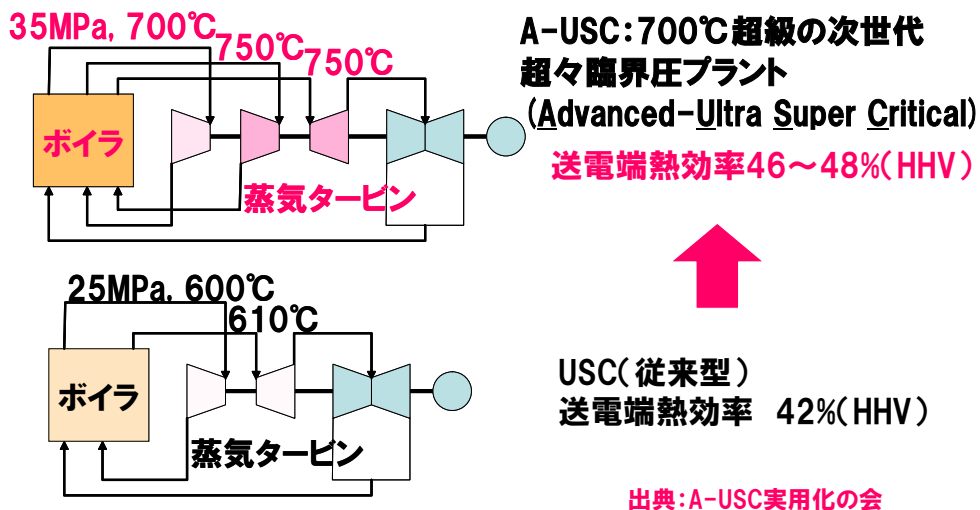


2. 2 高温クリープSG（委託）

2. 2. 1 研究開発の背景

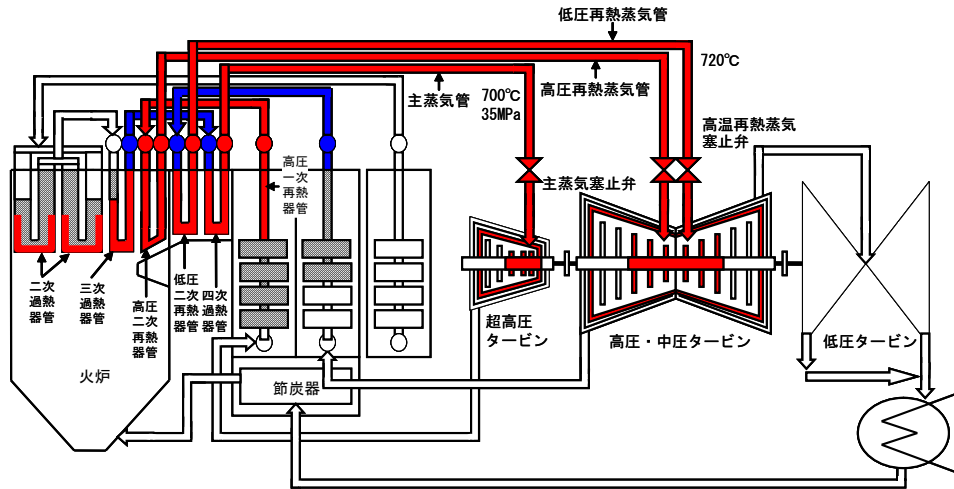
省資源・省エネルギーの推進と地球環境温暖化問題の解決のために石炭火力の高効率化は不可欠であり、1990年代に入って蒸気温度が引き上げられ、現在では Ultra Super Critical (USC)プラントとして約 600℃まで上昇している。これは我が国で約 630℃まで使用できる高強度 9-12%Cr フェライト系鋼が開発されたことによって実現した。しかし、約 15年前から欧州、米国は約 700℃まで蒸気条件を上昇させた Advanced Ultra Super Critical (A-USC)プラントの開発を開始し、さらなる高効率化によって一層の CO₂削減を進めようとしている。我が国で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 CO₂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

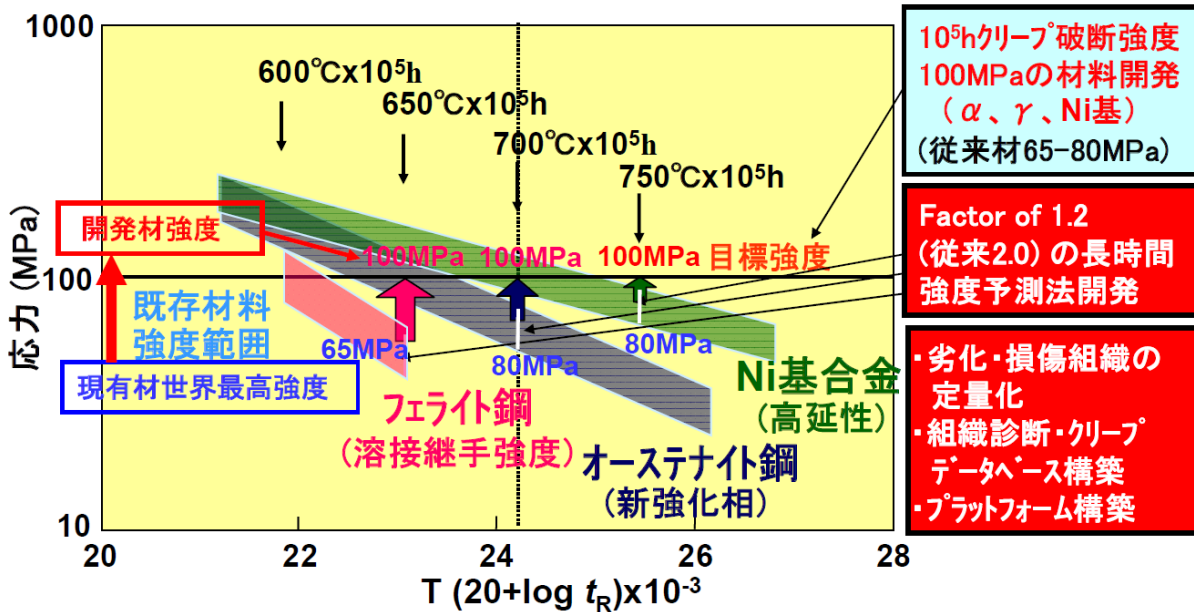
高効率A-USC発電システムの構成例と適用材料



- : 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

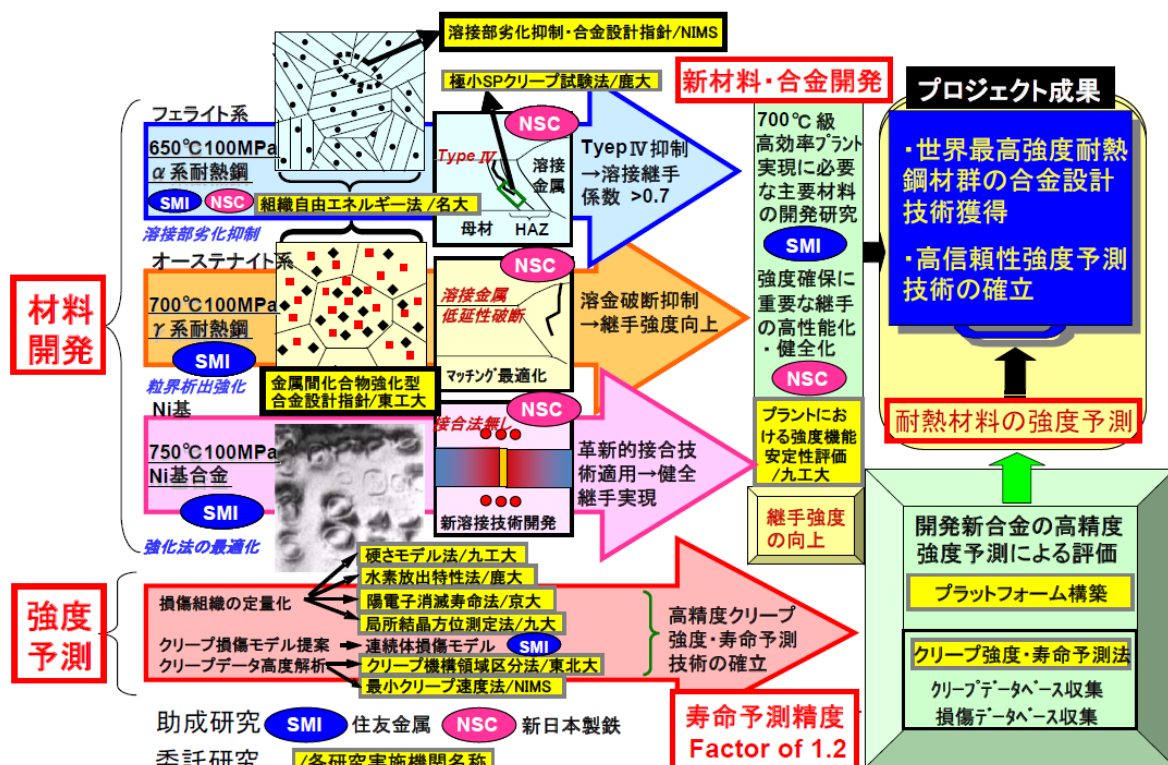
また、プラント建設のためにはいずれの材料も溶接構造物として強度・信頼性を確保しなければならないが、特にフェライト系鋼においては溶接熱影響部 (HAZ) の強度が母材に比べて著しく低く、米国機械学会 (ASME) ボイラ設計規格では母材強度に対する強度係数が 0.5 と設定されている。すなわち、A-USC プラントの開発には 650°C 用フェライト系鋼、700°C 用オーステナイト鋼および 750°C 用 Ni 基合金の開発が必要であり、フェライト系鋼の溶接継手強度係数は 0.7 以上が要求される。

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

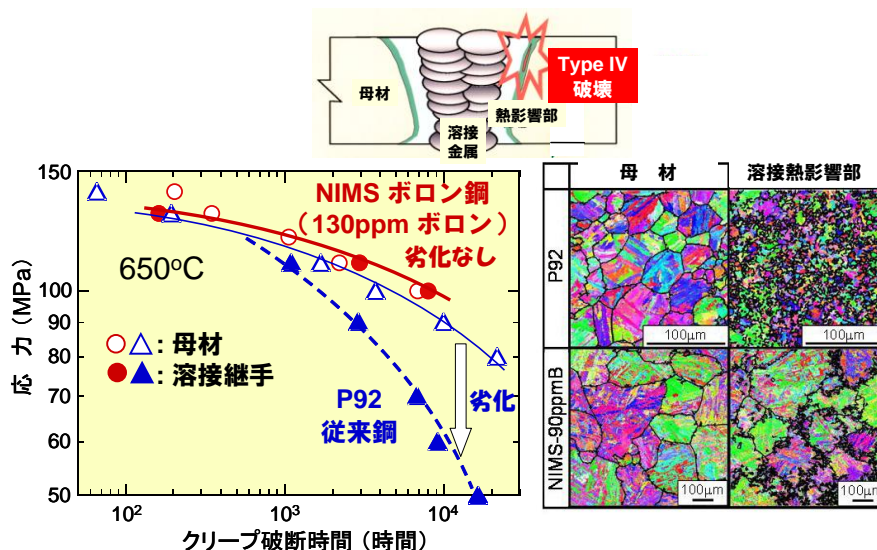
①-4). 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発

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 22 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°C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^{①-4)-1}。

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°C 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°C、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。

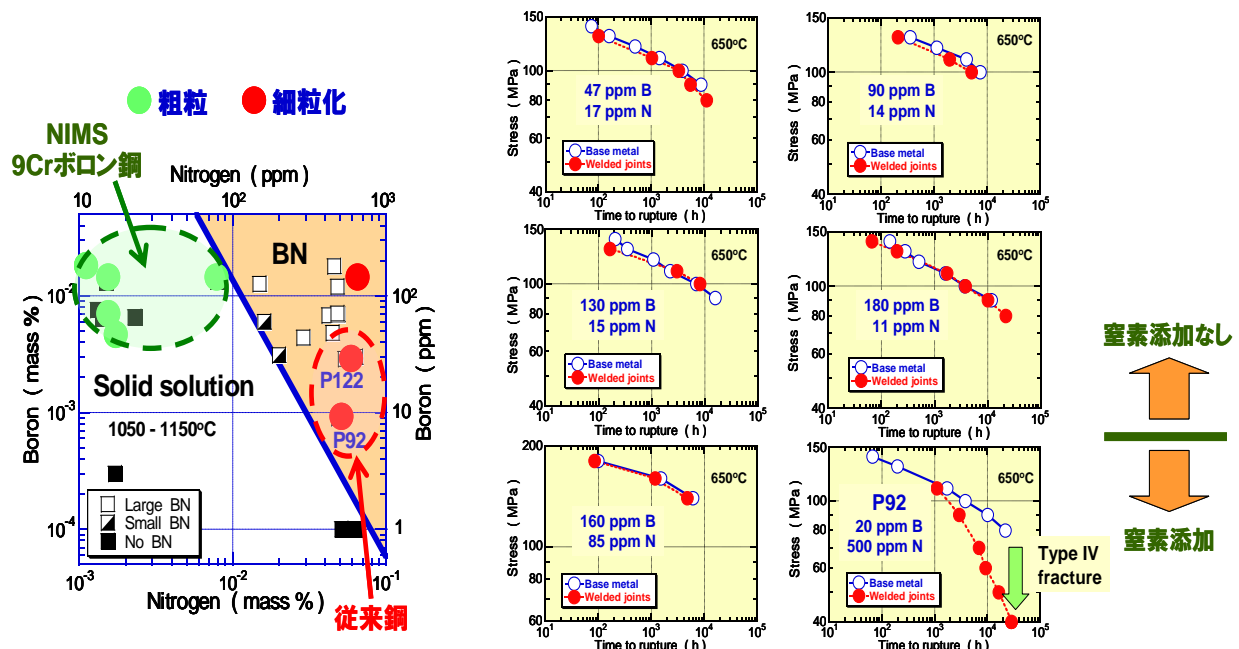


図①-4)-5 窒素無添加でボロンを 130ppm 添加した NIMS-9Cr ボロン鋼 および従来鋼 P92 の母材と溶接継手の 650°C におけるクリープ破断データ

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。

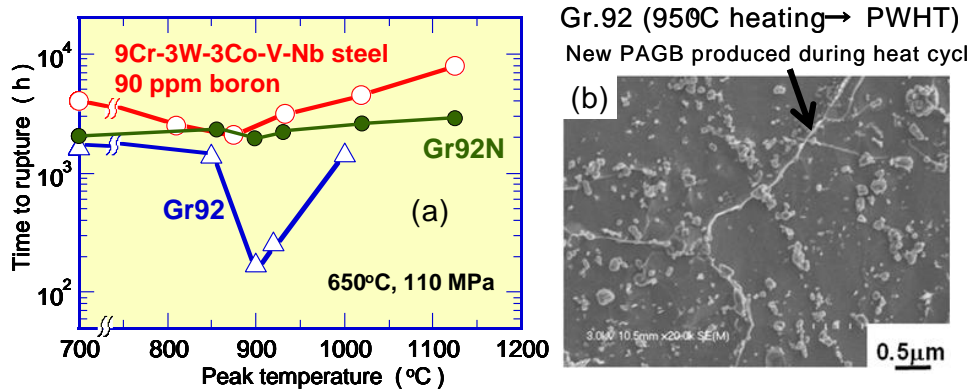


図①-4)-6 細粒化とボロン、窒素濃度との関係および焼きならし温度（1050-1150°C）におけるBN生成領域

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 (γ) 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。

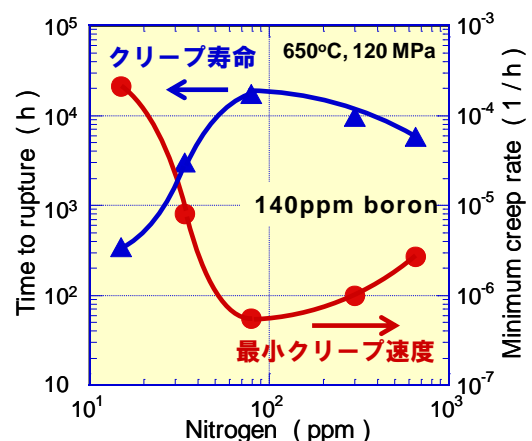
A_{C3} 温度付近に加熱したGr.92の細粒組織を観察したところ、図①-4)-8(b)に示すように、 α/γ 変態によって生じた新たな粒界には析出物($M_{23}C_6$)がほとんど見られなかった。また、Gr.92Nにサブゼロ処理を施して残留 γ をマルテンサイトに変態させると、細粒でしかも粒界に十分な $M_{23}C_6$ が分布する組織となったが、細粒にもかかわらずクリープ寿命は低下しなかった。



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 α/γ 変態における γ 核生成が抑制され、せん断型の α/γ 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 α/γ 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。

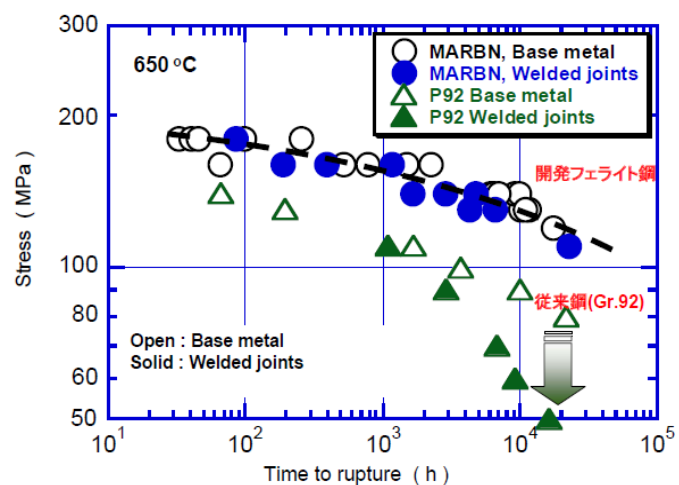
母材のクリープ強度向上を目的として、ボロン濃度を 140ppm に固定して窒素濃度を変えた 9Cr 鋼のクリープ寿命および最小クリープ速度を図①-4)-9 に示す。窒素添加量が 80ppm 程度でクリープ寿命が極大となり、最小クリープ速度が極小を示す。図①-4)-6 と比較すると、焼きならし熱処理時に BN が生成しないボロン-窒素組成範囲内で窒素濃度が高いほど、例えば、ボロン濃度が 140ppm の場合は窒素濃度が 90ppm 程度でクリープ寿命が極大となることがわかった。溶接継手においても、焼きならし熱処理後に固溶ボロンが残ることが Type IV 破壊抑制に不可欠なので、結局、溶接継手の 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

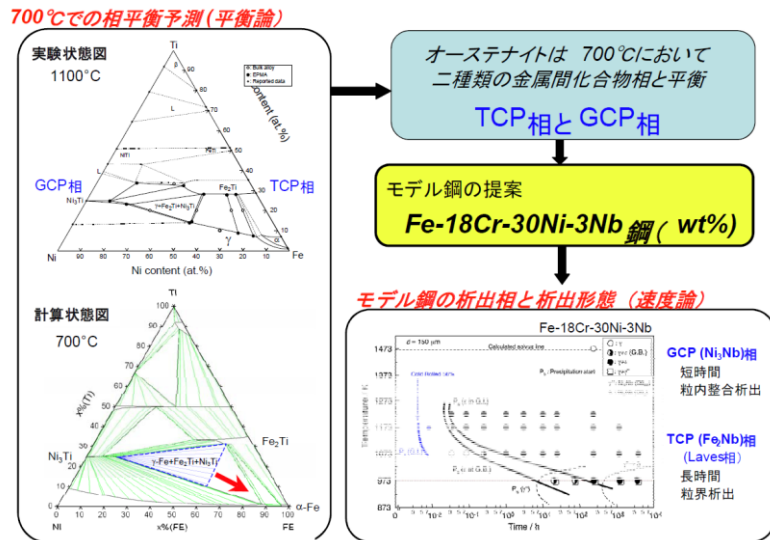
なお、クリープ破断試験データは、平成24年2月末までに最長約8,000hに達しているが、ASME規格委員会で承認される許容設計応力を算出するためには、経験的に約20,000h以上のデータ採取が望まれるので、少なくとも今後、1年3カ月の試験継続が必要である。特にクリープおよびクリープ破断試験については得られた結果に基づいてさらに試験条件を検討しながら、規格化申請の条件を満足する量および質のデータを拡充していく必要がある。また、一般に規格化申請の場合、データ採取を継続しながら、実機試験等の実用化を前提とした試験を実施することが多いので、本開発材の場合もそれに相当する実機条件検証試験を実施し、規格化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)

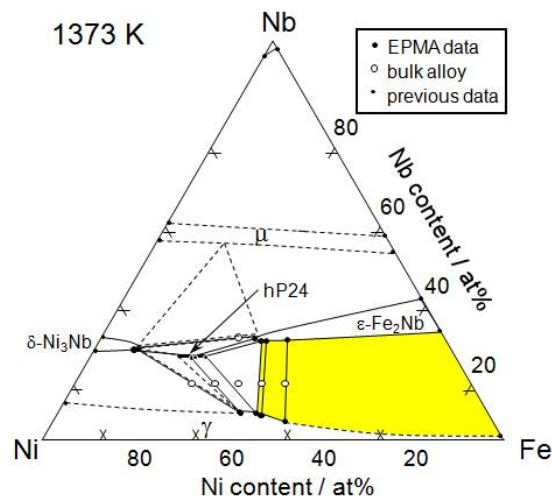
本研究では、中間目標として700℃、3万時間クリープ破断強度100MPa以上を達成し得る材料設計法を提示することを目的として、材料設計の基礎となる状態図を調べ、その成果に基づいてモデル鋼を提案し、そのモデル鋼を用いて化合物相の析出機構、析出形態制御、クリープおよびその損傷機構について系統的な研究を行った。

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(γ)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 Fe_2M Laves相(TCP相)である。ここで、 M は遷移金属元素であるが、これらの元素は α -Fe安定化元素であるため、 γ /Laves相間の相平衡を得るには γ -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^{①-4)-2, ①-4)-3}。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^{①-4)-4}、他の 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^{①-4)-5, ①-4)-6}。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



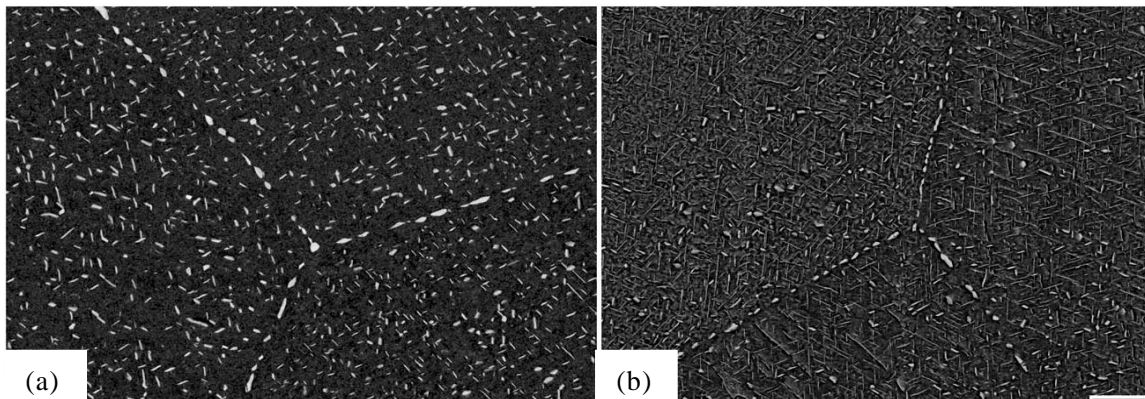
図①-4)-12 実験的に決定した Fe-Ni-Nb 3元系の 1100℃における等温断面図

状態図より、Fe₂Ti 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+Fe₂Ti 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 Ni₃Ti 相 (GCP 相) が現れて γ+Fe₂Ti+Ni₃Ti 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+Fe₂Ti+Ni₃Ti 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 (Fe₂Ti 相) のみならず GCP 相 (Ni₃Ti) 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^{①-4)-7}。この系では、Tiの場合と同様、Fe₂Nb Laves相単相域は等Nb濃度方向に大きく拡大し、広いγ-Fe/Fe₂Nb 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Ni₃Nb(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。

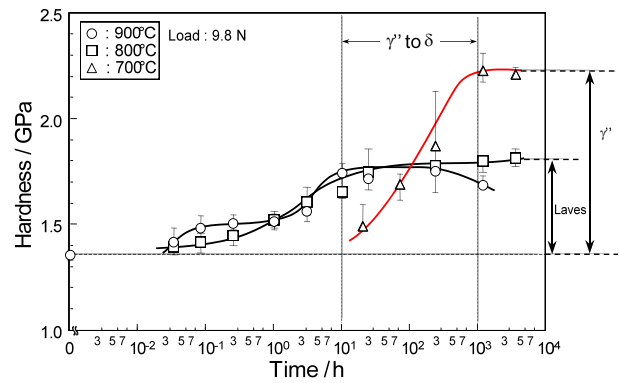
以上の結果から、種々のM元素の中でNbはα-Fe安定化能が最も小さく、Laves相を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼を設計する上では、Fe-Ni-Nb系が最も有望な系であることを見出した。また、Crの添加は耐熱鋼においては必須の元素であるが、Crはγ/Laves相間にはほぼ等分配され、3元系の相平衡に大きな変化をもたらさないこと、また、Laves相中への固溶により、その結晶構造(C14型構造)の対称性を向上させる効果も有することを明らかにした。これらの知見から、モデル鋼として、鍛造可能、すなわち高温においてγ単相となり、低温側においてTCP相(Fe₂M Laves相)を主強化相とし、かつ、GCP相(Ni₃M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Fe₂Nb 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^{①-4)-8}。800°C以上での析出相はFe₂Nb(ε)のみである。しかし、700°CではさらにNi₃Nb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。Fe₂Nb(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Fe₂Nb



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 (γ'') 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 γ'' 相の析出に起因する。しかし、約数百時間時効後、 γ'' 相は安定相である $D0_a$ 型構造の Ni_3Nb (δ) 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))。

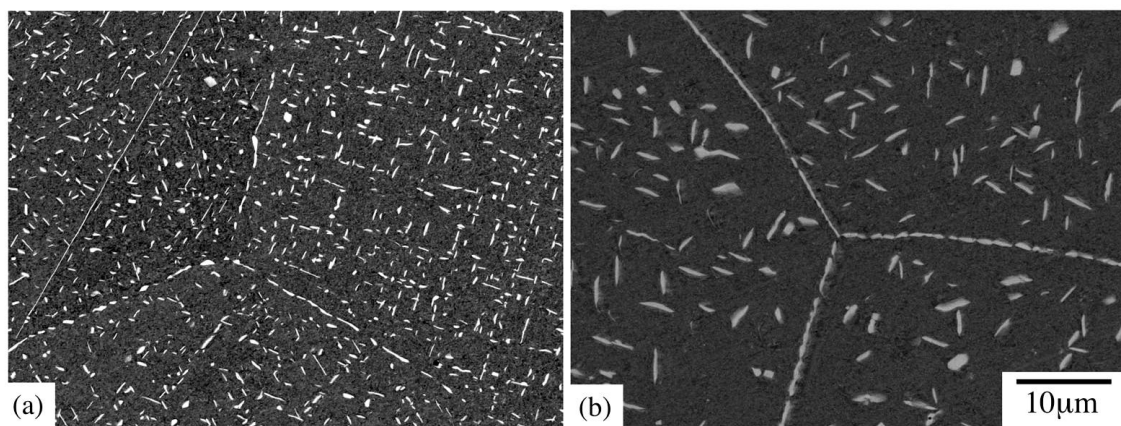


図①-4)-14 モデル鋼の時効に伴う硬さ変化

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 μm 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①-4)-9。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 (ρ) と定義して定量化した。

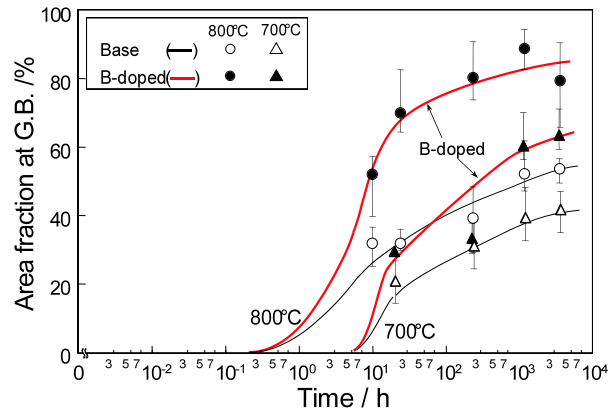
図①-4)-16 に両鋼の 800°C および 700°C における Laves 相の粒界被覆率 (ρ) の時効に伴う変化を示す。いずれの温度においても B の添加は粒界 Laves 相の析出を著しく促進し、800°C/24 h の ρ は Base 鋼の 2 倍以上の 70% にも達する。その後も ρ は増加し、1,200 h 時効後 89% に達して飽和する。また、粒内に Ni_3Nb が析出する 700°C において



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 ρ 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。

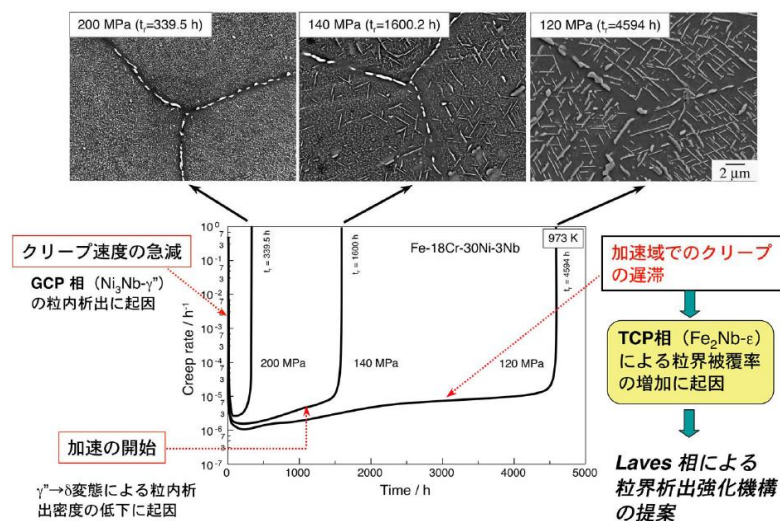
以上の結果から、モデル鋼では Laves 相が粒界に優先析出し、時効に伴いその被覆率が増大すること、また、ボロンの微量添加は Laves 相の粒界析出を促進し、粒界被覆率を増大させることを明らかにした。なおボロンが粒界 Laves 相の析出を促進させる機構については現時点では不明であり、今後の課題である。



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^{①-4)-3, ①-4)-8}。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 ($\dot{\epsilon}_m = 10^{-6}/h$ 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 $Ni_3Nb-\gamma''$ 相 (GCP 相) の粒内への微細整合析出に起因する。なお、 γ'' 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

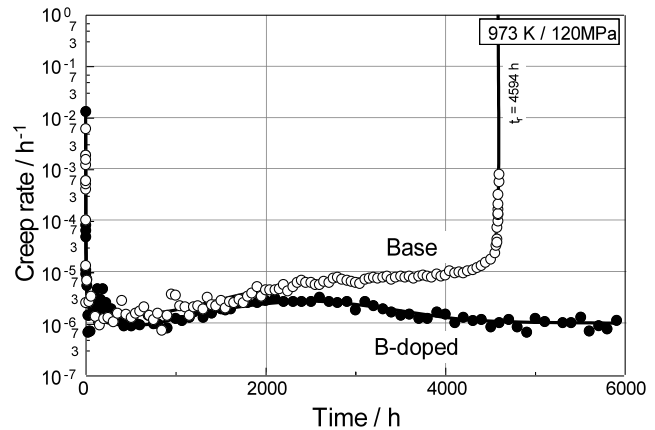


図①-4)-17 モデル鋼 (Base 鋼) の 700°C、種々の応力におけるクリープ速度-時間曲線と破断材の組織観察結果から得られた強化機構

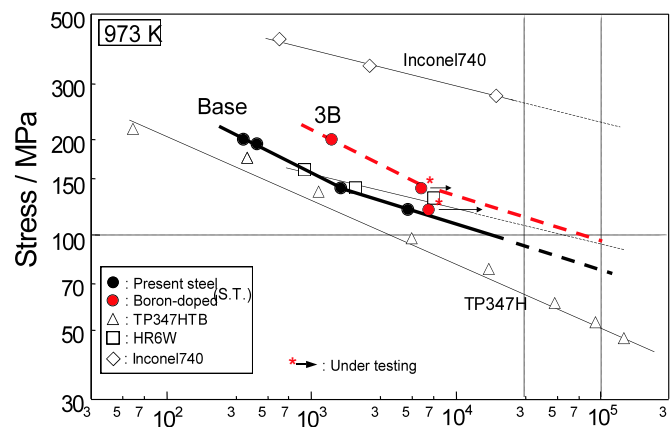
よび 120 MPa におけるクリープ速度は約 500 h 以降に緩やかに加速する。140 MPa の破断材 ($t_r=1,600$ h) の粒内にはVOIDマンステッテン状に δ 相が認められる。したがって、加速の原因は粒内 γ'' 相の δ 相への変態による析出密度の低下に起因することは自明である。一方、120 MPa でのクリープ速度は約 2,000 h まで加速するものの、その後加速の遅滞が認められ、約 4,000 h までほぼ一定値を示した後破断 ($t_r=4,594$ h) に至る。ここで、単

純時効材の組織観察結果から、 γ'' 相は約 2,000 h 時効においてほぼ δ 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。

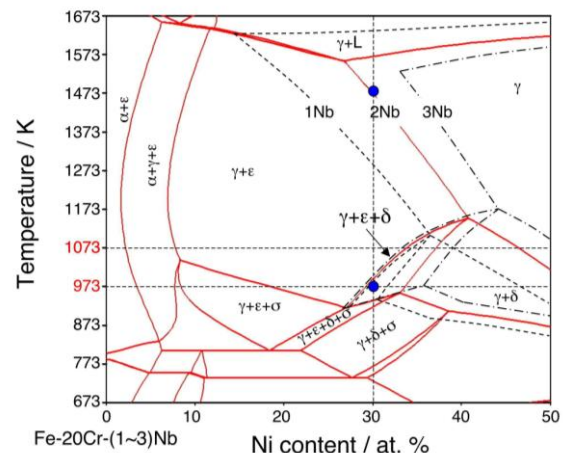


図①-4)-19 Base 鋼及び B 添加鋼と既存の耐熱鋼の 700°C における応力/破断時間曲線

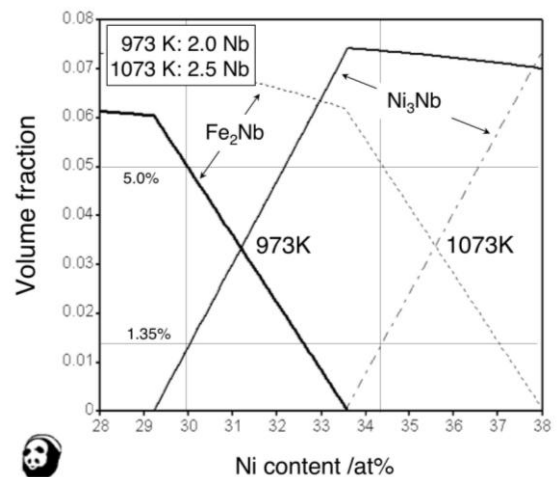
組織変化にある。

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^{①-4)-10} 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^{①-4)-11} 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、 γ'' 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 2×10^4 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 3×10^4 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、 3×10^4 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、



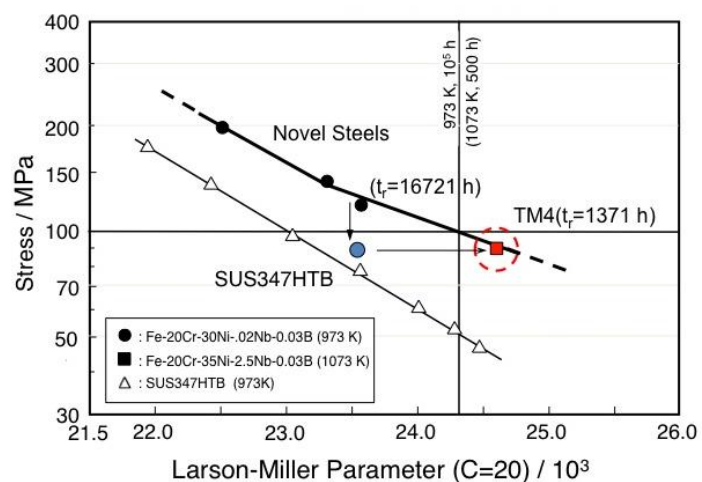
図①-4)-20 新たに構築した熱力学データベースを用いて計算した Fe-20Cr-Ni-Nb 4 元系の等 Nb 濃度縦断面図。



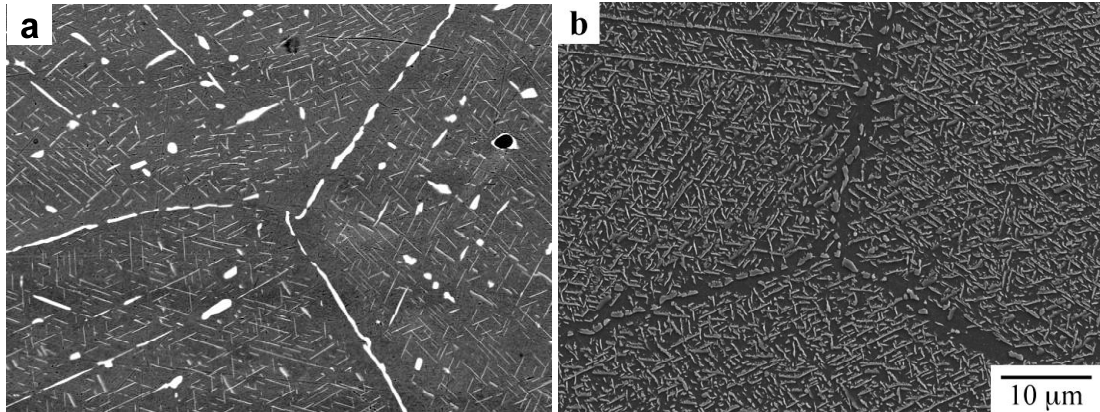
図①-4)-21 Fe-20Cr-2Nb の 700°C および Fe-20Cr-2.5Nb の 800°C における Fe₂Nb Laves (TCP) 相および Ni₃Nb (GCP) 相の体積率の Ni 濃度依存性。

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 γ -Fe+Fe₂Nb(ϵ)+Ni₃Nb(δ) 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 γ -Fe+Fe₂Nb(ϵ)+Ni₃Nb(δ) 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Fe₂Nb- ϵ (TCP)およびNi₃Nb- δ (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℃、90MPa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℃、90MPa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 δ 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"> 共通試験材(Gr.91, Gr.92, 347H-母材、継手)データ(各研究機関) 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) 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) 開発ニッケル(Ni)基合金他データ(住金(母材)、新日鐵(継手)) 		開発材料 の長時間 強度予測

CDM: Continuum Damage Mechanics, SP: Small Punch, PD: Potential Drop

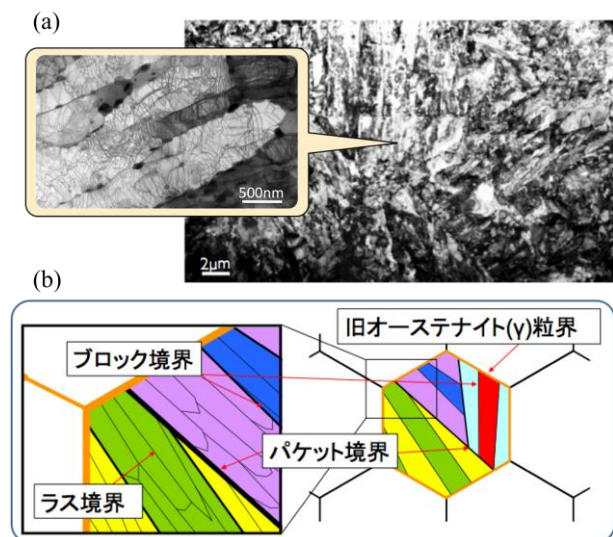
図①-4)-24 長時間クリープ強度予測法と研究体制

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(γ)からBCC(またはBCT)構造のマルテンサイト(α')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^{①-4)-12}。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

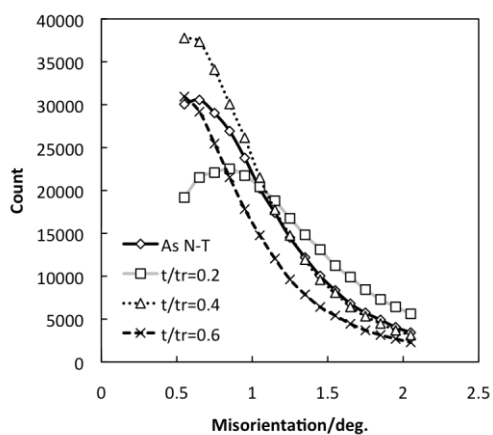
図①-4)-26は、650°C、90MPaのクリープ中断材において、2°以下の微小な方位差分布に着目した結果である。この場合、クリープ変形が進行するとともに分布の変化が観察される。これはクリープ変形に伴ってラス境界が変化したことを示す。図①-4)-27は、結晶方位解析結果から求めたラス境界長さの変化をクリープひずみで整理したものである。図より、クリープ変形の極初期(クリープひずみ1%以下)では、ラス境

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ッケージ単位では変化せず、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。

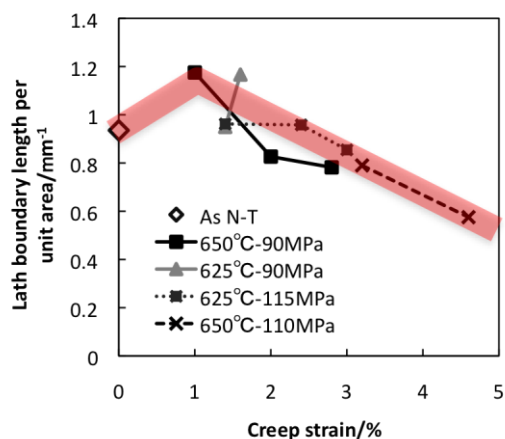
クリープ試験後、試料は破断部近傍で細くくびれており、大きな破断延性を示していた。このような破断様式はクリープ条件が異なる場合でも同様であり、破断部における断面減少率は約90%であった。図①-4)-29に、クリープ破断材における(a)破断部、破断から(b)1mm、(c)5mmおよび(d)10mmの位置での結晶方位分布図と101極点図を示す。結晶粒は破断部近傍で負荷方向(LD: Loading Direction)に伸長しており、マルテンサイト組織が壊れている。また、101極点図の変化から、破断部に近づくにつれて、 $\langle 101 \rangle // LD$ となるように結晶粒が方位回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° から 60° 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° 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ッケージ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、

$$r = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - m_x)(y_i - m_y)}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - m_x)^2 \sum_{i=1}^n (y_i - m_y)^2}} \quad \text{①-4)-1}$$

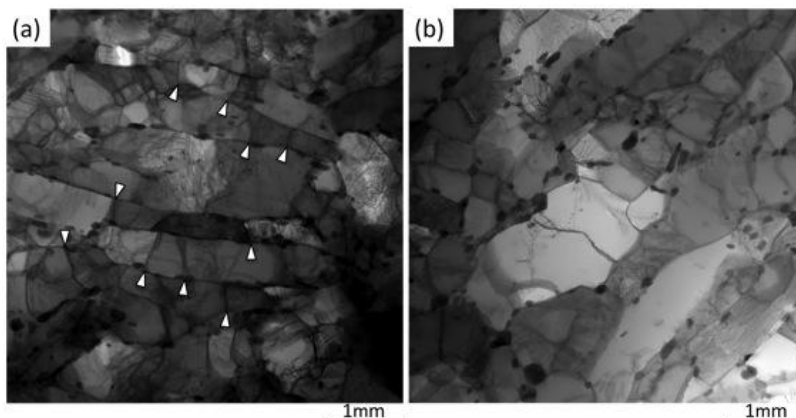
で与えられる^{①-4)-13}。ただし、 m_x 、 m_y はそれぞれの変数の平均値である。相関係数の最大値は1であり、1に近い程2つの変数の相関が良い。本研究では、1つ目の変数をクリープ試験前の試料における方位差分布に、2つ目の変数をクリープ破断材における方位差分布として相関係数を求めた。図①-4)-32は、求めた相関係数を断面減少率によって整理したものである。図より、断面減少率の増加に従って徐々に相関係数が減少していくことがわかる。以上の観察は、破断材を用いたものであるが、3次クリープ後半でも同様の組織変化が生じるものと推察され、ブロックに着目した結晶方位解析によって組織評価が可能である。



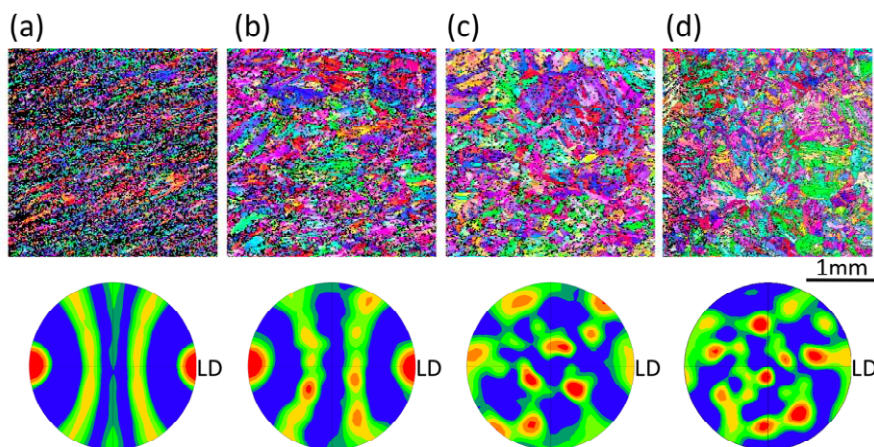
図①-4)-26 650°C-90MPa クリープ中断材における微小方位差変化



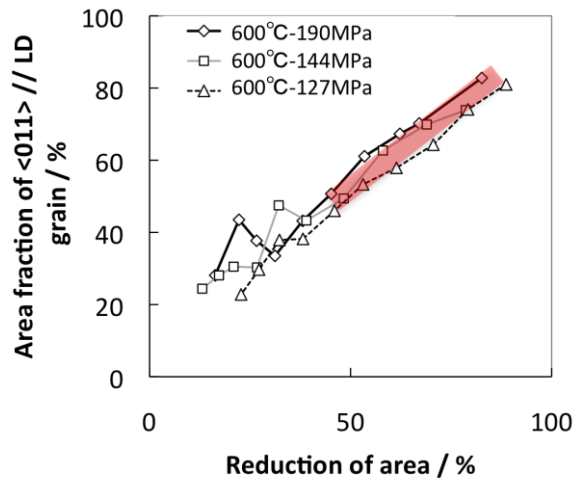
図①-4)-27 各クリープ中断材における単位面積あたりのラス境界長さ変化



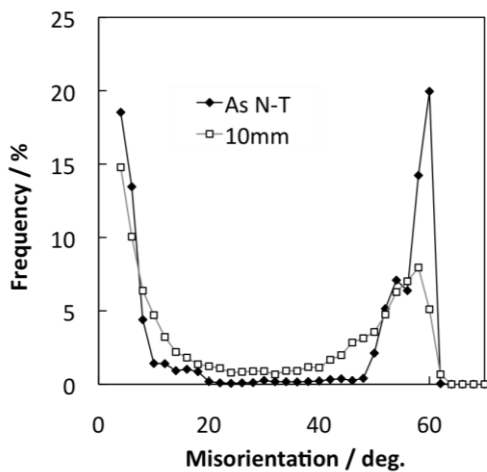
図①-4)-28 625°C-115MPa クリープ中断材の STEM 明視野像、(a) $t/t_r=0.2$ 、(b) $t/t_r=0.6$



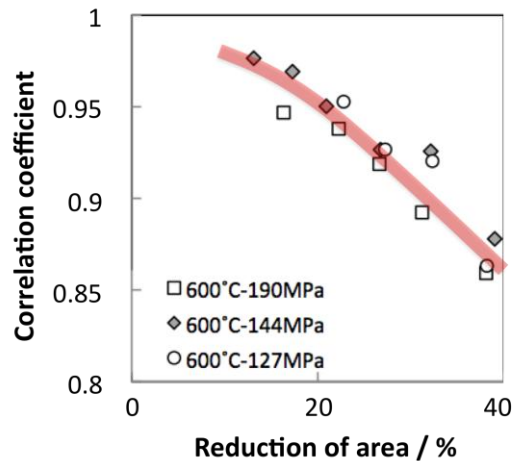
図①-4)-29 クリープ破断材における破断から(a)1mm、(b)5mm、(c)10mm および (d)15mm の位置での結晶方位分布図と 101 極点図



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



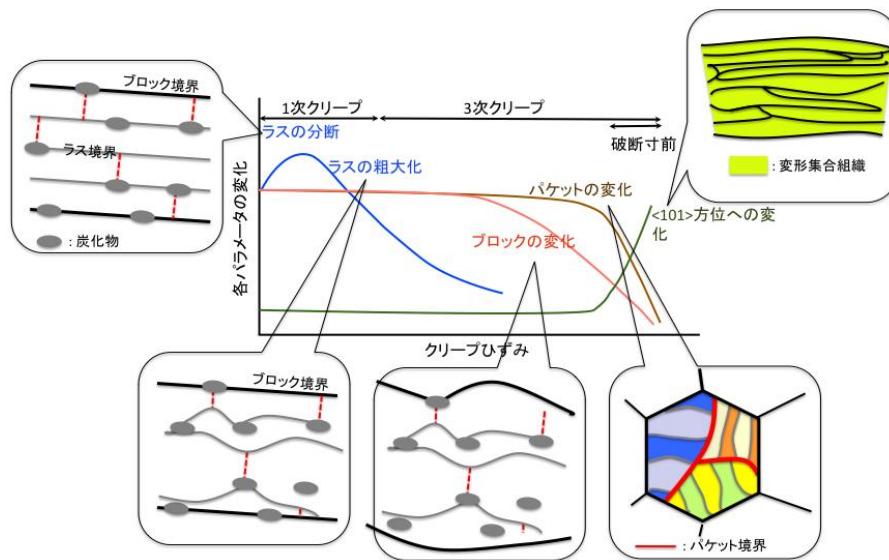
図①-4)-31 クリープ破断材における方位差分布の変化



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° 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

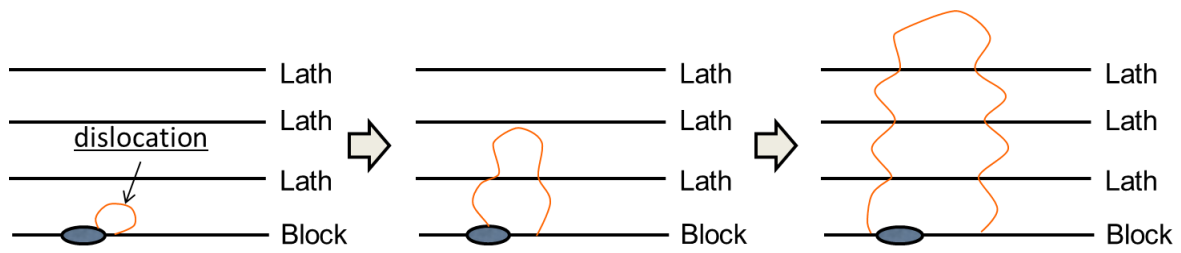
前述のように、フェライト鋼については、クリープ変形中のラス組織の変化がクリープひずみと良い対応を示すことが明らかになったので、以下には、ラス組織変化からひずみ速度や寿命評価を行う手法の確立について検討した。図①-4)-34 は、ラス境界と転位の相互作用の模式図である。この図に示したラス境界に対して垂直に位置し境界と平行方向に移動しようとする転位に対する抵抗力を、

$$\sigma_{th} = M \frac{0.85Gb}{\lambda_s} \quad \text{①-4)-2}$$

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。 λ_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 λ より算出した。

$$\lambda_s = \sqrt{2}\lambda \quad \text{①-4)-3}$$

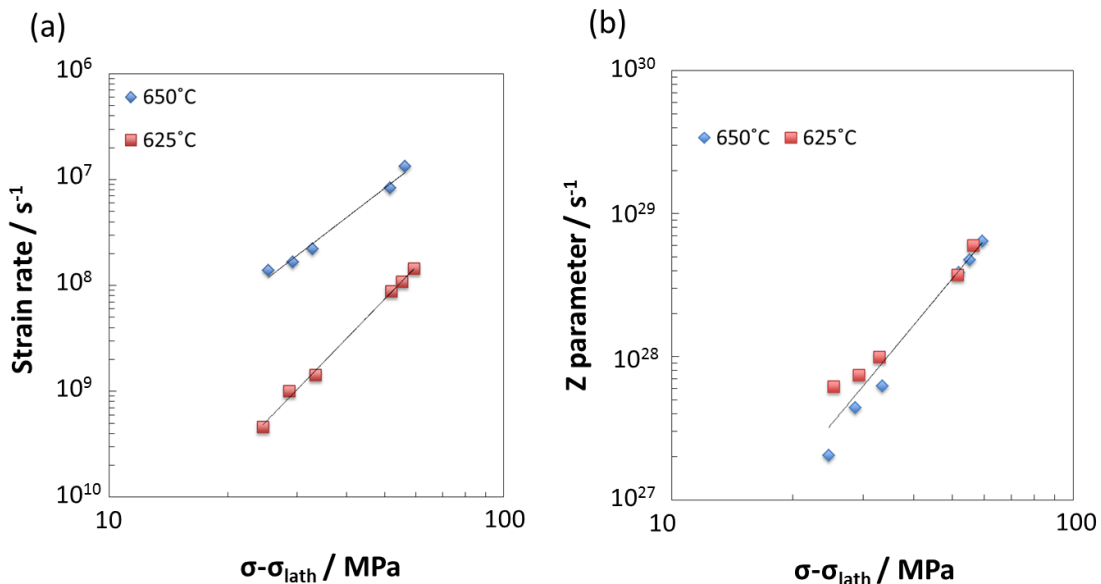
なお、局所方位解析では、ラス境界と変形により導入される亜粒界の双方を評価するため、ラス境界の抵抗力のみを算出するのに適さない。そのため、ここでは TEM 観察から求めたラス幅を計算に用いている。得られたラス境界による抵抗力について表①-4)-2 にまとめる。抵抗力は 60MPa 程度であるが、クリープ変形の進行に伴うラス幅の増加に対応して、それも低下する。抵抗力を外力から減じた値が、実際の変形に対する有効応力である。図①-4)-35 に、Gr.91 鋼の各中断材における試験中断時のひずみ速度と有効応力の関係を両対数プロットにて示す。(a)から明らかなように、有効応力とひずみ速度には良い直線関係があり、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 ⁻¹	ラス幅(TEM) (μ m)	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

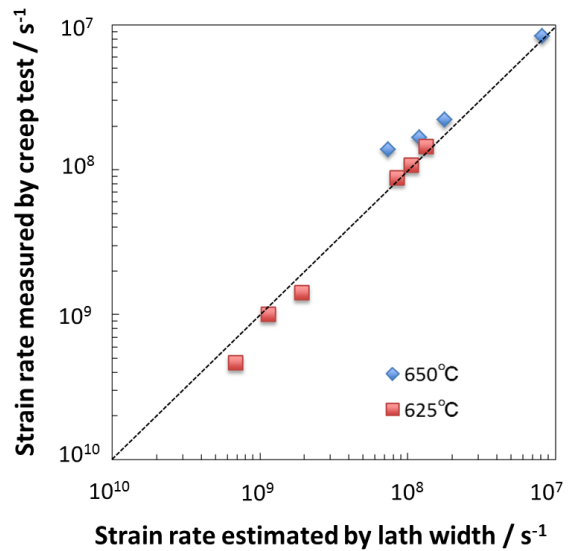


図①-4)-35 (a)クリープ変形中のひずみ速度と(b)Zパラメータの有効応力依存性

(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、

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{①-4)-4}$$

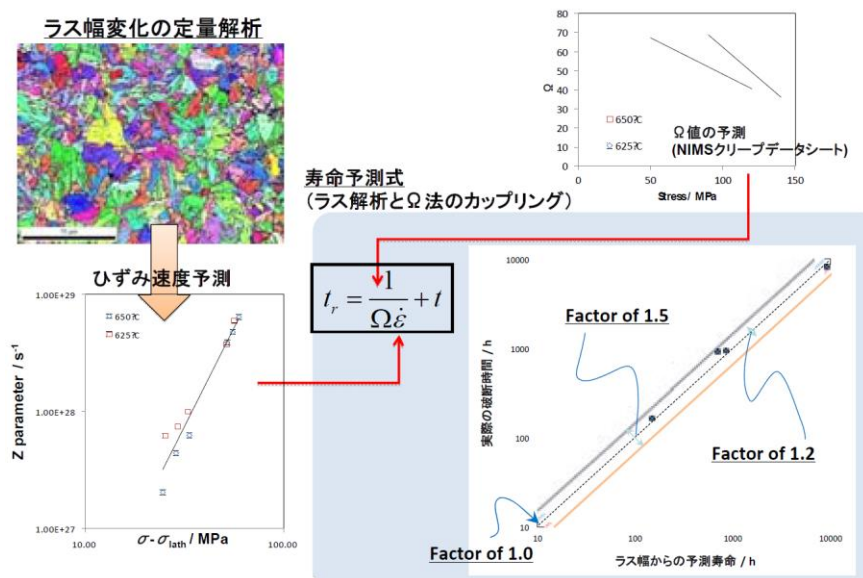
で求められる。ここで、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度、 R は気体定数、 T は温度である。 Q は、変形の活性化エネルギーで、ここでは 630 kJ/mol とした。 Z パラメータを用いると温度の異なるクリープ条件であってもプロットが 1 つの直線で示される。この実験的に求めた直線関係を近似し、(1.5.3.2.1-2)式と(1.5.3.2.1-4)式を代入すれば、観察されるラス幅からひずみ速度の推定が可能となる。図①-4)-36 に、ラス幅から求めたひずみ速度と実際のひずみ速度の比較を示す。すべてのプロットが対角線近くに位置しており、ラス幅から精度よくひずみ速度を算出で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、 Ω 法を用いる。 Ω 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、 Ω は直線関係の傾きである。NIMS クリープデータ

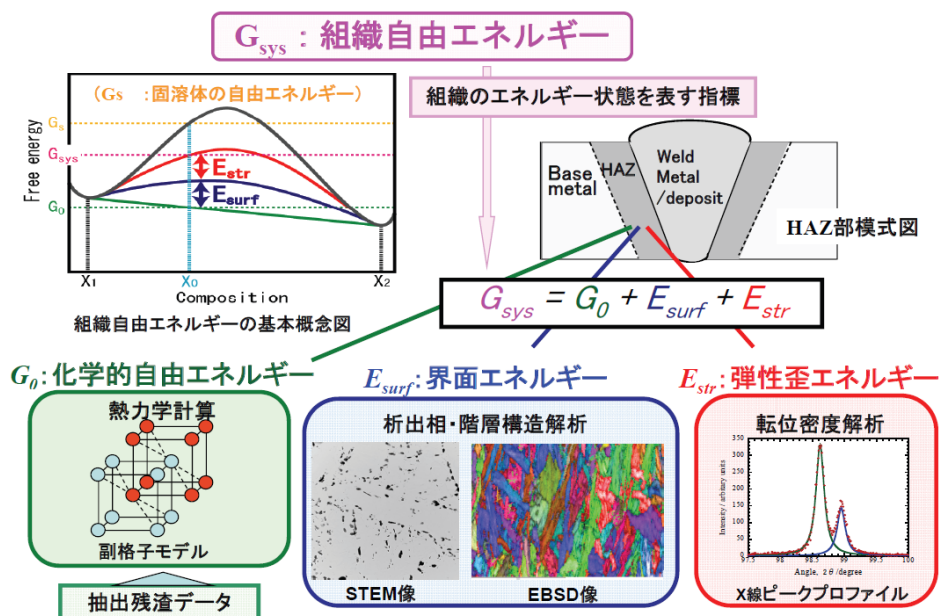


図①-4)-37 ラス幅を用いて余寿命と破断時間を推定する系統図と評価結果

シート①-4)-14より予測される Ω 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

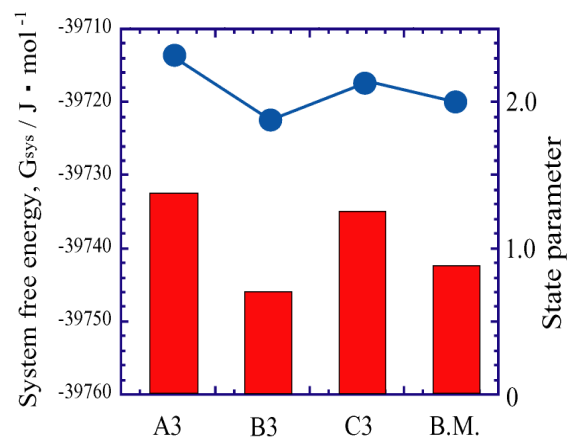
ここで、高Crフェライト系耐熱鋼では、 G_{chem} を熱力学データベース(Thermo-Calc)を用いた計算により求め、 E_{surf} についてはMX型炭窒化物、 $M_{23}C_6$ 炭化物、Laves相の

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^{①-4)-15}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 小さくなっていて。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ゲステンを含むため、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^{①-4)-16}。

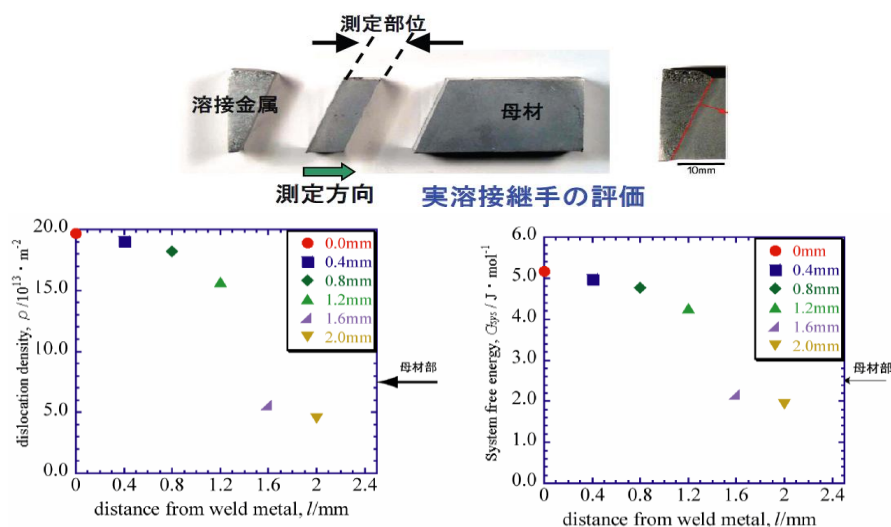
Gr.92 鋼の実溶接材 HAZ 部における溶金界面からの距離による組織自由エネルギーは、粗粒域では-39,731J/mol、細粒域では-39,746J/mol であり、細粒域では粗粒域に比べ約 15J/mol 低くなった。また、母材部では細粒域より約 1J/mol ほど大きな組織自由エネルギーを示した。HAZ 細粒域母材に比べてクリープ強度が低下していることと、HAZ 細粒域で組織自由エネルギーが減少していることは対応しており、組織自由エネルギーはクリープ強度を予測する上でも有用であることが確認された。

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 (τ) 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 σ 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。

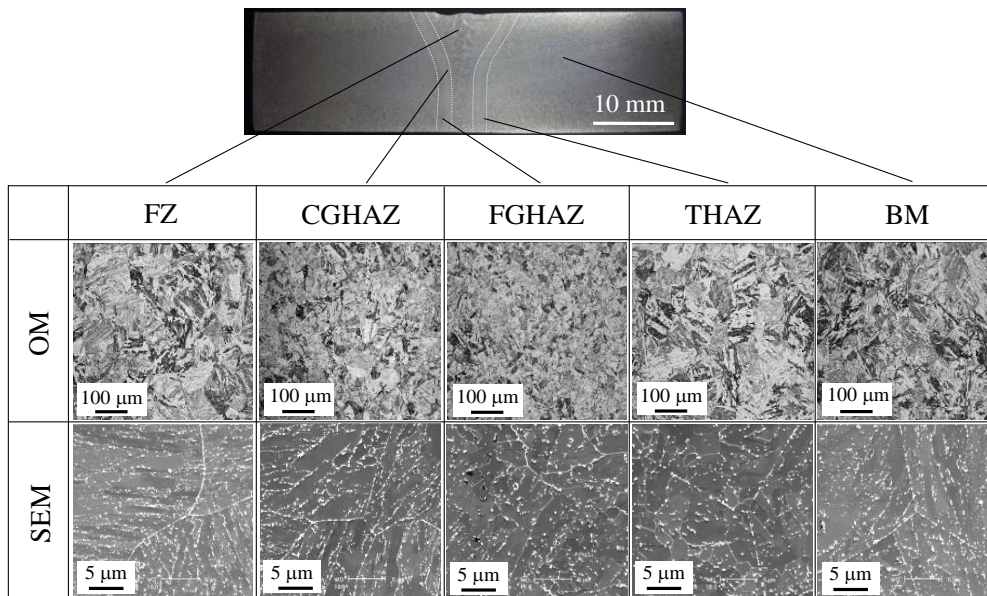
そのための手段として、1 万時間程度までのクリープ中断材と溶接部を用いた組織自由エネルギー変化のデータを取得・蓄積し、それを解析することによって組織自由エネルギーの緩和関数の精度を向上させて、長時間側の組織自由エネルギーの予測・シミュレーションを可能にする。その結果、長時間の溶接継手強度の予測が可能になると期待できる。

(3) 極小スモールパンチクリープ試験法

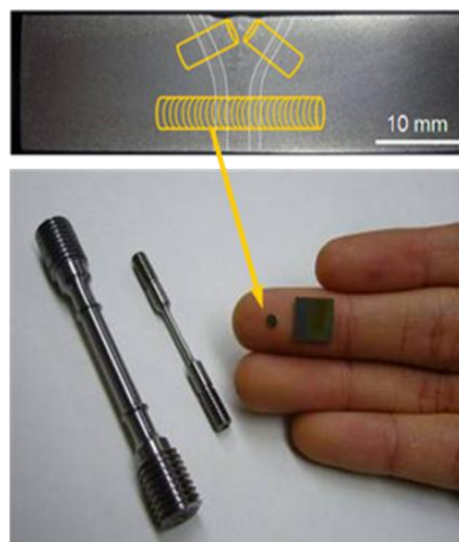
高 Cr フェライト系耐熱鋼の Type IV 損傷に代表されるような溶接継手での劣化・損傷の機序を明らかにするためには、溶接熱影響部 (HAZ) 細粒域といった局所領域におけるクリープ特性を精度良く測定する必要がある。しかしながら、小型薄肉部材に対して適用可能なスモールパンチ (SP) クリープ試験でも、その標準試験片サイズ (10×10×0.5 mm) ではまだ大きく、さらに小型の試験片を用いた計測が不可欠である。本研究では、 $\phi 3 \text{ mm} \times 0.25 \text{ t mm}$ (TEM ディスク) 形状の極めて小さな試験片を用いた新しい局所領域のクリープ特性を計測・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。

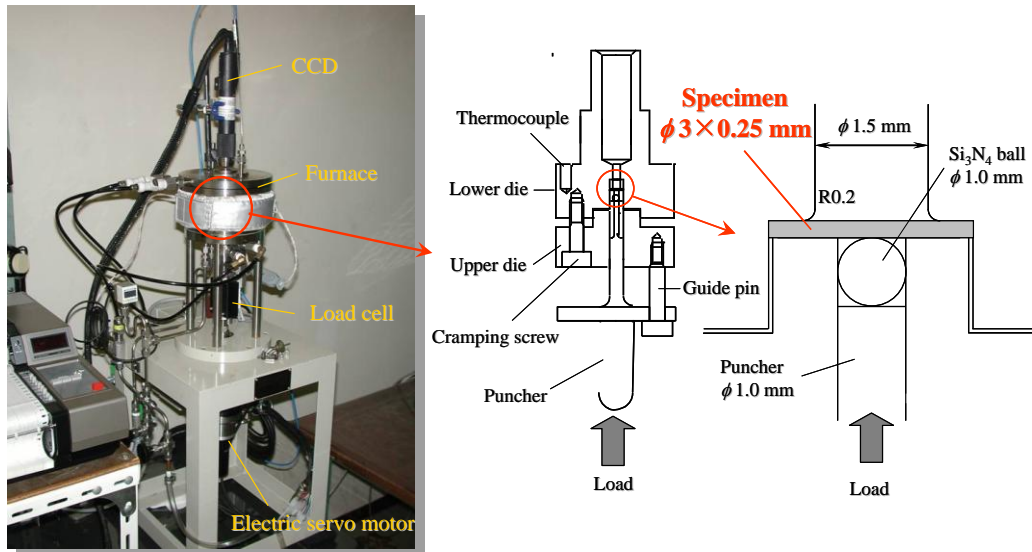
SP クリープ試験は、図①-4)-43 に示す高温 SP 試験装置と改良治具を用い、温度 550～650℃、負荷荷重 35～140 MPa の条件にて実施した。荷重はφ1.0 mm のパンチャーと Si₃N₄ ボールを介して試験片表面中央に負荷した。また、変形量は荷重線上変位として、圧縮ロッドの移動距離より測定した。なお、試験片の酸化を防ぐため、試験雰囲気は Ar ガスとした。



図①-4)-41 溶接継手各局所領域のマイクロ組織

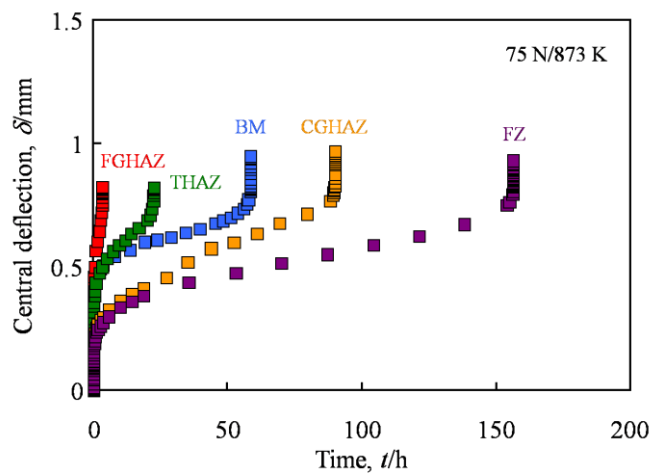


図①-4)-42 SP 試験片採取位置

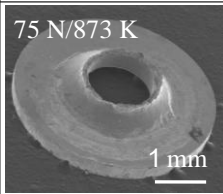
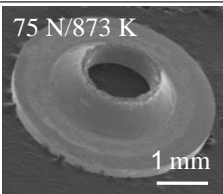
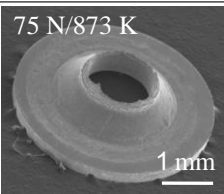
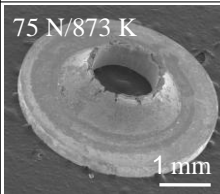
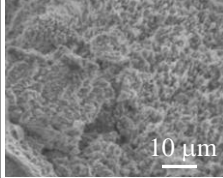
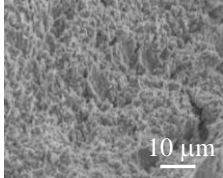
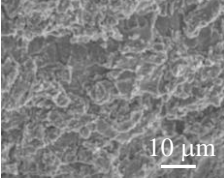
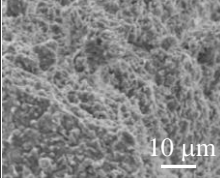


図①-4)-43 高温 SP 試験装置と改良治具

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^{①-4)-17}。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				

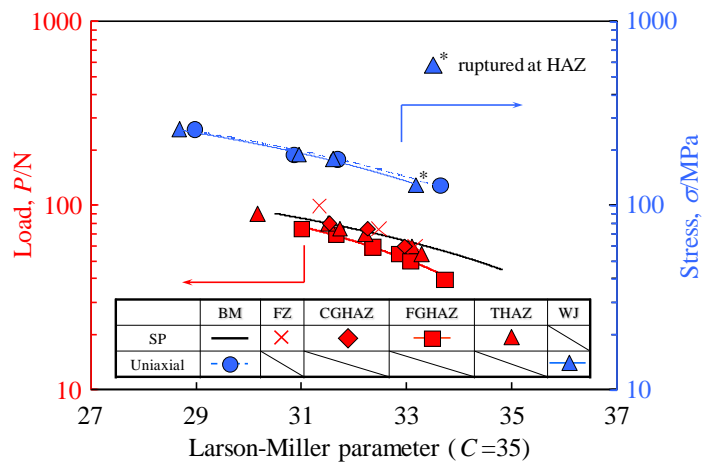
図①-4)-45 試験後の SP 試験片と破断面

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。

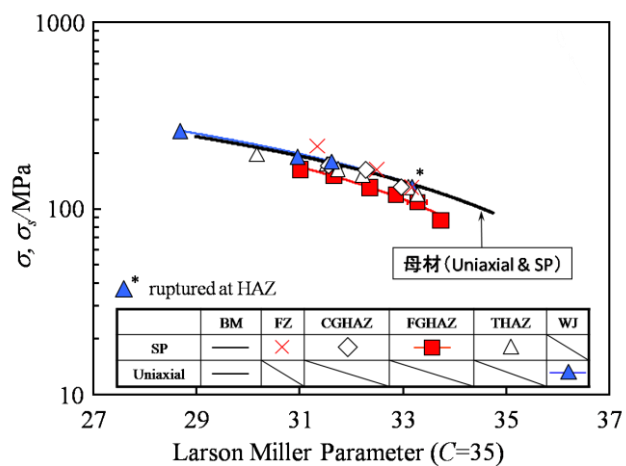
8Cr-2W-VTa 鋼各局所領域の SP クリープ破断試験結果を Larson-Miller パラメータを用いて整理したものを図①-4)-46 に示す。同図には単軸クリープ試験結果も併せて示している。FGHAZ の SP クリープ破断強度は BM のそれに比べ低下しており、低荷重側でその差はより顕著である。CGHAZ および THAZ の破断強度は BM のそれとほぼ同等、もしくは若干低下しているように思える。また、FZ については比較的高荷重側で BM より破断強度が高いものの、低荷重側になるにつれて BM のそれと同等程度になっている。このように、各局所領域で SP クリープ特性が異なり、FGHAZ 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 σ_{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 σ_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 ($P = 0.46 \sigma_s$)^{①-4)-17} 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 σ_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、 σ_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 σ_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



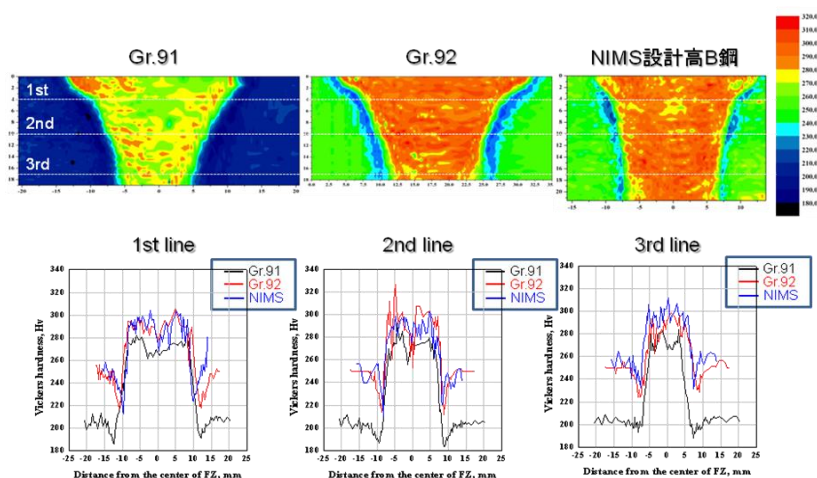
図①-4)-46 SPクリープ破断試験結果



図①-4)-47 σ_s で整理した SP クリープ破断試験結果

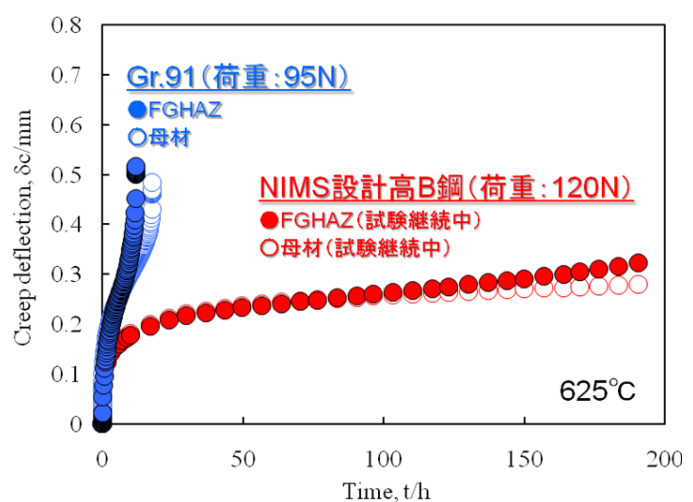
た。これは、SPクリープ試験における定常平均相当応力 σ_s が単軸クリープ試験応力 σ に等価であることを示唆している。このようなことから、TEM ディスクサイズ試験片を用いた SP クリープ試験結果を σ_s によって整理することにより、HAZ 局所領域の単軸クリープ破断強度が計測・評価できるものと期待される。

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°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。

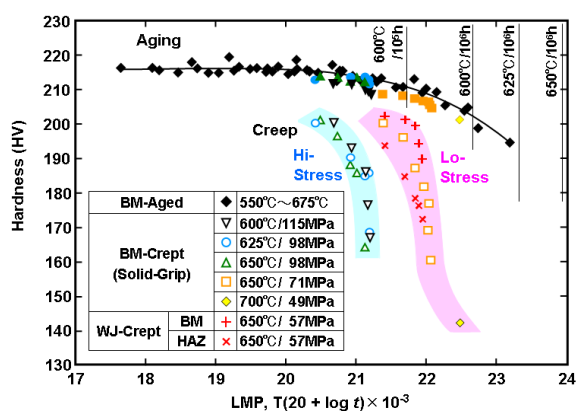
まず、表①-4)-3 に示す Gr.91 鋼ヒート A のクリープ中断・破断および熱時効材の硬さ測定結果^{①-4)-18} について、解析を行った。図①-4)-50 は、Gr.91 鋼ヒート A の加熱時効材と母材・溶接部のクリープ試験材 (中断材含む) における硬さ測定結果を Larson-Miller パラメータを変数として示したものである。この図における溶接部のデータについては、熱影響部の最小硬さを示している。加熱時効材 (550°C から 675°C の温度範囲で 25°C 毎の温度で最長 30,000h) の場合、硬さの低下量は最大でも 10% 未満であり、軟化曲線の勾配は緩やかである。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。

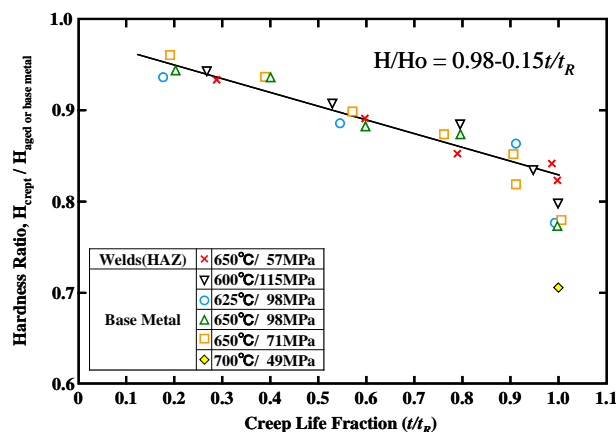
$$H/H_0 = 0.98 - 0.15t/t_R \quad \text{①-4)-7}$$

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、 ΔH および ΔH_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

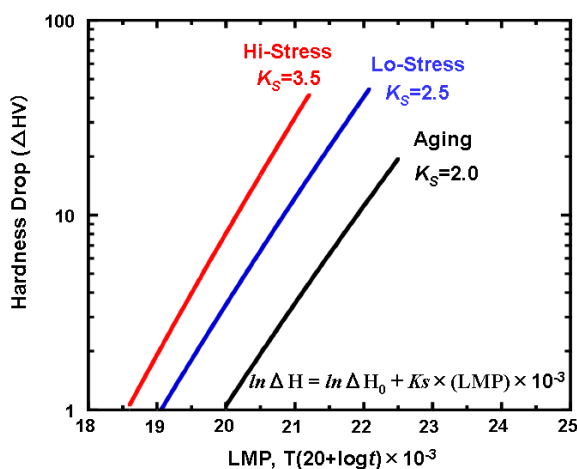
Larson-Miller パラメータで、 T および t はそれぞれ絶対温度および時間(hour)である。

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。

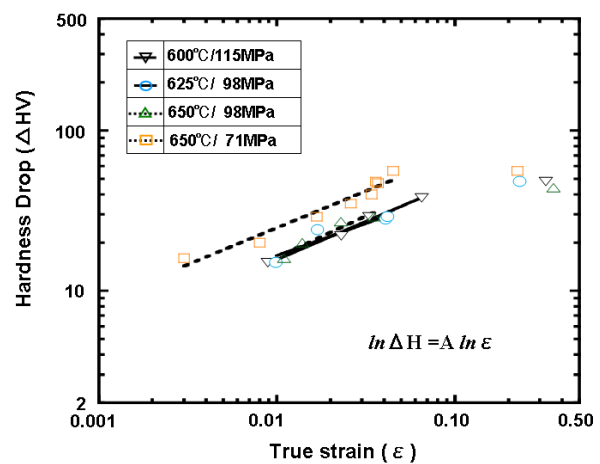
$$t/t_R = 1/0.15(0.98 - H/H_0) = 1/0.15\{0.98 - H/\{H + \exp(K_S \times T(20 + \log t))\}\} \quad \text{①-4)-9}$$

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



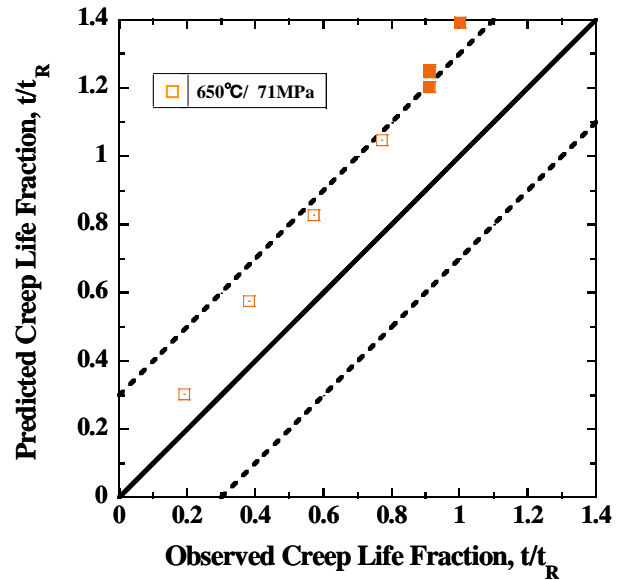
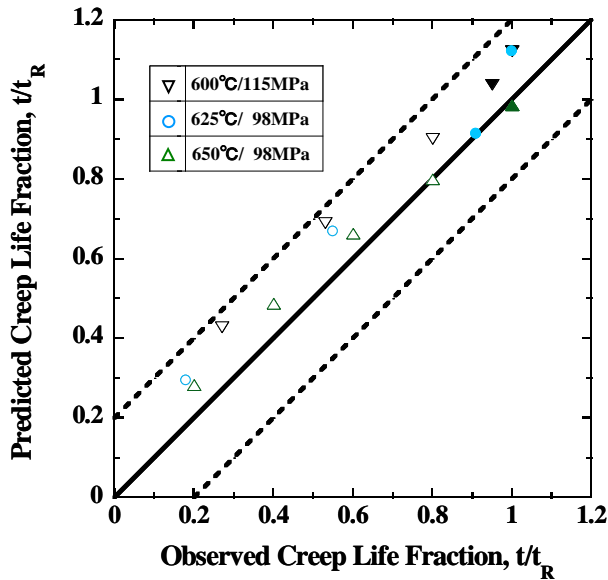
図①-4)-53 硬さ低下量とクリープ真ひずみとの関係

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。

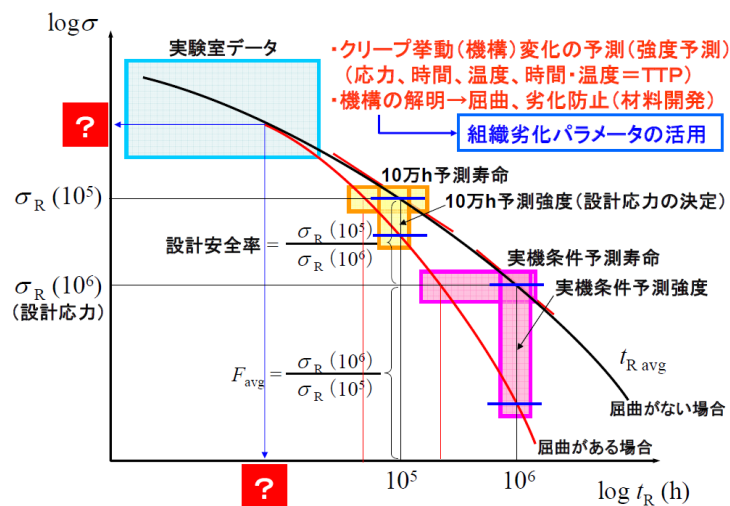
また、Factor of 1.2 の強度予測技術開発に向けて、実験室データから長時間クリープ強度予測を行う場合の概念図を図①-4)-56 に示す。実験室で得られるクリープ破断データは短時間側のデータから長時間を予測できる場合と、長時間において応力—破断時間線図において不連続な折れ曲りが生じ、短時間データからは長時間強度が予測できない場合がある。後者の場合、折れ曲りが生じる応力あるいは時間を実験室データから特定することが不可欠であり、折れ曲り後のデータのみを用いて長時間の強度予測を行う必要がある。そのためには、折れ曲り点の予測のために組織劣化パラメータを

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

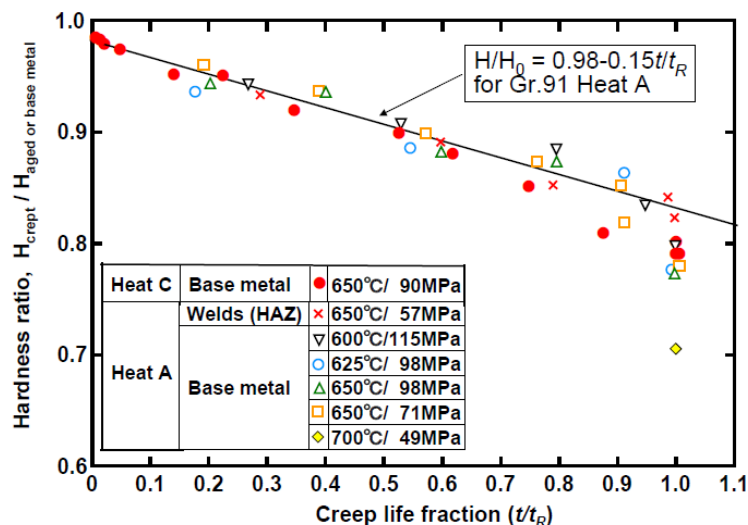
図①-4)-55 低応力クリープにおける寿命比の予測結果と実験結果との比較



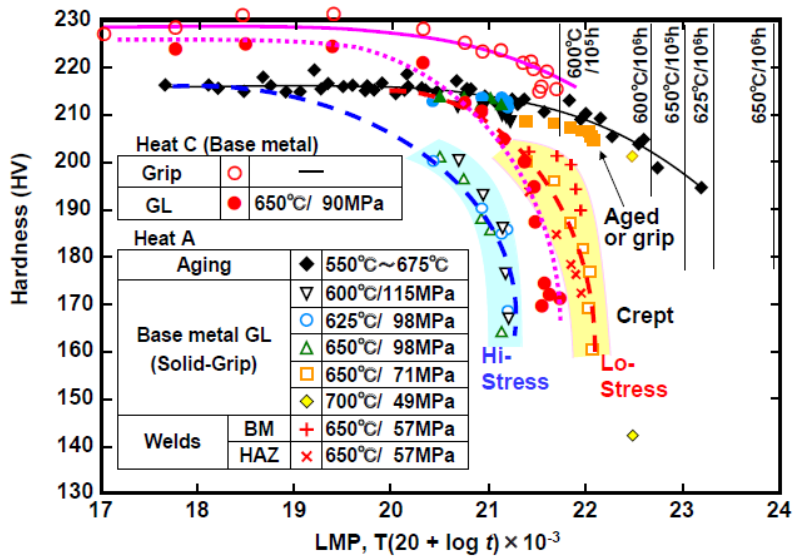
図①-4)-56 実験室データからの長時間クリープ強度予測の概念図

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。

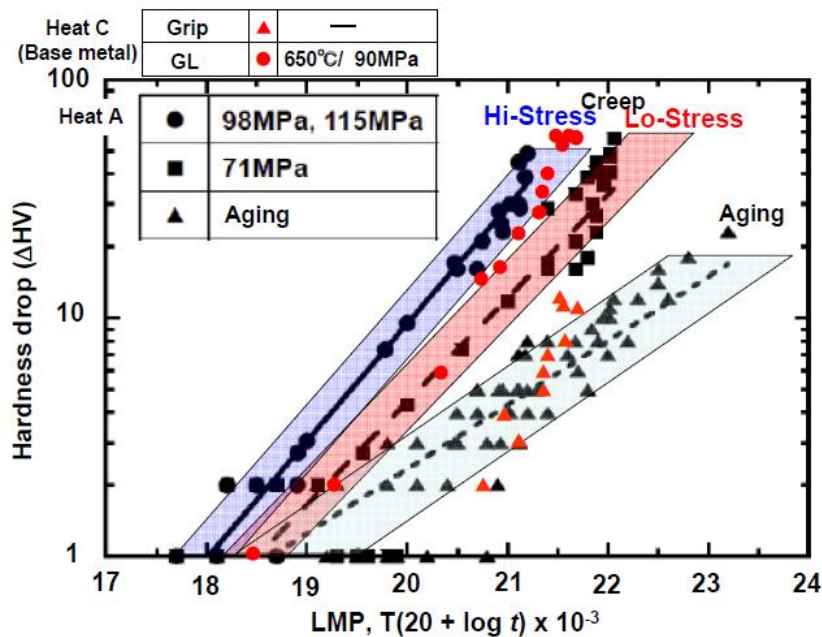
図①-4)-57 は、新たに試験に供した Gr.91 鋼ヒート C の硬さデータから求めた硬さ比とクリープ寿命比の関係を示している。これをみると同じ Gr.91 鋼ヒート A のデータで得られた硬さ比とクリープ寿命比の関係式で示される線上にほとんどのデータがあり、共通の寿命評価式が適用できることが分かる。また、図①-4)-58 はヒート A で作成した硬さとラーソン・ミラーパラメータの関係図にヒート C のデータをプロットして示している。この場合もヒート C の初期硬さが高いため、異なった曲線となっているが、硬さの低下傾向は、試験片平行部および掴み部ともヒート A と全く同様の変化をしていることが明らかである。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

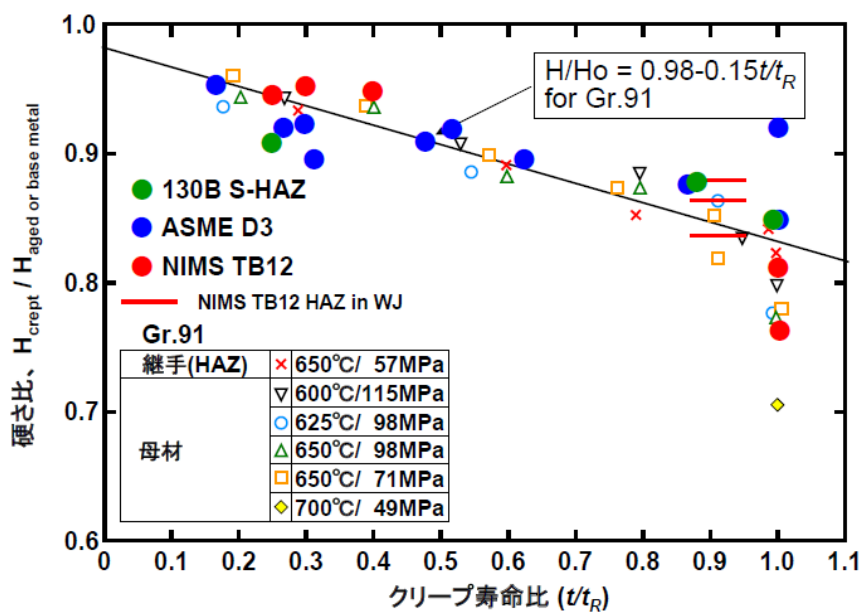


図①-4)-59 Gr.91 ヒート C の硬さ低下量とラーソン・ミラーパラメータの関係

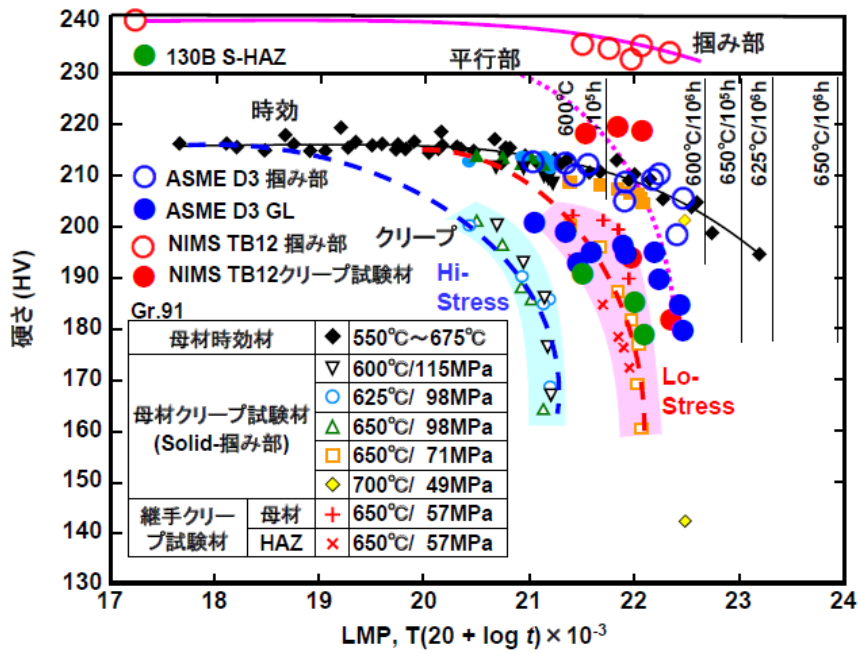
以上に述べたように、Gr.91 鋼に対して開発した硬さモデルはヒートが異なっても共通して適用できることが明らかになったので、この方法を本プロジェクトで開発されたフェライト鋼およびその溶接部に対して適用することを試みた。図①-4)-60 は、開発フェライト鋼（NIMS TB12、ASME D3 の異なる 2 ヒート）とその溶接継手の熱影響部（NIMS TB12 HAZ in WJ）および再現熱影響部（130B S-HAZ）のクリープ中断試験片の硬さ比とクリープ寿命比との関係を Gr.91 鋼に対して作成した図の中にプロットしたものである。なお、クリープ試験の温度と応力は、それぞれ、NIMS TB12 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°Cで70MPaである。これをみると破断材ではバラツキが大きいが、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、 4.83×10^{-4} である。

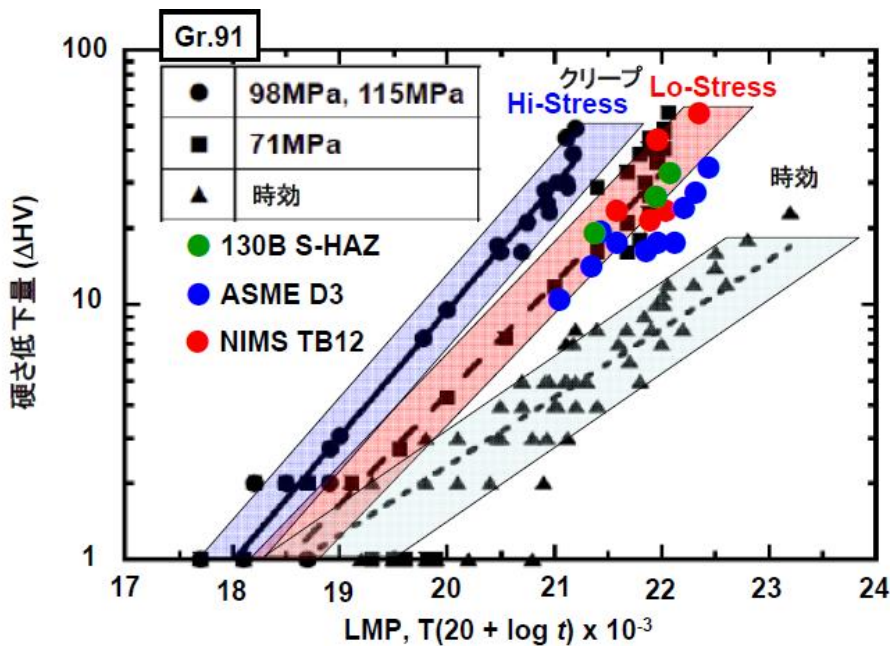
以上に述べたように、組織診断の概念（硬さ値変化）を基に、硬さ測定による寿命予測モデル（硬さモデル法）を提案し、この方法を高応力および低応力におけるクリープ寿命評価に適用した結果、実用化へ展開できる目処がついた。すなわち、本研究で開発したクリープ寿命評価のための硬さモデル法は Gr.91 鋼のデータを用いたものであったが、異なるヒートおよび他の鋼種（Gr.92）や開発フェライト鋼にも適用できる汎用性の高いものであることが一連の試験によって明らかになった。また、多くのデータを取得し、データベースが構築できたので、今後、さらなる検証試験を行えば、実用化は可能と考えられる。



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



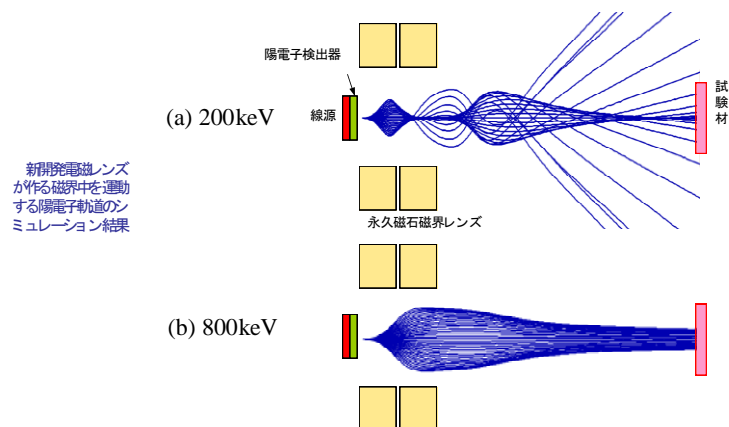
図①-4)-62 開発フェライト鋼と溶接部の硬さ低下量とラーソン・ミラーパラメータの関係

(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

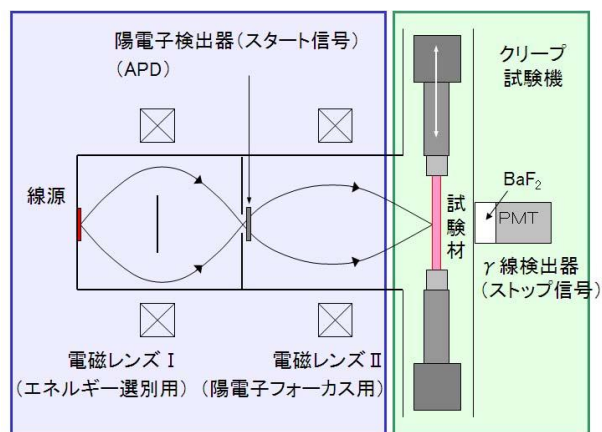
専用ソフトで解析することによって、材料内部の欠陥の種類と量を知ることができる^{①-4)-19}。

従来の陽電子寿命測定法 (γ - γ 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 (β^+ - γ 法) を採用した^{①-4)-20}。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^{①-4)-21}。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}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、 BaF_2 シンチレーターと光電子増倍管の組み合わせた γ 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 γ 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。

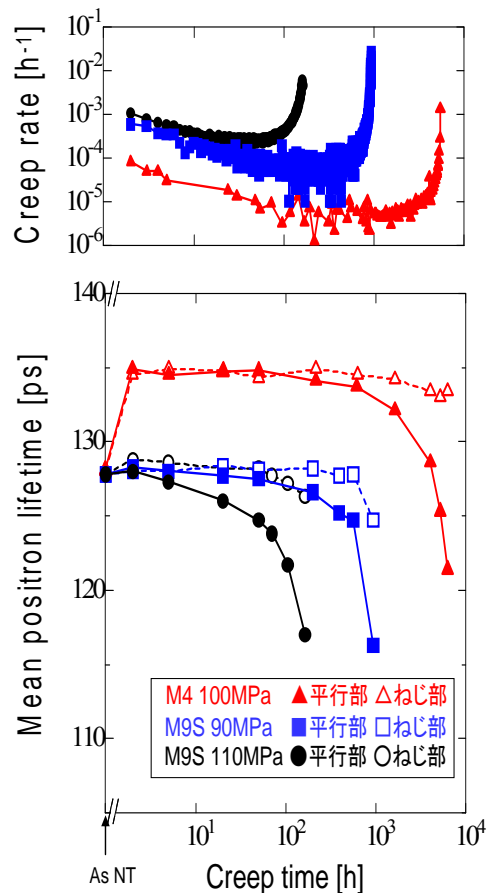
(3) 陽電子消滅は、ねじ部の温度効果と、平行部の歪の効果の差を明瞭にとらえている。

(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。

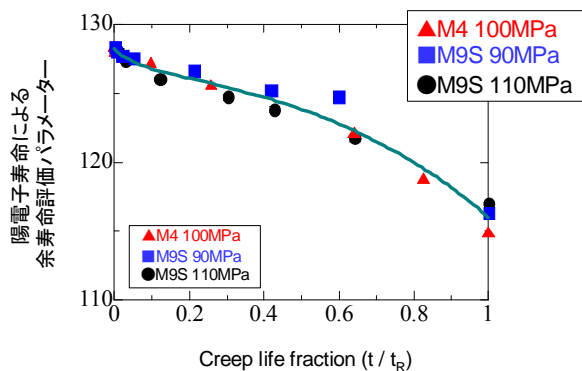
H22 年度は陽電子消滅寿命測定の結果からクリープ強度予測パラメータを抽出することにより、クリープ強度予測、余寿命予測への適用を検討した。図①-4)-66 の共通試料 M4 フェライト鋼、M9S フェライト鋼における陽電子平均寿命の変化は、クリープ破断にいたる過程で同様の挙動を示している。M9S 鋼に対して M4 鋼の方が 650°C 保持で陽電子平均寿命値が増加しているのは 650°C 保持中に新たに析出した析出物を捉らえたものと考えられる。クリープ強度予測パラメータとしては高温保持直後の陽電子平均寿命値の増加をキャンセルしてクリープ前の陽電子平均寿命値で規格化したものを用いる。図①-4)-67 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

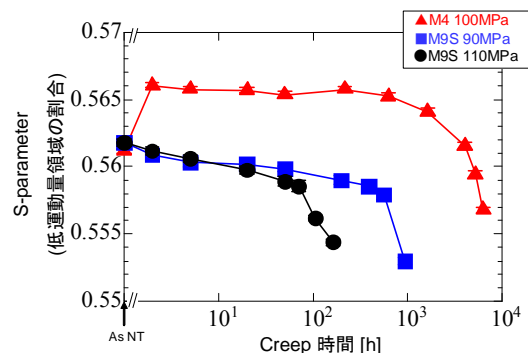


図①-4)-66 Gr.91 鋼(M4 鋼)、650°C、100MPa、共通試料(M9S フェライト鋼)、650°C、90MPa、110MPa、クリープ試験材の結果

(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)

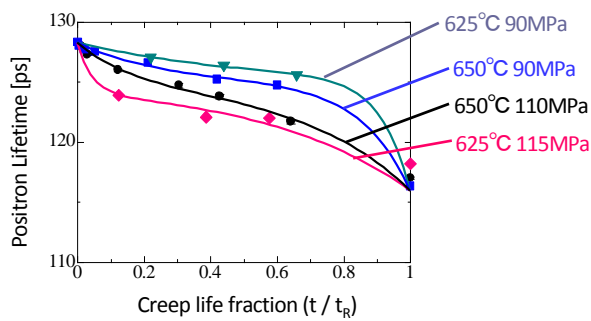


図①-4)-68 陽電子消滅同時計数ドップラー幅拡がり測定により得られた S パラメータのクリープ時間による変化 (Gr.91 鋼(M4 鋼)、650℃、100MPa、共通試料(M9S フェライト鋼)、650℃、90MPa、110MPa、クリープ試験材)

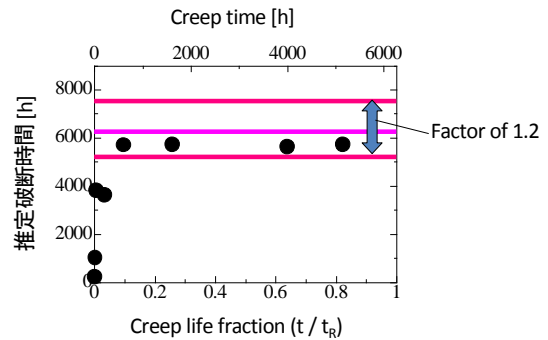
(Coincidence Doppler Broadening: CBD) 装置を用いて、図①-4)-66 と同一の試料の測定を行った。この手法では陽電子が電子と対消滅する際に発生する消滅 γ 線のドップラーシフトを測定する。陽電子は対消滅時には熱化されエネルギーを失っているため、主に消滅相手の電子の運動量分布を測定していることになる。空孔型欠陥に陽電子が捕獲され消滅する際には、広い運動量分布を持つ内殻電子との消滅割合が減少するため、CDB スペクトルが先鋭化する。S パラメータは CDB スペクトル全体に対する低運動量領域の割合であり、空孔型欠陥に陽電子が捕獲されれば、S パラメータの値は増加する。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。 τ 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)

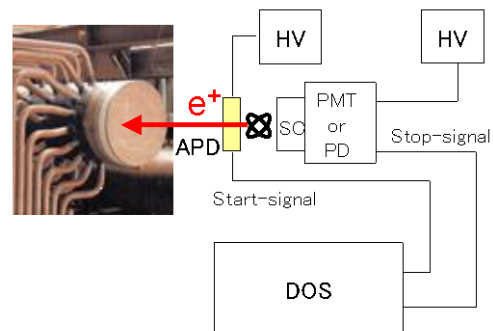


図①-4)-70 M4 フェライト鋼 (650°C、100MPa) に対するクリープ寿命予測結果

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 ± 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。

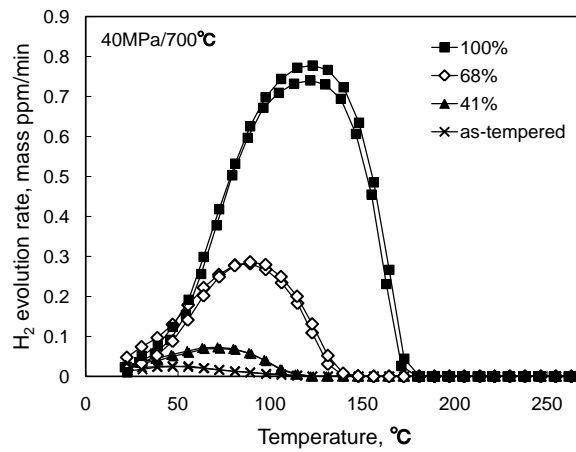
表①-4)-4 Gr. 91 鋼のクリープ試験条件

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

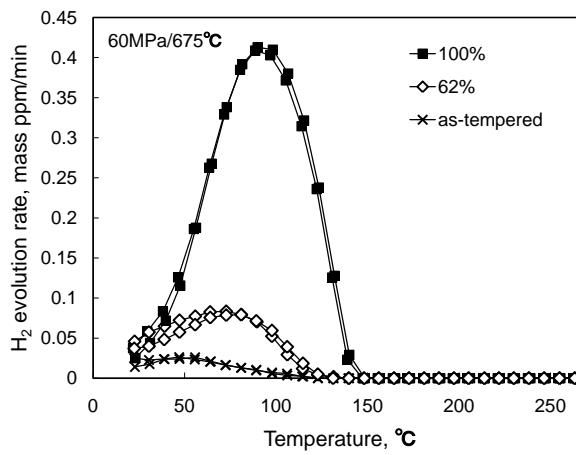
試料への水素添加は、触媒毒として NH_4SCN を 0.5 mass% 添加した 0.1mol/L NaOH 水溶液中（液温：30°C）にて、電流密度：5 mA/cm²、チャージ時間：4 h の条件下にて陰極電解法によって行った。水素チャージ後アセトンにて脱脂洗浄し、水素吸蔵後の試験片の質量を計測した後、昇温加熱機構付きガスクロマトグラフを用いて水素放出曲線を測定した。なお、水素チャージ終了から分析までの時間は 5 min と統一した。キャリアガスとしてアルゴン（ 1.2×10^{-5} m³/min）を用い、昇温速度：100°C/h、測定温度範囲：室温～270°Cのもと、放出された水素の量を 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

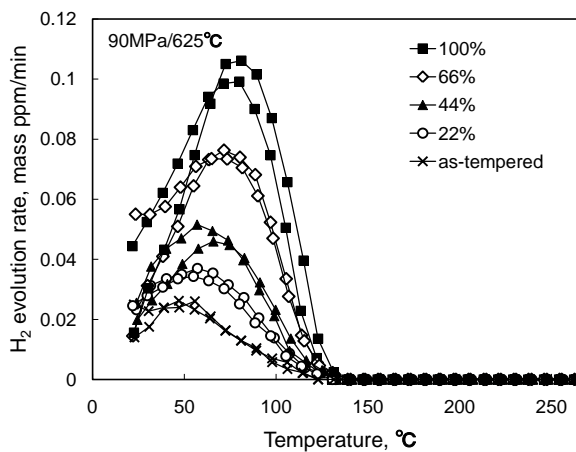
始時の水素放出速度にわずかな違いが認められるものの（図①-4)-73 (c)）、いずれの



(a) 40 MPa/700° C



(b) 60 MPa/675° C



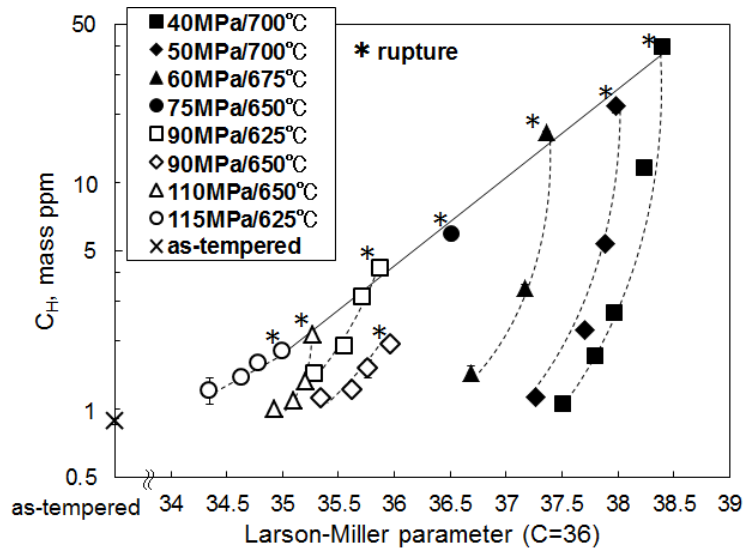
(c) 90 MPa/625° C

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。

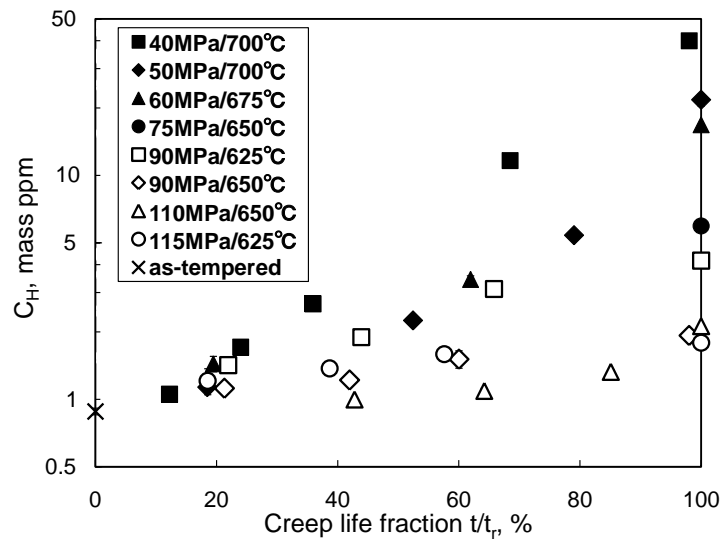
放出された水素の量を各水素放出曲線より算出した。得られた水素放出量 C_H を Larson-Miller パラメータ (LMP) に対して片対数プロットしたものが、図①-4)-74 である。 C_H およびその変化はクリープ試験条件に依存して大きく異なるものの、いずれの場合も LMP の増加とともに単調に増えていく。クリープ破断材で計測された C_H (図中、*印が付いても) と LMP の関係 (図中、実線) を求めたところ、次式のようになった。

$$\log C_H = 0.39LMP - 13.4 \quad \text{①-4)-10}$$

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。

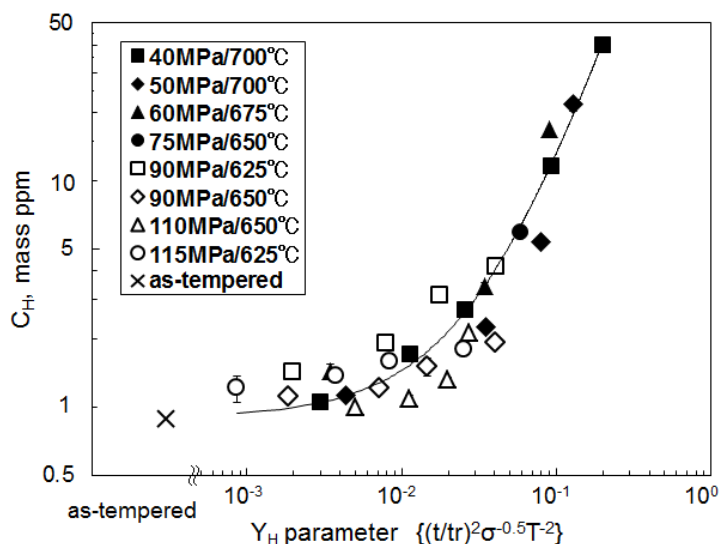
本研究では、水素放出特性 (C_H) の変化がキャビティの発生・成長挙動を反映しているものと仮定し、 C_H を整理するための新たなパラメータの導出を検討した。これまで、粒界キャビティが $t^{0.5} \sigma^{1.5}$ (ここで、 t : 時間、 σ^* : 応力) に比例して成長することが報告されており、さらには、その成長機構に応じていくつかのキャビティ成長速度式が提案されている。例えば、粒界拡散律速の場合、次式のようになる。

$$dr_c/dt = a_1 D_{gb} \delta_{gb} \Omega \sigma / k_b T r_c^2 \quad \text{①-4)-11}$$

ここで、 r_c : 粒界キャビティの半径、 D_{gb} : 粒界拡散係数、 δ_{gb} : 粒界厚さ、 a_1 : キャビティ形状に依存した定数、 Ω : 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 、 σ 、 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。

$$1/t_r = \alpha \sigma^a \quad \text{①-4)-13}$$

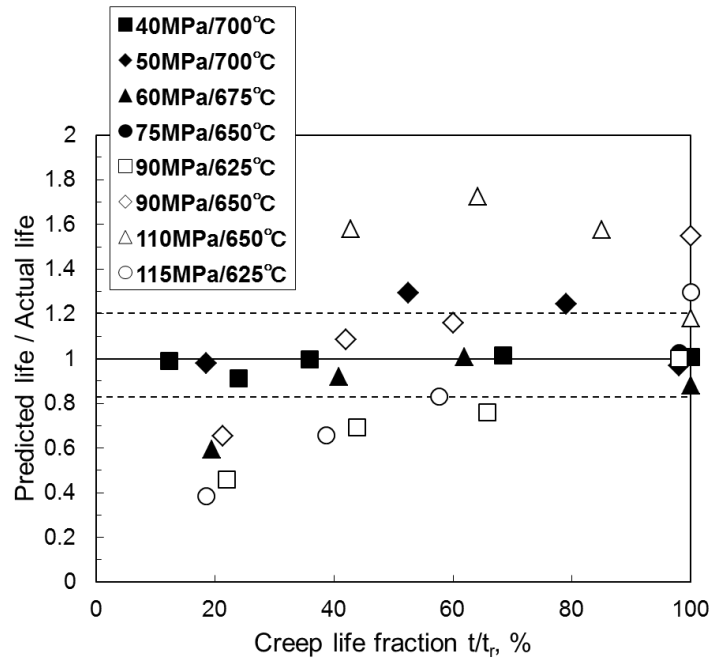
ここで、 α は定数である。この関係を加味すると、 $t^a \sigma^b T^c$ は $(t/t_r)^a \sigma^B T^c$ と書き直すことができる。ただし、 $B = b - an$ である。厳密には t_r の温度依存性も反映させるべきではあるが、本研究では、 $(t/t_r)^a \sigma^B T^c$ に対して、 C_H を良好に整理できるような a 、 B 、 c の各値を求めてみた。その結果、 $a=2$ 、 $B=-0.5$ 、 $c=-2$ 、すなわち“ $(t/t_r)^2 \sigma^{-0.5} T^{-2}$ ”というパラメータを用いれば、 C_H 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、組み合わせることで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。

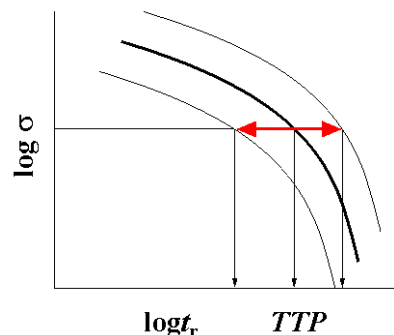
(1) クリープ機構領域区分法

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 σ －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

ト間差を解明する (×1.0) ことにより、誤差幅 1.2 を実現する。

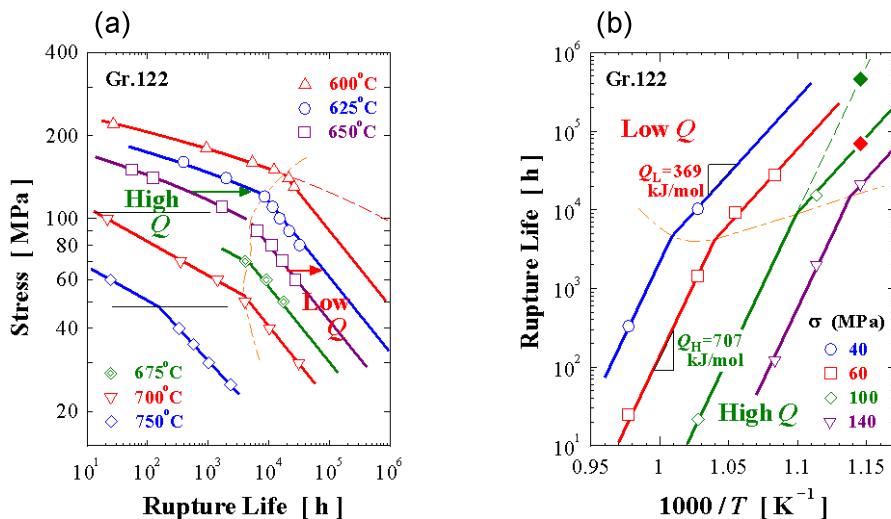
クリープデータシートに掲載されている Gr.122 鋼 (10.5Cr-2W-0.4Mo-1Cu-VNb 鋼) のクリープ破断データを図①-4)-79 に示す。図①-4)-79(a)は、破断時間とクリープ応力、(b)は破断時間と試験温度の関係である。式①-4)-15 は、次のように変形される。

$$\ln t_r = \ln t_0 - n \ln \sigma + Q / RT \quad \text{①-4)-16}$$

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 γ 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。

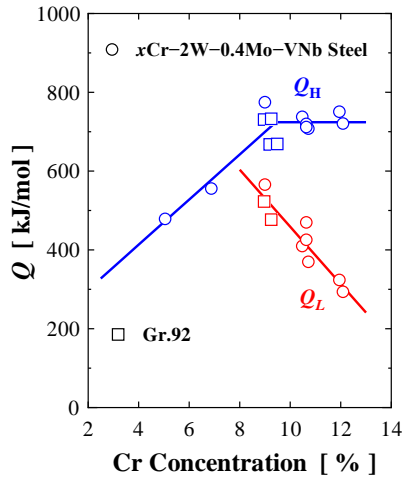
ラスマルテンサイト組織の静的回復は、室温で測る硬度の低下を引き起こす。一方、静的回復は、材料強度を支えていたラスマルテンサイト組織を取り除き、早期にクリープ破断が起きる。早期破断は低温ほど顕著になるため、見かけ上 Q 値が低下する。なお、一定長さの潜伏期の後に静的回復が始まるので、硬度低下や Q 値の低下は、ある時間から急激に始まる。そして、硬度低下と Q 値低下の開始点がよく一致することが、実験的に確認されている。

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。

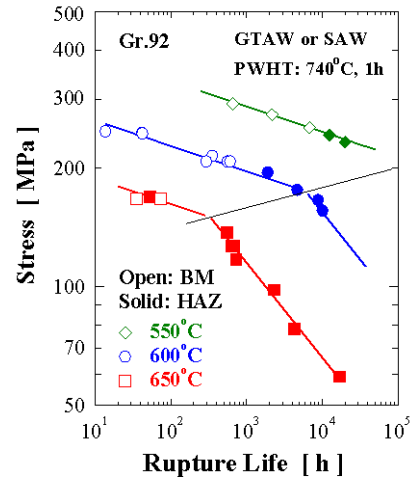
種々のCr量を含むGr.122系の材料のクリープ破断データを領域区分法で解析し、その結果をまとめて図①-4)-80に示す。約8%Crまでは、1つの Q 値を示す領域しか観察されなかった。この領域では、高Crほど Q 値が増加する。8%を超えるCr濃度域では、 Q 値の異なる2つの領域が出現する。 Q_H の値はCr濃度に依存しない。一方、 Q_L の値は、高Crほど小さくなる。この図には、Gr.92鋼の解析結果も含まれており、全ての高Cr鋼が同じ挙動を示すことが分かる。この結果は、全ての材料の挙動をCr濃度の関数として統一的に記述できることを示してくれる。

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。

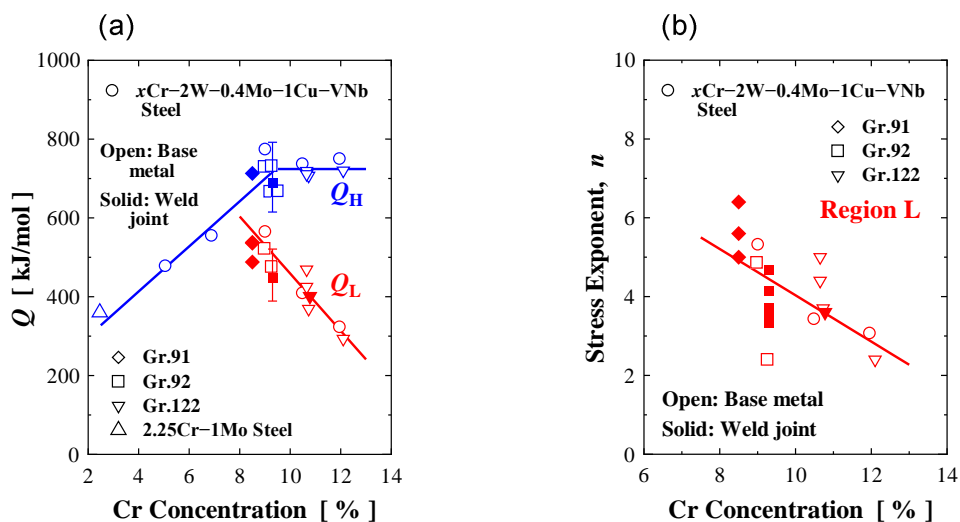
溶接継手を含む構造物では、母材強度に溶接強度係数 (Weld Strength Factor、 W_{ST}) をかけた値に基づいて設計が行われる。 W_{ST} は次のように定義される。

$$W_{ST} = \frac{\sigma_{rW}(t_r, T)}{\sigma_{rB}(t_r, T)} \quad \text{①-4)-18}$$

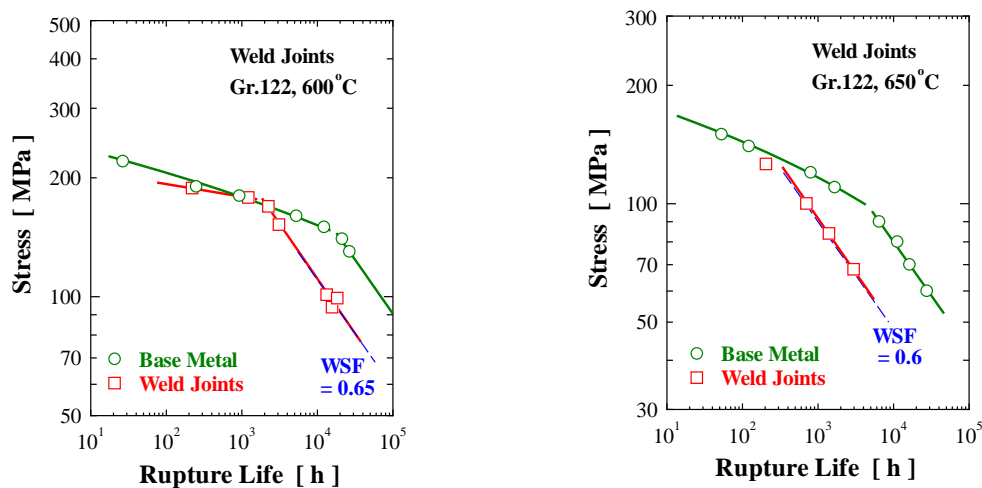
ここで σ_{rW} と σ_{rB} は、温度 T でクリープ破断時間が t_r となる溶接継手と母材のクリープ破断応力である。Gr.122 鋼母材と溶接継手のクリープ応力-破断時間曲線を比較して図①-4)-83 に示す。図中の実線は領域区分解析で決めた回帰曲線である。長時間側の強度急減域(領域 L)では、母材と溶接継手の $\log\sigma - \log t_r$ 曲線が互いに平行であることから、母材と継手の領域 L どうしで比較すれば W_{ST} の値が t_r に依存しない一定値となる

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

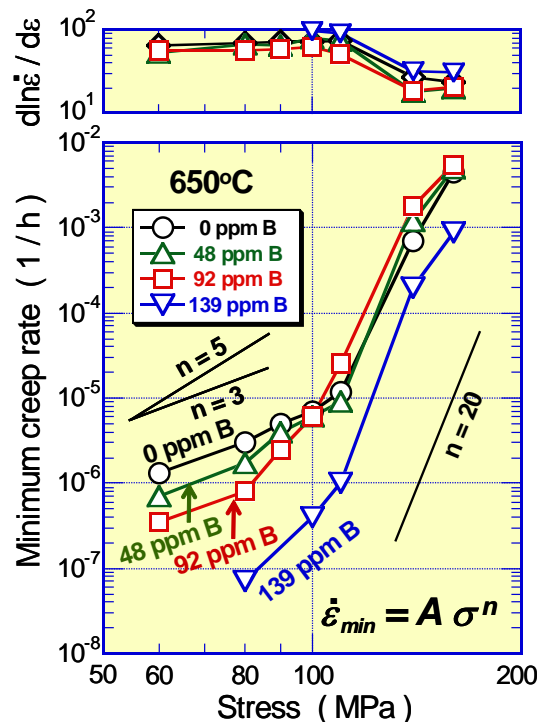


図①-4)-83 Gr.122 鋼での母材と溶接継手のクリープ応力-破断時間曲線の比較 (a) 600°C、(b) 650°C

(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。

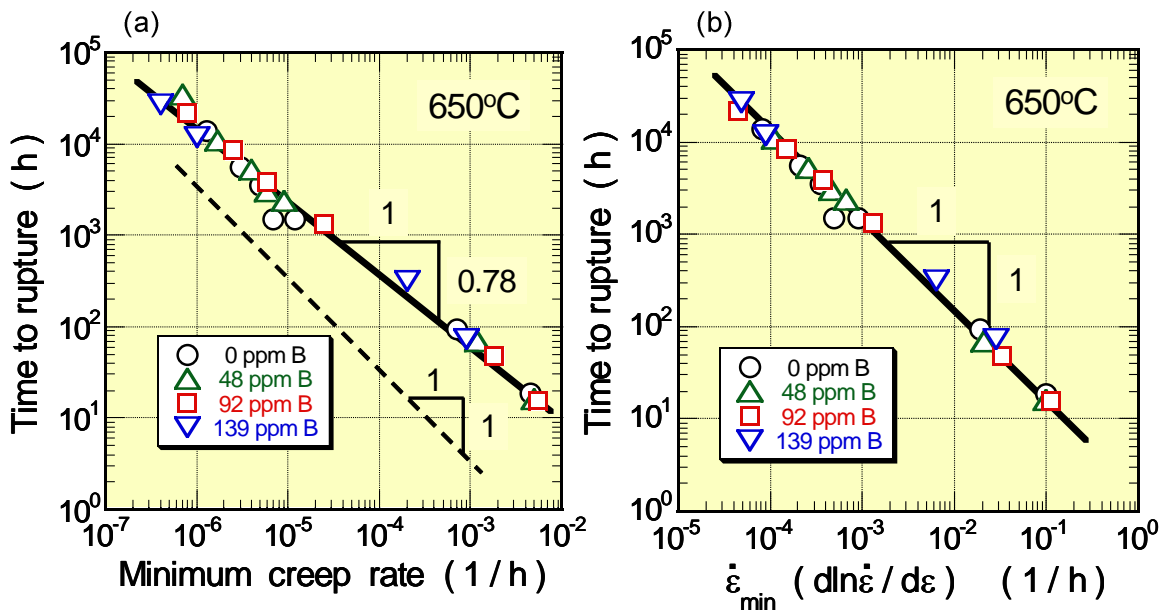
図①-4)-85 (a)に本鋼のクリープ寿命 t_r と最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ の関係を示す。 m は0.78 と求められる。この結果は、例えば最小クリープ速度が1/10 になっても寿命は

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

$$t_r = c / \{ (\dot{\epsilon}_{min}) (d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon) \} \quad \text{①-4)-20}$$

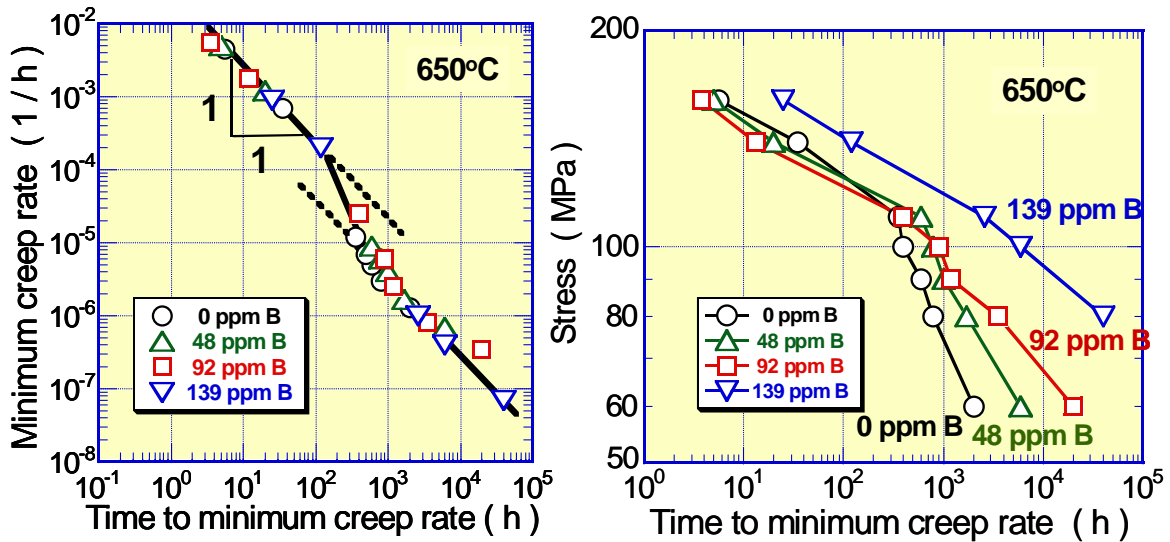
と表される ($c = 1.4$)。このように、クリープ寿命は、遷移域のクリープ変形挙動を特徴づける最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ と加速域のクリープ変形挙動を特徴づける $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ との両方に関係づけられる。 $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ は応力やボロン濃度によって大きくは変化しないので、クリープ寿命の応力依存性、すなわち、低応力長時間クリープ強度劣化を決定づける主たる因子は最小クリープ速度と言える。

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。

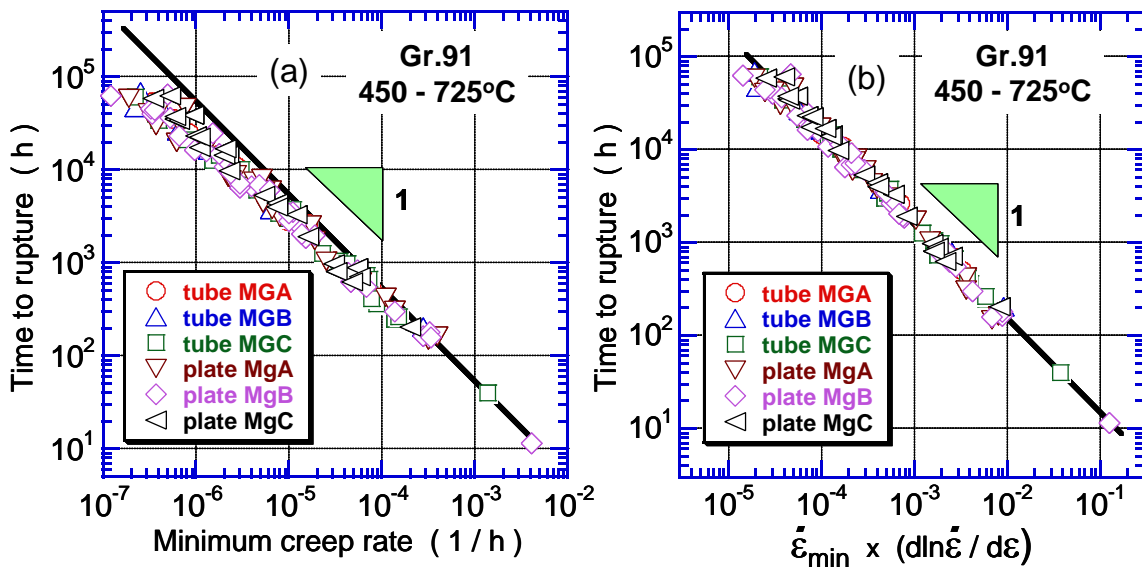


図①-4)-85 ボロン濃度の異なる9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb 鋼の (a) 破断時間と最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ の関係、(b) 破断時間と $\dot{\epsilon}_{min} (d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon)$ の関係。

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。

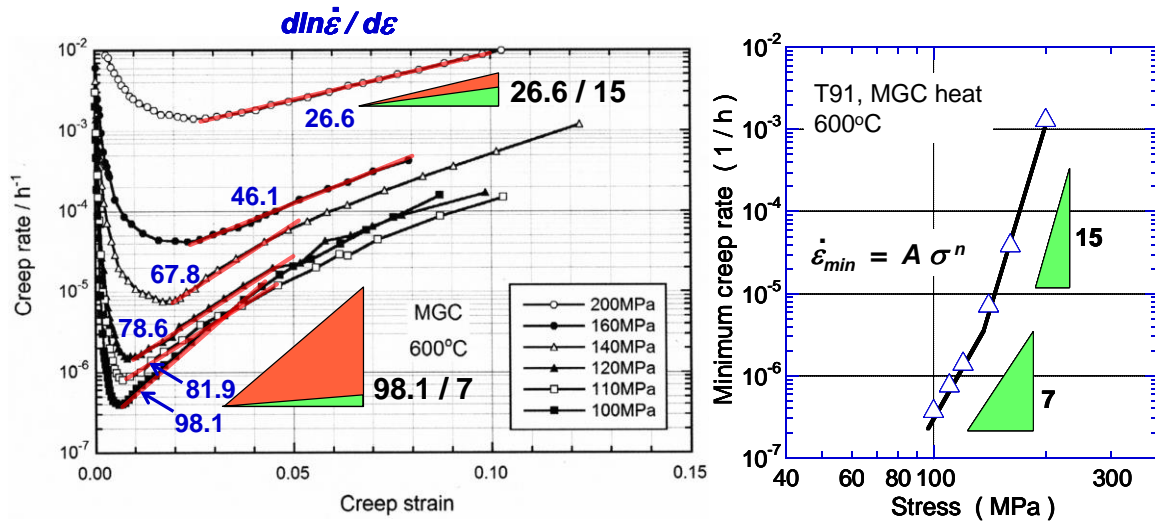
$$d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon = n + m + d + i \quad \text{①-4)-21}$$

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-

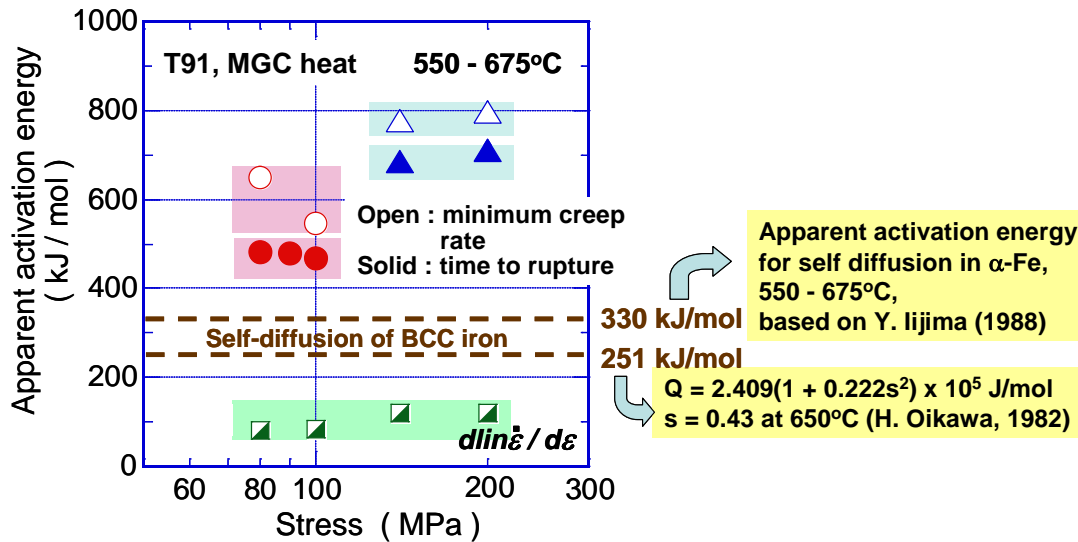


図①-4)-88 Gr.91鋼-MGCヒートの600 °Cにおけるクリープ速度-ひずみ曲線と $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ の値、および、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ の応力依存性

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、 α -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、

$$t(\text{acceleration}) = (t_r - t_m) = 2.7 t_m \quad \text{①-4)-24}$$

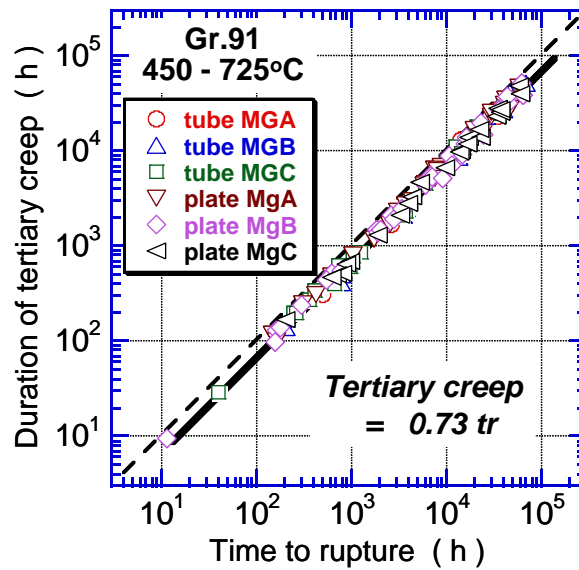
$$t_r = t(\text{transient}) + t(\text{acceleration}) = 3.7 t_m \quad \text{①-4)-25}$$

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。

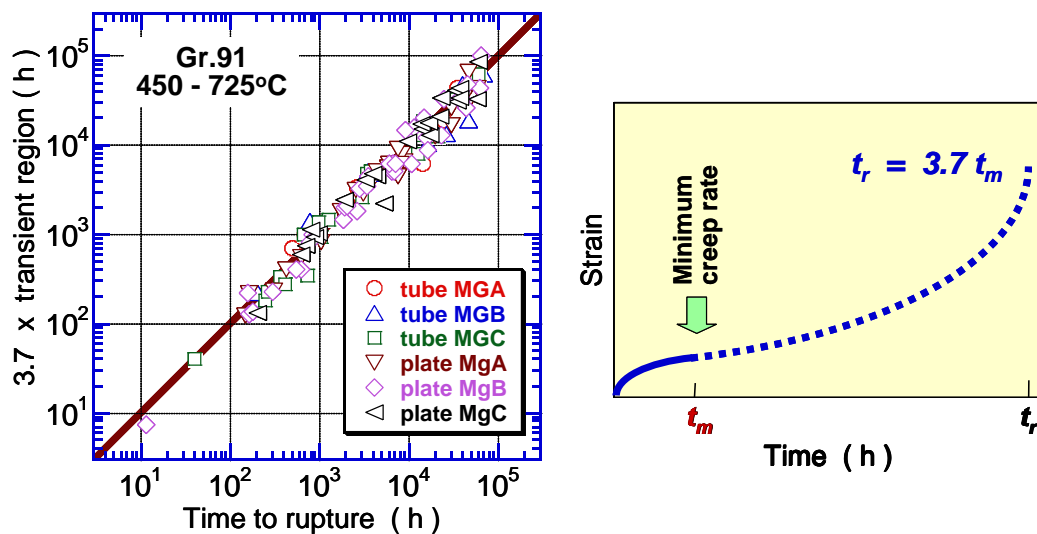
一方、クリープ寿命基本式① - 4) - 20式と $(d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon) \propto (1 / \epsilon_m)$ となる実験結果から

$$t_r = 2.4 / (\dot{\epsilon}_{min} / \epsilon_m) \quad \text{① - 4) - 26}$$

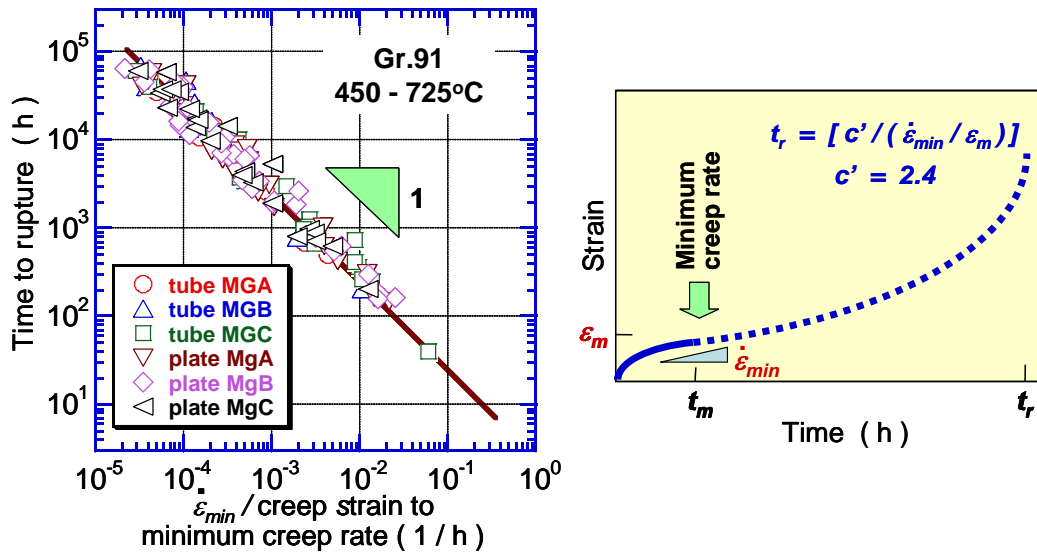
となる。ここで、 ϵ_m は最小クリープ速度到達ひずみ（遷移域で蓄積されるひずみ）である。試験データによる検証を図①-4)-92に示すが、遷移域末期あるいは加速域初期まで試験して最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ と ϵ_m を求めれば寿命を予測できる。従来から、低応



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

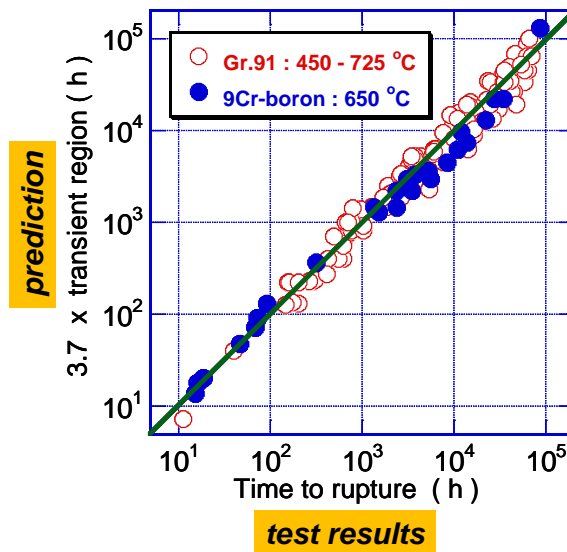


図①-4)-91 Gr.91鋼のクリープ破断時間の予測値と試験データとの関係



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 ϵ_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。

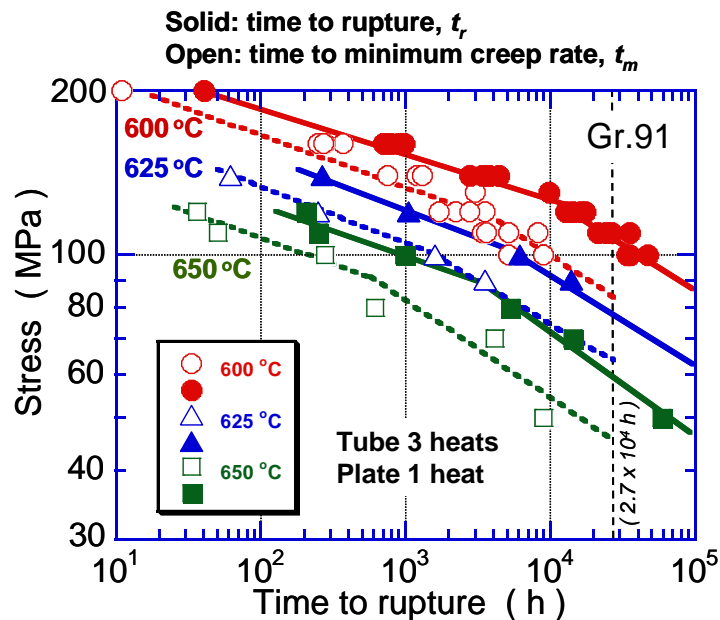


図①-4)-93 $t_r = 3.7 t_m$ によるボロン添加9Cr鋼およびGr. 91鋼のクリープ寿命予測

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)	σ 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。

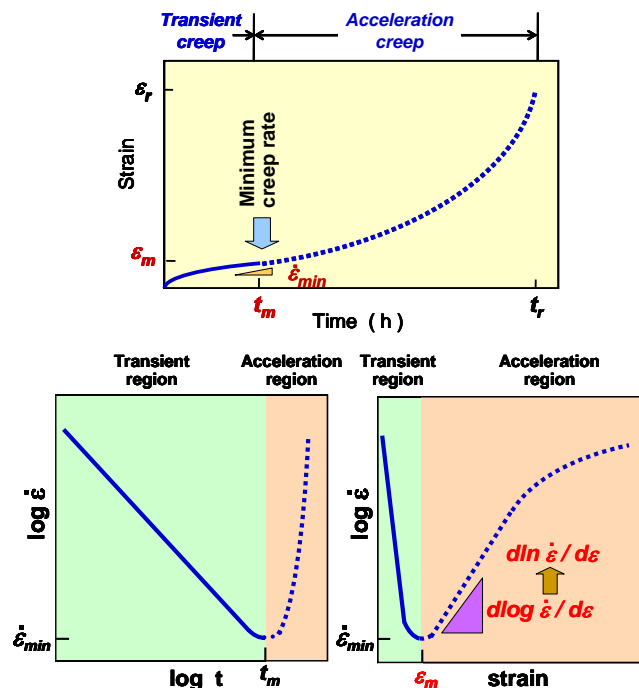
クリープ寿命が最小クリープ速度到達時間に比例する式①-4)-25の物理的意味づけに関しては、Gr.91鋼のクリープ寿命は遷移域と加速域のクリープ変形挙動を反映する最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ と加速域の $d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon$ に依存し、

$$t_r = 1.5 / [\dot{\epsilon}_{min} (d \ln \dot{\epsilon} / d \epsilon)] \quad \text{①-4)-27a}$$

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 ϵ_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、 ϵ_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。

$$t_m / t_r = 1.10 \times 10^{-1} \log \sigma + 2.90 \times 10^{-3} \quad \text{①-4)-29a}$$

$$(\sigma = 40 \sim 100 \text{ MPa})$$

$$= 4.05 \times 10^{-1} \log \sigma - 5.89 \times 10^{-1} \quad \text{①-4)-29b}$$

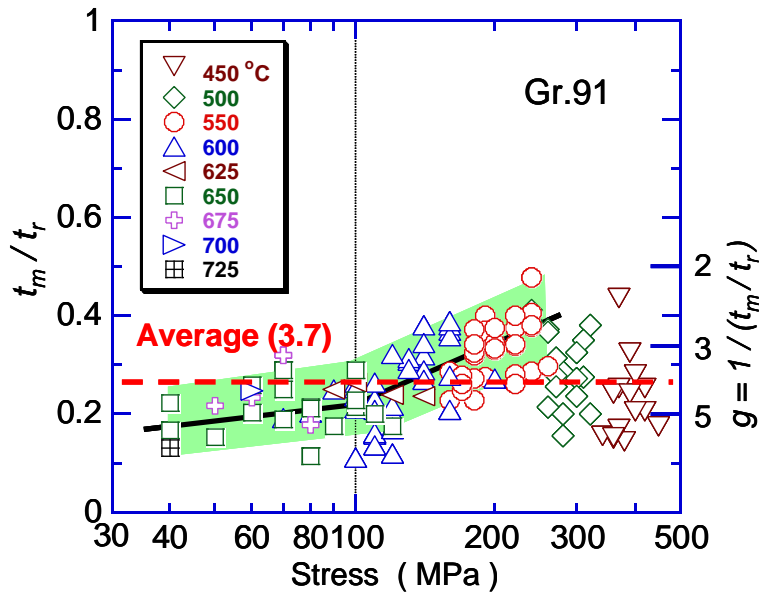
$$(\sigma = 100 \sim 260 \text{ MPa})$$

なお、

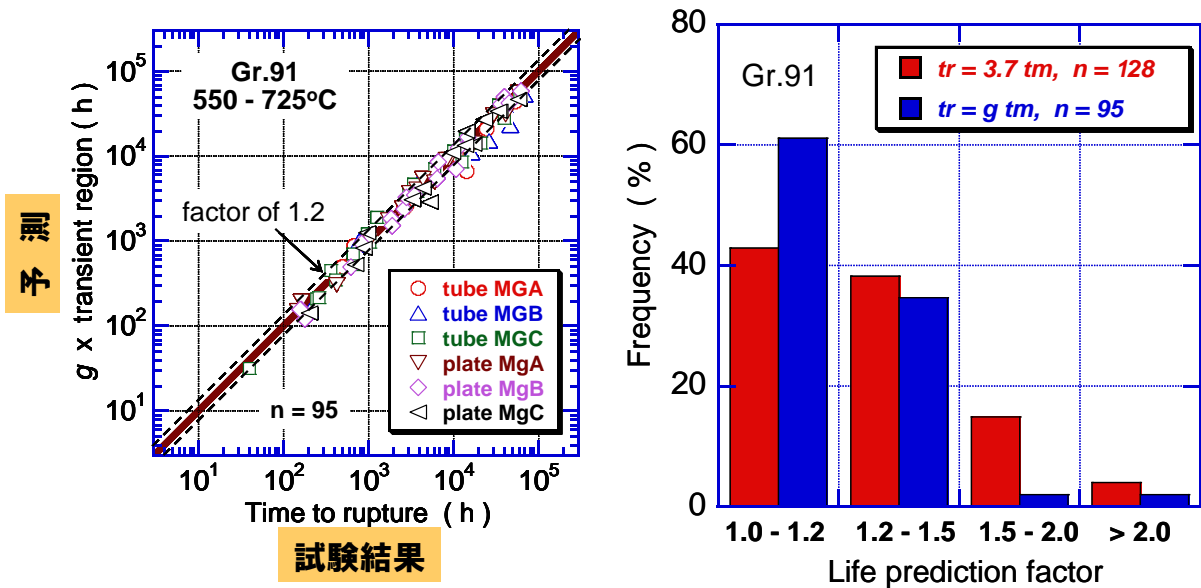
$$t_r = g t_m \quad \text{①-4)-30}$$

$$g = 1 / (t_m / t_r) \quad \text{①-4)-31}$$

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

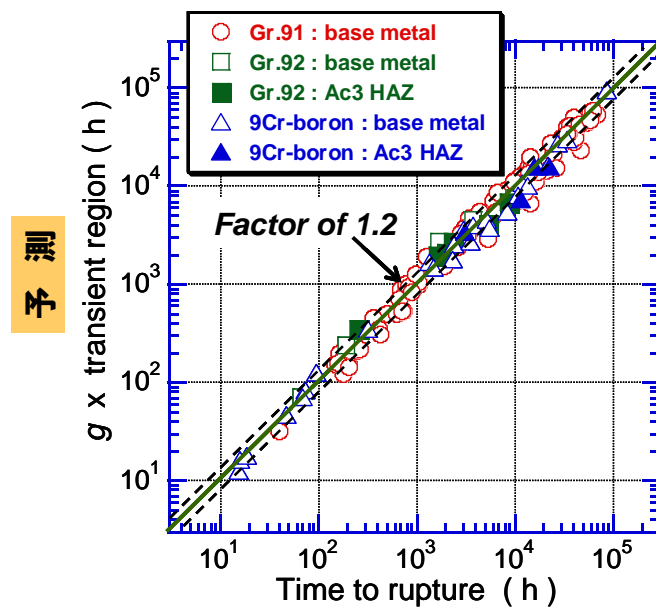


図①-4)-97 応力依存性を考慮した(11a)、(11b)式を用いたGr.91鋼の寿命予測および予測精度

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_{C3}-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

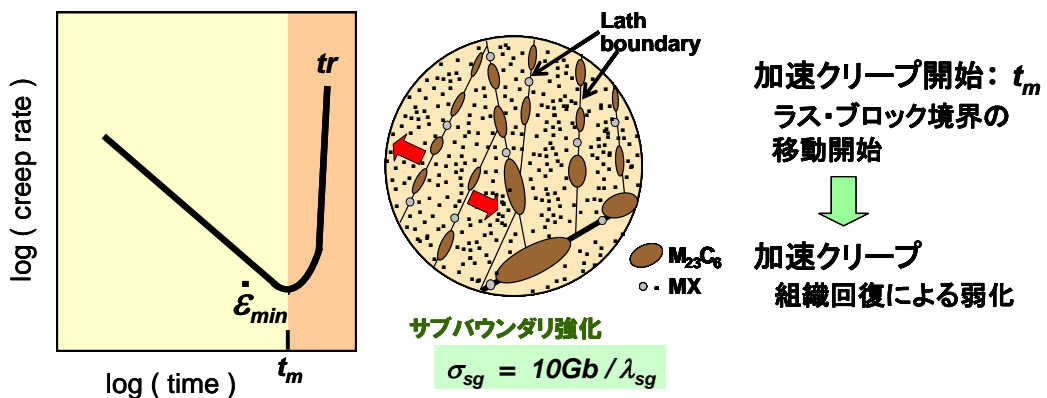
のGr.91鋼 母材の結果と比較して示す。ボロン添加9Cr鋼およびGr.92鋼についても、Gr.91鋼と同様に寿命予測の精度が高く、Factor of 1.2 をほぼ満足する。本研究の寿命式は各種9Cr鋼について汎用性が高いことがわかる。

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Ac₃-HAZ再現熱処理材の寿命予測。比較：Gr.91鋼母材

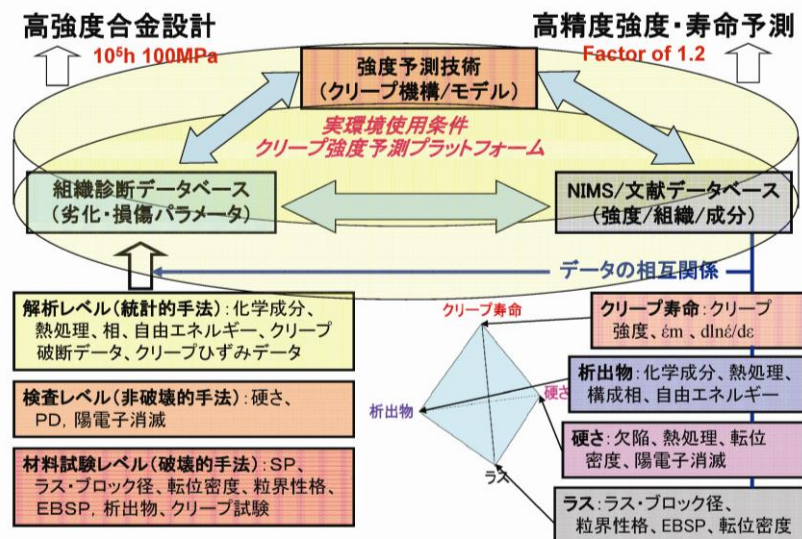


図①-4)-99 最小クリープ速度を発現する組織因子

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）

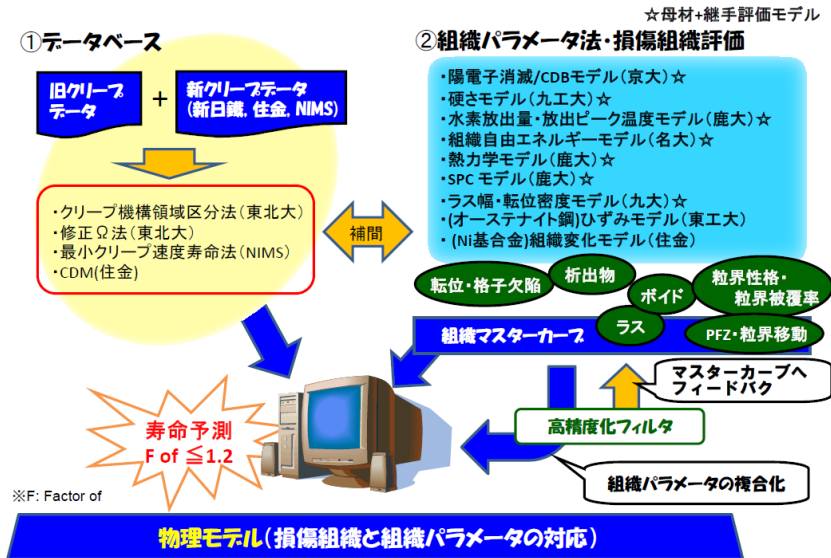
10万時間以上の長時間クリープ強度を Factor of 1.2 の高精度で予測するために上述のような組織パラメータによるクリープ損傷評価とクリープ機構に立脚した新しい解析法によってクリープ破断データの評価を行うことは有効であるが、そのためのデータベースの構築とデータの評価と選択のためにはこれらの開発技術の統合が必要である。すなわち、母材部を含む溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォーム構築のための材料基盤が確立されれば、長時間強度の正確な予測とともにこれからの高強度鋼開発に極めて有力なツールが提供できる。

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

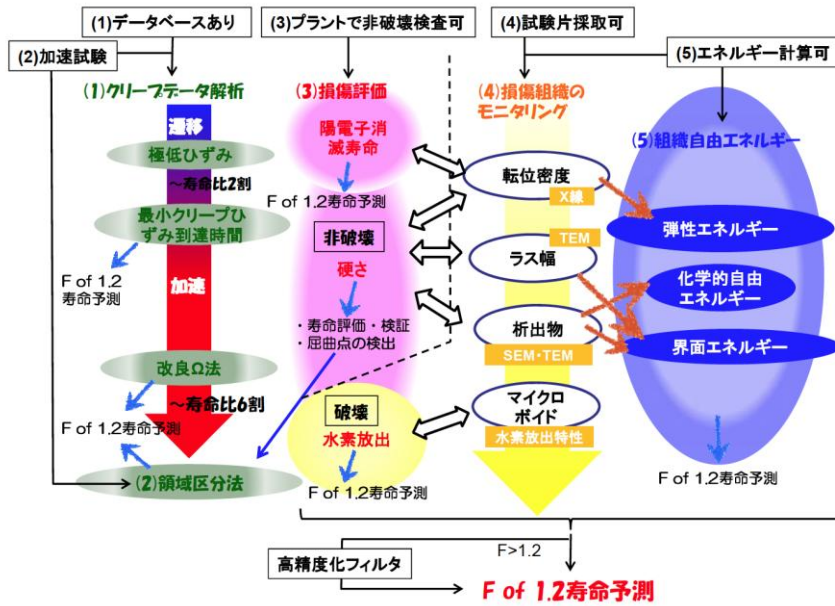
また、図①-4)-101 に、組織診断プラットフォームの全体像のイメージ図を示す。本プラットフォームにおける寿命予測のアプローチは、クリープデータを基とした前述の新解析法である数値的解析と、組織解析を基本とした損傷評価に分けられる。それらは、ある共通のクリープ変形モデルに立脚したものであるため、相互に補間し合える関係にある。また、各組織解析から、クリープ変形の素過程に関連する「転位・格子欠陥」「析出物」「境界移動」「ボイド」等の変化を定量評価することが可能であり、それらはクリープ変形の物理モデル構築に重要な知見となる。さらには、複数の損傷評価法を同時に使用することでばらついた予測結果を合理的に取捨選択し、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 (Ω 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

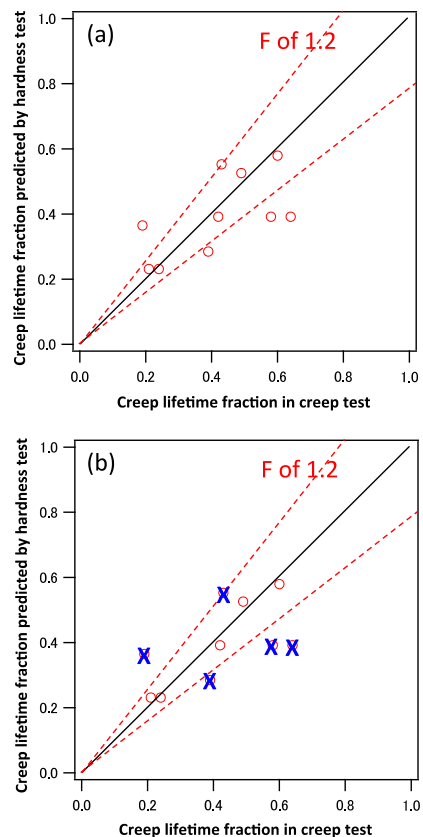


図①-4)-102 寿命予測のプロシージャ

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「CO₂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（CO₂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

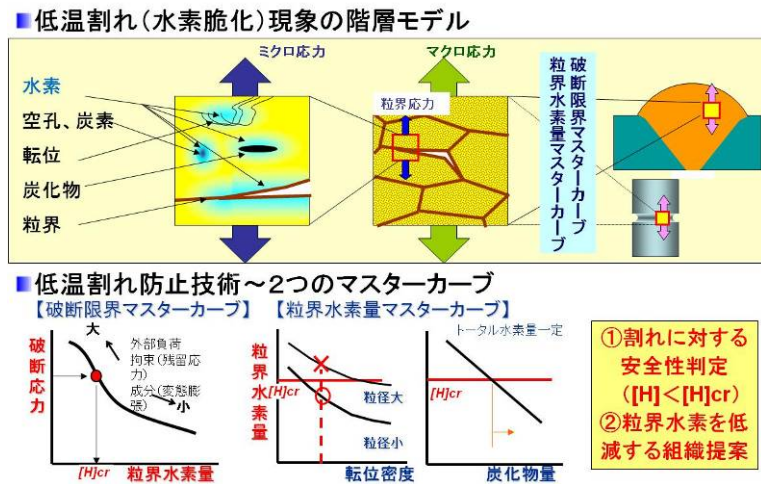
2. 3 水素脆化 BRU (委託)

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。

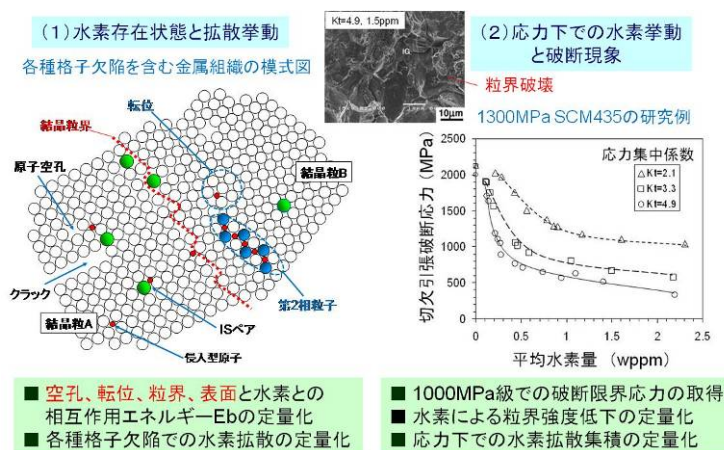
- 空孔、転位、粒界、表面と水素との相互作用エネルギー (E_b) の定量化
- 各種格子欠陥での水素拡散の定量化

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。

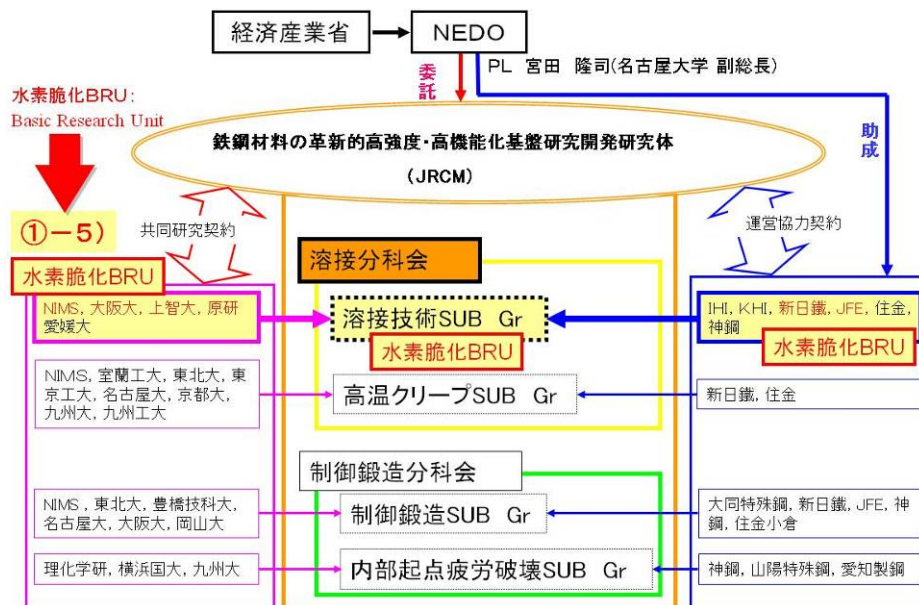
最終目標 2) と 3) の達成には水素低温割れの破壊現象の原子レベルからの定量化を必要とする。我々は現在、計算機能力の向上によって鉄の粒界における結合エネルギーを第一原理計算により正確に求めることができる。鉄原子数にして 100 個とまだまだ小さな領域であるが、P や S の偏析による粒界破壊のメカニズムの解明に大きな力を発揮している。この研究手法を水素へも適用し、これまで未解決であった粒界における水素の存在状態と粒界強度への水素偏析の影響を解明する必要がある。さらに 1300MPa 級鋼などで報告されている破断応力-水素量の関係^{①-5)-1, 2, 3, 4}を 1000MPa 級鋼で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。

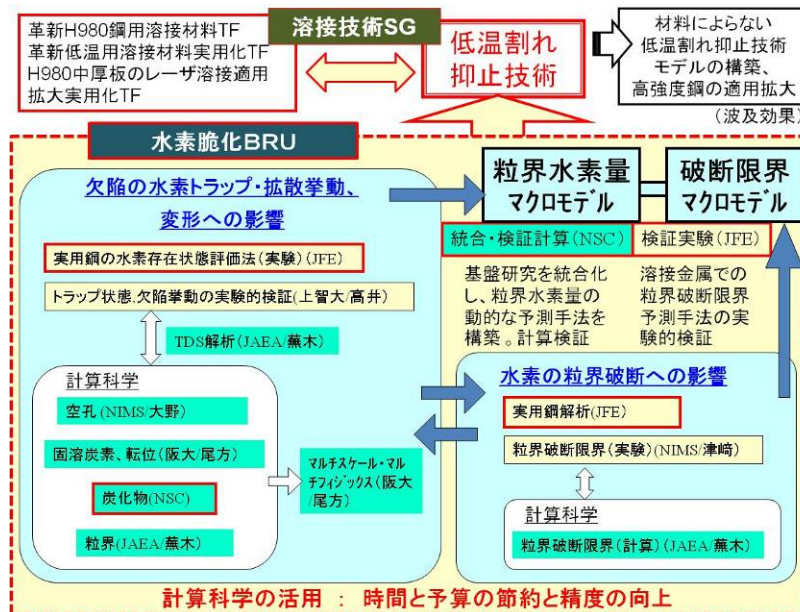
- 項目①-5-1「高強度マルテンサイト鋼の水素低温割れに関する実験的研究」
 ((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 (独)物質・材料研究機構)
- 項目①-5-2「各種組織因子を含んだ鋼中水素の存在状態解析に関する研究」
 ((財)金属系材料研究開発センター—再委託上智大学)
- 項目①-5-3「水素による原子レベルの粒界き裂発生に関する計算科学的研究開発」
 ((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 (独)日本原子力研究開発機構)
- 項目①-5-4「水素遅れ破壊に影響を及ぼす空孔等の点欠陥蓄積に関する計算科学的研究」
 ((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 (独)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

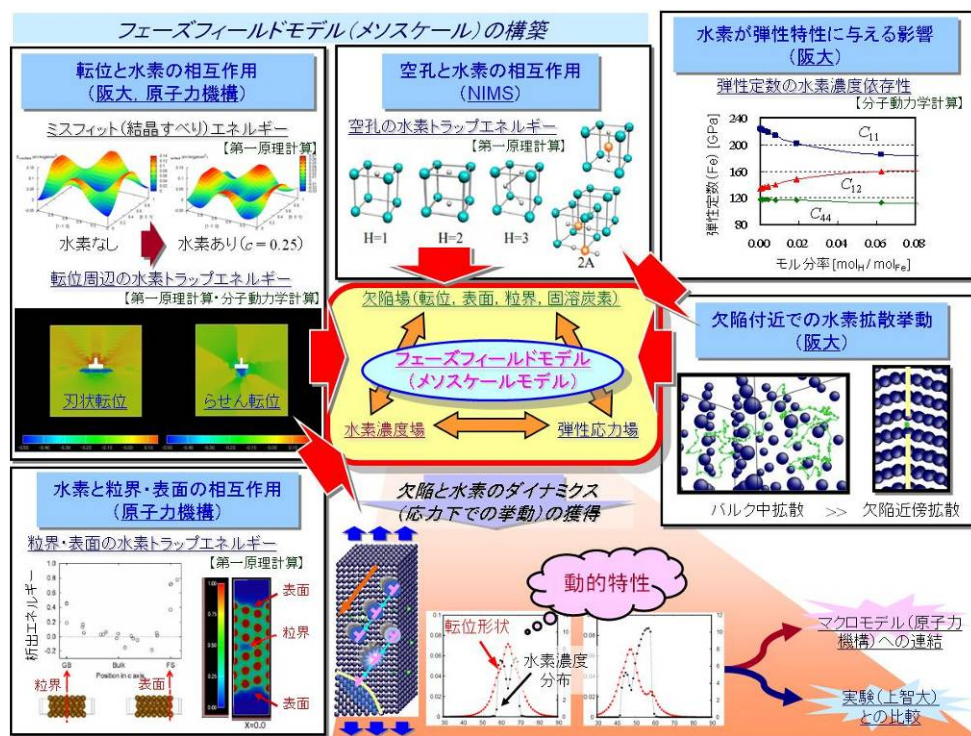
研究検討項目	最終目標	主な成果	達成状況
①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究 (H21年度にて課題終了)	<p>1) 複数の格子欠陥が重畳する複雑金属組織での各種格子欠陥における水素存在状態の定量化。</p> <p>2) メゾスケールでの水素の影響による亀裂の進展モデル構築。</p> <p>3) 単純化した金属組織を持つ980MPa高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。</p>	<p>1) ・第一原理計算と分子動力学法を用いた鉄中の各種格子欠陥の相互作用エネルギー(E_b)の定量化を達成するとともに、BCC鉄中の水素拡散の温度依存性を定量化した(日本金属学会論文賞受賞)。 ・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。</p> <p>2) ・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>3) ・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化した。(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>

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^{①-5)-5}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^{①-5)6, 7}を用いて計算を行い、ポテンシャルには Projector-Augmented-Wave 法^{①-5)-8}

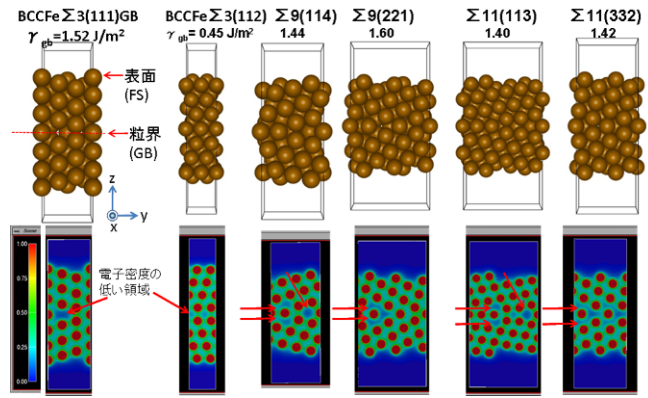
のものを用いた。本研究で検討した6種類の粒界： $\Sigma 3(111)$ 、 $\Sigma 3(112)$ 、 $\Sigma 9(114)$ 、 $\Sigma 9(221)$ 、 $\Sigma 11(113)$ 、 $\Sigma 11(332)$ 粒界の構造と電子密度図を図①-5)-6に示す。

この中で $\Sigma 3(112)$ は粒界エネルギーが 0.45 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。

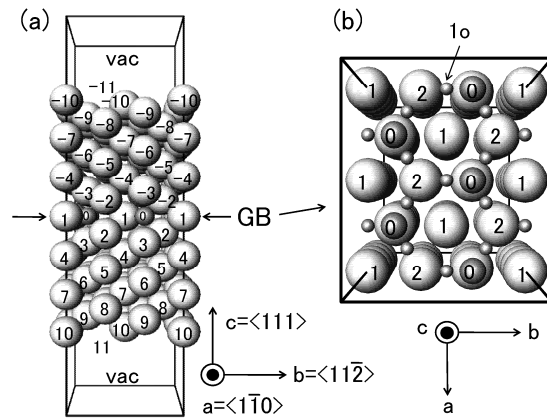
詳細な検討結果の一例として、ランダム粒界と同等の粒界エネルギーを持つ $\Sigma 3(111)$ 粒界の結果を示す。計算に用いたユニットセルを図①-5)-7に示す。セルのサイズは 76 Fe atom/cell である。このセルはbcc Fe $\Sigma 3(111)$ 対称傾角粒界を含み、回転軸は $\langle 110 \rangle$ 軸、傾角は 70.5 度である。bcc Feの(111)面に相当する原子層19層からなり、3次元的に並進対称性を持っている。粒界面の面積Aは 55.56 \AA^2 である。

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。

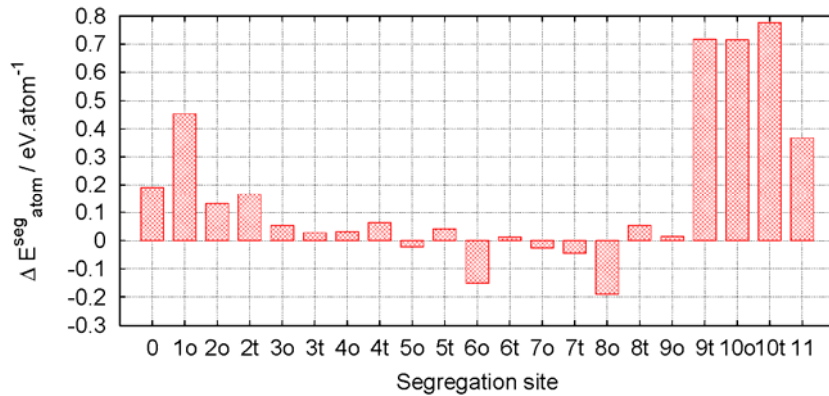
もともとはoctahedral siteに対応するので”o”という文字をつけているが、粒界ではバルク中のoctahedral siteとは周囲の環境が異なる。tサイトについては、例えばsite 1tはsite 1とsite 2のFe原子層の中間に位置する格子間サイトである。しかし、site 1tにH原子を置いて構造緩和をするとsite 1oに移動するので、図には結果を示していない。site 9t – site 11は表面にあるサイトである。site 9tはほとんど表面にあるサイトだが、そこへH原子を置いて構造緩和をするとsite 10oへ移動してしまっただけのため、計算した偏析エネルギーが同じになっている。図①-5)-8から、結晶粒界においてはsite 1oにおいて 0.45 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 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

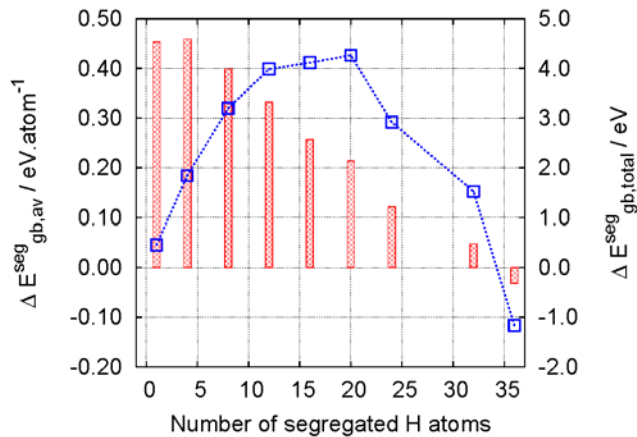


図①-5)-7 計算に用いた $\Sigma 3(111)$ 粒界のユニットセル

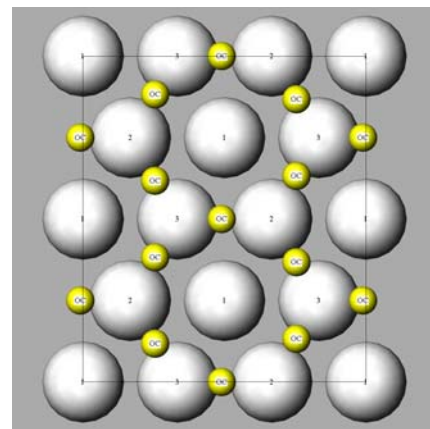


図①-5)-8 各原子サイトにおける偏析エネルギーの計算結果

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っ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 0.33eV/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 (eV/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 (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 Åを用いた。この値は実験値2.86 Åと良く一致している。

まず計算精度の確認および従来の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）。

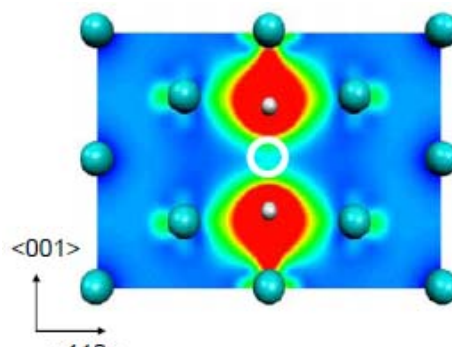
	Fe16	Fe54	Fe128	Fe250
原子空孔	2.23	2.20	2.19	2.23
原子空孔とH2複合体	1.36	1.32	1.40	1.39

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^{①-5)-9}。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^{①-5)-10, 11}。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^{①-5)-9}。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^{①-5)-9}。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。



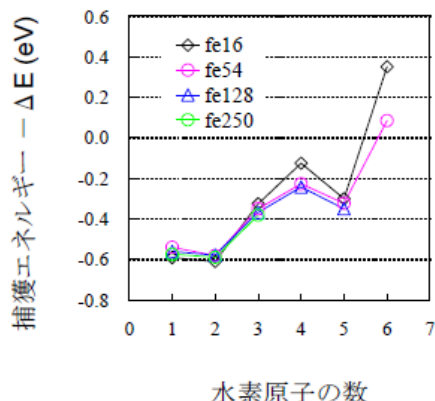
図①-5)-11 原子空孔と H2 複合体における、原子空孔を通る(110)面上の電子状態

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 ΔE の定義は、

$$\Delta E = E(\text{vac}) + E(\text{H, tetrahedral}) - E(\text{vac, H}) - E(\text{bulk})$$

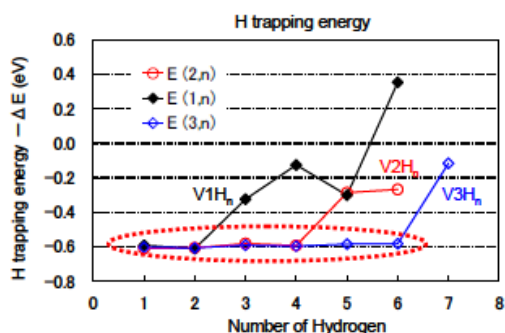
である。ここに $E(\text{vac})$ は空孔が存在する系のエネルギー、 $E(\text{H, tetrahedral})$ は格子間水素が存在する系のエネルギー、 $E(\text{vac, H})$ は水素が空孔にトラップされた系のエネルギー、 $E(\text{bulk})$ は欠陥のない結晶のエネルギーである。

よって ΔE 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 0.6eV/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。



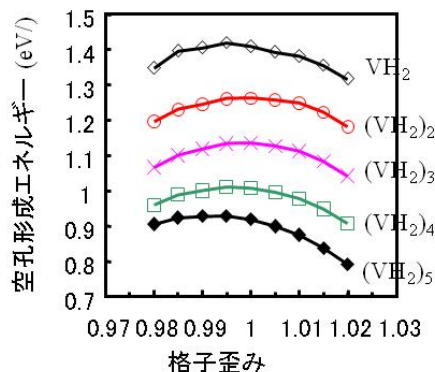
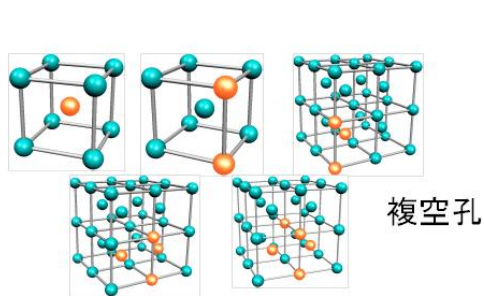
図①-5)-12 単一原子空孔の水素原子トラップエネルギー

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 0.6eV 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



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

水素原子の数は $2N$ であると理論予測できる。本予測は、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 0.6eV 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。

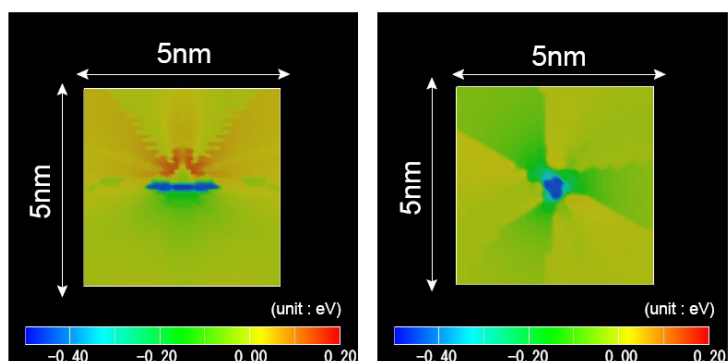
①-5) - 1-3 水素と転位の相互作用の計算による定量化

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際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ことが予想される。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

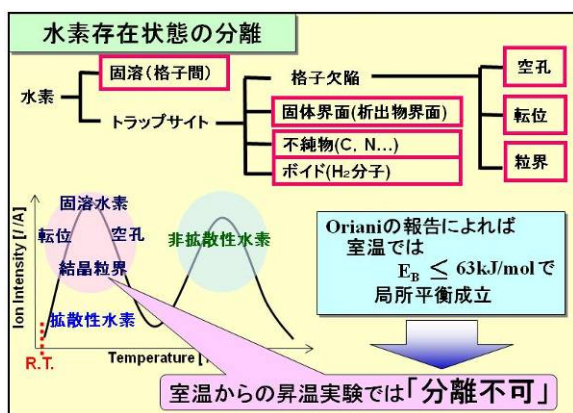
表①-5)-3 各種格子欠陥による水素トラップエネルギーのまとめ

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

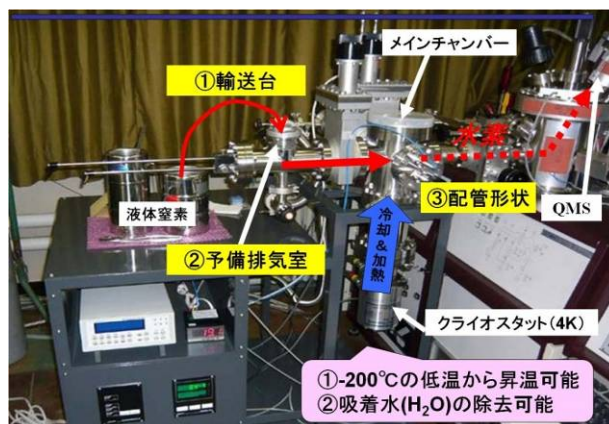
①-5)-1-4 各種格子欠陥から熱脱離する水素量を定量化する装置開発（低温昇温脱離装置の開発）

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^{①-5)-10} は 64kJ/mol (0.66eV/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°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



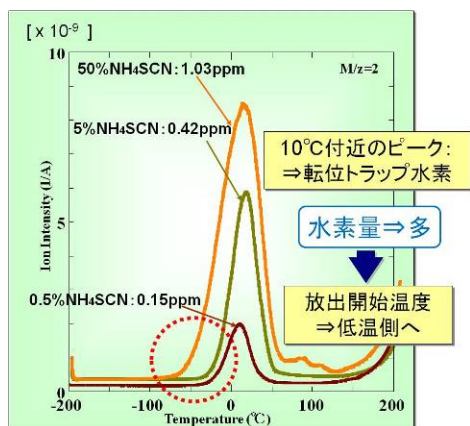
図①-5)-16 熱脱離スペクトルによる水素分析の実験研究課題



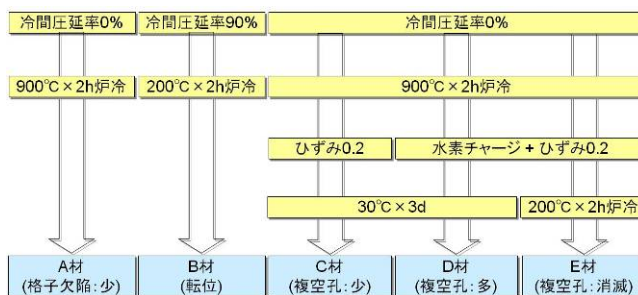
図①-5)-17 試作開発した低温熱脱離分析装置（世界唯一）の外観

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



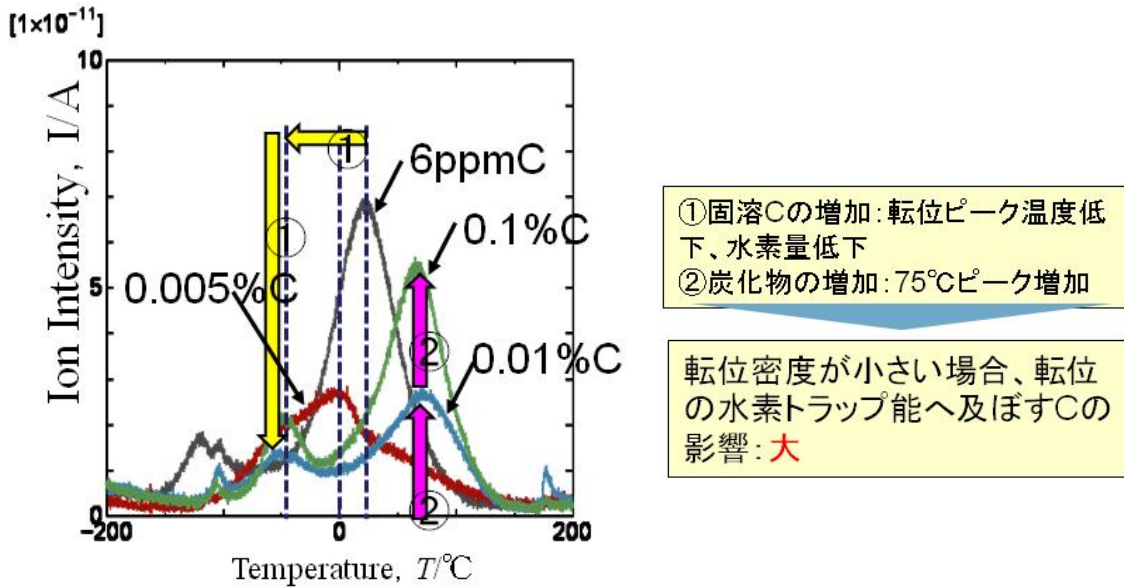
図①-5)-19 転位および空孔のみを含む純鉄試料の作成方法

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

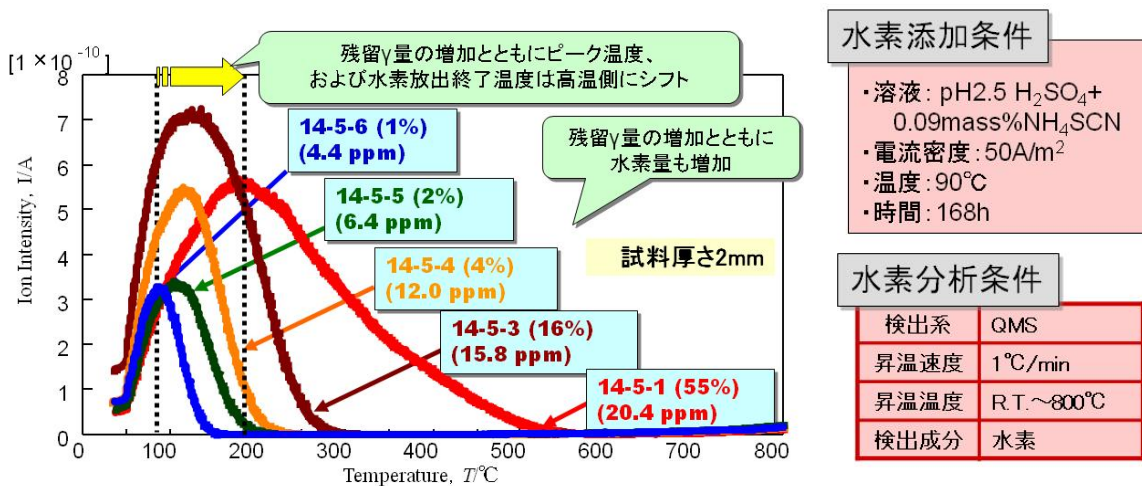
水素存在状態	固溶	転位	粒界	空孔
放出ピーク温度	-70°C	10°C	90°C	100°C

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 γ 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 γ がマルテンサイト変態し、残留 γ 量が増加してしまうからである。残留 γ 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 γ 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 γ 量の増加とともに、水素拡散が抑制されることがわかる。

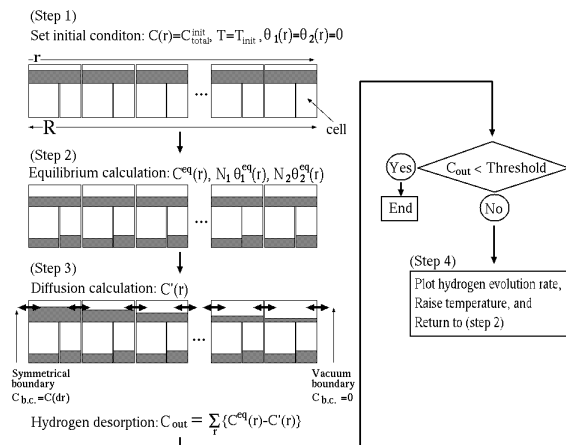


図①-5)-21 残留 γ 量が異なる Fe-14Cr-Ni 溶接金属のの水素脱離スペクトル解析。カッコ内の数字は残留 γ 量

①-5) - 1-5 水素熱脱離プロファイルの解析技術の開発

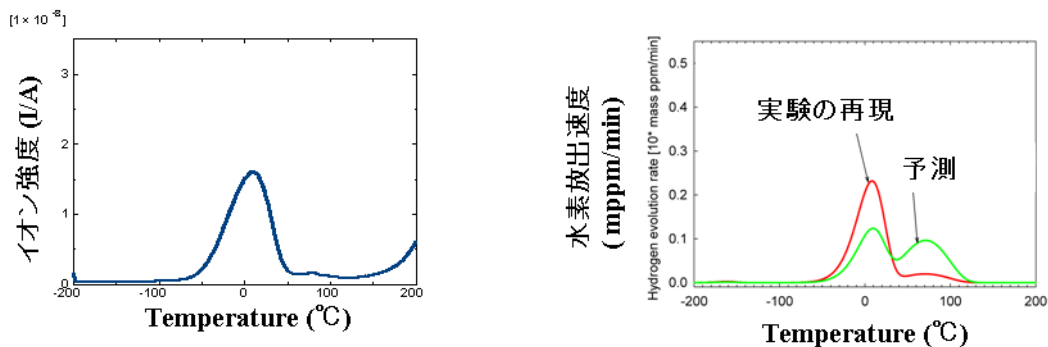
低温昇温脱離分析装置による水素トラップエネルギーの決定に必要な水素熱脱離プロファイルの解析シミュレーションの高度化を行った。

低温昇温脱離分析装置のプロファイルをミ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^{①-5)-11, 12}。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^{①-5)-13}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^{①-5)-14}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。



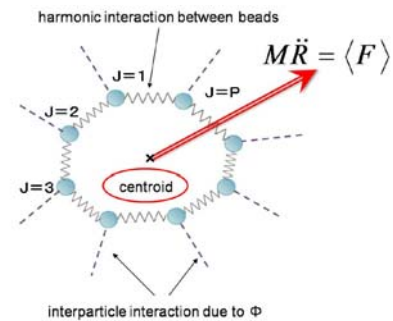
図①-5)-23 (左)低温昇温脱離分析装置による実験結果、(右)McNabb-Fosterの式による数値シミュレーション結果

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。

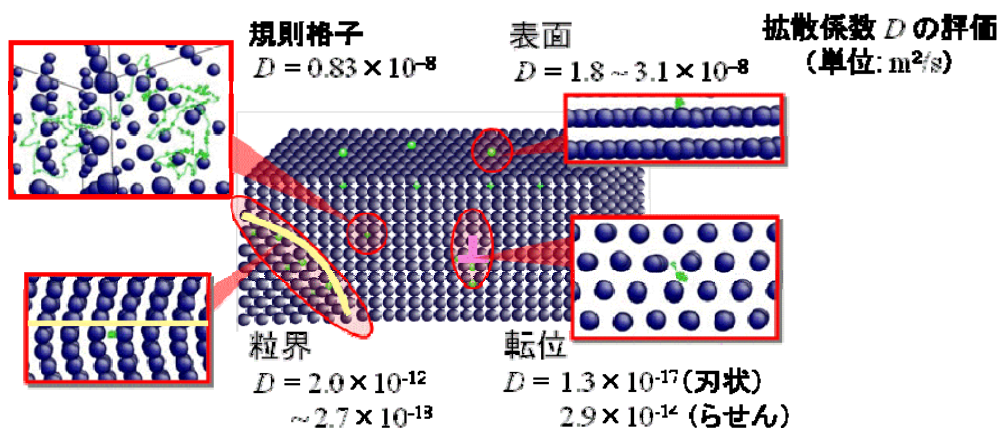
経路積分セントロイド分子動力学解析コードの開発

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。



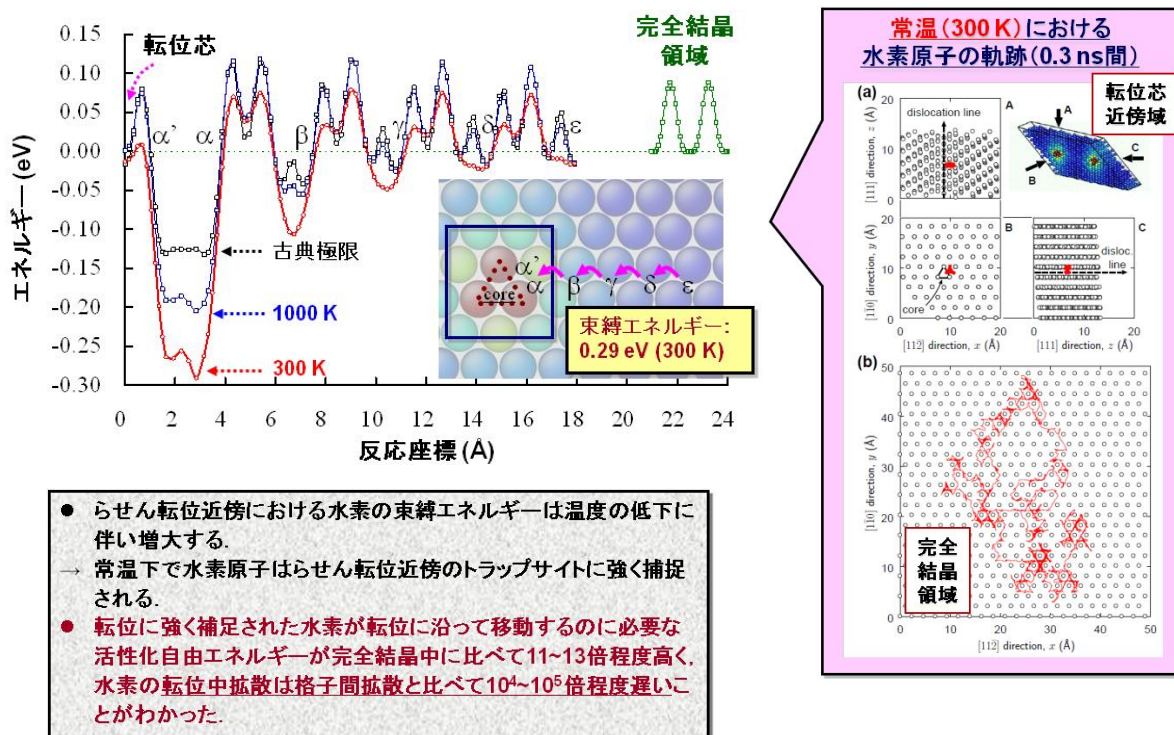
図①-5)-24 水素原子の概念図

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

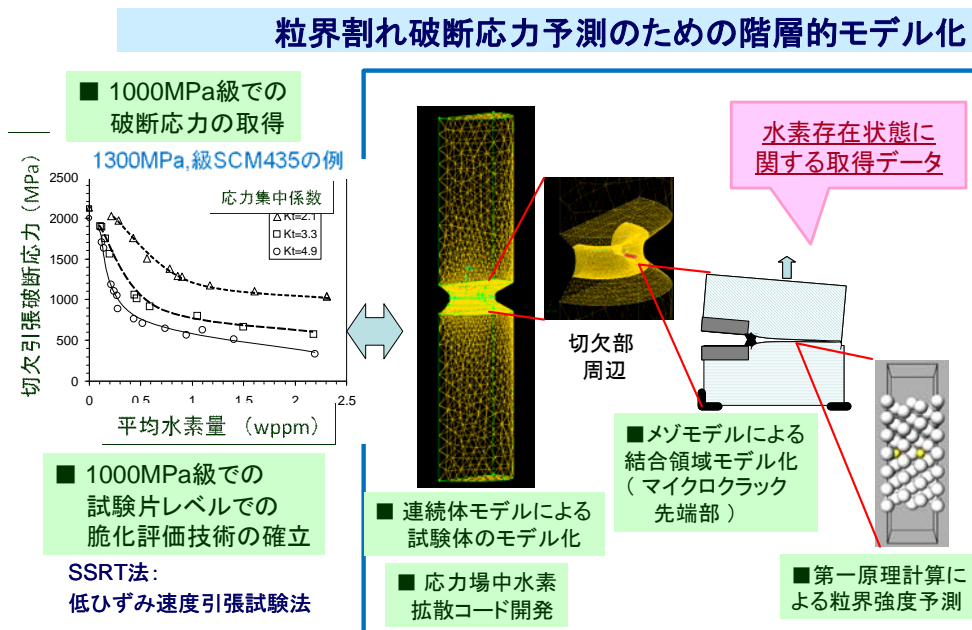
具体的な解析例として、らせん転位近傍の水素拡散障壁の分子動力学解析結果を図①-5)-26 に示す。左図はらせん転位近傍の水素移動(転位線垂直方向)の自由エネルギー地形である。転位芯近傍は規則格子領域よりもエネルギー的に安定であることから、水素原子は転位芯に近づくにつれて強く捕捉され、面外方向の拡散挙動が抑制されることが確認できる。更に量子効果の影響により、規則格子領域における拡散障壁は低下する一方、転位による捕捉効果は顕著に高まることが分かる。右図はらせん転位芯および規則格子領域における水素拡散の軌跡(0.3ns 間)である。規則格子領域と比較して、らせん転位近傍では水素がトラップされ拡散挙動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

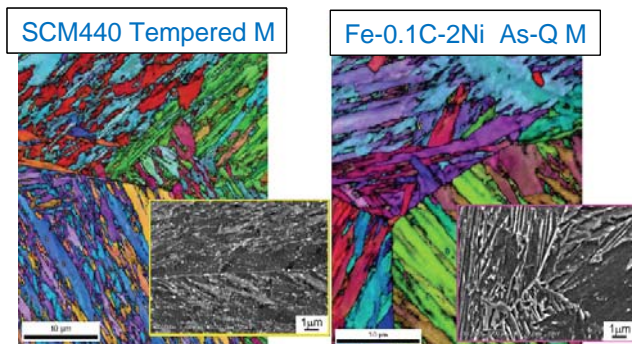
① - 5) - 2 - 1 1000MPa 級鋼での破断応力-水素量関係の取得

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。

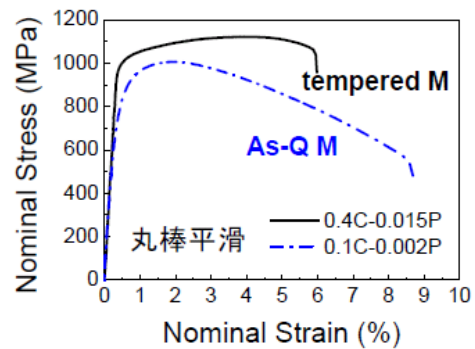
供試材として、高力ボルト用の SCM440 鋼 (0.40C, 0.28Si, 0.82Mn, 0.015P, 0.016S, 1.08Cr, 0.18Mo; mass %) および溶接金属モデル鋼 (0.09C, 0.01Si, <0.01Mn, 0.002P, 0.001S, 1.97Ni) を用いた。SCM440 鋼では、1250℃ でオーステナイト化処理を施した。焼戻処理は引張強度を 1000MPa 級とするために 600℃ とした。後者の溶接金属モデル鋼では、焼入性を向上させるために 2% の Ni を添加した。また焼入材の引張強度を 1000MPa

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 μ 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

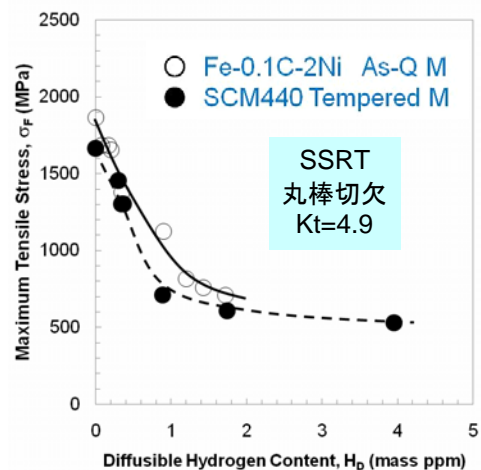


図①-5)-28 試料のマイクロ金属組織



図①-5)-29 応力ひずみ曲線

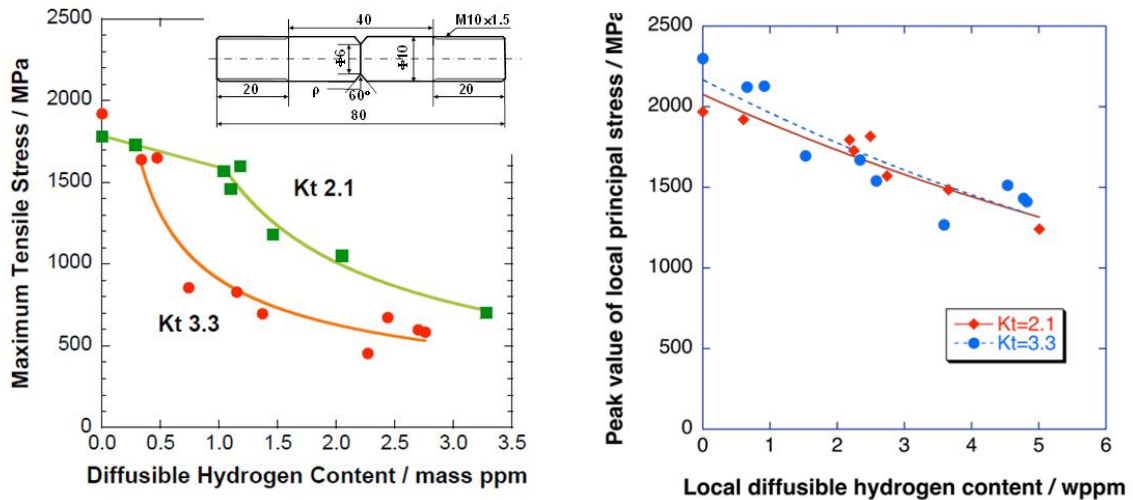
た環状切欠引張試験片の破断応力におよぼす拡散性水素量の影響を示す。両鋼材ともに破断応力の水素量依存性は同傾向かつ同程度である。すなわち水素量 1ppm までは水素量とともに破断応力が急激に低下するが、それ以上の水素量では破断応力はほぼ一定値を示す。水素による破断応力の低下量は 1/3 から 1/4 である。また破壊起点の破面形態も粒界割れであることを確認した。これらの結果は、炭化物の存在しない焼入ままマルテンサイト組織の場合でも粒界 decohesion 機構に基づく破断限界マスターカーブ構築を進めることの妥当性を示しており、本プロジェクトを進める上での重要な前提条件が確認された。



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

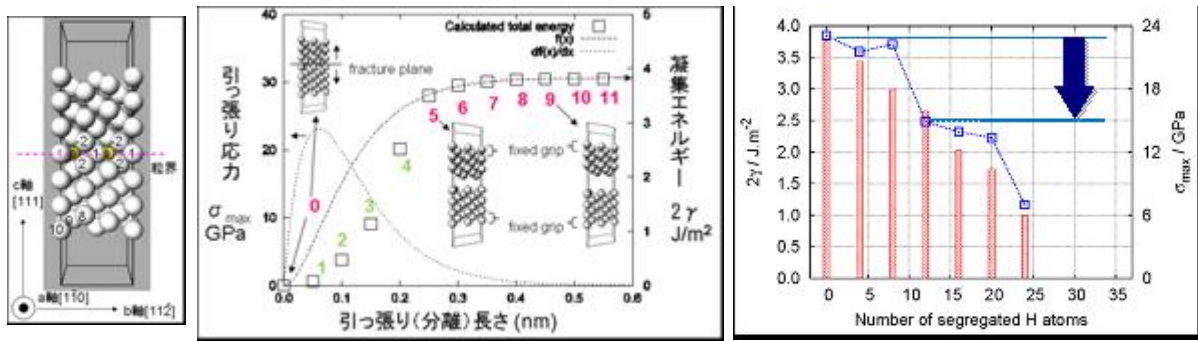
ため、破壊の限界を同定するためにこれらのデータを統一的な方法で整理する必要がある。実験によると破壊はノッチ前方の一部から発生していることが観測されているため、試料形状に基づいた有限要素法の数値シミュレーションにより局所応力と局所水素量を求め、それらの量で整理した結果、 K_t 値に依存しない1本の直線で整理されることが分かった(図①-5)-31)。これによって助成研究の目標である破断限界マスターカーブ構築の妥当性が確認できた。



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 K_t 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。

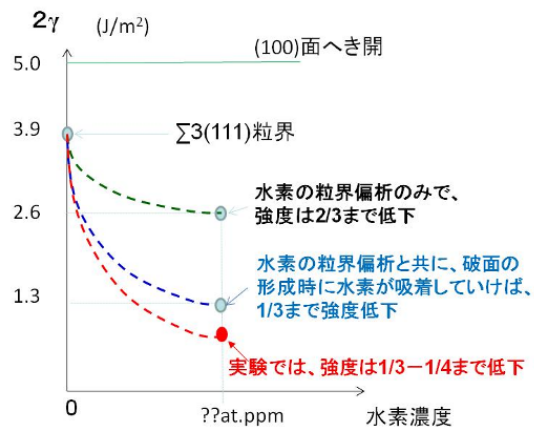
① - 5) - 2 - 2 水素による粒界強度低下の計算による定量化

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(γ_{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。

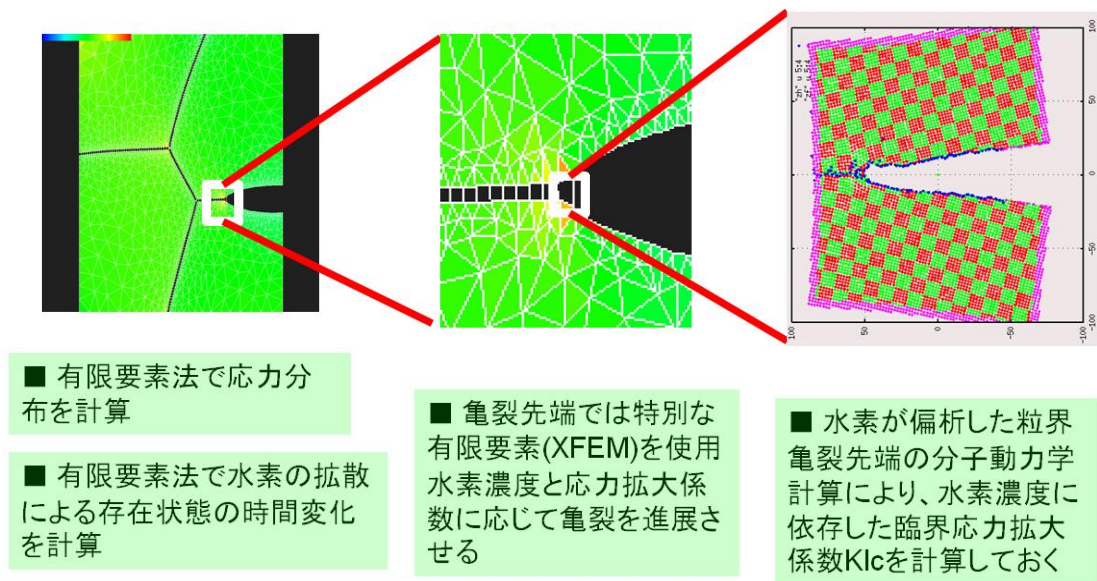


図①-5)-33 水素の表面吸着を評価

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

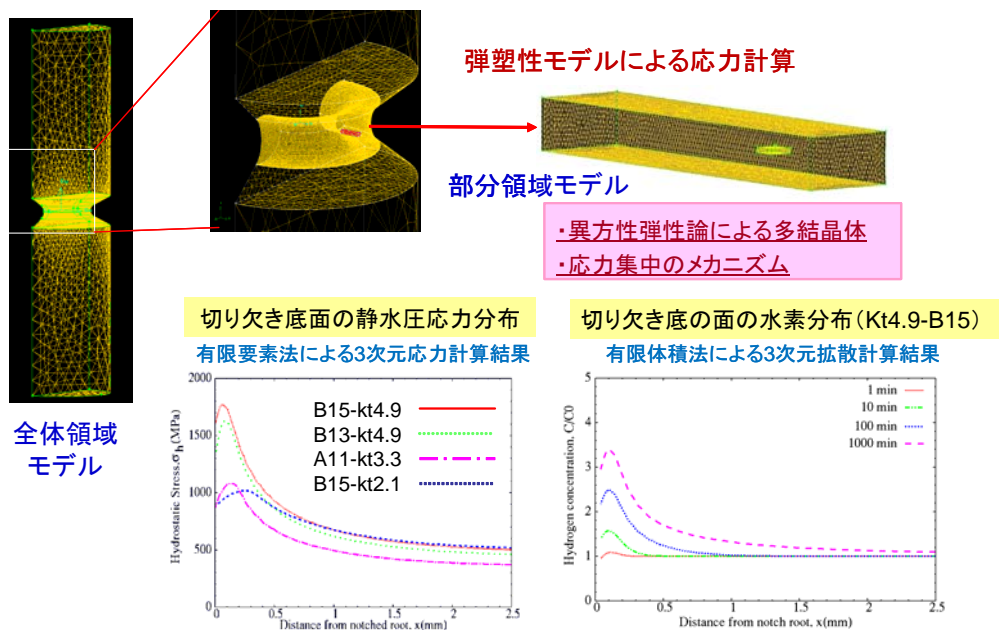
原子間結合スケールのミクロなシミュレーションから得られる結果と実験で得られる試験片スケールのマクロな結果を対応させるには、ミクロからマクロスケールまでを統合したマルチスケールによるモデル化が必要である。実験結果との対応をはかるために、マルチスケールモデルは最終的にミクロの結果を粗視化して取り入れた試験片スケールのモデルでなければならない。その枠組みとして連続体に基づくモデル、計算コードを構築した。具体的には、引張破断試験に用いる試料中の応力場及びその応力場中での水素拡散偏析する計算コードを整備開発し、応力分布及び水素分布を数値的に見積もった。

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、 σ_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。

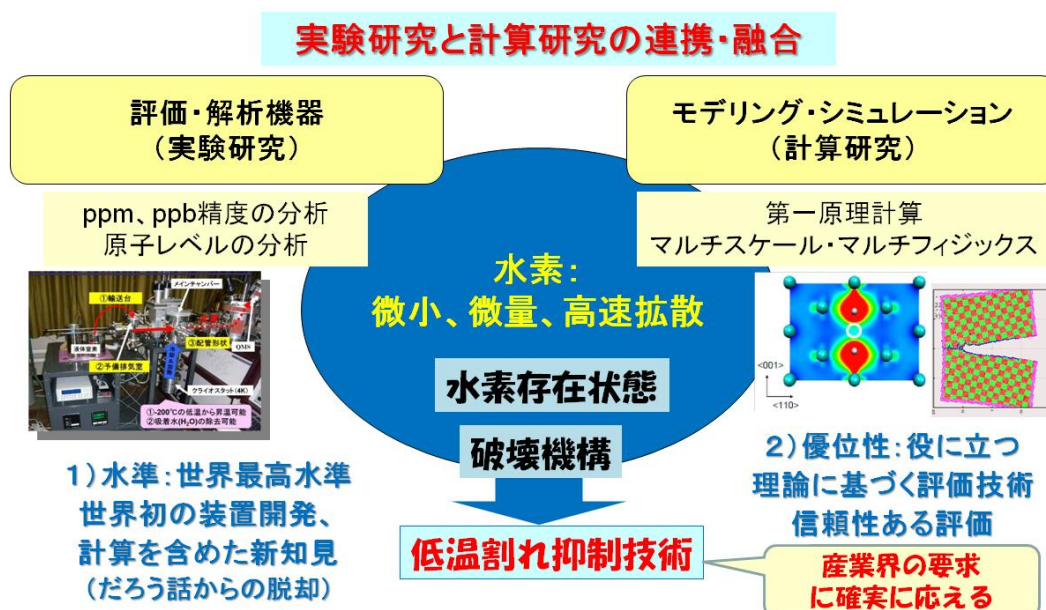
【成果は汎用性があるか？】

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

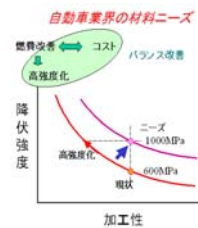
自動車などの軽量化・燃費改善のための鍛造部品の更なる高強度化が求められている。高強度化の阻害要因である被削性との両立が不可欠であり、そのために、同一成分で加工熱処理を駆使して、必要な箇所を高強度化し、それ以外は被削性のために軟質化する傾斜機能付与技術の確立が求められている。現状の課題と解決へのアプローチを図②-1)-1に示す。強化部は従来以上の強度を出しながら、強度をそれほど必要としていない箇所には相応の強度を持たせるという鍛造部品として望む強度分布を付与する有望な手法として析出制御と結晶粒制御が考えられ、本研究開発においてはそれら2つの技術の練成により高強度化・傾斜機能付与技術の確立を目指しスタートした。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、 γ 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

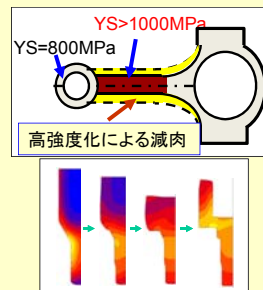


1. 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

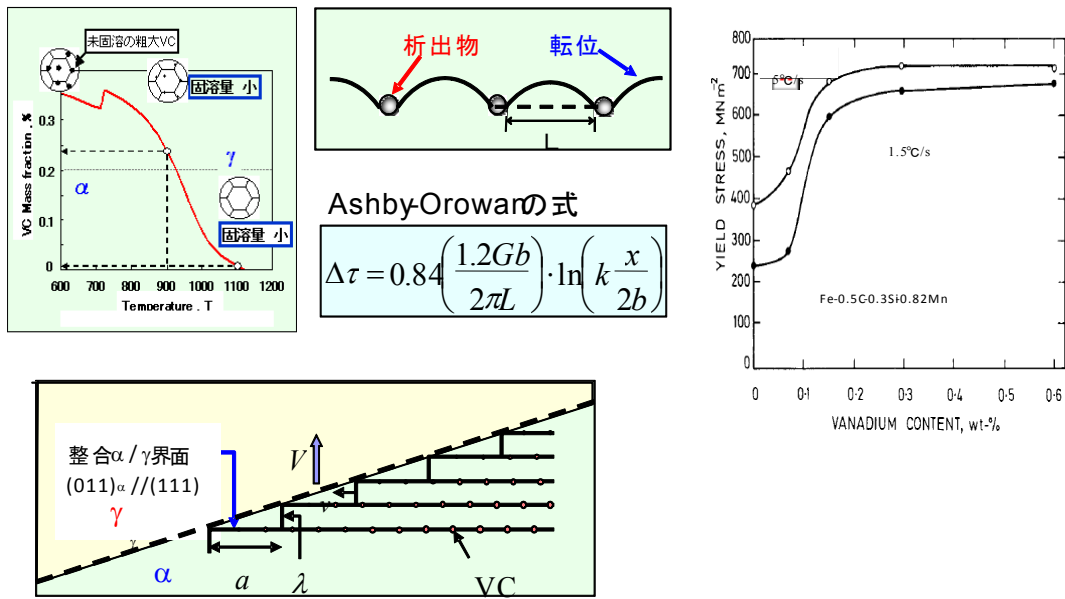
⇒高強度化部と軟質部(切削性維持)の
造り込み技術の開発による部品軽量化

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

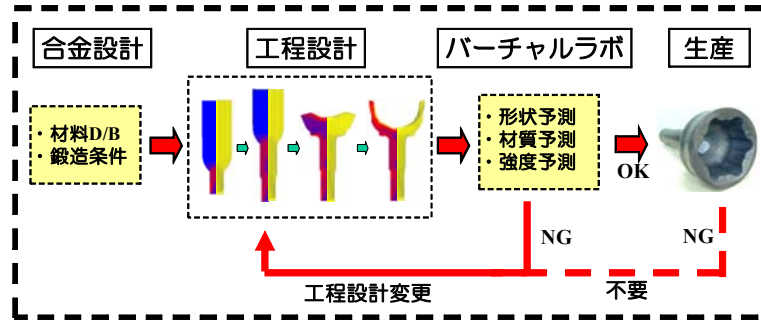
②-2). 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

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



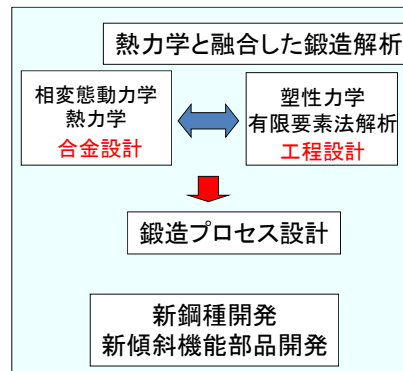
解決へのアプローチ

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



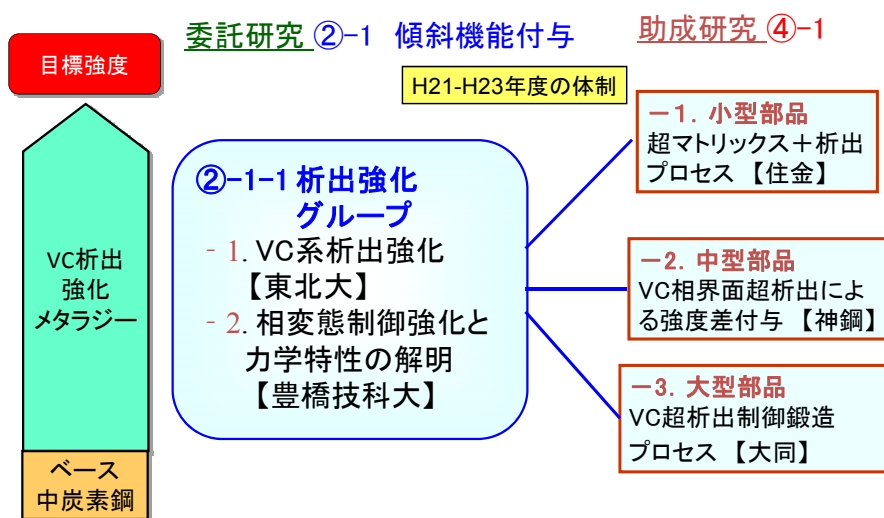
図②-2)-1 「組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発」背景

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

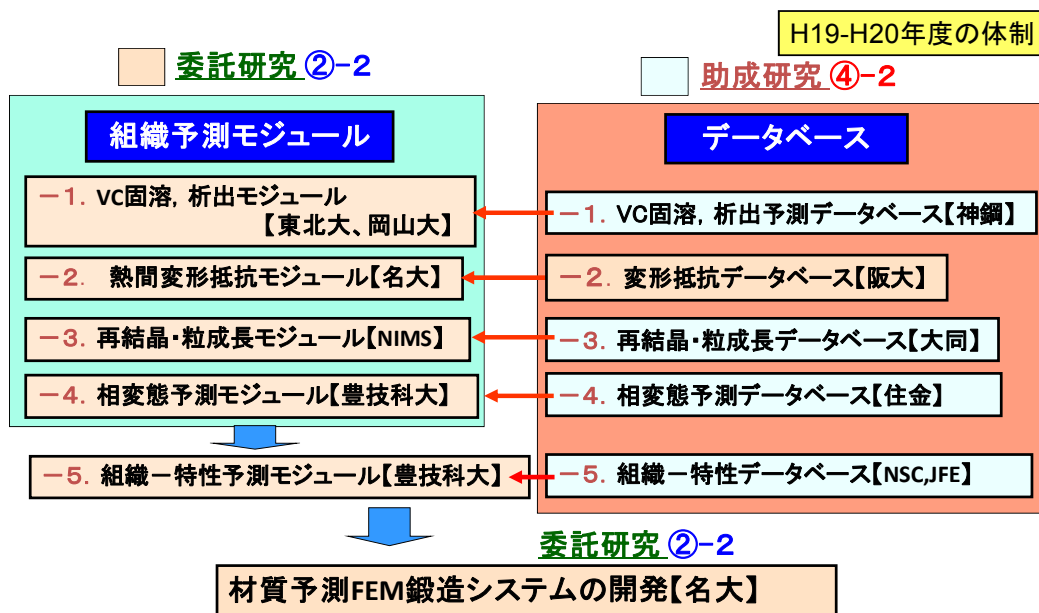
②-2). 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発

「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(γ 中、相界面、 α 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 γ 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 μ 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 μ 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(γ 中、相界面、 α 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 γ 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 相界面析出VCの定量化法の確立 。 【世界初】低炭素フェライト鋼における相界面析出VCが 直径2nmまでOrowan機構によることを実証 。 【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。	○

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	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 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)	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 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。	○

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

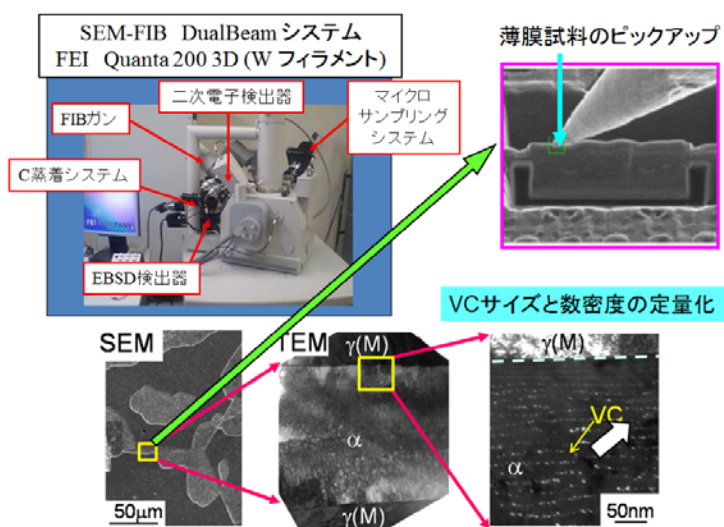
VC相界面析出による中炭素鋼の高強度化機構の解明を目的として、相界面析出VCの分布の定量評価法の確立とVC相界面析出組織の定量化による高強度化指導原理の明確化を行い、助成事業（神戸製鋼，大同特殊鋼，住友金属）の0.2%耐力1000MPa達成に貢献した。

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。

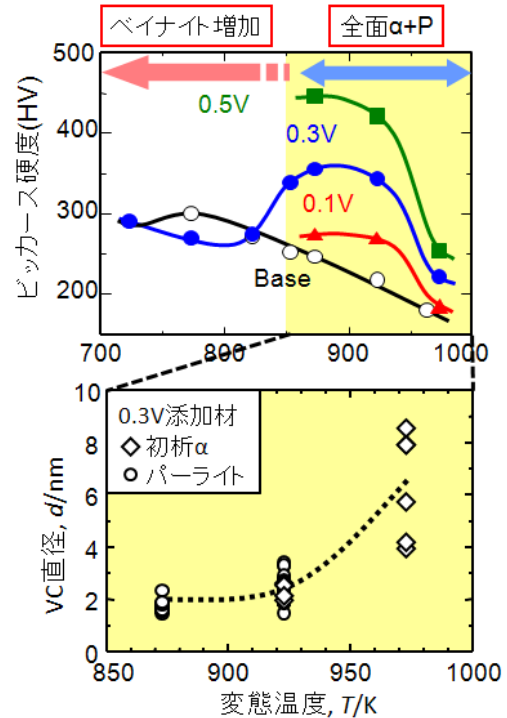
②-1)-1-2. VC 相界面析出の定量評価による強化量最大化原理の解明

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。

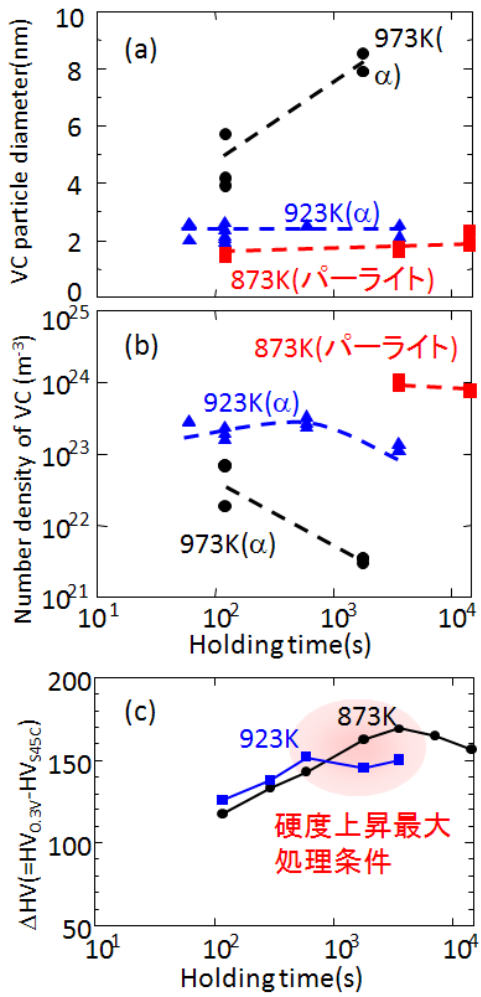
図②-1)-5(a) は変態完了直後の硬度と相界面析出 VC サイズに及ぼす変態温度の影響を示している。S45C 材ではフェライト+パーライト組織を示す 873K までは変態温度が低下するほど単調に硬度は上昇するが、全面ベイナイト組織となる 723K では 773K よりも硬度は減少する。一方、S45C(0.3V)材の硬度は 873K 以上では S45C 材に比べ顕著に高く、ベイナイトが生成し始める 853K 以下で減少し始める。また、V 添加量が増加するほど硬度増加する。また、V 添加材では変態後の時効による硬度上昇が明瞭に見られた。これらの種々の条件の熱処理を施した V 添加中炭素鋼に対して 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。

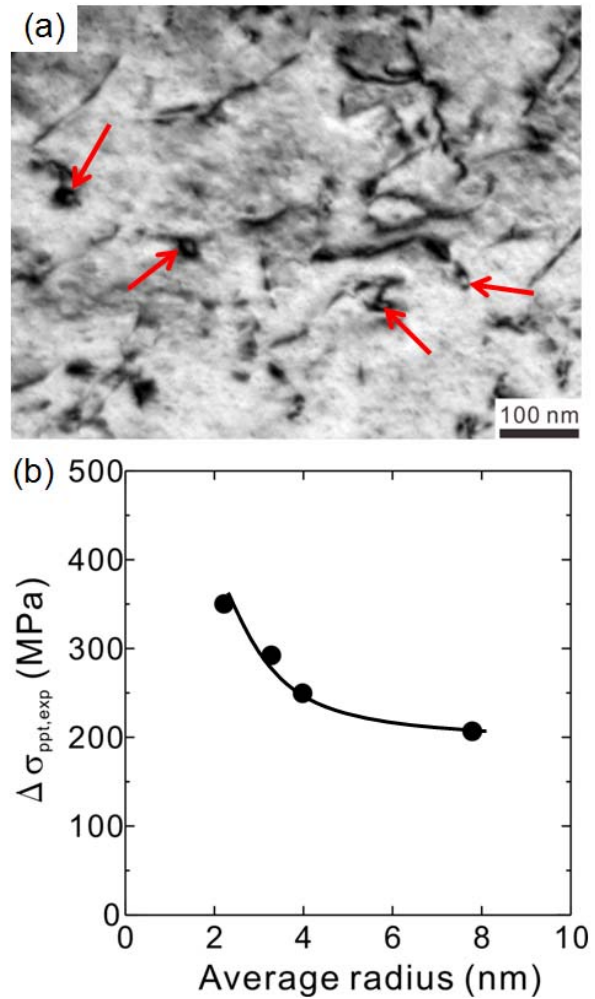
図②-1)-6 に 873、923 および 973K 変態材での VC 粒子の(a)平均粒直径、(b)粒子数密度、(c)V 添加による硬度上昇量を示す。同じ熱処理材、また同一フェライト粒内であっても場所によって VC 粒子の平均半径および密度にはばらつきがあるが、変態温度が低下するほど、VC 粒子サイズが減少し数密度が著しく増加する傾向が明確に見られる。変態完了後の保持時間の影響を見ると、873K および 923K では粒子サイズ、数密



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



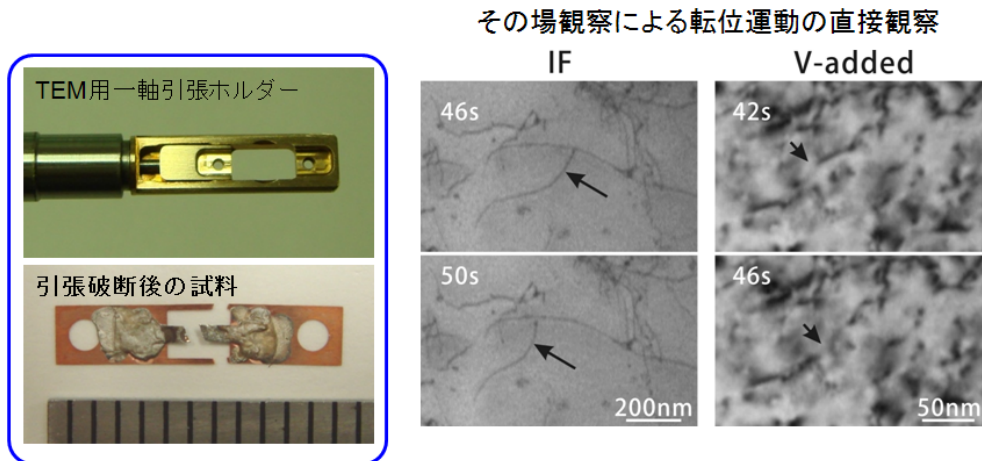
図②-1-6 S45C(0.3)材を種々の変態温度で保持した際の、VC 粒子の(a)平均粒子直径, (b)数密度の保持時間による変化, (c)V 添加による硬度上昇量



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。

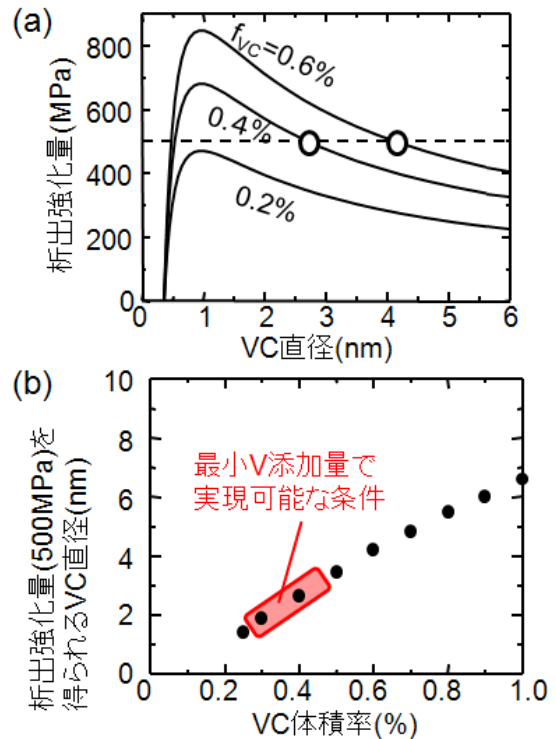
図②-1)-9(a)に上式より予測される析出強化量の VC サイズおよび体積率依存性を示す。降伏強度 1000MPa を達成する際に、V フリー材の強度を 500MPa とすると単純な加算則を仮定すると析出強化量は 500MPa 必要となる。図②-1)-17(a)より VC サイズ 1nm 以上では、サイズが大きくなるほど体積率が低下するほど析出強化量は減少しており、析出強化量 500MPa を達成するために必要な最大 VC サイズを見積もることが出来る。図②-1)-17(b)はこの臨界サイズの VC 体積率依存性を表している。V 添加中炭素鋼では、図②-1)-17(a)に示したように、873K 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。

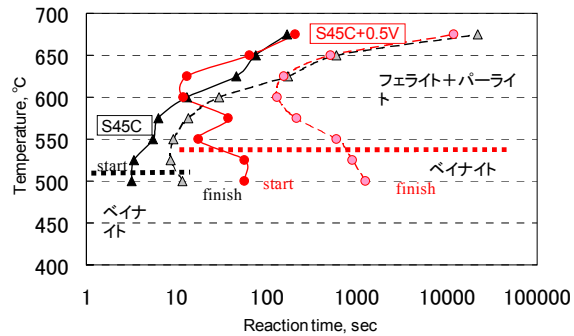
本研究項目では VC 析出による強化量最大化を目標として、V 添加が相変態に与える影響を明らかにした。特にベイナイト変態が起こりやすくなる理由の解明、ベイナイト変態を避けて、VC 相界面積出による強化が最大となる温度域での変態を行うための冷却条件について研究を行った。また VC 析出強化量を含んだ組織因子と降伏強度との関係を明らかにし、降伏強度の予測式を構築した。

表②-1)-2 V 添加による等温変態への影響の解明

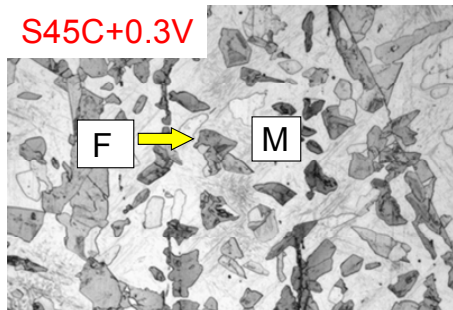
②-1)-2-1. S45C の等温変態における V 添加の影響

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。

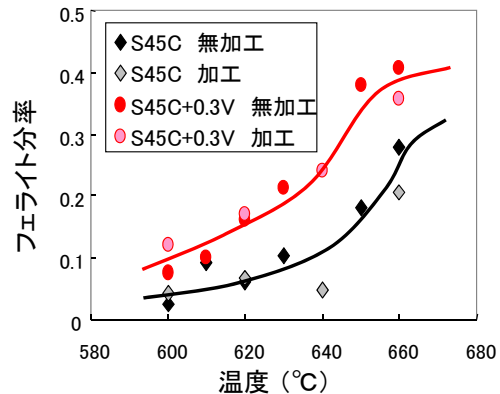
変態速度	高温で促進、低温で抑制
フェライト変態	粒内での核生成増加
フェライトの形態	低温でもポリゴナル
フェライト分率	増加
フェライト粒径	高温で減少
フェライト成長速度	高温で増加
フェライトの粒内核生成	増加
パーライトメラール間隔	高温で減少、低温で増加
ベイナイト変態	より高温で生成しやすくなる



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A₃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

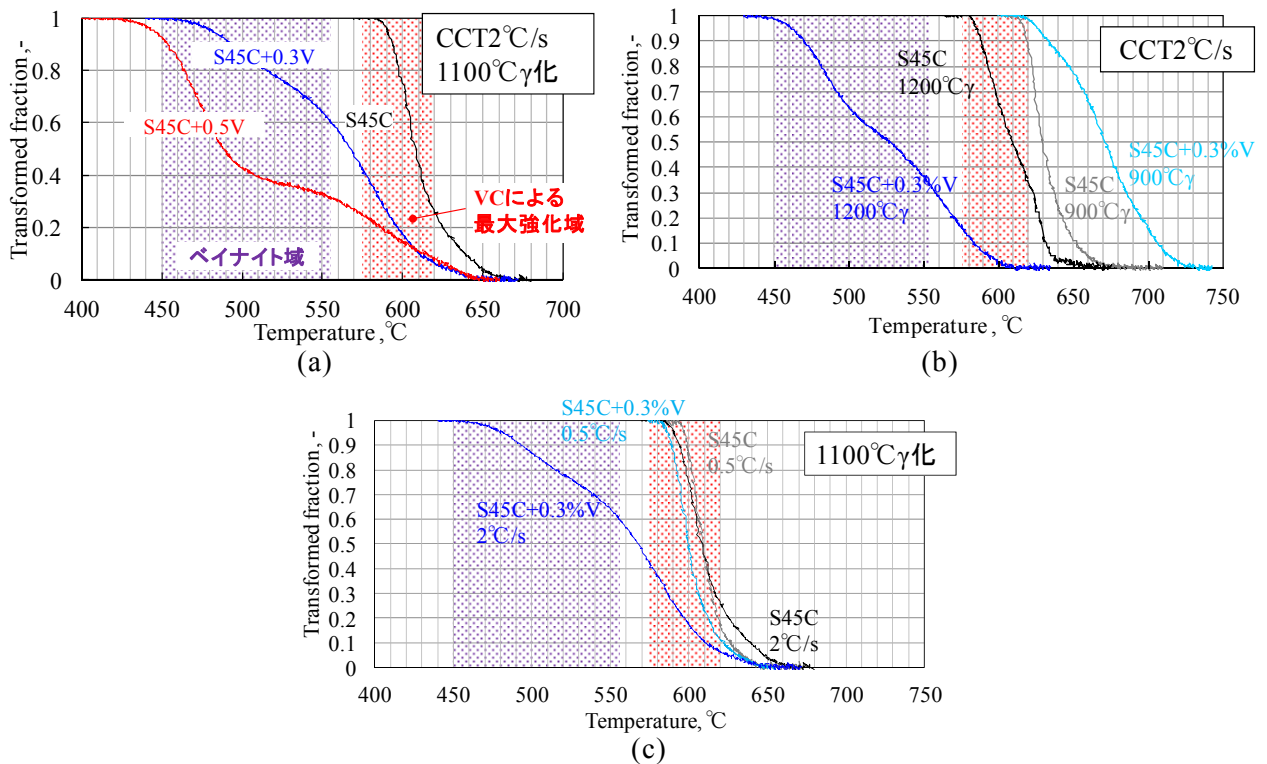
S45Cの連続冷却変態に対するV添加の影響をまとめると表②-1)-3のようである。図②-1)-13にS45C及びV添加S45C材の連続冷却変態曲線を示す。図②-1)-13 (a)に示すように、同じ冷却速度ではV添加量が多いほど変態温度域が低温側に移行する。このことは同じ冷却速度ではV添加量が多いほどベイナイト変態が起こり易くなる事を示している。図②-1)-13 (b)に示すように、同じ冷却速度では変態温度域に対するγ化温度の影響はV添加材で大きい。V添加材ではγ化温度の上昇はVCの固溶量の減少とγ粒径の増大の両方に影響し、連続冷却変態の変態温度域を大きく低下させる。次に、冷却速度の変態温度域に対する影響は図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

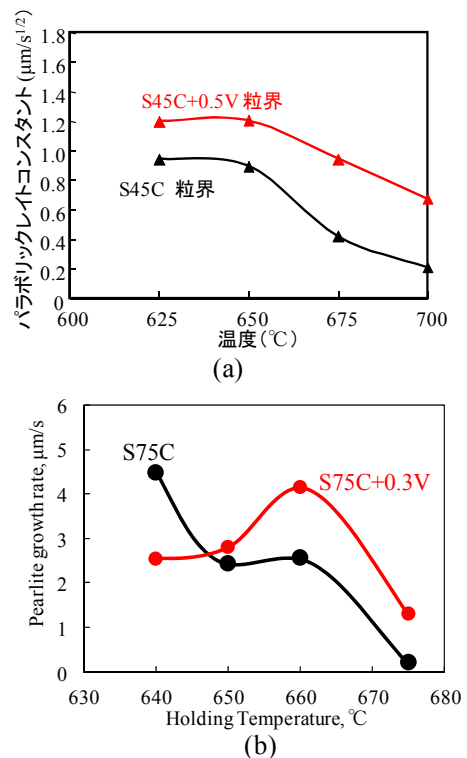
- 同じ冷却速度ではV添加量が多いほど変態温度域が低温側に移行
 - 同じ冷却速度ではベイナイト変態が起こり易くなる
- 同じ冷却速度では変態温度域に対するγ化温度の影響はV添加材で大きい
 - V添加材ではγ化温度はVCの固溶量とγ粒径の両方に大きく影響
- 冷却速度の変態温度域に対する影響はV添加材で大きい
 - V添加材では冷却速度が低くなるとベイナイトが生成しやすくなる



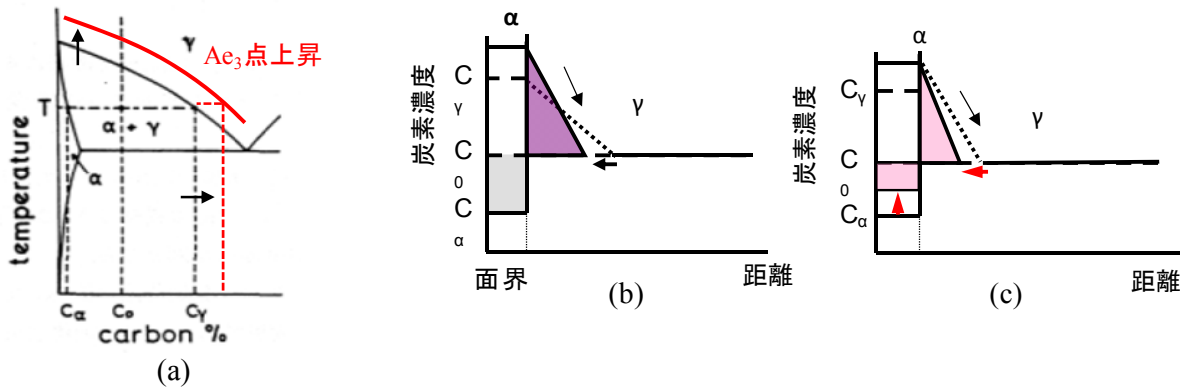
図②-1)-13 連続冷却変態曲線。(a)V添加量の影響、(b) γ 化温度の影響、(c)冷却速度の影響 (S45C+0.3V鋼, S45C+0.5V鋼)

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 γ 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α/γ界面でのα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α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℃以下ではV添加によって遅くなる原因は、α/γ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。

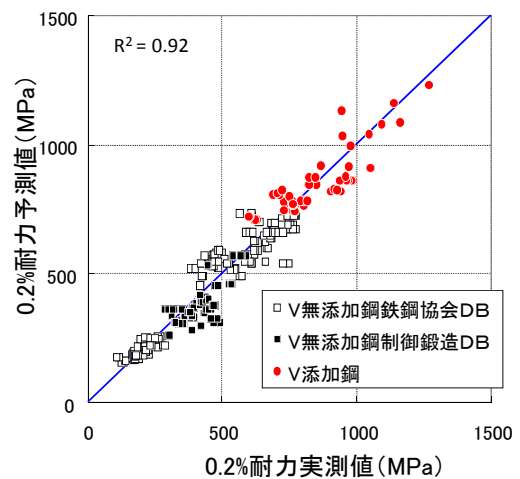
②-1)-2-5. 析出を伴う相変態制御強化と析出強化材の力学特性の解明

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_θ 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 (μm)、 f_θ : パーライト中のセメンタイト率、 S : ラメラ間隔 (μm)、 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。

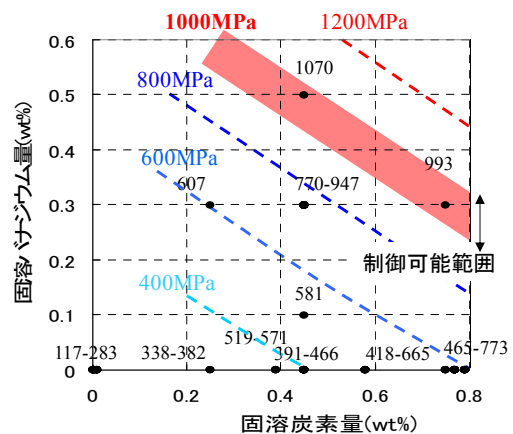
$$L = \left(4\pi \cdot R_{VC}^3 / 3 \right)^{1/2} / \left(2 \cdot R_{VC} \cdot f_{VC} \right)^{1/2} \quad \text{式②-1)-6}$$

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 γ 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



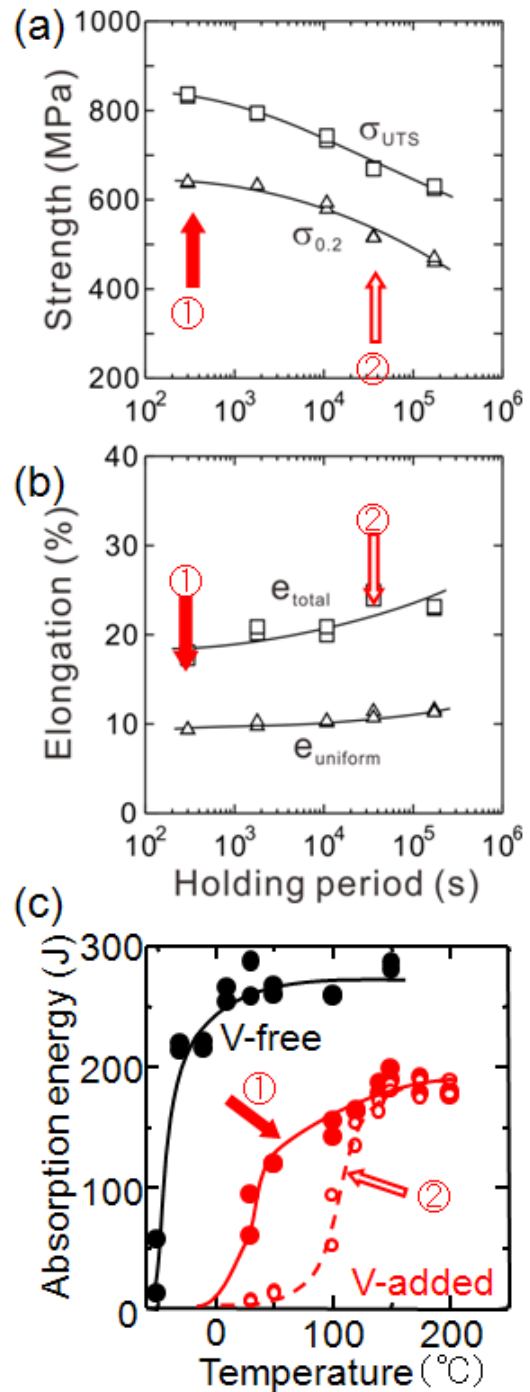
図②-1)-17 降伏強度1000MPaを達成するための炭素量と固溶V量の関係

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、 γ 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

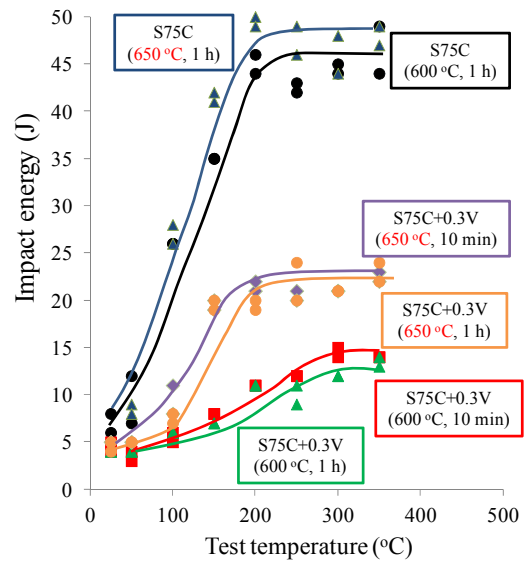
延靱性については当初の研究計画には含まれていなかったが、中間評価ならびに技術推進委員会にて指摘を受けたので、追加の研究を実施した。

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

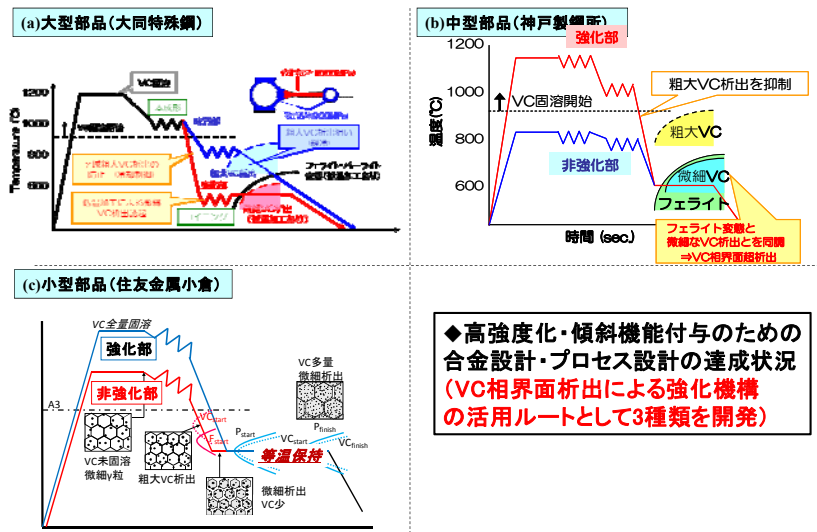
②-1)-4. 委託事業の傾斜機能付与技術の研究の助成研究への展開

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の実験を実施した。鍛造部品の大きさを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、強化部と軟質部が作り込まれる。



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

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の実験が達成されている。

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

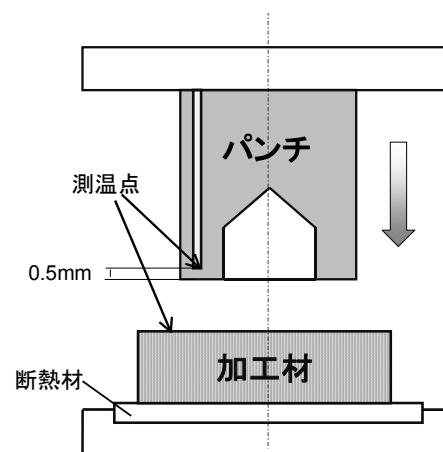
VC析出と再結晶、相変態、強度の相互作用を取り入れた、世界初のシステム構築を目的として、ユーザーサブルーチンの作成と FEM 鍛造システムへの実装を目標通りに行い、熱間摩擦係数などの解析に必要な物性値の測定についても行った。各企業に試用版を配布し、助成事業における高強度化プロセス設計に貢献した。

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 γ 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。

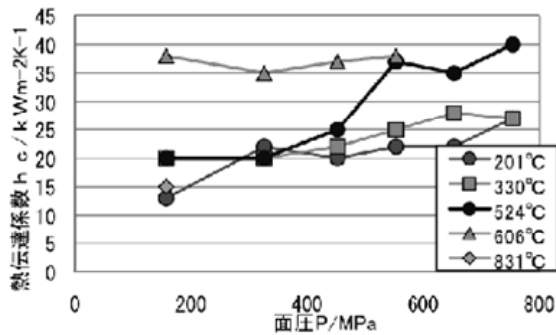
②-2)-1-2. 解析条件

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。

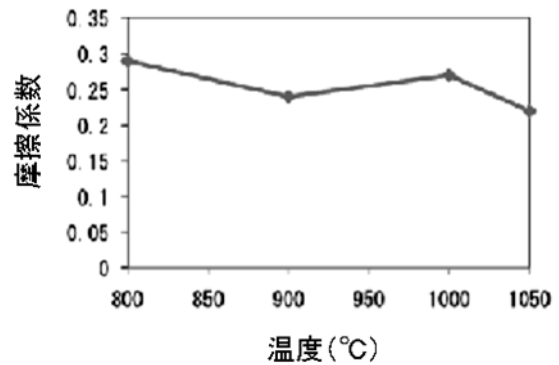


図②-2)-3 熱伝達係数測定金型

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

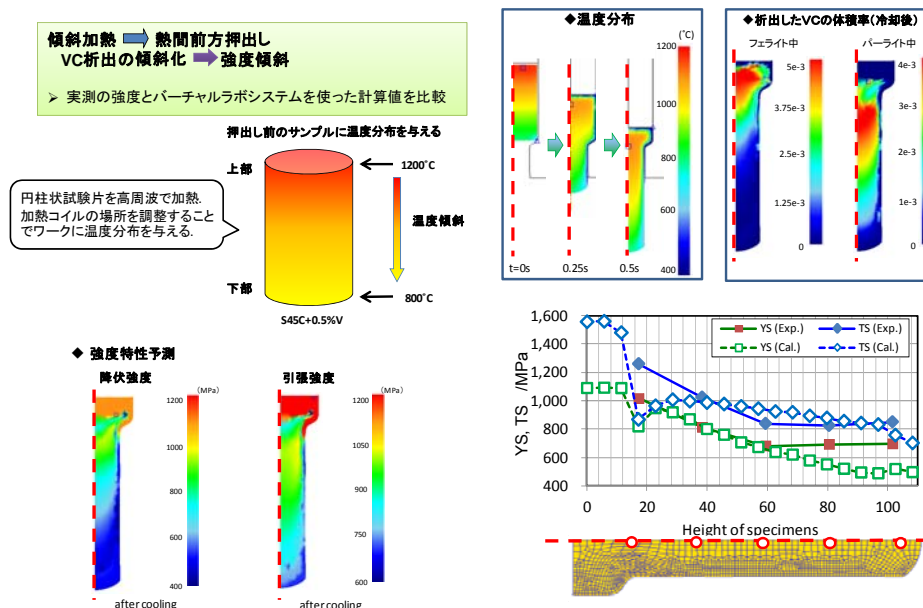
した状態からプレス圧下速度100mm/s（等速）で前方押し出しをし、その後室温まで放冷する条件で解析した。

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^{②-2)-1}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。

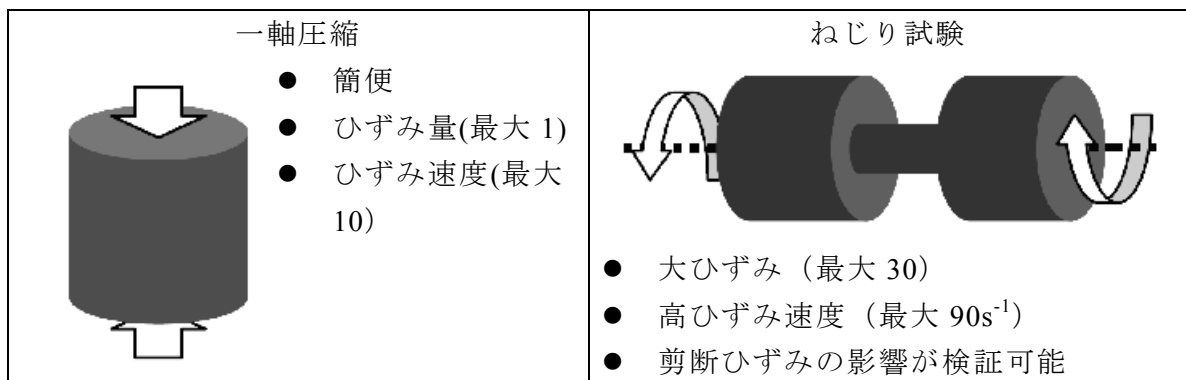
②-2)-2. 変形抵抗モジュールの構築

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 100s^{-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。

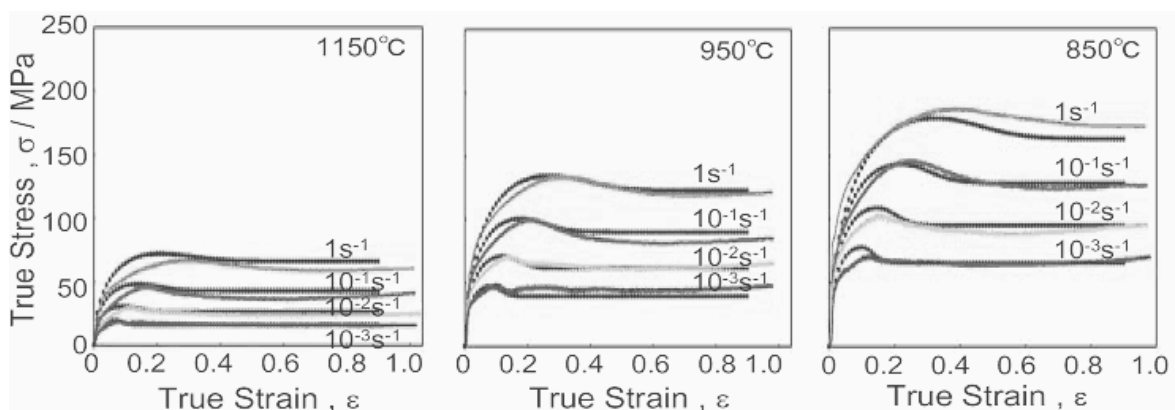
②-2)-2-1. 一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗測定

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。

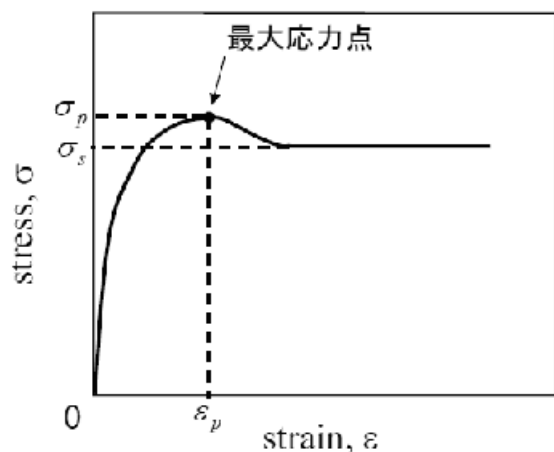
$$\varepsilon \leq \varepsilon_p \text{ のとき } \dot{\varepsilon} = 8.0 \times 10^{11} \times \sinh(\beta\sigma)^{4.8} \times \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \quad \text{式②-2)-1}$$

$$\varepsilon > \varepsilon_p \text{ のとき } \dot{\varepsilon} = 1.0 \times 10^{11} \times \sinh(\beta\sigma)^{4.5} \times \exp\left(-\frac{Q_2}{RT}\right) \quad \text{式②-2)-2}$$

$$\varepsilon_p = 2.6 \times 10^{-14} \times Z^{0.17} \times \left(\frac{1}{T}\right)^{-3.4}, \quad Q_1 = 328(\text{kJ/mol}), \quad Q_2 = 305(\text{kJ/mol}), \quad C1 = 0.5, \quad C2 = 3.4 \times \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{T}\right)^{-0.23} \quad \text{式②-2)-3}$$



図②-2)-8 一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗測定結果



$$\varepsilon \leq \varepsilon_p$$

$$\frac{\sigma}{\sigma_p} = \left[\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right) \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \right]^{C1} \quad \text{式②-2)-4}$$

$$\varepsilon > \varepsilon_p$$

$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_p - \sigma_s) \exp\left[C2 \left(\varepsilon - \frac{\varepsilon_p}{2} - \frac{\varepsilon^2}{2\varepsilon_p} \right) \right]$$

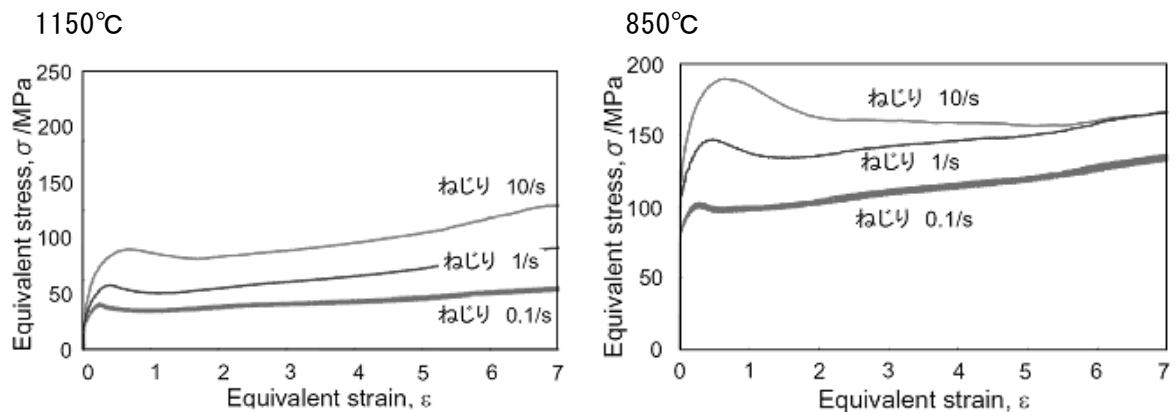
$$\text{式②-2)-5}$$

(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 100s^{-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

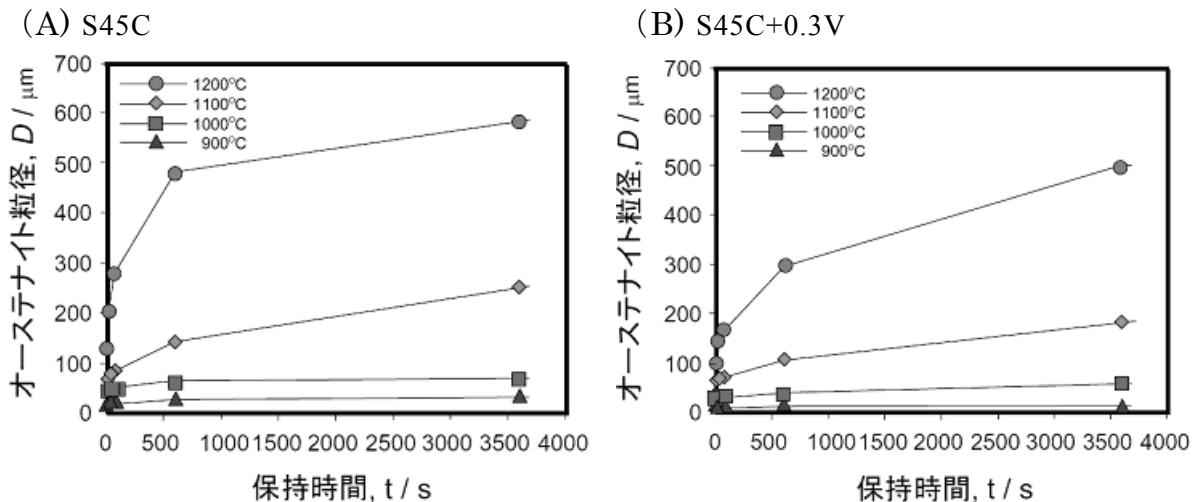
世界初となる中炭素鋼の動的・静的再結晶を考慮可能なモデル構築を目的として研究を行い、S45C 鋼の初期加熱時、熱間加工後の再結晶・粒成長過程のモデル化を行った。その結果、材質予測 FEM 鍛造システムにおけるオーステナイト粒径予測の精度向上に貢献した。

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 γ 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_{γ} : 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

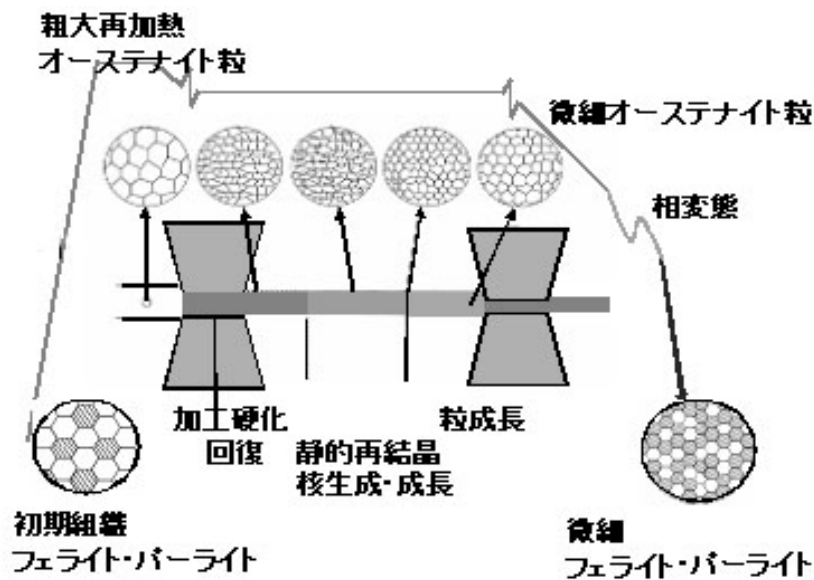
熱間加工後の再結晶・粒成長過程で起こる動的・静的再結晶の概念図を図②-2)-12に示す。中炭素鋼の熱間加工では動的・静的再結晶ともに起こる可能性があるため、加工中の動的再結晶挙動、加工後の静的再結晶挙動および粒成長挙動と分けて定義する必要があり、それぞれにおいて再結晶率、結晶粒径の定式化およびモジュール化を行った。S45C 鋼について④-2) 助成研究の再結晶・粒成長データベースをもとに 50% 再結晶時間に着目して以下のように定式化を行った。

$$X=1-\exp\{-0.693(t/t_{0.5})^k\} \quad k=1-2 \quad \text{式②-2)-7}$$

$$t_{0.5} = 7.2 \times 10^{-11} S_V^{-0.96} \varepsilon^{-2.1} \dot{\varepsilon}^{-0.2} \exp(20400/RT) \quad \text{式②-2)-8}$$

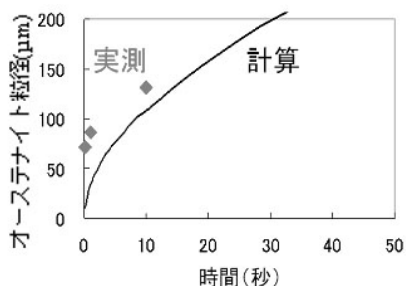
$$S_V = \{1.67(\varepsilon-0.1)+1\} (2000/d) \quad \text{式②-2)-9} \quad d(\mu\text{m}) r^2 - r_0^2 = (\lambda R/4\sigma V D_{gb}) \cdot t \quad \text{式②-2)-10}$$

得られた結果、S45C 鋼 1250°C γ 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。

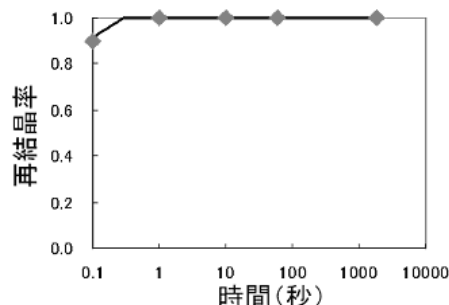


図②-2)-12 再結晶・粒成長過程で起こる動的・静的再結晶の概念図

(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)

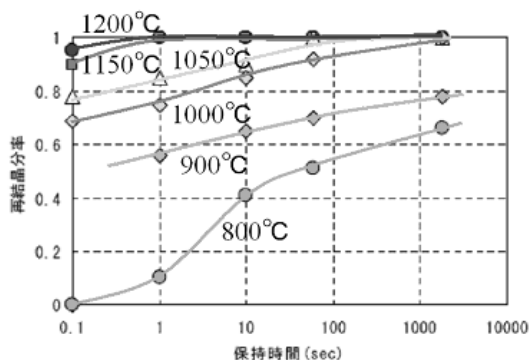
②-2)-3-3. まとめ

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。

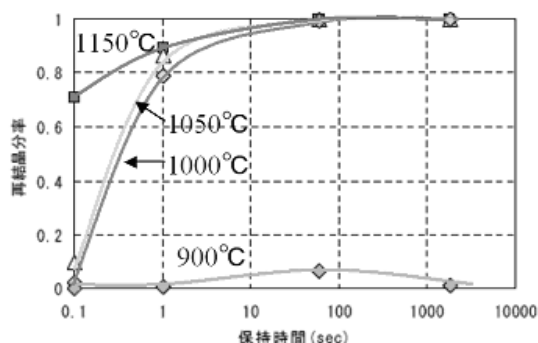
また図②-2)-14で示されているように S45+0.3V 鋼の 1000°C以下の加工では加工中の VC 析出により再結晶が抑制されている。また図②-2)-11 の逆変態後のオーステナイト粒成長についても S45+0.3V 鋼ではオーステナイト粒径が S45C 鋼と比較して小さいことからオーステナイト粒界への V 偏析によるドラッグ効果も再結晶に影響を与えていることが考えられる。S45+0.3V 鋼の再結晶・粒成長モジュールの開発においては V 偏析によるドラッグ効果と加工中の VC 析出によるピン止め効果を導入する必要があると考えられる。

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

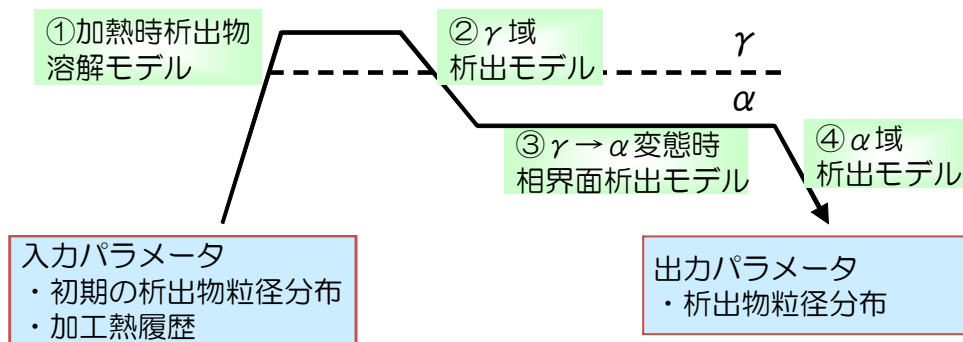


図②-2)-14 各温度で加工後の再結晶率の時間変化

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。

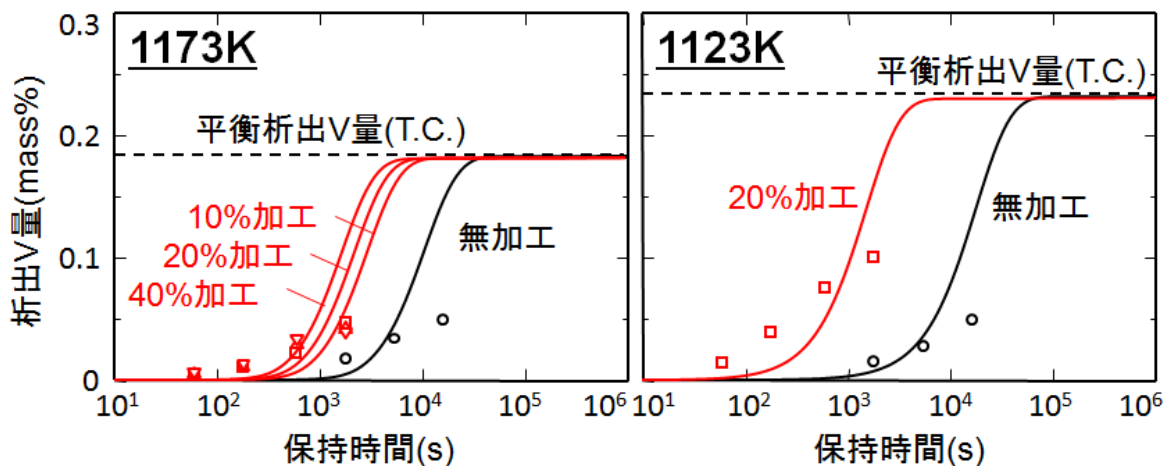
②-2)-4-3. オーステナイト域での VC 析出挙動およびそのモデル化

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。

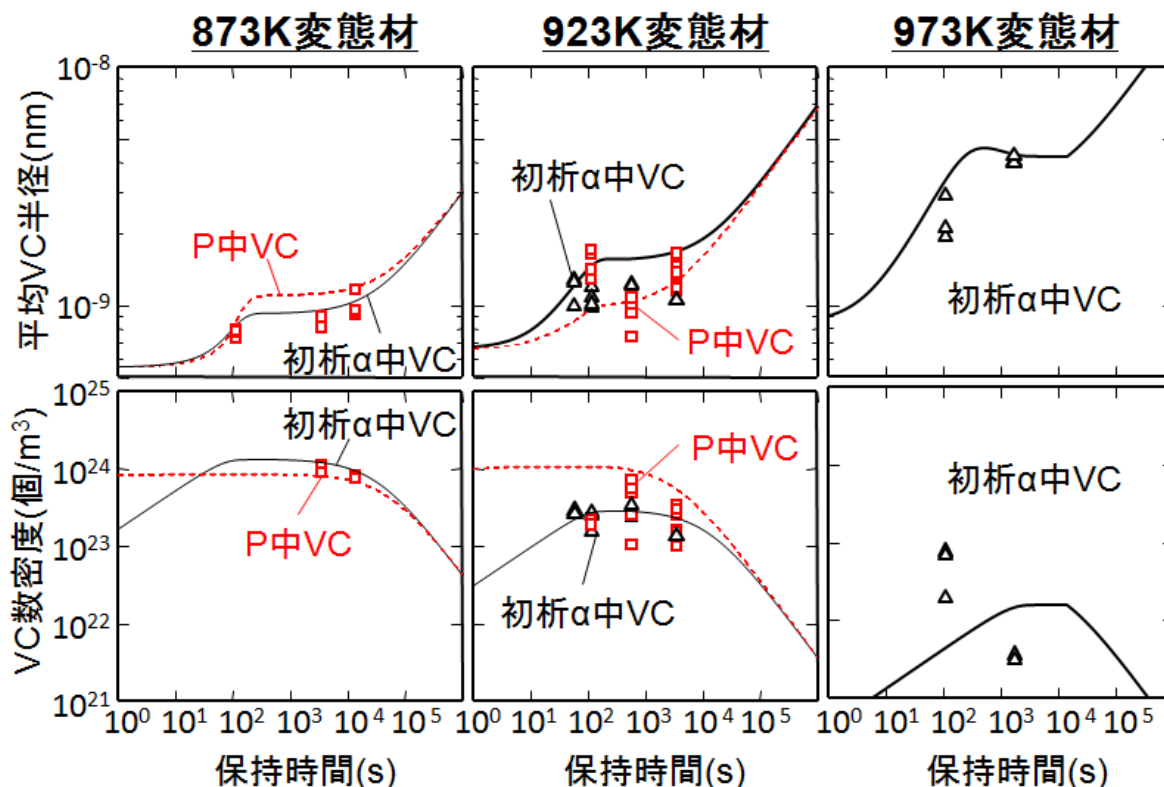
このような挙動を表すために、上述した基本モデルにおいて VC の析出サイトをオーステナイト中の転位とし、更に転位に沿った V 原子のパイプ拡散の影響も考慮してオーステナイト中 VC 析出モデルを構築した。モデル計算の結果および実験により得られた析出 V 量の比較を図②-2)-16 に示す。これを見ると、加工によって VC 析出が促進されることが、また低温ほど短時間保持で多量の VC が析出することがモデル計算で再現されている。

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 α/γ 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 α/γ 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

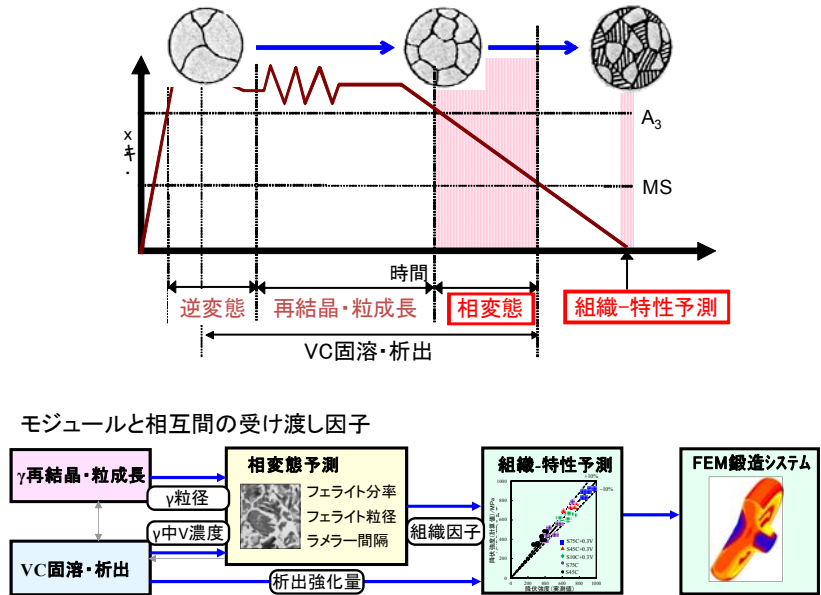
用いることでオーステナイト中およびフェライト中の VC 析出の一貫モデルを構築することに成功した。VC 析出の計算で必要となるオーステナイト中転位密度や、 α/γ 界面移動速度については、他のモジュールでの計算結果を用いることで鍛造プロセスにおける VC 析出現象を計算している。以上より、VC 析出を組み込んだバーチャルラボシステムの構築に大きく貢献した。

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 γ 粒径とVC固溶・析出モジュールで計算された γ 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_γ ：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_α ：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ー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

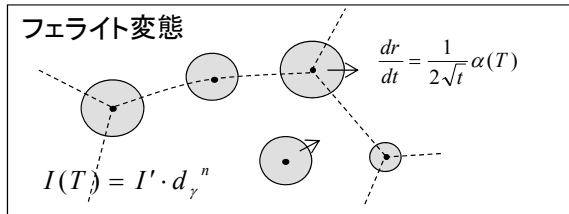
$$N(T) = N(T) + I(T) \cdot \Delta t$$

$$d_{ferrite} = k \sqrt[3]{\frac{6X_{ferrite}}{\pi N(T)}}$$

- ・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

$$K(T) = \ln 50 / t_{0.50-0.99}$$

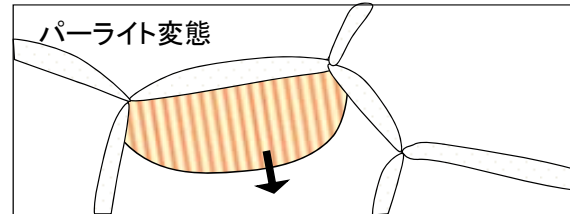
$$K(T) = K' \cdot d_\gamma^n$$

- ・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。

$$\log I(T) = \log\{-\ln(1-X)\} - 3\log(\alpha(T)) - \frac{5}{2}\log(t_{ferrite}) - \log\frac{\pi}{24} \quad \text{式②-2)-15}$$

$$I(T) = I'(T) \cdot d_\gamma^n \quad \text{式②-2)-16}$$

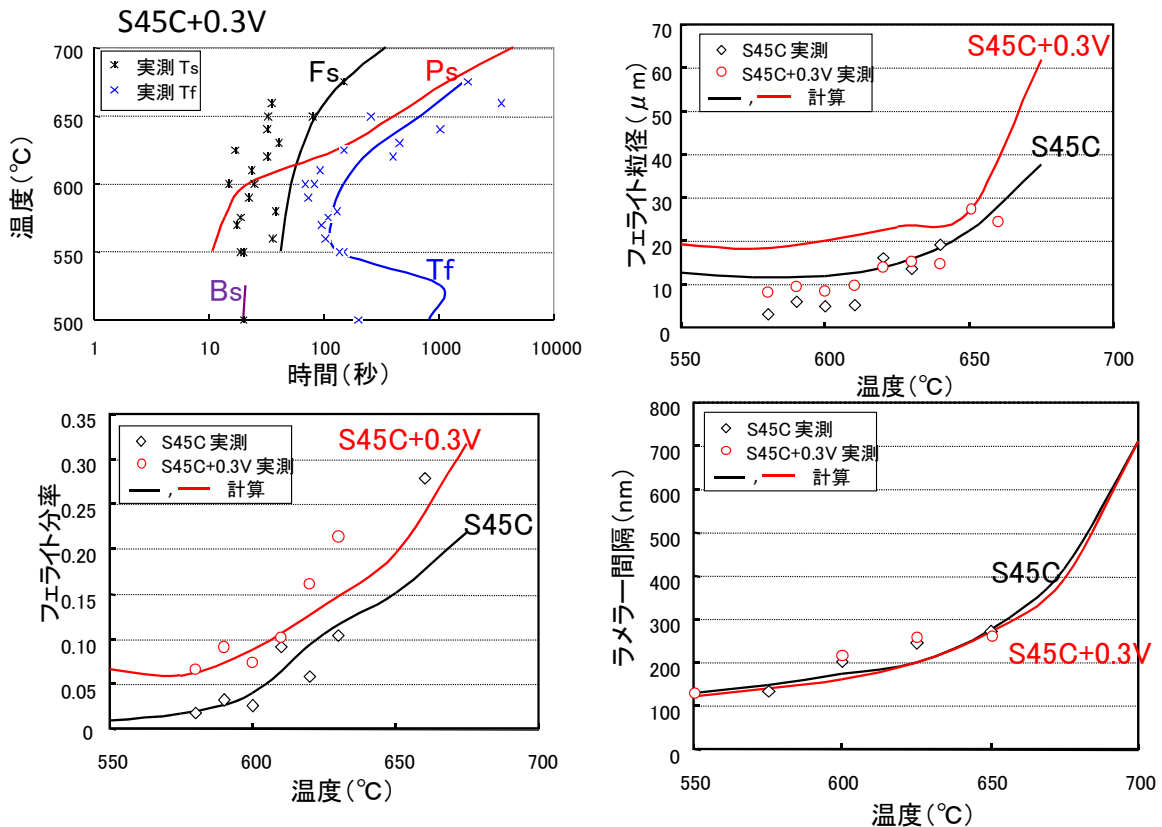
パーライト成長速度は等温変態実験から得られた 50%変態から変態完了までの時間をもとに定式化した (式②-2)-17)。フェライト変態と同様に式②-2)-18 の形でオーステナイト粒径の依存性を取り入れた。パーライト変態開始点は変態開始時における過冷オーステナイト中の炭素濃度の実験値をもとに定式化した。

$$K(T) = \ln 50 / t_{0.50-0.99} \quad \text{式②-2)-17}$$

$$K(T) = K'(T) \cdot d_\gamma^n \quad \text{式②-2)-18}$$

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

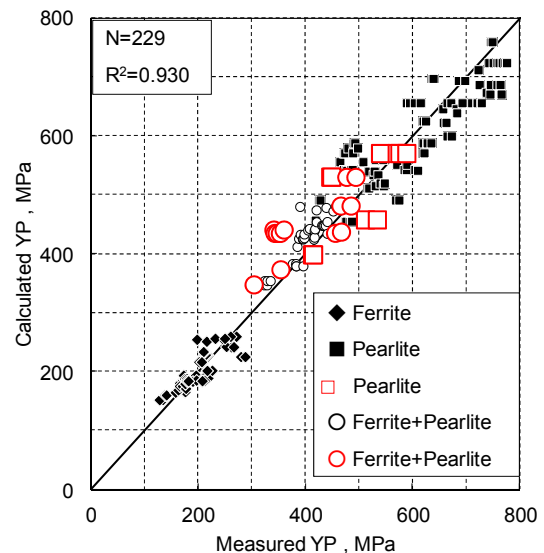
フェライト単相材、S25C、S45C、S75C 鋼についての組織-0.2%耐力データから 0.2%耐力予測式を構築した。基本的には 0.2%耐力はフェライトとパーライトの 0.2%耐力の分率平均で表されると仮定し、フェライトの 0.2%耐力はフェライト粒径のみに、パーライトの 0.2%耐力はパーライトラメラ間隔とセメンタイト率で表されるという仮定で定式化を行っている。0.2%耐力に対する粒径依存性やラメラ間隔依存性は従来の研究を参考にして指数を決定した。以上のことからフェライトとパーライトおよびフェライト+パーライトの降伏強度は式②-1)-2 のように表される。V 無添加鋼の降伏強度の式による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

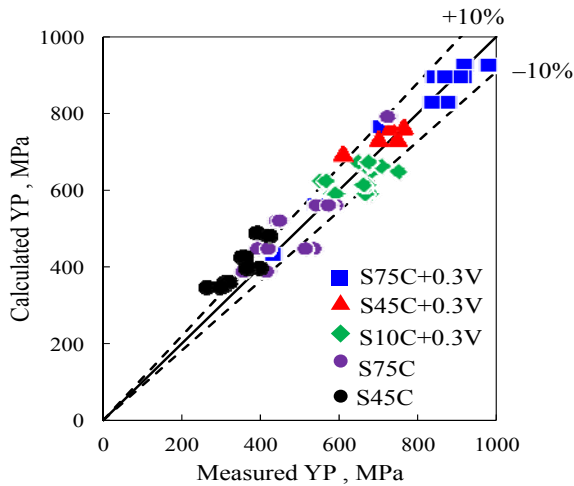
VC の相界面析出によるフェライトとパーライトのそれぞれの降伏強度増加量 $\Delta\sigma$ を式②-1)-5 で示した Ashby-Orowan の式で表した。この式の中の L はすべり面上での粒子間距離で、相界面析出した VC の平均粒子径 RVC と体積率 fVC の関数である。

$$\Delta\sigma = 1.68 \left(\frac{1.2Gb}{2\pi L} \right) \cdot \ln \left(k \frac{x}{2b} \right) \quad \text{式②-1)-5}$$

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

$$Y_{P_{F+P}} = (Y_{P_F} + \Delta\sigma_F) \cdot X_F^{1/3} + (Y_{P_P} + \Delta\sigma_P) \cdot (1 - X_F^{1/3}) \quad \text{式②-2)-19}$$

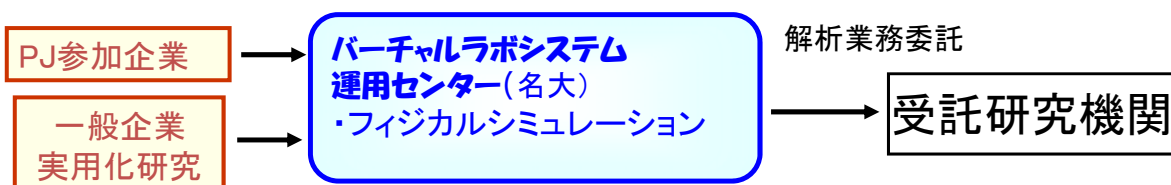
V無添加鋼とV添加鋼の0.2%耐力の予測値と実測値を比較すると図②-1)-15のようになる。低炭素～共析鋼の幅広い組成で±10%の精度で予測が出来ていることが分かる。なお、この式の適用範囲は表②-2)-2に示す通りである。

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、 γ 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を作製に成功した。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/cm²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。

CO₂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

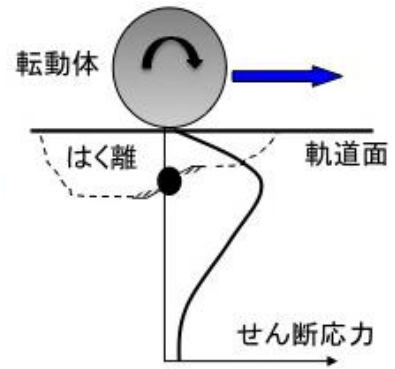
非金属介在物起点型 vs 白色組織変化型

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

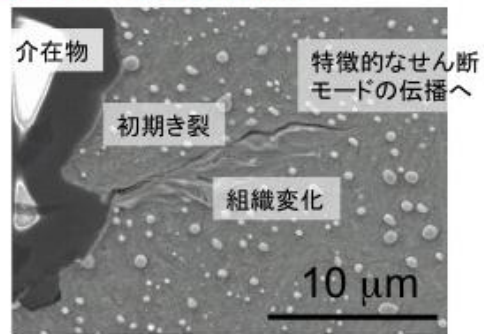


現象の可視化とメカニズム解明

- 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

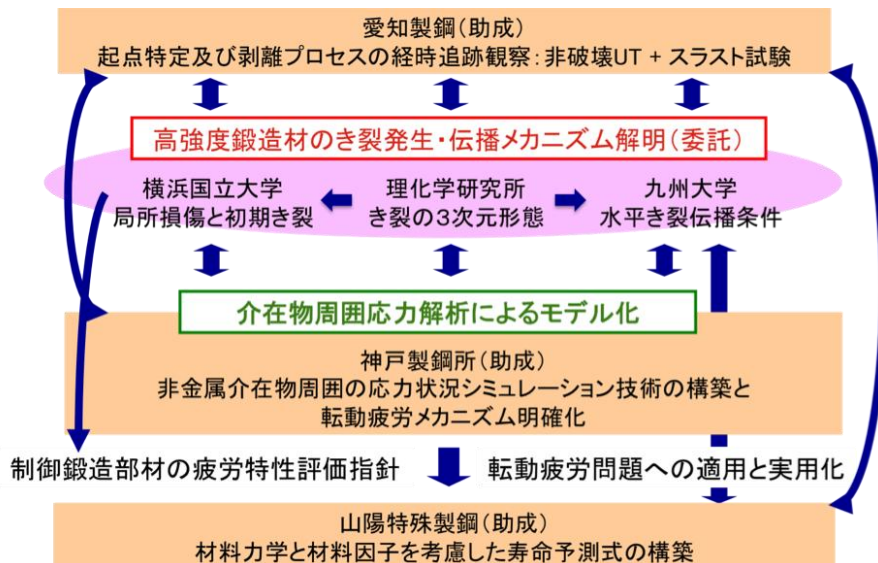
- ① 不均一変形にともなう内部応力場の形成
- ② 応力場を開放する変形集中や微小き裂形成
- ③ 限界サイズに成長した微小き裂の主き裂選択
- ④ き裂伝播 = 応力拡大



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^{②-3)-1), ②-3)-2)}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^{②-3)-3)}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)^{②-3)-4)}中に生じる微細粒の形成^{②-3)-5)}と初期き裂形成の関係について議論している。Fujimatsu ら^{②-3)-6)}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^{②-3)-7)}。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

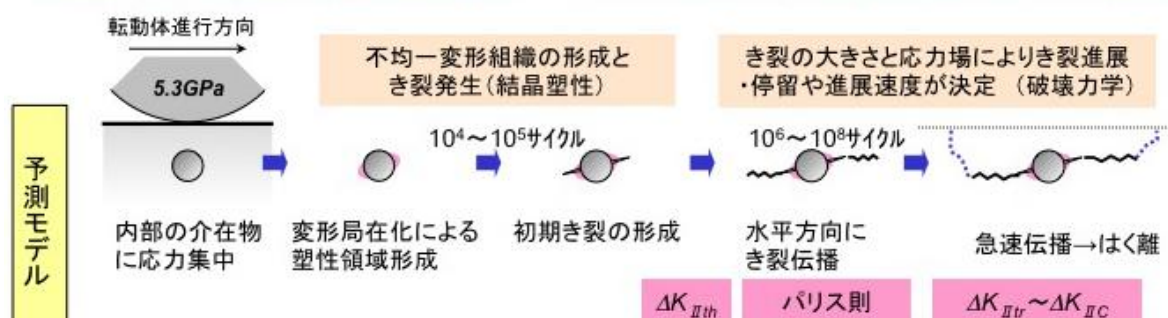
ニズムと統一する理解を導いた。これらの研究成果は、助成研究④-3における転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御に利用された。

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、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、 3.0×10^4 回、 3.25×10^6 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™) 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

3.25×10^6 回転動疲労材と 3.0×10^4 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、 3.25×10^6 回転動疲労材の軌道上、同材の非軌道上、 3.0×10^4 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 λ ）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

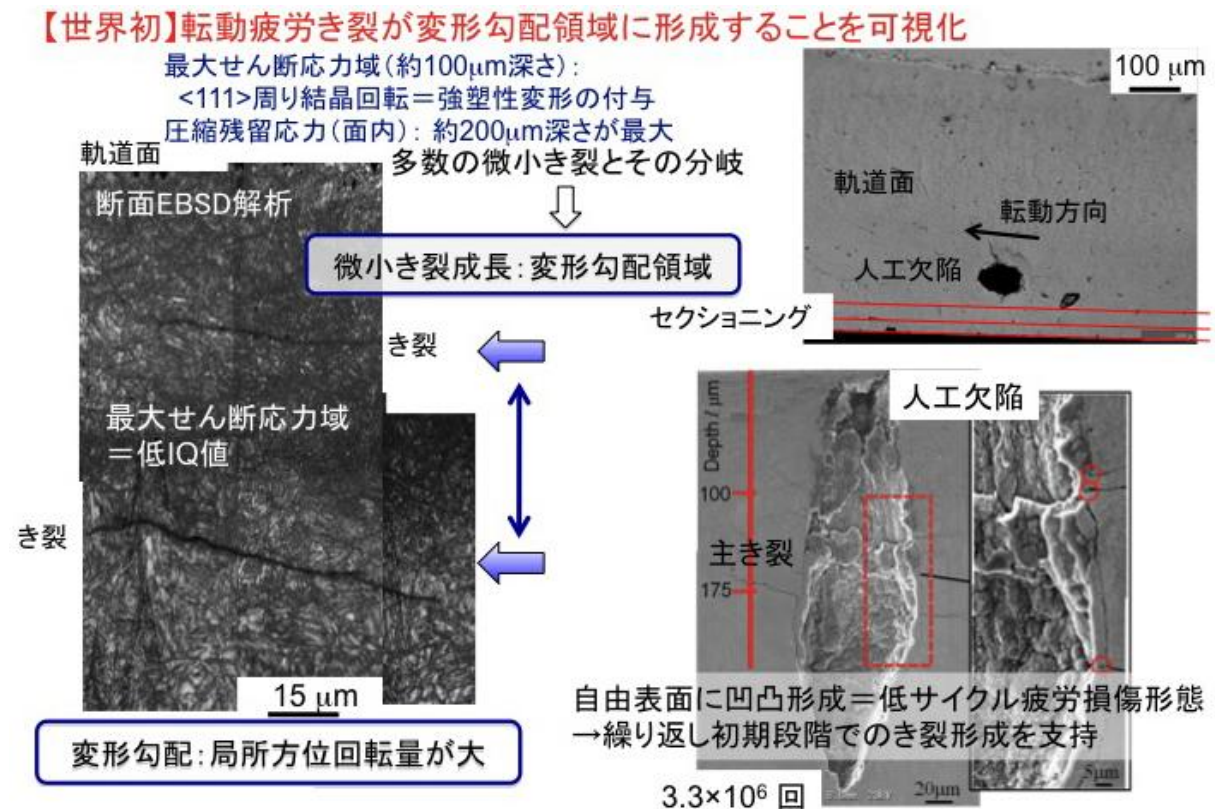
図②-3) -5 に示す IQ マップは、相対的に菊池線強度、すなわち弾性変形の影響を反映している（白黒の濃淡に対応）。負荷応力が大である転走表面近傍、および転動表面に沿った 2 本の内部き裂間（最大せん断応力域に相当）では IQ 値および CI 値（結晶方位決定確度）が低い。つまり、塑性変形の導入（損傷量）が大である。

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。

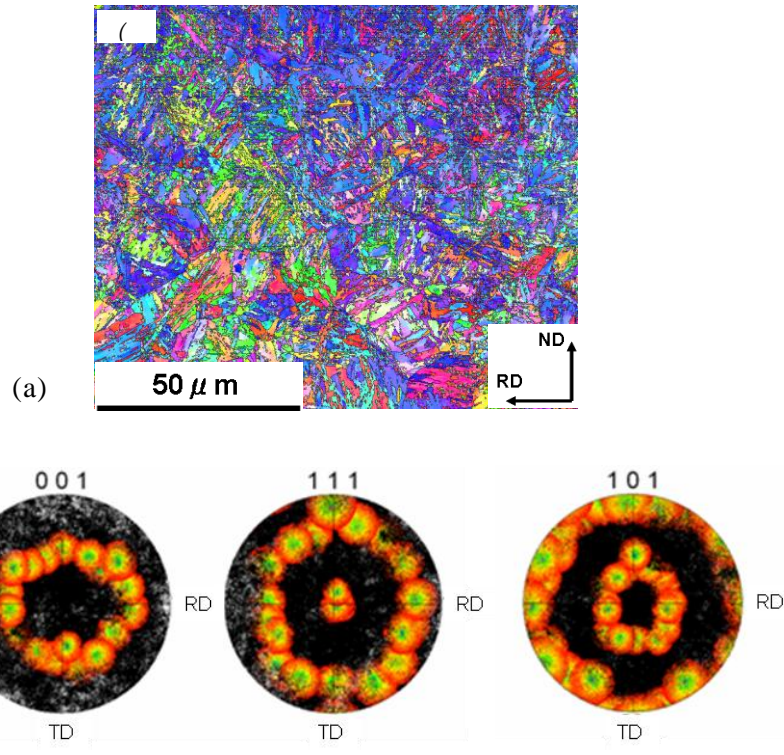
上述の硬さ大な領域は、ほぼ低 IQ（最大せん断応力）域に相当する。一方、最大圧縮残留応力域は、き裂形成領域よりも深い位置に存在する。

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⁽²⁾⁻⁽³⁾⁻⁽⁷⁾⁾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。

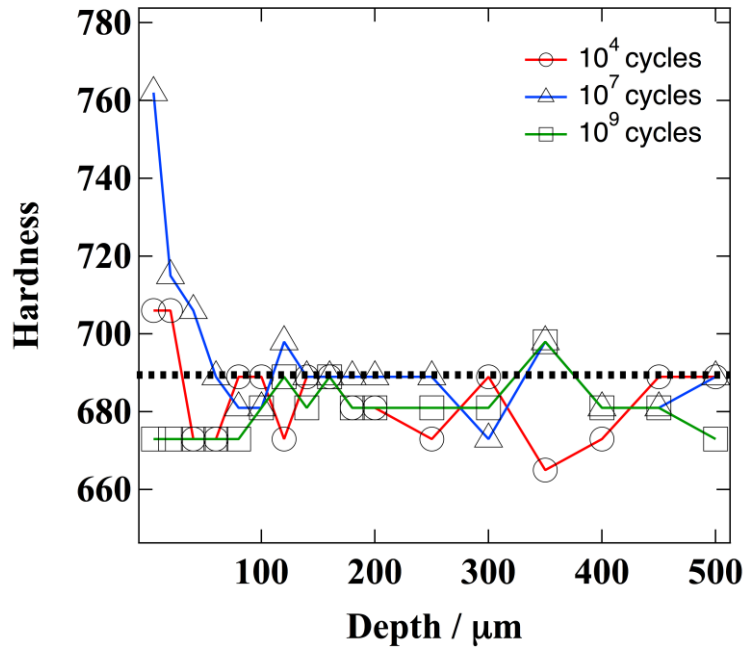


図②-3)-6 3.25×10^6 回転動疲労材における最大せん断応力域の IPF マップ(a) と $\langle 111 \rangle // ND$ 近傍にある結晶粒の分布(b)

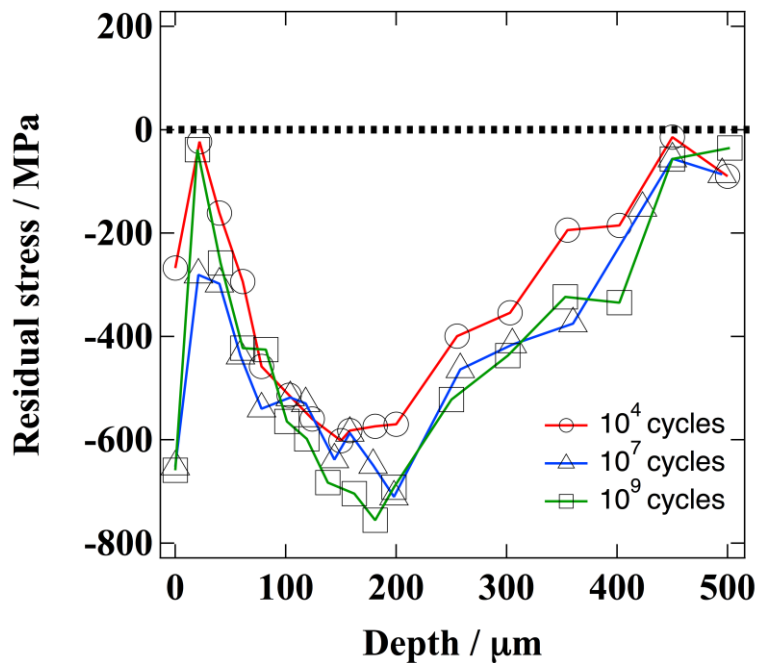
そこで、マクロスケールでの解析を他の手法により行った。すなわち、硬さと残留応力の評価を行った。 3.25×10^6 回転動疲労材において、軌道表面から $40 \sim 200 \mu\text{m}$ 深さの範囲で硬さの増大が認められた。 $60 \sim 120 \mu\text{m}$ 深さでは約 440HV である。しかし、 3.0×10^4 回転動疲労材では軌道表面下での硬さの増大は認められなかった。

残留応力分布については、 3.25×10^6 回転動疲労材および 3.0×10^4 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。 3.25×10^6 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 -500MPa ）を有した。一方、 3.0×10^4 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 -400MPa ）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

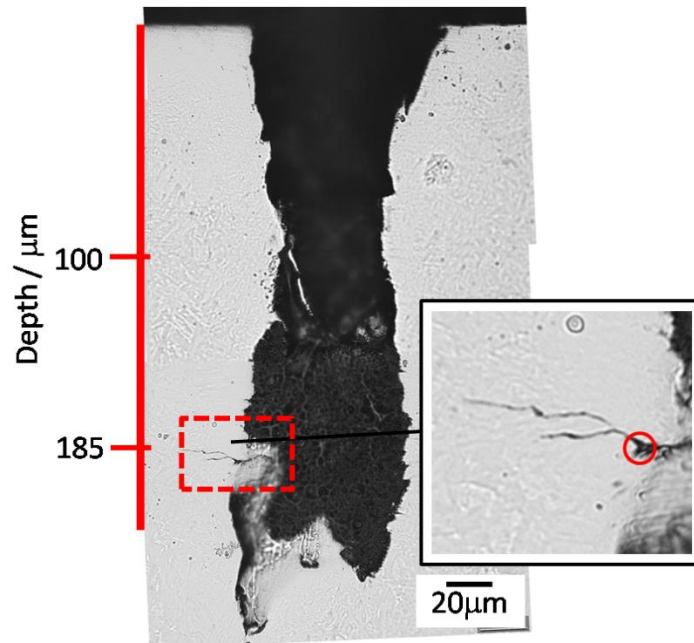
b. 人工欠陥部の変形とき裂発生

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、 3.0×10^4 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 3.25×10^6 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。

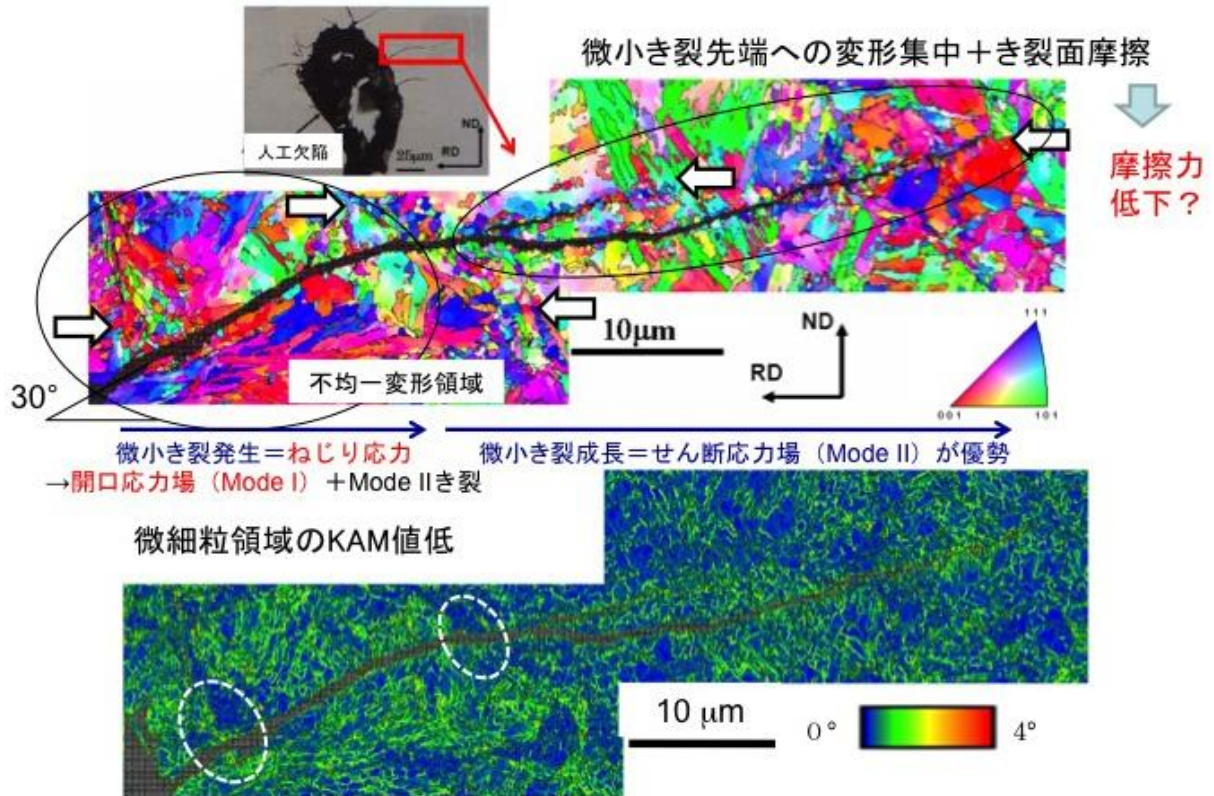
SCM420H 転動疲労材における人工欠陥の断面シリアルセクション観察の結果、き裂は $150 \sim 200 \mu\text{m}$ 深さに多く存在し、人工欠陥を包み込むように形成された。これは、報告されている介在物周りのき裂形成の状況と類似している。



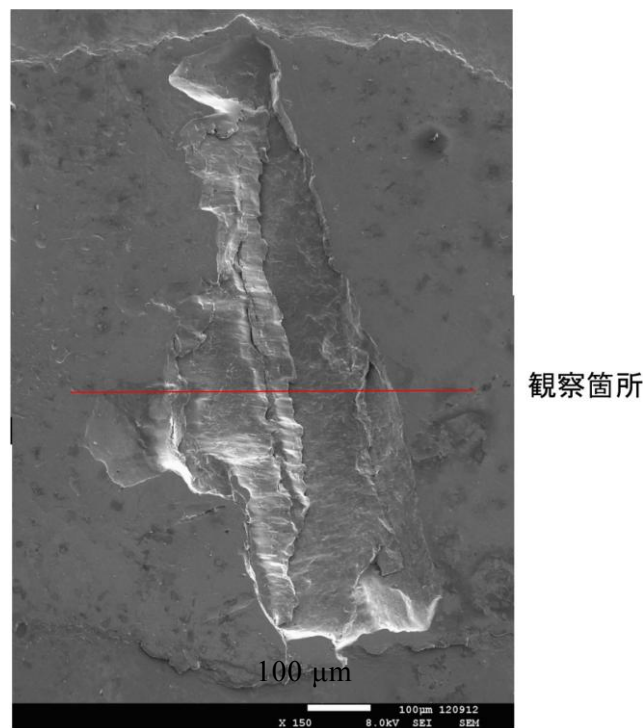
図②-3)-9 3.0×10^4 回転動疲労材 (SCM420H) における人工欠陥周りの初期き裂

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 μm 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。



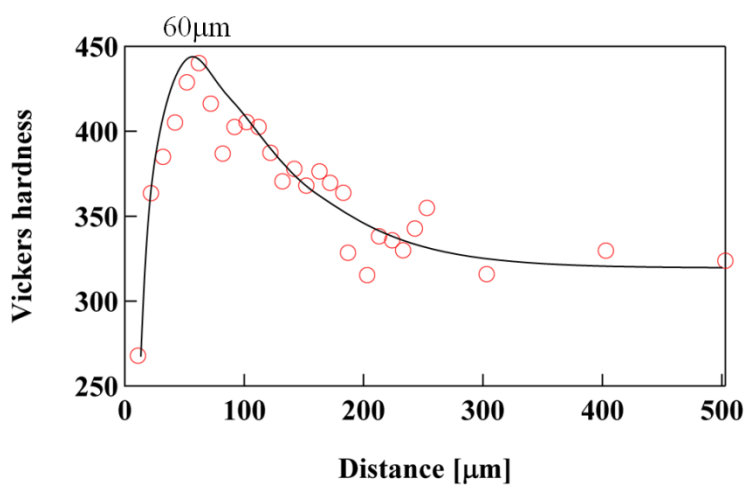
図②-3)-10 3.25 $\times 10^6$ 回転動疲労材における人工欠陥周りの微小き裂成長と組織変化



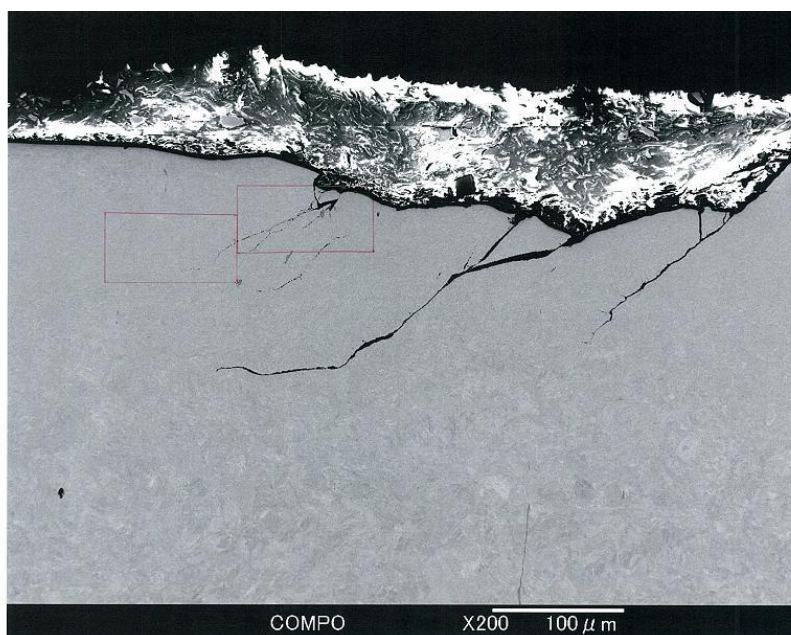
図②-3)-11 はく離部表面の観察結果

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 μm 、はく離幅：約 400 μm ）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 3.4×10^6 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。



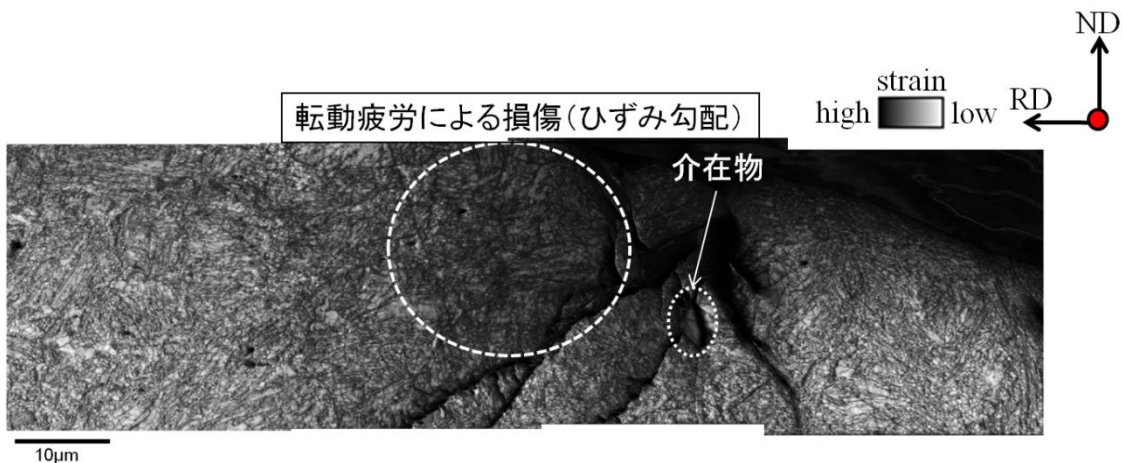
図②-3)-12 SCM420H 転動疲労材における硬さと転動面からの深さ距離の関係



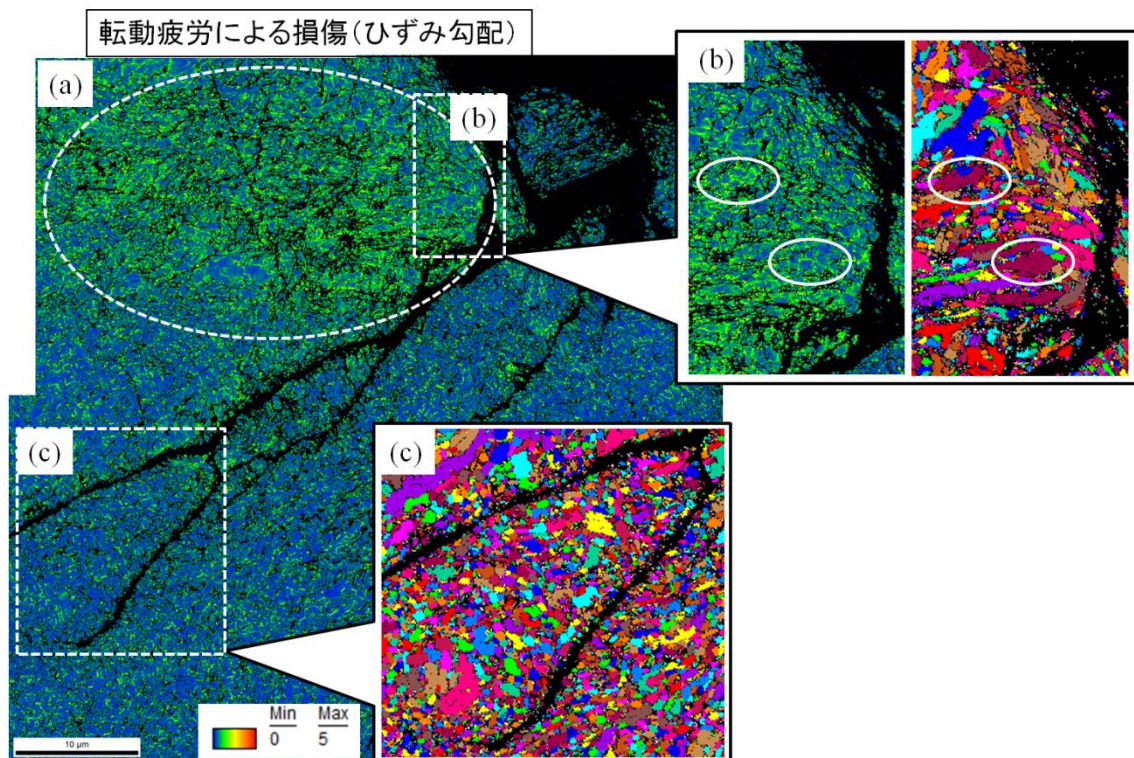
図②-3)-13 剥離部断面解析領域の観察

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も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も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° 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。



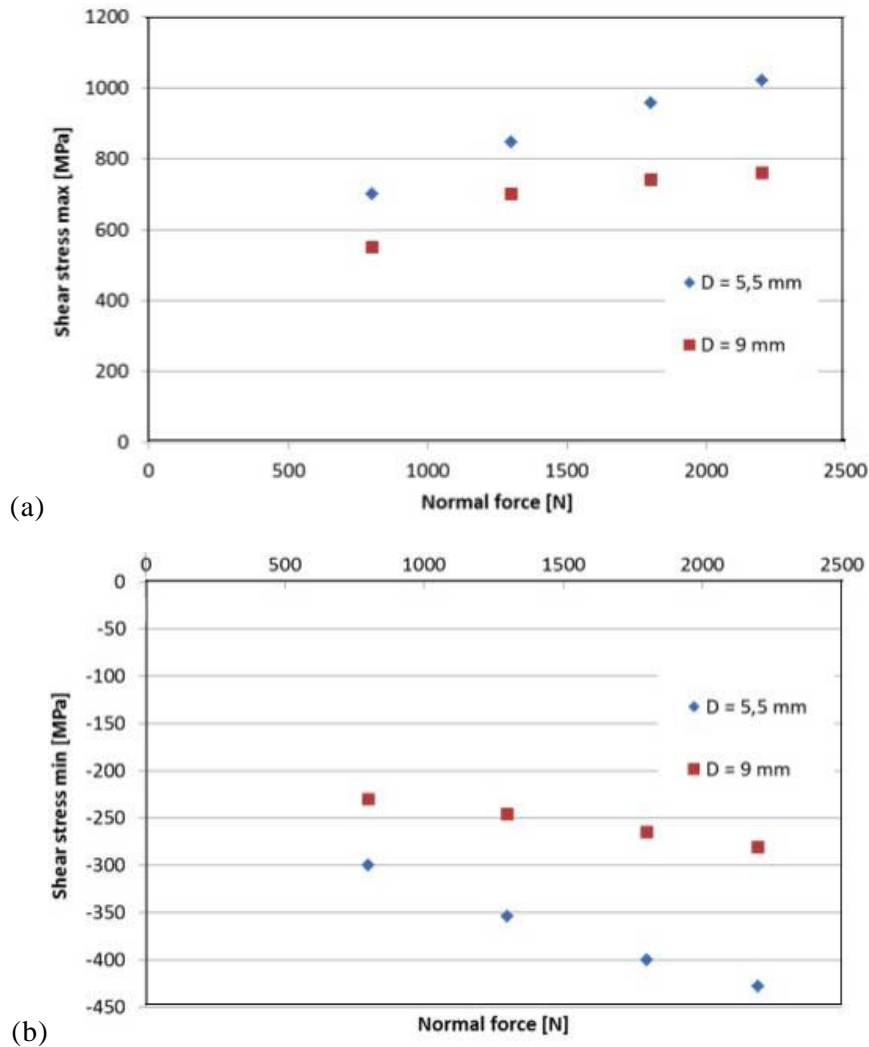
図②-3)-14 SCM420H 転動疲労材の介在物剥離断面 IQ マップ



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

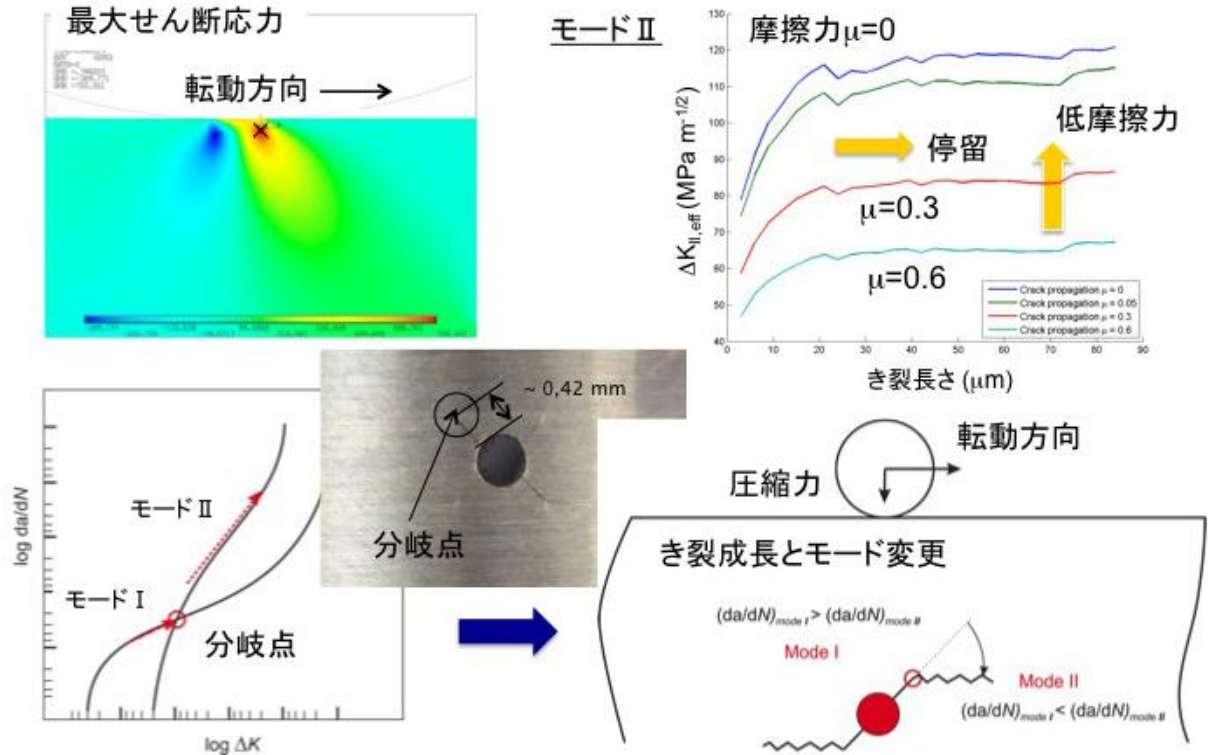
転動疲労にともなうせん断応力と圧縮応力の時間変化の記述が得られた。図②-3)-16は、ボール径 $D=5.5\text{ mm}$ および 9 mm のときの、垂直応力 (800 N) による最大および最小せん断応力の変化を示している (摩擦係数 $\mu=0$)。これにより、応力分布とボール径あるいは垂直応力との関係が理解でき、FEM を用いた計算手法によるき裂伝播寿命評価へのアプローチが可能となった。



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

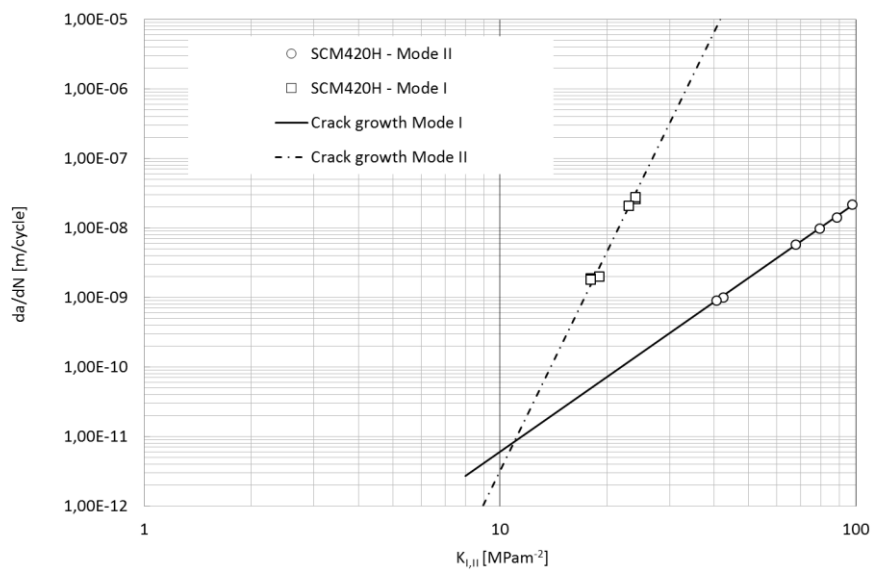
そこで、モードⅠとモードⅡにおける有効応力拡大係数を求め、き裂長さによるモード変化について検討した。図②-3)-17中に示すように、 $20\mu\text{m}$ 長さ以上では、き裂長さが大きくなっても $K_{\text{eff,II}}$ はほとんど変化しない。モードⅡにおける有効応力拡大係数 $K_{\text{eff,II}}$ とき裂長さの関係に及ぼす摩擦係数 ($\mu=0\sim 0.6$) の影響は大きく、摩擦係数が小さくなると $K_{\text{eff,II}}$ 値は増大する。したがって、き裂の停留は、 $K_{\text{eff,II}}$ の増大が得られないことから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_{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、SUM420H 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 μm 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

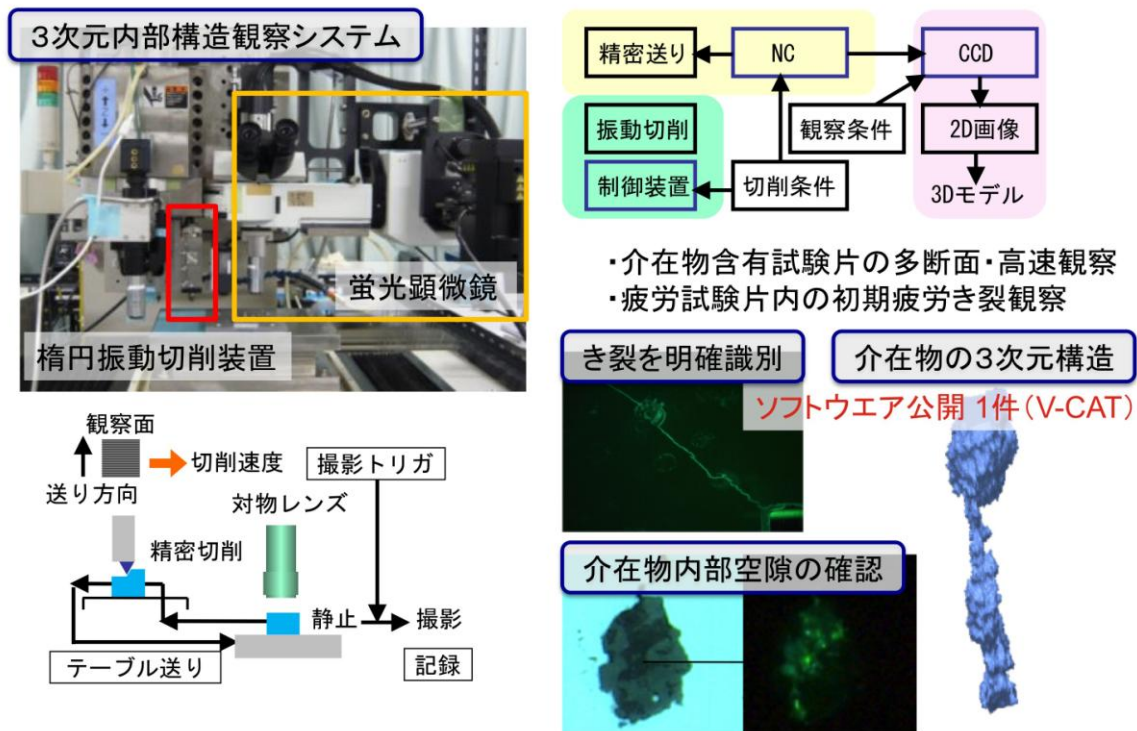
シリアルセクションング法により鉄鋼材料内部組織の 3 次元観察を行う。従来のシリアルセクションング法では、手作業により同一箇所を少しずつ研磨しながら観察を繰り返し、ソフトウェア上で 3 次元像を再構築していた。非常に手間がかかる方法であり、多くの事例を調査するには膨大な労力と時間を要する。理化学研究所では、精

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

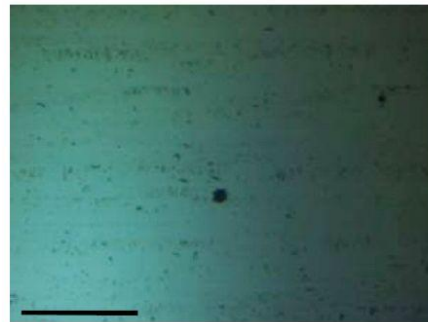
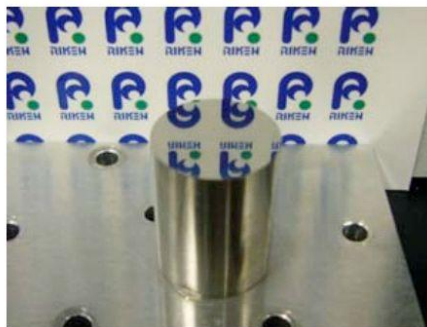
観察面の生成には単結晶ダイヤモンドバイトによる超音波楕円振動を用いた平削り加工法を用い、切削油などを使用せず、エア吹き付けのみによるドライ環境下での鏡面生成を実現した。切削位置から観察位置までの移動を精密加工装置（東芝機械製 UVM350(J)）のXYテーブルにて行い、NCコード上に撮影トリガの発生タイミングを記述することで、自動的に顕微鏡画像の撮影を行う。撮影後、試料を切削位置まで移動し、次断面の生成を行う。これを繰り返すことで自動的に多断面にわたる断層画像を得ることができる（逐次断面切削観察法）。顕微鏡画像はビデオマイクロスコープ

(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 μm

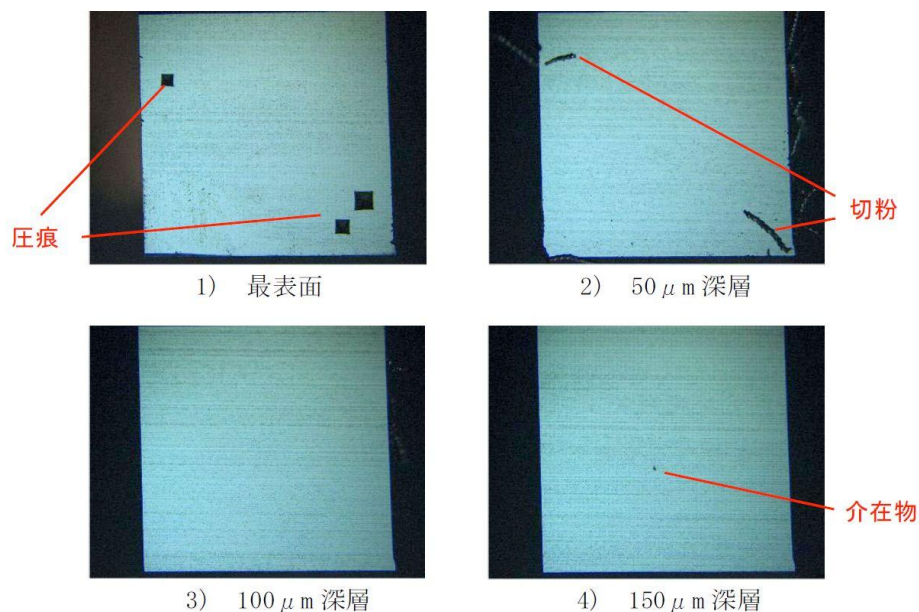
1) 試験片外観

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 μm 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 μm 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）

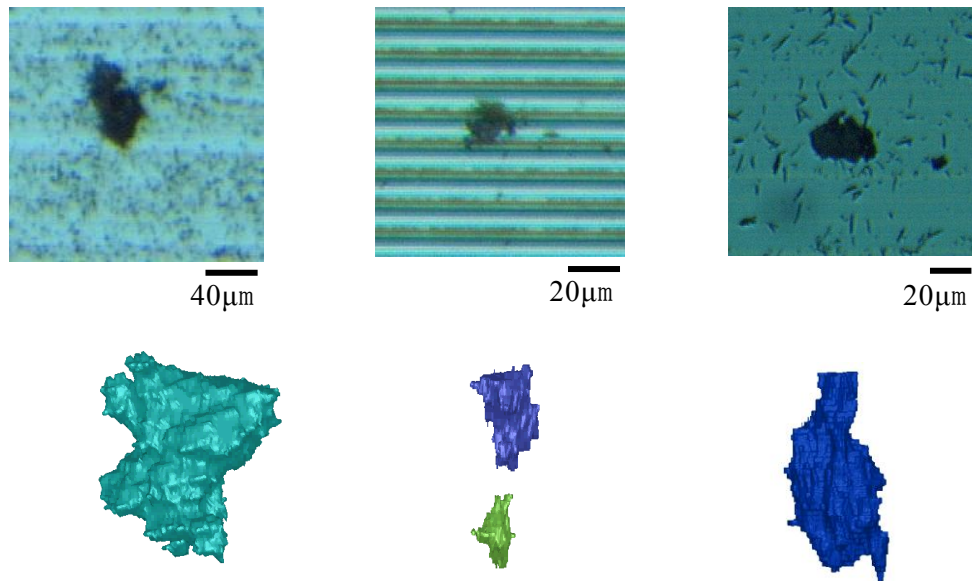
表②-3)-2 介在物含有試験片の切削－観察条件

		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 [$\mu\text{m}/\text{pixel}$]	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

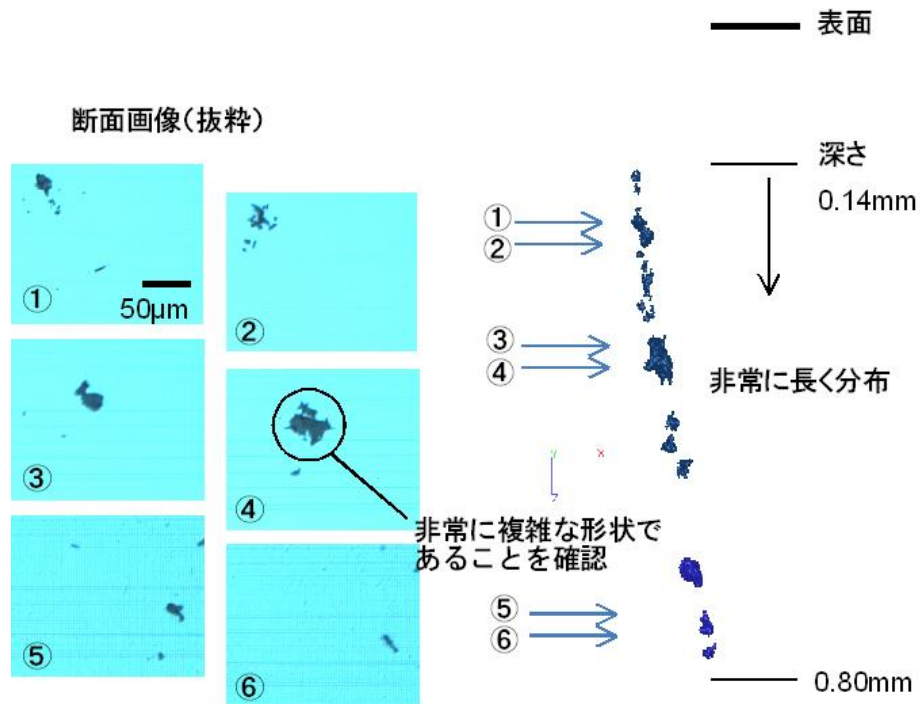
研究プログラムにて開発されたソフトウェア V-Cat を利用した。図②-3)-23 に各モデルを示す。



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。



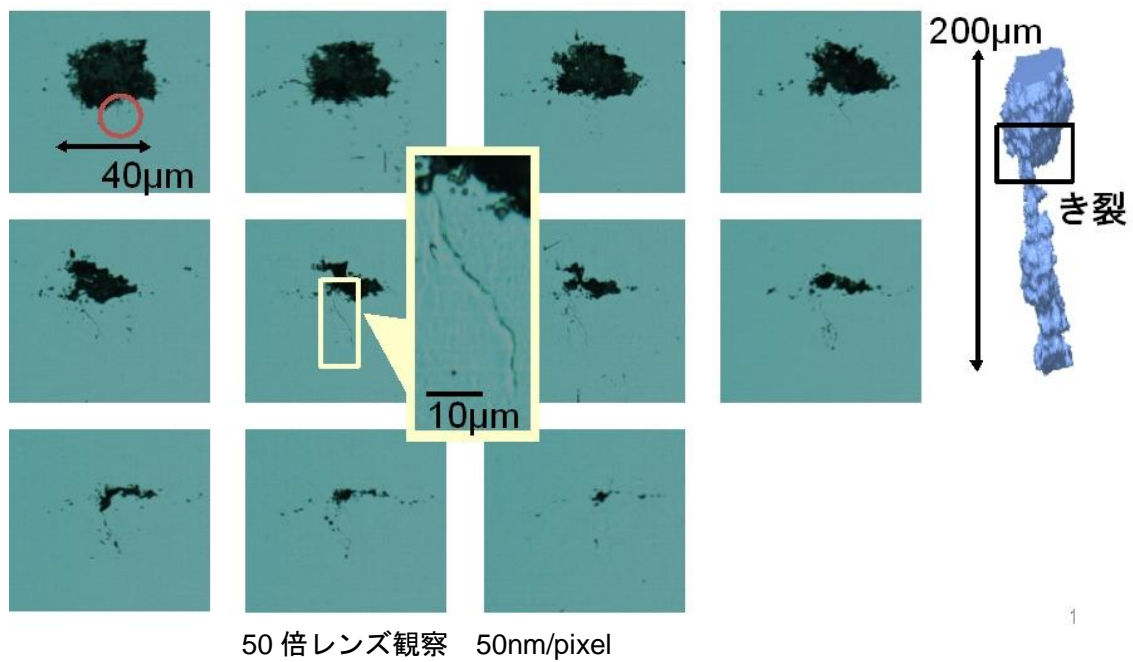
図②-3)-24 軸受鋼中の介在物分布

e. 高分解能レンズを用いた初期疲労き裂観察

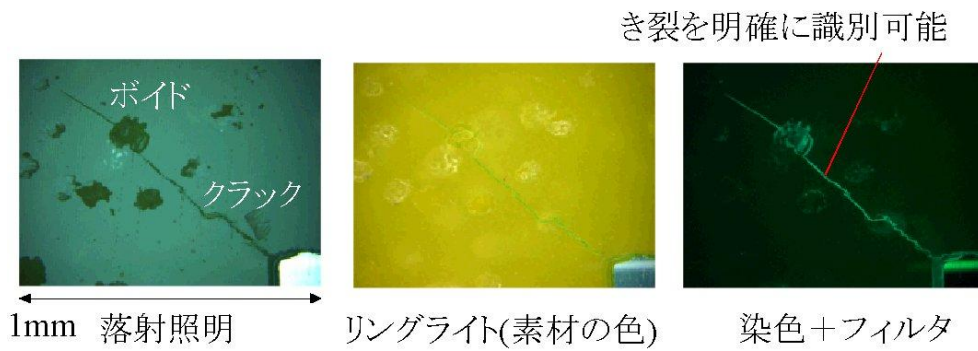
軸受鋼の疲労試験片内部を、高分解能レンズを用いて観察した。図②-3)-25 に観察結果を示す。図示されている連続画像は $4\mu\text{m}$ ごとの断層画像であり、さらに図右上に三次元再構築像を示している。レンズ倍率は 50 倍であり、画像 1pixel 辺りの長さは 50nm に相当する。観察範囲中に、直径約 $40\mu\text{m}$ 、長さ $200\mu\text{m}$ の介在物が観察された。また、介在物付近から初期疲労き裂の発生が認められ、本システムによるき裂観察に成功した。

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

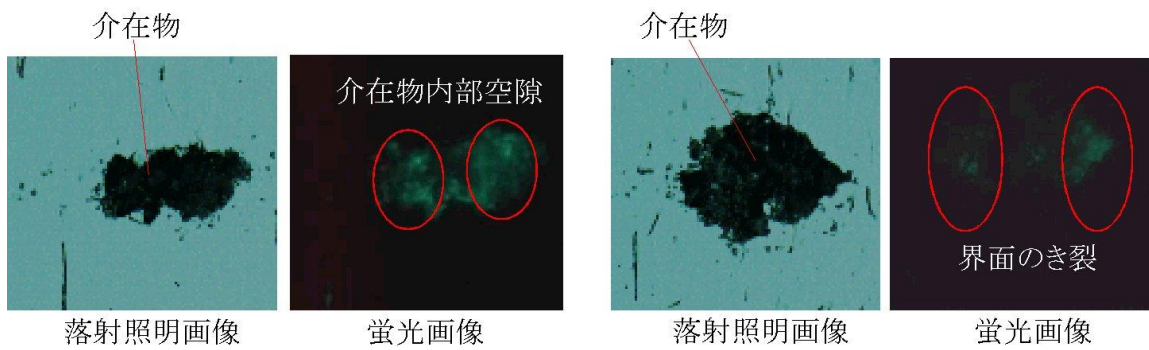
樹脂中のき裂および、鉄鋼中の介在物に対して蛍光染色を行い、その後切削を行い、蛍光顕微鏡によって観察を行った。樹脂中のき裂の蛍光観察結果を図②-3)-26 に示す。蛍光染色によりき裂中に入り込んだ蛍光塗料は切削後もき裂中に残るため、蛍光顕微鏡による観察によって、き裂のみを明確に識別することが出来た。さらに、軸受鋼中の介在物に対して同様の蛍光観察を行った結果を、図②-3)-27 に示す。介在物内部および界面に蛍光塗料が残っていることが観察されており、介在物内部に空隙が存在する可能性や介在物界面にき裂が生じている可能性が示唆された。



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



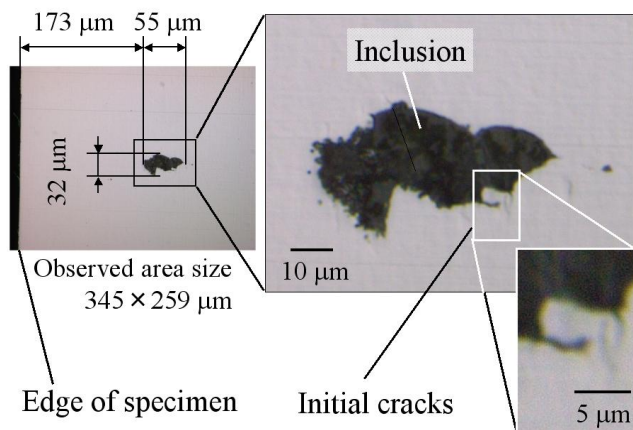
図②-3)-27 介在物の蛍光観察

g.広視野高分解能観察

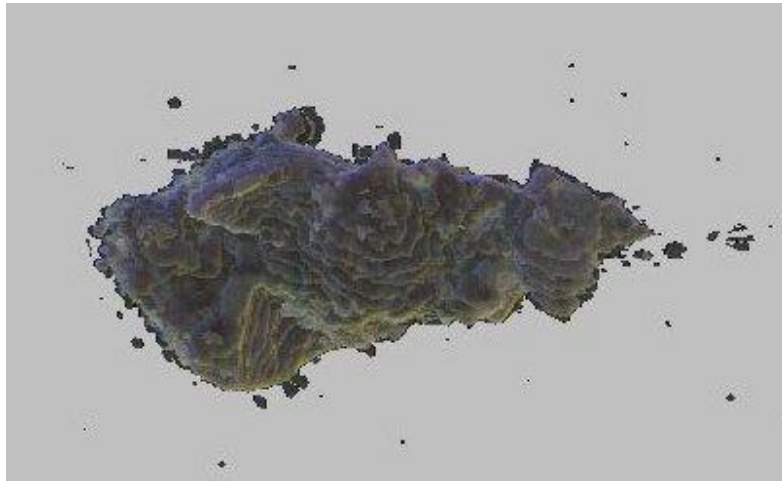
広い視野を高分解能に撮影する事を目的に、撮像カメラと光学系を変更した。表②-3)-3 に、観察・切削条件を示す。これらの条件により観察された断面画像を図②-3)-28 に、三次元再構築像を図②-3)-29 に示す。観察分解能は $0.072\mu\text{m}$ となり、介在物の詳細形状および微細き裂の観察を実現した。

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 [μm]	30
	深さ [μm]	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 [μm]	1
	楕円振動振幅	$1.5\mu\text{m}_{\text{p-p}}$
	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



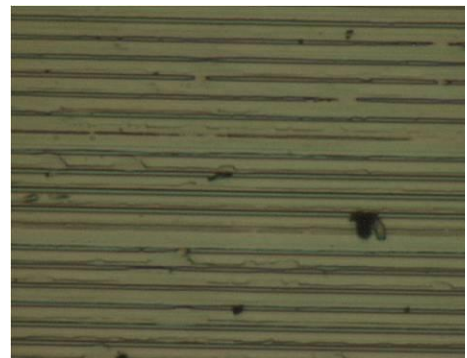
図②-3)-29 軸受鋼中の介在物の三次元再構築像

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。



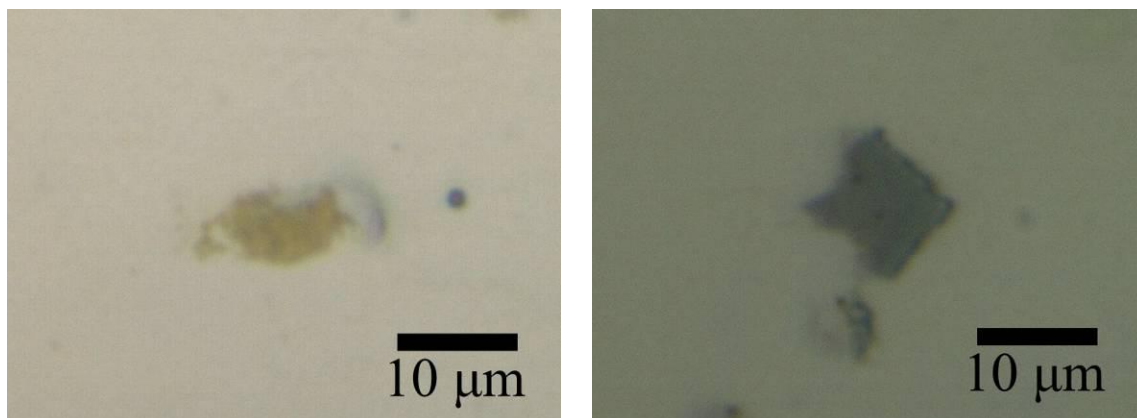
図②-3)-30 前処理成形加工装置



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。

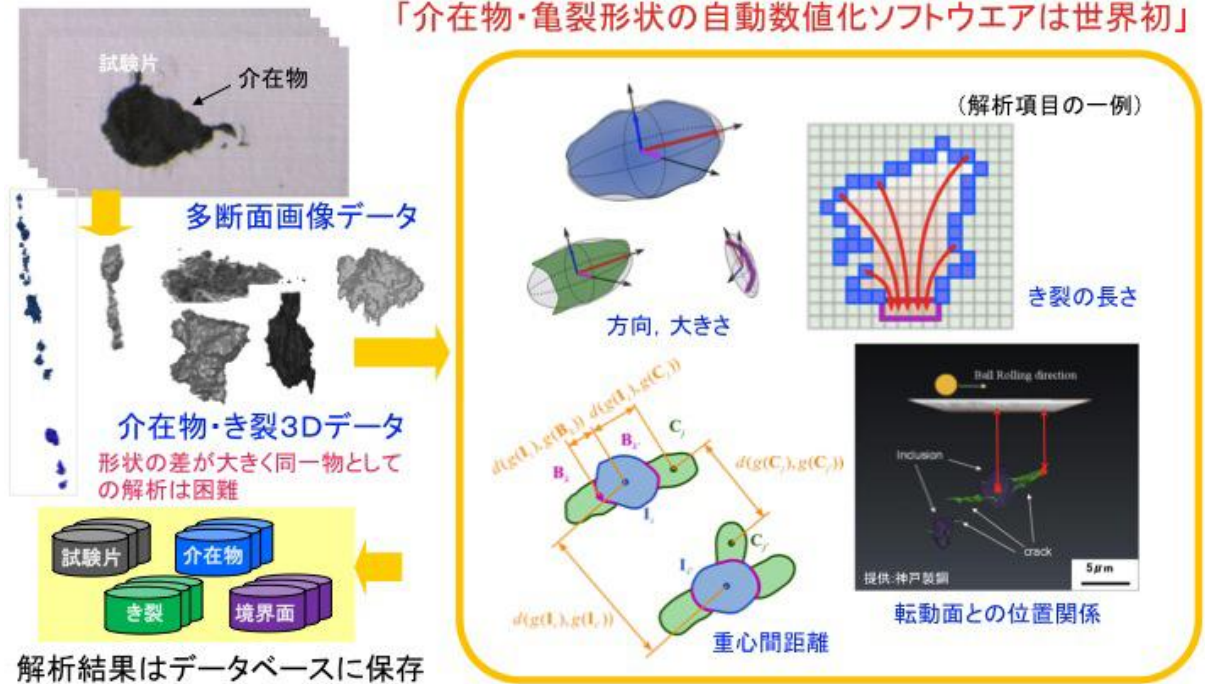


図②-3)-32 TiN 多量析出試験片中介在物(左)と MnS 多量析出試験片中介在物(右)

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」

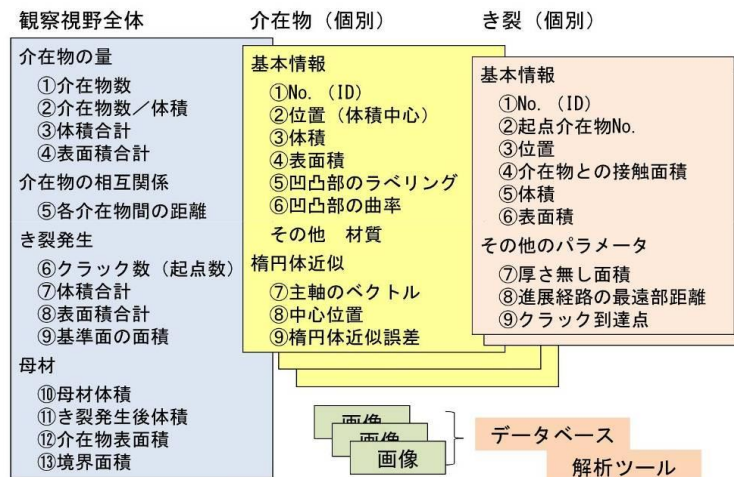


解析ソフトウェアにより各々の形状特徴をパラメータとして定量化
 → 介在物・き裂形状とき裂発生・伝播の相関関係を評価

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

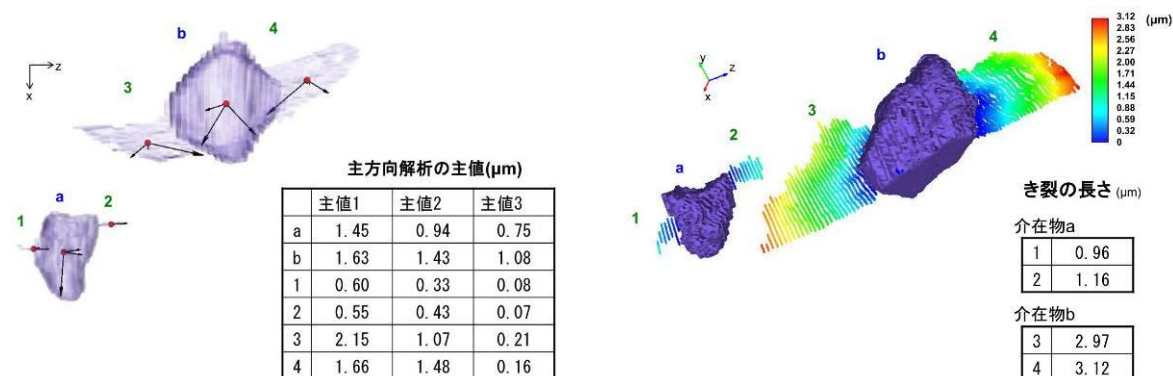
介在物ならびに亀裂の 3 次元形状を表現するための数値化項目を設計した。図②-3)-34 に構成図を示す。各介在物の形態を統一的に評価する定量基準として、従来から用いられている体積や表面積に加え、介在物表面の幾何形状、介在物間距離など介在物分布形態を特徴付ける 3 次元評価パラメータを決定した。



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。

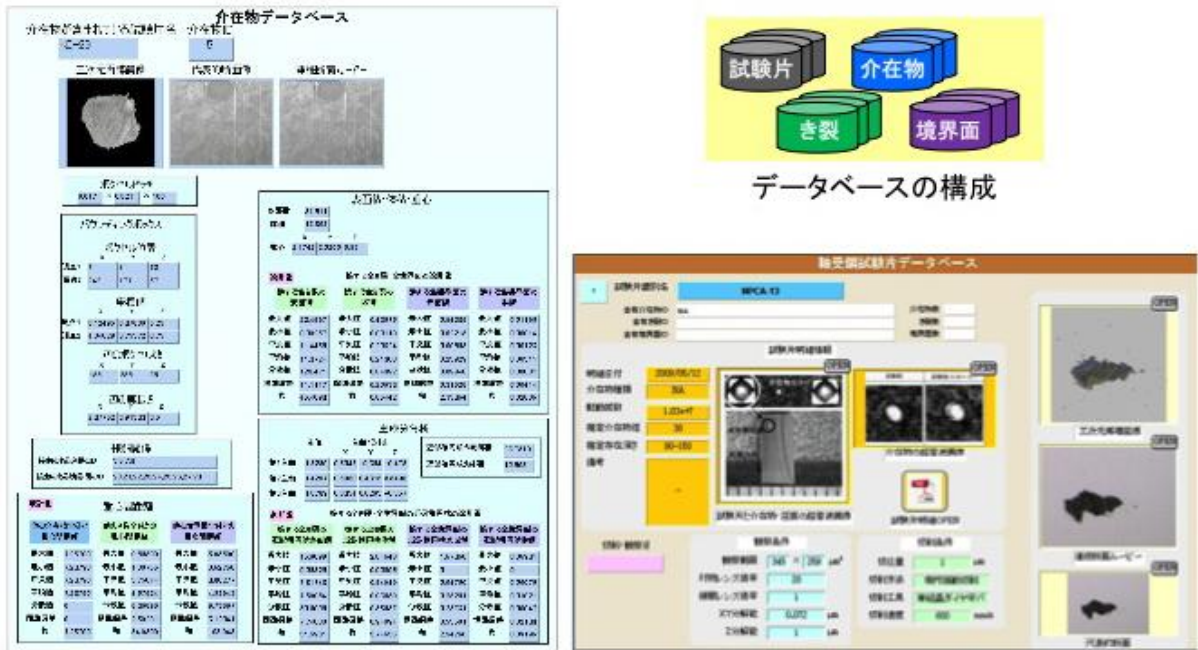
図②-3)-35 解析結果の例

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機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

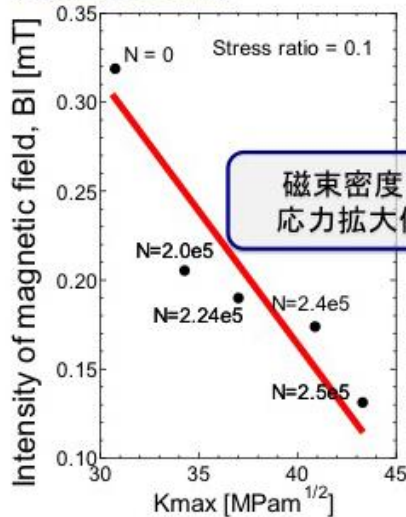
ベアリングの損傷メカニズムを解明するために、世界初となるき裂の評価技術開発を行った。非干渉型 3ch ガウスメーターを用いた 3 次元磁場顕微鏡の製作(3D SHPM(Scanning Hall Probe Microscopy))とき裂周辺の磁場分布計測を実施し、き裂先端近傍の疲労状態を短時間で実験的に測定する手法を開発した(図②-3)-37)。この磁場測定手法は、室温・大気中で稼動できるため、軸受鋼 SUJ2 の 4 点曲げ疲労試験と同じ環境で、き裂進展に伴う磁場の変化を調べることができる。主に、き裂と磁場の関係について新しい現象を発見し、破壊力学的ファクターとの関係を得た。さらに、転がり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＞

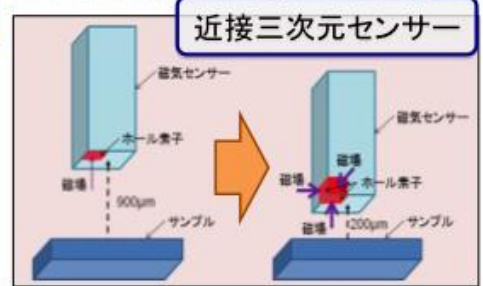
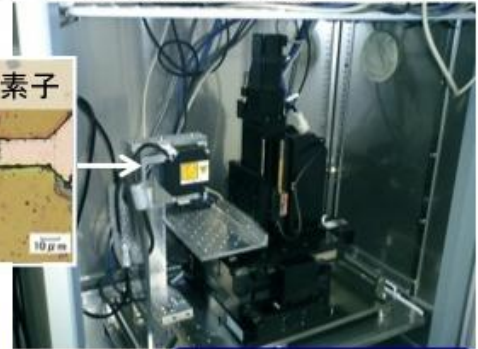
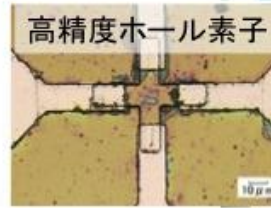
- き裂先端の塑性域拡大を検出
- 繰返し数毎の磁場分離
- 室温大気中・高精度・高分解能 (X線法の2000倍)

(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 μm 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 μm 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 μm ×10 μm 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 μm 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。



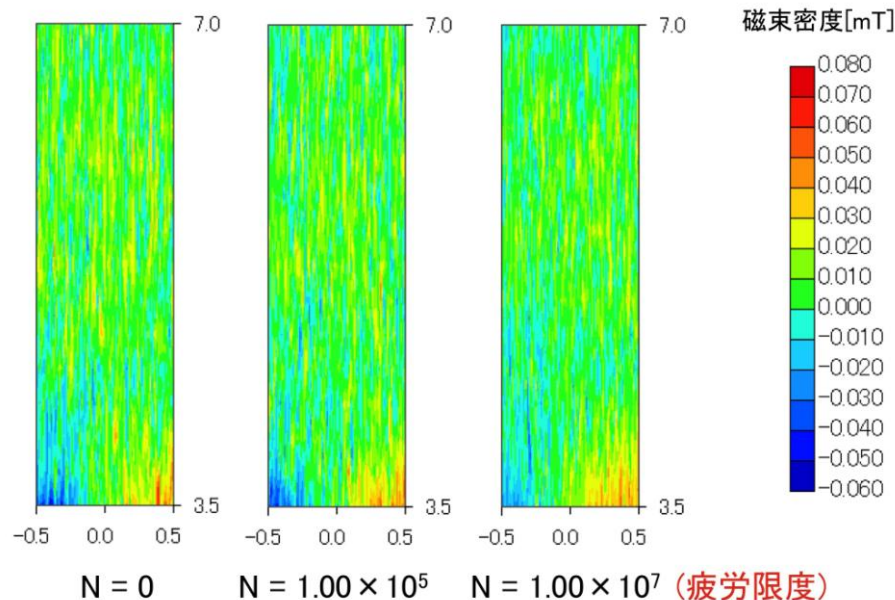
図②-3)-38 $N=1.00 \times 10^5$ におけるき裂(SUJ2, $a=4.98\text{mm}$, $\Delta K_{N=0}=17.9 \text{ MPam}^{1/2}$)

【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 0.5mm 離れた位置を底辺に Y 軸方向に 3.50mm 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 1mm である。観察したセンサーの高

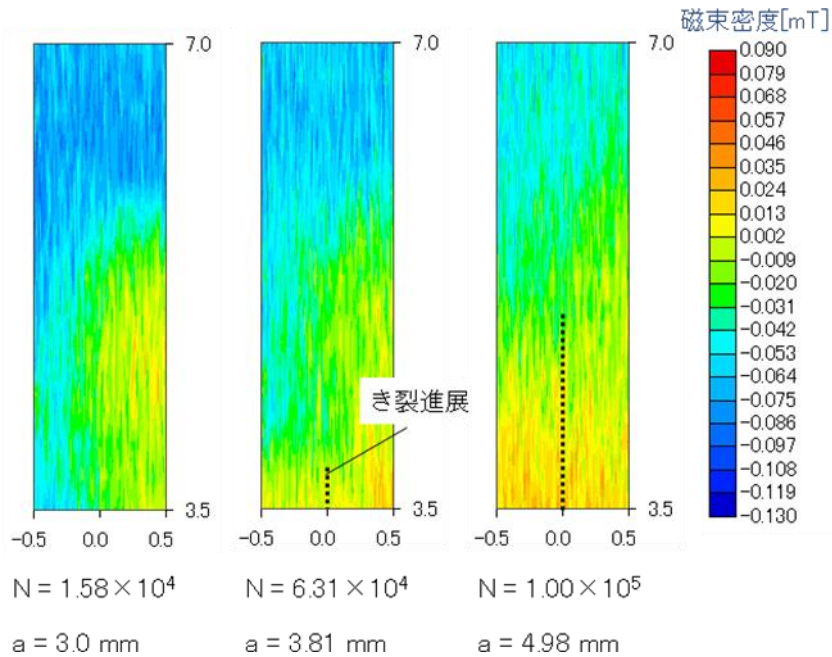
さは線分布の観察と同じ、200 μm である。カラーのインディケーションは磁場の大きさを等高線状に分割表示したものである。磁束密度の単位は mT であり、正負は正が N 極へ向かう磁場の強さ、負はその逆である。この観察結果から、き裂が進展しない場合には、磁場が変化しないことがわかる。



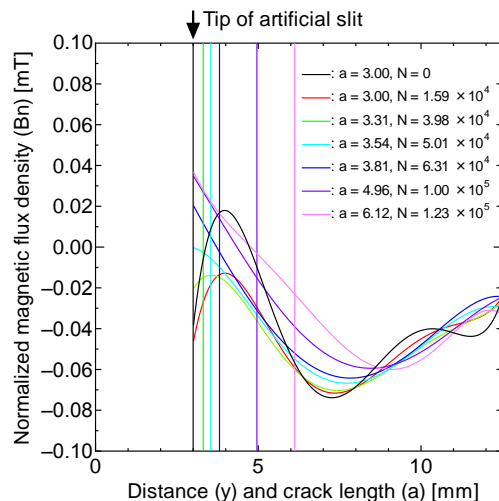
図②-3)-39 磁束密度分布測定結果(SUJ2、初期応力拡大係数幅 $\Delta K_{N=0} = 12.1 \text{ MPam}^{1/2}$ 、繰返し数 N、き裂長さ $a=3.0\text{mm}$)

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 ΔK 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

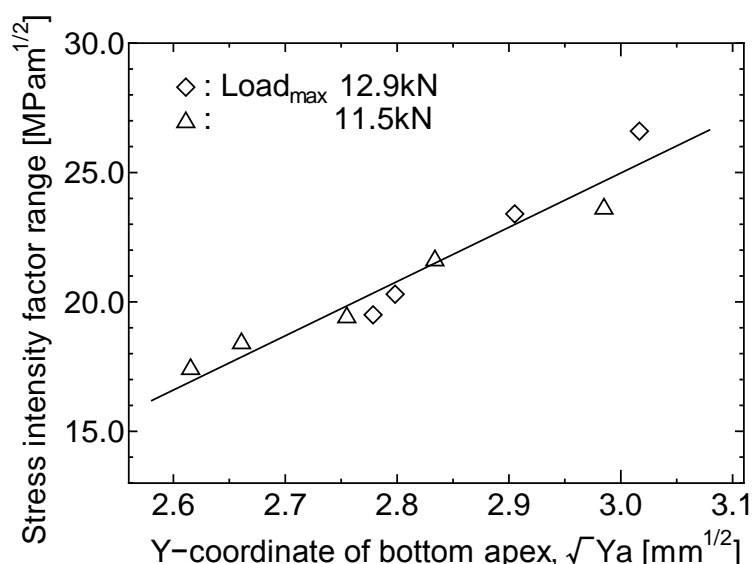
る前の段階においても磁束密度の変化を測定することで、それが下限界より大きいかどうか調べることが可能であると考えられる。

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^{1/2} であり、繰返し数 2.5×10^5 において、約 43MPam^{1/2} まで進展

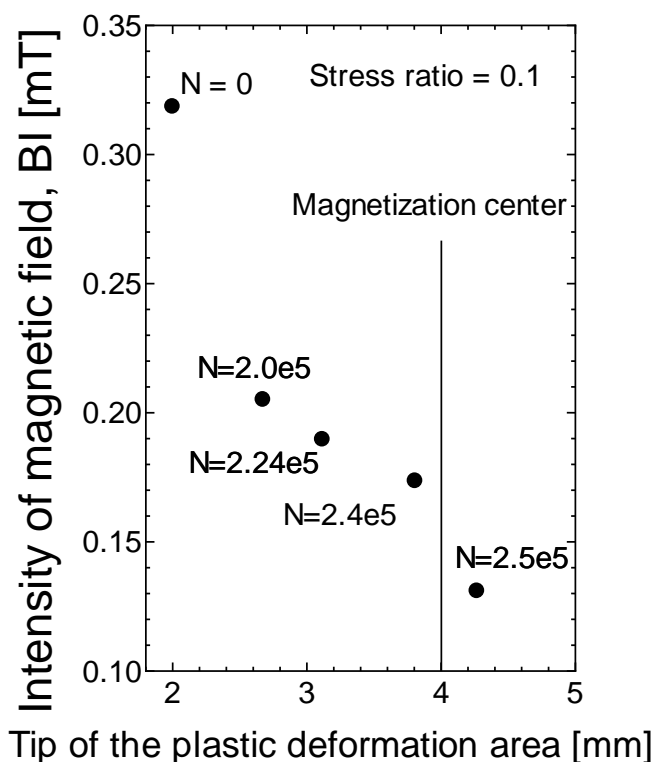
している。磁場の強度 BI は初期の 0.32mT から 0.13mT まで線形に減少している。この結果から、き裂の進展に伴う応力拡大係数の増加と磁場の減少には強い相関関係があるという物理現象が発見された。

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 6.0mm 、Y 方向の長さ 12.0mm である。

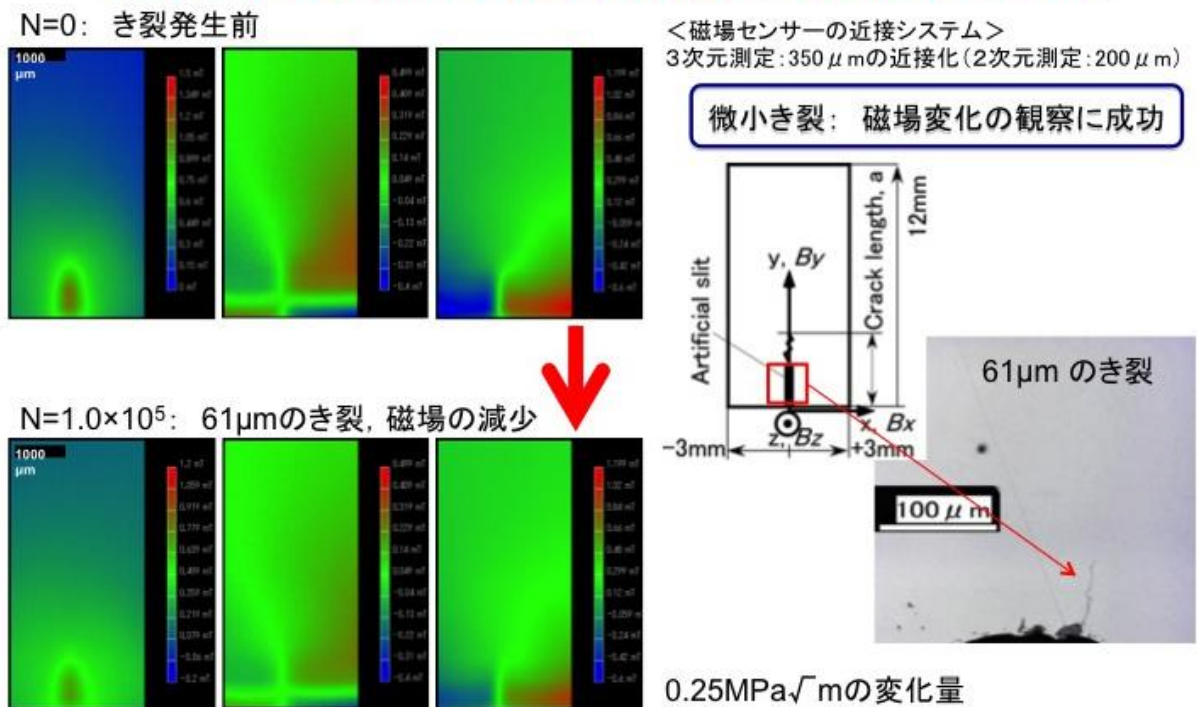
図②-3)-44 中に繰返し数 $N=1.0\times 10^5$ におけるき裂の観察結果を示す。初期の長さ 2.00mm のスリット先端からき裂が発生していることがわかる。このき裂の長さは $61\mu\text{m}$ であり、スリットを入れた全体の長さは 2.06mm である。き裂発生前の初期のスリットの応力拡大係数は、(b)節で述べた計算方法で求めた。値は $\Delta K=11.24\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$ である。また、き裂が $61\mu\text{m}$ のときは、 $\Delta K=11.49\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$ 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 μm 、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 μm 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 μm 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 2.1×10^7 cycles である。図②-3)-46 は転走軌道境界から内側 80 μ 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。

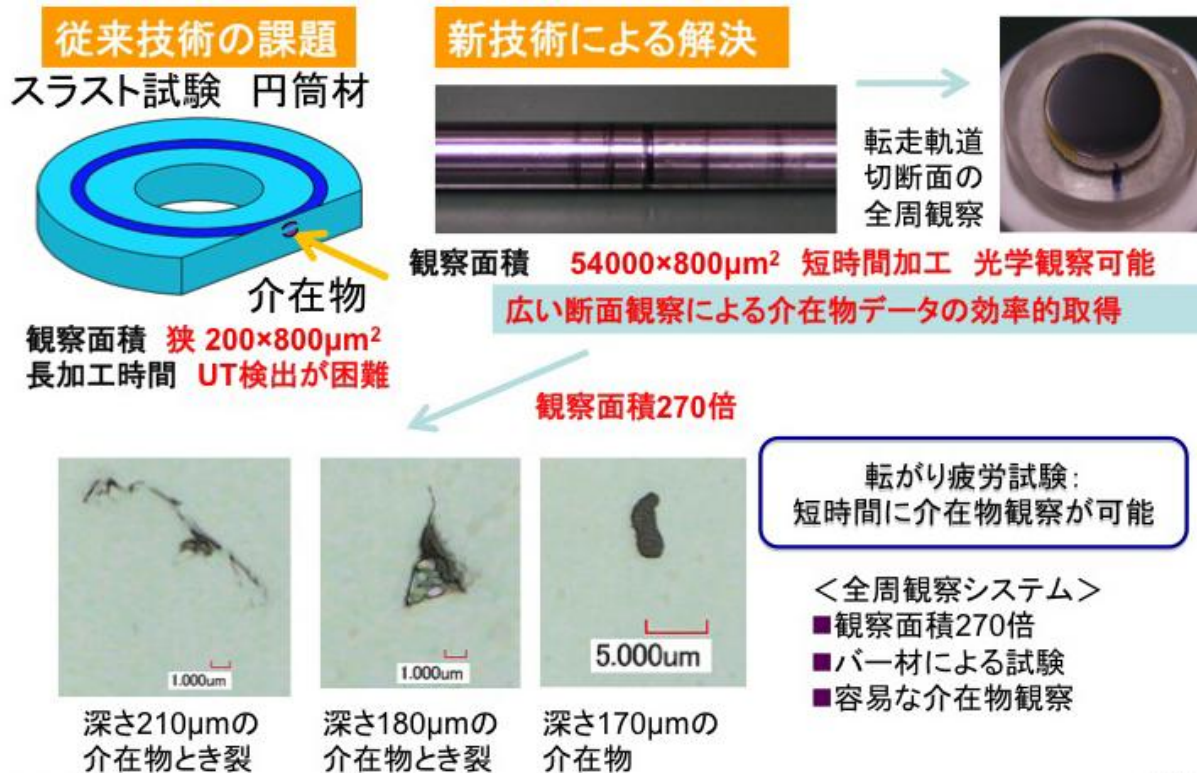
上記で示した介在部の結果をまとめ、応力との関係を考察した。Hertz の接触理論を用いた応力計算の条件は以下の通りである。

- ・ 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

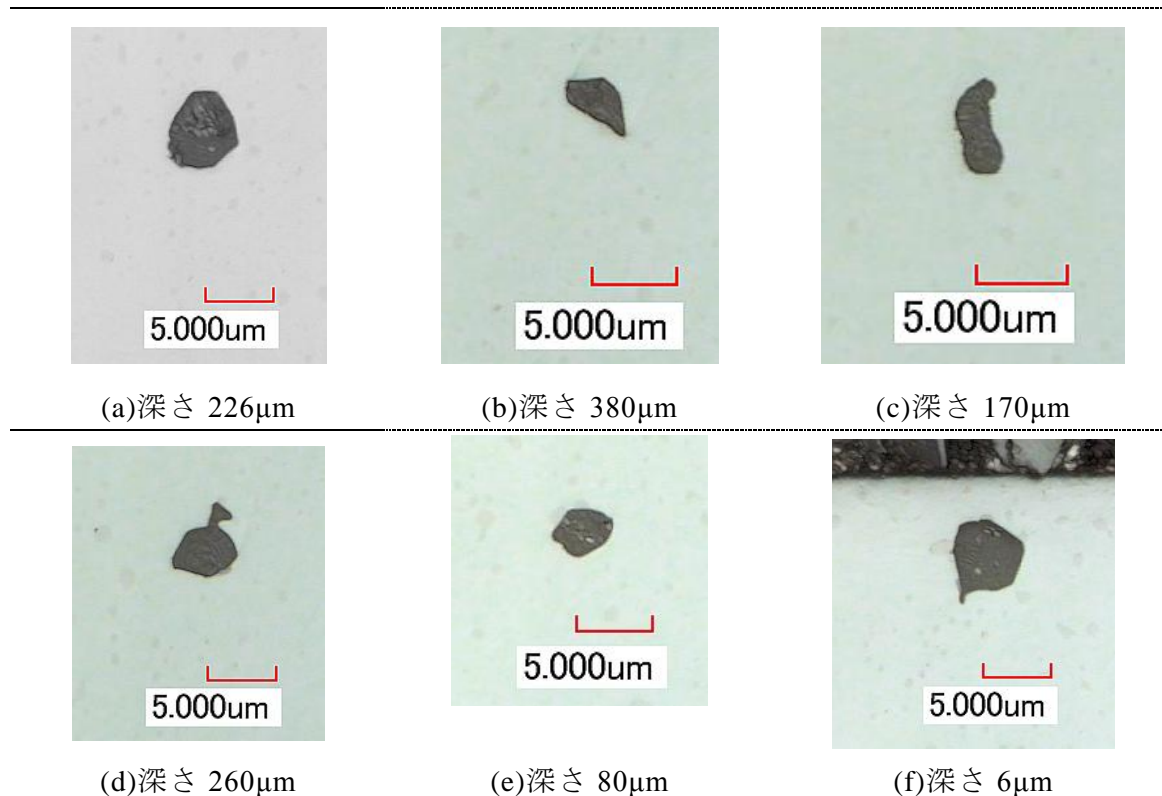
ここでの半径 $R_{1xx} \sim R_{2yy}$ については図②-3)-47 に示すとおりである。疲労試験の総回転数は、 1.0×10^4 、 1.0×10^5 回まで行った。観察領域については、サンプル表面から 1 mm までとした。また、ひとつのサンプルにつき 3 回に分けて研磨を行うことで、応力分布がほぼ等しい中央付近で 50 μ m ずつ離れた 3 つの面を観察した。一回の観察面積は 50 mm² である。2 つのサンプルにより、計 6 つの面を観察したため、総観察面積は 300 mm² である。

き裂発生深さについて、 1.0×10^4 回、 1.0×10^5 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 μ 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 1.0×10^4 回で 17 個、 1.0×10^5 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 1.0×10^4 回試験では 0~200 μ m での発生率が高く、 1.0×10^5 回試験では 101~200 μ 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。

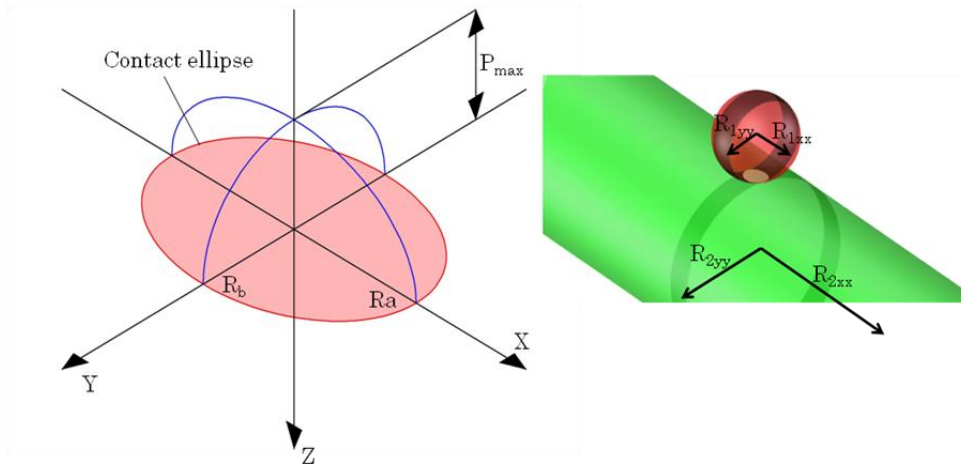
これらのことは転がり疲労による内部き裂は金属内部の深い位置では発生しにくい、表面に近ければより多く起こるわけではなく、表面からある深さの位置がき裂発生のピークとなることを意味している。これらの特徴は最大せん断応力と一致している。



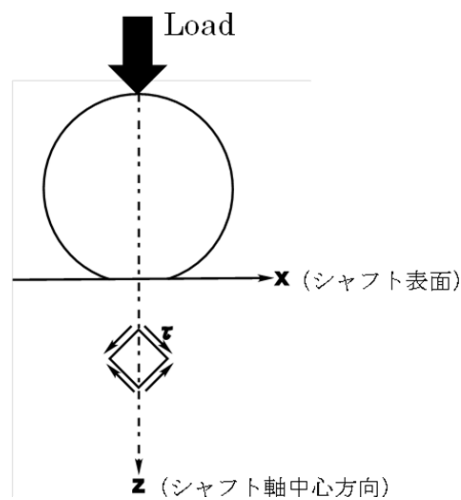
図②-3)-45 一転荷重式全周観察用転がり試験機



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 μm 内側、上方向が表面方向)



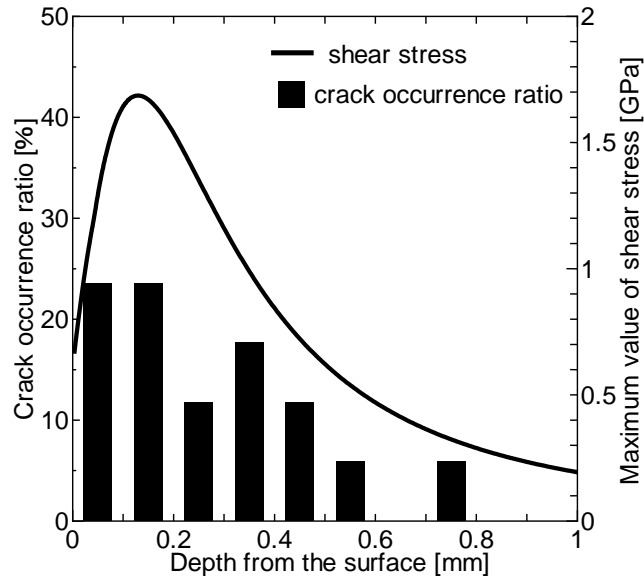
(a) 楕円接触の座標系 : $R_a = 0.312\mu\text{m}$, $R_b = 0.235\mu\text{m}$.



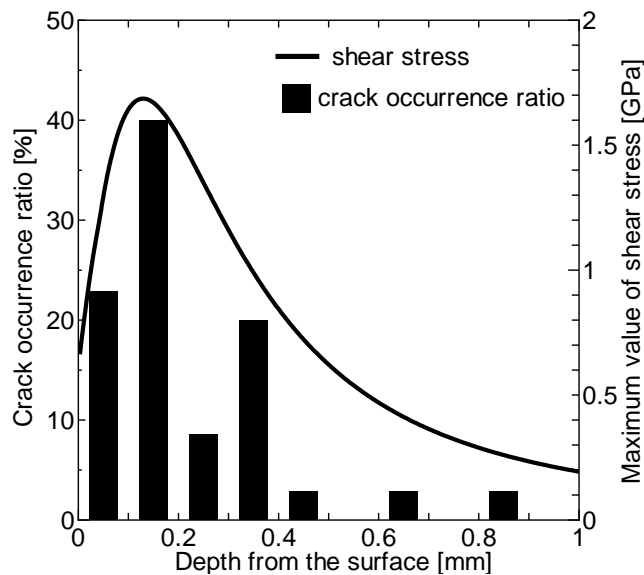
(b) 内部における 45 度せん断応力の模式図

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 1.0×10^4 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 1.0×10^5 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

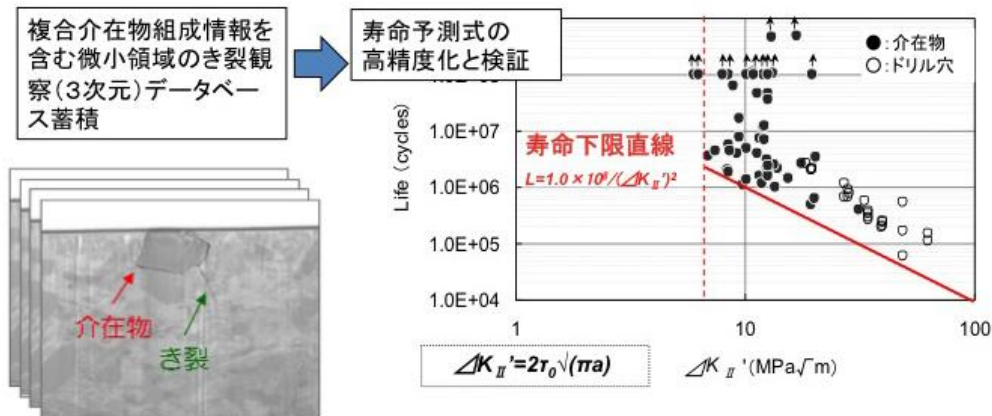
工により微細粒が形成することを見出した。フラット形状工具による鉄鋼材料の高精度加工面の生成および介在物・き裂の自動観察を実施し、軸受鋼における内部介在物・き裂の3次元観察とその高速・高分解能可視化を実現した。さらに、これまでの観察結果を定量化しデータベース化を行うために、評価項目や評価方法を抽出し、ソフトウェアを開発した。3次元磁場顕微鏡により、き裂周辺磁場の可視化および疲労による磁場変化の観察に成功するとともに、応力拡大係数との強い相関関係のある磁場のパラメータを発見した。き裂進展過程における磁場変化の立体的な可視化を行い、き裂の進展方向を予測可能であることを明らかにした。

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、 ΔK_{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



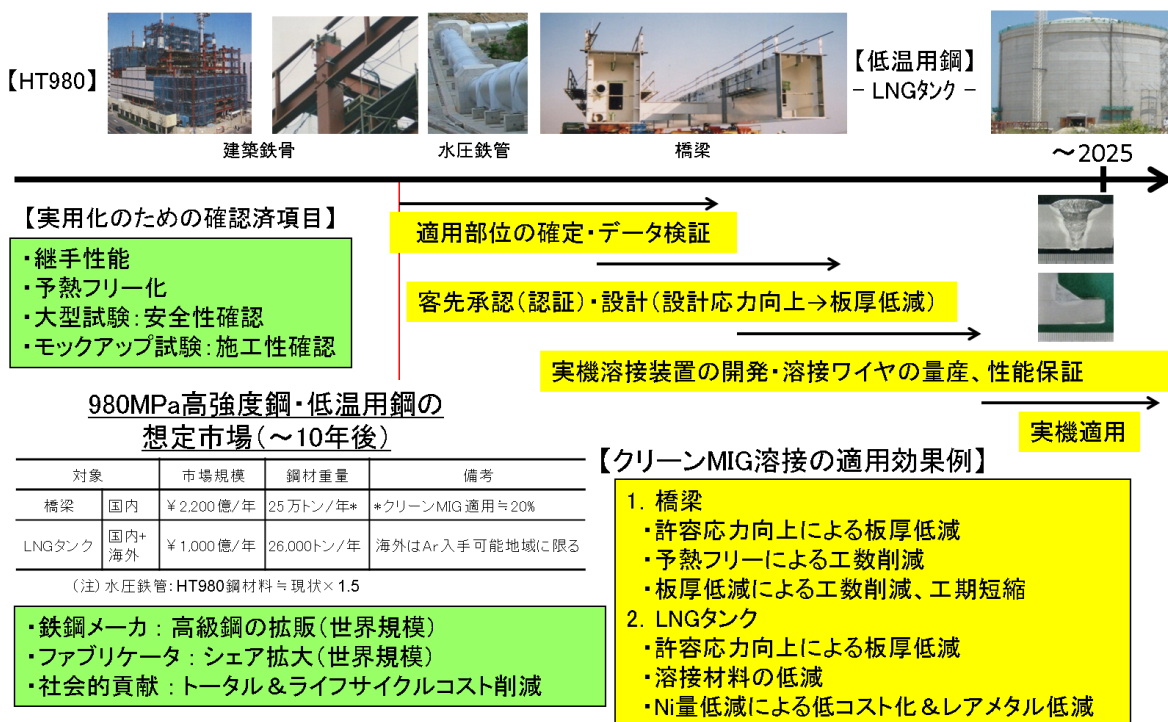
具体的な事業化・実用化の見通しについては各企業の事業戦略に基づくことから、以下では各 SG の開発成果が実用化され社会に普及していくにあたり、解決すべき課題や波及効果と合わせ、想定される成果の実用化イメージとして例示する。

(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。

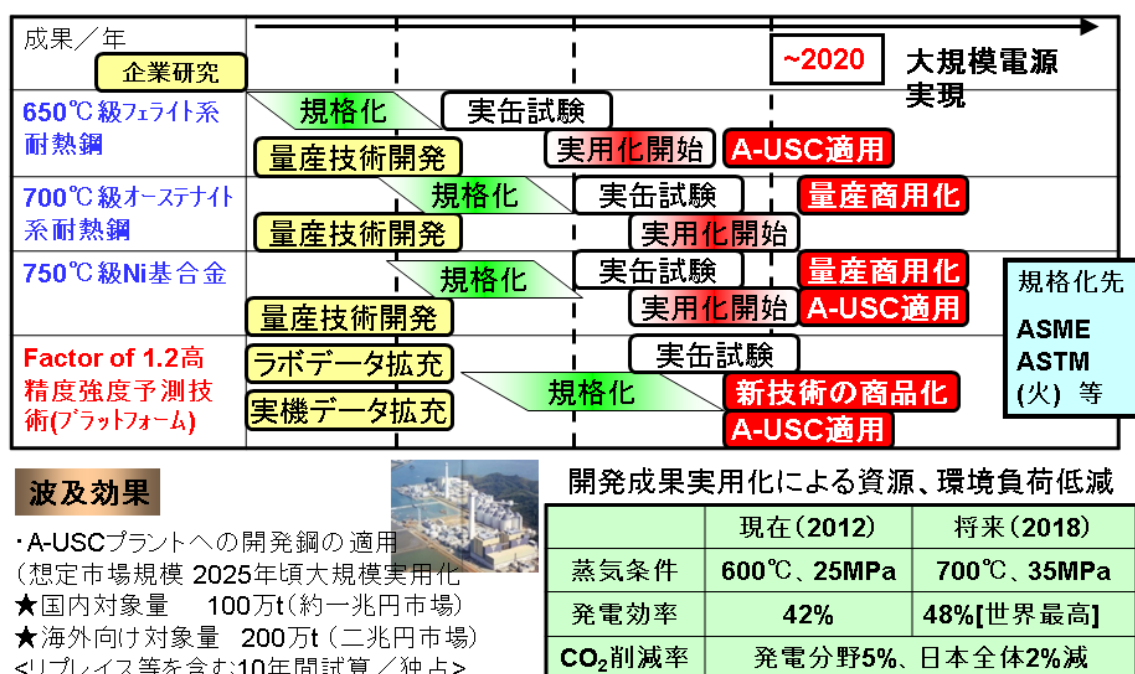


図IV-1-1. 溶接技術 SG 成果の実用化イメージ

(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 CO₂ 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。

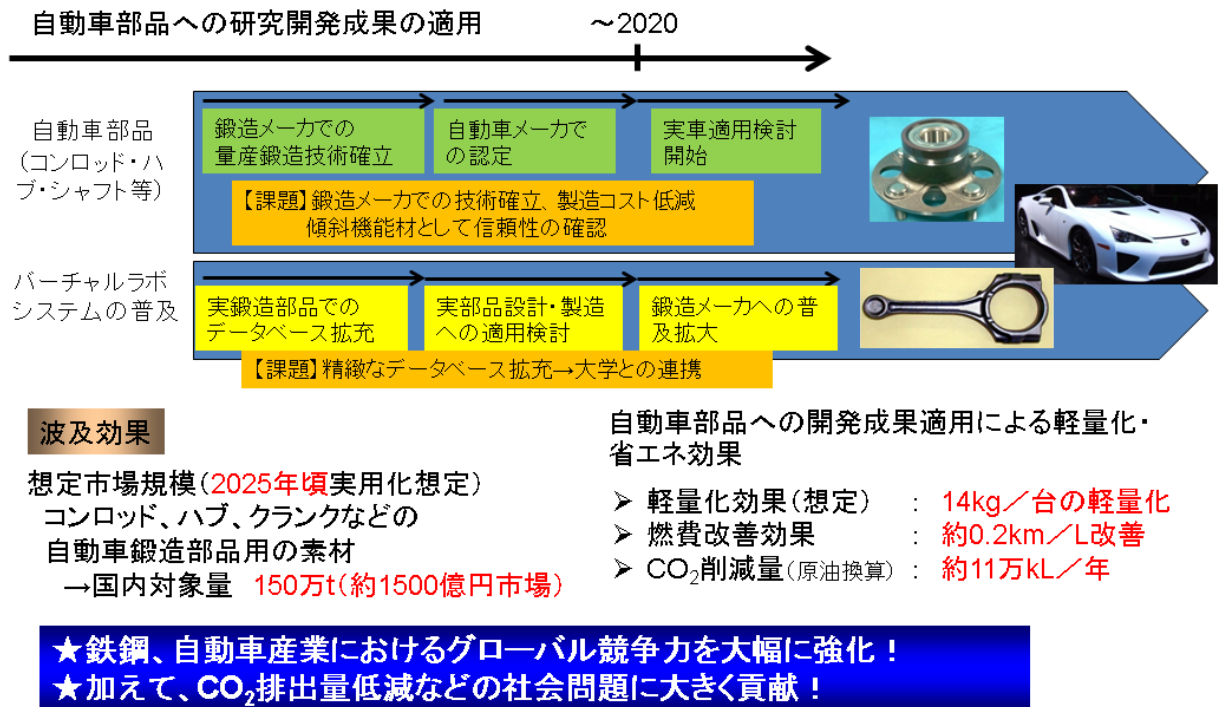
図IV-1-2. 高温クリープ SG 成果の実用化イメージ

(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、CO₂ 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、CO₂ 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。



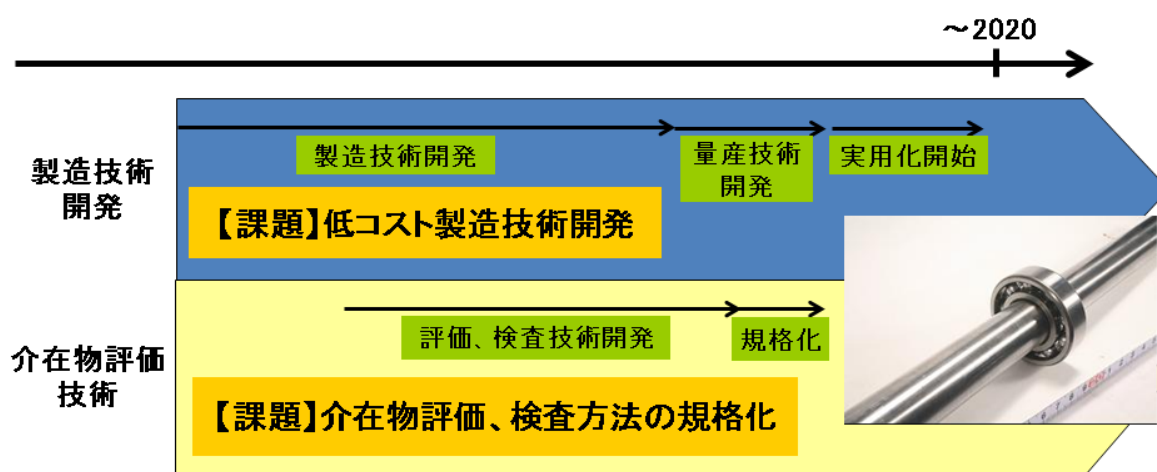
図IV-1-3. 制御鍛造 SG 成果の実用化イメージ

(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、CO₂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、CO₂ 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/mm²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。石炭焚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℃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 γ 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℃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 108m²（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。

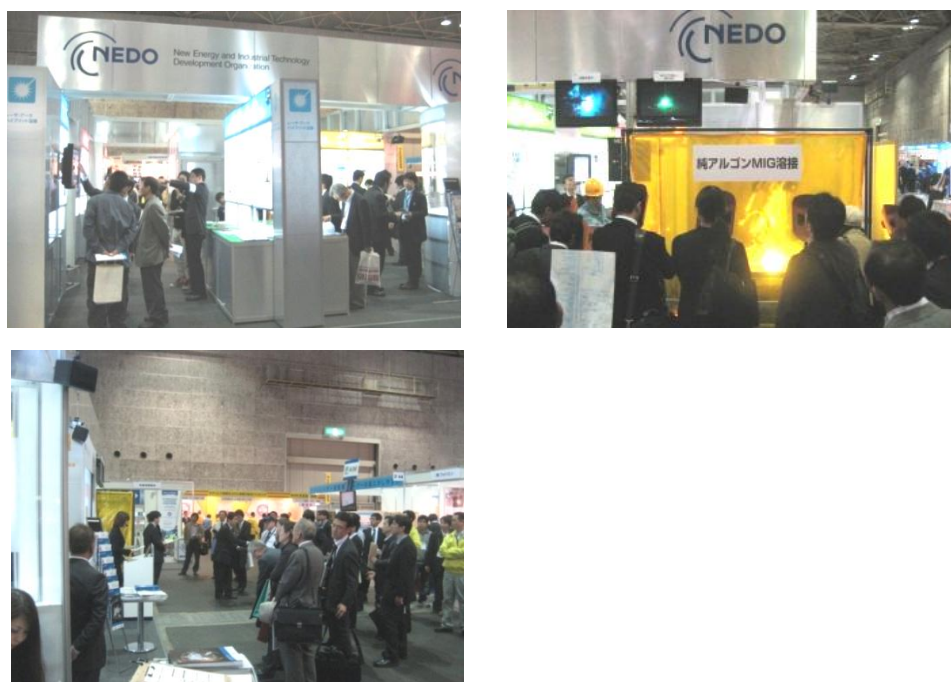


図 V-2-2. 2012 国際ウエルディングショーでの NEDO ブースの様子（左上：ブース内、右上：純アルゴン MIG 溶接実演ブース、左下：プレゼンテーションブース）

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29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 CO ₂ 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 ₂ 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 ₂ 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 γ -Fe/Fe2Nb(TCP)/Ni3Nb(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	大阪大学大学院理工学研究 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 Furuhashi	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	α -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	α -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 γ 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 γ/γ' 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 ₂ 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 ₂ 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 α -Fe/Fe ₂ 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 γ 結晶粒径に及ぼす組成および前組織の影響 (逆変態・ γ 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 ₂ 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 ₂ 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 ₂ 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	Fe ₂ Nb 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Fe ₂ Nb 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 α -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 γ -Fe/ γ "-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 α -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 γ 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 α 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 γ 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 γ (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 α 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 γ " (Ni ₃ 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 ₂ 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 γ -Fe/Fe ₂ Nb (TCP)/Ni ₃ 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 ₂ 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 ₂ 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 γ -Fe/Fe ₂ Nb/Ni ₃ 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	パーライト中の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 γ 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	レーザア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