従来法の陽電子寿命測定では測定対象に陽電子線源を埋め込む必要があるため、現場での使用は不可能である。本研究ではアバランシェフォトダイオードを用いて陽電子の入射を直接検出することにより、測定対象への陽電子の入射時刻計測を行うため、測定対象にかざすだけで陽電子寿命を測定することが可能である。また図①-4)-72 のように必要なシステムは検出器とデジタル・オシロスコープ、高圧電源 2 つであり、



図①-4)-71 オンサイト型陽電子寿命測定装置の写真



APD: アバランシェフォトダイオード PD: フォトダイオード  
SC: シンチレータ HV: 高圧電源  
PMT: 光電子増倍管 DOS: デジタルオシロスコープ

図①-4)-72 オンサイト型陽電子寿命測定装置の構成

特殊な電源も必要としないため、持ち運びも容易であり、現場の耐熱鋼への適用も可能である。陽電子寿命を用いたクリープ余寿命予測の技術と組み合わせることで、最終目標であるクリープ余寿命のその場診断技術の開発が達成された。

#### (6) 水素放出特性法

供試材として高 Cr フェライト系耐熱鋼の代表的鋼種である Gr.91 鋼を用いた。表①-4)-4 に示すような温度、応力下でクリープ試験を行い、様々な時間で試験を途中止めし、クリープ破断材に加え、種々の異なる損傷度を有するクリープ中断材を作製した。

クリープ中断材および破断材の平行部より負荷応力軸と平行に  $6.0 \times 9.0 \times 0.5t \text{ mm}^3$  の

薄板試験片を切り出し、水素昇温脱離分析用試料とした。試験片厚さは水素放出特性に大きく影響するため、板厚は $\pm 0.005$  mm の精度で調整した。試料表面は耐水研磨紙 #2400 仕上げとした。

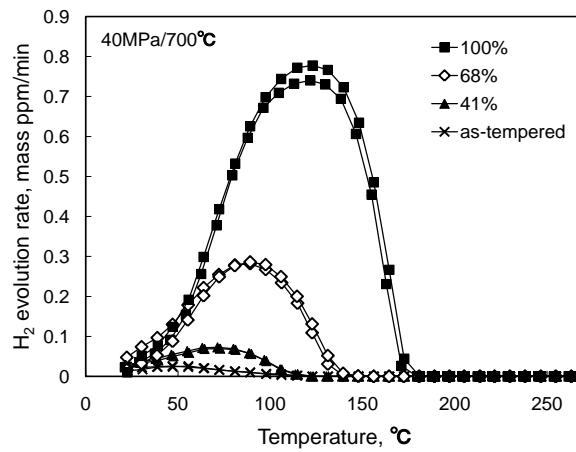
表①-4)-4 Gr. 91 鋼のクリープ試験条件

Stress, MPa	Temp., °C	Time, h	Creep life fraction, %
40	700	358	12
		700	24
		1050	36
		2000	68
		2922.4	100
50	700	200	18
		568	52
		856	79
		1083.4	100
60	675	504	19
		1602	62
		2587	100
75	650	3627.6	100
90	625	2000	22
		4000	44
		6000	66
		9117.5	100
90	650	198	21
		390	42
		558	60
		929.7	100
110	650	70	43
		105	64
		139.2	85
		163.6	100
115	625	177	19
		369	39
		550	58
		954.8	100

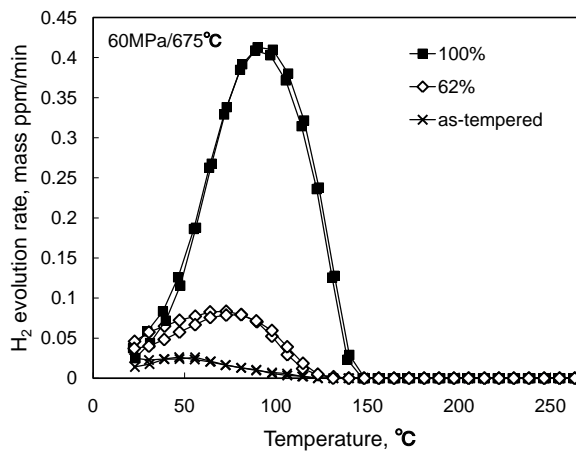
試料への水素添加は、触媒毒として  $\text{NH}_4\text{SCN}$  を 0.5 mass% 添加した 0.1mol/L NaOH 水溶液中（液温：30°C）にて、電流密度：5 mA/cm<sup>2</sup>、チャージ時間：4 h の条件下にて陰極電解法によって行った。水素チャージ後アセトンにて脱脂洗浄し、水素吸蔵後の試験片の質量を計測した後、昇温加熱機構付きガスクロマトグラフを用いて水素放出曲線を測定した。なお、水素チャージ終了から分析までの時間は 5 min と統一した。キャリアガスとしてアルゴン（ $1.2 \times 10^{-5}$  m<sup>3</sup>/min）を用い、昇温速度：100°C/h、測定温度範囲：室温～270°Cのもと、放出された水素の量を 5 min に一度の間隔でガスクロマトグラフにより計測した。単位時間当たりの水素放出量を試験片質量で除して水素放出速度を算出し、水素放出曲線を求めた。

40 MPa/700°C、60 MPa/675°C および 90 MPa/625°C のクリープ損傷材にて計測された水素放出曲線を図①-4)-73 に示す。測定はすべてのクリープ損傷材に対して 2 回ずつ行われ、図①-4)-73 にはそれら測定結果がすべてプロットされている。同図より、測定開

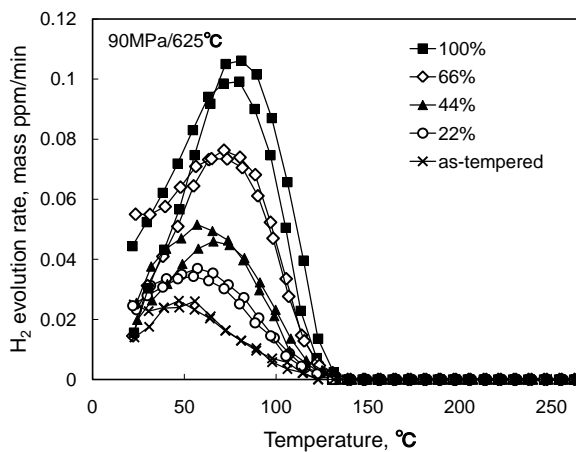
始時の水素放出速度にわずかな違いが認められるものの（図①-4)-73 (c)）、いずれの



(a) 40 MPa/700° C



(b) 60 MPa/675° C



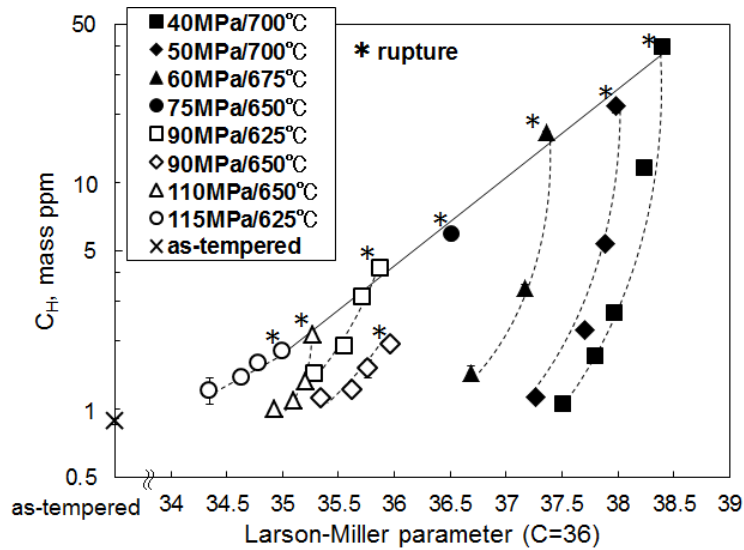
(c) 90 MPa/625° C

図①-4)-73 クリープに伴う水素放出曲線の変化

クリープ損傷材においても測定結果の再現性が良好であるのがわかる。

焼戻しまま材の水素放出曲線のピークが 50°C 近傍にあるのに対して、クリープ損傷

材のピーク温度は高温側に幾分シフトしており、それは損傷度（クリープ寿命比  $t/t_r$ ）の増加とともに顕著になっている。40 MPa/700°C のクリープ破断材 ( $t/t_r=100\%$ ) では、



図①-4)-74 クリープに伴う  $C_H$  の変化

ピーク温度が 120～130°C 程度にまでなっている。また、いずれの条件においても、損傷度の増加に伴いピーク値が高くなっているのがわかる。40 MPa/700°C のクリープ破断材では、焼戻しまま材のピーク値が 0.025 mass ppm/min であるのに対して、その値は 0.75～0.8 mass ppm/min と 30 倍程度にまで増加している。このような水素放出曲線（水素放出特性）の変化は、クリープに伴う水素トラップサイトの増加あるいは水素との結合エネルギーがより高い新たなトラップサイトの形成を示唆している。

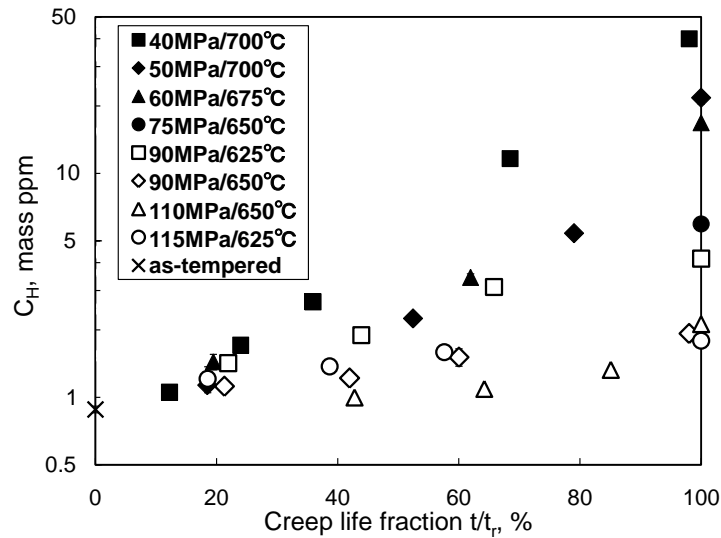
放出された水素の量を各水素放出曲線より算出した。得られた水素放出量  $C_H$  を Larson-Miller パラメータ (LMP) に対して片対数プロットしたものが、図①-4)-74 である。 $C_H$  およびその変化はクリープ試験条件に依存して大きく異なるものの、いずれの場合も LMP の増加とともに単調に増えていく。クリープ破断材で計測された  $C_H$  (図中、\*印が付いたもの) と LMP の関係 (図中、実線) を求めたところ、次式のようなになった。

$$\log C_H = 0.39LMP - 13.4 \quad \text{①-4)-10}$$

これは、ある種の破壊基準であり、 $C_H$  がこれ未満であれば ( $\log C_H < 0.39 LMP - 13.4$ ) 破断しないが、損傷が蓄積し  $C_H$  がこのラインに達すると ( $\log C_H \geq 0.39 LMP - 13.4$ ) 破断することを意味している。

$C_H$  をクリープ寿命比 ( $t/t_r$ ) に対してプロットしたものを図①-4)-75 に示す。 $t/t_r$  の増加と共に  $C_H$  が増えていく傾向は一致しているものの、その上昇率はクリープ試験条件に依存し大きく異なる。応力のみに着目すると、応力が低下するにつれて  $C_H$  は増加し上昇率も増える傾向にある。本研究での高応力条件といえる 110 MPa や 115 MPa では、

$C_H$ の増分はほんのわずかである。



図①-4)-75 寿命消費に伴う  $C_H$  の変化

再焼ならししたクリープ試験片の水素放出特性より、 $C_H$  の変化がマイクロ組織変化というよりはむしろ熱処理では回復しないタイプの損傷、例えば、クリープキャビティなどの機械的損傷に起因していると考えた。つまり、高応力ほど  $C_H$  の増分が少ないのは、低応力とは異なり、キャビティなどの機械的損傷があまり形成されず破断に至るためである。実際、クリープ中断材の SEM 観察を行ったところ、高応力の試験片に比べ、低応力のものには比較的多くのキャビティが観察された。

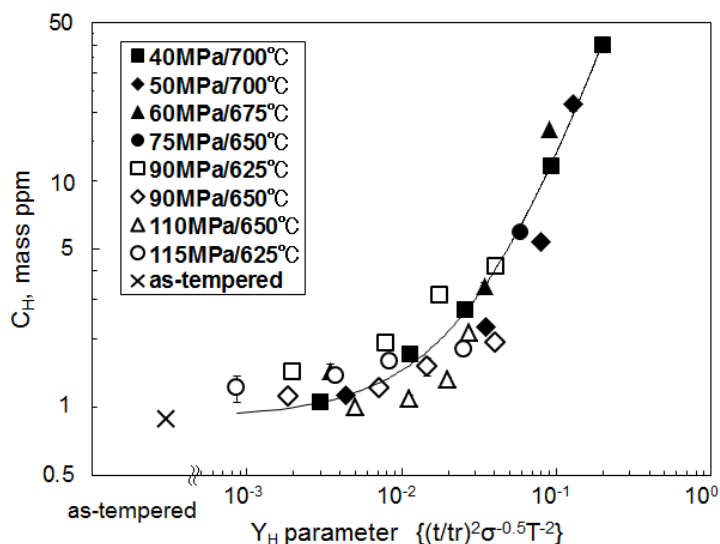
本研究では、水素放出特性 ( $C_H$ ) の変化がキャビティの発生・成長挙動を反映しているものと仮定し、 $C_H$  を整理するための新たなパラメータの導出を検討した。これまで、粒界キャビティが  $t^{0.5} \sigma^{1.5}$  (ここで、 $t$  : 時間、 $\sigma^*$  : 応力) に比例して成長することが報告されており、さらには、その成長機構に応じていくつかのキャビティ成長速度式が提案されている。例えば、粒界拡散律速の場合、次式のようになる。

$$dr_c/dt = a_1 D_{gb} \delta_{gb} \Omega \sigma / k_b T r_c^2 \quad \text{①-4)-11}$$

ここで、 $r_c$  : 粒界キャビティの半径、 $D_{gb}$  : 粒界拡散係数、 $\delta_{gb}$  : 粒界厚さ、 $a_1$  : キャビティ形状に依存した定数、 $\Omega$  : 原子の体積、 $k_b$  : ボルツマン係数、 $T$  : 絶対温度である。この式を積分すると次のようになる。

$$r_c = (3a_1 D_{gb} \delta_{gb} \Omega \sigma t / k_b T)^{1/3} \quad \text{①-4)-12}$$

すなわち、キャビティのサイズは  $t^{1/3} \sigma^{*1/3} T^{-1/3}$  に比例することになる。同様に、粒界キャビティの拘束成長および粒内クリープ変形に律速される粒内キャビティの成長挙動は、それぞれ  $t^{1/3} \sigma^{*n/3} T^{-1/3}$  および  $t^{1/2} \sigma^{*n/2} T^{-1/2}$  に比例する(ここで、 $n$  : 応力指数)。もっとも、拡散係数も温度の関数であることから、厳密にはその温度依存性はもう少し



図①-4)-76  $C_H$  と  $Y_H$  パラメータの関係

し複雑になる。 $t$ 、 $\sigma$ 、 $T$ の指数  $a$ 、 $b$ 、 $c$  をみてみると、いずれの場合も  $a > 0$ 、 $b > 0$ 、 $c < 0$  であり、キャビティサイズが試験時間と応力に比例し、温度に反比例することがわかる。今回のクリープにおけるキャビティ成長機構については未だ詳細な検討を行っていないが、いずれにせよ、キャビティの発生・成長挙動と密接に関係している水素放出量  $C_H$  も、 $t^a \sigma^b T^c$  というかたちのパラメータで整理できるものと思われる。一方、応力と破断時間 ( $t_r$ ) の間には、次のような関係が成り立つことが知られている。

$$1/t_r = \alpha \sigma^a \quad \text{①-4)-13}$$

ここで、 $\alpha$  は定数である。この関係を加味すると、 $t^a \sigma^b T^c$  は  $(t/t_r)^a \sigma^B T^c$  と書き直すことができる。ただし、 $B = b - an$  である。厳密には  $t_r$  の温度依存性も反映させるべきではあるが、本研究では、 $(t/t_r)^a \sigma^B T^c$  に対して、 $C_H$  を良好に整理できるような  $a$ 、 $B$ 、 $c$  の各値を求めてみた。その結果、 $a=2$ 、 $B=-0.5$ 、 $c=-2$ 、すなわち“ $(t/t_r)^2 \sigma^{-0.5} T^{-2}$ ”というパラメータを用いれば、 $C_H$  を上手く整理できることがわかった。本パラメータ（以降、 $Y_H$  パラメータとする）に対して  $C_H$  をプロットしたものが図①-4)-76 であり、両者の関係を求めた結果、次のような近似式で表わすことができた。

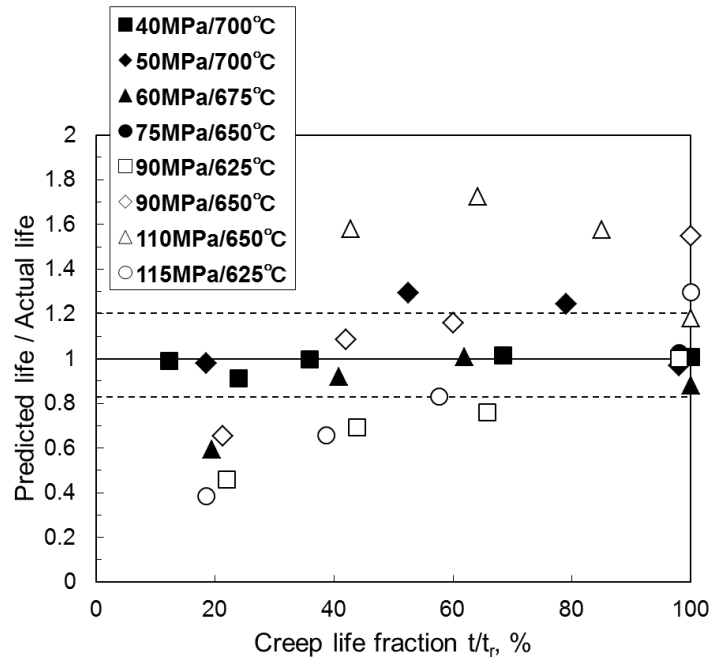
$$C_H = 761Y_H^2 + 47.8Y_H + 0.9 \quad \text{①-4)-14}$$

$$C_H = 761Y_H^2 + 47.8Y_H + 0.9 \quad (5)$$

多少ばらつきはあるものの、図①-4)-76 には試験条件にあまり依存しない良好な関係が認められる。 $Y_H$  パラメータが  $10^{-2}$  よりも大きくなると  $C_H$  が急激に増加するのがわかる。また、キャビティサイズ ( $r_c$ ) とは異なり、 $B < 0$  となるため、 $C_H$  は応力に反比例し、低応力ほど  $C_H$  は大きくなることになる。これは、 $t$  を  $t/t_r$  に置き換えたためである。

式①-4)-14 をマスターカーブとして用い、応力と温度が既知であるとして、測定された  $C_H$  より各クリープ試験片の寿命比 ( $t/t_r$ ) を推定してみた。推定した  $t/t_r$  と実際





図①-4)-77 クリープ破断時間の予測結果

の  $t/t_r$  を比較したものが、図①-4)-77 である。90～115 MPa といった高応力データ（□、◇、△、○）の推定精度はあまり良くないものの、40～75 MPa の低応力データ（■、◆、▲、●）の寿命比については±20%の精度で予測できている。高応力と低応力で破断時間の予測精度に差異が生じた理由として、損傷あるいは破壊のメカニズムが関係しているように思われる。つまり、上述したように、高応力ではキャビティなどの機械的損傷があまり発生せずに寿命を迎えるため、キャビティ発生・成長挙動を反映している  $C_H$  を損傷評価あるいは余寿命評価の指標として用いるのは適切であるとは思えない。他方、キャビティといった損傷の蓄積が破壊の主な原因となる低応力の場合、本手法ではこの破壊の支配的因子を直接検出・評価することになるため、高応力に比べ予測精度が向上するのは必然的なものと思える。

ロータ用 10Cr-1Mo-1W-VNbN 鋼のクリープ寿命初期におけるマクロ強度の低下はブロック粒界強度の低下が支配的要因であるのに対し、クリープ寿命後期ではブロック粒内強度の低下が主たる要因であった。今後は、ブロック粒界強度低下の原因を明らかにするとともに、ブロック粒内強度に及ぼす転位組織、ラス境界、固溶強化、析出・分散強化などの影響をそれぞれ分離していきたいと考えている。

加えて、共通試料 Gr.91 鋼を対象に、種々の試験条件下で作製したクリープ中断材を用い、クリープの進行（クリープ寿命消費）に伴う水素放出特性の変化、さらには、それらに及ぼすクリープ試験条件の影響を系統的に調査し、水素放出特性変化に基づいたクリープ余寿命評価の可能性について検討した。その結果、クリープ試験条件に大きく依存するものの、水素放出量  $C_H$  はクリープ損傷度（寿命比）の増加とともに増えた。また、キャビティ成長則に基づき新たに導出した  $Y_H$  パラメータ  $((t/t_r)^2 \sigma^{*0.5} T^2)$  を用いると、クリープ試験条件に依らず、 $C_H$  を比較的良好に整理することができた。得られた関係をマスターカーブとして用いることにより、余寿命評価あるいは強度予測が可能であることが明らかとなった。なお、低応力データに対する予測精度の方が、高応力データに比べ優れていた。

#### ①-4)-4 長時間強度予測技術の開発（新解析法）

設計で必要とされる 10 万時間以上のクリープ破断強度を短時間のデータから正確に予測することは材料開発の面からも材料の安全使用と保守管理の面からも極めて重要である。上述の各種組織パラメータはクリープ進行途上のさまざまな温度-応力-時間の空間の中で複雑に関係しており、組み合わせて適用することによって材料の特性と劣化・損傷が進行していく将来の正確な予測が可能になる。一方で、短時間加速条件で得られたクリープ破断データから 10 万時間以上の強度予測を行う必要があるが、その手法については一般に TTP (Time-Temperature Parameter) 法が用いられる。ここではクリープ破断曲線の折れ曲がりを上記の組織パラメータとも関係するクリープの機構に立脚した新解析法（クリープ機構領域区分法）を提案するとともに、TTP によらない、最小クリープ速度到達時間等のクリープ変形パラメータに基づく強度予測法（最小クリープ速度寿命法）を開発した。また、クリープデータベースと組織パラメータのデータベースは、組織学的知見に基づいた高強度材料開発と実プラント環境下における強度予測になくてはならないものであり、その構築についても以下に述べる。

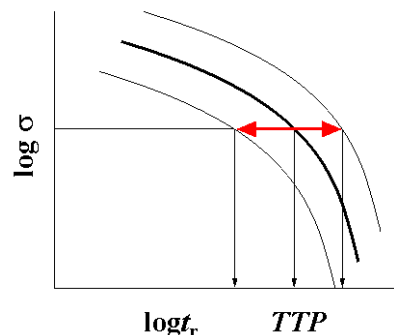
##### (1) クリープ機構領域区分法

本研究は、高 Cr フェライト系耐熱鋼を対象として、長時間のクリープ強度を高精度で評価する手法の提案を目的とする。その成果は、「650℃、100MPa 級フェライト系耐熱鋼の実験室試作とそのクリープ破断強度評価（溶接継手強度係数 > 0.7）」、「組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発」に寄与するものである。

長時間クリープ寿命の推定は、次の手順で行う。(i) 応力  $\sigma$  - 破断時間  $t_r$  曲線を応力-TTP (時間-温度パラメータ) 曲線に変換し、マスターカーブを作る (図①-4)-78)。TTP としていくつかの式が提案されているが、ここでは次の Orr-Sherby-Dorn(OSD)パラメータを使う。

$$TTP = OSDP = t_r \sigma^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{①-4)-15}$$

ここで  $n$  は応力指数、 $Q$  は活性化エネルギー、 $R$  は気体定数、 $T$  は絶対温度である。(ii) 応力を指定すれば、図①-4)-78 に基づいて、TTP の値が推定できる。これを式①-4)-15 に代入すれば、ある温度  $T$  における破断寿命  $t_r$  を評価できる。寿命を高精度で推定するには、マスターカーブの誤差幅を小さくしなければならない。この誤差に影響する因子には、3 つのものがある。(i). ヒート内のばらつき (精度  $\times 1.2$ )、(ii) ヒート間差 ( $\times 1.3$ )、(iii) TTP の不完全さ ( $\times 1.3$ )、合計精度  $1.2 \times 1.3 \times 1.3 = 2.0$ 。TTP の不完全さを克服し (精度  $\times 1.0$ )、ヒ-



図①-4)-78 応力 - 時間温度パラメータ (TTP) 曲線に基づくマスターカーブの作成とクリープ寿命の推定

ト間差を説明する (×1.0) ことにより、誤差幅 1.2 を実現する。

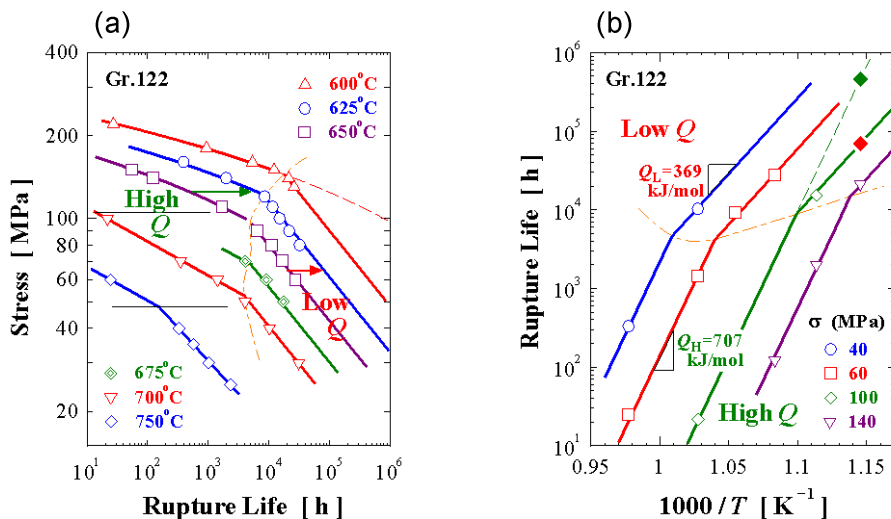
クリープデータシートに掲載されている Gr.122 鋼 (10.5Cr-2W-0.4Mo-1Cu-VNb 鋼) のクリープ破断データを図①-4)-79 に示す。図①-4)-79(a)は、破断時間とクリープ応力、(b)は破断時間と試験温度の関係である。式①-4)-15 は、次のように変形される。

$$\ln t_r = \ln t_0 - n \ln \sigma + Q / RT \quad \text{①-4)-16}$$

式①-4)-15 では、 $\log t_r - 1/T$  直線の傾きに対応する活性化エネルギー  $Q$  は、与えられたクリープ破断データ内では不変であるとして、図①-4)-78 のマスターカーブを得る。しかし、図①-4)-79 の例から明らかなように、短時間側のデータと長時間側のデータは、明らかに異なる  $Q$  値を取る。このようなデータに「 $Q$  は一定」との仮定に基づく従来のデータ解析手法を適用すると、短時間側の  $Q_H$  と長時間側の  $Q_L$  の中間の  $Q$  値を使って回帰直線を引くことになり、結果としてマスターカーブは広い誤差幅を持つ。高 Cr フェライト鋼では、この活性化エネルギーの変化が、TTP の不完全さの最も重要な具体例であることを明らかにした。

図①-4)-79 の例では、一点鎖線を境として  $Q$  値が変化する。従ってこの線を境界として、クリープデータを区分し、それぞれのデータを別々に式①-4)-15 を使って解析すれば、TTP の不完全さに起因する誤差を除くことができる。これが領域区分法の考え方である。図①-4)-79 中の実線は、領域区分法で得た回帰曲線であり、データ点と回帰曲線のずれはごく僅かで、単一ヒートデータについて精度×1.2 を達成できた。

各ヒートのクリープデータ間にはずれがあることが知られている。このずれがヒート間差に起因する誤差の原因である。ヒート間差は、材料の合金組成、加工履歴、熱処理などがヒート毎に異なることに原因がある。ヒート間差については、他の研究グループが検討を行っており、その成果と総合して、多ヒートデータで精度×1.2 を達成する。



図①-4)-79 Gr.122 鋼のクリープ破断時間の(a)応力および(b)温度依存性。一点鎖線より長時間と短時間のデータを領域区分して解析し、実線の回帰曲線を決定

9~12%のCrを含む先進高Crフェライト鋼は、1100°C付近で焼ならし処理後に空冷すると、マルテンサイト変態し、ラスマルテンサイト組織となる。この材料は780°C付近で焼戻した後に使用する。この焼戻し中にラスマルテンサイト組織の回復が進行し、高Crフェライト系耐熱鋼のラスマルテンサイト組織は、ある程度は熱安定性を増している。焼戻し条件を770°C、2hとすると、この間に原子が自己拡散する平均距離は次の値となる。

$$\text{平均拡散距離} = \sqrt{2Dt} = 0.8 \mu\text{m} \quad \text{①-4)-17}$$

ここで $D$ は鉄の自己拡散係数、 $t$ は焼戻し時間である。この拡散距離の大小が、焼鈍中の材料組織変化（組織安定化）の程度を決める。

式①-4)-17で与えられる拡散距離は、数個のラスを横切る程度で、結晶粒径（旧 $\gamma$ 粒径、パケット径）に比べればはるかに短い。ラスマルテンサイト組織は、焼戻しによって一部安定化されるが、完全な熱平衡状態には達していない。そのため、長時間の焼鈍をして $1 \mu\text{m}$ をはるかに越える長距離の拡散が起きれば、ラス組織の更なる回復が進行する。実際にも650°C、10,000hの焼鈍後（ $\sqrt{2Dt} = 3.4 \mu\text{m}$ ）にはラス幅の明瞭な増大とラス内転位密度の低下が確認された。

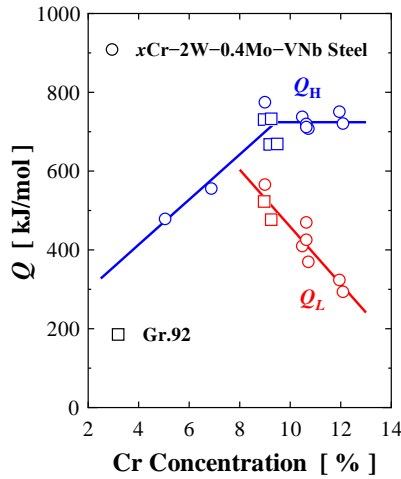
ラスマルテンサイト組織の静的回復は、室温で測る硬度の低下を引き起こす。一方、静的回復は、材料強度を支えていたラスマルテンサイト組織を取り除き、早期にクリープ破断が起きる。早期破断は低温ほど顕著になるため、見かけ上 $Q$ 値が低下する。なお、一定長さの潜伏期の後に静的回復が始まるので、硬度低下や $Q$ 値の低下は、ある時間から急激に始まる。そして、硬度低下と $Q$ 値低下の開始点がよく一致することが、実験的に確認されている。

クリープデータをプラットフォームとして利用する際には、データを定式化しておくことが必要である。組成の異なる材料、母材と溶接継手のデータなど、様々なデータを統一的に定式化する方法論を考えることは、プラットフォーム構築の出発点である。そこで領域区分法による定式化結果を検討し、種々の材料、母材と継手を統一的に記述する方法論を提案した。領域HとLの $t_r - \sigma$ 曲線をそれぞれ定式化しておけば、種々の材料で領域間の境界の出現場所を予測することも可能となる。

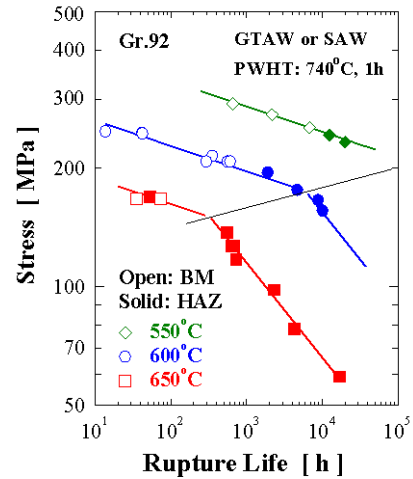
種々のCr量を含むGr.122系の材料のクリープ破断データを領域区分法で解析し、その結果をまとめて図①-4)-80に示す。約8%Crまでは、1つの $Q$ 値を示す領域しか観察されなかった。この領域では、高Crほど $Q$ 値が増加する。8%を超えるCr濃度域では、 $Q$ 値の異なる2つの領域が出現する。 $Q_H$ の値はCr濃度に依存しない。一方、 $Q_L$ の値は、高Crほど小さくなる。この図には、Gr.92鋼の解析結果も含まれており、全ての高Cr鋼が同じ挙動を示すことが分かる。この結果は、全ての材料の挙動をCr濃度の関数として統一的に記述できることを示してくれる。

図①-4)-81にGr.92鋼溶接継手のクリープ応力-破断時間曲線の1例を示す。溶接継手のクリープでも、2つの活性化エネルギー $Q_H$ と $Q_L$ をとる領域が存在する。図中で塗りつぶした記号は溶接HAZ部で、白抜き記号は継手母材部で破断したことを示す。 $Q$

値の大きい領域 H では母材で、 $Q$  値の小さい領域 L では HAZ 細粒部で破断したことが分かる。以上から、破壊機構が HAZ 部の Type IV 破壊となることが溶接継手のクリープでの  $Q$  値低下の原因であると結論される。



図①-4)-80  $Q_H$  と  $Q_L$  の値の Cr 濃度による変化



図①-4)-81 Gr.92 鋼溶接継手の応破断時間曲線

図①-4)-82 に  $Q_L$  と  $Q_H$  の値および  $n$  値と Cr 濃度の関係を示す。なお、白抜き記号は母材試験片の結果で、図①-4)-80 に示したものである。塗りつぶし記号は、溶接継手試験片で得た結果である。図から明らかなように、母材部で破壊する領域 H はもちろんであるが、長時間クリープ挙動評価で重要となる領域 L でも、 $Q$  値と  $n$  値は、継手と母材で同一の値をとることが明らかになった。このことは、式①-4)-16 に母材の  $Q$  および  $n$  値を代入すれば、溶接継手の破断寿命も推定可能になることを示す。ただし領域 L における溶接継手の  $t_0$  の値は小さく、溶接継手は母材より早期に破断する。なお、溶接継手と母材の領域 L での  $Q$  と  $n$  値が同一であるので、継手のクリープデータも式①-4)-15 に基づいて統一的に記述できる。

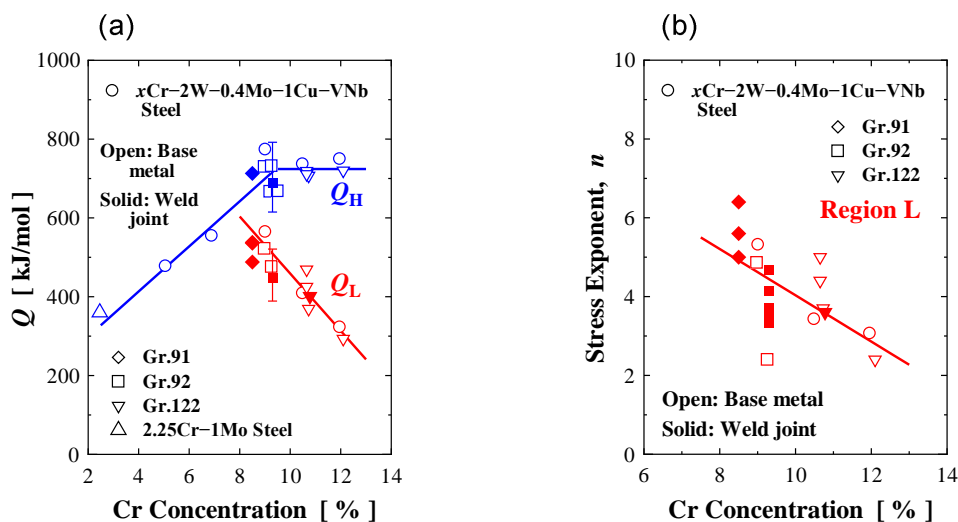
溶接継手を含む構造物では、母材強度に溶接強度係数 (Weld Strength Factor、 $W_{ST}$ ) をかけた値に基づいて設計が行われる。 $W_{ST}$  は次のように定義される。

$$W_{ST} = \frac{\sigma_{rW}(t_r, T)}{\sigma_{rB}(t_r, T)} \quad \text{①-4)-18}$$

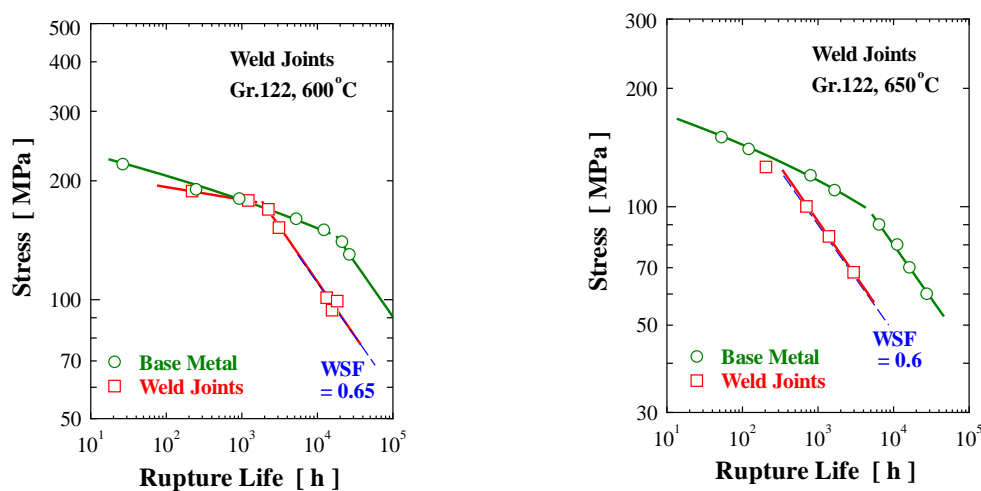
ここで  $\sigma_{rW}$  と  $\sigma_{rB}$  は、温度  $T$  でクリープ破断時間が  $t_r$  となる溶接継手と母材のクリープ破断応力である。Gr.122 鋼母材と溶接継手のクリープ応力-破断時間曲線を比較して図①-4)-83 に示す。図中の実線は領域区分解析で決めた回帰曲線である。長時間側の強度急減域(領域 L)では、母材と溶接継手の  $\log\sigma - \log t_r$  曲線が互いに平行であることから、母材と継手の領域 L どうしで比較すれば  $W_{ST}$  の値が  $t_r$  に依存しない一定値となる

ことを明らかにした。

最後に、10~100 万時間範囲におけるクリープ挙動には未解明な部分が多く、その解明には、この時間範囲のクリープデータ、組織変化などに関する情報の収集が強く望まれる。



図①-4)-82 高 Cr フェライト系耐熱鋼における式①-4)-15 の (a)活性化エネルギー  $Q$  と (b)応力指数  $n$  の Cr 濃度依存性

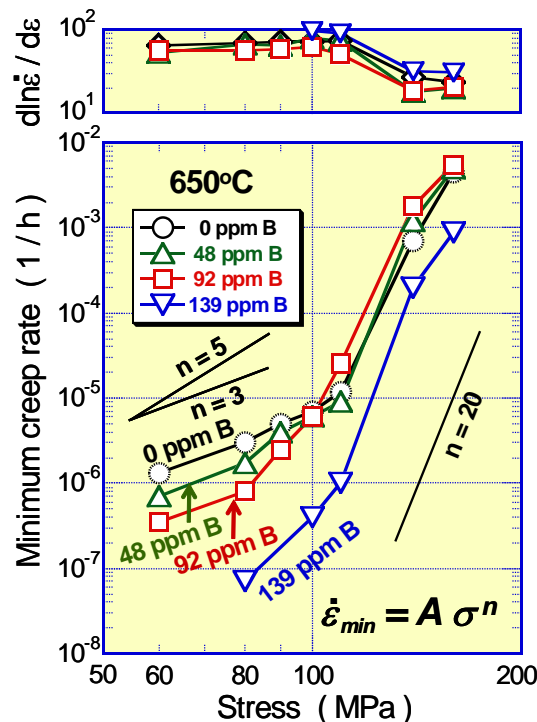


図①-4)-83 Gr.122 鋼での母材と溶接継手のクリープ応力-破断時間曲線の比較 (a) 600°C、(b) 650°C

## (2) 最小クリープ速度寿命法

(1) で時間-温度パラメータに基づいた強度予測法についての研究結果について述べたが、クリープ変形パラメータ (遷移クリープから加速クリープへ移行する時間、最小クリープ速度、加速域における  $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  等) に基づく強度予測について以下の研究開発を実施した。

図①-4)-84 に、ボロン濃度の異なる9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb 鋼の650°C における最小クリープ速度および加速域における  $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  の応力依存性を示す。最小クリープ速度の応力依存性は、110MPa 以上の高応力域では非常に大きく応力指数  $n$  は20 程度である。低応力域 (60~80MPa) では、ボロン無添加鋼の  $n$  値は3 に近い。ボロン濃度が高くなるにつれ、低  $n$  値域への移行が低応力側にシフトする。ボロン無添加鋼と139ppm ボロン鋼の最小クリープ速度の差は80MPa で2桁近くもある。一方、 $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  は、140~160MPa の高応力域では各鋼とも20~30 の一定値で、それより低応力になると  $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  は増大し、100MPa 付近で極大を示した後さらに低応力になると再び低下するが、ボロン濃度による差はほとんどない。最小クリープ速度が大きな応力依存性を示すのに対し、 $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  は応力が変化しても1桁以内でfactor of 3 程度の僅かな変化しか示さない。ボロン添加によって低応力域でクリープ寿命増大が顕著であったが、これは主として低応力域での最小クリープ速度の応力依存性がボロン濃度とともに大きく変化するためである。



図①-4)-84 ボロン濃度の異なる9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb 鋼の650°C における最小クリープ速度と加速域における  $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  の応力依存性

クリープ寿命とクリープ変形挙動を結びつける関係式としては Monkman-Grant の関係式と呼ばれる①-4)-19式が知られている。

$$t_r = c / ( \dot{\epsilon}_{min} )^m \quad \text{①-4)-19}$$

ここで、 $c$  と  $m$  は定数である。

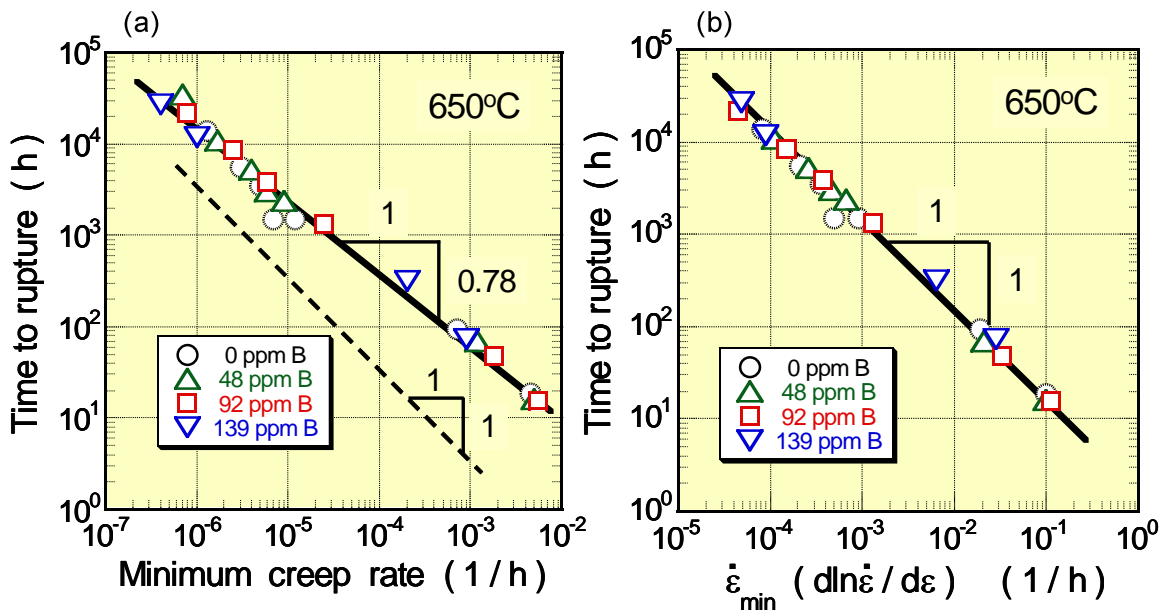
図①-4)-85 (a)に本鋼のクリープ寿命  $t_r$  と最小クリープ速度  $\dot{\epsilon}_{min}$  の関係を示す。 $m$  は0.78 と求められる。この結果は、例えば最小クリープ速度が1/10 になっても寿命は

10 倍とならず7.8 倍となることを示している。これは、①-4)-19式で $m = 1$  の場合に比べて加速域の持続時間が短いためである。そこで、加速域でのクリープ抵抗を表す指標の $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ を考慮すると、(b)に示すように

$$t_r = c / \{ (\dot{\epsilon}_{min}) (d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon) \} \quad \text{①-4)-20}$$

と表される ( $c = 1.4$ )。このように、クリープ寿命は、遷移域のクリープ変形挙動を特徴づける最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ と加速域のクリープ変形挙動を特徴づける $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ との両方に関係づけられる。 $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ は応力やボロン濃度によって大きくは変化しないので、クリープ寿命の応力依存性、すなわち、低応力長時間クリープ強度劣化を決定づける主たる因子は最小クリープ速度と言える。

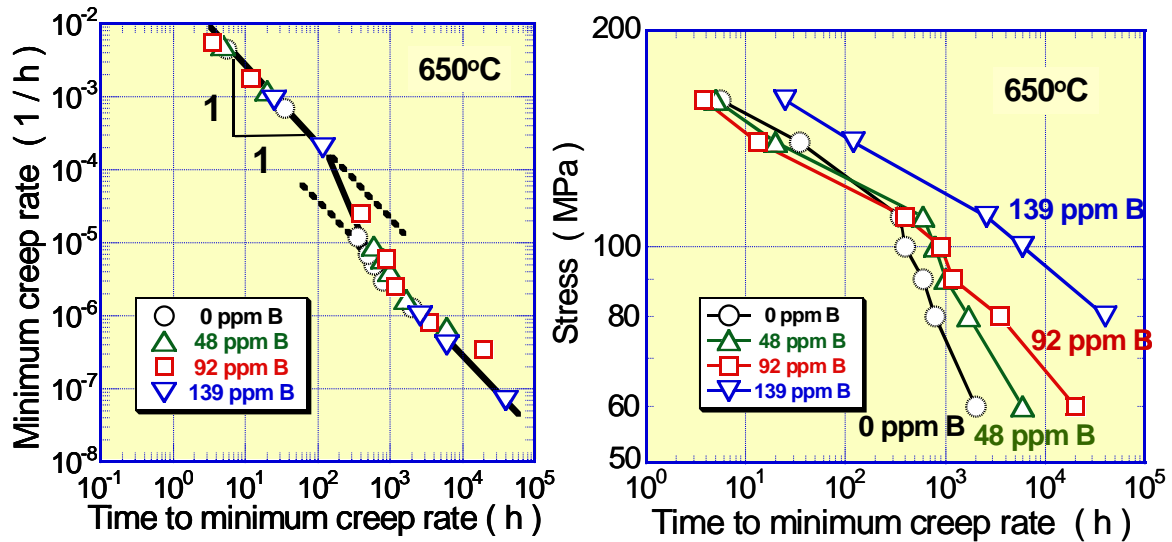
最小クリープ速度は、図①-4)-86 に示すようにボロン濃度によらず、最小クリープ速度到達時間によって一義的に決まり、最小クリープ速度到達時間はボロン濃度が高くなるにつれ特に低応力で長時間側にシフトする。ボロン無添加鋼の最小クリープ速度が低応力で十分低下しないのは、クリープ中の組織劣化によって早期に加速クリープが開始するためである。



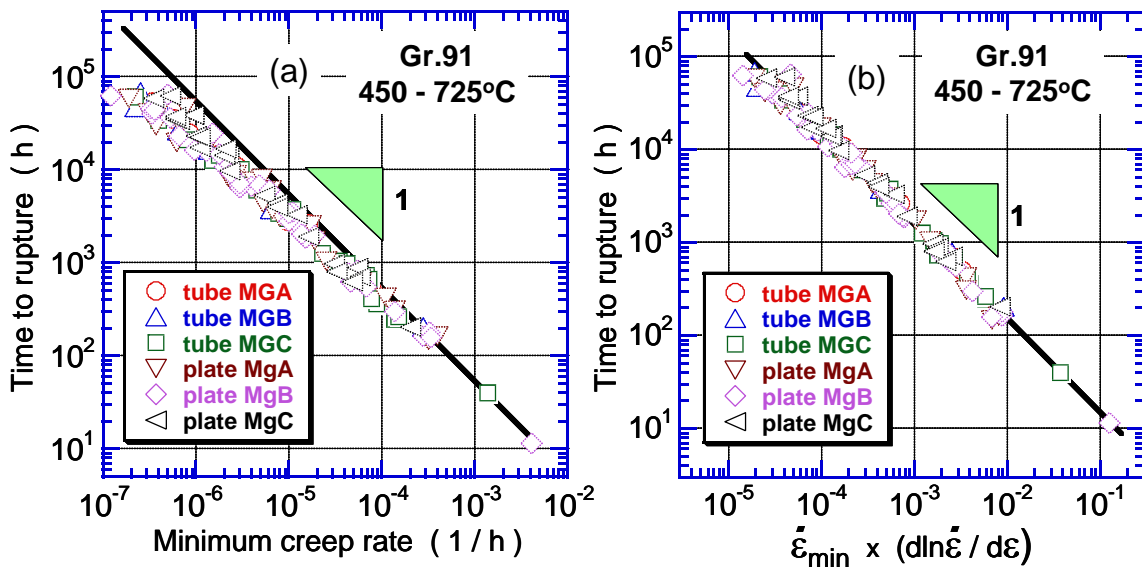
図①-4)-85 ボロン濃度の異なる9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb 鋼の (a) 破断時間と最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$  の関係、(b) 破断時間と $\dot{\epsilon}_{min} (d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon)$  の関係。

本実験結果は、ボロン添加によってクリープ変形機構は変化しないこと、ボロン無添加鋼では低応力域で早期に加速クリープが開始し最小クリープ速度到達時間が短いため最小クリープ速度も大きく寿命劣化が生じること、ボロンを添加すると加速クリープの開始が遅延し最小クリープ速度到達時間が長くなるため最小クリープ速度が十分低下して低応力長時間域でのクリープ寿命が延長することを示している。





図①-4)-86 ボロン濃度の異なる9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb 鋼の最小クリープ速度と最小クリープ速度到達時間の関係、および、最小クリープ速度到達時間の応力依存性



図①-4)-87 (a) Gr.91鋼のクリープ寿命と最小クリープ速度  $\dot{\epsilon}_{min}$  との関係、(b) クリープ寿命と  $\{(\dot{\epsilon}_{min})(d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon)\}$  との関係

平成21年度は、試験温度450 - 725°Cで10 h程度から7万h程度まで系統的にクリープ変形データが得られているNIMSクリープ変形データ集のデータを用いてGr.91鋼のクリープ寿命とクリープ変形パラメータの関係を検討した。

図①-4)-87 に示すように、Gr.91鋼のクリープ寿命は広い温度範囲と試験時間にわたって遷移域のクリープ変形挙動を特徴づける最小クリープ速度  $\dot{\epsilon}_{min}$  と加速域の  $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  との両方に依存し、式①-4)-20の9Crボロン鋼と同一の式で与えられる。定数Cは  $C = 1.5$ でこれも9Crボロン鋼の  $C = 1.4$ とほぼ同一である。

次に $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ の支配因子を検討する。 $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ は次式で与えられる。

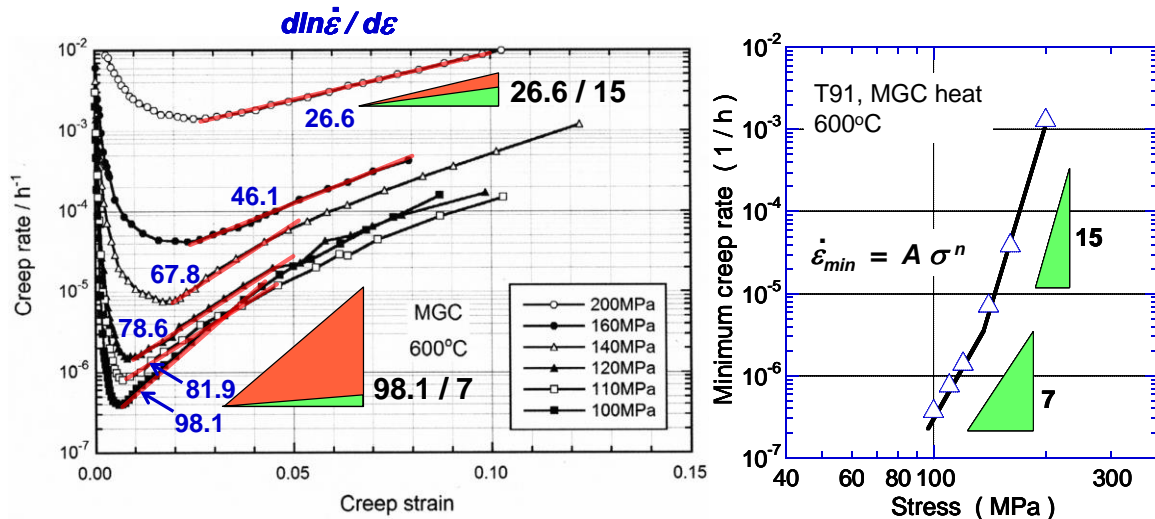
$$d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon = n + m + d + i \quad \text{①-4)-21}$$

ここで、 $n, m, d, i$  はクリープ変形による試験片断面積減少に伴う応力増大、組織劣化、損傷、不均一変形に関する因子である。Gr.91鋼の母材ではクリープ中にボイド損傷はほとんど観察されないことから、 $d$ の寄与は非常に小さいと考えてよい。 $n$ は最小クリープ速度の応力指数で与えられる。図①-4)-88に示すように、高応力の200 MPaでは $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ の値26.6のうち、50%程度が $n (= 15)$ によっている。低応力になるにつれ $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ に占める $n$ の寄与は小さくなり、100 MPaでは $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ の値98.1のうち、 $n (= 7)$ の寄与は非常に小さい。従って、低応力では $m$ と $d$ 、すなわち、組織劣化と不均一変形の効果が $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ の支配因子となる。

クリープの見かけの活性化エネルギーはクリープ変形機構を検討する上で重要であるが、式①-4)-20から想定されるように、

$$Q(t_r) = Q(\dot{\epsilon}_{min}) - Q(d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon) \quad \text{①-4)-22}$$

と表された(図①-4)-89)。低応力域の活性化エネルギーは高応力域に比べて小さい。MGCヒートの場合、100MPa以下の低応力域では $Q(t_r) = 470 - 480$ 、 $Q(\dot{\epsilon}_{min}) = 550 - 650$ 、 $Q(d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon) = 80 - 85 \text{ kJ/mol}$ であった。 $Q(t_r)$ は丸山らが報告している9Cr-2W-0.4Mo-

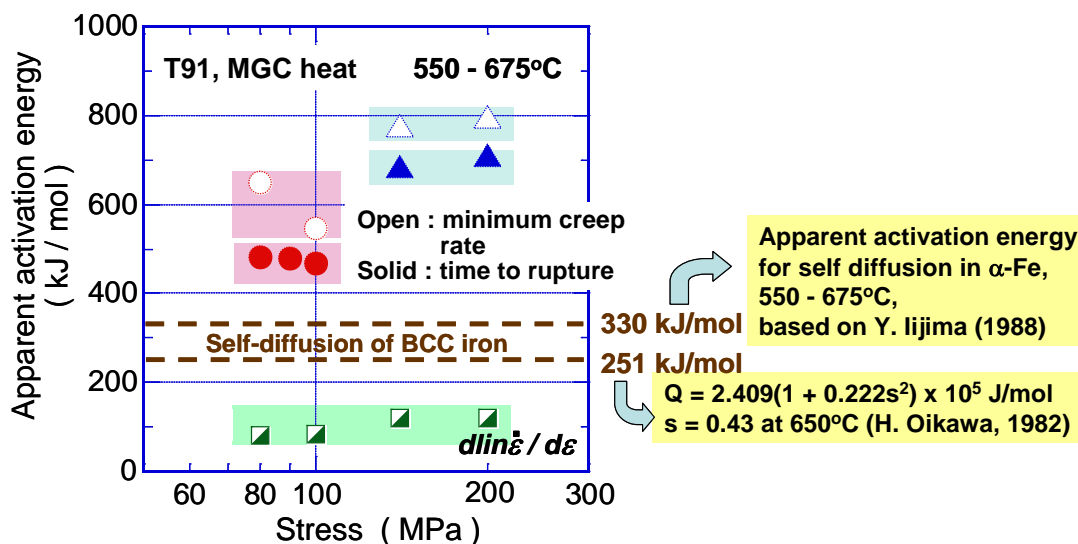


図①-4)-88 Gr.91鋼-MGCヒートの600 °Cにおけるクリープ速度-ひずみ曲線と $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ の値、および、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ の応力依存性

1Cu-VNb鋼に対する評価値とほぼ一致した。 $Q(t_r)$ 、 $Q(\dot{\epsilon}_{min})$ とも、 $\alpha$ -Feの自己拡散の活性化エネルギーに比べて大きい。最小クリープ速度の発現機構は、粒界近傍での局所的回復などによってラス境界やブロック境界が移動を開始することに対応すると考えられるが、各種境界、粒界には炭化物等が分布していて、境界移動にピンニング力を及ぼすため、最小クリープ速度の活性化エネルギーは自己拡散のそれに比べて大き

くなると考えられる。

以上より、Gr.91鋼のクリープ寿命式を $\dot{\epsilon}_{\min}$ や $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ 等のクリープ変形パラメータを基に構築できることが明らかになった。



図①-4)-89 Gr.91鋼-MGCヒートのクリープの見かけの活性化エネルギー

平成22年度は、前年度に引き続きクリープ変形解析に基づいて長時間クリープ寿命を予測する手法を確立するとともに、この手法に基づいてGr.91鋼の600～650°C、100 MPaにおけるクリープ寿命および10万時間クリープ破断強度を予測した。

NIMS クリープ変形データ集 D-1、D-2 に掲載されているチューブ材3ヒート、板材3ヒートのクリープデータを検討に用いた（試験温度 450 - 725°C、最長試験時間 68,755.1 h）。クリープ寿命に占める加速域の割合は、図①-4)-90 に示すように、

$$(t_r - t_m) / t_r = 0.73 \pm 0.10 \quad \text{①-4)-23}$$

となるので、

$$t(\text{acceleration}) = (t_r - t_m) = 2.7 t_m \quad \text{①-4)-24}$$

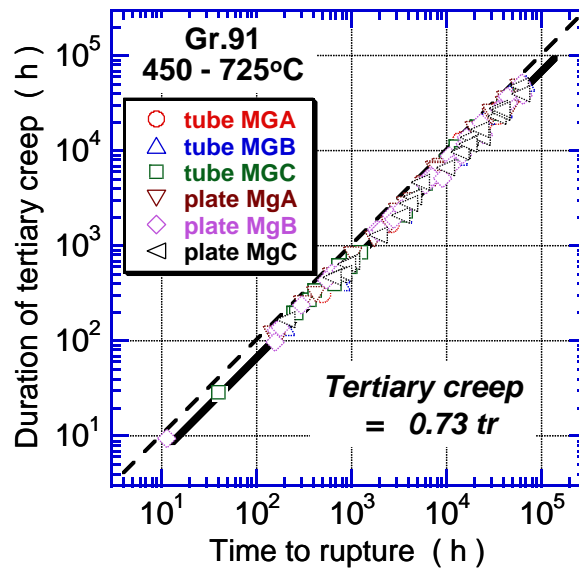
$$t_r = t(\text{transient}) + t(\text{acceleration}) = 3.7 t_m \quad \text{①-4)-25}$$

と表される。ここで、 $t_m = t(\text{transient})$ は遷移域の持続時間である。式①-4)-25によるクリープ寿命の予測値とクリープ寿命の試験データの比較を図①-4)-91に示すが、広い温度-応力-時間範囲にわたって式①-4)-25の関係が確認された。本鋼は低応力長時間でクリープ強度劣化を示すが、高応力域でも低応力域でも寿命は $t_m$ の3.7倍で与えられることは特筆される。式①-4)-25は、遷移域末期あるいは加速域初期まで試験すれば寿命を予測できることを示している。

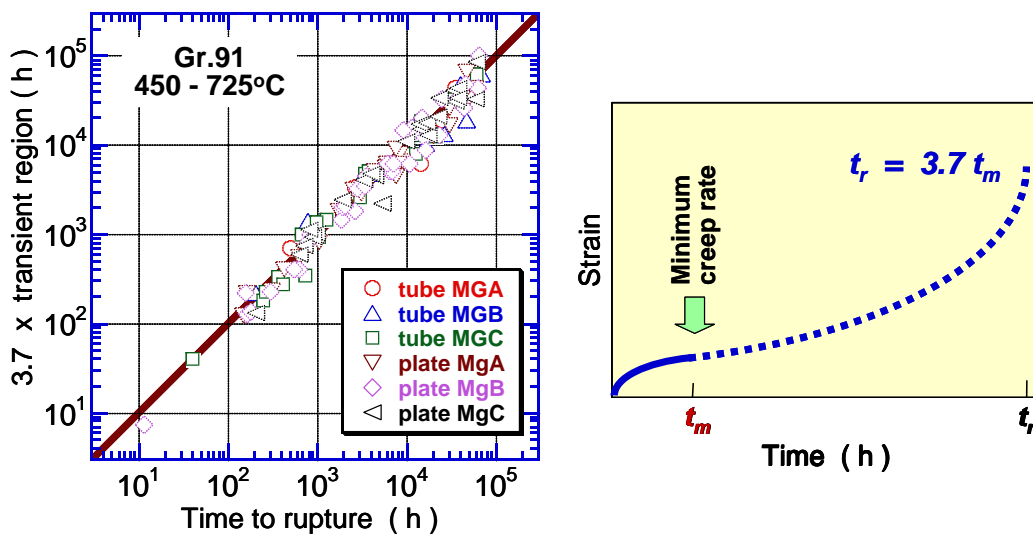
一方、クリープ寿命基本式① - 4) - 20式と  $(d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon) \propto (1 / \epsilon_m)$  となる実験結果から

$$t_r = 2.4 / (\dot{\epsilon}_{min} / \epsilon_m) \quad \text{① - 4) - 26}$$

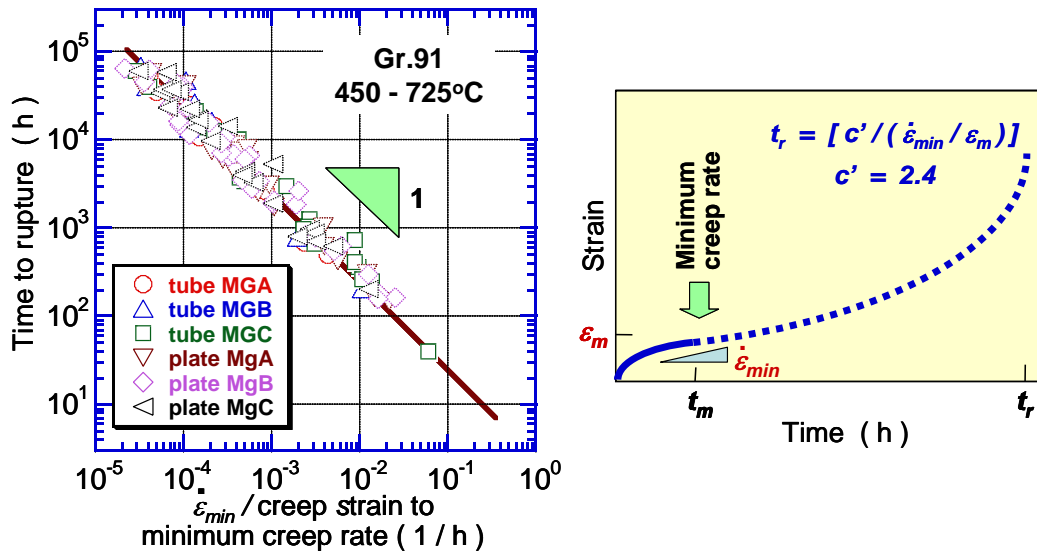
となる。ここで、 $\epsilon_m$  は最小クリープ速度到達ひずみ（遷移域で蓄積されるひずみ）である。試験データによる検証を図①-4)-92に示すが、遷移域末期あるいは加速域初期まで試験して最小クリープ速度  $\dot{\epsilon}_{min}$  と  $\epsilon_m$  を求めれば寿命を予測できる。従来から、低応



図①-4)-90 Gr.91鋼の加速域の持続時間とクリープ破断時間の関係

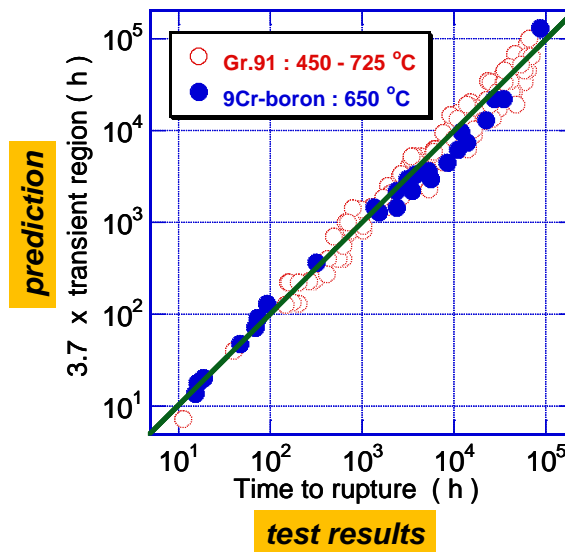


図①-4)-91 Gr.91鋼のクリープ破断時間の予測値と試験データとの関係



図①-4)-92 Gr. 91鋼のクリープ破断時間の予測値と試験データとの関係

力長時間の寿命予測は、高応力域のクリープ破断データを温度-応力外挿する手法が用いられてきた。この手法だと低応力長時間のクリープ寿命を過大評価し易いことが最近明らかになってきた。そこで、長時間で劣化を示す高強度フェライト鋼に対しては、種々の改良法が提案され寿命予測精度の向上が図られてきた。本研究の式①-4)-25あるいは式①-4)-26を用いれば、温度-応力外挿をすることなく、遷移域末期あるいは加速域初期（寿命の3割程度）まで試験すれば寿命を予測できる利点を有する。式①-4)-25と式①-4)-26の利用勝手を比較すると、式①-4)-26の $\dot{\epsilon}_{min}$ や $\epsilon_m$ は式①-4)-25)の $t_m$ に比べて測定が難しい。式①-4)-25の $t_m$ は当プロジェクトの各種組織診断によっても評価可能なので、式①-4)-25によるクリープ寿命予測は単純で利用範囲が広いと期待できる。

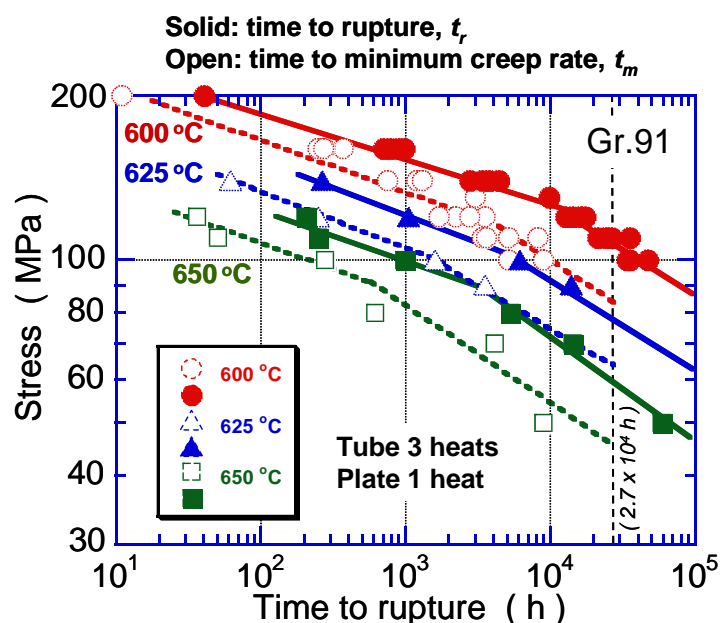


図①-4)-93  $t_r = 3.7 t_m$  によるボロン添加9Cr鋼およびGr. 91鋼のクリープ寿命予測

NIMSで合金設計したボロン添加9Cr鋼のクリープ寿命予測も、図①-4)-93に示すよう

に式①-4)-25が利用できる。

次に、式①-4)-25に基づいてGr.91鋼の600～650℃、100 MPaにおけるクリープ寿命および10万時間クリープ破断強度予測を行った。図①-4)-94にGr.91鋼の最小クリープ速度到達時間 $t_m$ （破線）およびクリープ寿命 $t_r$ （実線）を示す。図から100 MPaにおける $t_m$ （破線）を求め、3.7倍してクリープ寿命 $t_r$ を予測した。 $t_m$  および $t_r$  を表①-4)-5に示す。例えば、600℃、100 MPaでの $t_m$  は9000 hと評価されることからクリープ寿命は33,300 hと予測される。一方、 $t_m = 2.7 \times 10^4$  h のとき $t_r = 1 \times 10^5$  h となるので、 $t_m = 2.7 \times 10^4$  h（破線）のときのクリープ強度が10万時間クリープ破断強度に対応する。このようにして予測した10万時間クリープ破断強度を表①-4)-5に示す。600℃での10万時間クリープ破断強度は84 MPaと予想される。表には、図①-4)-94のクリープ破断データ(実線)を低応力に外挿して予測した10万時間クリープ破断強度も示した。600℃での10万時間クリープ破断強度は85 MPaと予想される。2つの方法で予測した10万時間クリープ破断強度はよく一致している。



図①-4)-94 Gr.91のクリープ破断時間 $t_r$ （実線）および最小クリープ速度到達時間 $t_m$ （破線）

表①-4)-5 Gr.91の100 MPaにおけるクリープ寿命予測および10万時間クリープ破断強度予測

Temp (°C)	$t_r$ at 100 MPa		$10^5$ h creep rupture strength	
	$t_m$ at 100 MPa (h)	$t_r = 3.7 t_m$ (h)	$\sigma$ at $t_m = 2.7 \times 10^4$ h (MPa)	Extrapolation of rupture data (MPa)
600	9000	33300	84	85
625	1600	5920	63	63
650	230	850	45	47

$t_m$  : time to minimum creep rate

平成23年度は、Gr.91鋼について前年度見出した式①-4)-25のクリープ寿命式

$$t_r = 3.7 t_m \quad (t_r: \text{クリープ破断時間}, t_m: \text{最小クリープ速度到達時間})$$

の物理的意味づけを明確にするとともに、適用範囲や予測精度の影響因子を明確にし、温度・応力加速によらない合理的なクリープ寿命式を構築して、ボロン添加 9Cr 鋼等の長時間寿命予測に適用することを目的とした。

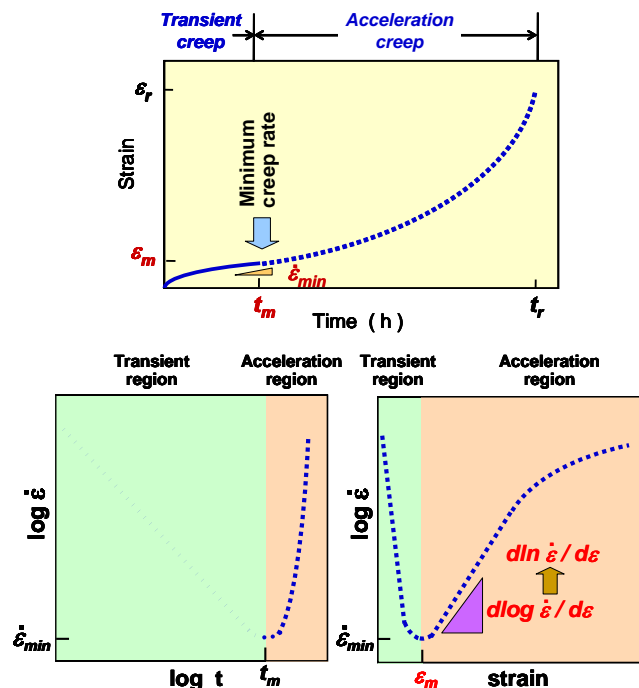
クリープ寿命が最小クリープ速度到達時間に比例する式①-4)-25の物理的意味づけに関しては、Gr.91鋼のクリープ寿命は遷移域と加速域のクリープ変形挙動を反映する最小クリープ速度  $\dot{\epsilon}_{min}$  と加速域の  $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  に依存し、

$$t_r = 1.5 / [ \dot{\epsilon}_{min} (d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon) ] \quad \text{①-4)-27a}$$

と表されるが (図①-4)-87 (b))、負荷応力が変わると  $\dot{\epsilon}_{min}$  は数桁変化するのに対し、負荷応力が大幅に変わっても  $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$  の変化は1桁以内のわずかである。従って、クリープ寿命の応力依存性は主として  $\dot{\epsilon}_{min}$  の応力依存性によって決まる。すなわち、

$$t_r \propto (1 / \dot{\epsilon}_{min}) \quad \text{①-4)-27b}$$

と表される。クリープ曲線、クリープ速度曲線の模式図と各種変形パラメータを図①-4)-95に示す。



図①-4)-95 クリープ曲線、クリープ速度-時間曲線、  
クリープ速度-ひずみ曲線の模式図と各種変形パラメータ

次に、 $\dot{\epsilon}_{min}$  は  $t_m$  および最小クリープ速度到達ひずみ  $\epsilon_m$  (遷移域で蓄積されるひずみ、あるいは、加速クリープが開始するひずみ) に依存し

$$\dot{\epsilon}_{min} = 0.54 (\epsilon_m / t_m) \quad \text{①-4)-28a}$$

と表されるが、負荷応力が変わると  $t_m$  は何桁も変化するのに対し、 $\epsilon_m$  の変化は1桁以内のわずかであるため、 $\dot{\epsilon}_{min}$  は主として  $t_m$  によって決まる。すなわち、

$$\dot{\epsilon}_{min} \propto 1 / t_m \quad \text{①-4)-28b}$$

と表される。従って、式①-4)-27b、式①-4)-28bよりクリープ寿命は  $t_m$  に比例する ( $t_r \propto t_m$ ) ことが理解できる。

式①-4)-25のクリープ寿命式の予測精度を向上させるために、クリープ変形挙動に影響を及ぼす応力や温度の効果を検討した。式①-4)-25の比例係数 3.7 は、Gr. 91 鋼について、幅広い試験温度、応力で得られた全データの平均値である (450~725 oC、40~450 MPa、 $t_r = 11.4 \sim 68,755$  h)。図①-4)-96に寿命に占める遷移域の割合 ( $t_m / t_r$ ) の応力依存性を示す。 $(t_m / t_r)$  は応力低下とともに低下し、低応力域と高応力域に対し次式で表される。

$$t_m / t_r = 1.10 \times 10^{-1} \log \sigma + 2.90 \times 10^{-3} \quad \text{①-4)-29a}$$

( $\sigma = 40 \sim 100$  MPa)

$$= 4.05 \times 10^{-1} \log \sigma - 5.89 \times 10^{-1} \quad \text{①-4)-29b}$$

( $\sigma = 100 \sim 260$  MPa)

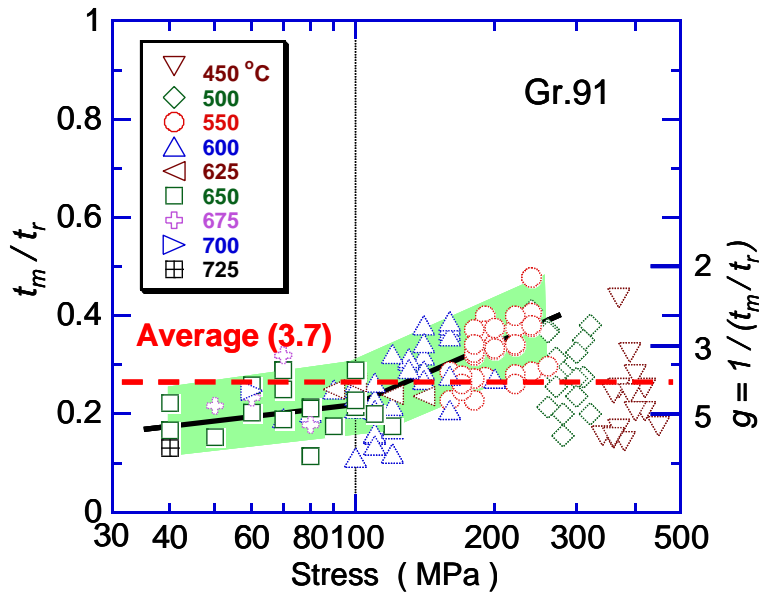
なお、

$$t_r = g t_m \quad \text{①-4)-30}$$

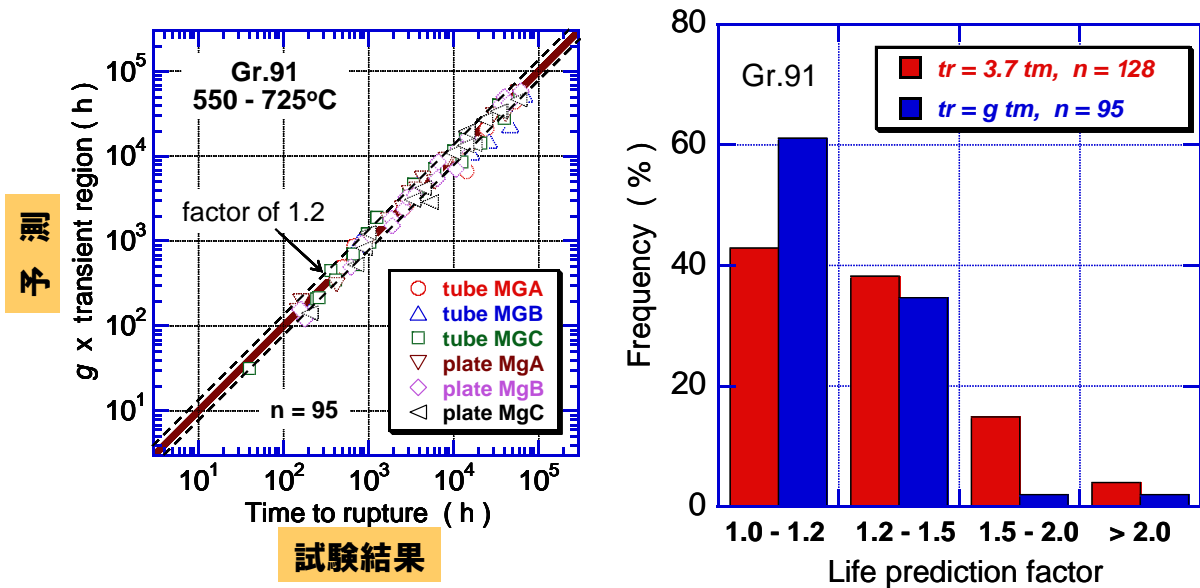
$$g = 1 / (t_m / t_r) \quad \text{①-4)-31}$$

である。図①-4)-96には、比較のために平均値 3.7 を破線で示し、縦軸右に式①-4)-30の  $g$  を示した。100 MPa 以下の低応力域では、 $(t_m / t_r)$  が小さくなるので、 $g$  の値は式①-4)-25の3.7より大きくなる。例えば、100 MPaでは、 $g = 4.5$ となる。一方、図①-4)-96 で例えば550oCと600oCで同一応力での  $(t_m / t_r)$  がほぼ同じ値となるように、同一応力であれば温度が違っていても  $(t_m / t_r)$  の値は同じなので、 $(t_m / t_r)$  の温度依存性は非常に小さく、 $(t_m / t_r)$  は 式①-4)-29a、bのように応力の関数として表される。応力依存性を考慮した式①-4)-29a、①-4)-29bを用いてGr. 91鋼の寿命予測を行った結果を図①-4)-97に示す。式①-4)-29a、①-4)-29bを用いると、全データの60%強がFactor of 1.2を満足し、40%弱がFactor of 1.5を満足し、式①-4)-25より精度の高い寿命予測式であることがわかる。すなわち、本研究の寿命式を用いると、寿命の20~30%程度クリープ試験して  $t_m$  を評価すれば、温度-応力外挿をしないでFactor of 1.2をほぼ満足する予測が可能である。





図①-4)-96 クリープ曲線、クリープ速度－時間曲線、クリープ速度－ひずみ曲線の模式図と各種変形パラメータ

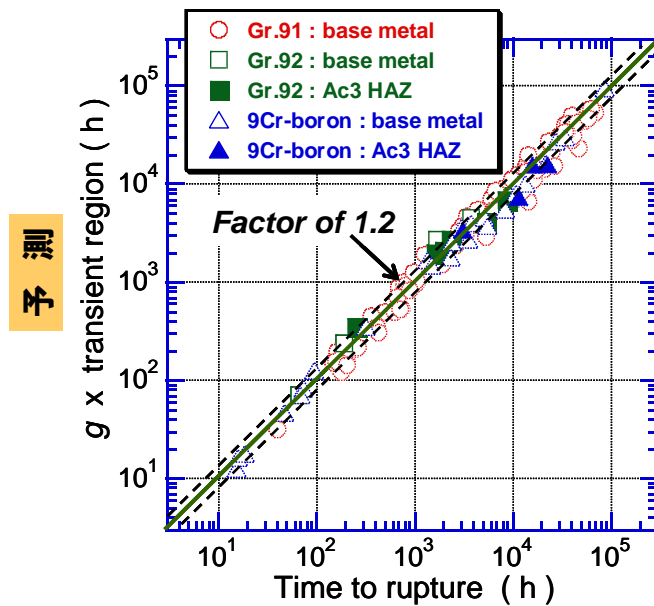


図①-4)-97 応力依存性を考慮した(11a)、(11b)式を用いたGr.91鋼の寿命予測および予測精度

式①-4)-29a、①-4)-29bの他の鋼種への応用性をボロン添加9Cr鋼および既存鋼Gr.92鋼 (9Cr-0.5Mo- 1.8W-VNb)の母材とA<sub>C3</sub>-HAZ再現熱処理材について検討した。図①-4)-98 に 式①-4)-29a、①-4)-29bを用いて寿命予測を行った結果を図①-4)-97

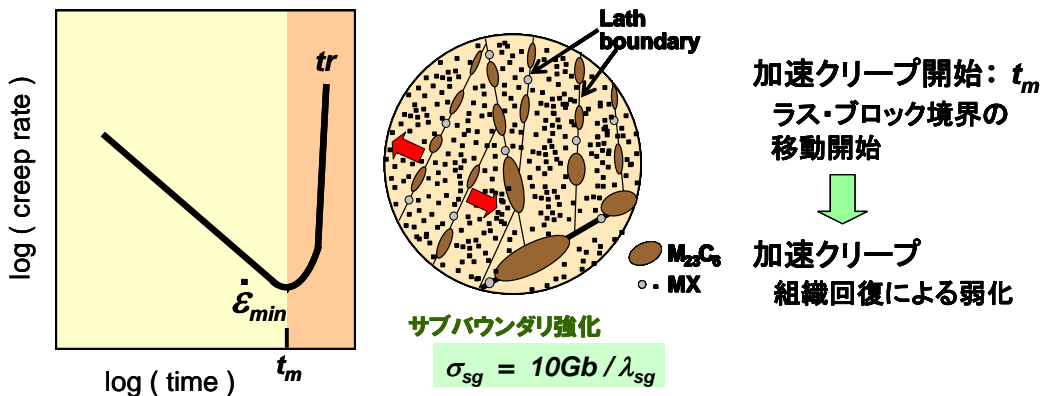
のGr.91鋼 母材の結果と比較して示す。ボロン添加9Cr鋼およびGr.92鋼についても、Gr.91鋼と同様に寿命予測の精度が高く、Factor of 1.2 をほぼ満足する。本研究の寿命式は各種9Cr鋼について汎用性が高いことがわかる。

我々はこれまで、図①-4)1-99 に示すように、最小クリープ速度の発現機構はラス境界、ブロック境界の移動開始によると提案してきた。最小クリープ速度到達時間  $t_m$  (= 加速クリープ開始時間) で各種境界が移動し始め、加速域ではラス、ブロックの粗大化が進行するので、本研究のようにクリープ速度-時間曲線から  $t_m$  を評価する手法の他にも、組織観察等を行い当プロジェクトの組織診断プラットフォームで  $t_m$  を評価できれば寿命予測ができるので、本研究の寿命式は汎用性が高い。



**試験結果**

図①-4)-98 (11a)、(11b)式を用いたGr.92鋼およびボロン添加9Cr鋼の母材およびAc<sub>3</sub>-HAZ再現熱処理材の寿命予測。比較：Gr.91鋼母材

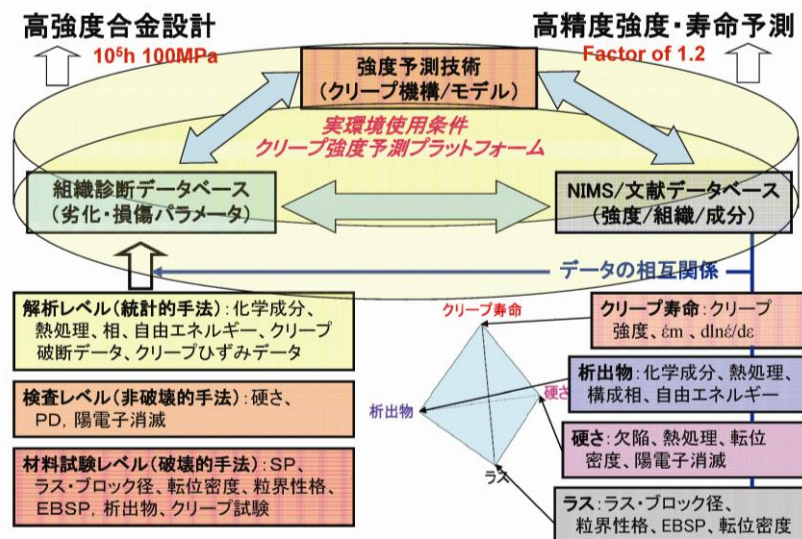


図①-4)-99 最小クリープ速度を発現する組織因子

### ①-4)-5 長時間強度予測技術の開発（組織診断プラットフォームの構築）

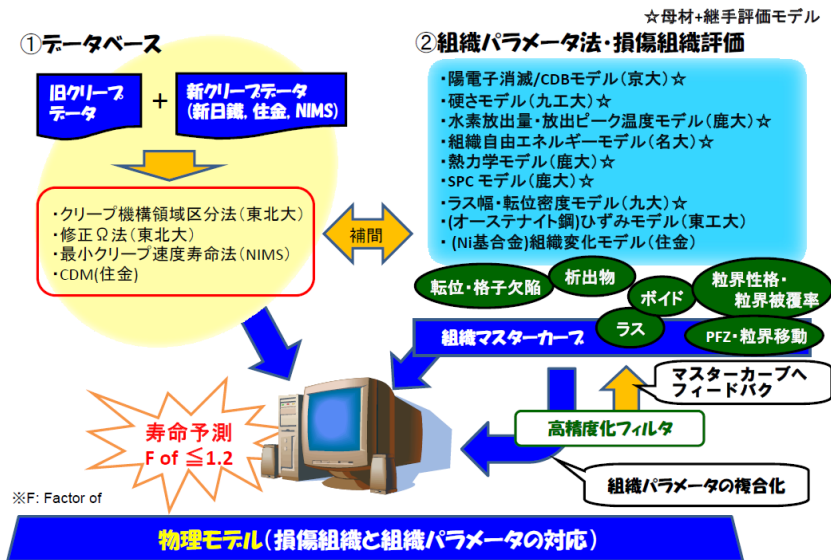
10万時間以上の長時間クリープ強度を Factor of 1.2 の高精度で予測するために上述のような組織パラメータによるクリープ損傷評価とクリープ機構に立脚した新しい解析法によってクリープ破断データの評価を行うことは有効であるが、そのためのデータベースの構築とデータの評価と選択のためにはこれらの開発技術の統合が必要である。すなわち、母材部を含む溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォーム構築のための材料基盤が確立されれば、長時間強度の正確な予測とともにこれからの高強度鋼開発に極めて有力なツールが提供できる。

本プロジェクトで得られる組織診断データ群は、局所結晶方位、組織自由エネルギー、転位密度、スモールパンチクリープデータ、超低ひずみ速度クリープデータ、硬さ、電位差、陽電子消滅寿命、水素放出特性等、多岐にわたるが、これらはフェライト鋼の場合、クリープ中の組織変化（析出物、ラス組織、硬さに代表される転位組織）に起因し、相互に関係がある。したがってこれらの組織パラメータを相互に関連付けると高精度クリープ強度予測が可能になり、劣化を防止することによって高強度鋼の合金設計が可能になる。このプラットフォームの概念図を図①-4)-100 に示す。



図①-4)-100 高精度クリープ強度予測プラットフォームの概念図

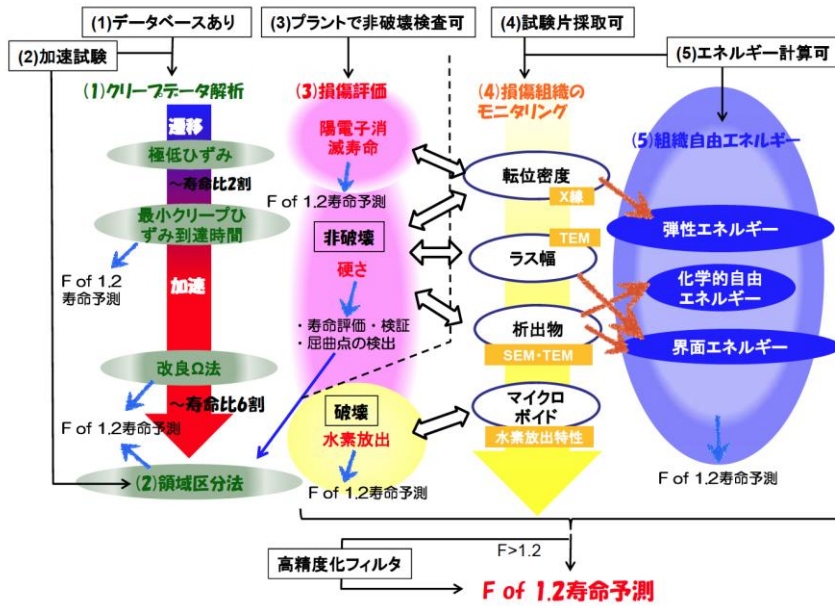
また、図①-4)-101 に、組織診断プラットフォームの全体像のイメージ図を示す。本プラットフォームにおける寿命予測のアプローチは、クリープデータを基とした前述の新解析法である数値的解析と、組織解析を基本とした損傷評価に分けられる。それらは、ある共通のクリープ変形モデルに立脚したものであるため、相互に補間し合える関係にある。また、各組織解析から、クリープ変形の素過程に関連する「転位・格子欠陥」「析出物」「境界移動」「ボイド」等の変化を定量評価することが可能であり、それらはクリープ変形の物理モデル構築に重要な知見となる。さらには、複数の損傷評価法を同時に使用することでばらついた予測結果を合理的に取捨選択し、評価法の精度を向上させることにも成功している。以上のようなアプローチにより、Factor



図①-4)-101 組織診断プラットフォームの構成

of 1.2 の精度での寿命予測を可能にしている。図①-4)-102 に、寿命予測のプロシージャを示す。本プラットフォームでは、(1)クリープデータ解析 (クリープ変形パラメータ)、(2)領域区分法 (時間-温度パラメータ)、(3)損傷評価、(4)損傷組織のモニタリングおよび(5)組織自由エネルギー法の 5 つのアプローチに大別して寿命予測法を整理している。(1)では、クリープ曲線の途中段階までを用いて破断時間を予測する。すなわち、実際に寿命を評価したい温度・応力でのクリープ試験を実施し、変形極初期の遷移クリープ領域から、変形機構や最小ひずみ速度を推定する。また、最小ひずみ速度到達時間 (寿命比 2~3 割程度) や加速クリープ領域 (寿命比 6 割程度) におけるひずみ加速度因子 ( $\Omega$  値) を用いて寿命を予測することが出来る。(2)では、温度・応力加速クリープ試験の短時間側の破断時間から、実際に評価したい温度・応力における長時間側の寿命を外挿により求める。Larson-Miller 法や Manson-Haferd 法などと概念的には同じであるが、全応力範囲を一つの回帰線で表現せず、応力領域を適切に区分することで、寿命予測精度を飛躍的に向上させている。ここで、領域区分に用いられる応力は、高 Cr フェライト系耐熱鋼においていわゆる「応力-破断時間線図の折れ曲がり現象」が発現する応力に相当する。(3)は、クリープ変形により材料内部に蓄積される損傷を評価する方法であり、非破壊検査が可能な陽電子消滅寿命測定法と硬さ試験、破壊検査となる水素放出挙動測定がある。それぞれに得られる損傷評価パラメータを用いて寿命の予測が可能であるが、各パラメータのクリープ変形進行度合いに対する依存性は異なる。例えば、陽電子消滅寿命は、クリープ変形の前半に大きく変化する。一方で、水素放出量は、クリープ変形の後半になると大きく増加する。硬さ変化はクリープ変形の前半から後半にかけての比較的広い領域で寿命比と良好な直線的相関関係を有している。このような依存性の変化は、各法が捉えている損傷組織因子が異なるためである。そこで本研究では、転位密度やラス幅などの組織因子のクリープ変形に伴う変化を X 線回折 (XRD)、走査型電子顕微鏡 (SEM)、透過型電子顕微鏡 (TEM) などを用いて詳細に調査した。その結果を(4)に損傷組織のモニタリングとしてまとめ、

図①-4)-103 内に両矢印で示すような損傷評価法との相間を明らかにした。さらに、(5)では、得られた組織因子から弾性エネルギー、化学的自由エネルギーおよび界面エネルギーを計算し、それらの総和として組織変化を熱エネルギー論的観点から整理して

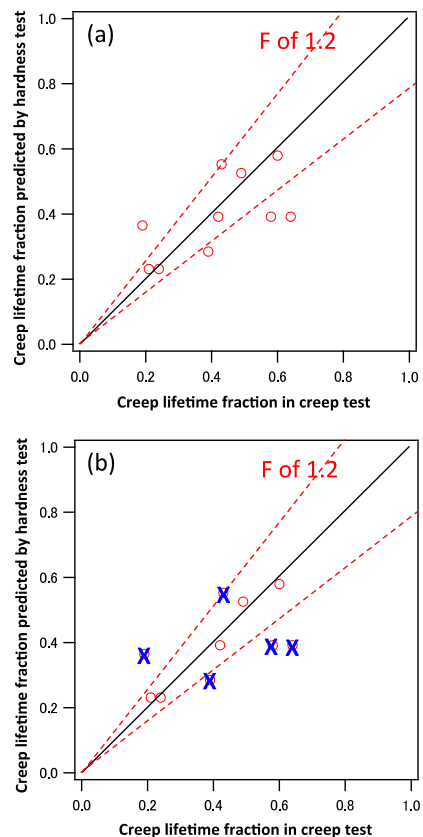


図①-4)-102 寿命予測のプロシージャ

いる。これは、クリープ変形中に様々に変化する諸因子を一つのパラメータで表現することのできる独創的で有用な手法であり、将来的には、任意のクリープ条件における組織変化をシミュレートできる可能性を秘めている。

以上のように、ここで提案するプラットフォームは、クリープデータ解析、実験的手法、エネルギー論的手法など、利用のための入り口を出来る限りに広く設定しており、様々な条件下での高温材料の寿命予測に広く活用されることを期待している。

本プラットフォームを構成する各評価手法の多くは、それ単独で寿命予測が可能である。しかし、一つの手法のみで評価をする場合、実験的なエラーなどで予測精度が低下する可能性を秘めている。そこで、複数の評価法で得られた結果を併用する新たな高精度予測法を試行した。一例として、図①-4)-103 に、硬さ試験と陽電子消滅寿命測定法を組み合わせさせた結果を示す。(a)は、クリープ中断試験材の硬さから寿命比を評価した結果であり、この場合では何点かのプロ



図①-4)-103 フィルタ法によるデータの高精度化

ットは Factor of 1.2 の精度で寿命を予測することが出来ていない。そこで、同中断試験材で測定した陽電子消滅寿命と界面エネルギーの値を用いて硬さデータを選別した。その結果を(b)に示す。図中の×で示した硬さデータがエラーとして除去された値であり、Factor of 1.2 の高精度クリープ寿命評価精度を持つ評価点のみが残っていることがわかる。以上のように、複数の評価法を用いることで寿命予測の高精度化が可能である。

#### ①-4)-6 まとめ

溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発を目的として、次の最終目標を設定し、以下の成果が得られた。

最終目標：

- a. 溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万時間クリープ強度 100MPa の 700℃級耐熱材料の合金設計指針の提示（研究開始時の中間目標であったが、本項目は、H21 年度で終了し、企業研究に移行したため、最終目標とした）
- b. 破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定法の提案

成果まとめ：

最終目標 a については、H21 年度までの研究において中間目標および最終目標の達成の目処を得て、企業研究に移行し、その後、強度予測研究の一環として開発鋼が世界最高の最終目標強度を有することを実証した。

(1) 650℃用フェライト系耐熱鋼は、10 万時間、100MPa を達成する高 B 低 N 鋼を提案し、粒界析出強化機構に基づいて、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上を実現した。開発鋼は世界最強であり、溶接部の劣化抑制は世界で初めての技術である。実用化加速のため、国際規格化データを採取しており、世界最高権威の ASME 規格へ登録の予定である。

(2) 700℃用オーステナイト系耐熱鋼は、高温で安定な金属間化合物による粒界析出強化を導入した合金設計で、18Cr-30Ni-3Nb 鋼を提案し、10 万時間、100MPa を達成することを加速試験で実証した。これはオーステナイト鋼として世界最強である。今後は、企業研究移行による試作材での実用性評価を実施する予定である。

最終目標 b については、

(1) 多岐にわたる組織パラメータによる新劣化診断法を確立するとともに、クリープ強度新解析法を提案し、Factor of 1.2 の高精度強度予測が可能であることを世界で初めて実証した。

(2) 新解析法や組織劣化パラメータをリンクして Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定可能な組織診断プラットフォームを構築し、予測精度を、従来の Factor of 2 のレベルから飛躍的に向上させた。このような技術開発は、世界でも例がなく、本研究で開発した技術は、将来の A-USC (700℃級) プラントのみではなく、高強度鋼を使用して現在のエネルギー供給の主力を担っている USC (600℃級) 火力発電プラントの高温機器の保守に威力を発揮することが期待される。本成果は、A-USC プロジェクトで実用性を検証の予定である。

開発した 650℃用フェライト系耐熱鋼は、本プロジェクトの目的とした A-USC 火力発電プラントのみではなく、600-625℃級の、現在建設が計画されている火力発電プラントに使用しても多大な性能向上が図れる。その前提として、火力発電プラントのボイラ材料に使用されるためには、国際規格化が不可欠である。世界で最も権威があるボイラ規格は ASME 規格であり、これに登録された場合には世界的規模で実用化が開始されることは必至であり、国内のみならず、今後急速な発展が期待される中国やインドのプラント市場において我が国の国際競争力向上に著しい効果が期待できる。したがって、フォローアップ研究によって ASME 規格への登録を果たすことが急務である。

また、同様に本プロジェクトで開発した組織パラメータに基づく新劣化診断法とクリープ強度の新解析法は、我が国の原子力事情によってエネルギー供給の主力を担うことになっている高効率火力発電の安全な運転を支える保守技術としても極めて有効であり、次段階研究としてその実用性を評価しながら、実機への早期の適用が強く求められている。実用化のためには、これらの手法をガイドラインや指針として標準化することが必要であり、経済産業省の A-USC プロジェクトの中での実証研究の実施がそれを加速することになると期待される。

#### ①-4)-7 参考文献

- ①-4)-1 田淵正明、近藤雅之、本郷宏通、渡部 隆、殷 福星、阿部富士雄：材料、**54** (2005), 162.
- ①-4)-2 竹山雅夫：金属、**76** (2006), 743.
- ①-4)-3 竹山雅夫：第 194・195 回西山記念技術講座「CO<sub>2</sub>削減に向けた耐熱鋼高温化の最近の進展」, 日本鉄鋼協会、(2008)、 1.
- ①-4)-4 Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys、eds. by G. V. Raynor and V. G. Rivlin、The Institute of Metals、(1988).
- ①-4)-5 T. Sugiura、S. Ishikawa、T. Matsuo and M. Takeyama: Materials Science Forum、**561-565** (2007)、435.
- ①-4)-6 杉浦友章：修士論文(2008)、東京工業大学
- ①-4)-7 長谷部優作、石川茂浩、松尾孝、竹山雅夫：第 67 回日本熱処理技術協会講演大会概要集、(2009)、13.
- ①-4)-8 橋詰直也、高田尚記、松尾孝、竹山雅夫:学振第 123 委員会研究報告、**49** (2008)、151.
- ①-4)-9 倉田桂一、高田尚記、松尾孝、竹山雅夫:学振第 123 委員会研究報告、**49** (2008)、379.
- ①-4)-10 田中秀雄、村田正治、上平一茂、山崎政義、木村一弘、阿部富士雄：学振第 123 委員会報告書、**47** (2006), 31.
- ①-4)-11 R. Viswanathan、J. Singeldecker、J. Hawk and S. Goodstein: Proc. ECCO Conf.、eds. by I. A. Ashibi and S. R. Holdsworth、(2009)、31.
- ①-4)-12 牧正志、田村今男：鉄と鋼、**67** (1978)、852.
- ①-4)-13 池田貞雄、松井敬、富田幸弘、馬場善久：統計学、内田老鶴圃、東京、1991.

- ①-4)-14 物質・材料研究機構クリープデータシートクリープ変形データ集 No. D-2、(2008).
- ①-4)-15 T.Kunieda, M.Nakai, Y.Murata, M.Morinaga and T.Koyama: ISIJ Int., **45** (2005)、1909.
- ①-4)-16 K.Takeda, K.Yamashita, Y.Murata, T.Koyama and M.Morinaga: Mater. Trans., **49** (2008)、479.
- ①-4)-17 S. Komazaki, T. Kato, T. Nakata, A. Gatsenko and Y. Kohno: Proc. of the 2nd International ECCO Conference, Zurich, April 21-23, 2009, 1102.
- ①-4)-18 F. Masuyama: Int. J. Pressure Vessels and Piping, **83** (2006)、819.
- ①-4)-19 白井泰治：まてりあ、**37** (1998)、61.
- ①-4)-20 P. Chalermkarnnon、柚賀正雄、中田智、岸本俊二、荒木秀樹、白井泰治：RADIOISOTOPES **50** (2001)、576.
- ①-4)-21 P.Chalermkarnnon、河口恭寛、荒木秀樹、白井泰治：日本金属学会誌、**66** (2002)、1293

## 2. 2. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

本研究成果の位置付けに関して、新開発材の10万時間強度（フェライト鋼については650℃、オーステナイト鋼については700℃において）を既存鋼（規格材）の強度と比較すると、既存のフェライト鋼とオーステナイト鋼は、それぞれ約65MPaおよび80MPaであるので、目標値100MPaを達成した新開発材がいかに優れた強度を有しているかが分かる。すなわち、新開発材（フェライト鋼、オーステナイト鋼）のクリープ強度は、世界最高である。さらに、既存のフェライト鋼の溶接継手は、熱影響部において著しく低い強度で破断する（Type IV 破壊）という問題をかかえているが、新開発フェライト鋼にはそれが生じないような合金設計がなされている。これは世界で始めて開発された技術であり、画期的である。

また、長時間クリープ強度や寿命を正確に予測する技術については、世界中で鋭意研究開発が行われているが、精度はFactor of 2（すなわち、倍、半分）というのが、これまでの常識であった。これに対し、新しく開発した予測法によれば精度は、Factor of 1.2 が可能であり、極めて高精度に設計強度設定に必要な10万時間の強度予測や長時間使用した高温機器部材の寿命診断が実施できる。強度予測や寿命診断には種々の組織劣化パラメータを使用するが、本研究の成果としてそのデータベースを備えたプラットフォームを世界で初めて提供することが可能になった。

これらの開発技術のうち、特に新開発フェライト鋼は、将来のA-USCプラントのみではなく、直近の600-625℃級火力発電プラントへの実用化のニーズも高い。今後、中国、インドをはじめとした途上国で莫大な規模の発電インフラの需要が見込まれており、これらの発電プラント市場で我が国の圧倒的な技術の優位性を発揮できる。すなわち、既存鋼の溶接継手強度信頼性の問題が依然として解決の道が見えないこと、また、600℃を超え625℃に達する温度域における既存鋼の強度の安定性に不安があり、管厚を増すことによって経済性が低下することに対して、新開発材は圧倒的な優位性を有する。したがって、すぐにも実用化したいニーズがあり、研究期間中に加速財源



によって国際規格化のためのデータ採取に着手した。すなわち、火力発電ボイラ材料として実用するためには、国際規格への登録が不可欠であり、規格化のためのデータや支援する研究開発を行う必要があるからである。規格化は世界で最も権威があるASME（米国機械学会）ボイラ・圧力容器規格が最適であり、現在、そのための検討を行っている。これが、規格化されれば、世界中で一気に実用化が開始するのは必至である。世界中の電力事業者および機器製造者は現在 600℃級 USC 火力発電プラントに使用している既存鋼の溶接部強度劣化問題と約 625℃まで高温化した場合の信頼性の不安をかかえており、この新開発材の使用によってこれらの問題や不安を一挙に解決することが期待される。

また、新しく開発した強度予測法は、研究対象とした将来の A-USC プラントのみではなく、既設の USC 火力プラントの寿命信頼性評価にも展開可能であり、現在、原子力事情を背景にフル稼働中の既設プラントの安全運転と安定した電力供給に大きく貢献することが期待される。そのためには、さらに実用性の検証等の研究が必要であるが、その後、指針等への標準化を経て、実機へ展開されていくものと考えられる。

研究成果として得られた、新開発材料および新開発強度予測技術は、同類の高温構造物として運転される石油・化学プラントの高温機器部品にも応用でき、汎用性があることは、言うまでもない。

過去、数十年の間に我が国では火力発電用耐熱鋼の開発研究が活発に行われ、世界に先駆けて、効率の高い（CO<sub>2</sub>削減効果が高く、燃料費の大幅な節減が可能）、600℃級の高蒸気条件プラントが建設されるようになった。これは、この分野における我が国の材料技術が極めて優れていたことによるが、A-USC の開発においては、欧米の後塵を拝する状況にあった。しかし、本研究成果によって改めて我が国の優位性を維持できる状況が整った。したがって、我が国開発材や開発技術が世界標準として今後も世界をリードしていくことができる。

なお、本研究は、我が国における当該分野の専門研究者が集まり、オールジャパン体制で実施された。このこと自体も特記すべきであるが、これまで、大学等で独自に実施されていた基礎研究が相互に関連付けられ、統合した研究開発がおこなわれた。特に、各種の組織パラメータを駆使した強度・寿命予測技術の開発においては、これらを統合するためにデータベースとプラットフォームの構築が行われ、成果が得られ、開発も加速した。前述のように数十年来、この分野の研究では世界において我が国がリードしてきたが、欧米が A-USC 開発で先行し、小規模研究では対抗できない状況のなかで、本研究を実施できたこと、また、大きな成果が得られたことによって、再びこの分野における我が国の優位性を維持できることになった。さらに、本研究プロジェクトは、ベテランから若手までの研究者がチームを組んで実施したが、これは若手研究者の育成と技術伝承に大きく貢献することになったものと確信する。すなわち、高温クリープ S G 内の WG リーダを若手研究者が務め、WG 活動を成功に導いたこと、また、参加研究機関グループの学生が学会発表において、ポスターセッション優秀賞や若手講演論文賞を受賞したことによっても裏付けられる。

## 2. 2. 6 研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）

本研究の成果の普及、広報活動（知的財産、論文発表、外部発表など）の実績は、下表（平成24年5月31日現在）に示すとおりである。特に、新開発フェライト鋼に関しては、文部科学大臣表彰を受けるとともに、一連の強度予測技術に関する優れた研究成果が国際的に高く評価され、著名な国際会議において個人表彰を受けた。さらに、寿命診断に有効な新技術として本研究で実施した、陽電子消滅法に実用面から高い関心が集まり、新聞取材を受けた。これらが研究成果の普及、広報の面から特記すべき事項である。

	H19	H20	H21	H22	H23	合計
特許出願	0	0	1	0	0	1
論文	0	19	2	5	1	27
研究発表・講演	3	27	18	17	9	74
受賞実績	0	0	0	1	1	2
新聞・雑誌等への掲載	0	1	1	0	2	4
展示会・シンポジウム参加	0	0	1	0	1	2

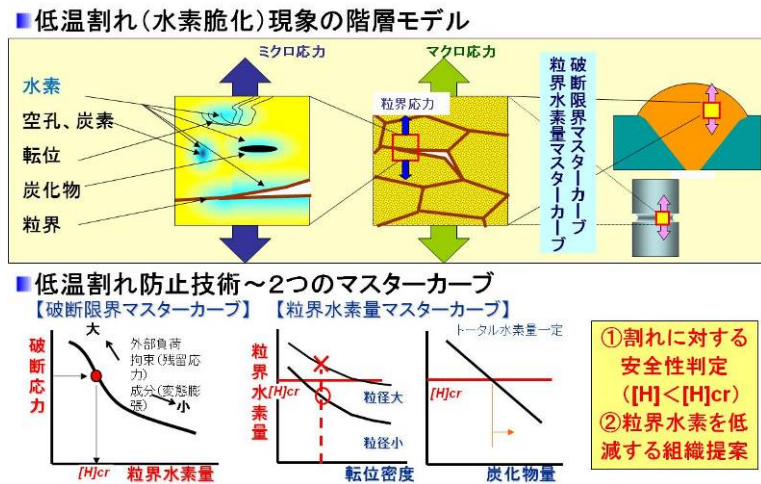
## 2. 3 水素脆化 BRU (委託)

### ①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

#### 2. 3. 1 研究開発の背景

研究開発項目①「高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発」課題における全体の最終目標である「予熱なしで 980MPa 以上の高級鋼（現状 400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と材料記述の基盤を確立する」を達成するためには、低温割れに対する安全性を保障する技術構築が必要不可欠である。低温割れとは、溶接条件の乱れによって溶接金属中に 1 質量 ppm を超える水素が侵入して応力集中部に拡散集積し、200℃以下の温度域で起こる懸念のある水素脆化の一種である。本委託研究項目では、複雑な内部応力状態と多階層金属組織が重畳する溶接部における低温割れを対象として、助成研究項目「③-6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築」を達成するための基盤研究を行う。

本委託研究項目と直接  
連係研究を行う助成研究  
③-6) では、開発される  
溶接継ぎ手部の信頼性を  
保証するために、さら  
には高強度鋼材の適用拡  
大に貢献するために、2  
つのマスターカーブ構築  
を行う (図①-5)-1)。1  
つは様々な継ぎ手形状内  
部応力状態に対応した  
「破断限界マスターカー  
ブの構築」であり、もう



図①-5)-1 助成研究の研究目標

1 つは溶接金属の最適化設計指針を得るための「粒界水素量マスターカーブの構築」である。さらに、マスターカーブ構築のために低温割れ（水素脆化）現象の階層モデルを構築する。これらは助成研究として企業が担当する。そして、マスターカーブの構築に必要な低温割れ現象の基礎研究課題を委託研究として大学および独法研究機関が担当する。

委託研究の最終目標 1) 2) 3) を達成するための具体的研究項目を図①-5)-2 に示すとともに以下に箇条書きする。

最終目標 1) 「複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥における水素存在状態の定量化」に対しては、以下の【水素存在状態と拡散挙動】に関する研究を遂行する。

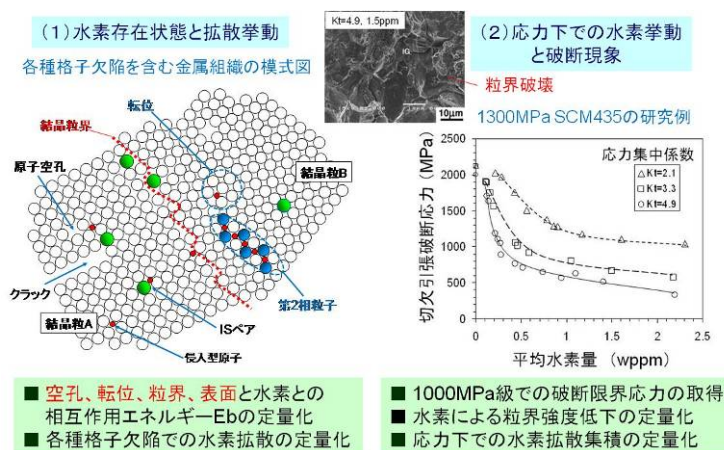
- 空孔、転位、粒界、表面と水素との相互作用エネルギー ( $E_b$ ) の定量化
- 各種格子欠陥での水素拡散の定量化

最終目標 2) 「メゾスケールでの水素の影響による亀裂の進展モデル構築」および最終目標 3) 単純化した金属組織を持つ 980MPa 高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得」に対しては、以下の【水素による破壊現象】に関する研究を遂行

する。

- c. 1000MPa 級鋼での破断応力の取得（水素量 4 質量 ppm までの危険域の明示）
- d. 水素による粒界強度低下の定量化（原子レベルからの定量化）
- e. 2次元メソスケールでの亀裂の進展モデル構築

最終目標 1) の達成のためには、材料中の水素が、どのサイトに、どのくらいの強さで、どれだけの量が存在するか、さらには、実使用を想定して応力が負荷された場合にどのように分布が変化するかを示す必要がある。右図に示すように金属材料中には空孔や転位などの種々の格子欠陥があり、水素はこれら格子欠陥にトラップされることが



図①-5)-2 委託研究における具体的研究項目

知られている。従来これまでに各種格子欠陥と水素の相互作用エネルギー（結合エネルギー）については実験研究の報告例があるものの、本研究項目で対象となる固溶炭素が存在する場合や応力負荷状態での実験的な評価ができていない。また、理論計算による裏付けもない状態である。特に、粒界破壊現象を定量化するために不可欠となる水素の表面偏析と表面エネルギーは定量化できない。これらの現況を打破するために計算と実験の両面からの基礎研究が必要となる。実験研究では、微量の水素を高精度に測定する装置開発と解析技術が鍵を握っている。

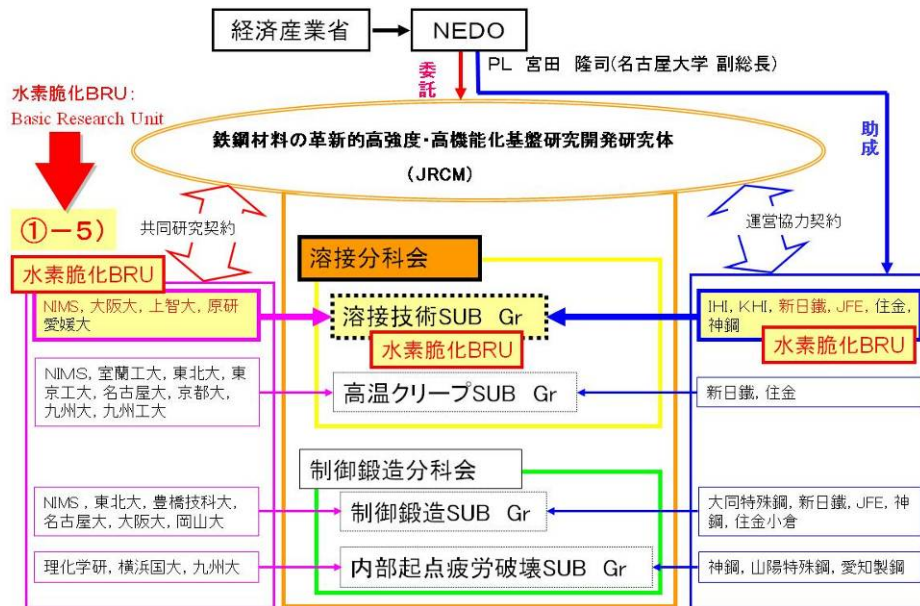
最終目標 2) と 3) の達成には水素低温割れの破壊現象の原子レベルからの定量化を必要とする。我々は現在、計算機能力の向上によって鉄の粒界における結合エネルギーを第一原理計算により正確に求めることができる。鉄原子数にして 100 個とまだまだ小さな領域であるが、P や S の偏析による粒界破壊のメカニズムの解明に大きな力を発揮している。この研究手法を水素へも適用し、これまで未解決であった粒界における水素の存在状態と粒界強度への水素偏析の影響を解明する必要がある。さらに 1300MPa 級鋼などで報告されている破断応力-水素量の関係<sup>①-5)-1, 2, 3, 4</sup>を 1000MPa 級鋼で取得する必要がある。この際、良く計画された 1000MPa 級のモデル材料を用いたうえで、材料中の水素濃度を溶接金属で問題となる 0~4 質量 ppm と広範囲に変化させた場合の破断応力を取得する必要がある。これら計算研究と実験研究との比較検討により水素脆化低温割れの機構解明を行うことが求められる。

### 2. 3. 2 研究開発項目と実施体制

図①-5)-3 は本研究全体の実施体制の中での本研究課題の位置づけを示す。本研究課題の①-5)は、助成研究課題③-6)と連係して平成 21 年度より水素脆化基盤研究ユニット（水素脆化 BRU: Basic Research Unit）を構成して研究を遂行する。

研究開発項目と担当機関を以下に示す。

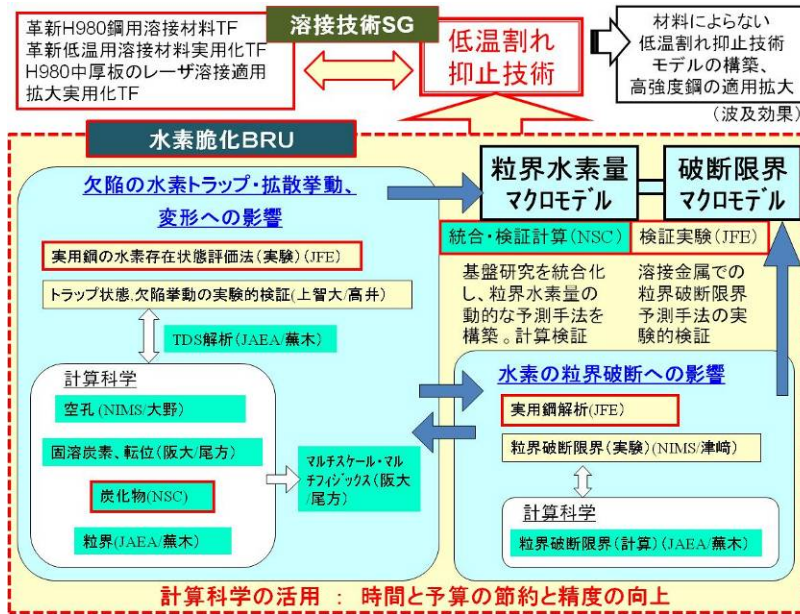
- 項目①-5-1「高強度マルテンサイト鋼の水素低温割れに関する実験的研究」  
 ((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 (独)物質・材料研究機構)
- 項目①-5-2「各種組織因子を含んだ鋼中水素の存在状態解析に関する研究」  
 ((財)金属系材料研究開発センター—再委託上智大学)
- 項目①-5-3「水素による原子レベルの粒界き裂発生に関する計算科学的研究開発」  
 ((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 (独)日本原子力研究開発機構)
- 項目①-5-4「水素遅れ破壊に影響を及ぼす空孔等の点欠陥蓄積に関する計算科学的研究」  
 ((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 (独)物質・材料研究機構)
- 項目①-5-5「炭素等の存在する鉄結晶中の水素挙動に関する計算科学的研究」  
 ((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 大阪大学)



図①-5)-3 研究開発の実施体制 (全体の中での位置づけ)

以上の5つの研究開発項目を助成研究項目と有機的に関係させるための役割分担図を図①-5)-4に示す。各研究機関がそれぞれの分担課題とプロジェクト全体との連携関係を常にチェックしながら、目標達成に向けた研究活動を行うよう努めてきた。

水素脆化は、100年以上にわたる長い研究の歴史にも関わらず脆化機構自体についても未解決部分が残されている、物理的描像を描くのが難しい現象である。従って本プロジェクトでは、助成研究が掲げる目標であるマクロモデル構築に必要な研究課題に集中して委託研究としての基礎研究を行う必要がある。このために目標達成に必要な基礎研究ポテンシャルを有する大学(2研究グループ:大阪大、上智大)および独法研究機関(3研究グループ:NIMS、JAEA、H21年度より2グループ)がプロジェクトに参加している。水素脆化BRUを構成する研究機関は、助成(2企業:NSC、JFE)と委託研究、計算と実験研究とに区別されるが、それぞれの有機的連携が不可欠であることから1~2カ月に1回の計画的な会合をもって研究を遂行してきた。さらに、溶接継ぎ手を開発する溶接技術サブグループ本体とは、マクロな応力状態や水素侵入と拡散過程などに関する情報交換を行い、溶接分科会内の連携に配慮しながら研究を遂行してきた。



図①-5)-4 水素脆化BRUにおける研究開発の役割分担

### 2. 3. 3 研究開発目標と達成状況

本研究課題①-5の最終目標、ならびに成果の概要を表①-5)-1に示す。次節で詳細な研究成果の内容を示すが、世界唯一の実験装置の開発や世界初のシミュレーション解析コードの開発などハードとソフトで革新的な基盤技術を達成している。

表①-5)-1 開発目標と達成状況の概略

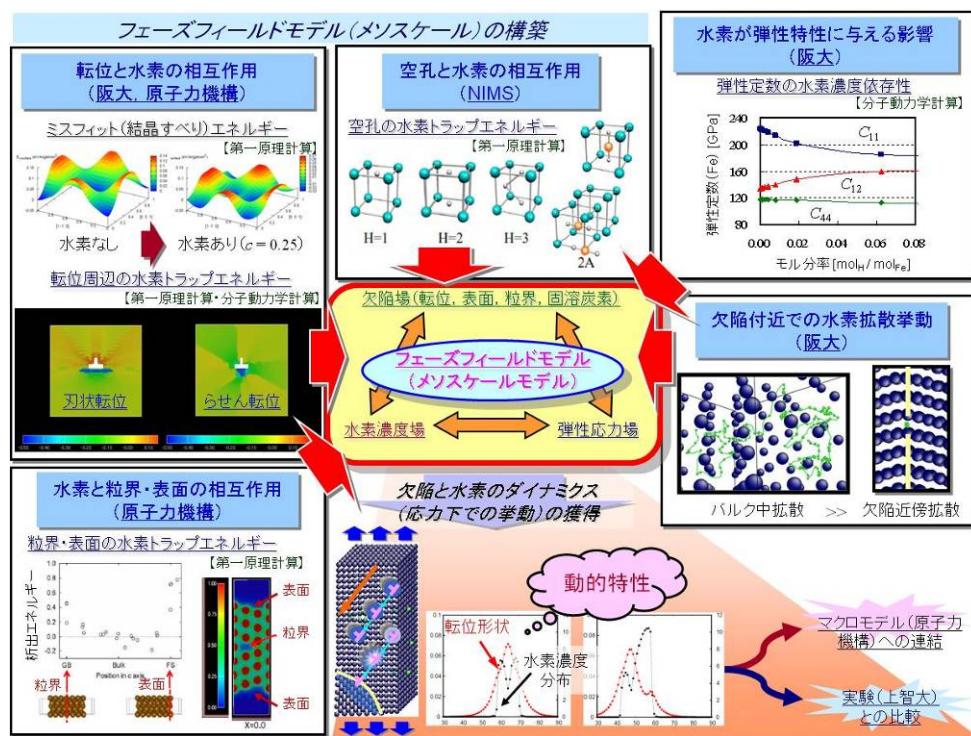
研究検討項目	最終目標	主な成果	達成状況
①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究 (H21年度にて課題終了)	1) 複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥における水素存在状態の定量化。 2) メゾスケールでの水素の影響による亀裂の進展モデル構築。 3) 単純化した金属組織を持つ980MPa高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。	1) <b>第一原理計算と分子動力学法を用いた鉄中の各種格子欠陥の相互作用エネルギー(E<sub>b</sub>)の定量化を達成するとともに、BCC鉄中の水素拡散の温度依存性を定量化した(日本金属学会論文賞受賞)。</b> <b>複数の格子欠陥が重畳する金属組織での各種格子欠陥のE<sub>b</sub>を低温昇温脱離分析装置(本PJ開発による世界唯一の装置)によって定量的に取得した。また残留オーステナイトを含む鋼での水素存在状態を定量化した。</b> 2) <b>第一原理計算と原子スケールの分子動力学計算の結果を有限要素計算に用いた2次元メゾスケールでの亀裂の進展モデル構築を達成した。</b> 3) <b>水素粒界割れによる破断応力の低下を第一原理計算に基づき定量的に評価した。(その後の水素モバイル効果を取り入れたモデルへの展開につながる成果)</b> <b>980MPa級焼き戻しマルテンサイト鋼の局所応力-局所水素量に基づく破断限界を平均水素量4ppmまで実験的に取得した。</b>	○   ○  ○

## 2. 3. 4 研究成果

### ①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

#### ①-5) - 1 水素の存在状態と拡散挙動 (最終目標 1)

【水素の存在状態と拡散挙動】研究の全体像: 水素低温割れ現象を理解するためには、粒界割れの現象を正確に理解する必要がある。それには、粒界だけでなく、1) 結晶中の固溶炭素、空孔、転位等の格子欠陥とそれから生じる弾性応力場と水素との相互作用、2) この相互作用下での水素の挙動、さらには 3) これらの格子欠陥部における水素挙動のそれぞれを定量的に評価し、4) 結果として求められる水素量の分布およびその時間変化と、欠陥およびその時間発展との相互作用による塑性変形と破壊のメカニズムを明らかにすることが必要である。研究項目の全体像を図①-5)-5 に示すとともに、以下、最終目標 1) に対応する主な研究成果を以下に示す。



図①-5)-5 水素の存在状態と拡散移動に関する研究の全体像

#### ①-5) - 1 - 1 水素と粒界・表面の相互作用の計算による定量化

従来、原子、電子スケールの計算手法により結晶粒界をモデル化する規模の数値シミュレーションをすることは困難であったが、最近不純物や溶質原子の存在下の結晶粒界の強度変化を第一原理計算により評価する手法が開発<sup>①-5)-5</sup>された。これにより、水素原子の存在下の結晶粒界において、粒界脆化による原子間結合の変化を定量的に評価することが可能になった。

構造最適化を含む全エネルギー計算は、Vienna Ab initio Simulation Package (VASP)コード<sup>①-5)6, 7</sup>を用いて計算を行い、ポテンシャルには Projector-Augmented-Wave 法<sup>①-5)-8</sup>

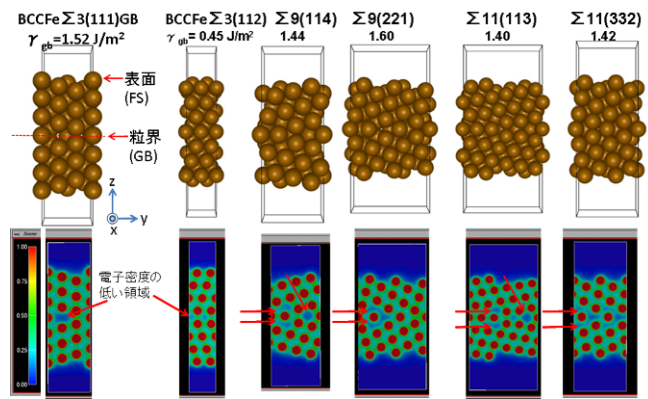
のものを用いた。本研究で検討した6種類の粒界： $\Sigma 3(111)$ 、 $\Sigma 3(112)$ 、 $\Sigma 9(114)$ 、 $\Sigma 9(221)$ 、 $\Sigma 11(113)$ 、 $\Sigma 11(332)$ 粒界の構造と電子密度図を図①-5)-6に示す。

この中で $\Sigma 3(112)$ は粒界エネルギーが $0.45 \text{ J/m}^2$ と非常に低い。その他の5種類の粒界は粒界エネルギーが $1.42\text{-}1.60 \text{ J/m}^2$ となっており、ランダム粒界と同じ程度の粒界エネルギーを持っている。

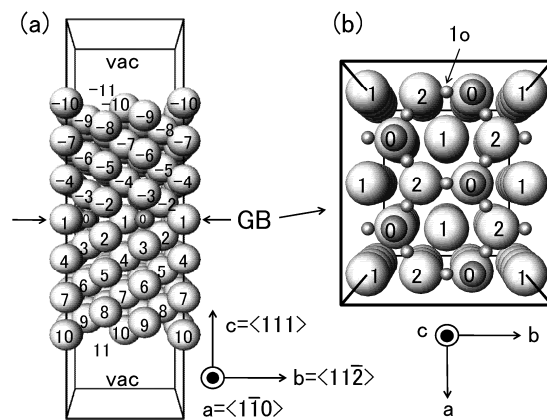
詳細な検討結果の一例として、ランダム粒界と同等の粒界エネルギーを持つ $\Sigma 3(111)$ 粒界の結果を示す。計算に用いたユニットセルを図①-5)-7に示す。セルのサイズは $76 \text{ Fe atom/cell}$ である。このセルはbcc Fe  $\Sigma 3(111)$ 対称傾角粒界を含み、回転軸は $\langle 110 \rangle$ 軸、傾角は $70.5$ 度である。bcc Feの(111)面に相当する原子層19層からなっており、3次元的に並進対称性を持っている。粒界面の面積Aは $55.56 \text{ \AA}^2$ である。

H原子がどのサイトに偏析しやすいかを調べるため、各サイトにおける偏析エネルギーを計算し、その結果を図①-5)-8に示した。値が大きいほど偏析しやすいことを意味する。site 0は粒界空孔サイト、site 1oは粒界面上のsite 1にあるFe原子と同じ平面にある格子間サイトである。

もともとはoctahedral siteに対応するので”o”という文字をつけているが、粒界ではバルク中のoctahedral siteとは周囲の環境が異なる。tサイトについては、例えばsite 1tはsite 1とsite 2のFe原子層の間に位置する格子間サイトである。しかし、site 1tにH原子を置いて構造緩和をするとsite 1oに移動するので、図には結果を示していない。site 9t – site 11は表面にあるサイトである。site 9tはほとんど表面にあるサイトだが、そこへH原子を置いて構造緩和をするとsite 10oへ移動してしまっただけのため、計算した偏析エネルギーが同じになっている。図①-5)-8から、結晶粒界においてはsite 1oにおいて $0.45 \text{ eV/atom}$ の偏析エネルギーがあることがわかった。また、表面における偏析エネルギーは粒界偏析エネルギーよりも大きく、最大で $0.78 \text{ eV/atom}$ 程度になることがわかった。

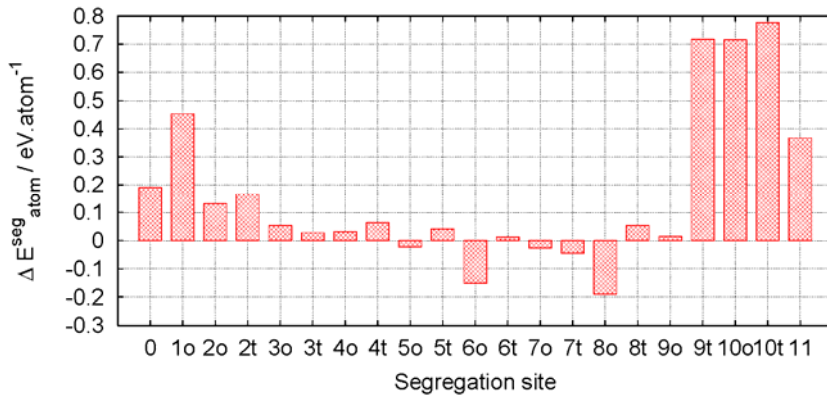


図①-5)-6 計算対象とした6種類の粒界の構造と電子密度図



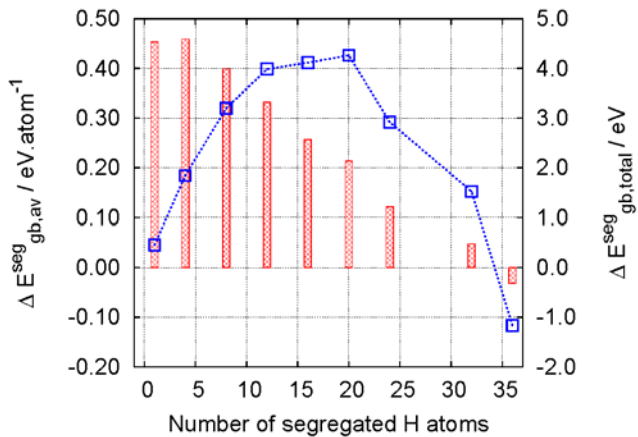
図①-5)-7 計算に用いた $\Sigma 3(111)$ 粒界のユニットセル



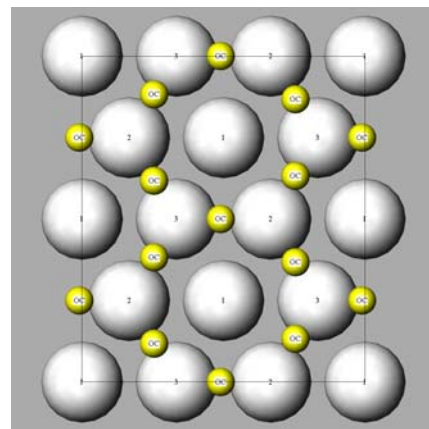


図①-5)-8 各原子サイトにおける偏析エネルギーの計算結果

次に、偏析しやすい site 1o などのサイトに水素をたくさん偏析させて行つたときの偏析エネルギーの計算結果を図①-5)-9 に示す。図①-5)-7 に示したユニットセル中には site 1o は 12 個あるので、12 個までの水素原子は site 1o に偏析させ、それ以上の水素原子は隣の原子面である site 2o に偏析させた。図①-5)-9 から、セル中 12 個までの水素原子（鉄原子一個に水素原子一個）が偏析できることがわかった。図①-5)-10 に示したようなセル中 12 個の水素原子の偏析によって、水素原子 1 個あたりの粒界偏析エネルギーは  $0.33\text{eV}/\text{atom}$  となることがわかった(図①-5)-9)。



図①-5)-9 粒界偏析エネルギーの水素偏析濃度依存性。赤の棒グラフが左の縦軸の水素原子 1 個あたりの平均偏析エネルギー ( $\text{eV}/\text{atom}$ )、青の線グラフが右の縦軸のトータルの偏析エネルギー ( $\text{eV}$ ) を示す。



図①-5)-10 セル中に 12 個の水素原子が偏析している様子。黄色い球が site 1o にある水素原子、グレーの球が鉄原子を表す。

### ①-5)-1-2 水素と空孔の相互作用の計算による定量化

計算はBCC強磁性鉄を対象とし、周期境界条件を適用したスーパーセル法を用いた。手法は密度汎関数理論に基づきPBE-GGA-PAW法、コードはVASPを用いた。格子定数は計算値 $2.84 \text{ \AA}$ を用いた。この値は実験値 $2.86 \text{ \AA}$ と良く一致している。

まず計算精度の確認および従来 of 理論および実験的研究との整合性を確認するため、基礎的な構造について計算を行った。表①-5)-2 に単一原子空孔および原子空孔と

表①-5)-2 原子空孔および原子空孔と H2 複合体の形成エネルギー (単位:eV)。

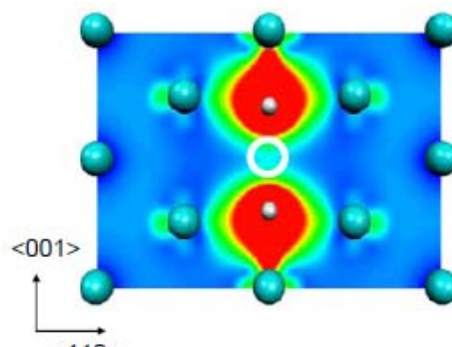
	Fe16	Fe54	Fe128	Fe250
原子空孔	2.23	2.20	2.19	2.23
原子空孔とH2複合体	1.36	1.32	1.40	1.39

H2 複合体の形成エネルギーを示す。系の大きさを 16 原子系、54 原子系、128 原子系、250 原子系としてそれぞれ計算した。その結果、単一原子空孔の形成エネルギーとしておよそ 2.2eV が得られた。過去の第一原理計算に基づく理論研究の結果では形成エネルギー2.0eV と報告されている<sup>①-5)-9</sup>。また実験による形成エネルギーの測定値は 1.6 ~2.0eV である<sup>①-5)-10, 11</sup>。我々の計算精度は十分であり、期待される範囲で実験結果を再現できている。

次に、水素が存在する場合について検討した。欠陥のない鉄の結晶に対して格子間原子として固溶した水素は bcc の四面体位置を占有する。四面体位置は周囲の鉄原子による閉じ込めポテンシャルのため、水素原子のゼロ点エネルギーは水素分子のときより 0.06eV 上昇する<sup>①-5)-9</sup>。ゼロ点エネルギーを考慮すると、格子間水素原子の形成エネルギーは 0.24eV と算出された。これは実験値 0.3eV とよく一致する。

さらに原子空孔が存在する場合の水素の挙動を調べると、水素分子として気体で存在するよりも、原子空孔と結合して複合体を作るほうが安定であることが分かった。我々は計算の結果、水素分子をエネルギーの基準点とすると、原子空孔と H2 複合体の形成エネルギーとして 1.3~1.4eV を得た。一方、過去の館山らによる理論研究の結果、原子空孔と H2 複合体の形成エネルギーは 1.5eV である<sup>①-5)-9</sup>。これらの値との違いは計算精度や系の大きさに起因するものと考えられるが、計算精度を考慮するとよく一致していると判断できる。

H2 と原子空孔が結合した状態について、水素の電子状態を図①-5)-11 に示す (白球が水素原子、白抜き円が原子空孔)。水素は図のように四面体位置からわずかに空孔側にずれた位置において周囲の鉄原子と結合していることが分かる。水素原子同士は結合していない。これは鉄の d 軌道から水素へ電荷移動が起こり、水素が負に荷電した結果、水素同士が斥力を持つためである。よって水素は鉄中において水素分子として存在することはないと言える。



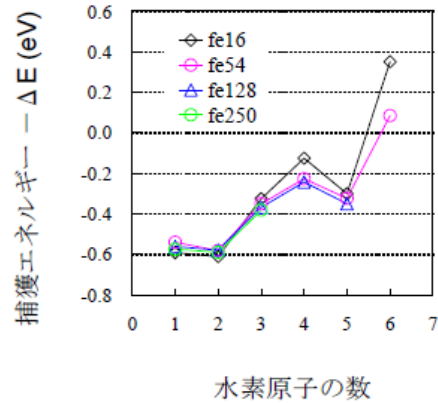
図①-5)-11 原子空孔と H2 複合体における、原子空孔を通る (110) 面上の電子状態

水素が原子空孔に捕獲 (トラップ) されたときのトラップエネルギーの計算を行った。トラップエネルギー  $\Delta E$  の定義は、

$$\Delta E = E(\text{vac}) + E(\text{H, tetrahedral}) - E(\text{vac, H}) - E(\text{bulk})$$

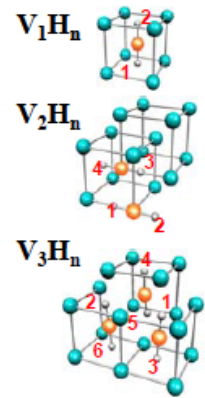
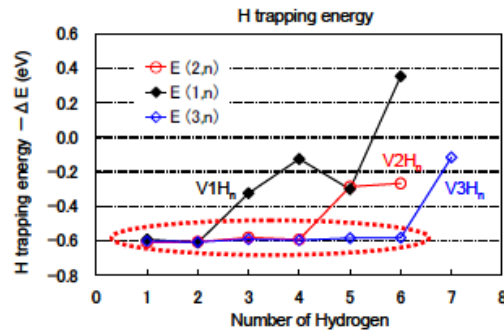
である。ここに  $E(\text{vac})$  は空孔が存在する系のエネルギー、 $E(\text{H, tetrahedral})$  は格子間水素が存在する系のエネルギー、 $E(\text{vac, H})$  は水素が空孔にトラップされた系のエネルギー、 $E(\text{bulk})$  は欠陥のない結晶のエネルギーである。

よって  $\Delta E$  は格子間水素をエネルギーの基準とした、原子空孔にトラップされた水素の安定性を示す量である。計算の結果を図①-5)-12 に示す (図では、トラップエネルギーのマイナスを与えている)。水素原子の数が 2 までの時、トラップエネルギーは  $0.6\text{eV}/\text{atom}$  程度である。この計算結果は、原子空孔は水素原子を 2 個トラップして VacH2 構造を形成することを示している。



図①-5)-12 単一原子空孔の水素原子トラップエネルギー

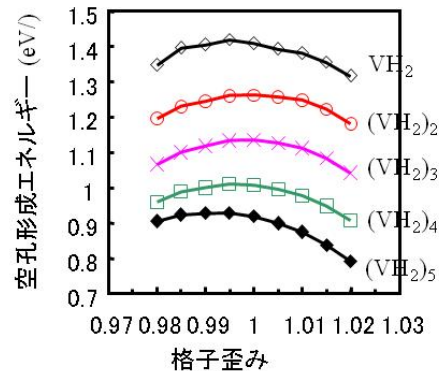
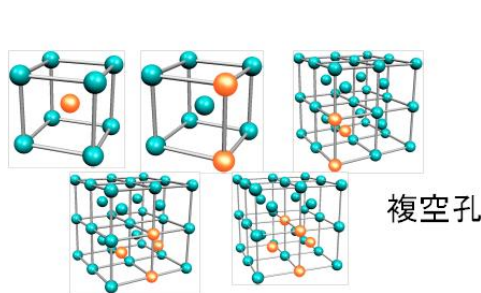
空孔集合体における水素の存在状態を調べた。まず空孔集合体はいくつの水素をトラップすることが可能であるかを調べるため、空孔数 1、2、3 の各々について、水素原子数を増やしていった場合の水素のトラップエネルギーを計算した。



図①-5)-13 に計算結果を示す。この結果から、空孔集合体における空孔サイトの数の 2 倍までは、水素はほぼエネルギー  $0.6\text{eV}$  でトラップされることが分かる。すなわち空孔の数  $N$  の空孔集合体がトラップする水素原子の数は  $2N$  であると理論予測できる。本予測は、

図①-5)-13 空孔数 1, 2, 3 の空孔集合体の各々に対する水素トラップエネルギー、およびそのときの構造図

空孔集合体にトラップされた水素原子の脱離実験における脱離スペクトルが、空孔集合体の大きさによらず  $0.6\text{eV}$  であることを示す重要な結果である。応力が付与された場合の解析結果を図①-5)-14 に示す。鉄中では複数の空孔が集まった複空孔が形成されると、応力が付与されると (体積が変化すると)、複空孔の形成エネルギーは減少し、空孔が形成されやすくなることがわかった。また、この解析結果から  $\pm 0.5\%$  程度の格子歪 (弾性応力範囲) では空孔形成エネルギーはほとんど変化しないことが言える。



図①-5)-14 複空孔-水素複合体 (空孔 1 個に水素 2 個が安定) の形成エネルギーの格子歪み (応力) 依存性。

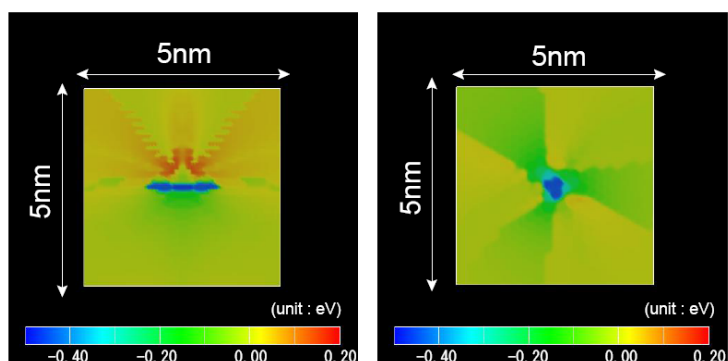
### ①-5) - 1-3 水素と転位の相互作用の計算による定量化

格子欠陥場および弾性応力場と水素との相互作用の評価を原子レベルの解析手法を用いて行なった。具体的には、表面、粒界、転位に水素原子がトラップされるときのポテンシャルエネルギーの変化（トラップエネルギー）、鉄結晶の軸膨張率および弾性定数の水素濃度による変化を EAM（原子埋め込み法）ポテンシャルを用いた分子動力学法によって評価した。鉄-鉄間および水素-水素間でのポテンシャル形は、それぞれジョンソンとオーによるものとアンジェロによるものを用いた。さらに水素-鉄間の相互作用は、モース型 2 体間ポテンシャルを用いた。以下では、代表的成果として、転位による水素トラップエネルギーの評価結果を示す。

図①-5)-15 に刃状転位およびらせん転位における転位芯周辺の水素トラップエネルギーの分布図を示す。図中において正方領域（5 nm×5 nm）のほぼ中央にそれぞれの転位芯は存在している。ここで  $E_{ref}$  は、計算モデル上で転位芯から 5 nm 離れたところに水素を導入したときの系のポテンシャルエネルギー変化とする。図より、転位芯近傍でのトラップエネルギーは、刃状およびらせん転位でそれぞれ  $\cdot 0.46$  eV、 $\cdot 0.45$  eV となっていることが分かる。また刃状転位のトラップサイトはすべり面上に広く分布していることから、水素はすべり面上に顕著に集積すると考えられる。さらに、転位芯上部では転位によって生じる正の静水圧応力環境の影響によって正のトラップエネルギーを持ち、水素を排除する傾向を示すことが分かる。また一般に体心立方結晶における刃状転位の易動度はらせん転位よりも高いが、集積した水素原子の影響によって刃状転位はより容易に移動するようになることが予想される。

一方、らせん転位のトラップサイトはほぼ転位芯近傍に限られている。一般に、らせん転位は周囲に静水圧応力環境を生じさせないため水素のトラップサイトにはなり難いと考えられている。しかしながら、転位芯近傍では刃状転位と同程度のトラップエネルギーを持つことから、らせん転位も水素のトラップサイトとして働きうるものが予想される。刃状転位とは異なり、体心立方結晶ではらせん転位のパイエルス応力は非常に高いため、らせん転位の易動度は低い。そのため、転位芯に集積した水素は転位線に沿って移動していく可能性がある。このことは本研究で別途開発したフェースフィールド解析コードと変形中水素分析装置による計算・実験の両方で確認された。

以上、第一原理計算および分子動力学法に基づく計算シミュレーションで決定した各種格子欠陥による水素のトラップエネルギーを表①-5)-3 にまとめて示す。



図①-5)-15 刃状(左図)およびらせん(右図)転位まわりの水素のトラップエネルギー分布

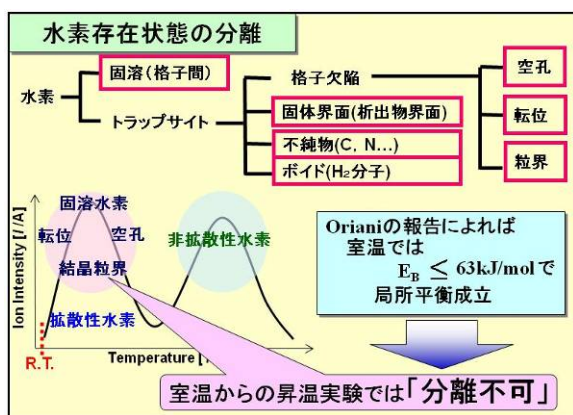
表①-5)-3 各種格子欠陥による水素トラップエネルギーのまとめ

トラップサイト	粒界 (水素1個)	粒界 (水素飽和)	表面 (水素1個)	表面 (水素飽和)	単空孔 (水素2個)	複空孔 (水素4個)	転位芯 (刃状)	転位芯 (らせん)
結合エネルギー	0.45eV	0.33eV	0.78eV	0.53eV	0.6eV	0.6eV	0.46eV	0.45eV

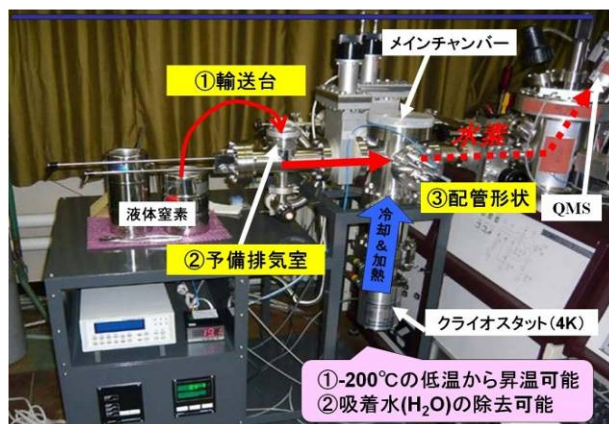
①-5)-1-4 各種格子欠陥から熱脱離する水素量を定量化する装置開発（低温昇温脱離装置の開発）

近年、昇温脱離水素分析法を用いた水素の状態分析技術が多くの研究機関で普及してきたが、実験で得られる結果は、材料中の水素-トラップサイト間の結合エネルギーの強弱の分離、すなわち、室温で拡散放出する拡散性水素と室温で拡散しない非拡散性水素の分離は可能である。しかし、水素脆化に直接関与する拡散性水素は、転位、原子空孔、結晶粒界、格子間水素等の複数のサイトからの放出であるが、室温から昇温する方法では放出ピークが重なってしまい単一のピークしか得られていなかった（図①-5)-16）。その理由として、例えば R. A. Oriani<sup>①-5)-10</sup> は  $64\text{kJ/mol}$  ( $0.66\text{eV/atom}$ ) 以下でトラップされた水素は室温において格子間水素と局所平衡が成り立つため、格子欠陥トラップされた水素のみを分離することは困難であると示している。また、実用鋼での水素存在状態解析が主であったため、複雑な組織因子により水素熱脱離プロファイルが重なってしまい分離が困難であった。まず、局所平衡が成り立つ水素-トラップサイト間の結合エネルギーの値を下げるには、室温より温度を下げる必要があるため、 $-200^\circ\text{C}$ からの昇温測定が可能な低温昇温脱離分析装置を開発試作した。

開発試作した低温昇温脱離分析装置の外観写真を図①-5)-17 に示す。冷却手法や加熱手法に加えて、装置開発の最大の課題は、鋼サンプル表面に存在する水分子としての水素と、鋼中に存在する水素の分離にあった。水素をチャージしたサンプルを空气中に一度も触れさせずに試料室に導入し測定を開始するためなどに、サンプル輸送台、予備排気室、配管形状、サンプル形状などに改良工夫を重ね開発に成功した。なお、低温から水素熱脱離プロファイルを求める装置はこれまでも報告されていたが、水



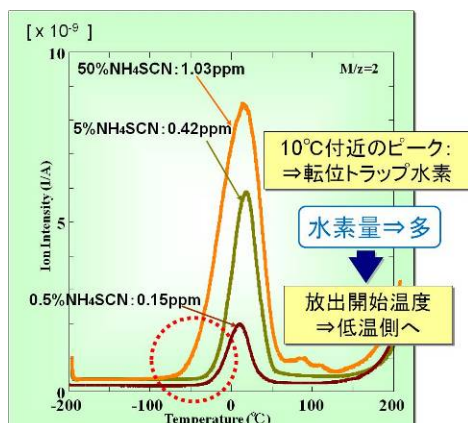
図①-5)-16 熱脱離スペクトルによる水素分析の実験研究課題



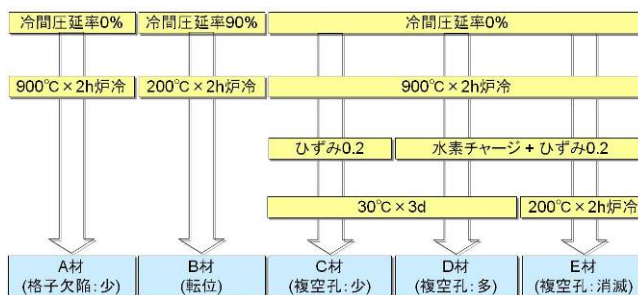
図①-5)-17 試作開発した低温熱脱離分析装置（世界唯一）の外観

分子中の水素と鋼中水素の分離に成功していなかった。

開発した低温昇温脱離分析装置で求めた水素熱脱離プロファイルの一例を図①-5)-18 に示す。試料は、格子欠陥として転位を含む純鉄あり、粗大結晶粒組織を 90% 冷間圧延した後に 200°C に加熱して原子空孔を消去したものである (図①-5)-19 の B 材)。試料厚さは 0.5mm、昇温速度は 1K/min である。水素放出ピークは 10°C 近傍であり、水素チャージ量が多くなるほどより低温から放出が始まっていることが分かる。



図①-5)-18 転位にトラップされた水素の熱脱離プロファイル



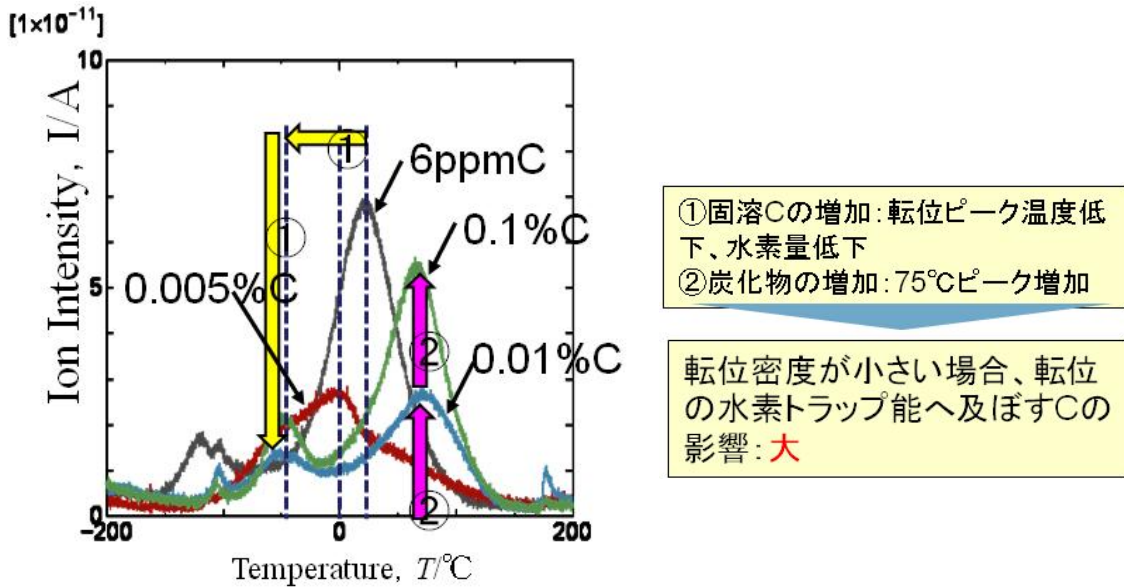
図①-5)-19 転位および空孔のみを含む純鉄試料の作成方法

中間目標である「単一の格子欠陥 (空孔、転位、粒界など) を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化」を達成するためのサンプル作成方法の具体例を図①-5)-19 に示す。これらは転位と空孔を測定対象とした 5 種類の試料である。これら 5 種類にさらに 4 種類を加えた合計 9 種類の試料で水素熱脱離プロファイルを測定することを達成した。各種格子欠陥からの水素放出ピーク温度の結果をまとめて表①-5)-4 に示す。

表①-5)-4 各種格子欠陥からの水素放出ピーク温度

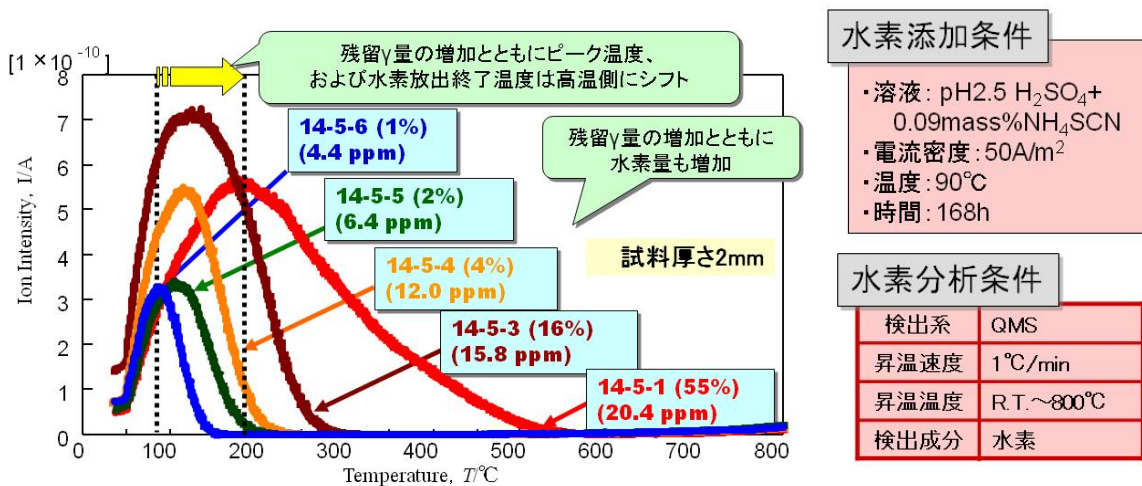
水素存在状態	固溶	転位	粒界	空孔
放出ピーク温度	-70°C	10°C	90°C	100°C

最終目標である「複数の格子欠陥が重畳する複雑組織での各種格子欠陥における水素存在状態の定量化」を達成するために炭素を含んだ材料を作成して水素と転位と炭素の相互作用について検討した。結果を図①-5)-20 に示す。鉄鋼材料では炭素が必ず含まれるため、格子欠陥と水素の相互作用へ及ぼす炭素の影響は重要である。そこで、純鉄 (6ppm C) の炭素量を徐々に増加させたサンプルを作製し、固溶炭素量および炭化物量の異なるサンプルを準備した。その結果、①固溶炭素量の増加とともに、転位起因の水素ピーク温度は低温側へシフトし量も減少する。一方、②炭化物量の増加とともに、75°C ピークが増加する。以上のことから、転位密度が小さい場合、転位-水素間の結合は固溶炭素によって弱められ、また転位の水素トラップ能も小さくなる。このように、転位の水素トラップ能へ及ぼす固溶炭素の影響は大きい。



図①-5)-20 転位と水素の結合エネルギーにおよぼす炭素の影響

また残留  $\gamma$  が存在する場合の水素脱離スペクトル解析 (TDS) についても検討を行った。結果を図①-5)-21 に示す。この実験では、L-TDS ではなく TDS で分析した。その理由は、低温にすると残留  $\gamma$  がマルテンサイト変態し、残留  $\gamma$  量が増加してしまうからである。残留  $\gamma$  量が少ない場合は一般のマルテンサイト鋼と同様に約 80°C に水素のピークが認められ、約 150°C で水素放出が終了する。一方、残留  $\gamma$  量が多くなると、ピーク温度が約 200°C、水素放出終了温度が約 550°C と高温側へシフトする。以上の結果から、残留  $\gamma$  量の増加とともに、水素拡散が抑制されることがわかる。

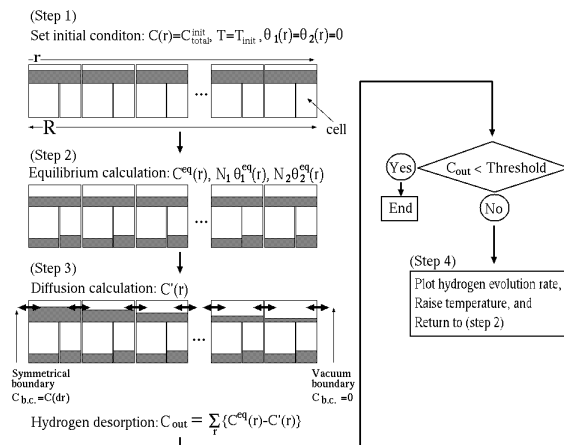


図①-5)-21 残留  $\gamma$  量が異なる Fe-14Cr-Ni 溶接金属のの水素脱離スペクトル解析。カッコ内の数字は残留  $\gamma$  量

### ①-5) - 1-5 水素熱脱離プロファイルの解析技術の開発

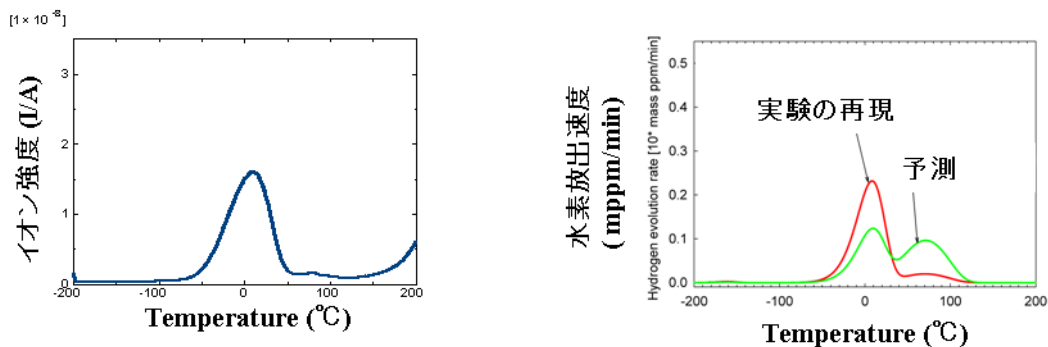
低温昇温脱離分析装置による水素トラップエネルギーの決定に必要な水素熱脱離プロファイルの解析シミュレーションの高度化を行った。

低温昇温脱離分析装置のプロファイルをマイクロな過程として見ると、材料の欠陥、界面等にトラップされていた水素が昇温とともに熱活性化過程として脱離し、放出されると考えられる。ここで水素は欠陥、界面等で特徴づけられる結合エネルギーによりトラップされており、昇温に伴い特定の温度領域で放出する過程ととらえることが出来る。研究の当初は水素拡散が非常に速いこと及び昇温過程において格子サイトと欠陥とトラップサイトの水素濃度が瞬時に平衡状態になると仮定してモデル化して数



図①-5)-22 水素脱離の数値モデルの概略

値シミュレーションすることにより、計算により導出したトラップサイトの値を用いて実験データを良く再現出来ることを示した<sup>①-5)-11, 12</sup>。平成20年以降はこれをさらに進めて、水素拡散、昇温速度等の効果を全て取り入れて、数値的にMcNabb-Fosterの式を直接シミュレーションすることによりプロファイルの再現が可能であることを示した。数値モデルの概略を図①-5)-22に示す。この手法を用い、昇温脱離実験グループが開発した低温昇温脱離分析装置による実験結果<sup>①-5)-13</sup>を同じ条件下で数値シミュレーションした。このシミュレーションでは、第一原理計算によって得た粒界における水素のトラップエネルギー<sup>①-5)-14</sup>を用いた。更に粒界と転位のピークが分離出来る条件を探った。結果を実験から得られた放出曲線と共に図①-5)-23に示す。この右図の赤の曲線から、実験での放出ピークの位置がほぼ再現できていることが分かる。また、右図の緑の曲線にあるように、粒界からの水素放出ピークが約80℃付近に現れることが示されている。水素脱離プロファイルの分離実験で最も難しかった転位と結晶粒界では、計算によって先に水素脱離プロファイルを予測し、その後、実験でもよい一致が得られた。



図①-5)-23 (左)低温昇温脱離分析装置による実験結果、(右)McNabb-Fosterの式による数値シミュレーション結果

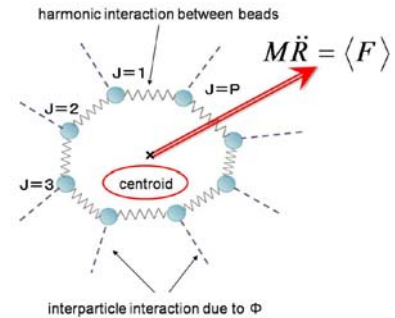


①-5) - 1 - 6 各種格子欠陥における水素拡散速度の計算による定量化

量子効果を陽に取り込んだ水素原子の鉄中での拡散挙動の解析を行うために、経路積分セントロイド分子動力学解析コードを開発し、BCC 鉄バルク中での水素原子の拡散係数を評価した。さらに水素拡散方程式の数値解析コードを開発し、転位などの格子欠陥に誘起される応力場中での水素濃度分布の定量的評価を行った。

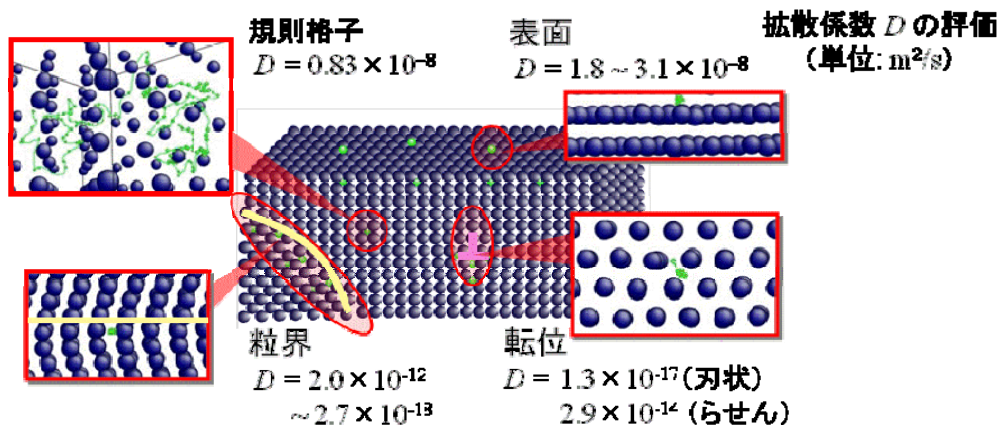
経路積分セントロイド分子動力学解析コードの開発

量子効果を考慮した水素原子拡散挙動を解析するために経路積分セントロイド分子動力学計算コードを開発した。経路積分セントロイド分子動力学法は、図①-5)-24 に示すように粒子（水素原子：陽子）をバネによって連結された仮想的なビーズに分割し、古典運動方程式の下でそれらのビーズの動きを追跡することによって、量子効果を取り入れた粒子の運動を評価する手法である。分割されたビーズの軌跡の統計平均は粒子の存在確率分布を表し、その重心を粒子の位置（セントロイド）として代表させる。またセントロイドに掛かる力は、各ビーズに働く力の平均として計算される。この力を用いてセントロイドの時間発展を計算することにより、水素原子の拡散挙動の解析を行った。



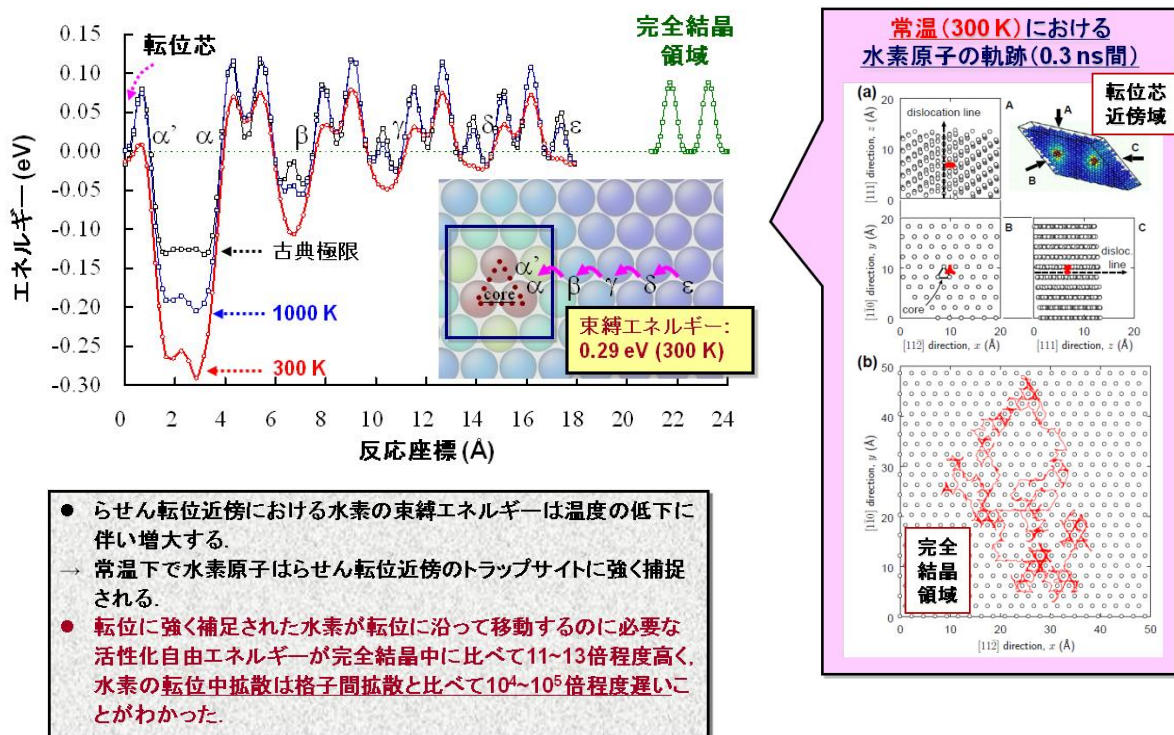
図①-5)-24 水素原子の概念図

なお、粒界には  $\Sigma 3 [110] (2-11)$  粒界を、表面には (211) 表面を用いた。300K における水素原子の平均二乗変位を分子動力学解析から求め、さらに水素の拡散係数を評価した。評価結果を図①-5)-25 にまとめる。バルク中に比べて欠陥部での拡散係数が著しく小さい。また、転位部、粒界面ともに拡散速度に方位依存性は見られず、転位線や粒界面に沿う方向の拡散速度とそれ以外の方向との拡散速度の間に明確な差異がないことが明らかになった。これは転位線や粒界面に沿った水素のパイプ拡散は起こらないことを示している。



図①-5)-25 BCC 鉄中の格子欠陥および無欠陥部における拡散係数

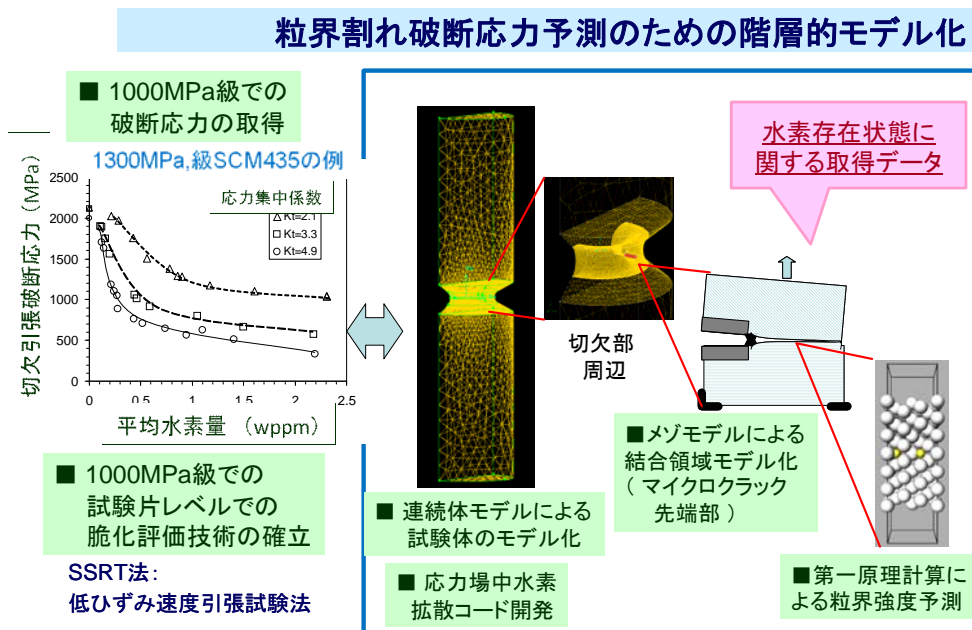
具体的な解析例として、らせん転位近傍の水素拡散障壁の分子動力学解析結果を図①-5)-26 に示す。左図はらせん転位近傍の水素移動(転位線垂直方向)の自由エネルギー地形である。転位芯近傍は規則格子領域よりもエネルギー的に安定であることから、水素原子は転位芯に近づくにつれて強く捕捉され、面外方向の拡散挙動が抑制されることが確認できる。更に量子効果の影響により、規則格子領域における拡散障壁は低下する一方、転位による捕捉効果は顕著に高まることから分かる。右図はらせん転位芯および規則格子領域における水素拡散の軌跡(0.3ns 間)である。規則格子領域と比較して、らせん転位近傍では水素がトラップされ拡散挙動が顕著に抑制されていることが確認できる。先の解析により、転位線に対して垂直および平行方向の水素拡散の活性化自由エネルギーは格子拡散の場合と比較して11~13倍程度高いことが確認できおり、これは BCC 鉄中の水素については、いわゆる転位線に沿った高速拡散現象(パイプ拡散)は生じないことを示している。



図①-5)-26 BCC 鉄中のらせん転位近傍の水素拡散障壁の分子動力学解析結果

① - 5) - 2 水素による破壊現象 (最終目標 2、3)

【水素による破壊現象】研究の全体像：水素低温割れ（粒界割れ）に対する金属組織と水素の影響を明確にするため、良く計画されたモデル材料を用いた水素割れ破断応力の実験的取得とともに、電子レベル、メソレベル、連続体レベルの計算科学的手法を用いて、水素偏析による粒界脆化機構の解明及び水素影響によるき裂進展モデルの構築を行った。研究の全体像を図①-5)-27 に示すとともに、最終目標 2、3) に対応する主な研究成果を以下に示す。



図①-5)-27 水素による破壊現象に関する研究の全体像

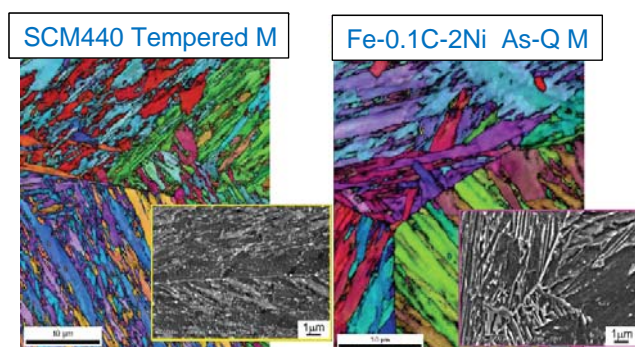
① - 5) - 2 - 1 1000MPa 級鋼での破断応力-水素量関係の取得

980MPa 級および 980MPa 超級高強度鋼を対象にして、溶接金属を想定して金属組織などを系統的に変化させた上で、水素量 0.1ppm から溶接プロセスで問題となる 2ppm (質量 ppm) を超える広範な水素量範囲での破断限界応力と水素量との関係を取得することを目標として研究を進めた。980MPa 級の溶接金属の低温割れを考慮して特に次の点に留意した。1) 1000MPa 級のマルテンサイト鋼を対象として、2ppm を超える広範な水素量 (試料の平均水素量) 範囲での破断応力の変化の取得。2) 破面形態が粒界破壊であることを確認。3) 金属組織による破断応力の変化を取得。これらのデータを計算研究の成果と比較検討することによって、破断限界マスターカーブ構築につなげる。

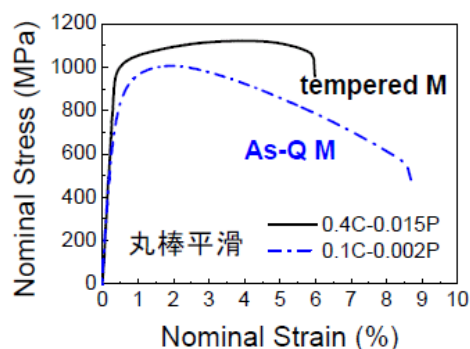
供試材として、高力ボルト用の SCM440 鋼(0.40C、0.28Si、0.82Mn、0.015P、0.016S、1.08Cr、0.18Mo; mass %) および溶接金属モデル鋼(0.09C、0.01Si、<0.01Mn、0.002P、0.001S、1.97Ni)を用いた。SCM440 鋼では、1250℃でオーステナイト化処理を施した。焼戻処理は引張強度を 1000MPa 級とするために 600℃とした。後者の溶接金属モデル鋼では、焼入性を向上させるために 2%の Ni を添加した。また焼入材の引張強度を 1000MPa

級とするために炭素量を 0.1%に調整した。熱処理としては、1100℃でオーステナイト化後に焼入し、焼戻処理は施さなかった。これらの熱処理材を切削加工して応力集中係数 4.9 の環状切欠引張試験片（直径 10mm、切欠部の直径 6mm）を作製した。試験片への水素導入は電解チャージ法により行った。破断応力は、試験中の試験片からの水素放出を防ぐために水素チャージ後にカドミニウムメッキを施して後に、クロスヘッド速度 0.005mm/min の低速度引張試験により求めた。試験片の水素量は破断後にカドミニウムメッキを除去して後に昇温脱離法により求め、300℃までに放出された水素量を拡散性水素量とした。

代表的金属組織を 図①-5)-28 に示す。ともに旧オーステナイト結晶粒径が 200 $\mu$ m 程度と粗大である。溶接金属モデル鋼には炭化物が存在していない。図①-5)-29 に水素チャージしない試料の室温での公称応力-公称ひずみ曲線を示す。溶接金属モデル合金の均一伸びは約 2%と小さく、局部伸びが大きい。図①-5)-30 に水素チャージし

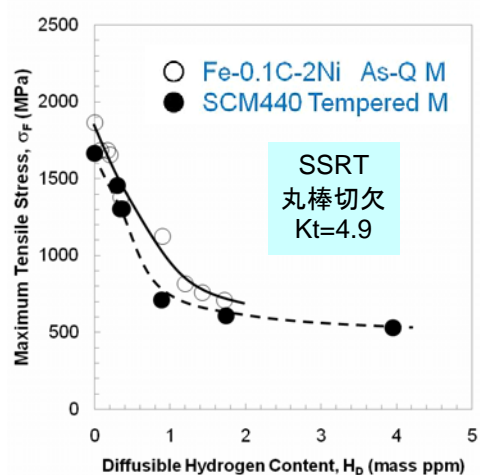


図①-5)-28 試料のマイクロ金属組織



図①-5)-29 応力ひずみ曲線

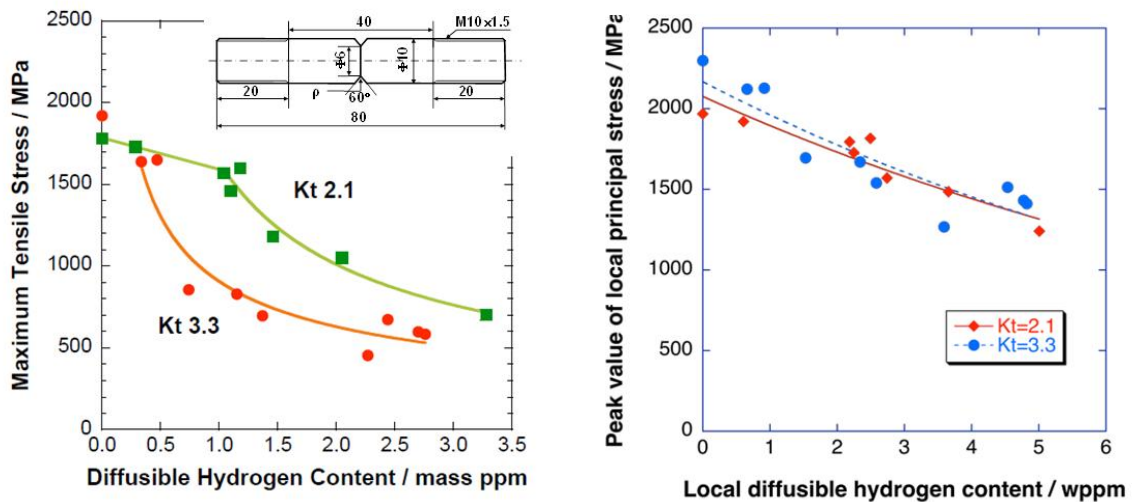
た環状切欠引張試験片の破断応力におよぼす拡散性水素量の影響を示す。両鋼材ともに破断応力の水素量依存性は同傾向かつ同程度である。すなわち水素量 1ppm までは水素量とともに破断応力が急激に低下するが、それ以上の水素量では破断応力はほぼ一定値を示す。水素による破断応力の低下量は 1/3 から 1/4 である。また破壊起点の破面形態も粒界割れであることを確認した。これらの結果は、炭化物の存在しない焼入ままマルテンサイト組織の場合でも粒界 decohesion 機構に基づく破断限界マスターカーブ構築を進めることの妥当性を示しており、本プロジェクトを進める上での重要な前提条件が確認された。



図①-5)-30 水素による破断応力の低下

水素量と破断応力の関係を調べる実験では、ノッチ付きの試料に対して破断時の外部荷重が試料中の水素量と Kt 値の関数で表された。この様な手法で擬へき開から粒界破壊への遷移が明瞭にとらえられたが、Kt 値の違いによって異なった曲線が得られる

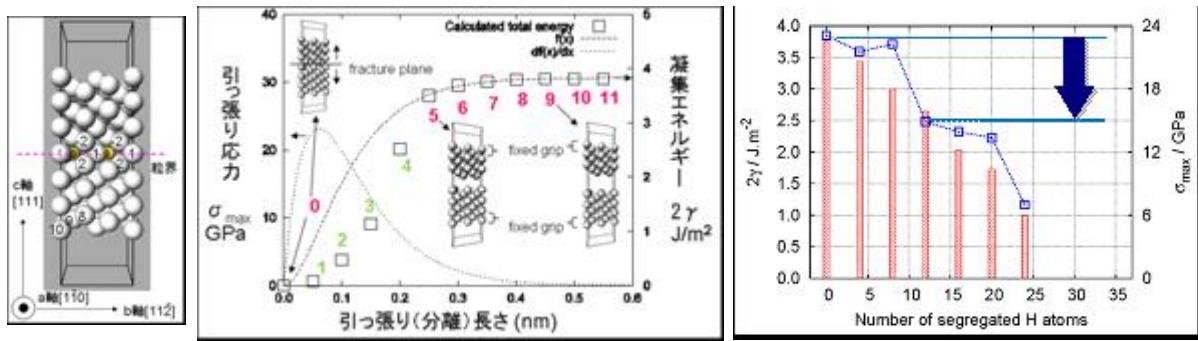
ため、破壊の限界を同定するためにこれらのデータを統一的な方法で整理する必要がある。実験によると破壊はノッチ前方の一部から発生していることが観測されているため、試料形状に基づいた有限要素法の数値シミュレーションにより局所応力と局所水素量を求め、それらの量で整理した結果、Kt 値に依存しない1本の直線で整理されることが分かった(図①-5)-31)。これによって助成研究の目標である破断限界マスターカーブ構築の妥当性が確認できた。



図①-5)-31 980MPa 級焼き戻しマルテンサイト鋼 (F10T ボロン鋼) における破断応力と水素量の関係。左図：応力集中係数 Kt を替えた試験片における平均破断応力と平均水素量の関係。右図：局所破断応力と局所水素量の関係。

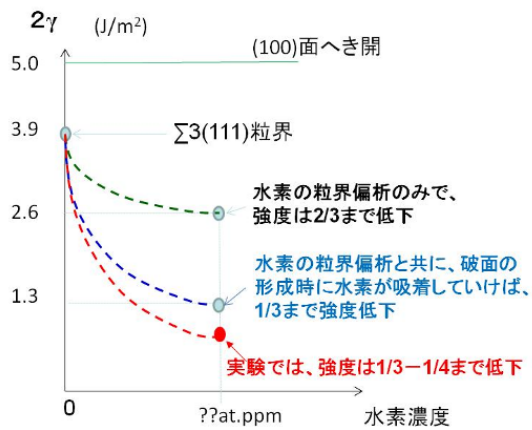
### ① - 5) - 2 - 2 水素による粒界強度低下の計算による定量化

第一原理計算で求めた粒界エネルギーと表面エネルギーの値を用いて、水素による脆化の程度を定量的に決定するために粒界凝集エネルギー( $2\gamma_{int}$ )を計算した。基本的には、 $2\gamma_{int}$  は割れた後の表面エネルギー( $2\gamma_s$ )から割れる前の粒界エネルギー( $\gamma_{gb}$ )を引いたものである。粒界面は①-5) -1-1 節で粒界エネルギー算出を詳述した  $\Sigma 3(111)$  粒界とした。計算では、粒界偏析エネルギーが最大になるように選んだ偏析原子配置から、擬似的な引っ張り試験計算をして  $2\gamma_{int}$  を求めた。まず、ある破壊面を仮定した上で引き離し、2つの破面間距離の異なるデータを10点程度用意し、それぞれの点で構造最適化を行う、という方法をとった。このとき、2つの破面が再びくっつかないように、粒界から遠い原子の位置は固定した。そして、2つの破面が十分離れた点と最初の点とのエネルギー差が  $2\gamma_{int}$  となる。このようにして、いくつかの異なる破壊面で計算を行い、最も小さい  $2\gamma_{int}$  を与える破壊面を選んだ。結果を図①-5)-32 に示す。一番右の図に示すようにユニットセル中に12個の水素が粒界偏析することで粒界強度が  $2/3$  まで低下することがわかった。また、この水素による脆化の度合いは、Pによる脆化と同程度であることがわかった。



図①-5)-32 BCC 鉄  $\Sigma 3(111)$  粒界モデルと第一原理計算による凝集エネルギー、粒界破断引張応力の評価

さらに、破面が形成される前後で水素原子が動く効果、すなわち「chemical potential 一定の条件下における破壊」について検討した。高温における破壊や拡散の速い水素による破壊には composition 一定の破壊から chemical potential 一定の破壊までが起こる可能性があるからである。その結果、破面形成時に水素が表面に吸着していけば、粒界強度は 1/3 まで低下することを定量的に示した (図①-5)-33)。この計算結果は、実験値における破断強度が 1/3 から 1/4 まで低下したことを良く説明できる。これについては、22 年度以降の助成研究の枠組みの中でも継続して検討が行われ、水素モバイル効果を取り入れた粒界破壊モデルの構築につながった。

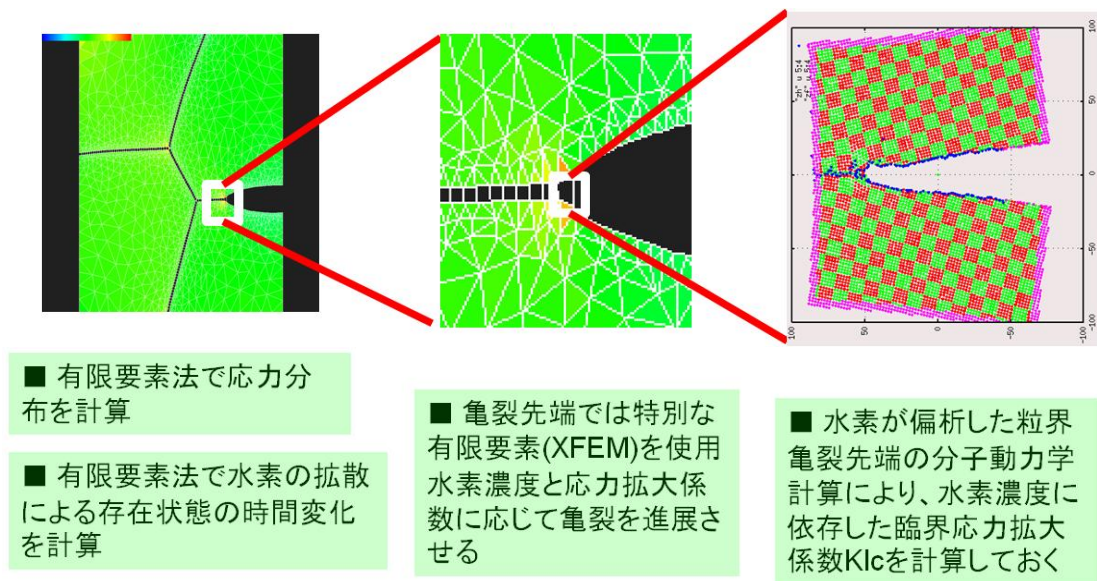


図①-5)-33 水素の表面吸着を評価

### ①-5) 2-3 2次元メソスケールでの粒界亀裂の進展モデルの開発

第一原理計算で得られた結果をより大きなスケールのモデルに取り込みマクロスケールのき裂進展に至る過程を実証するため、き裂先端でマイクロとマクロスケールを接続する2次元結合領域モデルの構築を達成した (図①-5)-34)。

連続体モデルに基づく有限要素法でき裂進展を予測するためには、き裂先端部分において応力が急激に増加することによりナノメートルスケールのメッシュを用いる必要がある。そのため全体のサイズを大きくとることが出来ず、結晶粒内部での水素拡散を計算するには空間的にも、時間的にも数オーダ足りないという問題点があった。そこでき裂先端の粒界部にある薄い領域を設定し、その領域に入った水素は領域内で一瞬に平衡偏析するというモデルを構築することにより、数マイクロメートル程度の粒界スケールの水素脆化によるき裂進展シミュレーションが可能になった。



図①-5)-34 2次元メゾスケールでの粒界亀裂の進展モデルの開発

水素がある場合と無い場合で亀裂進展する限界の $K$ 値を原子レベルの分子動力学シミュレーションで推定した結果（図①-5)-34右図）を、拡張した有限要素法モデル（XFEM）のき裂先端部分に組み込むことにより（真ん中の図）、有限要素法によるマイクロメートルオーダーの粒界き裂進展モデルが構築できた（左図）。

#### ①-5)-2-4 3次元応力場計算コードと応力場中水素拡散計算コードの整備開発

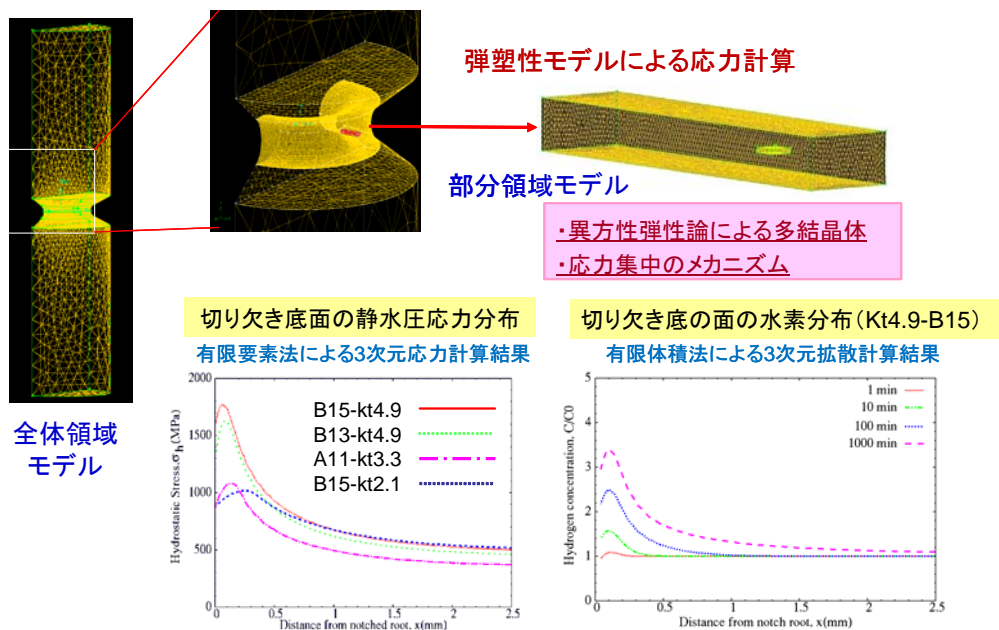
原子間結合スケールのミクロなシミュレーションから得られる結果と実験で得られる試験片スケールのマクロな結果を対応させるには、ミクロからマクロスケールまでを統合したマルチスケールによるモデル化が必要である。実験結果との対応をはかるために、マルチスケールモデルは最終的にミクロの結果を粗視化して取り入れた試験片スケールのモデルでなければならない。その枠組みとして連続体に基づくモデル、計算コードを構築した。具体的には、引張破断試験に用いる試料中の応力場及びその応力場中での水素拡散偏析する計算コードを整備開発し、応力分布及び水素分布を数値的に見積もった。

##### 3次元応力計算コードの整備開発の概要

3次元応力計算コードはアドベンチャー計画(ADVENTURE Project) ①-5)-15によって開発された3次元弾塑性解析コード アドベンチャー\_ソリッド を基に整備開発した。アドベンチャー計画が提供しているソースを拡張し、二直線型以外に、ルドウィック(Ludwik)則、スウィフト(Swift)則、折れ線型の応力歪関係を扱えるようにした。さらに異方性を考慮した弾性計算が可能となるよう拡張した。

##### 3次元応力場中水素拡散計算コードの整備開発の概要

応力場中での水素の拡散は、文献①-5)-16、17で用いられている以下の式を数値的に解くことによってシミュレーションした。



図①-5)-35 計算コード整備開発におけるメッシュの概観と計算結果の一例

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_H \nabla^2 C - \frac{D_H V_H \nabla(C \nabla \sigma_h)}{RT}, \quad \sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$$

ここで、 $C$ は水素濃度、 $D_H$ は材料内での水素拡散係数、 $V_H$ は材料内の水素の部分モル体積、 $\sigma_h$ は静水圧応力、 $R$ は気体定数、 $T$ は温度を表す。3次元応力計算コードで使われる領域分割された離散化メッシュを利用できるようにするため、並列化した有限体積法を数値解析手法として用い3次元応力場中水素拡散計算コードを開発した。

計算コード整備開発におけるメッシュの概観と計算結果の一例を図①-5)-35に示す。

### ①-5)-3 参考文献

- ① -5)-1 S. Takagi, T. Inoue, T. Hara, M. Hayakawa, K. Tsuzaki, T. Takahashi, *Tetsu-to-Hagane*, **86** (2000), 689-696.
- ① -5)-2 M.Q. Wang, E. Akiyam, K. Tsuzaki, *Scr. Mater.*, **53** (2005), 403-408.
- ① -5)-3 M.Q. Wang, E. Akiyama, K. Tsuzaki, *Mater. Sci. Eng. A*, **398** (2005), 37-46.
- ① -5)-4 M.Q. Wang, E. Akiyama, K. Tsuzaki, *Corrosion Science*, **49** (2007), 4081-4097
- ① -5)-5 M. Yamaguchi, M. Shiga, H. Kaburaki, *Science* **307** (2005), 393.
- ① -5)-6 G. Kresse, J. Hafner, *Phys. Rev.* **B47** (1993), R558.
- ① -5)-7 G. Kresse, J. Furthmueller, *Phys. Rev.* **B54** (1996), 11169.
- ① -5)-8 G. Kresse, D. Joubert, *Phys. Rev.* **B59** (1999), 1758.
- ① -5)-9 Y. Tateyama and T. Ohno, *Phys. Rev.*, **B67**, (2003), 174105.
- ① -5)-10 R.A. Oriani, *Acta Metall.*, **18**(1970), 147-157.
- ② -5)-11 K. Ebihara, T. Suzudo, H. Kaburaki, K. Takai, S. Takebayashi, *ISIJ Int.*, **47**(2007) 1131.
- ① -5)-12 海老原健一、鈴木知明、蕪木英雄、高井健一、竹林重人、鉄と鋼, Vol.94,



(2008), 62。

- ① -5)-13 藤田圭、佐藤勇太、鈴木啓史、高井健一、萩原行人：材料とプロセス，Vol. 21 (2008) 1376。
- ① -5)-14 海老原健一、山口正剛、鈴木知明、蕪木英雄、高井健一、材料とプロセス，Vol. 20 (2007) 1259。
- ① -5)-15 <http://adventure.q.t.u-tokyo.ac.jp/jp/>
- ① -5)-16 M.Wang, E.Akiyama, K.Tsuzaki, *Corr. Sci.*, **48**(2006), 2189.
- ① -5)-17 S.Serebrinsky, E.A.Carter, M.Ortiz, *J. Mech. Phys. Solids*, **52**(2004), 2403.

### 2. 3. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

本委託研究の意義の第一は、実験研究と計算研究の連携・融合した取り組みによって、「低温割れ抑制技術」という産業界の要求に確実に応えるための成果を達成したことである（図①-5)-36）。すなわち、研究成果が助成研究の目標の達成に有効に用いられたことをその意義の第一にあげる。

【成果は、世界初かあるいは世界最高水準か？】

-200℃からの昇温測定が可能な低温昇温脱離分析装置は、本プロジェクトで開発した世界初および世界唯一の装置である。これによって、最終目標である「複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥における水素存在状態の定量化」を達成することが出来た。（詳しくは 11-12 頁参照）

また量子効果を考慮した水素原子拡散挙動を解析するために経路積分セントロイド分子動力学計算コードを開発した。これによって転位線に沿った高速拡散現象（パイプ拡散）は生じないということを明確に示した。

これらを含め本研究では多くの世界初の成果をあげており、間違いなく世界最高水準である。

【成果は、新たな技術領域を開発することが出来るか？】

軽元素である水素を対象として量子効果を考慮したマルチスケール・マルチフィジックスのシミュレーションを開発した。これはスケールの階層性に加えて、物理場（欠陥場、応力場、濃度場）が重畳した体系でのシミュレーションという新たな技術領域である。複雑な鉄鋼材料では、このようなスケールの階層性と物理場の重畳性を考慮したシミュレーションが必要であるが、その複雑さゆえにこれまで真正面から挑戦されてこなかった。本研究はその壁に穴をあけるもので画期的である。

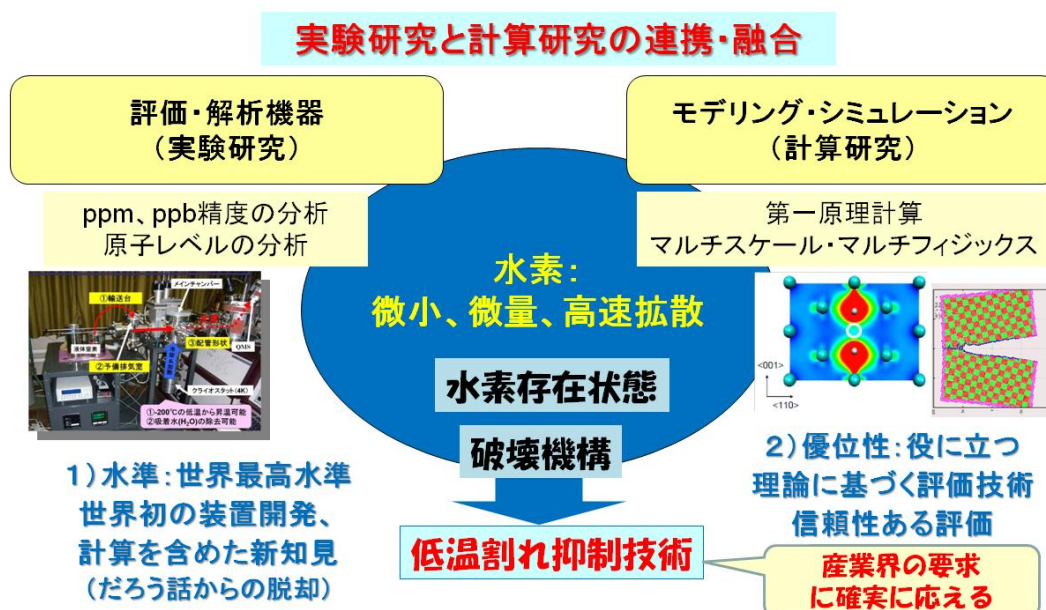
【成果は汎用性があるか？】

開発した計測技術と計算解析コードは基盤技術であり汎用性があるのはもちろんである。また得られた知見と手法は、980MPa 溶接金属の他の鉄鋼材料および金属材料一般にも適用可能である。すなわち本研究の成果の汎用性は高い。

【成果は、他の競合技術と比較して優位性があるか？】

水素割れの評価技術はその多くが経験論的である。これに対して、本研究は理論に基づく評価技術を開発した。すなわち評価技術で最も重要な「信頼性」の高い評価技術を構築した。「だろろう話からの脱却」を実現した本成果の優位性は高い。また、本成

果は3年間という限られた時間内で達成されており、速さという点からも優位性があると自己評価している。



図①-5)-36 研究成果の意義

### 2. 3. 6 研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）

年度ごとの各種発表件数を表①-5-5に示す。また、研究発表や論文などについては、日本鉄鋼協会の学会誌 ISIJ Inter. 特集号や国際水素会議など注目される場や、シンポジウム・展示会など一般へも広く情報発信を行った。なお、これらの情報発信は本委

表①-5-5 成果一覧

	H19	H20	H21	H22	H23~	合計
特許出願	0	0	0	0	0	0
論文	0	2	5	1	0	8
研究発表・講演	6	22	9	5	0	42
受賞実績	0	0	0	1	1	2
新聞・雑誌等への掲載	0	0	1	1	0	2
展示会・シンポジウム参加	0	0	1	0	2	3

託研究が終了した平成 21 年以降も継続していることを付記する。

特記事項として、平成 22 年には以下の関係論文が日本金属学会論文賞を受賞した。  
「経路積分セントロイド分子動力学法による BCC 金属中の水素拡散性とその温度依存性の評価」 君塚、森、牛田、尾方：日本金属学会誌：Vol. 73 (2009), 571-576.

以上

## 2. 4 制御鍛造SG (委託)

### 2. 4. 1 研究開発の背景

#### ②-1). 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

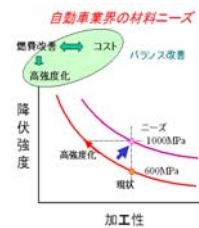
自動車などの軽量化・燃費改善のための鍛造部品の更なる高強度化が求められている。高強度化の阻害要因である被削性との両立が不可欠であり、そのために、同一成分で加工熱処理を駆使して、必要な箇所を高強度化し、それ以外は被削性のために軟質化する傾斜機能付与技術の確立が求められている。現状の課題と解決へのアプローチを図②-1)-1に示す。強化部は従来以上の強度を出しながら、強度をそれほど必要としていない箇所には相応の強度を持たせるという鍛造部品として望む強度分布を付与する有望な手法として析出制御と結晶粒制御が考えられ、本研究開発においてはそれら2つの技術の練成により高強度化・傾斜機能付与技術の確立を目指しスタートした。結晶粒制御は平成20年度で目標を達成し、平成21年度以降は析出制御による強化に集約した。

析出制御においては従来のV添加鍛造用鋼を大きく上回る、0.2%耐力600MPa以上の析出強化量が実用化研究の目標達成のためには必要である。VCによる相界面析出強化のメカニズム、 $\gamma$ 化温度による析出量の制御、V添加による強化量飽和の問題点を図②-1)-2に示す。V添加による強化量は0.2%V添加で飽和するとされ1)、これを越えるためには、VC相界面析出や加工熱処理の制御による、新たな析出制御技術を確立する必要がある。また、熱力学をベースにした相変態制御技術を確立することによって、同一鍛造部材内で高強度と軟質部を併せ持つ高性能な鍛造部品の製造が可能となる。こうして生み出される鍛造品は強度と切削性を具備しており、自動車鍛造部品の軽量化ニーズに応じて速やかに実用化に移行されるものと考えられる。

#### 現状の課題

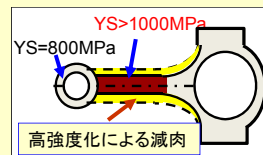
自動車用鉄系鍛造部品(140万トン/年)の高強度化に  
より稼働部品の軽量化  
→高強度化と被削性の確保

#### 解決へのアプローチ



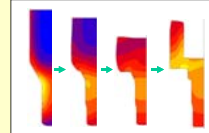
#### 1. 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

⇒高強度化部と軟質部(切削性維持)の  
造り込み技術の開発による部品軽量化

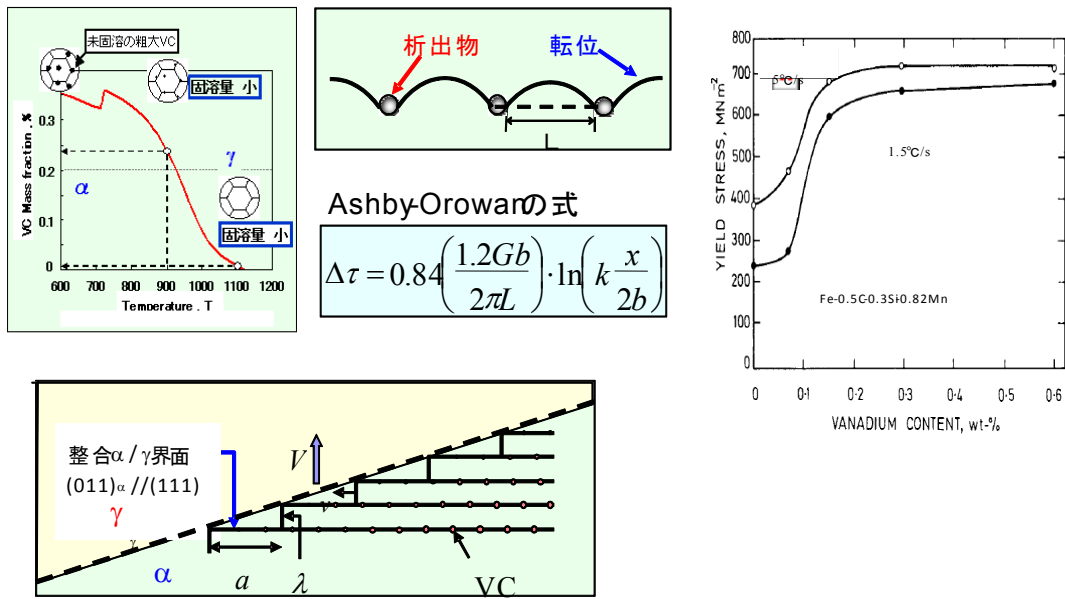


#### 2. 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスの バーチャルラボシステム基盤技術の研究

⇒傾斜機能の造り込みへの成分・プロセス  
設計に有用なツール開発  
⇒トライアンドエラーのリードタイム減少による  
部材開発期間の短縮



図②-1)-1 「鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究」の課題と解決へのアプローチ



図②-1)-2 VCによる相界面析出強化のメカニズム

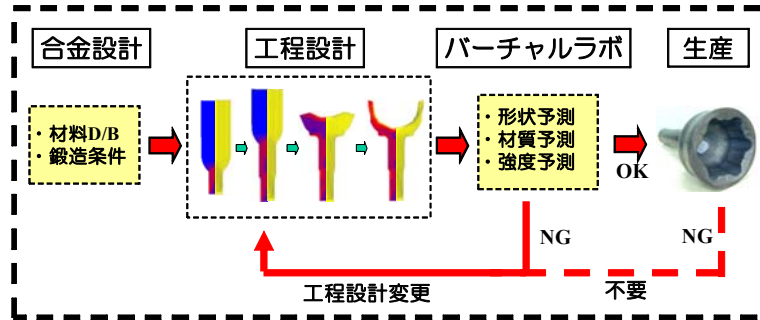
## ②-2). 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

制御鍛造では、加熱温度、加工温度、ひずみ、冷却速度などの因子を制御して、目標とする強度分布を得る必要がある。本研究では、ターゲット部品を製造する際に、目標とする強度分布を得るための最適工程設計を可能とするシミュレーションシステム基盤技術の開発を行う。これにより、さまざまな鍛造部品に対して、目標とする強度分布を得るための工程設計が簡便に行うことが可能となる。

現在、本プロジェクトにおけるキー・テクノロジーの一つである有限要素解析は塑性加工分野において急速に広まりつつあり、製品およびプロセス開発におけるコスト低減ならびにリードタイム短縮において実際に成果を上げており、関連の研究も数多く行われている。このような土壌があるため、本プロジェクトが目指す高強度鍛造品の実現におけるバーチャルラボ適用のモデルケースが示されれば、これらは比較的スムーズに業界に浸透することが予想される。また、組織予測モデルと同時にデータベースを提供することにより、解析ノウハウをあまり持たない企業においても初期から高度かつ実用的な解析が可能となり、広く受け入れられるものと思われる。

バーチャルラボシステムのバーチャルラボの必要性と解決へのアプローチを図②-2)-1に示す。

バーチャルラボの必要性  
試作によるトライアンドエラーの大幅削減、開発期間の短縮



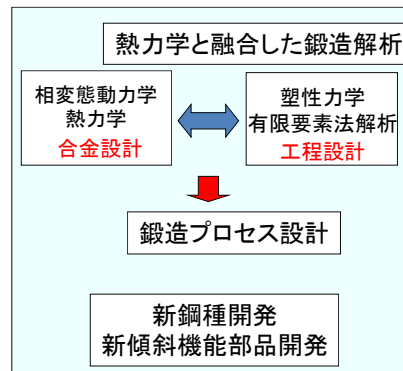
解決へのアプローチ

**現状の鍛造シミュレーション**

熱間圧延材の組織微細化モデルを応用  
析出物モデルは未開発

**開発予定のバーチャルラボシステム**

析出強化を含んだ  
「相変態動力学－熱力学」と  
「塑性力学による有限要素法解析」  
の融合による鍛造シミュレーション



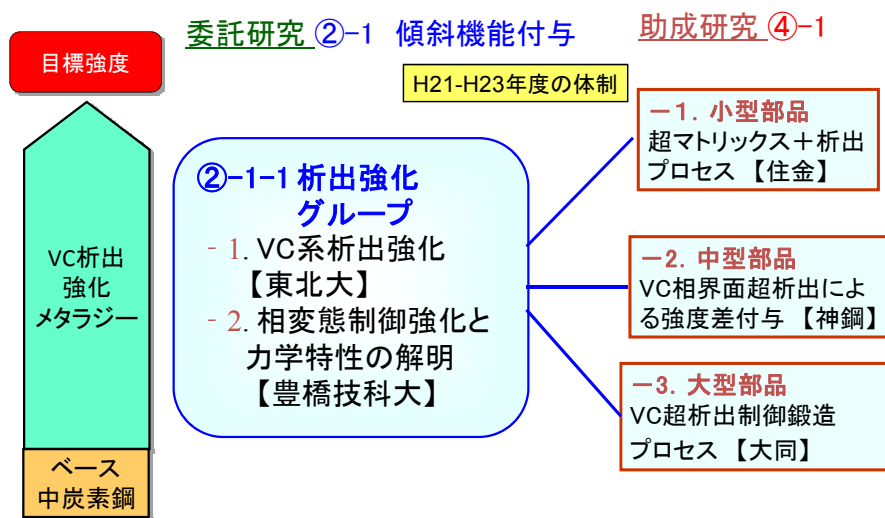
図②-2)-1 「組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発」背景

## 2. 4. 2 研究開発項目と実施体制

### ②-1). 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究」プロジェクトの制御鍛造サブグループでは委託研究として当初6の大学・国研（H22以降は2大学）との共同研究による基礎基盤研究成果の創出と、その成果を活用した当初5企業（H22以降は3企業）による鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化を実現する助成研究の出口を結びつけるための研究全体の進捗を管理し、効率的なプロジェクト目標の達成に貢献している。

「②-1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究」ではVC析出強化のテーマについて、図②-1)-3(H22以降)に示すように企業の助成研究との連携を図りつつ、効率的に研究の実施と目標の達成を遂行してきた。



図②-1)-3 「鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究」研究体制

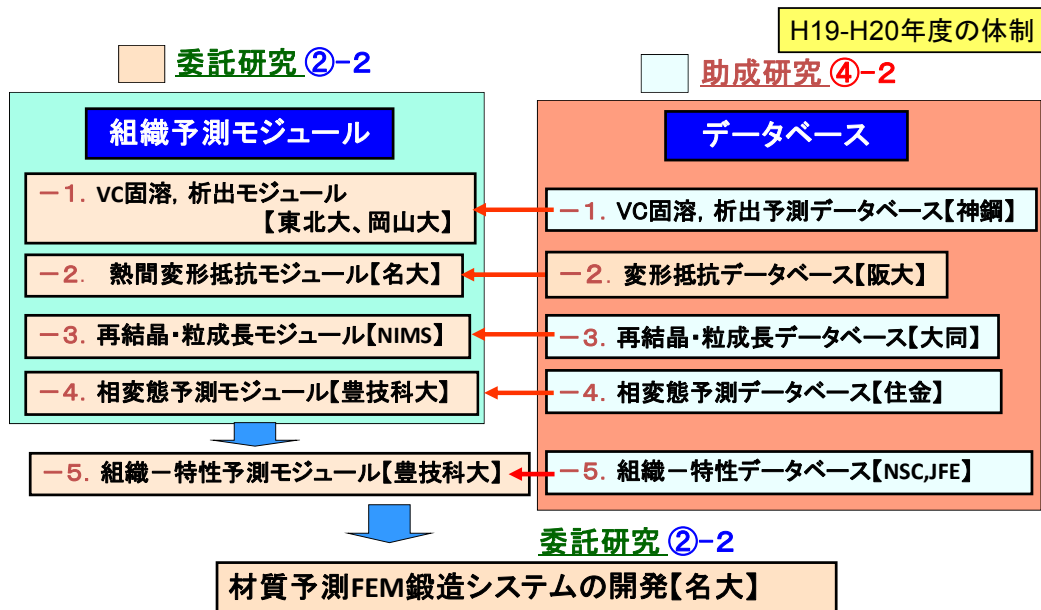
### ②-2). 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究」プロジェクトの制御鍛造サブグループでは委託研究として6の大学・国研との共同研究による基礎基盤研究成果の創出と、その成果を活用した5企業による鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化を実現する助成研究の出口を結びつけるための研究全体の進捗を管理し、効率的なプロジェクト目標の達成に貢献している。制御鍛造サブグループの研究開発実施体制を図②-2)-2に示す。

「②-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発」は各材質予測モジュール開発と材質予測FEM（Finite element method：有限要素法）鍛造システムの開発に大別される。各材質予測モジュールについては図②-2)-2に示すように企業の助成研究との連携を図りつつ、効率的に研究の実施と目標の達成を遂行してきたが、平成20年度に研究集約化のためいくつかのモジュールについて研

究項目の中止を決定した。

本研究項目はビレットの初期加熱時から鍛造部品の組織、強度分布を一貫してシミュレーション出来る点が特徴である。そのため各モジュール間の相互作用が強く、最終的な強度分布を実用レベルで予測するためには全てのモジュールの予測精度を一定レベル以上まで押し上げる必要がある。そのため研究が終了したモジュールについても各機関で最低限のデータベースの追加やモデル化を行っている。



図②-2)-2 「組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発」研究体制



## 2. 4. 3 研究開発目標と達成状況

### ②-1). 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

降伏強度1000MPa以上を実現するVC析出形態と加工熱処理条件の明示」という最終目標に対しては目標を達成した（表②-1)-1）。

析出強化を利用した高強度化については、相界面析出VCの定量化法を構築し、低炭素フェライト鋼における相界面析出VCがOrowan機構により高強度化することを明確にした。VCの加熱時の固溶、冷却時の析出( $\gamma$ 中、相界面、 $\alpha$ 中)を測定し、強化量が最大となる条件を明らかにした。また、中炭素鋼のフェライトとパーライト変態に対するV添加の影響を実験的に明らかにし、その原因を熱力学的に明らかにした。V添加の連続冷却変態温度域への影響を冷却速度と $\gamma$ 化温度の関数として明らかにした。得られた知見は企業の実用化研究での0.2%耐力1000MPa達成に貢献している。

研究集約化のために研究が終了した研究項目については平成20年度までに「Cu複合添加による析出強化量の増加」、「逆変態を利用した組織微細化指針」と「逆変態を利用した粒径1 $\mu$ mのフェライト・セメンタイト組織作製」、「過冷オーステナイトの大ひずみ加工を利用した組織微細化指針」と、「粒径1.5 $\mu$ mのフェライト・パーライト組織」、「配向組織を用いた特定方向のヤング率12%向上」という結果が得られている。

表②-1)-1 「鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究」  
開発目標と達成状況

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成状況
②-1)鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究	降伏強度1000MPa以上を実現するVC析出形態と加工熱処理条件の明示	相界面析出VCの定量化法を構築し、低炭素フェライト鋼における相界面析出VCがOrowan機構により高強度化することを明確にした。VCの加熱時の固溶、冷却時の析出( $\gamma$ 中、相界面、 $\alpha$ 中)を測定し、強化量が最大となる条件を明らかにした。また、中炭素鋼のフェライトとパーライト変態に対するV添加の影響を実験的に明らかにし、その原因を熱力学的に明らかにした。V添加の連続冷却変態温度域への影響を冷却速度と $\gamma$ 化温度の関数として明らかにした。 【世界初】SEM/FIB/TEMを組み合わせた <b>相界面析出VCの定量化法の確立</b> 。 【世界初】低炭素フェライト鋼における相界面析出VCが <b>直径2nmまでOrowan機構によることを実証</b> 。 【世界初】 <b>VC相界面析出のフェライト+パーライト変態挙動への影響</b> の解明。	○

### ②-2). 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

モデル合金であるS45C鋼、S45C+0.3%V鋼のオーステナイト域加工後に冷却するという一般鍛造プロセスについて、VC相界面析出と相変態を含む材質予測FEM鍛造システムを構築し、温度差加熱の前方押し出しで強度や組織の検証を行った。具体的にはVCの固溶析出モジュール、熱間変形抵抗モジュール、再結晶・粒成長モジュール、相変態予測モジュールを構築し、それらを組み込んだ材質予測FEM鍛造システムを開発した。開発したシステムを使って、温度差加熱後前方押し出しした中炭素鋼の時間による組織変化と冷却後の強度分布を検証し、精度を確認した。

「組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築（一般的な鍛造プロセス使用）」という中間目標を掲げ、平成19年度に8つのテーマでスタートしたが、平成20年度末で4つのテーマを終了した。また残る4つのテーマについても平成21年度で終了した。総合的に中間目標を上回る成果が得られた。

表②-2)-1 「②-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発」 開発目標達成状況

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成状況
②-2)組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発	<p>組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築(一般的な鍛造プロセス使用)</p> <p>組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築 (<b>開発鍛造プロセス</b>を利用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証)</p>	<p>VC相界面析出と相変態を含む材質予測FEM鍛造システムを構築し、温度差加熱の前方押し出しで強度や組織の検証を行った。VCの固溶析出モジュール、熱間変形抵抗モジュール、再結晶・粒成長モジュール、相変態予測モジュールを構築し、それらを組み込んだ材質予測FEM鍛造システムを開発した。開発したシステムを使って、温度差加熱後前方押し出しした中炭素鋼の時間による組織変化と冷却後の強度分布を検証し、精度を確認した。 【世界初】相界面析出VCによる析出強化を含んだ、中炭素鋼の降伏強度の高精度予測式を構築。 【世界初】VC相界面析出モジュールおよび<b>VC相界面析出の影響を考慮した中炭素鋼のフェライトとパーライト変態モジュールを組み込んだ、材質予測FEM鍛造システムを構築。</b></p>	○

## 2. 4. 4 研究成果

### ②-1). 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

#### ②-1)-1. VC析出制御による高強度化

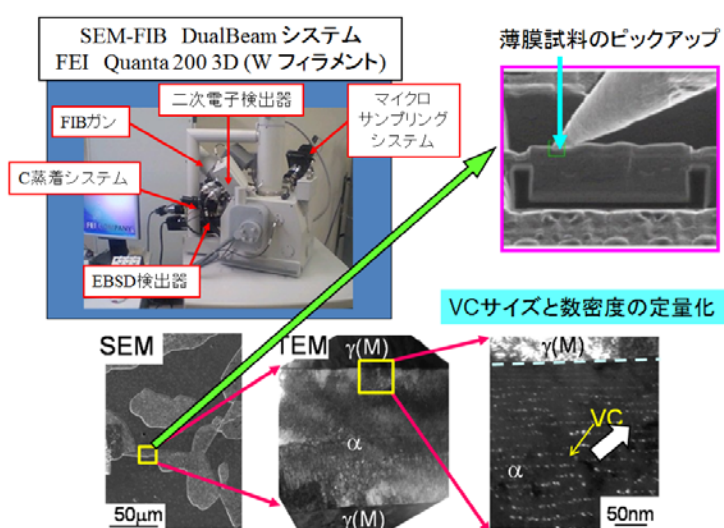
VC相界面析出による中炭素鋼の高強度化機構の解明を目的として、相界面析出VCの分布の定量評価法の確立とVC相界面析出組織の定量化による高強度化指導原理の明確化を行い、助成事業（神戸製鋼，大同特殊鋼，住友金属）の0.2%耐力1000MPa達成に貢献した。

本研究項目ではVC析出による強化量最大化を目標として、VC析出粒子分布の定量化手法の確立および中炭素鋼でのVC析出組織に及ぼす処理条件、添加V量、変態前加工の影響と、相界面析出VCによる析出強化機構および共析パーライト鋼でのVC相界面析出組織、フェライト鋼における微細相界面析出VCの強化機構、相界面析出VCが炭素鋼の延靱性に及ぼす影響について調査してきた。更に、V添加中炭素鋼へのCu複合添加による析出強化量最大化の検討を行った。

#### ②-1)-1-1. 相界面析出VCの定量化技術の確立

V添加中炭素鋼でのVC析出は主にフェライト・パーライト変態に伴う相界面析出によって起こるため、低倍率でのフェライト・パーライト相変態組織の観察と高倍率でのVC析出組織の調査を同一視野で行い、VC析出粒子を定量化できる観察手法を確立することが不可欠である。以上の問題点を考慮してV添加による硬度上昇をもたらす微細組織変化を明らかにするため、SEM/EBSD/FIBおよびTEM観察を複合的に組み合わせた組織解析手法を確立した。図②-1)-4は973Kでの変態途中で焼き入れたV添加中炭素鋼のSEMおよびTEM写真である。これを例に、相界面析出VC組織の定量化方法の概略を示す。

- SEM/EBSDによるフェライト組織の観察（図②-1)-4の左下のSEM写真参照）およびオーステナイト/フェライト間の結晶方位関係の解析を行う。
- SEM/EBSD観察と同一視野からFIB加工によりTEM薄膜試料を作製する（②-1)-4の中央下のTEM写真参照）。
- TEM観察によりVC粒子の暗視野像を撮影し（図②-1)-4の右下のTEM写真参照）、得られた暗視野像から画像処理および粒



図②-1)-4 SEM/FIB/TEM観察を組み合わせたVC定量化方法の流れ

子輪郭のトレース描画によって全粒子の大きさを測定する。

- d. 同一視野から得た収束電子線回折図形を解析して、観察視野の局所的な試料膜厚を測定する。

以上の手順を経ることにより VC 粒子の数密度、粒径分布および VC の体積率を定量的に評価することができる。

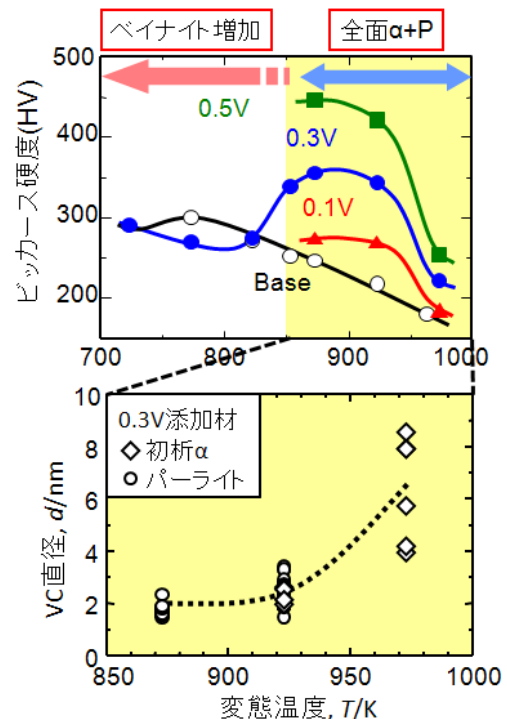
### ②-1)-1-2. VC 相界面析出の定量評価による強化量最大化原理の解明

VC の相界面析出挙動の解明には中炭素鋼 S45C(Fe-0.45C-0.85Mn-0.25Si)を基本組成として 0.1%、0.3%、0.5%V を添加した合金を用いた。添加した全 V 量が完全固溶する温度においてそれぞれの試料をオーステナイト化した後、723~973K で等温変態させた。

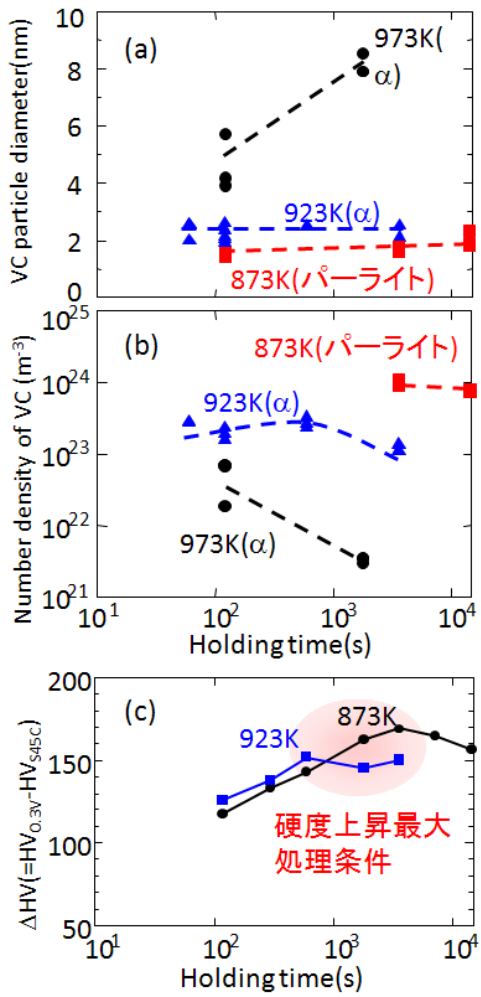
図②-1)-5(a) は変態完了直後の硬度と相界面析出 VC サイズに及ぼす変態温度の影響を示している。S45C 材ではフェライト+パーライト組織を示す 873K までは変態温度が低下するほど単調に硬度は上昇するが、全面ベイナイト組織となる 723K では 773K よりも硬度は減少する。一方、S45C(0.3V)材の硬度は 873K 以上では S45C 材に比べ顕著に高く、ベイナイトが生成し始める 853K 以下で減少し始める。また、V 添加量が増加するほど硬度増加する。また、V 添加材では変態後の時効による硬度上昇が明瞭に見られた。これらの種々の条件の熱処理を施した V 添加中炭素鋼に対して VC 析出組織の定量化を行った。図②-1)-5 下図に示すように、フェライト/パーライト組織を呈する 873K~973K では、初析フェライト、パーライト組織に関わらず、変態温度が低下するほど VC サイズは減少し、873K 変態材では直径約 2nm の相界面析出 VC が得られる。

以上より、VC 相界面析出により高い硬度を得るためには、フェライト/パーライト変態温度域のなるべく低温で変態させて、その後適切な時間保持することが重要であることが明らかとなった。また、共析パーライト鋼を用いて V 添加による組織および硬度変化を調べたところ、873~923K で最も硬度が高くなること、V 添加によるパーライトラメラ間隔の変化は小さく硬度上昇のほとんどはパーライト中のフェライトラメラ部での VC 析出による強化に起因することが明らかとなった。

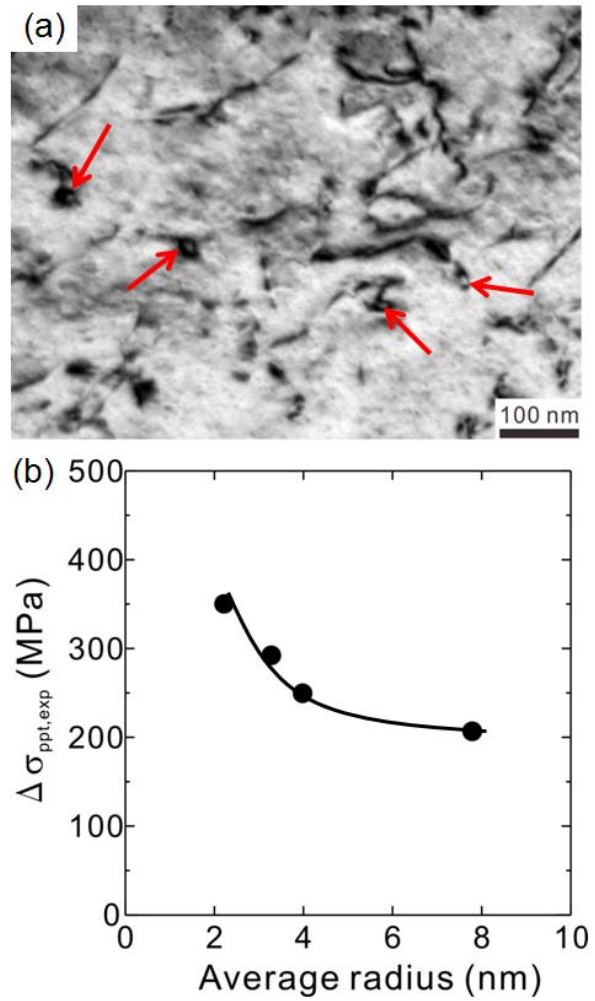
図②-1)-6 に 873、923 および 973K 変態材での VC 粒子の(a)平均粒直径、(b)粒子数密度、(c)V 添加による硬度上昇量を示す。同じ熱処理材、また同一フェライト粒内であっても場所によって VC 粒子の平均半径および密度にはばらつきがあるが、変態温度が低下するほど、VC 粒子サイズが減少し数密度が著しく増加する傾向が明確に見られる。変態完了後の保持時間の影響を見ると、873K および 923K では粒子サイズ、数密



図②-1)-5 変態完了直後の硬度と相界面析出 VC サイズに及ぼす変態温度の影響



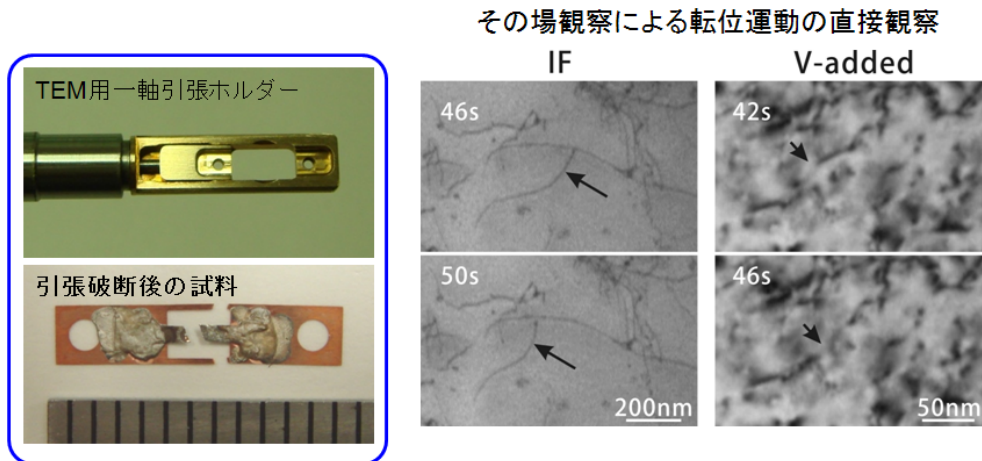
図②-1-6 S45C(0.3)材を種々の変態温度で保持した際の、VC 粒子の(a)平均粒子直径, (b)数密度の保持時間による変化, (c)V 添加による硬度上昇量



図②-1-7 (a) 1%引張変形を施した V 添加低炭素フェライト鋼での転位組織 (平均粒子半径 2.2nm), (b)析出強化量の VC 粒子サイズ依存性

度とも目立った変化は見られない。一方、973K では長時間の保持により粒子サイズは増加し、密度が減少していることから、この温度では VC 粒子の粗大化が起きていることが分かる。また、硬度変化との比較により、微細な VC を高密度で析出させることで硬度上昇量が最大化することが分かる。

### ②-1)-1-3. 相界面析出 VC の強化機構の解明



図②-1)-8 TEM 用一軸引張ホルダーおよび引張破断後試料の外観と、IF 鋼および V 添加低炭素鋼における変形転位のその場引張観察

微細相界面析出 VC による析出強化機構を明らかにするため、フェライト母相中に VC 相界面析出組織を有する低炭素フェライト鋼を用いて、変形後の転位観察を行った。図②-1)-7(a)に 1%引張変形を施した V 添加低炭素フェライト鋼での転位組織を示す。これを見ると、変形転位が VC 粒子にピン止めされている様子が確認される。また、粒子の周りに転位ループが観察されるため、粒子半径が約 2.2nm と微細であっても、Orowan 機構により変形転位が進行していることが強く示唆される。このような微細 VC であってもオロワン機構が働いていることは、図②-1)-7(b)に示す析出強化量が VC サイズが減少するほど増加することからも支持される。

更に、変形転位と VC 粒子の相互作用を直接確認するため、V 添加低炭素フェライト鋼および IF 鋼を用いて TEM 内引張実験を行った。本実験には、加速財源により導入した TEM 用一軸引張ホルダー(図②-1)-8左)および CCD カメラを用いた。同一視野を観察するため、ここではある程度変形を加えた後に保持し、応力負荷下での転位運動を観察した。図②-1)-8 右に変形転位の動きを示す。IF 鋼では、矢印で示すように応力によって一部の転位がゆっくりと比較的長い距離を運動していく様子が確認される。一方、VC 相界面析出組織を有する場合には、転位の移動距離は非常に短かつ連続的な動きも見られないことから、VC 粒子によって転位運動が阻害されていることが直接的に観察された。

次に、Orowan 機構における転位間の歪場の相互作用の有効距離を修正した Ashby-Orowan モデルを用いて VC 粒子による析出強化量の定量予測を試みた。同モデルでは析出強化量( $\Delta\tau$ )は次式で表される。

$$\Delta\tau = 0.84 \left( \frac{1.2Gb}{2\pi L} \right) \ln \left( k \frac{x}{2b} \right) \quad \text{式②-1)-1}$$

ここで、G と b はフェライトの剛性率及びバーガースベクトルであり、L と x はそれぞれすべり面上での粒子間距離および粒子直径である。また、転位周囲の歪場の広がりを表すパラメータとして k を導入した。通常の Ashby-Orowan モデルでは  $k = 1$  である。実験により得られた析出強化量と比較することで k の値を評価した。

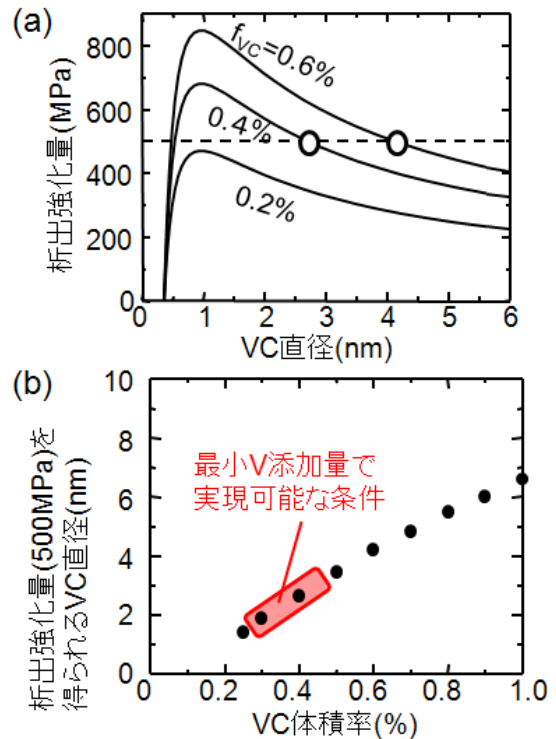
図②-1)-9(a)に上式より予測される析出強化量の VC サイズおよび体積率依存性を示す。降伏強度 1000MPa を達成する際に、V フリー材の強度を 500MPa とすると単純な加算則を仮定すると析出強化量は 500MPa 必要となる。図②-1)-17(a)より VC サイズ 1nm 以上では、サイズが大きくなるほど体積率が低下するほど析出強化量は減少しており、析出強化量 500MPa を達成するために必要な最大 VC サイズを見積もることが出来る。図②-1)-17(b)はこの臨界サイズの VC 体積率依存性を表している。V 添加中炭素鋼では、図②-1)-17(a)に示したように、873K 変態材において直径 2nm の VC が得られることが分かっているため、図②-1)-17(b)より VC 体積率が 0.3%以上有れば析出強化量 500MPa を達成できることが分かる。

#### ②-1)-1-4. 析出強化量最大化に及ぼす第三元素の影響

VC と Cu 粒子の複合析出による中炭素鋼の高強度化について検討するため、S45C を基本組成として、0.3%V および 2%Cu をそれぞれ単独添加した鋼と V と Cu を複合添加した鋼を 873K で変態させ硬度および析出組織を調べた。変態直後では V および Cu の単独添加により S45C よりも硬度が約 120-130 上昇する。Cu 添加鋼ではその後の保持で顕著に軟化するのに対して、V 添加鋼では硬度はほとんど変わらない。一方、V-Cu 複合添加鋼での析出強化量は V および Cu 単独添加における強化量を加算したものにほぼ等しいことが明らかとなった。初析フェライト中の析出組織を調べたところ、V 添加材では VC が相界面析出するのに対して、Cu 添加材では Cu 粒子がランダムに析出しそのサイズも VC に比べて著しく大きい。一方、複合添加材では単独添加材で観察された微細な VC と粗大な Cu が混在して析出するのではなく、V 単独添加材と同様の微細な相界面析出組織を呈することを見出した。なお、当初予定していた V-Cu 複合添加の影響を十分に明らかにすることができたため、本項目は、選択と集中により平成 21 年度で研究を終了する。

#### ②-1)-1-5. まとめ

相界面析出で生成する析出物は非常に微細なため、処理条件による析出組織の変化は定性的にしか明らかにされていなかった。これに対して本研究では、析出 VC のサイズ、数密度を定量的に測定可能な手法を新たに確立し、変態温度や保持時間に伴う分布の変化を初めて定量化することで、VC 析出により中炭素鋼の高強度化には、フェ



図②-1)-9 (a) 析出強化量の VC サイズおよび VC 直径依存性, (b)析出強化量 500MPa を実現する VC サイズの VC 体積率依存性

ライト+パーライト温度域のなるべく低温側で変態させ VC を微細かつ高密度に生成させることが必要である、という基本指針を得ることができた。また、半径 2nm 程度の微細相界面析出 VC であってもオロワン機構による強化に寄与していることを明確化した。以上、変態温度、保持時間、V 添加量、V-Cu 複合添加が相界面析出組織に及ぼす影響を明確にし、助成研究における VC 析出強化を利用した 0.2%耐力 1000MPa 達成に貢献した(関連項目④-1-6-1-1、④-1-6-1-2、④-1-6-1-3)。



## ②-1)-2. 相変態制御による析出強化量最大化

高強度化のための加工熱処理プロセス条件の明確化を目的として、V 添加が相変態挙動に与える影響を組織因子の点から定量化し、VC 析出強化が最大となる加工熱処理条件を明らかにし、助成事業（神戸製鋼，大同特殊鋼，住友金属）の 0.2%耐力 1000MPa 達成に貢献した。

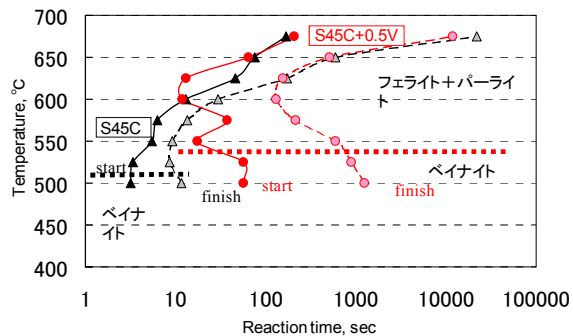
本研究項目では VC 析出による強化量最大化を目標として、V 添加が相変態に与える影響を明らかにした。特にベイナイト変態が起こりやすくなる理由の解明、ベイナイト変態を避けて、VC 相界面積出による強化が最大となる温度域での変態を行うための冷却条件について研究を行った。また VC 析出強化量を含んだ組織因子と降伏強度との関係を明らかにし、降伏強度の予測式を構築した。

表②-1)-2 V 添加による等温変態への影響の解明

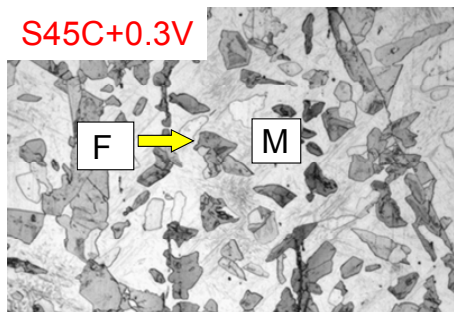
### ②-1)-2-1. S45C の等温変態における V 添加の影響

S45C の等温変態に対する V 添加の影響をまとめると表②-1)-2 のようである。V 添加はフェライト変態、パーライト変態、ベイナイト変態のそれぞれに影響を与える。フェライトの成長速度は増加し、パーライトの成長速度は高温で増加し、低温では減少する。ベイナイト変態の開始温度は上昇する。その結果、連続冷却変態ではベイナイト変態が起こりやすくなり、強度が低下するので注意が必要である。

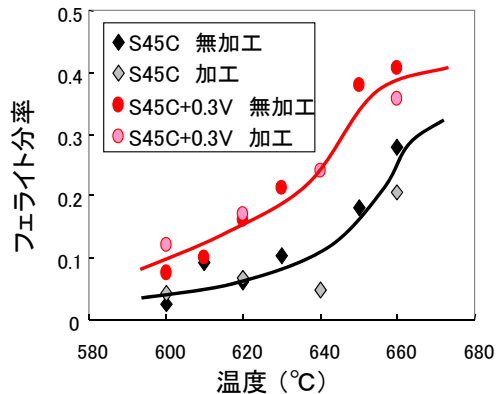
S45Cの等温変態に対するV添加の影響	
変態速度	高温で促進、低温で抑制
フェライト変態	粒内での核生成増加
フェライトの形態	低温でもポリゴナル
フェライト分率	増加
フェライト粒径	高温で減少
フェライト成長速度	高温で増加
フェライトの粒内核生成	増加
パーライトメラール間隔	高温で減少、低温で増加
ベイナイト変態	より高温で生成しやすくなる



図②-1)-10 S45C と S45C+0.5V 鋼の TTT 図



図②-1)-11 S45C+0.3V 鋼の恒温変態途中の組織



図②-1)-12 S45C と S45C+0.3V 鋼のフェライト分率の恒温変態温度による変化

### ②-1)-2-2. V 添加による恒温変態線図とフェライト分率への影響の解明

S45C鋼とそれにVを0.3w%添加した鋼（以降S45C+0.3Vと表記）の恒温変態と連続冷却変態の速度を全自動変態記録測定装置を使って測定したS45CとS45C+0.5V鋼の恒温変態線図を図②-1)-10に示す。Vを添加すると600°C以上での変態が速くなり、それ以下の温度では変態が遅くなる。またベイナイト変態が開始する温度がVの添加で510から540°Cに上昇する。

図②-1)-11にS45C+0.3V鋼の恒温変態途中の写真を示すが、Vを添加すると粒内でのフェライトの核生成が顕著になることがわかる。図②-1)-12はS45CとS45C+0.5V鋼の恒温変態終了後のフェライト分率を変態温度の関数で示したグラフであえる。全ての温度域でV添加によりフェライト分率増加しているのがわかる。これはVがフェライト生成元素でありA<sub>3</sub>点を上昇させる熱力学的効果だけでなく、炭素がVCとして相界面析出し、フェライトに取り込まれることによりパーライトの分率が減少したためである。図中にはオーステナイトを加工した場合も示しているがγの加工の影響は小さい。

### ②-1)-2-3. V 添加による連続冷却変態挙動への影響の解明

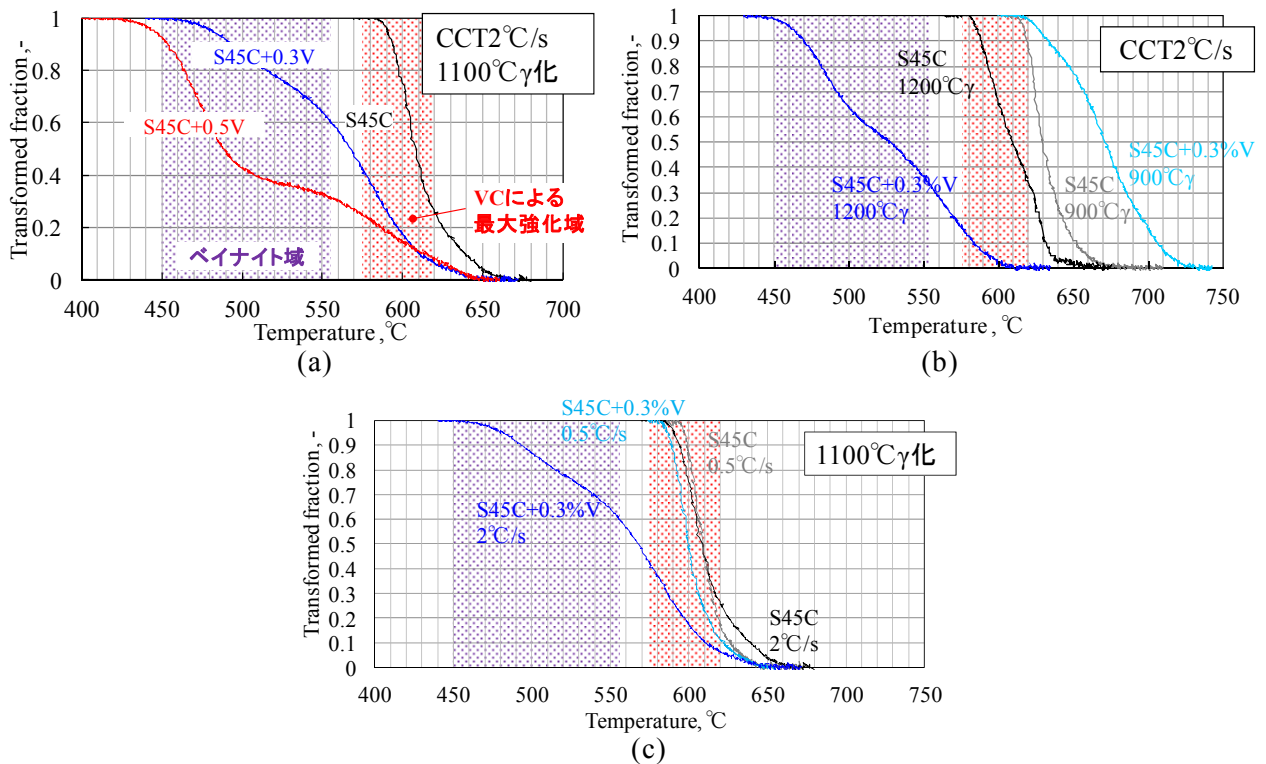
S45Cの連続冷却変態に対するV添加の影響をまとめると表②-1)-3のようである。図②-1)-13にS45C及びV添加S45C材の連続冷却変態曲線を示す。図②-1)-13 (a)に示すように、同じ冷却速度ではV添加量が多いほど変態温度域が低温側に移行する。このことは同じ冷却速度ではV添加量が多いほどベイナイト変態が起こり易くなる事を示している。図②-1)-13 (b)に示すように、同じ冷却速度では変態温度域に対するγ化温度の影響はV添加材で大きい。V添加材ではγ化温度の上昇はVCの固溶量の減少とγ粒径の増大の両方に影響し、連続冷却変態の変態温度域を大きく低下させる。次に、冷却速度の変態温度域に対する影響は図②-1)-13 (c)に示すように、V添加材で大きい。V無添加材では0.5°C/sと2°C/sでは変態温度域はほとんど変化せず、フェライト+パーライト組織が得られるが、V添加材では冷却速度が0.5°C/sから2°C/sになると変態温度域が低下してベイナイトが起こり、材料は軟化する。図②-1)-13にはVC析出による最大強化温度域とベイナイト変態が起こる温度域を示している。V

添加量やγ化温度に合わせて、できるだけVC析出による最大強化温度域で変態させ、ベイナイト変態を避ける冷却速度を選ぶことが重要である。

表②-1)-3 S45C の連続冷却変態に対する V 添加の影響

#### S45Cの連続冷却変態に対するV添加の影響

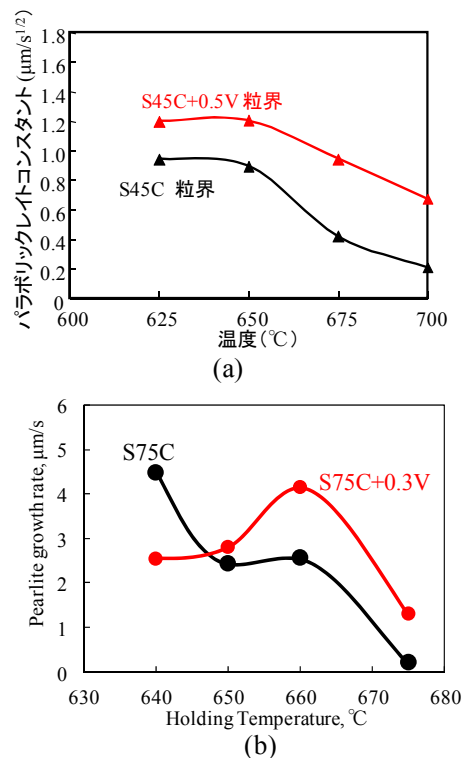
- 同じ冷却速度ではV添加量が多いほど変態温度域が低温側に移行
  - 同じ冷却速度ではベイナイト変態が起こり易くなる
- 同じ冷却速度では変態温度域に対するγ化温度の影響はV添加材で大きい
  - V添加材ではγ化温度はVCの固溶量とγ粒径の両方に大きく影響
- 冷却速度の変態温度域に対する影響はV添加材で大きい
  - V添加材では冷却速度が低くなるとベイナイトが生成しやすくなる



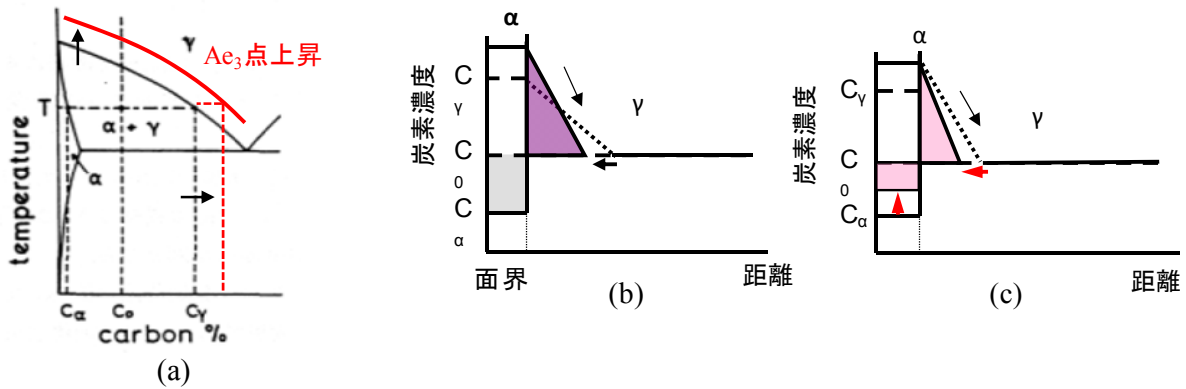
図②-1)-13 連続冷却変態曲線. (a)V添加量の影響, (b) $\gamma$ 化温度の影響, (c)冷却速度の影響 (S45C+0.3V鋼, S45C+0.5V鋼)

#### ②-1)-2-4. V添加によるフェライトとパーライトの成長速度への影響の解明

図②-1)-14にフェライトとパーライトの成長速度に対するV添加の影響を示す。(a)はS45C鋼とS45C+0.5V鋼の $\gamma$ 粒界から生成した初析フェライトの成長速度を示すパラボリックレイトコンスタントを各恒温変態温度で測定した結果である。フェライトの成長速度Vの添加により促進されているのがわかる。(b)は共析鋼のS75C鋼とS75C+0.3V鋼のパーライトの成長速度を各恒温変態温度で測定した結果である。パーライトの成長速度はV添加によって650°C以上では促進されるが、それ以下では遅くなっているのがわかる。図②-1)-15にフェライトとパーライトの成長速度が促進される原因を模式的に示す。(a)に状態図を示すが、V1添加によりAe3点が上昇し、その



図②-1)-14 成長速度の恒温変態温度による影響. (a)フェライトのパラボリックレイトコンスタント, (b)パーライト, 成長速度



図②-1)-15 成長速度に対する V 添加の影響の模式図. (a)状態図の変化, (b)界面での平衡炭素濃度の増加, (c)VC 相界面析出の影響

結果、(b)に示すように $\alpha/\gamma$ 界面での $\alpha$ 側の平衡炭素濃度が増加し、炭素の濃度勾配が大きくなる。もう一つの原因はVCの相界面析出でフェライト中に炭素が取り込まれる効果である。これによってフェライトからはき出される炭素量が減少し、界面の $\alpha$ 側の濃度勾配が増加する。この2つの効果によって、フェライトやパーライトの成長が促進されると考えられる。一方、パーライトの成長速度が $650^{\circ}\text{C}$ 以下ではV添加によって遅くなる原因は、 $\alpha/\gamma$ 界面に偏析したVのソルートドラッグ効果と相界面に析出したVCのピンニング効果が考えられる。

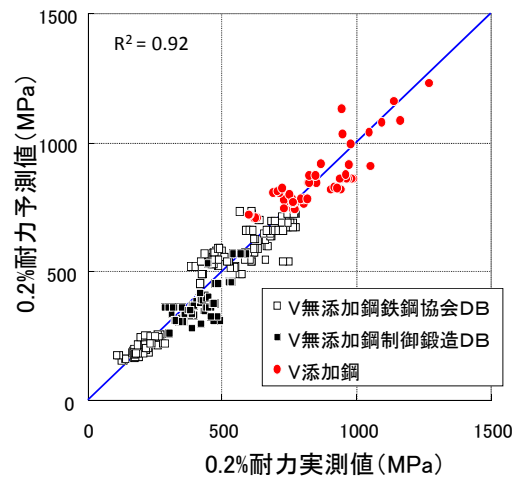
### ②-1)-2-5. 析出を伴う相変態制御強化と析出強化材の力学特性の解明

降伏強度と各組織因子のデータを重回帰分析することによって降伏強度予測式を構築した。V無添加鋼のフェライトの降伏強度 $Y_{PF}$ はSiおよびMn量とフェライト粒径に、パーライトの降伏強度はパーライトラメラ間隔 $S$ とセメントタイト率 $f_{\theta}$ の関数として定式化を行った。フェライト+パーライト2相鋼の降伏強度は混合則で予測される値よりも低いことから、降伏強度とパーライト体積率のグラフを重回帰分析するよりフェライトの体積率 $X_F$ の1/3乗に比例するとした。

$$Y_{F+P} = Y_{PF} \cdot X_F^{1/3} + Y_{PP} \cdot (1 - X_F^{1/3}) \quad \text{式②-1)-2}$$

$$Y_{PF} = 116 + 53.4Si + 4.28Mn + 580d_F^{-1/2} \quad \text{式②-1)-3}$$

$$Y_{PP} = 110 + 1730f_{\theta} + 41.2S^{-1} \quad \text{式②-1)-4}$$



図②-1)-16 降伏強度の実測値と予測値比較

ここで $Y_{PF}$ : フェライトの降伏強度、 $Y_{PP}$ : パーライトの降伏強度、 $Y_{P+F}$ : フェライト+パーライトの降伏強度、 $S_i$ : Siのmass%、 $Mn$ : Mnのmass%、 $d_F$ : フェライト粒径 ( $\mu\text{m}$ )、 $f_\theta$ : パーライト中のセメンタイト率、 $S$ : ラメラ間隔 ( $\mu\text{m}$ )、 $X_F$ : フェライト分率である。

次にV添加鋼の降伏強度は、構築したV無添加鋼の降伏強度予測式を用いて、各組織因子で計算した降伏強度との差を析出強化量として算出した。フェライトとパーライト相の析出強化量をAshby-Orowanモデルを基に定式化した下記の式を適用した。

$$\Delta\sigma = 1.68 \left( \frac{1.2Gb}{2\pi L} \right) \cdot \ln \left( k \frac{x}{2b} \right) \quad \text{式②-1)-5}$$

ここで、 $G$ と $b$ はフェライトの剛性率及びバーガースベクトルであり、 $L$ と $x$ はそれぞれすべり面上での粒子間距離および粒子直径である。また、転位周囲の歪場の広がりを表すパラメータとして $k$ を導入した。

粒子間隙 $L$ はVCの体積率 $f_{VC}$ とVC粒子半径 $R_{VC}$ を使って次式で求められる。

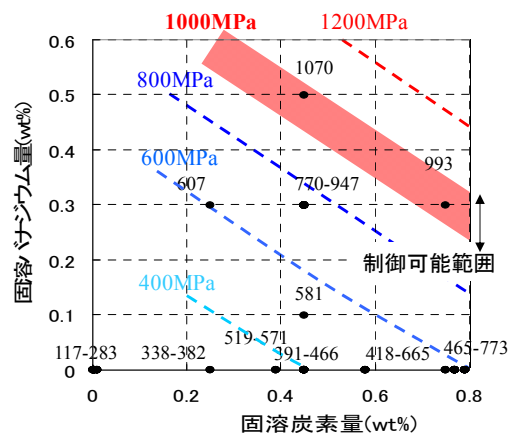
$$L = \left( 4\pi \cdot R_{VC}^3 / 3 \right)^{1/2} / \left( 2 \cdot R_{VC} \cdot f_{VC} \right)^{1/2} \quad \text{式②-1)-6}$$

上記の予測式で求めた予測値と実測値の比較を図②-1)-16に示す。V添加鋼においては降伏強度が目標の1000MPaを越えて1250MPaにまで達しているが、予測式は1250MPaの高強度まで精度良く予測できていることがわかる。図②-1)-17に降伏強度1000MPaを達成するための炭素量と固溶V量の関係を示した。なお図中には変態温度や $\gamma$ 粒径などで制御できる強度範囲を示した。降伏強度1000MPaを達成するためにはS45Cでは0.40-0.45wt%のV添加が、共析鋼のS75Cでは0.30wt%程度のV添加が必要であることがわかった。

以上のように委託事業で明らかにした析出強化メカニズム、相変態に対するV添加の影響、強度予測式などに基づいて、助成事業において本プロジェクトの目標である $Y_P > 1000\text{MPa}$ を達成した。

### ②-1)-2-6. まとめ

中炭素鋼にVを添加してVCの総界面析出による強化を活用して、非調質鋼で1000MP以上の降伏強度を実現するための加工熱処理条件を検討した。その結果、Vの添加は恒温変態においてフェライトでは高温での成長速度を速くし、粒内核生成を助長することから、フェライト変態率を大きくすることが判明した。一方パーライト変



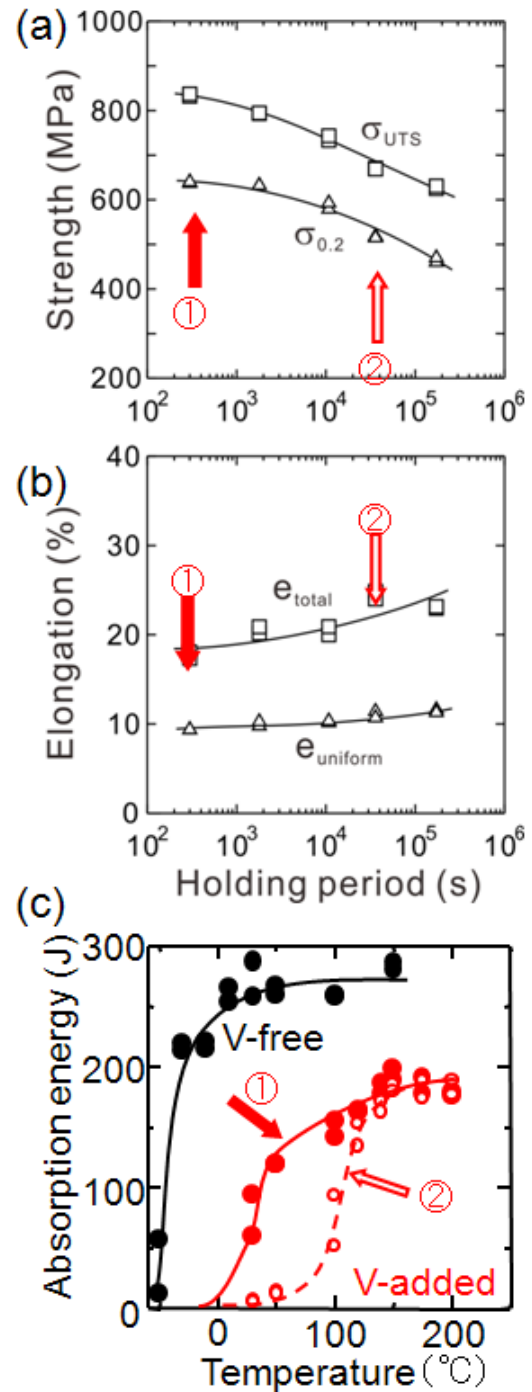
図②-1)-17 降伏強度 1000MPa を達成するための炭素量と固溶 V 量の関係

態は V 添加によって高温では成長速度が速くなるが、低温では成長速度が遅くなること、ベイナイト変態の開始温度が上昇することなどが明らかとなった。また連続冷却変態では V 添加鋼では変態温度域が冷却速度、 $\gamma$  化温度で大きく変化することが判明した。V 添加鋼でベイナイト変態を避けて、VC の相界面析出による強化を最大にする変態温度域で変態させるための最適な冷却速度が明らかになった。また、相変態挙動を熱力学を基に数式化し、あらゆる冷却条件で生成する組織を予測できるようにした。また組織と降伏強度の関係を数式化し、降伏強度の予測を可能とした。以上、恒温保持温度、冷却速度、V 添加量が相変態と組織に及ぼす影響（相の割合、変態速度、フェライト粒径、パーライトラメラ間隔、ベイナイトの有無）を明確にし、VC 相界面析出による強化を最大にする熱処理条件を明らかにした。これらの成果は助成研究における VC 析出強化を利用した 0.2%耐力 1000MPa 達成に貢献した(関連項目④-1)-1、④-1)-2、④-1)-3)。

### ②-1)-3. 延靱性に及ぼす VC 相界面析出の影響

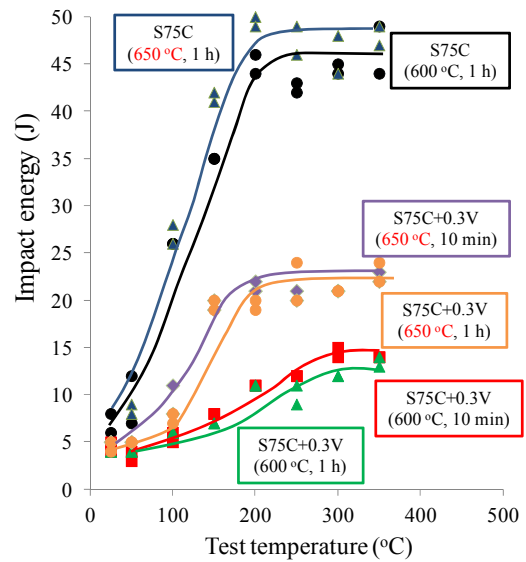
延靱性については当初の研究計画には含まれていなかったが、中間評価ならびに技術推進委員会にて指摘を受けたので、追加の研究を実施した。

図②-1)-18(a),(b)に 690°Cで種々の時間変態させた V 添加低炭素フェライト鋼の強度と伸びを示す。690°Cでは 300s 保持で VC 相界面析出組織を有するフェライトとして変態が完了するが、変態完了後に保持することで強度は単調に減少する。一方、伸びは強度低下に伴い増加するがその変化は小さく、最も VC サイズの小さな短時間保持材では高強度かつ比較的良好な延性を合わせ持つことが分かる。図中に示す①および②の試料についてシャルピー試験を行った(図②-1)-18(c))。ここでは、V 添加の影響を明らかにするため、V を含まない低炭素フェライト鋼も合わせて調べている。これを見ると、V 添加することで延性・脆性遷移温度は上昇し、吸収エネルギーは低下することが分かる。V 添加材での処理条件の影響を見ると、より高強度の短時間保持材(①)の方が低強度の長時間保持材(②)よりも延性脆性遷移温度が低下しており、良好な靱性を示すことが明らかとなった。また、破面を観察すると、いずれの試料でも、低温側では粒内破壊、高温側では延性破壊している。したがって、V 添加による遷移温度上昇は、VC 粒子による変形転位の運動障害や、VC 粒子がクラックの発生源として働いているためと考えられる。一方、短時間保持の高強度材の方が長時間保持の低強度材よりも高い靱性を示す。これについては、VC サイズが大きくなるほどクラックの発生源としてより働きやすいことに加えて、VC 分布が微細・高密度化するほど変形中に VC 粒子が転位の発生源として働くことで多くの可動転位が導入されるため塑性変形がしやすいことが理由として考えられる。



図②-1)-18 690°Cで変態させた V 添加低炭素鋼の、(a)強度、(b)伸び、(c)シャルピー試験の吸収エネルギー

高炭素パーライト鋼に及ぼす VC 相界面析出の影響を図②-1)-19 に示す。である。VC 相界面析出により延性・脆性遷移温度は上昇し、吸収エネルギーは低下することがわかる。V 添加材での処理条件の影響を見ると、より高強度の短時間保持材の方が、延性・脆性遷移温度が高くなっている。



図②-1)-19 S75C と S75C+0.3V 鋼を 600°C と 650°C でパーライト変態させた試料のシャルピー試験の吸収エネルギー



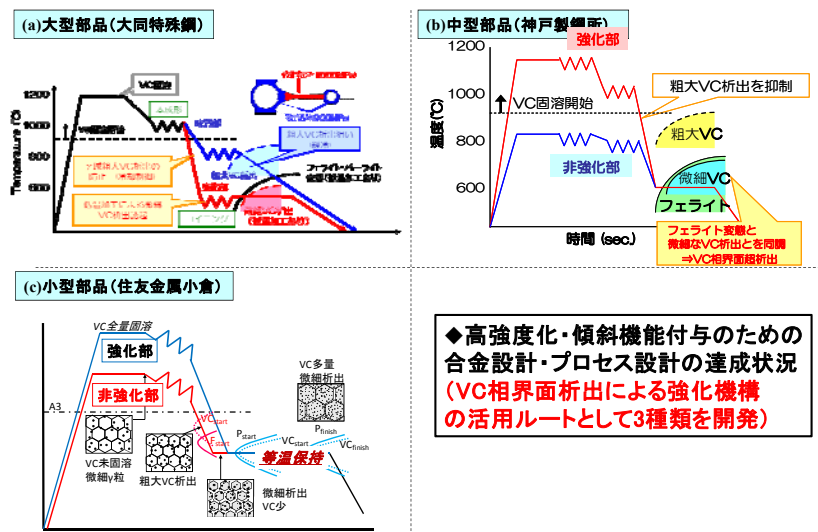
②-1)-4. 委託事業の傾斜機能付与技術の研究の助成研究への展開

委託事業で明らかにした VC 相界面析出による強化のメカニズム、強化量の定量評価、VC 相界面析出による強化を最大にする加工熱処理プロセスを基に、助成研究においては、傾斜機能鍛造部品のプロトタイプを作製を実施した。鍛造部品の大きさに3つのルートに分け、それぞれ図②-1)-20 に示す熱履歴を施した。

- (a). 大型部品想定として、低温での加工（+保持）を加える強化・軟化ルート
- (b). 中型部品想定として、加熱温度差を利用した強化・軟化ルート
- (c). 小型部品想定として、低温保持による強化・軟化ルート

大型部品想定のア)のルートでは軟質部は高温で粗大 VC を析出させ、強化部は低温で

加工して微細 VC を加工誘起析出させる方法で傾斜化を達成している。中型部品想定のア)および小型部品想定のア)のルートでは高強度化したい部分は初期の粗大な VC 粒子が溶解する 1100℃以上に加熱し、軟質部分は初期の粗大な VC 粒子がそのまま残留する 900℃以下に加熱を行う。その後の冷却中に強化部では相界面析出により強化が起こり、1つの鍛造部品の中で、強化部



図②-1)-20 大型(a)、中型(b)、小型(c)傾斜機能鍛造部品作製の熱処理パターン

と軟質部が作り込まれる。助成研究においては以上の熱処理パターンで同一部材内で、0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa から 800MPa 以下(軟質部)を持つプロトタイプを作製が達成されている。

## ②-2). 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

### ②-2)-1. 材質予測 FEM 鍛造システムの概要と開発状況

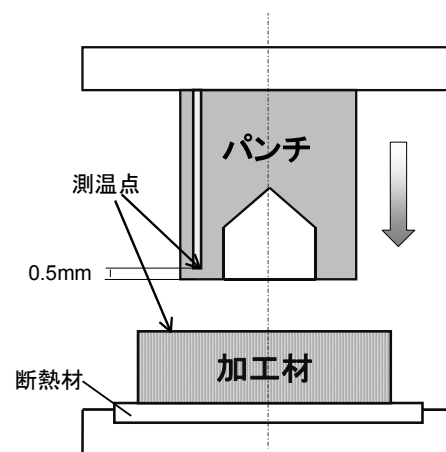
VC析出と再結晶、相変態、強度の相互作用を取り入れた、世界初のシステム構築を目的として、ユーザーサブルーチンの作成と FEM 鍛造システムへの実装を目標通りに行い、熱間摩擦係数などの解析に必要な物性値の測定についても行った。各企業に試用版を配布し、助成事業における高強度化プロセス設計に貢献した。

#### ②-2)-1-1. 材質予測FEM鍛造システムの概要と開発状況

組織予測において、組織変化を支配する各種熱力学ならびに冶金学的支配方程式をすべて満たす解を求めることによって組織予測を行う強連成組織予測式群である精査モデルでは、解が理論的に厳密で求められるが、計算に時間を要し非線形性が高くFEMへの適用は技術的に困難で工業的に見合わないため、その精査モデルをもとに主に時間に対する偏微分定式化によって得られた増分型予測式を用い、変形解析における負荷経路に沿った各種組織変化量を積算することによって組織予測を行う弱連成予測式群の簡易モデルを用いた。さらに各種予測モジュールを有機的に連携し高精度予測を検討した。各グループが導出した中炭素鋼の熱間変形抵抗(熱間変形抵抗モジュール)、鍛造における動的・静的再結晶ならびに結晶粒成長予測(再結晶・粒成長モジュール)、VCの $\gamma$ 域析出、(VC固溶・析出予測モジュール)、フェライト、パーライトおよびベイナイト変態予測(相変態予測モジュール)、最終的な0.2%耐力分布予測(組織-特性予測モジュール)の簡易モデルをユーザーサブルーチンとして作成し、統合して鍛造用FEM解析ソフトに組み込み解析を実施した。図②-2)-2に制御鍛造プロセスにおけるバーチャルラボモジュール群連携のイメージを示した。

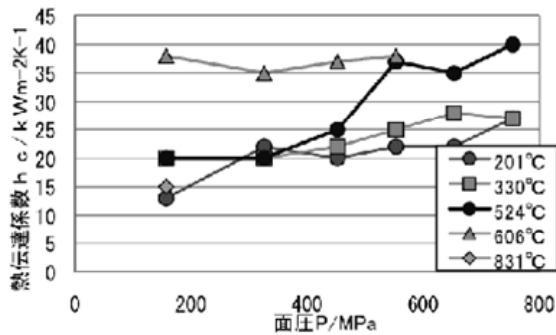
#### ②-2)-1-2. 解析条件

制御鍛造プロジェクトにおいて、鍛造材に強度傾斜機能を付与するには、鍛造前の加熱温度に傾斜をつけてマイクロアロイの固溶量を制御することが有効であることが示唆されている。本解析では、単純押出実験にて傾斜加熱を行い、YS1000MPa以上の高強度部とYS800MPa以下の低強度部を一つの部材内で共存させることを目的とした。

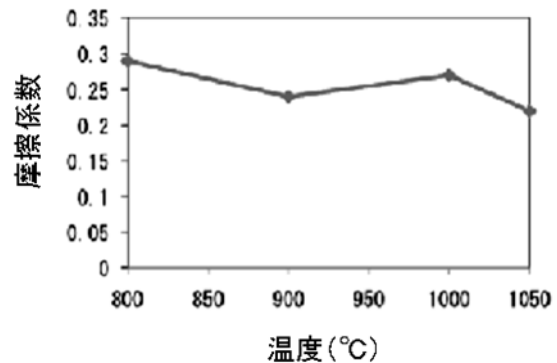


図②-2)-3 熱伝達係数測定金型

解析ソフトとしてDEFORM-2Dを用い、軸対称剛塑性解析として、大気温度30℃、材料S45C+0.5V（素材外径40mm、押し出し比2.0）を上部を1200℃、下部を800℃に傾斜加熱



図②-2)-4 熱伝達係数測定結果



図②-2)-5 熱間鍛造における摩擦係数の測定結果

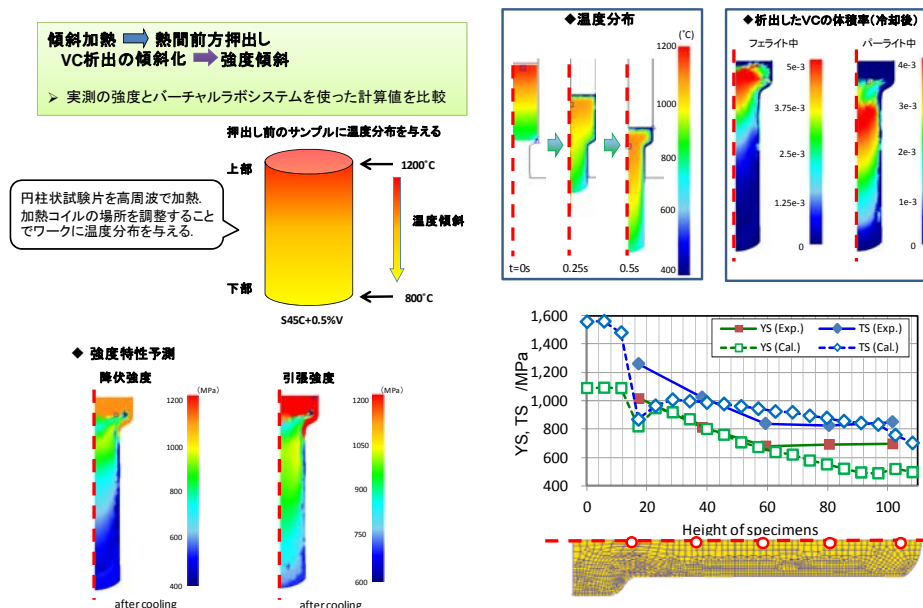
した状態からプレス圧下速度100mm/s（等速）で前方押し出しをし、その後室温まで放冷する条件で解析した。

### ②-2)-1-3. FEM解析用物性値の測定

素材と工具間の熱伝達係数は、図②-2)-3に示すような外径12mm、内径6mmのSKD61リング状パンチに外径0.3mmのK熱電対を埋め込み、パンチ先端から0.5mmの位置の温度の時間変化を各種の面圧レベルで実測し、あらかじめ解析で求めた校正曲線から導出した。図②-2)-4に測定結果を示す。面圧、温度により変化することがわかる。

熱間での摩擦係数はリング圧縮試験法<sup>②-2)-1</sup>により求めた。図②-2)-5に測定結果の例を示す。

### ②-2)-1-4. 解析結果



図②-2)-6 傾斜加熱した S45C+0.5V 丸棒の熱間押し出し材の組織と強度分布の材質予測 FEM 鍛造システムによる解析結果と強度の実測値との比較

S45C+0.5V 鋼の丸棒を上部 1200℃、下部 800℃の傾斜加熱をし、前方押し出しを行った。押し出し中の温度分布、冷却後のフェライト中およびパーライト中の相界面析出した VC 体積率を図②-2)-6 に示した。VC による析出強化、フェライト分率、パーライトのラメラ間隔などの組織因子を使って予測した降伏強度(YS)分布、引張強度(TS)分布も示している。さらに図中には丸棒中心部での YS と TS の予測値と丸棒から切り出した試験片を使って測定した YS と TS の実測値の分布を示した。両者はよい一致を示しており、開発した材質予測 FEM 鍛造システムによって特性分布が予測できることを示している。また上部から下部にかけて傾斜加熱することにより、最大で YS1016MPa、最小で YS682MPa を得、強度傾斜目標を達成した。

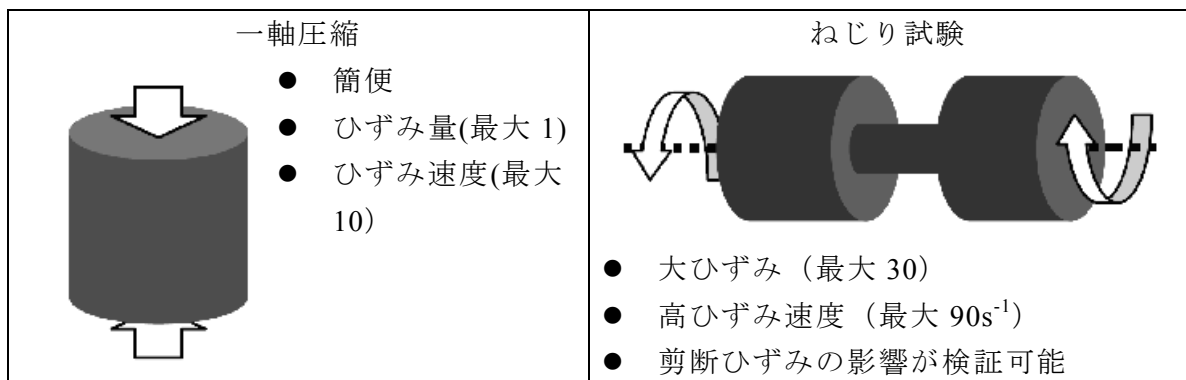
## ②-2)-2. 変形抵抗モジュールの構築

中炭素鋼の大ひずみ、高ひずみ速度域までの変形抵抗データ（世界初）の収集と変形抵抗モジュールの構築を行い、FEM 鍛造システムの変形抵抗の精度向上に貢献した。

鍛造プロセスのシミュレーションにおいて、入力値として変形を受ける被加工材の変形抵抗のデータベースが必要となる。数秒間の多段加工工程中に変形を受ける被加工材は、温度、ひずみ、およびひずみ速度の変化に対応した精度の高いデータが要求される。これは変形抵抗と加えられたひずみの大きさにより鍛造加工時の塑性変形による発熱量が変化し、加工部材内部に大きな温度分布もたらし、結果的にそれが組織形成に大きく影響を及ぼす為である。

実体の鍛造加工に対応したシミュレーションシステムを構築するためには、最大  $100\text{s}^{-1}$  に至る種々のひずみ速度下での、相当ひずみが最大 5 に至る大ひずみ変形時の変形抵抗データを、種々の温度域で得ることが不可欠である。しかしながら、本研究が対象とする中炭素をベースとした鋼の、大ひずみ域の系統的な高温変形抵抗データは、世界的に見ても存在しない。また、それぞれのプロセスで対象とする温度域は、オーステナイト域からフェライト+オーステナイト域、そしてフェライト域までの広範囲にわたり、各条件下での組織形成状態も明らかにし、変形抵抗と組織の関連付けを行なう必要がある。

変形抵抗データベースは、最終的に FEM 解析に使用されるため、等温度・等ひずみ速度下での応力ひずみ曲線の形で定式化、あるいはデータベース化される。本プロジェクト内では、他の実験項目でも圧縮試験で変形抵抗データが一部得られるが、相当ひずみ 2~3 を超える大ひずみ域の変形抵抗データが得られるのは、本ねじり試験に依ってのみである。また、ねじり試験では、その他の試験の場合に避けられない摩擦の影響を排除でき、その他の試験から得られる変形抵抗データとの比較を行なうことによって、より精緻なデータベースが獲得できる。得られる系統的データベースは、鉄鋼材料の組織制御における貴重な基礎的データとして、我が国の重要な知的財産となることが期待される。



図②-2)-7 熱間変形抵抗の測定手法とその特徴

本研究では中炭素鋼の S45C 鋼に対して図②-2)-7 に示す熱間変形抵抗の測定手法(一軸圧縮、ねじり試験)を用いて熱間変形抵抗を測定し、定式化を行った。

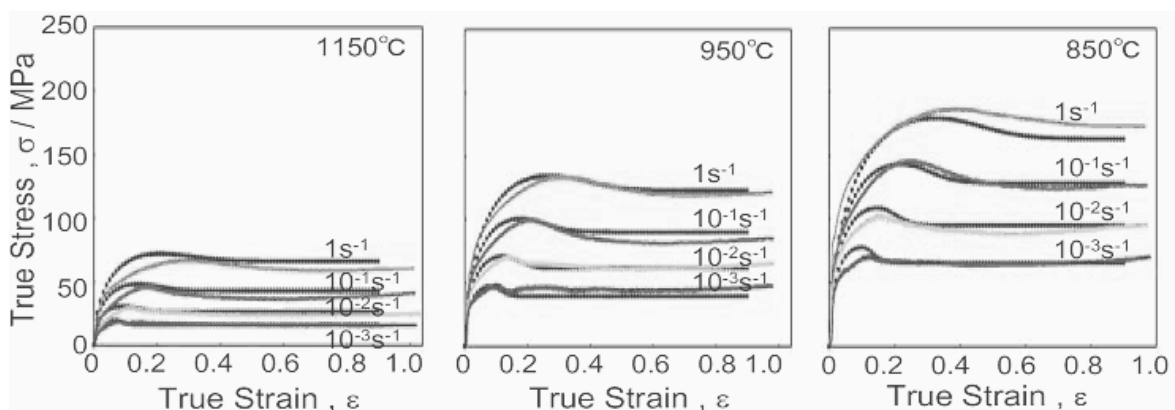
### ②-2)-2-1. 一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗測定

ベースである S45C 鋼に関して一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗測定により得られた結果を図②-2)-8 に示す。加工中の熱間変形抵抗は一旦加工硬化により上昇した後に動的再結晶のため減少を起し、その後一定値となる。そのため図②-2)-9 に示すようにピークひずみの前後で式を分けて考えた。S45C 鋼についての式の係数を以下に示す。本実験により S45C 鋼の中高温域のひずみ 0-1、ひずみ速度  $10^{-3} \sim 1s^{-1}$  の変形抵抗データベース構築と定式化という成果が得られた。

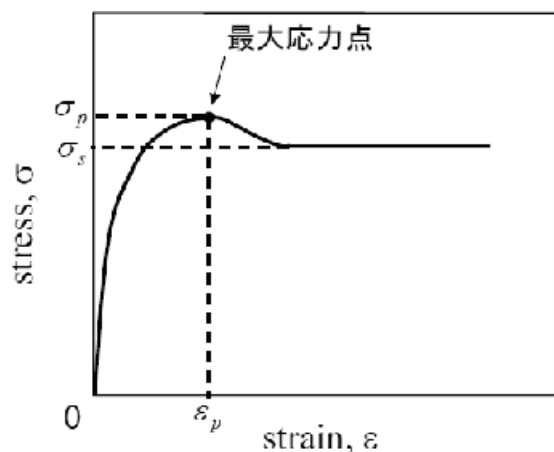
$$\varepsilon \leq \varepsilon_p \text{ のとき } \dot{\varepsilon} = 8.0 \times 10^{11} \times \sinh(\beta\sigma)^{4.8} \times \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \quad \text{式②-2)-1}$$

$$\varepsilon > \varepsilon_p \text{ のとき } \dot{\varepsilon} = 1.0 \times 10^{11} \times \sinh(\beta\sigma)^{4.5} \times \exp\left(-\frac{Q_2}{RT}\right) \quad \text{式②-2)-2}$$

$$\varepsilon_p = 2.6 \times 10^{-14} \times Z^{0.17} \times \left(\frac{1}{T}\right)^{-3.4}, \quad Q_1 = 328(\text{kJ/mol}), \quad Q_2 = 305(\text{kJ/mol}), \quad C1 = 0.5, \quad C2 = 3.4 \times \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{T}\right)^{-0.23} \quad \text{式②-2)-3}$$



図②-2)-8 一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗測定結果



$$\varepsilon \leq \varepsilon_p$$

$$\frac{\sigma}{\sigma_p} = \left[ \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right) \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \right]^{C1} \quad \text{式②-2)-4}$$

$$\varepsilon > \varepsilon_p$$

$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_p - \sigma_s) \exp\left[ C2 \left( \varepsilon - \frac{\varepsilon_p}{2} - \frac{\varepsilon^2}{2\varepsilon_p} \right) \right]$$

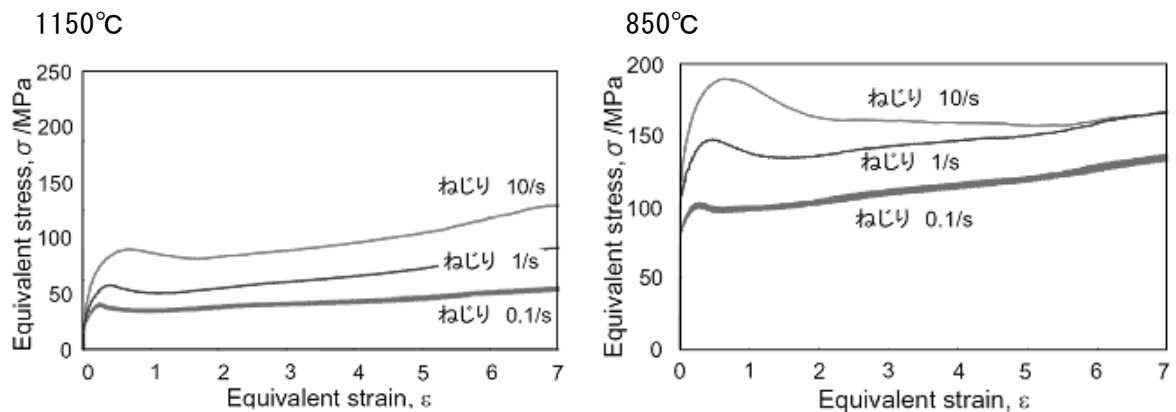
$$\text{式②-2)-5}$$

(黒線のカーブは後に示す定式化結果)

図②-2)-9 一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗の評価方法

### ②-2)-2-2. ねじり試験機を用いた熱間変形抵抗測定

実体の鍛造加工に対応したシミュレーションシステムを構築するためには、最大  $100\text{s}^{-1}$  に至る種々のひずみ速度下での、相当ひずみが最大 5 に至る大ひずみ変形時の変形抵抗データが必要である。そこで平成 19 年度の加速財源で購入したねじり試験機を用いて、大ひずみ、高ひずみ速度領域の変形抵抗データの収集を行った。得られた結果を図②-2)-10 に示す。一軸圧縮試験では得られなかった、大ひずみ、高ひずみ速度領域の変形抵抗が得られつつあったが、研究集約化のため研究が終了した。



図②-2)-10 ねじり試験機を用いた熱間変形抵抗測定結果

### ②-2)-2-3. まとめ

従来変形抵抗の測定は低炭素鋼の圧延分野を中心に研究が進められてきた経緯があるため、本研究のように中炭素鋼で鍛造を対象とした研究例は世界的に例のないものである。熱間ねじり試験の導入により、鍛造過程で発生する加工条件を網羅するための大ひずみ域、高ひずみ速度域に至る変形抵抗についての世界初のデータが得られることが確認できた。

### ②-2)-3. 再結晶・粒成長モジュールの開発

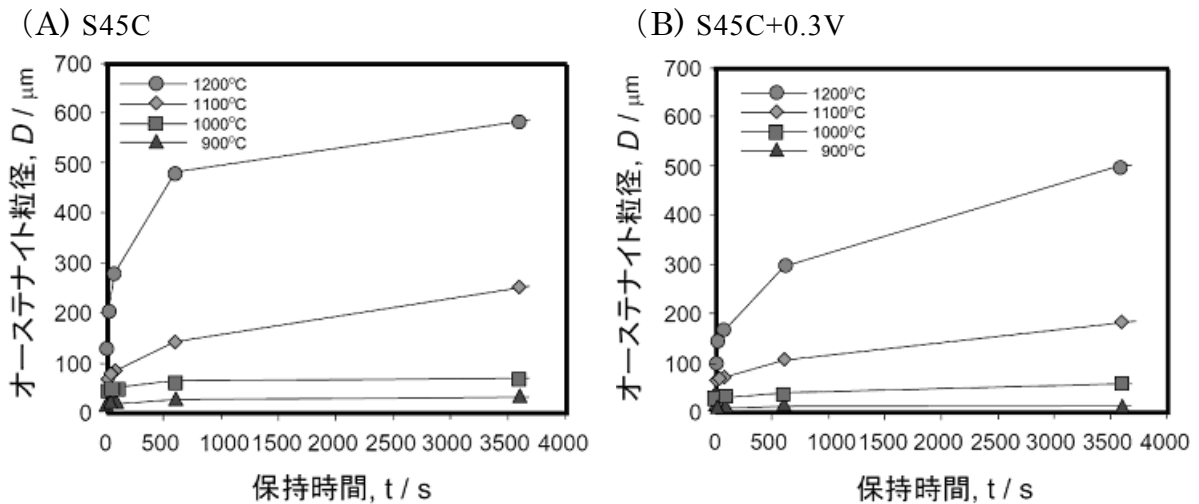
世界初となる中炭素鋼の動的・静的再結晶を考慮可能なモデル構築を目的として研究を行い、S45C 鋼の初期加熱時、熱間加工後の再結晶・粒成長過程のモデル化を行った。その結果、材質予測 FEM 鍛造システムにおけるオーステナイト粒径予測の精度向上に貢献した。

オーステナイト粒の再結晶・粒成長に関し、データベースに基づき組織形成モデルを構築し、モジュール化する。オーステナイト粒の再結晶・粒成長モジュールは、バーチャルラボシステムの中で、鍛造加工中あるいは加工後の  $\gamma$  組織変化の予測を行うモジュールであり、予測されるオーステナイト組織状態は、後の相変態モジュールでの入力値として重要なパラメータとなり、最終的な強度予測の予測精度に対しても大きな影響を与える重要なモジュールとなる。鍛造品においては、部位によって加工および温度の履歴が異なるため、鍛造で想定し得る加工条件、温度履歴に十分に対応可能なモジュールとすると共に、鍛造中には金型への抜熱による急激な温度変化、鍛造方法に依存して加工速度の変化が生じるため、温度や加工速度の変化に対応可能な増分型のモジュールとする。

オーステナイト粒の再結晶・粒成長挙動は、加工中の動的再結晶挙動、加工後の静的再結晶挙動および粒成長挙動と分けて定義する必要がある、それぞれにおいて再結晶率、結晶粒径の定式化およびモジュール化を行う。

#### ②-2)-3-1. 初期加熱後の粒成長

ビレットの初期加熱時の逆変態後に起こるオーステナイト粒成長についてモデル合金である S45C 鋼と S45C+0.3V 鋼について④-2) 助成研究提供の逆変態データベースを



図②-2)-11 逆変態後のオーステナイト粒成長（グラフ中の数字は保持温度）

もとにオーステナイト粒径の成長の定式化を行った。図②-2)-11 に初期加熱時に各温度まで加熱し、その後各時間保持した時のオーステナイト粒径変化を途中水焼入れの実験で測定した結果を示す。その結果を以下の式のように定式化を行い、その結果を逆変態モジュールとしてバーチャルラボシステムに組み込んだ。



$$D_{\gamma} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t^n \quad \text{式②-2)-6}$$

( $D_{\gamma}$ : オーステナイト粒径、 $t$ : 時間 (秒)、 $Q$ : 見かけの活性化エネルギー)

S45C 鋼:  $A=6.11 \times 10^{-1} [\text{m} \cdot \text{s}^{-n}]$ 、 $Q=107 [\text{kJ/mol}]$

S45C+0.3V 鋼:  $A=7.36 \times 10^{-1} [\text{m} \cdot \text{s}^{-n}]$ 、 $Q=116 [\text{kJ/mol}]$

### ②-2)-3-2. 熱間加工後の再結晶・粒成長

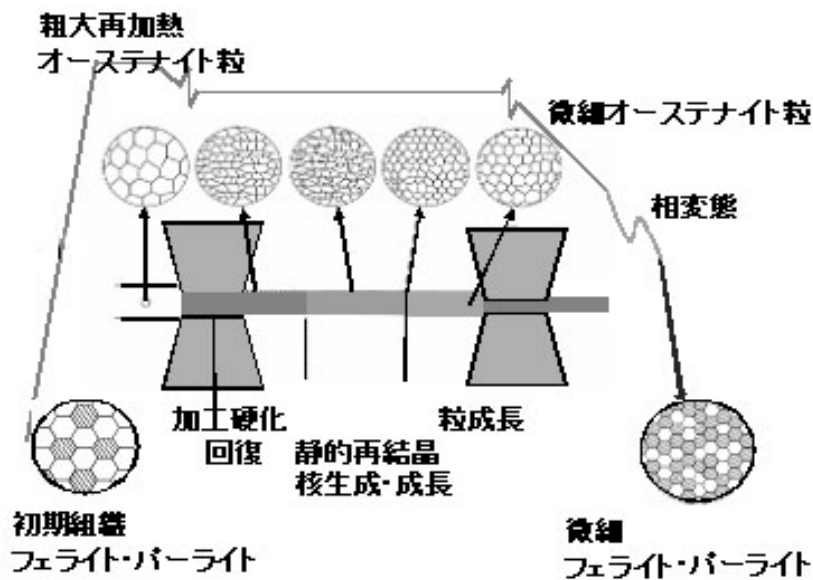
熱間加工後の再結晶・粒成長過程で起こる動的・静的再結晶の概念図を図②-2)-12に示す。中炭素鋼の熱間加工では動的・静的再結晶ともに起こる可能性があるため、加工中の動的再結晶挙動、加工後の静的再結晶挙動および粒成長挙動と分けて定義する必要があり、それぞれにおいて再結晶率、結晶粒径の定式化およびモジュール化を行った。S45C 鋼について④-2) 助成研究の再結晶・粒成長データベースをもとに 50% 再結晶時間に着目して以下のように定式化を行った。

$$X=1-\exp\{-0.693(t/t_{0.5})^k\} \quad k=1-2 \quad \text{式②-2)-7}$$

$$t_{0.5} = 7.2 \times 10^{-11} S_v^{-0.96} \varepsilon^{-2.1} \dot{\varepsilon}^{-0.2} \exp(20400/RT) \quad \text{式②-2)-8}$$

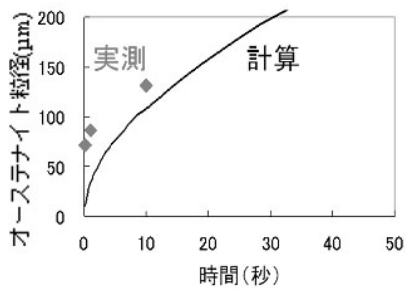
$$S_v = \{1.67(\varepsilon-0.1)+1\} (2000/d) \quad \text{式②-2)-9} \quad d(\mu\text{m}) r^2 - r_0^2 = (\lambda R/4\sigma V D_{gb}) \cdot t \quad \text{式②-2)-10}$$

得られた結果、S45C 鋼 1250°C $\gamma$  化材を 1150°C40%加工について適用した結果が図②-2)-13である。オーステナイト粒径の変化挙動をよく表している。

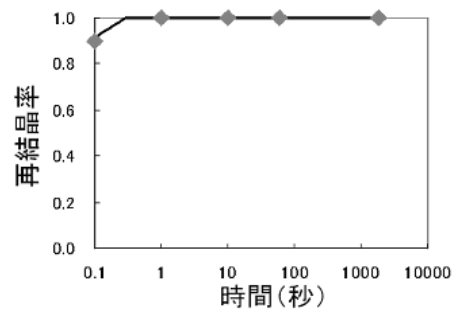


図②-2)-12 再結晶・粒成長過程で起こる動的・静的再結晶の概念図

(A) オーステナイト粒径の時間変化



(B) 再結晶率の時間変化



図②-2)-13 S45C 鋼 1250°Cオーステナイト化材を 1150°C40%加工した後のオーステナイト粒径、再結晶率の時間変化 (◆：実測値、曲線：計算値)

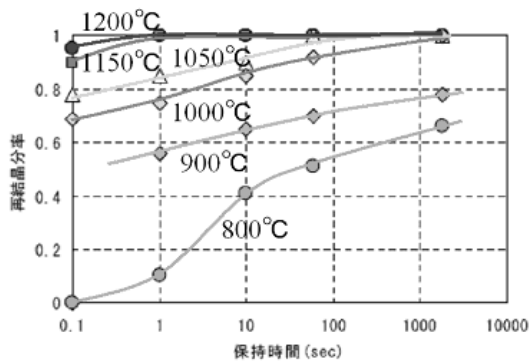
### ②-2)-3-3. まとめ

低炭素鋼の圧延過程を想定した再結晶・粒成長のモデル化は研究例が多いが、中炭素鋼については静的・動的再結晶が幅広い温度域でおこるため今までに研究例がなかった。今回幅広い温度域でデータベース化を行い、中炭素鋼の再結晶・粒成長過程に関して静的・動的再結晶を考慮可能なモデル化を行うことができた。

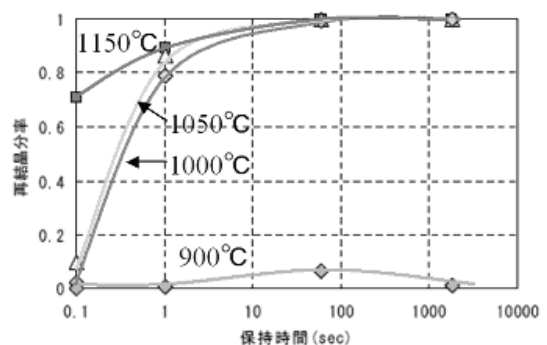
また図②-2)-14で示されているように S45+0.3V 鋼の 1000°C以下の加工では加工中の VC 析出により再結晶が抑制されている。また図②-2)-11 の逆変態後のオーステナイト粒成長についても S45+0.3V 鋼ではオーステナイト粒径が S45C 鋼と比較して小さいことからオーステナイト粒界への V 偏析によるドラッグ効果も再結晶に影響を与えていることが考えられる。S45+0.3V 鋼の再結晶・粒成長モジュールの開発においては V 偏析によるドラッグ効果と加工中の VC 析出によるピン止め効果を導入する必要があると考えられる。

再結晶は初期のオーステナイト粒径に大きく影響を受けることが知られているが、現状までの再結晶データは初期オーステナイト粒径およそ 500μm であるため、今後は初期加熱温度を変えることで V 固溶量と初期オーステナイト粒径を変化させた時のデータを収集し、S45C 鋼の予測精度向上と S45C+0.3V 鋼についてのモデル化を行う予定である。

(A) S45 鋼



(B) S45+0.3V 鋼

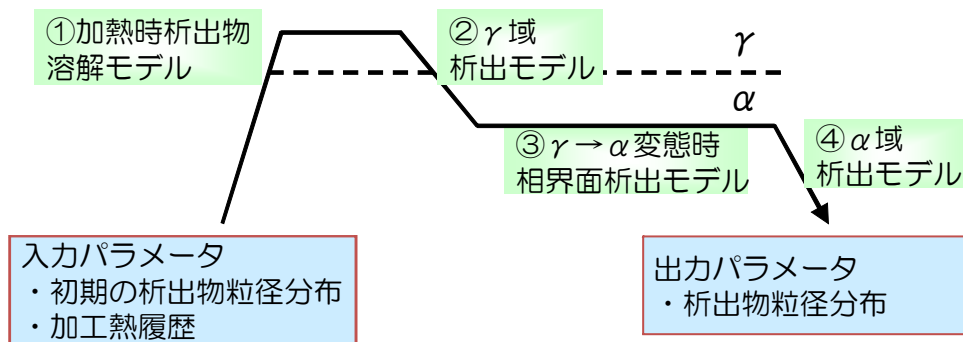


図②-2)-14 各温度で加工後の再結晶率の時間変化

#### ②-2)-4. VC 固溶・析出モジュールの開発

オーステナイト・フェライト中での VC 析出組織を予測できるモデル開発を目的として研究を行い、オーステナイト中析出およびフェライト／パーライト変態時の相界面析出により生成した VC 析出組織の実測による定量化及びそれぞれの析出モデルの構築という成果が得られた。その結果 VC 析出を組み込んだバーチャルラボシステムの構築に貢献した。

VC 固溶析出予測モジュールの全体像を図②-2)-15 に示す。モジュールは(1)析出物溶解モデル、(2)オーステナイト域析出モデル、(3)フェライト・パーライト（オーステナイト→フェライト（パーライト））変態時相界面析出モデル、(4)フェライト域析出モデル、の4モデルから構成される。本研究項目では、モデル化のための(1)加熱時の析出物溶解挙動、(2)オーステナイト域析出挙動および(3)相界面析出挙動の実験的解明およびこれら実験事実に基づく VC 固溶・析出モジュールの構築を行う。なお、(4)のフェライト域析出に関してはオーステナイト→フェライト（パーライト）変態後の保持中の析出組織変化として取り扱う。



図②-2)-15 VC 固溶析出モジュールの全体像

##### ②-2)-4-1. 加熱中の析出物溶解挙動

ここでは加熱時のオーステナイト中の固溶 V 量を見積もる。0.3%V 添加中炭素鋼を 1123~1273K で長時間保持した際の未固溶 V 量の測定値(④-2)参照)は熱力学計算ソフト Thermo-Calc を用いた計算結果と良く一致することが確認された。また、0.3~0.9%V 添加中炭素鋼を 10K/s で 1123~1523K まで加熱し 60s および 600s 保持した際の未固溶 V 量(④-2)参照)も保持時間によってほぼ一定で、やはり Thermo-Calc の計算結果とほぼ一致した。したがって、加熱時の VC 固溶速度は速く短時間で平衡状態に達すると考えられるため、オーステナイト中固溶 V 量は最高加熱温度での Thermo-Calc による計算結果を用いることで予測可能であることが明らかとなった。

#### ②-2)-4-2. VC 析出モデルの概要

オーステナイト中析出とフェライト／パーライト変態での相界面析出現象を物理的な諸現象に基づき記述するため、Dutta らがオーステナイト中での NbC 析出において報告しているモデルを基本とした。このモデルでは、古典的核生成理論を仮定した析出物の核生成および成長を取り扱う初期段階と、駆動力が減少して成長および粗大化のみが起こる後期段階に分けて計算を行う。また、VC の成長速度は報告されている拡散係数の値を用いた V の拡散律速とし、その粗大化速度は LSW 理論より算出した。更に、各種駆動力は ThermoCalc による計算値を取り込み熱力学に基づくモデルとしている。

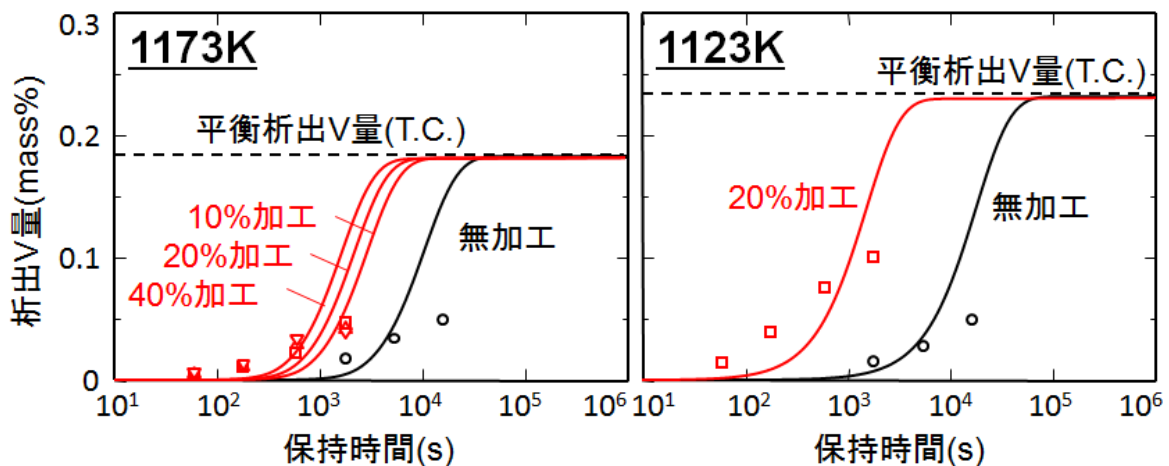
#### ②-2)-4-3. オーステナイト域での VC 析出挙動およびそのモデル化

オーステナイト中での VC 析出挙動を調べるため、V 添加 S45C 材を高温で VC を固溶させた後、種々の温度で保持し析出した VC の量及びサイズを調査した。また、保持前に種々の加工を施し VC 析出に及ぼす加工の影響も調査した。加工を施した試料ではより短時間の保持で VC が生成しており、加工により VC 析出が促進されることが分かった。また、加工によって VC 粒子の密度が増加すると共に VC 粒子サイズは細くなる。

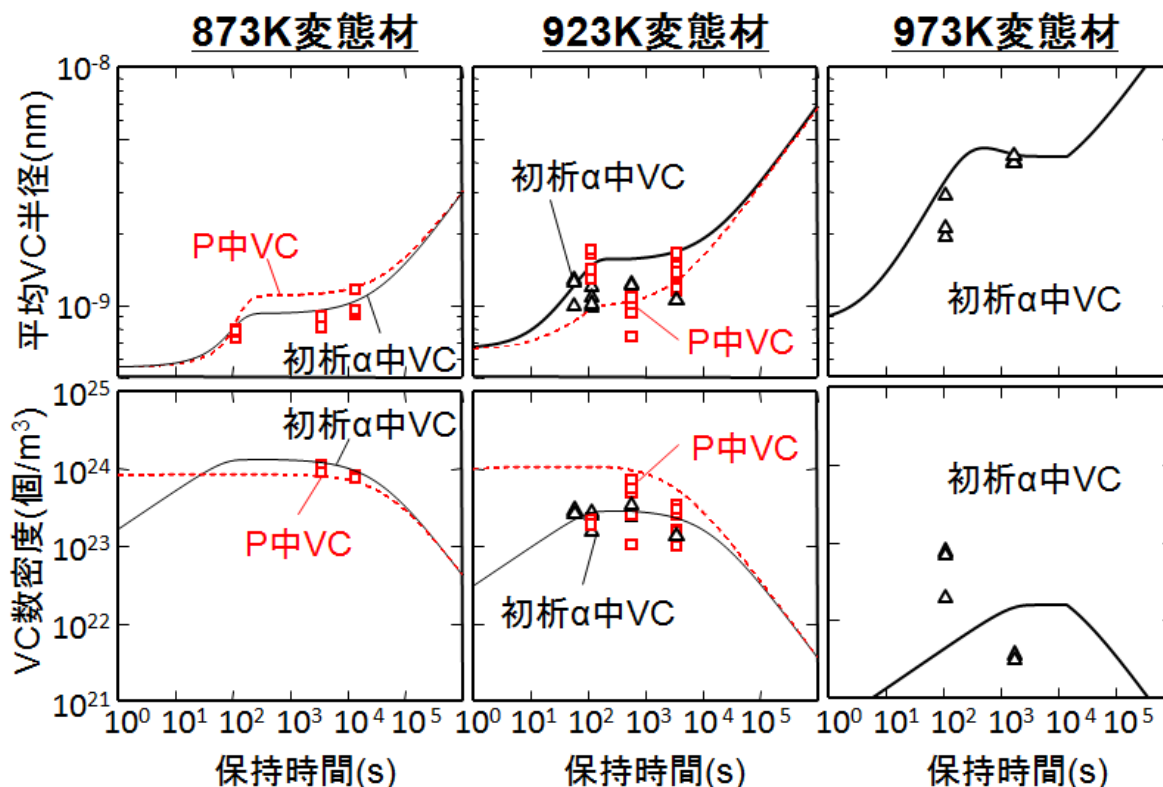
このような挙動を表すために、上述した基本モデルにおいて VC の析出サイトをオーステナイト中の転位とし、更に転位に沿った V 原子のパイプ拡散の影響も考慮してオーステナイト中 VC 析出モデルを構築した。モデル計算の結果および実験により得られた析出 V 量の比較を図②-2)-16 に示す。これを見ると、加工によって VC 析出が促進されること、また低温ほど短時間保持で多量の VC が析出することがモデル計算で再現されている。

#### ②-2)-4-4. フェライト／パーライト変態時相界面析出挙動及びそのモデル化

V 添加 S45C 材を用いてオーステナイトからのフェライト変態およびパーライト変態における VC 相界面析出について調査し、変態温度が低く添加 V 量が多いほど、フェ



図②-2)-16 オーステナイト中で析出した V 量の変化およびモデル計算との比較



図②-2)-17 フェライト／パーライト中の相界面析出 VC のサイズおよび数密度の実験とモデル計算の比較

ライト中・パーライト中 VC 析出の粒子サイズは微細化し、数密度が増加することを定量的に明らかにした（項目②-1)-4-1 参照）。その平均直径は 10nm 以下であり、オーステナイト中で生成したものと比べ著しく小さい。

このような VC 相界面析出をモデル化する為、粒界核生成モデルを修正した  $\alpha/\gamma$  異相界面での核生成モデルを上述した析出モデルに組み込み、相界面析出モデルを構築した。相界面で核生成する VC の数密度は、界面移動速度と  $\alpha/\gamma$  界面の核生成速度との関数として算出した。また、核生成後の成長・粗大化についてはフェライト中のものと同等とした。

図②-2)-17 に相界面析出 VC のサイズおよび数密度に関する実測値とモデル計算の結果の比較を示す。フェライト中およびパーライト中とも変態温度が上昇するほど VC は粗大化し、数密度は減少する。また、長時間保持によって VC が粗大化する過程がモデル計算では明瞭に見られている。以上より、VC 相界面析出組織を定量的に予測するモデルを構築することができた。

#### ②-2)-4-5. まとめ

従来、オーステナイト中およびフェライト中の VC 析出挙動を予測できる析出モデルは存在しなかったが、本項目では、オーステナイト中および相界面での VC 析出を初めて実験的に解明し、核生成・成長・粗大化過程を考慮した物理的な析出モデルを

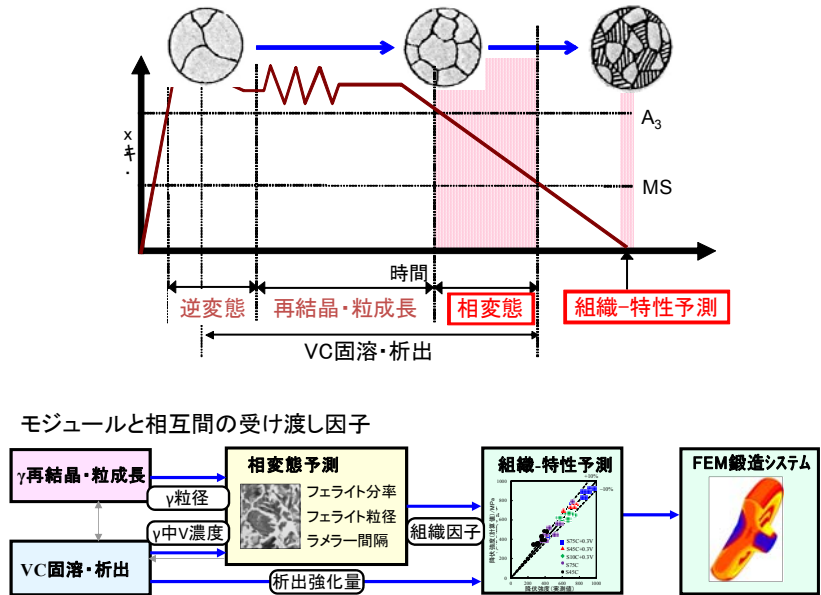
用いることでオーステナイト中およびフェライト中の VC 析出の一貫モデルを構築することに成功した。VC 析出の計算で必要となるオーステナイト中転位密度や、 $\alpha/\gamma$  界面移動速度については、他のモジュールでの計算結果を用いることで鍛造プロセスにおける VC 析出現象を計算している。以上より、VC 析出を組み込んだバーチャルラボシステムの構築に大きく貢献した。

### ②-2)-5. 相変態予測モジュールの開発

VC析出と相変態の相互作用を考慮可能なモデル開発を目的として研究を行い、S45C、S45C+0.3V 鋼の無加工材、加工材の相変態速度と組織因子が予測可能なモジュールを構築した。そのことでFEM鍛造システムを用いた加工熱処理プロセス設計に貢献した。

#### ②-2)-5-1. 変態予測モジュールの概要

変態予測モジュールの概要を模式的に図②-2)-18に示す。変態予測モジュールでは再結晶・粒成長モジュールによって計算した $\gamma$ 粒径とVC固溶・析出モジュールで計算された $\gamma$ 中のVの固容量を使って計算を行う。変態予測モジュールでは冷却中のフェライトおよびパーライト変態を計算し、フェライト分率、フェライト粒径、パーライトのラメラ間隔を計算する。求めた組織因子とVC固溶・析出モジュールで計算されたVCの相界面析出状態（粒径と密度）から降伏強度を予測する。



図②-2)-18 変態予測モジュールの概要

求めた組織因子とVC固溶・析出モジュールで計算されたVCの相界面析出状態（粒径と密度）から降伏強度を予測する。

#### ②-2)-5-2. フェライト・パーライト変態のモデル化

フェライトとパーライト変態モデルを図②-2)-19に示す。フェライト変態ではフェライトの核生成は均一核生成を仮定し、成長はパラボリックレイトコンスタントから計算し、粒径については核生成数とフェライト体積率から算出した。モデル式を式②-2)-11～12に示す。 $X_{ferrite}$ ：体積分率、 $I(T)$ ：フェライト核生成速度、 $\alpha(T)$ ：パラボリックレイトコンスタント、 $t$ ：反応時間、 $D$ ：オーステナイト中の炭素の拡散係数、 $C_\gamma$ ：フェライト/オーステナイト界面のオーステナイト側の炭素濃度、 $C_\alpha$ ：フェライト中の炭素濃度、 $C_0$ ：平均炭素濃度、 $T$ ：変態温度である。

$$X_{ferrite} = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{24} I(T)\alpha(T)^3 t^{5/2}\right) \quad \text{式②-2)-11}$$

$$\alpha(T) = \frac{D^{1/2}(C_\gamma - C_0)}{(C_\gamma - C_\alpha)^{1/2}(C_0 - C_\alpha)^{1/2}} \quad \text{式②-2)-12}$$

### フェライト変態

- ・均一核生成を仮定
- ・成長はパラボリックレイトコンスタントで計算

$$X_{ferrite} = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{24} I(T) \alpha(T)^3 t^{5/2}\right)$$

$$\alpha(T) = \frac{D^{1/2}(C_\gamma - C_0)}{(C_\gamma - C_{ferrite})^{1/2}(C_0 - C_{ferrite})^{1/2}}$$

- ・フェライト粒径は分率と核生成数から計算

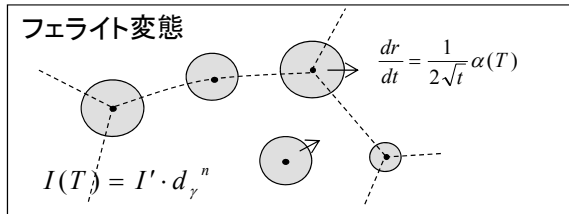
$$N(T) = N(T) + I(T) \cdot \Delta t$$

$$d_{ferrite} = k \sqrt[3]{\frac{6X_{ferrite}}{\pi N(T)}}$$

- ・核生成速度はフェライト変態時間とフェライト分率の実験データをもとに、オーステナイト粒径の関数として定式化

$$\log I(T) = \log\{-\ln(1-X)\} - 3\log(\alpha(T)) - \frac{5}{2}\log(t_{ferrite}) - \log\frac{\pi}{24}$$

$$I(T) = I' \cdot d_\gamma^n$$



### パーライト変態

- ・サイトサチュレーション、成長速度一定を仮定

$$X_{pearlite} = 1 - \exp(-K(T)t)$$

- ・速度定数は実験の50-99%変態時間からオーステナイト粒径の関数として定式化

$$K(T) = \ln 50 / t_{0.50-0.99}$$

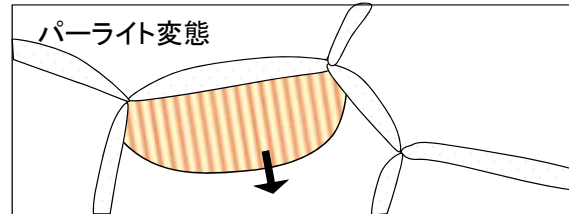
$$K(T) = K' \cdot d_\gamma^n$$

- ・ラメラ間隔は過冷度に反比例と仮定

$$S_0 (\mu m) = k / (T_E - T)$$

- ・パーライト分率はパーライト変態開始時のオーステナイト中の炭素濃度で定式化

$$C_{Pstart} = \frac{C_0 - C_{ferrite} \cdot X_{ferrite}}{1 - X_{ferrite}}$$



図②-2)-19 フェライトとパーライト変態モデル

パーライト変態はサイトサチュレーション、成長速度一定を仮定した。パーライト体積分率は式②-2)-13 で表される。ラメラ間隔は式②-2)-14 に示すように過冷度に反比例すると仮定してモデル化をした。 $X_{pearlite}$ ：体積分率、 $K(T)$ ：変態速度定数、 $S_0$ ：ラメラ間隔、 $k$ ：定数、 $T_E$ ：共析温度、 $T$ ：変態温度である。

$$X_{pearlite} = 1 - \exp(-K(T)t) \quad \text{式②-2)-13}$$

$$S_0 = k / (T_E - T) \quad \text{式②-2)-14}$$

#### ②-2)-5-3. フェライト・パーライト変態予測式の定式化

フェライト成長速度は Thermo-calc を用いた熱力学計算で平衡濃度を計算した。フェライト核生成速度は等温変態実験で得られたフェライト変態時間から算出し、定式化した (式②-2)-15)。加工付与によるオーステナイト粒微細化による核生成促進の影響を式②-2)-16 の形で取り入れた。

$$\log I(T) = \log\{-\ln(1-X)\} - 3\log(\alpha(T)) - \frac{5}{2}\log(t_{ferrite}) - \log\frac{\pi}{24} \quad \text{式②-2)-15}$$

$$I(T) = I'(T) \cdot d_\gamma^n \quad \text{式②-2)-16}$$



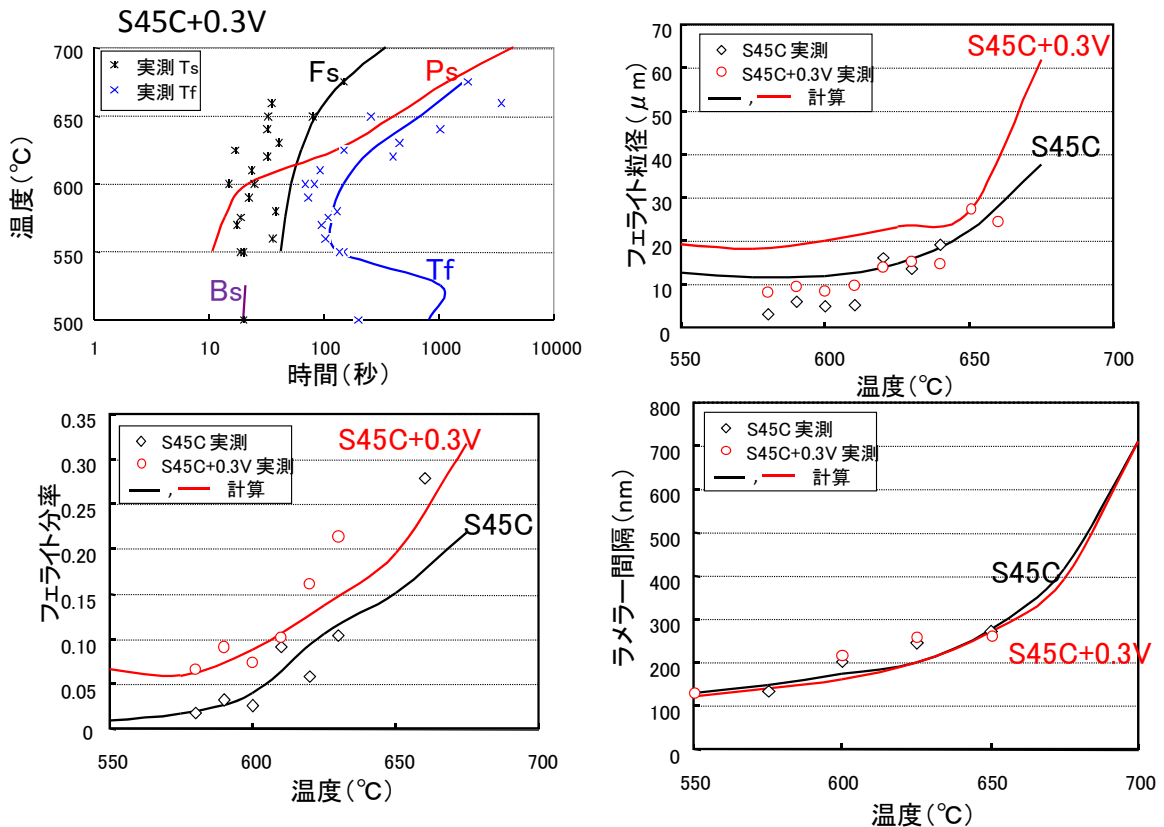
パーライト成長速度は等温変態実験から得られた 50%変態から変態完了までの時間をもとに定式化した (式②-2)-17)。フェライト変態と同様に式②-2)-18 の形でオーステナイト粒径の依存性を取り入れた。パーライト変態開始点は変態開始時における過冷オーステナイト中の炭素濃度の実験値をもとに定式化した。

$$K(T) = \ln 50 / t_{0.50-0.99} \quad \text{式②-2)-17}$$

$$K(T) = K'(T) \cdot d_\gamma^n \quad \text{式②-2)-18}$$

d. 相変態予測モジュールによる計算と実測値との比較

予測精度の確認のために fortran を用いて相変態予測プログラムを作成し、モデル合金である、S45C と S45C+0.3wt%V 鋼について等温変態の計算を行った。相変態予測モジュールによる計算と実測値との比較を図②-2)-20 に示す。実験値によく一致した結果が得られている。フェライト分率やフェライト粒径についても実験値とよい一致を示している。



図②-2)-20 相変態予測モジュールによる計算と実測値との比較

(a) S45C+0.3V 鋼の TTT 図、(b) S45C と S45C +0.3V 鋼のフェライト粒径、(c) S45C と S45C +0.3V 鋼のフェライト分率、(d) S45C と S45C +0.3V 鋼のラメラ間隔

②-2)-5-4. まとめ

フェライト/オーステナイト界面付近のバナジウム、炭素の濃度分布が変態中の VC 析出により変化するため、相変態の進行は VC 析出挙動により影響を大きく受ける。そのため変態中に VC 析出を伴う場合、相変態へ与える影響のモデル化は VC 析出モデ

ルとの密接な連携が必要である。本モジュールは変態中の VC 析出の影響を世界で初めて取り入れたモデルの開発に成功した。フェライトの核生成は介在物などに敏感に影響されるので理論モデルの構築は難しいが、他のフェライト分率（パーライト変態開始）、ラメラ間隔、パーライト成長速度についてはある程度の鋼種の変化に対応可能な、熱力学ベースの予測モデルが構築できた。

### ②-2)-6. 組織－特性予測モジュールの開発

VC 析出形態を考慮可能な 0.2%耐力予測式の構築を目的として研究を行い、中炭素鋼以外にも適用可能で析出形態を考慮した 0.2%耐力予測式が今年度中に構築予定である。材質予測 FEM システムにおける 0.2%耐力分布の予測精度の向上に貢献した。

#### ②-2)-6-1. 組織-特性予測データベース

助成研究で得た種々の C および V 量の鋼の組織と 0.2%耐力のデータベースを使って、低炭素から共析鋼までの幅広い組成の鋼の 0.2%耐力予測式が構築できた。さらにフェライト粒径やパーライトラメラ間隔の変化が 0.2%耐力へ与える影響の予測精度を向上させる目的で、フェライト単相とパーライト単相のデータとして過去のデータも使用した。

#### ②-2)-6-2. V 無添加材の 0.2%耐力予測式の構築

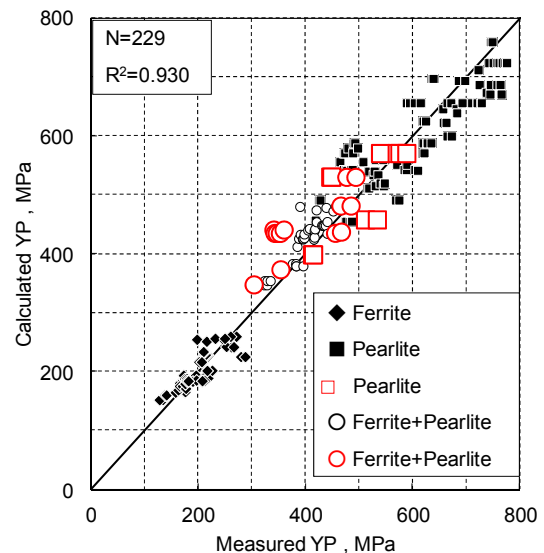
フェライト単相材、S25C、S45C、S75C 鋼についての組織-0.2%耐力データから 0.2%耐力予測式を構築した。基本的には 0.2%耐力はフェライトとパーライトの 0.2%耐力の分率平均で表されると仮定し、フェライトの 0.2%耐力はフェライト粒径のみに、パーライトの 0.2%耐力はパーライトラメラ間隔とセメンタイト率で表されるという仮定で定式化を行っている。0.2%耐力に対する粒径依存性やラメラ間隔依存性は従来の研究を参考にして指数を決定した。以上のことからフェライトとパーライトおよびフェライト+パーライトの降伏強度は式②-1)-2 のように表される。V 無添加鋼の降伏強度の式による予測値と実測値の比較を図②-2)-21 に示す。相関係数は 0.93 であり、精度良く予測できている事が分かる。

#### ②-2)-6-3. V 添加材の 0.2%耐力予測式の構築と予測精度の確認

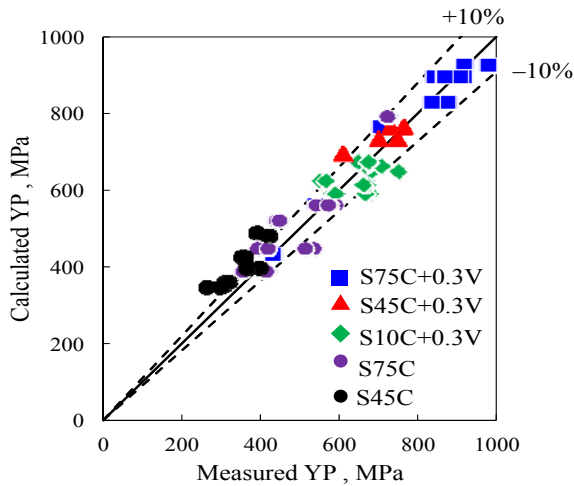
VC の相界面析出によるフェライトとパーライトのそれぞれの降伏強度増加量  $\Delta\sigma$  を式②-1)-5 で示した Ashby-Orowan の式で表した。この式の中の L はすべり面上での粒子間距離で、相界面析出した VC の平均粒子径 RVC と体積率 fVC の関数である。

$$\Delta\sigma = 1.68 \left( \frac{1.2Gb}{2\pi L} \right) \cdot \ln \left( k \frac{x}{2b} \right) \quad \text{式②-1)-5}$$

フェライト中とパーライト中の L と x を代入して、それぞれの相における VC 析出強化量を計算し、それを下記の式に代入することによって、フェライト+パーライト 2 相組織鋼の 0.2%耐力を計算した。



図②-2)-21 V 無添加鋼の降伏強度予測



表②-2)-2 降伏強度予測式の適用範囲

降伏強度	100-1100MPa
フェライト分率	0-100%
C濃度	0.02-0.79wt%
V濃度	0-0.5wt%
フェライト粒径	4-250 μm
ラメラ間隔	0.1-0.3 μm

図②-2)-22 VC析出強化鋼の降伏強度予測

$$Y_{P_{F+P}} = (Y_{P_F} + \Delta\sigma_F) \cdot X_F^{1/3} + (Y_{P_P} + \Delta\sigma_P) \cdot (1 - X_F^{1/3}) \quad \text{式②-2)-19}$$

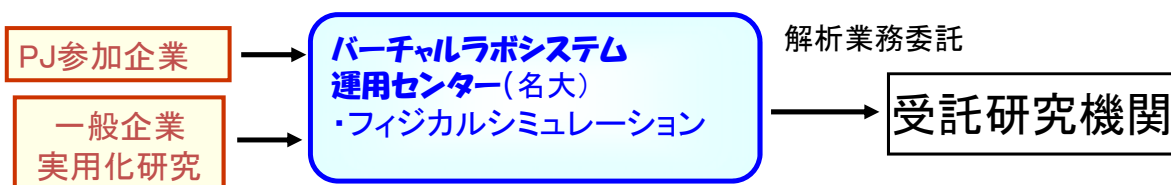
V無添加鋼とV添加鋼の0.2%耐力の予測値と実測値を比較すると図②-1)-15のようになる。低炭素～共析鋼の幅広い組成で±10%の精度で予測が出来ていることが分かる。なお、この式の適用範囲は表②-2)-2に示す通りである。

#### ②-2)-6-4. まとめ

V無添加/V添加の低炭素鋼、中炭素鋼、共析鋼について多くの組織-0.2%耐力データが得られたので、幅広い鋼種に適用可能な0.2%耐力予測式の構築が世界で初めて可能となった。

#### ②-2)-6-5. 本プロジェクト終了後のバーチャルラボの維持管理体制

本プロジェクト終了後のバーチャルラボの維持管理体制についてサブグループ内で討議し、図②-2)-23のような体制で行う事とした。名古屋大学に設置予定のバーチャルラボシステム運用センターにて、プロジェクト参加企業および一般企業からのシミュレーションの依頼を受け付ける。実際の解析業務は受託研究機関が実施する。ただし、成果の活用に関しては表に示す覚え書きを交わした。つまり、プロジェクト終了後5年間は基本的な計算の流れのみ公開可とし、新たに設定したパラメータ値や検証用の実験データは非公開とした。



図②-2)-23 本プロジェクト終了後のバーチャルラボの維持管理体制

表②-2)-3 成果活用＝バーチャルラボシステムの公開/非公開の考え方

	公開/非公開	備考
1) プログラムのソースコード	非公開	非公開の期限：プロジェクト終了後5年
2) 計算アルゴリズム	基本的な計算の流れのみ公開可 それ以外は非公開	
3) 個々の予測モジュール	予測モデル式（関数）とそれを構成するパラメータの種類（歪、温度、粒径など）は公開可	
4) パラメータの具体的な数値	平成21年度末までに決定し、VL Ver. 1. 0に反映されたパラメータ値は公開可 以降に修正、または、新たに設定したパラメータ値は非公開	
5) 検証用の実験データ	非公開	

②-2)-7. 参考文献

②-2)-1 久能木真人：科学研究所報告、30-2(1954)、63-92

## 2. 4. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

(1) 研究成果の水準 (成果は、世界初あるいは世界最高水準か。)

相界面析出による非調質鋼の強化で、降伏強度が 1000MPa を越えたのは世界初。強化のメカニズムを明らかにし、降伏強度 1000MPa を達成する合金とプロセスの設計を可能とした。

(2) 研究成果の展開可能性 (成果は、市場の拡大や創造、新たな技術領域の開拓に繋がるのが期待できるか。)

<傾斜機能付与技術>

委託研究では VC 相界面析出強化のメカニズムを解明し、析出強化量と VC の大きさ、体積率の関係を示した。V の添加が相変態に与える影響を解明し、析出強化が最大となる温度域で変態させるための、 $\gamma$  粒径、冷却速度を提示した。これら委託研究の成果を基に、助成研究では具体的な熱処理プロセスを考案し、所定の傾斜機能を持った鍛造部品のプロトタイプの作製に成功した。傾斜機能付与技術は今後多くの自動車鍛造部品に適用されると考えられる。

<バーチャルラボ>

委託研究では析出や相変態、組織と強度などの各モジュールを熱力学と動力学理論をベースに構築した。助成研究で得られたデータベースを使って、パラメータを決定し、各モジュールを材質予測 FEM 鍛造システムに組み込み、鍛造部品の刻々の温度、析出状況、相変態、強度の空間分布を表示できる計算機プログラムを開発した。委託研究で構築したプログラムを助成研究ではプロセス開発に応用し、析出強化を最大にする熱処理パターンを開発した。今後、傾斜機能を持った鍛造部品の合金設計、プロセス設計に活用されると考えられる。

(3) 成果の汎用性 (成果は汎用性があるか。)

コンロッドやハブなど多くの自動車用鍛造部品に適用可能である。

(4) 成果の優位性 (他の競合技術と比較して優位性があるか。)

相界面析出による強化のメカニズムが解明され、高強度化への合金とプロセス設計が可能となり、それらが材質予測 FEM 鍛造システムとしてプログラム化された。ヨーロッパの MatCalc 等と比較して相界面析出を精度高く取り扱っている点で優れている。

(5) 研究成果の波及効果

本研究で得られた相界面析出強化に関する成果は鍛造部品のみならず、薄板や厚板など多くの鉄鋼材料に応用が可能である。

本プロジェクトでは 3 名が産学官連携研究員として参加した。それぞれ大学の研究員や助教として現在活躍しており、本プロジェクトが鉄鋼材料の人材育成にも貢献した。

## 2. 4. 6 研究成果の普及、広報活動など（知的財産、論文発表、外部表彰など）

### 2.4.6.1 論文発表、口頭発表 他

表 2.4.6.1 研究成果の普及一覧

	H19	H20	H21	H22	H23	合計
口頭発表	3	13	7	16	6	45
投稿論文	0	3	1	0	2	6
新聞発表	0	1	3	1	0	5
外部表彰	0	0	0	0	0	0
特許出願	0	0	0	0	0	0

### 2.4.6.2 成果の発信

#### 2.4.6.2.1 シンポジウム

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」全体のシンポジウムが2回開催され、その中で制御鍛造の発表を行った。

- ・第1回シンポジウム(2009年4月@東京)
  - ・第2回シンポジウム(2012年1月@東京)
- またアーヘン工科大学での討議(2011年9月@ドイツ)

#### 2.4.5.2.2 国際会議での発表

2011年9月にドイツアーヘン市で開催された塑性加工国際会議(ICTP2011)で本プロジェクトの成果発表を行った。

#### 2.4.6.4.3 Aachen 工科大学での調査

Aachen 工科大学にある11の部門の一つに鉄鋼材料のメタラジを取り扱っている研究部門がある。この研究部門のヘッドは Prof.Bleck で、「Department of Ferrous Metallurgy」という名称で、鉄鋼材料のメタラジのほか、鋳造、エネルギー・環境、原材料の4つの研究を実施している。

Aachen 工科大学訪問の目的は、析出予測技術に関する調査である。Prof.Bleck のグループのメンバーと2時間に渡って活発な討論をした。アーヘン工科大学では、「MatCalc」を用いて Nb や Al・Ti の炭化物や窒化物の析出・固溶・成長を連続的に解析し、組織の成長をコントロールするピンニング効果がどのように変化するかの研究している。今後、フェーズフィールド解析ができ



写真 2.4.6.1 ICTP2011 の会場



写真 2.4.6.2 アーヘン工科大学での討議状況

る「MICRESS」にも連動させて組織の成長挙動のシミュレーションを実施するそうである。

また、引張強度 1000MPa 以上の新しいフェライト/パーライト型の非調質鋼の開発状況や強度だけでなく靱性強化を狙ったベイナイト鋼の制御冷却の研究紹介も受けた。ベイナイト鋼を 400℃・10 分の保持を冷却途中で儲けることで、引張強度 1300MPa、衝撃値も 40J/cm<sup>2</sup>程度が得られている状況である。

今回の訪問で欧州では NEDO プロジェクトで実施した制御鍛造に近い研究や開発が精力的に進められている。NEDO プロジェクトは本年度が 5 年計画の最終年である。今までの成果をまとめ上げ、実用化に向けた更なる研究開発を進めていく必要がある事を実感した。



## 2. 5 内部起点疲労破壊 S G (委託)

### 2. 5. 1 研究開発の背景

鋼材を高強度化したとき、および、制御鍛造により傾斜機能を付与した時に課題となる内部起点疲労損傷の疲労き裂発生・伝播メカニズムを解明し、き裂の進展あるいは停留を決める限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化することが、高疲労強度化、高寿命化に必要である。さらに、内部起点疲労のメカニズム解明には、従来難しかった疲労損傷や初期き裂観察技術の高度化が不可欠である。

本研究開発では、内部起点型疲労損傷の中で、最も重要かつ現象やメカニズムが不明確である転動疲労を主対象とする。図②-3)-1 に示すように、寿命予測モデルの量産材への適用により部材の信頼性と耐荷重性能の向上を得て、部品の小型化・軽量化につなげることを目指すにあたり、必要となる転動疲労メカニズムの明確化とそのため基礎的解析技術に関する研究開発を実施する(図②-3)-2)。すなわち、素過程である局所損傷・き裂発生、き裂伝播・停留を実験的に検出・解析する共通基盤技術開発と追跡調査を行い、これらの現象を予測するシミュレーション技術の構築、剥離メカニズムの明確化を経て、新しい寿命予測式や介在物制御指針を考案するために、図②-3)-3 に示す密接な産学官連携のもと研究内容の流れを設定した。すなわち、試料の共通化、連携した解析および多面的・最新解析技術の導入、モデル研究から実証開発への展開である。

## CO<sub>2</sub>排出削減、国内特殊鋼メーカーの世界競争力強化

技術開発動向、国際競争力状況、エネルギー需給動向、市場動向、政策動向に適合

### 1. 対象

- 軸受鋼等を用いる機械構造用部材
- \* 2007年国内生産統計値(日本鉄鋼連盟): 軸受鋼947千ton/年, 機械構造用合金鋼3,999千ton/年

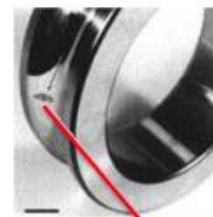


### 2. アプローチ

- 軸受等の部品小型化 = 高負荷応力化

### 3. 開発要求事項

- 使用条件の保証 → 寿命予測式
- 鋼材・製造方法の改良 → 介在物・組織制御指針



### 最も重要な特性

転がり疲れによる「はく離」寿命が長い

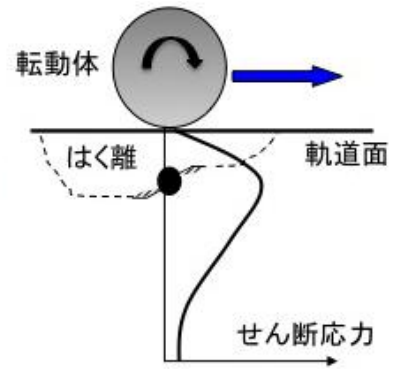
非金属介在物起点型 vs 白色組織変化型

図②-3)-1 研究開発の背景

転動疲労 = 複雑なき裂形成挙動と複合的応力場

- ① 強圧縮(塑性変形量大) = 低サイクル疲労?
- ② 介在物周りの応力集中と応力場の重畳  
→ き裂開口応力場(モードI)
- ③ 局所損傷を経た初期き裂生成  
→ 局所変形組織 + 自由界面
- ④ 圧縮場のせん断モードによるき裂伝播と停留  
→ 破面解析・動的観察が困難

理解困難

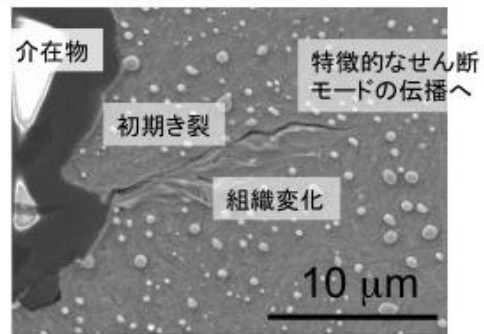


**現象の可視化とメカニズム解明**

- 非破壊観察, 3次元高精度観察, 応力シミュレーション, き裂発生・成長挙動
- 異なる研究分野の連携(従来にない) → **世界初・最高水準の解析技術**

**内部疲労き裂発生の一貫的理解**

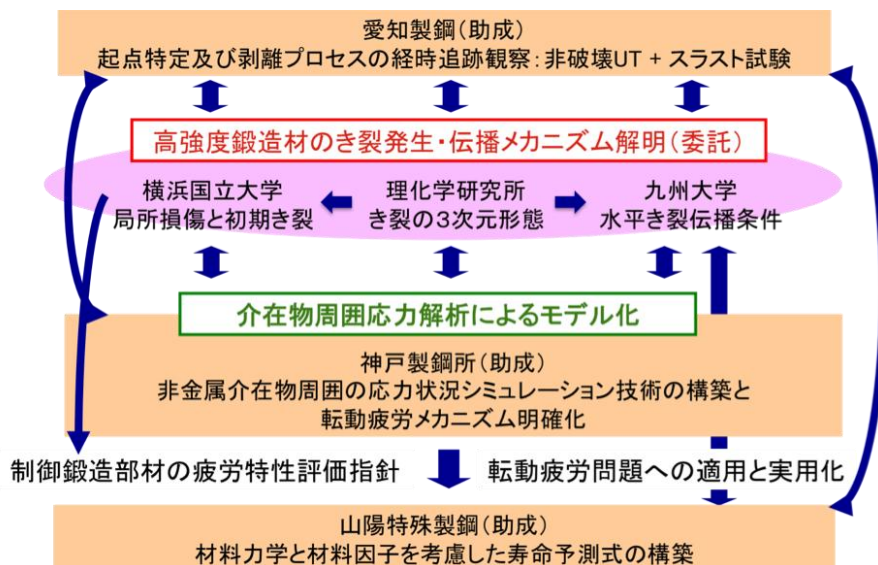
- ① 不均一変形にともなう内部応力場の形成
- ② 応力場を開放する変形集中や微小き裂形成
- ③ 限界サイズに成長した微小き裂の主き裂選択
- ④ き裂伝播 = 応力拡大



図②-3)-2 現状の問題点

**2. 5. 2 研究開発項目と実施体制**

転動疲労<sup>②-3)-1), ②-3)-2)</sup>や制御鍛造部においては、損傷領域に変形勾配を生じ、局所的な疲労損傷が破壊原因を与える。Grabulov ら<sup>②-3)-3)</sup>は軸受鋼の転動疲労き裂周りの組織観察を行い、WEA (white etching area, butterfly wing)<sup>②-3)-4)</sup>中に生じる微細粒の形成<sup>②-3)-5)</sup>と初期き裂形成の関係について議論している。Fujimatsu ら<sup>②-3)-6)</sup>は空洞周囲に母相の耐力に匹敵する高い引張応力の存在を指摘しており、軸受鋼中の剥離した介在物近傍よ



図②-3)-3 内部起点疲労破壊サブグループ

り生じる転動疲労初期き裂は、き裂片側に組織変化（WEA の形成）をともなったモードⅠ（開口型）であることが示唆された。これら初期き裂は低サイクル数で生じ、その多くが停留する。また、パーライト鋼では、転動面直下の高せん断応力場には{111}変形集合組織や組織微細化が生じる<sup>②-3)-7)</sup>。つまり、転動疲労き裂の形成は、介在物等の欠陥とともに塑性変形に関係している。しかしながら、軸受鋼に代表されるマルテンサイト鋼の転動疲労機構は不明な点が多く、より精緻な寿命予測による高強度化・長寿命化を図るに当たり、転動疲労破壊現象の理解が不可欠である。

本研究では、中間目標を「初期き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立」、最終目標を「限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化」におき、以下の3つの基礎技術を確立して、初期き裂の3次元形態と介在物などの応力集中による重畳効果や介在物種の影響との関係を明らかにし、さらには、き裂伝播挙動に及ぼす介在物や応力の影響を抽出して限界き裂長さに及ぼす影響を明らかにした。

- ・電子線後方散乱局所的疲労損傷分布評価技術の活用による高強度鋼の疲労損傷評価技術
- ・鉄鋼材料中の初期き裂・非金属介在物の3次元観察技術と介在物組成分析技術
- ・高強度鋼の疲労き裂周辺の磁気特性を3次元的に測定し、進展・停留挙動を評価する技術

上記項目を達成するために、図②-3)-3に示す研究体制で研究を実施した。

## 2. 5. 3 研究開発目標と達成状況

表②-3)-1 開発目標と達成状況

最終目標	研究開発成果	達成度
限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化	<p>マルテンサイト鋼において、電子線後方散乱回折法による疲労損傷評価基礎技術、介在物の高速・自動切削法による3次元構造観察技術、磁場顕微鏡による疲労き裂先端の検出技術を開発し、疲労初期き裂の3次元観察技術の基礎を確立。</p> <p>開発手法を用い、高強度鋼材に生じる内部起点疲労損傷の疲労き裂発生・伝播メカニズムについて統一的な理解を導き、転動疲労き裂の進展あるいは停留を決める限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響の明確化を達成。</p> <p>①【世界初】変形勾配の可視化と組織変化の検出に成功し、転動疲労き裂形成が変形勾配領域にあることを実証。2次的な開口応力場（モードⅠ）が初期き裂成長に関与すること、介在物がモードⅠき裂形成の要因であること、モードⅠき裂からモードⅡき裂への遷移と成長、さらにはき裂の停留について検証。</p> <p>②【世界初】超音波楕円振動切削装置と顕微鏡システムを搭載した全自動の逐次断面観察システムを構築し、鉄系材料内部の介在物・き裂の3次元形状をサブミクロン精度で自動観察する手法を実現。【世界初】き裂・介在物の3次元形状を画像処理により定量化するプログラムを開発し、データベース用プラットフォームを完成。</p> <p>③【世界初】3次元磁場顕微鏡による高精度なき裂先端観察システムを開発し、き裂周辺磁場の可視化および磁場変化の観察に成功。【世界初】応力拡大係数と磁場の相関性を発見。</p>	◎

表②-3)-1に最終目標と達成状況についてまとめる。世界初の技術や研究成果を得て、最終目標の達成と、高強度鋼材に生じる内部起点疲労損傷の疲労き裂発生・伝播メカ

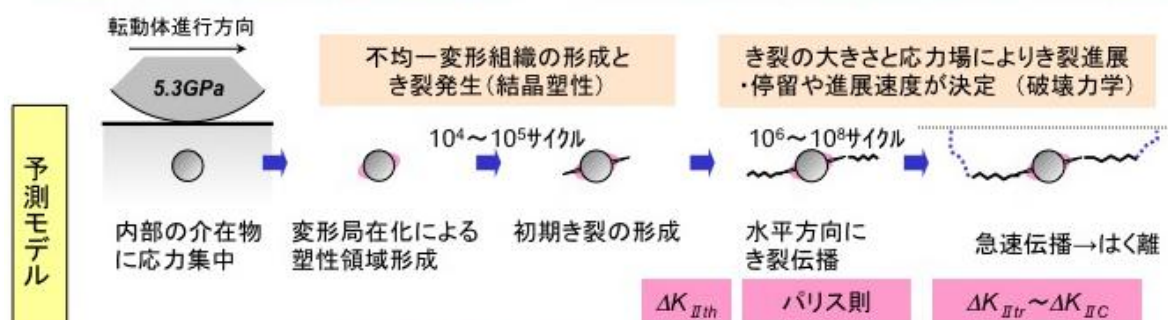
ニズムと統一する理解を導いた。これらの研究成果は、助成研究④-3における転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御に利用された。

## 2. 5. 4 研究成果

### ②-3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

図②-3)-4は、従来研究および内部起点疲労破壊サブグループメンバーのあらゆる知見をあわせて作成した転動疲労予測モデルである。内部介在物への応力集中、変形局在領域形成、初期き裂の形成、き裂伝播、はく離の各素過程にわけ、助成研究と委託研究の各課題を位置づけた。本研究では、鉄鋼材料での疲労初期き裂の3次元観察基礎技術の確立のために、先に掲げた3つの基礎技術の確立を行った。すなわち、a. 電子線後方散乱回折法の活用による疲労損傷評価技術、b. 疲労初期き裂の3次元観察技術、c. 疲労き裂周辺の3次元磁気測定によるき裂進展評価技術、である。その理由は、第一に、転動疲労寿命を支配するき裂伝播評価では、き裂進展・停留の判断ができる動的解析技術を確立して実験モデリングを要する。疲労き裂の評価には、進展挙動を実験的に把握することに加え、応力集中部の状態を力学的に考慮することが必要である。一般的には、応力拡大係数を用いるが、き裂の進展駆動力と有効なき裂長さの情報無しには問題を取扱えない。そのため、き裂が進展・停留における応力集中部の力学状態を判断する新しい評価技術が求められる。第二に、線形力学に基づいてき裂伝播寿命を評価するにあたり、限界き裂長さを与える必要がある。そのためには、初期き裂周りの力学条件や組織学的要件が必要であるとともに、結晶塑性学に基づく初期き裂形成の理解を要する。したがって、初期き裂および非金属介在物の3次元形状の観察と疲労損傷状況の解析が必要である。

**転動疲労における各過程の高度評価技術を確立 → メカニズム解明のための情報取得、寿命予測式の基盤構築**



#### <中間目標と最終目標>

- 初期き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立
- き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

#### <特徴>

- 局所的疲労損傷分布評価技術
- 高強度鋼の初期き裂形態3次元観察および介在物組成評価技術
- 高強度鋼の初期き裂進展状況評価技術

- 材料力学と材料因子の両方を考慮した転動疲労破壊モデル
- 3次元非金属介在物データベースによる統計的評価
- 影響因子(非金属介在物と応力)の明確化

図②-3)-4 予測モデルと検討項目

### ②-3)-1 電子線後方散乱回折法の活用による疲労損傷評価

人工欠陥を導入した低炭素マルテンサイト鋼 (SCM420H) および軸受鋼 (SUJ2) をモデル材に用いて、転動疲労による損傷とき裂形成の電子線後方散乱回折 (EBSD) 法に基づく局所的疲労損傷分布評価技術を確立し、界面で生じる変形勾配 (局所的疲労損傷) の可視化と初期き裂周りの組織変化を見いだすことに成功し、初期き裂形成にモード I 応力が影響することを指摘した。さらに、基地の損傷が大であり、かつ自由表面の存在 (界面はく離) の重要性を見だし、き裂成長にともなうモード I からモード II 支配への遷移の検証を踏まえた疲労き裂発生・伝播メカニズムを提示し、高強度鋼材に生じる内部起点疲労損傷メカニズムを整理する理解を導いた。

#### 【方法】

##### a. 供試材および試験片

供試材は SCM420H (850°-30min 油焼入れ、450°C-30min 焼戻し、360HV) および SUJ2 である。φ52-2.5mm 厚の円盤状試験片は、転動面が圧延方向に垂直であり、軌道は φ38 である。軌道直下には、あらかじめ超音波探傷により検出した介在物を位置させた。さらに、SCM420H では、軌道上の 4 箇所にも φ50 または φ100μm の人工欠陥を導入し、焼なまし (450°C-60min) を施した。これら試験片にスラスト試験機を用い、100kg/3 ボール、 $3.0 \times 10^4$  回、 $3.25 \times 10^6$  回などの条件で転動疲労を与えた。スラスト試験実施後、軌道下、軌道下の介在物、はく離部、人工欠陥部において、軌道面に垂直かつ転動方向に平行な断面を研磨により準備し、組織観察、結晶方位解析、硬さ測定、残留応力測定を実施した。

なお、人工欠陥部、介在物およびはく離部に対して回転研磨機を用いたシリアルセクションング法により連続的な断面組織を得た。切削量はビッカース圧痕によって測定した。

##### b. 結晶方位解析

SEM に取り付けられた結晶方位測定装置 (TSL OIM<sup>TM</sup>) を用い、EBSD 法による疲労損傷の検出を試みた。0.1μm 以下の間隔でビームを走査し、結晶方位データを取得した。菊池バンドの強度を反映した画像の輝度値 IQ (image quality)、結晶方位回転を統計的に評価する各種パラメータにより評価した。すなわち、結晶粒内における平均的な方位分散 GOS (grain orientation spread)、結晶粒における隣接測定点間の方位差の平均値 GAM (grain average misorientation)、任意の測定点における隣接測定点との方位差の平均値 KAM (kernel average misorientation) を用いた。KAM マップはピクセル単位の局所方位差を示し、GN 転位密度分布を反映すると考えられる。

##### c. 硬さ測定

$3.25 \times 10^6$  回転動疲労材と  $3.0 \times 10^4$  回転動疲労材の軌道方向に垂直な断面を試料とした。マイクロビッカースを用い、荷重 25kgf の条件で、表面から 500μm 深さまで硬さ測定を行った。

#### d. 残留応力測定

試料は、 $3.25 \times 10^6$  回転動疲労材の軌道上、同材の非軌道上、 $3.0 \times 10^4$  回転動疲労材の軌道上である。電解研磨により表面より約  $20 \mu\text{m}$  ステップ（ $0 \sim 200 \mu\text{m}$  深さ）および約  $50 \mu\text{m}$  ステップ（ $200 \sim 500 \mu\text{m}$  深さ）で微小部 X 線残留応力測定を行った。面内測定方向は軌道方向に垂直（半径）方向と平行（円周）方向である。

#### e. き裂伝播モデリング

有限要素法（FEM）解析プログラム ABAQUS を用い、転動疲労過程における垂直応力とせん断応力について解析した。き裂は、モード I とモード II からなる多軸モードで取り扱い、き裂表面の粗さ、き裂面の接触、き裂面の摩擦を考慮した。き裂表面の形状は sin 波（波長  $\lambda$ ）近似し、その振幅  $Ra$  として、き裂進展のステップ毎に各モードの有効応力拡大係数  $K_{II,eff}$  および  $K_{I,eff}$  を求めた。

$$Dx_i, Dy_i = f(Ra, l) \quad \text{②-3)-1}$$

$$y = R \sin \left( \frac{2\rho}{\lambda} x \right) \quad \text{②-3)-2}$$

ここで、パラメータ  $Ra=0.05 \sim 3 \mu\text{m}$ 、および  $\lambda=4 \sim 15 \mu\text{m}$  を仮定した。そして、Paris 則に基づき、応力拡大係数から安定き裂成長をモデル化した。

$$Da_i = \sum_q^m \left( \frac{da}{dN} \right)_i N_i$$
$$\left( \frac{da}{dN} \right)_i = CDK_{eff,i}^n \quad \text{②-3)-3}$$

併せて、実験による解析を行った。すなわち、モード I およびモード II でのき裂進展評価と、ねじり試験を用いた複合応力モード下でのき裂進展評価である。

### 【結果】

#### a. 変形勾配の検出

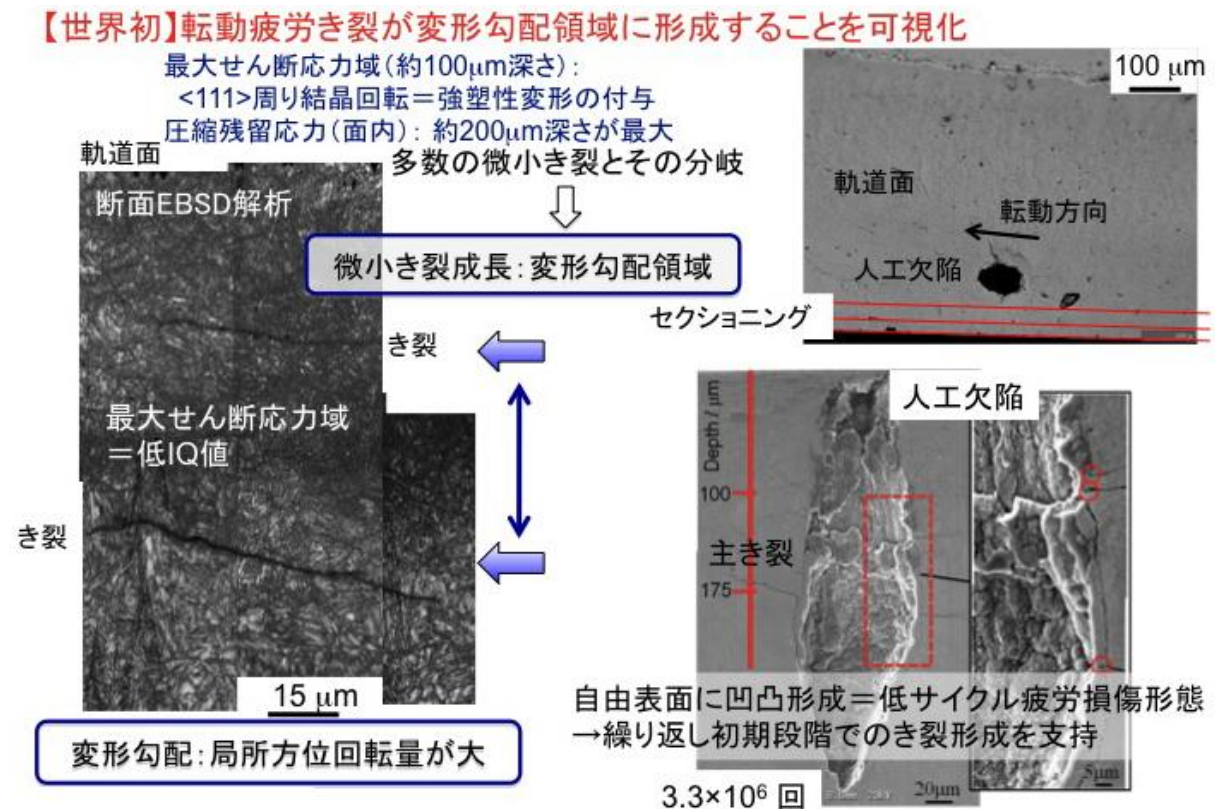
図②-3) -5 に示す IQ マップは、相対的に菊池線強度、すなわち弾性変形の影響を反映している（白黒の濃淡に対応）。負荷応力が大である転走表面近傍、および転動表面に沿った 2 本の内部き裂間（最大せん断応力域に相当）では IQ 値および CI 値（結晶方位決定確度）が低い。つまり、塑性変形の導入（損傷量）が大である。

この領域は CI 値が 0.1 以下である場合が多く、KAM、GOS、GAM による解析ではエラーデータとして削除する。GOS および GAM の場合、低 CI 値の領域で評価は困難であるが、GOS は基本的に結晶粒サイズに依存し、粒径大の方が値は大きい。また、表面に近いほど値が大きい傾向にあるが、下段のき裂を境に転動表面側では値が大きく、内部側では小さい。つまり、粒径大の方が値は大きい傾向にあるが、変形勾配領域において GOS 値大な部分が多いこの結果は KAM についても同様である。KAM は

粒界近傍において大であり、塑性変形にともなう局所的な結晶回転を示唆している。き裂近傍において顕著であり、き裂の形成と応力勾配の関係が注目される。

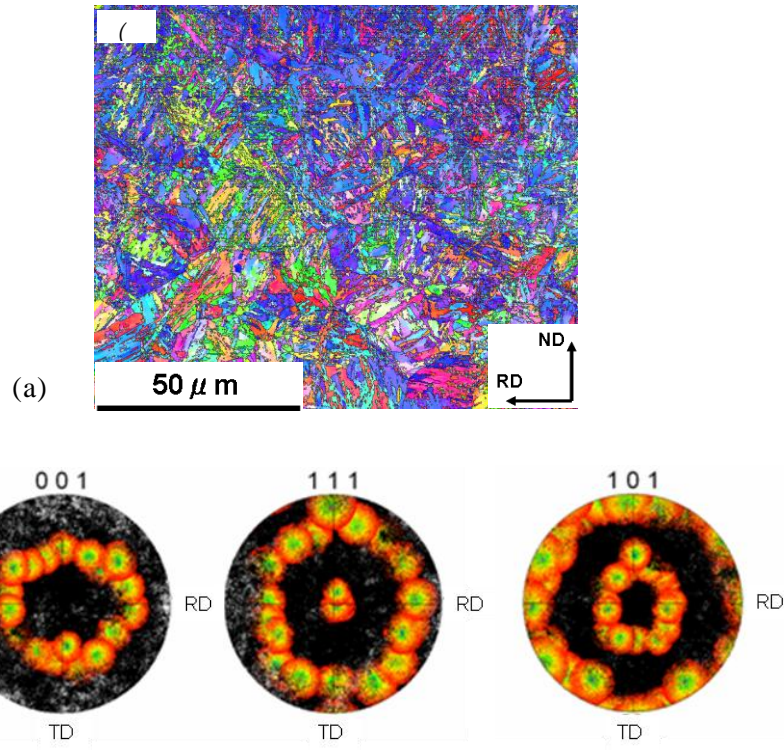
上述の硬さ大な領域は、ほぼ低 IQ（最大せん断応力）域に相当する。一方、最大圧縮残留応力域は、き裂形成領域よりも深い位置に存在する。

以上より、き裂は最大せん断応力域でなく、変形勾配が大な領域に形成していると考えられる。その結果、2 次的な開口応力場（モード I）がせん断応力場（モード II）とともに初期き裂成長に関与していると推測される。



図②-3)-5 変形勾配とき裂形成

一方、最大せん断応力域ではマルテンサイト組織構造が維持されているが、 $\langle 111 \rangle$  軸周りに結晶回転が生じており、変形集合組織形成過程にあると考えられる。これは、レール鋼などの転動疲労でも見られる現象<sup>(2)-(3)-(7))</sup>に類似であり、強塑性変形の付与を裏付ける。図②-3)-6 は、低 IQ である最大せん断応力域の IPF マップを示している。マルテンサイト組織構造が維持されているが、 $\langle 111 \rangle$  軸周りに結晶回転が生じており、変形集合組織形成過程にあると考えられる。これは、レール鋼などの転動疲労でも見られる現象に類似であり、強塑性変形の付与を裏付ける。このような結晶回転は最大せん断応力域である試料深さで顕著であり、き裂形成深さおよびより試験片内部では認められない。



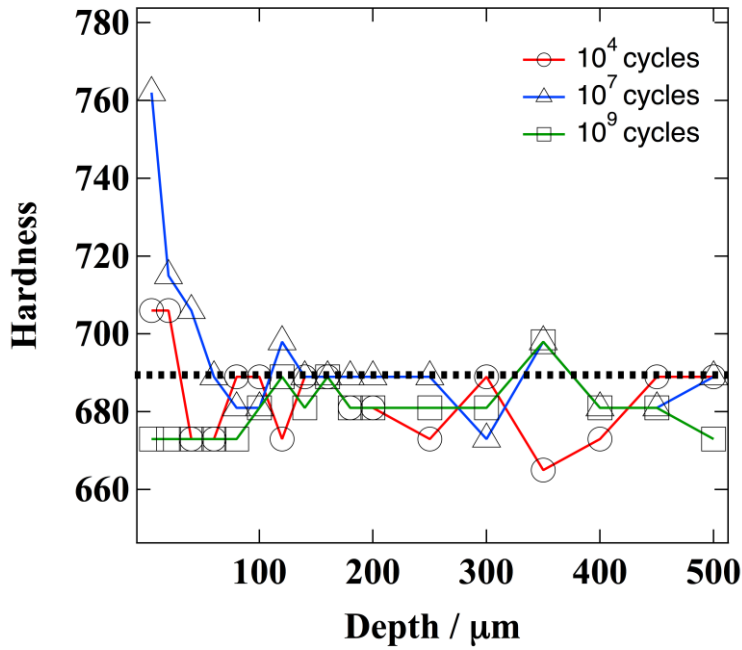
図②-3)-6  $3.25 \times 10^6$  回転動疲労材における最大せん断応力域の IPF マップ(a) と  $\langle 111 \rangle // ND$  近傍にある結晶粒の分布(b)

そこで、マクロスケールでの解析を他の手法により行った。すなわち、硬さと残留応力の評価を行った。 $3.25 \times 10^6$  回転動疲労材において、軌道表面から  $40 \sim 200 \mu\text{m}$  深さの範囲で硬さの増大が認められた。 $60 \sim 120 \mu\text{m}$  深さでは約  $440\text{HV}$  である。しかし、 $3.0 \times 10^4$  回転動疲労材では軌道表面下での硬さの増大は認められなかった。

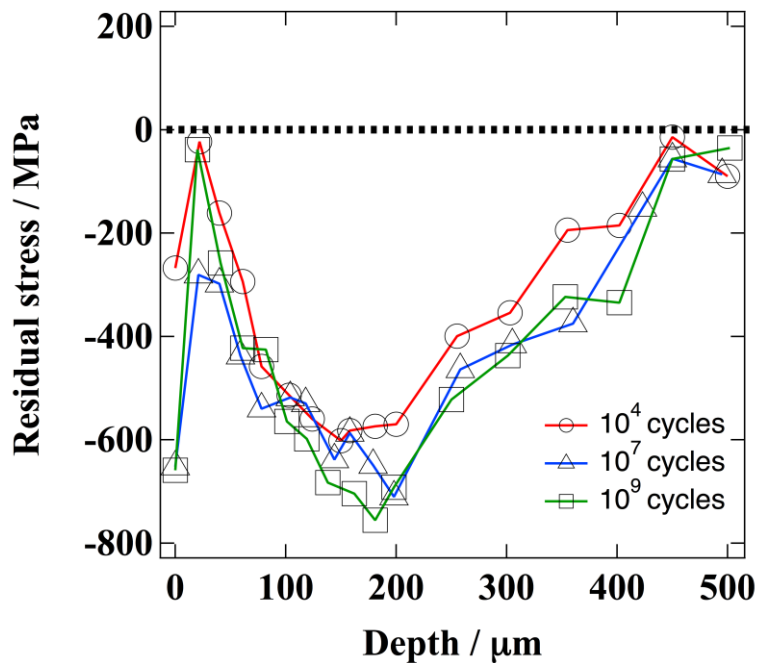
残留応力分布については、 $3.25 \times 10^6$  回転動疲労材および  $3.0 \times 10^4$  回転動疲労材ともに、軌道面直下に圧縮残留応力が導入されていた。 $3.25 \times 10^6$  回転動疲労材では、両方向ともに  $0 \sim 400 \mu\text{m}$  深さの範囲に圧縮残留応力が生じており、約  $150 \sim 200 \mu\text{m}$  深さに極小値（約  $-500\text{MPa}$ ）を有した。一方、 $3.0 \times 10^4$  回転動疲労材でも両方向ともに  $0 \sim 500 \mu\text{m}$  深さの範囲に圧縮残留応力が生じており、約  $300 \mu\text{m}$  深さに極小値（約  $-400\text{MPa}$ ）を有した。

硬さ分布（図②-3）-7）および残留応力分布（図②-3）-8）ともに、SCM420H で得られた結果と同様の傾向を示す。硬さは、表層近傍でのみ増大が認められるが、試験片が高硬さであることが理由と考えられる。一方、残留応力は、き裂形成領域における残留圧縮応力の集中が明瞭に生じている。





図②-3-7 SUJ2 転動疲労材における硬さ測定結果



図②-3-8 SUJ2 転動疲労材における残留応力測定結果

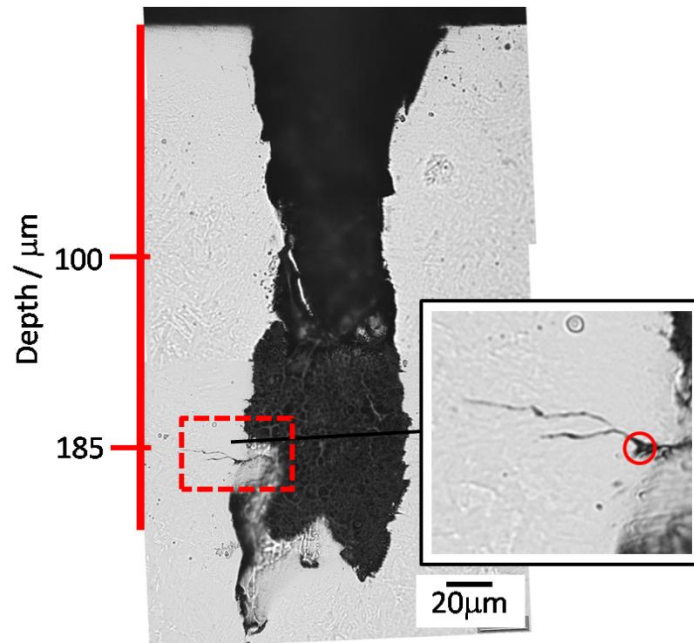
b. 人工欠陥部の変形とき裂発生

図②-3-5 中に示すように、き裂が形成した領域では転動疲労にともなう塑性変形が顕著で自由表面に凹凸形成が形成している。すなわち、塑性変形振幅が大であり、低サイクル疲労損傷形態に類似している。また、図②-3-9 に示すように、 $3.0 \times 10^4$  回転動疲労材における人工欠陥周りには  $100\mu\text{m}$  長さ以下の初期き裂が認められる。この初期

き裂は  $3.25 \times 10^6$  回材における主き裂と同様な深さに位置し、変形勾配領域に存在する。

以上は、繰り返し初期段階でのき裂形成と、変形勾配によるモード I 応力場の作用が局所変形に関わるとの考えを支持するものである。 $10^3$  回までに飽和変形組織が形成され、局所変形による自由表面への凹凸形成からき裂形成が生じると推定される。

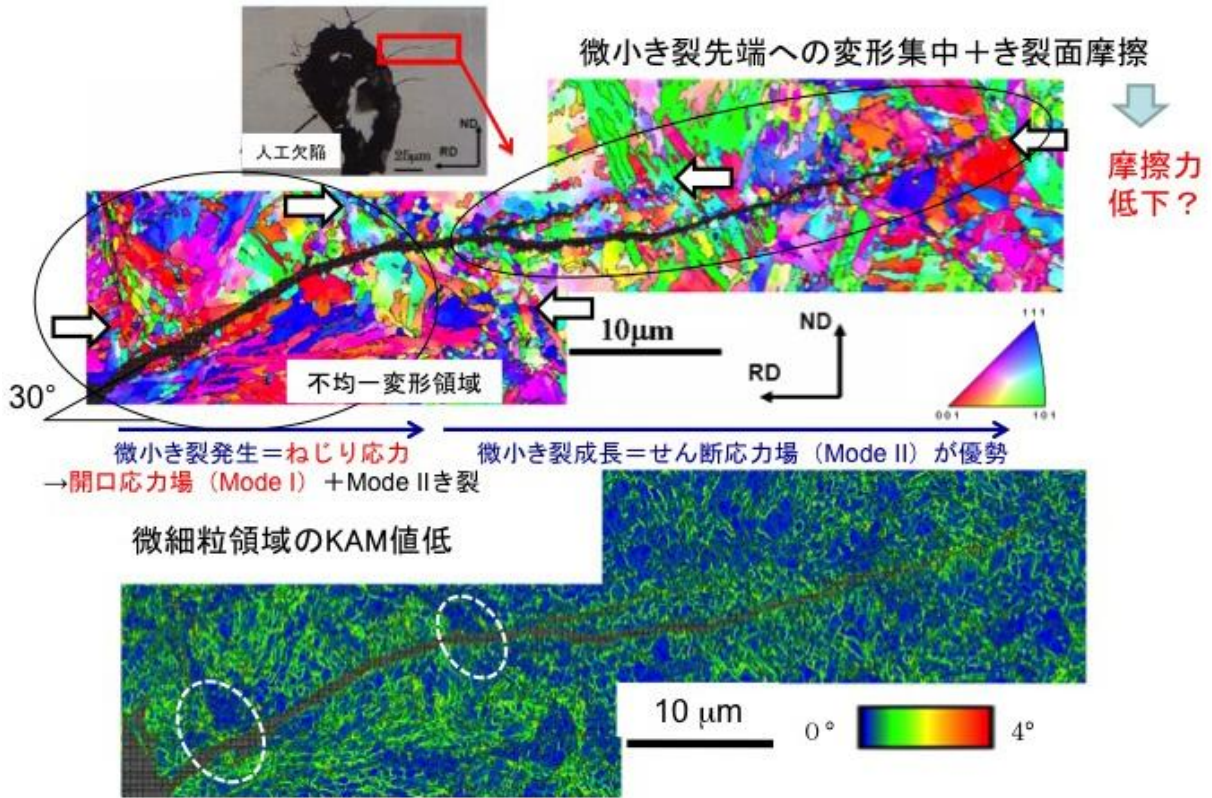
SCM420H 転動疲労材における人工欠陥の断面シリアルセクション観察の結果、き裂は  $150 \sim 200 \mu\text{m}$  深さに多く存在し、人工欠陥を包み込むように形成された。これは、報告されている介在物周りのき裂形成の状況と類似している。



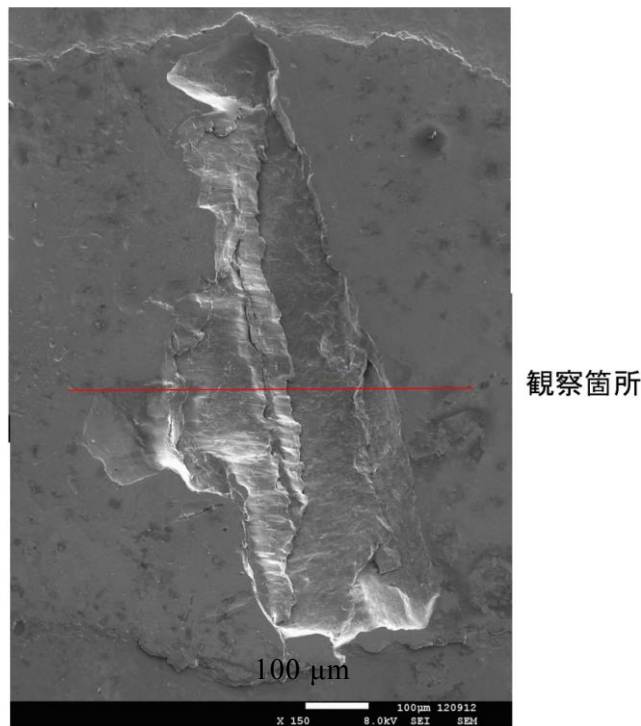
図②-3)-9  $3.0 \times 10^4$  回転動疲労材 (SCM420H) における人工欠陥周りの初期き裂

### c. 初期き裂の周りの組織変化

図②-3)-10 に示す初期き裂周り (矢印部) には、強変形にともなう連続再結晶によって形成したと推定される微細粒組織が認められる。数  $\mu\text{m}$  径の等軸粒であり、前マルテンサイト組織との関係は認められず、ランダム方位に分布している。同領域の KAM 解析結果は、初期き裂における不均一変形および塑性変形大な領域の存在、微小き裂成長段階でのき裂先端への変形集中を裏付ける。一方、水平き裂に移行後のき裂周りの組織変化には、き裂面摩擦の影響も大きいと考えられる。図②-3)-11 にはく離部表面を示す。転動疲労破面には縞模様が認められるものの、き裂進展の痕跡は失われている。したがって、き裂伝播面には、摩擦によって表層に強変形が加わり組織変化を誘起するとともに、繰り返し数とともに摩擦係数の変化を生じると考えられる。



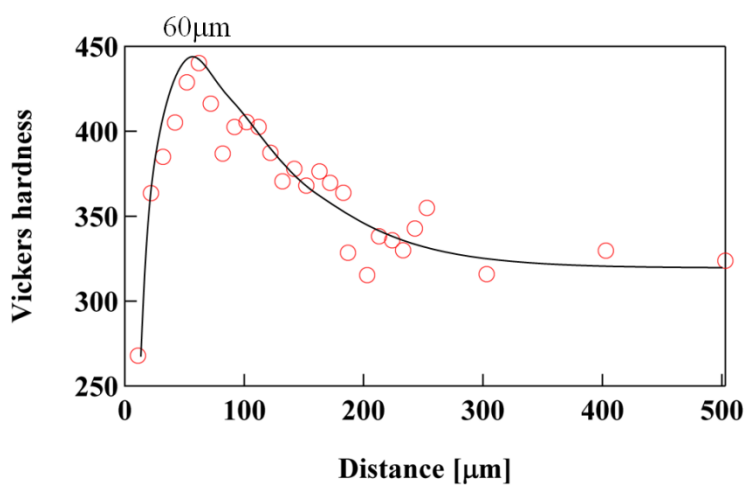
図②-3)-10 3.25 $\times 10^6$ 回転動疲労材における人工欠陥周りの微小き裂成長と組織変化



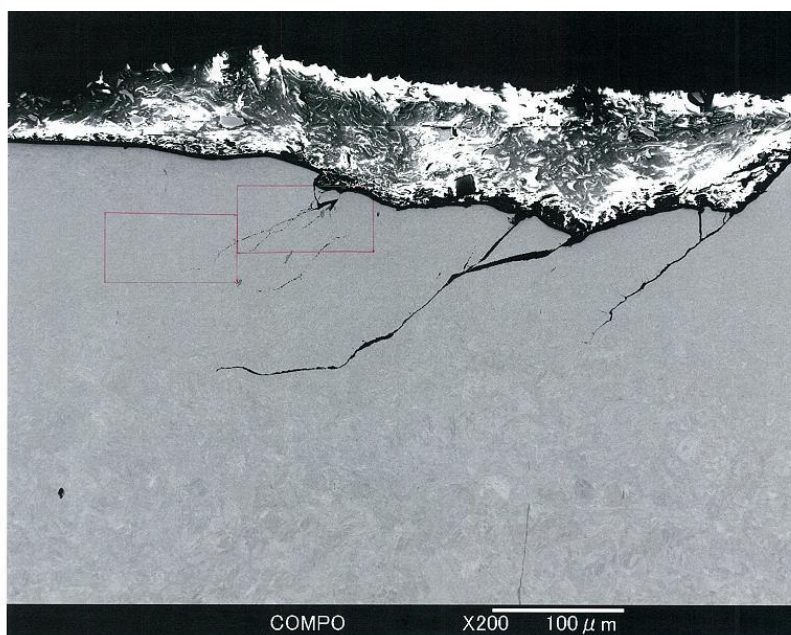
図②-3)-11 はく離部表面の観察結果

#### d. はく離部断面

き裂発生箇所には大きな局所的塑性変形の導入が示唆された。SCM420H 転動疲労材における介在物はく離部の断面シリアルセクションング（はく離深さ：45 $\mu\text{m}$ 、はく離幅：約 400 $\mu\text{m}$ ）の結果、最大硬さを示す箇所の近傍ではく離は生じていた（図②-3）-12）。つまり、局所変形により加工硬化が生じた領域にあると考えられる。そこで、スラスト試験を  $3.4 \times 10^6$  回実施した人工欠陥材において検出された介在物起点ではく離した箇所（図②-3）-11）において、図②-3）-13 に示す断面で介在物とき裂が存在することを確認後、EBSD 解析に供した。剥離部の 3 箇所に斜め約 45°に傾いたき裂が観察される。ただし、これらのき裂がいつ発生したかは不明である。左側のき裂部には介在物が観察されているので、その箇所を EBSD 解析対象に選んだ。



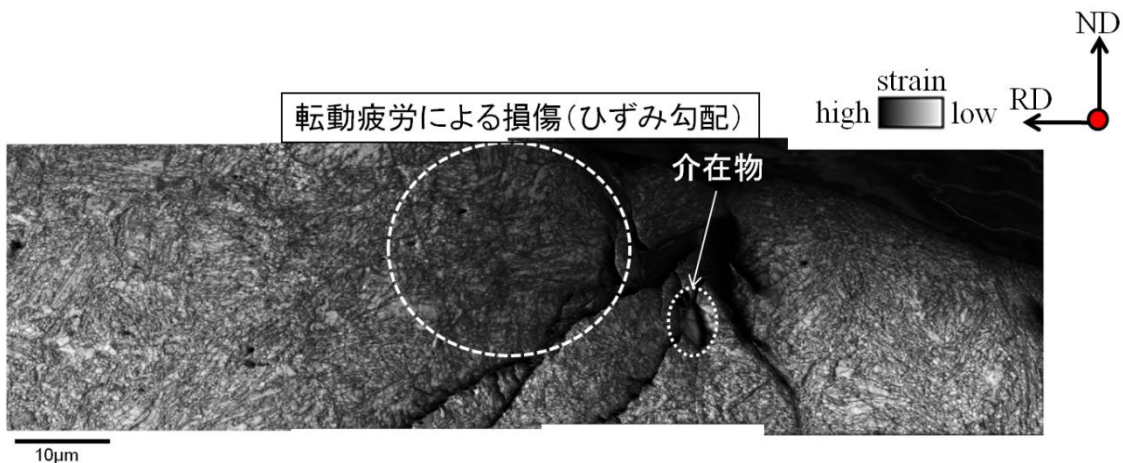
図②-3)-12 SCM420H 転動疲労材における硬さと転動面からの深さ距離の関係



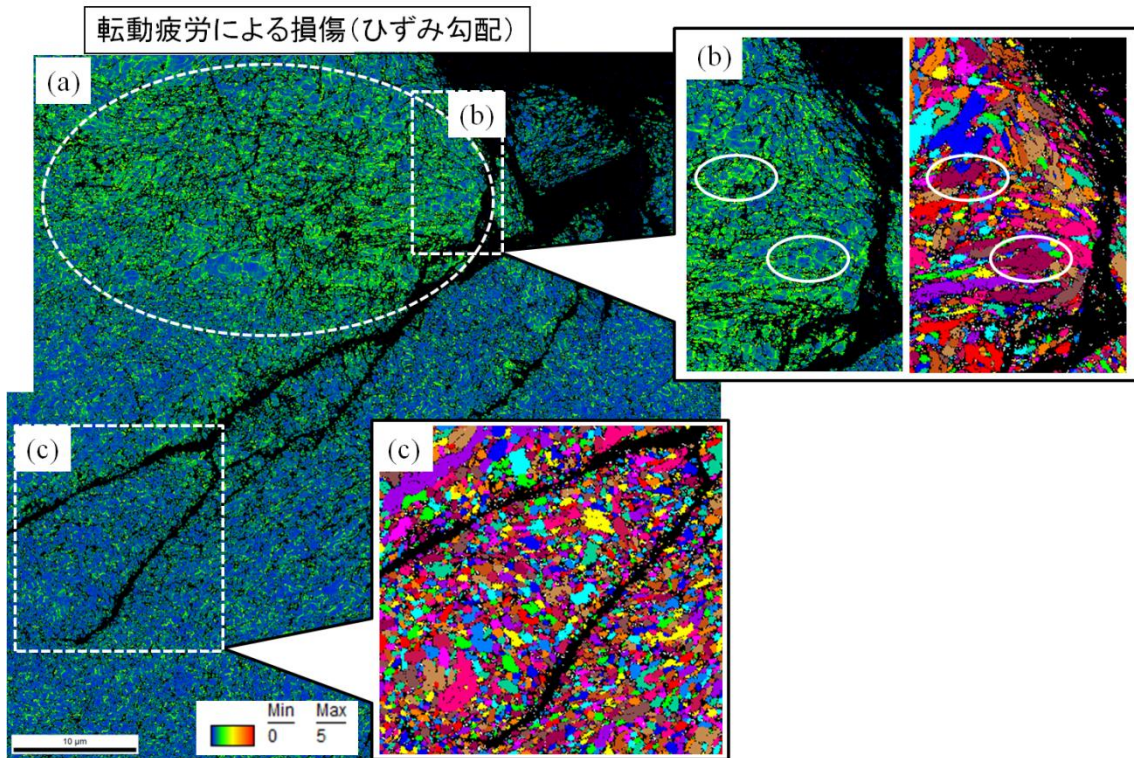
図②-3)-13 剥離部断面解析領域の観察

図②-3)-14 は、介在物剥離部断面のき裂近傍の IQ マップを示す。RD 方向が転動方向である。IQ マップとは、菊池パターンの発生領域の結晶性の良し悪しに対する指標である。つまり、菊池線の強度を示しており、すなわち弾性変形の影響を反映している。したがって、高 IQ 値であれば、変形が低く、低 IQ 値であれば、変形が高いことを意味する。この値は、研磨状態で大きく変化してしまうため、一概に視野の比較には適応できないが、同一試料内の視野であれば比較可能である。き裂周りは、研磨によるだれによりビームと観察面に微妙な傾斜ができてしまうため、変形の有無にかかわらず、低 IQ 値となってしまう。しかしながら、き裂近傍以外にも白丸で囲んだ部分などでは低 IQ 値となっている。これは、転動試験による疲労損傷（変形勾配）であると示唆される。また、き裂のブランチング箇所にて介在物の存在が確認でき、介在物からき裂形成が見られる。図②-3)-14 に対応する IPF マップをみると、マルテンサイト組織構造が維持されているものの、図②-3)-6 と同じく  $\langle 111 \rangle$  軸周りに結晶回転が生じていた。また、き裂のブランチング箇所にて介在物の存在が確認でき、介在物のサイズに関係なく、き裂形成が見られる。したがって、き裂形成は、介在物サイズより特定の深さ距離に応力集中サイトである介在物が存在する事が重要であることを示唆している。

図②-3)-15 は、図②-3)-14 の KAM マップと Grain マップを示す。高 KAM 値は変形が集中していることを示し、転動面直下の白丸で囲んだ部分では KAM 値が大きく変化している。これは、図②-3)-14 で示した転動疲労損傷箇所と良い一致を示し、疲労損傷であることが確認できる。図②-3)-15(b)では、KAM マップと Grain マップを比較している。Grain マップは結晶粒子サイズをカラーマップで示したものであり、結晶粒界は  $15^\circ$  以上と定めた。白丸で囲んだ箇所を見ると、結晶粒内部にサブグレインの存在が確認できる。これは、強塑性加工による動的回復現象によって生じた可能性がある。また、図②-3)-15(c)を見ると、き裂周りに  $1\mu\text{m}$  径以下の微細粒が多数存在する。これは、き裂の形成で発生したものか確認する方法はないが、明らかに連続再結晶による核生成が起こったことを示している。しかしながら、この現象が介在物剥離や初期き裂形成、き裂進展に影響を及ぼしているかは不明である。



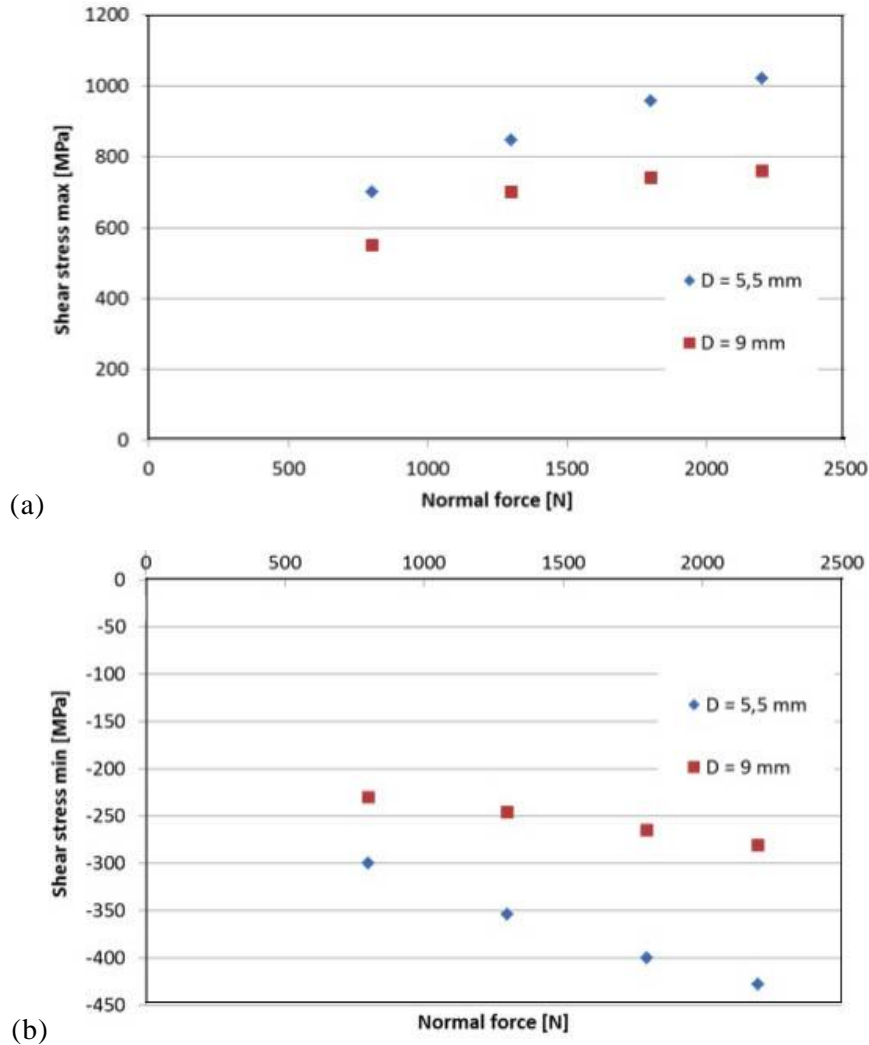
図②-3)-14 SCM420H 転動疲労材の介在物剥離断面 IQ マップ



図②-3)-15 SCM420H 転動疲労材の介在物剥離断面 Kernel average misorientation マップ(a)および初期き裂周りの Grain マップ(b)と進展したき裂周りの Grain マップ(c)

#### e. 転動疲労き裂伝播モデリング

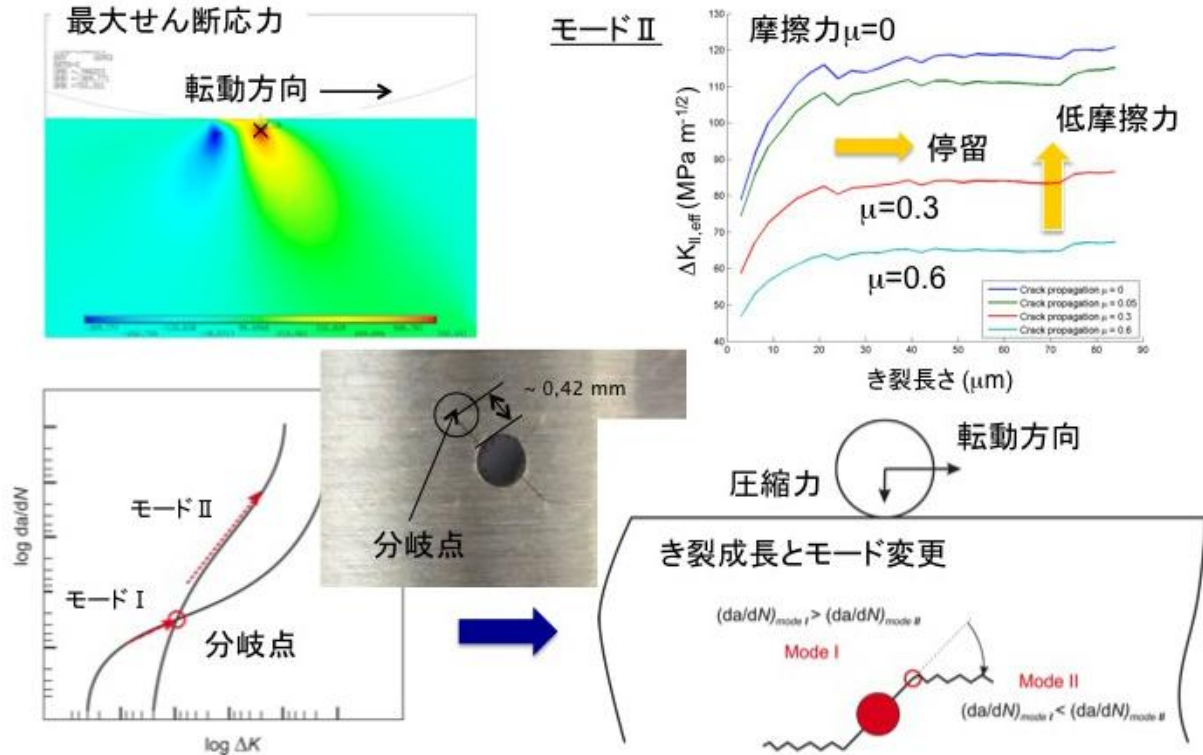
転動疲労にともなうせん断応力と圧縮応力の時間変化の記述が得られた。図②-3)-16は、ボール径  $D=5.5\text{ mm}$  および  $9\text{ mm}$  のときの、垂直応力 (800 N) による最大および最小せん断応力の変化を示している (摩擦係数  $\mu=0$ )。これにより、応力分布とボール径あるいは垂直応力との関係が理解でき、FEM を用いた計算手法によるき裂伝播寿命評価へのアプローチが可能となった。



図②-3)-16 垂直応力による最大せん断応力(a)と最小せん断応力(b)の変化

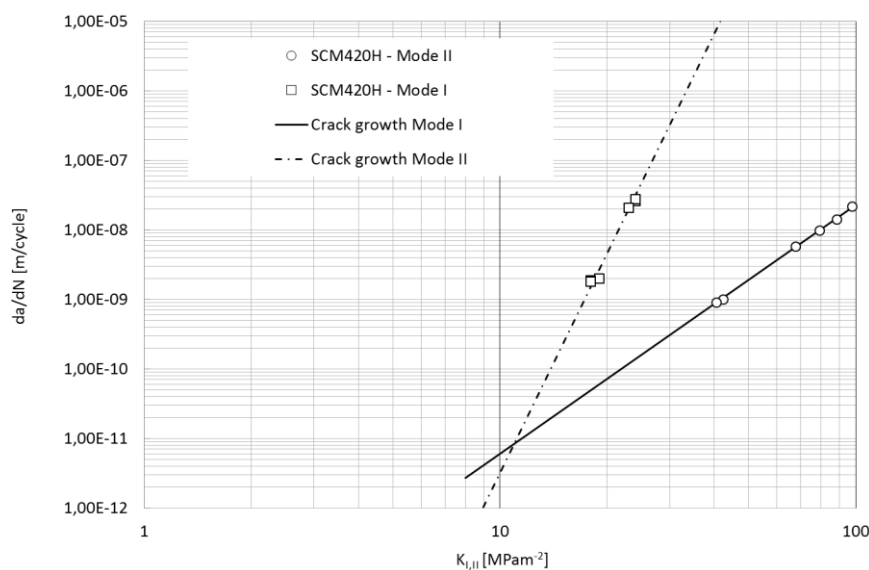
そこで、モードⅠとモードⅡにおける有効応力拡大係数を求め、き裂長さによるモード変化について検討した。図②-3)-17中に示すように、 $20\mu\text{m}$ 長さ以上では、き裂長さが大きくなっても  $K_{\text{eff,II}}$  はほとんど変化しない。モードⅡにおける有効応力拡大係数  $K_{\text{eff,II}}$  とき裂長さの関係に及ぼす摩擦係数 ( $\mu=0\sim 0.6$ ) の影響は大きく、摩擦係数が小さくなると  $K_{\text{eff,II}}$  値は増大する。したがって、き裂の停留は、 $K_{\text{eff,II}}$  の増大が得られないことから生じると推定される。そして、き裂の成長には、摩擦係数の変化(大→小)の影響を考慮することが重要と考えられる。

また、き裂長さが  $1\mu\text{m}$  から  $14\mu\text{m}$  の初期き裂の段階において、 $K_{\text{eff}}$  とき裂長さの関係をモードⅠとモードⅡで比較検討した。介在物などのヤング率の異なる物質がき裂発生点に位置した場合には、最初のき裂成長はモードⅠが優先し、途中でモードⅡが優先した。すなわち、図②-3)-17中に示す概念図のように、き裂伝播段階でモードの変更が生じ、その結果、き裂の成長方向に変化が生じた。



図②-3)-17 き裂伝播モデリング

次に、モード I およびモード II での  $da/dN$  を実験的に求め、モード変更の可能性について検証した。図②-3)-18 は、SCM420H 高温焼鈍し材のき裂伝播速度をモード I およびモード II で比較したものである。き裂初期段階において、モード I からモード II への変更があり得ることを示唆している。



図②-3)-18 SCM420H 材の  $da/dN$  とモードの関係



f. 内部疲労き裂発生き裂機構

以上の検討から、転動疲労における内部起点型破壊の理解を導いた。すなわち、

1. 初期き裂形成にはモード I が影響し、モード I の優先には介在物に代表されるヤング率の異なる物質の存在が重要である。
2. せん断応力が最大となる深さ 100 $\mu\text{m}$  前後の領域では、基地の損傷（塑性ひずみ）が大であり、低サイクル疲労損傷の様相を呈する。したがって、自由表面の存在（界面はく離）は、初期き裂成長に大きく影響する。
3. 転動疲労では、き裂成長にともないモード I からモード II 支配へ遷移して水平き裂伝播に至る。さらに、き裂長さの増大と共に応力拡大係数の増大は鈍化し、き裂は停留する。
4. き裂面には凹凸による摩擦が生じ、摩擦によるき裂面の局所変形が重畳する。そのため、摩擦係数が低下した場合、応力拡大係数は増大することからはく離に至ることが推測される。

したがって、転動疲労における内部き裂発生は、軸力および曲げ疲労で生じる内部き裂発生と様相が異なり、図②-3)-19 に示す概念図のように整理される。



図②-3)-19 内部き裂と表面き裂の形成機構の整理

②-3)-2 精密高速切削による 3次元形態観察

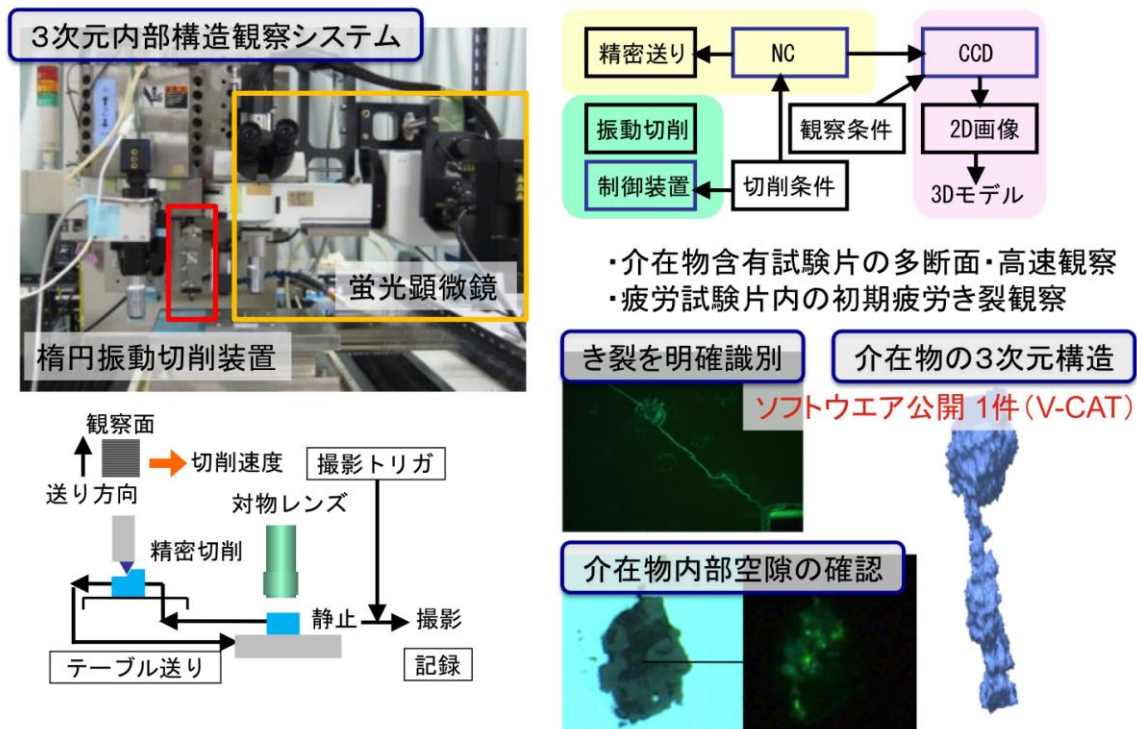
シリアルセクションング法により鉄鋼材料内部組織の 3次元観察を行う。従来のシリアルセクションング法では、手作業により同一箇所を少しずつ研磨しながら観察を繰り返し、ソフトウェア上で 3次元像を再構築していた。非常に手間がかかる方法であり、多くの事例を調査するには膨大な労力と時間を要する。理化学研究所では、精

密切削技術を利用し、シリアルセクション観察を自動化した金属用3次元内部構造顕微鏡を開発している。この内部構造観察システムを軸受鋼のような鉄鋼材料の観察が可能なシステムに拡張すると共に、材料中の初期き裂の形状や介在物観察を行い、き裂の発生・伝播挙動に及ぼす種々要因を調査する。

【観察システムの構築】

開発した切削 - 観察システムを図②-3)-20 に示す。ベースとなる3次元内部構造顕微鏡システムは鏡面生成を行う精密切削部、顕微鏡観察を行う観察部から構成される。鉄鋼材料の鏡面加工に有効な超音波楕円振動切削装置（多賀電気製 EL-50Σ：平成19年度）を導入し、精密切削による鏡面生成と顕微鏡観察を専用プログラムにて制御することで、逐次断面切削観察法による世界初の鉄鋼材料用3次元観察システムを構築した。

「精密切削による鉄系材料内介在物の高速自動観察手法の確立は、世界初」



図②-3)-20 切削観察システムの概要

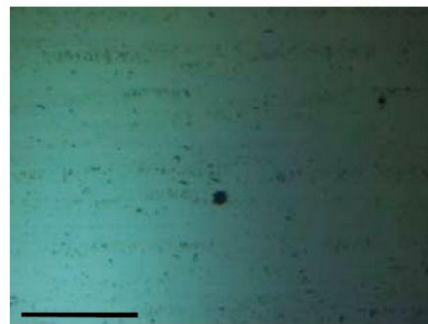
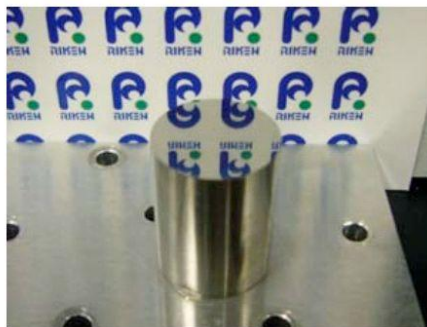
観察面の生成には単結晶ダイヤモンドバイトによる超音波楕円振動を用いた平削り加工法を用い、切削油などを使用せず、エア吹き付けのみによるドライ環境下での鏡面生成を実現した。切削位置から観察位置までの移動を精密加工装置（東芝機械製 UVM350(J)）のXYテーブルにて行い、NCコード上に撮影トリガの発生タイミングを記述することで、自動的に顕微鏡画像の撮影を行う。撮影後、試料を切削位置まで移動し、次断面の生成を行う。これを繰り返すことで自動的に多断面にわたる断層画像を得ることができる（逐次断面切削観察法）。顕微鏡画像はビデオマイクロスコープ

(KEYENCE 製 VHX-200) に取り込まれ、内蔵 HDD にデジタル画像フォーマットとして保存される。試験片撮影位置を高精度に制御可能であることから、位置調整など画像間の補正処理やそのための別工程を必要とせず、3次元再構築が容易に行える。

## 【結果】

### a. 鉄鋼材料の切削試験

本システムによる鉄鋼材料の逐次断面切削観察能力を検証するため、楕円振動切削装置を組み込んだ新規システムを用いて、ステンレス鋼（SUS420J2 HRC50 以上： $\phi 15\text{mm}$ ）の切削観察を実施した。切削面の顕微鏡観察の一例を図②-3)-21 に示す。切削面には傷やダレはなく、顕微鏡観察に十分な鏡面を生成することができた。なお、一般的にダイヤモンドで鉄系材料を切削することは困難であり、楕円振動切削を行わない場合、ダイヤモンドバイトの損傷や著しい摩耗から、切削面にはむしれが多く発生し、十分な鏡面を得ることはできない。



100 $\mu\text{m}$

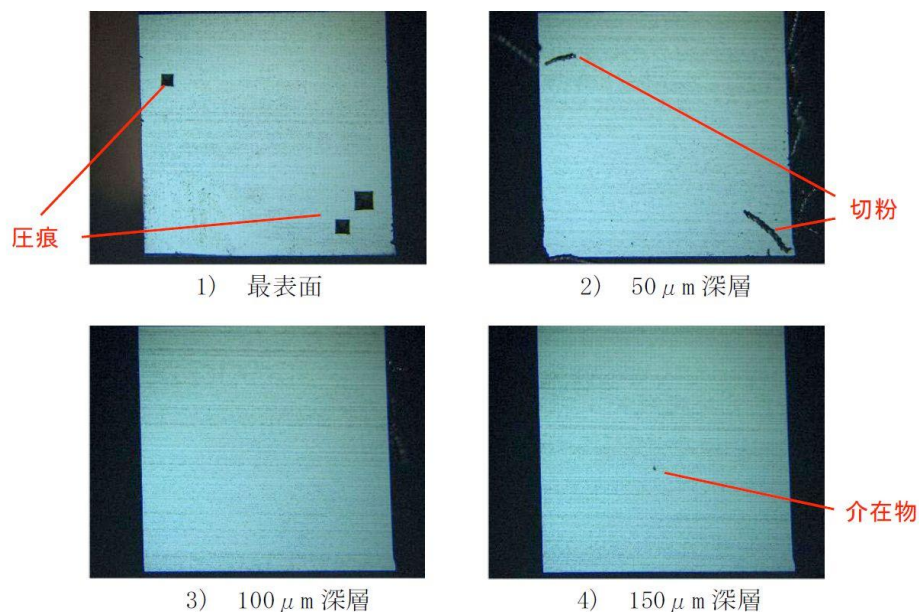
1) 試験片外観

2) 顕微鏡観察面

図②-3)-21 ステンレス鋼切削面

### b. 軸受鋼の内部観察

軸受鋼内部に存在する介在物の3次元形状を調査するため、サブグループ内で共有する介在物含有軸受鋼試験片の内部構造観察を行った。介在物は事前に超音波探傷法にて、おおよその位置と深さ、大きさを調査し、位置が特定できるように表面に複数の圧痕をつけてある。試験片は介在物が中心となるように3mm $\times$ 3mm（高さ15mm）の領域のみに削り落した。軸受鋼試験片を逐次断面切削観察した撮影画像の一例（試験片A）を図②-3)-22 に、表②-3)-2 に各試験片の切削観察条件を示す。図②-3)-22 は50 $\mu\text{m}$  ごとに抜粋した断面画像であり、表層である図②-3)-22 中 1)の黒い部分が位置特定用の圧痕である。切削は精密に切込み量2 $\mu\text{m}$  ずつ行われており、画像の枚数から断層の深さを知ることができる。介在物の代表径、存在位置ともに超音波探傷による予測とほぼ同等の結果を示し、非破壊測定法である超音波探傷の有効性が確認できた。



図②-3)-22 観察された断層画像（試験片 A）

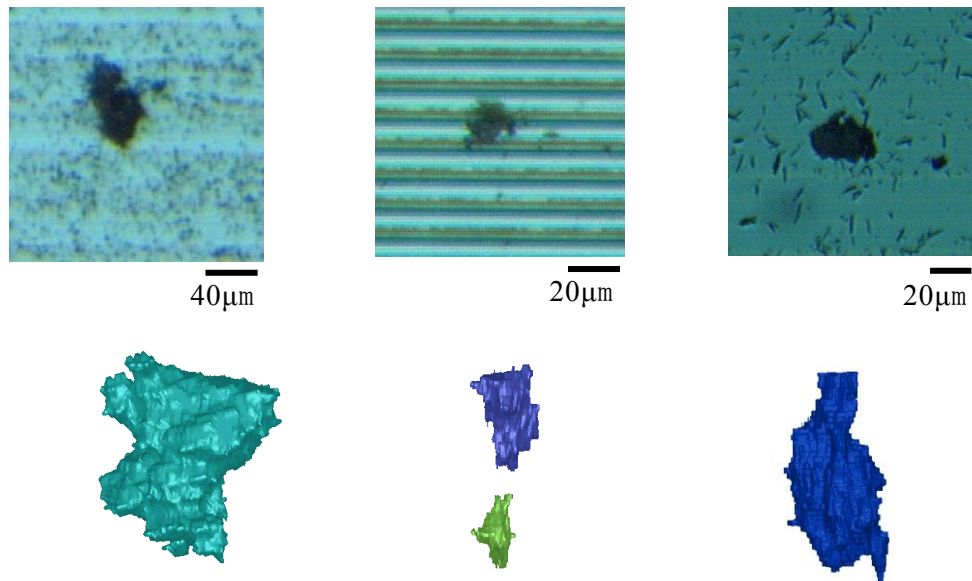
表②-3)-2 介在物含有試験片の切削－観察条件

		A	B	C
超音波予測	介在物径 [μm]	40	30	40
	深さ [μm]	80 ~ 200	約 80	約 200
切削条件	バイト材質	単結晶ダイヤモンド		
	バイト形状	R1.0mm		
	切込 [μm]	2	2	2
	切削速度 [mm/min]	1000	1000	1000
	パス送り [μm]	5	10	10
観察条件	照明	落射		
	対物レンズ倍率	5×	10×	10×
	接眼レンズ倍率	1/3	1/3	1/3
	CCD 画素 [pixel]	4800×3600	4800×3600	4800×3600
	分解能 [μm/pixel]	0.8×0.8	0.4×0.4	0.4×0.4
介在物最大径 XY 面内 [μm]		40	20	30
深さ [μm]		120 ~ 250	100 ~ 180	160 ~ 240

c. 介在物 3次元形状のモデル化

逐次断面切削観察により得られた多断面の2次元断層像から、介在物の3次元形状をモデル化する。各断層画像は高解像度で撮影されているためファイルサイズが非常に大きい（最大で 50MB）。以後の処理を円滑に行うため、本研究においては介在物のみに注目し、全体画像から介在物周辺部のみを切り出して、ファイルサイズを軽減した。介在物の断層像から3次元形状を作成するため、理化学研究所 VCAD システム

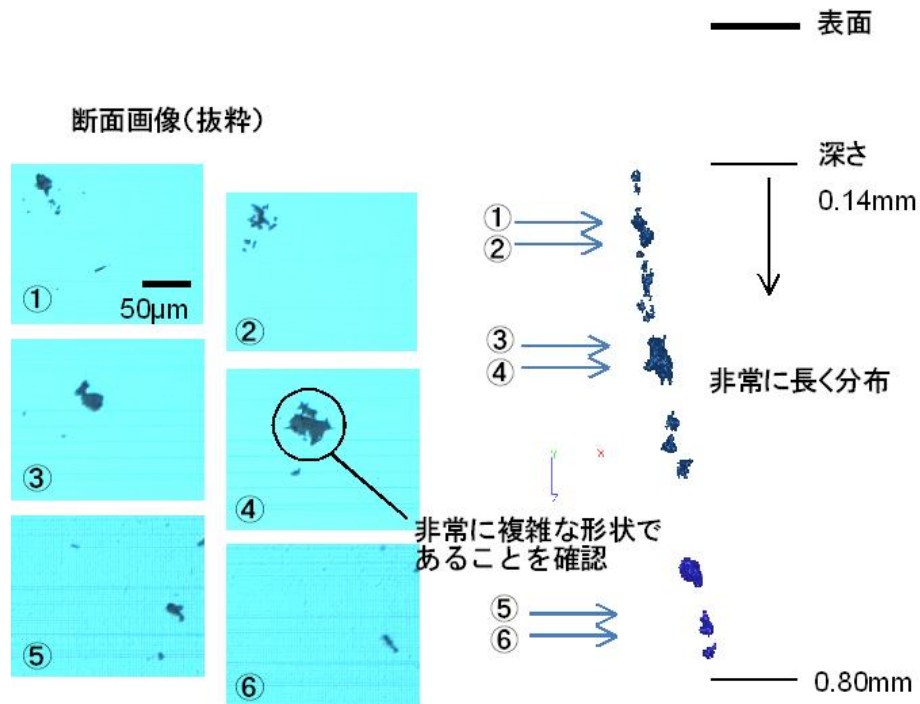
研究プログラムにて開発されたソフトウェア V-Cat を利用した。図②-3)-23 に各モデルを示す。



図②-3)-23 介在物断面と 3 次元構造

d. フラットバイトを用いた，介在物試験片の多断面・高速観察

3 次元内部構造顕微鏡の観察速度を向上するために、切削部にフラットバイトを導入した。図②-3)-24 に観察結果を示す。フラットバイトによる切削では、数本のための切削パスで観察可能な断面を得られるため、1 断面の画像取得にかかる時間を大幅に短縮可能である。今回の切削において、1 断面の画像取得に必要な時間は約 1 分であり、R バイトを用いた観察手法と比較して約 1/20 に短縮することが出来た。このような深層方向の分布は超音波測定では得られない。三次元再構築画像より、複雑な形状をした介在物が表面付近から深さ 1mm 辺りまで広範囲に渡って分布していることが初めて確認された。



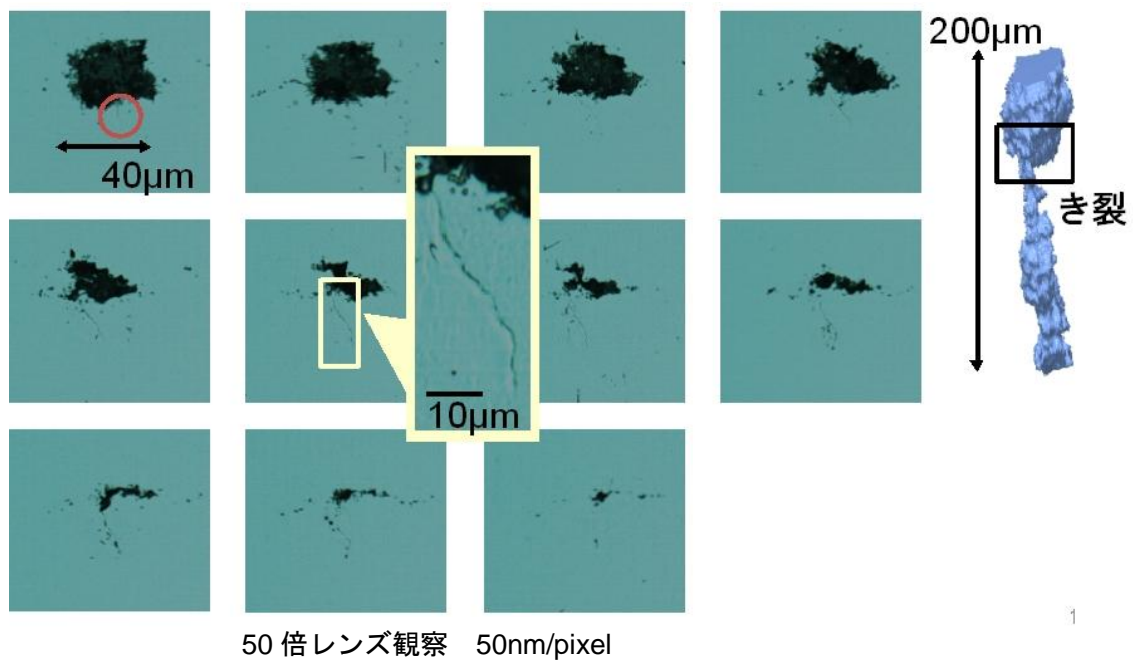
図②-3)-24 軸受鋼中の介在物分布

e. 高分解能レンズを用いた初期疲労き裂観察

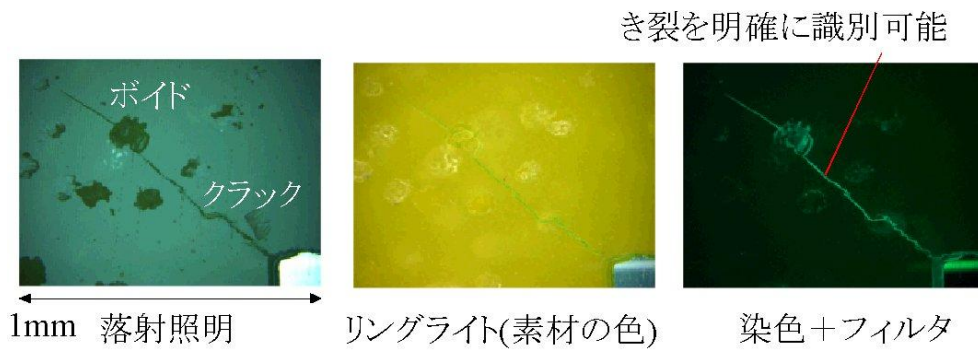
軸受鋼の疲労試験片内部を、高分解能レンズを用いて観察した。図②-3)-25 に観察結果を示す。図示されている連続画像は  $4\mu\text{m}$  ごとの断層画像であり、さらに図右上に三次元再構築像を示している。レンズ倍率は 50 倍であり、画像 1pixel 辺りの長さは  $50\text{nm}$  に相当する。観察範囲中に、直径約  $40\mu\text{m}$ 、長さ  $200\mu\text{m}$  の介在物が観察された。また、介在物付近から初期疲労き裂の発生が認められ、本システムによるき裂観察に成功した。

f. 蛍光染色によるき裂・介在物・空隙の判別手法の基礎的検討

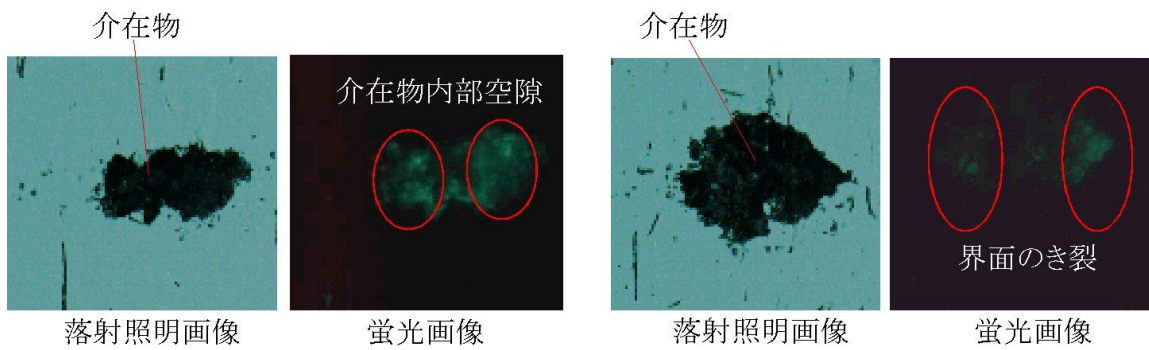
樹脂中のき裂および、鉄鋼中の介在物に対して蛍光染色を行い、その後切削を行い、蛍光顕微鏡によって観察を行った。樹脂中のき裂の蛍光観察結果を図②-3)-26 に示す。蛍光染色によりき裂中に入り込んだ蛍光塗料は切削後もき裂中に残るため、蛍光顕微鏡による観察によって、き裂のみを明確に識別することが出来た。さらに、軸受鋼中の介在物に対して同様の蛍光観察を行った結果を、図②-3)-27 に示す。介在物内部および界面に蛍光塗料が残っていることが観察されており、介在物内部に空隙が存在する可能性や介在物界面にき裂が生じている可能性が示唆された。



図②-3)-25 高分解観察によって観察された軸受鋼中の初期疲労き裂



図②-3)-26 樹脂中のき裂の蛍光観察



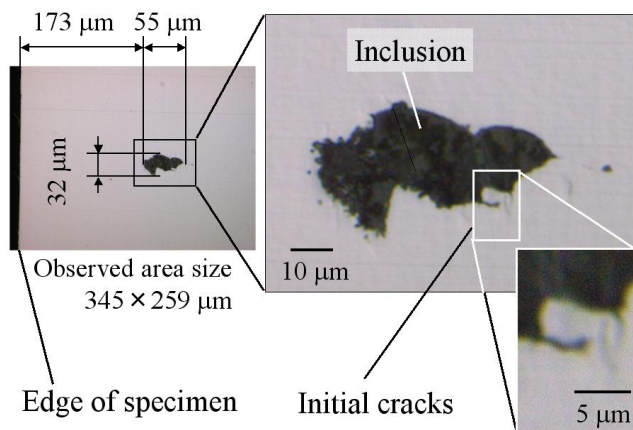
図②-3)-27 介在物の蛍光観察

g. 広視野高分解能観察

広い視野を高分解能に撮影する事を目的に、撮像カメラと光学系を変更した。表②-3)-3 に、観察・切削条件を示す。これらの条件により観察された断面画像を図②-3)-28 に、三次元再構築像を図②-3)-29 に示す。観察分解能は  $0.072\mu\text{m}$  となり、介在物の詳細形状および微細き裂の観察を実現した。

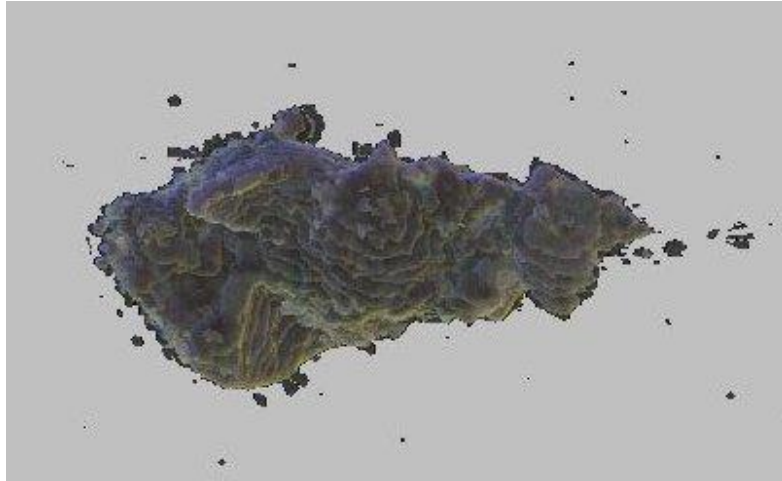
表②-3)-3 高分解能レンズ使用時の切削－観察条件

介在物 超音波予 測	介在物径 [ $\mu\text{m}$ ]	30
	深さ [ $\mu\text{m}$ ]	90 ~ 150
切削 条件	バイト材質	単結晶ダイヤモンド
	バイト形状	フラットバイト
	切込 [ $\mu\text{m}$ ]	1
	楕円振動振幅	$1.5\mu\text{m}_{p-p}$
	切削速度 [mm/min]	600
観察 条件	照明	落射
	対物レンズ倍率	20×
	接眼レンズ倍率	1
	CCD 画素 [pixel]	4800×3600
	分解能 [ $\mu\text{m}/\text{pixel}$ ]	0.072



図②-3)-28 軸受鋼中の介在物およびき裂の高分解能観察





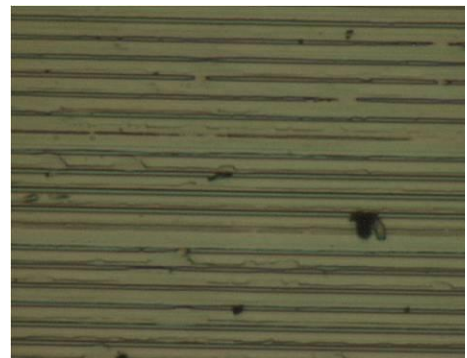
図②-3)-29 軸受鋼中の介在物の三次元再構築像

#### h. 前処理成形加工

介在物観察においては、観察装置上で試験片端面から順次切削を行い、介在物付近まで到達する必要がある。介在物に到達するまでに切削される部位は観察不要部であるが、この切削除去に従来は3時間以上の加工時間を要する。そこで、試料の高速観察を目的に、観察不要部位を除去する前処理成形加工装置を導入した（加速財源）。前処理成形加工装置を図②-3)-30 に示す。前処理成形加工装置は、サーボ制御による $\pm 1\mu\text{m}$ の位置決め精度を持つx,y,z三軸を有し、精密エアスピンドルおよびフライカッタツールを用いたフライカット加工を行うことができる。加工工具としては、鉄系材料を加工可能な市販のcBN工具を用いる。切削試験として、本装置を用いて鉄系材料(S45C)を切削した結果を図②-3)-31 に示す。断面は多少粗いものの、鉄系材料の切削加工が可能であった。これらの切削はNCプログラミングによる自動制御によって、 $3\mu\text{m}$ 以下の精度で、指定した切り込み量で行われており、効率的な前処理成形加工が可能であった。



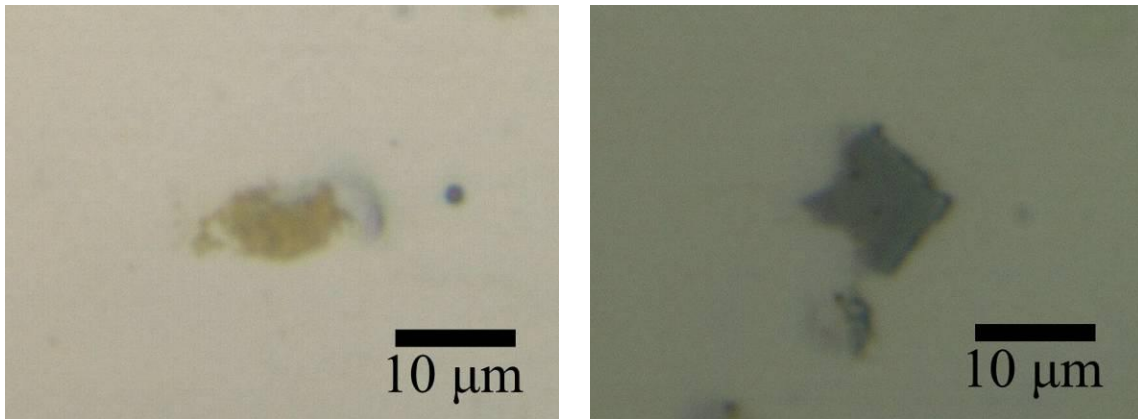
図②-3)-30 前処理成形加工装置



図②-3)-31 前処理成形加工装置によって切削された鉄系材料(S45C)の断面

i. 非酸化物系介在物の切削と観察

TiN 多量析出軸受鋼試験片および MnS 多量析出軸受鋼試験片を用いて、切削・観察を行った。各試験片の二次元断面画像を図②-3)-32 に示す。両試験片共に介在物の観察に成功しており、観察の高精度化を達成した。

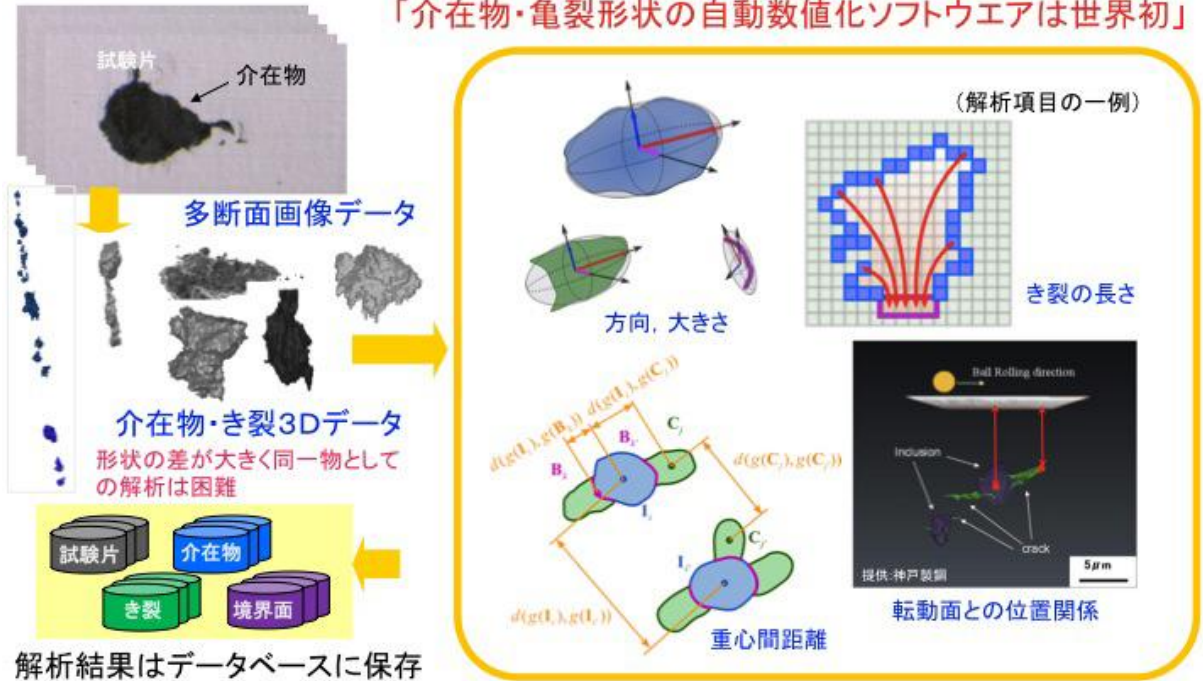


図②-3)-32 TiN 多量析出試験片中介在物(左)と MnS 多量析出試験片中介在物(右)

j. 介在物・き裂 3 次元形状解析ソフトウェアおよびデータベース設計

これまでに得られた介在物観察結果をもとにき裂進展メカニズムを解明するには、単一の介在物観察結果から判断するのではなく、複数の観察結果を活用し、定量的な統計評価によって判断することが望ましい。また、統計手的評価を行うには、得られた介在物ならびにき裂の三次元形状を定量的に評価することが必要となる。そのため、これまでの三次元観察結果を元に、介在物・き裂の幾何形状を自動的に解析し、それらの解析データを観察データと共に、データベースとして格納する一連のシステムの構築を行なった。図②-3)-33 にシステムの概要を示す。

「介在物・亀裂形状の自動数値化ソフトウェアは世界初」

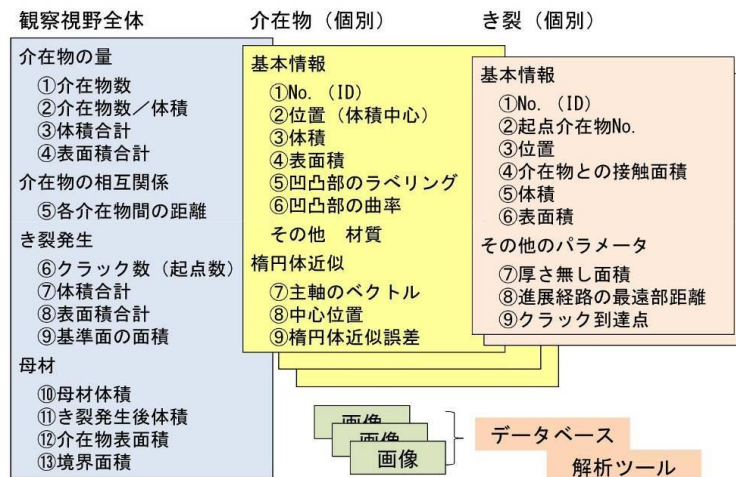


解析ソフトウェアにより各々の形状特徴をパラメータとして定量化  
 → 介在物・き裂形状とき裂発生・伝播の相関関係を評価

図②-3)-33 介在物・き裂形状解析ソフトウェア

k. 介在物の三次元形状評価パラメータの設計及び数値化ソフトウェアの開発

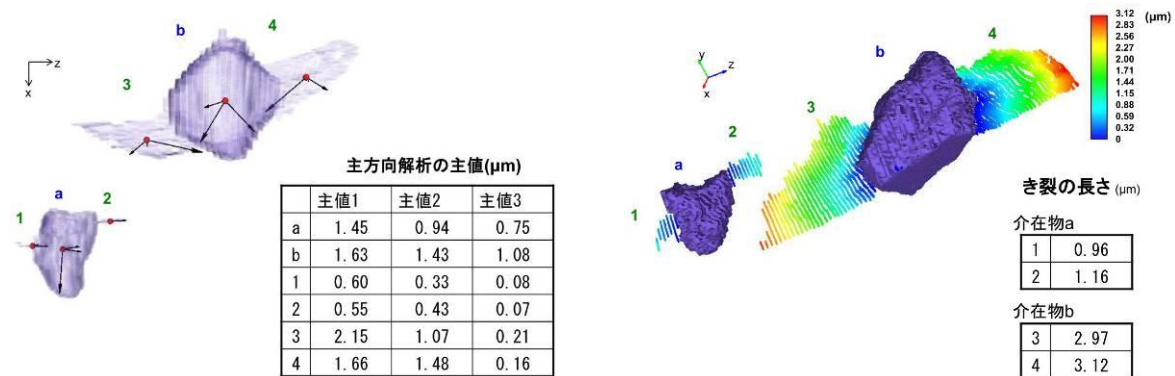
介在物ならびに亀裂の3次元形状を表現するための数値化項目を設計した。図②-3)-34 に構成図を示す。各介在物の形態を統一的に評価する定量基準として、従来から用いられている体積や表面積に加え、介在物表面の幾何形状、介在物間距離など介在物分布形態を特徴付ける3次元評価パラメータを決定した。



図②-3)-34 観察データの形態評価パラメータ

この三次元形状評価パラメータに基づき、三次元観察データの形状評価を行うソフトウェアを開発した。本ソフトウェアは、観察者の主観によらない定量的な三次元形

状評価を可能とした。また、形状のみではなく、転動面との距離や、転動方向とき裂の進展方向の関係等の、幾何関係の評価も可能である。図②-3)-35 に解析結果の例を示す。三次元観察データから、介在物・き裂の方向や、き裂長さ等のパラメータが算出された。さらに、個別の介在物・き裂のみだけでなく、複数の介在物・き裂の形状データからの統計量の算出も可能としており、多角的な定量評価を実現した。三次元形状の詳細な解析と定量評価は従来行われておらず、介在物と亀裂形状を自動解析する本ソフトウェアは世界初のものである。また、本ソフトウェアの応用範囲はシリアルセクションングにより得られた物に限定されず、FIB-SEM による 3 次元観察に加えて、X線や中性子線等の CT 画像にも利用可能であり、その応用は非常に広い。



主成分分析

主方向ベクトルや、主値を算出。

介在物・き裂の方向等の評価

き裂内距離場

介在物との境界からの、き裂内の距離場を

算出。距離場に基づきき裂長さを算出。

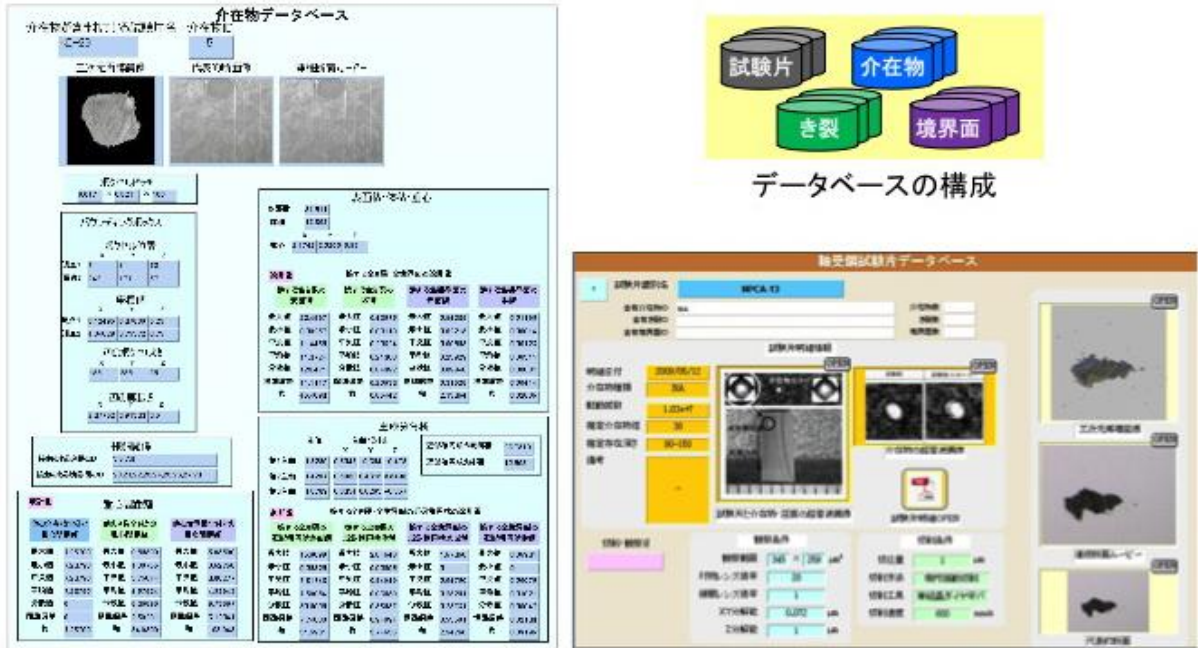
図②-3)-35 解析結果の例

### 1. 介在物き裂データベースの開発とデータ格納

観察データや解析結果の横断的な統計評価を可能とすることを旨とし、データベースの開発を行った。図②-3)-36 に、試験片データベースと介在物データベースの概観を示す。観察データの格納のみならず、形状解析データの格納を可能とした。これにより、介在物・き裂形状も考慮に入れた上で、き裂発生・伝播の機序に関わる要因を統計的手法により相関解析し評価を行う基盤を構築した。

介在物・亀裂形状のデータベースは世界初

解析結果はデータベースに格納され、介在物一き裂発生機の序に関わる要因を統計的手法による解析から評価する。



図②-3)-36 試験片データベースおよび介在物データベースの概観

②-3)-3 磁場顕微鏡によるき裂進展の動的検出

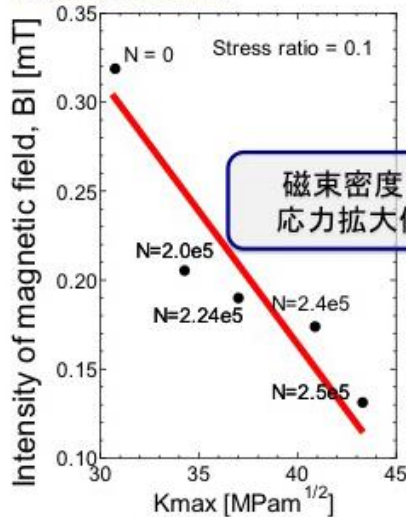
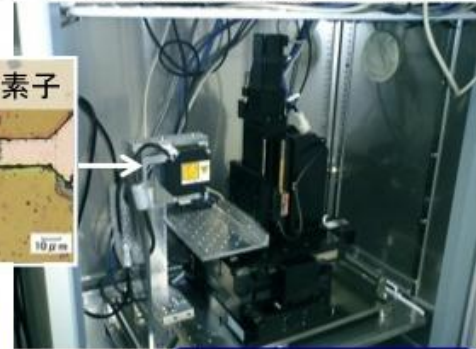
ベアリングの損傷メカニズムを解明するために、世界初となるき裂の評価技術開発を行った。非干渉型 3ch ガウスメーターを用いた 3 次元磁場顕微鏡の製作(3D SHPM(Scanning Hall Probe Microscopy))とき裂周辺の磁場分布計測を実施し、き裂先端近傍の疲労状態を短時間で実験的に測定する手法を開発した(図②-3)-37)。この磁場測定手法は、室温・大気中で稼動できるため、軸受鋼 SUJ2 の 4 点曲げ疲労試験と同じ環境で、き裂進展に伴う磁場の変化を調べることができる。主に、き裂と磁場の関係について新しい現象を発見し、破壊力学的ファクターとの関係を得た。さらに、転がり疲労試験について新たな試験方法を開発した。本節では、順に、得られた成果を示す。

「磁場顕微鏡による疲労き裂先端の動的評価手法の確立は、世界初・最高水準」

＜磁場観察システム＞

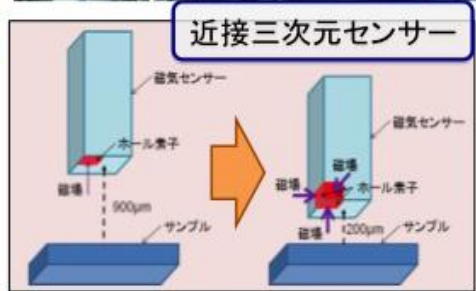
- き裂先端の塑性域拡大を検出
- 繰返し数毎の磁場分離
- 室温大気中・高精度・高分解能 (X線法の2000倍)

(高精度ステージ, 恒温環境, 防磁環境, 位置制御, データ分割)



磁束密度:き裂進展に応答  
応力拡大係数と強い相関性

新技術の発展性  
→ Activeなき裂の  
観察データから応力  
拡大係数を見積る



図②-3)-37 き裂の進展にともなう磁場強度の変化と新開発した 3 次元近接センサー (センサー先端を 200 $\mu\text{m}$  にまで近づけることにより、ホール素子の中心を測定試料から 350 $\mu\text{m}$  にまで近づけることが可能)

【方法】

a. 磁場顕微鏡

磁場顕微鏡はホールプローブ、ステージとガウスマーターで構成されている (図②-3)-37)。磁束密度を測定するホールプローブには 10 $\mu\text{m}$ ×10 $\mu\text{m}$  の GaAs 素子フィルムを使用している (高感度ホール素子)。ステージはプログラム制御により任意の速度で自動的に平面上を移動させることができる。試験片とセンサー間の距離を求めるためにホールプローブ先端にレーザー測定器(OMRON ZG-WDS8)を設置した。実際の測定における試験片とプローブの相対ギャップは 200 $\mu\text{m}$  である。磁場に与える影響を小さくするため、試験片のホルダー、ホール素子を固定しているアームはアルミ合金、樹脂で製作した。システムは恒温槽の中に設置されており、装置周辺の温度を一定 (27.0 $^{\circ}\text{C}$ ) に保って磁場を測定した。また試験片上のき裂から離れた場所に、標準点を決めておき、測定点での磁束密度と標準点での磁束密度の差分をとり、それを本データとして考察した。

b. 4 点曲げ疲労試験

軸受鋼 SUJ2 を試験片とした 4 点曲げ疲労試験を油圧サーボ試験機により行い、き裂進展に伴う材料表面の磁束密度分布の変化を調べた。4 点曲げ試験は内側の支点間の曲げモーメントが同一であるため安定的な曲げ負荷を与えることができ、平面き裂を進展させることが容易である。試験片の形状は短冊形であり、中央部に人工的なス

リットが入れている。試験条件は応力比 0.1、周波数 20Hz、sin 波の負荷である。最大荷重は実験中一定にし、12.9kN と 11.5kN のそれぞれで疲労試験を行った。一定繰返し数毎に疲労試験を中断し、き裂長さとき裂周辺の磁場を測定した。

与えた荷重から、き裂先端の応力拡大係数を算出した。その際、次式の 4 点曲げ実験における応力拡大係数  $K_I$  を用いた。②-3)-8

$$K_I = F_{IP} \cdot K_I |_{d/W \rightarrow \infty} \quad \text{②-3)-4}$$

$$K_I |_{d/W \rightarrow \infty} = \frac{3Pl}{tW^2} \sqrt{\pi a} \cdot F_{IM}(\alpha) \quad , \quad \alpha = \frac{a}{W} \quad \text{②-3)-5}$$

$$F_{IM}(\alpha) = 1.122 - 1.121\alpha + 3.740\alpha^2 + 3.873\alpha^3 - 19.05\alpha^4 + 22.55\alpha^5 \quad \text{②-3)-6}$$

$P$ 、 $l$ 、 $t$ 、 $W$ 、 $a$  は試験片の形状及び荷重点の位置に依るパラメータである。 $F_{IP}$  は実験方法に依る変数で、今回の実験では約 1.02 である。

図②-3)-38 は、疲労中に観察したき裂の例である。き裂が安定してスリットから  $y$  方向に進展していることがわかる。磁場分布は平面分布と線分布の二種類を測定しているが、線分布がこのき裂に沿った分布である。



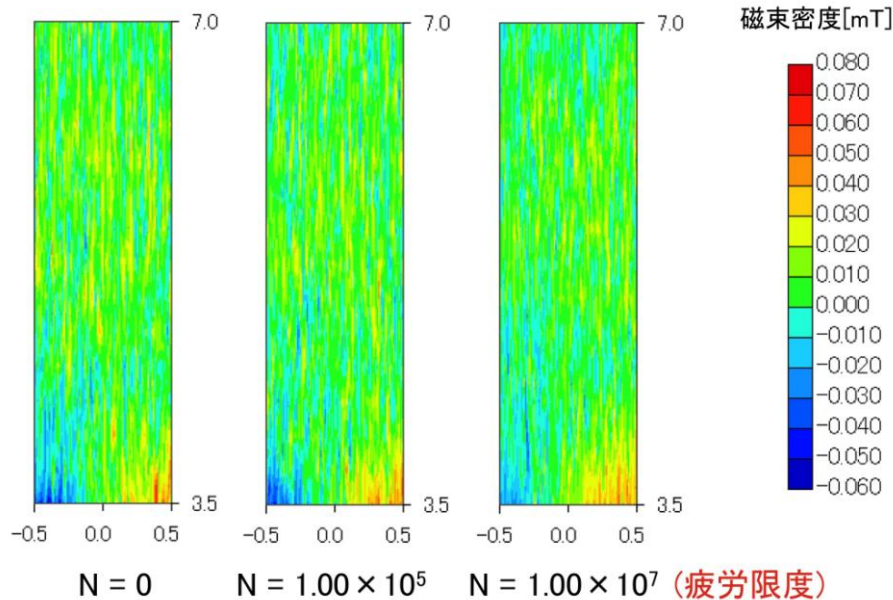
図②-3)-38  $N=1.00 \times 10^5$  におけるき裂(SUJ2,  $a=4.98\text{mm}$ ,  $\Delta K_{N=0}=17.9 \text{ MPam}^{1/2}$ )

### 【結果】

#### a. 磁場と疲労の関係

磁場の可視化技術を用いて、疲労と磁場の関係について新たな知見が得られた。まず、き裂が進展しない場合の磁場の特徴をまとめる。図②-3)-39 は、疲労にともなうスリット先端部の磁場変化である。き裂と座標の関係を参照すると、スリット先端が  $Y=3.00\text{mm}$  に相当し、そのスリット先端から  $0.5\text{mm}$  離れた位置を底辺に  $Y$  軸方向に  $3.50\text{mm}$  前方まで( $Y=7.00\text{mm}$  まで)の領域の磁場を可視化した結果が示されている。ここでき裂進展方向と垂直方向( $X$  方向)の測定幅は  $1\text{mm}$  である。観察したセンサーの高

さは線分布の観察と同じ、200 $\mu\text{m}$  である。カラーのインディケーションは磁場の大きさを等高線状に分割表示したものである。磁束密度の単位は mT であり、正負は正が N 極へ向かう磁場の強さ、負はその逆である。この観察結果から、き裂が進展しない場合には、磁場が変化しないことがわかる。

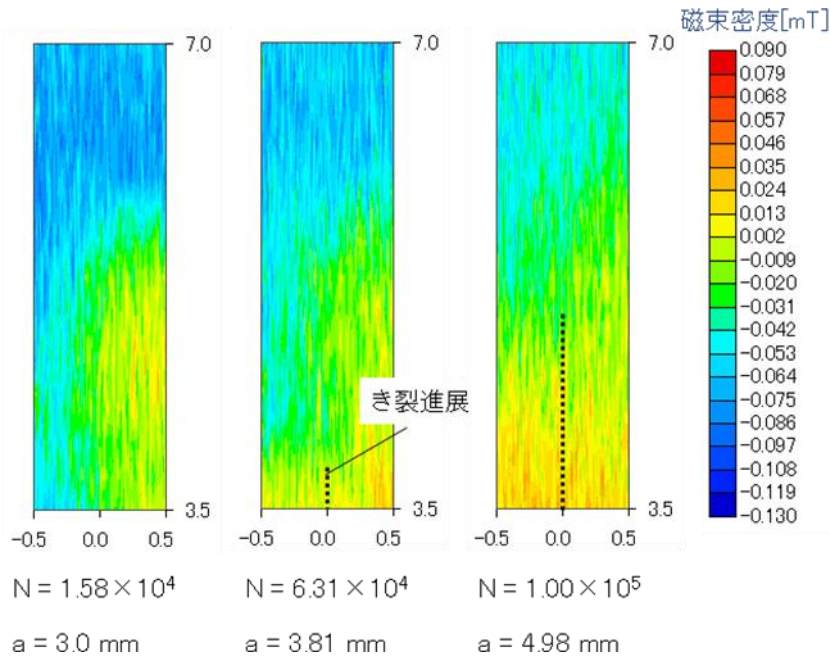


図②-3)-39 磁束密度分布測定結果(SUJ2、初期応力拡大係数幅  $\Delta K_{N=0} = 12.1 \text{ MPam}^{1/2}$ 、繰返し数 N、き裂長さ  $a=3.0\text{mm}$ )

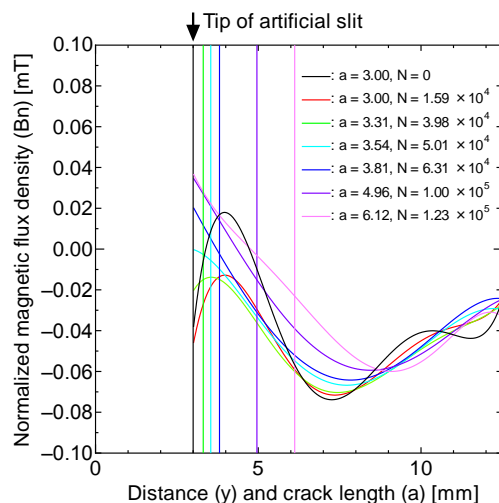
#### b. 磁場とき裂進展の関係

最大荷重 12.9kN で観察された磁場の平面分布を図②-3)-40 に示す。き裂の初期応力拡大係数幅  $\Delta K_{N=0} = 17.9 \text{ MPam}^{1/2}$  である。図には各繰返し数におけるき裂長さも重ねて示した。図中の  $\Delta K$  は初期応力拡大係数幅、N は繰返し数、 $a$  はき裂長さ(mm)である。き裂の進展に伴い、磁束密度が少しずつ増加していることがわかる。ここで、重要なことは、き裂の先端で磁束密度が増加し、進展したき裂周りでも磁束密度が増加していることである。これは、塑性変形などの疲労き裂の周辺に生じる応力状態が原因であると考えられる。また、初期の分布が平滑化されていく様子が観察された。き裂先端の磁場の变化挙動と平滑化の様子をさらに詳しく調べるため、き裂先端を含むき裂進展領域を詳細に調べた。この際、スキニングの設定によりき裂を含む線上の磁束密度分布を測定した。 $\Delta K_{N=0}=16.0 \text{ MPam}^{1/2}$  の場合の磁束密度の測定結果を図②-3)-41 に示す。12.5mm の長さは、人工的に設けたスリット 3.0mm を含む試験片底から中央までの距離である(試験片の全高は 25.0mm)。初期に有していた磁束密度分布のランダムさが、実験開始からき裂長さが約 3.5mm になるまでに、収束していくこと、特に下に凸の曲線に変化することが観察された。試験片によって初期の磁束密度分布の形状・ランダムさは異なっているが、どの試験片の場合でも繰返し数の増加とともに磁束密度分布が下に凸の曲線に収束する結果から得られた。き裂長さが 3.5mm 以上になった後については、磁束密度分布は下に凸の曲線の形を保ったまま、き裂の進展とともに広い範囲にわたって増加していくことが明瞭に観察された。





図②-3)-40 磁束密度分布測定結果



図②-3)-41 き裂進展挙動と磁場分布の頂点位置の関係 ( $\Delta K_{N=0} = 16.0 \text{ MPam}^{1/2}$ )

以上のように磁束密度の変化に2つの段階があることが明らかとなった。各段階の傾向を次にまとめる。

初期 試験片ごとにランダムな磁束密度分布は、全て下に凸の分布に収束する。

後期 き裂の進展に伴い、下に凸の形状を保ったまま、磁束密度の値が増加する。

さらにここで重要なことは、き裂が進展する過程で磁場も変化し、その変化を本研究で開発した技術を使って明確に分離し、観察できるということである。これにより、疲労き裂の程度を磁場の観察技術を使って調べることができることが示された。このことは極めて重要である。また、き裂が進展しない下限界以下の応力拡大係数幅の場合は磁束密度分布が変化せず、き裂が進展する応力拡大係数幅の場合ではき裂が進展していない段階でも磁束密度分布の変化が観察された。つまり、き裂が進展しはじめ

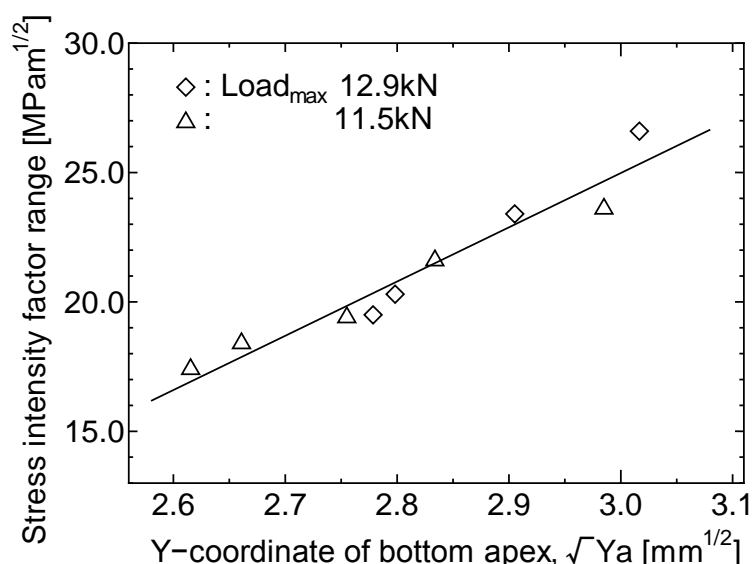
る前の段階においても磁束密度の変化を測定することで、それが下限界より大きいかどうか調べることが可能であると考えられる。

以上のように、中間期の研究によって、本課題のテーマである「初期き裂進展段階でのき裂の状態を評価可能」な技術に対し、極めて有効な結論が得られた。

c. き裂進展にともなう応力拡大係数と磁場変化の関係：繰返し数毎の磁場の分離観察

さきに述べたように、き裂の疲労程度、強度低下の把握は、構造物の運用上、応力拡大係数の変化として把握することができれば、さまざまな分野に貢献できる。そこで、磁場の変化の特徴を応力拡大係数の観点から検討することにした。

図②-3)-41 に示した各曲線のボトム的位置すなわち磁場分布の頂点の  $y$  座標の位置がき裂の進展にともない移動することに着目し、この座標を  $Y_b$  と定義し、応力拡大係数幅との対応を確かめた。その結果を図②-3)-42 に示す。この実験では、異なる2つの初期の応力拡大係数の値を設定し、それぞれの状態からき裂が進展する様子を観察した。き裂先端の磁場分布の頂点位置はき裂進展にともない、応力拡大係数の増加にともなって増加する(進展方向に移動する)こと、その変化のパターンはすべての実験で応力拡大係数の増加に合わせた直線性を示すことが明らかとなった。これらのことから、磁場分布の変化は応力拡大係数と極めて強い相関関係があるということがわかった。これは、磁場分布のパターンをき裂先端前方で測定すれば、異なるき裂長さや異なる応力拡大係数の状態でも、ほぼ正確に応力拡大係数を評価できることを意味する。



図②-3)-42 疲労き裂進展過程における磁場の変化と応力拡大係数の関係

さらに、き裂進展に伴う磁場強度の変化を測定した結果を図 2-3)-37 中に示す。応力係数  $K_I$  の最大値が横軸、磁場の最大値が縦軸である。図中の  $N$  の値は疲労試験における繰返し数である。人工的に導入した 2.0mm のスリットから進展したき裂の初期の応力拡大係数は約 31MPam<sup>1/2</sup> であり、繰返し数  $2.5 \times 10^5$  において、約 43MPam<sup>1/2</sup> まで進展

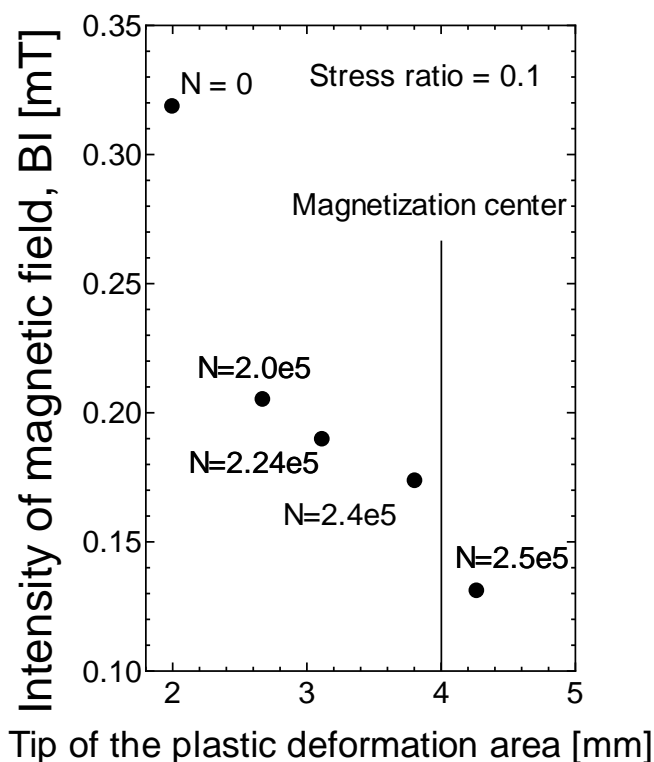
している。磁場の強度  $BI$  は初期の  $0.32\text{mT}$  から  $0.13\text{mT}$  まで線形に減少している。この結果から、き裂の進展に伴う応力拡大係数の増加と磁場の減少には強い相関関係があるという物理現象が発見された。

本節で示した、き裂の進展にともなう磁場の変化は、き裂先端の位置と応力拡大係数の2つの重要なファクターに対応していることが発見された。

#### d. き裂先端の塑性域拡大

図②-3)-43 に進展時のき裂先端に発生する塑性域の位置と磁場強度の関係を示す。き裂先端塑性域の拡大に伴う磁場の変化と、前節で示した応力拡大係数と磁場の変化の関係から、磁場の強度はき裂による部材が分割されていくという形状変化だけではなく、き裂先端の塑性域の拡大、応力拡大係数の増加、き裂先端位置、という強度評価にとって必要十分な評価指標となる。

磁場の観察に要する時間は、本研究で対象とした  $6.0\text{mm}\times 12.0\text{mm}$  領域における磁場の3軸成分に対して、約45分である。塑性域測定分解能が  $10\mu\text{m}\times 10\mu\text{m}$  である。従来、室温大気中で使用されている X 線回折法の測定領域はモノキャピラリーレンズを用いても  $30\mu\text{m}$  径以上である。この時の測定時間は少なくとも1か所あたり十時間以上必要である。このため、磁場顕微鏡と測定精度の直接の比較データを得ることは現実的ではないが、少なくとも理論的には、塑性変形に対する測定領域のマッピング精度は、磁場顕微鏡の場合、X 線回折法の2000倍以上である。



図②-3)-43 き裂の進展にともなう磁場強度の変化

#### e. 磁場顕微鏡の近接システムによる微小き裂の観察

図②-3)-37 中に近接センサーの模式図を示す。新たに、磁場の 3 次元成分を測定するためのフィルム間の距離を短くすることにより、小型の素子ホルダーを作製し、測定試料に近接できるシステムを作った。ここで、測定試料とプローブの距離は  $200\mu\text{m}$ 、GaAs フィルム中心と測定試料の距離は  $350\mu\text{m}$  である。この磁場顕微鏡を利用して、小さなき裂発生時の磁場の変化を測定した。図②-3)-44 中の  $N=0$  は、スリットを有する試験片について、コイルによる消磁後、磁化したものである。観察領域は  $(X,Y)=(-3.0\text{mm}, 0\text{mm})\sim(3.0\text{mm}, 12\text{mm})$  であり、X 方向の幅  $6.0\text{mm}$ 、Y 方向の長さ  $12.0\text{mm}$  である。

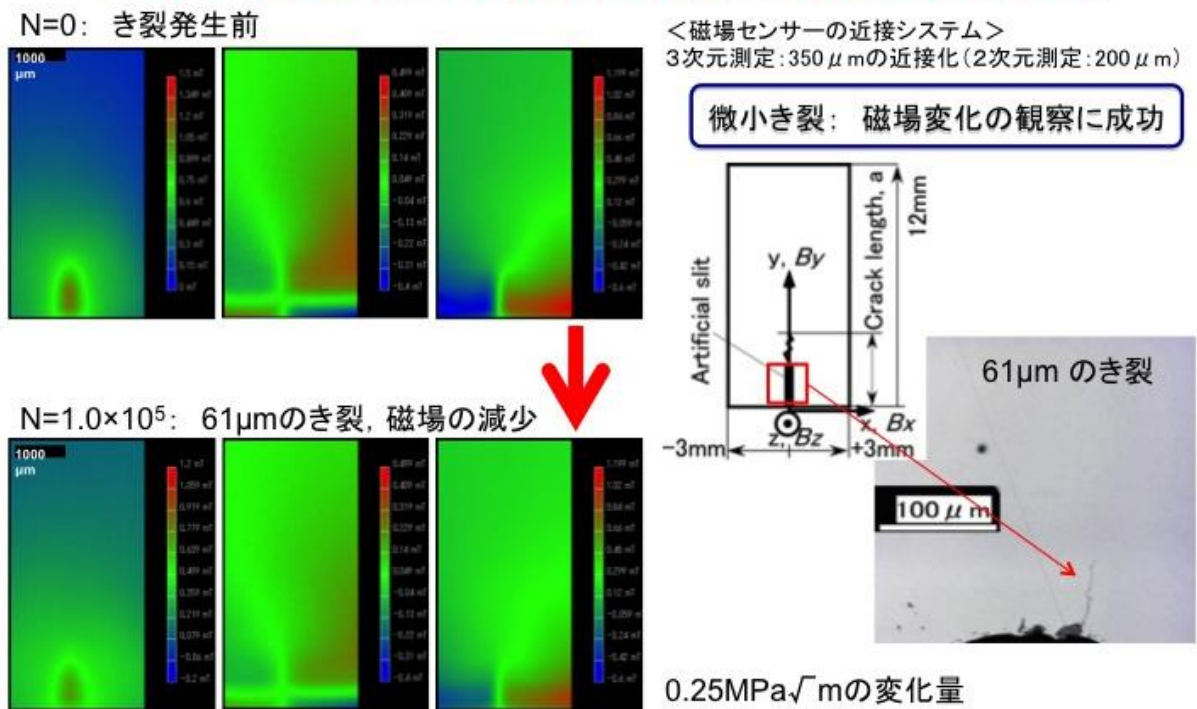
図②-3)-44 中に繰返し数  $N=1.0\times 10^5$  におけるき裂の観察結果を示す。初期の長さ  $2.00\text{mm}$  のスリット先端からき裂が発生していることがわかる。このき裂の長さは  $61\mu\text{m}$  であり、スリットを入れた全体の長さは  $2.06\text{mm}$  である。き裂発生前の初期のスリットの応力拡大係数は、(b)節で述べた計算方法で求めた。値は  $\Delta K=11.24\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$  である。また、き裂が  $61\mu\text{m}$  のときは、 $\Delta K=11.49\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$  である。この時の変化を磁場の変化としてとらえることができるかどうかを確かめるために三次元の磁場分布を測定した。

図②-3)-44 中に示す結果を比較すると、カラーで表示されている磁場の強度が減少していることがわかる。これは繰返し応力によって発生した疲労き裂の長さが  $61\mu\text{m}$  の時でも、磁場の分布は変化していることを意味する。応力拡大係数の初期値と繰返し数  $N=1.0\times 10^5$  のときの差は、 $0.25\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$  である。

このように、磁場のセンサーと試験片の距離は  $900\mu\text{m}$  であった観察システムが、試験片の表面とセンサーの距離を  $350\mu\text{m}$  と短くすることによって、この  $Z=350\mu\text{m}$  の平面上で 3 軸—(x、y、z)の 3 成分すべてが測定可能となった。

これらの 2 点から、新しいシステムを用いて、センサーを近接させることにより、広い領域で極めて小さなき裂の変化、応力拡大係数の変化をとらえることが可能となった。

「磁場顕微鏡による微小き裂先端の3次元観察は、世界初・最高水準」



図②-3)-44 き裂の先端における繰返し数  $N=0$  (消磁・着磁後) と繰返し数  $N=1.0 \times 10^5$  の三次元磁場分布：(a)  $B_x$ , (b)  $B_y$  and (c)  $B_z$  (人工スリットの長さ：2.00mm、き裂の長さ：61 $\mu\text{m}$ 、全体の長さ：2.06mm)

f. 一点荷重による全周観察用転がり疲労試験機の開発

従来は、転がり疲労試験の後、小型の試験片に切出し、その断面を切断し、その後さらに転走軌道まで研削し、観察面を研磨するという手順をとっていた。このような複雑な手順を踏んでさえ、観察できる面積の幅は 2mm 程度であったことに加え、切り出しによるロスが大きかったため、効率よく内部介在物の観察を行うことが難しかった。そこで、転動疲労で焦点をあてることになった MnS 介在物の観察、また、MnS に限らず介在物とそのき裂発生進展挙動を広い面積で効率よく観察するため、新たに試験機を開発・導入し観察を行った (図②-3) -45)。

この試験システムで用いた試験片の長さは 300mm、太さは 17mm。中央右側の線は疲労試験中に接触した球が通った痕跡である。この試験片では、異なる 5 つの位置でそれぞれ疲労試験を行った。回転速度は 3000 rpm で一定とした。本システムでは、棒形状試験片の外周に球を接触させた状態で棒を回転させることにより、転がり疲労試験を行う。試験片の外周すべてを観察面積の長さに換算すると、約 53.6mm となる。ここで、従来法で得られる試験片の幅 (約 2mm) と本研究で開発した方法を比較すると、一度の試験で、25 倍以上の面積を取得できるようになった。また、研磨後の転走軌道中央部の有効領域については、従来は試験片の幅約 1/10、200 $\mu\text{m}$  が有効長さであるのに対し、一点荷重式の試験片では、全ての観察面積が転走軌道直下であるため、1/1、53mm そのままが観察有効長さである。これらを深さ 800 $\mu\text{m}$  観察面積に換算すると、 $200 \times 800 \mu\text{m}^2$  と  $54000 \times 800 \mu\text{m}^2$  となることから、一度の試験により、ほぼ 270 倍の

観察面積を得ることが可能となった。

疲労試験後の観察結果を図②-3)-45 と図②-3)-46 に示す。この転走軌道に対する実験条件は、ヘルツの最大接触圧が 5.3GPa、繰返し数は  $2.1 \times 10^7$  cycles である。図②-3)-46 は転走軌道境界から内側 80 $\mu$ m までの間におけるき裂を有する介在物の観察結果であり、図②-3)-47 は同領域でのき裂が発生していない介在物の観察結果である。両者を比較すると、鋭角形状の介在物の場合には、き裂が発生するが、介在物形状が丸い(MnS系介在物)場合はき裂が発生していないことがわかる。

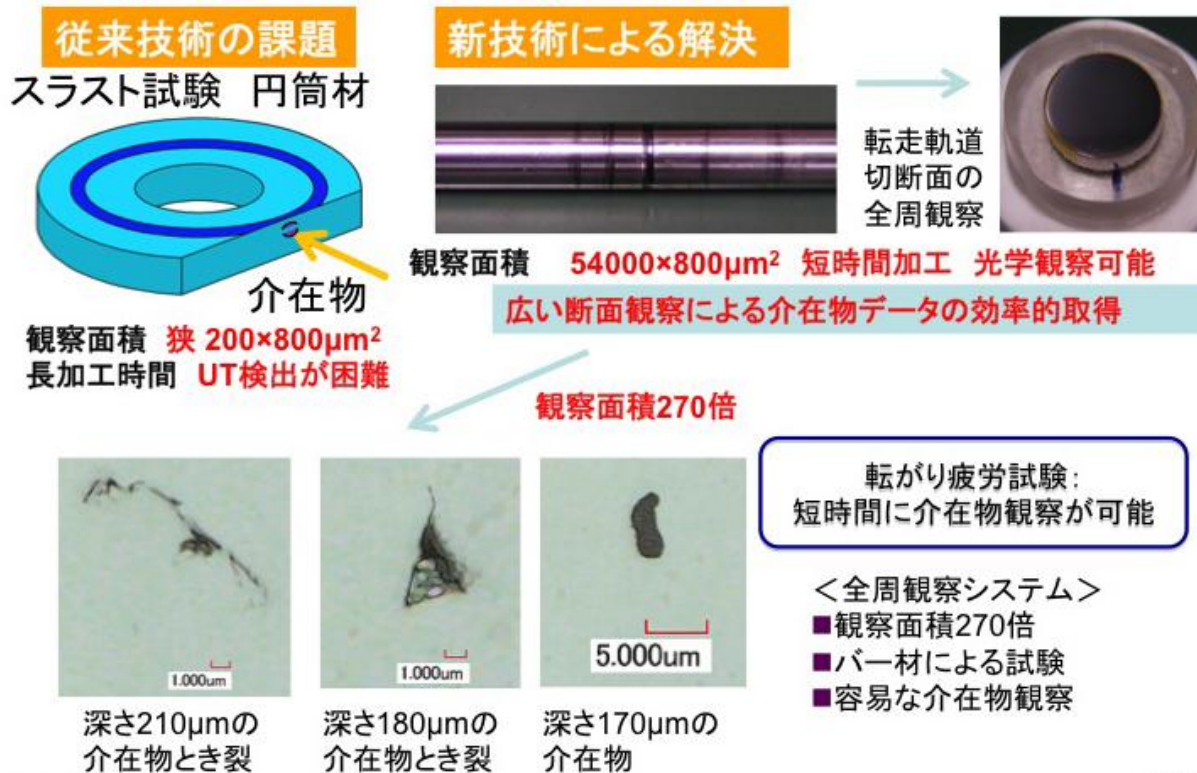
上記で示した介在部の結果をまとめ、応力との関係を考察した。Hertz の接触理論を用いた応力計算の条件は以下の通りである。

- ・ ボール - ヤング率 :  $E_1 = 210$  GPa、ポアソン比 :  $\nu_1 = 0.3$ 、  
半径 :  $R_{1xx} = 4.7625$  mm、 $R_{1yy} = 4.7625$  mm
- ・ シャフト(SUJ2) - ヤング率 :  $E_2 = 210$  GPa、ポアソン比 :  $\nu_2 = 0.3$ 、  
半径 :  $R_{2xx} = \infty$ 、 $R_{2yy} = 8.50$  mm

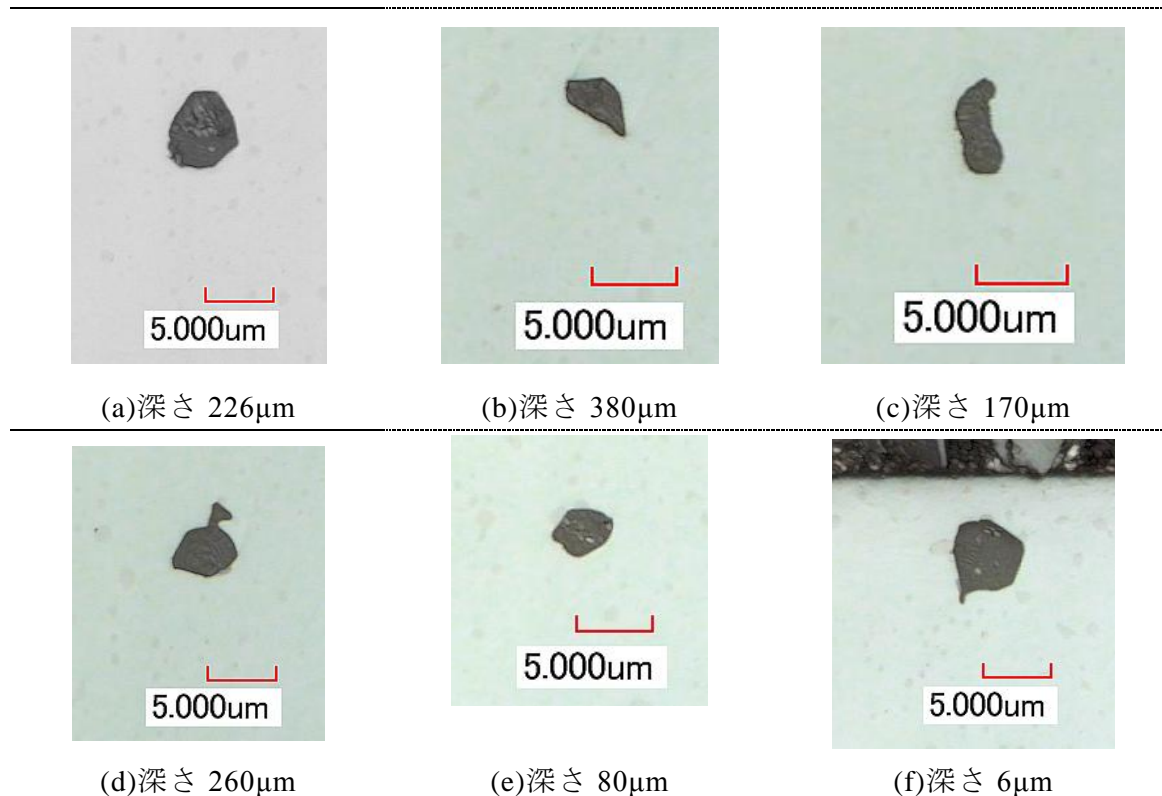
ここでの半径  $R_{1xx} \sim R_{2yy}$  については図②-3)-47 に示すとおりである。疲労試験の総回転数は、 $1.0 \times 10^4$ 、 $1.0 \times 10^5$  回まで行った。観察領域については、サンプル表面から 1 mm までとした。また、ひとつのサンプルにつき 3 回に分けて研磨を行うことで、応力分布がほぼ等しい中央付近で 50 $\mu$ m ずつ離れた 3 つの面を観察した。一回の観察面積は 50 mm<sup>2</sup> である。2 つのサンプルにより、計 6 つの面を観察したため、総観察面積は 300 mm<sup>2</sup> である。

き裂発生深さについて、 $1.0 \times 10^4$  回、 $1.0 \times 10^5$  回におけるヒストグラムを図②-3)-48、図②-3)-49 に示す。ここで、き裂発生深さについては表面から 100 $\mu$ m ごとにき裂発生数をカウントした。これらの図には、解析で得られたせん断応力の分布を重ねて示した。き裂が発生した介在物の個数は  $1.0 \times 10^4$  回で 17 個、 $1.0 \times 10^5$  回で 35 個であった。また表面のはく離やき裂はなく、今回確認できた内部き裂はすべて介在物から発生していた。そこで、介在物の位置する深さとき裂の発生率の関係をみると  $1.0 \times 10^4$  回試験では 0~200 $\mu$ m での発生率が高く、 $1.0 \times 10^5$  回試験では 101~200 $\mu$ m の深さでもっとも発生しており、またピークがより顕著になったことがわかる。また、いずれの場合も表面からの位置が深くなるにつれて、き裂の発生は減少することがわかった。

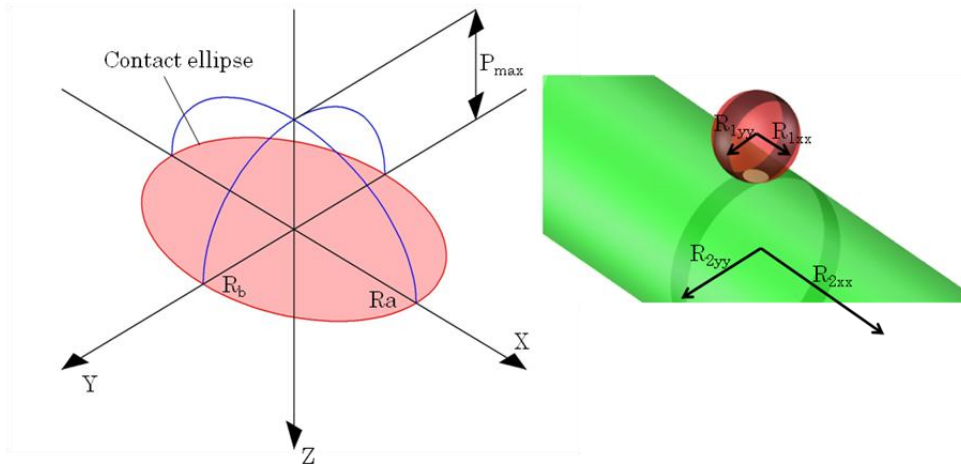
これらのことは転がり疲労による内部き裂は金属内部の深い位置では発生しにくい、表面に近ければより多く起こるわけではなく、表面からある深さの位置がき裂発生のピークとなることを意味している。これらの特徴は最大せん断応力と一致している。



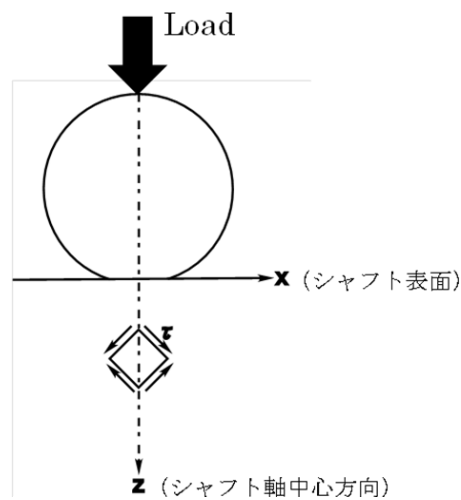
図②-3)-45 一転荷重式全周観察用転がり試験機



図②-3)-46 き裂が発生していない介在物の観察例 (転送軌道境界断面から 80 $\mu\text{m}$  内側、上方向が表面方向)



(a) 楕円接触の座標系 :  $R_a = 0.312\mu\text{m}$ ,  $R_b = 0.235\mu\text{m}$ .

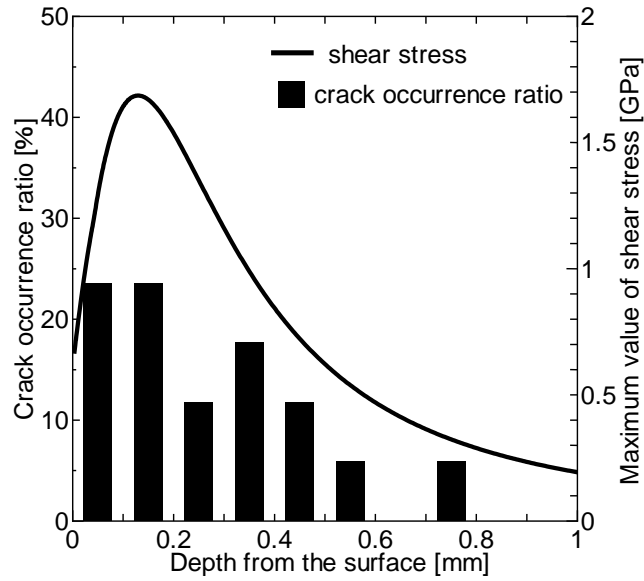


(b) 内部における 45 度せん断応力の模式図

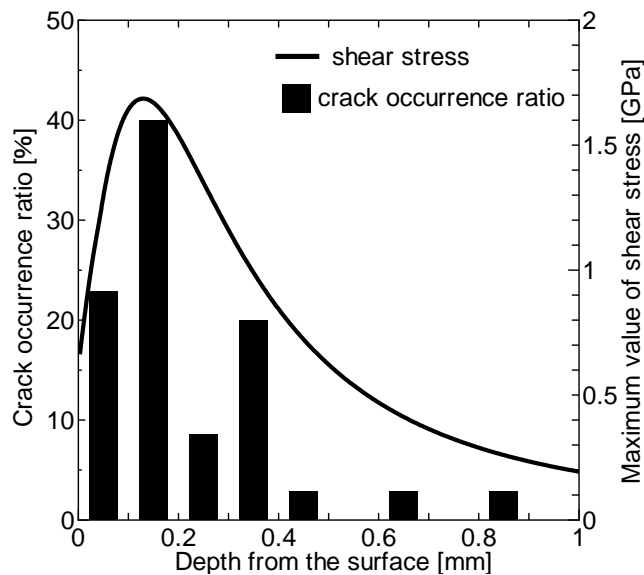
図②-3)-47 ボールとシャフトの模式図とせん断応力の方向

また、従来の方法では切断位置が転走軌道を含むため、転走軌道すべての情報を得ることが不可能であった。このため、本試験片と同様の観察面積を確保するには、所定の回数疲労試験を行った試験片そのものを複数個用意する必要がある。さらに、試験片ごとの切出し位置とその調整にかかるロスが大きかった。しかし、本研究で開発した手法では、一度の切断・研削・研磨のみで全周の観察が行えるため、逐次試験片の準備をする必要がない。このため、観察準備にかかる手間は 1/10 以下になった。以上から、バー材と 1 つの球の組み合わせで精度の高い一点接触式の疲労試験機を製作し、従来の疲労試験と逐次観察の組み合わせに比べ、短時間化が可能となる試験システムを導入することができた。また、本試験システムでは原理的に 1 つの棒状サンプルを用意し、位置を変えるだけで複数条件の試験を行うことができる。このことは今後の介在物観察の効率性向上に寄与する。





図②-3)-48  $1.0 \times 10^4$  回試験のき裂発生深さとき裂発生率の関係  
(Number of inclusions = 17)



図②-3)-49  $1.0 \times 10^5$  回試験のき裂発生深さとき裂発生率の関係  
(Number of inclusions = 35)

#### ②-3)-4 まとめ

図②-3)-50に研究成果をまとめる。マルテンサイト鋼の転動疲労によるき裂形成とはく離を対象に、電子線後方散乱回折法による疲労損傷評価基礎技術、介在物の高速・自動切削法による3次元構造観察技術、磁場顕微法による疲労き裂先端の検出技術を開発し、疲労初期き裂の3次元観察技術の基礎を確立した。そして、転動疲労き裂の発生と伝播機構の明確化を得た。すなわち、低炭素・高温焼戻しマルテンサイト鋼の人工欠陥周りにおける転動疲労初期き裂が変形勾配領域に存在し、圧縮残留応力の最大領域に隣接すること、さらには、初期き裂先端の塑性変形集中およびき裂面の強加

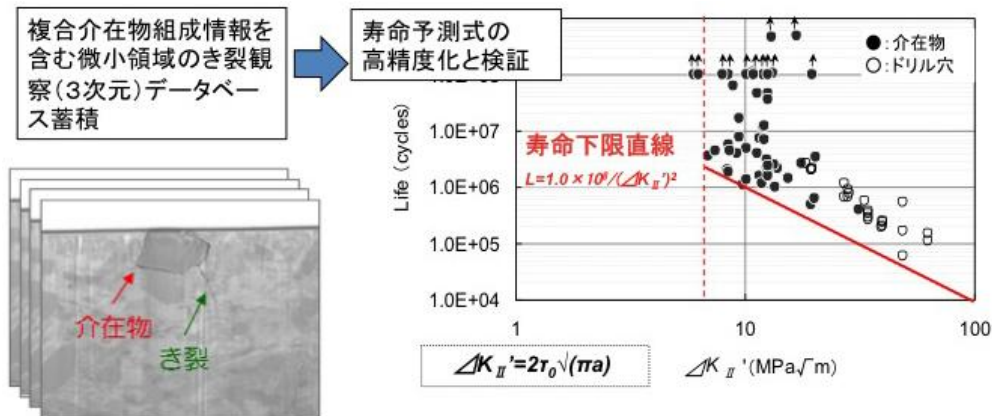
工により微細粒が形成することを見出した。フラット形状工具による鉄鋼材料の高精度加工面の生成および介在物・き裂の自動観察を実施し、軸受鋼における内部介在物・き裂の3次元観察とその高速・高分解能可視化を実現した。さらに、これまでの観察結果を定量化しデータベース化を行うために、評価項目や評価方法を抽出し、ソフトウェアを開発した。3次元磁場顕微鏡により、き裂周辺磁場の可視化および疲労による磁場変化の観察に成功するとともに、応力拡大係数との強い相関関係のある磁場のパラメータを発見した。き裂進展過程における磁場変化の立体的な可視化を行い、き裂の進展方向を予測可能であることを明らかにした。

以上より、転動疲労による局所的疲労損傷の評価を実験手法と解析手法の両面から確立し、疲労損傷状況に及ぼす要因の抽出と損傷発生モデルの構築を達成した。転動疲労は高サイクル数ではく離に至るが、その初期き裂は $10^4$ 回以前に十分な変形損傷（低サイクル）により形成する。また、2次的な開口応力場（モード I）が初期き裂の形成を支配する。介在物からのモード I き裂の形成とモード II き裂への遷移と成長は応力拡大係数から見積もられ、さらにはき裂の停留と伝播には摩擦力の影響が示唆された。これら転動疲労で生じる内部き裂発生・伝播について、軸疲労等で生じる表面疲労破壊および内部疲労破壊との対応関係を導くことに成功した。その結果、最終目標である「限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化」を達成した。これらの成果は、助成企業による研究「材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築し、目標寿命に対する介在物サイズの臨界値を得る」（図②-3）-51）に活かされている。

#### 最終目標「限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化」を達成

- a. 電子線後方散乱回折(EBSD)法による疲労損傷評価基礎技術  
→汎用性(疲労損傷一般)／競合技術(100倍空間分解能 vs X線回折法)
  - b. 介在物の高速・自動切削法による3次元構造観察技術 **世界初**  
→汎用性(3次元・高速欠陥検出)／競合技術(50倍高速 vs シリアルセクションング)
  - c. 磁場顕微法による疲労き裂先端の検出技術 **世界初**  
→汎用性(き裂伝播一般)／競合技術(2000倍高速 vs X線応力測定)
1. マルテンサイト鋼の転動疲労材において変形勾配の可視化と組織変化の検出に成功
  2. 2次的な開口応力場(モード I)が初期き裂形成に関与
  3. 介在物がモード I き裂形成の要因
  4. モード I き裂からモード II き裂への遷移とき裂の停留をモデル化
  5. き裂・介在物の三次元形状を画像処理により定量化するプログラムを開発し、データベース用プラットフォームを完成
  6. き裂周辺磁場の可視化および磁場変化の観察に成功。
  7. 応力拡大係数と磁場の相関性を発見

図②-3)-50 研究成果のまとめ



★酸化物系介在物の大きさの異なる材料による検証  
 ★MnS系またはTiN系介在物の大きさの異なる材料による検証  
 ⇒最悪寿命予測の考え方に矛盾しないことを確認。

図②-3)-51 内部起点疲労破壊 SG (助成企業) の研究成果

## ②-3)-5 参考文献

②-3)-1 N.P. Suh, Wear, 44 (1977), 1-16

②-3)-2 R.S. Hyde, Rolling contact of hardened steel, ASM Handbook, vol. 19, ASM, 1996, 691-703

②-3)-3 A. Grabulov, R. Petrov and H.W. Zandbergen, Materials Science and Technology 2008, 2008, 682-695

②-3)-4 K. Sugino, K. Miyamoto, M. Nagumo, K. Aoki, Transactions ISIJ, 10 (1970), 98-111

②-3)-5 K. Ueda, N. Mitamura, Y. Murakami, M. Ohono, CAMP-ISIJ, 15 (2002), 1033-1036

②-3)-6 T. Fujimatu, K. Hiraoka, A. Yamamoto, Tetsu-to-Hagane, 94 (2008), 13-20

②-3)-7 Y. Sato, Proc. Soc. Mater. Sci. Jpn., 51 (2002), 294-295

②-3)-8 H. Nisitani and K. Mori, STRESS INTENSITY FACTORS HANDBOOK Vol.1, Y. Murakami ed.,1987, Pergamon Press, 16-17.

## 2. 5. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

### (1) 研究成果の展開可能性

#### 1) 介在物・き裂形状データベース

3次元観察データや解析結果の横断的な統計評価が可能となり、介在物・き裂形状と各種特性との関連を統計的手法により相関評価する技術領域の開拓につながる可能性がある。そこで、一般にデータベースを公開し、各研究機関や企業から集積した多種多様なデータを分析すれば、高機能材料の寿命予測や品質、安全基準の規格化に貢献できる。その結果、材料開発における介在物評価のデファクトスタンダードを握ることにつながる。

### (2) 研究成果の汎用性

#### 1) 磁場顕微鏡による磁場変化の測定

これまでも X 線回折技術に代表されるシステムが開発されているが、測定時間の短縮や設備の小型化など困難な問題が残されており、広範な社会インフラの安全性評価には用いられていない。実際に損傷等に起因する問題の発生は少なくなく、依然として破損部品のほぼ半数以上が、破壊部分以外では原型をとどめていること、つまり疲労破壊により破損していたことが判明している。今回のプロジェクトで開発した磁場顕微鏡では、磁場変化はき裂先端に形成される塑性域外でも起こっていること、つまり、破壊の履歴・予兆・余寿命を一度に測定できることを確認している。この原理を応用し、新たに非破壊検査分野で構造物の疲労測定装置に適用できる可能性がある。

## 2) 逐次断面切削観察システム

従来のシリアルセクション法は膨大な労力と時間を要する。精密切削技術を利用した全自動シリアルセクション観察が鉄鋼材料に適用可能となり、様々な金属材料に内包される介在物や欠陥を 3 次元データとして検出できることから、種々の金属製品の品質保証分野に横展開できる。

## (3) 研究成果の適用

本プロジェクトで開発した一点式荷重試験機は、非金属介在物の観察面積を従来の 2700 倍とすることに成功した。今後も、助成企業では製鋼手法と介在物の種類が寿命に及ぼす影響のデータ蓄積が課題とされている。助成企業で製鋼された試験材（介在物制御された鋼材）の一点荷重試験機を用いた転がり疲労試験により、本課題で主要課題とした酸化物系だけではなく、チタン化合物、マンガン系化合物についても、長寿命域における軸受寿命に及ぼす影響を極めて効率よく試験できる。つまり、このシステムにより、疲労と介在物の関係を効率よく求めることができる。今後、助成企業で新しく開発した材料に対して、介在物検査による含有情報からの寿命評価期間を大幅に短縮できるため、開発後の市場投入期間を大きく短縮できる。

き裂の進展下限界挙動は介在物から発生したき裂が停留するかどうかで決定される。つまり、 $\Delta K_{th}$  はき裂の停留現象として評価されるものであり、無負荷状態でこれを区別する技術は従来存在しなかった。本プロジェクトで開発した磁場顕微鏡はこのき裂の評価を行うためのものであり、最終的に  $60\mu\text{m}$  のき裂に対し磁場変化の観察に成功した。さらに、磁場顕微鏡により、進展と停留を区別することができるようになった。これは、介在物から発生したき裂と同等規模のものであり、今後、助成企業で介在物とき裂の両方のデータが蓄積されれば、世界で初めて介在物からのき裂発生とその停留・進展を評価することができるようになる。

逐次断面切削観察システムは、介在物などの欠陥の空間分布を 3 次元データとして評価する手法として有効であり、助成事業への貢献さらには関係業界における製品開発における評価手法に組み込まれると期待できる。

## (4) 研究成果の波及効果

### 1) 関連分野への波及効果（技術的、経済的、社会的）

介在物等のデータベース化は、今後の活用方法を委託研究機関・助成企業とともに協議する予定である。さらに、観察された非金属介在物周辺の局所磁化データを取得

することができる磁場顕微鏡は、疲労初期のき裂に関する破壊力学データ、つまり、き裂が進展するかどうか判断できるため、実構造物に適用することにより、我々の生活を支えるライフラインや、日本の産業の基盤である大型プラントや構造物などの社会インフラの欠陥評価に適用できる。これらは、社会活動に大きな影響を与え、万一事故が起こると、これらの規模の大きさに比例して、その被害は甚大なものとなる。特に、高度経済成長期に製造されたインフラの老朽化・災害後の安全性確保が社会問題化しており、その対策が急務となっている。しかし、本課題による磁場測定法の改良を行えば、常温・大気中でも応力拡大係数から余寿命評価が可能となる技術を生み出すことが期待できる。

## 2) 当該分野の研究開発や人材育成などを促進する波及効果

本研究プロジェクトでは、委託先の3研究機関と助成先の3企業との間で、密接な研究協議を重ねてきた。また、3研究機関の各研究室は異なる専門分野であり、新たな研究交流の機会が得られ、学会や国際会議の場への招聘などが拡大して当該分野の研究開発を促進する波及効果を生んでいる。さらに、外国人を含むポスドク研究員を雇用し、各自とも新たな活躍の場を広げるなど人材育成をも促進する波及効果を生んでいる。

## 2. 5. 6 研究成果の普及，広報活動など（知的財産，論文発表，外部表彰など）

表②-3)-4 研究成果の普及一覧

	H19	H20	H21	H22	H23～	合計
論文	0	3	5	0	1	9
研究発表・講演	2	1	10	9	5	27
受賞実績	0	0	0	0	1	1
新聞・雑誌等への掲載	0	1	0	2	0	3
展示会・シンポジウム参加	0	0	1	0	1	2

【外部表彰】 K. Kida, *et.al.*, Best Paper Award of ICMAM2011

【新聞報道】 2009年8月18日 日刊自動車新聞／鉄鋼新聞 逐次断面切削観察システム

【データベース公開】 2012年10月頃公開予定（理研）

## IV. 実用化・事業化の見通しについて

### 1. 実用化の見通し（SG 成果）

本プロジェクトでは、共通基盤研究を担当する大学・国研を主体とした委託事業の成果は、各 SG で実用化研究を担当する企業を主体とした助成事業に活用され、それぞれの研究開発項目においていずれも最終目標を達成もしくは超過達成した。表IV-1-1 に示すように各 SG の助成事業で得られた成果は今後、各企業での実用化技術の開発に展開され、各企業の戦略に基づいて開発が進められる。

表IV-1-1. 各 SG における成果の展開と出口（実用化）イメージ



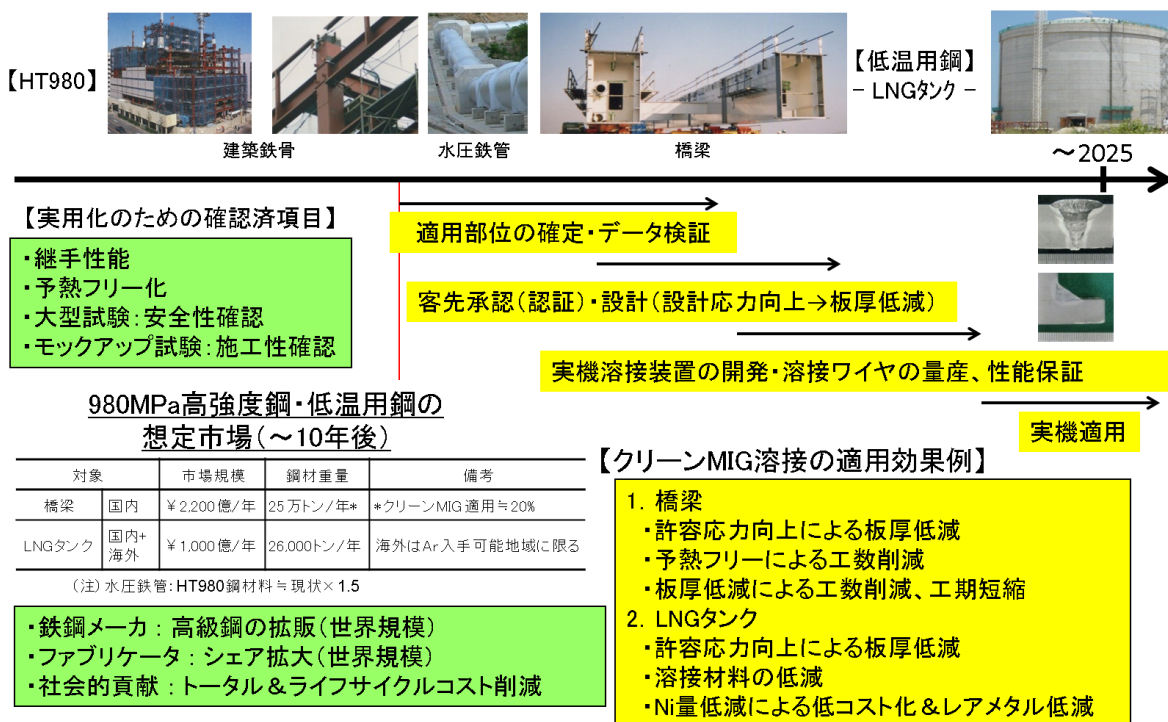
具体的な事業化・実用化の見通しについては各企業の事業戦略に基づくことから、以下では各 SG の開発成果が実用化され社会に普及していくにあたり、解決すべき課題や波及効果と合わせ、想定される成果の実用化イメージとして例示する。

## (1) 溶接技術 SG

溶接技術 SG の実用化の可能性および波及効果として、クリーン MIG 溶接を例に挙げて示す。HT980 の主な適用対象は建築鉄骨、水圧鉄管、橋梁などであり、低温用鋼は LNG タンクである。実用化のためには、継手性能、予熱フリー化を確認するとともに、大型試験による安全性の確認およびモックアップ試験による施工性も既に確認済である。

実用化のステップとしては、先ず適用箇所の確定・データ検証を行い、設計応力の向上による板厚減少を含めた客先承認を取る必要がある。また、並行して実機向け溶接装置の開発および溶接ワイヤの量産体制と性能保証を行い、2025 年頃の実機適用を目指す。

クリーン MIG 溶接の適用による効果としては、橋梁では許容応力向上による板厚低減、予熱フリー化による工数削減、板厚低減による工数削減および工期短縮が期待される。LNG タンクでは、許容応力向上による板厚低減とそれに伴う溶接材料の低減が期待される。また、クリーン MIG 溶接では共金系成分系の適用が可能となるため、Ni 量低減による低コスト化およびレアメタル (Ni) 低減効果も期待される。本技術の適用可能性がある市場規模、鋼材重量は図IV-1-1 に示したとおりであり、国内橋梁 (約 25 万トン/年) に対するクリーン MIG 溶接の適用割合は 20%程度である。LNG タンクは国内、海外合わせて約 26,000 トン/年程度の規模が想定される。また、水圧鉄管では、HT980 の鋼材量が 1.5 倍程度に増加すると予想される。これらに対して、参画した鉄鋼メーカーにとっては世界規模の高級鋼の拡販が期待される。ファブリケーターにとっては、世界規模のシェア拡大が期待される。さらに、社会的貢献としてトータルおよびライフサイクルのコスト削減も期待される。

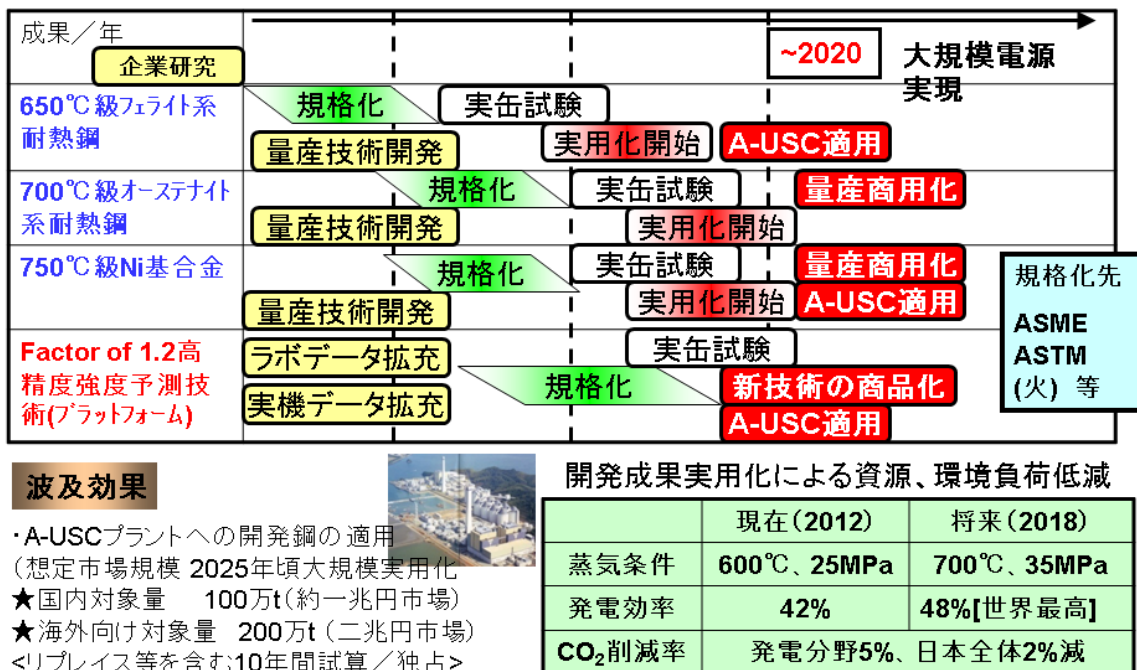


図IV-1-1. 溶接技術 SG 成果の実用化イメージ

## (2) 高温クリープ SG

高温クリープ SG の成果について実用化イメージを図IV-1-2 に示す。高温クリープ SG の成果は大きく分けて2つあり、一つは 700℃級先進的超々臨界圧火力発電 (A-USC) 用材料の合金設計指針を獲得し、鋼材試作まで実施したことであり、もう一つが開発鋼種の長時間強度を精度良く予測可能なシステムの構築に成功したことである。高温クリープ SG では第二の成果を第一の成果に適用し、多くのクリープデータを採取し、長時間強度の予測、検証まで実施した。今後、開発された新しい耐熱鋼を実用化するには、「国際標準化 (規格化)」と「企業における量産技術の開発」を推進する必要がある。高温クリープ SG では既に試作鋼のクリープデータの採取をある程度進めており、今後これを体系的に推進することで実用化が加速されることが期待できる。その後、企業での実缶試験が着実に進められ、実用化を実現していくことが期待される。また、規格化と実缶試験においては第二の成果である強度予測技術を活用することで、理論的、かつデータベースを活用した現実的な強度の長時間信頼性が確保できるため、実用化に向けて確実な評価と実績を得ることができる。こうして規格化の完了、試作、実缶試験等の取り組みを通じ、2020 年頃を目途に開発材料の実プラントへの組み込みを目指す。

本技術開発の成果は2020年以降商用プラントでの高位発熱量基準送電端効率48%達成の見通しを得ることを目指して開発が進められている A-USC 技術への適用、国内の旧式ボイラのリプレース、海外の新規高効率発電プラント建設への適用が期待できる。こうして資源リスクの少ない石炭を使用した高効率発電の実現を通じ、日本の中核基幹電源の構成と CO<sub>2</sub> 排出量削減に貢献することが出来る。



◎高効率プラントを戦略輸出商品とでき、石炭産出国、または途上国のプラント建設に貢献  
 ◎日本の中核電源として機能し、3000~5000万kWの電力を低資源リスクで供給可能。

図IV-1-2. 高温クリープ SG 成果の実用化イメージ

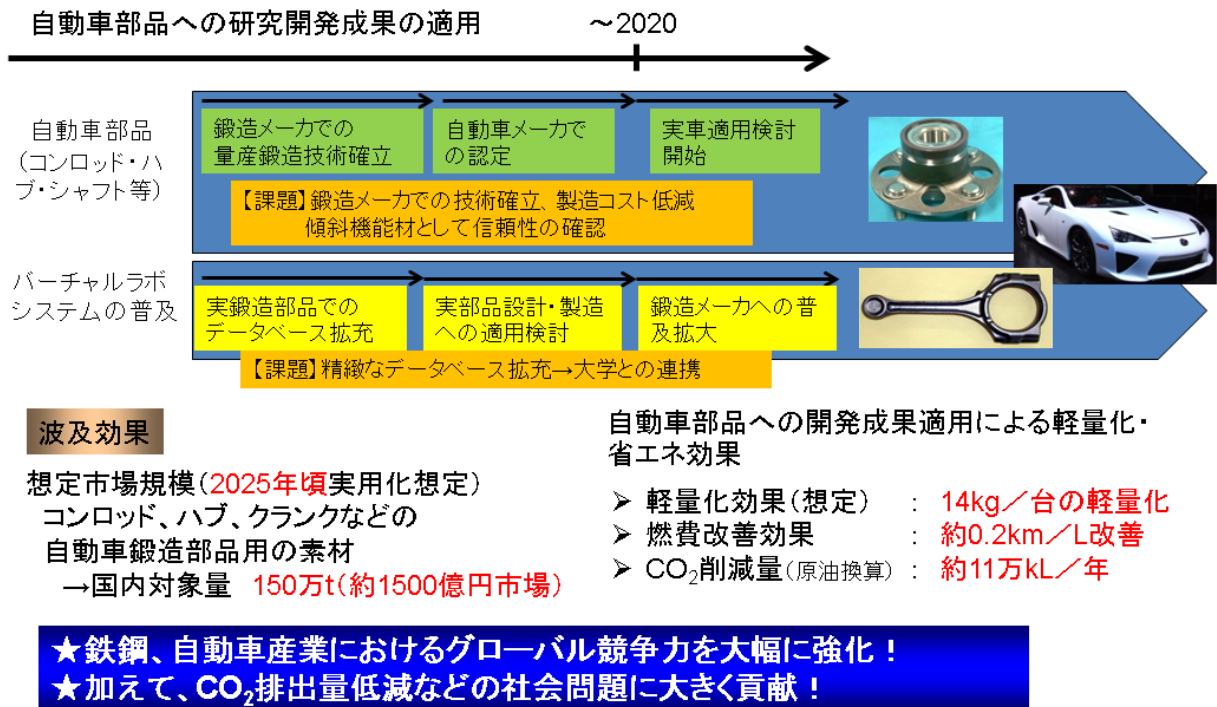


### (3) 制御鍛造 SG

制御鍛造 SG で得た開発成果の実用化可能性及び波及効果を図IV-1-3 に示す。制御鍛造 SG は、強度を従来よりも 20%以上高強度化するとともに、傾斜機能化により被削性も両立できる鍛造用鋼と鍛造技術を開発し、部品内に最適な強度分布を付与させるための熱間鍛造工程設計を実現できるバーチャルラボシステムを構築した。これらの成果をもとに、軽量化された自動車部品の実現およびバーチャルラボシステムの普及による部品設計、鍛造技術を高度化させることで日本の鍛造技術の競争力向上を目指す。

自動車部品の軽量化にあたっては、鍛造メーカーでの量産鍛造技術の確立、製造コストの低減および傾斜機能材としての信頼性の確認が課題となるが、鍛造メーカーとともに量産技術を確立し、自動車メーカーと共同で信頼性を検証した上で、実車適用を目指す。また、バーチャルラボシステムの実用化には、精緻なデータベース拡充が課題であり、大学と連携し、鍛造技術を確立する中でデータベースを拡充しながら対応していくことが期待される。

2020~30年の実用化を想定した場合、コンロッド、ハブ、クランクなどの自動車鍛造部品の素材として、約 150 万トン/年（約 1500 億円/年）の市場が対象になると予測され、本技術の適用により、14kg/台の軽量化、燃費改善効果として 0.2km/L、CO<sub>2</sub> 削減量として約 11 万 kL/年（原油換算）の効果が見込まれる。これにより、我が国の鉄鋼、自動車産業のグローバル競争力が大幅に強化されるだけでなく、CO<sub>2</sub> 排出量低減などの社会的問題にも大きく貢献できることが期待される。



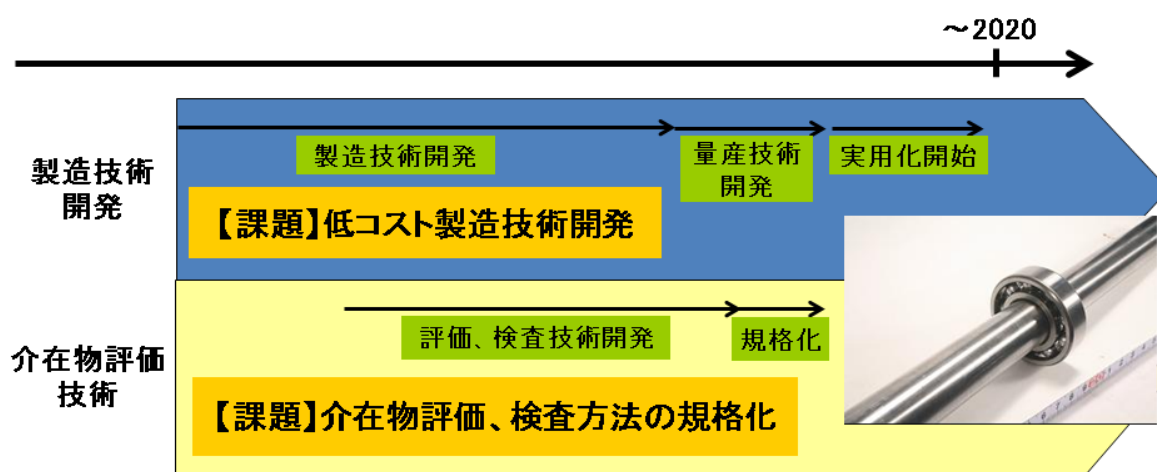
図IV-1-3. 制御鍛造 SG 成果の実用化イメージ

#### (4) 内部起点疲労破壊 SG

内部起点 SG で得た開発成果の実用化可能性及び波及効果を図IV-1-4 に示す。内部起点 SG では鋼中に存在する介在物を起点とした軸受鋼の転動疲労破壊に対し、介在物径から最悪寿命を予測可能な寿命予測式を世界で初めて構築した。この成果を基に従来では困難であった最悪寿命を保証することで、鋼材品質の信頼性向上や、小型・軽量化を達成可能な高寿命軸受鋼の提供を可能とし、鋼材品質で海外メーカーとの差別化を図ることが出来る。

本研究開発成果を活用した鋼材の実用化にあたり、「介在物制御した高品質の材料の低コスト製造技術の確立」と「介在物の評価、検査方法の確立・規格化」が大きな課題となる。これについては各製鋼メーカーが量産技術を確立し、製造される高品質鋼材に対し、様々な手法で評価される品質と寿命の関係を調査していくことで、信頼性評価に有効な手法の検証をしていく。

2020 年頃の実用化を想定した場合、自動車部品用の軸受としては鋼材で約 19 万トン/年、軸受部品としては約 1350 億円/年の市場が対象になると予測され、本技術の適用により、ユニットとして約 31%の軽量化、燃費改善効果として 0.13km/L、CO<sub>2</sub>削減量として約 50 万 kL/年（原油換算）の効果が見込まれる。



#### ■本研究開発成果の自動車への展開

想定市場規模(2018年実用化想定)  
自動車部品用軸受け鋼  
国内 18.9万t(約1350億円市場)

軽量効果 (ユニット重量)	1.85kg	31%	1.27kg
燃費改善効果	15.10km/L		15.23km/L
省エネ効果 (原油換算)	53.5万kL/年		

図IV-1-4. 内部起点疲労破壊 SG 成果の実用化イメージ

以上、図IV-1-5 に示すように本プロジェクトの成果を活用することで、我々の暮らしを支える鋼構造物、エネルギープラント等の高強度化、高機能化、長寿命化や自動車等の更なる軽量化、安全性向上等の実現が期待される。また、本プロジェクトで創出、確立された基盤技術は、我が国製造業の国際競争力向上だけでなく、CO<sub>2</sub> 削減などの地球環境問題の解決や高度な省エネルギーと安全・安心を両立する社会の構築に貢献することが期待される。一方、これらを実現するためには本プロジェクトに参画した企業のみならず、関連分野の企業による事業化への取り組みが不可欠である。我が国産業のさらなる発展に向けた関連企業の御尽力に期待したい。



図IV-1-5. 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト成果の波及効果

## V. 成果一覧

### 1 研究成果の普及

鉄鋼協会や金属学会等における学会発表のほか、米国や EU 等での国際学会における学会発表、およびパンフレットの作成・配布等により、本プロジェクトの研究開発成果を積極的に普及する活動を行った。また、新聞等のマスメディアへのプレス発表等も適宜行い、広く一般にも成果を PR した。さらに本プロジェクトの成果を広く発信するため、シンポジウムを平成 21 年 4 月と平成 24 年 1 月に 2 回開催した。また、平成 24 年 4 月には溶接技術 SG・水素脆化 BRU の成果を「2012 国際ウエルディングショー」へ出展し、一般にも広く本プロジェクトの成果を PR した。

以下に本プロジェクトの研究成果の普及に関連し、特許出願、論文投稿、学・協会での研究発表・講演、外部団体からの受賞実績、新聞・雑誌等への掲載、展示会及びシンポジウム等の出展件数を示す。

#### < 委託分 >

	H19	H20	H21	H22	H23～	合計
特許出願	0	0	0	0	0	0
論文	0	40	20	14	10	84
研究発表・講演	18	77	56	50	37	238
受賞実績	0	1	1	2	5	9
新聞・雑誌等への掲載	0	4	8	7	6	25
展示会・シンポジウム参加	0	0	1	0	2	3

#### < 助成分 >

	H19	H20	H21	H22	H23～	合計
特許出願	3	8	7	10	6	34
論文	0	2	3	3	8	16
研究発表・講演	5	14	15	9	23	66
受賞実績	0	0	0	0	1	1
新聞・雑誌等への掲載	0	0	1	2	4	7
展示会・シンポジウム参加	0	0	1	0	2	3

< 委託+助成の合計 >

	H19	H20	H21	H22	H23～	合計
特許出願	3	8	7	10	6	34
論文	0	42	23	17	18	100
研究発表・講演	23	91	71	59	60	304
受賞実績	0	1	1	2	6	10
新聞・雑誌等への掲載	4	4	13	8	8	37
展示会・シポジウム参加	0	0	1	0	2	3

(註) 新聞発表は PJ 全体の発表が 8 件含む (委託・助成の共通掲載 3 件あり)  
(V. 5 参照)

## 2 シンポジウム・展示会

### 2.1 シンポジウム

基礎研究成果の学・協会での発表を積極的に行う一方、本プロジェクトとしてシンポジウムを平成21年4月と平成24年1月に2回開催した。以下に、その概要を記す。

1回目のシンポジウムは、平成21年4月14日・15日に東京工業大学大岡山キャンパスで開催した。2日間で延べ600名の参加者を迎え、活発な質疑討論がなされた。

溶接技術SGでは、タスクフォースを中心とした合計24件の報告となったが、会場はほぼ満席状態であり当該技術開発分野への期待と関心の高さが反映された。報告には外部有識者の3件の基調講演(「780N/mm<sup>2</sup>級鋼による新構造システム建築物の開発」<新日本製鐵(株) 志村様>、「特殊鋼のガスシールドアーク溶接における海外の現状」<(株)ダイヘン 上山様>、「構造用鉄鋼材料の高強度化と溶接性」<(国)東京大学 小関教授>)を含み、高強度鋼材の実用は溶接を伴わない接合へのアプローチが進む分野もあることや、デジタル制御を駆使した革新的な溶接プロセス開発が地道に世界規模で進行しており、PJのクリーンMIGとそれらとの融合への期待も大きいなど、高強度鋼材に実用における溶接技術の問題点や課題が提起されると同時に将来展望も議論された。単なる国プロ報告会に止まらず、実施者と各界先端技術者との意見交換が行われた。

高温クリープSGでは、電力プラントサイドの視点から「石炭高効率発電の重要性とA-USCへの期待」<電源開発(株) 早川様>、「A-USCプラント開発と将来動向」<(財)電力中央研究所 渡辺様>および「A-USCボイラの実現を支える材料と加工技術」<バブコック日立(株) 佐藤様>の基調講演をいただいた。石炭焼き発電における次世代超々臨界圧プラント(A-USC)への適用を目指す「高温クリープ性能に優れた新材料」、「クリープ損傷状況の新高精度評価法および新その場測定技術」、および「クリープ強度高精度予測プラットフォーム」に関する研究成果と今後の課題について、出席者より多くの質問・意見があり、活発な議論が交わされた。鋼材ユーザーサイドの出席者より高い評価と大きな期待のコメントがあり、A-USCの開発・実用化に向

けて、本プロジェクトが大きく注目されていることを実感できた。

水素脆化SGでは、「自動車材料における水素脆化の重要性、今後に期待すること」<トヨタ自動車(株) 森様>の基調講演をお願いし、高強度化に伴う、実用上の観点からの材料開発の方向性について述べていただいた。会場には常に90名近い参加者が集まり、水素の問題をどう取り扱っていくべきかという基本問題にも触れた議論が活発に行われた。これらの議論を通じ、本SGで取り組んでいる実験及び解析手法の先進性と有効性の認識が確認され、今後の成果に大きな期待が寄せられていることがわかった。

制御鍛造SGでは、「自動車の高強度化・軽量化の現状と課題」<日産自動車(株)藤川様>の基調講演をいただいた。研究成果については、VC析出制御機構について質疑が集中し、高強度化に伴う靱性の低下対応、研究目標としての降伏強度1000MPaに物理的意味、高強度化による鋼材の薄肉化を実現するための剛性の確保について質疑が行われた。これらの課題については本SGでも検討は継続しており、今後の研究に反映できると考えられる。また、バーチャルラボモデル研究については、プロジェクト後のモデルの高精度化推進体制等についての議論が交わされた。

内部起点疲労破壊SGでは、「非金属界介在物が影響する転動疲労研究の難しさと重要性～JAST・EIBSの活動を通して～」<元玉川大学 似内教授>の基調講演をいただいた。転動疲労寿命を決める非金属介在物との関係についてはまだ明らかになっておらず、今後の研究に託されているのが実情で、本SGで開発された3次元介在物観察技術及びき裂生成現象の詳細観察データおよび磁束密度測定を通じたき裂伝播計測法については、非常に高く評価され、多くの注目を浴びた。き裂生成・伝播機構の研究での解析・理屈付けの必要性や今後の研究に参考になる多くのご指摘や助言をいただいた。

2回目のシンポジウムは、平成24年1月12日・13日に東京・お台場にある日本科学未来館で開催した。2日間で延べ600名の参加者を迎え、活発な質疑討論がなされた。基調講演7件、一般報告54件(SG成果概要含む)の報告がなされた。また、プロジェクトの成果普及の一環として、成果物の展示、ならびにポスター展示(20件)も併せて実施し、大勢の方が来場された。

溶接技術SGでは、「レーザ・アークハイブリッド溶接の動向と高張力鋼溶接適用への期待」<光産業創成大学 杓名宗春教授>基調講演をいただいた。(国)大阪大学接合科学研究所平岡溶接技術SGリーダーから、鋼構造体での目標強度(980MPa)及び靱性(-40°Cで47J以上)の達成を目的に、①純Ar雰囲気下でのMIG溶接技術(クリーンMIG)の確立、②板厚25mmの鋼板のレーザ溶接技術の確立、③極低酸素のクリーンマルテンサイト高強度高靱性溶接金属組織設計を行い、それらの総合化により、④980MPa以上の厚鋼板の予熱・後熱処理なしで割れない溶接技術および溶接金属の開発を達成するという目標に対して、(1)同軸複層ワイヤ、パルス定電流制御技術からなるクリーンMIG溶接技術(極低酸素(50ppm以下))、(2)残留 $\gamma$ の生成を適正制御した耐水素脆化性(予熱不要)と高靱性(-40°Cで47J以上)を兼備する極低酸素マルテンサイト組織制御基盤技術とそれを実現する溶接材料、(3)レーザ・アークハイブ

リッド溶接方法の高度化による980MPa級25mm厚までの実用溶接条件（溶接速度0.8～1 m/min）の確立、（4）破壊力学を駆使した開発溶接金属の構造継手の安全性の確認などの成果を得たことが報告された。

水素脆化 BRU では、（独）物質・材料研究機構津崎水素脆化 BRU リーダから、①計算を中心とする研究開発：セメントタイト中の水素存在状態の定量評価と粒界水素量の動的挙動を予測する手法の構築及び欠陥量の同定された引張試験片での粒界水素量の定量評価、②実験を中心とする研究開発：局所的な水素存在状態の評価手法の提案。鋼材中の水素浸入量ならびに水素存在状態におよぼす各種組織因子、水素の導入方法、応力の影響の明確化と局所水素量基準による 980MPa 高強度鋼材ならびにその溶接金属の粒界破断限界の予測手法の構築という目標に対して、（1）低温昇温脱離水素分析法とマルチスケール（原子～マクロ）計算研究による局所的な nm レベルでの低温割れ（水素割れ）機構の解明、（2）単純化金属組織における格子欠陥（空孔、転位、粒界等）と水素の相互作用エネルギーの定量化とメゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）応力状態における水素の挙動解析技術確立、（3）Y 割れ試験結果と SSRT 試験の破壊限界における対応性確認などの成果を得たことが報告された。

高温クリープ SG では、「我が国の高効率発電プラントと将来動向」＜（財）電力中央研究所 渡辺和徳様＞、「A-USC プロジェクトの概要と今後の展開」＜（独）物質・材料研究機構 福田雅文様＞、「A-USC ボイラ用材料と製作技術の開発」＜パブコック日立（株） 佐藤恭様＞の 3 件の基調講演があり、その後九州工業大学増山高温クリープ SG リーダから、700℃級超々臨界火力発電（A-USC）用耐熱材料として、①650℃（フェライト系鋼）、700℃（オーステナイト系鋼）、750℃（Ni 基合金）で 10 万時間クリープ強度 100MPa を実現できる合金設計指針の提示および②予測時間精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の確立という目標に対して、（1）所期の目標を達成し、世界最高強度を有するフェライト系鋼、オーステナイト系鋼および Ni 基合金の合金設計指針の提示や母材と同等の溶接継手強度を有する新開発フェライト系鋼の国際規格化に要するデータ取得、（2）損傷データベースと強度予測プラットフォームの構築と劣化診断手法の開発により、Factor of 1.2 の高精度でクリープの寿命評価と長時間強度予測基盤技術を確立するなどの成果を得たことが報告された。

制御鍛造 SG では、「低合金鋼の析出制御による高強度化」＜（国）東北大学 古原忠教授＞と「自動車の高強度化・軽量化の現状と課題」＜トヨタ自動車（株） 森元秀様＞の 2 件の基調講演をいただいた。（国）豊橋科学技術大学梅本制御鍛造 SG リーダから、同一部材内で、高強度部 1000MPa 以上、軟質部 900MPa 以下の傾斜機能を発現できる鍛造技術の開発として、①VC 析出制御および結晶粒径微細化技術による高強度化の達成、②組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムの基盤構築および③プロトタイプ鍛造技術を生かした試作（コンロッド模擬部品等）を行うという目標に対して、（1）降伏強度 1000MPa を達成するための傾斜機能付与技術（成分、プロセス）の実験実証、（2）鍛造中の温度、変形抵抗、組織の変化を可視化し、VC 相界面析出による強化を含む強度分布を予測するシミュレーションシステム

(バーチャルラボシステム)の構築、(3)開発鋼を使ったプロトタイプ部品での強度差付与の確認などの成果を得たことが報告された。

内部起点疲労破壊 SG では、「転がり軸受の新寿命理論—構造疲れと転がり疲れのリンクage—」<明治大学 清水茂夫教授>の基調講演の後、(国)横浜国立大学梅澤修内部起点疲労破壊 SG リーダから、高強度鍛造材の転動疲労き裂発生・伝播機構の解明と寿命予測式の構築のため、①材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式構築、②目標寿命に対する非金属介在物サイズの臨界値、および③限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化するという目標に対して、

(1) 介在物形態の3次元解析と疲労素過程明確化による転動疲労メカニズムのモデル化を行って、ヤング率およびマトリクス/介在物界面の密着状態がき裂発生に大きく影響することを明らかにするとともに、(2) 種々の介在物による転動疲労試験データを取得して、転動疲労メカニズムに基づいた寿命予測式を提案、Paris 則に準じた新定義パラメータ( $\Delta K_{II}'$ )により寿命下限線を取得するなどの成果を得たことが報告された。



図 V-2-1. 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクトシンポジウムの様子(左:第2回シンポジウムメイン会場、右上:講演概要集、右下:成果物展示会場(第2回シンポジウム))

## 2. 2 2012 国際ウエルディングショー

NEDOは本プロジェクトの研究成果の普及を目的として、平成24年4月に開催された「2012国際ウエルディングショー」へ溶接技術SG・水素脆化BRUの研究成果を出展した。以下に、その概要を記す。

### (1) 展示会概要

開催日時：平成24年4月11日(水)～14日(土) 10:00～17:00

開催場所：インテックス大阪 2号館～4号館(196社出展)

主催者：社団法人日本溶接協会、産報出版株式会社

来場者：66,698人(内海外来場者 2,291人) \*主催者発表



## (2) 出展概要

本プロジェクトの成果のうち、溶接技術 SG、水素脆化 BRU で得られた高強度鋼溶接技術に関する 19 テーマについて、研究成果の概要を説明するパネルや大型モックアップ構造体などの成果物サンプルを展示し、さらにビデオ展示、プレゼンテーションを行って、一般にもわかりやすく普及するように工夫を凝らしたブース（面積 108m<sup>2</sup>（12m×9m））を設置、運営した。また、溶接技術 SG の成果物である「純アルゴン MIG 溶接」のロボット実演なども行い、多くの来場者の興味を引いた。ブースへの来場者は 4 日間の合計で 3,653 人（ブースマップ配布数）と盛況であり、出展者と情報交換等を行うなど、研究成果の普及に繋がった。

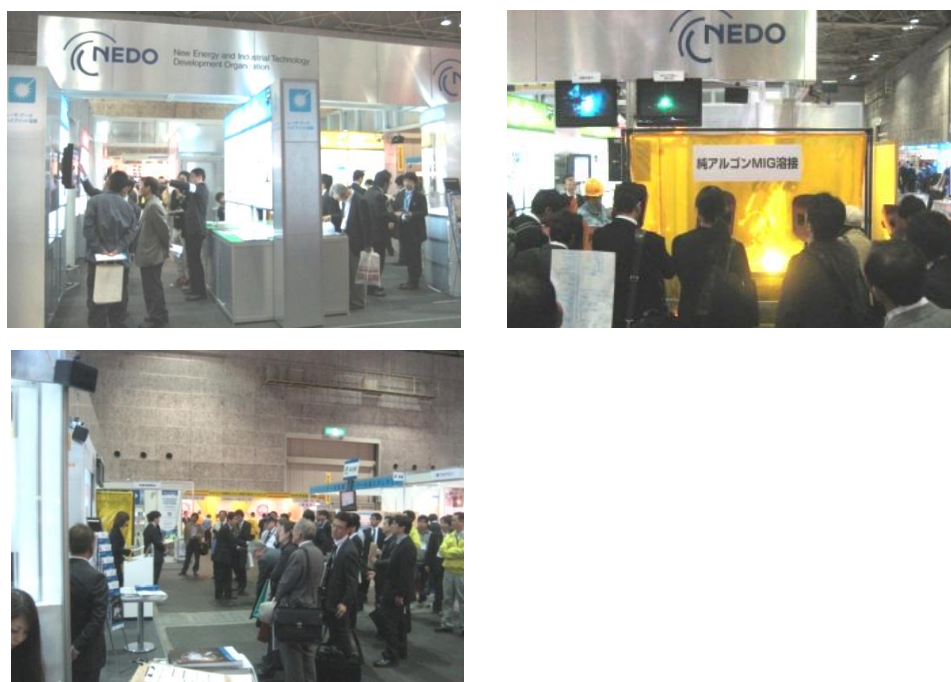


図 V-2-2. 2012 国際ウエルディングショーでの NEDO ブースの様子（左上：ブース内、右上：純アルゴン MIG 溶接実演ブース、左下：プレゼンテーションブース）

### 3 特許出願（別紙V-1参照）

S G		契約	年度					計
			H19	H20	H21	H22	H23～	
溶接	W	委託	0	0	0	0	0	0
		助成	2	2	4	1	2	11
		計	2	2	4	1	2	11
高温クリープ	C	委託	0	0	0	0	0	0
		助成	0	0	1	0	0	1
		計	0	0	1	0	0	1
水素脆化	H	委託	0	0	0	0	0	0
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	0	0	0	0	0
制御鍛造	F	委託	0	0	0	0	0	0
		助成	1	6	1	8	3	19
		計	1	6	1	8	3	19
内部起点疲労	E	委託	0	0	0	0	0	0
		助成	0	0	1	1	1	3
		計	0	0	1	1	1	3
計		委託	0	0	0	0	0	0
		助成	3	8	7	10	6	34
		計	3	8	7	10	6	34

### 4 論文（別紙V-2参照）

S G		契約	年度					計
			H19	H20	H21	H22	H23～	
溶接	W	委託	0	13	7	8	5	33
		助成	0	1	0	2	1	4
		計	0	14	7	10	6	37
高温クリープ	C	委託	0	19	2	5	1	27
		助成	0	1	0	0	0	1
		計	0	20	2	5	1	28
水素脆化	H	委託	0	2	5	1	0	8
		助成	0	0	0	0	1	1
		計	0	2	5	1	1	9
制御鍛造	F	委託	0	3	1	0	3	7
		助成	0	0	2	1	5	8
		計	0	3	3	1	8	15
内部起点疲労	E	委託	0	3	5	0	1	9
		助成	0	0	1	0	1	2
		計	0	3	6	0	2	11
計		委託	0	40	20	14	10	84
		助成	0	2	3	3	8	16
		計	0	42	23	17	18	100

5 研究発表・講演（別紙V-3参照）

S G		契約	年度					計
			H19	H20	H21	H22	H23～	
溶接	W	委託	4	14	12	3	17	50
		助成	0	2	3	0	6	11
		計	4	16	15	3	23	61
高温クリープ	C	委託	3	27	18	17	9	74
		助成	4	5	6	0	4	19
		計	7	32	24	17	13	93
水素脆化	H	委託	6	22	9	5	0	42
		助成	0	0	0	2	3	5
		計	6	22	9	7	3	47
制御鍛造	F	委託	3	13	7	16	6	45
		助成	0	6	6	6	9	27
		計	3	19	13	22	15	72
内部起点疲労	E	委託	2	1	10	9	5	27
		助成	1	1	0	1	1	4
		計	3	2	10	10	6	31
計		委託	18	77	56	50	37	238
		助成	5	14	15	9	23	66
		計	23	91	71	59	60	304

6 受賞実績（別紙V-4参照）

S G		契約	年度					計
			H19	H20	H21	H22	H23～	
溶接	W	委託	1	0	1	0	2	4
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	1	0	1	0	2	4
高温クリープ	C	委託	0	0	0	1	1	2
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	0	0	1	1	2
水素脆化	H	委託	0	0	0	1	1	2
		助成	0	0	0	0	1	1
		計	0	0	0	1	2	3
制御鍛造	F	委託	0	0	0	0	0	0
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	0	0	0	0	0
内部起点疲労	E	委託	0	0	0	0	1	1
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	0	0	0	1	1
計		委託	1	0	1	2	5	9
		助成	0	0	0	0	1	1
		計	1	0	1	2	6	10

7 新聞・雑誌等への掲載（別紙V-5参照）

S G		契約	年度					計
			H19	H20	H21	H22	H23～	
全体	A	委託	4	0	4	0	0	8
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	4	0	4	0	0	8
溶接	W	委託	0	1	3	3	4	11
		助成	0	0	0	0	(3)*1	0
		計	0	1	3	3	4	11
高温クリープ	C	委託	0	1	1	0	2	4
		助成	0	0	0	1	0	1
		計	0	1	1	1	2	5
水素脆化	H	委託	0	0	1	1	0	2
		助成	0	0	0	1	1	2
		計	0	0	1	2	1	4
制御鍛造	F	委託	0	1	3	1	0	5
		助成	0	0	1	0	0	1
		計	0	1	4	1	0	6
内部起点疲労	E	委託	0	1	0	1	1	3
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	1	0	1	1	3
計		委託	4	4	12	6	7	33
		助成	0	0	1	2	1	4
		計	4	4	13	8	8	37

8 国際調査（別紙V-6参照）

S G		契約	年度					計
			H19	H20	H21	H22	H23～	
溶接	W	委託	0	0	0	0	2	2
		助成	0	0	1	0	0	1
		計	0	0	1	0	2	3
高温クリープ	C	委託	0	1	1	3	3	8
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	1	1	3	3	8
水素脆化	H	委託	0	0	1	1	0	2
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	0	1	1	0	2
制御鍛造	F	委託	0	0	1	1	0	2
		助成	0	0	0	0	1	1
		計	0	0	1	1	1	3
内部起点疲労	E	委託	0	0	3	5	3	11
		助成	0	0	0	0	0	0
		計	0	0	3	5	3	11
計		委託	0	1	6	10	8	25
		助成	0	0	1	0	1	2
		計	0	1	7	10	9	27

別紙 V-1 特許出願一覧

No	出願手続会社	国内 外国	名称	発明者(出願人)	出願	公開	登録No	権利化	備考 (審査請求日)	SG名
1	㈱神戸製鋼所	国内	熱間鍛造用素材ピレットの加熱方法	㈱神戸製鋼所 柿本英樹	特願2007-300777 平成19年11月20日	特開2009-125752 平成21年6月11日			平成21年9月29日	F
2	㈱神戸製鋼所	国内	溶接用ソリッドワイヤ	㈱神戸製鋼所 武田裕之	特願2007-262452 平成19年10月5日	特開2009-090312 平成21年4月30日			平成21年9月29日	W
3	㈱神戸製鋼所	国内	溶接用ソリッドワイヤ	㈱神戸製鋼所 武田裕之	特願2007-262453 平成19年10月5日					W
4	住友金属工業㈱	国内	高強度鋼製粗形およびその製造方法	㈱住友金属小倉 大藤善弘	特願2008-188149 2008年7月22日	特開2010-024503 平成22年2月4日			平成22年7月27日	F
5	㈱神戸製鋼所	国内	高強度非調質熱間鍛造部品の製造方法	㈱神戸製鋼所 村上俊夫	特願2008-222496 平成20年8月11日	特開2010-053430 平成22年3月11日			平成23年2月4日	F
6	㈱神戸製鋼所	国内	丸棒の冷却方法	㈱神戸製鋼所 柿本英樹	特願2008-228362 平成20年9月5日	特開2010-058160 平成22年3月18日			平成23年2月4日	F
7	㈱神戸製鋼所	国内	丸棒用冷却装置	㈱神戸製鋼所 柿本英樹	特願2008-228363 2008年9月5日	特開2010-059516 平成22年3月18日			平成23年2月4日	F
8	大同特殊鋼株式会社	国内	高強度非調質鍛造部品の製造方法	大同特殊鋼株式会社 吉田広明	特願2008-238657 平成20年9月17日	特開2010-070795 平成22年4月2日				F
9	㈱神戸製鋼所	国内	溶接用ソリッドワイヤ	㈱神戸製鋼所 名古秀徳、武田裕之、岡崎喜臣、末永和之、中西浩一郎	特願2008-241197 平成20年9月19日	特開2009-101414 平成21年5月14日			平成23年2月4日	W
10	㈱神戸製鋼所	国内	溶接用ソリッドワイヤ	㈱神戸製鋼所 名古秀徳、岡崎喜臣、佐藤統宣、中西浩二郎	特願2009-015590 平成21年1月27日	特開2010-172907 平成22年8月12日			平成23年9月1日	W
11	JFEスチール株式会社	国内	高強度高靱性熱間鍛造品の製造方法	JFEスチール株式会社 長谷和邦、岩本隆、木村秀途	特願2009-077492 平成21年3月26日	特開2010-229475 平成22年10月14日				F
12	住友金属工業㈱	国内	高強度鋼製粗形品の製造方法	㈱住友金属小倉 大藤善弘	特願2009-88792 平成21年4月1日	特開2010-242114 平成22年10月28日			平成23年5月26日	F
13	㈱神戸製鋼所	国内	溶接用ソリッドワイヤ	㈱神戸製鋼所 名古秀徳、武田裕之、岡崎喜臣、末永和之、中西浩一郎	特願2008-241197 平成20年9月19日	特開2009-101414 平成21年5月14日			平成23年2月4日	W
14	㈱神戸製鋼所	国内	溶接用ソリッドワイヤおよび溶接金属	㈱神戸製鋼所、岡崎喜臣、名古秀徳、佐藤統宣、山上雅史	特願2009-208495 平成21年9月9日	特開2011-056539 平成23年3月24日				W
15	㈱神戸製鋼所	国内	駆動疲労における応力解析方法	㈱神戸製鋼所 土田武広、田村栄一	特願2009-217546 平成21年9月18日	特開2011-064644 平成23年3月31日			平成23年9月1日	E
16	株式会社 I H I	国内	溶接割れ試験方法及び試験片	株式会社 I H I 猪瀬幸太郎、神林順子、杉野友洋、山岡弘人、中西保正	特願2009-189467 平成21年8月18日	特開2011-036911 平成23年2月24日				W
17	住友金属工業㈱	国内	オーステナイト系ステンレス鋼	住友金属工業㈱ 五十嵐正晃、米村光治	特願2010-063499 平成22年3月19日	特開2011-195880 平成23年10月6日				C
18	JFEスチール株式会社	国内	溶接金属部の靱性に優れた鋼材のレーザ溶接継手およびレーザ溶接方法	東京工業大学 竹山雅夫 JFEスチール株式会社 角博幸、大井健次	特願2010-074002 平成22年3月29日	特開2011-206777 平成23年10月20日				W
19	株式会社 I H I	国内	すみ肉溶接継手	株式会社 I H I 猪瀬幸太郎、阿部大輔、中西保正	特願2010-226613 平成22年10月6日	特開2012-076141 平成24年4月19日				W
20	㈱神戸製鋼所	国内	フェライトパーライト型非調質鍛造部品の製造方法	㈱神戸製鋼所 有川剛史、村上俊夫、柿本英樹	特願2010-235811 平成22年10月20日					F

No	出願手続会社	国内 外国	名 称	発明者(出願人)	出 願	公 開	登録№	権利化	備考 (審査請求日)	SG名
21	㈱神戸製鋼所	国内	フェライトパーラーライト型非調質鍛造部品の製造方法	㈱神戸製鋼所 柿内エライジヤ、村上俊夫、有川剛史	特願2010-235812 平成22年10月20日					F
22	㈱神戸製鋼所	国内	フェライトパーラーライト型非調質鍛造部品の製造方法	㈱神戸製鋼所 村上俊夫、柿内エライジヤ、有川剛史	特願2010-235813 平成22年10月20日	特開2012-086253 平成24年5月10日				F
23	㈱神戸製鋼所	国内	高強度・高靱性非調質熱間鍛造部品およびその製造方法	㈱神戸製鋼所 柿内エライジヤ、村上俊夫、有川剛史	特願2010-254500 平成22年11月15日	特開2012-102390 平成24年5月31日				F
24	㈱神戸製鋼所	国内								F
25	㈱神戸製鋼所	国内								F
26	㈱神戸製鋼所	国内								F
27	住友金属工業㈱	国内								F
28	㈱神戸製鋼所	国内								E
29	㈱神戸製鋼所	国内								F
30	株式会社 I H I	国内								W
31	㈱神戸製鋼所	国内								F
32	㈱神戸製鋼所	国内								F
33	住友金属工業㈱	国内								W
34	㈱神戸製鋼所	国内								E

※No.24～34 は未公開特許のため、特許情報の記載なし

別紙 V-2 論文一覧

N0.	著者	題目	発表年月日	掲載雑誌、年、ページ	SG名
1	室蘭工大 駒崎慎一	Creep property Measurement of Welded Joint of Reduced Activation Ferritic Steel by SP creep test		11th International Conference on Creep and Engineering Materials and Structures, Bayreut Uni.(Germany)	C
2	九州工業大学 徳永辰也	Phase Transformation Behavior of Grade 91 Ferritic Steel		11th International Conference on Creep and Engineering Materials and Structures, Bayreut Uni.(Germany)	C
3	大阪大学 接合科学研究所 小溝裕一	Microstructure Development of Ultra-High Strength Steel Weld Metal for Avoiding Hot and Cold Cracking		The 18th International Offshore and Polar Engineering Conference, July 6, 2008	W
4	室蘭工業大学 材料物性工学専攻 加藤太一朗、駒崎慎一	Small Punch Creep Properties of Heat Affected Zones of Reduced Activation Ferritic Steel		2008 ASME Pressure Vessels and Piping Conference (Chicago, USA) 主催者：米国機械学会	C
5	物質・材料研究機構 阿部富士雄	New Development on Boron Metallurgy of Creep-resitant 9%Cr Steel for USC Poew Plant at 650°C		International Conference on New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels (Buenos Aires, Argentina) 主催者：同上国際会議組織委員会	C
6	物質・材料研究機構 阿部富士雄	Effect of boron on creep deformation behavior and microstructure evolution in 9% Cr steel at 650°C		International Journal of Materials Research (formerly: Zeitschrift fuer Metallkunde)誌	C
7	物質・材料研究機構 阿部富士雄	Analysis of creep rates of tempered martensitic 9%Cr steel based on microstructure evoluit		11th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures (Creep 2008) 主催者：同上国際会議組織委員会	C
8	横浜国立大学大学院工学研究院 梅澤 修	Novel Techniques Characterizing Subsurface Fatigue Crack Generation and Crach Growth in Martensite Steels		New Methods of Damage and Failure Anaysis of Structure Parts 主催者：VŠB-Technical University of Ostrava	E
9	横浜国立大学大学院工学研究院 梅澤 修	Subsurface fatigue crack generation and strain incompatibility near grain boundaries for a nitrogen-strengthened austenitic steel at cryogenic temperature		Fatigue Damage of Structural Materials VII 主催者：Elsevier	E
10	大阪大学接合科学研究所 志賀千晃	Effect of MS temperature on residual stress in welded joints of high strength steel		61st Annual Assembly of International Institute of Welding	W
11	物質・材料研究機構 榎田浩義、浅利裕介、館山佳尚、大野隆央	Ab initio study on hydrogen-defect interaction in alpha-Fe and its role in hydrogen embritlemen	2008年9月	2008 International Hydrogen Conference – Effects of Hydrogen on Materials American Society of Mechanical Engineers, General Motors Corporation, Toyota, OCAS, Materials Information Society	H
12	物質材料研究機構 邱海 (H. Qiu)、齊 錦剛 (Jingang Qi)、殷 福星 (F.X. Yin)、平岡和雄	Evaluation of Martensite Transformation Kinetics by Dilatation Curve		Metallurgical and Materials Transactions A 主催者：アメリカTMS	W
13	大阪大学大学院工学研究科 高嶋康人、南二三吉	Fracture Toughness Evaluation of Laser Beam Welded Joints of 780 MPa Strength Class Steel		I I W 2008 (第61回)	W
14	物材機構 阿部富士雄	Boundary and Sub-boundary Hardening in High-Cr Ferritic Steels During Long-term Creep at 650oC		7th International MPA-IfW-NIMS-Workshop on Advances in High Temperature Materials for High Efficiency Power Plants 主催者：Stuttgart大学、Darmstadt工科大学、物材機構	C
15	東北大学 環境科学研究科 丸山公一	クリープ破断時間予測の現状と課題		ふえらむ (日本鉄鋼協会会報) 主催者：日本鉄鋼協会	C
16	東北大学 環境科学研究科 丸山公一	Cr Concentration Dependent Overestimation of Long Term Creep Life in 9 - 12Cr Ferritic Steels		7th International MPA-IfW-NIMS-Workshop on Advances in High Temperature Materials forHigh Efficiency Power Plants 主催者：Stuttgart大学、Darmstadt工科大学、物材機構	C
17	九州大学 木田勝之	Changes in magnetic flux density around fatigue crack tips		Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures	E
18	物質・材料研究機構 塚本 進	Distribution of Wire Feeding Elements in Laser-Arc Hybrid Welding	2008年11月	27th International Congress on Applications of Laser & Electro-Optics 主催者：Laser Institute of America	W

N0.	著 者	題 目	発表年月日	掲 載 雑 誌、 年、 ページ	S G 名
19	大阪大学接合科学研究所 小溝裕一	Controlling the phase evolutions during welding toward developments of high strength steel weld metal with martensite microstructure	2008年11月	Trends in Welding Research 2008 主催者：ASM international	W
20	大阪大学大学院工学研究科 早田 新	Formation of Retained Austenite in Triplex Stainless Steel Weld Metal	2008年11月	The 8th International Symposium of the Japan Welding Society (8WS) 主催者：(社)溶接学会	W
21	物質・材料研究機構 邱 海、斉錦剛 (Jingang QI)、殷福星、平岡和雄、左 宏	Measurement of retained austenite content in weld metal	2008年11月	Proceedings of the 8th International Welding Symposium 主催者：日本溶接学会	W
22	物質・材料研究機構 趙 琳	Homogeneity of Wire Feeding Elements in CO2 Laser-GMA Hybrid Welds	2008年11月	8th International Symposium of JWS 主催者：(社)溶接学会	W
23	佛神戸製鋼所 名古秀徳、岡崎喜臣、武田裕之、末永和之、中西浩二郎	Study on Structures at As Welded Zone and Reheated Zone in 9%Ni Steel Similar Composition Weld Metal	2008年11月	8th International Symposium of the Japan Welding Society 主催者：(社)溶接学会	W
24	物質・材料研究機構 邱 海、斉錦剛 (Jingang QI)、殷福星、平岡和雄、左 宏	Measurement of retained austenite content in weld metal	2008年11月	Proceedings of the 8th International Welding Symposium 主催者：日本溶接学会	W
25	大阪大学大学院工学研究科 三上欣希、望月正人、豊田政男	A Parametric Study on the Effect of the Transformation Expansion of High-strength Weld Metal on the Restraint Stress	2008年11月	8th International Symposium of the Japan Welding Society 主催者：(社)溶接学会	W
26	大阪大学接合科学研究所 申 政孝、中田一博	Effect of gap width and groove angle on weld formation of thick carbon steel by 4 kW fiber laser and MAG arc hybrid welding	2008年11月	8th International Symposium of the Japan Welding Society 主催者：(社)溶接学会	W
27	大阪大学接合科学研究所 小鶴哲史	Observation of arc phenomena in plasma GMA welding process	2008年11月	8th International Symposium of JWS 主催者：(社)溶接学会	W
28	日本原子力研究開発機構 海老原健一、鈴木知明、蕪木英雄 上智大学理工学部 高井健一 新日本製鐵(株) 竹林重人	純鉄及び共析鋼の昇温脱離分析による水素放出プロファイルのモデリング		「鉄と鋼」 Vol.94(2008), No.11 11月号 (社)日本鉄鋼協会	H
29	大阪大学 寺田 大将、辻 伸泰	Hot Deformation and Dynamic Recrystallization Behaviors of Medium Carbon Steel in Austenite Region		Journal of Materials Processing Technology	F
30	九州工業大学大学院工学研究院 徳永辰也	Phase transformation behaviour of creep-strength enhanced 9% Cr steels	2009年4月	2nd International ECCC Conference 主催者：European Creep Collaborative Committee	C
31	物質・材料研究機構 阿部富士雄	Heat-to-Heat Variation in Long-term Creep Strength of Some Ferritic Steels	2009年4月	2nd International ECCC Conference European Creep Collaborative Committee	C
32	新日本製鐵株 長谷川 泰士	Type IV damage mechanism due to the microstructure weakening in the HAZ of a multi-layer welded joint of the W containing 9%Cr ferritic creep resistant steel	2009年4月	Creep & Fracture in High Temperature Components-design & Life Assessment Issues 主催者：European Creep Collaborative Committee	C
33	九州工業大学 増山不二光	Comprehensive Approach to Creep Life Assessment of Martensitic Heat Resistant Steels	2009年4月	Creep & Fracture in High Temperature Components-design & Life Assessment Issues 主催者：European Creep Collaborative Committee	C
34	物質・材料研究機構 花村年裕	Dependence of yield strength on ferrite grain size in ferrite/ cementite and ferrite / pearlite structures of medium carbon steel	2009年8月25日	Thermec 2009 (Technical University-Berlin, Germany) 主催者：TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)	F
35	室蘭工業大学 材料物性工学科 駒崎慎一	Small Punch Creep Properties of Welded Joint of High Cr Ferritic Steel	2009年4月1日	2nd International ECCC Conference 主催者：European Creep Collaborative Committee	C
36	九州工業大学大学院 工学研究院 増山不二光	Effect of Specimen Size and Shape on Creep Rupture Behavior of Creep Strength Enhanced Ferritic Steel Welds	2009年6月	International Conference WELDS 2009 主催者：Electric Power Research Institute	C
37	物質・材料研究機構 花村年裕 鳥塚史郎	Dependence of yield strength on ferrite grain size in ferrite/cementite and ferrite / pearlite structures of medium carbon steel	2009年6月1日	ISIJ International	F



N0.	著 者	題 目	発表年月日	掲 載 雑 誌、 年、 ページ	S G 名
38	九州工業大学 徳永辰也	Phase Transformation Behavior of Boron Containing 9% Cr Heat Resistant Steels	2009年8月	Thermec 2009 主催者：TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)	C
39	東京工業大学 高田尚記, 松尾孝, 竹山雅夫	Site Occupation and Defect Structure of Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase in Fe-Nb-M Ternary Systems at Elevated Temperatures	2009年6月	MRS Symposium: Advanced Intermetallic-Based Alloys for Extreme Environment and Energy Applications 主催者：Materials Research Society	C
40	東京工業大学 高田尚記, 松尾孝, 竹山雅夫	Transmission Electron Microscopy of Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase with C14 structure in Fe-Nb-Ni Alloys	2009年6月	MRS Symposium: Advanced Intermetallic-Based Alloys for Extreme Environment and Energy Applications 主催者：Materials Research Society	C
41	物質・材料研究機構 耐熱グループ 阿部富士雄	Microstructure Evolution in HAZ and Suppression of Type IV Fracture in Advanced Ferritic Power Plant Steels	2009年6月	International Conference WELDS 2009 主催者：EPRI	C
42	東北大学 環境科学研究科 丸山 公一	Cr Concentration Dependence of Overestimation of Long Term Creep Life in Strength Enhanced High Cr Ferritic Steels	2009年4月23日	2nd International Conference on: Creep and Fracture in High Temperature Components - Design and Life Assessment 主催者：European Creep Collaborative Committee (ECCC)	C
43	東北大学 丸山 公一	Temperature and Stress Dependence of Creep Life of welded Joints in Strength Enhanced High Cr Ferritic Steels	2009年6月26日	International Conference : WELD 2009 主催者：EPRI (USA)	C
44	J F E スチール株式会社 長谷和邦	Formation of Ultra Fine Ferrite Grain with Spheroidized Cementite Particles by Warm Deformation of Medium Carbon Steel	2009年5月26日	ASIA STEEL 2009 主催者：The Korean Institute of Metals and Materials	F
45	理化学研究所, 藤崎和弘, 横田秀夫, 他 5名 (共著)	Observation of Three-dimensional Internal Structure of Steel Materials by Means of Serial Sectioning with Ultrasonic Elliptical Vibration Cutting	2009年6月19日	Journal of Microscopy	E
46	室蘭工業大学 駒崎慎一	Creep Properties Measurements of Heat-Affected Zones of High Cr Ferritic Steel by SP Creep Test	2009年6月	International Conference on Weldments-WELDS 2009 EPRI (米国電力研究所)	C
47	大阪大学大学院工学研究科、高嶋康人、大畑充、南二三吉	Fracture Performance Evaluation of Laser Beam Welded Joints Based on the Weibull Stress Criterion	2009年7月	2009 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference 主催者：The American Society of Mechanical Engineers, ASME	W
48	理化学研究所 横田秀夫、山形豊、山下典理男、藤崎和弘	Three-dimensional internal structure observation for industrial materials by means of high precision serial sectioning system	2009年12月	Symposium on Processing and Fabrication of Advanced Materials 主催者：学振176委員会	E
49	九州大学大学院 工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	Three dimensional observations of magnetic flux density around fatigue crack tips of bearing steels	2009年11月	The International Conference on Experimental Mechanics 主催者：Asian Committee for Experimental Mechanics	E
50	九州大学大学院 工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	Changes in magnetic flux density around fatigue crack tips of carbon tool steels	2009年11月	The International Conference on Experimental Mechanics 主催者：Asian Committee for Experimental Mechanics	E
51	Lin Zhao, Susumu Tsukamoto, Goro Arakane, NIMS Tomohiro Sugino, IHI	Influence of Oxygen on Weld Geometry in Fibre Laser Melding	2009年11月	名称：28th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO 2009) 主催者：Laser Institute of America	W
52	Susumu Tsukamoto, Lin Zhao, Goro Arakane, NUIIMS Tomohiro Sugino, IHI	Prevention of Porosity by Oxygen in Partial Penetration Laser and Laser-GMA Hybrid Welding	2009年11月	名称：28th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO 2009) 主催者：Laser Institute of America	W
53	Y. Nie, Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, E. Akiyama, K. Tsuzaki	Hydrogen embrittlement of an ultrafine elongated ferrite grain structure steel with tensile strength of 1500 MPa		Scripta Materialia	H
54	九州大学大学院工学研究院 木田勝之, Edson Costa Santos	Changes in magnetic flux density around fatigue crack tips of bearing steels	2009年12月1日	Symposium on Processing and Fabrication of Advanced Materials 主催者：学振176委員会	E

N0.	著 者	題 目	発表年月日	掲 載 雑 誌、 年、 ページ	S G 名
55	愛知製鋼(株) 宇田川 毅志、菅勝徳、西川友章 (独)理化学研究所 藤崎和弘、山下典理男、横田秀夫	非金属介在物の評価・観察技術の高度化とその応用	2010年1月	愛知製鋼技報Vol.27、No.1 主催者：愛知製鋼(株)	E
56	佛神戸製鋼所 村上 俊夫、畑野 等 東北大学 宮本 吾郎、古原 忠	V添加中炭素鋼の相界面析出シート間隔の予測	2010年4月	日本鉄鋼協会 計算工学による組織と特性予測技術研究会 報告書 主催者：日本鉄鋼協会	F
57	豊橋技術科学大学 杉田一樹、梅本実	中炭素鋼の初析フェライト成長速度に及ぼすV添加の影響	2010年4月	日本鉄鋼協会 計算工学による組織と特性予測技術研究会 報告書 主催者：日本鉄鋼協会	F
58	大阪大学接合科学研究所 小溝裕一	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」の概要と枠組みについて - 主として高強度鋼の溶接金属について -	2009年8月号	溶接学会誌	W
59	大阪大学接合科学研究所 志賀千晃	Effect of Ms Temperature on Residual Stress in Elked Joints of High Strength Steels	2009年7月1日	Welding in the World I I W	W
60	物質・材料研究機構 塚本進	Prevention of Porosity by Oxygen in Partial Penetration Laser and Laser-GMA Hybrid Welding		28th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO 2009) Laser Institute of America	W
61	物質・材料研究機構 Lin Zhao	Influence of Oxygen on Weld Geometry in Fibre Laser Welding		28th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO 2009) Laser Institute of America	W
62	日本原子力研究開発機構 システム計算科学センター 海老原健一、蕪木英雄、鈴木知明、上智大学 理工学部 機能創造理工学科 高井健一	A Numerical Study on the Validity of the Local Equilibrium Hypothesis in Modeling Hydrogen Thermal Desorption Spectra	2009年12月	ISIJ International 社団法人日本鉄鋼協会	H
63	(独)物質・材料研究機構 Nie Yihong、秋山英二、津崎 兼彰	Hydrogen embrittlement of an ultrafine elongated ferrite grain structure steel with tensile strength of 1500 MPa	2009年9月	Scripta Materialia 2009年9月24日投稿予定	H
64	上智大学 理工学部 機能創造理工学科 高井健一、萩原行人	Hydrogen desorption behavior of pure iron and Inconel 625 during elastic and plastic deformation	2010年1月	ISIJ International 社団法人日本鉄鋼協会	H
65	Center for Computational Science and e-systems、 Japan Atomic Energy Agency、M. Yamaguchi、K. Ebihara、M. Itakura、T. Kadoyoshi、T. Suzudo、and H.Kaburaki	First - principles study on the grain boundary embrittlement of metals by solute segregation: II .Metal(F、Al、Cu)-Hydrogen (H)Systems		Metallurgical and Material Transactions A TMS and ASM International Springer science publishers	H
66	(独)物質・材料研究機構 阿部富士雄、田淵正明、塚本進	Metallurgy of Type IV Fracture in Advanced Ferritic Power Plant Steels	2010年6月	International Conference on High Temperature Defect Assessment (HIDA-5) 主催者：European Technology Development (ETD)	C
67	(独)物質・材料研究機構 阿部富士雄	Creep Life Estimation of Gr.91 Based on Creep Strain Analysis	2010年6月	International Conference on High Temperature Defect Assessment (HIDA-5) 主催者：European Technology Development (ETD)	C
68	九州工業大学 増山不二光	R&D Program for A-USC Material Development with Creep Strength/Degradation Assessment Studies	2010年8月31日	Sixth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants 主催者：Electric Power Research Institute (EPRI, 米国電力研究所)	C
69	(独)物質・材料研究機構 阿部富士雄	Creep Deformation Behavior and Alloy Design Philosophy of Creep-resistant Tempered Martensitic 9cr Steel	2010年9月2日	Sixth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants 主催者：Electric Power Research Institute (EPRI, 米国電力研究所)	C
70	九州工業大学 徳永辰也、増山不二光	Effects of alloying elements and constituent phases on long-term creep strength of modified 9Cr-1Mo steel	2010年9月	9th Liège Conference on Materials for Advanced Power Engineering 主催者：FORSCHUNGSZENTRUM JÜLICH	C
71	新日本製鐵(株) 接合研究センター 糟谷正、橋場裕治、井上裕滋	オーステナイト-マルテンサイト組織溶接部の水素放出挙動	2010年7月10日 (投稿日)	溶接学会論文集 主催者：日本溶接学会	W
72	大阪大学接合科学研究所 張遼源、寺崎秀紀	高エネルギーX線回折と供焦点レーザー顕微鏡を用いた残留オーステナイト量が異なる低炭素高合金鋼のマルテンサイト変態のその場観察	2010年9月1日	鉄と鋼 主催者：日本鉄鋼協会	W

N0.	著 者	題 目	発表年月日	掲 載 雑 誌、 年、 ページ	S G 名
73	J F E スチール (株) 角 博幸、大井 健次、 小野 守章、安田 功一	高強度鋼レーザー溶接金属のマイクロ組織 と機械的特性	2010年10月	(社) 溶接学会 溶接冶金研究委員 会創設50周年記念シンポジウム 主催者：日本溶接学会	W
74	大阪大学接合科学研究所 張遼源、寺崎秀紀	In-situ observation of martensite transformation and retained austenite in supermartensitic stainless steel	2010年11月	The International Symposium on Visualization in Joining & Welding Science through Advanced Measurements and Simulation 2010 (Visual-JW2010) 主催者：大阪大学接合科学研究所	W
75	大阪大学接合科学研究所 田代真一、田中学	Improvement of bead formation in plasma MIG welding process in pure argon atmosphere	2010年11月	The International Symposium on Visualization in Joining & Welding Science through Advanced Measurements and Simulation 2010 (Visual-JW2010) 主催者：大阪大学接合科学研究所	W
76	大阪大学接合科学研究所 田代真一、田中学	Effect of welding direction on weld bead formation in high power fiber laser and MAG arc hybrid welding	2010年11月	The International Symposium on Visualization in Joining & Welding Science through Advanced Measurements and Simulation 2010 (Visual-JW2010) 主催者：大阪大学接合科学研究所	W
77	(独) 日本原子力研究 開発機構 海老原健一、 板倉充洋、山口正剛、燕 木英雄、鈴木知明	Evaluation of Local Stress and Local Hydrogen Concentration at Grain Boundary using Three- dimensional Polycrystalline Model	2010年10月	Joint International Conference of Supercomputing in Nuclear Applications + Monte Carlo 2010 (SNA + MC2010) 主催者：(独) 日本原子力研究開発 機構	H
78	大阪大学接合科学研究所 小溝祐一、寺崎秀紀	In situ time resolved X-ray diffraction using synchrotron	2011年1月	Science and Technology of Welding and Joining/Maney, UK	W
79	大阪大学接合科学研究所 小溝祐一、寺崎秀紀	Diffusional and displacive transformation behaviour in low carbon-low alloy steels studied by a hybrid in situ observation system	2011年1月	Scripta Materialia/Elsevier BV, Netherland	W
80	大阪大学接合科学研究所 中田一博	10kW級ファイバーレーザー・マグアーク ハイブリッド溶接によるI形開先突合せ 溶接継手形成に関する検討	2011年1月	溶接学会論文集/溶接学会	W
81	大阪大学接合科学研究所 中田一博	厚鋼板のT形水平すみ肉溶接におけるI パス貫通溶接継手形成に及ぼすファイ バーレーザー・マグアークハイブリッド 溶接条件の検討	2011年1月	溶接学会論文集/溶接学会	W
82	大同特殊鋼(株) 保母誠、梅森直樹、松村 康志、藤原正尚	加工誘起VC析出を活用した高強度化・ 傾斜機能化制御鍛造技術の開発	2011年1月	電気製鋼 (大同特殊鋼技報) 第81 巻2号 主催者：大同特殊鋼(株)	F
83	J F E スチール株式会社 長谷和邦 京都大学 辻 伸泰	Effect of Initial Microstructure on Ultrafine Grain Formation through Warm Deformation in Medium Carbon Steels	2011年4月	Scripta Materialia	F
84	(株)神戸製鋼所 村上俊 夫、柿内エライジャ、畑 野等、有川剛史、柿本英 樹、長田卓	VC相界面析出制御による高強度化・傾 斜機能化技術	2011年4月1日	R&D 神戸製鋼技報 主催者：株式会社 神戸製鋼所	F
85	東京工業大学 竹山雅夫	Fe-Ni-Nb 3 元系の高温における $\gamma$ -Fe/Fe <sub>2</sub> Nb(TCP)/Ni <sub>3</sub> Nb(GCP)相間の相平 衡	2011年4月頃	日本金属学会誌 主催者：日本金属学会	C
86	(株)住友金属小倉 大藤善弘 (独)物質・材料研究機構 鳥塚史郎、花村年裕	パーライト中のVC析出を利用した非調 質鋼の高強度化機構	2011年5月以降	鉄と鋼 主催者：日本鉄鋼協会	F
87	(株)神戸製鋼所 土田武広、田村栄一	軸受鋼における介在物を起点とした転 動疲労き裂発生メカニズム	2011年4月	R&D 神戸製鋼技報 主催者：株式会社 神戸製鋼所	E
88	愛媛大学大学院理工学研究 科 仲井 清眞	急冷溶接金属部の強靱化に及ぼす微細 粒内ベイナイトの効果とその結晶学的 解析	2011年6月	レーザー加工学会誌、Vol.18、No.2	W
89	大阪大学大学院工学研究 科 南 二三吉	構造用鋼レーザー溶接継手の破壊じん 性・破壊性能評価指標	2011年6月	レーザー加工学会誌、Vol.18、No.2	W
90	物質・材料研究機構 塚本晋、趙琳、荒金吾郎 (株) IHI：杉野友洋	レーザー及びレーザー/アークハイブリ ッド溶接におけるキーホールの安定化と ポロシティの防止 - 酸素及び二酸化炭 素添加による効果 -	2011年6月	レーザー加工学会誌、Vol.18、No.2	W
91	JFEスチール (株) 角博幸、大井健次、安田 功一	高強度高レーザー溶接金属のマイクロ組織 と機械的特性	2011年6月	レーザー加工学会誌、Vol.18、No.2	W
92	JFEスチール (株) 石川信行、末吉仁	水素侵入による98MPa級溶接金属の低 温割れ限界条件	2011年6月	溶接学会論文集	H
93	大阪大学接合科学研究所 張遼源、寺崎秀紀	In-situ observation of martensite transformation and retained austenite in supermartensitic stainless steel	2011年6月	ISOPE2011	W

N0.	著 者	題 目	発表年月日	掲 載 雑 誌、 年、 ページ	S G 名
94	物質材料研究機構 邱 海、Linning Wang, Hong Zuo, Goro, Arakane, Fuxin Yin, Kazuo Hiraoka	Influence of retained austenite on low- temperature tensile properties of Cr-Ni Weld Metal	2011年4月 (受 付)	Acta Materialia	W
95	物質・材料研究機構 大 場洋次郎、大沼正人 株式会社神戸製鋼所 村 上俊夫、畑野等	Quantitative Analysis of Precipitate in Vanadium-Microalloyed Medium Carbon Steels using Small-Angle X-ray and Neutron Scattering Methods	2011年5月 (受 付)	ISIJ International 社団法人日本鉄鋼協 会	F
96	東北大学 金属材料研究 所 宮本吾郎、古原忠、 堀亮太、Behrang Poorganji	Interphase precipitation of VC and resultant hardening in V-added medium carbon steels	2011年7月	ISIJ International 社団法人日本鉄鋼協 会	F
97	理化学研究所 横田秀 夫、山形豊、山下典理 男、藤崎和弘	An Automated Three-dimensional Internal Structure Observation System based on High- speed Serial Sectioning of Steel Materials	2011年8月(受 付)	Precision Engineering (国際ジャーナ ル)	E
98	株式会社神戸製鋼所 村 上俊夫、畑野等 東北大学 宮本吾郎、 古原忠	Modeling of interphase precipitation during isothermal transformation in V added medium carbon steels	2011年9月(受 付)	ISIJ International 日本鉄鋼協会	F
99	豊橋技術科学大学 Ho- Hung Kuo, Minoru Umemoto / 京都大学 Kazuki Sugita / 東北大学 Goro Miyamoto, Tadashi Furuwara	Modeling Phase Transformation and Yield Strength of Vanadium Microalloyed Carbon Steels	2012年4月	ISIJ International 日本鉄鋼協会	F
100	大同特殊鋼(株) 藤原正 尚、吉田広明、木村利光	加工熱処理を用いた材質制御鍛造技術	2012年1月	電気製鋼(大同特殊鋼・技報)・技術 資料 大同特殊鋼株式会社	F

## 別紙V-3 研究発表・講演一覧

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S.G名
1	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	マルテンサイト組織の水素脆化破壊限界	2007年3月27日	J A E A 蕪木	H
2	hftM2007材料力学部門講演会	昇温脱離分析法による各種格子欠陥にトランプされた水素のピーク分離	2007年10月24日～26日	上智大学 藤田 圭	H
3	平成20年度両支部合同冬季講演大会 日本鉄鋼協会北海道支部	SP試験法による低放射化フェライト鋼溶接継手局所領域のクリープ特性評	2008年1月22日～23日	室蘭工業大学 材料物性工学科 加藤太一朗、駒崎慎一	C
4	溶接学会高エネルギービーム加工研究委員会 第57回高エネルギービーム加工研究委員会	ハイブリッド溶接におけるワイヤ添加元素の分布状況	2008年2月13日	物質・材料研究機構 塚本進	W
5	M&M若手研究者による国際シンポジウム（主催：日本機械学会材料力学部門）	Hydrogen Distribution in Defective Iron and Its Effect on Mechanical Property	2008年3月9日～10日	大阪大学基礎工学部 森 英喜	H
6	社団法人日本機械学会 関西支部第83期定時総会講演会	磁場顕微鏡の開発とき裂進展挙動の観察	2008年3月14日	大阪大学 木田勝之、岡野秀基	E
7	日本金属学会2008年春季大会 公募シンポジウム 基調講演	粒界凝集エネルギー(2γ)の第一原理計算	2008年3月26日～28日	日本原子力研究開発機構 山口 正剛	H
8	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会	内部起点型転がり疲れの研究課題	2008年3月26日～28日	山陽特殊製鋼(株) 平岡 和彦	E
9	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	溶接SUB Grの狙いと取り組み方針	2008年3月27日	NIMS 平岡和雄	W
10	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	革新的溶接プロセス（クリーンMIG溶接）の開発	2008年3月27日	大阪大学 田中	W
11	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	革新的機能溶接金属～オキサイドメタラジーからマルテンサイトメタラジーへ	2008年3月27日	大阪大学 小溝	W
12	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	高温クリープSUB Grの狙いと取り組み内容	2008年3月27日	住金 五十嵐	C
13	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	SPクリープ及び組織評価解析技術	2008年3月27日	室蘭工大 駒崎	C
14	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	リアルタイム組織損傷計測技術の開発と寿命診断技術の確率	2008年3月27日	大阪大学 白井	C
15	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	水素脆化SUB Grの狙いと取り組み内容	2008年3月27日	NIMS 津崎	H
16	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 主催者：社団法人日本鉄鋼協会 「溶接分科会シンポジウム」	各種格子欠陥における水素存在状態解析	2008年3月27日	上智大学 高井	H
17	日本鉄鋼協会 第155回春季講演大会	「計算工学による組織と特性予測技術研究会」の組織予測グループの活動報告と先端的制御鍛造プロジェクトの紹介	2008年3月27日	豊橋技術科学大学系 梅本 実	F
18	日本鉄鋼協会 第155回春季講演大会	鍛造部品用炭素鋼の相変態挙動に及ぼすバナジウム添加の影響	2008年3月27日	豊橋技術科学大学系 梅本 実、丸山 拓郎	F
19	日本鉄鋼協会 第155回春季講演大会	鍛造部品用炭素鋼の強度に及ぼすバナジウム添加の影響	2008年3月27日	豊橋技術科学大学系 梅本 実、伊藤 彰紀	F
20	日本鉄鋼協会 第155回春季講演大会	高温焼戻しマルテンサイト鋼における疲労起点介在物周りの観察	2008年3月27日	横浜国立大学 鈴木宏幸、梅澤修	E
21	日本鉄鋼協会2009年春季講演大会	「Ni基耐熱合金のマイクロ組織と機械的性質への影響」	2008年3月28日～30日	住友金属工業㈱ 総合技術研究所 浜口友彰	C
22	日本鉄鋼協会2009年春季講演大会	「Ni基耐熱合金中γ/γ'整合析出強化の基礎的検討」	2008年3月28日～30日	住友金属工業㈱ 総合技術研究所 米村光治	C
23	日本鉄鋼協会2009年春季講演大会	「Ni基耐熱合金のクリープ変形挙動および破断強度におよぼす析出強化相の影響」	2008年3月28日～30日	住友金属工業㈱ 総合技術研究所 仙波潤之	C
24	溶接学会平成20年度春季全国大会	Effect of oxygen on distribution of wire feeding elements in laser/GMA hybrid welding	2008年4月8日～10日	物質・材料研究機構 塚本進	W
25	溶接学会平成20年度春季全国大会	厚鋼板におけるファイバーレーザー・マグアークハイブリッド溶接特性（第1報）	2008年4月8日～10日	大阪大学接合科学研究所 中田	W
26	溶接学会平成20年度春季全国大会	高出力ファイバーレーザーによる高張力鋼の溶接とその現象	2008年4月8日～10日	大阪大学接合科学研究所 片山	W

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G名
27	溶接学会平成20年度春季全国大会	プラズマGMA溶接におけるアーク現象の観察	2008年4月9日	大阪大学接合科学研究所 田中	W
28	日本材料学会 第13回分子動力学シンポジウム	経路積分分子動力学法を用いた水素拡散過程の活性化エネルギーの評価	2008年5月23日	大阪大学大学院基礎工学研究科 牛田裕己	H
29	日本材料学会 第13回分子動力学シンポジウム	$\alpha$ -鉄中での水素と欠陥の相互作用のモデリング	2008年5月23日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
30	日本材料学会 第13回分子動力学シンポジウム	$\alpha$ -鉄中の水素場と欠陥場の発展のモデリング	2008年5月23日	大阪大学大学院基礎工学研究科 君塚 肇	H
31	日本材料学会 第57期通常総会・学術講演会	8Cr-2W-VTa鋼溶接継手局所領域のクリープ特性評価	2008年5月24日	室蘭工業大学 駒崎慎一、加藤太一朗	C
32	平成20年度春期講演大会 日本高圧力技術協会	9%Cマルテンサイト系耐熱鋼の溶接熱影響部のTypeIV型損傷機構に関する考察	2008年5月30日	新日本製鐵(株) 長谷川泰士、溝口昌毅	C
33	日本学術振興会 耐熱金属材料第123委員会 研究会	炭素無添加Fe-20Cr-30Ni-2Nb オーステナイト系耐熱鋼のクリープ特性	2008年7月14日	東工大 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C
34	日本学術振興会 耐熱金属材料第123委員会 研究会	Fe-Nb-M3元系におけるFe2Nb Laves相の相領域及びM元素の置換挙動	2008年7月14日	東工大 石川茂浩、高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C
35	(独)物質・材料研究機構 NIMS conference	Evaluation of Hydrogen Entry and Delayed Fracture	2008年7月16日	(独)物質・材料研究機構 秋山英二、李松杰、張作貴、王毛球、松門克浩、津崎兼彰	H
36	(独)物質・材料研究機構 NIMS conference	Modeling of the Mechanism of Delayed Fracture Initiation	2008年7月16日	(独)日本原子力研究開発機構 システム計算科学センター 蕪木英雄、山口正剛、海老原健一、板倉充洋、門吉朋子、鈴木知明	H
37	平成20年度夏期講演大会 (社)日本鉄鋼協会北海道支部	中炭素鋼における逆変態 $\gamma$ 結晶粒径に及ぼす組成および前組織の影響 (逆変態 $\cdot\gamma$ 域鍛造加工再結晶プロセスによる細粒強化の検討-1)	2008年7月24日	新日本製鐵(株) 寺本真也、藤田崇史、加田修、戸田正弘 大阪大学 辻伸泰	F
38	日本鉄鋼協会・日本金属学会 中国四国支部 鉄鋼第51回・金属第48回合同支部講演大会	Laser溶接金属中アンセキュラーフェライトの巨視的組織観察	2008年8月7日	愛媛大学大学院 理工学研究科 磯村紀世、真鍋一生、小林千悟、仲井清眞、阪本辰顕 JFEスチール(株)スチール研究所 安田功一	W
39	(社)溶接学会 平成20年度秋季全国大会	14Cr系高強度鋼溶接金属の凝固組織解析	2008年9月10日	大阪大学接合科学研究所 小溝裕一	W
40	(社)溶接学会 平成20年度秋季全国大会	プラズマGMA溶接におけるアーク現象の観察 (第2報)	2008年9月10日	大阪大学接合科学研究所 田中研究室 小鶴哲史	W
41	(社)溶接学会 平成20年度秋季全国大会	980MPa級高強度鋼溶接継手の破壊性能に及ぼす溶接金属の加工硬化特性の影響の解析的検討	2008年9月10日～12日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋康人	W
42	(社)溶接学会 平成20年度秋季全国大会	9Ni共合金系溶接金属における原質部/再熱部組織に関する研究	2008年9月12日	㈱神戸製鋼所 名古屋秀徳、岡崎喜臣、武田裕之、末永和之、中西浩二郎	W
43	(社)溶接学会 平成20年度秋季全国大会	残留オーステナイトのTRIP効果による疲労き裂進展遅延の検証	2008年9月12日	大阪大学 岐山雄亮	W
44	(社)日本機械学会 M&M2008材料力学カンファレンス	経路積分分子動力学法による鉄結晶中の水素拡散過程の解析	2008年9月17日	大阪大学大学院基礎工学研究科 牛田裕己	H
45	(社)日本機械学会 M&M2008材料力学カンファレンス	BCC鉄中の水素濃度場と転位場のダイナミクス	2008年9月18日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
46	日本鉄鋼協会 2008年秋期講演大会	中・高炭素鋼における粒径・組織と降伏応力の関係	2008年9月23日	物質・材料研究機構 花村年裕、鳥塚史郎	F
47	(社)日本鉄鋼協会 第156回秋期講演大会	Laser溶接金属の微細組織形成に及ぼす介在物ならびに冷却速度の影響	2008年9月23日	愛媛大学大学院 理工学研究科 真鍋一生(院生)、仲井清眞、小林千悟、阪本辰顕 JFEスチール(株)スチール研究所 安田功一	W
48	(社)日本鉄鋼協会 第156回秋期講演大会	透過型電子顕微鏡によるLaser溶接金属部微細組織の解析	2008年9月23日	愛媛大学大学院 理工学研究科 磯村紀世(院生)、小林千悟、仲井清眞、阪本辰顕 JFEスチール(株)スチール研究所 安田功一	W

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	SG名
49	(社) 日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	急冷溶接金属の微細組織形成に及ぼす介在物ならびに冷却速度の影響	2008年9月23日	愛媛大学大学院 理工学研究科 真鍋一生(院生)、仲井清眞、小林千悟、阪本辰顕 JFEスチール(株)スチール研究所 安田功一	W
50	(社) 日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	Laser溶接金属部微細組織のTEM組織解析	2008年9月23日	愛媛大学大学院 理工学研究科 磯村紀世(院生)、小林千悟、仲井清眞、阪本辰顕 JFEスチール(株)スチール研究所 安田功一	W
51	日本金属学会 2008年秋季大会	粒界凝集エネルギーの第一原理計算：水素の脆化効果	2008年9月23日～25日	(独) 日本原子力研究開発機構 システム計算科学センター 山口正剛、海老原健一、鈴木知明、板倉充洋、蕪木英雄	H
52	(社) 日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	水素放出プロファイルにおける水素拡散の影響 一数值シミュレーションによる考察	2008年9月23日～25日	(独) 日本原子力研究開発機構 システム計算科学センター 海老原健一、鈴木知明、蕪木英雄 上智大学理工学部 高井健一	H
53	(社) 日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	高強度鋼の弾性・塑性変形過程における水素放出の動的挙動	2008年9月23日～25日	上智大学 宮下友徳、鈴木啓史、高井健一、萩原行人	H
54	(社) 日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	低温昇温脱離分析装置を用いた水素放出スペクトル	2008年9月23日～25日	上智大学 佐藤勇太、藤田圭、鈴木啓史、高井健一、萩原行人	H
55	(社) 日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	低温昇温脱離分析法による各種格子欠陥を有する純鉄の水素放出スペクトル	2008年9月23日～25日	上智大学 藤田 圭、佐藤勇太、鈴木啓史、高井健一、萩原行人	H
56	(社) 日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	Evaluation of susceptibility to delayed fracture of exposed SCM435 steel by slow strain rate test	2008年9月23日～25日	(独) 物質・材料研究機構 李松杰、秋山英二、津崎兼彰	H
57	第156回秋季講演大会 討論会 日本鉄鋼協会	9Crフェライト系耐熱鋼の溶接熱影響部の組織エネルギー評価	2008年9月23日～25日	名古屋大学工学研究科 村田純教	C
58	第156回秋季講演大会 討論会	SP試験による8Cr-2W-VTa鋼溶接継手局所領域のクリープ特性評価	2008年9月23日～25日	室蘭工業大学 駒崎真一、加藤太一郎	C
59	第156回秋季講演大会 討論会	700℃級高効率火力発電適用を目指した耐熱材料および強度予測技術の開発	2008年9月23日～25日	新日本製鐵(株) 長谷川泰士	C
60	第156回秋季講演大会 討論会	先進高Crフェライト鋼の長時間クリープでの強度低下の原因とその検出	2008年9月23日～25日	東北大学 丸山公一	C
61	第156回秋季講演大会 日本鉄鋼協会	等温変態したV添加パーライト鋼のミクロ組織と硬さ	2008年9月23日～25日	住友金属小倉 大藤善弘	F
62	第156回秋季講演大会 討論会 日本鉄鋼協会	コイルばねクリープ試験法によるSUS304鋼のクリープ挙動解析	2008年9月23日～25日	九州大学 中島英治、光原昌寿	C
63	第156回秋季講演大会 日本鉄鋼協会	V添加中炭素鋼の等温変態したフェライト中での相界面析出挙動	2008年9月23日～25日	榊戸製鋼所 村上俊夫、畑野 等 東北大学 宮本吾郎、古原忠	F
64	第156回秋季講演大会 討論会 日本鉄鋼協会	クリープ損傷高温その場測定陽電子寿命スペクトロメータ	2008年9月23日～25日	京都大学 白井泰治	C
65	第156回秋季講演大会 日本鉄鋼協会	中炭素鋼中のVCNとCuの複合析出挙動	2008年9月23日～25日	岡山大学 坂本大典、瀬沼武秀	F
66	第156回秋季講演大会 日本鉄鋼協会	オーステナイト域におけるV(C,N)の析出挙動のモデル化	2008年9月23日～25日	岡山大学 首藤智旭、瀬沼武秀	F
67	第156回秋季講演大会 討論会 日本鉄鋼協会	金属間化合物を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼のクリープ特性	2008年9月23日～25日	東京工業大学 高田尚記、竹山雅夫	C
68	第156回秋季講演大会 討論会 日本鉄鋼協会	高Crフェライト系耐熱鋼溶接継手のクリープ特性改善	2008年9月23日～25日	物質・材料研究機構 塚本進、阿部富士雄	C
69	第156回秋季講演大会 日本鉄鋼協会	V添加中炭素鋼における初析フェライト変態の結晶学とVCの相界面析出	2008年9月23日～25日	東北大学 宮本吾郎、古原忠	F
70	第156回秋季講演大会 日本鉄鋼協会	中炭素鋼の初析フェライト生成に伴うVC相界面析出	2008年9月23日～25日	東北大学 堀亮太、古原忠	F
71	日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	組織診断プラットフォームの構築に基づくFactor of 1.2の高精度クリープ強度予測法の開発	2008年9月23日～25日	大阪大学 山下 将嗣、水口隆、寺田 大将、辻 伸泰	F
72	第156回秋季講演大会	中炭素鋼の温間加工による微	2008年9月23日～25日	JFEスチール株式会社	F

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G名
73	日本金属学会2008年秋季(第143回)大会 主催者:日本金属学会	鉄中の水素-欠陥相互作用に関する第一原理計算	2008年9月23日～25日	物質・材料研究機構 靱田浩義、浅利裕介、館山佳尚、大野隆央	H
74	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	「Ni基耐熱合金における $\gamma/\gamma'$ 相析出強化の基礎的検討	2008年9月23日～25日	住友金属工業㈱ 米村光治	C
75	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	マルテンサイト組織回復によるクリープ損傷のCDM法に基づくモデル化とデータの記述	2008年9月23日～25日	住友金属工業㈱ 仙波潤之	C
76	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	Ni基耐熱合金の強化因子抽出とクリープ特性への影響	2008年9月23日～25日	住友金属工業㈱ 浜口友彰	C
77	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	バナジウム添加S45C鋼の変態温度による組織・硬度変化	2008年9月23日～25日	豊橋技術科学大学 杉田一樹、丸山拓郎、横山誠二、戸高義一、梅本美	F
78	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	転動疲労過程における非金属介在物を起点とした亀裂の発生挙動	2008年9月23日～25日	愛知製鋼㈱ 宇田川毅志	E
79	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	Evaluation of susceptibility to delayed fracture of exposed SCN435 steel by slow strain rate test	2008年9月23日～25日	NIMS 津崎兼彰	H
80	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nbオーステナイト系耐熱鋼のクリープにおける粒界Laves相Fe <sub>2</sub> Nbの析出	2008年9月23日～25日	東工大 芳村和寛、松尾孝、竹山雅夫	C
81	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nbオーステナイト系耐熱鋼のクリープにおける粒界Laves相Fe <sub>2</sub> Nbの役割	2008年9月23日～25日	東工大 倉田桂一、松尾孝、竹山雅夫	C
82	第143回秋季講演大会 主催者:日本金属学会	Fe-Ti-Ni 3 元素の $\alpha$ -Fe/Fe <sub>2</sub> Ti相間の相平衡における実験と計算	2008年9月23日～25日	東工大 杉浦友章、松尾孝、竹山雅夫	C
83	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	共析鋼パーライト変態におけるVC相析出	2008年9月23日～25日	東北大学 西村彰洋、宮本吾郎、古原 忠	F
84	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	鍛造部品用炭素鋼の組織と硬さに対するバナジウム添加の影響	2008年9月23日～25日	豊橋技術科学大学 丸山拓郎	F
85	156回秋期講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	中炭素鋼における逆変態 $\gamma$ 結晶粒径に及ぼす組成および前組織の影響 (逆変態・ $\gamma$ 域鍛造加工再結晶プロセスによる細粒強化の検討-1)	2008年9月23日～25日	新日本製鐵㈱ 寺本真也、藤田崇史、加田修、戸田正弘 大阪大学 辻伸泰	F
86	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	高強度フェライト系耐熱鋼の3次クリープと硬さモデル	2008年9月24日	九州工業大学 徳永英之、増山不二光	C
87	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	交流電気抵抗法による組織劣化過程の測定	2008年9月24日	九州工業大学 本谷佳恵、増山不二光	C
88	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	フェライト系耐熱鋼のクリープ強度に及ぼす化学成分と構成相の影響	2008年9月24日	九州工業大学 肴場正起、増山不二光	C
89	(社)日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	純アルゴンMIG溶接のビード形成に与える微量元素の影響	2008年9月24日	大阪大学接合科学研究所 田中研究室 小鶴哲史	W
90	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	鍛造部品用炭素鋼の力学特性に及ぼすバナジウム添加の影響	2008年9月24日	豊橋技術科学大学 伊藤彰紀	F
91	IFHTSE2008 日本熱処理技術協会	EBSA Analysis on Fatigue Damage around Small Crack in Fully Tempered Martensitic Steel	2008年10月28日	横浜国大 山地 豊、梅澤 修	E
92	IFHTSE 2008 主催者:日本熱処理技術協会、国際熱処理連盟	Solubility and Site Occupation of Transition Metal M in Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase at Elevated Temperatures	2008年10月28日	東工大 石川茂浩、高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
93	(社)日本機械学会 第21回計算力学講演会CMD2008	水素脆化の表面エネルギー低下説:第一原理計算による研究	2008年11月1日～3日	(独)日本原子力研究開発機構 システム計算科学センター 山口正剛、海老原健一、鈴木知明、板倉充洋、蕪木英雄	H
94	(社)日本機械学会 第21回計算力学講演会	BCC鉄中における転位場と水素場の相互作用およびその時間発展解析	2008年11月2日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
95	日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会 研究会 日本学術振興会	Fe-20Cr-30Ni-2Nbオーステナイト系耐熱鋼のクリープ抵抗に及ぼす粒界Laves相Fe <sub>2</sub> Nbの効果	2008年11月11日	東京工業大学 材料工学専攻 倉田桂一、高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
96	2008 MRS Fall Meeting Materials Research Society	Grain-boundary Precipitation Strengthening in Creep of Fe-20Cr-30Ni-2Nb Steel Strengthened by Intermetallic Phases	2008年12月1日～5日	東工大 倉田桂一、高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
97	2008 MRS Fall Meeting Materials Research Society	Transmission Electron Microscopy of Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase with C14 structure in Fe-Nb-Ni Alloys	2008年12月1日～5日	東工大 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C



No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G名
98	LMPシンポジウム2009	NEDOプロジェクト「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」におけるレーザ溶接の取り組み	2009年2月10日	(株) IHI 中西保正、JFEスチール(株) 安田功一	W
99	日本学術振興会 耐熱金属材料第123委員会研究会 主催者：(独)日本学術振興会	結晶方位変化に着目したラスマルテンサイトのクリープ劣化挙動解析	2009年3月2日～3日	九州大学 大学院 総合理工学研究院 光原 昌寿	C
100	第4回非線形テクノサイエンス講演会 大阪大学研究推進室理工学研究戦略ワーキング	Phase Field 法を用いた応力を受ける金属中の水素と欠陥の非線形ダイナミクス	2009年3月4日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
101	日本機械学会関西支部 第84期定時総会講演会	フェーズフィールドモデルに基づくBCC鉄中の転位場と水素濃度場の連成ダイナミクス	2009年3月17日	大阪大学大学院基礎工学研究科 君塚 肇	H
102	日本機械学会関西支部 第84期定時総会講演会	水素を含むBCC鉄の一般化積層欠陥エネルギーの第一原理解析	2009年3月17日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
103	日本鉄鋼協会九州支部 講演討論会 (社)日本鉄鋼協会	NEDO/先端的制御鍛造技術の開発における、中高炭素鋼パーライト中のVC析出制御による高強度化・傾斜機能化技術の開発	2009年3月19日	株式会社住友金属小倉 大藤善弘	F
104	日本鉄鋼協会2009年春季講演大会	中・高炭素鋼における粒径・組織と降伏応力の関係(第2報)	2009年3月28日	物質・材料研究機構 花村年裕 鳥塚史郎	F
105	第144回春季講演大会 主催者：日本金属学会	Fe2Nb Laves相(C14)のNiの固溶に伴う欠陥構造の変化	2009年3月28日～30日	東京工業大学 材料工学専攻 高田尚記, 石川茂浩, 松尾孝, 竹山雅夫	C
106	第144回春季講演大会 主催者：日本金属学会	Rietveld法によるFe2Nb Laves相(C14)の微細構造解析	2009年3月28日～30日	東京工業大学 材料工学専攻 石川茂浩, 高田尚記, 松尾孝, 竹山雅夫	C
107	第144回春季講演大会 主催者：日本金属学会	Gr.91鋼の転位密度回復に及ぼす応力効果とクリープ強度	2009年3月28日～30日	名古屋大学 工学研究科マテリアル理工学専攻 斎藤良裕, 竹田広太郎, 村田純教, 森永正彦	C
108	第157回春季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	9Cr-0.5Mo-1.8W-V-Nb(P92)鋼のAc1温度近傍における相変態挙動	2009年3月28日～30日	九州工業大学 工学研究院 先端機能システム工学研究系 徳永辰也	C
109	第157回春季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	ラスマルテンサイトのクリープ変形に伴う結晶学的組織変化	2009年3月28日～30日	九州大学 大学院 総合理工学研究院 光原 昌寿	C
110	第157回春季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	Effect of prior austenite grain size and precipitates behavior on the creep property of HAZ simulated Gr92 steel	2009年3月28日～30日	物質・材料研究機構 新構造材料センター溶接グループ Y. Liu, 阿部富士雄	C
111	第157回春季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	低温昇温脱離法による各種トラップサイトからの水素脱離スペクトル解析	2009年3月28日～30日	上智大学 佐藤勇太、藤田圭、鈴木啓史、高井健一、萩原行人 JFEスチール(株) 石川信行	H
112	日本金属学会 2009年 春期大会	BCC鉄中で相互作用する転位と水素濃度場の時間発展解析	2009年3月29日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
113	第157回春季講演大会学生ポスターセッション	鍛造用中炭素鋼の組織と硬さに及ぼすバナジウム添加の影響	2009年3月29日	豊橋技術科学大学 井上智行	F
114	第157回春季講演大会学生ポスターセッション	鍛造用中炭素鋼の降伏強度に対するバナジウム添加の影響	2009年3月29日	豊橋技術科学大学 上月渉平	F
115	鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発 第1回シンポジウム (独)新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)	中高炭素鋼のパーライト中のVC析出制御による高強度化・傾斜機能化技術の開発	2009年4月14日	株式会社住友金属小倉 大藤善弘	F
116	平成21年度春季全国大会 (社)溶接学会	高強度鋼レーザ溶接金属におよぼす化学成分の影響	2009年4月22日～24日	JFEスチール(株) 角博幸、大井健次、小野守章、安田功一	W

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
117	日本材料学会 第58期通常総会・学術講演会	高Crフェライト系耐熱鋼溶接継手熱影響部の局所クリープ特性	2009年5月23日	室蘭工業大学 材料物性工学科 駒崎慎一、Alexander Gatsenko 幸野 豊	C
118	Asia Steel 2009 Korean Institute of Metals and Materials	Hot Deformation Behaviors of Austenite Region in Medium Carbon Steel	2009年5月24日～27日	大阪大学 寺田 大将、辻 伸泰	F
119	Asia Steel 2009 Korean Institute of Metals and Materials	Formation of Ultra Fine Ferrite Grain with Spheroidized Cementite Particles by Warm Deformation of Medium Carbon Steel	2009年5月24日～27日	JFEスチール 長谷和邦 大阪大学 辻 伸泰	F
120	ばね及び復元力応用講演会 ポスター発表 日本ばね学会	焼戻しマルテンサイト鋼の転動疲労における初期き裂周りの損傷評価	2009年6月18日	横浜国立大学大学院工学府システム統合工学専攻 梅澤 修	E
121	The 5th International Congress on Laser Advanced Materials Processing	Prevention of Porosity in Laser and Laser-arc Hybrid Welding	2009年6月29日～7月2日	物質・材料研究機構 塚本 進	W
122	The 5th International Congress on Laser Advanced Materials Processing	Effect of Oxygen on Penetration Depth in Fiber Laser Welding	2009年6月29日～7月2日	物質・材料研究機構 趙 琳	W
123	「計算工学による組織と特性予測技術」研究会 平成21年度第1回研究会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	VCの析出挙動とそのモデル化～V添加中炭素鋼中の相界面析出シート間隔の予測～	2009年6月29日～30日	株式会社神戸製鋼所 村上俊夫、畑野等 東北大学 宮本吾郎 古原忠	F
124	学振123委員会 主催者：日本学術振興会	高Crフェライト系耐熱鋼のTypeIV損傷発生機構と多層盛り溶接継手における組織損傷モデル	2009年7月12日～13日	新日本製鐵株式会社 長谷川 泰士	C
125	耐熱金属材料第123委員会研究発表会(平成21年7月期) 主催者：日本学術振興会	SP試験による高Crフェライト系耐熱鋼熱影響部の局所クリープ特性計測	2009年7月13日～14日	室蘭工業大学 駒崎慎一	C
126	溶接学会東海支部第69回溶接研究会 (社)溶接学会東海支部	革新的溶接技術プロジェクトの概要およびクリーンMIG溶接プロセスの開発	2009年7月31日	独立行政法人 物質・材料研究機構 中村照美	W
127	先進材料の高温強度と組織研究会「平成21年度夏の学校」 (社)日本金属学会	高Crフェライト鋼のクリープ変形における組織変化とその定量化	2009年8月8日～10日	九州大学 大学院 総合理工学研究院 光原 昌寿	C
128	Thermech'2009 International Committee	Effect of partial recrystallization on cyclic deformation and fatigue fracture in nitrogen strengthened steels at low temperature	2009年8月26日	横浜国立大学大学院工學院 梅澤 修	E
129	International Conference on Fusion Reactor Materials ICFRM-14	Hydrogen Embrittlement of a Grain Boundary in $\alpha$ -Iron: A Molecular Dynamics Study	2009年9月6日～11日	日本原子力研究開発機構 門吉朋子、蕪木英雄、板倉充洋、山口正剛	H
130	平成21年度溶接学会秋季全国大会	板厚方向に強度・靱性不均質を有する鋼多層溶接継手の破壊靱性評価	2009年9月9日～13日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋 康人	W
131	平成21年度溶接学会秋季全国大会	980MPa級高強度鋼溶接継手の破壊靱性要求と溶接金属の加工硬化特性の関係	2009年9月9日～13日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋 康人	W
132	平成21年度溶接学会秋季全国大会	三相系ステンレス鋼溶接金属における残留オーステナイト生成モデル	2009年9月9日～13日	大阪大学大学院工学研究科 才田一幸	W
133	平成21年度溶接学会秋季全国大会	亀裂進展に及ぼす加工誘起変態の影響	2009年9月9日～13日	大阪大学 大学院 辻元健照	W
134	平成21年度溶接学会秋季全国大会	高出力レーザとホットワイヤによる高張力鋼厚板の突合せ溶接	2009年9月9日～13日	大阪大学大学院工学研究科 川人 洋介	W
135	平成21年度溶接学会秋季全国大会	オーステナイト-マルテンサイト組織溶接部の水素放出挙動	2009年9月9日～13日	新日本製鐵(株) 接合研究センター 糟谷正	W
136	平成21年度溶接学会秋季全国大会	高張力鋼のレーザ溶接継手に生じた疲労き裂の進展挙動	2009年9月9日～13日	大阪大学大学院工学研究科 山本 康輔	W
137	158回秋季講演大会討論会「組織材質予測技術の最先端」 主催者：(社)日本鉄鋼協会	V添加中炭素鋼の相界面析出シート間隔の予測	2009年9月15日～17日	株式会社神戸製鋼所 村上俊夫、畑野等 東北大学 宮本吾郎、古原忠	F
138	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	鍛造用バナジウム添加鋼の降伏強度に対する高温保持時間依存性	2009年9月15日～17日	豊橋技術科学大学 梅本実、杉田一樹、横山誠二、戸高義一	F
139	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	鍛造用バナジウム添加鋼の機械的性質に及ぼす変態直前加工の影響	2009年9月15日～17日	豊橋技術科学大学 梅本実、杉田一樹、横山誠二、戸高義一	F

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
140	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	「Ni基モデル耐熱合金のクリープ変形・損傷過程の組織観察」	2009年9月15日～17日	住友金属工業(株)総合技術研究所 米村光治、浜口友彰、仙波潤之、五十嵐正晃	C
141	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	「Ni基モデル耐熱合金におけるクリープ変形過程のマイクロ組織変化」	2009年9月15日～17日	住友金属工業(株)総合技術研究所 米村光治、浜口友彰、仙波潤之、五十嵐正晃	C
142	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	既存Ni基耐熱合金の700～800℃における析出挙動とクリープ破断特性	2009年9月15日～17日	住友金属工業(株)総合技術研究所 仙波潤之、米村光治、浜口友彰、岡田浩一、五十嵐正晃	C
143	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	Microstructure evolution in HAZ simulated high Cr heat resistant steels during creep test	2009年9月15日～17日	物質・材料研究機構 Y. Liu, S.Tukamoto, F.Abe	C
144	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	焼戻しマルテンサイト鋼の転動疲労における初期き裂周りの損傷評価	2009年9月15日～17日	横浜国立大学大学院工学府システム統合工学専攻 諸岡聡、梅澤 修	E
145	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	鍛造用バナジウム添加鋼の機械的特性に及ぼす加工と恒温保持の影響	2009年9月15日～17日	豊橋技術科学大学 梅本実、杉田一樹、横山誠二、戸高義一	F
146	第158回秋季講演大会討論会「組織材質予測技術の最先端」 主催者：(社)日本鉄鋼協会	鍛造用中炭素鋼の変態組織、強度予測	2009年9月15日～17日	豊橋技術科学大学 杉田一樹、横山誠二、戸高義一、梅本実	F
147	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	オーステナイト域とパーライト変態時のVC析出制御による高炭素鋼の高強度化	2009年9月15日～17日	株式会社住友金属小倉 大藤善弘	F
148	日本金属学会 2009年 春期大会	(基調講演)「粒界凝集エネルギーの第一原理計算II.鉄の水素脆性」	2009年9月15日～17日	原子力機構 システム計算科学センター 山口正剛、海老原健一、板倉充洋、門吉朋子、鈴木知明、蕪木英雄	H
149	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	Effect of Grain Boundary Laves Phase on the Creep Strength of Fe-20Cr-30Ni-2Nb Austenitic Steel at 973 K	2009年9月15日～17日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
150	第158回秋季講演大会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nbにおける $\gamma$ -Fe/ $\gamma$ "-Ni3Nb相間のミスフィット転位の解析	2009年9月15日～17日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
151	第145回秋季講演大会 主催者：日本金属学会	Fe-Nb-Ni三元系の $\alpha$ -Fe/Fe2Nb/Ni3Nb三相間の高温における相平衡	2009年9月15日～17日	東京工業大学 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C
152	第145回秋季講演大会 主催者：日本金属学会	遷移金属Laves相におけるC15/C14相間の相平衡と相安定性	2009年9月15日～17日	東京工業大学 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C
153	第158回秋季講演大会 材料と組織の特性部会「粒径・空間・時間分布制御による信頼性向上」自主フォーラム シンポジウム「階層的3D/4D解析によるマイクロ組織の多様性の解明」 主催者：(社)日本鉄鋼協会	3次元内部構造情報取得のための完全自動スライサシステムの開発	2009年9月16日	理化学研究所 横田秀夫、山下典理男、山形豊、藤崎和弘	E
154	第22回計算力学講演会 日本機械学会	第一原理計算に基づいた欠陥を含むBCC鉄中での水素拡散挙動のPhase-Fieldモデリング	2009年10月10日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
155	The 4th KIMS-Kyushu University(Research Center for Steel) Joint Symposium on Steel Research 主催者：KIMS (Korea Institute of Materials Science)	Microstructural analysis on a creep deformation of a high Cr ferritic steel by EBSD method	2009年10月13日～15日	九州大学 大学院 総合理工学研究院 車在珉、光原昌寿、池田賢一、中島英治	C
156	日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会 討論会 主催者：日本学術振興会	Fe2Nb Laves相の構造とそのオーステナイト系耐熱鋼の強化相としての役割	2009年11月10日	東京工業大学 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C
157	日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会 討論会 主催者：日本学術振興会	遷移金属Laves相の構造と相安定性	2009年11月10日	東京工業大学 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
158	溶接構造シンポジウム2009 溶接学会	板厚方向に強度・韌性的不均質を有する鋼多層溶接継手の破壊特性評価	2009年11月17日～18日	大阪大学 大学院工学研究科 高嶋康人, 大畑充, 南二三吉、川崎重工業株式会社 瀬渡賢、株式会社神戸製鋼所 岡崎喜臣	W
159	溶接構造シンポジウム2009 溶接学会	残留 $\gamma$ のTRIPによる疲労き裂進展遅延の検証	2009年11月17日～18日	大阪大学 金 裕哲	W
160	溶接構造シンポジウム2009 溶接学会	980MPa級高強度鋼溶接継手における溶接金属の破壊韌性要求と機械的特性の関係の解析	2009年11月17日～18日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋康人、大畑充、南二三吉	W
161	The International Conference on Experimental Mechanics 主催者: Asian Committee for Experimental Mechanics	Three dimensional observations of magnetic flux density around fatigue crack tips of bearing steels	2009年11月18日～20日	九州大学大学院 工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	E
162	The International Conference on Experimental Mechanics 主催者: Asian Committee for Experimental Mechanics	Changes in magnetic flux density around fatigue crack tips of carbon tool steels	2009年11月18日～20日	九州大学大学院 工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	E
163	日本中性子科学会第9回年会 主催者: 日本中性子科学会	中性子およびX線小角散乱におけるコントラスト変化を用いた鉄鋼中のVナノ析出物の定量的評価	2009年12月9日～11日	㈱神戸製鋼所 村上俊夫 物質・材料研究機構 大場洋次郎 大沼正人	F
164	Processing and fabrication of advanced materials(PFAM)18 conference 176th Committee on Process Created Materials Function Japan Society Jbr the Promotion of Science	First principles study on the decohesion of grain boundary by hydrogen trapping in AluIInium and other metals	2009年12月12日～14日	Center for Computational Science and e-sysytems、Japan Atomic Energy Agency、M. Yamaguchi、K. Ebihara、M. Itakura、T. Kadoyoshi、T. Suzudo、and H.Kaburaki	H
165	Symposium on Processing and Fabrication of Advanced Materials 主催者: 学振176委員会	Three-dimensional internal structure observation for industrial materials by means of high precision serial sectioning system	2009年12月12日～14日	理化学研究所 横田秀夫、山形豊、山下典理男、藤崎和弘	E
166	TMS 2010 Annual Meeting 主催者: TMS	The Structure Dependence of Rolling Contact Fatigue Damage around Small Cracks for Tempered Martensitic Steel by Electron Backscatter Diffraction Analysis	2010年2月14日～18日	横浜国立大学大学院工学院 森岡聡、梅澤修	E
167	日本機械学会材料力学部門 2010 M&M international symposium	Phase field modeling of interactive evolution of dislocation and hydrogen density fields in iron	2010年3月2日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
168	理研シンポジウム VCADシステム研究2009 (第4回) 主催者: 独立行政法人理化学研究所 (VCADシステム研究プログラム)	槽円振動切削法による鉄鋼材料の三次元内部情報観察	2010年3月4日	理化学研究所 山下典理男、藤崎和弘、横田秀夫	E
169	大阪大学 第5回非線形テクノサイエンス講演会	Phase-Field法を用いた金属中の水素と欠陥の相互時間発展解析	2010年3月8日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
170	学振123委員会H22-03月期研究会 主催者: 学振123委員会	Ni基耐熱合金のクリープ変形とマイクロ組織変化	2010年3月9日	住友金属工業(株)総合技術研究所 浜口友彰、米村光治、仙波潤之、五十嵐正晃	C
171	American Physical Society 2010 APS March Meeting	Phase-field modeling of coupled dynamics of dislocation and hydrogen density fields in BCC iron based on first principles calculation	2010年3月15日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
172	2010年精密工学会春季大会学術講演会 主催者: (社)精密工学会	槽円振動切削法による鉄鋼材料の三次元内部構造観察システムの開発	2010年3月16日	理化学研究所 山下典理男、藤崎和弘、横田秀夫、山形豊	E
173	IIW Intermediate meeting	Hydrogen evolution from the welded joints with austenitic martensitic microstructures	2010年3月17日	新日本製鐵(株) 接合研究センター 糟谷正	W
174	第8回NIMS-MPA-IFWワークショップ 主催者: (独) 物質・材料研究機構	Introduction to Advanced Material Project for A-USC Power Plants	2010年3月24日～25日	九州工業大学 増山不二光	C
175	日本金属学会2010年春季(第146回)大会 主催者: 日本金属学会	ラスマルテンサイトのクリープ変形に伴う動的組織変化	2010年3月28日～30日	九州大学 大学院 総合理工学研究院 光原昌寿、車在珉、池田賢一、波多聰、中島英治	C
176	日本金属学会2010年春季(第146回)大会 主催者: 日本金属学会	中炭素鋼の相界面析出における析出サイトとしての異相界面構造	2010年3月28日～30日	東北大学 金属材料研究所 古原忠、宮本吾郎、紙川尚也	F

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	SG名
177	日本鉄鋼協会第159回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	既存Ni基耐熱合金の700～800℃における長時間析出挙動と機械的性質	2010年3月28日～30日	住金属工業 仙波潤之、米村光治、浜口友彰、岡田浩一、五十嵐正晃	C
178	日本鉄鋼協会第159回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	フェライト系耐熱鋼のクリープ破断強度に及ぼす化学成分と構成相の影響	2010年3月28日～30日	九州工業大学 徳永辰也、増山不二光	C
179	日本鉄鋼協会第159回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Effect of Grain Boundary Laves Phase on High Temperature Creep Deformation of Fe-20Cr-30Ni-2Nb Austenitic Steel at 973 K	2010年3月28日～30日	東京工業大学 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C
180	第159回春季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	低温昇温脱離法による炭素を含んだ $\alpha$ 鉄中の水素脱離スペクトル解析	2010年3月28日～30日	上智大学 高井健一、萩原行人、JFEスチール 末吉仁、石川信行	H
181	日本鉄鋼協会第159回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	バナジウム添加中炭素鋼の降伏強度に及ぼす $\gamma$ 域加工と等温保持の影響	2010年3月28日～30日	豊橋技術科学大学 梅本実、杉田一樹、横山誠二、戸高義一	F
182	日本鉄鋼協会第159回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	実験及び計算によるFe-Nb-Ni 3元系の973 Kにおける状態図	2010年3月28日～30日	東京工業大学 材料工学専攻 竹山雅夫	C
183	日本鉄鋼協会第159回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nb鋼の機械的性質に及ぼす粒内 $\gamma$ (NiNb) 相の影響	2010年3月28日～30日	東京工業大学 材料工学専攻 高田尚記、松尾孝、竹山雅夫	C
184	日本鉄鋼協会第159回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	9Crラスマルテンサイト鋼のストラクチャーダイナミックス	2010年3月28日～30日	九州大学 中島英治	C
185	(社)日本鉄鋼協会第159回春季講演大会	低温昇温脱離法による炭素を含んだ $\alpha$ 鉄中の水素脱離スペクトル解析	2010年3月28日～30日	上智大学 阿部成晃、鈴木啓史、高井健一、萩原行人 JFEスチール 末吉仁、石川信行	H
186	溶接学会春季全国大会	高張力鋼のレーザ溶接で生じる変形・残留応力	2010年4月19日～22日	大阪大学接合科学研究所 金裕哲	W
187	平成22年度(第41回) 塑性加工春季講演会 主催者：社団法人 日本塑性加工学会	加工誘起VC析出を活用した高強度化・傾斜機能化技術の開発	2010年5月28日～30日	大同特殊鋼(株) 藤原正尚、岡島琢磨、加藤進一郎、吉田広明、五十川幸宏	F
188	Solid-Solid phase transformations in inorganic materials 2010 (PTM2010) 主催者：フランス科学協会	Interphase boundary precipitation of VC accompanying ferrite and pearlite transformation in medium carbon steels	2010年6月6日～10日	東北大学 宮本吾郎、Behrang Poorganji、古原 忠	F
189	13th International conference on intergranular and interphase boundaries in materials (ib2010) 主催者：日本金属学会、他	Evolution of microstructure in lath martensite during creep deformation	2010年6月27日～7月2日	九州大学大学院 総合理工学研究院 光原昌寿、車在珉、池田賢一、波多聡、中島英治	C
190	IUMRS-ICA 2010 (11th IUMRS International Conference in Asia) at Qingdao, China 主催者：IU-MRS	Subjects on fatigue crack generation in high strength alloys for long-life design	2010年9月26日～28日	横浜国立大学大学院 梅澤 修	E
191	日本金属学会2010年度秋期大会 主催者：日本金属学会	中性子とX線小角散乱を併用した合金コントラスト変調法による鉄鋼中のVナノ析出物の定量解析	2010年9月25日～27日	物質・材料研究機構 大場洋次郎、大沼正人 榎神戸製鋼所 村上俊夫、畑野等	F
192	日本鍛造協会 協会誌 主催者：(社)日本鍛造協会	制御鍛造プロジェクトにおける熱間鍛造部品の高強度化・傾斜機能化技術の開発	2010年7月28日	榎住友金属小倉 大藤善弘	F
193	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	熱間鍛造変形解析のための摩擦係数測定	2010年9月25日～27日	名古屋大学 大学院工学研究科 湯川伸樹、石川孝司	F
194	耐熱金属材料第123委員会 耐熱鋼分科会 主催者：日本学術振興会	改良9Cr-1Mo鋼の極低速クリープ変形挙動解析	2010年7月12日～13日	九州大学大学院総合理工学研究院 車在珉、光原昌寿、池田賢一、波多聡、中島英治	C
195	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	転動疲労過程におけるTiN起点の初期き裂発生挙動の可視化	2010年9月25日～27日	愛知製鋼(株) 宇田川毅志、菅勝徳、小塚巧、西川友章	E
196	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Microstructure evolution in high Cr heat resistant steel welded joints during creep deformation	2010年9月25日～27日	物質・材料研究機構 Y. Liu、塚本進、田淵正明、阿部富士雄	C
197	学術耐熱金属材料第123委員会 主催者：(独)日本学術振興会	Fe-Ni-Nb 3元系の実験及び計算状態図	2010年7月12日	東京工業大学 松尾 孝、竹山雅夫	C
198	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	コイルばねクリープ試験法による改良9Cr-1Mo鋼の極低速クリープ挙動評価	2010年9月25日～27日	九州大学大学院 光原昌寿、池田賢一、波多聡、中島英治	C
199	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	焼戻しマルテンサイトの転動疲労における介在物剝離部の損傷評価	2010年9月25日～27日	横浜国立大学大学院 諸岡 聡、梅澤 修	E

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
200	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	Relationship Between Subsurface Fatigue Crack Generation and Strain Incompatibility	2010年9月25日～27日	横浜国立大学大学院 梅澤 修、諸岡 聡	E
201	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nb鋼のクリープ抵抗に及ぼす粒内 $\gamma$ (Ni <sub>3</sub> Nb)相の影響	2010年9月25日～27日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
202	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Grain Boundary Precipitation Strengthening due to Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase in Creep of Fe-20Cr-30Ni-2Nb Austenitic Heat Resistant Steel	2010年9月25日～27日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
203	日本金属学会第147回秋季講演大会 主催者：日本金属学会	Fe-Ni-Nb 3 元系の973 Kにおける $\gamma$ -Fe/Fe <sub>2</sub> Nb (TCP)/Ni <sub>3</sub> Nb (GCP)相間の相平衡	2010年9月25日～27日	東京工業大学 松尾 孝、竹山雅夫	C
204	MRS Fall Meeting 2010 主催者：米国材料学会	Formation of planar faults in Fe <sub>2</sub> Nb Laves phase with Ni in solution	2010年11月29日～12月3日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
205	MRS Fall Meeting 2010 主催者：米国材料学会	Novel Concept of Creep Strengthening Mechanism using Grain-boundary Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase in Austenitic Heat Resistant Steel	2010年11月29日～12月3日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
206	MRS Fall Meeting 2010 主催者：米国材料学会	Assessment of The Phase Equilibria Among $\gamma$ -Fe/Fe <sub>2</sub> Nb/Ni <sub>3</sub> Nb Phases in Fe-Ni-Nb Ternary System at Elevated Temperatures	2010年11月29日～12月3日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
207	2010年精密工学会秋季大会学術講演会 主催者：(社)精密工学会	蛍光観察法を用いた鉄鋼材料の三次元内部構造観察システムの開発	2010年9月25日～27日	理化学研究所 山下典理男、藤崎和弘、横田秀夫、山形豊	E
208	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	等温変態したバナジウム添加非調質鋼の組織と強度	2010年9月25日～27日	豊橋技術科学大学 梅本実、戸高義一	F
209	6th International Conference on advanced in Materials Technology for Fossil Power Plants 主催者：EPRI (米国エネルギー発電研究所)	Design Concept and Creep Properties of Novel Austenitic Heat Resistant Steels for A-USC Power Plant	2010年8月31日～9月4日	東京工業大学 竹山雅夫、高田尚記	C
210	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	加工誘起VC析出を活用した高強度化・傾斜機能化制御鍛造技術の開発	2010年9月25日	大同特殊鋼㈱ 保母誠、梅森直樹、安東知洋、松村康志、藤原正尚、吉田広明、五十川幸宏	F
211	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	材質予測FEM鍛造システムの開発	2010年9月25日	名古屋大学 湯川伸樹、石川孝司	F
212	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	VC固溶・析出制御による中炭素非調質鋼の高強度化・傾斜機能化	2010年9月25日	㈱神戸製鋼所 村上俊夫、柿内エライジャ、有川剛史、柿本英樹、長田卓、畑野等	F
213	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	バーライト中のVC析出強化を利用した制御鍛造材の高強度・傾斜機能化技術の開発	2010年9月25日	㈱住友金属小倉 大藤善弘 物質・材料研究機構 鳥塚史郎、花村年裕	F
214	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	制御鍛造分科会の活動概要	2010年9月25日	豊橋技術科学大学 梅本 実 大同特殊鋼㈱ 五十川 幸宏	F
215	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	V添加中炭素鋼の相変態と力学特性	2010年9月25日	豊橋技術科学大学 梅本 実、杉田一樹、郭 荷宏	F
216	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	V添加中炭素鋼の相界面析出組織と強化機構	2010年9月25日	東北大学 古原 忠、宮本吾郎、紙川尚也	F
217	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 制御鍛造分科会シンポジウム 主催者：NEDO	中炭素鋼におけるVC析出モデリング	2010年9月25日	東北大学 宮本吾郎、古原忠	F
218	日本機械学会第23回計算力学講演会 主催者：日本機械学会	フェーズフィールド法を用いた転位の運動に水素が与える影響の解析	2010年9月23日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
219	日本金属学会2010年秋季大会 主催者：日本金属学会	フェーズフィールド法を用いた転位の運動と水素拡散の相互作用解析	2010年9月26日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
220	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会	中性子線回折を利用した高強度溶接金属の水素低温割れ限界応力解析	2010年9月25日	JFEスチール(株)スチール研究所 末吉 仁、石川信行	H
221	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会	純アルゴン雰囲気下のプラズマMIG溶接におけるビード形成の改善	2010年9月25日～27日	大阪大学接合科学研究所 田代真一、田中学	W
222	日本鉄鋼協会第160回秋季講演大会 シンポジウム「水素脆化研究の基盤構築を目指して」	第一原理計算による粒界水素脆性の研究	2010年9月26日	(独)日本原子力研究開発機構 山口正剛、海老原健一、板倉充洋、鈴木知明、蕪木英雄	H
223	溶接学会平成22年度秋季全国大会	ワイブル応力概念に基づくレーザ溶接部のシャルピー靱性評価法	2010年9月7日～9日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋 康人	W
224	NEW METHODS OF DAMAGE AND FAILURE ANALYSIS OF STRUCTURAL PARTS 主催者: チェコ共和国Ostrava工科大学	OBSERVATION OF CRACKS IN MEDIUM CARBON LOW ALLOY STEEL WITH SCANNING HALL PROBE MICROSCOPE	2010年9月6日～10日	九州大学大学院工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	E
225	XV INTERNATIONAL COLLOQUIUM "MECHANICAL FATIGUE OF METALS" 主催者: Opole University of Technology	Observation of magnetic flux density around fatigue crack tips in bearing steel using a SHPM with a three-dimensional small-gap probe	2010年9月13日～15日	九州大学大学院工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	E
226	The International Conference on Experimental Mechanics (ICEM2010) 主催者: Malaysian Nuclear Agency	Effect of magnetizations on three dimensional magnetic flux density of pre-cracked medium carbon low alloy steel (JIS, S45C)	2010年11月29日～12月1日	九州大学大学院工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	E
227	The 19th International Conference on Processing and Fabrication of Advanced Materials (PFAM19) 主催者: THE UNIVERSITY OF AUCKLAND	Effect of heat treatments on changes in magnetic flux density around fatigue crack tips of medium carbon low alloy steel (JIS, S45C)	2011年1月14日～15日	九州大学大学院工学研究院 機械工学部門 木田勝之、E.C.Santos	E
228	第7回ヤングメタラジスト研究交流会 主催者: (社)日本金属学会	中性子とX線を併用した小角散乱法による鉄鋼中の微細組織の定量評価	2010年11月11日	物質・材料研究機構 大場洋次郎、大沼正人 株式会社神戸製鋼所 村上俊夫、畑野等	F
229	第20回日本MRS学術シンポジウム 主催者: 日本MRS	Quantitative Analysis for Vanadium Carbide Precipitates in Microalloyed Steels using Small-Angle X-ray and Neutron Scattering	2010年12月20日～22日	物質・材料研究機構 大場洋次郎、大沼正人 株式会社神戸製鋼所 村上俊夫、畑野等	F
230	日本金属学会第148回春期講演大会 主催者: 日本金属学会	陽電子消滅法によるフェライト系耐熱鋼の研究	2011年3月25日～27日	京都大学 井上耕治、白井泰治 住友金属工業(株) 五十嵐正晃	C
231	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者: 日本鉄鋼協会	Quantitative Analysis of nano-size carbide precipitated in Steels using Small-Angle X-ray and Neutron Scattering Methods	2011年3月25日～27日	物質・材料研究機構 大場洋次郎、大沼正人 株式会社神戸製鋼所 柿内エライジャ、村上俊夫、畑野等	F
232	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者: 日本鉄鋼協会	高V添加中炭素鋼の析出強化挙動に及ぼすNb添加と冷却条件の影響	2011年3月25日～27日	株式会社神戸製鋼所 村上俊夫、柿内エライジャ、有川剛史、柿本英樹、長田卓、畑野等	F
233	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者: 日本鉄鋼協会	Creep property of AC3 HAZ simulated high Cr ferritic heat resistant steels	2011年3月25日～27日	(独)物質・材料研究機構 Y. LIU, 塚本進、澤田浩太、田淵正明、阿部富士雄	C
234	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者: 日本鉄鋼協会	The effect of VC precipitation on the mechanical properties and deformed microstructures of vanadium-alloyed S45C steel	2011年3月25日～27日	豊橋技術科学大学 H. H. Kuo, 梅本実	F
235	2010 MRS fall Meeting Material Resarch Society	Microscopic Phase Field Study of Hydrogen Transport by Dislocation in BCC Iron	2010年12月2日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
236	第20回 日本MRS 学術シンポジウム / 日本MRS	Microscopic Phase Field Modeling of Defects - Diffusion Interaction Field in Solid	2010年12月20日	大阪大学大学院基礎工学研究科 森 英喜	H
237	TMS 2011 Annual Meeting 主催者: TMS	Creep Properties of Fe-20Cr-30Ni-2Nb Austenitic Heat Resistant Steels Strengthened by Intermetallics Designed for A-USC Power Plant	2011年2月28日～3月4日	東京工業大学 竹山雅夫	C
238	JRR-3改造20周年記念シンポジウムポスター発表概要集/日本原子力研究開発機構	980MPa級鋼板拘束溶接継手の残留応力分布解析	2011年2月28日	JFEスチール(株)スチール研究所 石川信行、末吉 仁	H

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S/G名
239	理研シンポジウム VCAD システム研究2010—VCADの未来— 主催者：独立行政法人理化学研究所	鉄鋼材料の三次元内部情報観察システムの開発	2011年3月2日	理化学研究所 山下典理男、藤崎和弘、横田秀夫	E
240	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	微細合金炭化物を有するV添加低炭素鋼の組織と機械的性質	2011年3月25日～27日	東北大学 紙川尚也、宮本吾郎、古原忠	F
241	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	バナジウム添加非調質鋼の力学特性の解析	2011年3月25日～27日	豊橋技術科学大学 梅本実、戸高義一、郭荷宏	F
242	第2回中性子小角散乱解析法研究会 主催者：中性子小角散乱解析法研究会	SANSとSAXSを併用した鉄鋼中の微細組織の定量評価	2011年2月23日～24日	(独)物質・材料研究機構 大場洋次郎、大沼正人 (株)神戸製鋼所 村上俊夫、畑野等	F
243	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Effect of Grain Boundary Laves Phase on Creep Resistance of Fe-20Cr-30Ni-2Nb Austenitic Steels during Creep	2011年3月25日～27日	東京工業大学 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	C
244	日本鉄鋼協会第161回春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nbオーステナイト系耐熱鋼の組織とクリープ特性に及ぼすB, Zr 複合添加の効果	2011年3月25日～27日	東京工業大学 竹山雅夫	C
245	溶接学会平成23年度春季全国大会／溶接学会	高張力鋼のレーザ／アークハイブリッド溶接で生じる変形・残留応力	2011年4月21日	大阪大学接合科学研究所 金 裕哲	W
246	溶接学会平成23年度春季全国大会／溶接学会	純Ar雰囲気におけるパルスプラズマミグ溶接プロセスの開発	2011年4月22日	大阪大学接合科学研究所 田代真一、田中学	W
247	溶接学会平成23年度春季全国大会／溶接学会	昇温脱離法による $\gamma$ 組織含有溶接金属の水素放出挙動解析	2011年4月21日	糟谷正1)、井上裕滋2)、高井健一3)、才田一幸1) 1)大阪大学、2)新日本製鐵(株)、3)上智大学	W
248	12th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures (Creep 2011) 主催者：日本金属学会	Creep damage detection in refractory ferritic steels by positron annihilation spectroscopy	2011年5月22日～27日	京都大学 井上耕治、白井泰治 住友金属工業(株) 五十嵐正晃	C
249	38th ASTM National Symposium on Fatigue and Fracture Mechanics 主催者：ASTM International	Eleventh International ASTM/ESIS Symposium on Fatigue and Fracture Mechanics	2011年5月18日～20日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋 康人	W
250	International Institute of Welding, Annual Assembly 2011, Chennai/International Institute of Welding	Cold Cracking Susceptibility of Austenitic and Martensitic Weld Metals	2011年7月18日	KASUYA Tadashi, Osaka University/INOUE Hiroshige, NOSE Tetsuro, Nippon Steel Corporation	W
251	第42回塑性加工春季講演会 主催者：塑性加工学会（日本機械学会共催）	VC相界面析出制御を活用した高強度化・傾斜機能付与のための制御鍛造技術の開発	2011年5月27日	(株)神戸製鋼所 有川剛史、柿本英樹、村上俊夫、柿内エライジャ、長田卓、畑野等	F
252	平成23年秋季全国大会 主催者：社団法人 溶接学会	レーザ・アークハイブリッド溶接を用いたHT780 すみ肉溶接継手の疲労強度改善	2011年9月7日	株式会社IHI 猪瀬 幸太郎	W
253	平成23年秋季全国大会フォーラム 主催者：社団法人 溶接学会	980MPa級継手の水素侵入による低温割れの解明と予測手法の構築	2011年9月8日	JFEスチール(株)スチール研究所 石川信行	H
254	10th International Conference on Technology of Plasticity 主催者：German Metal Forming Association	Steel Parts with High Strength and Gradient Strength by Controlled-forging featuring Vanadium Carbide Precipitation in Pearlite	2011年9月25日	(株)住友金属小倉 大藤善弘 (独)物質・材料研究機構 鳥塚史郎、花村年裕	F
255	10th International Conference on Technology of Plasticity 主催者：German Metal Forming Association	Strengthening and Functionally Grading of V Added Ferrite-Pearlite Hot Forging Steel Parts	2011年9月25日	株式会社神戸製鋼所 村上俊夫、柿内エライジャ、本田恭英、有川剛史、柿本英樹、長田卓、畑野等	F
256	10th International Conference on Technology of Plasticity 主催者：German Metal Forming Association	Deformation Induced VC Precipitation Strengthening with 1000Mpa Yield Strength	2011年9月25日	大同特殊鋼(株) 藤原正尚、保母誠、安東知洋、松村康志、五十川幸宏	F
257	10th International Conference on Technology of Plasticity 主催者：German Metal Forming Association	Microstructural investigation of VC precipitation strengthening in vanadium microalloyed carbon steel during plastic deformation	2011年9月25日～30日	豊橋技術科学大学 H. H. Kuo、梅本実	F



No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
258	10th International Conference on Technology of Plasticity 主催者：German Metal Forming Association	Development of Virtual Laboratory System for Prediction of Microstructure and Mechanical Properties in Hot Forging of V Microalloyed Steel	2011年9月25日～30日	名古屋大学 湯川伸樹、石川孝司	F
259	The 4th Symposium on heat resistant Steels and Alloys Used for High Efficiency USC Power Plants 2011 主催者：China Iron and Steel research Institute (China), NIMS (Japan) and KIST (Korea)	Alloy design, creep damage analysis and creep life prediction of heat resistant steels	2011年4月11日～13日	九州工業大学 増山不二光	C
260	平成23年度(第42回)塑性加工春季講演会 主催者：社団法人日本塑性加工学会	V添加中炭素鋼の制御鍛造のための材質予測FEMシステムの開発	2011年5月27日～29日	名古屋大学 湯川伸樹、石川孝司	F
261	2011 First International Conference on High Performance Structures and Materials Engineering (ichpsm2011)	Localization of Partial Magnetization around Artificial Slits in Square Bars of Medium Carbon Low Alloy Steel JIS S45C	2011年5月5日～6日	九州大学 瓜生めぐみ、木田勝之、本田尊士、Edson Costa Santos、猿渡憲一	E
262	2011 First International Conference on High Performance Structures and Materials Engineering (ichpsm2011)	The observation of changes in the magnetic field due to the crack initiation under different stress ratio conditions	2011年5月5日～6日	九州大学 本田尊士、木田勝之、Edson Costa Santos、Justyna Rozwadowska、瓜生めぐみ	E
263	第8回PARSONS国際会議 英国材料学会 高温材料分科会	Mechanism for Boron Effect on Microstructure and Creep Strength of Ferritic Power Plant Steels	2011年9月5日～8日	物質・材料研究機構 阿部富士雄、田淵正明、塚本進	C
264	International Conference on Use of 9-12Cr Martensitic, P23/24, Traditional Low Alloy Steels, Stainless Steels and Ni-based Alloys in USC Power Plants European Technology Development (ETD)	Creep Life Prediction of Gr.91 Based on Creep Strain Analysis	2011年8月4日～5日	物質・材料研究機構 阿部富士雄	C
265	第134回 圧延理論部会 日本鉄鋼協会生産技術部門	VC相界面析出制御を活用した高強度化・傾斜機能化のための制御鍛造技術の開発	2011年7月8日	株式会社神戸製鋼所 有川剛史、柿本英樹、村上俊夫、柿内エライジャ、長田卓、畑野等	F
266	第162回秋季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	相界面析出組織を有するV添加低炭素鋼の引張変形挙動	2011年9月20日～22日	東北大学 佐藤健介、紙川尚也、宮本吾郎、古原 忠	F
267	第162回秋季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	転動疲労過程におけるTiN起点の初期き裂発生挙動	2011年9月20日～22日	愛知製鋼(株) 宇田川毅志、菅勝徳、小塚巧	E
268	第162回秋季講演大会シンポジウム (社)日本鉄鋼協会	水素侵入による980MPa級溶接金属の低温割れ限界	2011年9月22日	JFEスチール 末吉 仁、石川 信行	H
269	第62回塑性加工連合講演会	VC相界面析出による高強度・傾斜機能付与のための制御鍛造技術の開発 第2報 模擬部品形状への傾斜機能付与	2011年10月27日	株式会社神戸製鋼所 長田卓、有川剛史、柿本英樹、本田恭英、村上俊夫、柿内エライジャ、畑野等	F
270	第162回秋季講演大会 (社)日本鉄鋼協会	低合金鋼における合金炭窒化物のナノ世紀出組織	2011年9月20日～22日	東北大学 古原 忠、宮本吾郎、紙川尚也	F
271	第162回秋季講演大会 ポスターセッション (社)日本鉄鋼協会	鍛造用中炭素鋼におけるバナジウム添加が相変態と力学特性に与える影響	2011年9月20日～22日	豊橋科学技術大学 飯田大介、梅本 実	F
272	日本金属学会 2011年秋季講演大会	水素侵入による高強度拘束溶接継手の低温割れ限界	2011年11月7日	JFEスチール 末吉 仁、石川 信行	H
273	溶接構造シンポジウム2011 主催者：溶接構造研究委員会	レーザークハイブリッド溶接の割れ防止に関する実験的検討	2011年11月15日	株式会社IHI 猪瀬 幸太郎	W
274	溶接構造シンポジウム2011 主催者：溶接構造研究委員会	9%Ni鋼用同軸複層ワイヤによるAr-GMA溶接	2011年11月15日	NIMS 中村 照美	W
275	溶接構造シンポジウム2011 主催者：溶接構造研究委員会	溶接硬化部形状を考慮したレーザ溶接継手のシャルピー靱性評価法	2011年11月15日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋 康人	W
276	溶接構造シンポジウム 主催者：溶接学会溶接法研究委員会	純Ar中でのGMA溶接を可能とする9%Ni鋼用同軸複層ワイヤ	2011年11月10日～11日	NIMS 中村 照美	W
277	第21回格子欠陥フォーラム 主催者：日本物理学会 格子欠陥・ナノ構造分科	陽電子消滅法によるフェライト系耐熱鋼の研究	2011年9月19日～20日	京都大学大学院工学研究科 井上耕治、白井泰治	C

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
278	第135回圧延理論部会 主催者：(社)日本鉄鋼協会	VC相界面析出による高強度・傾斜機能付与のための制御鍛造技術の開発 第2報 模擬部品形状への傾斜機能付与	2011年12月8日～9日	株式会社神戸製鋼所 長田卓、有川剛史、柿本英樹、本田 恭英、村上俊夫、柿内エライジャ、畑野等	F
279	第49回高温強度シンポジウム 主催者：日本材料学会	水素放出特性変化に基づいたGr.91鋼のクリープ余寿命評価	2011年11月25日	鹿児島大学大学院 山下勇人、駒崎慎一／住友金属工業(株) 米村光治、五十嵐正晃	C
280	The 2nd International Conference on Advanced in Materials and Manufacturing Processes 主催者：Icamm committee	Investigation of crack initiation and propagation during rolling contact fatigue of SUJ2 steel bearings using a newly developed one-point testing machine	2011年12月18日	九州大学大学院 J.Rozwadowska, K.Kida, E.C.Santos, T.Honda, H. Koike and K. Kanemasu	E
281	2011 International Conference on Mechatronics and Applied Mechanics (ICMAM2011) 主催者：ICMAM2011 committee, TTP	Asymmetric Change in Three Dimensional Magnetic Fields of Bearing Steel (JIS-SUJ2) under Spherical Hertzian Contact	2011年12月28日	九州大学大学院 K.Kida, M. Uryu, T. Honda, E.C.Santos and K. Saruwatari	E
282	第163回日本鉄鋼協会春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	0.3mass%V添加中炭素鋼におけるVC析出におよぼすMn添加量の影響	2012年3月28日～30日	株式会社神戸製鋼所 村上俊夫、柿内エライジャ、畑野等	F
283	第163回日本鉄鋼協会春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	水素放出特性変化に基づいたGr.91鋼のクリープ余寿命評価	2012年3月28日～30日	鹿児島大学大学院 山下勇人、駒崎慎一／住友金属工業(株) 米村光治、五十嵐正晃	C
284	第163回日本鉄鋼協会春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	フェライト-パーライト型V添加非調質鋼の高サイクル疲労破壊挙動	2012年3月28日～30日	横浜国立大学 大学院 諸岡 聡、梅澤 修	E
285	第163回日本鉄鋼協会春季講演大会 主催者：日本鉄鋼協会	Cr量を変化させた金属間化合物強化型合金の組織とクリープ特性	2012年3月28日～30日	住友金属工業(株) 石川茂浩、米村光治、仙波潤之、岡田光一／東京工業大学 竹山雅夫	C
286	The 3rd International Symposium on Steel Science 主催者：同上	Effect of Nb addition on precipitation hardening of high V added medium carbon steels	2012年5月28日	株式会社神戸製鋼所 柿内エライジャ、村上俊夫、有川剛史、柿本英樹、長田卓、畑野等	F
287	第77回レーザー加工学会講演会 主催者：レーザー加工学会	高張力鋼へのレーザー・アークハイブリッド溶接適用と性能評価	2012年5月24日	株式会社IHI 猪瀬 幸太郎、杉野友洋、神林順子、阿部大輔、松本直幸	W
288	鉄鋼協会第163回春期講演大会シンポジウム「高温材料のフィジカルメタラジーII」 主催者：社団法人日本鉄鋼協会	フェライト系耐熱鋼の設計指針と強度予測技術	2012年3月30日	新日本製鐵株式会社 長谷川 泰士	C
289	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	NEDO「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」溶接技術SGの活動報告	2012年4月12日	阪大 平岡和雄	W
290	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	HT980鋼用溶接材料開発実用化TFの成果概要	2012年4月12日	新日鉄 井上裕滋 住友金属 小川和博	W
291	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	クリーンMIG溶接プロセスの開発	2012年4月12日	物材機構 中村照美 IHI 山岡弘人	W
292	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	高張力鋼用溶接金属組織におけるオーステナイト相と水素脆性	2012年4月12日	阪大 柴柳敏哉 島田悠 高橋誠 池内健二	W
293	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	γ組織含有溶接金属の水素拡散および継手水素濃度分布の検討	2012年4月12日	阪大 糟谷正 新日鉄 橋場裕治 井上裕慈 中村修一 上智大 高井健一	W
294	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	多層盛溶接金属の破壊靱性に及ぼす残留γの影響	2012年4月12日	物材機構 邸海 王琳寧 中村照美 阪大 平岡和雄	W
295	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	980MPa級高強度鋼クリーンMIG溶接継手の破壊性能評価手法-継手性能の検証と溶接部破壊靱性要求に関する考察-	2012年4月12日	阪大 南二三吉 高嶋康人 大畑充 糟谷正 物材機構 邸海 新日鉄 井上健裕 井上裕慈 住友金属 川畑友弥 小川和博	W
296	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	高強度鋼へのレーザー・アークハイブリッド溶接適用TFの成果概要	2012年4月12日	IHI 中西保正 JFE 安田功一	W
297	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	レーザー・アークハイブリッド溶接による厚板高張力鋼の溶接性	2012年4月12日	阪大 潘慶竜 鄭光云 川人洋介 片山聖二	W

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	S G 名
298	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	高張力鋼レーザー・アークハイブリッド 溶接継手の低温割れ感受性評価に おける力学的指標の提示	2012年4月12日	阪大 金裕哲 廣畑幹人 IHI 猪瀬幸太郎	W
299	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	高強度鋼レーザー・アークハイブリッド 継手の破壊性能および溶接部靱性 の評価法	2012年4月12日	阪大 南二三吉 高嶋康人 大畑充	W
300	溶接学会春季全国大会 主催者：一般社団法人溶接学会	高強度鋼レーザー・アークハイブリッド 溶接の材料・継手設計と溶接施工	2012年4月12日	IHI 猪瀬幸太郎 山岡弘人 JFE 安田功一 角博幸	W
301	12th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures 主催者：学振 耐熱金属材料第 123委員会、日本金属学会	Creep damage/strain and hardness in high-strength martensitic steels	2012年5月28日	九州工業大学 増山不二光	C
302	12th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structure 主催者：学振 耐熱金属材料第 123委員会、日本金属学会	Microstructural evolution and creep deformation in Ni-based alloys	2012年5月30日	住友金属工業(株) 浜口友 彰、米村光治、仙波潤之、 五十嵐正晃	C
303	12th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structure 主催者：学振 耐熱金属材料第 123委員会、日本金属学会	Observations of microstructures with creep damages in Ni-based model alloy	2012年5月31日	住友金属工業(株) 米村光 治、浜口友彰、仙波潤之、 五十嵐正晃	C
304	12th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structure 主催者：学振 耐熱金属材料第 123委員会、日本金属学会	Creep behavior at ultra-low strain rate in 9% Cr steel studied by helical spring creep tes	2012年5月30日	九州大学 山崎重人、光原 昌寿、池田賢一、波多聰、 中島英治	C

別紙 V-4 受賞実績一覧

No.	受賞日付	受賞者	所属・役職	業績名	表彰名	表彰機関	SG名
1	2008年3月26日	小溝裕一 寺崎秀紀	(国)大阪大学 接合科学研究所 教授 (国)大阪大学 接合科学研究所 特任研究員	時間分解X線回折による溶接金属急冷組織形成過程のin-situ観察	平成20年度一般表彰 依論文賞	(社)日本鉄鋼協会	W
2	2009年4月14日	小溝裕一	(国)大阪大学 接合科学研究所 教授	不均質核生成による高強度溶接鋼管溶接メ タラジの研究	H21年度科学技術分野の 文部科学大臣表彰 科学技術賞(研究部門)	文部科学省	W
3	2010年4月13日	阿部富士雄 田淵正明 塚本 進 他 2名	(独) 物質・材料研究機構 特命研究員 (独) 物質・材料研究機構 GL (独) 物質・材料研究機構 特別研究員	フエライト系耐熱鋼の高温長時間強化およ び高性能化の研究	H22年度科学技術分野の 文部科学大臣表彰 科学技術賞(研究部門)	文部科学省	C
4	2011年5月25日	中村照美	(独) 物質・材料研究機構 主幹研究員	純Arシールドガス中での消耗電極式溶接を 可能とするハイブリッド溶接ワイヤの開発 と純Ar-GMA溶接システムの実用化	H23年度金澤賞	(財)溶接接合工学振興会	W
5	2011年8月3日	丸山公一	東北大学 環境科学研究所 教授	Outstanding contributions in the field of high temperature materials and distinguished leadership in materials science and engineering in Japan	Thermec Distinguished Award	International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials	C
6	2010年9月25日	君塚 肇 森 英喜 牛田裕己 尾方成信	大阪大学大学院基礎工学研究科	経路積分セントロイド分子動力学法による BCC金属中の水素拡散性とその温度依存性 の評価	第58回論文賞(物性部門)	(社)日本金属学会	H
7	2011年10月8日	君塚 肇	大阪大学大学院基礎工学研究科 准教授	量子揺らぎを考慮した金属中の水素拡散・ 捕捉特性に関する原子論的研究	第6回若手奨励賞(領域I0)	(社)日本物理学会	H
8	2011年11月8日	末吉 仁 石川 信行 鈴木 裕士 秋田 貫一	JFEスチール(株) 主任研究員 (独)日本原子力開発機構	水素侵入による高強度拘束溶接継手の低温割れ 限界	優秀ポスター賞 (2011年秋季大会)	(社)日本金属学会	H
9	2011年11月15日	中村照美 平岡和雄	(独) 物質・材料研究機構主幹研究員 (国) 大阪大学接合科学研究所 教授	9% Ni 鋼用同軸複層ワイヤによるA r・G M A 溶接	溶接構造シンポジウム賞	(社)溶接学会	W
10	2011年12月28日	木田勝之 瓜生めぐみ 本田 尊士 E.C.SANITOS 猿渡 憲一	九州大学 工学研究院 准教授 テクニカルスタッフ 学振特別研究員 学振特別研究員 テクニカルスタッフ	Asymmetric Change in Three Dimensional Magnetic Fields of Bearing Steel (JIS-SUJ2) under-Spherical Hertzian Contact	Certificate of Best Paper	International Conference on Mechatronics and Applied Mechanics	E

別紙 V-5 新聞・雑誌等への掲載

No.	発表新聞・雑誌先	発表題目	年月日	発表者	S/G名
1	産業新聞	「NEDO研究開発始動 溶接・鍛造技術革新へ」	2007年6月4日	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
2	鉄鋼新聞	「鉄鋼材料の高強度化 国家研究がスタート（利用技術を重点開発）」	2007年7月6日	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
3	JRCMニュース	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」	平成19年12月	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
4	鉄鋼新聞	「無酸素でアーク溶接」世界初、実験室レベルで成功	2008年3月27日	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
5	JRCMニュースNo. 259	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」溶接SGの活動報告	2008年5月1日	溶接SG	W
6	JRCMニュースNo. 261	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」高温クリープSGの活動報告（700℃級高効率火力発電適用を目指した耐熱材料および強度予測技術の開発）	2008年7月1日	高温クリープSG	C
7	JRCMニュースNo. 263	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」水素脆化SGの狙いと取り組み	2008年9月1日	水素脆化SG	E
8	JRCMニュースNo. 265	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」における先端的制御鍛造技術開発SGの活動	2008年11月1日	制御鍛造SG	F
9	日刊産業新聞	第1回シンポジウム 「溶接・鍛造の技術案件 コスト減1500億円」	2009年4月15日	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
10	鉄鋼新聞	第1回シンポジウム 「産学の国家プロジェクト 高級厚板の溶接技術開発中間目標達成にめど」	2009年4月15日	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
11	JRCMニュース	第1回「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」シンポジウム開催報告	2009年5月1日	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
12	鉄鋼新聞	「鉄鋼材料の革新的高強度化 進む国家プロジェクト」	2009年4月23日	JRCM 鉄鋼材料研究部	A
13	溶接ニュース	「NEDO 純アルゴンミグ実用化へ」	2009年4月21日	溶接SG	W
14	理化学研究所ホームページ プレスリリース	鉄鋼材料内部に存在する介在物の形態を3次元的に解析する技術を開発 一工業材料の欠陥、亀裂、介在物の観察や応力解析シミュレーションに寄与-	2009年8月17日	理化学研究所	F
15	川崎油工(株) ホームページ	「高速熱間鍛造プレス」の概要	2010年1月頃	神戸製鋼所	F
16	川崎油工(株) ホームページ	「油圧サーボプレス」の概要	2010年2月頃	名大 石川教授	F
17	ボイラー・クレーン・溶接のJitsu・Ten実務&展望 (社)ボイラー・クレーン安全協会	新世代型の溶接材料と実用化展開 一新構造ワイヤの展開と革新的溶接技術プロジェクトの概要-	2010年1月号	独立行政法人 物質・材料研究機構 中村照美	W
18	JRCMニュースNo. 272	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における溶接技術SGの活動(2)	2009年6月	溶接技術SG	W
19	JRCMニュースNo. 277	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における水素脆化BRUの活動(2)	2009年11月	水素脆化BRU	H
20	JRCMニュースNo. 279	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における高温クリープSGの活動(2) (先進高効率火力発電プラントの適用が期待される新しい耐熱材料の開発について)	2010年1月	高温クリープSG	C
21	JRCMニュースNo. 281	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における制御鍛造SGの活動(2)	2010年3月	制御鍛造SG	F
22	JRCMニュースNo. 283	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における内部起点疲労破壊SGの活動(2)	2010年5月	内部起点疲労SG	E
23	JRCMニュースNo. 287	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における溶接技術SGの活動(3) レーザTFの現状	2010年9月	溶接技術SG	W
24	JRCMニュースNo. 289	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における水素脆化BRUの活動状況 ~980MPa級継手の水素侵入による低温割れの解明・信頼確保のための予測手法の構築~	2010年11月	水素脆化BRU	H
25	溶接技術/産報出版	酸素でポロシティを防止する - レーザ溶接の新しい欠陥防止法 -	2010年11月	溶接技術SG	W
26	(財)放射線利用振興協会	平成22年度(上期) 中性子利用技術移転課題実施報告書[Ni-Cr系厚肉高強度溶接金属の残留応力分布解析]	2010年11月	水素脆化BRU	H
27	溶接技術/産報出版	酸素でポロシティを防止する - レーザ溶接の新しい欠陥防止法 -	2010年11月	溶接技術SG	W
28	JRCMニュースNo. 291	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における高温クリープSGの活動(3) (700℃級高効率火力発電に適用される新しい耐熱材料とクリープ強度予測技術の開発)	2011年1月	高温クリープSG	C
29	JRCMニュースNo. 293	NEDO「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における先端的制御鍛造技術の開発サブグループの活動(3)	2011年3月	制御鍛造SG	F
30	JRCMニュースNo. 295	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」における内部起点疲労破壊SGの活動(3) (転動疲労メカニズム明確化のための介在物およびき裂の3D観察技術)	2011年5月	内部起点疲労SG	E
31	新日鐵技報	鉄鋼製造業における数理学の利用	2011年10月	水素脆化BRU	H
32	日経産業新聞	「持ち運べる計測器開発」(京都大学)	2012年2月	高温クリープSG	C
33	産業新聞	「陽電子で鋼材寿命計測 携帯型装置を開発」	2012年2月	高温クリープSG	C

No.	発表新聞・雑誌先	発表題目	年月日	発表者	S G名
34	日刊工業新聞	国際ウェルディングショー紹介記事	2012年4月10日	溶接技術SG	W
35	日刊工業新聞	ハイテックリーンMIG紹介	2012年4月11日	溶接技術SG	W
36	日経産業新聞	国際ウェルディングショー紹介記事	2012年4月13日	溶接技術SG	W
37	日経ものづくり	NEDOプロジェクト「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」	2012年5月	溶接技術SG	W

別紙 V-6 国際調査一覧

No.	発表/調査会議等	国名	年月	実施者	SG名
1	2008 MRS Fall Meeting Materials Research Society	米国	2008年12月	東京工業大学 高田尚記	C
2	Asia Steel 2009 Korean Institute of Metals and Materials	韓国	2009年5月	大阪大学 寺田大将	F
3	Thermech'2009 International Committee	独	2009年8月	横浜国立大学 梅澤 修	E
4	The 4th KIMS-Kyushu University(Research Center for Steel) Joint Symposium on Steel Research	韓国	2009年10月	九州大学大学院 光原昌寿	C
5	The International Conference on Experimental Mechanics	シンガポール	2009年11月	九州大学大学院 木田勝之	E
6	TMS 2010 Annual Meeting	米国	2010年2月	横浜国立大学 諸岡 聡	E
7	American Physical Society 2010 APS March Meeting	米国	2010年3月	大阪大学大学院 森英喜	H
8	IIW Intermediate meeting	独	2010年3月	新日本製鐵(株) 糟谷正	W
9	Solid-Solid phase transformations in inorganic materials 2010 (PTM2010)	仏	2010年6月	東北大学 宮本吾郎	F
10	IUMRS-ICA 2010 (11th IUMRS International Conference in Asia)	中国	2010年9月	横浜国立大学 梅澤 修	E
11	MRS Fall Meeting 2010	米国	2010年11月	東京工業大学 高田尚記	C
12	6th International Conference on advanced in Materials Technology for Fossil Power Plant	米国	2010年8月	東京工業大学 竹山雅夫	C
13	New Methods of Damage and faileure Analysis of Structural Parts	チェコ	2010年9月	九州大学大学院 木田勝之	E
14	XV International Colloquium "mechanical Fatigue of Metals"	ポーランド	2010年9月	九州大学大学院 木田勝之	E
15	The International Conference on Experimental Mechanics (ICEM2010)	マレーシア	2010年11月	九州大学大学院 木田勝之	E
16	The 19th International Conference on Processing and Fabrication of Advanced Materials(PFAM19)	ニュージーランド	2011年1月	九州大学大学院 木田勝之	E
17	2010 MRS fall Meeting Material Resarch Society	米国	2010年12月	大阪大学大学院 森英喜	H
18	TMS 2011 Annual Meeting	米国	2011年2月	東京工業大学 竹山雅夫	C
19	38th ASTM National Symposium on Fatigue and Fracture Mechanics	米国	2011年5月	大阪大学大学院 高嶋 康人	W
20	International Institute of Welding, Annual Assembly 2011	インド	2011年7月	大阪大学大学院 糟谷正	W
21	10th International Conference on Technology of Plasticity	独	2011年9月	住友金属 大藤善弘 神戸製鋼所 村上俊夫、長田卓 大同特殊鋼 藤原正尚 豊橋技術科学大学 梅本実 名古屋大学 湯川伸樹、石川孝司 九州工業大学 増山不二光	F
22	The 4th Symposium on heat resistant Steels and Alloys Used for High Efficiency USC Power Plants 2011	中国	2011年4月	九州工業大学 増山不二光	C
23	2011 First International Conference on High Performance Structures and Materials Engineering	中国	2011年5月	九州大学 木田勝之	E
24	第8回PARSONS国際会議	イギリス	2011年9月	物質・材料研究機構 阿部富士雄	C
25	International Conference on Use of 9-12Cr Martensitic, P23/24, Traditional Low Alloy Steels, Stainless Steels and Ni- based Alloys in USC Power Plants	米	2011年8月	物質・材料研究機構 阿部富士雄	C
26	The 2nd International Conference on Advanced in Materials and Manufacturing Processes	中国	2011年12月	九州大学大学院 木田勝之	E
27	2011 International Conference on Mechatronics and Applied Mechanics (ICMAM2011)	香港	2011年12月	九州大学大学院 木田勝之	E

## エネルギーイノベーションプログラム基本計画

### 1. 目的

資源に乏しい我が国が、将来にわたり持続的発展を達成するためには、革新的なエネルギー技術の開発、導入・普及によって、各国に先んじて次世代型のエネルギー利用社会の構築に取り組んでいくことが不可欠である。他方、エネルギー技術開発は、長期間を要するとともに大規模投資を伴う一方で将来の不確実性が大きいことから、民間企業が持続的な取組を行うことは必ずしも容易ではない。このため、政府が長期を見据えた将来の技術進展の方向性を示し、官民双方がこの方向性を共有することで、長期にわたり軸のぶれない取組の実施が可能となる。

エネルギー安全保障の確立や、世界全体の温室効果ガスを 2050 年までに半減するという長期目標を達成するため、以下に政策の柱毎に目的を示す。

#### 1-1. 総合エネルギー効率の向上

1970 年代以来、官民をあげて省エネルギーに取り組み、産業構造の転換や新たな製造技術の導入、民生機器の効率改善等により世界最高水準の省エネルギーを達成している。今後、「新・国家エネルギー戦略」に掲げる、2030 年までに GDP あたりのエネルギー利用効率を約 30% 向上を実現していくためには、産業部門はもとより、全部門において、総合エネルギー効率の向上に資する技術開発とその成果の導入を促進する。

#### 1-2. 運輸部門の燃料多様化

ほぼ 100% を石油に依存する運輸部門は、我が国エネルギー需給構造上、最も脆弱性が高く、その需給構造の次世代化は、将来に向けた早急な対策が不可欠な課題となっている。

「新・国家エネルギー戦略」に掲げる目標（2030 年に向け、運輸部門の石油依存度が 80% 程度となることを目指す）の実現のためにも、官民が中長期的な展望・方向性を共有しつつ、技術開発と関連施策を推進する。

#### 1-3. 新エネルギー等の開発・導入促進

太陽光、風力、バイオマスなどの新エネルギーは、エネルギー源の多様化や地球温暖化対策の観点から重要である。しかし、現時点では経済性や出力安定性といった普及へ向けての課題が存在する。

そのため、これらの課題解決に向けた技術開発の推進及び新エネルギーの導入促進のための関連施策の実施により、更なる新エネルギーの普及を推進する。

#### 1-4. 原子力等利用の推進とその大前提となる安全の確保

原子力発電は供給安定性に優れ、運用時に CO<sub>2</sub> を排出しないクリーンなエネルギー源である。安全確保を大前提に核燃料サイクルを含む原子力発電を着実に推進する。

#### 1-5. 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

化石燃料資源の大宗を輸入に依存する我が国にとって、その安定供給の確保は国家安全保障に直結する課題である。このため、石油・天然ガス等の安定供給確保を目指し、我が国企業による資源国における資源開発等に対する支援等の施策を進めるとともに、その有効かつクリーンな利用を図る。



## 2. 政策的位置付け

低炭素社会づくり行動計画（2008年7月閣議決定）

2008年6月の福田総理（当時）のスピーチ「福田ビジョン」等を受け、我が国が低炭素社会へ移行していくための具体的な道筋を示すため、国全体を低炭素化へ動かす仕組みや革新的な技術開発、国民一人ひとりの行動を促すための取組について策定。

「環境エネルギー技術革新計画」や「Cool Earth - エネルギー革新技術計画」等に示された革新的技術の開発に5年間で300億ドル程度を投入するという具体的な目標が示された。

環境エネルギー技術革新計画（2008年5月）

温室効果ガスの大幅な削減を目指すだけでなく、エネルギー安全保障、環境と経済の両立、開発途上国への貢献等を考慮し、以下の戦略等を策定。

1. 低炭素社会実現に向けた我が国の技術戦略
2. 国際的な温室効果ガス削減策への貢献策
3. 革新的環境エネルギー技術開発の推進方策

Cool Earth - エネルギー革新技術計画（2008年3月）

2007年5月の総理イニシアティブ「クールアース50」を受け、世界全体の温室効果ガスの排出量を現状に比して2050年までに半減するという長期目標を達成するため、エネルギー分野における革新的な技術開発について検討をおこない、21の技術を選定。

エネルギー基本計画（2007年3月閣議決定）

重点的に研究開発のための施策を講ずべきエネルギーに関する技術及びその施策として、

1. 総合エネルギー効率の向上に資する技術
2. 原子力利用の推進とその大前提となる安全の確保に資する技術
3. 運輸部門のエネルギー多様化に資する技術
4. 新エネルギーに関する技術
5. 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用に資する技術

以上が位置づけられている。

新・国家エネルギー戦略（2006年5月）

世界最先端のエネルギー需給構造の実現を図るため

1. 省エネルギーフロントランナー計画
2. 運輸エネルギーの次世代化計画
3. 新エネルギーイノベーション計画
4. 原子力立国計画

以上の計画が位置づけられている。また、資源外交、エネルギー環境協力の総合的な強化を図るため、「総合資源確保戦略」が位置づけられている。

第3期科学技術基本計画（2006年3月閣議決定）

国の存立にとって基盤的であり国として取り組むことが不可欠な研究開発課題を重視して研究開発を推進する「推進4分野」であるエネルギー分野、分野別推進戦略（2006年3月総合科学技術会議）における「推進4分野」であるエネルギー分野に位置付けられている。

経済成長戦略大綱（２００６年７月財政・経済一体改革会議）

資源・エネルギー政策の戦略的展開として

- １．省エネルギーフロンティア計画
- ２．次世代自動車・燃料イニシアティブ等による運輸エネルギー次世代化
- ３．新エネルギーイノベーション計画
- ４．原子力立国計画
- ５．資源外交、環境・エネルギー協力等の総合的な強化

以上が位置づけられている。

京都議定書目標達成計画（２００５年４月閣議決定）

「京都議定書の約束を達成するとともに、更に「脱温暖化社会」に向けて長期的・継続的な排出削減を進めるには、究極的には化石燃料への依存を減らすことが必要である。環境と経済の両立を図りつつ、これらの目標を達成するため、省エネルギー、未利用エネルギーの利用等の技術革新を加速し、効率的な機器や先進的なシステムの普及を図り、世界をリードする環境立国を目指す。」とされている。

### ３．達成目標

#### ３ - 総合エネルギー効率の向上

転換部門における「エネルギー転換効率向上」、産業部門における「製造プロセス効率向上」、民生・運輸部門における「省エネルギー」などにより、GDP当たりのエネルギー消費指数を２０３０年度までに少なくとも３０％改善することを目指す。

#### ３ - 運輸部門の燃料多様化

バイオマス由来燃料、GTL、BTL、CTLなどの新燃料、電気自動車や燃料電池自動車などの導入により、現在ほぼ１００％の運輸部門の石油依存度を２０３０年までに８０％程度とすることを目指す。

#### ３ - 新エネルギー等の開発・導入促進

太陽光、風力、バイオマスなどの新エネルギーの技術開発や燃料電池など革新的なエネルギー高度利用を促進することにより、新エネルギー等の自立的な普及を目指すことで、エネルギー源の多様化及び地球温暖化対策に貢献する。

#### ３ - 原子力等利用の推進とその大前提となる安全の確保

２０３０年以降においても、発電電力量に占める比率を３０～４０％程度以上とすることを目指すため、高速増殖炉サイクルの早期実用化、既設軽水炉代替へ対応する次世代軽水炉の開発、軽水炉技術を前提とした核燃料サイクルの確立、放射性廃棄物対策などの技術開発を推進する。

#### ３ - 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

石油・天然ガスの化石燃料の安定供給確保を目指し、資源獲得能力の強化に資する先端的な技術開発を推進するとともに、環境負荷低減のために化石燃料の効率的かつクリーンな利用を促進するための技術開発・導入を目指す。

#### 4. 研究開発内容

##### 4 - . 総合エネルギー効率の向上

##### 4 - - . 共通

###### (1) 省エネルギー革新技术開発事業 (運営費交付金)

###### 概要

テーマ公募型事業として、「Cool Earth-エネルギー革新技术計画」に基づき、「先導研究」、「実用化開発」及び「実証研究」の3つの技術開発フェーズに加え、「挑戦研究」フェーズを追加し、革新的な省エネルギー技術の開発を行う。

###### 技術目標及び達成時期

世界全体の温室効果ガス排出量を現状に比べて2050年までに半減するという長期目標を実現するための「Cool Earth-エネルギー革新技术計画」の主旨に基づき、大幅な省エネルギー効果を発揮する革新的なエネルギー使用合理化技術について研究開発・実用化を推進する。

###### 研究開発時期

2003年度～2013年度

###### (2) エネルギー使用合理化産業技術研究助成事業 (運営費交付金)

###### 概要

産業界や社会のニーズに応える省エネルギー技術のシーズの発掘とその育成、並びに、省エネルギー技術に関する次世代の研究リーダーの育成を図る。この目的のため、産業界からの期待が高い技術領域・課題を提示した上で、大学や独立行政法人の研究者等から研究開発テーマを募集する。厳正な外部評価によって省エネルギー効果があり且つ独創的・革新的なテーマを選定し、研究者代表者個人を特定して助成金を交付する。

###### 技術的目標及び達成時期

独創性のある研究者等を助成すると共に、中間評価ゲート方式が醸成する競争的環境の下で企業との連携を強化させることにより、10～15年後の実用化が有望な革新的省エネルギー技術の研究開発を促進する。本事業では革新的省エネルギー技術の実用化への第1歩となる特許について、助成期間終了後の出願比率を100%とすることを目標とするとともに、省エネルギー技術に関する次世代の研究リーダーの育成を図る。

###### 研究開発期間

2000年度～

###### (3) 新エネルギー技術実用化補助事業 (運営費交付金)(4 - - 参照)

###### (4) 非化石エネルギー産業技術研究助成事業 (運営費交付金)(4 - - 参照)

#### 4 - - . 超燃焼システム技術

##### (1) 環境調和型製鉄プロセス技術開発 (運営費交付金) (再掲)

###### 概要

高炉ガスからの効率的な二酸化炭素分離と中低温排熱の有効活用及び水素を炭素(コークス)の一部代替として鉄鉱石を還元する革新的製鉄プロセスの開発を行う。

###### 技術的目標及び達成時期

最終的な技術開発目標として製鉄プロセスにおけるCO<sub>2</sub>排出量を30%削減することを目指し、2050年までに実用化する。

###### 研究開発期間

2008年度～2017年度

##### (2) 資源対応力強化のための革新的製鉄プロセス技術開発 (運営費交付金)

###### 概要

高品位な製鉄材料(鉄鉱石・石炭等)の入手が困難になってきていることから、原料使用量の低減及び、比較的入手が容易な低品位原料の使用拡大を図ることが喫緊の課題となっている。本技術開発では、還元剤として低品位な石炭と鉄鉱石の塊成物を開発し、炉内反応の高速化・低温化を実現することにより、省エネルギーで高効率な革新的製鉄プロセスを開発する。

###### 技術的目標及び達成時期

2011年度までに、革新的塊成物の組成・構造条件の探索、革新的塊成物の製造プロセス、革新的塊成物による高炉操業プロセスを開発する。これらによる効果は、年産400万トン規模の中型高炉に適用した場合の炭材使用量のうち高品位炭使用量が約80%から50%程度に削減可能となるとともに、革新的塊成物を高炉に使用する操業技術の改良による還元材比の低減により、新開発のプロセスを含めた製鉄プロセスでの投入エネルギーは約10%削減される。

###### 研究開発期間

2009年度～2011年度

##### (3) 革新的ガラス溶融プロセス技術開発 (運営費交付金)

###### 概要

プラズマ等による高温を利用し瞬時にガラス原料をガラス化することにより、極めて効率的にガラスを気中で溶融(インフライトメルティング法)し省エネに資する革新的ガラス溶融プロセス技術を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

###### 技術的目標及び達成時期

2012年度までに、インフライトメルティング法により原料を溶解する技術、カレットをガラス原料として利用するため高効率で加熱する技術、カレット融液とインフライトメルティング法による原料融液とを高速で混合する技術を開発する。

研究開発期間

2008年度～2012年度

(4) 革新的マイクロ反応場利用部材技術開発(運営費交付金)

概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、マイクロリアクター、ナノ空孔などの精密反応場を利用し、反応分子の自由な運動を活性種レベルで制御した革新的な化学反応プロセスと新機能材料創成技術の確立を目指す。さらに、マイクロリアクターとナノ空孔反応場の組み合わせ、各反応場とマイクロ波等のエネルギー供給手段との組み合わせにより協奏的反応場を構成し、さらなる高効率生産等を可能にする基盤技術を開発する。これらの技術の確立により、反応システムの小型化、多段プロセスの簡略化等を通じた化学産業の製造工程等の省エネルギー化を図る。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術的目標及び達成時期

2010年度までに、マイクロリアクター技術、ナノ空孔技術を軸とし、これらに更にマイクロ波、超臨界流体等のエネルギー供給手段を組み合わせた協奏的反応場を構成することにより、これまでにない革新的な化学反応プロセスを確立し、新機能材料創成技術を実現する。さらに、これらの技術を用いて高性能・高機能電子材料、医薬中間体などの部材を開発する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

(5) 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発(運営費交付金)

概要

プラント、構造物や自動車等の革新的な高効率化、省エネルギー化、長寿命化、安全・安心化を図るため、最新の科学的知見を導入し、鉄鋼材料及び鋼構造体を超高機能化する基盤的研究開発を行う。具体的には、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる(1)高級鋼厚板(高強度鋼、極低温用鋼、耐熱鋼)溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工技術(高密度・清浄熱源溶接技術)及びクリープ破壊、金属組織制御技術を基本とする溶接材料技術(クリープ破壊及び水素破壊の機構解明等を踏まえた)の開発、(2)部材の軽量化を図るために強度、加工性等の最適機能傾斜を付与する機械部品鍛造技術(駆動部材の信頼性確保のための耐疲労破壊特性の向上を踏まえた)の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、高級鋼厚板(高強度鋼・極低温用鋼・耐熱鋼)の溶接を予熱・後熱なしに可能とする溶接技術と材料技術を開発するとともに、傾斜機能部材の鍛造技術を開発する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

## (6) 希少金属等高効率回収システム開発

### 概要

小型電子・電気機器にはベースメタルや、金、銀等の貴金属の他、インジウム、ニッケル等の希少金属等を含有している。現状では、これらの機器が廃棄された後は、非常に高温で処理する乾式製錬技術を用いてリサイクル・処理されているため、多大なエネルギーを消費するばかりか、回収可能な金属が銅、金、銀等に限定されており、その他の希少金属等は回収できずに廃棄処分されている。このため、湿式製錬技術を活用した高効率な最適技術の開発等を通じて、回収工程の省エネルギー及び希少金属等の回収率向上を図る。

### 技術目標及び達成時期

- ・ 従来方法(乾式製錬)で処理する場合に比べて、大幅な省エネルギーの実現(省エネルギー効果:原油換算で約78万kL/年削減)
- ・ 廃小型電子・電気機器、廃超硬工具等中に含まれる希少金属等の回収率の向上(インジウム0%→90%、ニッケル50%→95%、コバルト0%→95%、タンタル0%→80%、タングステン90%→95%、レアアース0%→80%)

### 研究開発期間

2007年度～2010年度

## (7) 低品位鉱石・難処理鉱石に対応した革新的製錬プロセス技術の研究開発

### 概要

世界的な鉱石品位の低下、不要元素等の不純物の増加に対応するため、我が国非鉄金属業においては、低品位鉱石の利用拡大による我が国の鉱物資源の安定供給確保の強化が喫緊の課題となっているため、低品位・難処理鉱石の革新的な省エネルギー型の製錬プロセスを開発する。

### 技術目標及び達成時期

低品位鉱石及び難処理鉱石から効率的に銅等有用な非鉄金属を回収するため、低品位鉱石・難処理鉱石に対応した省エネルギー型プロセスによる新たな選鉱技術、製錬技術及び不純物対策技術の研究開発を行う。

#### (1) 高品位精鉱回収技術

低品位鉱石・難処理鉱石から高品位の精鉱を得る選鉱技術の開発。

ハンドリングが難しい極微細鉱等難処理鉱を処理する製錬技術の開発。

#### (2) 有用金属の抽出等回収技術

低品位精鉱から含有金属を高効率に回収する製錬技術の開発。

#### (3) 高濃度不純物の除去等対策技術

不要な元素(ヒ素、ビスマス、アンチモン等)等を多く含む精鉱からの不純物除去、分離、安定化等技術の開発。

上記要素技術を開発し、将来的にエネルギー消費原単位の悪化が予測される非鉄金属製錬について、省エネルギー見込み量、原油換算約2.6万KLを達成。

### 研究開発期間

2009年度～2012年度

## ( 8 ) 環境調和型水循環技術開発

### 概要

我が国が強みを持つ、膜技術を始めとする水処理技術を強化し、省水型・環境調和型の水循環システムの開発に資する省エネ・省水型の要素技術を開発する。

### 技術目標及び達成時期

2013年度までに、以下の技術を開発する。

- 革新的膜分離技術の開発：

従来法に比べ膜透過加圧エネルギー等を50%以上削減。

- 省エネ型膜分離活性汚泥法（MBR）技術の開発：

従来法に比べ膜洗浄の曝気（空気気泡）エネルギー等を30%以上削減。

- 有用金属・有害物質の分離・回収技術の開発：

従来法に比べ汚泥の削減により汚泥処理・処分エネルギーを80%以上削減。

- 高効率難分解性物質分解技術の開発：

従来法に比べ窒素処理に係るエネルギーを50%以上削減。

オゾン酸化法等のエネルギーを50%以上削減。

### 研究開発期間

2009年度～2013年度

## ( 9 ) 微生物機能を活用した環境調和型製造基盤技術開発

### i) 微生物機能を活用した高度製造基盤技術開発（運営費交付金）

#### 概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、省エネルギーかつ環境負荷が少ないといった特徴を有する微生物機能を活用した有用物質の革新的な生産プロセス（モノ作り）の技術を構築するため、産業用途に必要な機能既知遺伝子で構成されたゲノムを持ち、物質生産性向上につながる性能を備えた高性能宿主細胞の創製や、微生物反応の多様化・高機能化技術を開発するとともに、バイオマスを原料として有用物質を体系的かつ効率的に生産する（バイオリファイナリー）ための基盤技術を開発する。

### 技術目標及び達成時期

2010年度までに、物質生産性向上につながる性能を備えた高性能宿主細胞を創製するとともに、バイオプロセスの実用化適用範囲の拡大のための微生物反応の多様化・高機能化技術の開発を行う。バイオリファイナリー技術については、バイオマスを高効率で糖化し、糖から高効率で各種化成品の基幹物質を生産するバイオプロセス体系を構築する。

### 研究開発期間

2006年度～2010年度

ii) 微生物群のデザイン化による高効率型環境バイオ処理技術開発（運営費交付金）

概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、従来エネルギー多消費・廃棄物多排出型であった廃水・廃棄物処理において、微生物群の構成及び配置等を人為的に制御（デザイン化）することで、その処理効率を大幅に向上させ、省エネルギーで廃棄物も少ない高効率型廃水、廃棄物処理の基盤技術を確立する。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、特定有用微生物群を人為的に安定導入・維持もしくは人為的に空間配置・優先化させる等のデザイン化技術を開発し、従来の廃水、廃棄物処理に比べより高効率で省エネルギーな処理技術を開発するとともに、実用化に資するための実証可能なテストプラント規模にて評価する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

(10) 省エネルギー型化学技術創成研究開発補助事業

概要

化学企業が有する技術シーズの中で、省エネルギーのポテンシャルが大きいにもかかわらず民間だけで事業を進めるには開発リスクが大きいこと等がネックになって十分な研究開発費が投じられていない技術に対して、戦略的な研究開発支援を実施することにより、化学産業のみならず、各種最終製品や他産業において抜本的なエネルギー効率の改善を促進するものである。

技術的目標及び達成時期

2010年度までに、将来の発展が有望な技術に関する研究開発の実施とその実用化と普及を通し、化学産業のみならず他分野も含めた我が国省エネルギー対策への一層の寄与を目標とする。

研究開発期間

2004年度～2010年度

(11) エネルギー使用合理化繊維関連次世代技術開発

概要

製造エネルギーの低減を図ることができる革新的な繊維製品製造技術の開発や、使用することでエネルギー消費の低減が可能となる新たな繊維製品を開発。

技術的目標及び達成時期

2010年度までに、以下の開発を行う。

次世代資材用繊維の開発

ポリエチレンテレフタレート製造エネルギー低減技術の開発

研究開発期間

2005年度～2009年度



## (12) 高効率ガスタービン実用化技術開発

### 概要

省エネルギー及びCO<sub>2</sub>削減の観点から電力産業用高効率ガスタービンの実用化を目指し、大容量機(25万kW程度(コンバインド出力40万kW))の高効率化(52%~56%)のために1700級ガスタービンの実用化に必要な先端要素技術を適用した各要素モジュールの検証等を実施する。また、小中容量機(10万kW程度)の高効率化(45%~51%)のために有望とされている高湿分空気利用ガスタービンの実用化に必要な多段軸流圧縮機、多缶燃焼器等の開発を行うとともにシステムの信頼性等の検証を行う。

### 技術的目標及び達成時期

1700級ガスタービン実用化技術開発：先端要素技術を活用した燃焼器、タービン、圧縮機等各モジュールの検証等を行い、送電端熱効率56%以上の達成が可能なことを確認する。

高湿分空気利用ガスタービン実用化技術開発：2011年までに軸流圧縮機の3.5%(空気重量比)吸気噴霧冷却技術、低NO<sub>x</sub>燃焼技術(運用負荷帯で10ppm以下)等を開発すると共に、実機に近い条件での要素機器の信頼性・耐久性を確認する。

### 研究開発期間

2008年度~2011年度

## (13) エネルギー使用合理化高効率パルプ工程技术開発(運営費交付金)

### 概要

紙パルプ産業では、環境に関する自主行動計画に基づき、2010年度までに製品当たり化石エネルギー原単位を1990年度比13%削減し、CO<sub>2</sub>排出原単位を10%削減することを目指し、紙パルプ工程における省エネルギー対策を着実に進めているものの、より一層の省エネルギー対策を進めるためには、技術開発によるブレークスルーが必要となっている。紙パルプ産業は、エネルギー多消費型産業のひとつであり、紙パルプ工程での省エネルギー対策は波及効果が大きいことから、紙パルプ工程におけるエネルギー使用合理化に資する技術開発を提案公募により実施する。

### 技術的目標及び達成時期

京都議定書の第1約束期間中、又は、第2約束期間中を目途として実用化に至るような技術開発を行うことで、京都議定書の第1約束期間の目標を着実に達成するとともに、現在、検討が行われている第2約束期間に向けた省エネルギー対策の更なる深化を進めていく。

### 研究開発期間

2005年度~2010年度

## (14) 革新的省エネセラミックス製造技術開発(運営費交付金)

### 概要

小型炉設備で生産可能な小型セラミック中空ユニットを複数組みあわせること

で、これまでその製造が難しかった複雑な形状を持つ大型セラミックス部材を省エネで製作することができる革新的なセラミック部材製造技術を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。  
技術目標及び達成時期

2013年度までに、高機能化された小さな精密ブロックを立体的に組み上げ、高効率で接合、一体化をし、複雑な形状の部材や大型の部材を製造可能とする革新的なプロセス技術の基盤を確立し、高耐性部材、高温断熱部材及び高比剛性部材の試作を行う。

研究開発期間

2009年度～2013年度

- (15) 発電プラント用超高純度金属材料開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (16) 先進超々臨界圧火力発電実用化要素技術開発(4 - - 参照)
- (17) 噴流床石炭ガス化発電プラント開発(4 - - 参照)
- (18) 石油精製高度機能融合技術開発(4 - - 参照)

#### 4 - - . 時空を超えたエネルギー利用技術

- (1) カーボンナノチューブキャパシタ開発プロジェクト(運営費交付金)

概要

高純度、高密度に配向した長尺の単層カーボンナノチューブの大量合成技術を開発するとともに、これを用いた従来よりも格段にパワー(電力)と蓄電量が大きなキャパシタを開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。  
技術目標及び達成時期

2010年度までに、単層カーボンナノチューブの高度配向技術及び大量生産技術を確立するとともに、キャパシタ製造技術を確立することで、20Wh/Kgの高エネルギー密度と耐久性を有する電気二重層キャパシタを開発する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

- (2) イットリウム系超電導電力機器技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (3) 高温超電導電力ケーブル実証プロジェクト(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (4) 固体高分子形燃料電池実用化戦略的技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (5) 燃料電池先端科学研究(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (6) 固体酸化物形燃料電池システム要素技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (7) 水素貯蔵材料先端基礎研究事業(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (8) 水素製造・輸送・貯蔵システム等技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (9) 固体酸化物形燃料電池実証研究(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (10) 大規模電力供給用太陽光発電システム安定化等実証事業(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (11) 次世代蓄電システム実用化戦略的技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (12) 革新型蓄電池先端科学基礎研究(運営費交付金)(4 - - 参照)

#### 4 - - . 省エネ型情報生活空間創生技術

##### (1) グリーンITプロジェクト(運営費交付金)

###### 概要

情報化社会の進展に伴うIT機器の消費電力の大幅な増大に対応し、抜本的な省エネを実現するため、サーバ、ネットワーク機器等の各装置の省エネに加え、省エネ型の巨大コンピューティング技術(グリーン・クラウドコンピューティング技術)、パワーエレクトロニクス技術を開発する。

###### 技術目標及び達成時期

2012年度までに、IT機器・システムのエネルギー消費効率を2倍に向上させる基盤技術を開発する。

###### 研究開発期間

2008年度～2012年度

##### (2) 次世代高効率ネットワークデバイス技術開発(運営費交付金)

###### 概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、ネットワークで伝送されるデータ量の爆発的増加に伴い、関連機器の消費エネルギーが増大している中で、ネットワーク全体の消費電力量を抑制することが喫緊の課題であり、消費エネルギーの低減に大きく貢献するルータ・スイッチの高速化のための研究開発を実施するとともに、機器そのものの消費エネルギーを低減するための研究開発を実施する。

###### 技術的目標及び達成時期

2011年度までに、1チャンネルあたり40Gbps超の通信速度に対応するトラフィック計測・分析・管理技術や40Gbpsのインターフェース、さらなる通信速度向上(100Gbps超)を実現するハードウェア技術、SFQ(単一磁束量子)スイッチに関する実現を可能とするための基盤技術を開発する。

###### 研究開発期間

2007年度～2011年度

##### (3) 次世代大型低消費電力ディスプレイ基盤技術開発(運営費交付金)

###### 概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、次世代の大型液晶及び大型プラズマディスプレイに関する低消費電力ディスプレイを実現するための研究開発を行う。

###### 技術的目標及び達成時期

2011年度までに、液晶に関しては、高効率バックライト、革新的なTFTアレイプロセス技術・製造装置及び低消費電力型の画像処理エンジン等に係る技術を確立する。また、プラズマディスプレイに関しては、超低電圧駆動等に係る技術を確立する。

###### 研究開発期間

2007年度～2011年度

(4) 有機発光機構を用いた高効率照明の開発 (運営費交付金)

概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、蛍光灯に代わる高効率照明として有機EL発光機構を用いるための技術開発課題(発光効率、演色性、面均一性、生産コスト)等を明らかにし、それをブレイクスルーしうる技術シーズを抽出する。

技術目標及び達成時期

2009年までに現在一般に普及している蛍光灯照明に代わる高効率照明としての必要スペックを達成するとともに、次世代照明として同じく期待されているLEDとの差別化要素を技術的に達成し、大面積/高スループット/低コストで量産するプロセス技術を開発する。また、現在蛍光灯の間接・拡散照明が用いられている照明機器を代替する有機EL照明を実用的なコストで製造できる技術を確認する。

研究開発期間

2007年度～2009年度

(5) マルチセラミックス膜新断熱材料の開発 (運営費交付金)

概要

住宅やビルなどの冷暖房における大幅な省エネを実現する画期的な断熱性能を持つ壁および窓材料を、セラミックスのナノ多孔体構造やポリマー複合化構造などからなるマルチセラミックス膜アセンブリ技術によって開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、熱貫流率(熱の伝わりやすさ)が $0.3\text{ W/m}^2\text{ K}$ 以下、壁厚さ10mm程度の超断熱壁材料および熱貫流率が $0.4\text{ W/m}^2\text{ K}$ 以下、光(可視光)透過率が65%以上(Low-Eガラス使用)、ヘイズ率が1%以下の超断熱窓材料を実現する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

(6) 超フレキシブルディスプレイ部材技術開発 (運営費交付金)

概要

製造工程等の省エネルギー化を実現するために行う。従来、表示デバイスの製造には、真空蒸着と高温下での焼成と、それに伴う排ガス排水処理が必須であった。これを、ロールtoロール方式に代替することで常圧、常温下での製造を実現し、フレキシブルな薄型ディスプレイを製造する。そのために、有機TFT材料およびコンタクトプリント技術等を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

#### 技術的目標及び達成時期

2009年度までに、実用化に向けた実証のための巻き取り方式ディスプレイのプロトタイプを試作する。またフレキシブルデバイス材料開発に貢献する部材ならびに薄膜複合化技術を開発し、これらをパネル化するための実用化技術を確立する。

#### 研究開発期間

2006年度～2009年度

### (7) 低損失オプティカル新機能部材技術開発 (運営費交付金)

#### 概要

近接場光の原理・効果を応用した低損失オプティカル新機能部材技術を開発し、実用化の目処を得ることを目的とする。動作原理に近接場光を用いるオプティカル新機能部材は、従来の材料特性のみに依存した光学部品では不可能な機能・性能を発揮し、液晶プロジェクター・液晶ディスプレイなど情報家電の省エネルギー、高性能・高信頼化を図る上でのキーデバイスとなることが期待できる。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

#### 技術目標及び達成時期

2010年度までに、共通基盤技術として、ナノ構造部材の設計・作製・評価技術を開発するとともに、ナノ構造部材に発現する近接場光の機能を動作原理とする低損失オプティカル新機能部材を検討し機能を確認する。

#### 研究開発期間

2006年度～2010年度

### (8) 次世代光波制御材料・素子化技術 (運営費交付金)

#### 概要

ガラス材料に関する精密モールド技術を確立し、機能性の高い光波制御素子を低コストで生産できるプロセス技術を開発することで部材の小型化・高機能化を図りつつ、省エネを実現する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

#### 技術目標及び達成時期

2010年度までにサブ波長レベルの微細構造をガラス表面にモールド成形する技術を実現し、実装可能な具体的なデバイスを作製する。

#### 研究開発期間

2006年度～2010年度

### (9) 次世代高効率エネルギー利用型住宅システム技術開発・実証事業

(運営費交付金)

#### 概要

ゼロ・エミッションハウスによる生活の大幅な省エネの実現に向け、家屋内直流配電システムや、電力需給の状態に応じた太陽電池等の分散型電源の制御、電力ネットワークを活用した家電の制御等、住宅全体としてエネルギーの最適制御

を行うシステムの開発・実証を行う。

技術的目標及び達成時期

2011年度までに、直流給電・配電に関する規格の標準化、直流配電の電流・電圧の規格化、蓄電池設置に係る安全規制の改正に対する提案が可能となる技術を確立する。

研究開発期間

2009年度～2011年度

#### 4 - - . 先進交通社会確立技術

##### (1) エネルギーITS (運営費交付金)

概要

平成19年5月の「次世代自動車・燃料イニシアティブ」に基づき、運輸部門のエネルギー消費効率改善のため、自動運転・隊列走行技術、高度交通流制御技術等の省エネルギーに資するITS技術の開発を行う。

技術的目標及び達成時期

2012年度までにCO2削減効果評価方法の確立を図るとともに、2020年代に実用化が見通せる運転制御、隊列走行の基盤技術の確立を目指す。

研究開発期間

2008年度～2012年度

##### (2) サステナブルハイパーコンポジット技術の開発 (運営費交付金)

概要

炭素繊維複合材料は、軽量、高強度等の優れた特性を有している。従来の熱硬化性樹脂を用いた炭素繊維複合材料では成形性・加工性に乏しくリサイクルが困難であったため、熱可塑性樹脂を用いた炭素繊維複合材料(CFRTP)の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2012年度までに、炭素繊維と熱可塑性樹脂との中間基材を開発し、高速成形技術、接合技術及びリサイクル技術を開発する。

研究開発期間

2008年度～2012年度

##### (3) 次世代構造部材創製・加工技術開発 (次世代航空機用)

概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、航空機、高速車両等の輸送機器への先進材料の本格導入を加速させるため、先進複合材料及び先進金属材料について部材開発、設計試作及び評価を実施することで、軽量化によりエネルギー使用効率を大幅に向上させる革新的な構造部材の創製・加工技術の開発を行う。

#### 技術目標及び達成時期

2012年度までに、複合材の構造健全性診断技術、チタン合金の創製・加工技術を確立するとともに、航空機用エンジンへの適用を目指し、耐熱・耐衝撃性に優れた複合材料を開発する。

#### 研究開発期間

2003年度～2012年度

#### (4) 環境適応型小型航空機用エンジン研究開発(運営費交付金)

##### 概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、エネルギー使用効率を大幅に向上し、環境対策にも優れた次世代の小型航空機用エンジンの開発にとって重要な要素技術の研究開発を行う。

#### 技術目標及び達成時期

2010年度までに、エネルギー使用効率を大幅に向上する構造設計技術、騒音、NOx等の環境負荷対応に優れた環境対策技術、インテグレーション技術、高バイパス比化等の高性能化技術といった要素技術の研究開発・実証を行う。

#### 研究開発期間

2003年度～2010年度

#### (5) 省エネ用炭素繊維複合材技術開発

##### 概要

航空機、自動車、鉄道、船舶等の輸送機械等における炭素繊維複合材の適用範囲を拡大し、省エネルギーの促進を図るため、先進的な炭素繊維複合材成形技術や、耐雷対策の容易化技術等の研究開発・実証を行う。

#### 技術目標及び達成時期

2013年度までに、従来の方法に比べ、曲率の大きな部位の成形も行うことができるVaRTM(バータム)法等の炭素繊維複合材成形技術や、炭素繊維複合材を用いた製品の耐雷性能を容易に確保する技術の研究開発・実証を行う。

#### 研究開発期間

2008年度～2013年度

#### (6) 燃料電池システム等実証研究(運営費交付金)(4 - - 参照)

#### (7) 次世代蓄電システム実用化戦略的技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)

### 4 - - . 次世代省エネデバイス技術

#### (1) ナノエレクトロニクス半導体新材料・新構造技術開発 - うち窒化物系化合物半導体基板・エピタキシャル成長技術の開発(運営費交付金)

##### 概要

窒化物系化合物半導体は、パワーデバイス、高周波デバイス、発光デバイス等、重要なデバイスの飛躍的な性能向上と消費電力削減への貢献を期待されている。このため、従来の半導体材料では実現出来ない領域で動作可能なハイパワー・超

高効率の電子素子、超高速電子素子等の作成に必要な窒化物系化合物半導体先進技術の国際競争力を強化すべく、高品質かつ大口径単結晶基板、高品質かつ大口径エピタキシャル成長技術等の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。  
技術目標及び達成時期

2011年度までに、次世代窒化物系半導体デバイスを実現する以下結晶作製技術を開発する。

1) 基板技術 (GaN、AlNバルク結晶作製技術)

・口径2～4インチで高品質エピ成膜を可能とする低コストの単結晶基板作製技術の確立。

2) エピ技術 (エピタキシャル成膜及び計測評価技術)

・低欠陥高品質エピ層を実現する成膜技術及び膜成長過程を計測評価する技術の確立。

・高出力かつ高安定動作可能なエピ層の実現

・高耐圧超高速な新しいデバイス構造の開発

研究開発期間

2007年度～2011年度

## (2) 次世代低消費電力半導体基盤技術開発 (MIRAI) (運営費交付金)

概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、IT化の進展、IT利活用の高度化を支え、あらゆる機器に組み込まれている半導体の低消費電力化を図るため、テクノロジーノード(微細化レベル)45nm以細の次世代低消費電力半導体を実現するため、微細加工の基盤技術やマスク(半導体素子製造過程で用いる原板)の低コスト化・製造時間短縮に必要な基盤技術の開発等を行う。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、マスク設計・描画・検査の各工程に共通的なマスクデータ処理技術、繰り返しパターンやパターン重要度を利用した描画・検査高速化技術等の基本的な開発及びEUVLマスク基盤技術として、許容欠陥の指標明確化、ブランクス位相欠陥検査技術の確立等を完了する。

研究開発期間

2001年度～2010年度

## (3) 半導体アプリケーションチッププロジェクト (運営費交付金)

概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、情報通信機器、特に、情報家電(車載を含む)の低消費電力化を実現できる半導体アプリケーションチップ技術の開発を行う。

技術目標及び達成時期

2009年度までに情報家電の低消費電力化を実現できるアプリケーションチ



ップ技術を開発する。

研究開発期間

2003年度～2009年度

(4) 次世代プロセスフレンドリー設計技術開発(運営費交付金)

概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、あらゆる機器に組み込まれている半導体の低消費電力化を図るため、テクノロジーノード45nm以細の半導体に対応するSoC(System on Chip)設計技術を開発する。具体的には、テクノロジーノード45nm以細の半導体の共通設計基盤技術開発として、DFM(Design For Manufacturing)基盤技術を中核とした設計及び製造の全体最適を確保する全く新しいSoC製造フローを開発する。

技術目標及び達成時期

テクノロジーノード45nm以細のSoC開発において製造性を考慮した共通設計基盤技術を確立し、システムLSIデバイスの省エネルギーを実現するとともに、設計生産性を従来予想に比べ2倍にすることを目標とする。

研究開発期間

2006年度～2010年度

(5) 半導体機能性材料の高度評価基盤開発(運営費交付金)

概要

情報通信機器の高機能化や低消費電力化等の要求を満たす半導体集積回路を実現するため、新たな機能性材料開発に貢献する評価基盤技術を開発し、さらに開発した機能性材料の半導体及び半導体集積回路への適用を可能とする統合的なソリューション技術を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術的目標及び達成時期

2011年度までに、半導体デバイス性能に直結する接合素子の性能性及び信頼性等、半導体製造プロセス全体を俯瞰しつつ、機能性材料開発が可能となる評価基盤技術を開発し、開発した機能性材料を用いた統合的なソリューションが提案できる材料評価基盤を構築する。

研究開発期間

2009年度～2011年度

4 - - . その他

(1) 次世代構造部材創製・加工技術開発(次世代衛星基盤)

概要

国際商業市場における我が国衛星メーカーの競争力を強化するべく、準天頂衛星システム(利用者に対し、米国が運用するGPSとの補完による高精度な位置情報等の提供を可能にするシステム)の構築に不可欠な基盤技術(産業競争力強

化にも直結する衛星の軽量化、長寿命化に関する技術等)の開発を行う。本プロジェクトの一部については、他部門と比較して需要増加の割合が高い運輸部門のエネルギー消費を抑制すべく、自動車、高速車両等の輸送機器の軽量化・効率化にも資する複合材料製造設計等の基盤技術を確立するためのものであり、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

静止軌道と一定の角度をなす傾斜軌道に複数の衛星を配置し、見かけ上、常に天頂付近に最低1つの衛星を位置させるシステム。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、準天頂衛星システムの構築に不可欠な基盤技術(産業競争力強化にも直結する衛星の軽量化、長寿命化に関する技術等)の開発を実施し、宇宙空間での技術実証を行う。

研究開発期間

2003年度～2010年度

#### 4 - . 運輸部門の燃料多様化

##### 4 - - . 共通

- (1) 新エネルギー技術実用化補助事業(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (2) 非化石エネルギー産業技術研究助成事業(運営費交付金)(4 - - 参照)

##### 4 - - . バイオマス由来燃料

- (1) 新エネルギー技術研究開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (2) E3地域流通スタンダードモデル(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (3) バイオマス等未活用エネルギー実証事業(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (4) バイオマスエネルギー地域システム化実験事業(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (5) セルロース系エタノール革新的生産システム開発(運営費交付金)(4 - - 参照)

##### 4 - - . G T L 等の合成液体燃料

- (1) 天然ガスの液体燃料化(G T L)技術実証研究(運営費交付金)(4 - - 参照)

##### 4 - - . 燃料電池自動車および水素関連技術

- (1) 固体高分子形燃料電池実用化戦略的技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (2) 燃料電池先端科学研究(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (3) 水素製造・輸送・貯蔵システム等技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (4) 水素貯蔵材料先端基盤研究事業(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (5) 水素社会構築共通基盤整備事業(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (6) 燃料電池システム等実証研究(運営費交付金)(4 - - 参照)

##### 4 - - . 電気自動車

- (1) 次世代蓄電システム実用化戦略的技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)
- (2) 革新型蓄電池先端科学基礎研究(運営費交付金)(4 - - 参照)

#### 4 - . 新エネルギー等の開発・導入促進

##### 4 - - . 共通

###### (1) 新エネルギー技術研究開発(運営費交付金)

###### 概要

新エネルギーの自立的普及に向けて、太陽光、風力、バイオマスなど新エネルギー分野でのイノベーションを促進すべく、高効率かつ低コストを目指した先進的技術開発を実施する。具体的には以下の研究開発を実施する。

- A. 革新的な太陽電池の開発を実施する研究拠点を形成し、海外との研究協力等を行いながら、超長期の視野に立って、飛躍的な性能向上を目指した太陽光発電技術の開発を推進する。(革新型太陽電池国際研究拠点整備事業)
- B. 中長期的に、より一層の高効率化と低コスト化を目指して、革新的な材料、構造等を採用した太陽光発電技術の開発を推進する。(太陽光発電システム未来技術研究開発)
- C. 2020年の目標発電コスト14円/kWhおよび太陽光発電システムの大幅な効率向上を実現すべく、未来技術研究開発などで得られた要素技術開発の成果の内、実用化が期待できる太陽電池作製に係る技術について課題を設定し早期実用化を助成する。(太陽光発電システム実用化促進技術開発)
- D. 電力供給源としての太陽光発電の信頼性を確立し、今後の太陽光発電システムの円滑な普及促進を図るため、太陽光発電システムの大量普及時に不可欠な性能評価技術やリサイクル・リユース技術等システムの共通基盤技術に係る研究等を実施する。(太陽光発電システム共通基盤技術研究開発)
- E. PVシステムの普及拡大のため、「集中連系型太陽光発電システム実証研究」の設備を有効利用しながら、認証制度にも資する複数台連系に係わる試験方法を確立する。(単独運転検出装置の複数台連系試験技術開発研究)
- F. 風力発電技術の国際的な動向を把握しつつ、我が国の複雑地形における風力発電利用上の各種課題を克服するための基礎から応用までの技術について研究開発を行う。具体的には我が国の厳しい風特性を反映した風特性モデルの確立及び高々度風況観測を簡便に行うためのリモートセンシング技術の精度検証・評価を行う。

また、全国規模での落雷電流計測、落雷様相観測による雷特性の把握、落雷特性・落雷保護対策と被害実態との相関把握、上記を踏まえた効果的な落雷保護対策の検討及び実機規模での実雷による保護対策検証等を実施し、高精度落雷リスクマップを作成するとともに、風力発電設備へのより効果的な落雷等に対する対策を策定する。(次世代風力発電技術研究開発事業)
- G. 我が国特有の海上特性や気象・海象条件を把握し、これらの自然条件に適した洋上風況観測法や風力発電システムに関する技術開発とその実証を行なうと共に、環境影響評価システム手法を確立する。(洋上風力発電技術研究開発)
- H. バイオマスのエネルギー利用の促進を図るためには、発生地域が分散し、形状・性状が多種多様にわたるバイオマス資源を利用しやすい形態の有用エネルギーへ効率的に転換できる技術を開発する。(バイオマスエネルギー等高効率転換技術開発)

I . 世界的にもベンチャー企業による太陽光発電、新型風力発電、燃料電池、バイオ燃料分野におけるイノベーション活動が活発化していることを踏まえ、詳細目標設定・多段階選抜形の米国S B I R制度を参考に特定のキーテクノロジーに対するベンチャーのチャレンジを強力に支援する。(新エネルギーベンチャー技術革新事業)

#### 技術目標及び達成時期

- A . 2050年までに「変換効率が40%超」かつ「発電コストが汎用電力料金並み(7円/kWh)」の太陽電池を実用化することを目指した研究開発の中で、変換効率40%超の実現に向けた技術の基礎・探索研究段階と位置づけて研究開発を実施する。
- B . 2020年頃に業務用電力料金並の発電コスト(14円/kWh、モジュール製造原価として75円/W程度)、2030年頃に火力発電の発電コスト(7円/kWh、モジュール製造原価として50円/W程度)の実現に向けた中・長期的な技術開発を行う。
- C . 2015年に向けて市場競争力を備えた本格生産・商用化を目指す。
- D . 2020年度の技術開発目標である発電コスト14円/kWhを目指し、中期的な視点での太陽光発電の普及拡大に資する。
- E . 2009年度末までに、電力系統側が受け入れ可能な、導入台数の制限のない能動型単独運転検出装置の試験方法を確立する。
- F . 2012年度までに、風力発電の基礎から応用までの技術について、国際的な動向を把握しつつ、我が国特有の気象・地形に起因する各種問題(風車耐久性等)を克服するための研究開発を行って、我が国の風車産業の振興に資するとともに、IEA RD&D WINDなどの最先端の国際的風力発電共同研究に研究成果を反映させる。
- また、2012年度までに、高精度落雷リスクマップを作成するとともに、風力発電設備へのより効果的な落雷等に対する対策を策定する。
- G . 2013年度までに、我が国の海象・気象条件に適した、洋上風況観測システム、洋上風力発電システム及び環境影響評価の手法等の技術を確立する。
- H . 2004年度より、バイオマスエネルギー転換プロセスにおける各工程のボトルネックを抽出し、2008年度までに開発が完了するよう、それぞれのボトルネックをブレイクスルーする要素技術開発を提案公募方式により実施する。更に、2005年度より2009年度まで、バイオマスのエネルギー転換・利用技術等の分野において2030年の普及を目指した新規な革新的技術を発掘するための先導技術研究開発を提案公募方式により実施する。
- I . 潜在的なオプションの顕在化や関連産業分野の技術開発による技術革新により、新エネルギー導入促進技術オプションの多様化と経済性の向上に寄与する。

#### 研究開発期間

2007年度～2011年度

## (2) 新エネルギー技術フィールドテスト事業(運営費交付金)

### 概要

2010年度の新エネルギー導入目標達成に向け、新技術を活用した太陽光発電及び太陽熱利用システムの有効性の検証、バイオマス熱利用システムの性能・経済性等の検証、風車立地に必要な高所の風況データの収集・解析など総合的な新エネルギーフィールドテストを実施する。具体的には以下のフィールドテストを実施する。

- A. 新技術を活用した太陽光発電システム等を設置し、出力特性等の情報収集及び分析を行うことで、その有効性を確認するとともに、ガイドラインの策定等により広く情報発信を行う。(太陽光発電新技術等フィールドテスト事業)
- B. 新利用形態の太陽熱利用システムや未利用分野においてシステムを設置し、出力特性等の情報収集及び分析を行うことで、その有効性を確認するとともに、ガイドラインの策定等により広く情報発信を行う。(太陽熱高度利用システムフィールドテスト事業)
- C. 広く薄く賦存するバイオマスを、民間企業や研究機関等において研究開発が終了段階をむかえた高効率に熱利用できるシステムを設置し、設置場所の熱需要に合わせたフィールドテストを実施することにより、実運転におけるバイオマス熱利用転換システムとしての課題抽出、解決を行い、早期実用化を図り、バイオマスエネルギーの導入促進を行う。(地域バイオマス熱利用フィールドテスト事業)
- D. 風力発電の導入目標(2010年度300万kW)を達成するため、共同研究事業者と大型風車の導入普及に必要な高所の風況データの収集・解析・評価を行い、公開する。(風力発電フィールドテスト事業)

### 技術目標及び達成時期

- A. 設置システムについて、2007年度に策定したガイドラインを2009年度、2012年度及び2015年度に見直し改訂する。
- B. 設置システムについて、2007年度に策定したガイドラインを2009年度に改訂する。また、2012年度及び2015年度に見直し改訂する。
- C. 一定レベルまで確立されたバイオマス熱利用技術について、性能や経済性等の状況・データを収集・分析し、熱利用システムの有効性を実証するとともに、これらの結果を公表することで汎用性の高い熱利用システムの確立し、2010年度のバイオマス熱利用の導入目標(308万KL)達成を目指す
- D. 2010年度までに、高所の風況データの解析・評価を行い、導入普及に有用な資料の取りまとめを行い、これらの結果を風力発電事業者、研究機関や風力発電事業を計画している各種団体等に公開することにより、風力発電導入の素地を形成し、風力発電の導入を拡大する。

### 研究開発期間

2007年度～2011年度

### (3) 新エネルギー技術実用化補助金(運営費交付金)

#### 概要

科学技術基本計画における戦略的技術領域・課題にかかる技術課題等で石油代替エネルギーの製造・生成・利用に資する実用化開発を行う民間企業に対し助成支援する。

#### 技術目標及び達成時期

助成事業終了後3年以上を経過した時点で25%の実用化達成率。加えて、知的資産経営の方針に対する審査時の評価を通じて、「技術等の知的資産を活かす経営の下で収益拡大を図る(技術を経営、収益につなげる)」意識を普及させる。

#### 研究開発期間

2000年度～

### (4) 非化石エネルギー産業技術研究助成事業(運営費交付金)

#### 概要

産業界や社会のニーズに応える石油代替技術のシーズの発掘とその育成、並びに、石油代替技術に関する次世代の研究リーダーの育成を図る。この目的のため、産業界からの期待が高い技術領域・課題を提示した上で、大学や独立行政法人の若手研究者等から研究開発テーマを募集する。厳正な外部評価によって石油代替効果があり且つ独創的・革新的なテーマを選定し、研究者代表者個人を特定して助成金を交付する。

#### 技術目標及び達成時期

独創性のある若手研究者等を助成すると共に、中間評価ゲート方式が醸成する競争的環境の下で企業との連携を強化させることにより、10～15年後の実用化が有望な革新的石油代替技術の研究開発を促進する。本事業では革新的石油代替技術の実用化への第1歩となる特許について、助成期間終了後の出願比率を100%とすることを目標とするとともに、石油代替技術に関する次世代の研究リーダーの育成を図る。

#### 研究開発期間

2000年度～

## 4 - - . 太陽・風力

### (1) 太陽光発電無線送受電技術の研究開発

#### 概要

将来の新エネルギーシステムとして期待される宇宙太陽光発電システム(SSPS)の中核的技術として応用可能なマイクロ波による太陽光発電無線送受電技術の確立に向け、安全性や効率性等の確保に不可欠な精密ビーム制御技術の研究開発を行う。

#### 技術目標及び達成時期

2012年度までに複数のフェーズドアレイパネル間の位相同期を行い、パイロット信号の方向にマイクロ波を電送するレトロディレクティブ技術を活用した精密ビーム制御技術の確立を目指す。

研究開発期間

2008年度～2012年度

#### 4 - - . 電力系統制御・電力貯蔵

##### (1) 革新型蓄電池先端科学基礎研究(運営費交付金)

概要

電池の基礎的な反応原理・反応メカニズムを解明することで、既存の蓄電池の性能向上及び革新型蓄電との実現に向けた基礎技術の確立を目指す。

技術目標及び達成時期

世界最高レベルの放射光施設を用いた評価装置により、蓄電池の反応メカニズムを解明するとともに、2030年に電気自動車の航続距離500km、コスト1/40を実現すべく、新材料の開発を行う。

研究開発期間

2009年度～2015年度

##### (2) 次世代蓄電システム実用化戦略的技術開発(運営費交付金)(4 - - 参照)

##### (3) 大規模電力供給用太陽光発電システム安定化等実証事業(運営費交付金)(4 - - 参照)

#### 4 - - . バイオマス・廃棄物・地熱等

##### (1) E3地域流通スタンダードモデル創成事業(運営費交付金)

概要

離島(全域)におけるエタノール3%混合ガソリン(E3)の製造から給油までの大規模なフィールドテストを通じ、E3利用に関する社会システムモデルの構築と一般社会へ適用する際の技術課題の抽出を行う。

技術目標及び達成時期

2010年の「京都議定書目標達成計画」の導入目標(50万kl)に資するため、2009年度にE3利用の社会モデルを構築し、2011年度までにその検証を行う。

研究開発期間

2007年度～2011年度

##### (2) バイオマス等未活用エネルギー実証事業(運営費交付金)

概要

地域に賦存する未活用な資源であるバイオマスをエネルギーとして有効活用するため、溶融ガス化等熱化学的変換技術による燃料化システムやメタンガス等生物化学的変換技術による燃料化システム等の実証試験事業、事業可能性調査等を実施し、利用ノウハウ等を蓄積、本格的なバイオマス等エネルギーの導入を推進する。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、バイオマス等の種別やエネルギー変換手法、更には地域

特性を加味した一連のエネルギー転換システム毎のフィージビリティスタディや試験設備の設置により、バイオマス等の運搬・収集、エネルギー転換及びエネルギー利用に係るデータの収集、分析、評価を実施し、その結果をフィードバックすることによって本格的なバイオマス等エネルギーの導入を目指す。

研究開発期間

2001年度～2009年度

(3) バイオマスエネルギー地域システム化実験事業(運営費交付金)

概要

バイオマスエネルギーの資源収集・運搬、転換、残渣処理、利用までの一連の利活用システムについての、各要素の連携の最適化を図るための実証を実施することによって、地域特性に適合した地域主導によるバイオマスの地産地消・地域循環型の先導的モデルシステムを構築することによりバイオマスエネルギーの導入を促進する。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、国内バイオマス資源の安定的かつ経済的な供給システム、最適なエネルギー転換技術、エネルギー転換後に発生する残渣の処理等の一連の地産地消型エネルギー転換システムについて、ノウハウ蓄積、課題抽出及びその対策方法の策定、技術確立を行う。また、ここで確立されたバイオマスエネルギーシステムは他地域への波及を先導する事例となることを目標とする。

研究開発期間

2005年度～2009年度

(4) セルロース系エタノール革新的生産システム開発(運営費交付金)

概要

大規模安定供給が可能で、かつ食料と競合しない、草本系、木質系のセルロース系バイオマス原料の栽培からバイオエタノール製造までの一貫生産システムを構築し、環境負荷、経済性等を評価する。加えて、大規模生産に当たり危惧されている、生態系破壊、森林破壊、ライフサイクルでの環境負荷増大等の負の影響についての適切な評価、認証等、持続可能なバイオ燃料の生産拡大を担保する社会システム整備のあり方についても調査研究を行う。

技術目標及び達成時期

2015年までに、製造コスト40円/L以下、エネルギー回収率35%以上を達成するための技術開発を行う。

研究開発期間

2009年度～2013年度



#### 4 - - . 燃料電池

##### (1) 固体高分子形燃料電池実用化戦略的技術開発(運営費交付金)

###### 概要

自動車用、家庭・業務用等に利用される固体高分子形燃料電池(PEFC)の実用化・普及に向け、要素技術、システム化技術及び次世代技術等の開発を行うとともに、共通的な課題解決に向けた研究開発の体制の構築を図る。

###### 技術目標及び達成時期

2009年度までに、固体高分子形燃料電池の経済性・耐久性の向上や高性能化のための技術開発を行い、燃料電池の普及段階へ向けて必要な基本的技術を確立する。

###### 研究開発期間

2005年度～2009年度

##### (2) 燃料電池先端科学研究(運営費交付金)

###### 概要

燃料電池の基本的反応メカニズムについての根本的な理解を深めるために、高度な科学的知見を要する現象解析及びそのための研究体制の整備を行い、現状の技術開発における壁を打破するための知見を蓄積する。

###### 技術目標及び達成時期

2009年度までに、燃料電池内における反応機構を電気化学(電極触媒反応、イオン移動、分子移動等)及び材料化学(溶解・腐食反応、錯形成反応、ラジカル反応、固相内拡散等)の観点から解明する。また、燃料電池新技術の性能を適切に評価・実証するための基本システムを構築する。

###### 研究開発期間

2005年度～2009年度

##### (3) 固体酸化物形燃料電池システム要素技術開発(運営費交付金)

###### 概要

固体酸化物形燃料電池(SOFC)は発電効率が高く、分散型電源として期待されるが、実用化・普及のためには耐久性・信頼性向上、低コスト化等の課題を解決することが必要であり、材料開発や劣化要因解明など基盤的な要素技術の研究を行う。

###### 技術目標及び達成時期

2012年度までに、耐久性・信頼性の向上のための劣化要因解明等の基礎研究、低コスト化のための材料等や高出力セルスタックの開発、起動停止対応等の実用性向上のための技術開発を実施する。

###### 研究開発期間

2008年度～2012年度

#### (4) セラミックリアクター開発（運営費交付金）

##### 概要

低温域かつ高効率なエネルギー変換を可能とする次世代型セラミックリアクターの実現のため、世界最高効率の燃料電池マイクロセルの集積構造技術等の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

##### 技術目標及び達成時期

2009年度までに、新電解質材料の適用や電極反応の高効率化等による、低温作動時（650以下）での出力性能を向上させる材料技術と共に、マイクロセルの集積構造化や精緻なインターフェース構築のための製造プロセス技術を開発。そして、これらの技術を統合することにより、次世代型セラミックリアクターとしてのプロトタイプモジュール実証（出力性能2kW/L等）を行う。

##### 研究開発期間

2005年度～2009年度

#### (5) 水素製造・輸送・貯蔵システム等技術開発（運営費交付金）

##### 概要

水素の製造・輸送・貯蔵等に係る機器やシステムについて、性能・信頼性・耐久性の向上や低コスト化を目指す水素利用技術の研究開発を行い、水素社会の実現に必要な基盤技術の確立を図る。

##### 技術目標及び達成時期

2012年度までに、水素製造・貯蔵・輸送・充填に関する機器やシステムの信頼性・耐久性向上、低コスト化、性能向上等実用化検証や要素技術開発、及び当該技術を飛躍的に進展させることができる革新的技術開発や調査研究などを行い、その成果を産業界に提供することにより、水素エネルギー初期導入間近の関連機器製造・普及技術として完成させ、水素社会の真の実現に必要な基盤技術の確立を図る。

##### 研究開発期間

2008年度～2012年度

#### (6) 水素貯蔵材料先端基盤研究事業（運営費交付金）

##### 概要

世界トップ水準の優れた研究者を中核に、国内外の研究機関・企業のバーチャルな連携の下、高圧水素貯蔵に比べよりコンパクトかつ効率的な水素貯蔵を可能とする水素貯蔵材料の性能向上に必要な条件等を明らかにすることにより、燃料電池自動車の航続距離の飛躍的向上を図る。

##### 技術目標及び達成時期

2011年度までに、水素貯蔵材料の基本原則、さらには水素貯蔵能力の革新的向上に必要な条件を明らかにすることにより、水素をより安全・簡便・効率的かつ低コストに輸送・貯蔵するための技術基盤を確立する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

(7) 水素先端科学基礎研究事業(運営費交付金)

概要

水素の輸送や貯蔵に必須な材料に関し、水素脆化等の基本原理の解明及び対策の検討を中心とした高度な科学的知見を要する先端的研究を、国内外の研究者を結集し行うことにより、水素をより安全・簡便に利用するための技術基盤を確立する。

技術目標及び達成時期

2012年度までに、水素脆化、水素トライボロジーの基本原理の解明及び対策の検討等を行い、水素をより安全・簡便に利用するための技術指針を産業界に提供する。

研究開発期間

2006年度～2012年度

(8) 水素社会構築共通基盤整備事業(運営費交付金)

概要

燃料電池の導入・普及に資する基盤整備のため、製品性能の試験・評価手法及び国内外の基準・標準の確立を図る。

技術目標及び達成時期

2009年度を目途に、安全性等に係るデータを取得し、そのデータを基に試験・評価手法の確立、国際標準の確立、規制の再点検を三位一体で進める。

研究開発期間

2005年度～2009年度

(9) 固体酸化物形燃料電池実証研究(運営費交付金)

概要

発電効率が高く、分散型電源として期待される固体酸化物形燃料電池(SOFC)の研究開発・実用化の促進のため、耐久性を始めとしたデータの取得・課題抽出等のための実証を実施する。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、SOFCシステムの実証試験を数十～数百台規模で実施し、蓄積が不足している耐久性を始めとした実証データの取得・課題抽出等を行い、SOFC技術開発等へのフィードバックを行う。

研究開発期間

2007年度～2010年度

( 1 0 ) 燃料電池システム等実証研究 ( 運営費交付金 )

概要

実条件に近い中での燃料電池自動車等の実証走行や、高圧水素貯蔵システム、多角的な燃料供給システムの検証を進め、水素エネルギー社会における水素利用の課題等を抽出するとともに、燃料電池・水素に対する国民的理解の醸成を図る。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、実使用条件下における技術的課題を抽出するとともに、環境特性、エネルギー総合効率、安全性、耐久性等に関する基準・標準に資するデータを取得し、燃料電池自動車、水素ステーションの研究開発等へのフィードバックを行う。

研究開発期間

2006年度～2010年度

( 1 1 ) 将来型燃料高度利用技術開発 ( 4 - - 参照 )

4 - . 原子力等利用の推進とその大前提となる安全の確保

4 - . 軽水炉・軽水炉核燃料サイクル

< 新型軽水炉 >

( 1 ) 次世代軽水炉等技術開発

概要

2030年前後に見込まれる大規模な代替炉建設需要に対応するため、安全性・経済性、信頼性等に優れ、世界標準を獲得し得る次世代軽水炉の技術開発を行う

技術目標及び達成時期

2010年度までに、次世代軽水炉の実現に必要な要素技術開発等及びプラント概念の成立性について見通しを得るための概念設計検討を行う。

研究開発期間

2008年度～2010年度 ( 見直し )

< 軽水炉使用済燃料再処理技術の高度化 >

( 2 ) 使用済燃料再処理事業高度化

概要

再処理施設で用いられるガラス固化技術について、より多くの白金族元素等を含む高レベル廃液を溶融可能な新しい性状のガラスを開発するとともに、これに対応しうる新型の溶融炉を開発することにより、我が国の使用済燃料再処理技術の高度化を図る。新型ガラス溶融炉の開発に際しては、六ヶ所再処理工場の運転経験を反映する研究もあわせ行う。

技術目標及び達成時期

より多くの白金族元素等を含む高レベル廃液を溶融可能なガラス及び溶融炉の開発等によって、より高品質のガラス固化体を製造可能なガラス固化技術を開発する。

また、本事業によって開発されたガラス固化技術を、5年程度で更新が計画されている日本原燃株式会社六ヶ所再処理工場のガラス溶融炉及び同工場のガラス固化施設の運転に反映させる。

研究開発期間

2009年度～2011年度

#### < プルサーマルの推進 >

##### (3) 全炉心混合酸化物燃料原子炉施設技術開発

概要

プルサーマルが当面のプルトニウム利用策として期待されていることを踏まえ、既存の軽水炉に比べ約3倍のプルトニウムを装荷することができる全炉心混合酸化物燃料原子炉に必要な技術開発を行う。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、原子炉の開発に必要な設計、解析、試験等を行い、全炉心混合酸化物燃料原子炉技術を確立する。

研究開発期間

1996年度～2011年度

#### < 軽水炉サイクルから高速増殖炉サイクルへの円滑な移行のための技術開発 >

##### (4) 高速炉再処理回収ウラン等除染技術開発

概要

FBR実証炉及び関連サイクル施設の早期実現を図るため、文部科学省と連携し、「高速増殖炉サイクル実用化研究開発」を推進する。そのなかで、次世代再処理工場から発生する高線量回収ウラン等を既存軽水炉燃料製造施設で取扱可能とする、次世代再処理工場と調和可能な回収ウラン等の除染技術について、調査・基礎試験等を行い、商業的に利用可能な除染技術候補の検討等を実施する。選定された技術については、プロセス試験等を実施する。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、回収ウラン等の除染プロセスの候補技術の洗い出し及び候補プロセス技術の基礎試験を終了し、次世代再処理技術との適合性の検証を行い、プロセス試験を実施すべき除染プロセス技術を選定する。

また、2015年までに、選定した除染プロセス技術について工学化規模でのプロセス試験を行い、商業的に利用可能な転換前高除染技術としての実効性を検証する。

研究開発期間

2007年度～2015年度

#### < ウラン濃縮技術の高度化 >

##### (5) 遠心法ウラン濃縮技術開発

概要

我が国におけるウラン濃縮技術や生産能力の維持・向上のため、世界最高水準

の性能を有するなど国際的に比肩し得る経済性と性能を有する新型遠心分離機を開発する。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、国際役務価格\$100/kg SWU相当を目指して、現在実用化している金属胨遠心分離機の約5倍という高い分離性能や同遠心分離器を上回る寿命など国際的に比肩し得る技術レベルを有する新型遠心分離機の開発を目指すとともに、最終仕様の新型遠心分離機を多数台用いたカスケード試験の実施により商用プラントとしての信頼性を確立し、運転要領の策定を行う。

研究開発期間

2002年度～2009年度

#### < 回収ウラン >

##### (6) 回収ウラン利用技術開発

概要

六ヶ所再処理工場で回収される回収ウランを再濃縮し、再び軽水炉で利用するため、濃縮施設等既存施設への影響等を把握し、転換プロセスを中心とした回収ウラン利用技術を開発する。併せて劣化ウラン酸化固形化についても検討を行う。

技術目標及び達成時期

2012年頃までに、劣化ウランの取扱・管理の容易さや貯蔵効率を向上させるための劣化ウラン酸化固形化（再転換を含む）技術の研究開発を行い、同技術に係る基礎プロセスを確立する。2015年度頃までに、再処理により回収される回収ウランの濃縮が可能な商用遠心分離機的设计を確定する。

研究開発期間

2008年度～2015年度

#### < 共通基盤技術開発 >

##### (7) 革新的実用原子力技術開発

概要

第4世代原子力システムに関する国際フォーラム（GIF）や国際原子力エネルギー・パートナーシップ（GNEP）等の国際協力枠組みにおいて国際連携による研究開発が提案されている技術分野や、近年希薄化が懸念される原子力を支える基盤技術分野について、産業界の参画やニーズ提示のもと、大学等が実施する研究活動への支援や将来の原子力人材の育成を実施しており、各分野の目的に沿った革新的な技術開発を行う。

技術目標及び達成時期

2011年度まで、基盤技術分野、国際協力技術分野において個別テーマ毎に研究開発を実施する。

研究開発期間

2000年度～2011年度（見直し）

#### 4 - - . 高速増殖炉（FBR）サイクル

##### （1）発電用新型炉等技術開発

###### 概要

FBR実証炉及び関連サイクル施設の早期実現を図るため、文部科学省と連携し、「高速増殖炉サイクル実用化研究開発」を推進する。具体的には、実証炉に必要な要素技術のうち、設計・建設段階において必要となる実プラント技術として、格納容器設計技術、耐震性評価技術、高温材料設計技術、保守・補修技術、大型構造物製作技術の試験等を実施する。

###### 技術目標及び達成時期

2010年度までに、実証炉の概念設計へ反映しうる設計基準データ等の技術的根拠を得る。

###### 研究開発期間

2007年度～2010年度

##### （2）高速炉再処理回収ウラン等除染技術開発（4 - - 参照）

#### 4 - - . 放射性廃棄物処理処分

##### （1）地層処分技術調査等

###### 概要

###### ）地層処分共通技術開発

高レベル放射性廃棄物等の地層処分における共通的技术として、今後段階的に進められる処分地選定の際に重要となる地質等調査技術の高度化開発を行う。

###### ）高レベル放射性廃棄物関連処分技術開発

高レベル放射性廃棄物処分に係る基盤技術として、人工バリア等の長期性能評価技術、処分場操業の際のオーバーパック溶接や搬送・定置等の遠隔操作技術の開発を行う。

###### ）TRU廃棄物処分関連技術開発

TRU廃棄物の地層処分に係る基盤技術として、高レベル放射性廃棄物との併置処分の可能性も念頭に、TRU廃棄物に固有に含まれる核種の閉じ込め技術や人工バリア等の長期性能評価技術の開発を行う。

###### 技術目標及び達成時期

###### ）地層処分共通技術開発

2011年度までに、処分地選定の初期段階で必要となる地上からの調査技術のうち、特に沿岸域の環境や高精度での地下水評価等に係る調査評価技術の高度化・確証を行う。

###### ）高レベル放射性廃棄物関連処分技術開発

2011年度までに、人工バリア等の長期性能評価技術や遠隔操作等の工学技術について高度化を図り、幅広い地質環境に対応可能な技術選択肢と成立性を提示する。

###### ）TRU廃棄物処分関連技術開発

2011年度までに、TRU廃棄物に固有に含まれるヨウ素129や炭素1

4の閉じ込め、高アルカリ環境下での人工バリアの性能評価等に関し、幅広い地質環境に対応可能なデータ・モデルの整備と技術選択肢の提示を行う。

研究開発期間

1998年度～2011年度

(2) 管理型処分技術調査等

) 地下空洞型処分施設性能確認試験

概要

TRU廃棄物や発電所廃棄物等の余裕深度処分において検討されている「地下空洞型処分施設」の成立性確認のため、実規模大の空洞を利用した総合的な確認試験を行う。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、実規模大の空洞内にコンクリートピット等からなる地下空洞型処分施設を構築し、施工性や初期性能の総合的な確認を行う。

研究開発期間

2006年度～2011年

(3) 放射性廃棄物共通技術調査等

概要

) 放射性廃棄物重要基礎技術研究調査

放射性廃棄物処分に係る国内外の最新知見の収集・分析、重要かつ基礎的な課題の抽出並びに研究を実施し、長期に及ぶ処分事業等を支える技術基盤の拡充を図る。

) 放射性核種生物圏移行評価高度化調査

放射性廃棄物処分の安全評価に共通的な基盤情報として、生物圏における核種移行プロセスを評価するため、日本の風土を反映した核種移行パラメータ・モデルを整備する。

技術目標及び達成時期

) 放射性廃棄物重要基礎技術研究調査

2011年度までに、放射性廃棄物処分に共通的な重要基礎技術として、地質環境の長期安定性評価、人工バリアや岩盤の長期挙動評価等に係る知見を整備する。

) 放射性核種生物圏移行評価高度化調査

2011年度までに、沿岸域の環境も含めたわが国表層環境への適用とTRU廃棄物に固有の核種等を考慮した、生物圏核種移行のモデルとデータベースを構築する。

研究開発期間

2001年度～2011年度



#### 4 - - . 原子力利用推進に資する電力系統技術

##### (1) イットリウム系超電導電力機器技術開発(運営費交付金)

###### 概要

世界的にも我が国が最先端の技術力を有する次世代高温超電導線材を活用し、経済社会の基盤となる電力の安定的かつ効率的な供給システムを実現するため、系統を適正に制御し、電力供給を安定化させるための技術及び発電電力を無駄なく輸送するための高効率な送電技術の確立を目指す。

###### 技術目標及び達成時期

2012年度までに、イットリウム系超電導線材を用いたSME S、電力ケーブル、変圧器実現のための重要な技術開発を行い、各機器の成立性を実証する。

###### 研究開発期間

2008年度～2012年度

##### (2) 高温超電導ケーブル実証プロジェクト(運営費交付金)

###### 概要

革新的な高効率送電技術を確立して高温超電導ケーブルの実用化を促進するため、工業生産プロセスで実用化レベルに達している高温超電導線材(DI-BSCCO等)を活用し、首都圏の系統に接続する実証試験及び評価を行う。

なお、本事業は、発電用施設による電気の供給の円滑化を図る観点から行うものである。

###### 技術目標及び達成時期

2011年度までに、200MVA級の中間接続部を有した三心一括型高温超電導ケーブルを、冷却装置や保護装置などの付帯設備とともに66KV実系統に接続して、12ヶ月以上の長期連系試験を行うことによって総合的な安全性や信頼性を実証する。

###### 研究開発期間

2007年度～2012年度

#### 4 - - . その他電力供給安定化技術

##### (1) 大規模電力供給用太陽光発電系統安定化等実証事業(運営費交付金)

###### 概要

大規模太陽光発電を電力系統に連系した場合に課題となる系統安定化対策やピーク対策のための技術等を開発するとともに、その有効性を実証する。

また、国内外の先進的な次世代技術の価格性能を比較することを通じて技術開発を加速する。

###### 技術目標及び達成時期

2010年度までに、下記の実証研究を行い、その有効性を確認する。

(イ) 蓄電池等を組み合わせた出力変動抑制システムの有効性。

(ロ) 発電出力のピーク制御(午後のピーク帯へのシフト)の有効性。

(ハ) 大型インバータによる高調波抑制システムの有効性。

(ニ) 国内外メーカーの太陽電池モジュールの特性比較を行い、性能、経済性等

を比較・検証。

研究開発期間

2006年度～2010年度

## (2) 次世代蓄電システム実用化戦略的技術開発(運営費交付金)

概要

蓄電池技術は、新エネルギーの出力安定化や燃料電池自動車(FCEV)・ハイブリッド自動車(HEV)・電気自動車(EV)等の高効率次世代自動車に共通する重要なコア技術である。そこで、高性能蓄電システムに係る要素技術開発、新材料開発及び基盤技術の開発を行う。

A．系統連系円滑化蓄電システム技術開発

B．次世代自動車用高性能蓄電システム技術開発

技術目標及び達成時期

A．2010年度末において、寿命10年、コスト4万円/kWh、1MW規模のシステムおよび要素技術の確立と2030年において寿命20年、コスト1.5万円/kWh、20～30MW規模の蓄電システムを見通せる技術開発。また、新エネルギー対応の充放電パターン等、基礎データの整備、大型化に伴う安全性や寿命等の評価手法の確立。

B．2011年度末において、電池開発では、0.3kWhモジュールを作製し、重量エネルギー密度100Wh/kg、出力密度2000W/kg、寿命10年、コスト4万円/kWhを達成すること(条件:3kWhの組電池、100万台生産ベース)。電池構成材料及び電池反応制御技術の開発では重量エネルギー密度200Wh/kg、出力密度2500W/kg、コスト3万円/kWhを小型単電池で達成すること(上記と同条件)。たま、電池周辺機器開発では、格段の高性能化、コンパクト化、低コスト化を達成すること。さらに、重量エネルギー密度500Wh/kgを見通せる新規概念・構造の蓄電池基礎開発の他、劣化・寿命診断法、安全性評価などの各種試験法等の開発およびそれら共通基盤技術の基準・標準化。

研究開発期間

2007年度～2011年度

## (3) 発電プラント用超高純度金属材料の開発(運営費交付金)

概要

超高純度金属材料を発電設備の蒸気配管等に実用化することを目指し、高純度金属材料の高度化に向けた低コスト・量産化製造技術を開発し、実使用環境における超高純度金属材料の耐久性試験等を行う。

なお、本事業は、発電用施設における電気の供給の円滑化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2009年までに、不純物総量100ppm未満、溶解量数100kg以上の低コスト・量産化技術製造技術を開発するとともに、製造された超高純度材料が発電プ

ラントの各種機器に適用でき、本材料の持つ優れた特性を長期に亘って発揮できることを確認する。

研究開発期間

2005年度～2009年度

#### 4 - . 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

##### 4 - - . 石油・天然ガス・石炭の探鉱・開発・生産技術

###### (1) 石油・天然ガス開発・利用促進型大型/特別研究(運営費交付金)

概要

石油及び可燃性天然ガス資源の開発に係る技術の振興を図る観点から、大水深、複雑な地層といった悪条件化が進む石油・天然ガスの探鉱・開発技術、利用拡大が見込まれる天然ガス田の開発促進に資する天然ガス有効利用技術等について、短期間で実用化が期待され、民間ニーズに直結した研究開発を提案公募により実施する。

技術目標及び達成時期

2012年度までに、我が国の石油・天然ガスの探鉱・開発技術力の向上、及び天然ガスの利用の促進に向けた天然ガスの有効利用技術の開発を行う。

研究開発期間

2001年度～2012年度

###### (2) 石炭生産技術開発

概要

石油代替エネルギーである石炭の安定供給を図るため、発熱量が低いものの低灰分、低硫黄といった特徴を有する低品位炭の有効利用を目的として、低品位炭の発熱量を高め、自然発火性を抑制する低品位炭改質技術を開発する。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、3500～5000kcal/kgの発熱量の低品位炭を瀝青炭並みの6000kcal/kg以上に改質する低品位炭改質技術を開発し、600t/d大型実証プラントでの製造技術を確立する。

研究開発期間

2006年度～2009年度

###### (3) 石油精製物質等簡易有害性評価手法開発(運営費交付金)

概要

石油の生産及び流通の合理化を図る観点から、石油製品等に含まれる化学物質によるリスクを把握し、必要な対策を適切に行うことを可能とするため、*in vitro*培養系技術等の活用により遺伝子組換え細胞等を用いた*in vitro*系簡易有害性予測手法、また、トキシコゲノミクスを活用した短期動物試験結果と相関する遺伝子発現データセットを開発する。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、遺伝子導入技術、幹細胞分化誘導技術、生物発光技術等

を適用した培養細胞を用いて、試験期間1ヶ月程度、発がん性、催奇形性及び免疫毒性を予測評価できる試験手法を開発し、また、遺伝子発現解析技術を短期動物試験に適用し、28日間反復投与試験結果と相関する遺伝子発現データセットを完成させる。また、標準的な試験プロトコルを策定する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

#### (4) 石油資源遠隔探知技術の研究開発

概要

我が国が開発・運用する多様な地球観測センサ(ASTER、PALSAR等)の地球観測データを用いて、石油・天然ガス等の安定供給確保のため、資源開発・探査、環境観測等に有効なデータの処理解析手法の研究開発を行う。また、地球観測データのような大容量のデータを容易に扱えるシステムの研究開発を実施することで資源開発・探査、環境観測を含む多様な分野でのリモートセンシングの利用拡大を図る。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、資源開発・探査、環境観測等の分野における地球観測データ処理・解析技術の向上及び地球観測データの利用の拡大を図る。

研究開発期間

1981年度～2010年度

#### (5) ハイパースペクトルセンサ等の研究開発(運営費交付金)

概要

資源開発に有効な岩石・鉱物や地質構造解析の高次元解析を可能とするハイパースペクトルセンサの開発を行うとともに、軌道上におけるデータ取得の実証を行い、センサ技術の確立を行う。

技術目標及び達成時期

2011年度までにスペクトル分解能200バンド前後のハイパースペクトルセンサを開発し、地表面のスペクトル情報を取得して資源開発に有効なセンサ技術の実証を行う。

研究開発期間

2007年度～2011年度

#### (6) 次世代合成開口レーダ等の研究開発

概要

石油の生産及び流通の合理化を図る観点から行うものであり、石油及び可燃性天然ガス資源等の開発に資するため、資源探査能力を格段に向上した合成開口レーダである次世代合成開口レーダ(PALSAR)の健全性評価やセンサを維持することにより、取得される画像データを用いた石油・天然ガス資源の遠隔探知を行う技術を確立する。

#### 技術目標及び達成時期

PALSAARの開発、健全性の評価・維持を実施することにより、2010年度までに、レーダ技術の高度化（アンテナ指向の電子制御化、分解能の向上、多偏波観測等）を図る。

#### 研究開発期間

1993年度～2010年度

### (7) 極軌道プラットフォーム搭載用資源探査観測システムの研究開発

#### 概要

石油の生産及び流通の合理化を図る観点から行うものであり、石油及び可燃性天然ガス資源等の開発に資するため、資源探査能力を格段に向上した光学センサである資源探査用将来型センサ（ASTER）の健全性評価やセンサを維持することにより、取得される画像データを用いた石油・天然ガス資源の遠隔探知を行う技術を確立する。

#### 技術目標及び達成時期

ASTERの開発、健全性の評価・維持を実施することにより、2010年度までに、センサ技術の高度化（ポインティング機能の追加、分解能の向上、熱センサの搭載等）を図る。

#### 研究開発期間

1987年度～2010年度

## 4 - - . 石油・天然ガスの有効利用技術

### (1) 石油燃料次世代環境対策技術開発

#### 概要

バイオマス燃料から製造した石油製品が自動車排出ガスに及ぼす影響、新たな自動車燃焼技術（自着火燃焼（着火までに燃料と空気を十分に混合し、その混合気体を点火プラグの使用なしで圧縮することにより着火させる燃焼法でNOx排出低減、熱効率が高い等の利点がある））に適応した燃料に関する技術開発を実施する。

また、建設機械、発電機等のオフロードエンジンの排ガスによる環境負荷低減や石油燃焼機器の効率的な利用を進めるための技術開発を実施する。

#### 技術目標及び達成時期

バイオマス燃料の利用時における、燃料と自動車エンジン技術の両面の影響評価を進め、技術的課題を解決し、運輸部門における燃料多様化を目指す。

また、オフロードエンジンの規制は欧米が先行していることから、2012年頃、欧米において規制強化が予定されている排ガス規制に対応した技術を確立し、我が国における規制強化に対応可能な燃焼技術を実現することを目指す。

#### 研究開発期間

2002年度～2011年度

## (2) 石油精製高度機能融合技術開発

### 概要

石油精製業を中心とする石油コンビナート全体の横断的かつ高度な運営機能の融合を図り、単独企業のみでは達成困難なコンビナート域内の省資源、省エネルギーの向上を進めるため、異業種異企業間における限りある貴重なエネルギー資源の利用効率の高い生産技術に関し技術の開発・実証を行う。

### 技術目標及び達成時期

2009年度までに、我が国における他のコンビナートへの波及効果を含め、CO<sub>2</sub>排出量を63万トン/年削減可能とする技術を確立する。

### 研究開発期間

2006年度～2009年度

## (3) 将来型燃料高度利用技術開発

### 概要

省エネ、二酸化炭素削減効果が見込まれる燃料電池自動車の燃料である高純度(99.99%以上)水素を安定的かつ経済的に供給することは重要である。石油は、その長所として豊富な水素供給余力と安価な水素製造技術及び全国に展開した災害に強いガソリンスタンドを保有している。これら石油の長所を活かした水素供給システムの確立により、水素社会の早期実現に貢献するものである。本事業では、製油所からの高純度水素供給技術開発とガソリンスタンドを拠点とする高純度水素製造技術開発を行う。

### 技術目標及び達成時期

コスト低減のため製油所におけるナフサから高効率(80%以上)な高純度水素製造を可能とする新たな技術を開発する。また、供給地のガソリンスタンドにおいて有機ハイドライドから高純度の水素を高効率(80%)に取り出すための水素発生装置を開発する。また、脱硫後の灯油硫黄分を検出限界以下の10ppb以下とする脱硫剤の開発を行うとともに、貴金属使用量を2-3wt%から0.5wt%以下まで低減しても、従来と同等の高い性能が維持できる改質触媒を開発する。さらに、膜分離型反応器を用いた99.99%高純度水素の製造効率を80%、4万時間の耐久性が期待できる水素製造システムを開発する。

### 研究開発期間

2008年度～2010年度

## (4) 革新的次世代石油精製等技術開発

### 概要

原油価格の高騰・高止まりや原油の重質化と製品需要構造変化等の石油を巡る大きな環境変化のなか、連産品である石油製品を今後とも長期的に安定化かつ効率的に供給するためには、製油所の更なる高度化に向けた技術の開発実用化が必要である。このため、非在来型原油を含めた重質油を原料として、製油所におけるボトムレス化、余剰となる分解留分の高付加価値等のためのプロセスや触媒技術等の開発を行う。また、次世代の技術シーズ創出のため、これまでの技術とは

異なる発想により我が国唯一の革新的な新規触媒研究、新規膜分技術研究、新規製造プロセス研究等を産官学の連携等により実施する。

技術目標及び達成時期

2011年度までに重質油対応型高過酷度接触流動分解技術(HS-FCC)については、3千BD規模(商業レベルの1/10規模)の実証研究を通じ、プロピレン収率20%以上(既存技術4%程度)、将来不足が予想される高オクタン価ガソリン基材(RON98(既存技術92程度))の製造を可能とする技術を確立する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

#### (5) 次世代高信頼性ガスセンサー技術開発

概要

一酸化炭素中毒やガス漏れなどのガス事故を限りなくゼロに近づけるため、センサー素子のナノレベルでのメカニズム解析及び開発設計を行い、コードレスで高信頼性を有する次世代高信頼性ガスセンサ(COセンサ・メタンセンサ)を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、最先端のナノテクノロジー及びMEMS技術を導入し、電池駆動で5年以上の長寿命、高信頼性(数百ppm以下の故障率)、低コストなCOとメタンのセンサを開発する。

研究開発期間

2008年度～2011年度

#### (6) 天然ガスの液体燃料化(GTL)技術実証研究(運営費交付金)

概要

硫黄等を含まず排出ガスがクリーン、着火性が高いという特徴を有することから石油系燃料代替として期待されるGTLについて、天然ガス中に含まれるCO<sub>2</sub>を除去せず、原料として積極的に活用することから、従来利用が困難であったCO<sub>2</sub>を多く含むガス田からの天然ガスが利用可能、CO<sub>2</sub>除去装置が不要であることによる生産設備コストの低減が可能、といった強みを有する我が国独自のGTL製造技術の確立を図る。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、実証プラントによる運転研究(500バレル/日)を行い、商業規模でのGTL製造技術を確立する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

#### (7) 石油・天然ガス開発・利用促進型大型/特別研究(運営費交付金)(4 - - 参照)

#### (8) 高効率ガスタービン実用化技術開発(4 - - 参照)

#### 4 - - .メタンハイドレート等非在来化石資源の利用技術

##### (1)メタンハイドレート開発促進委託費

###### 概要

日本周辺海域に相当量の賦存が見込まれ、国産のクリーンなエネルギー資源として有望なメタンハイドレートを利用可能とするため、資源量評価手法、生産手法及び環境影響評価手法等の確立のための技術開発を行う。

###### 技術目標及び達成時期

2016年度までに、商業的産出のための技術を整備することを目指し、日本周辺海域におけるメタンハイドレートの賦存状況と特性の明確化、有望賦存海域からのメタンハイドレート資源フィールドの選択及び現場産出試験等による生産手法の確立等を推進する。

###### 研究開発期間

2001年度～2016年度

##### (2)革新的次世代石油精製等技術開発(4 - - 参照)

#### 4 - - .石炭クリーン利用技術

##### (1)革新的ゼロエミッション石炭火力発電プロジェクト

###### 概要

石炭の高効率な利用を図るために、

- ・ 酸素吹きによる石炭ガス化発電の開発実証及び化学吸収法によるCO<sub>2</sub>の分離・回収技術の実証
- ・ 石炭ガス化発電からCCSまで一貫したトータルシステムの設計等
- ・ 次世代IGCC(石炭ガス化複合発電)など革新的な石炭ガス化技術にかかる先進基盤研究

を行う。

###### 技術目標及び達成時期

2009年度までに、パイロットプラントにおいて、高圧の石炭ガスからCO<sub>2</sub>の分離・回収技術の確立及びガス化炉の信頼性向上へ向けて、3炭種以上の適応炭種拡大試験を実施する。

###### 研究開発期間

2007年度～2012年度

##### (2)国際革新的ゼロエミッション石炭火力発電プロジェクト補助金

###### 概要

石炭火力発電から排出されるCO<sub>2</sub>の削減技術について諸外国との実証事業等を実施し、当該技術の普及基盤を整備することにより、エネルギー供給に対する環境上の制約を取り除き、もって我が国エネルギー需給構造の安定化を図る。

###### 技術目標及び達成時期

石炭ガス化技術等実証普及事業では、海外において取り組みが進められているゼロエミッション型石炭火力発電の石炭ガス化・発電技術、CO<sub>2</sub>分離回収技術、



CO<sub>2</sub> 輸送貯留技術等に関する情報収集や関連する技術調査の実施等により、我が国におけるゼロエミッション型石炭火力発電の実用化開発に資する技術・知見を得る。

酸素燃焼国際共同実証事業では、既存の微粉炭火力発電の改造による酸素燃焼方式のゼロエミッション型石炭火力発電プラントの実用化を目標とするものであり、既存のプラントの改造により対応可能であること、酸素燃焼を行うことにより、燃焼ガスからCO<sub>2</sub>を分離する装置が不要であることから、比較的lowコストで極めて大きなCO<sub>2</sub>削減効果が期待できる。

石炭火力発電原油増進回収国際共同事業では、2008年5月の日中首脳会談で合意された「日中間でのCCS-EOR（二酸化炭素の回収・貯留、石油増進回収法）協力」に係る日中共同事業として、中国における石炭火力発電CCS-EOR事業の事前調査としてCCS-EORの有効性確認、CCS-EORの経済性・事業実現性等を検討する。これらにより、多量のCO<sub>2</sub>排出削減を実現するモデルの構築、世界のCO<sub>2</sub>排出削減への貢献が期待出来る。

研究開発期間

2007年度～2016年度

### (3) 先進超々臨界圧火力発電実用化要素技術開発費補助金

概要

従来の超々臨界圧火力発電（USC）は、蒸気温度の最高温度は630 程度が限界で、送電端熱効率も42～43%が原理的限界といわれてきた。しかしながら、近年の材料技術の進歩により、700 以上の蒸気温度を達成できる可能性が見えてきたことから、これらの材料を活用した先進超々臨界圧火力発電技術（A-USC）の開発を行うものである。A-USC は、蒸気温度700 級で46%、750 級で48%の高い送電端熱効率の達成が可能な技術であり、2020年以降増大する経年石炭火力発電のリプレース需要に対応するため、早急に技術開発を進める必要がある。そのため、ボイラーメーカー、タービンメーカー及び材料メーカーが共同でA-USC の技術開発に取り組む。

技術目標及び達成時期

平成22年度までにシステム基本設計を完了し、シミュレーションにより送電端熱効率46%～48%の達成が可能なことを確認する。平成24年度までにボイラー、タービン部材等が700 以上の蒸気温度に耐えられるかどうかを試作、評価し、経済性を含めたシステム成立性への見通しを得る。平成27年～平成28年度に実缶試験、回転試験を実施し、蒸気温度700 以上の条件下でボイラー、タービンの信頼性を確認する。また、ボイラー、タービン部材について3万～7万時間の長期信頼性試験を実施し材料特性を検証する。

研究開発期間

2008年度～2016年度

(4) 石炭利用技術開発(一部、運営費交付金)

概要

環境適合的な石炭利用の拡大を図るため、石炭利用プロセスにおける環境影響を低減させる手法の開発等、クリーン・コール・テクノロジーの開発を行う。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、

- ・ 化学原料等に利用可能な合成用ガスを石炭乾留ガスから無触媒で製造する技術をパイロットプラントで確立する(無触媒石炭乾留ガス改質技術開発)。

2011年度までに、

- ・ 石炭利用プロセスにおいて、環境分析技術の高精度化、環境影響成分の挙動解析のためのモデルの構築等により、環境への影響低減手法を開発する(戦略的炭ガス化・燃焼技術開発)。

研究開発期間

1995年度～2011年度

- ・ 戦略的炭ガス化・燃焼技術開発 2007年度～2011年度
- ・ 無触媒石炭乾留ガス改質技術開発 2006年度～2009年度

(5) 噴流床石炭ガス化発電プラント開発費補助金

概要

供給安定性に優れた石炭の高効率かつ低環境負荷での利用を図るため、石炭をガス化して燃料とし、コンバインドサイクル(ガスタービンと蒸気タービンの組合せ)を駆動する高効率発電技術(石炭ガス化複合発電技術(IGCC: Integrated coal Gasification Combined Cycle)の実証試験を行う。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、25万kWの実証機を用いた実証試験により、熱効率40.5%(送電端、高位発熱量ベース)を目指す。この目標は50万kWの商用機における熱効率46～48%に相当する。本技術は実証試験終了後の2010年度より商用化が可能である。

研究開発期間

1999年度～2009年度

(6) 資源対応力強化のための革新的製鉄プロセス技術開発(運営費交付金)(4 - 参照)

4 - - . その他・共通

- ( 1 ) 新エネルギー技術実用化補助事業 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 2 ) 非化石エネルギー産業技術研究助成事業 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 3 ) 固体高分子形燃料電池実用化戦略的技術開発 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 4 ) 燃料電池先端科学研究 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 5 ) 固体酸化物形燃料電池システム要素技術開発 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 6 ) 水素製造・輸送・貯蔵システム等技術開発 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 7 ) 水素貯蔵材料先端基盤研究 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 8 ) 水素社会構築共通基盤整備事業 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 9 ) 水素先端科学基礎研究事業 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 10 ) 固体酸化物形燃料電池実証研究 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )
- ( 11 ) 燃料電池システム等実証研究 ( 運営費交付金 )( 4 - - 参照 )

## 5．政策目標の実現に向けた環境整備（成果の実用化、導入普及に向けた取組）

### 5 - ．総合エネルギー効率の向上

- 事業者単位の規制体系の導入
- 住宅・建築物に係る省エネルギー対策の強化
- セクター別ベンチマークの導入と初期需要創出（高効率機器の導入補助等）
- トップランナー基準の対象機器の拡充等
- アジアにおける省エネルギー対策の推進を通じた我が国の国際競争力の向上
- 国民の省エネルギー意識の高まりに向けた取組

### 5 - ．運輸部門の燃料多様化

- 公共的車両への積極的導入
- 燃費基準の策定・改定
- アジアにおける新エネルギー協力
- 国際標準化による国際競争力向上

### 5 - ．新エネルギー等の開発・導入促進

- 補助金等による導入支援
- 新エネルギーベンチャービジネスに対する支援の拡大
- 新エネルギー産業構造の形成
- 電気事業制度・ガス事業制度の在り方の検討

### 5 - ．原子力利用の推進とその大前提となる安全の確保

- 電力自由化環境下での原子力発電の新・増設の実現
- 資源確保戦略の展開
- 次世代を支える人材育成
- 中小型炉の海外市場への展開、我が国原子力産業の国際展開支援
- 原子力発電拡大と核不拡散の両立に向けた国際的枠組み作りへの積極的関与
- 国と地域の信頼強化

### 5 - ．化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

- 資源国等との総合的な関係強化（研究開発の推進・協力、人材育成・技術移転、経済関係強化など）
- 化石燃料のクリーンな利用の開拓

## 6．研究開発の実施に当たっての留意事項

事業の全部又は一部について独立行政法人の運営費交付金による実施されるもの（事業名に（運営費交付金）と記載したものは、中期目標、中期計画等に基づき、運営費交付金の総額の範囲内で当該独立行政法人の裁量によって実施されるものである。

また、事業名に（採択テーマ）と記載された事業は、提案公募事業により採択されたテーマを記載したものであり、その採択や評価等は、提案公募事業の実施機関の責任の下、実施されるものである。

## 7. 改訂履歴

- (1) 平成16年7月7日付け、省エネルギー技術開発プログラム基本計画、新エネルギー技術開発プログラム基本計画、燃料技術開発プログラム基本計画、電力技術開発プログラム基本計画、原子力技術開発プログラム基本計画制定。固体高分子形燃料電池/水素エネルギー利用プログラム基本計画(平成16・02・03産局第6号)は、新エネルギー技術開発プログラム基本計画に統合することとし、廃止。
- (2) 平成17年3月31日付け制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成16・06・04産局第8号) 新エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成16・06・04産局第10号) 燃料技術開発プログラム基本計画(平成16・06・04産局第12号) 電力技術開発プログラム基本計画(平成16・06・04産局第11号) 原子力技術開発プログラム基本計画(平成16・06・04産局第13号)は、廃止。
- (3) 平成18年3月31日付け制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成17・03・25産局第14号) 新エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成17・03・25産局第9号) 燃料技術開発プログラム基本計画(平成17・03・25産局第17号) 電力技術開発プログラム基本計画(平成17・03・25産局第12号) 原子力技術開発プログラム基本計画(平成17・03・25産局第13号)は、廃止。また、次世代低公害車技術開発プログラム基本計画(平成17・03・29産局第2号)は、省エネルギー技術開発プログラム基本計画及び燃料技術開発プログラム基本計画に統合することとし、廃止。
- (4) 平成19年4月2日付け制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成17・03・31産局第19号) 新エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成18・03・31産局第15号) 燃料技術開発プログラム基本計画(平成18・03・31産局第18号) 電力技術開発プログラム基本計画(平成18・03・31産局第17号) 原子力技術開発プログラム基本計画(平成18・03・31産局第16号)は、廃止。
- (5) 平成20年4月1日付け、エネルギーイノベーションプログラム基本計画制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成19・03・26産局第1号) 新エネルギー技術開発プログラム基本計画(平成19・03・20産局第4号) 燃料技術開発プログラム基本計画(平成19・03・19産局第7号) 電力技術開発プログラム基本計画(平成19・03・16産局第3号) 原子力技術開発プログラム基本計画(平成19・03・23産局第2号)は、本プログラム基本計画に統合することとし、廃止。
- (6) 平成21年4月1日付け制定。エネルギーイノベーションプログラム基本計画(平成20・03・25産局第5号)は廃止。

## ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画

### 1. 目的

このプログラムは、情報通信、ライフサイエンス、環境、エネルギーなど、あらゆる分野に対して高度化あるいは不連続な革新（ジャンプアップ）をもたらすナノテクノロジー及び革新的部材技術を確立するとともに、その実用化や市場化を促進することで、我が国産業の国際競争力の維持・強化や解決困難な社会的課題の克服等を可能とすることを目的とする。

### 2. 政策的位置付け

第3期科学技術基本計画（2006年3月閣議決定）

- ・「ナノテクノロジー・材料分野」は、特に重点的に研究開発を推進すべき分野（重点推進4分野）の一つに指定、優先的に資源配分することとされている。
- ・我が国の材料技術は、基礎研究から応用研究、素材、部材の実用化に至るまでの全ての段階において世界のトップレベルを堅持しており、我が国製造業の国際競争力の源泉となっている。

「イノベーション25」（2007年6月閣議決定）

- ・「ナノテクノロジー・材料分野」は、中長期的に取り組むべき課題として、「1.生涯健康な社会形成」、「2.安全・安心な社会形成」、「4.世界的課題解決に貢献する社会形成」、及び「5.世界に開かれた社会形成」の分野に位置付けられている。
- ・所要の措置を講じていくことが必要である事項として以下の点が指摘されている。
  - ・学際領域・融合領域における教育等人材育成、拠点形成
  - ・社会受容を促すための積極的な取り組み
  - ・知的財産確保のための戦略的な取り組み

「経済成長戦略大綱」（2006年7月財政・経済一体改革会議）

- ・「我が国の国際競争力の強化」の取り組みとして、高度な部品・材料産業やモノ作り中小企業の強化が掲げられている。
- ・「技術戦略マップ」の活用等により、ユーザー企業との垂直連携による研究開発を推進することを通して、我が国経済発展の基盤である高品質、高性能な部品・材料産業の強化を図ることが今後の取組として記載されている。

「新産業創造戦略2005」（2005年6月経済産業省）

- ・部材分野は、新産業群の創出を支える共通基盤技術として位置づけられている。
- ・「高度部材・基盤産業」の集積を形成していることが、「ものづくり」に不可欠な基盤技術のネットワーク化を通じた現場レベルでの迅速かつ高度な摺り合わせを可能としており、我が国「ものづくり」の強みの源泉となっていると記載されている。

### 3. 達成目標

- ・世界に先駆けて、ナノテクノロジーを活用した不連続な技術革新を実現する。

- ・我が国部材産業の強みを更に強化することで、他国の追随を許さない競争優位を確保するとともに部材産業の付加価値の増大を図る。
- ・ナノテクノロジーや高機能部材の革新を先導することで、これら部材を活用した情報通信、ライフサイエンス、環境、エネルギーなどの幅広い産業の付加価値の増大を図る。
- ・希少金属などの資源制約の打破、圧倒的な省エネルギー社会の実現など、解決困難な社会的課題の克服を目指す。

#### 4．研究開発内容

##### [プロジェクト]

##### ．ナノテクノロジーの加速化領域

ナノテクノロジーを活用した不連続な技術革新を加速・促進する。

##### (1) 異分野異業種融合ナノテクチャレンジ(運営費交付金)

###### 概要

革新的なナノテクノロジーの研究開発を促進し、キーデバイスの早期実現を目指すため、大学や研究機関などの川上と企業などの川下の連携、異業種異分野の連携による提案公募によって、ナノテク実用化に向けたチャレンジを支援する。

###### 技術目標及び達成時期

マテリアル・プロセス研究、加工・計測技術研究、昨今の環境意識向上に対応した研究、社会課題を解決するための基盤技術研究に加え、異分野等の融合研究を推進することにより、2011年度までにナノテクノロジーの産業化のための基盤的技術を確立し、実用化を図る。

###### 研究開発期間

2005年度～2011年度

##### ．情報通信領域

ナノテクノロジーや革新的部材開発技術を駆使して既存技術の微細化の壁を突破し、電子デバイス・光デバイスで世界をリードするとともに、高度化された製造技術の開発を行う。

##### (1) ナノエレクトロニクス半導体新材料・新構造技術開発 - うち新材料・新構造ナノ電子デバイス(運営費交付金)

###### 概要

従来の半導体は、性能の向上(高速化、低消費電力化、高集積化)を確保するために微細化が進められてきたが、絶縁性、誘電率等の物理的限界、微細化に伴う製造コストの増大など、集積度向上によるメリットが十分達成されなくなっている。

本研究開発では、シリコンで培った微細化技術やデバイス原理を活用しながら、シリコン材料の物理的限界を突破するための“新材料”および“新(デバイス)構造”の開発を行い、次世代の電子デバイス技術を確立する。

###### 技術目標及び達成時期

2011年度までに、産業界が10年後を見据えた将来の電子デバイスを開発する際に、産業技術として活用できるかどうかの実現可能性を見極め、また技術シーズを確立する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

(2) スピントロニクス不揮発性機能技術プロジェクト(運営費交付金)

概要

将来のエレクトロニクスにおいて中核的な基盤技術となり得るスピントロニクス技術(電子の電荷ではなく、電子の自転=「スピン」を利用する全く新しいエレクトロニクス技術)を確立するため、強磁性体ナノ構造体におけるスピンの制御・利用基盤技術を開発し、我が国が世界に誇るシーズ技術を核として、産学官の共同研究体制を構築し、将来の中核的エレクトロニクス技術における我が国の優位性の確保を図る。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、超高集積で高速な不揮発性メモリとして期待されるスピンメモリのための基盤技術を確立する。また、新ストレージ・メモリデバイス、不揮発性スピン光機能素子、スピン能動素子等の新しい動作原理によるスピン新機能素子の実現のための基盤技術を確立する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

(3) ナノエレクトロニクス半導体新材料・新構造技術開発 - うち窒化物系化合物半導体基板・エピタキシャル成長技術の開発(運営費交付金)(再掲)

概要

窒化物系化合物半導体は、パワーデバイス、高周波デバイス、発光デバイス等、重要なデバイスの飛躍的な性能向上と消費電力削減への貢献を期待されている。このため、従来の半導体材料では実現出来ない領域で動作可能なハイパワー・超高効率の電子素子、超高速電子素子等の作成に必要な窒化物系化合物半導体先進技術の国際競争力を強化すべく、高品質かつ大口径単結晶基板、高品質かつ大口径エピタキシャル成長技術等の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、次世代窒化物系半導体デバイスを実現する以下結晶作製技術を開発する。

1) 基板技術(GaN、AlNバルク結晶作製技術)

- ・口径2～4インチで高品質エピ成膜を可能とする低コストの単結晶基板作製技術の確立。

2) エピ技術(エピタキシャル成膜及び計測評価技術)

- ・低欠陥高品質エピ層を実現する成膜技術及び膜成長過程を計測評価する技術の確立。
- ・高出力かつ高安定動作可能なエピ層の実現
- ・高耐圧超高速な新しいデバイス構造の開発

研究開発期間

2007年度～2011年度



(4) 三次元光デバイス高効率製造技術(運営費交付金)

概要

波面制御素子による空間光変調技術を確立し、ガラス中に三次元造形を高精度に一括形成できるプロセス技術を開発する。この技術を用いて、具体的な光デバイスを作製し、当該技術の有効性の確認と市場への早期参入のための基盤技術を確立する。

技術目標及び達成時期

2010年度までに波面制御素子による空間光変調技術を用いたフェムト秒レーザー照射技術等を確立し、高精度の光デバイスを高速に作製できるプロセス技術を開発する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

(5) 低損失オプティカル新機能部材技術開発\*(運営費交付金)(再掲)

概要

近接場光の原理・効果を応用した低損失オプティカル新機能部材技術を開発し、実用化の目処を得ることを目的とする。動作原理に近接場光を用いるオプティカル新機能部材は、従来の材料特性のみに依存した光学部品では不可能な機能・性能を発揮し、液晶プロジェクター・液晶ディスプレイなど情報家電の省エネルギー、高性能・高信頼化を図る上でのキーデバイスとなることが期待できる。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、共通基盤技術として、ナノ構造部材の設計・作製・評価技術を開発するとともに、ナノ構造部材に発現する近接場光の機能を動作原理とする低損失オプティカル新機能部材を検討し機能を確認する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

(6) 超フレキシブルディスプレイ部材技術開発\*(運営費交付金)(再掲)

概要

製造工程等の省エネルギー化を実現するために行う。従来、表示デバイスの製造には、真空蒸着と高温下での焼成と、それに伴う排ガス排水処理が必須であった。これを、ロールtoロール方式に代替することで常圧、常温下での製造を実現し、フレキシブルな薄型ディスプレイを製造する。そのために、有機TFT材料およびコンタクトプリント技術等を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術的目標及び達成時期

2009年度までに、実用化に向けた実証のための巻き取り方式ディスプレイのプロトタイプを試作する。またフレキシブルデバイス材料開発に貢献する部材ならびに薄膜複合化技術を開発し、これらをパネル化するための実用化技術を確立する。

研究開発期間

2006年度～2009年度

(7) 半導体機能性材料の高度評価基盤開発(運営費交付金)(再掲)

概要

情報通信機器の高機能化や低消費電力化等の要求を満たす半導体集積回路を実現するため、新たな機能性材料開発に貢献する評価基盤技術を開発し、さらに開発した機能性材料を半導体及び半導体集積回路に適用できる統合的なソリューション技術を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術的目標及び達成時期

2011年度までに、半導体デバイス性能に直結する接合素子の性能性及び信頼性等、半導体製造プロセス全体を俯瞰しつつ、機能性材料開発が可能となる評価基盤技術を開発し、開発した機能性材料を用いた統合的なソリューションが提案できる材料評価基盤を構築する。

研究開発期間

2009年度～2011年度

・ライフサイエンス・健康・医療領域

ナノテクノロジーを駆使して初めて可能となる診断・治療により革新的な医療を実現する。

(1) 次世代DDS型悪性腫瘍治療システムの研究開発事業(運営費交付金)

概要

DDSのさらなる裾野の拡大、及び早期実用化を目指し、様々な外部エネルギー(機器技術)と薬剤技術を組み合わせることにより、比較的人体の深部にある臓器(肺、消化器)等のがんを対象としたDDS型治療システムの開発を行う。

技術目標及び達成時期

光線力学治療システムの前臨床試験の開始及び治療効果・安全性の検証と、超音波診断・治療システムの前臨床試験を可能とする薬剤及び装置の完成に関する開発を難治性がんの治療に向けて行う。

研究開発期間

2006年度～2009年度

(2) 個別化医療実現のための技術融合バイオ診断技術開発(運営費交付金)(再掲)

概要

我が国が有する微細加工技術・表面処理技術といったナノテク等の強みを活かし、染色体異常を高感度、高精度かつ迅速、安価で非コード領域までを検出するゲノムアレイや解析基盤技術開発を行うとともに、全自動解析システムの開発を行う。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、BAC(染色体の断片)を用いた非コード領域を含むゲノム全領域を検出できる高精度ゲノムアレイを開発する。さらに、臨床現場において、微量サンプル(数ナノグラム)から、12時間以内に染色体異常(増幅、欠失、コピー数多型等)を、低コストかつ定量性・再現性を確保して検出ができる自動染色体異常解析シス

テムのプロトタイプを開発する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

(3) 分子イメージング機器研究開発プロジェクト(運営費交付金)

)生活習慣病超早期診断眼底イメージング機器研究開発プロジェクト

概要

細小血管の分子レベルでの代謝機能を非侵襲で可視化する細胞代謝イメージングを実現し、代謝異常を細胞レベルで観察することにより、生活習慣病に起因する血管病変等合併症の早期の診断・治療を図る。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、ナノテクノロジーを活用した光学基盤技術等を確立することにより、細胞やタンパク質レベルの組織診断を可能とする機器を開発する。

研究開発期間

2005年度～2009年度

)悪性腫瘍等治療支援分子イメージング機器研究開発プロジェクト

概要

良性・悪性の区別も含めた腫瘍の超早期診断を実現するため、悪性腫瘍に特異的に反応する標的物質を利用することにより生体細胞の分子レベルの機能変化を抽出・検出できる機器の開発を行う。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、全身で3mm、局所で1mmの分解能を有する分子イメージング機器を開発する。

研究開発期間

2005年度～2009年度

)新規悪性腫瘍分子プローブの基盤技術開発

「概要

分子イメージングにおいて、病変を可視化する分子プローブの開発を一層強化・促進するため、分子プローブの基盤要素技術と評価システムの開発を行う。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、新規の近赤外蛍光分子プローブ及び小動物用近赤外蛍光イメージングシステムを試作し、同システムを用いて分子プローブのがん特異性を定量的に評価するための条件等を明らかにする。

研究開発期間

2008年度～2009年度

・エネルギー・資源・環境領域

ナノテクノロジーや革新的部材開発技術を駆使して、エネルギー・資源・環境等の社会的制約を克服すると同時に我が国の強みであるナノテ関連産業・部材産業の競争力を強化する。

## ( ) エネルギー制約の克服

### (1) サステナブルハイパーコンポジット技術の開発 (運営費交付金) (再掲)

#### 概要

炭素繊維複合材料は、軽量、高強度等の優れた特性を有している。従来の熱硬化性樹脂を用いた炭素繊維複合材料では成形性・加工性に乏しくリサイクルが困難であったため、熱可塑性樹脂を用いた炭素繊維複合材料 (CFRTP) の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

#### 技術目標及び達成時期

2012年度までに、炭素繊維と熱可塑性樹脂との中間基材を開発し、高速成形技術、接合技術及びリサイクル技術を開発する。

#### 研究開発期間

2008年度～2012年度

### (2) マルチセラミックス膜新断熱材料の開発 (運営費交付金) (再掲)

#### 概要

住宅やビルなどの冷暖房における大幅な省エネを実現する画期的な断熱性能を持つ壁および窓材料を、セラミックスのナノ多孔体構造やポリマー複合化構造などからなるマルチセラミックス膜アセンブリ技術によって開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

#### 技術目標及び達成時期

2011年度までに、熱貫流率 (熱の伝わりやすさ) が  $0.3 \text{ W/m}^2\text{K}$  以下、壁厚さ  $10 \text{ mm}$  程度の超断熱壁材料および熱貫流率が  $0.4 \text{ W/m}^2\text{K}$  以下、光 (可視光) 透過率が  $65\%$  以上 (Low-E ガラス使用)、ヘイズ率が  $1\%$  以下の超断熱窓材料を実現する。

#### 研究開発期間

2007年度～2011年度

### (3) カーボンナノチューブキャパシタ開発プロジェクト (運営費交付金) (再掲)

#### 概要

高純度、高密度に配向した長尺の単層カーボンナノチューブの大量合成技術を開発するとともに、これを用いた従来よりも格段にパワー (電力) と蓄電量が大きなキャパシタを開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

#### 技術目標及び達成時期

2010年度までに、単層カーボンナノチューブの高度配向技術及び大量生産技術を確立するとともに、キャパシタ製造技術を確立することで、 $20 \text{ Wh/Kg}$  の高エネルギー密度と耐久性を有する電気二重層キャパシタを開発する。

#### 研究開発期間

2006年度～2010年度

(4) 革新的省エネセラミクス製造技術開発(運営費交付金)(再掲)

概要

小型炉設備で生産可能な小型セラミック中空ユニットを複数組みあわせることで、これまでその製造が難しかった複雑形状かつ大型セラミクス部材を省エネで製作することができる革新的なセラミック部材製造技術を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2013年度までに、高機能化された小さな精密ブロックを立体的に組み上げ、高効率で接合、一体化をし、複雑形状や大型の部材を製造可能とする革新的なプロセス技術の基盤を確立し、高耐性部材、高温断熱部材及び高比剛性部材の試作を行う。

研究開発期間

2009年度～2013年度

(5) 革新的ガラス溶融プロセス技術開発(運営費交付金)(再掲)

概要

プラズマ等による高温を利用し瞬時にガラス原料をガラス化することにより、極めて効率的にガラスを気中で溶融(インフライトメルティング法)し省エネに資する革新的ガラス溶融プロセス技術を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2012年度までに、インフライトメルティング法により原料を溶解する技術、カレットをガラス原料として利用するため高効率で加熱する技術、カレット融液とインフライトメルティング法による原料融液とを高速で混合する技術を開発する。

研究開発期間

2008年度～2012年度

(6) 高温超電導電力ケーブル実証プロジェクト(運営費交付金)(再掲)

概要

革新的な高効率送電技術を確立して高温超電導ケーブルの実用化を促進するため、工業生産プロセスで実用化レベルに達している高温超電導線材(DI-BSCCO等)を活用し、首都圏の系統に接続する実証試験及び評価を行う。

なお、本事業は、発電用施設による電気の供給の円滑化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、200MVA級の中間接続部を有した三心一括型高温超電導ケーブルを、冷却装置や保護装置などの付帯設備とともに66KV実系統に接続して、12ヶ月以上の長期連系試験を行うことによって総合的な安全性や信頼性を実証する。

研究開発期間

2007年度～2012年度

(7) 発電プラント用超高純度金属材料の開発(運営費交付金)(再掲)

概要

超高純度金属材料を発電設備の蒸気配管等に実用化することを目指し、高純度金属材料の高度化に向けた低コスト・量産化製造技術を開発し、実使用環境における超高純度金属材料の耐久性試験等を行う。

なお、本事業は、発電用施設における電気の供給の円滑化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2009年までに、不純物総量100ppm未満、溶解量数100kg以上の低コスト・量産化技術製造技術を開発するとともに、製造された超高純度材料が発電プラントの各種機器に適用でき、本材料の持つ優れた特性を長期に亘って発揮できることを確認する。

研究開発期間

2005年度～2009年度

(8) セラミックリアクター開発(運営費交付金)(再掲)

概要

低温域かつ高効率なエネルギー変換を可能とする次世代型セラミックリアクターの実現のため、世界最高効率の燃料電池マイクロセルの集積構造技術等の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2009年度までに、新電解質材料の適用や電極反応の高効率化等による、低温作動時(650以下)での出力性能を向上させる材料技術と共に、マイクロセルの集積構造化や精緻なインターフェース構築のための製造プロセス技術を開発。そして、これらの技術を統合することにより、次世代型セラミックリアクターとしてのプロトタイプモジュール実証(出力性能2kW/L等)を行う。

研究開発期間

2005年度～2009年度

( ) 資源制約の克服

(1) 希少金属代替材料開発プロジェクト(運営費交付金)

概要

ハイテク製品の製造に不可欠であり世界的な需給逼迫が懸念されるレアメタル(タングステン、インジウム、ディスプロシウム)について、ナノテクノロジー等の最先端技術を活用して、代替材料開発・使用量削減を行う。なお、平成21年度からは、これまでの対象3鉱種に加えて、白金、セリウム、テルビウム等も研究開発の対象とする。

技術目標及び達成時期

タングステン、インジウム、ディスプロシウムについては2011年度までに、白金、セリウム、テルビウム等については2013年度までに、使用原単位について現状と比較して削減ができる製造技術を開発し、ユーザー企業、大学等の外部機関に対して機能

評価のためにラボレベルで提供（試料提供）できる水準に至るまでの技術を確立することを目標とする。また、製品の機能や製造コストは現状と同等であることを少なくとも維持することを前提とする。

〔対象元素〕

- ・超硬工具向けタンゲステン（W）
- ・透明電極向けインジウム（In）
- ・希土類磁石向けディスプロシウム（Dy）
- ・排ガス浄化向け白金族（Pt）
- ・精密研磨向けセリウム（Ce）
- ・蛍光体向けテルビウム、ユーロピウム（Tb、Eu）

研究開発期間

2007年度～2013年度

## （ ）環境制約の克服

### （1）グリーン・サステナブルケミカルプロセス基盤技術開発

概要

化学品等の製造プロセスにおけるシンプル化、クリーン化、原材料・資源の多様化・有効利用、更に、廃棄物の減容化、容易なりサイクル等を実現し、産業競争力強化、国際規制の先取りを図って、将来にわたっても持続的に化学品等を製造するための必要なGSC（グリーン・サステナブルケミストリー）プロセスを開発する。

技術的目標及び達成時期

2015年度までに、有害な化学物質を削減できる又は使わない革新的な製造プロセス及び化学品の開発、廃棄物、副生成物を削減できる革新的な製造プロセス及び化学品の開発、資源生産性を向上できる革新的な製造プロセス及び化学品の開発を行う。

研究開発期間

2008年度～2015年度

### （2）革新的マイクロ反応場利用部材技術開発\*（運営費交付金）（再掲）

概要

マイクロリアクター、ナノ空孔などの精密反応場を利用し、反応分子の自由な運動を活性種レベルで制御した革新的な化学反応プロセスと新機能材料創成技術の確立を目指す。さらに、マイクロリアクターとナノ空孔反応場の組み合わせ、各反応場とマイクロ波等のエネルギー供給手段との組み合わせにより協奏的反応場を構成し、さらなる高効率生産等を可能にする基盤技術を開発する。これらの技術の確立により、反応システムの小型化、多段プロセスの簡略化等を通じた化学産業の製造工程等の省エネルギー化を図る。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術的目標及び達成時期

2010年度までに、マイクロリアクター技術、ナノ空孔技術を軸とし、これらに更にマイクロ波、超臨界流体等のエネルギー供給手段を組み合わせた協奏的反応場を構成

することにより、これまでにない革新的な化学反応プロセスを確立し、新機能材料創成技術を実現する。さらに、これらの技術を用いて高性能・高機能電子材料、医薬中間体などの部材を開発する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

### (3) 循環社会構築型光触媒産業創成プロジェクト(運営費交付金)

概要

我が国で発見された光触媒技術の新産業分野開拓を目指し、サイエンスにさかのぼることにより、紫外光のみならず、可視光レベルでの性能・機能の飛躍的な向上のための技術基盤を構築する。これにより、従来では困難とされてきた医療関連分野や住宅建材分野、環境関連分野等に光触媒技術を導入し、光触媒の最大のメリットである自然エネルギーを利用した安心・安全な環境を提供できる技術を開発する。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、材料レベルで紫外光応答型2倍、可視光応答型10倍の感度向上を達成し、その高感度光触媒を適用した薄膜プロセス技術の基盤技術を確立する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

### (4) 高感度環境センサ部材開発\*

概要

ダイオキシンをはじめとする極微量有害有機物質を超高感度で安価かつ簡易に計測するために、高感度セラミックセンシング材料を用いた環境センサーを開発する。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、ダイオキシン類、エストラジオール及びビスフェノールAについて、 $0.001 \text{ ng} \cdot \text{ml}$ の濃度において有意な電気信号として検出し得る小型・携帯型計測器に挿入可能な寸法のセンサ部材の開発を目標とする。

研究開発期間

2006年度～2010年度

### (5) 次世代高信頼性ガスセンサ技術開発(運営費交付金)(再掲)

概要

一酸化炭素中毒やガス漏れなどのガス事故を限りなくゼロに近づけるため、センサ素子のナノレベルでのメカニズム解析及び開発設計を行い、コードレスで高信頼性を有する次世代高信頼性ガスセンサ(COセンサ・メタンセンサ)を開発する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、最先端のナノテクノロジー及びMEMS技術を導入し、電池駆動で5年以上の長寿命、高信頼性(数百ppm以下の故障率)、低コストなCOとメタンのセンサを開発する。



研究開発期間

2008年度～2011年度

### ・材料・部材領域

極めて広範囲な産業領域に波及する材料・部材領域について、ユーザー製造業等との連携（川上・川下連携）を促進し、高度な部材産業群の「すり合わせ力」を一層強化する。

#### （1）鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発（運営費交付金）（再掲）

##### 概要

プラント、構造物や自動車等の革新的な高効率化、省エネルギー化、長寿命化、安全・安心化を図るため、最新の科学的知見を導入し、鉄鋼材料及び鋼構造体を超高機能化する基盤的研究開発を行う。具体的には、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる（1）高級鋼厚板（高強度鋼、極低温用鋼、耐熱鋼）溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工技術（高密度・清浄熱源溶接技術）、及び金属組織制御技術を基本とする材料技術（クリーブ破壊及び水素破壊の機構解明等を踏まえた）の開発、（2）部材の軽量化を図るために強度、加工性等の最適機能傾斜を付与する機械部品鍛造技術（駆動部材の信頼性確保のための耐疲労破壊特性の向上を踏まえた）の開発を行う。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

##### 技術目標及び達成時期

2011年度までに、高級鋼厚板（高強度鋼・極低温用鋼・耐熱鋼）の溶接を予熱・後熱なしに可能とする溶接技術と材料技術を開発するとともに、傾斜機能部材の鍛造技術を開発する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

#### （2）超ハイブリッド材料技術開発（運営費交付金）

##### 概要

従来実現が不可能と考えられていた相反する複数機能（トレードオフ機能）を両立できる材料を、異種素材の組合せ（ハイブリッド化）により実現するための技術を開発する。要素技術として、異種材料間の界面挙動をシミュレーション技術等により解明し、ナノレベルよりもさらに微小な原子・分子レベルでのハイブリッド化構造・配列制御のための合成技術を開発する。従来の単一材料では実現困難であったトレードオフの性能を引き出すことで、自動車用構造材料、パワーデバイス用材料、光学材料等を出口イメージとした、高機能革新部材製造に必要な技術基盤を開発する。

##### 技術目標及び達成時期

2011年度までに、電気・電子材料、光学材料、その他工業材料について従来材料では実現できなかった相反機能を解消するとともに、市場評価が可能な成果物を供試し、市場（ユーザー）から、客観的な実用化研究開発課題を抽出する。また、単なる相反機能の解消ではなく、相反機能を制御・実現する技術を開発する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

( 3 ) 先端機能発現型新構造繊維部材基盤技術の開発 \* ( 運営費交付金 )

概要

電界紡糸や溶融紡糸等により創製される極微細な繊維状材料に対してナノオーダーの成形加工や微細な界面加工ならびに複合化することで材料を高機能化した革新的部材を創出する。高機能新材料を求めるユーザーの要望を満たす繊維の極微細加工と高次複合化を解決する基盤技術開発を行う。

技術的目標及び達成時期

2010年度までに、電界紡糸法による繊維高機能化、大型装置化技術およびナノ溶融分散紡糸法による超極細炭素繊維製造技術を開発し、これら基盤技術を活用して、高性能・高機能電池用部材、高性能・高機能フィルター用部材、高性能・高機能医療衛生用・産業用部材を開発する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

( 4 ) 次世代光波制御材料・素子化技術 \* ( 運営費交付金 ) ( 再掲 )

概要

ガラス材料に関する精密モールド技術を確立し、機能性の高い光波制御素子を低コストで生産できるプロセス技術を開発することで部材の小型化・高機能化を図りつつ、省エネを実現する。

なお、本事業は、エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものである。

技術目標及び達成時期

2010年度までにサブ波長レベルの微細構造をガラス表面にモールド成形する技術を実現し、実装可能な具体的なデバイスを作製する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

( 5 ) 高機能複合化金属ガラスを用いた革新的部材技術開発 ( 運営費交付金 )

概要

複合化金属ガラス(金属ガラスマトリックス中に第二相として微結晶や微粒子または微小空隙等を分散させたもの)を創製して、次世代高密度記録媒体、超微小モータ用部材および高強度・高導電性電気接点部材を開発する。

技術目標及び達成時期

2011年度までに、複合化金属ガラス合金を創製し、従来の金属ガラス単層合金の持つ優れた特徴に加えて、塑性加工性、硬磁気特性、高電気伝導性等を付与する。この複合化金属ガラスの新規特性を用いて、従来の金属ガラス単層合金では為しえなかった革新的部材の開発を行い、さらに多様な工業製品に応用することで、我が国産業の優位性を確保する。

研究開発期間

2007年度～2011年度

(6) マグネシウム鍛造部材技術開発プロジェクト\* (運営費交付金)

概要

マグネシウム合金部材について、製品歩留まりが高く、高耐疲労性を付与する鍛造技術の開発を行う。また、循環型素材としてのマグネシウム合金部材の特性を活かし、リサイクル材の鍛造用ビレット化に係る課題抽出を行う。当該技術開発により、マグネシウム鍛造部材製造技術の基盤を構築し、我が国の家電、自動車等の川下産業の競争力の強化に不可欠な高度部材を供給する。

技術目標及び達成時期

2010年度までに高強度・高耐疲労・加工性に優れたマグネシウム鍛造技術を確立する。

研究開発期間

2006年度～2010年度

共通基盤領域

ナノテクノロジー、部材分野の研究開発に必要な加工・計測・解析技術等の共通基盤の確立とともに、リスク不安に対処したリスク管理手法を開発し、社会に貢献する産業化の支援を相互的に推進する。

(1) ナノ粒子の特性評価手法開発 (運営費交付金)

概要

ナノ粒子のキャラクタリゼーション、計測技術の確立とともに、生体影響等評価手法、暴露評価手法及びナノテクノロジーによるリスク不安に対処したリスク管理手法を開発する。

技術目標及び達成時期

2010年度までに、生体影響等評価手法、暴露評価手法及びリスク評価手法を開発し、ナノ粒子のリスク評価及び管理の考え方の提言を行う。

研究開発期間

2006年度～2010年度

注：\*印のある研究開発プロジェクトは、2006年度より開始された新産業創造高度部材基盤技術開発の一環として実施しているもの。

## 5. 政策目標の実現に向けた環境整備（関連施策）

ナノテクノロジーは、情報通信、ライフサイエンス、環境、エネルギーなどの分野における科学技術の進歩や課題解決に貢献する重要な技術シーズである。そのため、ナノテクノロジーの研究開発と一体となった関連施策を実施することで、その成果を市場に出していくことが重要である。主な関連施策を、以下に示す。

### 〔技術戦略マップ〕

- ・NEDO及び経済産業省では、技術戦略マップを策定、毎年改訂し、ナノテクノロジー・部材分野の将来の方向性を見定めながら、合理的かつ効果的な研究開発プロジェクトを推進している。また、技術戦略マップを活用して、多様な連携（川上川下の垂直連携、異業種間の水平連携など）による研究開発を促進、支援し、当該分野の技術革新を促進している。

### 〔サンプル提供・実用化促進〕

- ・NEDOでは、実施するナノテクノロジー関連の研究開発プロジェクト成果のサンプルを対象として、それらを活用した用途の開発、実用化ないし製品化提案を有する企業とのマッチングを図ることで、プロジェクトの事業化を促進する取組みを実施している。

### 〔標準化〕

- ・経済産業省では、ナノテクノロジー関連の研究開発成果を社会及び市場等に普及するための環境整備として、ナノテクノロジーの標準化活動（ISO/IEC、JIS）を推進している。

### 〔広報〕

- ・ナノテクノロジーに関する先端技術及び製品等の世界最大の展示会である「nano tech」が毎年日本で開催されている。

### 〔社会受容〕

- ・ナノテクノロジーの産業化の推進とともに、ナノ粒子のキャラクタリゼーション技術や人の健康や環境に及ぼす影響等の潜在的な課題に関する知見を蓄積する等のナノテクノロジーの社会受容に対する取組みを推進している。
- ・経済産業省では、2006年度から「ナノ粒子の特性評価手法開発」を開始し、工業ナノ粒子の有害性評価手法、また、そのリスク評価手法の確立を目標としたプロジェクトを開始しているところ。
- ・OECDでは、2006年9月、化学品委員会に工業ナノ材料作業部会（WPMN）が設置され、代表的な14種の工業ナノ材料について、試験計画の合意と試験実施を目的とする「スポンサーシッププログラム」が実施されている。スポンサーシッププログラム対象物質のうち、カーボンナノチューブ（単層、多層）、フラーレンの3物質については日本が中心となって担当し、「ナノ粒子の特性評価手法開発」等の成果で貢献している。

### 〔人材育成〕

- ・経済産業省では、「製造中核人材育成事業」を実施しており、産学連携による波及効果の高い人材育成プログラムを開発、実践している。ナノテクノロジー関連の人材育成プログラムも複数実施している。

（例）ナノテク製造中核人材の養成プログラム

概要：情報家電、燃料電池、ロボット、医療機器、バイオ等の応用分野において、その産業の基盤と創出を支える中堅企業を対象として、「基礎加工技能・技術、特殊な要素技能・技術に習熟し、製造技術の高度化を図る人材」及び「豊富なナノ加工プロセスの知識や先端機器を使いこなすノウハウ等を習熟し、製造現場の技能・技術を統括できず人材」を育成するもの。

- ・ N E D Oでは、我が国の産業技術の発展のため、先端分野や融合分野の技術を支える人材の育成と、人的交流の面から産学連携を促進するための「場」の形成を促進する取組みを実施している（N E D O特別講座）。具体的には、優れた成果を生み出しつつあり、大学が技術の中核となっている研究開発プロジェクトをコアプロジェクトとし、そのプロジェクトリーダーの所属大学に拠点を設置し、関連技術の人材育成、人的交流の拡大、周辺研究の実施を行うもの。ナノテクノロジー関連の研究開発プロジェクトも複数実施している。

〔関係機関との連携〕

- ・ ナノエレクトロニクス半導体新材料・新構造技術開発 - うち新材料・新構造ナノ電子デバイスプロジェクト、希少金属代替材料開発プロジェクトにおいては、文部科学省との合同会議を設置するなど、連携しつつプロジェクトを推進している。

〔他省庁との連携〕

- ・ 総合科学技術会議 / 連携施策群において、「ナノバイオテクノロジー」「ナノテク研究推進と社会受容」等が設置され、関係省庁と連携して実施している。

## 6．研究開発の実施に当たっての留意事項

事業の全部又は一部について独立行政法人の運営費交付金により実施されるもの（事業に（運営費交付金）と記載したもの）は、中期目標、中期計画等に基づき、運営費交付金の総額の範囲内で、当該独立行政法人の裁量によって実施されるものである。

## 7．改訂履歴

- (1) 平成12年12月28日付け制定。
- (2) 平成14年2月28日付け制定。材料ナノテクノロジープログラム基本計画（平成12・12・27工総第16号）は、廃止。
- (3) 平成15年3月10日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成14・02・25産局第8号）は、廃止。
- (4) 平成16年2月3日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成15・03・07産局第1号）は、廃止。
- (5) 平成17年3月31日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成16・02・03産局第7号）は、廃止。
- (6) 平成18年3月31日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成17・03・25産局第4号）は、廃止。
- (7) 平成19年4月2日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成18・03・31産局第13号）は、廃止。
- (8) 平成14年2月28日付け制定。
- (9) 平成15年3月10日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成14・02・25産局第9号）は、廃止。
- (10) 平成16年3月7日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成15・03・07産局第5号）は、廃止。
- (11) 平成17年3月31日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成16・03・07産局第5号）は、廃止。
- (12) 平成18年3月31日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成17・03・25産局第3号）は、廃止。
- (13) 平成19年4月2日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成18・03・31産局第14号）は、廃止。
- (14) 平成20年4月1日付け、ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成19・03・20産局第1号）および革新的部材プログラム基本計画（平成19・03・19産局第4号）は、本イノベーションプログラム基本計画に統合することとし、廃止。
- (15) 平成21年4月1日付け制定。ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画（平成20・03・24産局第1号）は、廃止。

(エネルギーイノベーションプログラム・ナノテク・部材イノベーションプログラム)  
「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」基本計画

電子・材料・ナノテクノロジー部

1. 研究開発の目的・目標・内容

(1) 研究開発の目的

エネルギー資源の約 8 割を海外に依存する我が国にとって、これを効率的に利用すること、即ち、「省エネルギー」を図ることは、エネルギー政策上の重要な課題である。このため、更なる省エネルギー技術の開発・導入を進め、もって我が国におけるエネルギーの安定供給の確保を図ることを目的とした、「エネルギーイノベーションプログラム」の一環として本プロジェクトを実施する。

また、多様な連携（川上・川下産業の垂直連携、材料創製・加工の水平連携）による研究開発の推進により、当該市場のニーズに応える機能を実現する上で不可欠な高品質・高性能の部品・部材をタイムリーに提供し、または、提案することができる部材の基盤技術を確立することを目的とした「ナノテク・部材イノベーションプログラム」の一環としても本プロジェクトを実施する。

鉄鋼材料の高機能化や長寿命化については、日本が最先端の技術力を維持し、世界を牽引してきた。しかし、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧など極限環境対応、輸送機器分野等での軽量化による高効率化、省エネルギー化、安全・安心等に向けて鋼材に対する社会的ニーズは、一段と高度化しており、既存技術の延長ではこれらの課題に対処することが困難になってきている。

他方、近年の科学の進歩により、ナノスケールでの結晶組織制御、工業分野に応用しやすいレーザ発生など電子工学分野における各種の革新的技術、計算機科学の進歩による高度なシミュレーションなど、異分野の新科学・技術との融合による新たな材料技術革新の可能性も高まっている。

このため、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（以下、「NEDO」という。）は、産学の科学的知見を結集して鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤を構築し、これを産業技術へ繋げていくと共に、社会の共通基盤として情報の整備、提供を通じて、行政、産業界、地域住民等の中で科学的知見に基づいた正確かつ適切な認識の醸成を図る事業方針に基づき、以下のプロジェクトを実施する。

本プロジェクトの技術戦略マップ上の位置付けとしては、超長期エネルギー技術ビジョ

ンにおいて、運輸分野の自動車軽量化、産業分野の素材・部材の高性能化、転換分野の超々臨界圧火力発電に該当する。また、部材分野とし研究開発項目では、安全・安心分野の建築材料、環境・エネルギー分野等の自動車用部材、プラント用部材他に該当する。

具体的には、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる（１）高級鋼厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工技術及び金属組織制御技術を基本とする溶接材料技術、（２）部材の軽量化を図るために強度、加工性等の最適傾斜機能を付与する機械部品鍛造技術の開発を行い、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化、自動車等の更なる軽量化を可能とする。これにより、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図ることを目的とする。

## （２）研究開発の目標

鋼材の高強度化・利用技術およびその信頼性向上技術の開発により、プラント、構造物、自動車等に関する災害や事故から身体等の安全を確保する。具体的には共通基盤技術と実用化技術に分けて、下記の溶接技術と鍛造技術の２分野の技術開発を行う。詳細な数値目標は別紙の通り。

（中間目標：平成 21 年度末、最終目標：平成 23 年度末）

### 【共通基盤技術】

#### ① 高級鋼材\*の革新的溶接接合技術の基盤開発

（※高級鋼材とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称）

全体の最終目標 [予熱なしで 980MPa 以上的高级鋼（現状 400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と材料技術の基盤を確立する]

研究開発項目に対する個々の目標

##### 1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

中間目標：溶接金属の含有酸素量：50ppm 以下で無欠陥の安定した施工を確保する手法の明示

最終目標：25mm 板厚で溶接パス数半減、スパッタ発生率半減

##### 2) ファイバーレーザー溶接及びレーザー・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

中間目標：板厚 12mm の高強度鋼 2 パス隅肉溶接継手の達成

最終目標：板厚 25mm の高強度鋼多層突合せ継手及び隅肉継手を JIS1 類の品質で形成する欠陥防止技術の開発

##### 3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

中間目標：溶接割れのない高強度溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件明示。継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化



最終目標：強度 980MPa と靱性（-40℃で 47J 以上）を達成する要件を明示。継手部の残留応力適正制御技術、新溶接プロセス・新溶接金属による大型継手での破壊性能・信頼性評価技術確立

4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

中間目標：溶接継手クリープ強度係数0.7以上、3万hクリープ強度100MPaの700℃級耐熱材料の合金設計指針の提示。溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築

最終目標：破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の提案

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

中間目標：単一の格子欠陥（空孔、転位、粒界等）を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化。メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。

最終目標：複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥（空孔、転位、粒界等）における水素存在状態の定量化。メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での水素の影響によるき裂の進展モデル構築。単純化した金属組織を持つ 980MPa 高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。

## ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

全体の最終目標 [降伏強度 1000MPa 以上（現状 600MPa）を有する傾斜機能部材の鍛造技術の基盤確立]

研究開発項目に対する個々の目標

1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

中間目標：母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

最終目標：降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示

2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

中間目標：組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（一般的な鍛造プロセス使用）

3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

中間目標：初期き裂の 3 次元形態と進展挙動の評価技術確立

最終目標：限界き裂長さおよび非金属介在物と応力の影響を明確化

## 【実用化技術】

## ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

全体の最終目標 [980MPa 以上の高級鋼（現状 400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と

材料技術を開発する]

#### 研究開発項目に対する個々の目標

- 1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価  
中間目標：施工安定性・制御性などの実用性評価により実用可能なプロセスを絞り込み、溶接装置を試作  
最終目標：自動溶接システムを試作し、実構造を模擬した継手を作成。980MPa 級高強度鋼にて、純 Ar シールドで溶接品質：非破壊検査 JIS1 類、溶接効率：現行 MIG 溶接同等以上、強度が 980MPa 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 47J 以上
- 2) レーザ溶接、レーザ・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度鋼への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示  
中間目標：a. 12mm 厚鋼板の JIS1 類品質の 1 パス貫通突合せ溶接  
b. HT780、12mm 板厚の予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属 (靱性 47J 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ )  
最終目標：a. 母材 HT780~HT980 において、溶接金属のシャルピー衝撃値が $-40^{\circ}\text{C}$ で 47J 以上、疲労強度が突合せ継手で JSSC 基準の E 等級、十字隅肉溶接継手で D 等級を得る  
b. 大型モデル溶接構造体を作成・継手性能を検証
- 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発  
中間目標：高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化  
最終目標：プロトタイプ溶接材料の提案。目標値：予熱・後熱なしで低温割れなし、靱性 $-40^{\circ}\text{C}$ で 47J 以上、強度 980MPa 以上
- 4) 熱処理なしで割れのない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発  
中間目標：溶接入熱と酸素量が溶接金属の機械的特性 (耐力、強度、 $-196^{\circ}\text{C}$ の靱性値)に およぼす基礎データベースを構築、溶接材料設計指針を提示  
最終目標：プロトタイプ溶接材料の提案。TIG 溶接の 2 倍の効率のプロセス条件下、耐力：590MPa 以上、強度：690~830MPa、 $-196^{\circ}\text{C}$ での靱性値：50J 以上
- 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計  
中間目標：実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。耐熱鋼の新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法の提示  
最終目標：新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発
- 6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築  
中間目標：空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価。上記存在状態における水素に対する炭化物及び固溶炭素の影響の定量評価  
最終目標：粒界水素量の動的挙動の予測手法の構築。980MPa 級継ぎ手における粒界破断

限界（水素量、局所応力）の予測手法の構築

④ 先端的制御鍛造技術の開発

全体の最終目標 [降伏強度 1000MPa 以上（現状 600MPa）を有する傾斜機能部材の鍛造技術の開発]

研究開発項目に対する個々の目標

1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

中間目標：同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

- a. 大型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上（高強度部）と 900MPa 未満（軟質部）
- b. 中型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上（高強度部）と 800MPa 以下（軟質部）
- c. 小型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上（高強度部）と 900MPa 以下（軟質部）

最終目標：同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

- a. 大型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上（高強度部）と 900MPa 以下（軟質部）
- b. 中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上（高強度部）と 800MPa 以下（軟質部）
- c. 小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上（高強度部）と 900MPa 以下（軟質部）

2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築

中間目標：システムを構成する各モジュール用データベースの構築（一般的な鍛造プロセス使用）

3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

中間目標：内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の要因を抽出

最終目標：材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労試験の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る

(3) 研究開発内容

上記目標を達成するために、以下の研究開発項目について、別紙の研究開発計画に基づき研究開発を実施する。

【共通基盤技術（委託事業）】[委託事業]

① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

- 1) クリーン MIG プロセス技術の開発
- 2) ファ이버レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発
- 3) 高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究
- 4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

- 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究
- ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発
  - 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究
  - 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発
  - 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

【実用化技術（助成事業）】 [助成事業（助成率：2/3 以内）]

- ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発
  - 1) クリーン MIG の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用検討
  - 2) レーザ・アークハイブリッド溶接の 980MPa 級高強度鋼への適用検討
  - 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用の溶接材料の開発
  - 4) 予熱・後熱なしで低温割れのない 9Ni 系低温用鋼溶接材料の開発
  - 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計
  - 6) 980MPa 級継手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築
- ④ 先端的制御鍛造技術の開発
  - 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発
  - 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築
  - 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

## 2. 研究開発の実施方式

### (1) 研究開発の実施体制

本研究開発は、NEDO が、単独ないし複数の原則本邦の企業、大学等の研究機関（原則、国内に研究開発拠点を有していること。ただし、国外企業の特別な研究開発能力、研究施設等の活用あるいは国際標準獲得の観点からの国外企業との連携が必要な場合はこの限りではない。）から公募によって研究開発実施者を選定し実施する。

研究開発に参加する各研究開発グループの有する研究開発ポテンシャルの最大限の活用により効率的な研究開発の推進を図る観点から、研究開発責任者（プロジェクトリーダー）国立大学法人 名古屋大学 副総長 宮田 隆司氏を置き、その下に研究者を可能な限り結集して効果的な研究開発を実施する。

本研究開発において、NEDO が主体となって行うべき基礎的・基盤的研究開発であると判断される研究開発内容に示した【共通基盤技術】の事業は委託により実施し、市場化に向けた産業界の具体的な取り組みが示されるべき実用化研究開発であると判断される研究開発内容に示した【実用化技術】の事業は助成（助成率 2/3）により実施する。

### (2) 研究開発の運営管理

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責任者と密接な関係を維持しつつ、プログラムの目的及び目標、並びに本研究開発の目的及び目標に照らして適切な運営管理を実施する。具体的には、必要に応じて、NEDO に設置する委員会及び技術検討会等、外部有識者の意見を運営管理に反映させる他、四半期に一回程度プロジェクトリーダー等を通じてプロジェクトの進捗について報告を受けること等を行う。

## 3. 研究開発の実施期間

本研究開発の期間は、平成 19 年度から平成 23 年度までの 5 年間とする。

研究開発項目①-3)の一部「低温用 9%Ni 鋼厚板に関連した研究開発」については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

研究開発項目①-4)の一部「700℃級プラント用耐熱材料の合金設計指針提示」については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

研究開発項目①-5)については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

研究開発項目②-2)については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

研究開発項目③-1)の一部「低温用鋼厚板の溶接接合技術開発」については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

研究開発項目③-4)については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

研究開発項目③-5)の一部「700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作」については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

研究開発項目④-2)については、平成 19 年度から平成 21 年度までの 3 年間とする。

#### 4. 評価に関する事項

NEDO は、技術的及び政策的観点から、研究開発の意義、目標達成度、成果の技術的意義ならびに将来の産業への波及効果等について、外部有識者による研究開発の中間評価を平成 21 年度、事後評価を平成 24 年度に実施する。また、中間評価結果を踏まえ必要に応じプロジェクトの加速・縮小・中止等見直しを迅速に行う。なお、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等に応じて、前倒しする等、適宜見直すものとする。

#### 5. その他の重要事項

##### (1) 研究開発成果の取扱い

- ・ 共通基盤技術の形成に資する成果の普及

研究開発成果については、NEDO、実施者とも普及に努めるものとする。

- ・ 知的基盤整備事業又は標準化等との連携

得られた研究開発の成果については、知的基盤整備または標準化等との連携を図るため、データベースへのデータの提供、標準情報（TR）制度への提案等を積極的に行う。

- ・ 知的財産権の帰属

委託研究開発の成果に関わる知的財産権については、「独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構新エネルギー・産業技術業務方法書」第 25 条の規定等に基づき、原則として、すべて委託先に帰属させることとする。

##### (2) 基本計画の変更

NEDO は、研究開発内容の妥当性を確保するため、社会・経済的状況、内外の研究開発動向、政策動向、プログラム基本計画の変更、第三者の視点からの評価結果、研究開発費の確保状況、当該研究開発の進捗状況等を総合的に勘案し、達成目標、実施期間、研究開発体制等、基本計画の見直しを弾力的に行うものとする。

##### (3) 根拠法

本プロジェクトは、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構法第 15 条第 1 項第 2 号及び第 3 号に基づき実施する。

##### (4) その他

本研究によって得られたあらゆる知的財産、また本研究の過程または成果に基づき開発

したプログラム、サンプルもしくは装置などの成果物について、本プロジェクト外（国内外）への供試・開示については、事前にプロジェクトリーダーとNEDOに連絡する。

その際に、NEDOが申請書の提出を求めた場合は、これに応じ速やかに提出する。

#### 6. 基本計画の改訂履歴

（1）平成19年3月、制定。

（2）平成19年6月、研究開発責任者（プロジェクトリーダー）決定に伴い改訂。

（3）平成20年7月、イノベーションプログラム基本計画の制定により、「（1）研究開発の目的」の記載を改訂。

（4）平成22年3月、平成21年度の間評価を踏まえ、研究開発した基盤技術により各企業での実用化研究に移行しても事業化が見込まれる実施テーマを繰り上げ終了することにより、大幅な縮減予算においても最大限事業成果を達成できる研究開発体制に刷新、加えて繰り上げ終了テーマの一部最終目標を改訂。

（5）平成23年3月、前回改訂の内容補足のため、研究開発項目毎に特記事項を追記、及び文言等軽微な修正。

(別紙)研究開発計画

研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

1. 研究開発の必要性

高級鋼（高強度鋼、低温用鋼）において高強度溶接金属でありながら高靱化を果たすには、溶接雰囲気中に酸素を含まない純不活性ガス雰囲気での溶接が不可欠である。現状は、このための溶接法として TIG 溶接やプラズマ溶接が適用されている。しかしこの溶接法では施工能率が低く、かつ電極などの生産管理などが必要となり、高施工能率を有する MIG 溶接法の適用が待望されている。現状の MIG 溶接は数パーセント以上の活性ガス（酸素や炭酸ガス）を不活性ガス中に混合して実用に供するが、溶接金属中の含有酸素量は 200ppm 以上となり課題が多い。しかし、活性ガスを含まない純 Ar 雰囲気での MIG アーク溶接（クリーン MIG 溶接）は、世界中で過去 50 年間安定した溶接は不可能とされている。

高級鋼厚板溶接継手性能の抜本的向上のポイントは、溶接金属中の含有酸素量を鋼材並みの 30ppm 程度に抑制（酸化介在物レス）することであり、活性ガスを含まない純 Ar 雰囲気での安定なクリーン MIG 溶接法の開発こそが不可欠である。

2. 研究開発の具体的内容

従来は母材および熔融池表面における陰極点の不安定で激しい挙動がクリーン MIG 溶接不可能の主因とされてきたが、ごく最近、安定溶接の阻害要因として、ワイヤの溶滴移行形態が強く影響することが指摘されている。本研究開発では、クリーン MIG 溶接の安定化制御技術の究明を目指し、安定なクリーン MIG 溶接のための制御技術として、2つの安定化アプローチにより取り組む。

開発に必要な開発課題・研究項目は以下の通り。

(1) 同軸複層構造ワイヤを活用する MIG 溶接の安定化制御因子の明確化

同軸で複層材質構造を持つ新溶接ワイヤにより、溶滴移行形態を制御して、クリーン MIG 溶接施工安定化を追求する。このための基本制御パラメータを明確にする。

(2) 電離プラズマガス流を活用するプラズマ MIG 溶接の安定化制御因子の明確化

電離したプラズマの強制ガス流により、溶滴移行形態、アーク熱源形態を制御して、小入熱・高溶着・高速溶接をクリーン溶接施工で実現するため、純アルゴン雰囲気における高速熱プラズマ流の安定生成因子を明確にする。

(3) 厚板クリーン MIG 溶接におけるアーク熱源分布制御条件の明確化

上記(1)(2)の解決を受けて、陰極点挙動などのクリーン MIG アーク熱源の特徴を明らかにし、厚板開先の狭隘化による一層の高効率施工で、かつ小入熱施工法を目指す。このときの溶接欠陥（融合不良やブローホール、ならびにオーバーラップやアンダーカットなど）



防止のためのパルス制御因子を明確にして、無欠陥クリーン溶接制御法を開発する。

(4) 高速熱プラズマ流によるアーク溶接環境制御条件の明確化

所望成分の溶接金属の形成のみならず極低スパッタを可能とするためのガス流などのパラメータおよび溶接ヒューム削減のためのパラメータを明らかにし、真にクリーンな MIG 溶接の安定化基礎技術を確立する。

3. 達成目標

中間目標：

基本クリーン溶接制御法を開発し、溶接金属の含有酸素量 50ppm 以下を達成。

最終目標：

実用的な溶接構造継手を対象に、開先狭隘化により、25mm 厚鋼板での溶接パス数を 1/2、スパッタ発生率を 1/2 に減化した高能率・クリーン溶接プロセス基盤技術を達成。

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 2) ファイバーレーザ溶接及びレーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

#### 1. 研究開発の必要性

高エネルギー密度のレーザ溶接、特にファイバーレーザ溶接はアーク溶接に比して幅が狭い深溶け込みの溶接部を得ることができ、高速溶接で、かつ母材熱影響及び溶接変形の低減が可能なために注目を浴びてきた。しかし高強度鋼中・厚板の溶接にレーザ溶接を実用化するためには、(1) 溶接欠陥の発生を防止する制御技術の開発、(2) 強度と靱性のバランスの取れた溶接金属の組織制御、(3) 疲労特性に優れた溶接ビード形状の制御技術が重要な課題である。変形の小さい精密溶接を目指す場合にはレーザ単独溶接、開先ギャップ裕度の拡大及び隅肉継手への適用を期待する場合にはレーザ・アークハイブリッド溶接が適するため、両プロセスを同時に研究する必要がある。中・厚板の溶接において最も大きな問題は溶接欠陥が発生しやすいことであり、これらを確実に防止する技術を確立することが不可欠である。また、ハイブリッド溶接においては、組織制御と余盛形成の為にフィラーワイヤの効率的な添加のためにワイヤ添加に伴うスパッタの発生を極力低減する必要がある。一方、低温割れの防止や継手靱性の改善を目指した溶接金属の組織制御においては、溶接金属中の各元素濃度やガス含有量を最適に制御することが必要である。特にフィラーワイヤの添加により溶接金属の成分調整が可能なハイブリッド溶接においては、添加元素を均質に分布させるための制御技術を確立する必要がある。また、精密で高性能な溶接を行うには、センシング及び適用制御技術の開発が不可欠である。以上を実現するには、溶接時のキーホール挙動、熔融金属の流動挙動、アーク挙動、溶滴移行現象、アーク・レーザ相互作用等の溶接現象の素過程を解析し、その結果を基にそれぞれに適した制御技術を確立することが必要である。最終的には高効率ですぐれた集光特性を持った固体レーザであり、かつ装置の小型・軽量化により、現地・現場溶接への適用も可能な高出力ファイバーレーザを用いた高強度鋼中・厚板の溶接技術の開発を行うが、基礎的な研究段階では、レーザ波長やビーム集光特性の影響を評価するために厚板溶接が可能な他のレーザを用いた取り組みも行う。

#### 2. 研究開発の具体的内容

板厚 12～25mm、突き合わせ及び隅肉継手を対象に以下の検討を行う。

- (1) 溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明とその防止
- (2) 溶接金属内ガス含有量の最適化制御
- (3) 低スパッタで効率的な溶加材ワイヤ添加制御
- (4) 溶接金属内均一合金化プロセス制御
- (5) 疲労強度向上のための溶込み形状・表面ビード形状制御
- (6) 自動溶接化のための高速センシングと制御技術基盤の提案

### 3. 達成目標

#### 中間目標：

- ・板厚 12mm の高強度鋼溶接継手の溶接欠陥発生機構を解明し、溶接品質が JIS1 類相当の貫通完全溶け込み溶接、及び 2 パス隅肉溶接継手製作の為の基盤技術の確立。
- ・効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス並びにビード表面形状制御の基盤技術を確立するための指針の提示。

#### 最終目標：

- ・板厚 25mm の高強度鋼において、多層突合わせ継手及び隅肉継手を JIS1 類の品質で形成する為の欠陥防止技術の開発
- ・効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス、さらにビード表面形状制御の基盤技術の確立。

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

#### 1. 研究開発の必要性

高強度鋼はマルテンサイトを主組織とするため、溶接金属に導入されるマルテンサイト組織での高靱化が重要な課題となる。マルテンサイト溶接金属が硬くて脆いという概念は、溶接金属の含有酸素が多いことに依存しているためと考えられ、酸化物系介在物を激減すれば、マルテンサイト組織は高強度で高靱性を示すはずである。低温用 9%Ni 鋼でも、クリーン溶接金属とすれば高強度でかつ低温靱性の優れた溶接継手が得られる可能性がある。溶接金属の酸素含有量を鋼材並に抑制できる研究開発項目①、②の成果を見極めつつ、このクリーン溶接金属を前提に、割れ感受性が低く、強度と靱性のバランスのとれた新しい溶接メタラジーを切り開く。一方、マルテンサイト組織は水素に起因する低温割れ感受性が高いため、溶接前に予熱処理が行われる。この組織に残留 $\gamma$ 相を分散させそこに水素をトラップすれば予熱無しでも低温割れ抑止可能と期待される。その反面、強度が下がるため高強度鋼として必要な強度の確保とのトレードオフとなる。また、オーステナイト相を安定化すると凝固時に凝固割れを起こしやすい。そこで、強度と耐割れ性を両立するための最適なオーステナイト相の量、分散形態等を最適化し所与の水素量に対する溶接割れ防止要件を明確化する。さらに、マルテンサイト変態開始の温度を300℃以下に下げることにより、常温における残留応力を低下させ、低温割れを抑制する効果も期待される。

一方、オキサイドメタラジーによる結晶粒微細化手法を前提に現在活用されている溶接金属を、開発課題①、②の成果として得られる入熱が抑制されたクリーンプロセスに適用した際には、介在物の少ないクリーンな組織と熱的条件の変化による結晶粒微細化が両立され、強度・靱性バランスに優れた継手特性の確保に結びつく可能性が期待される。この場合、基本的に合金系となるため、母材による希釈を考慮する必要がなくなるので、汎用の溶接技術として展開される可能性がある。

これらの溶接金属の開発とクリーン溶接プロセスの成果として得られる継手の性能評価は開発の妥当性評価、ならびに開発技術の実用化展開を支える重要な情報であり、主に破壊靱性、疲労強度の観点から世界最先端の溶接技術の基盤情報としての蓄積をはかる。

#### 2. 研究開発の具体的内容

強度、靱性に優れかつ予熱を省略しても割れが生じない高強度鋼溶接金属の開発に必要な開発課題・研究項目は以下の通り。

- (1) 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立
- (2) 高Ni、Crマルテンサイト系溶接金属および9%Ni系溶接金属の凝固割れならびに低温割れ防止要件の明確化と靱性確保要件の明確化

(3) 水素拡散集積挙動のシミュレーション  
(4) HT980共金系溶接金属の低温割れ防止条件、靱性改善メカニズムの検討  
(5) 急冷溶接金属の微細アシキュラーフェライトの結晶学的解析  
(6) 実用的溶接材料の成分設計に必要な金属組織と化学組成設計指針の確立  
開発された溶接技術の下に試作される高強度鋼の中・大型継手性能評価の観点から実施する研究開発項目は以下の通り。

- (7) 中性子回折等による残留応力場計測と疲労強度の関係の定量化、ならびに残留応力制御技術と制御モデルの構築  
(8) 残留 $\gamma$ 相を含む溶接金属の低温割れ評価試験法、及び疲労伝播および靱性改善効果の解析・評価法の構築。  
(9) クリーンMIG、レーザ溶接に固有の狭幅溶接金属部の破壊評価手法、ならびに小型継手で得られる限界CTOD値を用いた中・大型継手の破壊性能評価手法の構築

### 3. 達成目標

中間目標：

- ・溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係に関する基礎データベースの構築
- ・予熱なしで溶接割れが生じない溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化
- ・継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化
- ・溶接金属中の残留 $\gamma$ 相による疲労強度、脆性破壊強度向上の条件の明示

最終目標：

- ・大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度980MPaと良好な靱性（-40℃で47J以上）を得るための要件を明確化。
- ・予熱フリーでTIG溶接の2倍の効率で溶接施工できる9%Ni鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が590MPa以上、強度が690～830MPa、-196℃での靱性値が50J以上を達成できる要件の明確化。
- ・継手部の残留応力適正制御技術の提示と、大型継手での破壊性能・信頼性評価技術の確立

### 4. 特記事項

平成21年7月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り順調に進捗していると評価された。その中でも低温用9%Ni鋼厚板の溶接に関連する基盤技術の成果は研究開発項目③-4)に活用可能であり、本プロジェクト終了後、実用化が見込まれる。また、低温用鋼に関連する最終目標も平成21年度末に達成したため、研究開発項目①-3)の一部である「低温用9%Ni鋼厚板の溶接に関連した研究開発」を平成21年度で終了する。

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の研究

#### 1. 研究開発の必要性

我が国では高度成長期に建設された多くの基盤インフラが徐々に計画寿命を迎え、その適切な更新、あるいは部分補修が喫緊の課題となっている。また、他方、エネルギー・電力安定供給の観点からは、燃料のベストミックスとCO<sub>2</sub>排出削減の両立が必要であり、これまでに、高効率新型発電プラントの導入・安定稼動によって、国際的にもCO<sub>2</sub>排出削減の先導的な役割を果たしてきた。

しかしながら、近年省エネ、安定操作を目指し導入された新型プラントにおいては、高強度材の使用が拡大しているが、これまでに経験のない損傷事例が溶接部等で発生することが報告され、大きな課題となっている。このような極限環境で使用される溶接構造物材料について、その損傷過程を正確に理解しないと、材料の高性能化を達成することはもはや不可能となっている。すなわち、溶接構造物材料が破壊に至るまでの変化をごく初期から寿命の末期まで高精度で測定し、新しい長時間強度予測技術を確立することと、環境条件の過酷化に対応可能な高性能材料の開発が強く望まれている。

本提案では、原子サイズからナノサイズまで測定可能な新しい材料の長時間強度予測技術法を確立して、現在、発電・エネルギー生産で使用されている高強度高温材料の溶接継手部および母材の長時間強度を正確に予測し、基盤インフラの安全使用に資すると共に、解明した強化機構をもとに極限環境での使用が想定される（溶接継手部を含む）高温機器材料のさらなる高性能化に必要な耐熱鋼の合金設計指針および組織制御指導原理の提示およびそれらの技術の総合化によるクリープ強度計測技術法の基礎研究を行う。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 母材、HAZの長時間強度予測技術と合金設計指針の提示

局所的結晶方位解析の高精度・高度化と極小ひずみ変形挙動解析法、極小クリープ試験法、組織自由エネルギー推定と組織変化シミュレーション法による組織劣化機構の解明と実プラント課題解析を総合化したクリープ強度予測パラメータの提案と合金設計指針の提示。

##### (2) 溶接継手クリープ強度特性に優れた新高強度鋼の合金設計指針の提示

フェライト系耐熱鋼の局所的組織回復機構と、オーステナイト系耐熱鋼のクリープ損傷機構の解明に基づく高クリープ強度化指導原理の提案と合金設計指針の提示。

##### (3) 長時間クリープ強度予測技術の高精度化

クリープ破断強度推定技術の高度化と既存の組織診断データ検証および陽電子消滅寿命測定法による組織劣化機構の解明とそれに基づく組織劣化およびクリープ強度予測パラメータを提示し、クリープ強度予測プラットフォームの構築。

### 3. 達成目標

中間目標：

- ・溶接継手クリープ強度係数0.7以上、3万hクリープ強度100MPaの700℃級耐熱材料の合金設計指針の提示。
- ・溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築。

最終目標：

- ・破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の提案。

### 4. 特記事項

平成21年7月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り着実に進捗しており、耐熱鋼の合金設計指針が明確にされていると評価された。また、平成22年度以降に各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれるため、財源の有効活用を目的に、本研究開発項目①-4の一部である耐熱鋼開発を終了し、長時間クリープ強度予測法の開発に集中する。これにともない、最終目標の一部「溶接継手クリープ強度係数0.7以上、10万hクリープ強度100MPaの700℃級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示」を削除する。

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

#### 1. 研究開発の必要性

「高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発」課題においては、継ぎ手の高性能化・高信頼性を強度 980MPa レベルで達成することを目標としている。継ぎ手部が高強度化するほど水素脆化による低温割れが懸念されるが、高強度であっても予熱後熱フリーを実現するために溶接プロセスでの水素侵入を防ぐ溶接を目指している。しかし、溶接条件の乱れによって溶接金属中に 1 質量 ppm を超える水素が侵入して低温割れを起こす懸念があり、この低温割れに対する安全性を保障する技術構築が本課題の目標達成にとって必要不可欠である。本研究開発項目では、複雑な内部応力状態と多階層金属組織が重畳する溶接部における低温割れを対象として、溶接金属や高強度母材の金属組織の最適化指針を得るための共通基盤研究を行う。

低温割れの破面形態は粒界割れであり、その現象は、溶接プロセス中に侵入した水素が応力集中部に拡散集積して、さらに局所的には結晶粒界に水素が偏析して粒界強度を弱めて引き起こされると定性的には理解されている。したがって、低温割れを直接的に支配する結晶粒界の水素偏析量を定量的に評価する手法が確立することが求められる。すなわち nm レベルでの局所的な水素の存在状態の解明が求められる。しかし 980MPa 級高強度鋼においては、一定の水素量（平均量）条件においてすら、「粒界での水素偏析量」や「粒界強度と水素偏析量の関係」は定量的に示されていないのが現状である。この理由のひとつは、1000MPa 級高強度が多階層微細金属組織であるために、結晶粒界以外の種々のトラップサイト（格子欠陥や第二相）に水素が存在して、結晶粒界に存在する水素を直接観察する実験手法がないためである。さらに、各種トラップサイトにおける水素結合力に関して信頼できる実験値がないために、平衡分配論を用いた熱力学的計算手法によって結晶粒界の水素偏析量を評価できないためである。

ここでは単純化したモデル材料を用いた高精度な実験研究と原子、分子レベルからメゾスケールレベル（結晶粒数個～数十個レベル）の計算手法を用いた計算研究を相補的に遂行することによって、低温割れを直接的に支配する結晶粒界の水素偏析量の定量評価を実現して、nm レベルでの局所的な水素の存在状態に関する知見に基づいた低温割れ（水素割れ）機構の解明に関する研究を行う。

溶接継ぎ手をはじめとして鋼材の高強度化が指向されるなか、高強度化のボトルネック課題である水素脆性に関する明確かつ定量的な描像を描くことによって、鉄鋼利用産業の技術基盤の基礎力アップに寄与する。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### 実験研究を中心にした分野



原子空孔、転位、結晶粒界、第二相介在物をそれぞれ独立に評価できる単純化したモデル組織を対象にして高精度な水素昇温脱離プロファイルを求めて、各種水素トラップサイトのトラップエネルギー（結合エネルギー）を実験的に求める。単純化したモデル組織を対象として、局所応力-局所水素量に基づく破断限界を実験的に求める。

#### 計算研究を中心にした分野

原子、分子レベルでの計算手法を用いて各種トラップサイトのトラップエネルギー等を求める。さらに結晶粒界強度に対する水素の影響を評価し、これらの基礎的物理量を用いてメゾスケールでの応力状態における水素の挙動を解析し、水素の影響によるき裂の進展等のモデル化を行う。

### 3. 達成目標

中間目標：

- ・単一の格子欠陥（空孔、転位、粒界等）を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化
- ・メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。単純化したモデル組織での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。

最終目標：

- ・複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥（空孔、転位、粒界等）における水素存在状態の定量化
- ・メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）でのき裂の進展等のモデルの基盤構築。単純化した金属組織を持つ 980MPa 高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。

### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り順調に進捗していると評価され、基盤技術の成果は研究開発項目③-6) で活用可能であり、本プロジェクト終了後、実用化が可能であると見込まれる。また、最終目標についても平成 21 年度末に達成したため、本研究開発項目③-5) を平成 21 年度で終了する。

## 研究開発項目② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

#### 1. 研究開発の必要性

自動車などの軽量化・燃費改善のための鍛造部品の更なる高強度化が求められている。高強度化の阻害要因である被削性との両立が不可欠であり、そのために、同一成分で加工熱処理を駆使して、必要な箇所を高強度化し、それ以外は被削性のために軟質化する傾斜機能付与技術の確立が求められている。強化部は従来以上の強度を出しながら、強度をそれほど必要としていない箇所には相応の強度を持たせるといった鍛造部品として望む強度分布を付与する有望な手法としては、鉄鋼材料の組織を制御する技術としての析出制御と結晶粒制御が考えられる。

鍛造部品においてもフェライト基地組織の細粒化が実現できれば、析出強化を重畳させる前のベース強度向上という点で極めて望ましい。本研究開発では鍛造における鋼の析出制御メタラジーと細粒化メタラジーを基礎的に解明し、現実的かつ効率的な鍛造部品の析出制御と細粒化の指導原理を確立する。

また、鍛造品では薄板のような多段の加工を採用せずに超細粒化を図ることが求められるため、細粒化のメカニズムを明らかにした上で、鋼組成、析出分散相の組み合わせなどにより細粒化を達成できる加工熱処理の指導原理を確立することが必要である。

鉄鋼の相変態組織では、変態温度が低下するほど強度が上昇する。低温での変態によって形成されるベイナイトおよびマルテンサイト組織は、非調質鋼の代表的組織であるフェライト+パーライト組織のように加工熱処理を用いずとも、変態ままで結晶粒が微細で高密度の転位を含む高強度鋼として最も適した基地組織である。非調質鋼のさらなる強靱化のためには、冷却制御によるベイナイト/マルテンサイト組織の利用が必要不可欠である。

鍛造は小減面で大ひずみの導入が可能であり、同時に、様々なすべり系を活用できるとも言われているが、現状はこの利点を十分利用しきれていない。これは同一相当塑性ひずみ下におけるひずみを異なる方向から導入する効果が明らかではないためである。そこで、オーステナイトおよびフェライトの動的再結晶の臨界ひずみに及ぼす多方向加工の影響を明らかにする必要がある。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 析出強化を最大にする指導原理の提示

- ・組成制御による成長抑制や準安定相析出などの非平衡状態の利用などによるフェライト+パーライト組織における析出強化の最適化を図る。
- ・相変態および加工時の析出メカニズムの解明と影響因子の明確化が必要。特に、析出強化に有効な相界面析出を最大にする条件の検討を、析出メカニズムと相変態制御の両方の観点から検討する。炭化物以外の析出物を利用することによって、炭化物の析

出強化との両立を図る。

(2) 細粒化を実現する指導原理の提示

- ・細粒化を図るため、鉄鋼が持つ様々な組織形成の原理を駆使し、具体的には、逆変態・動的再結晶・動的変態、ベイナイト+マルテンサイト微細複合組織の創生技術、多方向加工等の細粒化指導原理の解明を検討する。

3. 達成目標

中間目標：

母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

最終目標：

降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示

4. 特記事項

- (1) 平成 20 年 12 月に実施した技術推進委員会において、本研究は鍛造部品の高強度化について「析出強化」と「微細化」の 2 通りのアプローチから検討しているが、より実現性の高い「析出強化」に注力すべきとの提言を受けた。また、最終目標については、「降伏強度以上で $\gamma$ 域 (900°C) 加工でフェライト粒径  $2\mu\text{m}$  以下、 $\alpha$  域および  $\alpha + \gamma$  域加工でフェライト粒径  $1\mu\text{m}$  以下の超細粒の実現」から「降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示」に読み替えすることを提言された。このため、平成 21 年度からは財源の有効活用を目的に「析出強化」に資源を集中する。
- (2) 平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画を上回るペースで進捗していると評価された。また、上記(1)の平成 20 年度の技術推進委員会で提言された最終目標の読み替え案も了承されたため、平成 22 年 3 月に最終目標を変更した。

## 研究開発項目② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

#### 1. 研究開発の必要性

制御鍛造では、加熱温度、加工温度、ひずみ、冷却速度などの因子を制御して、目標とする強度分布を得る必要がある。本研究では、ターゲット部品を製造する際に、目標とする強度分布を得るための最適工程設計を可能とするシミュレーションシステム基盤技術の開発を行う。これにより、さまざまな鍛造部品に対して、目標とする強度分布を得るための工程設計が簡便に行うことが可能となる。

#### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスに対して、バーチャルラボシステムの各構成要素である各モジュール（変形抵抗、再結晶・析出・変態予測、強度・部品特性予測）用のデータベースを基に、各モジュールの構築を図る。
- (2) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスを対象に、大変形マルチスケールシミュレーションモデルシステム（前方押し出し用鍛造部品解析モデルの開発、大変形域用 FEM 解析モデルの開発、強度・部品特性分布予測）を開発し、二次元軸対象モデルにて、システムの検証を行う。

#### 3. 達成目標

中間目標：

組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築（一般的な鍛造プロセス使用）

#### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画を上回るペースで進捗していると評価され、平成 21 年度末には中間目標を達成した。開発された基盤技術を活用することにより各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれる。本研究開発項目②については、財源の有効活用のため平成 21 年度で終了する。これにともない、最終目標を削除する。

## 研究開発項目② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

#### 1. 研究開発の必要性

鋼材を高強度化したとき、および、制御鍛造により傾斜機能を付与した時に課題となる内部起点疲労損傷の疲労き裂発生・伝播メカニズムを解明し、き裂の進展、あるいは停留するかを決める限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化することが、高疲労強度化、高寿命化に必要である。さらに、内部起点疲労のメカニズム解明には、従来難しかった疲労損傷や初期き裂観察技術の高度化が不可欠である。

#### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) 電子線後方散乱局所的疲労損傷分布評価技術の活用による高強度鋼の疲労損傷評価技術の確立、および結晶方位と介在物などの応力集中との重畳効果の分離解析技術の開発。
- (2) 金属組織の 3 次元観察装置を鉄鋼材料中のき裂観察にも活用できるように観察技術確立し、従来、非常に手間がかかり非現実的であった初期き裂の 3 次元観察を可能にする。さらに、本処理の間に失われる非金属介在物の組成分析が可能な技術を構築し、介在物組成の影響の明確化に寄与する。
- (3) 高強度（高硬度）鋼において、局所的な内部起点疲労き裂周辺の磁気特性を 3 次元的に測定し、進展・停留挙動を評価する技術を確立する。また、その技術を活用し、き裂進展挙動（伝播、あるいは停留）に及ぼす種々要因（非金属介在物、応力）の影響抽出とモデル化を行う。

#### 3. 達成目標

中間目標：

初期き裂の 3 次元形態と進展挙動の評価技術確立

最終目標：

限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

## 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

### 1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価

#### 1. 研究開発の必要性

980MPa 級高強度鋼厚板では溶接低温割れの防止のために予熱・後熱を実施せざるを得ず、また、靱性確保のために入熱制限が必要なため、その適用は高付加価値の構造物に限定されてきた。一方、低温用鋼では溶接部の靱性を確保するため能率がよいとはいえない TIG 溶接（立向）および SAW（横向）による多層溶接を余儀なくされてきた。

溶接部の低酸素化が可能な革新的なクリーン MIG・プラズマ MIG 溶接技術ならびに溶接装置の開発と、これに対応した溶接材料の開発がなされれば生産性は飛躍的に向上し、低コストで高級鋼を用いた資源・エネルギー分野（パイプライン、LNG 基地等）、産業・社会インフラ分野（化学プラント、橋梁等）、及び輸送機分野（船舶等）、海洋構造物等の構造物の製造が可能となる。

#### 2. 研究開発の具体的内容

基盤技術で開発する新溶接プロセスに対し、ファブリケータは保有する構造物の製造技術・ノウハウを用い、適用性究明ならびに継手性能評価で協力を行う。

基盤技術で開発された溶接技術・プロト溶接装置の溶接・施工安定性・制御性など実用性を評価する。各制御因子の影響を把握し、実用可能なプロセスを絞り込む。実用レベルの溶接装置ならびに新しく開発された 1 次試作溶接材料を用いて基本継手を製作し、継手性能を評価する。

これと並行して、ロボット等を用いた自動溶接システムを構築または実機用溶接装置に新プロセス装置を組み込み、実用性の評価および改造を行う。基本継手性能を反映した 2 次試作溶接材料を用いて、実構造を反映した継手形式・溶接姿勢による継手を試作する。その継手性能ならびに信頼性評価を関係機関と分担実施する。

#### 3. 達成目標

##### (1) 中間目標

- ・開発されたクリーン溶接技術の施工安定性・制御性など実用性を評価し、各制御因子の影響を把握し、実用可能なプロセスを絞り込むとともに、溶接装置を基盤研究を基に試作する。
- ・別途開発された 1 次試作ワイヤを用いて継手を製作し、予熱・後熱なしで低温割れが生じないことを、試験体で確認すると共にその継手性能を調査する。

##### (2) 最終目標

- ・開発されたクリーン溶接用電源と溶接材料を用い、自動溶接システムを製作し、これにより実構造を模擬した継手を、予熱・後熱なしで作製する。
- ・980MPa 級高強度鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は現行 MIG 溶接と同等（非破壊検査

JIS1 類) を確保し、現行 MIG 溶接と同等かそれ以上の溶接能率で、強度が 980MPa 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 47 J 以上を目標とする。

- 低温用鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は非破壊検査 1 類を確保し、現行 TIG 溶接の 2 倍以上の施工能率で耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、 $-196^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 50J 以上を目標とする。
- 980MPa 級高強度鋼では、各種溶接継手における疲労特性および疲労強度を確認し、疲労設計応力を提示する。

#### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は高い目標にもかかわらず順調に進捗していると評価された。中でも、研究開発項目①-1)で開発された基盤プロセス技術を活用した低温用鋼の溶接接合技術開発は平成 21 年度末に最終目標を達成し、実用化の目途が得られたため、本研究開発項目③-1)の一部である「低温用鋼に関する溶接接合技術開発」を、平成 21 年度で終了する。

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

#### 2) レーザ溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度厚鋼板への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示

##### 1. 研究開発の必要性

高強度鋼板はアーク溶接（TIG、MAG、SMAW、SAW 等）を中心に多くの研究がなされ、既に使用されている。しかし、溶接割れ防止のための予熱・後熱の実施、溶接金属の靱性を確保するための入熱制限、十分とはいえない溶接継手疲労特性、溶接継手信頼性向上・許容欠陥寸法の適正化など課題が残されている。

一方、最近レーザー溶接の大出力化やレーザービームの高品質が格段に進歩し、厚鋼板に適用できるレベルの実用機も開発されており、上記課題を解決できる溶接方法として期待できる。よって、本研究では、レーザー溶接基礎・基盤技術を受けて、レーザー溶接による構造物の設計に不可欠な厚鋼板レーザー継手強度に関する現状未整備の各種データを系統的に集約し、高強度鋼板のレーザー溶接構造物の実用化を推進するための研究開発を実施する。

##### 2. 研究開発の具体的内容

供試鋼板として、HT590（25t）、HT780（12，25t）、HT980（25t）を用い、突合溶接および隅肉溶接において、以下の開発を行う。

###### (1) レーザ溶接プロセスの開発

- ・溶接欠陥（ポロシティ、スパッタ）抑制技術と溶接ビード形状（幅、高さ、止端部形状）制御技術の実継手への適用・確認
- ・溶接金属の均質化技術の実継手への適用・確認
- ・溶接線のシームトラッキング技術、及び溶接状況（プラズマ発生、溶込み深さ、ビーム貫通状況）のセンシング技術の実継手への適用・確認と実機向けプロトタイプの製作

###### (2) レーザ溶接金属の開発

- ・溶接金属の組織制御による靱性向上技術の実継手適用、ならびに実継手を模擬した溶接割れ試験法の開発と低温割れ評価技術法の開発を踏まえた予熱なし施工の実現

###### (3) レーザ溶接継手の破壊安全性評価技術の開発

- ・簡易靱性評価手法の大型試験を含む実継手での検証
- ・溶接止端形状制御による継手疲労特性向上技術の実継手による確認と理論付け
- ・大型構造物による継手性能と信頼性の評価・確認

##### 3. 達成目標

中間目標：

- ・板厚 12mm 鋼板に対する JIS1 類レベルの 1 パス貫通突合せ溶接プロセスおよび 2 パス完全溶込み隅肉溶接プロセスの達成



- ・板厚 12mmHT780 鋼板に対する予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属の開発とその溶接金属靱性： $vE-40 \geq 47J$  の達成。
- ・溶接部靱性の簡易評価手法の提案と、溶接継手疲労特性向上要因の明確化。

最終目標：

- ・板厚：12～25mm の HT780～HT980 に対し、予熱なしで割れが生じない JIS1 類レベルの品質を有するレーザ溶接による突合継手および隅肉継手を得る
- ・継手性能としては、母材 HT780～HT980 において、溶接金属のシャルピー衝撃値が $-40^{\circ}C$ で 47J 以上、疲労強度が突合継手で JSSC 基準の E 等級、十字隅肉溶接継手で D 等級を得る。同時に、破壊靱性、疲労強度などのレーザ溶接継手のデータベースを構築する
- ・レーザ溶接による実構造物向け溶接システム（プロトタイプ）を製作して大型モデル実溶接構造物を作成し、施工性の確認、改善および継手性能を検証する

## 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

### 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用の溶接材料の開発

#### 1. 研究開発の必要性

本研究開発では、980MPa 級高強度鋼厚板の高能率アーク溶接に用いられる耐低温割れ性と強度・靱性を確保した溶接材料の開発を行う。

現状の高強度鋼厚板のアーク溶接では、低温割れ抑制に要する予熱・後熱処理、および、機械的特性確保のための入熱制限が必要であり、これらに伴う施工効率の低下が高強度鋼厚板の普及障害となっている。これを解決するには、溶接金属の耐低温割れ性と強度・靱性を確保することが最重要課題であり、それを実現するには、耐低温割れ性と機械的特性を同時に満足する溶接金属微細組織の制御技術、および、実継手における母材希釈の影響を加味した溶接材料の成分設計が必要である。この観点から、本研究開発では、基盤研究開発項目③で得られる冶金的知見および基盤研究開発項目①の新アーク溶接プロセス技術を参照しつつ、予熱・後熱なしで低温割れ性を抑制し、かつ、強度・靱性に優れた溶接材料の開発を行う。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 高強度鋼低温割れ防止のための溶接金属の成分設計

- ・高合金系組成・共金系組成における溶接金属の組織形成機構を解明し、残留オーステナイト量の制御技術の指針を得る。
- ・耐低温割れ性に及ぼす残留オーステナイトの量・形態および拡散性水素量の影響を解明し、組織バランスによる耐低温割れ性制御技術の指針を得る。

##### (2) 高強度鋼強度・靱性確保のための溶接金属の成分設計

- ・高合金系組成・共金系組成の溶接金属における強度・靱性バランスに及ぼす残留オーステナイト量、酸素量の影響解明と組織バランスによる強度・靱性制御技術の指針を得る。

##### (3) 高強度鋼用革新的アーク溶接材料の開発

- ・(1)(2)の知見を基とし、継手性能に及ぼす施工条件、母材希釈の影響を明確にし、溶接材料の最適成分設計指針を得る。(プロトタイプ溶接材料の提案)
- ・研究開発項目①②の新クリーンアーク溶接プロセス(クリーン MIG、プラズマ MIG)、およびファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接への適用技術を開発する。
- ・新溶接材料と新溶接プロセスを用いて製作した溶接部の継手性能・信頼性の評価を行う。

#### 3. 達成目標

##### (1) 中間目標

溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係を明らかにするとともに、試作ワイヤを用いて予熱なしで低温割れが生じない溶接金属組織の必要条件と高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化を行う。

## (2) 最終目標

実用溶接材料の開発に結びつくプロトタイプの溶接材料の開発を行う。

目標値 : 予熱・後熱なしで低温割れなく、靱性 $-40^{\circ}\text{C}$ で 47J 以上、かつ強度 980MPa 以上を確保する。

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

#### 4) 熱処理なしに割れの抑止を可能とする 9Ni 系低温用鋼のプロトタイプ溶接材料の開発

##### 1. 研究開発の必要性

世界的に地球温暖化防止に取り組む中、CO<sub>2</sub> 排出量を削減できる LNG(液化天然ガス)への関心が高い。LNG は天然ガスを-162℃の極低温に冷却・液化してタンク等の容器に貯蔵されるが、容器には低温脆性破壊防止のため 9Ni 鋼と言われる高級鋼材が使用されている。これまで 9Ni 鋼の溶接部には極低温下での破壊を防止すること、また 9Ni 共金系では高効率に溶接できる溶接プロセスがなかったことから、低温靱性に優れた Ni 基系の溶接金属が採用されてきた。しかし Ni 基溶接金属は強度が低い弱点があり、溶接金属部、すなわち鋼材を厚肉化して対応しているのが実態である。そのため 9Ni 鋼の特長である高強度を充分には生かせていない。

溶接金属部を薄肉化でき、かつ高効率に溶接施工できる高強度で低温靱性に優れた溶接材料の開発が強く求められている。

##### 2. 研究開発の具体的内容

現在汎用されている Ni 基溶接材料に加え、もともと高強度である共金系 9Ni 系溶接材料も検討対象とする。具体的な研究開発内容は以下となる。

###### (1) 凝固割れ防止技術の開発

いずれの溶接材料も溶接過程で凝固割れが発生する可能性がある。凝固割れの支配因子を固体/液体分配平衡や固体内拡散挙動、デンドライト成長挙動などの観点から明確化するとともに、こうした支配因子を組み入れて凝固過程をモデル化・シミュレーションを実施し、凝固割れ防止に繋がる溶接材料設計指針を導出する。

凝固過程のモデル化には凝固現象を正確に把握する必要があり、凝固過程をその場観察できる評価手法の高度化も並行して進める。

###### (2) 強度・靱性・割れ向上技術の開発

本プロジェクトで開発するクリーン溶接プロセスである「レーザ」と「MIG」は従来の溶接プロセスとは溶接入熱が大きく異なるばかりか、溶接金属中の酸素量が従来に比べて大幅に低減する。そこで溶接金属部の強度や靱性、割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を支配する因子を、金属組織に加えて、酸化物や析出物の観点も含めて明確化し、溶接金属部の強度や靱性、耐割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を兼備できる溶接材料設計指針を導出する。

介在物や析出物の制御が主要ポイントの一つであり、これらの生成・成長過程をモデル化・シミュレーションできる技術も並行して進めていく。

###### (3) クリーン溶接プロセスに適合した 9Ni 系厚鋼板に対応したプロトタイプ溶接材料の開発

上記 2 点の開発は、①は液相状態、②は固相状態での材料設計技術となる。これらの材料設計技術を連携させ、液相から固相に至る一貫過程での溶接材料設計指針を導出し、クリーン溶接プロセスに適合した 9Ni 系厚鋼板に対応したプロトタイプ溶接材料を開発する。

### 3. 達成目標

中間目標：

溶接入熱と酸素量が溶接金属の機械的特性(耐力、強度、 $-196^{\circ}\text{C}$ の靱性値)におよぼす基礎データベースを試作ワイヤを用いて構築し、最終目標に向けた溶接材料設計指針を提示する。

最終目標：

予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できるプロセス条件下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、 $-196^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 50J 以上を達成できる 9Ni 鋼用プロトタイプ溶接材料を開発する。

### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究開発は高い目標にもかかわらず順調に進捗していると評価された。研究開発項目①-3)で開発された基盤技術を活用することで最終目標を平成 21 年度末に達成し、実用化の目途が得られたため、本研究開発項目③-4)を平成 21 年度で終了する。

## 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

### 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

#### 1. 研究開発の必要性

我が国では高度成長期に建設された多くの基盤インフラが徐々に計画寿命を迎え、その適切な更新、あるいは部分補修が喫緊の課題となっている。また、他方、エネルギー・電力安定供給の観点からは、燃料のベストミックスとCO<sub>2</sub>排出削減の両立が必要であり、これまでに、高効率新型発電プラントの導入・安定稼動によって、国際的にもCO<sub>2</sub>排出削減の先導的な役割を果たしてきた。

しかしながら、近年省エネ、安定操作を目指し導入された新型プラントにおいては、高強度材の使用が拡大しているが、これまでに経験のない損傷事例が溶接部等で発生することが報告され、大きな課題となっている。このような極限環境で使用される溶接構造物材料について、その損傷過程を正確に理解しないと、材料の高性能化を達成することはもはや不可能となっている。すなわち、溶接構造物材料が破壊に至るまでの変化をごく初期から寿命の末期まで高精度で測定できる新しい強度予測技術の確立と、極限環境で適用可能な新しい設計指針に基づいた新しい高クリープ強度合金の開発が強く望まれている。

本提案では、原子サイズからナノサイズまで測定可能な新しい強度予測技術体系法を確立して、現在、発電・エネルギー生産で使用されている高強度高温材料の溶接継手部および母材の組織変化・強度低下機構を明らかにし、基盤インフラの安全使用に資すると共に、解明した強化機構をもとに極限環境での使用が想定される、溶接継手強度低下が問題とならない高温機器材料のさらなる高性能化に必要な鋼材の合金設計と Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測技術を確立する。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針の提示と実験室的試作。

10万hクリープ破断強度100MPa、溶接継手クリープ強度係数0.7以上を実現できるフェライト系耐熱鋼(650℃)、オーステナイト系耐熱鋼(700℃)、Ni基合金(750℃)の設計指針の開発および溶接継手部のクリープ強度向上材料設計指針を含めた新高クリープ強度耐熱鋼の設計指針の提示と実験室的試作を行い、溶接継手クリープ強度係数0.7以上の実証とクリープ強度評価を開始する。

##### (2) 溶接部および母材の高精度クリープ変形・組織劣化モデリング技術の確立

原子・ナノスケールでのクリープ変形、組織劣化機構の解明に基づき、クリープ変形・組織劣化モデルを開発し、Factor of 1.2の高精度クリープ強度予測技術を確立する。

#### 3. 達成目標

中間目標：

- ・実溶接継手強度係数0.7以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。
- ・耐熱鋼の新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法の提示。

最終目標：

- ・新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づくFactor of 1.2の高精度クリープ強度予測法の開発

#### 4. 特記事項

平成21年7月に実施した中間評価において、本研究は当初の計画通り順調に進捗していると評価された。その中でも耐熱鋼の合金設計の指導原理が明確にされており、平成22年度以降に各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれるため、財源の有効活用を目的に耐熱鋼開発を終了し、長時間クリープ強度予測法の開発に集中する。これにともない、以下に示す最終目標の一部を削除する。

「下記 a.～c. の実証を通じ、700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数0.7以上の実証の目処を得る。

- a. フェライト系耐熱鋼；100MPa at 650℃
- b. オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700℃
- c. Ni 基合金；100MPa at 750℃」

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

#### 6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築

##### 1. 研究開発の必要性

高級鋼においては溶接プロセスにおいて生じる種々の攪乱の結果 1ppm を超える水素が侵入して低温割れを起こす懸念があり、この低温割れに対する安全性を保障するフェールセーフ技術構築が本課題の目標達成にとって必要不可欠である。

このような技術構築においては、対象となる 980MPa 級高強度鋼での「破断限界応力-水素量マスターカーブ」の構築が求められる。さらにそのマスターカーブは、複雑な内部応力状態に対応できなければならない。すなわち鋼材や部材の破壊に対する優劣を評価するのではなく、与えられた溶接条件（応力と水素量）での破壊の有無を定量的に評価する技術手法が必要である。これによって初めて、高性能高信頼性継ぎ手可以实现できる。

金属組織の最適化指針の構築においては、焼き入れままマルテンサイト組織を対象にした検討が求められる。これまでの耐水素脆化に優れた高強度鋼開発は焼き戻しマルテンサイト組織を対象にしたものであり、焼き入れままマルテンサイト組織を対象とした組織最適化に関して有用な指針は得られていないのが現状である。焼き入れままマルテンサイト組織では、過飽和な固溶炭素が存在するが、この固溶炭素と水素の競合偏析を考慮した検討が不可欠である。また、溶接金属においては冷却時に内部応力が発生して塑性変形が付与されるために、各種格子欠陥における水素存在状態の定量化と破断限界に関する塑性変形の効果を評価する必要がある。

これら溶接金属や高強度母材の金属組織の最適化指針に関する技術開発によって、生産性が高くかつ低温割れの懸念のない溶接技術に対する鉄鋼利用産業からの強いニーズに答えることが出来る。

##### 2. 研究開発の具体的内容

###### 実験研究を中心とした分野

高強度ボルト鋼（焼き戻しマルテンサイト組織）で検討が進められている局所応力と局所水素量に基づく破壊限界のマスターカーブを、共通基盤技術で取得したデータを基にして、塑性変形が付与された焼き入れままマルテンサイト組織に適用する手法を構築する。

###### 計算研究を中心とした分野

共通基盤技術における取り組みと連携しつつ、焼き入れままマルテンサイト組織の特徴である固溶炭素に着目して水素割れのモデル基盤を構築して、溶接金属組織と組成の最適化指針の開発を行う。



### 3. 達成目標

中間目標：

- ・ 空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価
- ・ 上記存在状態における水素に対する炭化物及び固溶炭素の影響の定量評価

最終目標：

- ・ 粒界水素量の動的挙動の予測手法構築。980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界（水素量、局所応力）の予測手法の構築

## 研究開発項④ 先端的制御鍛造技術の開発

### 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

#### 1. 研究開発の必要性

本研究開発では、鍛造部材の軽量化と加工性(切削性)を両立させるために、化学成分の最適化(合金設計)と加工熱処理条件の最適化(プロセス開発)を行う。

鍛造部材の軽量化のためには、高強度化が必須であるが、そのままでは加工性の低下が避けられない。しかし鍛造部材で高強度を求められる箇所は一部分であるため、同一部品内において高強度部と軟質部を造り込むことで傾斜機能が付与され、鍛造部材の軽量化と加工性の両立が可能となる。本研究開発では強度制御幅が大きいと予想される VC の析出強化を主体に検討する。

#### 2. 研究開発の具体的内容

以下の項目に対して研究を進めることにより、目標を達成する。

##### (1) VC の析出強化を最大化・最小化するための合金設計・プロセス開発

量産部材として用いられている中高炭素鋼のフェライト+パーライト組織を前提とし、高強度化を図るために V を多量添加した成分系で研究を進める。多量添加した V による VC 析出強化を最大化できる化学成分、加工熱処理条件を調査する。それと並行して、傾斜機能付与のため、同一成分鋼で VC の析出強化を最小化するための加工熱処理条件を調査する。

##### (2) マトリックス(フェライト+パーライト組織)の強度制御のための合金設計・プロセス開発

鋼材、組織は上記(1)と同様の前提とし、フェライト+パーライト組織の高強度化・傾斜機能付与を図るための化学成分、および組織制御のための加工熱処理条件について調査する。

#### 3. 達成目標

中間目標：

同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

- a. 大型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 900MPa 未満(軟質部)
- b. 中型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
- c. 小型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)

最終目標：

同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

- a. 大型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
- b. 中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
- c. 小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)

#### 研究開発項目④ 先端的制御鍛造技術の開発

##### 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築

###### 1. 研究開発の必要性

本研究では、先に開発されたベース鋼の強度分布を予測するシミュレーションシステムに対して、開発鋼のデータベースを新たに組み込み、開発鋼を用いた場合での強度分布を得るための最適工程設計を可能とするシミュレーションシステムの構築を行う。これにより、さまざまな鍛造部品に対して、目標とする強度分布を得るための工程設計や、軽量化のための形状設計が可能となる。

###### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスの基盤技術の各モジュールに対応するデータベースの作成・構築
- (2) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスを対象に、大変形マルチスケールシミュレーションモデルシステム（前方押し出し用鍛造部品解析モデルの開発、大変形域用 FEM 解析モデルの開発、強度・部品特性分布予測）を開発し、二次元軸対象モデルにて、システムの検証を行う。

###### 3. 達成目標

中間目標：

システムを構成する各モジュール用データベースの構築（一般的な鍛造プロセス使用）

###### 4. 特記事項

平成 21 年 7 月に実施した中間評価において、本研究は基礎的な分野で順調に進捗していると評価された。また、研究開発項目②-2)との連携により実用化に向けたプロセス用バーチャルラボシステムの枠組みを完成できたため、各企業での実用化研究に移行しても事業化が可能であると見込まれる。よって、財源の有効活用のため、本研究開発項目④-2)を平成 21 年度で終了する。これにともない、最終目標「システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マルチスケールシミュレーションモデルの構築（開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証）」を削除する。

#### 研究開発項目④ 先端的制御鍛造技術の開発

##### 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

###### 1. 研究開発の必要性

鋼材を高強度化したとき、および、制御鍛造により傾斜機能を付与した時に課題となる内部起点型疲労損傷の中でも、最も重要かつ、現象やメカニズムが知られていない転動疲労において、そのメカニズムを明確にすると同時に、さらなる高強度化・高寿命化のための制御指針の提示が必要である。さらに、高強度化・高寿命化された鋼材の使用を促進するためには寿命予測式の構築と臨界介在物径の明確化が不可欠である。

###### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) 転動疲労剥離起点となる可能性が高いサンプル内部介在物を同定後、転動疲労中の剥離プロセス経時変化を非破壊的に追跡観察し、剥離プロセスの概況を把握する。
- (2) 非金属介在物周囲の応力解析シミュレーション手法を確立する。また、上記に合わせて詳細に観察したき裂発生以前の損傷状況、き裂発生・伝播挙動を、応力解析結果と合わせて、転動疲労メカニズムを明確化する。
- (3) 内部起点疲労損傷における起点欠陥すなわち非金属介在物の性状と疲労寿命との関係を転動疲労実験により求めて、臨界起点欠陥サイズ臨界サイズが求まる転動疲労寿命予測式を立案する。さらに、非金属介在物組成・サイズを変化させた試作材を用いた転動疲労試験により寿命式の検証を行なう。

###### 3. 達成目標

###### 中間目標：

内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の各種要因を抽出

###### 最終目標：

材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る

# 技術戦略マップ(エネルギー分野)

～ 超長期エネルギー技術ビジョン～

平成17年10月

経済産業省



運輸

## 運輸分野ロードマップ(資料2 - 2)

# 運輸分野の技術スペックの考え方

## ケース、分野共通の条件

資源制約の条件：想定した石油ピーク(2050年)、天然ガスピーク(2100年)までに、他のエネルギー源と互換可能な状態とする

環境制約の条件：CO2排出量/GDPを、2050年に1/3、2100年に1/10以下とする

## 各ケースの技術スペック

効用(人・km、トン・km)は、GDPに比例して増大。自動車、航空機、船舶、鉄道のシェアは変わらないと仮定。

ケースA(石炭等の化石資源とCO2回収・隔離の最大利用ケース)およびケースB(原子力の最大利用ケース)

2050年までに現在の石油から合成燃料主体に移行。2100年には電化・水素化率100%。

ケースC(再生可能エネルギーの最大利用と究極の省エネルギー実施ケース)

環境制約条件と需要分野間の省エネルギー可能性のバランスを考慮し、運輸分野では2100年に効用あたり70%の省エネルギーを目指す。さらに、輸送機関別の省エネ可能性を考慮して、自動車は2100年に80%の省エネを技術スペックとして設定。この技術スペックを実現するためには電化・水素化率100%が必要。

## ケースCの2050年技術スペック

の共通条件、需要分野間の省エネルギー可能性のバランスとともに2100年技術スペックからのバックキャストを考慮し、運輸分野全体および輸送機関別の省エネルギー技術スペックを設定。自動車の省エネルギー技術スペック実現に必要な電化・水素化率を設定。

## 2100年、2050年の条件を満たす個別条件から、バックキャストによって2030年の個別条件を設定。

(例)2050年で自動車の40%程度が電化・水素化するなら、2030年には市場で競合できる程度に普及開始が求められる。

## 各時点の個別条件を満たすために求められる技術スペック、時期等をロードマップとして整理。

	2000	2030	2050	2100
効用(人・km、トン・km)	1倍		1.5倍	2.1倍
必要エネルギー量 (運輸全体)		20%削減	50%削減	70%削減
自動車 必要エネルギー量		30%削減	60%削減	80%削減
電化・水素化率	0%	1%以上	40%	100%
CO2原単位	160 g-CO2/km (1倍)	100 g-CO2/km(2/3倍)	50 g-CO2/km(1/3倍)	0 g-CO2/km
航空機・船舶・鉄道		10~20%削減	20~35%削減	30~50%削減
必要エネルギー量				

結果的に、1/10以上を達成

GDPに比例して効用が増加した場合を基準にして、転換分野からの供給が必要なエネルギー(単位当たりの削減量)

運-2

## 運輸分野の技術スペック実現のための技術群の考え方

技術スペック実現のためのパスは「省エネルギー」と「燃料転換」が主要な柱。省エネルギーには機器単体(車両、船舶、航空機)の省エネルギーと、交通システム全体の連携による省エネルギーとがある。

機器単体の省エネルギーでは、i) 駆動・推進システムの高効率化、および、ii) 移動体(車体、船体、機体)の軽量化が重要。

燃料転換は、i) 石油消費削減のため天然ガスや石炭を原料とする合成燃料の導入、ii) カーボンニュートラルなバイオマス由来燃料の導入、そして究極的には、iii) 使用時にCO2を排出しない水素または電気への転換である。水素・電気への転換は、駆動・推進システムの変更も伴うため、駆動・推進システムの高効率化と表裏一体の関係にある。水素と電気の比較では、エネルギー貯蔵密度と補給速度の点で水素の方が有利であり、近距離用自動車と鉄道以外は水素の利用を想定。水素化・電化が難しい用途は、2100年時点でも炭化水素系燃料の使用を想定。

### 自動車

2100年のエネルギー需要を80%低減を達成するために、全ての自動車を効率の高い燃料電池ハイブリッド車(燃料は水素)や電気自動車に代替。その結果、電化・水素化率100%となり、車両からのCO2排出原単位はゼロになる。

2050年にエネルギー需要を60%低減するため、燃料電池ハイブリッド車と電気自動車が合計で4割程度のシェア(ストックベース)を確保するとともに、残りの大部分は内燃機関ハイブリッド車となっていることが必要。

自動車の主流は、「内燃機関従来車 内燃機関ハイブリッド車 燃料電池ハイブリッド車」と移り替わり、電気自動車は短距離走行が主体の小型車を中心に使用される。内燃機関用の燃料は、2050年までに石油から合成液体燃料主体に移行する。移行の過程では、石油系燃料と合成燃料が混合利用される。

### 船舶、航空機、鉄道

2100年までに船舶40%、航空機50%、鉄道30%のエネルギー消費削減を目指す。

船舶のうち内航船は軽量化、動力効率改善などで省エネを進め、2050年以降、水素化による脱炭素化に向かう。

外航船は海外のエネルギーインフラ等の問題もあり2100年時点でも炭化水素系燃料に依存するが、省エネやバイオマス利用等を推進し、化石燃料依存は極力抑制。

航空機は、水素・電気への転換が相対的に難しいため2100年時点でも炭化水素系燃料を使用。

元来効率の良い輸送であり既に電化率の高い鉄道は、電化・水素化率100%を前提に効率改善を徹底。

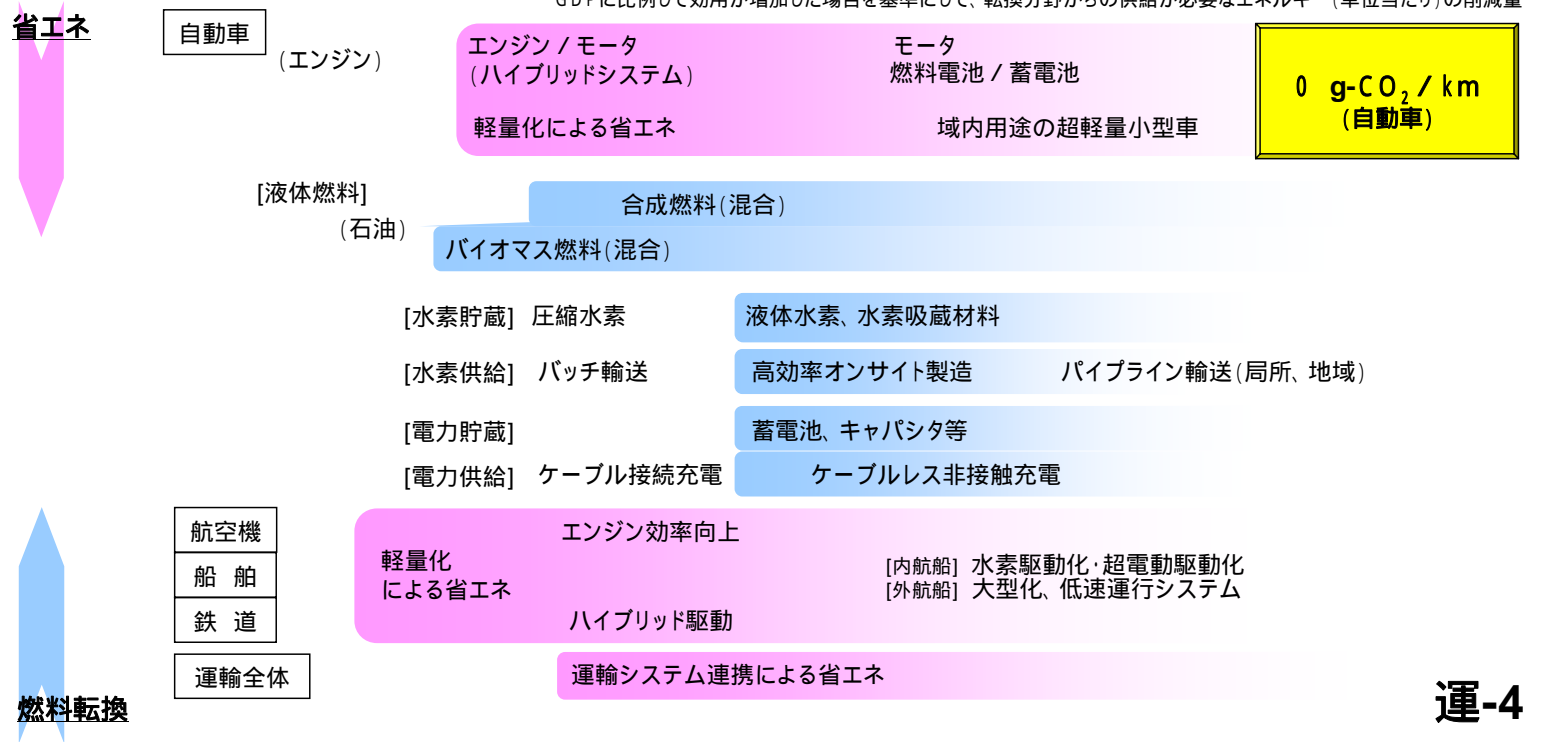
### 交通システム

交通流制御、無人運転(効率化・軽量化)といった既往システムの向上によりエネルギー効率の向上を進めることが第一。これに加え、自動車主体に陥りがちな交通に関し、鉄道・船舶へのシフト・組み合わせによる効率化を推進する(根本的なモーダルシフト)。これには設備機器の開発に加え社会システムの大きな改編が必要であるが、本検討では純粋に技術的な解決課題を対象とし、社会システムの改編によるエネルギー消費改善は含まない。

運-3

運輸	2000	2030	2050	2100
効用(人・km、トン・km)	1倍		1.5倍	2.1倍
転換分野からの供給が必要な必要エネルギー量(運輸全体)		20%削減	50%削減	70%削減
自動車 必要エネルギー量		30%削減	60%削減	80%削減
電化・水素化率	0%	1%以上	40%	100%
CO2原単位	160 g-CO2/km (1倍)	100 g-CO2/km (2/3倍)	50 g-CO2/km (1/3倍)	0 g-CO2/km
航空機・船舶・鉄道 必要エネルギー量		10~20%削減	20~35%削減	30~50%削減

GDPに比例して効用が増加した場合を基準にして、転換分野からの供給が必要なエネルギー(単位当たり)の削減量



運-4



運-5



## 自動車の軽量化

材料の軽量化(高強度化)および乗用車の小型車シフトにより車両を軽量化

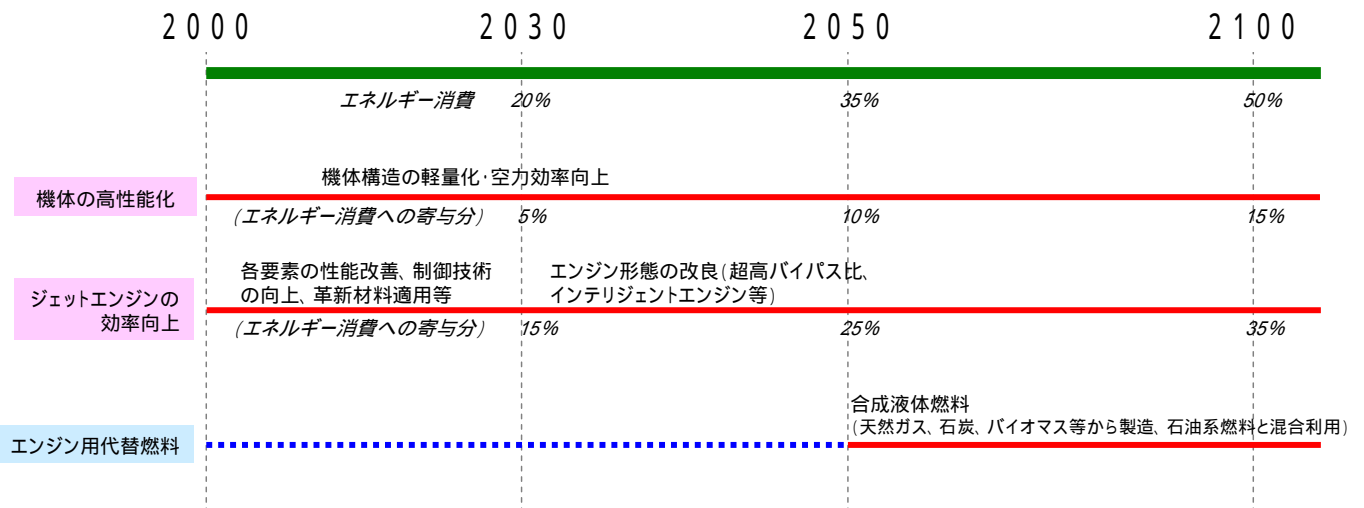


### 技術以外の要因

小型車シフトに対するインセンティブ、ユーザー意識

## 航空機

省エネルギーのための主要技術は、機体の高度化とエンジン効率向上。両方併せて50%減が見込まれる。ジェット燃料は、現在の石油系から将来は合成液体燃料に替わる。燃料インフラの追加整備を最小限に抑えるため、合成液体燃料は石油系燃料と任意の比率で混合使用できることが望ましい。将来、自動車・船舶等での水素利用が一般化した場合には、航空機における水素利用の可能性も検討。



### 技術以外の要因

徹底した安全性の追求



産業

## 産業分野ロードマップ(資料2 - 3)

### 産業分野の技術スペックの考え方

#### ケース、分野共通の条件

資源制約の条件 : 想定した石油ピーク(2050年)、天然ガスピーク(2100年)までに、他のエネルギー源と互換可能な状態とする

環境制約の条件 : CO2排出量/GDPを、2050年に1/3、2100年に1/10以下とする

#### 技術スペック設定の基本的な考え方と連関

ケースA(石炭等の化石資源とCO2回収・隔離の最大利用ケース)およびケースB(原子力の最大利用ケース)

大規模集約設備ではCO2の回収隔離が、それ以外の施設では電化・水素化が求められる。

ケースB(原子力の最大利用ケース) 原材料として必要な場合以外は、電気/水素によって製造することが求められる。

ケースC(再生可能エネルギーの最大利用と究極の省エネルギー実施ケース)

経済発展しながら資源制約、環境制約を克服するためには、効用あたりの必要エネルギー量を70%削減することが求められる。産業分野では、ケースCが技術的に最も厳しいのでこれを中心に、以下のように技術スペックを設定した。

- 1) 製造プロセスに必要なエネルギーの原単位を50%削減する。ただし、物質に保存されるエネルギーを除く。
  - 2) 製品中に保存されるエネルギーの80%を物質エネルギーとして再生する。
  - 3) 製品価値の総量をGDPに比例して増大させつつも、その効能や機能に必要な物質量を減らす「高機能化」を4倍にする。
- この3つの技術スペックを追求して、産業分野での多様性に対応するとともに、さらなる飛躍ポテンシャルを用意した。

#### 2100年からバックキャストで技術スペックを設定

2100年からバックキャストして、2050年および2030年の技術スペックを設定した。

#### 各時点の個別条件を満たすために求められる技術スペック、時期等をロードマップとして整理。

産業	2000	2030	2050	2100
製造量×製品の価値	1倍		1.5倍	2.1倍
必要エネルギー量	-	25%削減	40%削減	70%削減
1) 製造エネルギー原単位改善	-	20%削減	30%削減	50%削減
2) 物質エネルギー再生率		50%	60%	80%
3) 高機能化(強度等) (機能/物質量)	1倍	2倍	3倍	4倍

GDPに比例して効用(製造量×製品の価値)が増加した場合を基準として、転換分野からの供給が必要なエネルギー(単位当たり)の削減量

## 産業分野の技術スペック実現のための技術群の考え方 (1)

産業分野は、資源に乏しい我が国の経済基盤を支えるとともに、各分野における技術シーズを提供する役割を担っている。ここでは我が国の産業が資源制約や環境制約を克服しつつ国際競争力維持向上に寄与する革新的な技術をエネルギー分野から洗い出すことに挑戦した。

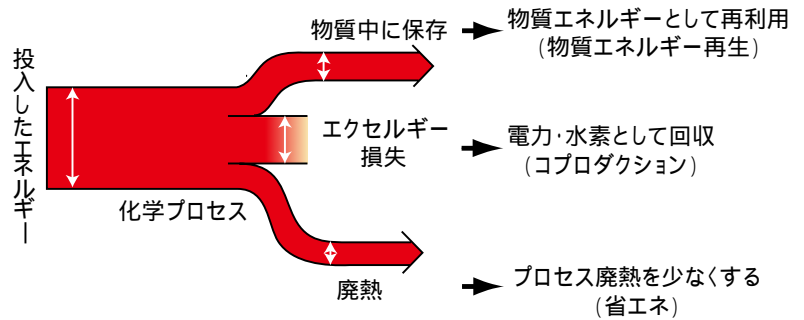
産業分野は多様なプロセスで生産活動を行っており、またエネルギー利用形態も様々であるため、エネルギー多消費型の素材系4業種(製鉄、化学、セメント、紙パ)とその他との5つに分けて検討した。その他には、農林水産業、鉱業、建設業などの非製造業、機械、食料品などの工業が含まれる。

素材系4業種では、(天然)資源から製品を生産するとともにその生産プロセスにおいて多様なエネルギー転換が同時に行われるという特徴を有しつつ、物質生産(物質転換)部門とも認識することができる。

### 【製造プロセスにおけるエネルギー利用の高度化「うまくつくる」】

素材系の物質生産(物質転換)部門におけるエネルギー消費構造を右図に示す。投入されたエネルギーは、物質中に化学エネルギーとして保存されるもの、燃焼過程等でエクセルギー損失となるもの、プロセスでの廃熱

の3つになる。とがプロセスで消費したエネルギーであり、これらを削減することにより、必要エネルギー量を削減する。このうち、を電気や水素として回収するのが、コプロダクション(物質とエネルギーの併産)である。



### 【物質エネルギーの再生「上手につかう」】

製品(物質)は自らの中に化学エネルギーを保存しており、製品が社会での使命を終えたあと、このエネルギーを物質あるいはエネルギーとして再生させる。製造時必要とするエネルギーの60%以上を物質として保有している化学品および紙の製造プロセスでは、物質エネルギー再生による改善効果が大い。さらに、産業間連携にとどまらず、セクターを横断して廃棄物を製造プラントに利用したり、併産した電力や水素などをバウンダリーを越えて利用するなど、クロスバウンダリーの取り組みが重要となる。

### 【少ない資源での製品製造によるエネルギー削減「良いものをつくる」】

「少ない資源での製品製造によるエネルギー削減」は、「高機能化」を達成するための技術群を列挙しており、わが国の国際競争力の維持拡大のために欠かせないアイテムであるだけでなく、各分野における技術革新のシーズを提供する重要な課題である。

産-2

## 産業分野の技術スペック実現のための技術群の考え方 (2)

【製鉄】 現在の高炉による生産プロセスは副生ガスや排熱などが高度に回収利用されるなど、極めてエネルギー効率が低い。今世紀前半は既存プロセスの改善更新や次世代プロセスの導入と、廃棄物(廃プラ・廃タイヤ・バイオマス)の活用による一次投入エネルギーの削減が進められると考えられる。また、再生可能エネルギーを利用した水素供給が可能となるまでの間、副生水素が水素供給源の一翼を担う。今世紀後半には、技術革新に加えて資源・環境制約の観点から、還元材の非炭素化や高炉・転炉法に代わる革新製鉄プロセスの登場も想像できる。また還元材としての石炭の利用と環境制約を両立させる手段として、製鉄プロセスで発生するCO2を未活用の中低温排熱を利用して分離回収する技術も有効である。

【化学】 石油(ナフサ)を原料および主燃料として利用しているため、2050年までには、石油を使わない新規の製造プロセスを完成させなければならない。現在は、ナフサを熱分解してエチレン、プロピレンあるいはBTXなどの基礎原料を製造する工程と基礎原料を基にして数万種類といわれている化学品にする合成工程とで成り立っている。

新規プロセスとしては、バイオマス、廃棄物および石炭をガス化して、COとH2の合成ガスとし基礎原料を製造し、合成プロセス以降は、既存の製造インフラを利用するのが合理的と思われる。化学では、投入エネルギーのうち60%が物質として保存されているので、製造プロセスで消費される40%のエネルギーを省エネおよびコプロダクションで削減するとともに物質中に保存されている60%のエネルギーを物質エネルギー再生するためガス化炉に投入することによって、必要エネルギー量の削減を目指す(このシステムをサステナブル・カーボンサイクル化学体系(SC3)と命名する)。

【セメント】 原料として石灰石を、主燃料として石炭等を利用してセメントを製造しているが、廃棄物・副産物(高炉スラグ、石炭灰、副産石膏、廃タイヤ等)を受け入れて原料、燃料として利用し、廃棄物の固定化にも寄与している。将来的には、各分野や他業種で導入されるガス化炉からの残渣や紙パ産業からの再生できない紙の廃棄物など、多様な最終廃棄物を原料あるいは燃料として利用し、石灰石および燃料を一切を使わない「ゼロエミッション型セメント」プロセスが期待される。

【紙パ】 現在でも製品の60%を再生し、おおむね3回程度循環利用するとともに、パルプ工場の黒液は、重油や石炭などの燃料と一緒に製紙工場で電力や熱のエネルギーとして再生利用されている。将来的には、バイオマスガス化複合発電設備の採用により、化石燃料をまったく使わず、生産活動を行うだけでなく、外部への電力供給も行えるような製造プロセスが期待できる。また、バイオテクノロジーを利用した高成長樹木を生育させる技術は、業界を越えた効果が期待できる。

【共通技術】 炭素を物質として利用する業種を中心として、バイオマスや廃棄物は貴重な原料・燃料となってくるので、これらを含めた物質のマネージメント技術も今後必要となってくる。

産-3

産業	2000	2030	2050	2100
製造量 × 製品の価値	1倍		1.5倍	2.1倍
転換分野からの供給が必要な必要エネルギー量	-	25%削減	40%削減	70%削減
1) 製造エネルギー原単位改善	-	20%削減	30%削減	50%削減
2) 物質エネルギー再生率		50%	60%	80%
3) 高機能化(強度等) (機能/物質)	1倍	2倍	3倍	4倍

GDPに比例して効用(製造量×製品の価値)が増加した場合を基準として、転換分野からの供給が必要なエネルギー(単位当たり)の削減量

### 製造プロセスにおけるエネルギー利用の高度化「うまくつくる」

(製造プロセスの省エネ)

革新的製造プロセスの開発  
バイオ・ナノ触媒の利用等

ゼロエミッション型プロセス

コージェネ・熱のカスケード利用

物質・エネルギーの連携・統合

コプロダクション(物質とエネルギーの併産)

バイオマス/水素利用

(化石資源利用)

### 物質エネルギーの再生「上手につかう」

物質再生プラントの効率向上

資源循環型生産プロセス

クロスバウンダリーの取組

分離・分別化容易設計  
耐久性向上

製品の省素材化(構造・機構の高度化等)

素材・部材の高機能化・高性能化(高強度化等)

分野を越えた  
物質・エネルギー  
の再生利用

### 少ない資源での製品製造によるエネルギー削減「良いものをつくる」

産-4

概要	2000	2030	2050	2100
<b>製造プロセスにおけるエネルギー利用の高度化「うまくつくる」</b>				
<b>省エネルギープロセス</b>	製鉄	現行プロセス省エネ、次世代圧延技術等新プロセスの開発 SCOPE-21、新焼結等革新的プロセス技術の導入		革新的鉄鋼製造プロセス
	化学	石油化学原料省エネ生産技術	サステナブル・カーボンサイクル化学体系(SC3)	
	セメント	既存セメント・エコセメントプロセスの省エネ化	ゼロエミッション型セメントプロセス	
	共通	高効率伝熱・断熱技術、高効率蓄エネルギー技術、産業用コージェネの高効率化、熱のカスケード利用、動力回生システム		
<b>コプロダクション(物質・エネルギー併産)</b>	共通	バイオマス生産・利用促進技術(バイオテクノロジー等の活用)		
	化学	ガス化技術、GTインテグレーション		燃料電池型加熱炉
	セメント	電力・水素・化学品コプロダクション		
	紙・パ		革新的蓄熱増熱技術(産業用ヒートトランスフォーマー、化学蓄熱など)	
<b>物質エネルギーの再生「上手につかう」</b>	共通	廃棄物ガス化による電力・熱のコプロダクション		
	紙・パ	バイオマス利用	バイオマスIGCC	バイオマスIGFC
	共通	産業間連携 マテリアル・カスケード・マネージメント		
	共通	非在来型化石燃料、劣質原料利用、廃棄物、バイオマスガス化		
<b>物質エネルギー再生</b>	共通	物質・副産物・エネルギー再生技術		
	共通	微量成分除去、分離・回収、再資源化技術		
	共通			
<b>少ない資源での製品製造によるエネルギー削減「良いものをつくる」</b>				
<b>素材・部材の高性能・高機能化</b>	製鉄	電磁鋼板	高張力鋼、革新的構造材料、溶接材料等	次世代型機能性材料
	その他	高機能・高強度プラスチック、超高強度・軽量セメント、高機能・高品位紙		
<b>製品の省素材化</b>	製品の省素材化(集積(モジュール)化、小型化)			

産-5

**少ない資源での製品製造によるエネルギー削減「良いものをつくる」**

**素材・部材の高性能・高機能化**

産業分野は各分野における技術革新のシーズを提供しており、このため、製品の高性能化は重要な課題である。国際競争力維持向上の観点からも重点的かつ継続的に取り組む必要がある。

製鉄：高張力鋼、高機能性電磁鋼板等の性能向上を図る。超長期的には現在の性能を大きく革新する新機能材料を開発する。

化学：高機能・高強度プラスチック等を導入する。一般的にコモディティ分野といわれる基礎化学品・基礎素材から、スペシャルティ分野である高機能物質、機能材料、部材・デバイスへ移行し、高度部材産業が化学の中心になる。

セメント：軽量セメントや超高強度セメント等を導入する。

紙・パ：紙はかなり軽量化が進んでいるため、高機能化が中心となる。

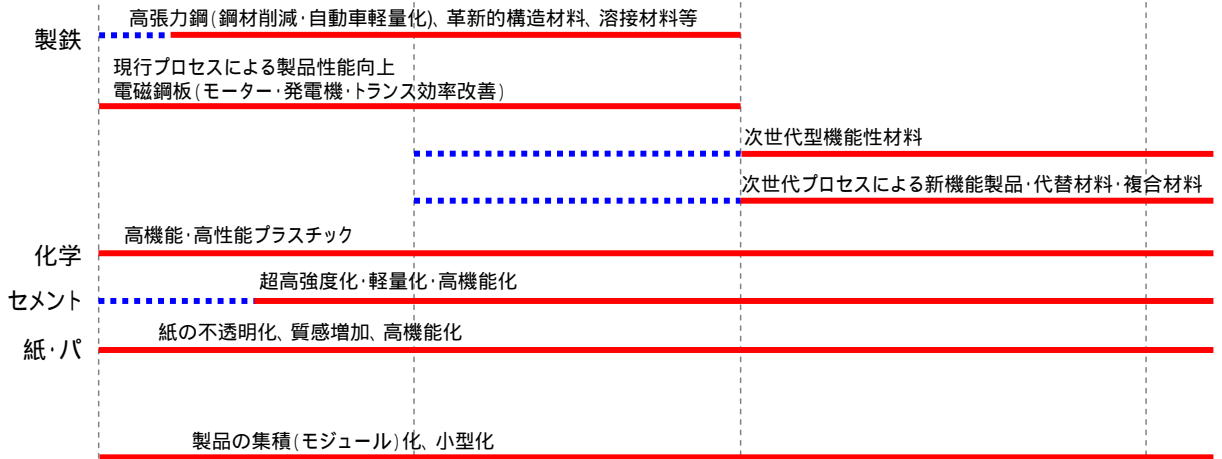
**製品の省素材化**

製品の集積(モジュール)化、小型化により省素材化を推進する。

2000 2030 2050 2100

**少ない資源での製品製造によるエネルギー削減「良いものをつくる」**

**素材・部材の高性能・高機能化**



**その他(産業全体共通)**

CO2分離・回収技術：特に製鉄において重要。製鉄の場合、まずCO2を高濃度に含む副生ガス(高炉ガス)からのCO2分離が最も効率的と考えられ、まず取り組まれるべきである。

また、将来製造プロセスの改善等により副生ガス中のCO2が減少した場合には、副生ガス燃焼排ガスからのCO2回収も合わせて考慮することが重要となる。

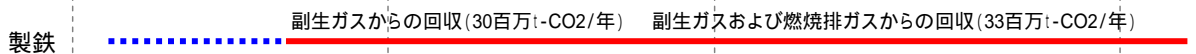
水素・電力高効率利用技術：転換部門からの電気、水素の高効率利用。水素燃焼タービン技術等水素を高効率に燃焼させる技術が重要となる。

物質マネジメントシステム：技術のみではなく、社会システム設計が重要となる。

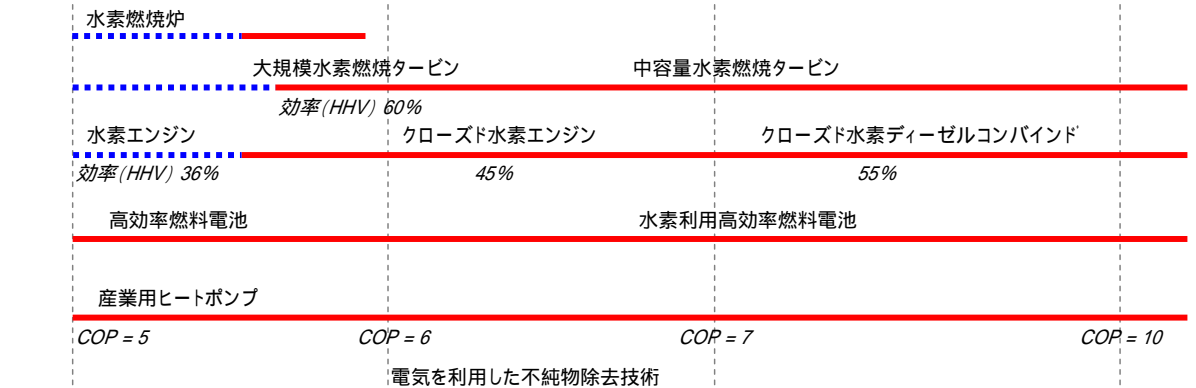
2000 2030 2050 2100

**その他(産業全体共通)**

**CO2分離・回収**



**水素・電力高効率利用技術**





轉換

## 轉換分野ロードマップ(資料2 - 4)

## 転換分野の技術スペックの考え方

### ケース、分野共通の条件

資源制約の条件：想定した石油ピーク(2050年)、天然ガスピーク(2100年)までに、他のエネルギー源と互換可能な状態とする

環境制約の条件：CO<sub>2</sub>排出量/GDPを2050年に1/3、2100年に1/10以下とする

### 技術スペック設定の基本的な考え方

需要分野が必要とするエネルギー量を各ケースにて不足無く供給していく。

転換	2000	2030	2050	2100
需要端での全エネルギー需要 (最大ケース)	1倍		1.5倍	2.1倍
ケースA: <b>化石資源 + 二酸化炭素回収・隔離(CCS)利用ケース</b>				
電化・水素化率	1倍		2倍	4倍 約8兆kWh
ケースB: <b>原子力利用ケース</b>				
電化・水素化率	1倍		3倍	4倍 約8兆kWh
ケースC: <b>省エネ + 再生可能エネルギー利用ケース</b>				
電化・水素化率	1倍		2倍	3倍
				需要分野の省エネ0.3倍 約2兆kWh
CO <sub>2</sub> 原単位	370 g-CO <sub>2</sub> /kWh (1倍)	270 g-CO <sub>2</sub> /kWh (2/3倍)	120 g-CO <sub>2</sub> /kWh (1/3倍)	0 kg-CO <sub>2</sub> /kWh CCS併用化石燃料使用時 110 g-CO <sub>2</sub> /kWh(1/3倍)

各ケースの発電量は、需要端での全エネルギー需要 × 電化水素化率(ケースCでは、需要分野の省エネを掛け合わせる)  
例)2100年のケースA:2000年の発電量約1兆kWh × 2.1倍 × 4倍 = 約8兆kWh

転-2

### ケースA(石炭等の化石資源とCO<sub>2</sub>回収・隔離の最大利用ケース)

需要側での省エネおよび機器効率向上がないという想定の下、エネルギー需要は2100年で約2倍、石油および天然ガスのピークに備えるために電化・水素化率が約4倍になるため、2000年の総発電量の約8倍の供給が必要となる。

### ケースB(原子力の最大利用ケース)

ケースAと同様に約8倍の電力あるいは水素の供給が必要となる。

### ケースC(再生可能エネルギーの最大利用と究極の省エネルギー実施ケース)

需要側での省エネ(需要側での創エネ含む)および機器効率向上のため、需要側が必要とするエネルギー量は、省エネ等がない場合に比べて約0.3倍に。電化・水素化率は、相対的に電気・水素以外の割合が大きくなるために約3倍。したがって、2000年の総発電量の約2倍の供給が必要となる。

### 2100年、2050年の条件を満たす個別条件から、逆算によって2030年の個別条件を設定。

(例)ケースB:原子力最大利用ケースではウラン資源の制約から、ウラン利用率の向上が重要である。2100年では約80%、2050年では約30%が必要であり、2030年では現状の1%以下から5%程度にまで向上させることが必要となる。

### 各時点の個別条件を満たすために求められる技術スペック、時期等をロードマップとして整理。

## 転換分野の技術スペック実現のための技術群の考え方

エネルギー需要を効率的かつCO<sub>2</sub>排出原単位改善を図りつつ満たすため、以下の3つの技術群の備えが必要。

### 化石資源利用の効率的利用

石油ピークに備えて天然ガスへの燃料転換、さらには資源量が比較的豊富な石炭への燃料転換を行う。しかしながら、石炭等の資源も有限であるため、発電(転換)効率向上など化石資源利用の高効率化が重要である。このためには、ガス化発電(燃料製造)技術、燃料電池と複合した高効率発電技術が必要である。また、CO<sub>2</sub>排出を伴うため、CO<sub>2</sub>回収・隔離(CCS)技術が必須となる。

### 原子力利用技術

核燃料資源の有効利用が必要である。そのためには、現状の軽水炉の効率向上とともに、核燃料サイクルの確立が必須となる。

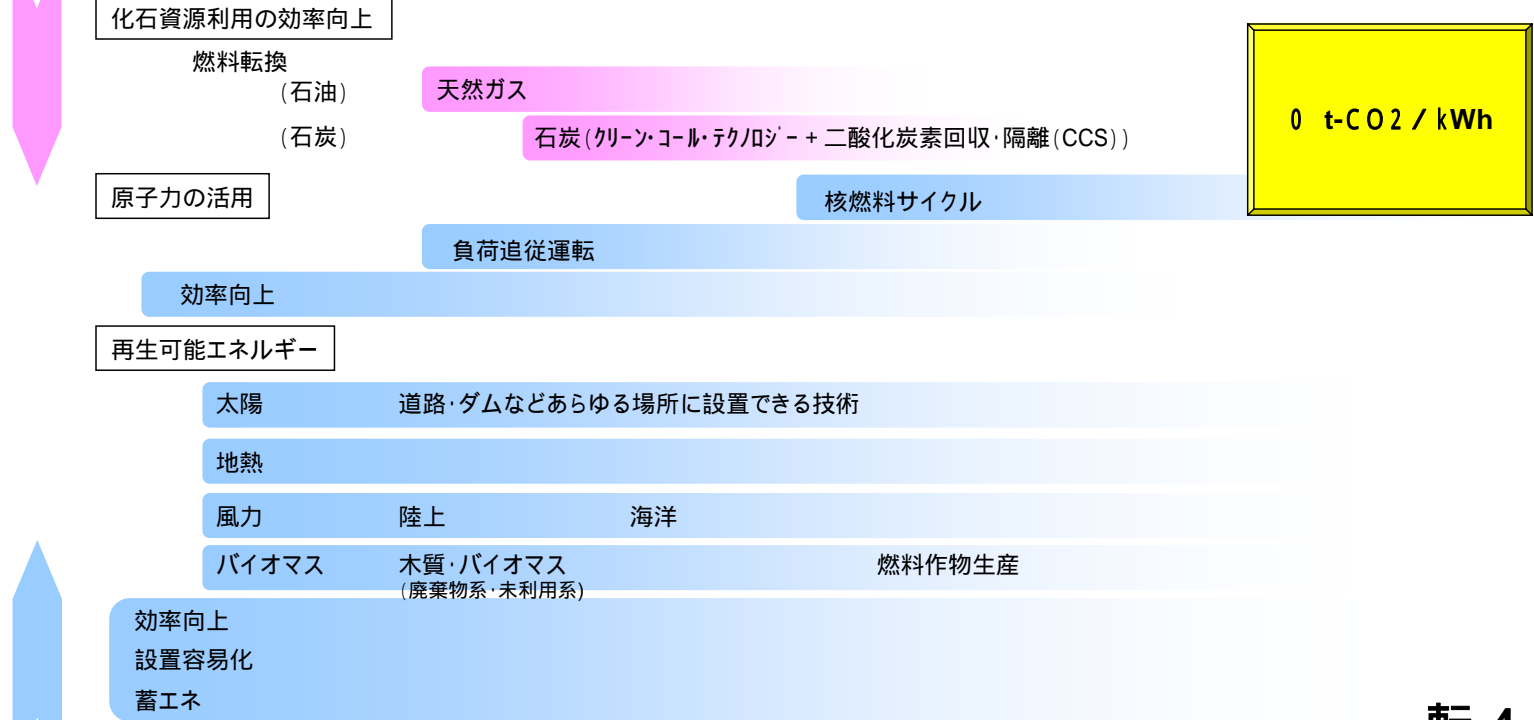
### 再生可能エネルギー利用技術

太陽、地熱、風力、バイオマスなどの再生可能エネルギーによる発電(転換)効率向上が重要である。太陽や風力などの設備利用率は低く、大きな設備容量を必要とするため、設置を容易にする技術も必要である。また、自然エネルギーは気象条件等に左右されるため、需要とのマッチングを図るには、大規模な蓄エネルギー技術や系統制御(エネルギーマネジメント)などのネットワークシステムが必須である。

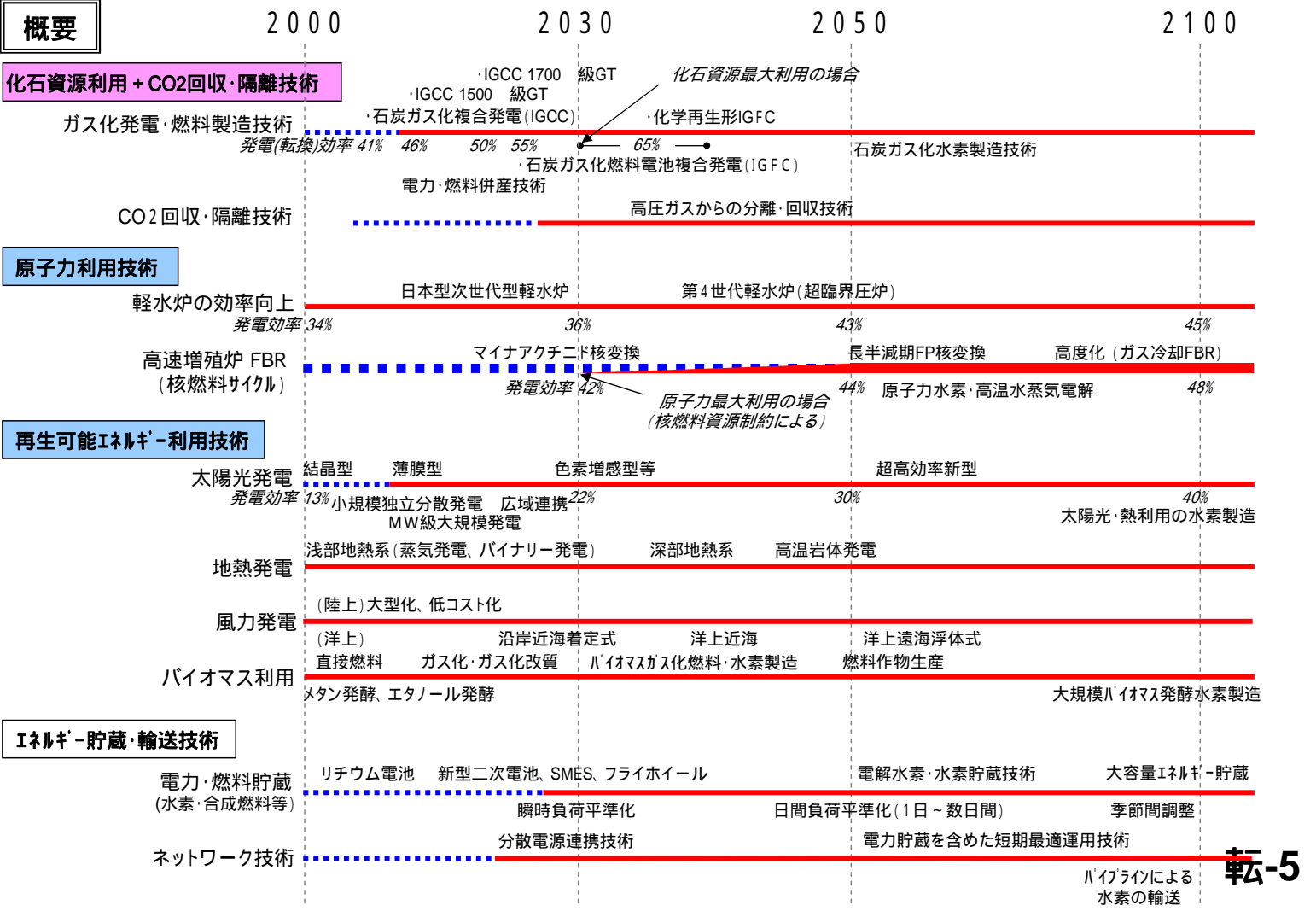
転-3

転換	2000	2030	2050	2100
需要端での全エネルギー需要 (最大ケース)	1倍		1.5倍	2.1倍
電化・水素化率	1倍		2倍	4倍
CO2原単位	370 g-CO2/kWh (1倍)	270 g-CO2/kWh (2/3倍)	120 g-CO2/kWh (1/3倍)	0 kg-CO2/kWh CCS併用化石燃料使用時 110 g-CO2/kWh(1/3倍)

### 化石使用量の削減



### 非化石エネルギーの導入





## 化石資源利用 + CO2回収・隔離技術

資源埋蔵量が比較的多い石炭、非在来型化石資源等の化石資源によってエネルギー供給を賄うために必要な技術

発電効率等の向上および化石資源の利用に伴って発生するCO2を回収・隔離する技術が必要

需要側での機器効率向上などによる省エネがないという想定の下では、エネルギー需要は2050年で1.5倍、2100年で2.1倍、電化・水素化率が2倍、4倍になるため、2000年の総発電量約1兆kWh(3,800PJ)は、2050年には約3兆kWh(11,000PJ)、2100年には約8兆kWh(29,000PJ)のエネルギー供給が必要となる。



## 石炭等化石資源量の確保

2100年で約8兆kWh(29,000PJ)のエネルギー供給を賄うためには石炭等化石資源量の確保が必要となる。

現在の石炭火力による発電量は約2千億kWh(600PJ)であり、設備容量は約35百万kWである。2000年の年間の発電用石炭輸入量は、約0.6億トン(0.4億toe、1,700PJ)である。供給するエネルギー量を全て化石燃料で補うとすると、発電(転換)効率向上を考慮しても、2050年には7億トン(4.5億toe、19,000PJ)、2100年には約20億トン(13億toe、54,000PJ)の石炭調達が必要となり、資源探査・開発技術、選炭・脱灰等の前処理技術、大量輸送技術の開発が必要である。

蒸気タービン等に利用する水の確保も重要となってくる。

## 発電・燃料製造効率の向上

化石資源の有効利用として、発電・燃料製造のさらなる高効率化が重要。

石炭ガス化複合発電(IGCC)に始まり、最終的には燃料電池と複合したIGFC、およびエクセルギーも有効利用する化学再生形IGFCにより高効率化を図る。

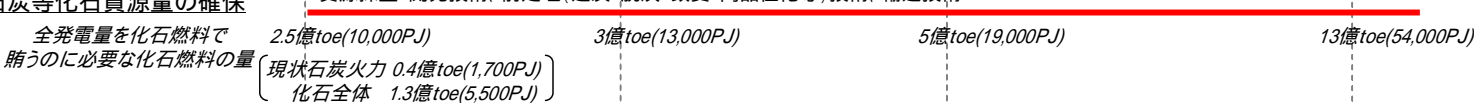
脱灰・改質などの前処理技術、排ガス処理・石炭灰の有効利用など、クリーン・コール・テクノロジーの周辺技術の開発も必要。

## CO2回収・隔離

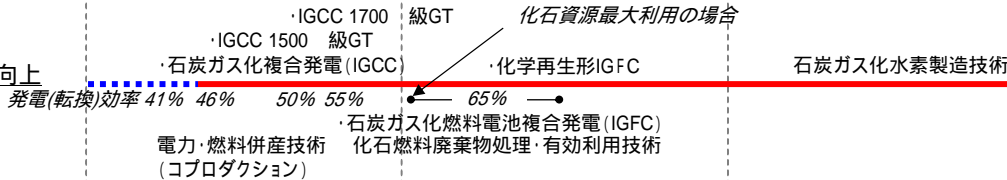
化石資源の利用にはCO2排出を伴うため、CO2の回収・隔離技術が必須である。化石資源を最大限利用するケースでは、40億t-CO2/年の貯留場所の確保が必要となる。

## 石炭等化石資源量の確保

資源探査・開発技術、前処理(選炭・脱灰・改質・高品位化等)技術、輸送技術



## 発電・燃料製造効率の向上



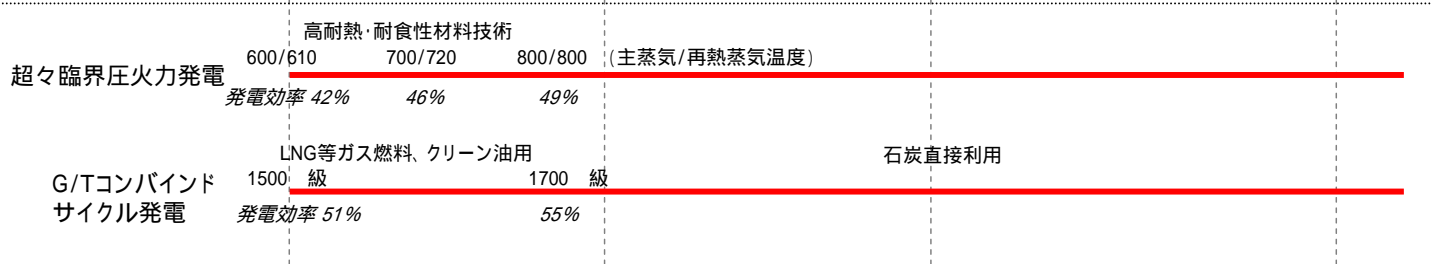
## CO2回収・隔離技術

隔離影響評価・安全性評価技術 高圧ガスからの分離・回収技術



転-6

## 既存発電方式



## 技術以外の要因

他の化石に比べ埋蔵量が多い石炭の重要性が認識されているが、経済の伸展、電力需要の今後の増大が不透明であり、さらに電力自由化の拡大、地球温暖化に伴うCO2環境制約の今後の負担が不透明な状況にあることから、効率が高い大型火力、新たな発電システムの導入、CO2排出量の多い石炭火力導入は進みにくい状況。

地中隔離可能量: 日本及び近海におけるCO2地中貯留可能量は約35~900億トン(エン振協調べ)とされる。2030年以降にCO2回収隔離が行われるとすれば、2075年程度にて貯留可能量を越える。隔離量確保の観点からも、海洋隔離の隔離影響評価・安全性評価、国際間取り決めが必要である。

総合効率向上(エネルギー有効利用)として大規模熱供給・有効利用技術/社会システムづくりも併せて重要である。

転-7

## 部材分野の技術戦略マップ

### I. 基本的な考え方

#### (1) 状況認識

我が国の材料技術の国際的優位性を支えているものは、①過去数十年に亘る多くの研究者・研究機関の弛まぬ努力と研究の蓄積に加えて、②多様な垂直連携・水平連携のメッシュの中で極めて濃密且つ迅速な摺り合わせの連鎖を最大の強みとする高度部材産業の集積にあると言える。

高度部材産業の集積は、自動車や情報通信機器等の産業に高信頼で高性能な部材を提供することで我が国の経済社会の発展を支えている基盤である。一方で、昨今の国際競争の激化において、材料の汎用的な加工等では、アジア諸国の技術向上による国内産業の空洞化が懸念されている。このような状況下に鑑み、「経済成長戦略大綱」（2006年7月6日財政・経済一体改革会議）では、部材産業の強化が、我が国の国際競争力の強化のための重要な取り組みとして位置付けられている。

#### (2) 研究開発の方向性と技術戦略マップ

上述のような状況認識の上に立てば、高度な材料技術と科学的洞察に裏打ちされた先進的な研究開発による部材の高付加価値化が、我が国の産業界全体における喫緊の課題であると言える。新産業創造戦略で示されている先端的な新産業等に、市場のニーズに応える機能を実現する上で不可欠な革新的高度部材をタイムリーに供給していくことが求められているのである。また、我が国における高度部材産業集積の特性に鑑みれば、研究開発の初期段階から多様な連携による摺り合わせ力を発揮していくことが、国際競争力の維持・強化を図るにおいて極めて重要である。さらに、多様な連携を必要とする部材の研究開発が、異分野融合の核、すなわち「異分野の融合をもたらす触媒」となる可能性についても留意する必要がある。このような研究開発の方向性に沿った部材の技術戦略マップを、今後20年程度を見据えて策定する。

### II. 導入シナリオ

#### (1) 目標

ユーザー企業との垂直連携による研究開発を推進することを通して、我が国経済発展の基盤である高品質、高性能な部品・材料産業群の強化を図ることを目標とする。これにより情報通信、健康、環境・エネルギー等の新市場及び新たな雇用を創出し、安全・安心社会の構築に貢献する。

#### (2) 研究開発の取り組み

①世界トップレベルの材料技術と多様な連携による摺り合わせの連鎖という我が国部材産業固有の強みを促進する研究開発、②最適な行工程で素材の特性を部材に創り込み、目的とする機能を実現するための材料創成と成形加工を一体化した材料プロセス技術を構築するとともに、技術の体系化を図る研究開発③省エネルギー等社会の持続的な発展に資する部材の研究開発等を推進している。

### (3) 関連施策の取り組み

研究開発の成果を普及させるためには、人材育成や標準化等の導入普及促進策推進と共に、国際対応等の環境整備も重要である。

## Ⅲ. 技術マップ及びロードマップ

### (1) 部材の市場・社会ニーズと技術課題

新産業創造戦略を踏まえ、部材の重要な出口分野として、燃料電池、情報家電、医療・福祉／安全・安心、環境・エネルギー等の4分野を設定した。これら4分野に関してそれぞれの最終製品から部材に求められる機能を抽出し、その機能を発現する高度部材の名称等を研究開発の対象として記載することによって、材料創製技術を俯瞰するマップを策定した。さらに、そのような部材を製造するための共通基盤技術について、材料製造技術、加工技術、計測・評価・検査技術、シミュレーション技術の4分野に分類して俯瞰する。

### (2) ロードマップの策定

本分野のロードマップでは、まず「出口から部材に求められる機能」、「求める機能を実現する高度部材」、「研究開発の方向性」を示している。次いで、各重要技術の年次展開を、目標とすべきマイルストーンと共に時間軸上に示している。

部材分野の対象領域は極めて多岐にわたる。このため、特に重要度が高く、且つ技術戦略マップ中の他分野において部材の観点からの議論が不十分と思われるものから、順次策定をしてきた経緯がある。2006年版までには、以下の3部材と1プロセス技術について、ロードマップが策定されている。

- 燃料電池分野に関わる部材
- 情報家電分野に関わる光学部材
- 環境分野に関わる環境センサー部材
- 加工技術分野の中の精密化学物質合成プロセス技術

これらに加えて、2007年版では以下の4部材に関して、新たにロードマップの策定を行った。

- 安全・安心分野に関わる自動車用部材
- 環境・エネルギー分野に関わる自動車用部材
- 安全・安心分野に関わる建築用部材

#### ○ 環境・エネルギー分野に関わる建築用部材

これらの部材は、広く社会の中で使用されており、それらが革新的に高度化されたものが実用化され普及すれば、安心・安全（耐災害・耐事故機能等）や環境・エネルギー（省エネ・省資源機能等）に対して極めて大きな貢献があるものと期待される。

また、これら4部材に関しては、材料横断型のロードマッピングを行った。すなわち、鉄鋼・非鉄金属・金属ガラス・セラミックス・高分子・繊維といった様々な材料を横に並べて、お互いの長所を認め合うことで、個別の部材について現実的なオプションを提示することとした。その一環として、「鉄鋼技術戦略マップ」と「ファイバー分野マップ」という、材料の視点から策定された技術ロードマップとの連携を図った。具体的には、両マップの関係者に委員会の委員に就任頂き、その御知見やそれぞれのマップに記載された項目を、可能な限り反映した。

さらに、上記4部材に対しては、研究開発成果の普及、並びに、国際競争力強化の観点から、研究開発戦略と標準化戦略の一体化を図るため、技術ロードマップ策定の議論と並行して、標準化に関わるロードマップの策定の議論を行った。策定した標準化ロードマップは、技術ロードマップに挿入した（背景に桃色の斜線を入れた）。但し、製品規格に関する標準化については省略した。

なお、これら以外の部材・技術が重要でないということは意味しない。2008年以降の技術戦略マップにおいても、部材分野においてロードマップを策定する領域を順次拡大していく予定である。

### (3) 重要技術の考え方とその表示

「目的への貢献・ボトルネック性」、「学際・業際的研究開発の必要性」、「部材としての研究開発の必要性」、及び「他機能への影響」の四つを共通評価指標とした上で、次の二つの場合に大別して考え方を整理し、重要技術を選定した。選定された技術については、技術マップ上で区別して表示した。

#### ○主として市場ニーズの充足を指向する技術

四つの共通指標に加えて、「市場性」を評価指標とした。安全・安心分野に関わる自動車用部材、及び、環境・エネルギー分野に関わる自動車用部材については、この全五指標に関して委員会で個別に議論し、評点の高いものを重要技術として選定した。また、他の部材・共通基盤技術については、関連する委員会で行われた議論を基に事務局で総合判断を行い、重要技術を選定した。

このようにして選定された重要技術は、技術マップ上で背景に黄色の斜線を入れることで表示した。

#### ○主として政策的及び社会的ニーズの充足を指向する技術

四つの共通指標に、政策的・社会的ニーズに関わる指標を加えた。安全・安心分野に関わる建築用部材、及び、環境・エネルギー分野に関わる建築用部材については、「サステナビリティへの寄与」を政策的・社会的ニーズに関わる指標として選定し、全五指標に関して委員会で個別に議論した上で、評点の高いものを重要技術として選定した。但し、環境・エネルギー分野に関わる建築用部材に関しては、そもそもサステナビリティへの寄与が見込まれない部材については技術マップに記載できなかったため、実質的には四つの共通指標のみで評価したことになる。その他の部材・共通基盤技術については、関連する委員会で行われた議論を基に事務局で総合判断を行い、重要技術を選定した。

このようにして選定された重要技術は、技術マップ上で背景に水色の縦線を入れることで表示した。

### IV. 改訂のポイント

#### 1. 新規ロードマップ策定領域

以下の4分野について、材料横断的なロードマップを策定した。

- 安全・安心分野に関わる自動車用部材
- 環境・エネルギー分野に関わる自動車用部材
- 安全・安心分野に関わる建築用部材
- 環境・エネルギー分野に関わる建築用部材

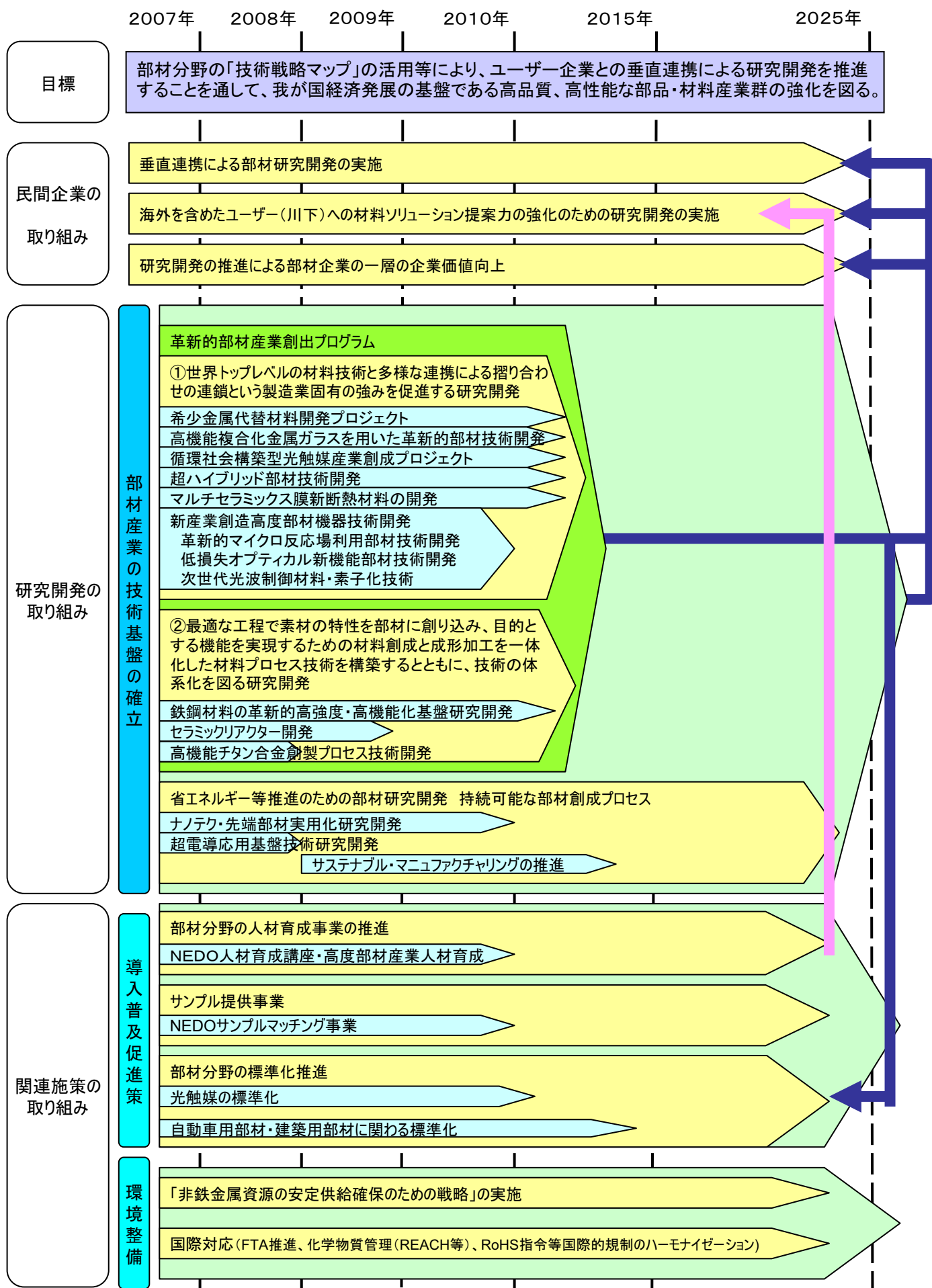
#### 2. 標準化ロードマップの策定

研究開発成果の普及、並びに、国際競争力強化の観点から、研究開発戦略と標準化戦略の一体化を図るため、技術ロードマップ策定と同時に、標準化に関わるロードマップ策定を行った。

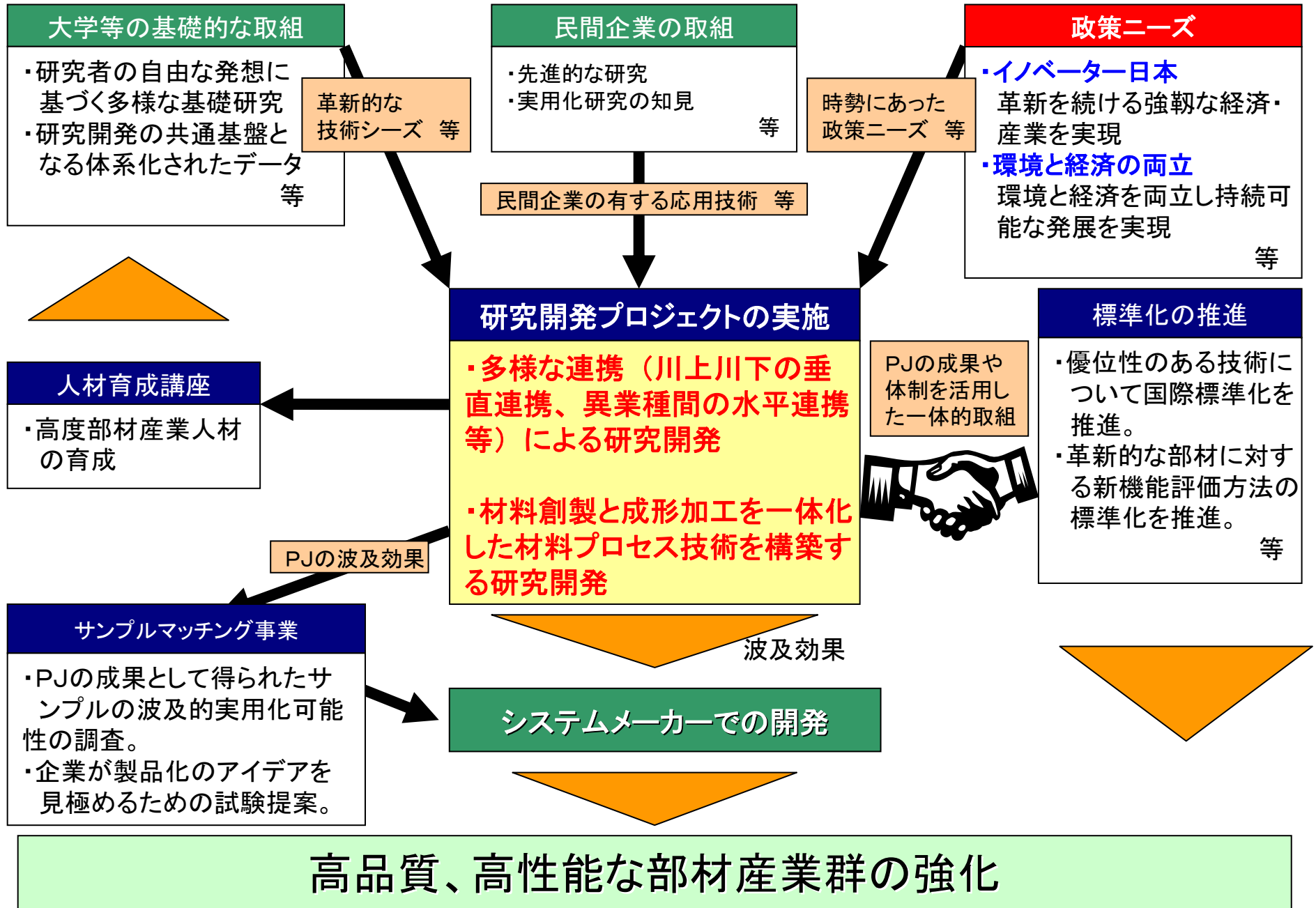
#### 3. 他技術マップとの連携

関連が深い材料について他で策定している「鉄鋼技術戦略マップ」及び技術戦略マップ「ファイバー分野」との連携を図った。

# 部材分野の導入シナリオ



# 部材分野の研究開発プロジェクトのフロー図



# 部材の展開

参考1

## 燃料電池

自動車用(水素型)  
PEFC用部材

家庭用(燃料改質型)  
PEFC用部材

モバイル用DMFC  
用部材

小型及び可搬型  
SOFC用部材

中温型SOFC用部材

高温型SOFC用部材

## 情報家電

半導体関連部材

素子・センサー部材

実装部材

光学部材

ディスプレイ部材

記録部材

## 医療・福祉／安心・安全

自動車用部材

建築用部材

生体適合部材

防護服

生活化学品

分析機器用反応部材

## 環境・エネルギー等

自動車用部材

移動体用軽量発電機

建築用部材

二次電池  
キャパシター

環境負荷低減部材

・センサー  
・フィルター  
・光触媒等

光触媒水素製造用  
部材

水素製造部材

プラント用部材

産業機械用部材

太陽電池

ロボット用部材

### 計測・評価

(構造特性・信頼性評価、誘電体・半導体等材料特性・信頼性評価、化学特性評価、光学特性計測、生体適合正等・生化学的評価、組織・構造解析、非破壊検査・ライン検査、ナノ計測)

### 加工技術 (付加加工、機械加工、化学加工、エネルギー加工、新製造プロセス)

### 材料製造技術 (液相プロセス、精密化学物質製造プロセス、気相プロセス、固相プロセス、複合プロセス)

### シミュレーション (ナノシミュレーション、流体・熱・電気シミュレーション、固体シミュレーション、インフォマティクス、データベース)

## 共通基盤技術



### Ⅲ. 医療・福祉／安全・安心分野

対象部材 (大項目)	対象部材 (中項目)	対象部材 (小項目)	出口から求められる機能	求められる機能を発現する高度部材		評価指標								
				名称	特徴・概要	目的への貢献・ボトルネック性	他機能への影響	市場性	学際・業 際研究 開発の 必要性	部材とし ての研 究開発 の必要 性				
自動車用部材	衝突安全用部材	運転者・搭乗者安全用部材	窓・ミラー	視認性向上	ガラス、ミラー(特にフロントガラス)		○	○	○					
			車台・外板	衝撃エネルギー吸収	Al、Mg合金ボース材製衝撃吸収材	低耐力・高延性・高エネルギー吸収		○		○	○			
					高強度衝撃吸収鋼材	DP鋼、TRIP鋼等の衝撃吸収に優れ、かつ高強度の鋼材、部材		○	○	○		○		
					エネルギー吸収CFRP部材	CFRP筒状体(圧縮破壊型・引張破壊型)		○	○	○		○		
					エネルギー伝達部材(ピラー)	側面衝突エネルギーをクロスメンバー等に伝搬させる		○		○	○	○		
					キャビン・ピラー・メンバー	高剛性の維持(衝突変形抑制)	高剛性鋼材	DP鋼、TRIP鋼等の衝撃吸収に優れ、かつ高強度の鋼材、部材		○	○	○		○
					エアバック	有害物質不使用	非アジ系ナトリウムエアバック	毒性のない作動ガス			○	○		
					シートベルト・シートなど	局所的障害低減(むち打ちなど)	シート・ヘッドレスト	頭部衝撃を緩和			○	○		
	衝撃吸収ステアリング	ドライバーのうける衝撃を緩和			○	○	○							
	歩行者等安全用部材	車台・外板	衝撃吸収	衝撃吸収部材(エラストマーetc)	バンパーなどの外装部品に用い衝突時のエネルギーを吸収し歩行者への被害を軽減する						○	○		
				衝突安全フード(CFRP)	逐次破壊・エネルギー吸収能の付与		○	○	○	○	○	○		
				衝撃吸収フード(金属)	衝撃吸収構造(波板、コーン構造など)エンジンとの間隔確保(デプロイブル・ボンネットなど)		○	○	○					
	運転支援用部材	運転支援用部材	電装系	制御の高度化	金属ガラス製圧力センサ	高強度、低ヤング率の金属ガラスをブレーキ油圧制御用圧力センサに使用し、高精度化を図る。			○	○	○	○		

対象部材 (大項目)	対象部材 (中項目)	対象部材 (小項目)	出口から部材に対し求められる機能	求められる機能を発現する高度部材	評価指標						
					サステナビリティへの寄与	目的への貢献・ボトルネック性	他機能への影響	学際・業 際研究 開発の 必要性	部材とし ての研 究開発 の必要 性		
構造安全用部材		骨格	高強度化	震度Ⅶ弾性構造システム用鋼材		○	○		○	○	
				超高強度コンクリート		○	○		○	○	
				開口部補強システム		○	○		○	○	
				震度Ⅶ弾性構造システム用複合部品		○	○		○	○	
		骨格	高靱性化	高靱性鋼材		○	○		○	○	
				鋼材補強用FRP		○	○		○	○	
				高靱性コンクリート(高強度繊維補強)			○	○		○	○
				簡易基礎補強材料		○	○		○	○	
		開口部		ガラス耐力壁			○		○		
		骨格	振動エネルギー吸収・減衰	制振材料			○	○		○	○
				構造用複合材料					○	○	
				制振・免震ダンパー用鋼材			○	○		○	○
				ダンパー				○	○		
				制振部品・システム				○	○		
				免震部品・システム					○	○	
FRP耐震パネル								○	○		

建築用 部材		システム	損傷制御	損傷制御機構	○		○				
		システム		損傷制御設計(プレストプレキャストコンクリート工法)			○				
	火災安全用部材	外装・内装・骨格	耐火性の付与	不燃化・難燃化	不燃化木材				○	○	
		骨格		耐火鋼材			○			○	
		外装・骨格	耐火塗料			○				○	
		外装	熱流遮断	断熱塗料			○			○	
		骨格		耐火被覆材			○			○	
		システム		火災断熱・遮熱システム			○			○	
	健康安全用部材	内装	室内空気等浄化	脱VOC化	非VOC建材	○	○	○	○	○	
		内装		化学物質・ウイルス等吸着建材(ナノポーラス・ゼオライト等)	○	○	○	○	○	○	
		内装		化学物質・ウイルス等分解建材(光触媒等)	○	○	○	○	○	○	
		内装		VOC吸収、有害物質防御加工繊維	○	○	○	○	○	○	
		システム		化学物質・ウイルス等吸着フィルター			○			○	
		開口部		花粉防止スクリーン				○			○
		開口部用部品		自然換気システム	○	○				○	○
	快適住環境用部材	内装・開口	吸音・遮音	高性能吸音材			○	○	○	○	
		内装・開口		高性能遮音材			○	○	○	○	
		内装・床	床衝撃音遮断床材			○	○	○	○		
		内装	電波吸収	電波吸収材			○	○			
		開口部	結露防止	無結露窓(窓+窓枠)	○	○					
防犯・セキュリティ用部材	開口部	侵入防止	超高強度窓材			○	○	○	○		
	開口部(窓)		防犯窓用フィルム			○					
	システム		IT利用防犯システム			○	○				
リフォーム用部材	外装・骨格	補強	耐熱塗料			○			○		
	基礎		簡易基礎補強材料	○	○	○	○	○			
	骨格・外装		ひび割れ充填材	○	○	○	○	○			
	システム		摩擦ダンパー	○	○						
	システム		簡易耐震用部材			○	○				
	システム		外付耐震補強工法	○	○						

対象部材 (大項目)	対象部材 (小項目)	出口から部材 に対し求められる機能	求められる機能を発現する高度部材
	遺伝子治療用部材	安全性、導入効率、疾患部位指向性、細胞取り込み性、遺伝子移行の効率、特異的細胞認識	ナノファイバー/炭酸アパタイトコンポジット
	バイオチップ	高精度、高感度、高密度化	DNAチップ、プロテインチップ(ダイヤモンド、DLC)
	再生医療用部材	細胞増殖性、組織形成特性、細胞培養特性	繊維径制御材、細胞培養基質、ES細胞の大量・高効率培養

生体適合部材		生体適合性	医療用ゲル、止血剤
	生体軟組織代替部材	生体非反応性、高寿命	人工皮膚、筋肉部材、臓器被覆、縫合可能面状材料、人工神経、繊維部材
	生体硬組織代替部材	生体適合性	セラミック球の化学的安定性、ナノボロジカルマテリアルの創出
生体適合性、生体非反応性、高寿命		人工骨、歯用生体部材、骨充填剤	
生体適合性、症例に適合したフレキシブルなニアネット成形性、生体親和性・高耐食性、生体組織結合性		高分子金属ハイブリット材料、Niフリーステンレス鋼、生体用Ti(合金)・セラミックス・高分子、ロータス型合金(Ti, Niフリー)、DLCコーティング治療部品(血管、ステント、ガイドワイヤ)	

防護服	生理活性部材	生理活性、健康増進	ダイナミックステイウェア
	耐熱繊維	耐火性、耐熱性	強化繊維、高放熱性繊維(高分子、ガラス、炭素繊維)
	耐衝撃繊維	防刃防弾	強化繊維、高剪断繊維(高分子、ガラス、炭素繊維)
	特殊機能繊維	ガス・毒性品除去素材	軽量吸収剤(ナノ繊維、多孔質吸着剤)
		フィルタリング機能素材	マイクロフィルター、抗原抗体反応制御(多孔質、ナノ繊維)
		耐中性子	原子カブラント材料(重原子繊維)
		閃光高速遮光	レーザー光遮光、多光子遮蔽材(非線形光学材)
超軽量化、安全性向上	ナノファイバーコーティングを用いたスマートファブリック		
ウェアラブル電源	低温度差発電、軽量・フレキシブル、高出力	高効率熱電変換材料	

分析機器用反応部材	診断用医療機器	(製造)時間短縮	バイオクリスタル(ナノファイバーによる三次元マトリックスに細胞を固定したもの)
		生体非反応性	Ti(合金)、センシング素子用生体高分子、DLCコーティングプローブ(DDS対応)、Niフリー合金部材
		バイオ素子選択機能	ナノ空間制御部材
		高速応答性、高感度選択性	センサ部材、高感度ダイヤモンドセンサ(酸素、抗原等)
		量子光学特性	高輝度ナノ粒子蛍光材
	ポータブル分析機器	微小空間反応性、耐食性	マイクロ化学材料、マイクロ空間化学部材
		耐食性、触媒性、反応性	局所表面エネルギー改質部材
		非汚染性	マイクロチップエンジニアリングプラスチック(表面改質)、マイクロ流路(UV硬化レジン、ダイヤモンド)
		化学的安定性、半導体デバイスとの適合性、触媒とのアフィニティ、微小デバイスとのコンパチビリティが高い、加工	物理化学チップデバイス

産業機器用部材	耐食部材	耐食性	高耐食性表面加工鋼材
	電磁波吸収体	高周波電磁波の吸収	CNT透明電磁波吸収体

IV. 環境・エネルギー分野等

対象部材(大項目)	対象部材(中項目)	対象部材(小項目)	出口から求められる機能	求められる機能を発現する高度部材		評価指標						
				名称	特徴・概要	目的への貢献・ポトルネック性	他機能への影響	市場性	学際・業際研究開発の必要性	部材としての研究開発の必要性		
省エネルギー・CO2削減用部材	軽量化・高強度化用部材	車台・外板	CFRP,Mg・Al等鉄系以外の材料による軽量化・高強度化	展伸用Al合金製骨格構造部材(バンパー、ボディー、ドア部材等)	軽量、減衰能	○		○	○	○		
				展伸用Mg合金製骨格構造部材(バンパー、ボディー、ドア部材等)	軽量、減衰能	○		○	○	○		
				CFRP外板部材	比剛性の極めて高い超軽量外板	○		○	○	○		
				CFRTPボディ部材	軽量・高剛性・高強度	○		○	○	○		
				ダイカスト用マグネシウム合金製骨格部材(ピラー、ドアインナ等)	軽量・高耐力・高延性・一体構造化、減衰能	○		○	○	○		
				金属ガラス板材	強度が鉄鋼の3倍の金属ガラスをボディ外板に使用することで、薄肉化による軽量化が図れる。	○		○	○	○		
		ヒラー・メンバー等		ダイカスト用マグネシウム合金製内装部品(シートフレーム、インパネ等)	軽量・一体構造化、減衰能	○		○	○	○		
				樹脂系内装部品材料	耐久性・質感etc		○	○				
				超高強度ハイテン車体部材	成形性の良い980MPa級以上のハイテンを開発し車体用鋼板をゲージダウンする	○		○	○	○		
		内装部品		高ヤング率鋼板車体部材	鋼板のヤング率を向上させることにより、車体用鋼板をゲージダウンする			○	○	○		
				タイヤ	高強度鋼線(スチールラジアルタイヤ用)	高強度のラジアルタイヤ用鋼線 耐久性、燃費(軽量化)、安全性			○	○	○	
		車台・外板		窓材	透明部材代替	プラスチックウインドウ	剛性、耐候性にすぐれたプラスチック製	○		○	○	○
	電装系		電子部品用部材の高性能化	軽量電子部品	小型化、軽量化を図った電子部品			○	○	○		
				高強度・高導電性接点部材	銅-ベリリウム合金を上回る強度、パネ特性、および導電性を有する複合化金属ガラスを電気配線のコネクタに使用することで、小型化・軽量化を図る。			○		○		
		プラスチック系光ファイバー		軽量・高情報伝送量・高耐久性の光ファイバー	他の技術戦略マップ(光学部材)で検討済み							
	エンジンの小型・軽量・高効率化用部材	シリンダヘッド・ブロックなど	エンジン本体の軽量化	AC4Cシリンダヘッド、シリンダーブロック	AC4Cアルミ合金は、熱疲労寿命特性に優れ、高出力エンジンにおける高負荷、高温環境下ですぐれた耐久性を有する	○		○	○	○		
				耐熱マグネシウム合金製エンジン周辺部品(シリンダーブロック、トランスミッションケース、オイルパン、エンジンクレードル等)	エンジン鋳物部品へMg(軽量、減衰能)を適用する(アルミの代替)	○		○	○	○		
				カーボンナノファイバー強化マグネシウム合金製エンジン部品(ピストン等)	軽量、低摩擦係数、耐摩耗性、減衰能	○		○	○	○		
				鉄(超微細粒鋼板、部分強化型高強度部材)	組織の微細粒化により強度と成形性の両者を向上 必要な部分を高強度化し部品の軽量化を図る	○		○	○	○		
				電子部品	電力の有効利用	省電力デバイス	エンジン制御デバイスの省エネ化促進	○		○	○	○
				エネルギー回生	車載用電力回生機器システム	超軽量、高効率電力回生システム			○	○	○	
		燃料噴射用部材	燃料供給の効率化	超高压コモンレール材料(ディーゼル)	現行耐圧を大幅に上回る軽量コモンレール			○	○	○		
				(セラミック)ノズルインジェクター	燃費と排ガス対応のため、噴孔が益々小径化する傾向			○	○	○		
		ボルト		高強度ボルト	ボルトを高強度化(20T以上)することにより締結部位を小型軽量化する	○		○	○	○		
コンロッド			軽量コンパクトコンロッド	エンジンの軽量化・静粛性	○		○	○	○			

自動車用部材

自動車用部材	バネ	部品の軽量化	金属ガラスパネ材	高強度、低ヤング率の金属ガラスをエンジン用弁バネに使用し、軽量化と小型化を図る。	○		○	○	○		
			高強度弁ばね	主として鋼を高清浄化することにより、ばねを小型軽量化する	○		○	○	○		
		センサー		金属ガラス製圧力センサ	高強度、低ヤング率の金属ガラスを燃料噴射制御用圧力センサに使用し、高率化と小型化を図る。				○	○	
	エンジン摺動摩擦低減のための部材	エンジン部品全般	エンジン内部での摩擦損失低減	ピストンリング、ピストンスカート、シリンダー	摩擦損失低減、耐摩耗性向上/低フリクション化とガスシール、バランシング性が要求される	○		○	○	○	
				カーボンナノファイバー強化マグネシウム合金製エンジン部品(ピストン、シリンダーブロックの部分複合化等)	軽量、低摩擦係数、耐摩耗性、減衰能	○		○	○	○	
		接触界面		高潤滑性金属	ギア等の摩擦抵抗を削減	○	○				
		オイル		低フリクションエンジンオイル	エンジンの摺動部に用いられるオイル	○	○	○			
	動力伝達の高効率化のための部材	歯車	伝達ユニットの小型化・高効率化	高疲労強度・高衝撃強度歯車	動力を伝達する歯車強度を向上させることによりトランスミッション、デファレンシャルユニットを小型化する	○	○	○		○	
		ベルト		ベルト(歯付ベルト、Vベルト)	自動車エンジンカムシャフトを駆動する歯付ベルトとオルタネータなどの補機を駆動するVベルト。レイアウト自由度と効率的な伝達が可能	○	○	○		○	
			オイル	高トラクションオイル	トランスミッション用オイル	○	○	○			
燃料の多様化に対応するた	燃料タンク・供給系	バイオエタノール・ガスホール対応など	高耐食性燃料タンク・供給系部品	エタノール、バイオディーゼル、DM E、GTL等の新規燃料に対して十分な耐食性を有する材料	○	○	○	○	○		
排気ガスのクリーン化・無排気ガス化用部材	排気ガス中有毒物質削減用部材	触媒コンバータ等本体	長寿命・高効率化	ディーゼル排ガス浄化システム	ナノPM捕集・高効率NOx浄化機能等を有する高次構造制御フィルタ	○	○	○	○	○	
				高性能排ガス浄化触媒ユニット(担体)	リサイクル性にも優れた高性能排ガス浄化触媒(3元触媒)	○	○	○	○	○	
		排気系	長寿命・耐熱・耐食	排気マニフォールド	高温排気ガスを触媒コンバータへ送る	○		○	○	○	
	無排気ガス化用部材	モーター	ハイブリッド自動車 燃料電池自動車 電気自動車などの実用化	駆動用モーター	高性能モーター用部材ー小型超強力磁石の開発	○	○	○	○	○	
				高性能電磁鋼板	モーターの小型化を可能とする高性能電磁鋼板	○	○	○			
		電気ストレージ		省エネシステム用電気系統/電源	高耐性小型コンデンサ等電子部品・高性能二次電池・小型燃料電池	○	○	○	○		
		燃料電池セル・スタック		大容量キャパシタ	高エネルギー密度かつ高速充放電	○	○	○	○		
				電解質膜	中高温(100~200℃)で動作し高効率	他の技術戦略マップ(燃料電池関連)で検討済					
				非白金系燃料電池	白金以外の触媒を使用						
		低コスト燃料電池電極		性能は現行品同等で安価							
水素タンク	高圧水素タンク	軽量、高耐圧の圧力容器									
水素供給系	水素インフラ用材料	水素インフラを構築するための脆化抑制などを目的とした材料									
3R化対応用部材	リデュース化対応用部材	金属部全般	製造工程最適化	稀少金属使用削減技術	稀少金属使用量を最小限とした材料	○		○	○	○	
			代替添加元素探索	希土類元素等の稀少資源削減化技術(Mg合金)	低コスト化、安定供給を促進	○		○	○	○	
		表面(メッキ部)	代替工法	亜鉛代替高性能めっき技術	亜鉛を代替する新しいめっき	○		○	○	○	
	リサイクル化対応用部材	車台・外板、内装など	易再資源化	鉄化促進	リサイクルの観点からの鉄鋼材料の使用量拡大	○		○			
				銅使用量削減技術	鉄鋼リサイクルと銅リサイクルの分離	○	○	○			
			シュレッダーダスト0化	シュレッダーダストの発生削減を極限まで追及した素材	○		○	○	○		

				水平・アップグレードリサイクル技術(Mg合金)		○	○	○	○	
再生可能資源化対応用部材	バイオプラスチックの利用等のための部材	車台・外板、内装など	バイオプラスチック	バイオコンポジット外板類	天然繊維+バイオ由来プラスチックからなりカーボンニュートラル	○		○	○	
				ポリ乳酸部材(含繊維)	植物由来のポリ乳酸を使うためカーボンニュートラル	○		○	○	
			バイオ由来石油化学製品原料	バイオポリオレフィン部材(バンパーなど)	バイオ原料から製造したカーボンニュートラルなポリオレフィンを用いる	○	○		○	○
				バイオエンブレ部材	バイオ原料から製造したカーボンニュートラルなナイロンなどを使う	○	○		○	○
その他環境負荷低減のための部材	製造時の環境負荷低減・投入エネルギー削減用部材	金属部品一般	製造工程の削減・高効率化	高強度ダイカスト部材(Al, Mg合金)	高品質・一体構造化による部品点数削減	○		○	○	
				双ロール鋳造法による直接薄板製造技術(Al, Mg合金)と圧延技術	低コスト・高効率製造	○	○		○	○
				高強度鋳造部品	鍛造部品に匹敵する鋳造部品製造技術		○	○		○
				マグネシウム溶湯用SF6フリー溶解・鋳造技術	地球温暖化効果削減	○	○		○	○
			投入エネルギー削減	省エネ型鋳造システム用型部材	例えばナノボア分散により耐スケーリング性、難濡れ性、強度、耐食性にすぐれた鋳造用セラミック部材を用いて、熱ロスが少ない鋳造プロセスを確立する			○	○	○
洗車・メンテナンスに係る環境コストの低減	金属部材(耐蝕性が要求される部品全般)	超寿命化・耐久性向上	金属ガラス板材	ステンレスの1万倍の高耐食性を活かしてボディ外板や足回り部品、消音機等の耐久性が向上			○	○	○	

対象部材(大項目)	対象部材(中項目)	対象部材(小項目)	出口から部材に対し求められる機能	求められる機能を発現する高度部材	評価指標(サステナビリティへの寄与は技術マップに掲載する前提条件)			
					目的への貢献・ポルトネック性	他機能への影響	学際・実業研究開発の必要性	部材としての研究開発の必要性
環境負荷低減用部材	外装・内装	外装・骨格	リサイクル・廃資源の再利用(廃材の削減・高付加価値化)	アップグレードリサイクル金属系建材	○		○	○
		内装		リサイクルプラスチック建材	○		○	○
		外装・内装		リサイクル無機建材	○		○	○
		外装・骨格		リサイクル複合建材	○		○	○
	内装	内装	植物系資源利用(再生可能資源の利用)	生分解性プラスチック			○	
		外装・内装・骨格		高性能化木材	○		○	○
	骨格	骨格	希少資源の不利用・使用量削減	レアメタル等不添加高強度鋼	○		○	○
		骨格・固定部品		高強度化軽金属材料	○	○		○
	骨格・固定部品	骨格・固定部品	軽量化(製造・輸送・施工の容易化)	FRP構造材	○	○		○
		屋根・外装		緑化対応コンクリート	○		○	○
	骨格	骨格	屋上・壁面等の緑化(環境改善)	緑化構造材	○		○	○
		屋根仕上げ		軽量土壌	○		○	
	外装・屋根	外装・屋根	リユース・リサイクル容易性(再利用のためのコスト低減)	生物塗料	○		○	
		骨格		リユース鋼構造システム			○	○
	開口部	開口部	リユース・リサイクル容易性(再利用のためのコスト低減)	単一素材サッシ			○	○
骨格		高耐久性鋼材		○		○	○	

建築用部材	長寿命化用部材	骨格	長時間耐久性の付与	震度Ⅶ弾性構造システム用鋼材	○		○	○		
		外装・内装・骨格		高耐久性軽金属建材	○		○	○		
		外装・内装		高耐久性無機建材	○		○	○		
		内装		高耐久性樹脂建材	○		○	○		
		骨格		FRC	○					
		外装・屋根等仕上げ		高耐久性表面処理材（塗料など）	○	○	○	○		
		外装下地		高耐久性シーリング材	○		○	○		
		骨格固定部		超高強度ボルト	○	○				
		外装・骨格等		乾式接合法		○		○		
		外装・屋根仕上げ		メンテナンス性の改善	セルフクリーニング（耐汚染性表面処理）	○	○	○	○	
		省エネルギー用部材		外装・内装	省エネルギー型環境制御	高性能断熱材（壁材）	○	○	○	○
				開口部		高性能断熱材（窓材）	○	○	○	○
外装・内装	高性能蓄熱材		○			○	○			
内装	発熱・放熱繊維		○	○		○	○			
外装仕上げ	高反射塗料		○	○		○	○			
外装仕上げ	高性能保水建材		○	○		○	○			
内装	高性能調湿建材		○	○		○	○			
開口部	太陽エネルギー制御材料		○			○	○			
開口部	機能性窓		○			○	○			
開口部	次世代換気システム		換気システムについては「健康安全で記載」							
外装・開口部	省エネルギー型室温制御機構		○			○	○			
内装	FPDパネル			○						
屋根	新エネルギー利用型環境制御		高性能太陽電池材料	別途エネルギー関連の技術戦略マップで検討						
外装			高性能熱電変換材料							
屋根			太陽電池パネル							
システム		空気集熱型空調システム								
システム	燃料電池システム									
リフォーム用部材	内装接合部	リフォームの容易化	易分解接着剤	○		○	○			
	内装		ユニット化建材	○		○				

対象部材（大項）	対象部材（小項目）	出口から部材に対し求められる機能	求められる機能を発現する高度部材
	センサー	検出濃度範囲の拡大、正確性、高感度、高速応答性（即応性）、高選択性、高耐久性、小型、低価格	<p>センサーデバイス(機能化・集積化・マルチセンサー化)</p> <p>分子認識部位(ナノ粒子・空間制御・界面形成・制御・高次構造形成・制御・抗体設計・再生)</p> <p>トランスデューサ(電気・電子式トランスデューサ:超小型化、高速電子移動材料利用による感度・応答性向上、共振・表面弾性液などを利用したトランスデューサ:超小型化・高周波化による感度・応答性向上、光利用トランスデューサ:新燐光・蓄光材料/粒子の開発、磁気利用トランスデューサ:磁気共鳴などを利用した感度・分解能向上)</p> <p>質量分析計関連部材(小型化、集積化、低消費電力化)</p> <p>センサー補機類(前処理関連部材:加工技術の改善による生産性向上、校正標準関連部材:校正・標準化機能の小型化・内蔵、統合型センサー用部材:補機類の小型化、省電力化、軽量化、リモート型センサー用部材:低消費電力化、無線/LAN機能の複合、小型化、低価格化)</p>

環境負荷低減部材	フィルター	高耐熱性、除去率向上、高濾過効率、高効率除去、耐熱性、低圧損、高透過性、ナノ粒子除去、耐熱性、低圧損、高透過性、水処理、吸着性・広表面積、イオン交換特性、吸着特性、環境浄化性能	高性能・超耐熱性ナノフィルタ、環境浄化用触媒担持ナノフィルタ、有害物質除去用高効率光触媒、超微粒子状物質の捕集用多孔体セラミックス・ナノ繊維・多孔体の空隙(形態制御)、排気ガス浄化用フィルター、アクティブ多孔体(表面制御による機能付与)、分離膜、選択透過膜(ナノ繊維、吸着膜、ろ過膜)、ケイ素系規則性ナノ多孔材料分離膜及び土壌改質、室内環境浄化・土壌浄化材料
	吸着剤	ガス吸着性	粒状物質捕捉(多孔体セラミックス)
	高度水浄化	高効率電気分解	ダイヤモンド電極
	グリーン触媒	触媒特性など物理化学的特性	ケイ素系規則性ナノ多孔材料
	(光)触媒	防汚性、高感度、耐食性、高効率、VOC分解	光触媒材料、高密度高アスペクト加工が可能な耐食性、触媒作用を持つ材料、光触媒表面処理鋼板等の適用技術の開発、環境改善技術開発
	構造材	リサイクル性、他ポリマーとの複合性、低毒性、マイクロ波による重合特性、低摩擦抵抗、特定条件発泡性、高靱性、高強度、軽量、高耐熱、低温・短時間反応	ポリ乳酸、ナノ繊維、海洋生分解プラスチック、生分解性ポリマー、低摩擦抵抗生分解性コーティング剤、発泡性材料、構造制御されたFRP、建材・構造材(エンジニアリングプラスチック)
プラント用部材	耐環境流体回路部材	耐熱性・耐久性、耐食性・耐放射線、耐食性・緻密性、耐クリープ性	化学プラント配管(チタン、耐熱浸炭鋼)、原子力プラント材料(金属材料)、廃棄物発電用部材(蒸発管・過熱器管等)、プラント用配管類(高効率発電用ボイラーチューブ、反応器、油井管)、熱交換器耐食材料
	耐環境シール部材	耐熱性・耐久性	オイルシール、ガスバリア(有機無機複合材料)
	耐環境構造部材(耐蝕、耐熱、耐圧、等)	耐久性、省エネ、耐摩耗性、耐熱性、耐食性、高強度、低コスト	超高温タービン翼部材(タービン翼)、ボイラ部材(ウェアリングノーズ等)、ディーゼル発電用部材(ピストンリング・シリンダライナ等)、塩素等の腐食雰囲気強い耐熱構造部材
太陽電池	発電材料	高性能化、大面積化、省資源、省生産エネルギー、低コスト化、光触媒機能	薄膜シリコン合金材料、Inフリー化合物半導体材料、アンテナ系・光電荷分離系材料、高分子固体型色素増感材(高分子材料)、サブ波長構造形成有機太陽電池部材(有機)
	電極材料	低抵抗化、低温製造、高透過率、省資源、バンド整合、電荷輸送性	非In系材料、多元系材料、高湿度低湿度対応プロトン伝導膜、異方性輸送(ナノ誘電体)、超ホール輸送材料(高分子、複合材料)
	基板材料	低コスト、低温製造、軽量化、薄膜化	高バリア性ポリマー、長寿命ポリマー、超精密軽量セパレータ部材
軽量動機	熱電変換部材	高出力、システムコンパティビリティ、低温作動、小型化	熱電変換モジュール
二次	高エネルギー密度キャパシタ	高エネルギー密度、高出力密度	高エネルギー密度キャパシタ
	高出力スーパーキャパシタ	高出力、長寿命	高出力スーパーキャパシタ



電池・キャパシター	スーパーキャパシタ用高誘電体材料	絶縁性、高誘電率	HIGH-k材料(有機無機複合材料)
	二次電池電解液	電解特性	電解液(イオン性流体)
		薄膜化	高分子配列材料(強靱薄膜)
二次電池用活性物	耐熱性、耐久性、耐食性	フッ素、ケイ素材料、有機蓄電材料	高出力活物質制御、電気二重層制御(レドックス材料)、ヒステリシスループ制御(可逆性材料)

光触媒水素製造部材	色素増感材	光触媒機能	高分子固体型色素増感材(高分子材料)
	光合成太陽電池材料	光触媒機能	アンテナ系・光電荷分離系材料
	光触媒半導体材料	電荷輸送性	異方性輸送(ナノ誘電体)、超ホール輸送材料(高分子、複合材料)
	隔壁	耐熱耐久性	高強度多孔質材料

水素製造部材	超イオン伝導電解質	イオン導電性	超イオン伝導電解質材料(高分子材料、イオン性流体)
	イオン選択透過材料	選択透過性	イオン選択透過性材料(多孔質、フッ素材料、フッ素代替)
	ガス(分子)選択透過材料	選択透過性	ガス選択透過性材料(多孔質、複合材料)、分子選択透過セラミックス材料

産業機械用部材	構造材	制振性、比剛性	結晶性・微細構造制御部材、多孔質金属(鉄系、アルミ系、合金系金属)
	摺動部材	耐摩耗、高温強度、耐食性	Ti-Si-C三元系化合物セラミックス

ロボット用部材	骨格用構造材	高弾性・強靱性、高比剛性、高比強度	バネ材料(金属材料、高分子材料)、軽量骨格材料(セラミックス、有機無機複合材料)、重量骨格材料(金属材料、セラミックス) 軽量金属(マグネシウム・チタン)構造部材
	駆動用部材	繰返特性・高出力、超微細駆動制御、圧電変換、高速応答性、低ヒステリシス性、圧電変換機能	高弾性変形、自己修復材(エラストマー、ゲル材料) 形状記憶金属人工筋肉(ニッケル-チタン等)、圧電変換材(高分子材料)、超微小ギア(高機能複合化金属ガラス)
	駆動用構造部材	迅速応答	ソフトマテリアル(ネットワーク材料、エラストマー)
	センサー	耐久性・耐候性、高精度感受性、スマートデバイス	耐擦過材料(無機コーティング)、光学アレイ(透明材料、接着) インテリジェント材料、MEMS
	表面部材	高品位、耐久、耐候、撥水撥油、セルフクリーニング、熱伝導、触感・質感	分散、高品位、耐久、耐候塗料(微粒子塗装)、撥水撥油(ナノ多孔表面)、光触媒、比熱制御(ゲル材料、複合材料)、ソフトマテリアル(エラストマー、ゲル材料、保湿材料)

## 部材分野のロードマップ（医療・福祉／安心・安全分野／建築用部材）

大分類	中分類	出口から部材に対し求められる機能	求められる機能を発現する高度部材	研究開発の方向性
構造安全	目標			<div style="display: flex; justify-content: space-between;"> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px;">75%</div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px;">90%</div> </div> <p style="text-align: center;">住宅の耐震改修：約100万戸 特定建築物の耐震改修：約3万棟（H17-H27）</p> <p style="text-align: center;">東南海・南海地震被害の軽減 ・経済被害18.8兆円減少</p> <p style="text-align: right;">大断面木材の圧密化技術の確立</p>
	高強度化	震度Ⅶ弾性構造システム用鋼材	800～1000N/mm <sup>2</sup> 級高強度鋼材	高強度鋼材部材組立・接合技術の開発 設計手法の開発 800N/mm <sup>2</sup> 級高強度鋼材開発 大入熱溶接対応800N/mm <sup>2</sup> 級鋼 1000N/mm <sup>2</sup> 級高強度鋼材開発 大入熱溶接対応1000N/mm <sup>2</sup> 級鋼
		高強度鋼接合材		2000N/mm <sup>2</sup> 級ファスナーの開発 2000N/mm <sup>2</sup> 級ファスナーの実体暴露遅れ破壊試験 遅れ破壊促進評価試験方法の開発 促進試験法の妥当性検証 促進試験法標準化 易施工型800～1000N/mm <sup>2</sup> 級溶接材料の開発 800～1000N/mm <sup>2</sup> 級大入熱溶接材料の開発
		超高強度コンクリート	梁・柱などの構造躯体	高強度に適した骨材選定技術の開発 超高強度化のための骨材の開発 Fc250N/mm <sup>2</sup> の超高強度コンクリートの開発 Fc300N/mm <sup>2</sup> の超高強度コンクリートの開発 自己収縮低減技術の確立 超高強度化セメント、混和材、混和剤の開発 高引張強度コンクリートの開発
		開口部補強システム	FRP耐震パネル	大型一体成形・高速成形技術の開発 性能評価方法の標準化
		震度Ⅶ弾性構造システム用複合部品	800N/mm <sup>2</sup> 級高強度鋼CFT（コンクリート充填鋼管部材）	800N/mm <sup>2</sup> 級高強度CFT開発 800N/mm <sup>2</sup> 級高強度鋼溶接技術の開発 高強度CFT部材組立・接合技術の開発 設計手法の開発
	高靱性化	鋼材補強用FRP		高速成形技術の開発 耐火性能検討と設計技術開発 性能評価方法の標準化
		高靱性コンクリート（高強度繊維補強）	構造用コンクリート	接着性のよいコーティング樹脂またはサイジング剤の開発 性能評価方法の標準化
		簡易基礎補強材料	アラミド繊維基礎補修シート	広幅・高速製造技術の開発 性能評価、設計・施工手法の開発 性能評価方法の標準化
			炭素繊維補強シート	広幅・高速・多層積層シート製造技術の開発 性能評価、設計・施工手法の開発 性能評価方法の標準化



防犯・セキュリティ	目標	試験方法で定義した実地に試験を行うものとして定めるすべての手口について、攻撃の開始から5分以上人体が通過できる状態にならなかったと判定された試験体は、試験に合格		基準適合住宅数の拡大																			
	侵入防止	超強度窓材	超強度窓材	性能基準の標準化	材料・機構の開発																		
リフォーム	目標	3%程度(平成11~15年平均)		5%																			
	補強	簡易基礎補強材料	アラミド繊維基礎補修シート	広幅・高速製造技術の開発	性能評価、設計・施工方法の開発	性能評価方法の標準化																	
			炭素繊維補強シート	広幅・高速・多層積層シート製造技術の開発	性能評価、設計・施工方法の開発	性能評価方法の標準化																	
		ひび割れ充填材	部材性能再生型ひび割れ充填材	既存充てん材の性能評価方法の標準化	母材と類似した力学的特性とするための材料組成調整技術の確立	母剤再生充てん材の性能評価方法の標準化	多様な建材組成への対応	補修した部材の耐久性能評価技術の確立	施工方法の開発														

## 部材分野のロードマップ（環境・エネルギー／自動車用部材）

大項目	中区分	対象部位	出口から求められる機能	求められる機能を発現する高度部材名称	特徴概要	研究開発の方向性																
						1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
省エネルギー・CO2削減	軽量化・高強度化	車台・外板	CFRP/Mg・Al等鉄系以外の材料による軽量化・高強度化	展伸用Al合金製骨格構造部材（バンパー、ボディー、クローシャーパネル部材等）	軽量、減衰能	自動車外板用アルミ合金圧延板の開発	高強度・高耐食性・高成形性・良表面性状															
						展伸用Al合金製骨格構造部材（バンパー、ボディー、クローシャーパネル部材等）	軽量、減衰能	自動車外板用アルミ合金圧延板の開発	バークハード性、高r値新合金の開発													
						低床自動車外板用アルミ合金圧延板の開発	コスト×1.0倍 5000系合金 6000系合金															
						自動車バンパー用アルミ合金押し出し材の開発	連続鍛造圧延技術の確立 鋼並みの耐力、延性															
						高品質大型スラブ、ピレットの製造技術の確立	結晶粒径：0.5~1mm 結晶粒径：100μm以下 面削：数mm以下 スラブ：Wt. 5m×t.0.5m×L5m以上 ピレット：φ0.5m×L5m以上 結晶粒径：50μm以下 面削：数mm以下 ピレット：φ12 inch×L5m以上															
						広幅圧延技術の確立	超音波振動付加型ホットトップ半連続鍛造等の技術の開発 既存開発&微細化剤及び高速冷却技術 板幅：0.3m 圧下率：10%/パス ロール：室温 板幅：2m 圧下率：30%/パス以上 加熱ロールを用いた高圧下率圧延技術の開発															
						高強度化	耐力：150MPa 伸び：20% 耐力：200MPa 伸び：20% 耐力：250MPa 伸び：20% 高合金マグネシウム合金の温間加工技術の開発 時効析出型マグネシウム合金の温間加工技術の開発 展伸用アルミニウム合金並み															
						耐食性の向上	ダイカスト用アルミニウム合金並み 希土類元素含有合金並み 素材段階でアルミと同等 高純度化技術の確立（Fe量10ppm未満） 高耐食性マグネシウム合金の開発 組織制御（傾斜材料的要素）															
						表面性状の向上	鏡面仕上げ 最終圧延技術としての冷間圧延技術と熟処理技術の確立															
						成形性の向上（r値、HEM性など）	250℃ LDR:2.5以上（鋼の室温での限界深絞り値） 100℃で鋼並みの深絞り性 室温で鋼並みの深絞り性 結晶粒微細化、集合組織の制御と温間プレス技術の確立 新合金開発、組織微細化、部品扱い集合組織制御と冷間プレス技術の確立															
						高速押し出し技術の確立	アルミニウム合金の約1/10 アルミニウム合金の約1/2 アルミニウム合金と同等 動的再結晶の容易な新合金開発および金型構造の最適化 静水圧押し出し等を用いた量産技術の確立															
						高強度・高靱性化鍛造材	A6000系並の鍛造性 A6000系並の強度・靱性 動的組織変化を利用した組織制御技術の確立 鍛造による組織制御（微細化、結晶方位）															
						プレス成形技術の開発（含む金型技術）	250℃で鋼並みの深絞り性 低温（100℃）加工可能 冷間加工可能 温間プレス技術の確立 冷間プレス技術の確立 異方性を考慮した成形シミュレーション技術の確立															























#### 4. 評価の検討状況

##### (1) 事業の位置付け・必要性

###### ● 事業自体の必要性

鉄鋼材料の高機能化、長寿命化については、日本が最先端の技術力を維持し、世界を牽引してきた。しかし、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧などの極限環境対応、輸送機器分野等での軽量化による高効率および省エネルギー対応、さらに安心・安全対応に対する鋼材の社会的ニーズは近年一段と高度化している。既存技術の延長ではこれらの課題に対処することが困難になってきている。

他方、近年の科学の進歩により、ナノスケールでの結晶組織制御、工業分野に応用しやすいレーザー発生など電子工学分野における各種の革新的技術、計算機科学の進歩による高度なシミュレーション技術など、異分野の科学技術・技術との融合による新たな材料革新の可能性も高まっている。

このため、プラント、構造物や自動車等の革新的な高効率化、省エネルギー化、長寿命化、安心・安全化を図るために、最新の科学的知見を導入し、鉄鋼製品の高強度・高機能・長寿命化を加速することが必要である。

###### ● 位置づけ

戦略重点分野としては、生活の安心・安全を支える革新的テクノロジー・材料技術に位置づけられ、研究開発プログラムとしては、省エネルギー技術開発プログラムに位置づけられる。

##### (2) 研究開発目標の妥当性

###### <目標>

鋼材の高強度化・利用技術およびその信頼性向上技術の開発により、プラント、構造物、自動車等に関する災害や事故から身体等の安全を確保する。具体的には共通基盤技術と実用化技術に分けて、下記の溶接技術と鍛造技術の2分野の技術開発を行う。

(中間目標：平成21年度末、最終目標：平成23年度末)

###### 【共通基盤技術（委託事業）】

###### ①高級鋼材※の革新的溶接接合技術の基盤開発

(※高級鋼材とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称)

全体の最全体の最終目標 [予熱なしで980MPa以上的高级鋼(現状400MPa)の溶接を可能とする溶接技術と材料技術の基盤を確立する]

###### 個々の研究開発項目に対する目標

###### 1. クリーンMIG溶接プロセス技術の開発

(中間目標)溶接金属の含有酸素量：50ppm以下で無欠陥の安定した施工を確保する手法の明示

(最終目標)25mm板厚でパス数半減、スパッタ発生率半減

###### 2. ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

(中間目標)板厚12mmの高強度鋼2パス隅肉溶接継手の達成



(最終目標) 板厚 25mm の高強度鋼多層突合せ継手, 及び隅肉継手を JIS1 類の品質で形成する欠陥防止技術の開発

3. 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

(中間目標) 溶接割れのない高強度溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件明示。継手部残留応力と疲労強度の関係の究明。

(最終目標) 強度 980MPa と靱性 (-40°C で 47J 以上) を達成する要件を明示。継手部の残留応力適正制御技術、新溶接プロセス・新溶接金属による大型継手での破壊性能・信頼性評価技術確立

4. 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

(中間目標) 溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700°C 級耐熱材料の合金設計指針の提示。溶接継手(母材・HAZ)のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築

(最終目標) 溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、10 万 h クリープ強度 100MPa の 700°C 級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示。破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定法の提案

5. 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

(中間目標) 単一の格子欠陥(空孔、転位、粒界等)を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化。メソスケール(結晶粒数個~数十個レベル)での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。

(最終目標) 複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥(空孔、転位、粒界等)における水素存在状態の定量化。メソスケール(結晶粒数個~数十個レベル)での水素の影響によるき裂の進展モデル構築。単純化した金属組織を持つ 1000MPa 高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得

② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

全体の最終目標 [降伏強度 1000MPa 以上(現状 600MPa)を有する傾斜機能部材の鍛造技術の基盤確立]

個々の研究開発項目に対する目標

1. 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

(中間目標) 母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

(最終目標) 降伏強度 980MPa 以上で  $\gamma$  域 (900°C) 加工でフェライト粒径  $2\mu\text{m}$  以下、 $\alpha$  域および  $\alpha + \gamma$  域加工でフェライト粒径  $1\mu\text{m}$  以下の超細粒の実現

2. 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

(中間目標) 組織・硬さ分布予測可能なシステム構築(一般的な鍛造プロセス使用)

(最終目標) 組織・硬さ分布予測可能なシステム構築(開発鍛造プロセス使用、プロトタイプ試作モデルの強度測定にてシステム検証)

3. 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

(中間目標) 初期き裂の 3 次元形態と進展挙動の評価技術確立

(最終目標) 限界き裂長さをに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

## 【実用化技術（助成事業）】

### ③高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

全体の最終目標 全体の最終目標 [980MPa 以上の高級鋼（現状 400MPa）の溶接を可能とする溶接技術と材料技術を開発する]

個々の研究開発項目に対する目標

#### 1. クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価

(中間目標) 施工安定性・制御性などの実用性評価により実用可能なプロセスを絞り込み、溶接装置を試作

(最終目標) 自動溶接システムを試作し、自動溶接システムを試作し、実構造を模擬した継手を作成。980MPa 級高強度鋼にて、純 Ar シールドで溶接品質：非破壊検査 JIS1 類、溶接効率：現行 MIG 溶接同等以上、強度が 980MPa 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 47 J 以上

#### 2. レーザー溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度鋼への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示

(中間目標) a. 12mm 厚鋼板の JIS1 類品質の 1 パス貫通突合せ溶接

b. HT780、12mm 板厚の予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属（靱性 47J 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ ）

(最終目標) a. 母材 HT780~HT980 において、溶接金属のシャルピー衝撃値が $-40^{\circ}\text{C}$ で 47J 以上、疲労強度が突合継手で JSSC 基準の E 等級、十字隅肉溶接継手で D 等級を得る

b. 大型モデル溶接構造体を作成・継手性能を検証

#### 3. 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発

(中間目標) 高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化

(最終目標) プロトタイプの溶接材料の提案。目標値：予熱・後熱なしで低温割れなし、靱性 $-40^{\circ}\text{C}$ で 47J 以上、強度 980MPa 以上

#### 4. 熱処理なしで割れない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

(中間目標) 溶接入熱と酸素量が溶接金属の機械的特性（耐力，強度， $-196^{\circ}\text{C}$ の靱性値）におよぼす基礎データベースを構築、溶接材料設計指針を提示

(最終目標) プロトタイプ溶接材料の提案。TIG 溶接の 2 倍の効率のプロセス条件下、耐力：590MPa 以上，強度：690~830MPa， $-196^{\circ}\text{C}$ での靱性値：50J 以上

#### 5. 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

(中間目標) 実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。耐熱鋼の新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法の提示

(最終目標) 下記 a. ~c. の実証を通じ、 $700^{\circ}\text{C}$ 級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証開始。

a. フェライト系耐熱鋼；100MPa at  $650^{\circ}\text{C}$

b. オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at  $700^{\circ}\text{C}$

c. Ni 基合金；100MPa at  $750^{\circ}\text{C}$

・新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発

6. 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築

(中間目標) 空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価。上記存在状態における水素に対する炭化物及び固溶炭素の影響の定量評価

(最終目標) 粒界水素量の動的予測手法の構築。980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界（水素量、局所応力）の予測手法の構築

④先端的制御鍛造技術の開発

全体の最終目標 [降伏強度 1000MPa 以上（現状 600MPa）を有する傾斜機能部材の鍛造技術の開発]

個々の研究開発項目に対する目標

1. 高強度化・強度差形成のための合金設計・プロセス開発

(中間目標) 同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件下での性能を得る。

- a. 大型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上（高強度部）と 900MPa 未満（軟質部）
- b. 中型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上（高強度部）と 800MPa 以下（軟質部）
- c. 小型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上（高強度部）と 900MPa 以下（軟質部）

(最終目標) 同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプを試作。

- a. 大型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上（高強度部）と 900MPa 以下（軟質部）
- b. 中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上（高強度部）と 800MPa 以下（軟質部）
- c. 小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上（高強度部）と 900MPa 以下（軟質部）

2. 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築  
(中間目標) システムを構成する各モジュール用データベースの構築（一般的な鍛造プロセス使用）

(最終目標) システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マクロシミュレーションモデルの構築（開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルによるシステム検証）

3. 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

(中間目標) 内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の要因を抽出

(最終目標) 材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る

<妥当性>

本研究開発の達成目標は、先導研究として平成 17 年度に実施した「先端的鉄鋼材料開発基盤研究調査委員会（委員長：牧正志京都大学大学院教授）」における鋼材需要業界を対象としたアンケート調査や、NEDOPOST1 に対するパブリックコメントの結果を踏まえたものである。

### (3) 研究開発マネジメント

NEDOPOSTにより、広い分野の有識者からいただいたご意見を反映させる。既に NEDOPOST1 において、本研究開発の必要性・検討すべき方向について多くのご意見をいただいている。さらに、事前評価委員会および NEDOPOST2 におけるご意見を基本計画に反映させる。

研究体制は公募を行い、基盤技術を担当する大学・国研等とその応用により実用化を検討する材料メーカー・加工メーカーの最適な垂直連携のフォーメーションを構築することにより実用化の加速を図る。

プロジェクト開始後 3 年目に中間評価を行い、その結果を踏まえて、事業全体について見直しを行うことを想定している。

### (4) 研究開発成果

鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化の大幅な加速、および自動車等の更なる軽量化を可能とする最適傾斜機能部材の製造が可能となり、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図る。

省エネルギー効果としては、

1. 高級鋼の革新的溶接技術：高級鋼厚板（高強度・低温用）に予熱後熱フリー高能率溶接技術等を使用することで、2030 年 12.6 万 kL/年、また発電所への耐熱鋼材の採用により 2030 年 190 万 kL/年の石油削減効果が見込まれる（=577 万 kl×30%）。

2. 先端的制御鍛造技術：自動車鍛造部品の軽量化による燃費改善により、2030 年 53.3 万 kl/年の石油削減効果が見込まれる。

### (5) 実用化・事業化の見通し

#### 市場規模

1. 溶接技術高度化による、造船（鋼材需要 400 万 t/年）、橋梁（50 万 t/年）、ラインパイプ（180 万 t/年）等の分野への高強度鋼活用拡大、及び急増する世界の LNG 需要（2030 年に 2000 年比、5 倍）に必要な貯蔵容器等のインフラ需要への対応。

2. 超々臨界圧火力発電用耐熱鋼材【計 1330 億円の市場規模】

国内リリース；25 億×2 基/年：50 億円

原子力関係は国内価格 10 倍で：500 億円

海外新設 13 億×60 基で約 780 億円

3. 荷重・超寿命軸受け鋼材の機械部品への適用

2030 年度までに、軸受け鋼：11.5 万 t/年、機械構造用鋼：23 万 t/年の市場拡大が図れる。さらに、鉄系鍛工品の総生産量は 230 万 t/年。その内の 66%が自動車用。

#### 実用化・事業見通し

1. 950MPa 級鋼を用いたクリーン MIG・レーザー溶接鋼構造物（橋梁・造船・エネルギー・インフラ等、2015 年）

・ 9Ni 系 LNG 貯蔵容器への新溶接材料・溶接プロセスの適用（2016 年）

2. 超々臨界圧火力発電プラントの配管用等への 700°C 級耐熱鋼の展開（2015 年）

3. 高耐力非調質コンロッド用鋼（2015 年）、強化部・切削可能な非強化部を有するジョイント・ギアシャフト等部品

(6) その他特記事項

5. 総合評価

NEDO の実施する事業として適切であると判断する。

## 「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発基本計画（案）」に対するパブリックコメント募集の結果について

平成19年3月13日  
NEDO技術開発機構  
ナノテクノロジー・材料技術開発部

NEDO POST 3において標記基本計画（案）に対するパブリックコメントの募集を行いました結果をご報告いたします。  
みなさまからのご協力を頂き、ありがとうございました。

### 1. パブリックコメント募集期間

平成19年2月27日～平成19年3月5日

### 2. パブリックコメント投稿数＜有効のもの＞

計0件

## 2. 分科会における説明資料

次ページより、プロジェクト推進・実施者が、分科会においてプロジェクトを説明する際に使用した資料を示す。

エネルギーイノベーションプログラム  
ナノテク・部材イノベーションプログラム

「鉄鋼材料の革新的高強度  
・高機能化基盤研究開発」

(平成19年度～平成23年度 5年間)

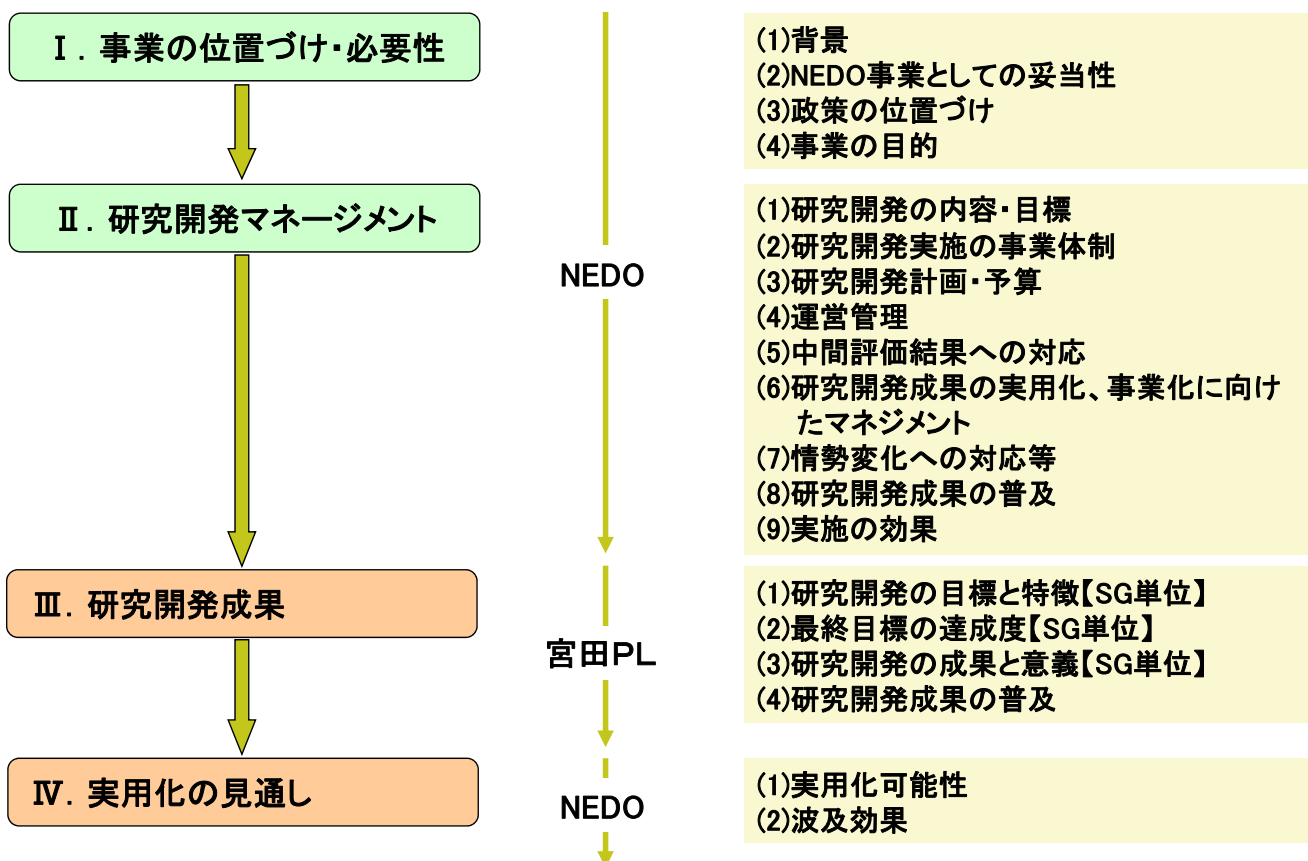
プロジェクトの概要 (公開)

独立行政法人 新エネルギー・産業技術総合開発機構  
電子・材料・ナノテクノロジー部

平成24年 8月20日、21日

複製を禁ず

内容





【国内鉄鋼業界の背景】

- 新興国の旺盛な需要に伴う粗鋼生産量の増大
- 海外巨大メーカーの台頭による粗鋼生産量シェアの低下

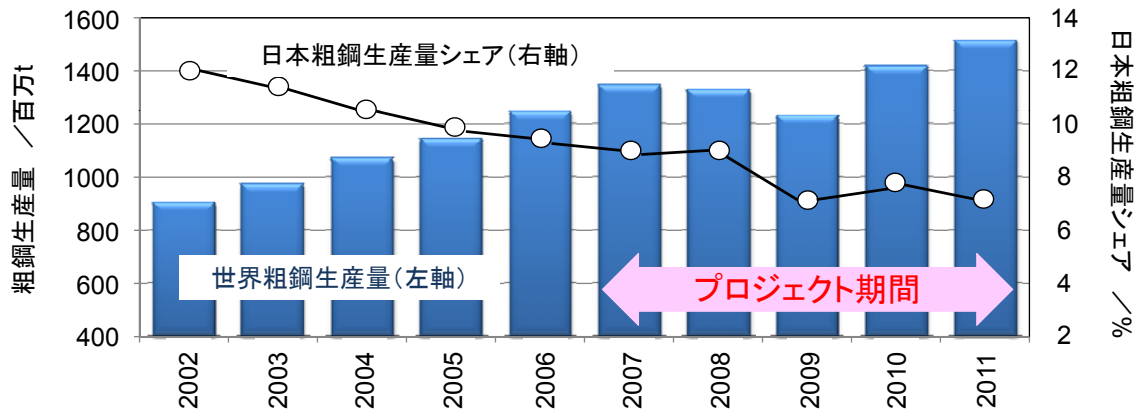


図. 世界粗鋼生産量と日本粗鋼生産量シェアの推移

出典: worldsteel 銑鉄・粗鋼年間生産量・時系列表(日本鉄鋼連盟ホームページ)をもとに作成

**日本鉄鋼業の強みである高付加価値商品(高級鋼※)による差別化**

エネルギー開発や自動車等輸送機器向けの高級鋼分野で  
高い国際競争力を維持、発展

※高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼等の総称

安全・安心な低炭素社会の実現

高効率・省エネルギー化の追求

【社会的背景から鉄鋼材料に望まれるニーズ】

- エネルギー・インフラ分野での極低温、高温・高圧など極限環境への対応
- 輸送機器分野でのさらなる軽量化 etc..



**鉄鋼材料・周辺技術への要求水準は年々高度化**

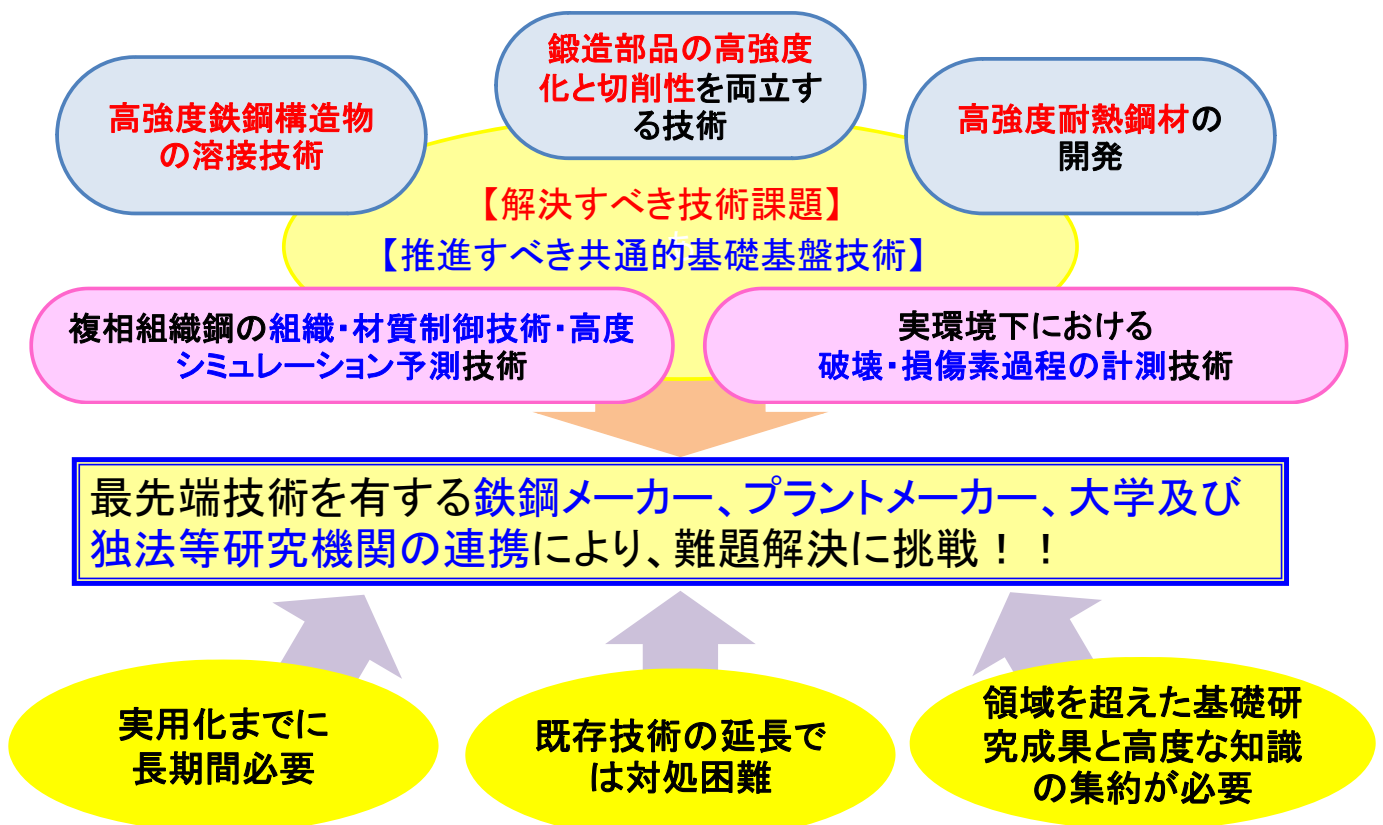
## NEDO先導調査(H17年度)の結果 (国内鉄鋼需要業界85社対象に調査)

### 【解決すべき課題】

- a. 高強度鋼板の加工技術
  - b. 応力腐食割れ防止技術
  - c. 高強度鉄鋼構造物の溶接技術
  - d. 高強度耐熱鋼材の開発
  - e. 鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術
- } ユーザー(自動車業界・化学プラント)を中心に精力的な研究開発実施中

### 【推進すべき共通的基础基盤技術】

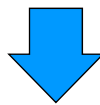
- f. 複相組織鋼の組織・材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術
- g. 実環境下(高温・高圧など)における破壊・損傷素過程の計測技術 など



NEDOが関与する意義

鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発は、

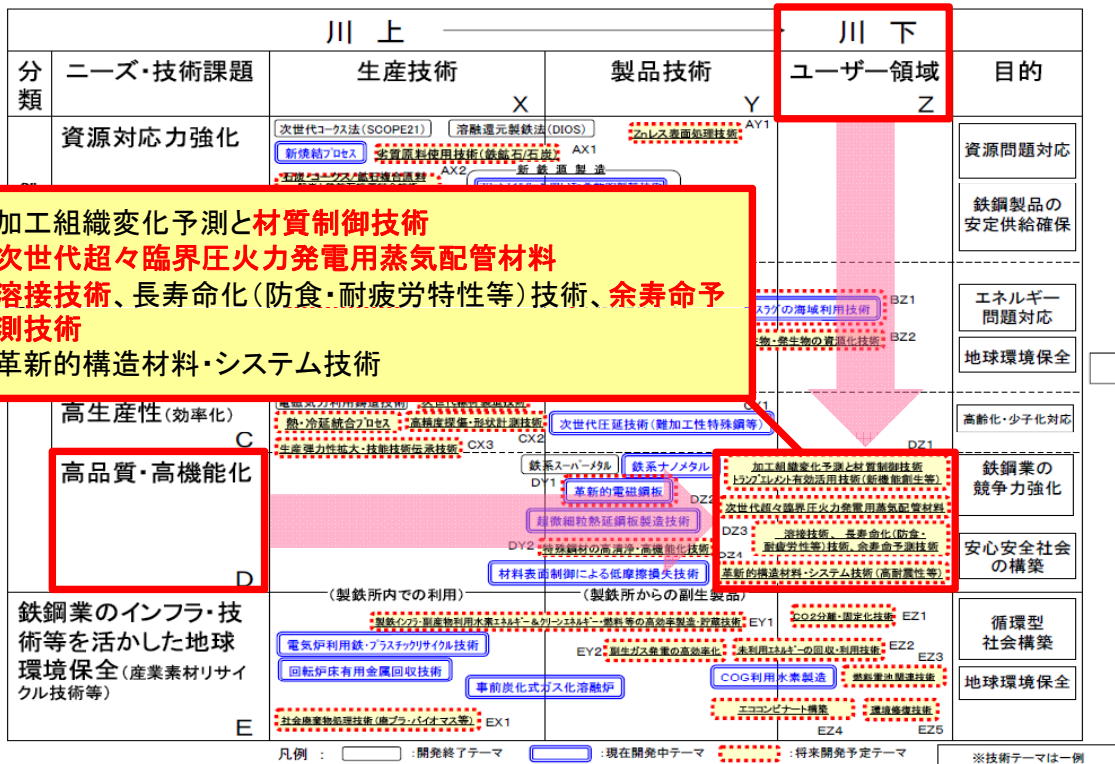
- 社会的必要性:大、国家的課題
- 鉄鋼業界の国際競争力の更なる強化にも貢献
- 研究開発の難易度:高
- 最先端技術を有する企業や研究機関の連携が必要
- 投資規模:大 = 開発リスク:大



NEDOがもつこれまでの知識・実績を活かして推進すべき事業

鉄鋼技術戦略マップ【H17年度】

2005. 4. 18  
製鉄企画室(JRCM)



- ◆ 加工組織変化予測と材質制御技術
- ◆ 次世代超々臨界圧火力発電用蒸気配管材料
- ◆ 溶接技術、長寿命化(防食・耐疲労特性等)技術、余寿命予測技術
- ◆ 革新的構造材料・システム技術

鉄鋼業の国際競争力の強化  
鉄鋼製品の安定供給確保による日本製造業の国際競争力の維持・発展への貢献

## ◇第3期科学技術基本計画(平成18年3月、閣議決定)

「ナノテクノロジー・材料分野」は、重点推進分野に指定、優先的に資源配分

## ◇イノベーション25(平成19年6月、閣議決定)

「ナノテクノロジー・材料分野」は、中長期的に取り組むべき課題

## ◇エネルギーイノベーションプログラム基本計画(平成20年4月、経産省)

①総合エネルギー効率の向上 超燃焼システム技術

## ◇ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画(平成20年4月、経産省)

V. 材料・部材領域 広範囲な産業領域に波及する基盤的革新材料、川上・川下連携、すり合わせ力の一層強化

## ◆Cool Earth—エネルギー革新技術計画(平成20年3月、経産省)

重点的に取り組むべきエネルギー革新技術「21」 ○高効率石炭火力発電 ○革新的材料・製造・加工技術

## ◇低炭素社会づくり行動計画(平成20年7月29日、閣議決定)

(1) 革新的技術開発のロードマップの着実な実行

『…(略)…、「Cool Earth—エネルギー革新技術計画」に示された、重点的に取り組むべき21のエネルギー革新技術』

## ◇経済財政改革の基本方針2009(平成21年6月23日、閣議決定)

第2章 成長力の強化 1. 成長戦略の推進 (1) 低炭素革命・環境・エネルギー革新技術等の開発・実証の集中実施

## ◆エネルギー基本計画(平成22年6月18日、閣議決定)

2. 化石燃料の高度利用 (1) 火力発電の高度化 具体的取組 『IGCC・A-USC(先進的超々臨界圧発電)等』

## 事業の目的

日本鉄鋼業が得意とする高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる

1. 高級鋼※厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工技術及び金属組織制御技術を基本とする溶接材料技術の開発を行い、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度、高機能化、長寿命化を可能とする。



(※高級鋼とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称)

2. 部材の軽量化を図るために強度、加工性等の最適傾斜機能を付与する機械部品鍛造技術の開発を行い、自動車等のさらなる軽量化・信頼性を向上する。

『安全・安心な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図る』ことを目的とする。


II. 研究開発マネジメント (1) 研究開発の内容・目標

公開

研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
<b>溶接技術</b> 	<b>高強度鋼・低温用鋼の溶接部の強度・靱性・疲労・水素割れ等の課題を解決する高効率な施工法及び溶接材料の開発</b>	<b>我が国が得意とする高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大</b>
<b>水素脆化</b> 	<b>高強度鋼の水素による低温割れの機構解明、信頼性確保のための割れ予測手法の開発</b>	<b>高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大、溶接鋼構造物の安全信頼性の向上</b>

対応課題

- 高強度鉄鋼構造物の溶接技術(解決すべき課題)
- 材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術(推進すべき共通的基础基盤技術)


研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
<b>高温クリープ</b> 	<b>・700℃級先進的超々臨界圧火力発電(A-USC)用耐熱鋼の提示と高精度クリープ強度予測法の確立</b>	<b>火力発電の高効率化(600℃25MPa→700℃35MPa)に対応可能な世界最高レベルの耐熱鋼</b>

対応課題

- 高強度耐熱鋼材の開発(解決すべき課題)
- 材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術(推進すべき共通的基础基盤技術)


II. 研究開発マネジメント (1) 研究開発の内容・目標

公開

研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
<b>制御鍛造</b> 	<b>硬質部・軟質部の傾斜機能をもった自動車部品の制御鍛造技術の開発 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムの基盤構築</b>	<b>高強度化による自動車部品の小型・軽量化と切削性の両立によるコスト競争力の強化</b>

対応課題

- 鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術の開発(解決すべき課題)
- 材質制御技術及び高度シミュレーション予測技術(推進すべき共通的基础基盤技術)

研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
<b>内部起点疲労破壊</b> 	<b>・高強度軸受け部品の転動疲労における内部き裂評価技術・寿命予測式の構築</b>	<b>高強度軸受け部品の長寿命化(=信頼性向上)・軽量化による海外メーカー製品とのさらなる差別化</b>

対応課題

- 実環境下における破壊・損傷素過程の計測技術(推進すべき共通的基础基盤技術)

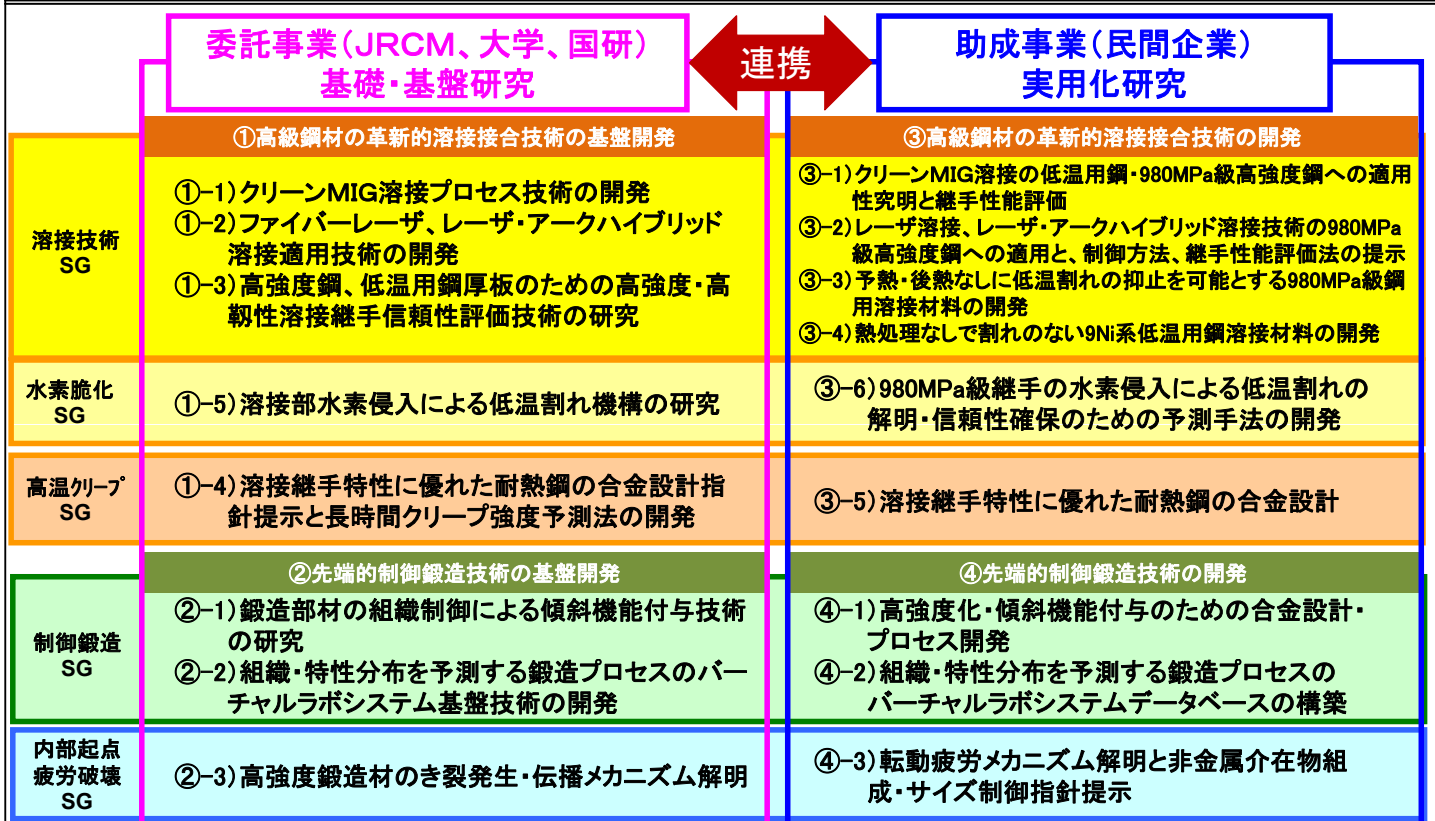
II. 研究開発マネジメント (1) 研究開発の内容・目標

公開

研究開発対象	研究開発目標	設定根拠
溶接技術	開発技術を基に施工される鋼構造体で <b>予熱無しで高強度(980MPa以上)及び高靱性(-40°Cで47J以上)</b> を達成	予熱なし溶接可能レベルを400MPaから980MPaへ飛躍的な向上を狙い、技術的・経済的に世界をリードする。
水素脆化	980MPa級継ぎ手の <b>水素侵入による破断限界の予測法</b> を構築	
高温クリープ(耐熱鋼)	<ul style="list-style-type: none"> <li>耐熱鋼の強度が650°C(フェライト系)、700°C(オーステナイト系)、750°C(Ni基)で<b>10万時間クリープ強度100MPa以上</b></li> <li>Factor of 1.2のクリープ強度予測法の確立</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>700°C級先進的超々臨界火力発電(A-USC)に対応した<b>世界最高強度の耐熱鋼の提示</b></li> <li>クリープ強度予測技術の高精度化</li> </ul>
制御鍛造	<ul style="list-style-type: none"> <li>同一部材内で<b>高強度部1000MPa以上、軟質部900MPa以下の傾斜機能</b>を発現する鍛造技術の開発</li> <li>組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムの基盤構築</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>高強度化(降伏強度:600→1000MPa)による<b>自動車部品の小型・軽量化と加工性の両立による製品の差別化</b>。</li> <li>部品開発の支援ツールによる実用化加速</li> </ul>
内部起点疲労破壊	<ul style="list-style-type: none"> <li>初期き裂の3次元形態と<b>き裂進展挙動の評価技術</b>確立</li> <li>材料力学と材料因子の両方を考慮した<b>転動疲労試験の寿命予測式</b>を構築</li> </ul>	内部起点疲労破壊損傷(転動疲労)のメカニズムを解明し、 <b>製品の製造に重要な非金属介在物と応力の関係を明確化</b> 。

II. 研究開発マネジメント (1) 研究開発の内容・目標

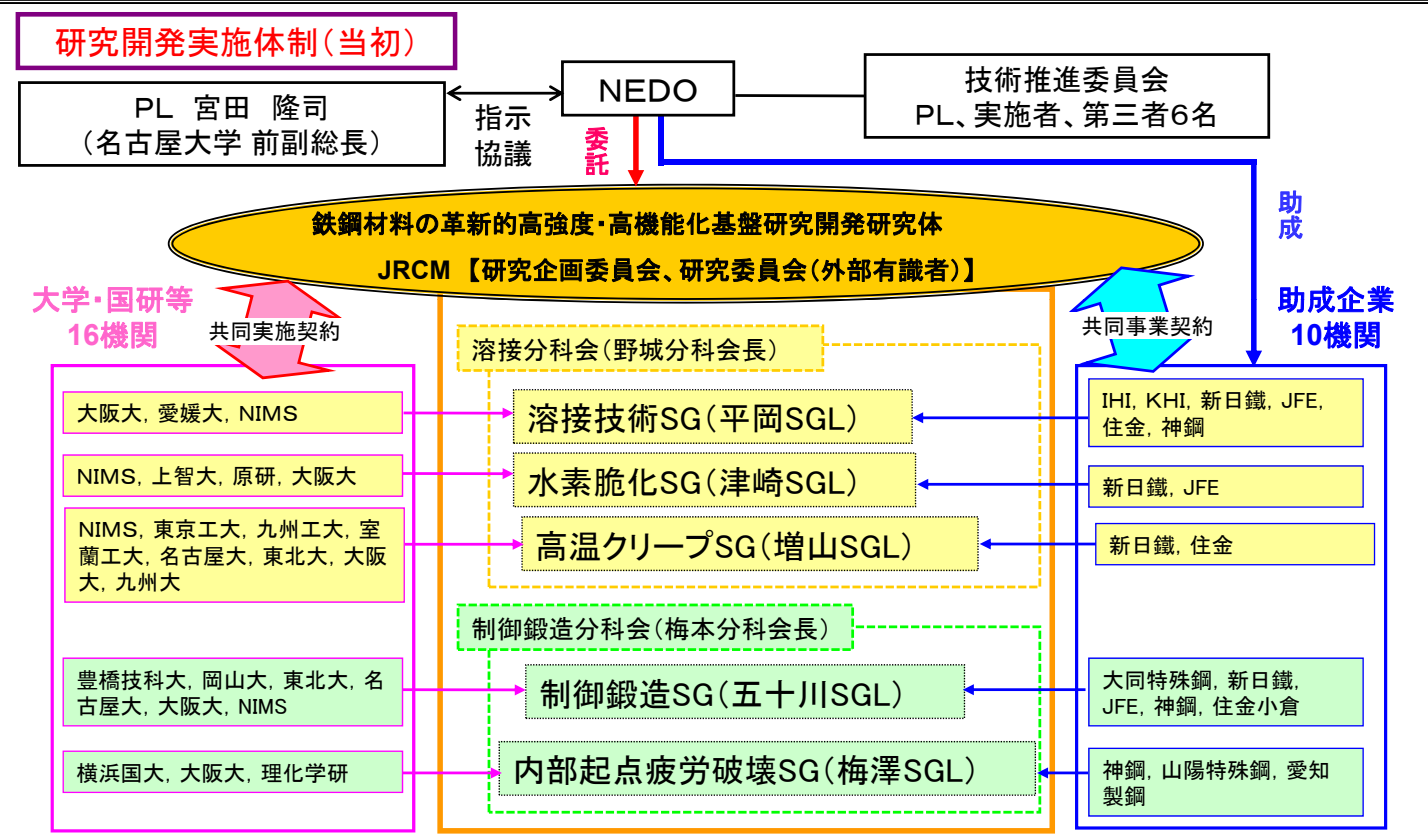
公開



委託(大学・国研の基礎基盤研究)と助成(企業の実用化研究)の緊密な連携により事業を推進

II. 研究開発マネジメント (2) 研究開発実施の事業体制

公開



各実施機関が緊密に連携をとりながら事業を推進できる体制を構築

II. 研究開発マネジメント (3) 研究開発計画・予算

公開

		H19	H20	H21	H22	H23	H24~
溶接技術SG	クリーンMIG溶接プロセス技術		溶接部含有酸素量 50ppm以下		強度>980MPa、 -40℃靱性値≥47J		企業研究(実用化技術開発)へ
	ファイバーレーザー・レーザーアーク溶接技術		板厚12mm厚板2パス隅肉・1パス貫通溶接継手+JIS I類品質		-40℃靱性値≥47J、疲労強度1等級アップ		
	溶接材料開発・継手信頼性評価		溶接割れ防止する溶接部の金属組織・残留応力の明確化		予熱なしでHT980鋼・低温用鋼の溶接材料		
水素脆化SG	水素侵入低温割れ機構・破断限界の予測		メソスケールでの水素の挙動解析技術の基盤構築		粒界破断限界(水素量・局所応力)の予測手法		最終目標
高温クリープSG	耐熱鋼の合金設計・高精度クリープ予測法の構築		継手強度係数>0.7、3万hクリープ強度100MPaの合金設計とクリープ強度予測技術開発		継手強度係数>0.7、10万hクリープ強度100MPaの合金設計と破断時間推定精度F1.2		
制御鍛造SG	鍛造材の傾斜機能付与技術の開発		母材析出強化最大化・細粒化鍛造プロセスの指針提示		傾斜機能部品のプロトタイプ試作(YS≥1000MPa、≤900MPa両立)		
内部疲労SG	組織・特性予測パーソナルラボシステム開発		組織・硬さ分布予測可能なシステム構築(一般プロセス)		予測システムの構築と検証(開発プロセス)		自動車軽量化
	転動疲労のき裂発生・伝播メカニズム解明		初期き裂の形態・進展の評価技術確立		介在物・応力の影響明確化・寿命予測式の構築		
		基礎・基盤研究ステージ			実用化研究ステージ		

研究開発の予算

	H19年度		H20年度		H21年度		H22年度		H23年度		合計
	委託	助成	委託	助成	委託	助成	委託	助成	委託	助成	
溶接技術SG	296	74	220	93	292	74	72	51	86	68	1,327
水素BRU	128	8	97	18	74	18	0	20	0	25	386
高温クリープSG	105	44	164	95	79	61	118	36	133	154	987
制御鍛造SG	150	155	114	153	145	133	34	48	33	64	1,030
内部起点疲労破壊SG	89	43	53	29	93	44	32	20	41	35	478
小計	768	324	648	388	683	330	256	176	292	345	4,209
合計	1,092		1,036		1,012		432		637		

備考)プロジェクト立ち上げ当初想定事業費58億円

単位:百万円

技術推進委員会 (NEDO主催、3回開催)

氏名	所属	役職
一柳朋紀	(株)鉄鋼新聞社	取締役
国重和俊	香川大学 工学部	教授
粉川博之	東北大学 大学院工学研究科	教授
新田明人	(一財)電力中央研究所 材料科学研究所	所長
※野本敏治	東京大学	名誉教授
松川不二夫	(一財)日本自動車研究所	主席研究員

※は委員長

研究委員会 (研究体(PL)主催、8回開催)

氏名	所属	役職
※粟飯原周二	東京大学	教授
大堀學	日本精工(株)	部長
酒井拓	電気通信大学	理事
高木愛夫	東京電力(株)	マネジャー
福神健字郎	日産自動車(株)	部長
福田祐治	パプコック日立(株)	所長
藤根学	トヨタ自動車(株)	部長
松山晋作	前 神奈川大学	講師
宮崎建雄	ユニバーサル造船(株)	担当部長

※は委員長

ユーザーを含む外部有識者の評価、研究開発費の確保状況等を総合的に勘案し、**達成目標、実施期間、基本計画、研究開発体制等の見直し**を弾力的に行い、運営管理に反映させて研究開発内容の妥当性を確保。

- その他委員会等
- 研究企画委員会(4回/年)
    - PL中心に研究内容の進捗管理・予算配分等の運営方針を協議
  - SG会議
    - SGリーダー中心に実務者レベルで研究内容の進捗確認と方針を協議

SG/BRU	溶接技術SG	水素脆化BRU	高温クリープSG	制御鍛造SG	内部疲労SG
SG会議回数	38回	22回	30回	53回	23回



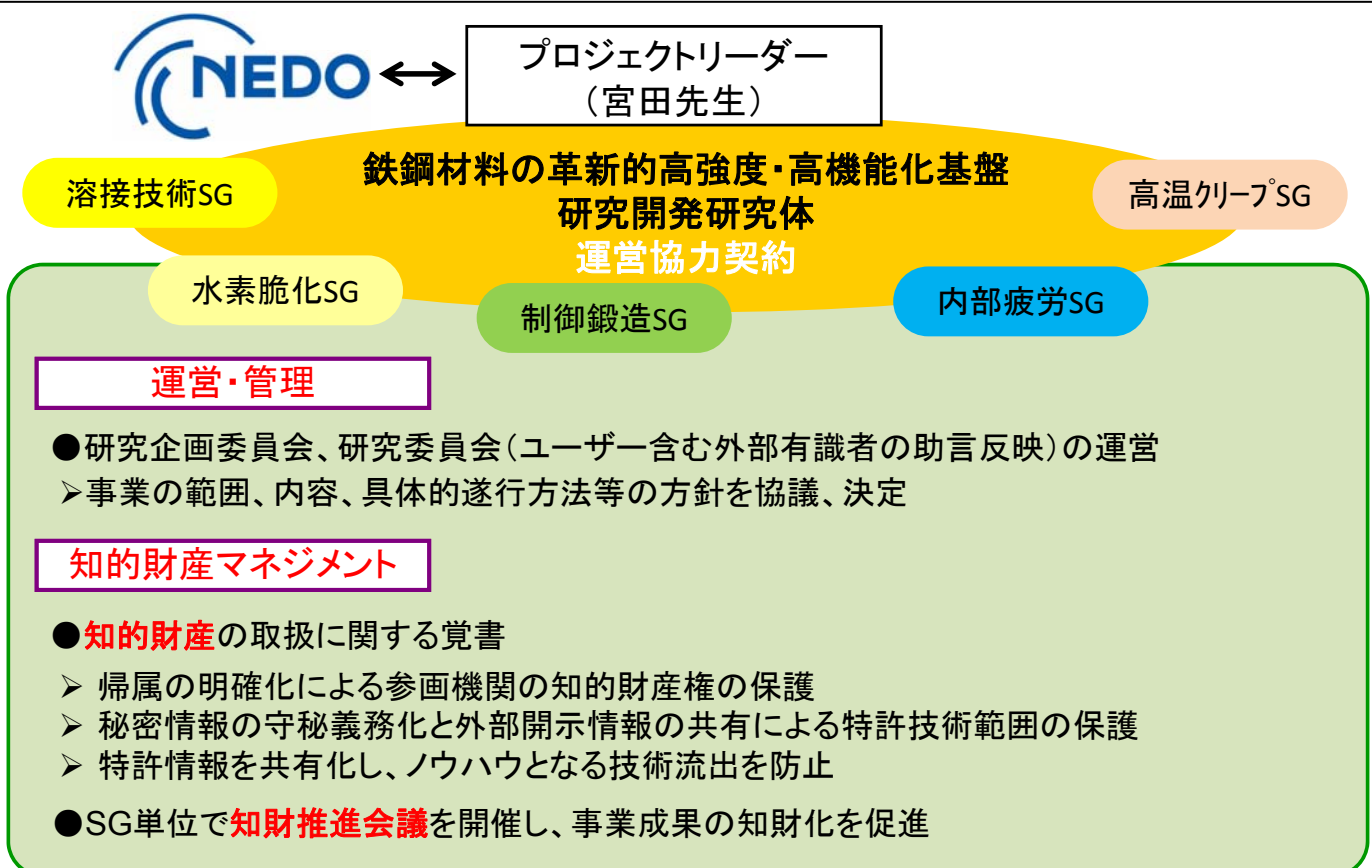
**中間評価結果** (2009年7月3日)

<全体評価> **優良評価**

評価項目	評点(満点:3.0)
1. 事業の位置付け・必要性	3.0
2. 研究開発マネジメント	2.6
3. 研究開発成果	2.6
4. 実用化の見通し	2.0

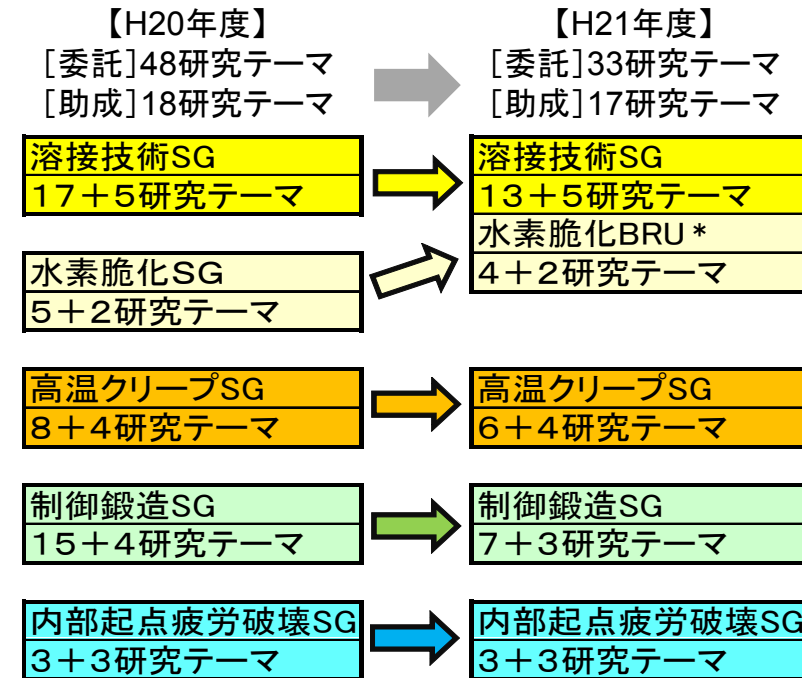
**中間評価提言の反映** ※外部有識者の提言に対する対応は各発表内で明示

今後に対する提言	対応方針
<b>溶接助成</b> ・継手としての総合評価が <b>実用上重要</b> で、大型部材による実用レベルでの検証が望まれる。今後は実際の溶接環境を考慮し、実用化のための十分なデータ蓄積と施工裕度の確保がキーポイントになる。	・ <b>大型部材による実用レベル検証は主要実施項目</b> とする。 ・将来の規格化に資するための定義付け(技術開発要件の数値化と具体化)を行う。
<b>高温C委託</b> ・開発材料の接合法の確立と <b>溶接継手でのクリープ評価研究も助成研究と連携</b> して進めて欲しい。 ・経済効果の大きい <b>長時間クリープ強度予測技術の信頼性確保</b> が重要。	・ <b>継手製作・クリープ評価を助成研究と連携して実施</b> する。 ・ <b>既存鋼を対象に予測手法の確立</b> を測る。新開発材への適用性も助成と連携して評価する。
<b>制御鍛造助成</b> ・実用部品の選定に関して、 <b>早期にユーザーとの接点を作り、対象部品の明確化</b> と“傾斜機能”が付加価値を上げ、競争力を増す。	・ <b>ユーザー企業を訪問し討議</b> することにより、引き続き最新ニーズの収集を図る。
<b>内部疲労助成</b> ・本PJ終了段階では、 <b>微小介在物の検出法や規格化に関する総合的な指針提示</b> を期待したい。	・ <b>微小介在物の評価(超音波探傷、極値統計)と寿命との関係を基に、将来の規格化</b> へ向けたデータ採取を行う。



研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中  
(H20.12技術推進委員会評価結果への対応)

平成21年度の主な変更点



備考) 委託+助成の研究テーマ数

\*Base Research Unit

(1) 出口の明確化を目的に水素脆化SGを溶接技術SGに統合し、連携を強化

(2) 研究テーマの選択と集中

<制御鍛造SG>

・「析出強化」「微細化」の2法で検討。

↓  
「析出強化」に集中

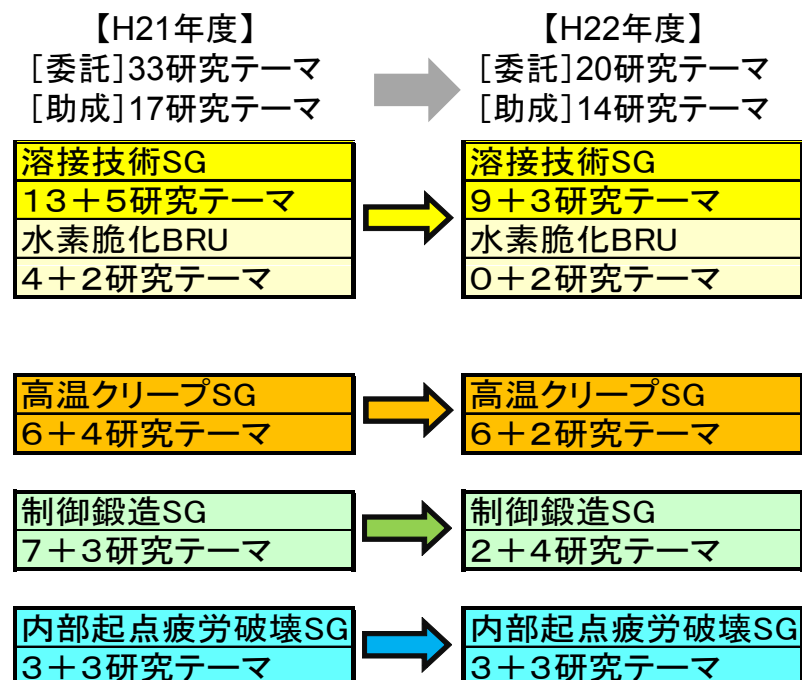
・最終目標(委託)の変更

「降伏強度1000MPa以上でγ域加工でフェライト粒径2μm以下、α域およびα+γ域加工でフェライト粒径1μm以下の超微細粒の実現」

↓  
「降伏強度1000MPa以上を実現するVC析出形態と加工熱処理条件の明示」 中間評価で承認

研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中

平成22年度の主な変更点



備考) 委託+助成の研究テーマ数

(1) 低温用鋼(9Ni)の事業 **早期完了**  
平成21年度までに実用化目途  
**最終目標達成**

(2) 水素BRU委託事業の **早期完了**  
基本的なメカニズム解明、  
**最終目標達成**  
成果は助成事業で活用

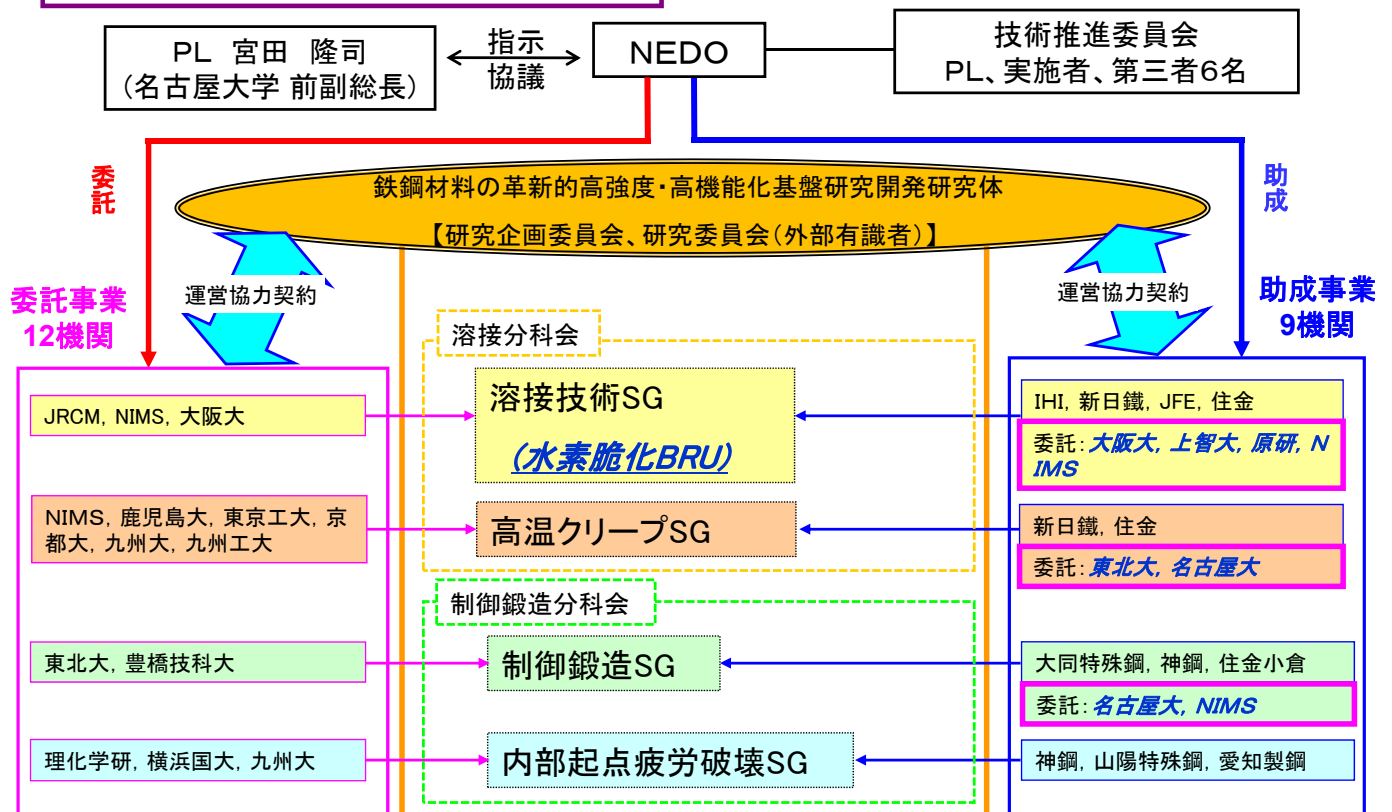
(3) 耐熱鋼の合金設計は **企業研究**へ  
10万h強度の指導原理は取得済み  
**最終目標変更**  
但し、新材料の強度評価は継続

(4) 制御鍛造バーチャルラボシステム  
開発は **企業研究**へ  
システム基盤技術は開発済み  
**最終目標変更**

最終目標の変更(抜粋)

	研究開発項目	中間目標(平成21年度末)	最終目標(平成23年度末)	備考
高温クリープSG	③-5 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計	実溶接継手強度係数0.7以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。	下記a.~e.の実証を通じ、700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数0.7以上の実証の目処。 -a.-フェライト系耐熱鋼;100MPa-at-650℃ -b.-オーステナイト系耐熱鋼;100MPa-at-700℃ -e.-Ni基合金;100MPa-at-750℃	合金設計 →企業研究へ
制御鍛造SG	②-1 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究	母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示	降伏強度1000MPa以上でγ域(900℃)加工でフェライト粒径2μm以下、α域及びα+γ域加工でフェライト粒径1μm以下の超細粒の実現 →降伏強度1000MPa以上を実現するVC析出形態と加工熱処理条件の明示(第2回技術推進委員会の結果反映)	傾斜機能付与鍛造技術 →テーマの絞り込み
	④-2 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築	システムを構成する各モジュール用データベースの構築(一般的な鍛造プロセス使用)	システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マクロシミュレーションモデルの構築(開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルによるシステム検証)	バーチャルラボシステム →企業研究へ

研究開発実施体制(H22年度~)



## 加速財源投入実績

SG	年度	件名	金額(M¥)
溶接技術SG 水素脆化BRU	H19	高輝度光源装置	7
	H19	低温冷却装置装備5MN疲労・大変形引張装置	13
	H19	水素雰囲気溶接熱・応力サイクル再現装置	79
	H19	温度制御・計測システム装備 材料強度・破壊試験装置	14
	H19	高電流形電場指紋照合装置	13
	H19	サーマル電解放出型走査電子顕微鏡装置	39
	H20	横向き繰返し荷重載荷アクチュエータ	17
	H21	その場精密水素分析装置	28
	H22	大型溶接継手の耐低温割れ性評価システム(クリーンMIG)	31
高温クリープSG	H19	陽電子線クリープ試験評価装置	47
	H20	組織・構造解析用試料高精度化装置	10
	H20	微小領域ひずみエネルギー解析装置	21
	H21	フェライト系開発材の国際規格化データ採取	30
	H22	陽電子消滅CDB法計測装置	39
	H23	耐熱鋼損傷評価用クリープ試験機	100
	H23	オンサイト型陽電子消滅寿命測定装置など	58
制御鍛造SG	H19	捻り式熱間加工シミュレータ・高周波加熱装置	22
	H19	超微細結晶方位解析装置	36
	H20	TEM用一軸引張フォルダー	6
	H21	透過型電子顕微鏡用CCDカメラ	13
内部起点疲労 破壊SG	H19	非干渉型3chガウスメータ&マルチトリガーシステム	26
	H20	超精密楕円振動切削装置	5
	H21	前処理成形加工装置	7
	H21	3次元近接センサーシステム	7
	H22	転動疲労寿命評価装置	10

事業原簿 II-53, 54

25

## 加速財源投入実績例(一部)

※加速財源投入で得た成果は各SGの発表内で明示

SG	件名	金額(M¥)	効果
溶接技術SG	大型継手の耐低温割れ性評価システム(クリーンMIG)	31	低温割れ発生防止拘束条件を明確化し、継手の信頼性向上に寄与。溶接工法の規格化基準データを取得し、実用化を加速。
高温クリープSG	耐熱鋼損傷評価用クリープ試験機	100	開発合金のクリープデータを採取し、国際標準の取得に活用。開発鋼の実用化を加速。
	陽電子消滅法によるクリープ強度予測	97	クリープ損傷状態を精度よく検出。現場へ持ち運び可能なシステムとし、実プラントでの配管クリープ損傷の検出を可能に。
制御鍛造SG	TEM用CCDカメラ	13	部品強度を支配する析出VCのサイズ・数密度を精度良く定量化。鍛造部品の強化指針を明確化し、より安価な高強度部品の合金設計に活用。
内部起点疲労破壊SG	転動疲労寿命評価装置	10	疲労寿命評価期間を従来比1/3に短縮し、き裂進展・停留データを拡充。転動疲労寿命予測式を構築し、軸受け部品の信頼性向上に寄与。

**目覚ましい技術的成果を上げたテーマに対し、追加的な資金配賦実施**  
→研究開発を加速し、当該分野で国際競争上の優位性を確立する。

◆ 研究開発成果の普及活動

- 鉄鋼業界、ユーザーの技術者を対象に**成果報告のシンポジウム**を開催(計2回)
- 溶接業界、ユーザーの技術者、一般人を対象に『**2012国際ウェルディングショー**』で**NEDO**ブースを出展し、**研究開発成果(溶接技術SG+水素脆化BRU)**を広く発信
- **成果を広くPRするプレスリリースの実施**
  - 世界最高レベルの発電プラント用鉄鋼材料の設計指針を確立(H24.1.10)
  - 高強度鋼板の溶接技術を開発(H24.4.5)



メイン会場

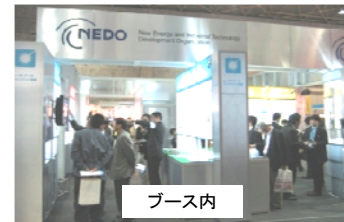


講演概要集

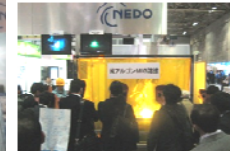


成果物展示会場

鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発シンポジウム



ブース内



クリーンMIG溶接実演ブース

2012国際ウェルディングショー NEDOブース

◆ 研究開発成果の実用化を加速する施策

**次段階の研究となる経産省 A-USCプロジェクトで高性能耐熱鋼の開発成果を活用**

**実施の効果(市場規模／費用対効果)**

**【本PJ事業費用の総額】 42億円**

**【創出される市場規模】 1600億円／年**(2020年時点各社売上げ、成功確率100%)

高強度・高機能鋼・鍛工品市場／各種インフラ市場(造船、橋梁、LNGタンクなど)

**【火力発電建設材料コスト削減】 37億円/基**(100万kWh級)

<前提: 欧州のNi基合金のみによる建設に比較し、その使用量を半分に抑える>

**【省エネルギー効果】 55万kL／年(原油換算)=275億円／年**

(1) 高級鋼の革新的溶接技術

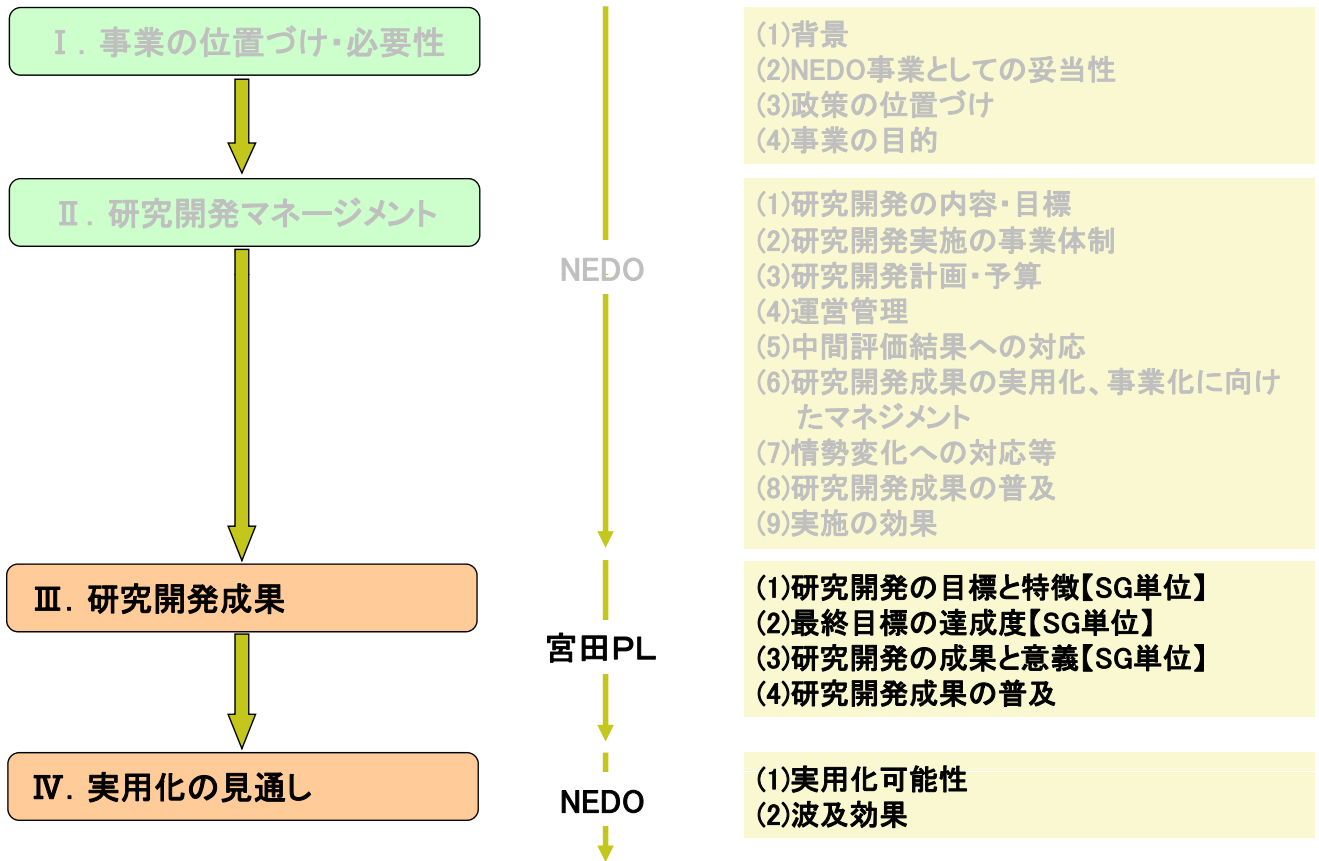
- ① 高級鋼厚板(高強度・低温用)溶接時の予熱・後熱フリー化 : 2万kL/年
- 高強度鋼適用による船舶軽量化(重量軽減率13.2%) : 19万kL/年

② 亜臨界or超臨界火力発電プラントから

超々臨界火力発電プラントへのリプレース(現行効率41%→46%へ向上)  
: 23万kL/年(259万kL/年(寄与率考慮なし))

(2) 先端的制御鍛造技術

自動車鍛造部品の軽量化による燃費改善 : 11万kL/年

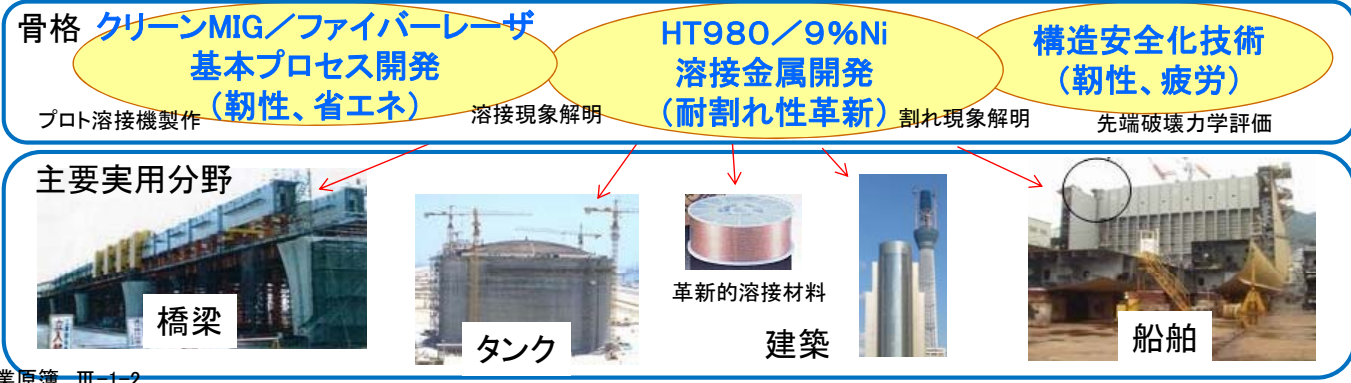


## 溶接技術SG・水素脆化BRU

- (1)研究開発の目標と特徴
- (2)最終目標の達成度
- (3)研究開発の成果と意義

### Ⅲ. 研究開発成果(1) 研究開発の目標と特徴【溶接技術SG+水素脆化BRU】公開

- <目標>** ・高級鋼材の溶接部の強度・靱性・疲労・水素割れ等の課題を解決する施工法及び溶接材料の開発  
 ＊酸素を含まない純Ar雰囲気下でのMIG溶接技術(クリーンMIG)の確立  
 ＊クリーンマルテンサイト高強度溶接金属組織設計の実現  
 ＊予熱・後熱処理なしで割れない溶接金属の開発  
 ・開発技術を基に施工される鋼構造体での目標強度(980MPa以上)及び靱性(-40℃で47J以上)の達成  
 ・低温割れ(水素脆化)現象の解明と低温割れ発生の予測手法の開発
- <特徴>** ・明確な出口: 世界最先端の鋼材、高強度HT980鋼と極低温用9%Ni鋼の溶接技術革新にフォーカス  
 ・最先端への挑戦: クリーンMIGとファイバーレーザー溶接からなる次世代先端溶接技術(世界初)の実用  
 粒界水素量の定量化や原子レベルでの粒界き裂発生挙動の計算科学を用いた解析  
 ・組織制御の革新: 従来組織利用(単相、二相)から三相組織(利用)制御への飛躍  
 マルテンサイト+フェライト組織に残留オーステナイトを積極活用する三相組織の実用は世界初  
 これによる、強度・靱性・疲労・水素割れ等の背反特性の兼備という組織制御技術の革新を狙う



事業原簿 Ⅲ-1-2

31

### Ⅲ. 研究開発成果(2) 最終目標の達成度【溶接技術SG+水素脆化BRU】公開

検討項目	研究開発成果	達成度
委託①-1) 助成③-1) クリーンMIG溶接プロセス技術の開発	・世界初のクリーンMIGの溶接安定化制御条件を明示。汎用溶接機へ制御条件をノウハウ化のためROM化して提供。クリーンMIG溶接プロト機の導入、施工性把握。	◎ ○
委託①-2) 助成③-2) ファイバーレーザー、レーザー・アークハイブリッド溶接の高級鋼適用技術開発	・板厚12mmでのレーザー突合せ継手において、Gap変動(0~1mm)に対応できる裏当て金無しでのJIS1類の高品質安定ビード形成法を開発した。条件裕度の拡大は実用化への重要な成果。大型実模擬構造体で施工安定性を実証。	◎ ○
委託①-3) 助成③-3) 助成③-4) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究	・Ni-Cr系での低温割れ抑止において、拡散速度が遅いことが水素の集積を軽減し、遅らせることを明示。且つ予熱フリーには5%程度のオーステナイト量が必要であることを明示。高強度鋼用プロトタイプ溶接材料の成分を確定。低温用鋼プロトタイプ溶接材料の開発完了。	◎ ○ ○
委託①-5) 助成③-6) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の解明、信頼性確保のための予測手法の構築	・空孔、転位、炭化物、粒界の混在する系での粒界水素量を予測するプログラムのプロトタイプを作成。単純化した金属組織を持つ1000MPa高強度鋼での局所応力一局所水素量に基づく破断限界の取得。	◎ ○

事業原簿 Ⅲ-1-7~10、12、16~19、21

達成度: ◎最終目標を超過達成、○最終目標を達成

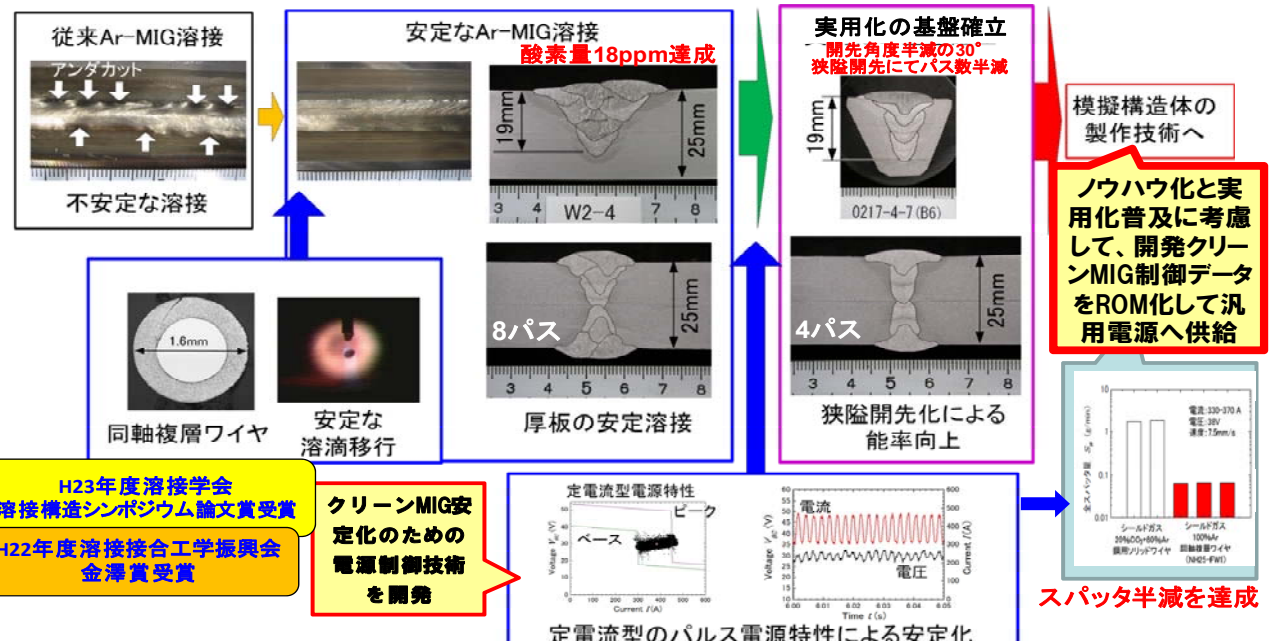
32



クリーンMIG溶接プロセス技術の開発

同軸複層ワイヤ法

最適成分設計された同軸複層ワイヤと定電流特性型パルス制御による純アルゴンMIG溶接技術(世界初)を開発した。  
 最適条件下で酸素量18ppmで従来より開先角度を半減した狭隘化でパス数の半減を実現し、同時に従来のスパッタ発生量の半減以下を達成した。

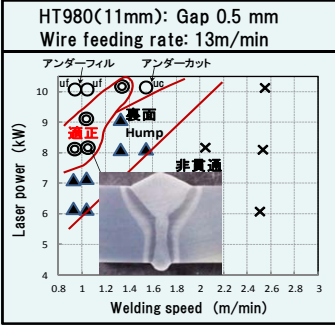




ファイバーレーザー・アークハイブリッド溶接プロセス技術の開発

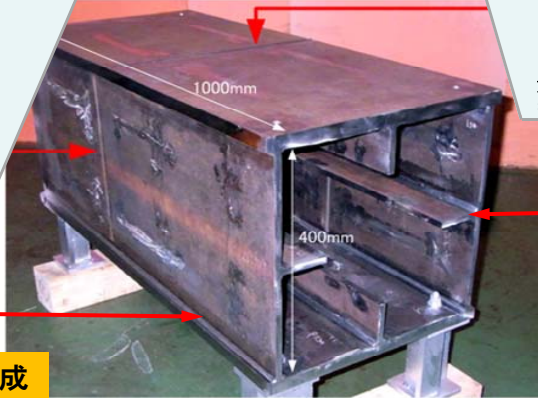
**板厚12mm高強度鋼**  
レーザー・アークハイブリッド突合せ貫通溶接

アーク力と溶着量の最適バランスから裏当て金無しでギャップ0~1mmにおいてJIS1類ビード形成を高強度鋼で達成した(世界初)。



ギャップ裕度拡大は  
実用化への  
重要な成果

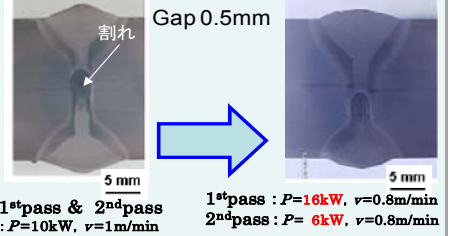
大型橋梁モックアップの  
製作で実用性を検証



片面1パス隅肉溶接の達成

**板厚25mm高強度鋼**  
レーザー・アークハイブリッド両面2パス溶接

ギャップの存在によって2パス目ビードにて発生する割れを抑止するため、初層パス大出力施工と裏面パス小出力施工の最適溶接条件バランスで、ギャップ0~1mmにおいて無欠陥溶接を達成した。



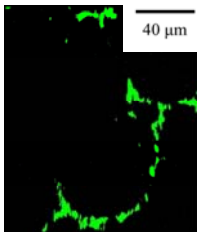
両面2パス疲労強度改善  
隅肉溶接の達成

残留オーステナイトを積極活用する溶接金属組織設計

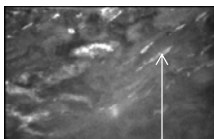
一例

Ni-Cr系溶接金属の  
残留オーステナイト

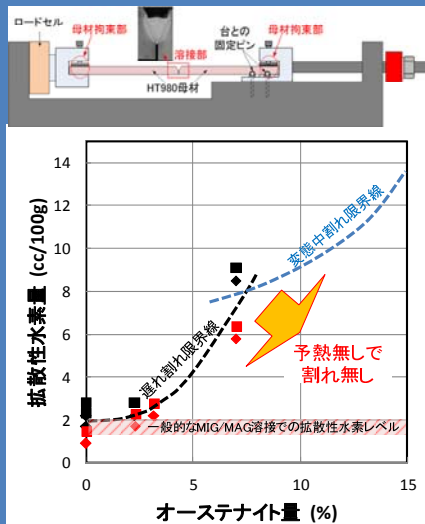
①凝固セル界面の  
オーステナイト  
(EBSD解析結果)



②マルテンサイト相  
のラス界面のオース  
テナイト

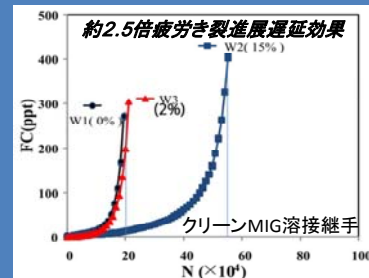


拘束割れ(RRC)試験によりクリーンMIG溶接金属の低温割れ発生挙動を計測



実用拘束条件下における予熱無しでの低温割れ抑止限界を明示

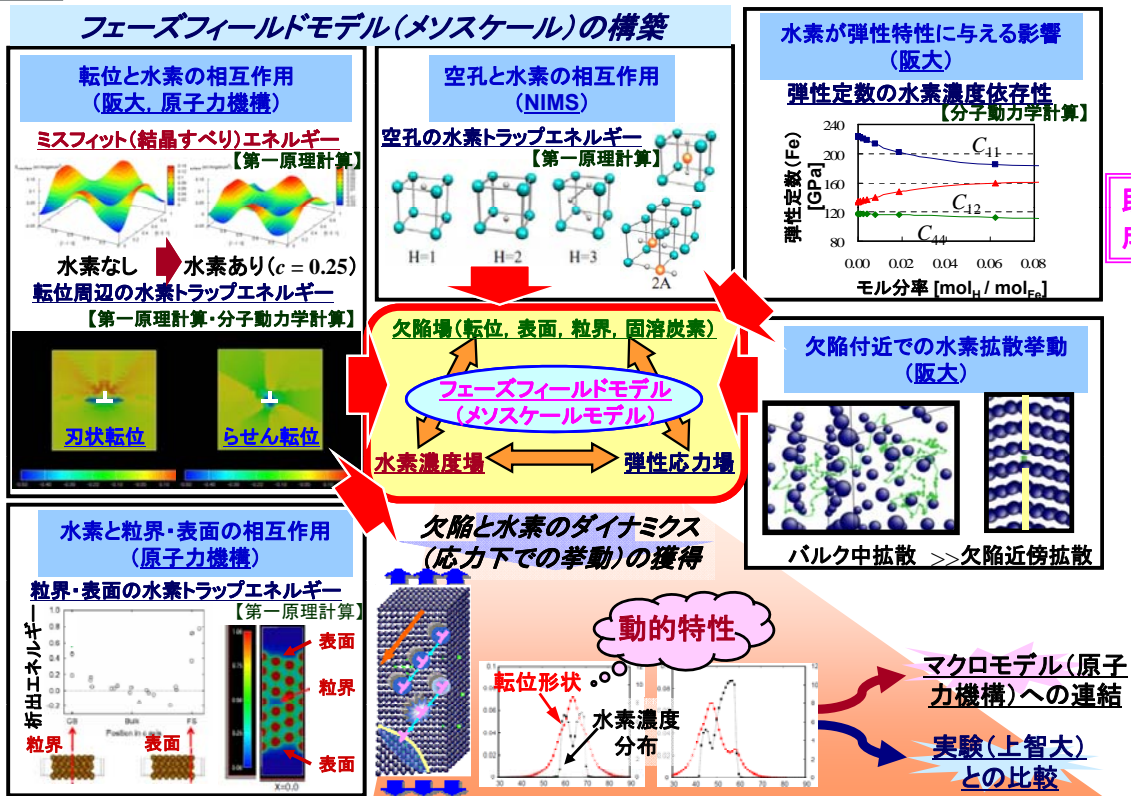
FSM(電場指紋法)によりクリーンMIG溶接金属のキ裂進展を計測



クリーン溶接金属において、マルテンサイトに7%以上の残留γが存在するとき、トリップ効果により疲労き裂の進展が2.5~4倍遅延することを明示(世界初)

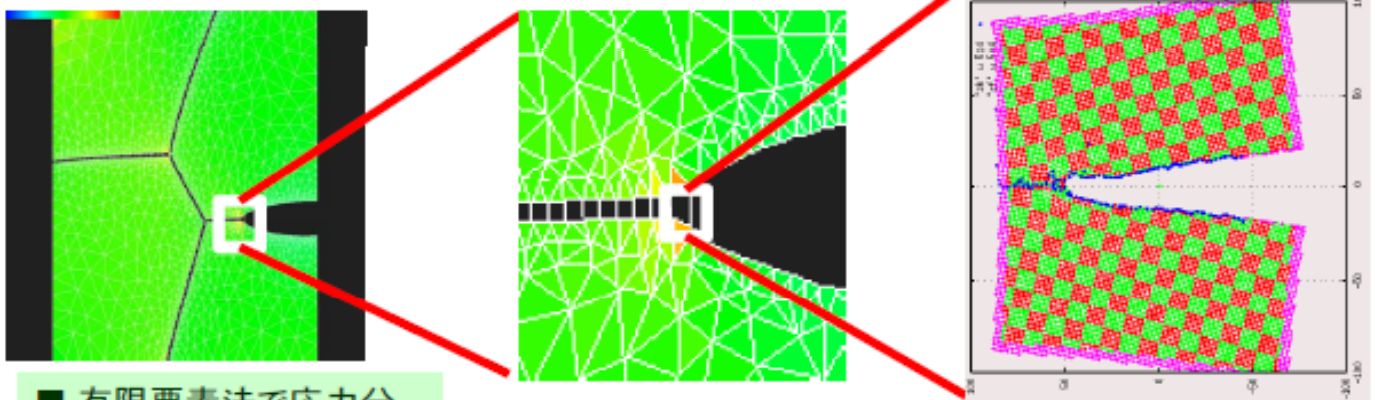
■ 目標1)

水素存在状態と拡散移動に関する研究全体像



粒界亀裂のメソスケールモデルの構築

原子スケールの分子動力学計算の結果を有限要素計算に使用



■ 有限要素法で応力分布を計算

■ 有限要素法で水素の拡散による存在状態の時間変化を計算

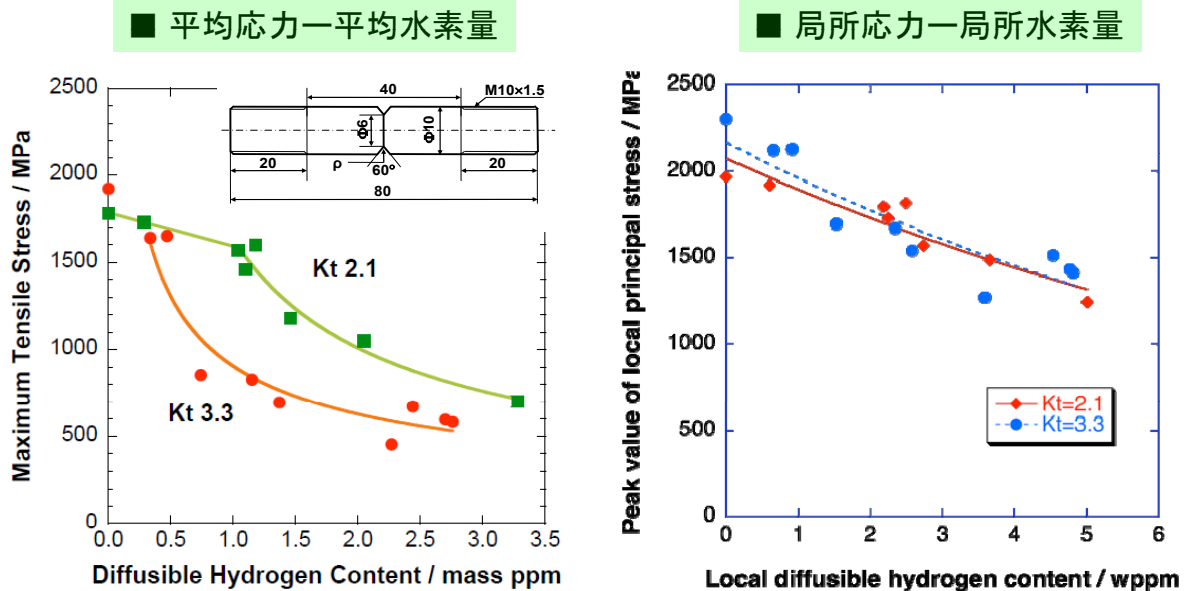
■ 亀裂先端では特別な有限要素(XFEM)を使用  
水素濃度と応力拡大係数に応じて亀裂を進展させる

■ 水素が偏析した粒界亀裂先端の分子動力学計算により、水素濃度に依存した臨界応力拡大係数K<sub>Ic</sub>を計算しておく

外部応力1GPa, 水素濃度5wppm, 初期亀裂3μmの場合に水素拡散に律速された 1μm/sec 程度の遅い亀裂進展を再現。

局所応力-局所水素量を数値シミュレーション  
 →K値に依存しない、破断限界マスターカーブ

### 破断限界マスターカーブの妥当性を確認



事業原簿 Ⅲ-2.3-19

TS=980MPa級、焼き戻しマルテンサイト鋼

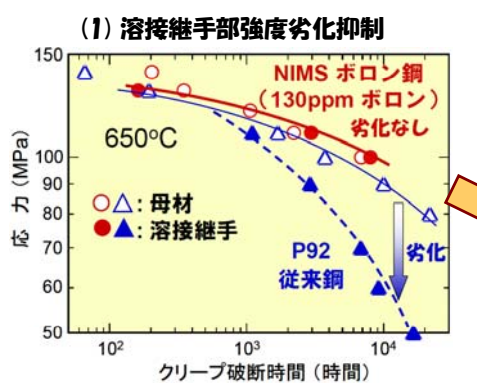
39

## 高温クリープSG

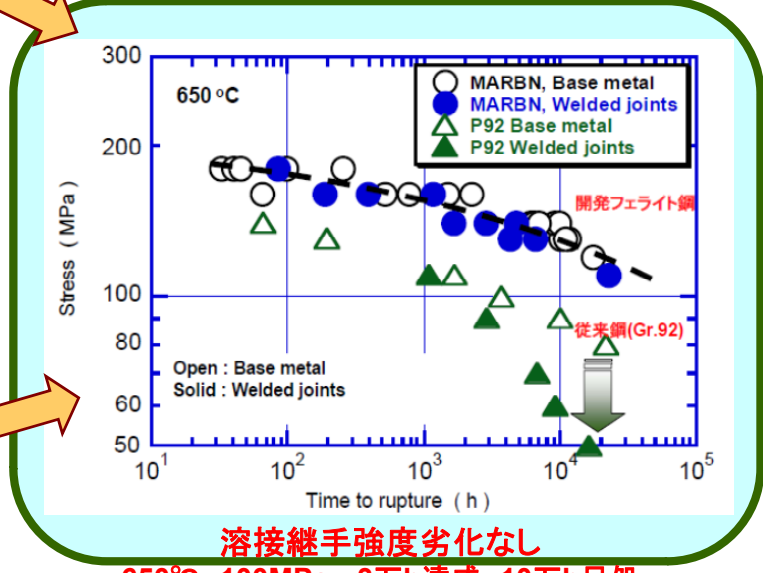
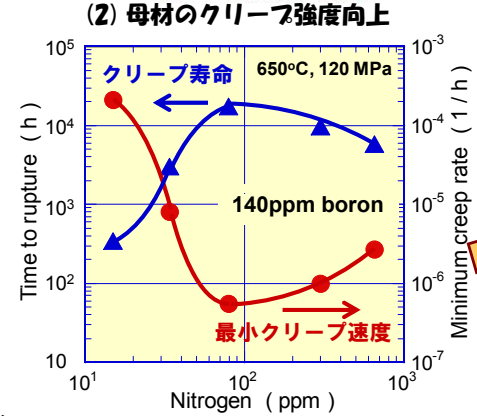
- (1)研究開発の目標と特徴
- (2)最終目標の達成度
- (3)研究開発の成果と意義



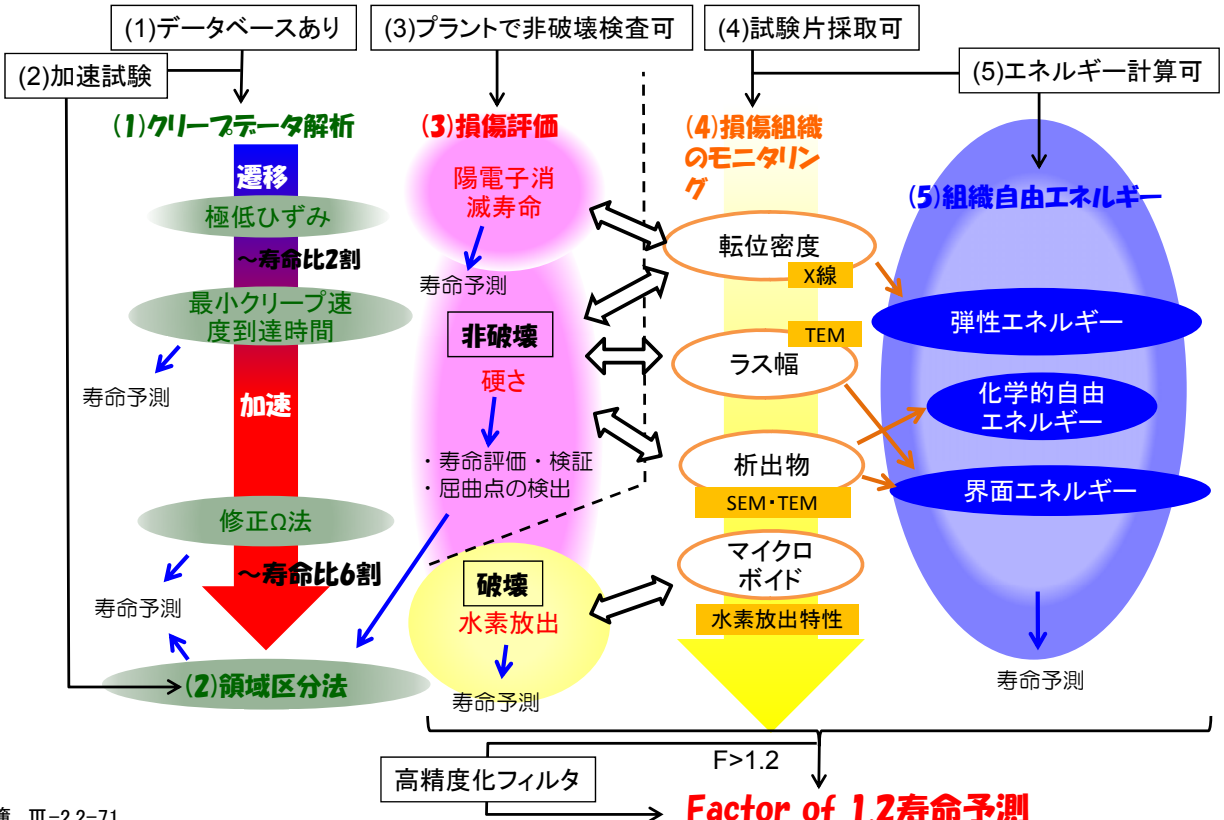
650°C、100MPaフェライト鋼の開発と溶接継手の強度劣化抑制



▶高ボロンの固溶により、溶接継手強度劣化抑制  
(世界初の劣化機構の金属組織学的解明による)  
▶ボロン・窒素添加量の最適化により、強度向上  
(窒化ボロンが生成しない範囲で、窒素を高める  
世界初の合金設計：固溶ボロン、MX析出強化)



寿命予測プロシージャ(フェライト鋼母材の例)



● **最終目標、10万時間、100MPa を達成する合金設計指針を提示  
溶接継手強度係数 > 0.7 を確認(世界最高、世界初)**

1. 650℃用フェライト系耐熱鋼: 高B低N鋼を提案、溶接部劣化抑制法開発  
世界最高権威のASME規格への登録
2. 700℃用オーステナイト系鋼: 金属間化合物粒界析出強化鋼を提案  
(18Cr-30Ni-3Nb鋼)  
企業研究移行による試作材での実用性評価

● **破断時間推定精度 Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定法  
を提案し、組織診断プラットフォームを構築(世界初)**

1. 組織劣化パラメータによる新劣化診断法(局所結晶方位測定法、組織自由エネルギー法、極小SPクリープ試験法、硬さモデル法、陽電子消滅寿命法、水素放出特性法等)を確立
2. クリープ強度新解析法(クリープ機構領域区分法、最小クリープ速度寿命法等)の提案
3. 組織診断プラットフォームの構築、組織劣化パラメータ組合せによる高精度化  
経産省 A-USCプロジェクト研究の中での次段階研究開始

## 制御鍛造SG

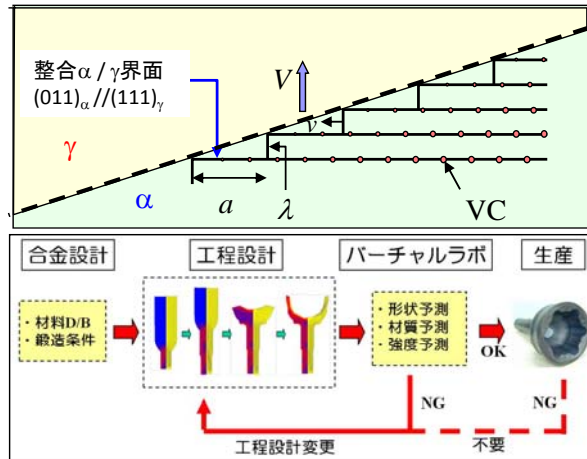
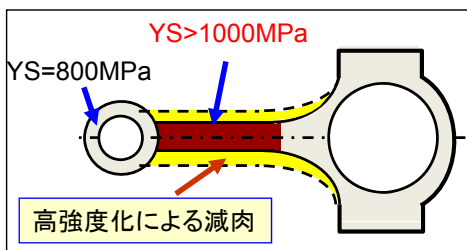
- (1) 研究開発の目標と特徴
- (2) 最終目標の達成度
- (3) 研究開発の成果と意義

<目標>

- ・同一部材内で、高強度部1000MPa以上、軟質部900MPa以下の傾斜機能を発現できる VC(バナジウムカーバイド)析出制御による高強度化の鍛造技術の開発
- ・組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の研究
- ・プロトタイプ鍛造技術を生かした試作(コンロッド、ハブ、シャフト模擬部品等)

<特徴>

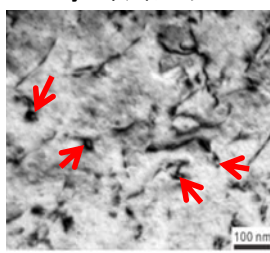
「フェライト+パーライト」組織において、相界面析出するVCの粒度および析出量(分布や平均粒子の半径分布)の最適化により高強度化を図る。また同時に、軟質化条件の最適化により高強度部と軟質部の造り込みプロセスを確立する。



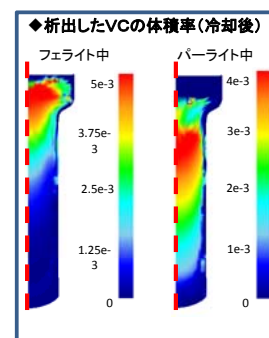
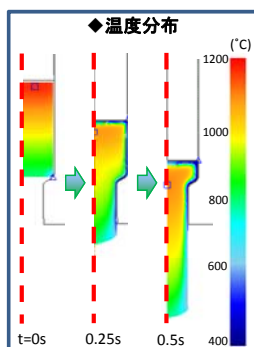
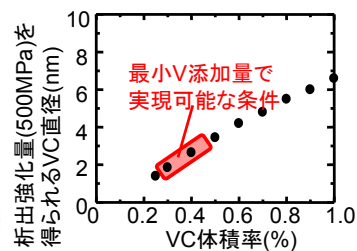
検討項目	研究開発成果	達成度
委託②-1) 助成④-1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計、プロセス開発	・VC析出強化メカニズムの解明と強化量の定量予測式を構築。 同一成分鋼による2種類の加工熱処理条件で降伏強度1000MPa、軟質部900MPa以下を併せ持つ傾斜機能付与技術を提示。	○ ○
委託②-2) 助成④-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発及びデータベース構築	・VCの固溶・析出予測モジュール、相変態モジュール、組織強度予測モジュールを構築し、一般鍛造プロセスにおけるV添加非調質鋼の組織と降伏強度の分布予測可能な有限要素解析システムを完成した。	○※ ○※

【特記】バーチャルラボシステムの最終目標は企業の自主研究で実施  
 達成度: ○最終目標を達成、※平成21年度中間目標を達成終了

1%引張変形材での  
 オロワングループ



$d_{VC} = 4.4 \text{ nm}$



②-1 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

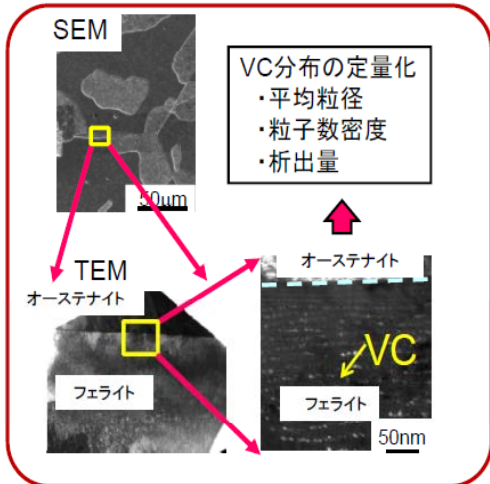
VC析出制御による高強度化

開発の狙い VC相界面析出による中炭素鋼の高強度化機構の解明

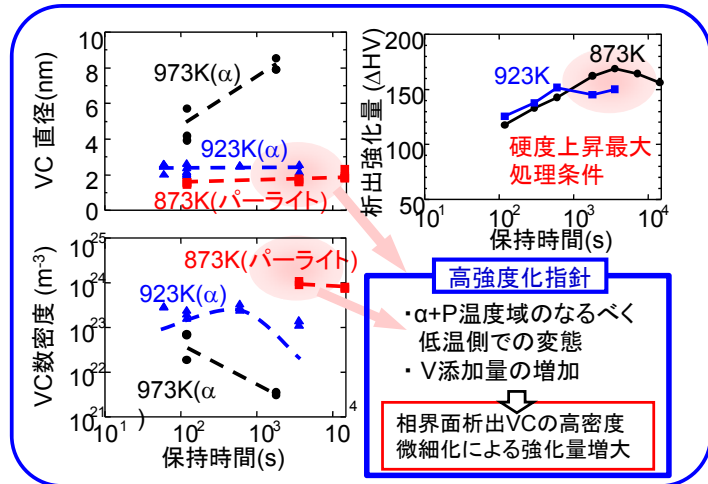
- 成果
1. 相界面析出VC分布の定量評価法の確立
  2. 析出組織の定量化による高強度化指導原理の明確化

⇒ 助成事業の降伏強度 1000MPa達成に貢献

相界面析出VCの定量化技術の確立

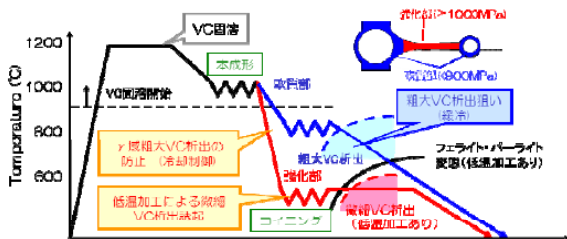


中炭素鋼でのVC相界面析出による高強度化指導原理

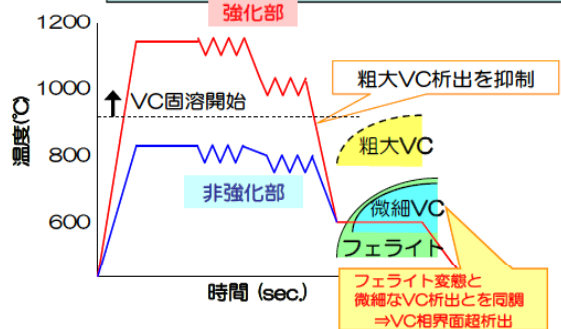


高強度化・傾斜機能付与 (助成：析出Gr.)

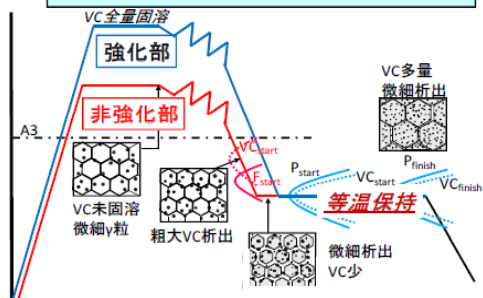
(a) 低温での加工(+保持)を加える強化・軟化ルート(大同特殊鋼)



(b) 加熱温度差を利用した強化・軟化ルート(神戸製鋼所)



(c) 低温保持による強化・軟化ルート(住友金属小倉)



◆ 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発の達成状況

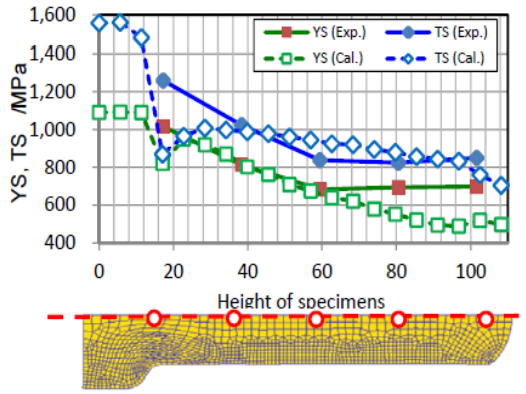
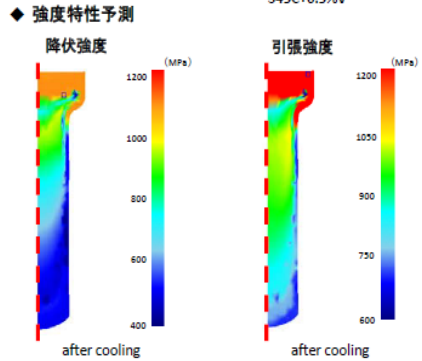
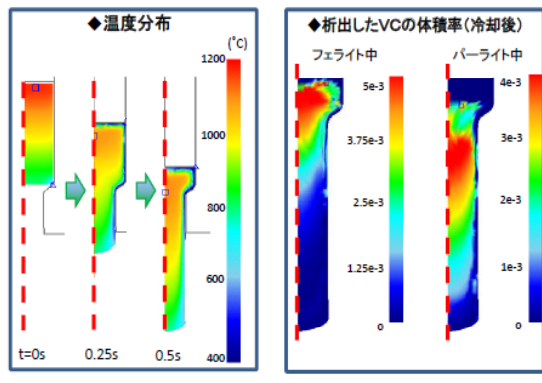
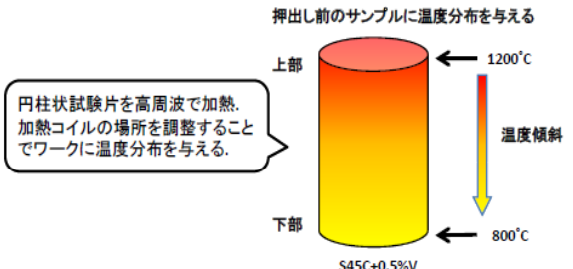
(VCの相界面析出による強化機構の活用ルートとして3種類を開発)

プロトタイプ部品試作



②-2 特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術研究  
 材質予測FEM鍛造システム

傾斜加熱 → 熱間前方押し  
 VC析出の傾斜化 → 強度傾斜  
 > 実測の強度とバーチャルラボシステムを使った計算値を比較

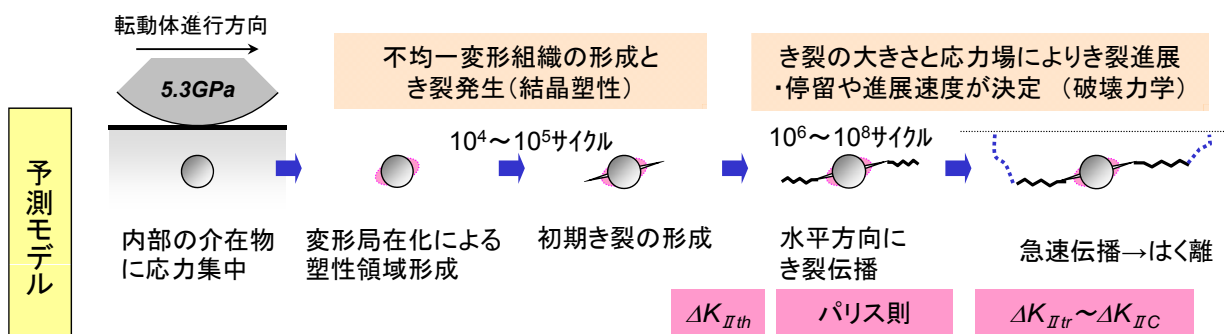


# 内部起点疲労破壊SG

- (1)研究開発の目標と特徴
- (2)最終目標の達成度
- (3)研究開発の成果と意義

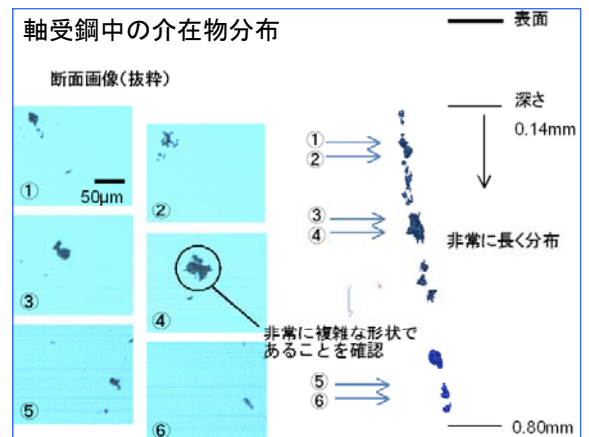
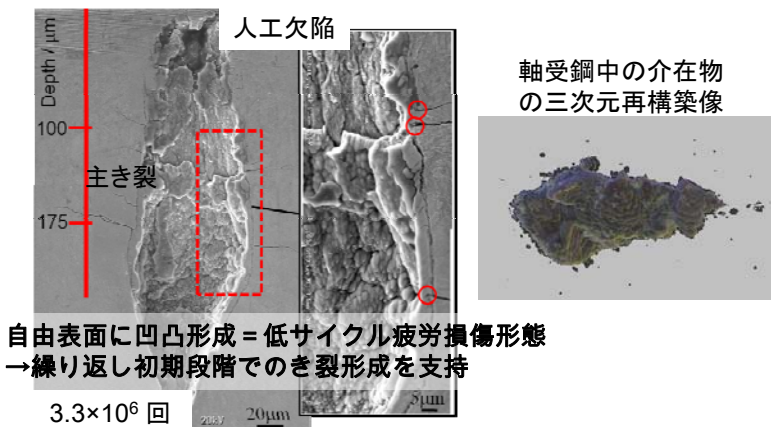
- <目標>**
- 転動疲労によるき裂発生から剥離に至るまでのメカニズム解明
  - 剥離までの寿命予測手法の確立
- <特徴>**
- 開発したき裂生成・伝播挙動の可視化技術を駆使して、転動疲労破壊モデルの充実化を図る。
  - 対象介在物を酸化物に加え、窒化物や硫化物へ拡張。
  - 非金属介在物からのき裂や損傷の3次元観察データを充実させ、データベース化して統計的な評価を行い、材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の寿命予測式を構築。
  - 目標寿命および限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化。

転動疲労における各過程の高度評価技術を確立 → メカニズム解明のための情報取得、寿命予測式の基盤構築



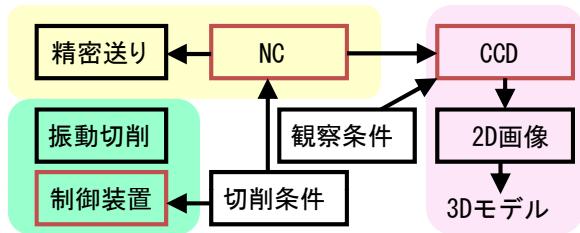
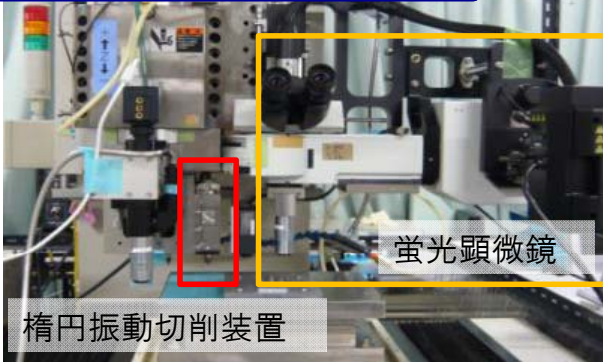
検討項目	研究開発成果	達成度
先端的制御鍛造技術の開発 委託②-3) 助成④-3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明及び非金属介在物組成・サイズ制御指針提示	<ul style="list-style-type: none"> <li>・鉄鋼材料における転動疲労初期き裂の3次元観察基礎技術を確立</li> <li>・転動疲労き裂の発生から剥離に至るメカニズムを導き、非金属介在物と応力の影響を明確化</li> <li>・非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築し、転動疲労初期き裂の発生要因を抽出</li> <li>・材料力学と材料因子の両方を考慮した転動疲労の寿命予測式を構築</li> </ul>	◎ ○

達成度：◎最終目標を超過達成、○最終目標を達成

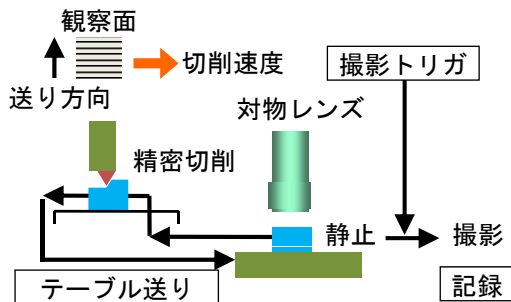


「精密切削による鉄系材料内介在物の高速自動観察手法の確立は、世界初」

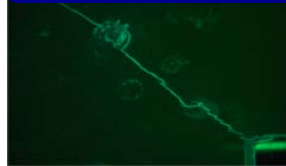
3次元内部構造観察システム



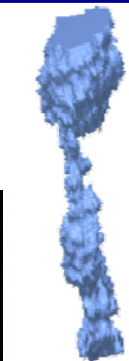
- ・介在物含有試験片の多断面・高速観察
- ・疲労試験片内の初期疲労き裂観察



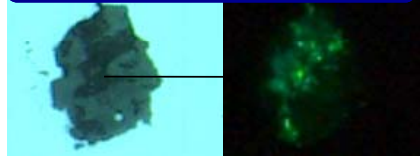
き裂を明確識別



介在物の3次元構造



介在物内部空隙の確認

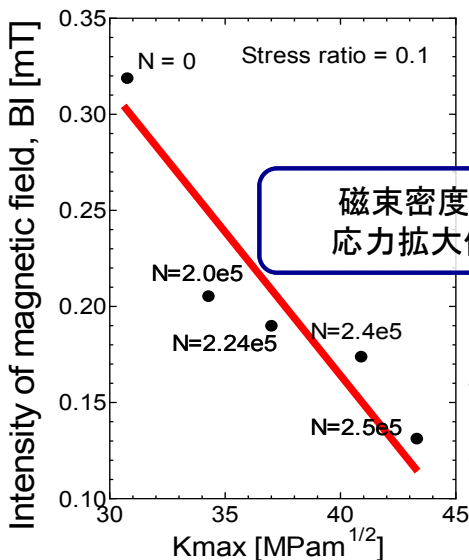
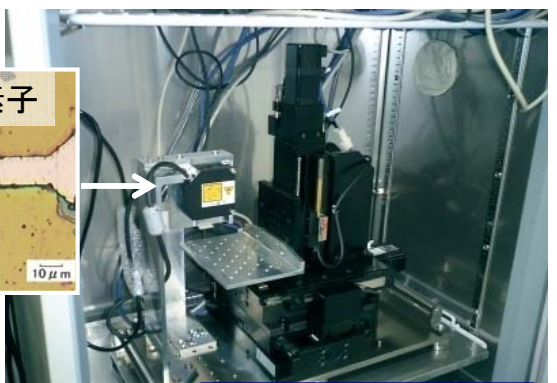


「磁場顕微鏡による疲労き裂先端の動的評価手法の確立は、世界初・最高水準」

<磁場観察システム>

- き裂先端の塑性域拡大を検出
- 繰返し数毎の磁場分離
- 室温大気中・高精度・高分解能 (X線法の2000倍)

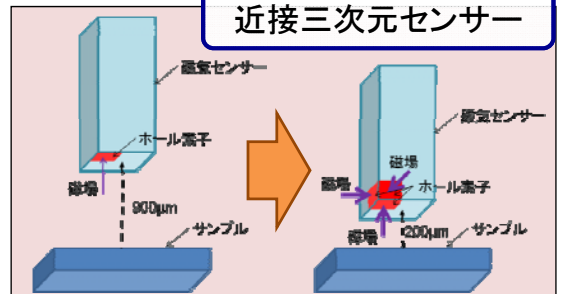
(高精度ステージ, 恒温環境, 防磁環境, 位置制御, データ分割)

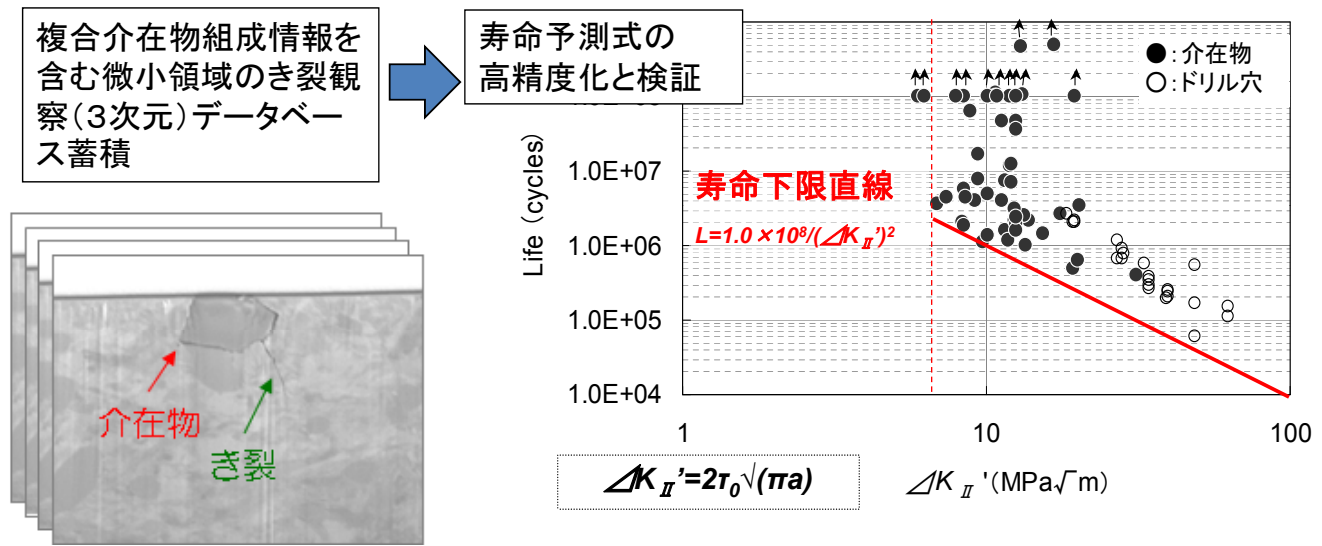


磁束密度:き裂進展に  
応力拡大係数と強い相関性

新技術の発展性  
→ Activeなき裂の観  
察データから応力拡大  
係数を見積る

近接三次元センサー





- ★酸化物系介在物の大きさの異なる材料による検証
  - ★MnS系またはTiN系介在物の大きさの異なる材料による検証
- ⇒最悪寿命予測の考え方に矛盾しないことを確認。

	H19	H20	H21	H22	H23	計
特許出願	3	8	7	10	6	34件
論文投稿(査読付き)	0	42	23	17	18	100件
研究発表・講演	23	91	71	59	60	304件
受賞実績	0	1	1	2	6	10件
新聞・雑誌等への掲載	4	4	13	8	8	37件
展示会、シンポジウム等	0	0	1	0	2	3件

【受賞実績例】

平成24年5月31日現在

- ◆ 文部科学大臣表彰(平成21年、平成22年)
- ◆ 日本金属学会、日本鉄鋼協会、日本物理学会、溶接学会 各学会論文賞、若手講演論文賞等
- ◆ Thermec Distinguished Award, 2011
- ◆ Best Paper Award of ICMAM2011

鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化  
基盤研究開発プロジェクト シンポジウム



- ◆ 第1回(H21.4.14-15): 講演数74件、参加者約400名
- ◆ 第2回(H24.1.12-13): 講演数61件、参加者445名

プロジェクト新聞掲載の一部例



'12.1.11  
日経産業新聞

'12.2.10  
日経産業新聞

'12.4.11  
日刊工業新聞

'09.4.21  
溶接専門紙  
(産報出版)

2012国際ウェルディングショーへの成果物展示  
(溶接技術SG+水素脆化BRU、'12.4.11-14)



- ◆ ブース来場者; 3,653人、名刺情報交換; 1,209
- ◆ 日刊工業新聞(2回)、日経産業新聞等、業界紙4紙面、5つのWebサイトに掲載
- ◆ 日経BP、日本工業出版、産報出版の取材・寄稿

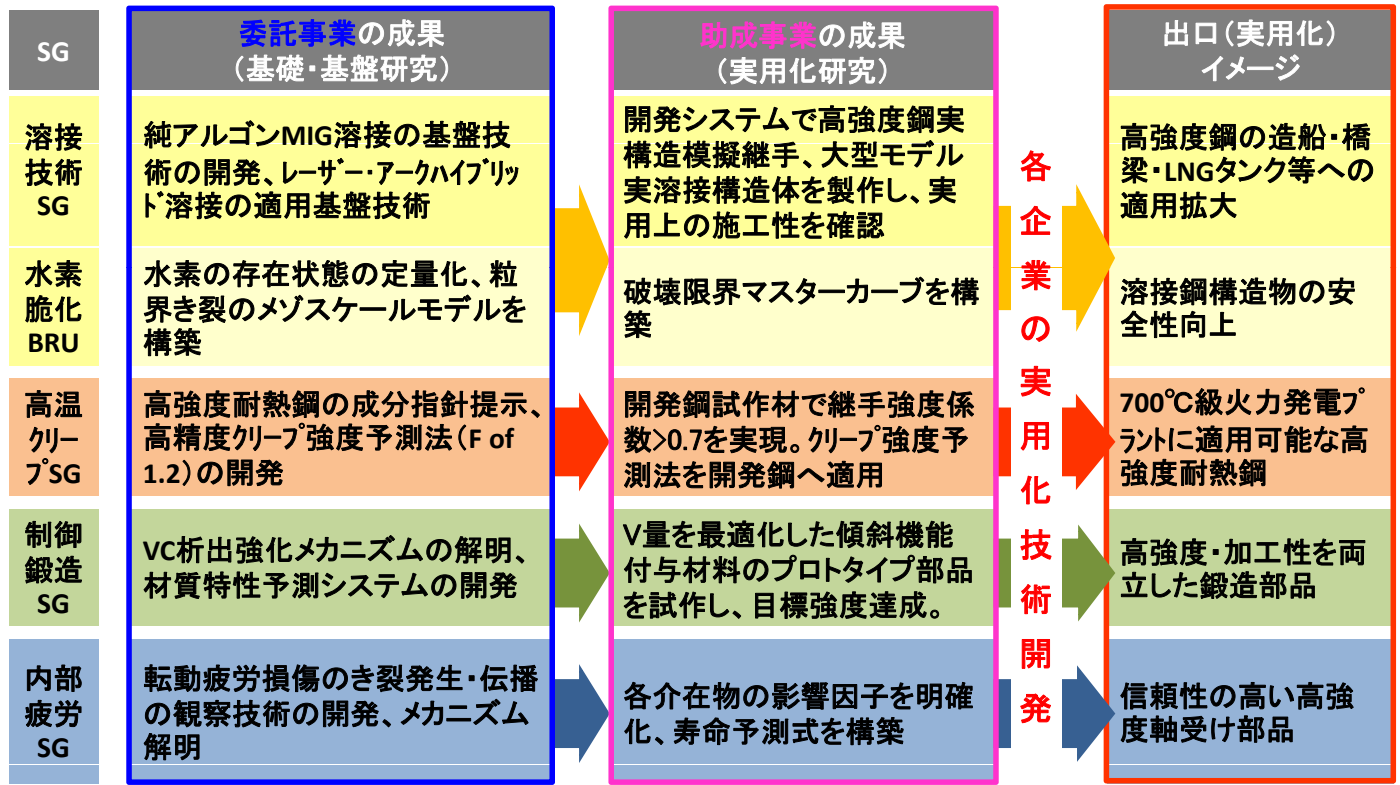
Ⅳ. 実用化の見通し

(1)実用化可能性

(2)波及効果

# IV. 実用化の見通し(1)実用化可能性(研究成果の展開)

公開




委託事業→助成事業の連携で得られた成果は、実用化開発へ展開

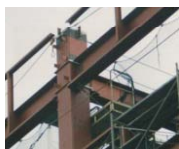
# IV. 実用化の見通し(1)実用化可能性、(2)波及効果【溶接技術SG】

公開


【HT980】



建築鉄骨




水圧鉄管




橋梁

【低温用鋼】  
- LNGタンク -



~2025



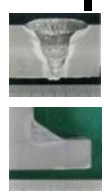
【実用化のための確認済項目】

- ・継手性能
- ・予熱フリー化
- ・大型試験: 安全性確認
- ・モックアップ試験: 施工性確認

適用部位の確定・データ検証

客先承認(認証)・設計(設計応力向上→板厚低減)

実機溶接装置の開発・溶接ワイヤの量産、性能保証



980MPa高強度鋼・低温用鋼の  
想定市場(～10年後)

対象	市場規模	鋼材重量	備考
橋梁	国内	¥2200億/年	25万トン/年* *:クリーンMIG適用≒20%
	国内	¥250億/年	5250トン/年
LNGタンク	海外	¥800億/年	21000トン/年 Ar入手可能地域に限る

(注) 水圧鉄管: HT980鋼材量≒現状×1.5

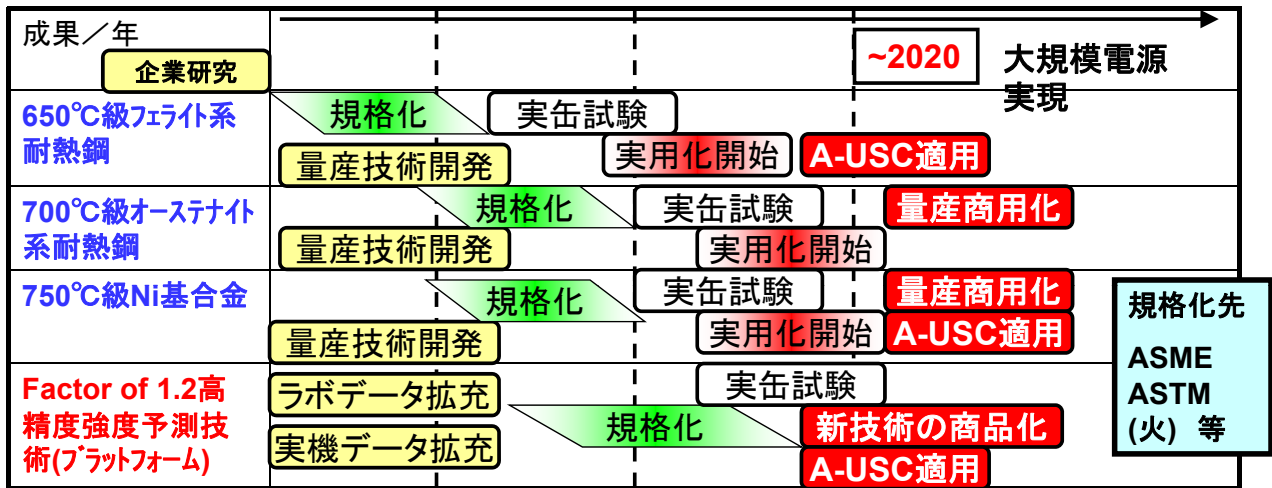
【クリーンMIG溶接の適用効果例】

- 橋梁
  - ・許容応力向上による板厚低減
  - ・予熱フリーによる工数削減
  - ・板厚低減による工数削減、工期短縮
- LNGタンク
  - ・許容応力向上による板厚低減
  - ・溶接材料の低減
  - ・Ni量低減による低コスト化 & レアメタル低減

実機適用

・鉄鋼メーカー: 高級鋼の拡販(世界規模)  
 ・ファブリケータ: シェア拡大(世界規模)  
 ・社会的貢献: トータル&ライフサイクルコスト削減

#### IV. 実用化の見通し(1)実用化可能性、(2)波及効果【高温クリープSG】公開



規格化先  
ASME  
ASTM  
(火)等

#### 波及効果

・A-USCプラントへの開発鋼の適用  
(想定市場規模 2025年頃大規模実用化)  
★国内対象量 100万t(約一兆円市場)  
★海外向け対象量 200万t(二兆円市場)  
<リプレイス等を含む10年間試算/独占>

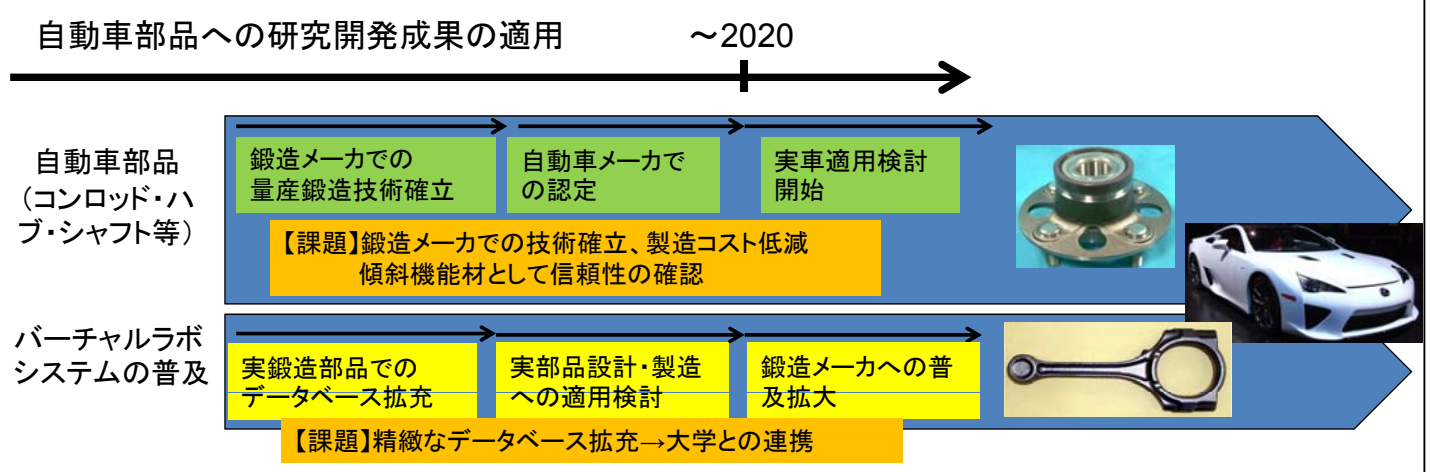


開発成果実用化による資源、環境負荷低減

	現在(2012)	将来(2018)
蒸気条件	600°C、25MPa	700°C、35MPa
発電効率	42%	48%[世界最高]
CO <sub>2</sub> 削減率	発電分野5%、日本全体2%減	

◎高効率プラントを戦略輸出商品とでき、石炭産出国、または途上国のプラント建設に貢献  
◎日本の中核電源として機能し、3000~5000万kWの電力を低資源リスクで供給可能。

#### IV. 実用化の見通し(1)実用化可能性、(2)波及効果【制御鍛造SG】公開



#### 波及効果

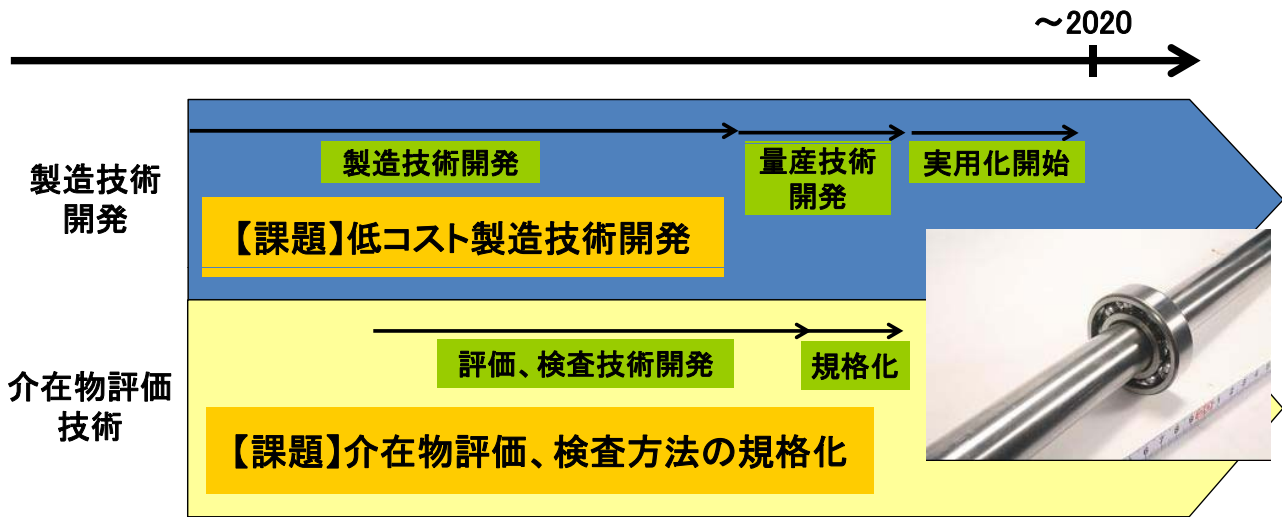
想定市場規模(2025年頃実用化想定)  
コンロッド、ハブ、クランクなどの  
自動車鍛造部品用の素材  
→国内対象量 150万t(約1500億円市場)

自動車部品への開発成果適用による軽量化・省エネ効果

- 軽量化効果(想定) : 14kg/台の軽量化
- 燃費改善効果 : 約0.2km/L改善
- CO<sub>2</sub>削減量(原油換算) : 約11万kL/年

★鉄鋼、自動車産業におけるグローバル競争力を大幅に強化！  
★加えて、CO<sub>2</sub>排出量低減などの社会問題に大きく貢献！

# IV. 実用化の見通し(1)実用化可能性、(2)波及効果【内部疲労破壊SG】公開



## ■本研究開発成果の自動車への展開

想定市場規模(2018年実用化想定)  
自動車部品用軸受け鋼  
国内 18.9万t(約1350億円市場)

軽量効果 (ユニット重量)	1.85kg	→ 31%	1.27kg
燃費改善効果	15.10km/L		15.23km/L
省エネ効果 (原油換算)	53.5万kL/年		

# IV. 実用化の見通し(1)実用化可能性、(2)波及効果 公開



**実用化・事業化の見通しの詳細は各社から個別に報告**

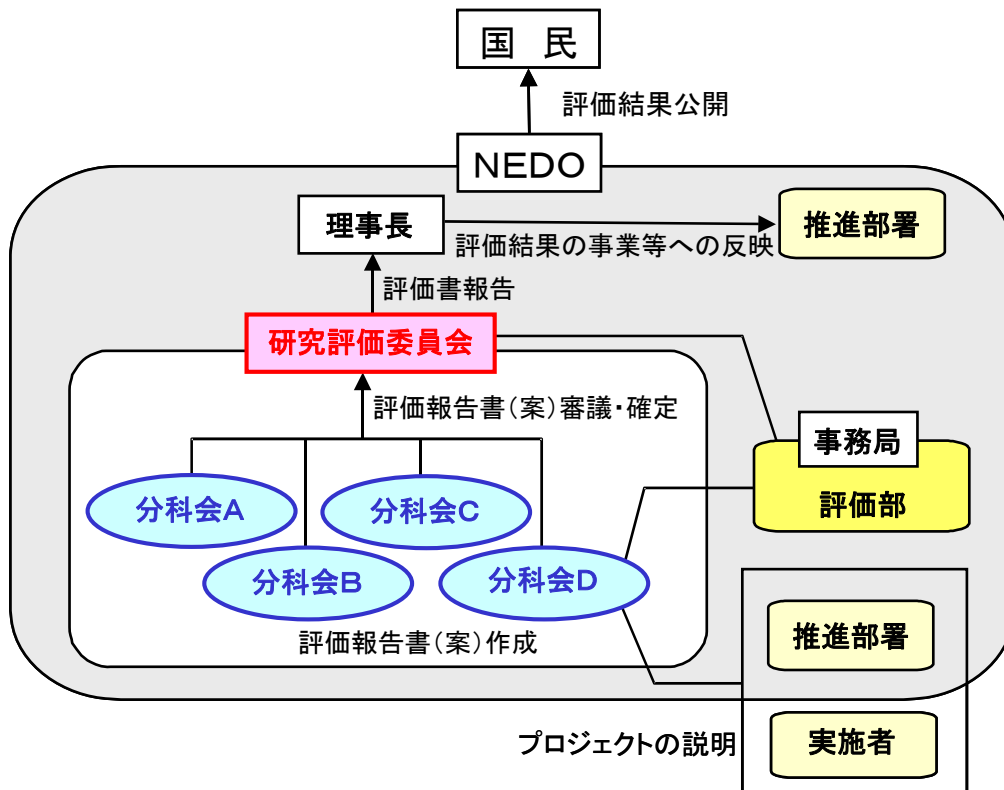


## 参考資料 1 評価の実施方法

本評価は、「技術評価実施規程」（平成 15 年 10 月制定）に基づいて研究評価を実施する。

独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）における研究評価の手順は、以下のように被評価プロジェクトごとに分科会を設置し、同分科会にて研究評価を行い、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。

- 「NEDO 技術委員・技術委員会等規程」に基づき研究評価委員会を設置
- 研究評価委員会はその下に分科会を設置



## 1. 評価の目的

評価の目的は「技術評価実施規程」において。

- 業務の高度化等の自己改革を促進する
- 社会に対する説明責任を履行するとともに、  
経済・社会ニーズを取り込む
- 評価結果を資源配分に反映させ、資源の重点化及び業務の効率化を  
促進する

としている。

本評価においては、この趣旨を踏まえ、本事業の意義、研究開発目標・計画の妥当性、計画を比較した達成度、成果の意義、成果の実用化の可能性等について検討・評価した。

## 2. 評価者

技術評価実施規程に基づき、事業の目的や態様に即した外部の専門家、有識者からなる委員会方式により評価を行う。分科会委員選定に当たっては以下の事項に配慮して行う。

- 科学技術全般に知見のある専門家、有識者
- 当該研究開発の分野の知見を有する専門家
- 研究開発マネジメントの専門家、経済学、環境問題、国際標準、その他社会的ニーズ関連の専門家、有識者
- 産業界の専門家、有識者
- ジャーナリスト

また、評価に対する中立性確保の観点から事業の推進側関係者を選任対象から除外し、また、事前評価の妥当性を判断するとの側面にかんがみ、事前評価に関与していない者を主体とする。

これらに基づき、分科会委員名簿にある7名を選任した。

なお、本分科会の事務局については、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構評価部が担当した。

## 3. 評価対象

平成19年度に開始された「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」プロジェクトを評価対象とした。

なお、分科会においては、当該事業の推進部署から提出された事業原簿、プ

プロジェクトの内容、成果に関する資料をもって評価した。

#### 4. 評価方法

分科会においては、当該事業の推進部署及び研究実施者からのヒアリングと、それを踏まえた分科会委員による評価コメント作成、評点法による評価及び実施者側等との議論等により評価作業を進めた。

なお、評価の透明性確保の観点から、知的財産保護の上で支障が生じると認められる場合等を除き、原則として分科会は公開とし、研究実施者と意見を交換する形で審議を行うこととした。

#### 5. 評価項目・評価基準

分科会においては、次に掲げる「評価項目・評価基準」で評価を行った。これは、研究評価委員会による『各分科会における評価項目・評価基準は、被評価プロジェクトの性格、中間・事後評価の別等に応じて、各分科会において判断すべきものである。』との考え方に従い、第1回分科会において、事務局が、研究評価委員会により示された「標準的評価項目・評価基準」（参考資料1-7頁参照）をもとに改定案を提示し、承認されたものである。

プロジェクト全体に係わる評価においては、主に事業の目的、計画、運営、達成度、成果の意義や実用化への見通し等について評価した。各個別テーマに係る評価については、主にその目標に対する達成度等について評価した。

## 1. 事業の位置付け・必要性について

### (1) NEDOの事業としての妥当性

- ・ エネルギーイノベーションプログラム、及び、ナノテク・部材イノベーションプログラムの下で実施する事業の場合、当該施策・制度の目標達成のために寄与しているか。
- ・ 民間活動のみでは改善できないものであること、又は公共性が高いことにより、NEDOの関与が必要とされる事業か。
- ・ 当該事業を実施することによりもたらされる効果が、投じた予算との比較において十分であるか。

### (2) 事業目的の妥当性

- ・ 内外の技術開発動向、国際競争力の状況、エネルギー需給動向、市場動向、政策動向から見て、事業の目的は妥当か。

## 2. 研究開発マネジメントについて

### (1) 研究開発目標の妥当性

- ・ 内外の技術動向、市場動向等を踏まえて、戦略的な目標が設定されているか。
- ・ 具体的かつ明確な開発目標を可能な限り定量的に設定しているか。
- ・ 目標達成度を測定・判断するための適切な指標が設定されているか。

### (2) 研究開発計画の妥当性

- ・ 目標達成のために妥当なスケジュール、予算（各個別研究テーマ毎の配分を含む）となっているか。
- ・ 目標達成に必要な要素技術を取り上げているか。
- ・ 研究開発フローにおける要素技術間の関係、順序は適切か。
- ・ 継続プロジェクトや長期プロジェクトの場合、技術蓄積を、実用化の観点から絞り込んだうえで活用が図られているか。

### (3) 研究開発実施の事業体制の妥当性

- ・ 適切な研究開発チーム構成での実施体制になっているか。
- ・ 真に技術力と事業化能力を有する企業を実施者として選定しているか。
- ・ 研究管理法人を経由する場合、研究管理法人が真に必要な役割を担っているか。

- ・ 全体を統括するプロジェクトリーダー等が選任され、十分に活躍できる環境が整備されているか。
- ・ 目標達成及び効率的実施のために必要な実施者間の連携が十分に行われる体制となっているか。
- ・ 実用化シナリオに基づき、成果の受け取り手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、関与を求める体制を整えているか。

#### (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

- ・ 成果の実用化、事業化につなげる戦略が明確になっているか。
- ・ 成果の実用化、事業化につなげる知財マネジメントの方針が明確に示され、かつ妥当なものか。

#### (5) 情勢変化への対応等

- ・ 進捗状況を常に把握し、社会・経済の情勢の変化及び政策・技術動向に機敏かつ適切に対応しているか。
- ・ 計画見直しの方針は一貫しているか（中途半端な計画見直しが研究方針の揺らぎとなっていないか）。計画見直しを適切に実施しているか。

### 3. 研究開発成果について

#### (1) 目標の達成度

- ・ 成果は目標値をクリアしているか。
- ・ 全体としての目標達成はどの程度か。
- ・ 目標未達成の場合、目標達成までの課題を把握し、課題解決の方針が明確になっているか。

#### (2) 成果の意義

- ・ 成果は市場の拡大或いは市場の創造につながることが期待できるか。
- ・ 成果は、世界初あるいは世界最高水準か。
- ・ 成果は、新たな技術領域を開拓することが期待できるか。
- ・ 成果は汎用性があるか。
- ・ 投入された予算に見合った成果が得られているか。
- ・ 成果は、他の競合技術と比較して優位性があるか。

#### (3) 知的財産権等の取得及び標準化の取組

- ・ 知的財産権等の取扱（特許や意匠登録出願、著作権の登録、営業機密の管

理等)は事業戦略、または実用化計画に沿って国内外に適切に行われているか。

#### (4) 成果の普及

- ・ 論文の発表は、研究内容を踏まえ適切に行われているか。
- ・ 成果の受取手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、適切に成果を普及しているか。また、普及の見通しは立っているか。
- ・ 一般に向けて広く情報発信をしているか。

(全体及び助成事業：高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発、先端的制御鍛造技術の開発は以下の評価基準を適用)

### 4. 実用化、事業化の見通しについて

#### (1) 成果の実用化、事業化の可能性

- ・ 産業技術としての見極め（適用可能性の明確化）ができているか。
- ・ 実用化に向けて課題が明確になっているか。課題解決の方針が明確になっているか。

#### (2) 事業化までのシナリオ

- ・ 成果は市場やユーザーのニーズに合致しているか。
- ・ 市場の規模や成長性、コストダウン、競合技術との比較、導入普及、事業化までの期間、事業化とそれに伴う経済効果等の見通しは立っているか。

#### (3) 波及効果

- ・ 成果は関連分野への波及効果（技術的・経済的・社会的）を期待できるものか。
- ・ プロジェクトの実施自体が当該分野の研究開発や人材育成等を促進するなどの波及効果を生じているか。

## 標準的評価項目・評価基準（事後評価）

2010. 3. 26

### 【事後評価 標準的評価項目・評価基準の位置付け（基本的考え方）】

標準的評価項目・評価基準は、第25回研究評価委員会（平成22年3月26日付）において以下のとおり定められている。（本文中の記載例による1…、2…、3…、4…が標準的評価項目、それぞれの項目中の(1)…、(2)…が標準的評価基準、それぞれの基準中の…が視点）

ただし、これらの標準的評価項目・評価基準は、研究開発プロジェクトの事後評価における標準的な評価の視点であり、各分科会における評価項目・評価基準は、被評価プロジェクトの性格等に応じて、各分科会において判断すべきものである。

#### 1. 事業の位置付け・必要性について

##### (1) NEDOの事業としての妥当性

- ・ 特定の施策（プログラム）、制度の下で実施する事業の場合、当該施策・制度の目標達成のために寄与しているか。
- ・ 民間活動のみでは改善できないものであること、又は公共性が高いことにより、NEDOの関与が必要とされる事業か。
- ・ 当該事業を実施することによりもたらされる効果が、投じた予算との比較において十分であるか。

##### (2) 事業目的の妥当性

- ・ 内外の技術開発動向、国際競争力の状況、エネルギー需給動向、市場動向、政策動向、国際貢献の可能性等から見て、事業の目的は妥当か。

#### 2. 研究開発マネジメントについて

##### (1) 研究開発目標の妥当性

- ・ 内外の技術動向、市場動向等を踏まえて、戦略的な目標が設定されているか。
- ・ 具体的かつ明確な開発目標を可能な限り定量的に設定しているか。
- ・ 目標達成度を測定・判断するための適切な指標が設定されているか。



## (2)研究開発計画の妥当性

- ・ 目標達成のために妥当なスケジュール、予算（各個別研究テーマ毎の配分を含む）となっているか。
- ・ 目標達成に必要な要素技術を取り上げているか。
- ・ 研究開発フローにおける要素技術間の関係、順序は適切か。
- ・ 継続プロジェクトや長期プロジェクトの場合、技術蓄積を、実用化の観点から絞り込んだうえで活用が図られているか。

## (3)研究開発実施の事業体制の妥当性

- ・ 適切な研究開発チーム構成での実施体制になっているか。
- ・ 真に技術力と事業化能力を有する企業を実施者として選定しているか。
- ・ 研究管理法をを経由する場合、研究管理法が真に必要な役割を担っているか。
- ・ 全体を統括するプロジェクトリーダー等が選任され、十分に活躍できる環境が整備されているか。
- ・ 目標達成及び効率的実施のために必要な実施者間の連携 and/or 競争が十分に行われる体制となっているか。
- ・ 実用化シナリオに基づき、成果の受け取り手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、関与を求める体制を整えているか。

## (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

- ・ 成果の実用化、事業化につなげる戦略が明確になっているか。
- ・ 成果の実用化、事業化につなげる知財マネジメントの方針が明確に示され、かつ妥当なものか。

## (5)情勢変化への対応等

- ・ 進捗状況を常に把握し、社会・経済の情勢の変化及び政策・技術動向に機敏かつ適切に対応しているか。
- ・ 計画見直しの方針は一貫しているか（中途半端な計画見直しが研究方針の揺らぎとなっていないか）。計画見直しを適切に実施しているか。

## 3. 研究開発成果について

### (1)目標の達成度

- ・ 成果は目標値をクリアしているか。（※）

（※事後評価前倒し実施の場合は、「成果は目標値をクリアする見込みか。」）

- ・ 全体としての目標達成はどの程度か。
- ・ 目標未達成の場合、目標達成までの課題を把握し、課題解決の方針が明確になっているか。

## (2)成果の意義

- ・ 成果は市場の拡大或いは市場の創造につながる事が期待できるか。
- ・ 成果は、世界初あるいは世界最高水準か。
- ・ 成果は、新たな技術領域を開拓する事が期待できるか。
- ・ 成果は汎用性があるか。
- ・ 投入された予算に見合った成果が得られているか。
- ・ 成果は、他の競合技術と比較して優位性があるか。

## (3)知的財産権等の取得及び標準化の取組

- ・ 知的財産権等の取扱（特許や意匠登録出願、著作権や回路配置利用権の登録、品種登録出願、営業機密の管理等）は事業戦略、または実用化計画に沿って国内外に適切に行われているか。
- ・ 国際標準化に関する事項が計画されている場合、得られた研究開発の成果に基づく国際標準化に向けた提案等の取組が適切に行われているか。

## (4)成果の普及

- ・ 論文の発表は、研究内容を踏まえ適切に行われているか。
- ・ 成果の受取手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、適切に成果を普及しているか。また、普及の見通しは立っているか。
- ・ 一般に向けて広く情報発信をしているか。

## 4. 実用化、事業化の見通しについて

### (1)成果の実用化可能性

- ・ 産業技術としての見極め（適用可能性の明確化）ができているか。
- ・ 実用化に向けて課題が明確になっているか。課題解決の方針が明確になっているか。
- ・ 国際標準化に関する事項が計画されている場合、国際規格化等、標準整備に向けた見通しが得られているか。

### (2)事業化までのシナリオ

- ・ N E D O 後継プロジェクト、N E D O 実用化助成、企業内研究等、プロジェクト終了後の事業化までの道筋は明確か。
- ・ 市場の規模や成長性、コストダウン、競合技術との比較、導入普及、事業化までの期間、事業化とそれに伴う経済効果等の見通しは立っているか。

### (3)波及効果

- ・ 成果は関連分野への波及効果（技術的・経済的・社会的）を期待できるものか。
- ・ プロジェクトの実施自体が当該分野の研究開発や人材育成等を促進するなどの波及効果を生じているか。

※基礎的・基盤的研究及び知的基盤・標準整備等の研究開発の場合は、以下の項目・基準による。

\*基礎的・基盤的研究開発の場合

## 2. 研究開発マネジメントについて

### (1)研究開発目標の妥当性

- ・内外の技術動向、市場動向等を踏まえて、戦略的な目標が設定されているか。
- ・具体的かつ明確な開発目標を可能な限り定量的に設定しているか。
- ・目標達成度を測定・判断するための適切な指標が設定されているか。

### (2)研究開発計画の妥当性

- ・目標達成のために妥当なスケジュール、予算（各個別研究テーマ毎の配分を含む）となっているか。
- ・目標達成に必要な要素技術を取り上げているか。
- ・研究開発フローにおける要素技術間の関係、順序は適切か。
- ・継続プロジェクトや長期プロジェクトの場合、技術蓄積を、実用化の観点から絞り込んだうえで活用が図られているか。

### (3)研究開発実施の事業体制の妥当性

- ・適切な研究開発チーム構成での実施体制になっているか。
- ・真に技術力と事業化能力を有する企業を実施者として選定しているか。
- ・研究管理法人を経由する場合、研究管理法人が真に必要な役割を担っているか。
- ・全体を統括するプロジェクトリーダー等が選任され、十分に活躍できる環境が整備されているか。
- ・目標達成及び効率的実施のために必要な実施者間の連携 and/or 競争が十分に行われる体制となっているか。
- ・実用化シナリオに基づき、成果の受け取り手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、関与を求める体制を整えているか。

### (4) 研究開発成果の実用化に向けたマネジメントの妥当性

- ・成果の実用化につなげる戦略が明確になっているか。
- ・成果の実用化につなげる知財マネジメントの方針が明確に示され、かつ妥当なものか。

#### (5)情勢変化への対応等

- ・ 進捗状況を常に把握し、社会・経済の情勢の変化及び政策・技術動向に機敏かつ適切に対応しているか。
- ・ 計画見直しの方針は一貫しているか（中途半端な計画見直しが研究方針の揺らぎとなっていないか）。計画見直しを適切に実施しているか。

### 3. 研究開発成果について

#### (1)目標の達成度

- ・ 成果は目標値をクリアしているか。（※）  
（※事後評価前倒し実施の場合は、「成果は目標値をクリアする見込みか。」）
- ・ 全体としての目標達成はどの程度か。
- ・ 目標未達成の場合、目標達成までの課題を把握し、課題解決の方針が明確になっているか。

#### (2)成果の意義

- ・ 成果は市場の拡大或いは市場の創造につながる事が期待できるか。
- ・ 成果は、世界初あるいは世界最高水準か。
- ・ 成果は、新たな技術領域を開拓することが期待できるか。
- ・ 成果は汎用性があるか。
- ・ 投入された予算に見合った成果が得られているか。
- ・ 成果は、他の競合技術と比較して優位性があるか。

#### (3)知的財産権等の取得及び標準化の取組

- ・ 知的財産権等の取扱（特許や意匠登録出願、著作権や回路配置利用権の登録、品種登録出願、営業機密の管理等）は事業戦略、または実用化計画に沿って国内外に適切に行われているか。
- ・ 国際標準化に関する事項が計画されている場合、得られた研究開発の成果に基づく国際標準化に向けた提案等の取組が適切に行われているか。

#### (4)成果の普及

- ・ 論文の発表は、研究内容を踏まえ適切に行われているか。
- ・ 成果の受取手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、適切に成果を普及しているか。また、普及の見通しは立っているか。
- ・ 一般に向けて広く情報発信をしているか。

#### 4. 実用化の見通しについて

##### (1)成果の実用化可能性

- ・ 実用化イメージ・出口イメージが明確になっているか。
- ・ 実用化イメージ・出口イメージに基づき、開発の各段階でマイルストーンを明確にしているか。それを踏まえ、引き続き研究開発が行われる見通しは立っているか。
- ・ 国際標準化に関する事項が計画されている場合、国際規格化等、標準整備に向けた見通しが得られているか。

##### (2)波及効果

- ・ 成果は関連分野への波及効果（技術的・経済的・社会的）を期待できるものか。
- ・ プロジェクトの実施自体が当該分野の研究開発や人材育成等を促進するなどの波及効果を生じているか。

\* 知的基盤・標準整備等の研究開発の場合

#### 2. 研究開発マネジメントについて

##### (1)研究開発目標の妥当性

- ・ 内外の技術動向、市場動向等を踏まえて、戦略的な目標が設定されているか。
- ・ 具体的かつ明確な開発目標を可能な限り定量的に設定しているか。
- ・ 目標達成度を測定・判断するための適切な指標が設定されているか。

##### (2)研究開発計画の妥当性

- ・ 目標達成のために妥当なスケジュール、予算（各個別研究テーマ毎の配分を含む）となっているか。
- ・ 目標達成に必要な要素技術を取り上げているか。
- ・ 研究開発フローにおける要素技術間の関係、順序は適切か。
- ・ 継続プロジェクトや長期プロジェクトの場合、技術蓄積を、実用化の観点から絞り込んだうえで活用が図られているか。

##### (3)研究開発実施の事業体制の妥当性

- ・ 適切な研究開発チーム構成での実施体制になっているか。
- ・ 真に技術力と事業化能力を有する企業を実施者として選定しているか。
- ・ 研究管理法人を経由する場合、研究管理法人が真に必要な役割を担っているか。

るか。

- ・ 全体を統括するプロジェクトリーダー等が選任され、十分に活躍できる環境が整備されているか。
- ・ 目標達成及び効率的実施のために必要な実施者間の連携 and/or 競争が十分に行われる体制となっているか。
- ・ 実用化シナリオに基づき、成果の受け取り手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、関与を求める体制を整えているか。

#### (4) 研究開発成果の実用化に向けたマネジメントの妥当性

- ・ 成果の実用化につなげる戦略が明確になっているか。
- ・ 成果の実用化につなげる知財マネジメントの方針が明確に示され、かつ妥当なものか。

#### (5) 情勢変化への対応等

- ・ 進捗状況を常に把握し、社会・経済の情勢の変化及び政策・技術動向に機敏かつ適切に対応しているか。
- ・ 計画見直しの方針は一貫しているか（中途半端な計画見直しが研究方針の揺らぎとなっていないか）。計画見直しを適切に実施しているか。

### 3. 研究開発成果について

#### (1) 目標の達成度

- ・ 成果は目標値をクリアしているか。（※）  
（※事後評価前倒し実施の場合は、「成果は目標値をクリアする見込みか。」）
- ・ 全体としての目標達成はどの程度か。
- ・ 目標未達成の場合、目標達成までの課題を把握し、課題解決の方針が明確になっているか。

#### (2) 成果の意義

- ・ 成果は市場の拡大或いは市場の創造につながることが期待できるか。
- ・ 成果は、世界初あるいは世界最高水準か。
- ・ 成果は、新たな技術領域を開拓することが期待できるか。
- ・ 成果は汎用性があるか。
- ・ 投入された予算に見合った成果が得られているか。
- ・ 成果は公開性が確保されているか。

### (3)知的財産権等の取得及び標準化の取組

- ・ 研究内容に新規性がある場合、知的財産権等の取扱（特許や意匠登録出願、著作権や回路配置利用権の登録、品種登録出願、営業機密の管理等）は事業戦略、または実用化計画に沿って国内外に適切に行われているか。
- ・ 国際標準化に関する事項が計画されている場合、得られた研究開発の成果に基づく国際標準化に向けた提案等の取組が適切に行われているか。

### (4)成果の普及

- ・ 論文の発表は、研究内容を踏まえ適切に行われているか。
- ・ 成果の受取手（ユーザー、活用・実用化の想定者等）に対して、適切に成果を普及しているか。また、普及の見通しは立っているか。
- ・ 一般に向けて広く情報発信をしているか。

## 4. 実用化の見通しについて

### (1)成果の実用化可能性

- ・ 整備した知的基盤についての利用は実際にあるか、その見通しが得られているか。
- ・ 公共財として知的基盤を供給、維持するための体制は整備されているか、その見込みはあるか。
- ・ 国際標準化に関する事項が計画されている場合、国際規格化等、標準整備に向けた見通しが得られているか。
- ・ J I S 化、標準整備に向けた見通しが得られているか。注) 国内標準に限る
- ・ 一般向け広報は積極的になされているか。

### (2)波及効果

- ・ 成果は関連分野への波及効果（技術的・経済的・社会的）を期待できるものか。
- ・ プロジェクトの実施自体が当該分野の研究開発や人材育成等を促進するなどの波及効果を生じているか。



## 参考資料 2 評価に係る被評価者意見

研究評価委員会（分科会）は、評価結果を確定するにあたり、あらかじめ当該実施者に対して評価結果を示し、その内容が、事実関係から正確性を欠くなどの意見がある場合に、補足説明、反論などの意見を求めた。研究評価委員会（分科会）では、意見があったものに対し、必要に応じて評価結果を修正の上、最終的な評価結果を確定した。

評価結果に対する被評価者意見は全て反映された。

### 参考資料 3 分科会議事録

## 研究評価委員会

### 「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」(事後評価)分科会 議事録

日 時：平成24年8月20日(月) 9:30~18:20

平成24年8月21日(火) 10:00~16:20

場 所：WTC コンファレンスセンター Room A

#### 出席者(敬称略、順不同)

##### <分科会委員>

分科会長 金子 祥三 東京大学 生産技術研究所 特任教授  
委員 浅井 知 株式会社東芝 電力システム社 京浜事業所 参事  
委員 緒方 隆志 千葉工業大学 工学部 機械サイエンス学科 教授  
委員 桑原 利彦 東京農工大学 大学院工学研究院 先端機械システム部門 教授  
委員 小関 敏彦 東京大学 大学院工学系研究科 マテリアル工学専攻 教授

##### <推進者>

和泉 章 NEDO 電子・材料・ナノテクノロジー部 部長  
田谷 昌人 NEDO 電子・材料・ナノテクノロジー部 主任研究員  
松井 直樹 NEDO 電子・材料・ナノテクノロジー部 主査  
井出 陽子 NEDO 電子・材料・ナノテクノロジー部 主任

##### <実施者>

宮田 隆司 名古屋大学 名誉教授  
野城 清 大阪大学 名誉教授  
梅本 実 豊橋技術科学大学 大学院工学研究科 機械工学専攻 教授  
平岡 和雄 大阪大学 接合科学研究所 客員教授  
津崎 兼彰 独立行政法人物質・材料研究機構 元素戦略材料センター センター長  
増山 不二光 九州工業大学 大学院工学研究院 物質工学研究系 特任教授  
梅澤 修 横浜国立大学 大学院工学研究院 機能の創生部門 教授  
小紫 正樹 一般財団法人金属系材料研究開発センター 専務理事  
吉田 周平 一般財団法人金属系材料研究開発センター 鉄鋼材料研究部 主席研究員  
村木 峰男 一般財団法人金属系材料研究開発センター 鉄鋼材料研究部 主席研究員

蕪木 英雄 独立行政法人日本原子力研究開発機構 システム計算科学センター  
 瀬渡 賢 川崎重工業株式会社 システム技術開発センター 生産技術開発部 課長  
 中西 保正 株式会社 IHI 技術開発本部 フェロー・技監  
 山岡 弘人 株式会社 IHI 技術開発本部 生産技術センター 溶接技術部 部長  
 猪瀬 幸太郎 株式会社 IHI 技術開発本部 生産技術センター 溶接技術部 主任研究員  
 安田 功一 JFE スチール株式会社 スチール研究所 主席研究員  
 末吉 仁 JFE スチール株式会社 スチール研究所 鋼材研究部 主任研究員  
 角 博幸 JFE スチール株式会社 スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員  
 日比 政昭 新日本製鐵株式会社 技術開発本部 技術開発企画部 部長  
 井上 裕滋 新日本製鐵株式会社 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究センター 主幹  
 川上 和人 新日本製鐵株式会社 技術開発本部 先端技術研究所 数理工学研究部 主  
 小川 和博 住友金属工業株式会社 総合技術研究所 主監部長研究員  
 岡崎 喜臣 株式会社神戸製鋼所 技術開発本部 材料研究所 企画担当課長  
 光原 昌寿 九州大学 大学院総合理工学研究院 融合創造理工学部門 助教  
 阿部 富士雄 独立行政法人物質・材料研究機構 元素戦略材料センター 特命研究員  
 杉田 一樹 京都大学 大学院工学研究科 材料工学専攻 助教  
 長谷川 泰士 新日本製鐵株式会社 技術開発本部 鉄鋼研究所 厚板・鋼管・形鋼研究部  
 五十嵐 正晃 住友金属工業株式会社 技監  
 米村 光治 住友金属工業株式会社 総合技術研究所 物性・分析研究開発部 主任研究  
 古原 忠 東北大学 金属材料研究所 教授  
 畑野 等 株式会社神戸製鋼所 技術開発本部 材料研究所 材質制御研究室 室長  
 大藤 善弘 住友金属工業株式会社 小倉製鉄所 商品開発部 商品開発第二室 グルー  
 藤原 正尚 大同特殊鋼株式会社 研究開発本部 副主任研究員  
 横田 秀夫 独立行政法人理化学研究所 基幹研究所 チームヘッド  
 小塚 巧 愛知製鋼株式会社 技術本部 技術開発部 第3開発室 室長  
 宇田川 毅志 愛知製鋼株式会社 技術本部 技術開発部 第3開発室  
 土田 武広 株式会社神戸製鋼所 技術開発本部 材料研究所 材質制御研究室 主任研  
 常陰 典正 山陽特殊製鋼株式会社 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ グ

<オブザーバー>

植田 文雄 NEDO 理事

高橋 慎治 経済産業省 鉄鋼課製鉄企画室 調査係長

<企画調整>

中谷 充良 NEDO 総務企画部 課長代理

<事務局>

竹下 満 NEDO 評価部 部長

三上 強 NEDO 評価部 主幹

内田 裕 NEDO 評価部 主査

松下 智子 NEDO 評価部 職員

一般傍聴者 1名

## 議事次第

< 1 日目 > 8 月 2 0 日 ( 月 )

### 【公開セッション】

1. 開会、分科会の設置、資料の確認
2. 分科会の公開について
3. 評価の実施方法
4. 評価報告書の構成について
5. プロジェクトの概要説明  
事業の位置付け・必要性／研究開発マネジメント  
研究開発成果／実用化・事業化の見通し

### 【非公開セッション】

6. プロジェクトの詳細説明  
非公開資料取り扱い、議事次第の説明

#### 6.1 研究開発成果について

6.1.1. 【溶接技術 SG+水素脆化 BRU (委託)】 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

- (1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発 (研究開発項目①-1))
- (2) ファイバーレーザ溶接及びレーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発 (研究開発項目①-2))
- (3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究 (研究開発項目①-3))
- (4) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究 (研究開発項目①-5))

6.1.2. 【溶接技術 SG+水素脆化 BRU (助成)】 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

- (1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価 (研究開発項目③-1))
- (2) 熱処理なしで割れのない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発 (研究開発項目③-4))
- (3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発 (研究開発項目③-3))
- (4) レーザ溶接、レーザ・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度鋼への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示 (研究開発項目③-2))
- (5) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のため

めの予測手法の構築（研究開発項目③-6）

6.1.3. 【高温クリープ SG（委託）】 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

- （1）溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発（研究開発項目①-4）

6.1.4. 【高温クリープ SG（助成）】 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

- （1）溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計（研究開発項目③-5）

6.2. 実用化・事業化の見通しについて

- （1）川崎重工業株式会社（研究開発項目③-1）  
（2）株式会社神戸製鋼所（研究開発項目③-4）  
（3）株式会社 IHI（研究開発項目③-1）、③-2）  
（4）JFE スチール株式会社（研究開発項目③-2）、③-6）  
（5）新日本製鉄株式会社（研究開発項目③-3）、③-5）、③-6）  
（6）住友金属工業株式会社（研究開発項目③-3）、③-5）

6.3. 全体を通しての質疑（一日目）

- ・ 明日の予定、その他

< 2 日目 > 8 月 2 1 日（火）

【非公開セッション】

開会、資料の確認、議事次第の説明

6.4 研究開発成果について

6.4.1. 【制御鍛造 SG（委託）】 先端的制御鍛造技術の基盤開発

- （1）鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究（研究開発項目②-1）  
（2）組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発（研究開発項目②-2）

6.4.2. 【制御鍛造 SG（助成）】 先端的制御鍛造技術の開発

- （1）高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発（研究開発項目④-1）  
（2）組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築（研究開発項目④-2）



- 6.4.3. 【内部起点疲労破壊 SG（委託）】先端的制御鍛造技術の基盤開発  
（１）高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明（研究開発項目②-3）

- 6.4.4. 【内部起点疲労破壊 SG（助成）】先端的制御鍛造技術の開発  
（１）転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示（研究開発項目④-3）

- 6.5. 実用化・事業化の見通しについて  
（１）株式会社神戸製鋼所（研究開発項目④-1）、④-2）、④-3）  
（２）大同特殊鋼株式会社（研究開発項目④-1）、④-2）  
（３）住友金属工業株式会社（研究開発項目④-1）、④-2）  
（４）愛知製鋼株式会社（研究開発項目④-3）  
（５）山陽特殊製鋼株式会社（研究開発項目④-3）

6.6. 全体を通しての質疑（二日目）

【公開セッション】

7. まとめ・講評
8. 今後の予定、その他
  
9. 閉会

議事内容

< 1 日目 > 8 月 2 0 日（月）

【公開セッション】

1. 開会、分科会の設置、資料の確認
  - ・開会宣言（事務局）
  - ・研究評価委員会分科会の設置について、資料1-1、1-2に基づき事務局より説明。
  - ・金子分科会長挨拶
  - ・出席者（委員、推進者、実施者、事務局）の紹介（事務局、推進者）
  - ・配布資料確認（事務局）
2. 分科会の公開について  
事務局より資料 2-1 及び 2-2 に基づき説明し、「議題 6. プロジェクトの詳細説明」を非公開とすることが了承された。
3. 評価の実施方法  
評価の手順を事務局より資料 3-1～3-5 に基づき説明し、了承された。

#### 4. 評価報告書の構成について

評価報告書の構成を事務局より資料 4 に基づき説明し、事務局案どおり了承された。

#### 5. プロジェクトの概要説明

事業の位置付け・必要性／研究開発マネジメント

研究開発成果／実用化・事業化の見通し

以上の発表に対し、以下の質疑応答が行われた。

【金子分科会長】 ただいまからご意見、ご質問等をお受けいたします。技術の詳細は議題の 6 でも説明があります。前半の説明、あるいは位置づけ・必要性、マネジメント、技術の大きなところについて質問をお願いします。委員の先生方、いかがでしょうか。

【浅井委員】 これだけのプロジェクトは、当初始めた時と終わる時では取り巻く背景が変わってくると思います。実施の効果の見積もりは今のプロジェクトを開始した際の背景をベースに求めたものか、現時点で求めたものか、どちらですか。例えば発電プラントは A-USC(先進超々臨界圧発電)等の話になっていますが、3.11 東日本大震災が起こって以降、取り巻く環境が変わり、もっと期待される位置づけにもなってきていると思います。その辺は反映しているのですか。それとも、プロジェクト開始時点でこの様に見積ったのですか。

【NEDO：松井主査】 ここに書いている創出される市場規模は最近行いました各社へのヒアリングの結果です。ただ、3.11 以降のエネルギー事情を反映しているかという点、そこまで直近のデータというわけではありません。各社へのヒアリングの結果、この程度の規模で見積ることができるであろうというものです。

【NEDO：和泉部長】 補足します。ご指摘の通り、今状況は非常に変わっています。最近の状況は見積りにくいと思いますが、トレンドとしてはエネルギー問題に対する関心が非常に高まっているため、期待される効果はさらに大きくなっていると考えています。

【金子分科会長】 よろしいですか。ほかにいかがでしょうか。

【小関委員】 いずれの研究開発も今後の鉄鋼材料の中では非常に重要な領域です。その背景と取り組みは説明により理解できました。定量的な目標設定の根拠をいくつか教えて下さい。

1 つは、溶接の靱性のマイナス 40℃・47J についてです。靱性は使用環境や構造物によって決まってくる部分が多い。その目標値がシャルピー衝撃試験の数値に落とし込まれています。これはどのような出口を想定した目標値なのですか。

もう 1 つは、耐熱のフェライト系、オーステナイト系で 650℃、700℃という目標についてです。恐らくこのプロジェクトが始まった時点で、官民で超々臨界圧を初め、取り組みがなされていたと思います。ターゲットとして 650℃、700℃という目標は

かなり取り組まれてきた目標と思います。スタートは P92 ではなく、その時点でそこから大分進んだところにあったと思います。その時点でどの辺まで来ており、そこからどのように各温度で 100MPa という目標が決められてきたのかを教えてください。

【大阪大学：平岡客員教授】 溶接技術は助成を受けた企業から答えたほうがよいと思います。中西さん、お願いできますか。

【(株) IHI：中西フェロー・技監】 IHI の中西です。まず靱性の設定レベルはご指摘の通り、使用温度マイナス 15℃で 47J が多いと思います。我々は将来の設計応力を上げたいという希望があり、同じ靱性レベルではそれは上げることができないため、同じ使用温度でより高い値を要求するか、低い温度にシフトして同じ値を要求するかという議論を行い、マイナス 40℃下げた温度で同じ 47J を要求することを今回は考えました。本当は CTOD（き裂先端開口変位）試験のようなもので評価すべきものかもしれませんが、工業的見地からシャルピー衝撃試験を行うこと、したがってマイナス 40℃でより厳し目の 47J を要求することで今回は目標を設定しています。以上です。よろしいですか。

【九州工業大学：増山特任教授】 九州工業大学の増山です。10 万時間 100MPa について、10 万時間は設計応力を決める時間です。この時点での強度は、材料の使用可能な限界温度で決めることとなります。100MPa は実態の強度です。設計応力を決める時には、これに安全率 0.67 を掛けます。大体 70MPa 程度の設計応力がかかります。70MPa の設計応力をかけたものを、例えば蒸気配管などを考えた場合、現状 600℃で使っている現在の一番強度の高い材料を同じサイズで 650℃で使う場合、どうしても 100MPa という数字が出てきます。オーステナイトあるいはニッケル基についても同様です。

【小関委員】 その段階で各社様々な技術を持っていると思いますが、そのギャップ感ほどの程度でしたか。今、P92 と比較されているのですが、このプロジェクトのスタート時点で様々な技術がある程度あったのか、かなり遠い目標設定であったのか。

【九州工業大学：増山特任教授】 P92 という材料の開発の経緯もありますが、それとは別に物質材料研究機構で超鉄鋼のプロジェクトを行っていました。これは実験室レベルですが、かなり高い強度の材料でした。ただし、それは溶接継手の HAZ の劣化を余り考慮していませんでした。溶接継手の強度も劣化させないで、なおかつ強度を高めるという組み合わせで新材料が開発されたということです。

【金子分科会長】 よろしいですか。ほかにいかがですか。

【緒方委員】 最初に全体のことを質問します。このプロジェクトの全体のくくりについてです。様々な背景があつてこういうプロジェクトのくくりになっていると思いますが、サブグループを見ても、かなり様々な研究内容、多岐にわたる内容がある中で、このプロジェクトをこのように大きなくりにした考え方を教えてください。もう一つ、ある考え方に基づいてこのようなプロジェクトに分けて研究を進めてきたと思いま

すが、そのようにしたことによって様々なグループの研究が相互にかみ合い、相互に効果が表れてきた。大きなくりにしたことによってほかのプロジェクトの情報が入ってきて効果的に研究が進んだ、結果的にどういうメリットがあった、その辺りのことを教えて下さい。

**【名古屋大学：宮田名誉教授（PL）】** このプロジェクトで扱っているのは、大きく分けると、溶接、水素脆化、高温クリープ、鍛造品です。いずれも共通しているのは、鉄鋼材料を考えた時に高機能化で国際競争力を高める必要のある部分です。そして、腐食やその他のある部分は既に取り組みが行われています。それに対して、材料開発だけでカバーできない部分として、鍛造や溶接がありました。これらはプロセスと一緒に高機能化を図らないと到底高い国際競争力は得られないということで、溶接施工、鍛造という2つの大きなプロセスを取り上げました。それから、材料開発の大きな効果、社会的な影響力が大きいという意味で耐熱材料を組み込みました。

対象とする材料が少しずつ違うため、大きな意味のシナジー効果は何かというと厳しいところがありますが、共通項は1,000MPaまで強度を上げる。耐熱材料は少し違いますが、特にシナジー効果が出てきたという意味では、この中では溶接サブグループと水素脆化グループです。これまでは100キロハイテンにした場合に溶接割れの問題がネックになっていました。特に予熱・後熱フリーの問題を解決するには水素割れの問題は避けて通れません。これを基本から行わないと本当の解決策にならないため、このグループを立ち上げました。このプロジェクトを進行していく段階で、両グループは今まで国内では全く別分野として研究を進めてきましたが、このプロジェクトによって両者が合体する形で、非常に密接な研究会を開催してもらい、フィードバックやお互いのやりとりがあったと聞いています。そういう意味のシナジー効果はかなりあったと思います。

全体としての大きな成果が出るという形のシナジー効果はこれからの期待したいと思います。

**【NEDO：和泉部長】** NEDOの立場から説明します。最初のスライドの5番にあるように、このプロジェクトは技術的にどういうことが重要であるということより前に、実際に将来の産業化を目指した時に何が大事かということから鉄鋼需要業界全体で見たニーズ調査を行いました。このかなり入念な先導調査を行った結果、大きな解決すべき課題として5点があがりました。そこからプロジェクトのつくりつけがスタートしています。その時に、AとBは産業界あるいは各企業の中で解決すべき問題であると判断し、残る3つが大事なポイントであるということが産業化を志向する中で出てきました。そういう形でこの3つのテーマを最初に選択したとご理解下さい。

**【緒方委員】** それは理解できますが、プロジェクトの進め方として、巨大なプロジェクトにするのか、いくつかのプロジェクトに分ける、必要な分だけをまとめて、より密接に相互作用させながら進めていく方法があると思います。どうしてこの様に大きく

くくったのですか。

【NEDO：和泉部長】 その点はまさに御指摘の通りです。プロジェクトは大きくなっていますが、先ほどから御説明しているように、中身はいくつかに分かれています。そこは技術的に違います。ただし、鉄鋼分野という大きいくくりを持った中で協調して進むところと、中身で分けて行うところを両立させる形でマネジメントするということが、このプロジェクトのつくりつけになっています。

【金子分科会長】 よろしいですか。桑原先生、いかがですか。

【桑原委員】 周辺諸国の追い上げが厳しい中、国家プロジェクトとして鉄鋼の高強度化を図るということは理解できます。細かい質問で恐縮ですが、鍛造部品について、特に解決すべき課題 e の「高強度化」と「切削性を両立する技術」という文言があります。もちろん塑性加工に伴って切削も入りますが、より重要なのは高強度化に伴って鍛造性が劣ることです。そこで、鍛造性の両立ではなく、なぜ「切削性」という言葉が入っているのかをお伺いします。

それから、こういった傾斜機能を有する材料を開発して、例えば自動車部品に適用した時にどれぐらいのコスト効果があるのか、データがあれば示してほしいと思います。

【豊橋技術科学大学：梅本教授】 鍛造サブグループの梅本です。最初のご質問は、高強度化すると鍛造しにくくなるのではということでした。これは熱間鍛造なので、できた製品は高強度化していますが、鍛造中に強度が高くはなりません。もう 1 つのご質問のコスト効果については、実は鍛造部品のコストの半分は切削にかかっています。ということで、高強度化して被削性が悪くなると産業界としては非常に困ることから、つくり分けることにしています。

【桑原委員】 私の言葉が足りませんでした。鍛造性は熱間鍛造中の割れの起きやすさということもありますが、鍛造した後の製品の疲労寿命や、製品になった後の特性評価はどのように考えていますか。

【豊橋技術科学大学：梅本教授】 このプロジェクトではそこまで行っていません。むしろ企業の方に答えていただいた方がよいと思います。

【名古屋大学：宮田名誉教授 (PL)】 疲労の問題では、最後の内部起点疲労破壊の知見は鍛造品にそのまま使うことができるはずですが、今それを組み合わせた形の提案はしていませんが、基盤的にはあの知見が役に立ちます。特に引張・圧縮応力と状況が相当違います。引張・圧縮支配下では相当な数のデータが出てきており、既に鍛造品に応用されています。その意味で、ここで行った内部起点疲労破壊のデータが鍛造品あるいは軸受品等々で相当数集積されていくと、鍛造品でも、介在物をどの程度どのように制御して、どういう分散状態であれば可とするとかいった指針が出てくると思います。

【金子分科会長】 そろそろ時間ですが、最後に私から 1 つ御質問します。今回のこのプ

プロジェクトのフォーメーションは、大学と産業界・企業がペアを組んで、お互いにクロスチェックを行いながら進めていく、委託事業と助成事業をうまく組み合わせるというものです。このような行い方は NEDO のプロジェクトで過去に先例があったのか。初めてであったのかということが 1 つです。

もう 1 つは、実際に行ってみて、非常にうまくいった、あるいは反省点があった、この方法を他のプロジェクトにもぜひ行おうべきか、等についてはいかがでしょうか。

**【NEDO：和泉部長】** 委託と助成を組み合わせたプロジェクトは NEDO ではいくつかあります。その狙いは 2 つ、大きな目的では NEDO ですので、最終的に産業技術として世の中に出ていく必要があるという面と、技術が高度化していくと、先ほど説明にあったように、基礎に返った開発を行わないと新しいブレークスルーが出てこない面があります。この 2 つをどのように両立させるか。基盤的な部分は委託事業で行う、これは大学や公的な研究機関が中心になります。その成果を生かしながら実用化は企業が中心になって取り組むという分け方で行っています。このプロジェクトだけが特異な例ではありません。NEDO の他のプロジェクトでもいくつかの例があります。

マネジメントは今日の説明でもありましたが、このバランスをどうとるのが重要です。基礎的な部分だけ行って実用化がうまく進まないこともあり得ます。逆に実用化に大きなウェイトを置くと、基礎的な部分の貢献は何かということになります。そこをどのように組み合わせるかがマネジメント上は難しいところです。具体的にそれをどのようにマネジメントしていくかが一番大きなところです。プロジェクトを一回動かすとそのままではなく、社会的な情勢もありますし、開発の状況もあります、何よりも各企業の考えもあります、そういうものをどのようにしてマネジメントしていくかが大変難しいところです。これは、途中段階で、プロジェクトの形、これは委託側から助成側に移すということも含めて、企業や大学の方々の役割等々も見直しをできる限り行っていることも含めて、マネジメントは努力しています。

もう 1 つは、委託と助成の間のコミュニケーションをどうするかです。これも気をつけないと、委託は委託、助成は助成ということになりかねません。体制の中でサブグループのリーダーを設けて、意思疎通をできる限り行うことができるように工夫して、委託の成果を助成につなぐ、あるいは助成側のニーズを委託側にうまくつなげて開発をしてもらうことをマネジメント上は工夫しています。

**【金子分科会長】** ありがとうございました。私も、このようなプロジェクトがスタートして、余りに硬直的になってしまうと途中の修正が行いにくい面もあるので、3 年程度で見直して再構築するのが、委託と助成が連携しながら行っていく上では大事ではないかという気がします。

ほかにも質問がいろいろあると思いますが、技術的な中身は次の議題 6. で詳細に議論することができます。公開の場での質疑応答はこれをもちまして終了します。

**【NEDO：内田主査】** なお、次のプロジェクトの詳細説明に関しましては、知的財産権

の保護等の観点から非公開となりますので、一般傍聴の方はご退席をお願いします。

**【非公開セッション】**

6. プロジェクトの詳細説明

非公開資料の取り扱いに関する説明

6.1 研究開発成果について

6.2 実用化・事業化の見通しについて

6.3 全体を通しての質疑（一日目）

省略

- ・ 明日の予定、その他

< 2 日目 > 8 月 2 1 日（火）

**【非公開セッション】**

開会、資料の確認、議事次第の説明

6.4 研究開発成果について

6.5 実用化・事業化の見通しについて

6.6 全体を通しての質疑（二日目）

省略

**【公開セッション】**

7. まとめ・講評

**【金子分科会長】** 審議が終了しましたので、各委員の皆様から講評をいただきたいと思  
います。桑原先生からよろしいですか。

**【桑原委員】** 皆さん真摯に取り組んでいることがよくわかりました。論文、学会発表等、  
受賞もかなりの数がありました。皆様のご努力に敬意を表します。

ただ、具体的には言いませんが、少し波があります。今回はかなりの部分が自動車、  
その関連部品メーカーがかかわる技術開発でしたが、その割にはその各分野の技術者  
の本当のニーズをとらえた上でテーマ設定が行われていたのか、いう気がします。各  
分野での最先端はここである、それを上回るにはこういったグループが結集してここ  
を攻めるという立ち位置が知りたかったのですが、現状はここである、ではここから  
さらにとり立ち位置を感じることができたプロジェクトと、感じるができなかつ  
たプロジェクトがありました。もっとも、先ほど言ったように、全般的には皆さん

非常に真摯に取り組んでおり、その努力には敬意を表します。本当に5年間お疲れ様でした。

今後は自動車部品関連ということで、安全性や耐久性、製品のばらつきのなさが求められます。その辺りの認証、評価する技術や委員会をなるべく早期に立ち上げ、その成果をなるべく早く、日本だけではなくて世界に普及させて、どちらかというと左前になっている我が国の現状をいち早く向上させる方向に持っていく努力をしてほしいと思います。どうもありがとうございました。

【金子分科会長】 ありがとうございます。それでは、緒方先生、お願いします。

【緒方委員】 2日間にわたって、5年間という長い期間に行った研究をわかりやすく説明してもらいました。サブグループのリーダーの方々と企業の実用化関連の説明をされた方々に感謝します。また、5年間でここまでの成果を出すに当たっては、非常に多くの方々が様々な研究にかかわってきたと思います。その方たちにもあわせて敬意を表したいと思います。

成果の説明について消化不良のところがあるため、印象的なことしか言えないかもしれませんが、お許し下さい。日本の鉄鋼業の将来に向けて、ポテンシャルが下がってきたわけではありませんが、外からの追い上げがある中で、日本の鉄鋼あるいは材料開発のポテンシャルを伸ばしていきたいという中で、技術がある程度飽和し、既存技術をただ改良するだけでは他を引き離せない状況があります。その中で、このような基礎研究と応用開発研究、企業と大学が連携しながら、メカニズムに戻って解明していくことによってブレークスルーを図り、それを技術開発につなげていく、実用化につなげていくのは非常によい方法です。その成果が随所に見られたという気がします。

私の関連する分野では、火力発電プラントの蒸気タービンやボイラー、これらはよい材料ができることによって効率が上がります。効率化、軽量化によりコストも低減できるのですが、そういう一番の狙いと同時に、1つのキーワードとして安全・安心があります。火力発電では、これまで効率化を追求してきた結果、かなり厳しい状況の中で使われるようになった、あるいは設計の考え方が従来の考え方ではうまく立ちゆかなくなっているという状況です。新材料を開発する中で、設計をどうすればよいか見直す、あるいはメカニズム解明に立った予測法の精度を上げることも重要ですが、そういうものを踏まえた上で、火力発電プラントに使っている材料を新材料に置きかえてコストを抑えることができれば、安全・安心という意味では大きなメリットが出てきます。原子力発電がこのような状況の中で、これから火力発電は大変頼られると思います。一番怖いのは突発的な事故で止めなければいけないということなので、安全・安心、結果的にはコストのメリットも出るという意味では、よい材料を開発して必ずしも高効率化だけに使うのではなく、現状のものにどんどん反映することによって安全・安心を高めていくことが重要になってくると思います。



その様な状況の中で各グループの目標は大体クリアしていると思いましたが、実際の目標は、最後にいかによいものが実用化されるかだと思います。特に企業の方が様々な意味で大変でしょうが、ぜひここで開発した技術を実用化につなげてほしいと思います。以上です。

【金子分科会長】 ありがとうございます。それでは、浅井先生お願いします。

【浅井委員】 2日間の説明を聞いて、もともと製造業の国際競争力の強化という点と、産学連携して強い製造業を目指して行くという点から見れば、成果そのものは目標以上のものが出ているものもいくつか見ることができ、非常に成果が上がったと思います。ハードルはいろいろあったと思いますが、産学が一緒になり、実用化の道筋を立てたことが非常に大事であり、今回の1つのポイントだと思います。それが非常に評価できると思います。

昨日と今日は分野的に全く違っていました。昨日は私の専門でした。先ほどお話がありました。溶接技術や材料という面で、信頼性が問題になってくる分野です。実用化に向けては、技術ができ上がっていても認証や顧客に対する保証についてかなりの数のステップを踏まないといけないものが大半であるため、根強く、実用化までに時間を要する分野です。三位一体という言葉が昨日よく出ていましたが、関連した企業で何とか実用化に持っていくことができればよいと思います。

細かい技術的な部分はいくつかコメントがあります。例えば、先ほど火力発電プラントの関係の材料の話が出ました。私どもも火力発電プラントを作っているため、新しい、クリープ強度の高い材料、しかも溶接継手に対して劣化がない材料の開発は素晴らしい成果だと思います。ただ、その説明の中で、溶接性や、耐割れ性に対する試験や評価、割れ感受性があまり提示されていませんでした。実用化に向けてはその辺も必要になってくるため、ぜひ検討をお願いします。

今日の自動車関係は全く違っていました。実用化に向けてのサイクルが比較的早いイメージを受けました。最初の委託研究の説明を聞いている時には、実用化は先の話であろうと感じたのですが、その後の説明を聞くと、様々な問題点があるのでしょうか、いわゆる委託研究の中では最先端の計測技術を開発する、それが非常に素晴らしく、素人の目で見ても非常にすぐれた計測技術が開発されています。実際にそれをどう活用していくかについては様々な問題点がありますが、実用化までの道筋はかなりでき上がっており、頑張してほしいと思います。特に今回の部品のようなものに対して、自分たちだけというよりも、例えば鍛造メーカーと一緒に取り組まないといけないとか、軸受メーカーと一緒に実用化していく必要があるとか、企業同士でこれからいかに連携して実用化に向けて進めていくかが大きなポイントであると思います。

非常によい成果があがっているので、ぜひ実用化に向けて頑張してほしいと思います。

【金子分科会長】 浅井先生、どうもありがとうございました。それでは、私から申し上げます。今回分科会長に任命され、2日間にわたり説明を聞きました。昨日も申し上げた通り、今回のプロジェクトは2つの点で非常に特徴のあるプロジェクトでした。

1つは、国際的に日本の鉄鋼産業を維持するためにも差別化する技術が必要であるという明確な意識があったことです。そのために大学と産業界・企業が一緒になり、ペアでテーマを展開していく、委託事業と助成事業をうまく組み合わせて、そのインタフェースをとりながら行う方法がとられました。全体を取りまとめた宮田先生、サブグループリーダーの皆さん、普通であれば大学の中だけ、産業の中だけというプロジェクトが多いのですが、その両方を見ることにご苦労もあったと思います。逆にそういう方法による成果が出てきたという気がします。

もう1つ大事なのがタイミングです。タイミング的にも今回のプロジェクトは非常に重要であったと私は思います。国際競争力を考えると、幸い鉄鋼関係はアメリカあるいはEUという先進国が圧倒的に技術をリードする状況ではありません。むしろ日本が世界を引っ張っています。ただし、中国、韓国が物量に物を言わせて、あるいはは国家と一体となって強気に追い上げてきている状況です。このタイミングで大学と産業界が一緒になって、もう一度国際競争力、差別化技術を育てようとした、タイミングの意味でも大きな意味があったと思います。

産業界だけ頑張るのも大変ですし、大学もまた産業界がなければ高いレベルの研究を保っていくことはできません。この成果を生かしてぜひ次につなげてほしいと思います。これからは実用化、応用が中心になります。企業がどのようにして成果を生かしていくかになると思います。

先ほど委員の先生からもお話があったように、企業の中でも実用化のための施策、打ち手をいろいろ考えて展開してくると思いますが、客観的な情勢では、電力料金も上がってきますし、各企業も厳しい状況になってくると思います。その中で、本日説明された実用化のための計画、施策が実行に移されて成果をあげるように、企業の方にもまた頑張ってもらいたいと思います。

昨日、今日と2日間にわたり、様々な発表、審議を活発に進めることができました。ありがとうございました。分科会としては、まとめ・講評を述べて、これで終了にしようと思います。NEDO推進部でごあいさつ、お話が何かございますか。

それでは、推進部からよろしく申し上げます。

【NEDO：和泉部長】 電子・材料部の和泉です。昨日、今日と長時間ありがとうございました。私どもは今回のようなプロジェクト・フォーメーションを非常にたくさん行っています。2日間の質疑応答の中で今後に非常に役立つコメントをいただきました。どうもありがとうございました。このようなプロジェクトで難しいのは、企業のビジネスと関係しているところです。今日来られている皆さんもある意味で競争相手です。その中で、どこが共通的な部分として取り組むことができ、どこが各企業の競争にな

るのかを見極めることが、現実のプロジェクト・フォーメーションでは重要になります。技術的に一番大事なところがどちらに当たるのかは、議論があるところです。それは参加される方々にも関係があります。そこは実際のビジネス関係とも関係があります。その中でフォーメーションができているというのがこのプロジェクトの成り立ちというか、一般に技術開発プロジェクトの成り立ちであると理解しています。その中で、共通基盤的に産業界が発展していくためのものをどのように作ることができるか、あるいはその中に大学の方にどのような形で参加してもらうか、それらを考えることが、今後の産業技術開発のプロジェクトでは非常に大事なことだと改めて感じました。

2日間、長時間ありがとうございました。今後とも私ども NEDO の事業に対してご理解、ご支援をいただきますようお願い申し上げます。どうもありがとうございました。

8. 今後の予定、その他

9. 閉会

## 配布資料

- 資料 1-1 研究評価委員会分科会の設置について
- 資料 1-2 NEDO 技術委員・技術委員会等規程
- 資料 2-1 研究評価委員会分科会の公開について（案）
- 資料 2-2 研究評価委員会関係の公開について
- 資料 2-3 研究評価委員会分科会における秘密情報の守秘について
- 資料 2-4 研究評価委員会分科会における非公開資料の取り扱いについて
- 資料 3-1 NEDO における研究評価について
- 資料 3-2 技術評価実施規程
- 資料 3-3 評価項目・評価基準
- 資料 3-4 評点法の実施について（案）
- 資料 3-5 評価コメント及び評点票（案）
- 資料 4 評価報告書の構成について（案）
- 資料 5-1 事業原簿（公開）
- 資料 5-2 事業原簿（非公開）
- 資料 6 プロジェクトの概要説明資料（公開）  
事業の位置付け・必要性、研究開発マネジメント、研究開発成果、実用化・事業化の見通し
- 資料 7-1-1 プロジェクトの詳細説明（非公開）【溶接技術 SG+水素脆化 BRU・委託】研究開発項目①-1)、2)、3)
- 資料 7-1-2 プロジェクトの詳細説明（非公開）【溶接技術 SG+水素脆化 BRU・委託】研究開発項目①-5)
- 資料 7-1-3 プロジェクトの詳細説明（非公開）【溶接技術 SG+水素脆化 BRU・助成】研究開発項目③-1)
- 資料 7-1-4 プロジェクトの詳細説明（非公開）【溶接技術 SG+水素脆化 BRU・助成】研究開発項目③-4)
- 資料 7-1-5 プロジェクトの詳細説明（非公開）【溶接技術 SG+水素脆化 BRU・助成】研究開発項目③-3)
- 資料 7-1-6 プロジェクトの詳細説明（非公開）【溶接技術 SG+水素脆化 BRU・助成】研究開発項目③-2)
- 資料 7-1-7 プロジェクトの詳細説明（非公開）【溶接技術 SG+水素脆化 BRU・助成】研究開発項目③-6)
- 資料 7-1-8 プロジェクトの詳細説明（非公開）【高温クリープ SG・委託】 研究開発項目①
- 資料 7-1-9 プロジェクトの詳細説明（非公開）【高温クリープ SG・助成】 研究開発項目③

- 資料 7-2-1 実用化・事業化の見通し（非公開）（川崎重工）研究開発項目③-1）
- 資料 7-2-2 実用化・事業化の見通し（非公開）（神戸製鋼）研究開発項目③-4）
- 資料 7-2-3 実用化・事業化の見通し（非公開）（IHI）研究開発項目③-1）、③-2）
- 資料 7-2-4 実用化・事業化の見通し（非公開）（JFE スチール）研究開発項目③-2）、③-5）
- 資料 7-2-5 実用化・事業化の見通し（非公開）（新日鉄）研究開発項目③-3）、③-5）、
- 資料 7-2-6 実用化・事業化の見通し（非公開）（住友金属）研究開発項目③-3）、③-5）
- 資料 7-3-1 プロジェクトの詳細説明（非公開）【制御鍛造 SG・委託】 研究開発項目②-1）、②-2）
- 資料 7-3-2 プロジェクトの詳細説明（非公開）【制御鍛造 SG・助成】 研究開発項目④-1）、④-2）
- 資料 7-3-3 プロジェクトの詳細説明（非公開）【内部起点疲労破壊 SG・委託】 研究開発項目②-3）
- 資料 7-3-4 プロジェクトの詳細説明（非公開）【内部起点疲労破壊 SG・助成】 研究開発項目④-3）
- 資料 7-4-1 実用化・事業化の見通し（非公開）（神戸製鋼）研究開発項目④-1）、④-2）、
- 資料 7-4-2 実用化・事業化の見通し（非公開）（大同特殊鋼）研究開発項目④-1）、④-2）
- 資料 7-4-3 実用化・事業化の見通し（非公開）（住友金属）研究開発項目④-1）、④-2）
- 資料 7-4-4 実用化・事業化の見通し（非公開）（愛知製鋼）研究開発項目④-3）
- 資料 7-4-5 実用化・事業化の見通し（非公開）（山陽特殊鋼）研究開発項目④-3）
- 資料 8 今後の予定

## ○その他

## 参考資料 4

評価結果を受けた今後の取り組み方針について

評価結果を受けた今後の取り組み方針について

評価における主な今後の提言	今後の取り組み方針
<p>○社会インフラなどの大型構造物への事業化、実用化は長期間にわたるので、ロードマップに従い計画的に辛抱強く商品化につなげてほしい。先進的鍛造技術などの実用化には、鍛造メーカーや軸受けメーカーなどの関連企業との連携が不可欠であり、企業間で開発スケジュールを共有化して、商品化の実現をはかってほしい。商用化のためには規格化・国際標準化などユーザーが安心して採用可能にするために必要があるものの、個々の企業ではなかなか進め難いものもあり、特に有望な成果に対しては NEDO も参画して支援してはどうか。</p>	<p>○本プロジェクトの開発成果は、橋梁等の大型構造物や自動車等、事業化まで中長期期間が必要であるため、プロジェクト参画企業等において継続して実用化、事業化を進めていく。例えば、先進的超々臨界圧火力発電に資する開発材については、国際標準化や実缶・実証試験が進められる予定である。また、傾斜機能付与鍛造技術は、鍛造メーカーや自動車メーカーとともに量産技術の確立や信頼性の検証を行い、2020 年頃を目途に実用化を目指す。なお NEDO では、600～625 度級超々臨界圧(USC)に適用可能なフェライト系耐熱鋼の国際標準化促進と早期普及を目的とした事業「高効率石炭火力発電への適用に向けたフェライト系耐熱鋼の評価試験事業」を平成 24 年度に実施した。業界動向や企業戦略を踏まえつつ、引き続き必要な取り組みを検討していく。</p>

本研究評価委員会報告は、独立行政法人新エネルギー・産業技術  
総合開発機構（NEDO）評価部が委員会の事務局として編集して  
います。

平成25年1月

**NEDO 評価部**

部長 竹下 満

主幹 三上 強

担当 内田 裕

\*研究評価委員会に関する情報は NEDO のホームページに掲載していま  
す。

([http://www.nedo.go.jp/introducing/iinkai/kenkyuu\\_index.html](http://www.nedo.go.jp/introducing/iinkai/kenkyuu_index.html))

〒212-8554 神奈川県川崎市幸区大宮町1310番地

ミュージア川崎セントラルタワー20F

TEL 044-520-5161 FAX 044-520-5162