

ナノテク・部材イノベーションプログラム  
エネルギーイノベーションプログラム

「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

事業原簿  
(公開版)

担当部室	新エネルギー・産業技術総合開発機構 ナノテクノロジー・材料技術開発部
------	---------------------------------------

# 目次

## 概要

プログラム・プロジェクト基本計画

プロジェクト用語集

## I. 事業の位置付け・必要性について

1. NEDO の関与の必要性・制度への適合性 . . . . . I - 1
  1. 1 NEDO が関与することの意義
  1. 2 実施の効果（費用対効果）
2. 事業の背景・目的・位置づけ . . . . . I - 5
  2. 1 事業の背景
  2. 2 事業の目的及び意義
  2. 3 事業の位置付け

## II. 研究開発マネジメントについて

1. 事業の目標 . . . . . II - 1
2. 事業の計画内容 . . . . . II - 5
  2. 1 研究開発の内容
  2. 2 研究開発の全体スケジュールと予算
  2. 3 研究開発の実施体制
  2. 4 研究の運営管理
3. 情勢変化への対応 . . . . . II - 16
  3. 1 研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中
  3. 2 加速財源の投入

## III. 研究開発成果について

1. 事業全体の成果 . . . . . III - 1 - 1
2. 研究開発項目毎の成果
  - ①高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発 . . . . . III - 2 - ① - 1
    - 【溶接技術 S G (委託)】
    - ①-1) クリーンMIG溶接プロセス技術の開発 . . . . . III - 2 - ① - 1
    - ①-2) ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発  
. . . . . III - 2 - ① - 7
    - ①-3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発及び溶接継手信頼性評価技術の  
研究 . . . . . III - 2 - ① - 15
    - ①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究 . . . . . III - 2 - ① - 48

**【高温クリープSG（委託）】**

①-4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発  
..... III-2-①-68

**②先端的制御鍛造技術の基盤開発 ..... III-2-②-1**

**【制御鍛造SG（委託）】**

②-1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究 ..... III-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  
..... III-2-②-20

**【内部起点疲労破壊SG（委託）】**

②-3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明 ..... III-2-②-46

**IV. 成果一覧 ..... IV-1**

## 概要

		作成日	平成21年 6月 9日
制度・施策 (プログラム)名	ナノテク・部材イノベーションプログラム エネルギーイノベーションプログラム		
プロジェクト名	「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤 研究開発」 プロジェクト	プロジェクト番号	P7005
担当推進部/ 担当者	ナノテクノロジー・材料技術開発部 飯田 純生		
0. 事業の概要	<p>エネルギー資源の多くを海外に依存する我が国にとって、省エネルギー化を図ることは、エネルギー政策上の重要な課題である。本事業では鋼構造物やプラント、自動車等の革新的な省エネルギー化、長寿命化、安全・安心化を図るため、鉄鋼材料及び鋼構造体を超高機能化する基盤的研究開発を行う。具体的には、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる(1)高級鋼厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工・溶接材料及び金属組織制御技術の開発、(2)部材の軽量化を図るために高強度と加工性の両立を可能とする鍛造技術の開発を行う。この結果、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化の大幅な加速、および自動車等の更なる軽量化が可能となり、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図る。</p>		

I . 事業の位置付け・必要性について

**【NEDO が関与する意義】**

省エネルギー化を図るとともに、安全・安心社会の実現及びCO<sub>2</sub>排出削減といった強い社会的要請に貢献するため、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧といった極限環境対応及び、輸送機器分野での軽量化等が必要である。

このため、革新的な溶接技術、鍛造技術及びそれに最適な組織制御技術が必要であり、具体的には、鋼構造体・鍛造部材の破壊損傷機構解明、溶接技術の経済的・革新的改善、組織制御による鍛造部材特性の最適傾斜機能化等の要素・基礎研究の着実な実行が必要である。また、鉄鋼材料はあらゆる分野で活用されるものであり、本研究開発の成果による部材の高強度・高機能化によりもたらされる、安全・安心かつ低炭素な社会の実現は、我が国社会全体への波及効果が極めて高い。

しかしながら、現状業界各社だけでは、これらの製品実用化の目処が立っておらず、産官学の連携を通じて大幅な加速化が必要である。

このように、本技術は、環境エネルギー技術革新計画等に示されている低炭素社会の実現に必要であり、かつ、エネルギー安定供給にも寄与するものである。このような国家的課題は、個々の民間企業の経済的な観点に基づく自主的努力に単純に任せる分野ではなく、政府が主体的に進める重点分野の一つであり、従来から NEDO がこれまでに蓄積してきた知識、実績を生かし、推進すべき課題である。

**【実施の効果】**

(1) 溶接部の高強度化・鋼構造体の高機能化

高級鋼厚板（高強度・低温用）の溶接前後の熱処理フリー化により 2030 年 5.3 万 kL/年が見込まれる。

火力発電所の発電効率向上を可能とする耐熱材料の開発により 2030 年 126.5 万 kL/年の石油削減効果が見込まれる。また、欧米の Ni 基合金のみによる建設に比較し 54 億円/基のコスト削減が見込まれる。

(2) 先端的制御鍛造技術

自動車鍛造部品の軽量化による燃費改善により、2030 年 36.3 万 kL/年の石油削減効果が見込まれる。

**【実施の効果(費用対効果)】**

(1) 費用 : 58.8 億円

(2) ・省エネ効果 : 約 170 万 kL/年の石油削減効果

・火力発電建設材料コスト削減 : 54 億円/基

### 【事業の背景・目的・位置付け】

鉄鋼材料の高機能化や長寿命化については、日本が最先端の技術力を維持し、世界を牽引してきた。しかし、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧など極限環境対応、輸送機器分野等での軽量化による高効率化、省エネルギー化、安心・安全等に向けて鋼材に対する社会的ニーズは近年一段と高度化している。既存技術の延長ではこれらの課題に対処することが困難になってきている。また、エネルギー資源の多くを海外に依存する我が国にとって、省エネルギー化を図ることは、エネルギー政策上の重要な課題である。

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

具体的には、上述した課題を克服するための前提となる、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤技術の高度化をめざし、(1)高級鋼<sup>\*</sup>厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工・溶接材料及び金属組織制御技術の開発、(2)部材の軽量化を図るために高強度と加工性の両立を可能とする鍛造技術の開発を行い、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化による、省エネルギーとの長寿命化および運輸機器等の更なる軽量化と信頼性を高める。これにより、高度な省エネルギーと安全・安心を両立できる社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図ることを目的とする。

(<sup>\*</sup>高級鋼とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称)

## II. 研究開発マネジメントについて

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

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

開発予算 (会計・勘定別に実績額を記載) (単位:百万円)	<b>会計・勘定</b>	2007	2008	2009	2010	2011
	一般会計					
	特別会計(需給)	1,092	1,033	933		
	総予算額	1,092	1,033	933		

開発体制	経産省担当原課	製造産業局 鉄鋼課 製鉄企画室
	運営機関	新エネルギー・産業技術総合開発機構
	プロジェクトリーダー	名古屋大学 副総長 宮田 隆司

	委託先	<p>【大学等(委託)】室蘭工大、東北大、東工大、上智大、横浜国大、豊橋技科大、名大、阪大、九大、九工大、原子力研究機構、NIMS、理研、JRCM</p> <p>【企業(助成)】新日本製鐵、JFEスチール、住友金属工業、神戸製鋼所、大同特殊鋼、愛知製鋼、山陽特殊製鋼、住友金属小倉、IHI、川崎重工業</p>
情報変化への対応	NEDO 技術開発機構、実施者とも、研究開発の実施に関し、情報交換に努めるとともに、その取り組み方等を討議して、円滑な推進に協力する。	



Ⅲ. 研究開発  
成果について

【共通基盤技術】

①高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

- a. 同軸複層ワイヤ法：同軸複層ワイヤの試作とパルス波形制御法の開発により純 Ar による基本クリーン MIG 溶接を実現（世界初）した。安定溶接条件下では、表面および内部欠陥の発生はなく、開先内多層盛で 40ppm（平均値）の低酸素化を達成した。
- b. 電離プラズマ法：新構造プラズマ MIG トーチ（電極径最適化）とプラズマ/MIG 協調電流制御による基本溶接制御法（世界初）を開発し、安定した高速溶接施工（50cm/min）を実現した。最適条件下で表面と内部欠陥防止と酸素量 24ppm を達成した。

2) ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

- a. 適正収差制御による長[焦点深度]光学系（AFO）を開発した。これによるレーザ光軸上パワー密度分布制御でキーホールの安定化を実現して貫通完全溶込み溶接で JIS1 類相当品質のポロシティの低減を達成した。25kW による 25mm 厚溶接（世界初）を実現する見込み。また、良好な貫通裏波ビード及び隅肉平滑ビードを形成するアーク・レーザの最適位置関係を導出した。
- b. レーザ先行ワイヤ添加と酸素含有（ $\geq 2\%$ ）シールドガス法による均質合金化指針を提示した。レーザ先行ハイブリッドによる隅肉溶接ビードの平滑化とアークのタンデム化による実用的ギャップ突合せ貫通溶接の余盛形状制御指針を提示し、それを実現するハイブリッドトーチを開発した。

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

- a. 溶接凝固過程の高時間分解その場観察システムを構築し、溶接金属組織の非平衡析出挙動の観察に成功した（世界初）。観察基礎データベースに基づき凝固割れ抑止に有効な凝固モードを明示し、対応する成分系も明示できる見込みを得た。
- b. フルマルテンサイト組織の水素放出スペクトル解析から残留  $\gamma$  によるトラップ効果（放出ピーク温度の高温遷移：約 200°C  $\rightarrow$  300°C）を実証した。ミクロ組織の必要条件の導出のため、成分系や溶接熱履歴から残留  $\gamma$  を予測する基本ツールを完成した。
- c. 中性子回折法による定量的残留応力計測技術を確立し疲労強度との関係の定量化を達成する見込み。
- d. クリーン溶接金属において、マルテンサイトに 7%以上の残留  $\gamma$  が存在するとき、トリップ効果により疲労き裂の進展が 2.5～4 倍遅延することを FMS により明示した（世界初）。溶接金属のクリーン化（酸素含有 20ppm）と 15%の残留  $\gamma$  相導入で-196°Cでは約 10 倍の顕著な向上効果を確認した。

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

a. 溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700°C 級耐熱材料の合金設計指針を世界で初めて明確化した。

- ・ 650°C 用フェライト系耐熱鋼：高 B 低 N 鋼を提案、粒界強化モデルを提案
- ・ 700°C 用オーステナイト系鋼：金属間化合物粒界析出強化鋼を提案  
(18Cr-30Ni-3Nb 鋼)

b. 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プロトタイプを提案した。

- ・ 組織劣化パラメータによる新劣化診断法の確立（組織自由エネルギー法、粒界方位差測定法、高精度陽電子寿命測定法、極小クリープ試験法）
- ・ クリープ強度新解析法の提案とデータベースの収集・蓄積

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

a. ・ 鉄中の空孔、転位、粒界、表面と水素の相互作用エネルギー ( $E_b$ ) を第一原理計算と分子動力学法により定量的に決定した。（世界初の成果、空孔 > 転位芯 > 粒界を明示）

- ・ 各種格子欠陥の  $E_b$  を実験的に求める基盤構築を達成した。（世界唯一の低温昇温脱離分析装置の開発に成功）

b. ・ 1000MPa 級鋼の破断応力を水素量 4ppm まで実験的に取得。（応力と水素量の危険域を明示）

- ・ 水素粒界割れによる破断応力の低下を第一原理計算に基づき定量評価。（世界初の成果）

② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

a. VC 析出の定量的評価手法を新たに確立した。

b. VC 析出強化は低温ほど大きいこと、等温変態では析出強化を最大にする保持時間が存在すること、加工による変態促進により高温でも VC 析出強化を大きくできることを示した。

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

VC のオーステナイト中、フェライト中、ならびに相界面析出予測モジュールを構築し、一般鍛造プロセスにおける V 添加非調質鋼の組織と降伏応力の分布予測可能な有限要素用解析システムを構築した。

### 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

マルテンサイト鋼において、電子線後方散乱回折法による疲労損傷評価基礎技術、介在物の高速・自動切削法による3次元構造観察技術、磁場顕微鏡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。

- a. ひずみ勾配の可視化と組織変化の検出に成功し、き裂形成がひずみ勾配領域であることを発見した。
- b. フラットバイトと楕円振動切削を組み込んだ3次元内部構造顕微鏡を構築し、鉄系材料内部の介在物・き裂の三次元形状をサブミクロン精度で自動観察する手法を世界で初めて実現した。
- c. 磁場顕微鏡観察において、応力拡大係数と磁場の相関性を発見した。また、構造物の疲労劣化診断の新技术開発に成功した。

#### 【実用化技術】

#### ③高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

- a. クリーンMIG試作溶接装置を導入した。9%Ni鋼に対するクリーンMIG溶接試験を実施し、溶接施工性ならびに溶接継手性能を把握した。
- b. HT980鋼に対するクリーンMIG溶接試験を実施し、プロセスの棲み分け提示と試作装置仕様を決定した。Cr-Ni系一次試作ワイヤにて予後熱なしでの低温割れなし、および目標継手性能を達成した。

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

- a. レーザ溶接割れ試験法の開発と妥当性の検証。継手破壊データの収集。継手健全性を保障するモニタリング手法の開発。最終的に12mm厚のJIS1類1パス貫通突合せ溶接技術確立の見込み。
- b. 高強度レーザ溶接金属のマイクロ組織におよぼす化学成分の影響を調査し、目標特性（強度：980MPa、靱性： $vE-40^{\circ}C \geq 47J$ ）を満足するレーザ溶接金属の成分設計指針（組織制御）を明確化。またレーザ溶接金属に吸蔵される拡散性水素量の測定し、溶接割れ防止に向けた冶金学的基礎データを収集。
- c. サイドグループシャルピー試験法の提案とCTODとの相関を提示。疲労特性に関しては、突合せ継手の強度支配因子としてアンダーフィルが提示された。

3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発  
Cr-Ni 成分系において、以下のことを実施した。

- ・予熱なしで低温割れが回避される成分範囲を把握
- ・目標以上の引張強さを得る成分範囲を把握
- ・酸素量を抑えることで高い衝撃値確保を把握
- ・耐低温割れ性、強度、靱性を同時に満足する溶接金属の推奨成分範囲を提示

4) 熱処理なしで割れない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

- a. 9Ni 系溶接金属の強度・靱性に及ぼす入熱・酸素量・成分の影響を把握するデータを採取し、クリーン MIG プロセス条件範囲で強度・靱性が確保できる成分系を見出した。
- b. 耐割れ性兼備に向け、偏析計算モデルを構築し偏析挙動に及ぼす溶接条件・溶接材料成分の影響を把握できるようにした。

5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

- a. 新開発鋼のクリープ強度が中間目標を超過達成可能な組織モデル、合金設計指針に沿って試作・評価を実施し検証すると共に、フェライト鋼で実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる組織制御技術(高 B&メモリーイフェクト)を世界で初めて実証した。
  - ・ 650°C  $\alpha$  系耐熱鋼：高 B 低 N 鋼の提案。安定粒界強化モデルの知見獲得。細粒域抑制技術(高 B&メモリーイフェクト)で継手強度係数  $>0.7$  を実現。
  - ・ 700°C  $\gamma$  系耐熱鋼：粒界析出強化モデル合金を提案。オーバーマッチ継手効果も検証。
  - ・ 750°C Ni 基合金： $\gamma/\gamma'$  整合析出型モデル合金試作。高延性。液相拡散接合高延性継手も目処。
- b. 各種組織因子パラメータによる強度評価法として新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法を提案した。
  - ・ データベース収集+プラットフォーム概念提案。

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

- a. ・粒界、転位、空孔の主要格子欠陥を変化した鉄鋼モデルサンプルを作製した。これらを用いた低温 TDS (委託) と第一原理計算 (委託) から目標とした主要水素トラップサイトにおける水素存在状態の定量評価(脱離順位明示)を達成した。
  - ・ 水素存在状態を可視化するマイクロプリント法により、粒界からの放出水素量が予歪(転位増)とともに低下すること(粒界水素量に及ぼす転位の影響)を量的に見出した。

- b. ・TiC 炭化物の各種水素トラップサイトのトラップエネルギーを解明し、炭素空孔位置が強いトラップサイトであることがわかった。（炭素空孔 $\sim 1.3\text{eV}$ 、整合界面 $\sim 0.5\text{eV}$ 、整合歪 $< 0.15\text{eV}$ 、TiC 格子間 非トラップサイト）
- ・固溶炭素は水素に対して強い反発となる最近接位置以外では極めて相互作用が弱く、影響が無視できることがわかった。

#### ④先端的制御鍛造技術の開発

##### 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

###### a. 大型部品装置

低温での小さな加工ひずみと変態を同期させる技術（加工誘起析出と想定）により、強化部想定で 0.2%耐力 1085MPa、軟質部想定で 875MPa を達成した。

###### b. 中型部品想定

VC 析出と相変態を同期させた冷却制御により高強度化を果たすと同時に、加熱温度差付与で同一 TP 内 高強度部 0.2%耐力 1094MPa、軟質部 537MPa を達成した。

###### c. 小型部品想定

微細 $\gamma$ 相間隔 $\beta$ -フェライト+微細 VC を最大限活用する高強度化手法により、0.2%耐力 1350MPa 達成と同時に、軟質部形成条件も解明し、同成分鋼で 0.2%耐力 750MPa を達成した。

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

a. VC 固溶、析出予測 D/B 構築： $\gamma$  域での VC 析出挙動には $\gamma$  粒界からの不均一核生成と、粒内での均一もしくは転位上への核生成の両方が存在し、モデルを構築するには両方を勘案する必要のあることが判明した。

b. 逆変態 D/B 構築：V 添加による粒成長抑制効果とその温度依存性に関する定量データを採取した。

c. 再結晶・粒成長 D/B 構築：V 添加による再結晶の遅延（VC 析出との相互作用大）の定量的データを採取した。

d. 相変態予測 D/B 構築：V 添加による $\beta$ -フェライト/ $\beta$ -フェライト変態の遅延等の定量的データを採取した。

e. 組織-特性 D/B 構築：60 水準の D/B 構築および VC 析出強化量には加熱温度が大きく影響し、1000 $^{\circ}\text{C}$ 加熱で 200MPa 弱、1200 $^{\circ}\text{C}$ 加熱で 400MPa 弱の強化を見出した。

	<p>3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示</p> <p>a. 初期き裂生成に関する応力シミュレーション技術を構築した。</p> <p>b. 応力シミュレーションと3次元観察結果との対応を検証し、初期き裂長さに対する影響因子を抽出した。(酸化物系介在物)</p> <p>c. き裂生成-伝播に基づいた概略破壊モデルが提示できた。全寿命=伝ば寿命であって、初期き裂長さが寿命の支配要因である。[世界初の知見]</p> <p>d. 非金属介在物大きさからの下限寿命予測を行った。(酸化物系介在物)</p>	
	投稿論文	「査読付き」45件
	特許	「出願」10件
IV. 実用化、事業化の見通しについて	<p>本事業で創出される技術により、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化の大幅な加速、および自動車等の更なる軽量化が可能となり、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上が図られる。</p> <p>このうち、先進的超々臨界圧火力発電は2017年の運転開始を目指している。これを遅滞なく実現するために、本PJでは耐熱合金の新材料設計指針を提示し、引き続き、プラントの実用化試験、実缶・実証試験を行う予定である。</p> <p>また、強化部と非強化部の傾斜機能付与鍛造技術の開発においては、本PJで開発した技術を元に、各社が、規格認証、安全性評価等を経た後に、2020年度頃の実用化を目指す予定である。</p>	
V. 評価に関する事項	評価履歴	平成21年度 中間評価実施
	評価予定	平成23年度 事後評価実施
VI. 基本計画に関する事項	策定期期	平成19年3月、制定
	変更履歴	<p>(1) 平成19年3月、制定。</p> <p>(2) 平成19年6月、研究開発責任者(プロジェクトリーダー)決定に伴い改訂。</p> <p>(3) 平成20年7月、イノベーションプログラム基本計画の制定により、「(1) 研究開発の目的」の記載を改訂。</p>

## ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画

### 1. 目的

このプログラムは、情報通信、ライフサイエンス、環境、エネルギーなど、あらゆる分野に対して高度化あるいは不連続な革新（ジャンプアップ）をもたらすナノテクノロジー及び革新的部材技術を確立するとともに、その実用化や市場化を促進することで、我が国産業の国際競争力の維持・強化や解決困難な社会的課題の克服等を可能とすることを目的とする。

### 2. 政策的位置付け

#### ○第3期科学技術基本計画（2006年3月閣議決定）

- ・「ナノテクノロジー・材料分野」は、特に重点的に研究開発を推進すべき分野（重点推進4分野）の一つに指定されていて、優先的に資源配分することとされている。
- ・我が国の材料技術は、基礎研究から応用研究、素材、部材の実用化に至るまでの全ての段階において世界のトップレベルを堅持しており、我が国製造業の国際競争力の源泉となっている。

#### ○「イノベーション25」（2007年6月閣議決定）

- ・「ナノテクノロジー・材料分野」は、中長期的に取り組むべき課題として、「1. 生涯健康な社会形成」、「2. 安全・安心な社会形成」、「4. 世界的課題解決に貢献する社会形成」、及び「5. 世界に開かれた社会形成」の分野に位置付けられている。
- ・所要の措置を講じていくことが必要である事項として以下の点が指摘されている。
  - ・学際領域・融合領域における教育等人材育成、拠点形成
  - ・社会受容を促すための積極的な取り組み
  - ・知的財産確保のための戦略的な取り組み

#### ○「経済成長戦略大綱」（2006年7月財政・経済一体改革会議）

- ・「我が国の国際競争力の強化」の取り組みとして、高度な部品・材料産業やモノ作り中小企業の強化が掲げられている。
- ・「技術戦略マップ」の活用等により、ユーザー企業との垂直連携による研究開発を推進することを通して、我が国経済発展の基盤である高品質、高性能な部品・材料産業の強化を図ることが今後の取組として記載されている。

#### ○「新産業創造戦略2005」（2005年6月経済産業省）

- ・部材分野は、新産業群の創出を支える共通基盤技術として位置づけられている。
- ・「高度部材・基盤産業」の集積を形成していることが、「ものづくり」に不可欠な基盤技術のネットワーク化を通じた現場レベルでの迅速かつ高度な摺り合わせを可能としており、我が国「ものづくり」の強みの源泉となっていると記載されている。

### 3. 達成目標

- ・世界に先駆けて、ナノテクノロジーを活用した非連続な技術革新を実現する。
- ・我が国部材産業の強みを更に強化することで、他国の追随を許さない競争優位を確保するとともに部材産業の付加価値の増大を図る。
- ・ナノテクノロジーや高機能部材の革新を先導することで、これら部材を活用した情報通信、ライフサイエンス、環境、エネルギーなどの幅広い産業の付加価値の増大を図る。
- ・希少金属などの資源制約の打破、圧倒的な省エネルギー社会の実現など、解決困難な社会的課題の克服を目指す。

### 4. 研究開発内容

[プロジェクト]

#### I. ナノテクノロジーの加速化領域

(中略)

#### II. 情報通信領域

(中略)

#### III. ライフサイエンス・健康・医療領域

(中略)

#### IV. エネルギー・資源・環境領域

(中略)

#### V. 材料・部材領域

極めて広範囲な産業領域に波及する材料・部材領域について、ユーザー製造業等との連携(川上・川下連携)を促進し、高度な部材産業群の「すり合わせ力」を一層強化する。

(1) 高機能複合化金属ガラスを用いた革新的部材技術開発(運営費交付金)

##### ①概要

複合化金属ガラス(金属ガラスマトリックス中に第二相として微結晶や微粒子または微小空隙等を分散させたもの)を創製して、次世代高密度記録媒体、超微小モータ用部材および高強度・高導電性電気接点部材を開発する。

##### ②技術目標及び達成時期

2011年度までに、複合化金属ガラス合金を創製し、従来の金属ガラス単層合金の持つ優れた特徴に加えて、塑性加工性、硬磁気特性、高電気伝導性等を付与する。この複合化金属ガラスの新規特性を用いて、従来の金属ガラス単層合金では為しえなかった革新的部材の開発を行い、さらに多様な工業製品に応用することで、我が国産業の優位



性を確保する。

③研究開発期間

2007年度～2011年度

(2) 超ハイブリッド部材技術開発（運営費交付金）

①概要

従来実現が不可能と考えられていた相反する複数機能（トレードオフ機能）を両立できる材料を、異種素材の組合せ（ハイブリッド化）により実現するための技術を開発する。要素技術として、異種材料間の界面挙動をシミュレーション技術等により解明し、ナノレベルよりもさらに微小な原子・分子レベルでのハイブリッド化構造・配列制御のための合成技術を開発する。従来の単一材料では実現困難であったトレードオフの性能を引き出すことで、自動車用構造材料、パワーデバイス用材料、光学材料等を出口イメージとした、高機能革新部材製造に必要な技術基盤を開発する。

②技術目標及び達成時期

2011年度までに、電気・電子材料、光学材料、その他工業材料について従来材料では実現できなかった相反機能を解消するとともに、市場評価が可能な成果物を供試し、市場（ユーザー）から、客観的な実用化研究開発課題を抽出する。また、単なる相反機能の解消ではなく、相反機能を制御・実現する技術を開発する。

③研究開発期間

2007年度～2011年度

(3) 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発（運営費交付金）（再掲）

①概要

プラント、構造物や自動車等の革新的な高効率化、省エネルギー化、長寿命化、安全・安心化を図るため、最新の科学的知見を導入し、鉄鋼材料及び鋼構造体を超高機能化する基盤的研究開発を行う。具体的には、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる(1)高級鋼厚板(高強度鋼、極低温用鋼、耐熱鋼)溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工技術(高密度・清浄熱源溶接技術)、及び金属組織制御技術を基本とする材料技術(クリープ破壊及び水素破壊の機構解明等を踏まえた)の開発、(2)部材の軽量化を図るために強度、加工性等の最適機能傾斜を付与する機械部品鍛造技術(駆動部材の信頼性確保のための耐疲労破壊特性の向上を踏まえた)の開発を行う。

②技術目標及び達成時期

2011年度までに、高級鋼厚板(高強度鋼・極低温用鋼・耐熱鋼)の溶接を予熱・後熱なしに可能とする溶接技術と材料技術を開発するとともに、傾斜機能部材の鍛造技術を開発する。

③研究開発期間

2007年度～2011年度

(4) マグネシウム鍛造部材技術開発プロジェクト\*（運営費交付金）

①概要

マグネシウム合金部材について、製品歩留まりが高く、高耐疲労性を付与する鍛造技術の開発を行う。また、循環型素材としてのマグネシウム合金部材の特性を活かし、リサイクル材の鍛造用ビレット化に係る課題抽出を行う。当該技術開発により、マグネシウム鍛造部材製造技術の基盤を構築し、我が国の家電、自動車等の川下産業の競争力の強化に不可欠な高度部材を供給する。

②技術目標及び達成時期

2010年度までに高強度・高耐疲労・加工性に優れたマグネシウム鍛造技術を確立する。

③研究開発期間

2006年度～2010年度

(5) 先端機能発現型新構造繊維部材基盤技術の開発\* (運営費交付金)

①概要

電界紡糸や熔融紡糸等により創製される極微細な繊維状材料に対してナノオーダーの成形加工や微細な界面加工ならびに複合化することで材料を高機能化した革新的部材を創出する。高機能新材料を求めるユーザーの要望を満たす繊維の極微細加工と高次複合化を解決する基盤技術開発を行う。

②技術的目標及び達成時期

2010年度までに、電界紡糸法による繊維高機能化、大型装置化技術およびナノ熔融分散紡糸法による超極細炭素繊維製造技術を開発し、これら基盤技術を活用して、高性能・高機能電池用部材、高性能・高機能フィルター用部材、高性能・高機能医療衛生用・産業用部材を開発する。

③研究開発期間

2006年度～2010年度

(6) 次世代光波制御材料・素子化技術\* (運営費交付金) (再掲)

①概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、ガラス材料に関する精密モールド技術を確立し、機能性の高い光波制御素子を低コストで生産できるプロセス技術を開発することで部材の小型化・高機能化を図りつつ、省エネを実現する。

②技術目標及び達成時期

2010年度までにサブ波長レベルの微細構造をガラス表面にモールド成形する技術を実現し、実装可能な具体的なデバイスを作製する。

③研究開発期間

2006年度～2010年度

VI. ナノテクノロジー・部材分野推進共通基盤領域

(中略)

## 5. 政策目標の実現に向けた環境整備（関連施策）

ナノテクノロジーは、情報通信、環境、エネルギーなどの分野における科学技術の進歩や課題解決に貢献する重要な技術シーズである。そのため、ナノテクノロジーの研究開発と一体となった関連施策を実施することで、その成果を市場に出していくことが重要である。主な関連施策を、以下に示す。

### 〔技術戦略マップ〕

- ・ N E D O 及び経済産業省では、技術戦略マップを策定、毎年改訂し、ナノテク・部材分野の将来の方向性を見定めながら、合理的かつ効果的な研究開発プロジェクトを推進しているところ。また、技術戦略マップを活用して、多様な連携（川上川下の垂直連携、異業種間の水平連携など）による研究開発を促進、支援し、当該分野の技術革新を促進する。

### 〔サンプル提供・実用化促進〕

- ・ N E D O では、実施するナノテクノロジー関連の研究開発プロジェクト成果のサンプルを対象として、それらを活用した用途の開発、実用化ないし製品化提案を有する企業とのマッチングを図ることで、プロジェクトの事業化を促進する取組みを実施しているところ。

### 〔基準・標準化〕

- ・ ナノテクノロジーの標準化については、研究開発プロジェクトを推進する上で、適切な活動（国際規格 I S O / I E C、日本工業規格 J I S、その他）を実施し、我が国のナノテクノロジー分野の研究開発、産業活動の効率向上を図り、研究開発の成果が社会で普及する環境を整備する意味でも重要である。これまでの主な取組みについては、下記のとおり。
- ・ 2005年5月にナノテクノロジーの標準化に向けて I S O / T C 2 2 9 の設立がされ、「用語と命名法」、「計測とキャラクターゼーション」、「健康・安全・環境」の3つのWGにおいて、国際標準化の策定に向けて議論が開始された。
- ・ また、2007年6月にシンガポールで開催された第5回総会以降、「材料規格」の分科会の設立に向けて対応しているところ。
- ・ さらに、2006年9月にはナノテクノロジーに関する電気電子技術の標準化に向けて I E C / T C 1 1 3 が設立され、「用語と命名法※」、「計測とキャラクターゼーション※」、「性能評価」の3つのWGにおいて、国際標準化の策定に向けて議論が開始されている。（なお、※は I S O / T C 2 2 9 とのジョイントWGとなっている。）

### 〔広報〕

- ・ ナノテクノロジーに関する先端技術及び製品等の世界最大の展示会である「n a n o t e c h」が毎年日本で開催されている。2002年に開催された第1回以降、出展者来場者ともに増加傾向にあり、近年は海外、とくにヨーロッパ・アジア等の出展が目立つようになってきている。

### 〔社会受容〕

- ・ ナノテクノロジーの社会受容に対する取組みは、ナノテクノロジーの産業化を推進するため、例えば工業ナノ粒子のキャラクターゼーション技術や人の健康や環境に及ぼす影響など、潜在的な課題に関する知見を蓄積する取組みが重要である。

- ・経済産業省では、2006年度から「ナノ粒子特性評価手法の研究開発」を開始し、工業ナノ粒子の有害性評価手法、また、そのリスク評価手法の確立を目標としたプロジェクトを開始しているところ。

#### 〔人材育成〕

- ・経済産業省では、「製造中核人材育成事業」を実施しており、産学連携による波及効果の高い人材育成プログラムを開発、実践している。ナノテクノロジー関連の人材育成プログラムも複数実施しているところ。

#### （例）ナノテク製造中核人材の養成プログラム

概要：情報家電、燃料電池、ロボット、医療機器、バイオ等の応用分野において、その産業の基盤と創出を支える中堅企業を対象として、「基礎加工技能・技術、特殊な要素技能・技術に習熟し、製造技術の高度化を図る人材」及び「豊富なナノ加工プロセスの知識や先端機器を使いこなすノウハウ等を習熟し、製造現場の技能・技術を統括できず人材」を育成するもの。

- ・NEDOでは、我が国の産業技術の発展のため、先端分野や融合分野の技術を支える人材の育成と、人的交流の面から産学連携を促進するための「場」の形成を促進する取り組みを実施している（NEDO特別講座）。具体的には、優れた成果を生み出しつつあり、大学が技術の中核となっている研究開発プロジェクトをコアプロジェクトとし、そのプロジェクトリーダーの所属大学に拠点を設置し、関連技術の人材育成、人的交流の拡大、周辺研究の実施を行うもの。ナノテクノロジー関連の研究開発プロジェクトも複数実施しているところ。

#### 〔他省庁との連携〕

- ・総合科学技術会議／連携施策群において、「ナノバイオテクノロジー」「ナノテク研究推進と社会受容」が設置され、関係省庁と連携して実施しているところ。
- ・経済産業省が実施する研究開発プロジェクトにおいては、文部科学省など他省庁との連携の可能性について検討を行い、研究開発プロジェクトの立案、推進しているところ。

（例）ナノエレクトロニクス半導体新材料・新構造技術開発ーうち新材料・新構造ナノ電子デバイスプロジェクト、希少金属代替材料開発プロジェクト など

## 6. 研究開発の実施に当たっての留意事項

事業の全部又は一部について独立行政法人の運営費交付金により実施されるもの（事業に（運営費交付金）と記載したもの）は、中期目標、中期計画等に基づき、運営費交付金の総額の範囲内で、当該独立行政法人の裁量によって実施されるものである。

## 7. 改訂履歴

- (1) 平成12年12月28日付け制定。
- (2) 平成14年2月28日付け制定。材料ナノテクノロジープログラム基本計画（平成12・12・27工総第16号）は、廃止。
- (3) 平成15年3月10日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成14・02・25産局第8号）は、廃止。
- (4) 平成16年2月3日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成15・03・07産局第1号）は、廃止。
- (5) 平成17年3月31日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成16・02・03産局第7号）は、廃止。
- (6) 平成18年3月31日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成17・03・25産局第4号）は、廃止。
- (7) 平成19年4月2日付け制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成18・03・31産局第13号）は、廃止。
- (8) 平成14年2月28日付け制定。
- (9) 平成15年3月10日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成14・02・25産局第9号）は、廃止。
- (10) 平成16年3月7日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成15・03・07産局第5号）は、廃止。
- (11) 平成17年3月31日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成16・03・07産局第5号）は、廃止。
- (12) 平成18年3月31日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成17・03・25産局第3号）は、廃止。
- (13) 平成19年4月2日付け制定。革新的部材産業創出プログラム基本計画（平成18・03・31産局第14号）は、廃止。
- (14) 平成20年4月1日付け、ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画制定。ナノテクノロジープログラム基本計画（平成19・03・20産局第1号）および革新的部材プログラム基本計画（平成19・03・19産局第4号）は、本イノベーションプログラム基本計画に統合することとし、廃止。

## エネルギーイノベーションプログラム基本計画

### 1. 目的

資源に乏しい我が国が、将来にわたり持続的発展を達成するためには、革新的なエネルギー技術の開発、導入・普及によって、各国に先んじて次世代型のエネルギー利用社会の構築に取り組んでいくことが不可欠である。他方、エネルギー技術開発は、長期間を要するとともに大規模投資を伴う一方で将来の不確実性が大きいことから、民間企業が持続的な取組を行うことは必ずしも容易ではない。このため、政府が長期を見据えた将来の技術進展の方向性を示し、官民双方がこの方向性を共有することで、将来の不確実性に対する懸念が緩和され、官民において長期にわたり軸のぶれない取組の実施が可能となる。以下に5つの政策の柱毎に目的を示す。

#### 1-I. 総合エネルギー効率の向上

1970年代以来、官民をあげて省エネルギーに取り組み、産業構造の転換や新たな製造技術の導入、民生機器の効率改善等により世界最高水準の省エネルギーを達成している。今後、「新・国家エネルギー戦略」に掲げる、2030年までにGDPあたりのエネルギー利用効率を約30%向上を実現していくためには、産業部門はもとより、全部門において、総合エネルギー効率の向上に資する技術開発とその成果の導入を促進する。

#### 1-II. 運輸部門の燃料多様化

ほぼ100%を石油に依存する運輸部門は、我が国エネルギー需給構造上、最も脆弱性が高く、その需給構造の次世代化は、将来に向けた早急な対策が不可欠な課題となっている。

「新・国家エネルギー戦略」に掲げる目標（2030年に向け、運輸部門の石油依存度が80%程度となることを目指す）の実現のためにも、官民が中長期的な展望・方向性を共有しつつ、技術開発と関連施策を推進する。

#### 1-III. 新エネルギー等の開発・導入促進

太陽光、風力、バイオマスなどの新エネルギーは、エネルギー源の多様化や地球温暖化対策の観点から重要である。しかし、現時点では経済性や出力安定性といった普及へ向けての課題が存在する。

そのため、これらの課題解決に向けた技術開発の推進及び新エネルギーの導入促進のための関連施策の実施により、更なる新エネルギーの普及を推進する。

#### 1-IV. 原子力等利用の推進とその大前提となる安全の確保

原子力発電は供給安定性に優れ、運用時にCO<sub>2</sub>を排出しないクリーンなエネルギー源である。安全確保を大前提に核燃料サイクルを含む原子力発電を着実に推進する。

#### 1-V. 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

化石燃料資源の大宗を輸入に依存する我が国にとって、その安定供給の確保は国家安全保障に直結する課題である。このため、石油・天然ガス等の安定供給確保を目指し、我が国企業による資源国における資源開発等に対する支援等の施策を進めるとともに、その有効かつクリーンな利用を図る。

## 2. 政策的位置付け

### ○ エネルギー基本計画（２００７年３月閣議決定）

重点的に研究開発のための施策を講ずべきエネルギーに関する技術及びその施策として、

1. 総合エネルギー効率の向上に資する技術
2. 原子力利用の推進とその大前提となる安全の確保に資する技術
3. 運輸部門のエネルギー多様化に資する技術
4. 新エネルギーに関する技術
5. 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用に資する技術

以上が位置づけられている。

### ○ 新・国家エネルギー戦略（２００６年５月）

世界最先端のエネルギー需給構造の実現を図るため

1. 省エネルギーフロントランナー計画
2. 運輸エネルギーの次世代化計画
3. 新エネルギーイノベーション計画
4. 原子力立国計画

以上の計画が位置づけられている。また、資源外交、エネルギー環境協力の総合的な強化を図るため、「総合資源確保戦略」が位置づけられている。

### ○ 第３期科学技術基本計画（２００６年３月閣議決定）

国の存立にとって基盤的であり国として取り組むことが不可欠な研究開発課題を重視して研究開発を推進する「推進４分野」であるエネルギー分野、分野別推進戦略（２００６年３月総合科学技術会議）における「推進４分野」であるエネルギー分野に位置付けられている。

### ○ 経済成長戦略大綱（２００６年７月財政・経済一体改革会議）

資源・エネルギー政策の戦略的展開として

1. 省エネルギーフロントランナー計画
2. 次世代自動車・燃料イニシアティブ等による運輸エネルギー次世代化
3. 新エネルギーイノベーション計画
4. 原子力立国計画
5. 資源外交、環境・エネルギー協力等の総合的な強化

以上が位置づけられている。

### ○ 京都議定書目標達成計画（２００５年４月閣議決定）

「京都議定書の約束を達成するとともに、更に「脱温暖化社会」に向けて長期的・継続的な排出削減を進めるには、究極的には化石燃料への依存を減らすことが必要である。環境と経済の両立を図りつつ、これらの目標を達成するため、省エネルギー、未利用エネルギーの利用等の技術革新を加速し、効率的な機器や先進的なシステムの普及を図り、世界をリードする環境立国を目指す。」とされている。

### 3. 達成目標

#### 3-I. 総合エネルギー効率の向上

転換部門における「エネルギー転換効率向上」、産業部門における「製造プロセス向上」、民生・運輸部門における「省エネルギー」などにより、エネルギー消費効率を2030年度までに少なくとも30%改善することを目指す。

#### 3-II. 運輸部門の燃料多様化

バイオマス由来燃料、GTL、BTL、CTLなどの新燃料、電気自動車や燃料電池自動車などの導入により、現在ほぼ100%の運輸部門の石油依存度を2030年までに80%程度とすることを目指す。

#### 3-III. 新エネルギー等の開発・導入促進

太陽光、風力、バイオマスなどの新エネルギーの技術開発や燃料電池など革新的なエネルギー高度利用を促進することにより、新エネルギー等の自立的な普及を目指すことで、エネルギー源の多様化及び地球温暖化対策に貢献する。

#### 3-IV. 原子力等利用の推進とその大前提となる安全の確保

2030年以降においても、発電電力量に占める比率を30～40%程度以上とすることを目指すため、高速増殖炉サイクルの早期実用化、既設軽水炉代替へ対応する次世代軽水炉の開発、軽水炉技術を前提とした核燃料サイクルの確立、放射性廃棄物対策などの技術開発を推進する。

#### 3-V. 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

石油・天然ガスの化石燃料の安定供給確保を目指し、資源獲得能力の強化に資する先端的な技術開発を推進するとともに、環境負荷低減のために化石燃料の効率的かつクリーンな利用を促進するための技術開発・導入を目指す。



#### 4. 研究開発内容

##### 4-I. 総合エネルギー効率の向上

##### 4-I-i. 共通

(中略)

##### 4-I-ii. 超燃焼システム技術

###### (1) 環境調和型製鉄プロセス技術開発 (運営費交付金) (再掲)

###### ①概要

高炉ガスからの効率的な二酸化炭素分離と中低温排熱の有効活用及び水素を炭素(コークス)の一部代替として鉄鉱石を還元する革新的製鉄プロセスの開発を行う。

###### ②技術的目標及び達成時期

最終的な技術開発目標として製鉄プロセスにおけるCO<sub>2</sub>排出量を30%削減することを目指し、2050年までに実用化する。

###### ③研究開発期間

2008年度～2017年度

###### (2) 革新的ガラス溶融プロセス技術開発 (運営費交付金)

###### ①概要

プラズマ等による高温を利用し瞬時にガラス原料をガラス化することにより、極めて効率的にガラスを気中で溶融(インフライトメルティング法)し省エネに資する革新的ガラス溶融プロセス技術を開発する。

###### ②技術的目標及び達成時期

2012年度までに、インフライトメルティング法により原料を溶解する技術、カレットをガラス原料として利用するため高効率で加熱する技術、カレット融液とインフライトメルティング法による原料融液とを高速で混合する技術を開発する。

###### ③研究開発期間

2008年度～2012年度

###### (3) 革新的マイクロ反応場利用部材技術開発 (運営費交付金)

###### ①概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、マイクロリアクター、ナノ空孔などの精密反応場を利用し、反応分子の自由な運動を活性種レベルで制御した革新的な化学反応プロセスと新機能材料創成技術の確立を目指す。さらに、マイクロリアクターとナノ空孔反応場の組み合わせ、各反応場とマイクロ波等のエネルギー供給手段との組み合わせにより協奏的反応場を構成し、さらなる高効率生産等を可能にする基盤技術を開発する。これらの技術の確立により、反応システムの小型化、多段プロセスの簡略化等を通じた化学産業の製造工程等の省エネルギー化を図る。

###### ②技術的目標及び達成時期

2010年度までに、マイクロリアクター技術、ナノ空孔技術を軸とし、これらに更にマイクロ波、超臨界流体等のエネルギー供給手段を組み合わせた協奏的反応場を構成することにより、これまでにない革新的な化学反応プロセスを確立し、新機能材料創成技術を実現する。さらに、これらの技術を用いて高性能・高機能電子材料、医薬中間体などの部材を開発する。

③研究開発期間

2006年度～2010年度

(4) 植物機能を活用した高度モノ作り基盤技術開発

i) 植物利用エネルギー使用合理化工業原料生産技術開発 (運営費交付金)

①概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、現在の化学工業プロセスに代わる、植物の有する有用物質生産能を活用した省エネルギー・低環境負荷型の工業原料生産プロセスへの変換を促進する。具体的には、工業原料の生産に関わる重要な物質生産プロセスに関する代謝系をゲノム情報に基づき解析するとともに、有用物質生産制御に必要な一連の代謝遺伝子群の発現を統一的に制御する技術の開発を行う。

②技術目標及び達成時期

2009年度までに、工業原料として有望なバイオマスとしてイソプレノイド、油脂などの有用物質生産に関わる代謝経路とその調節メカニズム及び生産物質の蓄積・移動に係るメカニズムの解析を行い、関連遺伝子情報を整備するとともに、統括的発現制御技術を開発する。

③研究開発期間

2002年度～2009年度

(5) 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発 (運営費交付金)

①概要

プラント、構造物や自動車等の革新的な高効率化、省エネルギー化、長寿命化、安全・安心化を図るため、最新の科学的知見を導入し、鉄鋼材料及び鋼構造物を超高機能化する基盤的研究開発を行う。具体的には、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤となる(1)高級鋼厚板(高強度鋼、極低温用鋼、耐熱鋼)溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工技術(高密度・清浄熱源溶接技術)、及びクリープ破壊、金属組織制御技術を基本とする溶接材料技術(クリープ破壊及び水素破壊の機構解明等を踏まえた)の開発、(2)部材の軽量化を図るために強度、加工性等の最適機能傾斜を付与する機械部品鍛造技術(駆動部材の信頼性確保のための耐疲労破壊特性の向上を踏まえた)の開発を行う。

②技術目標及び達成時期

2011年度までに、高級鋼厚板(高強度鋼・極低温用鋼・耐熱鋼)の溶接を予熱・後熱なしに可能とする溶接技術と材料技術を開発するとともに、傾斜機能部材の鍛造技術を開発する。

③研究開発期間

2007年度～2011年度

(6) 高機能チタン合金創製プロセス技術開発プロジェクト

①概要

大量の電力を必要とする従来のバッチ処理方式のチタン製錬法（クロール法）を、エネルギー効率の高い連続処理方式へ転換する抜本的なプロセス改善のための技術を開発する。また、併せて、成形性の高いチタン合金設計技術及び成形プロセス技術を開発する。

②技術目標及び達成時期

2008年度までに省エネ型チタン新製錬プロセスの基盤技術を開発し、2010年までに実用化を目指す。また、本製錬技術により得られるチタンをベースとして、加工性、強度等をさらに向上させた合金設計・成形プロセス技術を確立する。

③研究開発期間

2005年度～2008年度

(7) 革新的分離膜技術の開発

①概要

河川水等の浄水工程における、微量の有害物質、微生物等の除去に係る水処理技術のうち、分離膜方式による高効率（省エネ）な分離技術を開発する。

②技術目標及び達成時期

2013年度末までに、現行の分離膜に比較して単位処理水量当たり50%のエネルギー削減を図る技術を確立する。

③研究開発期間

2008年度～2012年度

(8) 微生物機能を活用した環境調和型製造基盤技術開発

i) 微生物機能を活用した高度製造基盤技術開発（運営費交付金）

①概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、省エネルギーかつ環境負荷が少ないといった特徴を有する微生物機能を活用した有用物質の革新的な生産プロセス（モノ作り）の技術を構築するため、産業用途に必要な機能既知遺伝子で構成されたゲノムを持ち、物質生産性向上につながる性能を備えた高性能宿主細胞の創製や、微生物反応の多様化・高機能化技術を開発するとともに、バイオマスを原料として有用物質を体系的かつ効率的に生産する（バイオリファイナリー）ための基盤技術を開発する。

②技術目標及び達成時期

2010年度までに、物質生産性向上につながる性能を備えた高性能宿主細胞を創製するとともに、バイオプロセスの実用化適用範囲の拡大のための微生物反応の多様化・高機能化技術の開発を行う。バイオリファイナリー技術については、バイオマスを高効率で糖化し、糖から高効率で各種化成品の基幹物質を生産するバイオプロセス体系を構築する。

③研究開発期間

2006年度～2010年度

ii) 微生物群のデザイン化による高効率型環境バイオ処理技術開発（運営費交付金）

①概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、従来エネルギー多消費・廃棄物多排出型であった廃水・廃棄物処理において、微生物群の構成及び配置等を人為的に制御（デザイン化）することで、その処理効率を大幅に向上させ、省エネルギーで廃棄物も少ない高効率型廃水、廃棄物処理の基盤技術を確立する。

②技術目標及び達成時期

2011年度までに、特定有用微生物群を人為的に安定導入・維持もしくは人為的に空間配置・優先化させる等のデザイン化技術を開発し、従来の廃水、廃棄物処理に比べより高効率で省エネルギーな処理技術を開発するとともに、実用化に資するための実証可能なテストプラント規模にて評価する。

③研究開発期間

2007年度～2011年度

(9) 省エネルギー型化学技術創成研究開発補助事業

①概要

化学産業はそれ自身が裾野の広い産業というだけでなく、自動車、IT機器等の川下製品の部材として産業界・国民生活の様々な分野に深く関連している。従って化学業界において、省エネポテンシャルの大きい有望な技術シーズがありながら民間だけでは十分な研究開発投資が行われていない技術について、戦略的な研究開発支援を実施することにより、化学産業のみならず、各種最終製品、他産業においてエネルギー効率の改善を促進する。

②技術的目標及び達成時期

2007年度までに、化学分野の生産プロセスや、製品等に関する環境に配慮した省エネルギー技術の革新に向けて、国内・国際市場の創出・拡大も見据えつつ、将来の発展が有望な技術に関する研究開発を行うことにより、化学産業のみならず、我が国の省エネルギー対策に一層寄与する。

③研究開発期間

2004年度～2010年度

(10) 高効率酸化触媒を用いた環境調和型化学プロセス技術開発プロジェクト

①概要

エネルギー需給構造の高度化を図る観点から行うものであり、N-オキシ系触媒等の炭素ラジカル創生触媒を化学反応プロセスに適用し、製造工程の短縮や製造効率の向上を図ることで、温暖化効果ガスの排出抑制や省エネルギー効果など総合的なプロセスコストを低減させるため要素技術の開発を行う。

②技術的目標及び達成時期

2008年度までにカルボン酸、アルコール、ケトンなどの含酸素化合物製造プロセスに対し、N-オキシ系触媒を適用していくため、現状の触媒活性・選択

性の向上、触媒の安定性・寿命の改善、触媒分離プロセスの効率化等を開発する。

③研究開発期間

２００５年度～２００８年度

( 1 1 ) エネルギー使用合理化繊維関連次世代技術開発

①概要

製造エネルギーの低減を図ることができる革新的な繊維製品製造技術の開発や、使用することでエネルギー消費の低減が可能となる新たな繊維製品を開発。

②技術的目標及び達成時期

２００９年度までに、以下の開発を行う。

- ①炭素繊維製造エネルギー低減技術の研究開発
- ②廃棄衣料のリサイクル技術及び高付加価値商品の開発
- ③排水処理における余剰汚泥の減容化技術開発
- ④次世代資材用繊維の開発
- ⑤ポリエチレンテレフタレート製造エネルギー低減技術の開発
- ⑥VOC含有廃棄物の溶剤回収及び再利用処理技術の開発

③研究開発期間

２００５年度～２００９年度

( 1 2 ) 無曝気・省エネルギー型次世代水資源循環技術の開発（運営費交付金）

①概要

所用動力が少なく、汚泥発生も少ない嫌気性処理の利点と、良好な水質が得られる好気性処理の利点の双方の特長を生かし、かつ双方の欠点を克服した、省エネルギー性に優れた廃水処理技術を開発する。

②技術目標及び達成時期

２００８年度までに、既存技術で廃水処理を行った際に発生する汚泥量の７０％削減を実現し、廃水処理に要するエネルギーの７０％削減を実現する廃水処理システムを開発する。

③研究開発期間

２００６年度～２００８年度

( 1 3 ) 高効率ガスタービン実用化技術開発

①概要

省エネルギー及びCO<sub>2</sub>削減の観点から電力産業用高効率ガスタービンの実用化を目指し、大容量機（２５万kW程度（コンバインド出力４０万kW））の高効率化（５２％→５６％）のために１７００℃級ガスタービンの実用化に必要な先端要素技術を適用した各要素モジュールの検証等を実施する。また、小中容量機（１０万kW程度）の高効率化（４５％→５１％）のために有望とされている高湿分空気利用ガスタービンの実用化に必要な多段軸流圧縮機、多缶燃焼器等の開発を行うとともにシステムの信頼性等の検証を行う。

②技術的目標及び達成時期

１７００℃級ガスタービン実用化技術開発：先端要素技術を活用した燃焼器、

タービン、圧縮機等各モジュールの検証等を行い、送電端熱効率56%以上の達成が可能なことを確認する。

高湿分空気利用ガスタービン実用化技術開発：2011年までに軸流圧縮機の3.5%（空気重量比）吸気噴霧冷却技術、低NOx 燃焼技術（運用負荷帯で10ppm以下）等を開発すると共に、実機に近い条件での要素機器の信頼性・耐久性を確認する。

③研究開発期間

2008年度～2011年度

(14) エネルギー使用合理化高効率パルプ工程技術開発（運営費交付金）

①概要

紙パルプ産業では、環境に関する自主行動計画に基づき、2010年度までに製品当たり化石エネルギー原単位を1990年度比13%削減し、CO2排出原単位を10%削減することを目指し、紙パルプ工程における省エネルギー対策を着実に進めているものの、より一層の省エネルギー対策を進めるためには、技術開発によるブレークスルーが必要となっている。紙パルプ産業は、エネルギー多消費型産業のひとつであり、紙パルプ工程での省エネルギー対策は波及効果が大きいことから、紙パルプ工程におけるエネルギー使用合理化に資する技術開発を提案公募により実施する。

②技術的目標及び達成時期

京都議定書の第1約束期間中、又は、第2約束期間中を目途として実用化に至るような技術開発を行うことで、京都議定書の第1約束期間の目標を着実に達成するとともに、現在、検討が行われている第2約束期間に向けた省エネルギー対策の更なる深化を進めていく。

③研究開発期間

2005年度～2010年度

(15) 発電プラント用超高純度金属材料開発（運営費交付金）（4-IV-v 参照）

(16) 先進超々臨界圧火力発電実用化要素技術開発（4-V-iv 参照）

(17) 噴流床石炭ガス化発電プラント開発（4-V-iv 参照）

(18) 石油精製高度機能融合技術開発（4-V-ii 参照）

4-I-iii. 時空を超えたエネルギー利用技術

(中略)

4-I-iv. 省エネ型情報生活空間創生技術

(中略)

4-I-v. 先進交通社会確立技術

(中略)

4－I－vi. 次世代省エネデバイス技術

(中略)

4－I－vii. その他

(中略)

4－II. 運輸部門の燃料多様化

(中略)

4－III. 新エネルギー等の開発・導入促進

(中略)

4－IV. 原子力等利用の推進とその大前提となる安全の確保

(中略)

4－V. 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

(中略)

## 5. 政策目標の実現に向けた環境整備（成果の実用化、導入普及に向けた取組）

### 5-I. 総合エネルギー効率の向上

- 事業者単位の規制体系の導入
- 住宅・建築物に係る省エネルギー対策の強化
- セクター別ベンチマークアプローチの導入と初期需要創出（高効率機器の導入補助等）
- トップランナー基準の対象機器の拡充等
- アジアにおける省エネルギー対策の推進を通じた我が国の国際競争力の向上
- 国民の省エネルギー意識の高まりに向けた取組

### 5-II. 運輸部門の燃料多様化

- 公共的車両への積極的導入
- 燃費基準の策定・改定
- アジアにおける新エネルギー協力
- 国際標準化による国際競争力向上

### 5-III. 新エネルギー等の開発・導入促進

- 事業者支援補助金等による初期需要創出
- 新エネルギーベンチャービジネスに対する支援の拡大
- 新エネルギー産業構造の形成
- 電気事業制度・ガス事業制度の在り方の検討

### 5-IV. 原子力利用の推進とその大前提となる安全の確保

- 電力自由化環境下での原子力発電の新・増設の実現
- 資源確保戦略の展開
- 次世代を支える人材育成
- 中小型炉の海外市場への展開、我が国原子力産業の国際展開支援
- 原子力発電拡大と核不拡散の両立に向けた国際的枠組み作りへの積極的関与
- 国と地域の信頼強化

### 5-V. 化石燃料の安定供給確保と有効かつクリーンな利用

- 資源国等との総合的な関係強化（研究開発の推進・協力、人材育成・技術移転、経済関係強化など）
- 化石燃料のクリーンな利用の開拓

## 6. 研究開発の実施に当たっての留意事項

事業の全部又は一部について独立行政法人の運営費交付金による実施されるもの（事業名に（運営費交付金）と記載したもの）は、中期目標、中期計画等に基づき、運営費交付金の総額の範囲内で当該独立行政法人の裁量によって実施されるものである。

また、事業名に（採択テーマ）と記載された事業は、提案公募事業により採択されたテーマを記載したものであり、その採択や評価等は、提案公募事業の実施機関の責任の下、実施されるものである。



## 7. 改訂履歴

- (1) 平成16年7月7日付け、省エネルギー技術開発プログラム基本計画、新エネルギー技術開発プログラム基本計画、燃料技術開発プログラム基本計画、電力技術開発プログラム基本計画、原子力技術開発プログラム基本計画制定。固体高分子形燃料電池／水素エネルギー利用プログラム基本計画（平成16・02・03産局第6号）は、新エネルギー技術開発プログラム基本計画に統合することとし、廃止。
- (2) 平成17年3月31日付け制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成16・06・04産局第8号）、新エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成16・06・04産局第10号）、燃料技術開発プログラム基本計画（平成16・06・04産局第12号）、電力技術開発プログラム基本計画（平成16・06・04産局第11号）、原子力技術開発プログラム基本計画（平成16・06・04産局第13号）は、廃止。
- (3) 平成18年3月31日付け制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成17・03・25産局第14号）、新エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成17・03・25産局第9号）、燃料技術開発プログラム基本計画（平成17・03・25産局第17号）、電力技術開発プログラム基本計画（平成17・03・25産局第12号）、原子力技術開発プログラム基本計画（平成17・03・25産局第13号）は、廃止。また、次世代低公害車技術開発プログラム基本計画（平成17・03・29産局第2号）は、省エネルギー技術開発プログラム基本計画及び燃料技術開発プログラム基本計画に統合することとし、廃止。
- (4) 平成19年4月2日付け制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成17・03・31産局第19号）、新エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成18・03・31産局第15号）、燃料技術開発プログラム基本計画（平成18・03・31産局第18号）、電力技術開発プログラム基本計画（平成18・03・31産局第17号）、原子力技術開発プログラム基本計画（平成18・03・31産局第16号）は、廃止。
- (5) 平成20年4月1日付け、エネルギーイノベーションプログラム基本計画制定。省エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成19・03・26産局第1号）、新エネルギー技術開発プログラム基本計画（平成19・03・20産局第4号）、燃料技術開発プログラム基本計画（平成19・03・19産局第7号）、電力技術開発プログラム基本計画（平成19・03・16産局第3号）、原子力技術開発プログラム基本計画（平成19・03・23産局第2号）は、本プログラム基本計画に統合することとし、廃止。

(エネルギーイノベーションプログラム・ナノテク・部材イノベーションプログラム)  
「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」基本計画

ナノテクノロジー・材料技術開発部

1. 研究開発の目的・目標・内容

(1) 研究開発の目的

エネルギー資源の約 8 割を海外に依存する我が国にとって、これを効率的に利用すること、即ち、「省エネルギー」を図ることは、エネルギー政策上の重要な課題である。このため、更なる省エネルギー技術の開発・導入を進め、もって我が国におけるエネルギーの安定供給の確保を図ることを目的とした、「エネルギーイノベーションプログラム」の一環として本プロジェクトを実施する。

また、多様な連携（川上・川下産業の垂直連携、材料創製・加工の水平連携）による研究開発の推進により、当該市場のニーズに応える機能を実現する上で不可欠な高品質・高性能の部品・部材をタイムリーに提供し、または、提案することができる部材の基盤技術を確立することを目的とした「ナノテク・部材イノベーションプログラム」の一環としても本プロジェクトを実施する。

鉄鋼材料の高機能化や長寿命化については、日本が最先端の技術力を維持し、世界を牽引してきた。しかし、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧など極限環境対応、輸送機器分野等での軽量化による高効率化、省エネルギー化、安全・安心等に向けて鋼材に対する社会的ニーズは、一段と高度化している。しかし、既存技術の延長ではこれらの課題に対処することが困難になってきている。

他方、近年の科学の進歩により、ナノスケールでの結晶組織制御、工業分野に応用しやすいレーザ発生など電子工学分野における各種の革新的技術、計算機科学の進歩による高度なシミュレーションなど、異分野の新科学・技術との融合による新たな材料技術革新の可能性も高まっている。

このため、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（以下、「NEDO 技術開発機構」という。）は、産学の科学的知見を結集して鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤を構築し、これを産業技術へ繋げていくと共に、社会の共通基盤として情報の整備、提供を通じて、行政、産業界、地域住民等の間で科学的知見に基づいた正確かつ適切な認識の醸成を図る事業方針に基づき、以下のプロジェクトを実施する。

本プロジェクトの技術戦略マップ上の位置付けとしては、超長期エネルギー技術ビジョ

ンにおいて、運輸分野の自動車軽量化、産業分野の素材・部材の高性能化、転換分野の超々臨界圧火力発電に該当する。また、部材分野とし研究開発項目では、安全・安心分野の建築材料、環境・エネルギー分野等の自動車用部材、プラント用部材他に該当する。

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

## （2）研究開発の目標

鋼材の高強度化・利用技術およびその信頼性向上技術の開発により、プラント、構造物、自動車等に関する災害や事故から身体等の安全を確保する。具体的には共通基盤技術と実用化技術に分けて、下記の溶接技術と鍛造技術の2分野の技術開発を行う。詳細な数値目標は別紙の通り。

（中間目標：平成21年度末、最終目標：平成23年度末）

### 【共通基盤技術】

#### ① 高級鋼材\*の革新的溶接接合技術の基盤開発

（※高級鋼材とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称）

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

研究開発項目に対する個々の目標

##### 1) クリーンMIG溶接プロセス技術の開発

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

最終目標：25mm板厚でパス数半減、スパッタ発生率半減

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

中間目標：板厚12mmの高強度鋼2パス隅肉溶接継手の達成

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

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

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

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

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

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

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

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

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

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

## ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

中間目標：母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

最終目標：降伏強度 1000MPa 以上で  $\gamma$  域（900℃）加工でフェライト粒径  $2\mu\text{m}$  以下、 $\alpha$  域および  $\alpha + \gamma$  域加工でフェライト粒径  $1\mu\text{m}$  以下の超細粒の実現

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

中間目標：組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（一般的な鍛造プロセス使用）

最終目標：組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（開発鍛造プロセス使用、プロトタイプ試作モデルの強度測定にてシステム検証）

3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

中間目標：初期き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立

最終目標：限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

## 【実用化技術】

### ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

#### 研究開発項目に対する個々の目標

1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価  
中間目標：施工安定性・制御性などの実用性評価により実用可能なプロセスを絞り込み、溶接装置を試作

最終目標：自動溶接システムを試作し、実構造を模擬した継手を作成。980MPa 級高強度鋼にて、純 Ar シールドで溶接品質：非破壊検査 JIS1 類、溶接効率：現行 MIG 溶接同等以上、強度が 980MPa 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 47J 以上

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

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

b. HT780、12mm 板厚の予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属（靱性 47J 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ ）

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

b. 大型モデル溶接構造体を作成・継手性能を検証

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

中間目標：高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化

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

4) 熱処理なしで割れのない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

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

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

5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

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

最終目標：下記 a. ～c. の実証を通じ、 $700^{\circ}\text{C}$ 級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証の目処。

a. フェライト系耐熱鋼；100MPa at  $650^{\circ}\text{C}$

b. オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at  $700^{\circ}\text{C}$

c. Ni 基合金；100MPa at  $750^{\circ}\text{C}$

- ・新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づくFactor of 1.2の高精度クリープ強度予測法の開発
- 6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築
  - 中間目標：空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価。上記存在状態における水素に対する炭化物及び固溶炭素の影響の定量評価
  - 最終目標：粒界水素量の動的挙動の予測手法の構築。980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界（水素量、局所応力）の予測手法の構築

#### ④ 先端的制御鍛造技術の開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

- 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発
  - 中間目標：同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。
    - a. 大型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 900MPa 未満(軟質部)
    - b. 中型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
    - c. 小型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
  - 最終目標：同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。
    - a. 大型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
    - b. 中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
    - c. 小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
- 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築
  - 中間目標：システムを構成する各モジュール用データベースの構築（一般的な鍛造プロセス使用）
  - 最終目標：システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マクロシミュレーションモデルの構築（開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルによるシステム検証）
- 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示
  - 中間目標：内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の要因を抽出
  - 最終目標：材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労試験の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る

### (3) 研究開発内容

上記目標を達成するために、以下の研究開発項目について、別紙の研究開発計画に基づき研究開発を実施する。

#### 【共通基盤技術（委託事業）】[委託事業]

- ① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発
  - 1) クリーン MIG プロセス技術の開発
  - 2) ファイバーレーザー・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発
  - 3) 高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究
  - 4) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の開発
  - 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究
- ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発
  - 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究
  - 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発
  - 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

#### 【実用化技術（助成事業）】[助成事業（助成率：2/3 以内）]

- ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発
  - 1) クリーン MIG の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用検討
  - 2) レーザー・アークハイブリッド溶接の 980MPa 級高強度鋼への適用検討
  - 3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用の溶接材料の開発
  - 4) 予熱・後熱なしで低温割れのない 9Ni 系低温用鋼溶接材料の開発
  - 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計
  - 6) 980MPa 級継手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築
- ④ 先端的制御鍛造技術の開発
  - 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発
  - 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築
  - 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

## 2. 研究開発の実施方式

### (1) 研究開発の実施体制

本研究開発は、NEDO 技術開発機構が、単独ないし複数の原則本邦の企業、研究組合、公益法人等の研究機関（原則、国内に研究開発拠点を有していること。ただし、国外企業の特別な研究開発能力、研究施設等の活用あるいは国際標準獲得の観点からの国外企業との連携が必要な場合はこの限りではない。）から公募によって研究開発実施者を選定し実施する。

研究開発に参加する各研究開発グループの有する研究開発ポテンシャルの最大限の活用により効率的な研究開発の推進を図る観点から、研究開発責任者（プロジェクトリーダー）国立大学法人 名古屋大学 副総長 宮田 隆司を置き、その下に研究者を可能な限り結集して効果的な研究開発を実施する。

本研究開発において、NEDO 技術開発機構が主体となって行うべき基礎的・基盤的研究開発であると判断される研究開発内容に示した【共通基盤技術】の事業は委託により実施し、市場化に向けた産業界の具体的な取り組みが示されるべき実用化研究開発であると判断される研究開発内容に示した【実用化技術】の事業は助成（助成率 2/3）により実施する。

### (2) 研究開発の運営管理

研究開発全体の管理・執行に責任を有する NEDO 技術開発機構は、経済産業省及び研究開発責任者と密接な関係を維持しつつ、プログラムの目的及び目標、並びに本研究開発の目的及び目標に照らして適切な運営管理を実施する。具体的には、必要に応じて、NEDO 技術開発機構に設置する委員会及び技術検討会等、外部有識者の意見を運営管理に反映させる他、四半期に一回程度プロジェクトリーダー等を通じてプロジェクトの進捗について報告を受けること等を行う。

## 3. 研究開発の実施期間

本研究開発の期間は、平成 19 年度から平成 23 年度までの 5 年間とする。

## 4. 評価に関する事項

NEDO 技術開発機構は、技術的及び政策的観点から、研究開発の意義、目標達成度、成果の技術的意義ならびに将来の産業への波及効果等について、外部有識者による研究開発の中間評価を平成 21 年度、事後評価を平成 24 年度に実施する。また、中間評価結果を踏まえ必要に応じてプロジェクトの加速・縮小・中止等見直しを迅速に行う。なお、評価の時期については、当該研究開発に係る技術動向、政策動向や当該研究開発の進捗状況等に応じて、前倒しする等、適宜見直すものとする。



## 5. その他の重要事項

### (1) 研究開発成果の取扱い

- ・ 共通基盤技術の形成に資する成果の普及

研究開発成果については、NEDO 技術開発機構、実施者とも普及に努めるものとする。

- ・ 知的基盤整備事業又は標準化等との連携

得られた研究開発の成果については、知的基盤整備または標準化等との連携を図るため、データベースへのデータの提供、標準情報 (TR) 制度への提案等を積極的に行う。

- ・ 知的財産権の帰属

委託研究開発の成果に関わる知的財産権については、「独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構新エネルギー・産業技術業務方法書」第 26 条の規定等に基づき、原則として、すべて委託先に帰属させることとする。

### (2) 基本計画の変更

NEDO 技術開発機構は、研究開発内容の妥当性を確保するため、社会・経済的状況、内外の研究開発動向、政策動向、プログラム基本計画の変更、第三者の視点からの評価結果、研究開発費の確保状況、当該研究開発の進捗状況等を総合的に勘案し、達成目標、実施期間、研究開発体制等、基本計画の見直しを弾力的に行うものとする。

### (3) 根拠法

本プロジェクトは、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構法第 15 条第 1 項第 2 号及び 3 号に基づき実施する。

### (4) その他

本研究によって得られたあらゆる知的財産、また本研究の過程または成果に基づき開発したプログラム、サンプルもしくは装置などの成果物について、本プロジェクト外 (国内外) への供試・開示については、事前にプロジェクトリーダーと NEDO 技術開発機構に連絡する。

その際に、NEDO 技術開発機構が申請書の提出を求めた場合は、これに応じ速やかに提出する。

## 6. 基本計画の改訂履歴

- (1) 平成 19 年 3 月、制定。

- (2) 平成 19 年 6 月、研究開発責任者 (プロジェクトリーダー) 決定に伴い改訂。

- (3) 平成 20 年 7 月、イノベーションプログラム基本計画の制定により、「(1) 研究開発の目的」の記載を改訂。

## (別紙) 研究開発計画

### 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

#### 1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

##### 1. 研究開発の必要性

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

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

##### 2. 研究開発の具体的内容

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

開発に必要な開発課題・研究項目は以下の通り。

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

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

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

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

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

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

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

(4) 高速熱プラズマ流によるアーク溶接環境制御条件の明確化

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

3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

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

#### 1. 研究開発の必要性

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

板厚 12～25mm、突き合わせ及び隅肉継手を対象に以下の検討を行う。

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

### 3. 達成目標

#### 中間目標：

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

#### 最終目標：

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

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

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

#### 1. 研究開発の必要性

高強度鋼はマルテンサイトを主組織とするため、溶接金属に導入されるマルテンサイト組織での高靱化が重要な課題となる。マルテンサイト溶接金属が硬くて脆いという概念は、溶接金属の含有酸素が多いことに依存しているためと考えられ、酸化物系介在物を激減すれば、マルテンサイト組織は高強度で高靱性を示すはずである。低温用 9%Ni 鋼でも、クリーン溶接金属とすれば高強度でかつ低温靱性の優れた溶接継手が得られる可能性がある。溶接金属の酸素含有量を鋼材並に抑制できる研究開発項目①、②の成果を見極めつつ、このクリーン溶接金属を前提に、割れ感受性が低く、強度と靱性のバランスのとれた新しい溶接メタラジーを切り開く。一方、マルテンサイト組織は水素に起因する低温割れ感受性が高いため、溶接前に予熱処理が行われる。この組織に残留 $\gamma$ 相を分散させそこに水素をトラップすれば予熱無しでも低温割れ抑止可能と期待される。その反面、強度が下がるため高強度鋼として必要な強度の確保とのトレードオフとなる。また、オーステナイト相を安定化すると凝固時に凝固割れを起こしやすい。そこで、強度と耐割れ性を両立するための最適なオーステナイト相の量、分散形態等を最適化し所与の水素量に対する溶接割れ防止要件を明確化する。さらに、マルテンサイト変態開始の温度を300℃以下に下げることにより、常温における残留応力を低下させ、低温割れを抑制する効果も期待される。

一方、オキサイドメタラジーによる結晶粒微細化手法を前提に現在活用されている溶接金属を、開発課題①、②の成果として得られる入熱が抑制されたクリーンプロセスに適用した際には、介在物の少ないクリーンな組織と熱的条件の変化による結晶粒微細化が両立され、強度・靱性バランスに優れた継手特性の確保に結びつく可能性が期待される。この場合、基本的に共金系となるため、母材による希釈を考慮する必要がなくなるので、汎用の溶接技術として展開される可能性がある。

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

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

- (1) 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立
- (2) 高Ni、Crマルテンサイト系溶接金属および9%Ni系溶接金属の凝固割れならびに低温割れ防止要件の明確化と靱性確保要件の明確化

(3) 水素拡散集積挙動のシミュレーション  
(4) HT980共金系溶接金属の低温割れ防止条件、靱性改善メカニズムの検討  
(5) 急冷溶接金属の微細アシキュラーフェライトの結晶学的解析  
(6) 実用的溶接材料の成分設計に必要な金属組織と化学組成設計指針の確立  
開発された溶接技術の下に試作される高強度鋼の中・大型継手性能評価の観点から実施する研究開発項目は以下の通り。

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

### 3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

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

#### 1. 研究開発の必要性

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

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

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 母材、HAZの長時間強度予測技術と合金設計指針の提示

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

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

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

##### (3) 長時間クリープ強度予測技術の高精度化

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



### 3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

- ・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。
- ・ 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。

## 研究開発項目① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

#### 1. 研究開発の必要性

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

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

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

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### 実験研究を中心にした分野

原子空孔、転位、結晶粒界、第二相介在物をそれぞれ独立に評価できる単純化したモデル組織を対象にして高精度な水素昇温脱離プロファイルを求めて、各種水素トラップサイトのトラップエネルギー（結合エネルギー）を実験的に求める。単純化したモデル組織を対象として、局所応力-局所水素量に基づく破断限界を実験的に求める。

#### 計算研究を中心にした分野

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

### 3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

## 研究開発項目② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

#### 1. 研究開発の必要性

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

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

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

鉄鋼の相変態組織では、変態温度が低下するほど強度が上昇する。低温での変態によって形成されるベイナイトおよびマルテンサイト組織は、非調質鋼の代表的組織であるフェライト+パーライト組織のように加工熱処理を用いずとも、変態ままで結晶粒が微細で高密度の転位を含む高強度鋼として最も適した基地組織である。非調質鋼のさらなる強靱化のためには、冷却制御によるベイナイト/マルテンサイト組織の利用が必要不可欠である。

鍛造は小減面で大ひずみの導入が可能であり、同時に、様々なすべり系を活用できるとも言われているが、現状はこの利点を十分利用しきれていない。これは同一相当塑性ひずみ下におけるひずみを異なる方向から導入する効果が明らかではないためである。そこで、オーステナイトおよびフェライトの動的再結晶の臨界ひずみに及ぼす多方向加工の影響を明らかにする必要がある。

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 析出強化を最大にする指導原理の提示

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

析出強化との両立を図る。

(2) 細粒化を実現する指導原理の提示

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

3. 達成目標

中間目標：

母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

最終目標：

降伏強度 1000MPa 以上で $\gamma$  域 (900℃) 加工でフェライト粒径  $2\mu\text{m}$  以下、 $\alpha$  域および $\alpha + \gamma$  域加工でフェライト粒径  $1\mu\text{m}$  以下の超細粒の実現

## 研究開発項目② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

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

#### 1. 研究開発の必要性

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスに対して、バーチャルラボシステムの各構成要素である各モジュール（変形抵抗、再結晶・析出・変態予測、強度・部品特性予測）用のデータベースを基に、各モジュールの構築を図る。
- (2) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスを対象に、大変形マルチスケールシミュレーションモデルシステム（前方押し出し用鍛造部品解析モデルの開発、大変形域用 FEM 解析モデルの開発、強度・部品特性分布予測）を開発し、二次元軸対象モデルにて、システムの検証を行う。

#### 3. 達成目標

中間目標：

組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築（一般的な鍛造プロセス使用）

最終目標：

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使用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証）

## 研究開発項目② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

#### 1. 研究開発の必要性

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) 電子線後方散乱局所的疲労損傷分布評価技術の活用による高強度鋼の疲労損傷評価技術の確立、および結晶方位と介在物などの応力集中との重畳効果の分離解析技術の開発。
- (2) 金属組織の3次元観察装置を鉄鋼材料中のき裂観察にも活用できるように観察技術を確立し、従来、非常に手間がかかり非現実的であった初期き裂の3次元観察を可能にする。さらに、本処理の間に失われる非金属介在物の組成分析が可能な技術を構築し、介在物組成の影響の明確化に寄与する。
- (3) 高強度（高硬度）鋼において、局所的な内部起点疲労き裂周辺の磁気特性を3次元的に測定し、進展・停留挙動を評価する技術を確立する。また、その技術を活用し、き裂進展挙動（伝播、あるいは停留）に及ぼす種々要因（非金属介在物、応力）の影響抽出とモデル化を行う。

#### 3. 達成目標

中間目標：

初期き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立

最終目標：

限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

##### 1. 研究開発の必要性

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

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

##### 2. 研究開発の具体的内容

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

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

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

##### 3. 達成目標

###### (1) 中間目標

- ・開発されたクリーン溶接技術の施工安定性・制御性など実用性を評価し、各制御因子の影響を把握し、実用可能なプロセスを絞り込むとともに、溶接装置を基盤研究を基に試作する。
- ・別途開発された 1 次試作ワイヤを用いて継手を製作し、予熱・後熱なしで低温割れが生じないことを、試験体で確認すると共にその継手性能を調査する。

###### (2) 最終目標

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



- 980MPa 級高強度鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は現行 MIG 溶接と同等（非破壊検査 JIS1 類）を確保し、現行 MIG 溶接と同等かそれ以上の溶接能率で、強度が 980MPa 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 47 J 以上を目標とする。
- 低温用鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は非破壊検査 1 類を確保し、現行 TIG 溶接の 2 倍以上の施工能率で耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、 $-196^{\circ}\text{C}$ での靱性値が 50J 以上を目標とする。
- 980MPa 級高強度鋼では、各種溶接継手における疲労特性および疲労強度を確認し、疲労設計応力を提示する。

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

##### 1. 研究開発の必要性

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

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

##### 2. 研究開発の具体的内容

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

###### (1) レーザ溶接プロセスの開発

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

###### (2) レーザ溶接金属の開発

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

###### (3) レーザ溶接継手の破壊安全性評価技術の開発

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

##### 3. 達成目標

中間目標：

- ・ 板厚 12mm 鋼板に対する JIS1 類レベルの 1 パス貫通突合せ溶接プロセスおよび 2 パス

#### 完全溶込み隅肉溶接プロセスの達成

- 板厚 12mmHT780 鋼板に対する予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属の開発とその溶接金属靱性： $vE-40 \geq 47J$  の達成。
- 溶接部靱性の簡易評価手法の提案と、溶接継手疲労特性向上要因の明確化。

#### 最終目標：

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

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

##### 1. 研究開発の必要性

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

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

##### 2. 研究開発の具体的内容

###### (1) 高強度鋼低温割れ防止のための溶接金属の成分設計

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

###### (2) 高強度鋼強度・靱性確保のための溶接金属の成分設計

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

###### (3) 高強度鋼用革新的アーク溶接材料の開発

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

##### 3. 達成目標

###### (1) 中間目標

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

(2) 最終目標

実用溶接材料の開発に結びつくプロトタイプ of 溶接材料の開発を行う。

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

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

##### 1. 研究開発の必要性

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

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

##### 2. 研究開発の具体的内容

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

###### (1) 凝固割れ防止技術の開発

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

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

###### (2) 強度・靱性・割れ向上技術の開発

本プロジェクトで開発するクリーン溶接プロセスである「レーザ」と「MIG」は従来の溶接プロセスとは溶接入熱が大きく異なるばかりか、溶接金属中の酸素量が従来に比べて大幅に低減する。そこで溶接金属部の強度や靱性、割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を支配する因子を、金属組織に加えて、酸化物や析出物の観点も含めて明確化し、溶接金属部の強度や靱性、耐割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を兼備できる溶接材料設計指針を導出する。

介在物や析出物の制御が主要ポイントの一つであり、これらの生成・成長過程をモデル化・シミュレーションできる技術も並行して進めていく。

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

上記 2 点の開発は、①は液相状態、②は固相状態での材料設計技術となる。これらの材料設計技術を連携させ、液相から固相に至る一貫過程での溶接材料設計指針を導出し、クリーン溶接プロセスに適合した 9Ni 系厚鋼板に対応したプロトタイプ溶接材料を開発する。

### 3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

## 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

### 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

#### 1. 研究開発の必要性

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

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

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

##### (1) 700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針の提示と実験室的試作。

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

##### (2) 溶接部および母材の高精度クリープ変形・組織劣化モデリング技術の確立

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



### 3. 達成目標

#### 中間目標：

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

#### 最終目標：

- ・下記 a. ～c. の実証を通じ、700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証の目処を得る。
  - a. フェライト系耐熱鋼；100MPa at 650℃
  - b. オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700℃
  - c. Ni 基合金；100MPa at 750℃
- ・新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づくFactor of 1.2の高精度クリープ強度予測法の開発

### 研究開発項目③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

##### 1. 研究開発の必要性

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

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

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

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

##### 2. 研究開発の具体的内容

###### 実験研究を中心とした分野

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

###### 計算研究を中心とした分野

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

### 3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

## 研究開発項④ 先端的制御鍛造技術の開発

### 1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

#### 1. 研究開発の必要性

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

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

#### 2. 研究開発の具体的内容

以下の項目に対して研究を進めることにより、目標を達成する。

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

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

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

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

#### 3. 達成目標

中間目標：

同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

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

最終目標：

同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

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

#### 研究開発項目④ 先端的制御鍛造技術の開発

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

###### 1. 研究開発の必要性

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

###### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスの基盤技術の各モジュールに対応するデータベースの作成・構築
- (2) ベース鋼の一般的な鍛造プロセスを対象に、大変形マルチスケールシミュレーションモデルシステム（前方押し用鍛造部品解析モデルの開発、大変形域用 FEM 解析モデルの開発、強度・部品特性分布予測）を開発し、二次元軸対象モデルにて、システムの検証を行う。

###### 3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マルチスケールシミュレーションモデルの構築（開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証）

#### 研究開発項目④ 先端的制御鍛造技術の開発

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

###### 1. 研究開発の必要性

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

###### 2. 研究開発の具体的内容

- (1) 転動疲労剥離起点となる可能性が高いサンプル内部介在物を同定後、転動疲労中の剥離プロセス経時変化を非破壊的に追跡観察し、剥離プロセスの概況を把握する。
- (2) 非金属介在物周囲の応力解析シミュレーション手法を確立する。また、上記に合わせて詳細に観察したき裂発生以前の損傷状況、き裂発生・伝播挙動を、応力解析結果と合わせて、転動疲労メカニズムを明確化する。
- (3) 内部起点疲労損傷における起点欠陥すなわち非金属介在物の性状と疲労寿命との関係を転動疲労実験により求めて、臨界起点欠陥サイズ臨界サイズが求まる転動疲労寿命予測式を立案する。さらに、非金属介在物組成・サイズを変化させた試作材を用いた転動疲労試験により寿命式の検証を行なう。

###### 3. 達成目標

###### 中間目標：

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

###### 最終目標：

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

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

中間評価 事業原簿 用語集

<溶接技術SG>委託

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

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



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

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

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

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

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

<高温クリープSG>委託

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

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

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



<制御鍛造SG>委託

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

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

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

<内部起点疲労破壊SG>委託

No.	用語	意味・説明
1	内部起点疲労	金属材料中の介在物あるいは結晶面および界面の割れが、繰り返し荷重のもとで構造体(試験片)内部で生じ、疲労破壊に至る主き裂の起点を与える現象。通常は疲労破壊の起点が表面に生じる。
2	転動疲労	主に軸受や圧延ロールに対し、疲労の観点からはく離損傷を説明するために用いられる。特徴は、表面近傍で、き裂が、接触部に発生する高面圧に起因する応力によって進展することである。このき裂がはく離を引き起こしたときが寿命となる。
3	非破壊UT(非破壊超音波探傷)	超音波探傷は材料の内部欠陥、表面欠陥を非破壊で検出する方法。材料表面より超音波を入射し、材料表面あるいは材料内部の欠陥部で反射する超音波を検出し、その強度などで欠陥を判断する。鉄鋼材料の場合、圧延材や鍛造品の内部品質検査に用いられる。超音波が低周波ほど感度は下がるが、材料中での減衰が抑制されるので広範囲な検査が可能である一方、高周波ほど感度は向上するが、減衰しやすくなるので検査範囲が限定される特徴を持つ。
4	スラスト試験	転動疲労寿命を評価する代表的な材料試験法。転動体(ボール)の回転軸に平行なスラスト荷重下で試験を行う方式なのでスラスト試験もしくはスラスト寿命と称される。
5	変形勾配	外力が与えられた物体に生じる変位の勾配。
6	WEA(White Etching Area, butterfly wing)	WEAは転動疲労に伴って起動直下に生じる組織変化。光学顕微鏡の腐食組織観察において白色を呈するのでこのように称される。研究者によって、白色組織変化、白層、白色層と称される場合もある。なお、介在物起点の白色を呈する組織変化を形状的特徴からbutterflyと称し、介在物の両サイドの羽部にあたる白色部を指してbutterfly wingと呼ぶ。
7	{111}変形集合組織	変形に伴い個々の結晶粒が回転して、{111}面に揃う傾向を示す。
8	パリス則	疲労き裂の進展速度と応力拡大係数幅 $\Delta K$ の関係。材料によって一意に決まる。
9	$\Delta K_{II}$	面内せん断応力を受けたき裂がモードIIで進展する時の応力拡大係数幅。
10	$\Delta K_{IIth}$	面内せん断応力で進展するときのき裂進展下限値。この値を超えないと、き裂が進展しない。
11	$\Delta K_{IIc}$	面内せん断応力で進展するき裂が不安定破壊を引き起こす臨界値の応力拡大係数幅。
12	モードIき裂	引張り応力が負荷されるとその直交方向に進展するき裂。
13	モードIIき裂	面内せん断応力で進展するき裂。
14	EBSD法(電子線後方散乱回折法)	入射電子線が非弾性散乱を起こして球面波を形成し、Bragg回折を経て脱出した反射電子線をスクリーンに投影して得られる菊池線からなるEBSDバンドを画像解析し、バンド間の角度から結晶方位を解析する方法。走査電子顕微鏡を用い、バルク試料表面近傍の情報を得る。
15	FIB-SEM	表面観察装置である走査電子顕微鏡(SEM)と微小領域加工装置である収束イオンビーム(FIB)とを同一筐体に合体し、2つの機能を連続制御できる。
16	磁場顕微鏡	プローブ顕微鏡の一種で、磁場データを取得するセンサーでプローブを構成し、これで観察対象をスキャンして画像を得る顕微鏡。

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

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

<溶接技術SG>助成

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

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



<高温クリープSG>助成

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

14	メモリーイフェクト	マルテンサイト鋼において、昇温加熱時にフェライトからオーステナイトへの逆変態を生じるが、基の旧オーステナイトと同じ結晶方位に戻ることをメモリーイフェクトといい、残留オーステナイトが存在する場合には、それが核となって、周囲のフェライトが元のオーステナイトと同じ結晶方位になる。
15	Larson-Millerパラメーター	Larson-Millerが提唱した焼き戻しパラメータ。ある熱活性化現象(例えば、析出、マルテンサイトの焼き戻し軟化、クリープ等)が単一の熱活性化過程で律速されるとの前提で、その現象を温度時間の無次元化パラメータで表現できることを示した。 $LMP=T(\text{Log}t+C)$ T;温度(K)、t;時間(h) C;定数(耐熱合金ではC=20が用いられることが多い)
16	Alloy263	Ni-20Co-20Cr-6Mo-2Ti-0.4Alを主成分とするNi基合金。
17	ノジュール成長	ノジュール(団塊)状に成長すること。
18	PFZ(Precipitation Free Zone)	無析出領域。
19	ノジュラー $\gamma'$	ノジュラー析出した $\gamma'$ 相。
20	液相拡散接合	液相域で拡散接合する方法。
21	一様伸び	引張試験において、試験片平行部がほぼ一様に変形する永久伸びの限界値。通常、最大引張荷重に対応する永久伸びとして求められる。
22	クリープ破断延性	クリープ破断した際の試験片の伸び、あるいは絞りの総称。
23	ASME P.91 鋼	ASME規格でGr91の大径管に対応する規格鋼をP91と称する。
24	ASME P.92 鋼	ASME規格でGr92の大径管に対応する規格鋼をP92と称する。
25	TTP図	温度時間パラメータ(Time Temperature Parameter)線図の略称。種々の温度で例えばLaves相の析出が開始する時間をプロットして、それらを曲線で繋ぐことによってLaves相の析出開始曲線(通常C曲線と呼ばれる)が得られる。
26	EBSP	電子線後方散乱回折(パターン)Electron BackScatter Diffraction (Pattern) 試料表面に電子線を入射し後方散乱されてくる電子の菊池パターンを解析することで、試料表面の結晶方位を解析する手法。EBSP法とも呼ばれる。SEM内に蛍光板を設けて、蛍光板上に現れる菊池線を高感度TVカメラでコンピュータに記録し、画像処理により菊池線を識別して結晶方位の指数付けを行う。電子ビームの連続走査によりサブミクロン領域の方位分布(方位マップ)像が得られる。
27	大傾角 領域	隣り合う結晶粒同士の傾斜角が大きい領域、通常15度以上の大角粒界をさす。
28	SHC委員会の方法	SHC委員会で定めた強度推定法でクリープデータを試験応力が0.2%耐力の1/2より大きいデータ群と、小さいデータ群で別々に解析する方法。
29	改良 $\Theta$ 法	クリープ変形曲線を解析して、クリープ強度を予測数値解析法の一つでWilshireが提唱した $\Theta$ 投影法を丸山先生が改良した方法。
30	$\Omega$ 法	クリープ変形曲線を解析して、クリープ強度を予測数値解析法の一つ。
31	GL	Gauge Lengthの略。
32	バネクリープ試験片	ばね式のクリープ試験機用試験片。

<制御鍛造SG>助成

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

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

<内部起点疲労破壊SG>助成

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

16	VIM	真空誘導溶解の略号。少量で高品質な試作に適するので、鉄鋼材料の研究用試作には多用されている。
17	最大接触面圧	ヘルツの弾性接触理論から計算される転動体と軌道との接触による最大の応力。最大接触応力と同じ。
18	FIB-SEM	表面観察装置である走査電子顕微鏡(SEM)と微小領域加工装置である収束イオンビーム(FIB)とを同一筐体に合体し、2つの機能を連続制御できる。
19	FIB(focused ion beam)	ガリウムイオンを電界で加速して細く絞った収束イオンビーム。SEM観察用の断面作製やTEM観察用の薄膜作製等の微細加工に用いられる。
20	セクショニング	3次元像構築のために断面分割すること。
21	モード I 変形	3つの変形・破壊モードのうちの一つでモード I は開口型。他の2つは、モード II (面内せん断型)とモード III (面外せん断型)。

# I. 事業の位置付け・必要性について

## 1. NEDO の関与の必要性・制度への適合性

### 1. 1 NEDO が関与することの意義

省エネルギー化を図るとともに、安全・安心社会の実現及びCO<sub>2</sub>排出削減といった強い社会的要請に貢献するため、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧といった極限環境対応及び、輸送機器分野での軽量化等が必要である。

このため、革新的な溶接技術、鍛造技術及びそれに最適な組織制御技術が必要であり、具体的には、鋼構造体・鍛造部材の破壊損傷機構解明、溶接技術の経済的・革新的改善、組織制御による鍛造部材特性の最適傾斜機能化等の要素・基礎研究の着実な実行が必要である。また、鉄鋼材料はあらゆる分野で活用されるものであり、本研究開発の成果による部材の高強度・高機能化によりもたらされる、安全・安心かつ低炭素な社会の実現は、我が国社会全体への波及効果が極めて高い。

また、2050年に世界の温室効果ガス半減という長期目標達成のためには、2020年までに排出量を減少に転じさせなければならず、そのためには、世界全体のCO<sub>2</sub>排出量の約3割を占める石炭火力発電に対し、より熱発電効率を向上させた先進的超々臨界圧発電技術(A-USC)を導入することが期待されている。このA-USC開発を行うためには、本技術開発の成果となる高温・高圧という極限環境に耐える鉄鋼部材・加工技術の確立が不可欠となっている。さらに、長期エネルギー需給見通しの目標達成のためにも、本技術開発成果となる傾斜鍛造部材による自動車燃費向上(約3%)効果は大きい。

しかしながら、現状業界各社だけでは、これらの製品実用化の目処が立っておらず、産官学の連携を通じて大幅な加速化が必要である。

このように、本技術は、環境エネルギー技術革新計画等に示されている低炭素社会の実現に必要であり、かつ、エネルギー安定供給にも寄与するものである。このような国家的課題は、個々の民間企業の経済的な観点に基づく自主的努力に単純に任せる分野ではなく、政府が主体的に進める重点分野の一つであり、従来からNEDOがこれまでに蓄積してきた知識、実績を生かし、推進すべき課題である。

### 1. 2 実施の効果(費用対効果)

#### 1. 2. 1 高級鋼材の革新的溶接技術接合技術の開発

##### a) 予熱後熱フリー溶接技術による省エネ効果

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

母材の10℃→150℃への正味の加熱エネルギー：

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

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

ととなる。

本技術開発により、従来は予熱・後熱を必要としない溶接技術が建築・土木・造船、プラント・資源・エネルギーインフラ分野の構造体施工に拡大すると想定する。鋼材内需、約 60 百万 t の内、上記分野で活用されている鋼材量は 40 百万 t 程度。2030 年時点では従来鋼材も残ると想定され期待効果は 25% とした。

$$2030\text{年}で 16.1\text{ L原油/t} \times 40\text{ 百万 t/年} \times 0.25 = 16.1\text{ 万 kL/年}$$

$$2010\text{年} \quad 0\% \quad 0\text{ 万 kL/年}$$

$$2020\text{年} \quad 5\% \quad 3.2\text{ 万 kL/年}$$

$$2030\text{年} \quad 25\% \quad 16.1\text{ 万 kL/年}$$

(成功率 33.3% を考慮すると 2030 年 5.3 万 kL/年) … (イ)

## b) 耐熱鋼開発による火力発電所関連の省エネ効果

高温クリープ対応型高機能鋼材が開発されると、より高効率な火力発電設備が整備され、省エネ効果が期待される。

<2005年>

石炭総出力 35GW (35 基 x 100 万 kW 級)

うち 600°C 超々臨界発電 (USC) で 15GW (発電効率 40%)

残り 538/566°C 亜臨界 (SC) で 20GW (平均 40 万 kW 級 x 50 基、効率 38%~39.8%)

→ 538/566°C 級 SC プラント 20GW 発電効率 39.8%

CO<sub>2</sub> 発生量 = 0.787t-CO<sub>2</sub>/MWh x 20,000MW x 0.68 x 24h/日 x 365 日/年

$$= 9,376\text{ 万 t-CO}_2 \quad \dots \textcircled{1}$$

<2015~2025年>

2015 年から老朽火力発電所を 40 万 kW 級換算で 5 基/年更新して、2025 年までに全ての SC プラントを 650°C 級 USC プラント (発電効率 43%) 及び 700°C 級 USC プラント (発電効率 46%) に更新すると仮定する (①→②+③へ)。プラント稼働率を 68% とし、

→ 650°C 級 USC プラント 10GW 発電効率 43%

CO<sub>2</sub> 発生量 = 0.733t-CO<sub>2</sub>/MWh x 10,000MW x 0.68 x 24h/日 x 365 日/年

$$= 4,366.3\text{ 万 t-CO}_2 \quad \dots \textcircled{2}$$

700°C 級 USC プラント 10GW 発電効率 46%

CO<sub>2</sub> 発生量 = 0.682t-CO<sub>2</sub>/MWh x 10,000MW x 0.68 x 24h/日 x 365 日/年

$$= 4,062.5\text{ 万 t-CO}_2 \quad \dots \textcircled{3}$$

よって、2025 年において

$$(\text{CO}_2 \text{ 削減量}) = \textcircled{1} - (\textcircled{2} + \textcircled{3}) = 947.2\text{ 万 t-CO}_2$$



→ (石炭削減量) = 947.5万 t-CO<sub>2</sub> × 0.528 = 500万 t

→ (省エネルギー (原油換算)) = 380万 kL/年

(成功率33.3%を考慮すると2030年 省エネルギー 126.5万 kL/年) … (ロ)

### 1. 2. 2 先端的制御鍛造技術および理想的強度分布設計手法の開発

自動車コンロッドにおける先端的鍛造技術の開発により、コンロッドの軽量化及びそれに伴う周辺部品の軽量化が期待される。

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

1.0トンクラスの自動車において1kg軽量化により0.03Km/L/kgの燃費向上を見込。

1.0トンクラスの自動車で14.4kg軽量化できるので0.03Km/L/kg×14.4kg=0.43Km/Lの燃費改善が見込める。これにより平均燃費15.0km/Lから15.43Km/Lに改善されるので2.9%向上する。

日本の乗用車保有台数の推移が、2015年：5950万台、2020年：6100万台、2030年：6200万台とする。1台当りの平均年間走行距離を1万km/年、平均燃費を15.0km/Lとすると乗用車用ガソリン使用量と本技術の省エネルギー効果量はそれぞれ普及率を見込み、次のようになる。

年度	(FY)	2015	2020	2030
乗用車保有台数	(万台)	5950	6100	6200
総ガソリン使用量	(万kL)	3967	4067	4133
ガソリン削減量	万kL	115	118	120 (燃費改善2.9%を乗じる)
原油換算	万kL	104	107	109 (熱量換算*)

\* ×ガソリン34.6[MJ/L]／原油38.2[MJ/L]

普及率を考慮すると、次のとおり試算

2015年 5% 5万kL/年

2020年 50% 54万kL/年

2030年 100% 109万kL/年

(成功率33.3%を考慮すると2030年 36.3万kL/年) … (ハ)

2030年省エネルギー効果量

原油換算 (万kL/年) 原油換算：上記(イ)，(ロ)，(ハ)合計 168万kL/年

### 1. 2. 3 火力発電建設材料コスト削減

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

A. 現在 ; フェライト鋼 600トン/基

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

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

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

材料費のみ（製造費除く）から想定されるコストは、それぞれ以下の通りである。

新フェライト鋼	2.3M¥/トン
新オーステナイト鋼	4.2M¥/トン
新Ni 基合金	8.7M¥/トン
欧州型Ni 基	10.0M¥/トン

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

$$10 \times 1000 - (8.7 \times 300 + 4.2 \times 200 + 2.3 \times 500)$$

$$= 5400 \text{M¥/基}$$

(成功率33.3%を考慮すると、1800M¥/基)

## 2. 事業の背景・目的・位置づけ

### 2. 1 事業の背景

鉄鋼材料の高機能化や長寿命化については、日本が最先端の技術力を維持し、世界を牽引してきた。しかし、エネルギー・インフラ分野で求められる極低温、腐食、高温・高圧など極限環境対応、輸送機器分野等での軽量化による高効率化、省エネルギー化、安心・安全等に向けて鋼材に対する社会的ニーズは近年一段と高度化している。既存技術の延長ではこれらの課題に対処することが困難になってきている。

これらの視点から、平成17年8月～平成18年2月、NEDO調査委員会活動として、国内鉄鋼需要業界85社を対象に、鉄鋼の基礎研究の必要分野についてアンケート調査を実施した。

その結果、①高強度鋼板の加工技術、②応力腐食割れ防止技術の開発、③高強度鉄鋼構造物の溶接技術、④高耐熱鋼材の開発、⑤鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術の開発の5分野の研究田必要との結論に至った。このうち、①高強度鋼板の加工技術については、自動車業界を中心に、また、②応力腐食割れ防止技術の開発については、化学プラントユーザーを中心に精力的に研究が実施されていることから、本事業では、③高強度鉄鋼構造物の溶接技術、④高耐熱鋼材の開発、⑤鍛造部品の高強度化と切削性を両立する技術の開発への取り組みが必要との結論に至った。

一方、近年の科学の進歩により、ナノスケールでの結晶組織制御、工業分野に応用しやすいレーザなど電子工学分野における各種の革新的技術、計算機科学の進歩による高度なシミュレーション技術など、異分野の新科学・技術との融合による新たな材料技術革新の可能性も高まっている。

このような背景の元、最先端技術を有する鉄鋼メーカー、プラントメーカー、大学及び独法等研究機関の連携により、上記難題解決に取り組むこととした。

### 2. 2 事業の目的および意義

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

具体的には、2. 1で述べた課題を克服するための前提となる、高強度鋼、高機能鋼の実用化拡大の基盤技術の高度化をめざし、(1)高級鋼\*厚板溶接部の信頼性・寿命を大幅に向上する溶接施工・溶接材料及び金属組織制御技術の開発、(2)部材の軽量化を図るために高強度と加工性の両立を可能とする鍛造技術の開発を行い、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化による、省エネルギーとの長寿命化および輸送機器等の更なる軽量化と信頼性を高める。これにより、高度な省エネルギーと安全・安心を両立できる社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上を図ることを目的とする。(※高級鋼とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称)

## 2. 3 事業の位置付け

本事業は、経済産業省の「ナノテク・部材イノベーションプログラム」「エネルギーイノベーションプログラム」の一つとして位置付けられる。

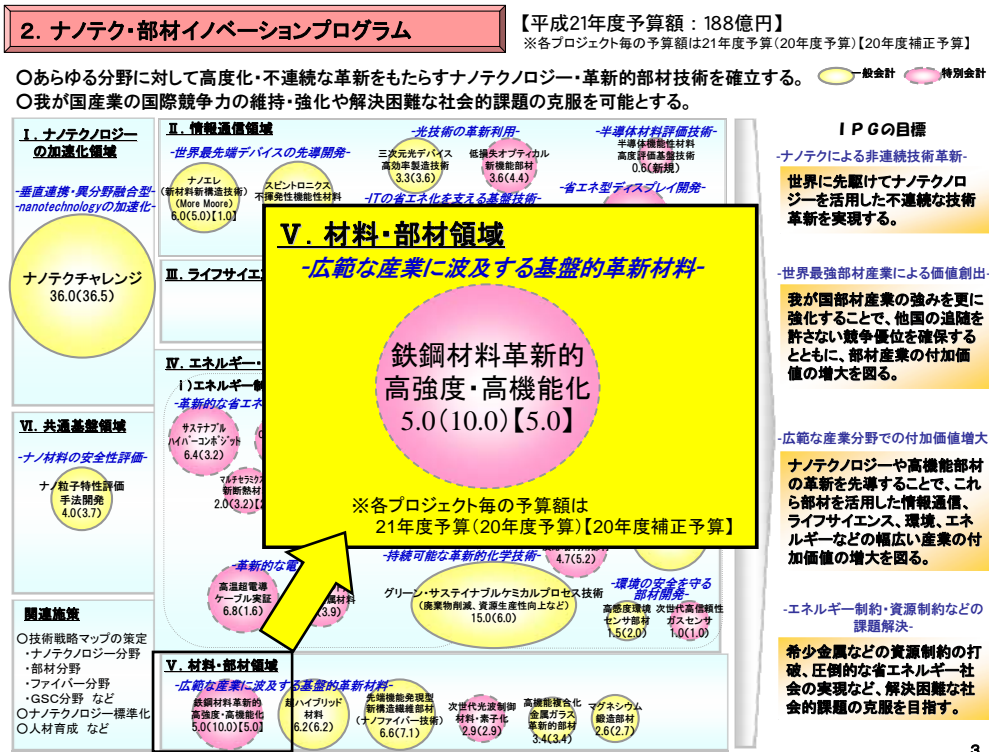


図 I. 2. 3-1 ナノテク・部材イノベーションプログラムでの位置付け

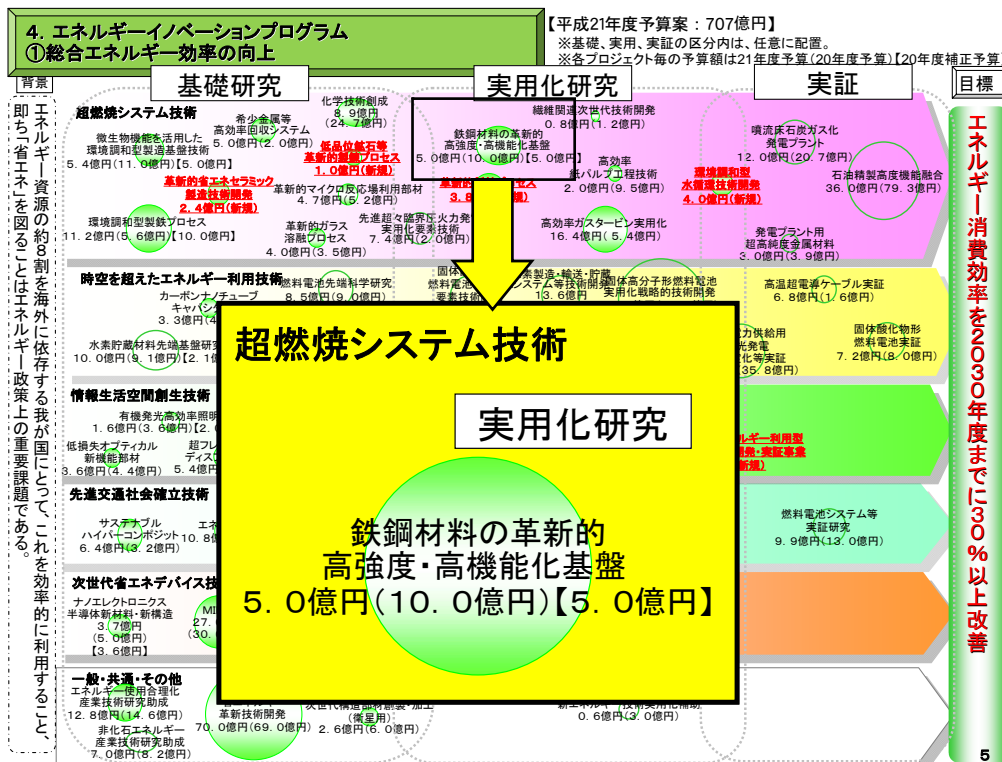


図 I. 2. 3-2 エネルギーイノベーションプログラムでの位置付け

## Ⅱ. 研究開発マネジメントについて

### 1. 事業の目標

鋼材の高強度化・利用技術およびその信頼性向上技術の開発により、プラント、構造物、自動車等に関する災害や事故から身体等の安全を確保する。具体的には共通基盤技術と実用化技術に分けて、下記の溶接技術と鍛造技術の2分野の技術開発を行う。詳細な数値目標は以下の通り。(中間目標：平成21年度末、最終目標：平成23年度末)

#### 【共通基盤技術】

##### ① 高級鋼材\*の革新的溶接接合技術の基盤開発

(※高級鋼材とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称)

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

#### 研究開発項目に対する個々の目標

##### 1) クリーンMIG溶接プロセス技術の開発

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

最終目標：25mm板厚でパス数半減、スパッタ発生率半減

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

中間目標：板厚12mmの高強度鋼2パス隅肉溶接継手の達成

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

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

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

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

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

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

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

##### 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

中間目標：単一の格子欠陥(空孔、転位、粒界等)を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化。メゾスケール(結晶粒数個～数十個レベル)

での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。

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

## ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

### 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

中間目標：母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

最終目標：降伏強度 1000MPa 以上で  $\gamma$  域（900℃）加工でフェライト粒径  $2\mu\text{m}$  以下、 $\alpha$  域および  $\alpha + \gamma$  域加工でフェライト粒径  $1\mu\text{m}$  以下の超細粒の実現

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

中間目標：組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（一般的な鍛造プロセス使用）

最終目標：組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（開発鍛造プロセス使用、プロトタイプ試作モデルの強度測定にてシステム検証）

### 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

中間目標：初期き裂の 3 次元形態と進展挙動の評価技術確立

最終目標：限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

## 【実用化技術】

## ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

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

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

最終目標：自動溶接システムを試作し、実構造を模擬した継手を作成。980MPa 級高強度鋼にて、純 Ar シールドで溶接品質：非破壊検査 JIS1 類、溶接効率：現行 MIG 溶接同等以上、強度が 980MPa 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$  での靱性値が 47J 以上

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

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

b. HT780、12mm 板厚の予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属（靱性 47J 以上、 $-40^{\circ}\text{C}$ ）

最終目標：a. 母材 HT780～HT980 において、溶接金属のシャルピー衝撃値が $-40^{\circ}\text{C}$ で 47J 以上、

疲労強度が突合継手で JSSC 基準の E 等級、十字隅肉溶接継手で D 等級を得る

b. 大型モデル溶接構造体を作成・継手性能を検証

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

中間目標：高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化

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

4) 熱処理なしで割れない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

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

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

5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

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

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

a. フェライト系耐熱鋼；100MPa at 650℃

b. オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700℃

c. Ni 基合金；100MPa at 750℃

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

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

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

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

④ 先端的制御鍛造技術の開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

中間目標：同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

a. 大型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 900MPa 未満(軟質部)

b. 中型部品想定：0.2%耐力 900MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)

c. 小型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)

最終目標：同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

- a. 大型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
  - b. 中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)
  - c. 小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)
- 2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築  
 中間目標：システムを構成する各モジュール用データベースの構築（一般的な鍛造プロセス使用）  
 最終目標：システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マクロシミュレーションモデルの構築（開発鋼種、開発鍛造プロセスを使用した、プロトタイプ試作モデルによるシステム検証）
- 3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示  
 中間目標：内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の要因を抽出  
 最終目標：材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労試験の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る



図Ⅱ. 2. 1-1 研究開発の目標一覧



## 2. 事業の計画内容

### 2. 1 研究開発の内容

#### ① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

##### 1) クリーン MIG プロセス技術の開発

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

開発に必要な開発課題・研究項目は以下の通り。

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

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

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

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

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

上記(1)(2)の解決を受けて、陰極点挙動などのクリーン MIG アーク熱源の特徴を明らかにし、厚板開先の狭隘化による一層の高能率施工で、かつ小入熱施工法を目指す。このときの溶接欠陥（融合不良やブローホール、ならびにオーバーラップやアンダーカットなど）防止のためのパルス制御因子を明確にして、無欠陥クリーン溶接制御法を開発する。

##### (4) 高速熱プラズマ流によるアーク溶接環境制御条件の明確化

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

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

板厚 12～25mm、突き合わせ及び隅肉継手を対象に以下の検討を行う。

##### (1) 溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明とその防止

##### (2) 溶接金属内ガス含有量の最適化制御

##### (3) 低スパッタで効率的な溶加材ワイヤ添加制御

##### (4) 溶接金属内均一合金化プロセス制御

##### (5) 疲労強度向上のための溶込み形状・表面ビード形状制御

##### (6) 自動溶接化のための高速センシングと制御技術基盤の提案

##### 3) 高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

強度、靱性に優れかつ予熱を省略しても割れが生じない高強度鋼溶接金属の開発に必要な開発

課題・研究項目は以下の通り。

- (1) 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立
- (2) 高Ni、Crマルテンサイト系溶接金属および9%Ni系溶接金属の凝固割れならびに低温割れ防止要件の明確化と靱性確保要件の明確化
- (3) 水素拡散集積挙動のシミュレーション
- (4) HT980共金系溶接金属の低温割れ防止条件、靱性改善メカニズムの検討
- (5) 急冷溶接金属の微細アシキュラーフェライトの結晶学的解析
- (6) 実用的溶接材料の成分設計に必要な金属組織と化学組成設計指針の確立

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

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

#### 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

- (1) 母材、HAZの長時間強度予測技術と合金設計指針の提示  
局所的結晶方位解析の高精度・高度化と極小ひずみ変形挙動解析法、極小クリープ試験法、組織自由エネルギー推定と組織変化シミュレーション法による組織劣化機構の解明と実プラント課題解析を総合化したクリープ強度予測パラメータの提案と合金設計指針の提示。
- (2) 溶接継手クリープ強度特性に優れた新高強度鋼の合金設計指針の提示  
フェライト系耐熱鋼の局所的組織回復機構と、オーステナイト系耐熱鋼のクリープ損傷機構の解明に基づく高クリープ強度化指導原理の提案と合金設計指針の提示。
- (3) 長時間クリープ強度予測技術の高精度化  
クリープ破断強度推定技術の高度化と既存の組織診断データ検証および陽電子消滅寿命測定法による組織劣化機構の解明とそれに基づく組織劣化およびクリープ強度予測パラメータを提示し、クリープ強度予測プラットフォームの構築。

#### 5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

##### 実験研究を中心にした分野

原子空孔、転位、結晶粒界、第二相介在物をそれぞれ独立に評価できる単純化したモデル組織を対象にして高精度な水素昇温脱離プロファイルを求めて、各種水素トラップサイトのトラップエネルギー（結合エネルギー）を実験的に求める。単純化したモデル組織を対象として、局所応力-局所水素量に基づく破断限界を実験的に求める。

##### 計算研究を中心にした分野

原子、分子レベルでの計算手法を用いて各種トラップサイトのトラップエネルギー等を求

める。さらに結晶粒界強度に対する水素の影響を評価し、これらの基礎的物理量を用いてメゾスケールでの応力状態における水素の挙動を解析し、水素の影響によるき裂の進展等のモデル化を行う。

## ② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

### 1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

#### (1) 析出強化を最大にする指導原理の提示

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

#### (2) 細粒化を実現する指導原理の提示

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

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

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

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

### 3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

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

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

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

## 【実用化技術（助成事業）】

### ③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

#### 1) クリーン MIG の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用検討

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

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

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

#### 2) レーザ・アークハイブリッド溶接の 980MPa 級高強度鋼への適用検討

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

##### (1) レーザ溶接プロセスの開発

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

##### (2) レーザ溶接金属の開発

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

##### (3) レーザ溶接継手の破壊安全性評価技術の開発

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

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

##### (1) 高強度鋼低温割れ防止のための溶接金属の成分設計

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

##### (2) 高強度鋼強度・靱性確保のための溶接金属の成分設計

- ・高合金系組成・共合金系組成の溶接金属における強度・靱性バランスに及ぼす残留オーステナイト

ナイト量、酸素量の影響解明と組織バランスによる強度・靱性制御技術の指針を得る。

### (3) 高強度鋼用革新的アーク溶接材料の開発

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

### 4) 予熱・後熱なしで低温割れのない9Ni系低温用鋼溶接材料の開発

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

#### (1) 凝固割れ防止技術の開発

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

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

#### (2) 強度・靱性・割れ向上技術の開発

本プロジェクトで開発するクリーン溶接プロセスである「レーザ」と「MIG」は従来の溶接プロセスとは溶接入熱が大きく異なるばかりか、溶接金属中の酸素量が従来に比べて大幅に低減する。そこで溶接金属部の強度や靱性、割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を支配する因子を、金属組織に加えて、酸化物や析出物の観点も含めて明確化し、溶接金属部の強度や靱性、耐割れ感受性(再熱割れや低温割れ)を兼備できる溶接材料設計指針を導出する。

介在物や析出物の制御が主要ポイントの一つであり、これらの生成・成長過程をモデル化・シミュレーションできる技術も並行して進めていく。

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

上記2点の開発は、①は液相状態、②は固相状態での材料設計技術となる。これらの材料設計技術を連携させ、液相から固相に至る一貫過程での溶接材料設計指針を導出し、クリーン溶接プロセスに適合した9Ni系厚鋼板に対応したプロトタイプ溶接材料を開発する。

### 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

#### (1) 700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針の提示と実験室的試作。

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

(2) 溶接部および母材の高精度クリープ変形・組織劣化モデリング技術の確立

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

6) 980MPa 級継手の水素侵入による低温割れの解明・信頼性確保のための予測手法の構築  
実験研究を中心とした分野

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

計算研究を中心とした分野

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

④ 先端的制御鍛造技術の開発

1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

(1) VC の析出強化を最大化・最小化するための合金設計・プロセス開発

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

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

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

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

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

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

3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

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

(2) 非金属介在物周囲の応力解析シミュレーション手法を確立する。また、上記に合わせて

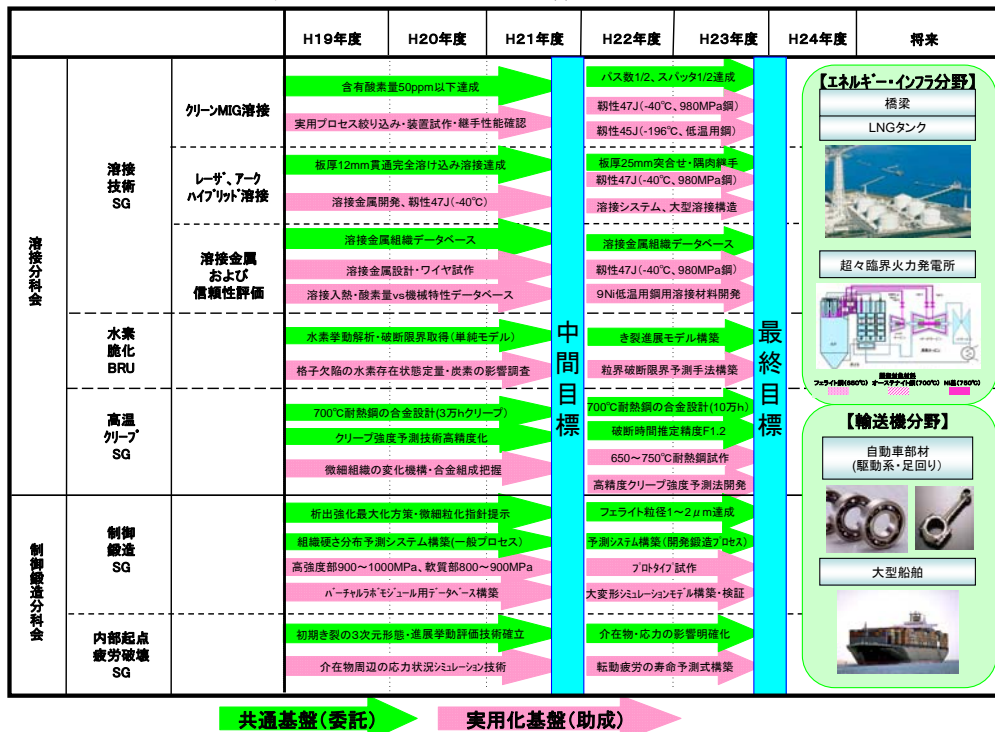
詳細に観察したき裂発生以前の損傷状況、き裂発生・伝播挙動を、応力解析結果と合わせて、転動疲労メカニズムを明確化する。

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

## 2. 2 研究開発の全体スケジュールと予算

本プロジェクトの全体スケジュールを表Ⅱ. 2. 1-1に、開発予算の推移を表Ⅱ. 2. 1-2に示す。予算は、約10億円/年で推移している。

表Ⅱ. 2. 1-1 全体スケジュール



表Ⅱ. 2. 1-2 開発予算 (単位: 千円)

	H19年度		H20年度		H21年度		合計
	委託 (JRCM・大学・国研)	助成 (企業)	委託 (JRCM・大学・国研)	助成 (企業)	委託 (JRCM・大学・国研)	助成 (企業)	
溶接技術SG	295,918	74,283	220,249	92,658	240,552	74,338	997,998
水素脆化BRU	128,242	7,557	96,509	17,888	73,757	17,816	341,769
高温クリープSG	104,670	43,996	164,299	94,832	78,622	61,000	547,419
制御鍛造SG	150,463	154,940	114,162	150,571	130,355	135,774	836,265
内部起点疲労破壊SG	88,721	42,820	53,046	29,088	77,103	43,518	334,296
合計	768,014	323,596	648,265	385,037	600,387	332,446	3,057,745

約10.9億円

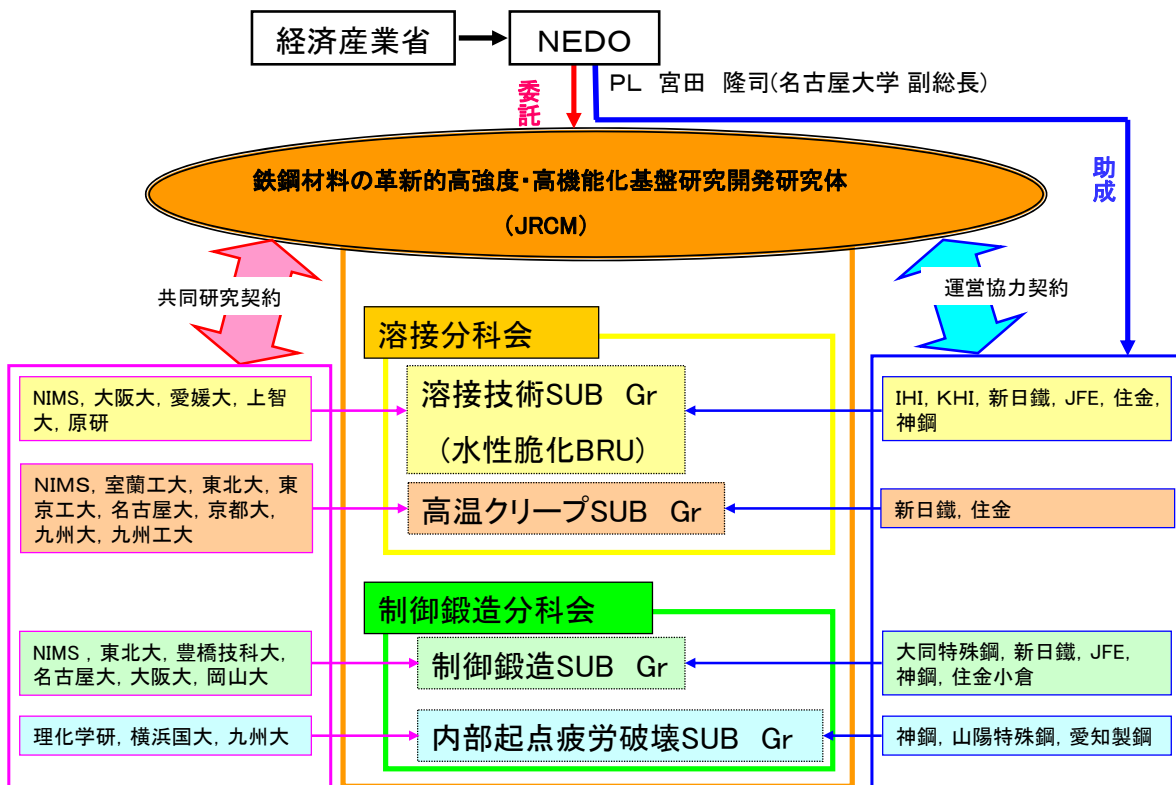
約10.4億円

約9.3億円

## 2. 3 研究開発の実施体制

共同研究開発に参加する各研究開発グループの有する研究開発ポテンシャルの最大限の活用により効率的な研究開発の推進を図る観点から、名古屋大学 副総長 宮田 隆司を研究開発責任者（プロジェクトリーダー）とし、その下でそれぞれの研究テーマの効果的な研究開発を実施中である。

研究開発の実施体制を図Ⅱ. 2. 3-1に示す。溶接技術SGと高温クリープSGからなる溶接分科会と、制御鍛造SGと内部起点疲労破壊SGからなる制御鍛造分科会から構成している。また、委託事業では大学・国研が基盤研究を、助成事業では企業が実用化研究を行うことにより、各SGにおいて連携を図りながら、基盤研究から実用化研究まで効率的に実施することを目指している。



図Ⅱ. 2. 3-1 研究開発の実施体制



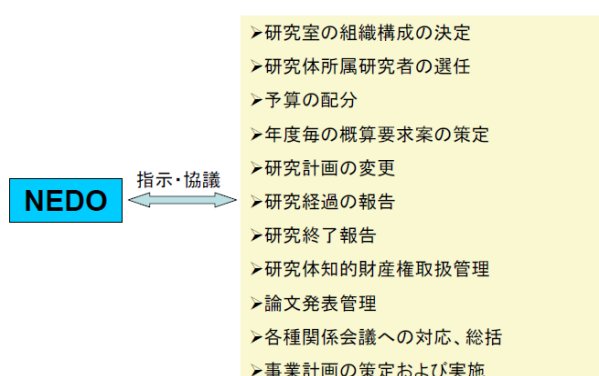
## 2. 4 研究開発の運営管理

研究開発全体の管理・執行に責任を有するNEDOは、経済産業省および研究開発責任者と密接な関係を維持しつつ、プログラムの目的および目標、並びに、本研究開発の目的および目標に照らして適切な運営管理を実施した。具体的には、技術推進委員会等における外部有識者の意見を運営管理に反映させる他、必要に応じてプロジェクトリーダー（PL）等を通じてプロジェクトの進捗について報告を受けること等を行った。研究委員会および各サブグループ会議は、NEDOの指導を受け、各サブグループリーダーおよびJRCMが運営を行った。

### プロジェクトリーダー（PL）

NEDOが実施・管理を行う当該プロジェクトの、より効率的な研究開発の推進を図るため、研究開発の現場において指示・指導・調整の任にあたり、研究開発計画原案の策定、研究成果のとりまとめ等の役割をプロジェクトリーダー（PL）として名古屋大学・宮田 隆司のもと、本プロジェクトを推進した。

### PLの役割



PLの役割を以下に挙げる。

組織関係	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 研究体の研究室の設置、廃止等の組織構成の決定</li> <li>● 研究体のサブ研究リーダーの選任と解任</li> </ul>
研究体所属研究者関係	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 大学、企業が提出する研究者候補リストの中からの研究体所属研究者の選任</li> <li>● 研究体所属研究者の任期の設定および変更に関する調整</li> <li>● 研究体所属研究者の担当研究項目の決定</li> <li>● その他研究体所属研究者の総合的な統括</li> </ul>
予算、研究場所、研究設備および装置等	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 実施時における予算の配分の調整</li> <li>● 研究体の活動に割り当てられた研究場所の配分、模様替え等の調整</li> <li>● 研究設備および装置等の使用範囲等の調整</li> </ul>
研究計画および報告	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 年度毎の概算要求案（年間研究計画書案、実施計画書案の策定）</li> <li>● 研究計画の変更（実施計画書変更申請案の策定）</li> <li>● 軽微な研究計画の変更（実施計画書変更届出書の策定）</li> <li>● 研究経過の報告（成果報告書案、その他必要に応じた研究報告書案の策定）</li> <li>● 研究終了報告（研究終了報告書案の策定）</li> </ul>
研究評価	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 研究内容の研究体内での評価</li> <li>● 研究者の研究体内での評価</li> </ul>
研究成果	<ul style="list-style-type: none"> <li>● 別途定める研究体知的財産権取扱規程の施行およびその遵守に関する指導管理</li> <li>● 論文発表等による公開を、知的所有権による保護に優先させるか否かの判断</li> </ul>

第三者との共同研究、研究者等の招聘	<ul style="list-style-type: none"> <li>第三者との共同研究の実施と管理(①共同研究および共同研究契約に対する要望事項の取り纏め、②共同研究契約書案の策定、③各種報告書案の策定)</li> <li>外部研究者(大学、企業等)の調整および選任</li> </ul>
その他	<ul style="list-style-type: none"> <li>研究体の研究活動推進のための総合調整</li> <li>経済産業省、NEDO、大学、企業に置かれた各種関係会議への対応、総括</li> <li>事業計画の策定および実施</li> </ul>

### 技術推進委員会

NEDO主催による技術推進委員会を1回/年開催し、表Ⅱ. 2. 4-1に示す外部有識者の意見を研究体制を含めた運営管理に反映させた。

表Ⅱ. 2. 4-1 技術推進委員会 外部有識者委員

氏名	所属 部署	役職
一柳 朋紀	(株)鉄鋼新聞社	取締役
国重 和俊	香川大学 工学部 材料創造工学科	教授
粉川 博之	東北大学 大学院工学研究科	教授
新田 明人	(財)電力中央研究所 材料科学研究所	所長
※野本 敏治	東京大学	名誉教授
松川 不二夫	(財)日本自動車研究所 安全研究部	主席研究員

※は委員長

表Ⅱ. 2. 4-2 技術推進委員会 実施状況

H19年度

年月日	H20. 2. 20.
場所	東京商工会議所

H20年度

年月日	H20. 12. 2. ~3.
場所	NEDO別館会議室

## 推進委員会

プロジェクトリーダー主催による推進委員会を2回/年開催し、表Ⅱ. 2. 4-1に示す外部有識者のご助言を頂いた。これを、プロジェクトリーダーのマネジメントとしての予算配分等の運営管理に反映させた。

表Ⅱ. 2. 4-3 推進委員会外部有識者委員

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

表Ⅱ. 2. 4-4 推進委員会実施状況

### H19年度

年月日	H19. 10. 10.	H20. 3. 14.
場所	JRCM	JRCM

### H20年度

年月日	H20. 5. 28.
場所	JRCM

## その他委員会

プロジェクトリーダーを中心に研究内容の進捗確認と予算配分等の運営方針について協議する「研究企画委員会」を4回/年、サブグループリーダーを中心に実務者レベルで研究内容の進捗確認と今後の方針を協議する「各サブグループ会議」を4回/年以上、開催した。



表 II. 3. 3-1 加速財源投入実績

SG	年度	件名	金額(千円)
溶接技術SG	H19	高輝度光源装置	7,000
	H19	低温冷却装置装備5MN疲労・大変形引張装置	11,000
	H19	水素雰囲気気溶接熱・応力サイクル再現装置	66,000
	H19	温度制御・計測システム装備 材料強度・破壊試験装置	12,000
	H19	高電流形電場指紋照合装置	12,000
水素脆化BRU	H19	サーマル電解放出型走査電子顕微鏡装置	38,000
高温クリープSG	H19	クリープ試験評価装置	23,000
	H20	組織・構造解析用試料高精度化装置	20,291
	H20	微小領域ひずみエネルギー解析装置	9,802
制御鍛造SG	H19	超微細結晶方位解析装置	33,000
	H19	捻り式熱間加工シミュレータ・高周波加熱装置および真空排気装置1式	22,000
内部起点疲労破壊SG	H19	非干渉型3chガウスメータ	20,000
	H20	超精密楕円振動切削装置	6,462

例えば、平成19年度の加速である「クリープ試験評価装置」は、陽電子消滅法による高温クリープ時に起こる欠陥や内部組織変化挙動その場観察を世界で初めて実施することにより、従来得られなかったクリープ損傷の機構解明が進捗した。これにより、寿命予測式の精度向上に必須のデータの収集・蓄積が進んだ。

### **Ⅲ. 研究開発成果について**

#### **1. 事業全体の成果**

##### **1. 1 研究開発の目標と特徴**

研究項目毎の目標と、取り組みの特徴を表Ⅲ. 1-1～5に示す。

溶接技術SG <担当研究項目>委託:① 1)~3), 助成:③ 1)~4)

<目標>

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

<特徴>

- ・我が国が世界をリードする世界最先端の鋼材として、高強度鋼HT980と極低温用鋼9%Ni鋼を取り上げ、その溶接技術の革新を目指している。
- ・本開発では、クリーンMIG溶接に加えて、次世代先端溶接技術としてファイバーレーザー溶接において、大出力化とそれによる厚板(25mm厚)への適用を世界に先駆けて取り組んでおり、溶接方法の革新性に特徴がある。
- ・さらに、硬質で脆いマルテンサイトをいかに安全に利用するかが成功の鍵を握る高強度HT980級溶接金属の組織制御では、軟質の残留オーステナイト組織を少量混在させて、強度・靱性・疲労・水素割れ等の従来課題を解決する新しい組織制御技術の革新を狙っていることも特徴である。

表Ⅲ. 1-2 水素脆化SGの目標と研究の特徴

水素脆化BRU <担当研究項目>委託:①5), 助成:③6)

<目標>

- ・単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化。
- ・メソスケールでの応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。
- ・複雑な金属組織における各種格子欠陥における水素存在状態の定量化。
- ・単純化した金属組織をもつ1000MPa高強度高での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。

<特徴>

- ・「980MPa級継ぎ手の水素侵入による低温割れ機構の解明・信頼性確保のための粒界破断限界(局所水素量、局所応力)の予測手法の構築」を目指し、粒界水素量予測技術と破断限界予測技術の構築のため、計算研究と実験研究とで協力しながら研究を進める。
- ・計算研究では、近年著しく進展している計算技術を用いて、実験だけでは得がたい電子・原子レベルの知見を得ると共に、それらの知見を元に実験検証可能なマクロ量を予測するモデルを構築する。
- ・実験研究では、高精度化した実験で計算結果の検証と実験データベースの構築を実施。



高温クリープSG <担当研究項目>委託:①4), 助成:③5)

<目標>

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

<特徴>

従来の日本国内で蓄積された高温クリープデータと革新的組織劣化計測法(「スモールパンチクリープ試験法」、「陽電子消滅時間測定法」、「バネクリープ試験法」、「粒界性格変化評価法」および「組織自由エネルギー法」)による新規採取データとの総合化により、高温クリープ組織劣化機構の解明を図り、高温下での安定稼動を可能とする革新的耐熱鋼の合金設計指針の提示を行う。さらに、それらのデータを基に、高精度のクリープ強度予測技術の確立を図る。

表Ⅲ. 1-4 制御鍛造SGの目標と研究の特徴

制御鍛造SG <担当研究項目>委託:② 1)2), 助成:④ 1)2)

<目標>

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

<特徴>

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

内部起点疲労破壊SG <担当研究項目>委託:② 3), 助成:④ 3)

<目標>

- ・初期き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立
- ・内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証
- ・初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の各種要因を抽出

<特徴>

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ときに課題となる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知られていない**転動疲労**を取り上げる。**応力状況と損傷、ならびにき裂の発生・伝播状況の比較にもとづく、寿命予測式の提案。**

## 1. 2 目標の達成度

研究開発は順調に進捗し、各テーマとも平成21年度末には、中間目標を達成もしくは超過達成していると考えられる（表Ⅲ. 1-6）。

＜達成状況 評価基準＞	
年度末における研究成果が	
◎	中間目標を超過達成していると予想される。
○	中間目標達成可能と予想される。
△	中間目標未達となることが懸念されるが、来年度早期での挽回が可能。
×	中間目標未達となることが懸念され、来年度早期での挽回も困難。

表Ⅲ. 1-6 事業全体の研究成果まとめ

研究開発項目	中間目標	最終目標	成果	達成	最終目標の達成に向けた今後の取組み
①-1) クリーンMIG溶接 プロセス技術の 開発	基本クリーン溶 接制御法を開発 し、溶接金属の 含有酸素量 50ppm 以下を達 成。	実用的な溶接構造継 手を対象に、開先狭 隘化により、25mm 厚 鋼板での溶接パス数 を 1/2、スパッタ発生 率を 1/2 に減化した 高能率・クリーン溶接 プロセス基盤技術を 達成	a. 同軸複層ワイヤ法： 同軸複層ワイヤの試作とパルス波形 制御法の開発により純 Ar による基本ク リーン MIG 溶接を実現(世界初)した。 安定溶接条件下では、表面および内部 欠陥の発生はなく、開先内多層盛で 40ppm(平均値)の低酸素化を達成。	◎	実用溶接構造継手(開先内)溶接 施工性を可能とする実用クリーン MIG 制御技術の確立。
			b. 電離プラズマ法： 新構造プラズマ MIG トーチ(電極径最 適化)とプラズマ/MIG 協調電流制御 による基本溶接制御法(世界初)を開 発し、安定した高速溶接施工 (50cm/min)を実現した。最適条件下で 表面と内部欠陥防止と酸素量 24ppm を達成した。	◎	アークプラズマの安定性と溶接ビー ドのぬれ性を制御するプラズマ MIG 熱源分布制御技術の最適化。 スパッタ低減溶滴移行制御と高能 率狭幅多層溶接制御の確立。

<p>① -2) ファイバーレーザー、レーザー・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発</p>	<p>a. 板厚 12mm の高強度鋼溶接継手の溶接欠陥発生機構を解明し、溶接品質が JIS1 類相当の貫通完全溶け込み溶接、及び 2パス隅肉溶接継手製作の為の基盤技術の確立。</p> <p>b. 効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス並びにビード表面形状制御の基盤技術を確立するための指針の提示。</p>	<p>a. 板厚 25mm の高強度鋼において、多層突き合わせ継手及び隅肉継手を JIS1 類相当の品質で形成する為の欠陥防止技術の開発</p> <p>b. 効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス、さらにビード表面形状制御の基盤技術の確立。</p>	<p>a. 適正収差制御による長[焦点深度]光学系(AFO)を開発。これによるレーザー光軸上パワー密度分布制御でキーホルの安定化を実現して貫通完全溶け込み溶接で JIS1 類相当品質のポロシテイの低減を達成。25kW による 25mm 厚溶接(世界初)を実現見込み。また良好な貫通裏波ビード及び隅肉平滑ビードを形成するアーク・レーザーの最適位置関係を導出した。</p> <p>b. レーザー先行ワイヤ添加と酸素含有(≥2%)シールドガス法による均質合金化指針を提示した。レーザー先行ハイブリッドによる隅肉溶接ビードの平滑化とアークのタンデム化による実用的ギャップ突合せ貫通溶接の余盛形状制御指針を提示し、それを実現するハイブリッドトーチを開発した。</p>	<p>◎ ○</p> <p>a. 板厚 25mm 厚溶接への展開が鍵。実用溶接を想定した 25kW 大出力溶接条件の最適化による溶接構造継手の製作とその安全性評価を進める。</p> <p>b. 25kW 実用溶接を想定した非貫通溶接における均質合金化と欠陥防止技術の確立。 25kW 実用溶接を想定した、滑らかな余盛形状形成の最適条件確立。</p>
--	---	--	--	--

<p>① -3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発及び溶接継手信頼性評価技術の研究</p>	<p>a. 溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係に関する基礎データベースの構築</p> <p>b. 予熱なしで溶接割れが生じない溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化</p>	<p>・大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度980MPaと良好な靱性(-40°Cで47J以上)を得るための要件を明確化。</p> <p>・予熱フリーで TIG 溶接の2倍の効率で溶接施工できる 9%Ni 鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が590MPa以上、強度が690 ~ 830MPa、-196°Cでの靱性値が50J以上を達成できる要件の明確化。</p> <p>・継手部の残留応力適正制御技術の提示と、大型継手での破壊性能・信頼性評価技術の確立</p>	<p>a. 溶接凝固過程の高時間分解その場観察システムを構築し、溶接金属組織の非平衡析出挙動の観察に成功(世界初)。観察基礎データベースに基づき凝固割れ抑止に有効な凝固モードを明示し、対応する成分系も明示できる見込みを得た。</p> <p>b. フルマルテンサイト組織の水素放出スペクトル解析から残留γによるトラップ効果(放出ピーク温度の高温遷移:約200°C → 300°C)を実証した。ミクロ組織の必要条件の導出のため、成分系や溶接熱履歴から残留γを予測する基本ツールを完成した。</p>	<p>◎</p> <p>○</p>	<p>a. b. 実験室規模の中間成果を大型溶接継手による最終成果達成に向けて進めるためにHT980鋼と9%Ni鋼ともに実構造体溶接技術を確立して溶接割れ防止要件や強度靱性確保要件の明確化を進める。</p>
--	---	--	--	-------------------	---

	<p>c. 継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化</p> <p>d. 溶接金属中の残留<math>\gamma</math>相による疲労強度、脆性破壊強度向上の条件の明示</p>		<p>c. 中性子回折法による定量的残留応力計測技術を確立し疲労強度との関係の定量化を達成見込み。</p> <p>d. ・クリーン溶接金属において、マルテンサイトに 7%以上の残留<math>\gamma</math>が存在するとき、トリップ効果により疲労き裂の進展が 2.5~4倍遅延することを FMS により明示した(世界初)。 ・溶接金属のクリーン化(酸素含有 20ppm)と 15%の残留<math>\gamma</math>相導入で -196°Cでは約 10 倍の顕著な向上効果を確認した。</p>	<p>○</p> <p>◎</p> <p>○</p>	<p>c. d. 強度靱性の性能バランスを考えながら、残留<math>\gamma</math>の利用法を具体化最適化するとともに、残留応力適正制御技術の提示と大型継手での破壊性能・信頼性評価を行う。</p>
--	--	--	--	----------------------------	--



<p>① -5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究</p>	<p>a. 単一の格子欠陥(空孔、転位、粒界等)を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化【水素の存在状態と拡散移動】</p> <p>b. メゾスケール(結晶粒数個～数十個レベル)での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築【水素による破壊現象】</p>	<p>・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。 ・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。 ・単純化した金属組織を持つ 1000MPa 高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。</p>	<p>a. ・鉄中の空孔、転位、粒界、表面と水素の相互作用エネルギー(Eb)を第一原理計算と分子動力学法により定量的に決定。(世界初の成果、空孔&gt;転位芯&gt;粒界を明示) ・各種格子欠陥のEbを実験的に求める基盤構築を達成。(世界唯一の低温昇温脱離分析装置の開発に成功)</p> <p>b. ・1000MPa 級鋼の破断応力を水素量4ppm まで実験的に取得。(応力と水素量の危険域を明示) ・水素粒界割れによる破断応力の低下を第一原理計算に基づき定量評価。(世界初の成果)</p>	<p>◎</p> <p>◎</p>	<p>a. 残留オーステナイトを含む鋼での水素存在状態の定量化。(溶接SGとの統合により明確された課題。プロジェクト全体目標にとって重要課題としてH21年度中に着手)</p> <p>b. これまでに達成した世界唯一の実験装置や世界初の解析コードを用いて2次元から3次元モデルへ、単一欠陥から複数欠陥重畳組織への取り組みを行い最終目標を達成見込み。</p>
--------------------------------------	--	---	---	-------------------	---

<p>① -4)</p> <p>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.</p> <p>溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700°C 級耐熱材料の合金設計指針の提示。</p> <p>b.</p> <p>溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築</p>	<p>a.</p> <p>溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、10 万 h クリープ強度 100MPa の 700°C 級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示。</p> <p>b.</p> <p>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.</p> <p>溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700°C 級耐熱材料の合金設計指針を世界で初めて明確化した。</p> <p>①650°C用フェライト系耐熱鋼:高B低N鋼を提案、粒界強化モデルを提案</p> <p>②700°C用オーステナイト系鋼:金属間化合物粒界析出強化鋼を提案(18Cr-30Ni-3Nb鋼)</p> <p>b.</p> <p>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プロトタイプを提案した。</p> <p>①組織劣化パラメータによる新劣化診断法の確立(組織自由エネルギー法、粒界方位差測定法、高精度陽電子寿命測定法、極小 SP クリープ試験法)</p> <p>②クリープ強度新解析法の提案とデータベースの収集・蓄積</p>	<p>◎</p> <p>a.</p> <p>得られた指導原理の高度化および最適組織実現による 10 万 h、100MPa 強度の達成</p> <p>○</p> <p>b.</p> <p>データベースの拡充・高度化による組織診断プラットフォームの完成と強度推定精度 Factor of 1.2 の実証</p>
--	--	--	---	---

<p>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</p>	<p>母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示</p>	<p><b>[基本計画目標]</b> 降伏強度 1000MPa 以上で <math>\gamma</math> 域 (900°C) 加工でフェライト粒 <math>2\mu\text{m}</math> 以下、<math>\alpha</math> 域および <math>\alpha + \gamma</math> 域加工でフェライト粒 <math>1\mu\text{m}</math> 以下の超細粒の実現</p> <p><b>[技術推進委員会の提言を受けた読替目標(案)]</b> 降伏強度 1000MPa 以上を実現する VC 析出形態と加工熱処理条件の明示</p>	<p>・VC 析出の定量的評価手法を新たに確立した。 ・VC 析出強化は低温ほど大きいこと、等温変態では析出強化を最大にする保持時間が存在すること、加工による変態促進により高温でも VC 析出強化を大きくできることを示した。</p>	<p>◎</p> <p>・開発プロセスにおいて高強度化と傾斜機能化を達成可能な制御指針を提示し、実鍛造プロセスにおいて 0.2%耐力 1000MPa 以上を達成する。</p>
<p>②-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発</p>	<p>組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築(一般的な鍛造プロセス使用)</p>	<p>組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築(開発鍛造プロセスを利用した、プロトタイプ試作モデルの強度測定によるシステム検証)</p>	<p>・VC のオーステナイト中、フェライト中、ならびに相界面析出予測モジュールを構築し、一般鍛造プロセスにおける V 添加非調質鋼の組織と降伏応力の分布予測可能な有限要素用解析システムを構築。</p>	<p>◎</p> <p>・開発鋼のプロトタイプ鍛造プロセスに適用可能なモジュール開発する。 ・予測精度検証とモジュール間の連携強化による予測精度の向上に取り組む。</p>

<p>②-3) 高強度鍛造材の き裂発生・伝播メ カニズム解明</p>	<p>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</p>	<p>限界き裂長さに及ぼ す非金属介在物と応 力の影響を明確化</p>	<p>マルテンサイト鋼において、電子線後 方散乱回折法による疲労損傷評価基 礎技術、介在物の高速・自動切削法 による3次元構造観察技術、磁場顕 微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。</p> <p>・ひずみ勾配の可視化と組織変化の 検出に成功し、き裂形成がひずみ勾 配領域であることを発見。</p> <p>・フラットバイトと楕円振動切削を組み 込んだ3次元内部構造顕微鏡を構築 し、鉄系材料内部の介在物・き裂の三 次元形状をサブミクロン精度で自動観 察する手法を世界で初めて実現。</p> <p>・磁場顕微鏡観察において、応力拡大 係数と磁場の相関性を発見。構造物 の疲労劣化診断の新技术開発に成 功。</p>	<p>◎</p> <p>初期き裂起点となる介在物状態を 明確にし、剥離に至るまでの過程を 検証して、最終目標を達成できる見 込み</p> <p>・介在物周りの変形組織や介在物 の剥離・割れと初期き裂形成との 関係を抽出。</p> <p>・介在物組成分析と高精細形態観 察結果を基に各種介在物およびき 裂の定量的評価パラメータを導出 し、画像処理に基づく定量評価デー タベースを構築。</p> <p>・磁場顕微鏡の高速データ処理に より転動疲労き裂の停留・伝播状 態を解析し、その力学要因解明と モデル化。</p>
---	---	---	--	--

<p>③-1) クリーンMIG技術の低温用鋼・980MPa級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価</p>	<p>a. ・クリーン溶接技術の実用性評価 ・各制御因子の影響を把握 ・実用可能なプロセス絞り込みと、溶接装置試作。</p> <p>b. ・一次試作ワイヤでの予熱・後熱なしで低温割れなしの確認と、継手性能調査。</p>	<p>・試作電源を用いた自動溶接システムで実構造模擬継手を予後熱なしで製作 ・HT980 鋼にて純 Ar シールドで JIS1 類、MIG 同等の溶接効率、TS <math>\geq</math> 980MPa、vE-40 <math>\geq</math> 47J ・HT980 鋼における疲労設計応力の提示</p>	<p>a. クリーン MIG 試作溶接装置を導入。 9%Ni鋼に対するクリーン MIG 溶接試験を実施し、溶接施工性ならびに溶接継手性能を把握。</p> <p>b. HT980 鋼に対するクリーン MIG 溶接試験を実施し、プロセスの棲み分け提示と試作装置仕様を決定。Cr-Ni 系一次試作ワイヤにて予後熱なしでの低温割れなし、および目標継手性能を達成。</p>	<p>○</p> <p>○</p>	<p>a. ・自動溶接システムの構築</p> <p>b. ・LNG タンクを模擬した継手製作と性能評価 ・船舶、橋梁を模擬した継手製作と性能評価</p>
--	---	---	---	-------------------	--

<p>③-2) レーザー溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接技術の 980MPa 級高強度鋼への適用と、制御手法、継手性能評価法の提示</p>	<p>a. 12mm 厚鋼板に対する JIS1 類レベルの 1 パス貫通突合せ溶接プロセスおよび 2 パス完全溶込み隅肉溶接プロセスの達成。</p> <p>b. 12mmHT780 鋼板に対するの予熱なしで低温割れが発生しない溶接金属の開発とその溶接金属 靱性：<math>vE-40 \geq 47J</math> の達成。</p>	<p>a. 板厚：12～25mm の HT780～980 に対し、予熱なしで割れが生じない JIS1 類レベルの品質を有するレーザー溶接による突合継手および隅肉継手を得る。</p> <p>b. 継手性能としては、母材 HT780 から HT980 において、溶接金属のシャルピー試験衝撃値が<math>-40^{\circ}C</math>で 47J 以上、疲労強度が突合継手で JSSC 基準の E 等級、十字隅肉溶接継手で D 等級を得る。同時に、破壊靱性、疲労強度などのレーザー溶接継手のデータベースを構築する。</p>	<p>a. レーザー溶接割れ試験法の開発と妥当性の検証。継手破壊データの収集。継手健全性を保障するモニタリング手法の開発。最終的に 12mm 厚の JIS1 類 1 パス貫通突合せ溶接技術確立の見込み。</p> <p>b. 高強度レーザー溶接金属のマイクロ組織におよぼす化学成分の影響を調査し、目標特性(強度：980MPa、靱性：<math>vE-40^{\circ}C \geq 47J</math>)を満足するレーザー溶接金属の成分設計指針(組織制御)を明確化。またレーザー溶接金属に吸蔵される拡散性水素量の測定し、溶接割れ防止に向けた冶金学的基礎データを収集。</p>	<p>○</p> <p>a. 鋼種 HT980、板厚 25mm への適用拡大化</p> <p>b. 大型試験体での溶接性評価と継手性能検証</p>
--	---	---	---	---

	c. 溶接部靱性簡易評価手法の提案と、溶接継手疲労特性向上要因の明確化。	c. レーザ溶接による実構造物向け溶接システム(プロトタイプ)を製作して大型モデル実溶接構造体を作成し、施工性の確認、改善および継手性能を検証する。	c. サイドグループシャルピー試験法の提案とCTODとの相関を提示。疲労特性に関しては、突合せ継手の強度支配因子としてアンダーフィルが提示された。		c. 破壊安全性の評価とデータベース構築
③-3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする980MPa級鋼用溶接材料の開発	・予熱なしで低温割れが生じない溶接金属組織の必要条件の明確化 ・高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化	実用溶接材料の開発に結びつくプロトタイプ の溶接材料開発 目標値 ・予熱・後熱なしで低温割れなし ・-40℃でのシャルピー吸収エネルギーが47J以上 ・引張強さが980MPa以上	Cr-Ni成分系において、 ・予熱なしで低温割れが回避される成分範囲を把握 ・目標以上の引張強さを得る成分範囲を把握 ・酸素量を抑えることで高い衝撃値確保を把握 ・耐低温割れ性、強度、靱性を同時に満足する溶接金属の推奨成分範囲を提示	○	・低温割れ性、機械的特性に及ぼす母材希釈率等の影響の把握 ・推奨成分溶接ワイヤのクリーンMIG溶接への適用性検討を予定 H21年度に一次試作ワイヤの成分設計、製造を実施 H22以降に実継手の性能・信頼性評価を予定

<p>③-4) 熱処理なしで割れ のない 9Ni 系低温 用鋼用溶接材料 の開発</p>	<p>溶接入熱と酸素 量が溶接金属の 機械的特性にお よぼす基礎デー タベースを構築 し、溶接材料設 計指針を提示</p>	<p>プロトタイプ溶接材料 の提案</p> <p>効率:従来の2倍 耐力:590MPa以上 強度:690~830MPa 靱性(vE-196): 50J以上</p>	<p>9Ni系溶接金属の強度・靱性に及ぼす 入熱・酸素量・成分の影響を把握する データを採取し、クリーンMIGプロセス 条件範囲で強度・靱性が確保できる成 分系を見出した。</p> <p>耐割れ性兼備に向け、偏析計算モデ ルを構築し偏析挙動に及ぼす溶接条 件・溶接材料成分の影響を把握できる ようにした。</p>	<p>○ 継手性能に及ぼす施工条件、母材 希釈等の影響を把握し、最適成分 設計指針を獲得。</p> <p>破壊性能評価技術の確立</p>
--	---	---	--	--



<p>③-6) 980MPa 級継ぎ手の水素侵入による低温割れの説明・信頼性確保のための予測手法の構築</p>	<p>a. 空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価</p> <p>b. 上記存在状態における水素に対する炭化物及び固溶炭素の影響の定量評価</p>	<p>・粒界水素量の動的挙動の予測手法構築</p> <p>・980MPa 級継ぎ手における粒界破断限界(水素量、局所応力)の予測手法の構築</p>	<p>a. ・粒界、転位、空孔の主要格子欠陥を変化した鉄鋼モデルサンプルを作製。これらを用いた低温 TDS と第一原理計算(委託)から目標とした主要水素トラップサイトにおける水素存在状態の定量評価(脱離順位明示)を達成した。</p> <p>・水素存在状態を可視化するマイクロプリント法により、粒界からの放出水素量が予歪(転位増)とともに低下すること(粒界水素量に及ぼす転位の影響)を定量的に見出した。</p> <p>b. ・TiC 炭化物の各種水素トラップサイトのトラップエネルギーを解明し、炭素空孔位置が強いトラップサイトであることがわかった。(炭素空孔<math>\sim 1.3\text{eV}</math>、整合界面<math>\sim 0.5\text{eV}</math>、整合歪<math>&lt; 0.15\text{eV}</math>、TiC 格子間 非トラップサイト)</p> <p>・固溶炭素は水素に対して強い反発となる最近接位置以外では極めて相互作用が弱く、影響が無視できることがわかった。</p>	<p>○</p> <p>○</p>	<p>・応力下での水素の存在状態説明</p> <p>・980MPa 溶接金属の破壊限界評価と予測手法の構築</p> <p>・応力の影響および高精度化</p>
---	--	---	---	-------------------	--

<p>③-5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計</p>	<p>a. 実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握。</p>	<p>a. 下記 a.~c. の実証を通じ、700°C級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証の目処。</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・フェライト系耐熱鋼； 100MPa at 650°C</li> <li>・オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700°C</li> <li>・Ni 基合金；100MPa at 750°C</li> </ul>	<p>a. 新開発鋼のクリープ強度が中間目標を超過達成可能な組織モデル、合金設計指針に沿って試作・評価を実施し検証すると共に、フェライト鋼で実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる組織制御技術(高 B&amp;メモリーイフェクト)を世界で初めて実証した。</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>・650°C <math>\alpha</math> 系耐熱鋼：高 B 低 N 鋼の提案。安定粒界強化モデルの知見獲得。細粒域抑制技術で継手強度係数 &gt;0.7 を実現。</li> <li>・700°C <math>\gamma</math> 系耐熱鋼：粒界析出強化モデル合金を提案。オーバーマッチ継手効果も検証。</li> <li>・750°C Ni 基合金：<math>\gamma/\gamma'</math> 整合析出型モデル合金試作。高延性。液相拡散接合高延性継手も目処。</li> </ul>	<p>◎</p>	<p>a. フェライト鋼、オーステナイト鋼、Ni 基合金新材料の実用性能を検証し、最終目標を達成。</p>
------------------------------------	---	--	---	----------	---

	b. 耐熱鋼の新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法の提示	b. 新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発	b. 各種組織因子パラメータによる強度評価法として新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法を提案。データベース収集+プラットフォーム概念提案。	○	b. Factor of 1.2 実現可能な組織診断プラットフォームの新材料での検証とフィードバックによる完成。
④-1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発	a. 大型部品想定 0.2% 耐力 900MPa 以上(高強度部)と 900MPa 未満(軟質部)	a. 大型部品想定 0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)	a. 低温での小さな加工ひずみと変態を同期させる技術(加工誘起析出と想定)により、強化部想定で 0.2%耐力 1085MPa、軟質部想定で 875MPa を達成	◎	a. ・加工付与による高強度化メカニズムの解明 ・実用化に向けた導入設備(専用ダイセット、制御冷却装置)の戦力化 ・VL を活用したプロセス設計によるプロトタイプ試作 ・大型部品の高強度化・傾斜機能化のためのプロセス設計シミュレーションの実施

	<p>b. 中型部品想定 0.2% 耐力 900MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)</p> <p>c. 小型部品想定 0.2% 耐力 1000MPa 以上 (高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)</p>	<p>b. 中型部品想定 0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)</p> <p>c. 小型部品想定 0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)</p>	<p>b. VC 析出と相変態を同期させた冷却制御により高強度化を果たすと同時に、加熱温度差付与で同一 TP 内 高強度部 0.2% 耐力 1094MPa、軟質部 537MPa を達成</p> <p>c. 微細ラムダ間隔<sup>パ</sup>-ライト+微細 VC を最大限活用する高強度化手法により、0.2%耐力 1350MPa 達成と同時に、軟質部形成条件も解明し、同成分鋼で 0.2%耐力 750MPa を達成。</p>	<p>◎</p> <p>◎</p>	<p>b. ・強度に及ぼす熱間鍛造温度、歪量などの影響の明確化によるプロセスウインドウの拡大 ・導入高速鍛造機の立上げと、鍛造温度制御を活用することによる中型プロトタイプでの高強度化および傾斜機能化の実現</p> <p>c. ・VC 析出の強化機構解明による V 量の低減。 ・量産プロセスに適用しやすい、化学成分と加工処理条件の最適組み合わせの決定。 ・プロトタイプ部品の作製に必要な部分加熱技術、制御冷却-等温保持技術の開発 → 小型プロトタイプ部品作製。</p>
--	---	---	---	-------------------	--

<p>④-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステムデータベースの構築</p>	<p>システムを構成する各モジュール用データベースの構築(一般的なプロセスを仕様)</p>	<p>システムを構成する各モジュール用データベースの構築と、大変形マルチスケールシミュレーションの構築(開発鋼、開発鍛造プロセスを使用したプロトタイプ試作モデルによる強度測定によるシステム検証)</p>	<p>a. VC 固溶, 析出予測 D/B 構築: <math>\gamma</math> 域での VC 析出挙動には <math>\gamma</math> 粒界からの不均一核生成と、粒内での均一もしくは転位上への核生成の両方が存在し、モデルを構築するには両方を勘案する必要と判明  b. 逆変態 D/B 構築: V 添加による粒成長抑制効果とその温度依存性に関する定量データを採取  c. 再結晶・粒成長 D/B 構築: V 添加による再結晶の遅延(VC 析出との相互作用大)の定量的データを採取  d. 相変態予測 D/B 構築: V 添加によるフェライト/パーライト変態の遅延等の定量的データを採取  e. 組織-特性 D/B 構築: 60 水準の D/B 構築および VC 析出強化量には加熱温度が大きく影響し、1000°C加熱で 200MPa 弱、1200°C加熱で 400MPa 弱の強化を見出した。</p>	<p>○ a. ・相界面析出のデータベース化およびフェライト析出のデータベース化を推進  ・H21 年度より、実験的解明とモデル開発を一機関に集約し、開発速度アップ  ○ b. ・モジュール開発終了  ○ c. ・VC 析出との相互作用や、変態挙動への影響を加味したデータベース構築による精度向上  ○ d. ・開発鋼での相変態データ採取。  ・核生成・成長速度のデータ拡充によるモジュールの予測精度向上  ○ e. ・精度向上のため、C、V 範囲を拡げたデータベースへ拡張</p>
---	---	---	---	---

<p>④-3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示</p>	<p>・内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。 ・初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の各種要因を抽出。</p>	<p>材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労の寿命予測式を構築し、目標寿命に対する介在物サイズの臨界値を得る。</p>	<p>a. 初期き裂生成に関する応力シミュレーション技術を構築した。 b. 応力シミュレーションと3次元観察結果との対応を検証し、初期き裂長さに対する影響因子を抽出した。(酸化物系介在物) c. き裂生成-伝播に基づいた概略破壊モデルが提示できた。全寿命=伝ば寿命であって、初期き裂長さが寿命の支配要因である。[世界初の知見] d. 非金属介在物大きさからの下限寿命予測を行った。(酸化物系介在物)</p>	<p>◎ 中間目標はほぼ達成し、最終目標に対して下記課題を見込む。 ・初期き裂長さと非金属介在物との関係を明確化。 ・破壊モデルと寿命予測式の完成。 ・<math>\Delta K_{II}</math> スレッシュホールドを求める。</p>
--	---	---	---	---

### 1.3 成果の普及・権利化

研究成果は、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等の国際学会での学会発表、およびパンフレットの作成・配布等により、成果の普及を積極的に実施した。また、新聞等のマスメディアへのプレス発表により、広く一般にも成果をPRした。さらに、2008年4月には、2日間のシンポジウムを開催し、参加登録者400名（2日間、延べ600名）の参加得、非常に盛況なシンポジウムであった。また需要家業界からの参加者の感想として、研究成果の詳細情報を聴取し、その研究方針の妥当性および成果の高さにつき認識を新たにし、今後の研究成果の高度化に大きな期待がかけられていることが解った。

表Ⅲ. 1-7 特許、論文、新聞記事等の件数一覧

	H19	H20	H21 ※	計
研究発表・講演	27件	132件		159件
うち査読付き論文	6件	38件		44件
特許出願	2件	8件	(9件)	10+(9)件
受賞実績			1件	1件
新聞・雑誌等への掲載	10件	3件		13件
シンポジウム開催			1件	1件

※ : 平成21年度5月29日現在  
(括弧) : 平成21年度内の実施予定案件

## 1.4 実用化の見通し・波及効果

本事業で創出される技術により、鋼構造物、エネルギープラント等の高強度・高機能化・長寿命化の大幅な加速、および自動車等の更なる軽量化が可能となり、高度な省エネルギー社会を構築すると共に、日本製造業の国際競争力の更なる向上が図られる。

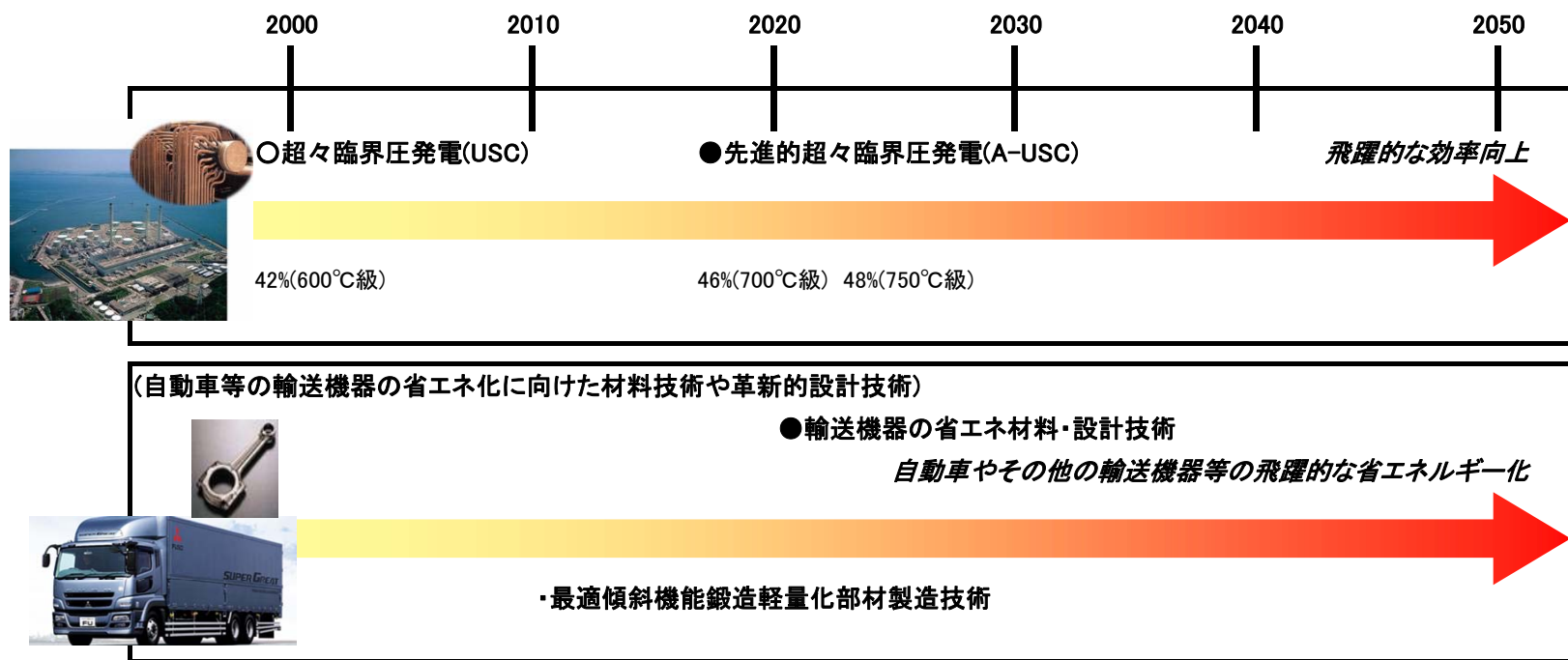
革新的溶接技術の開発においては、従来経済的に利用が拡大しなかった 980MPa 級の高張力鋼の鋼構造物材料としての利用を可能にし、これにより鋼構造物の軽量化と長疲労寿命化が大幅に可能となり、安心・安全社会の構築に大きく貢献できる。また、現在、A-USC プロジェクト（2008 年度～2016 年度）で、従来材料を用いた 700℃級の先進的超々臨界圧火力発電による発電効率の 46～48%を確認することを目標に研究を進め、2017 年度以降の運転開始を目指している。高温クリープ研究においては、これを遅滞なく実現するために、耐熱合金の新材料設計指針を提示し、引き続き、プラントの実用化試験、実缶・実証試験と材料情報の提供を行い、A-USC プラントの実現に大きく貢献できる。

また、強化部と非強化部の傾斜機能付与鍛造技術の開発においては、本 P J で開発した技術を元に、各社が、規格認証、安全性評価等を経た後に、2020 年度頃の実用化を目指す予定である。

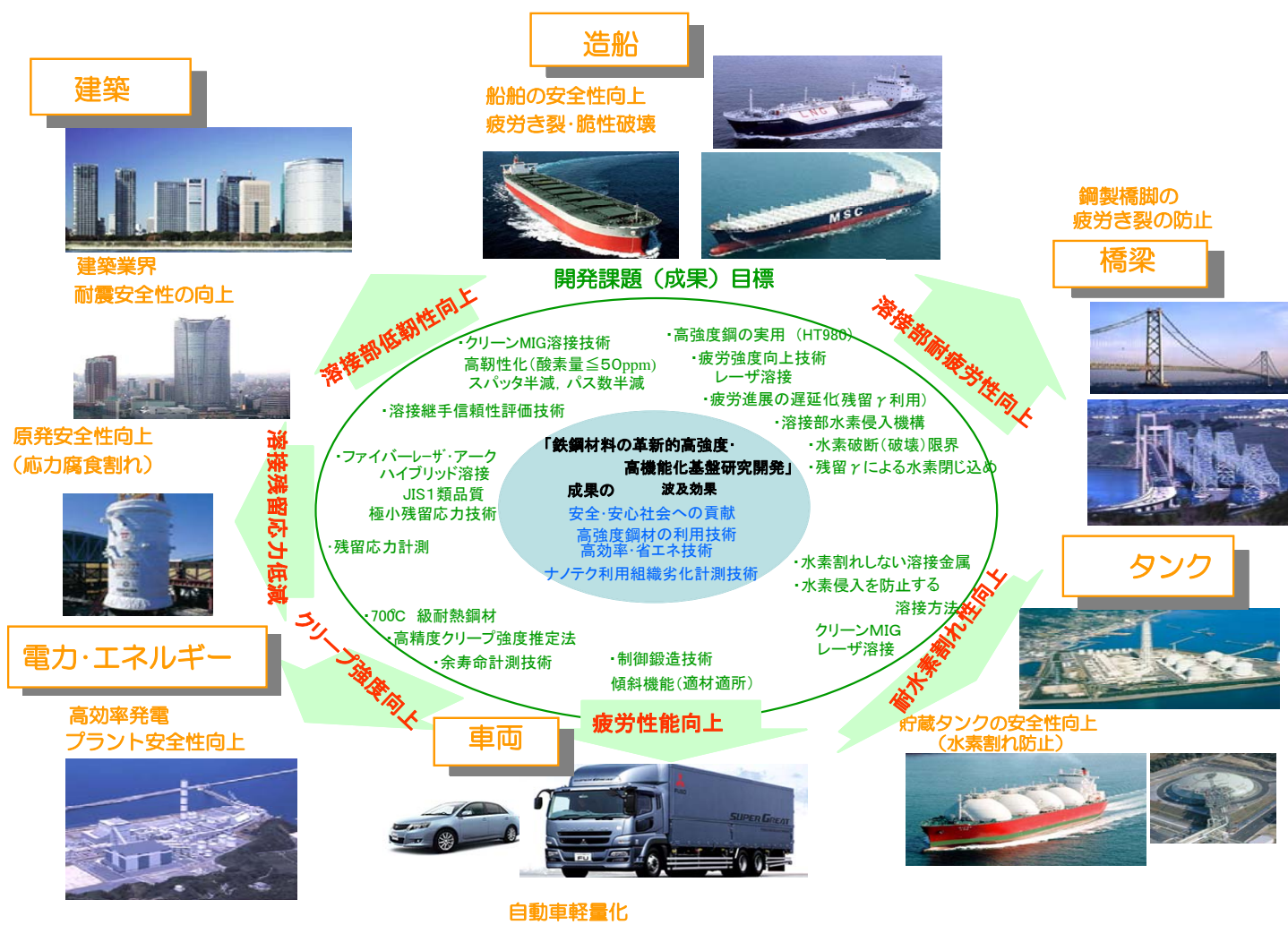
本研究成果の実用化のタイムスケジュールを図Ⅲ. 1. 4—1 に示す。日本の技術政策としても位置づけられており、その成果が期待されている。また、図Ⅲ. 1. 4—2 に示すように波及効果も大きく、本研究成果を用いた省エネ効果あるいは経済的メリットは、日本産業全体に大きく貢献すると考えられる。

各社の詳細な実用化の見通しについてはⅣ章に示す。





図Ⅲ. 1. 4—1 実用化の見通し



図Ⅲ. 1. 4-2 波及効果

# 1. 研究開発項目毎の成果

## ①高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

### a. 背景と目的

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

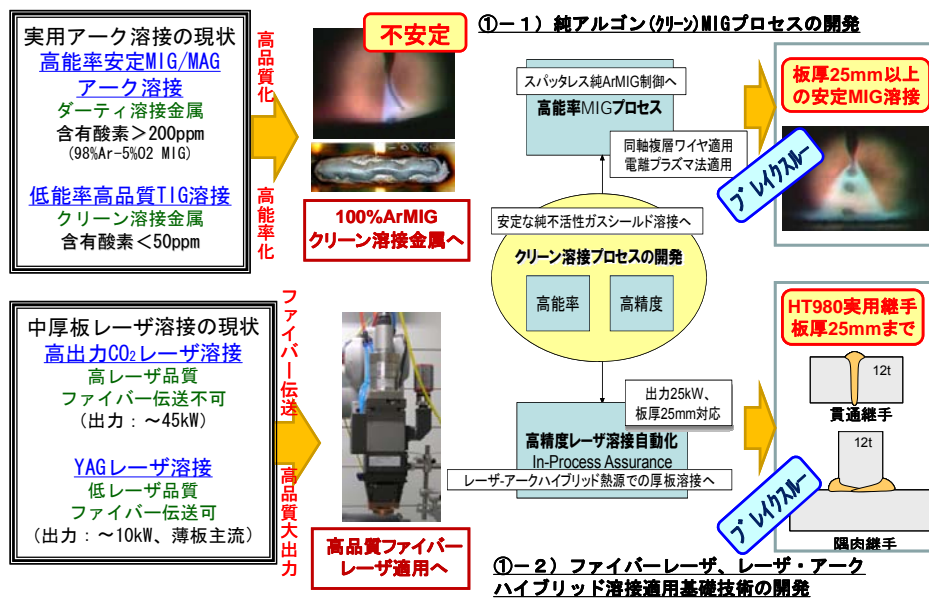
### b. 目標

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

### c. 開発シナリオ

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

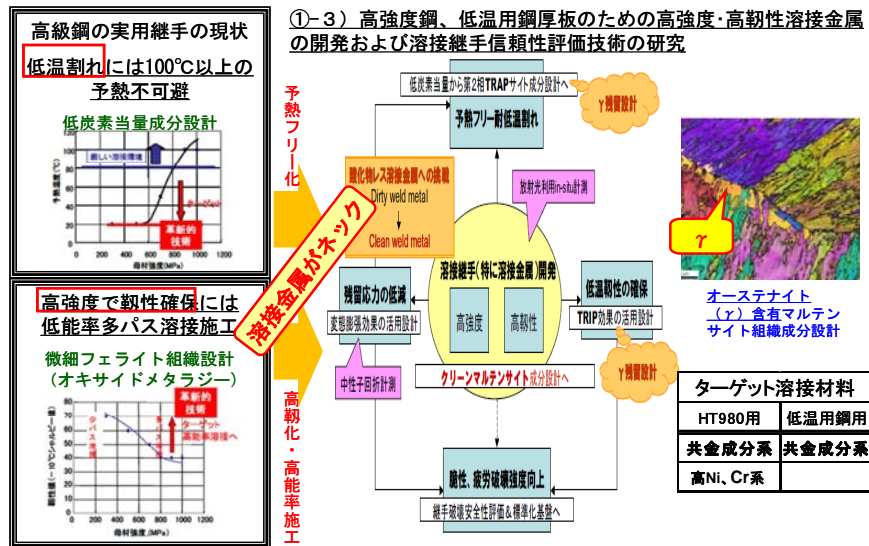
- 【アイデア1】高強度化の限界に近づいているフェライト微細化組織設計（オキシドメタラジー）からクリーンマルテンサイト組織設計への転換。
- 【アイデア2】高強度化を阻む低炭素当量成分設計による低温割れ対策から溶接中の水素侵入抑制プロセスの採用と水素固溶率の高いオーステナイトを少量含有するマルテンサイトとの二相組織成分設計への転換。
- 【アイデア3】上記を実現する世界初の純アルゴンMIG溶接法の創出とファイバーレーザーによる新レーザー溶接技術の確立。



図①-1 クリーン溶接法開発のシナリオ

クリーン溶接プロセスの開発では、新構造ワイヤでの純 Ar 雰囲気での MIG 溶接やプラズマ MIG 溶接などから革新的 MIG 溶接プロセスを目指し、厚板へのファイバーレーザ及びレーザ・アークハイブリッド溶接の適用拡大を目指す（図①-1）。

高強度、高靱性そして予熱なしで低温割れ抑止を達成する新溶接金属では、母材共金系成分でのアプローチと HT980 鋼用として高 Ni-Cr 系成分でのアプローチがなされる。特に Ni-Cr 系溶接金属では、残留オーステナイト量の制御範囲が大きいこと、ま



図①-2 クリーンマルテンサイト溶接金属創生のシナリオ

たマルテンサイト変態膨張の有効活用が可能であるなどの従来溶接金属には無い特性を有しており、低温割れ抑止以外にも、継手疲労強度向上が望める（図①-2）。

#### d. 実用化のための開発体制

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



図①-3 溶接技術SGのテーマ連携

### ①-1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

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



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

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

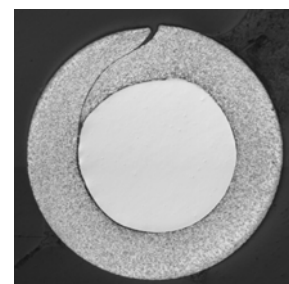
表①-1)-1 基本計画における目標

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

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

#### ①-1) - 1 - 1 新構造同軸複層ワイヤの開発

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



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

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

低温用 9%Ni 鋼用の共金系ワイヤと HT980MPa 鋼用の Ni-Cr 高合金系ワイヤはともに内外層材の融点差を利用した設計で、これが困難な 980MPa 鋼用の共金低合金系ワ

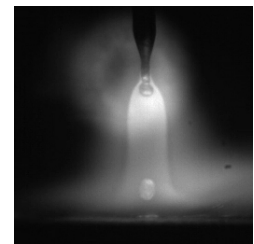
イヤはアーク集中効果がある K (カリウム) を内外層材界面に塗布した特殊構造とした<sup>①-1)-4)</sup>。いずれのワイヤでも、熔融金属液柱は短くなり(図①-1)-3)、次の安定化制御電源開発との併用により安定な溶接が可能となった。

表①-1)-2 開発した複層構造ワイヤ

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

①-1)-1-2 安定化制御電源システムの開発

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



図①-1)-3 Ni,Cr 系成分複層ワイヤでの溶滴移行形態

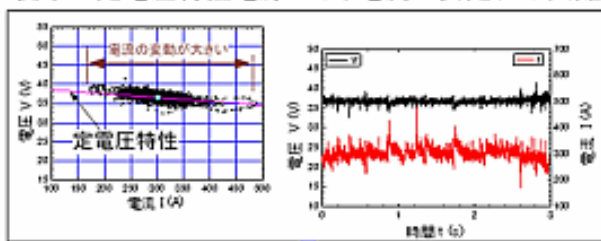
溶接安定性をさらに向上するため、プロジェクトでは従来常識とされた MIG の定電圧電源特性を定電流電源特性としてかつパルス条件の最適化を図った。このブレイクスルーにより定電圧電源特性での不安定な電流特性(アーク長の変動=アークのランダムな動き)を解決した。これにより、中間目標の表面および内部の溶接欠陥を防止することが可能となった。

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

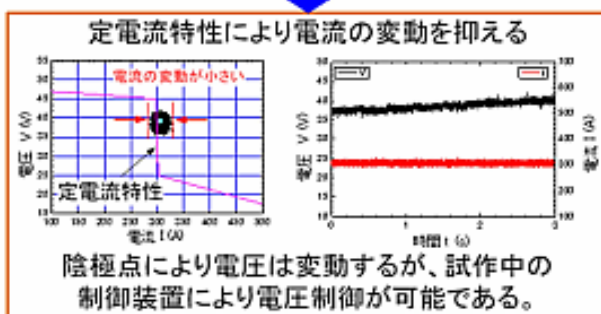
表①-1)-3 溶接金属酸素量の比較

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

従来の定電圧特性電源では、電流の安定化は困難



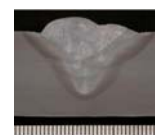
電源制御を可能とする安定な系を構成する



図①-1)-4 溶接安定化のための制御電源システムの開発



ビード外観



断面写真

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

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

電場や磁場の作用による制御性が格段によいプラズマを利用し、シールドガスの一部をプラズマ（導電体）として供給することにより、もう一つの世界初の純アルゴン雰囲気でのクリーンMIG溶接実用化の実現を目指す。この方法は、前述の同軸複層ワイヤ法のワイヤが特殊でありワイヤ成分の制約を受けるのに対して、従来の単層（無垢）

ワイヤの利用が可能であることや比較的溶接姿勢の許容度が高いなどの実用面での特徴を持つ。一方で、全く新しい溶接法であり、開発には溶接装置そのものの設計、試作等の開発が不可欠である。

#### ①-1) - 2-1 電離プラズマMIG溶接装置の設計、試作

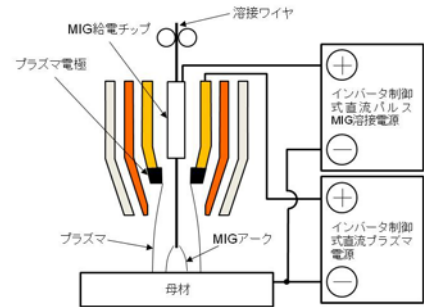
図①-1)-6に設計開発したプラズマMIG溶接プロセスの装置構成を示す。MIG アークにはインバータ制御式直流パルスアーク溶接電源を、また、プラズマの発生にはインバータ制御式直流電源を並列に使用する協調電流制御技術を開発した。図①-1)-7は試作した電離プラズマMIG溶接装置外観である。

この開発により、比較的低速の溶接速度20cm/minのビード・オン・プレート溶接で安定した溶接ビードを形成することが可能となった。純アルゴン雰囲気下においてもワイヤ端液柱の揺動が抑制され、比較的止端部がそろったアンダーカットなどの表面欠陥のないビードが得られた(図①-1)-8)。また、このときの溶接金属中の酸素量は26ppmを計測した。

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

開発した電離プラズマMIG溶接では、溶接ビードが凸形状になりやすい(図①-1)-8参照)、溶込みが浅いという実用上の問題点が抽出されたためにトーチ構造の最適化を図った。

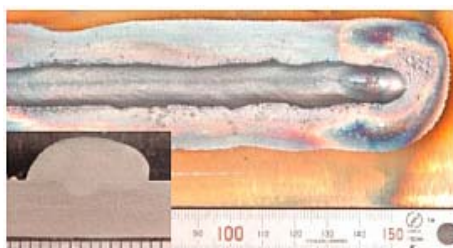
溶融池表面の二色放射温度計測(プロジェクトで導入)の結果解析(図①-1)-9)から、その原因が低酸素(26ppm程度)含有時の表面張力の高さ<sup>①-1)-5~8)</sup>であることを解



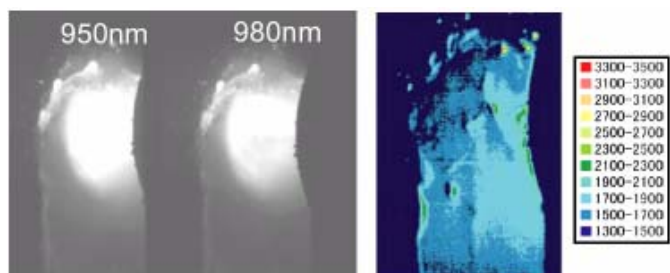
図①-1)-6 プラズマMIG溶接装置の構成図



図①-1)-7 試作プラズマMIG溶接装置(協調電流制御電源)



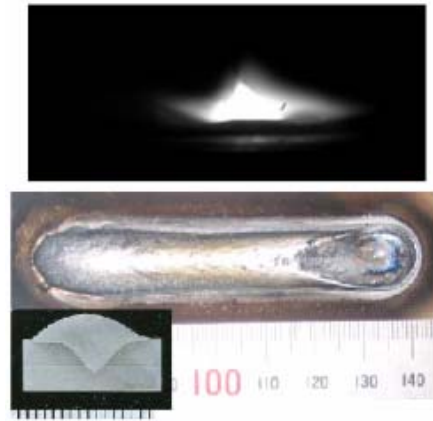
図①-1)-8 電極径7mmの場合のプラズマMIG溶接でのビード外観



図①-1)-9 溶融地表面温度の測定結果(プラズマ電極径7mm、溶接速度20cm/min)

明し、プラズマ側のエネルギーを溶融池に集中させて溶融池形成と同時にその表面温度を上昇させるようにトーチを改良した。

プラズマ電極径3mmに小さくし、電離プラズマ流を高速化させた。これにより、溶接速度50cm/minの場合においてもアークが安定して発生し、ぬれ性が向上することにより溶接ビードの凸形状が大幅に改善された(図①-1)-10)。さらに、溶接速度が2倍以上も増加しながら図①-1)-8)に比べて溶込みが明らかに深くなり、溶接の高能率化にも成功した。溶接金属中の酸素量は24ppmであった。



図①-1)-10 プラズマ電極径3mmに改良したトーチでのビード外観(溶接速度50cm/

### ①-1)-3 まとめと最終目標に向けた今後の取組み

基本クリーン溶接制御法を開発し、溶接金属の含有酸素量50ppm以下を達成する目標に対して、同軸複層ワイヤ法では同軸複層ワイヤの試作とパルス波形制御法の開発により、また電離プラズマ法では新構造プラズマMIGトーチ(電極径最適化)とプラズマ/MIG協調電流制御によりそれぞれ純Arによる基本クリーンMIG溶接を世界に先駆け実現した。また、それぞれ安定溶接条件下では、表面および内部欠陥の発生はなく、十分に50ppm以下の低酸素化を達成した。これにより、中間目標を実験室レベルで達成した。

今後は、最終目標達成に向けたスパッタ低減溶滴移行制御や高能率狭幅多層溶接制御などの実用溶接構造継手(開先内)溶接施工性を可能とする実用クリーンMIG制御技術へ開発を展開し、大型実用継手や溶接姿勢などでの安定化と制御技術の高度化を果たして高能率溶接施工プロセス技術の確立を目指す。

### 参考文献

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



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

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

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

これらの問題解決には、溶接時のキーホール挙動、熔融金属の流動挙動、アーク挙動、溶滴移行現象、アーク・レーザ相互作用等の溶接現象の素過程の解析などの基礎的研究が必須であり、本開発項目では、表①-2)-1 に示す中間目標を設定し、最終ターゲットとする板厚 25mm (25kW 想定で世界初) の前段として 10 kW ファイバーレーザ装置を用いた板厚 12 mm の HT780 高張力鋼レーザ溶接基盤技術の構築を目指した。

表①-2)-1 基本計画における目標

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

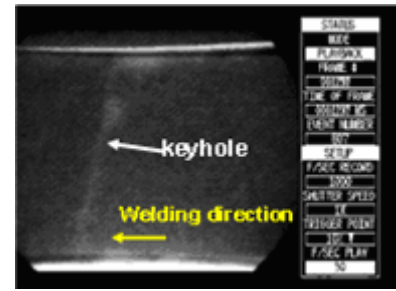
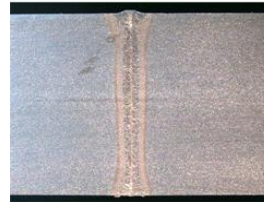
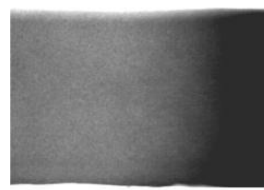
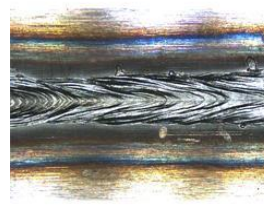
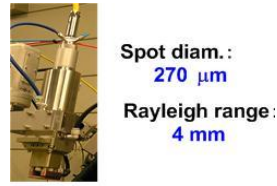
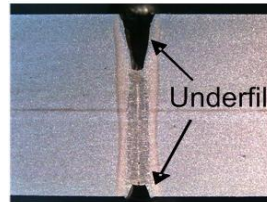
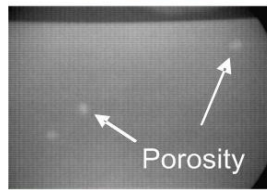
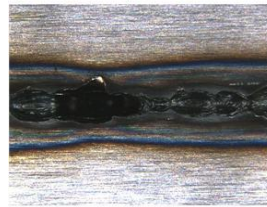
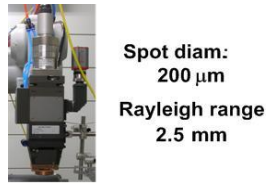
①-2) - 1 ファイバーレーザ溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明および欠陥防止策の開発

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

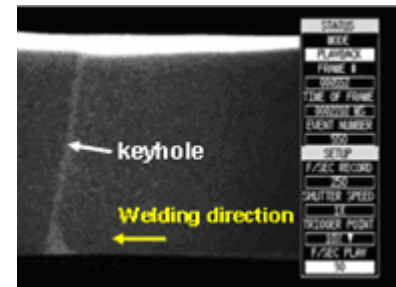
板厚 12mm の高強度鋼溶接継手において溶接品質が JIS1 類相当 (表①-2)-2 参照) の

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

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



(a) 市販の集光光学系  
溶接速度 1.5m/min



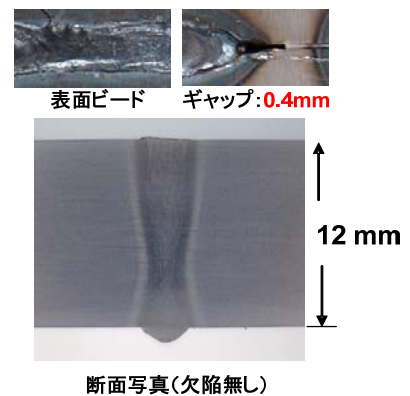
(b) 長焦点深度集光光学系  
溶接速度 1.50m/min

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

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

図①-2)-3 10kW ファイバーレーザー溶接時のその場透過 X 線観察

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



図①-2)-4 ホットワイヤ添加 10kW ファイバーレーザーによるギャップ 0.4mm を有する突合せ溶接結果

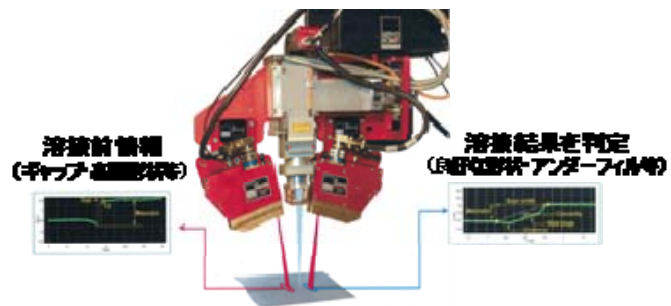
図①-2)-3 は、気泡およびポロシティの生成状況を X 線透視法によりリアルタイム観

察した一例を示す。いずれの図ともキーホール（照射ビームが 10 度傾斜の前進角溶接のため傾斜）は高張力鋼板の裏面にまで達しており、キーホール径は約 0.5 から 1 mm 程度である。市販集光系の場合、キーホールは激しく変動し、その中間上部から気泡が発生してポロシティとなった（左）が、改良型集光光学系ではキーホールが安定で、気泡およびポロシティの発生が確認されなかった。集光光学系の改善により、深溶込み化と溶接欠陥の低減を達成した。

### ①-2) - 1-2 溶接継手製作の為の基盤技術確立

10 kW ファイバーレーザーによる 12mm 厚鋼板の突合せ貫通溶込み溶接を実施した。溶接欠陥発生機構の解明の結果のを適用して、12 mm 厚鋼板に対して、得られた溶接ビードの表面外観および断面形状の例を図①-2)-4 に示す。ギャップ 0.4 mm、溶接速度 1 m/min の条件において、予熱なしで、良好な貫通溶接継手が製作できることがわかり、中間目標とした JIS1 種 1 類相当をほぼ達成した。ホットワイヤ利用の突合せ溶接を行った。

狭い溶接ビード幅によるトラッキング不安定を克服し、安定した継手製作のためには、モニタリング・センシング・適応制御技術の開発が重要である。そこで、現時点では、図①-2)-5 に示すセンシングシステムを導入し、溶接あい位置制御は 3 m/min の溶接速度でも 1mm のズレを 0.1mm 以内に補正することが可能であることを確認し、最終目標となる実溶接継手への適用に向けて、この技術の確立を図っている。(図①-2)-4 に示した結果はセンシングシステムを利用している)



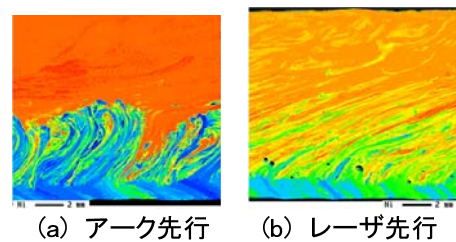
図①-2)-5 高速溶接に対応したレーザーセンシングシステム

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

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

#### ①-2) - 2-1 フィラーワイヤの均質合金化

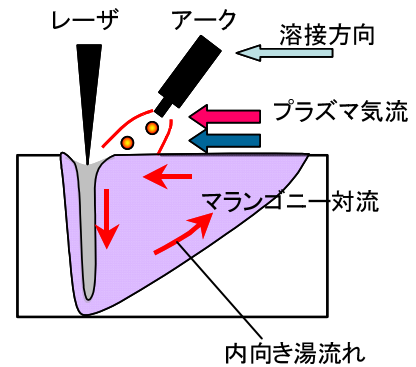
板厚 11mm の鋼板 (SM490A) のハイブリッド貫通溶接 (パルス GMA+高出力 CO<sub>2</sub> レーザ) における溶接金属内でのワイヤ添加元素分布は図



図①-2)-6 アーク先行、レーザー先行ハイブリッド溶接金属縦断面中の Ni 濃度分布の相違

①-2)-6(a)に示すように全く均質化しておらず、添加層部に止まり別の合金層を形成する (Ni はトレーサ ; 70mass%Ni 合金ワイヤ使用)。

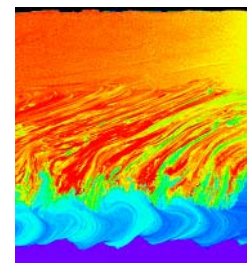
高速度ビデオカメラ及び in-situ X 線透過撮影装置を用いた観察などによる溶融池表面及び内部における溶融金属の流動挙動解析に基づいて導かれた狭隘なレーザー溶接特有の溶融池内溶融金属流は図①-2)-7 に示すような挙動を示すことが明らかになった。すなわち溶融池内の湯流れは、レーザー光による穿孔、表面張力に起因する Marangoni 対流、そしてアークのプラズマ気流によって影響を受け、レーザーとアークの配置 (溶接方向) とシールドガス中の酸素量が最も分布状況に影響を及ぼす支配的な因子であることが判明した。この成果に基づいて次の二つの対応策を導出した。



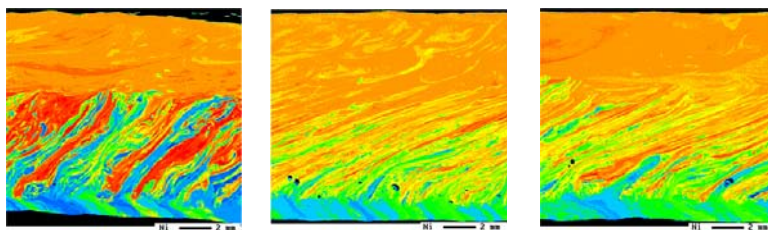
図①-2)-7 レーザ先行配置における 2%超酸素含有溶融池の湯流れとその駆動力

- a. レーザを先行させることで、溶融池内の流れを内向きとするようアーク溶接のプラズマ気流を利用する技術
- b. Marangoni 対流の向きを外向きから内向きに変える方法として、溶融池への酸素を添加する技術

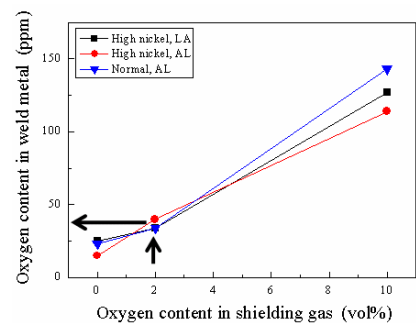
図①-2)-6 にレーザーとアークの配置 (溶接方向) 制御の効果を示すが、レーザー先行配置により溶込み底部までほぼ均一な分布が得られた。一方、シールドガス中の酸素量を変化した場合、図①-2)-8 に示すように、酸素量の増加に伴い均質性が増し、約 2% を超えた領域でほぼ均質な分布が得られた。このように狭隘な溶接金属においてもワイヤ添加元素の均質合金化が実現できる具体的な指針を得た。さらに、この対策をもっても非貫通ハイブリッド溶接では図①-2)-9 に示すように底部において添加元素濃度の低い領域を残す。この問題



図①-2)-9 非貫通ハイブリッド溶接における Ni 分布状況



(a) 0%O<sub>2</sub> (b) 2%O<sub>2</sub> (c) 10%O<sub>2</sub>



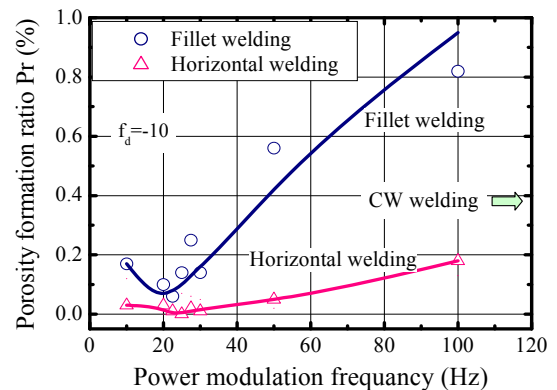
(d) 添加酸素量と溶接金属含有酸素量

図①-2)-8 Ni の均一分散化に及ぼすシールドガス中の酸素量の影響

は重ねしろを大きくとった両面溶接により解決できることも確認した。以上により中間目標の一つである「効率的（効果的）なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセスを確立するための指針の提案」を達成した。

### ①-2) - 2-2 両面非貫通溶接におけるポロシティの防止

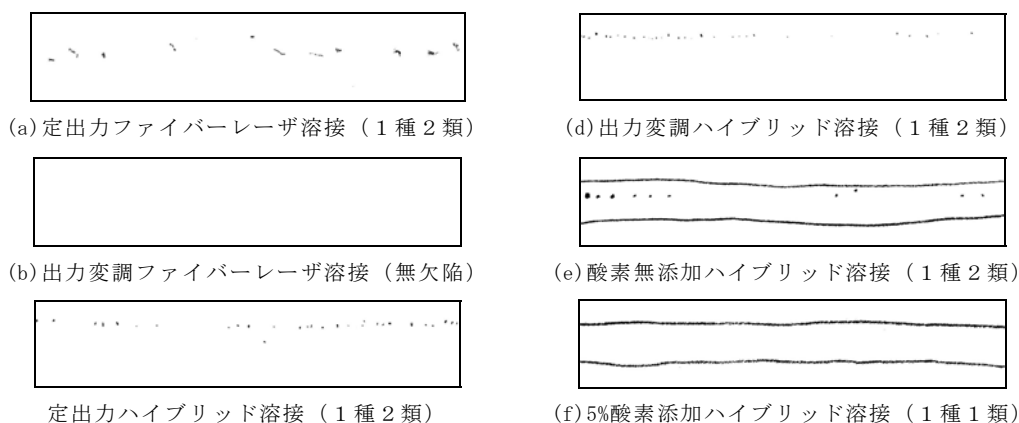
本開発の最終目標には、板厚 25mm の高強度鋼における多層突き合わせ継手及び隅肉継手の欠陥防止技術の開発を置いているが、この溶接を実現するためには、多層溶接を含めた、いわゆる非貫通溶接についての技術的検討が必須である。この非貫通溶接は前述でその特徴に言及したが、合金化の困難さとともに溶込み深さの増加に伴いポロシティが発生しやすくなることがよく知られている<sup>①-2)-2)</sup>。ポロシティの発生を防止するにはキーホールを安定化することが必要であり、熔融池の固有振動周波数でレーザー出力の変調制御を行うことが有効である<sup>①-2)-3)</sup>。本研究では、非貫通溶接として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



図①-2)-10 レーザ出力変調制御による横向きおよび隅肉溶接でのポロシティ抑止効果

図①-2)-10にCO<sub>2</sub>レーザー単独溶接で、横向き及び隅肉溶接を行ったときのポロシティ発生率を示す。いずれの溶接でも、連続発振（CW）溶接と比べて出力変調制御によるポロシティの防止効果が認められる最適周波数をもつことが検証された。この出力変調によるポロシティの防止は、ファイバーレーザー単独溶接においても有効であった（図①-2)-11）。

これに対して、ハイブリッド溶接においては、パルスアークによる熔融池振動のためにレーザー出力変調の効果がほとんど発揮されなくなるため図①-2)-11 (c)、(d)に見られるようにほとんど防止効果が認められなかった。しかし、少量の酸素添加が有効であることを見いだしており、21年度末にはその機構を明確にすることにより、ポロシティ防止のための制御指針を提案して中間目標を達成見込みである。



図①-2)-11 レーザ単独およびハイブリッド溶接部のポロシティ発生状況（X線検査結果）

### ①-2) - 3 レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

本研究でファイバーレーザとマグアークを組み合わせたハイブリッド溶接システム（図①-2)-12）を構築し、厚鋼板の突合せおよび隅肉溶接におけるビード表面形状制御の基盤技術確立に向けてハイブリッドプロセスパラメータ（表①-2)-3）が溶接部形成に及ぼす影響を検討し、中間目標を達成する。

#### ①-2) - 3 - 1 突合せハイブリッド溶接

各溶接法による溶接実験から次のことが判明した（溶接部断面写真は図①-2)-13）。

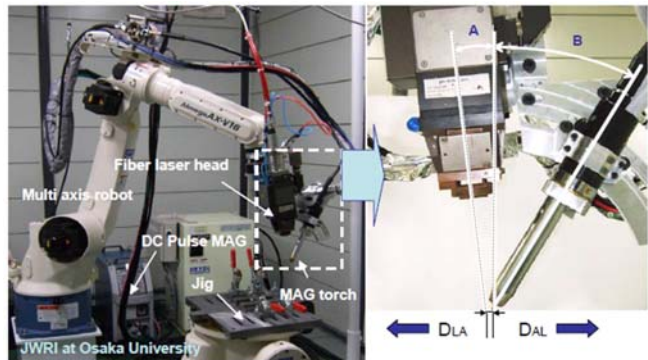
板厚を 12mm とした場合、開先角度 30°、ルートギャップ 0.7 mm の従来マグアーク単独溶接では 1 パス裏波溶接はできない（アーク電流 160 A、溶接速度 0.5 m/min）。

また、ルートギャップ 1 mm ではファイバーレーザ単独（4 kW）による溶接部形成は不可能。

ハイブリッド溶接ではルートギャップ 1 mm で 1 パス貫通溶接可能。

マグアーク溶接のタンデム化がビード表面のアンダフィルの改善法として有効である。好適条件ではルートギャップ 1 mm においても良好な 1 パス貫通裏波ビード得られる（10 kW ファイバーレーザ、開先加工なし、I 形突合せ条件）（図①-2)-14）。

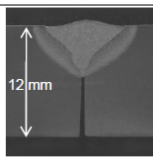
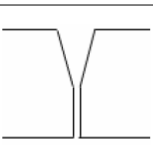
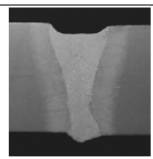
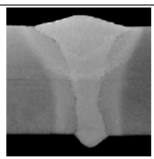
高速・低入熱溶接による溶接ビード形成について図①-2)-15 に示すようにレーザ・アーク間距離変化およびレーザ先行/アーク先行による溶込み形成に及ぼす好適条件範囲を明示した。



図①-2)-12 ファイバーレーザ/MAG アークハイブリッド溶接装置外観

表①-2)-3 ハイブリッド溶接におけるプロセスパラメータ

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

Weld process	MAG only	Laser only	Hybrid single pass	Hybrid (1 pass)+ MAG (2 pass, 160A)
Cross section of bead				
Welding parameter	160 A, welding speed : 0.5 m/min groove angle: 30° gap : 0.7 mm	4 kW, welding speed : 0.5 m/min groove angle: 30° gap : 1.0 mm	4 kW, 160 A welding speed : 0.5 m/min groove angle: 30° gap : 1.0 mm	4 kW, 160 A welding speed : 0.5 m/min groove angle: 30° gap : 1.0 mm

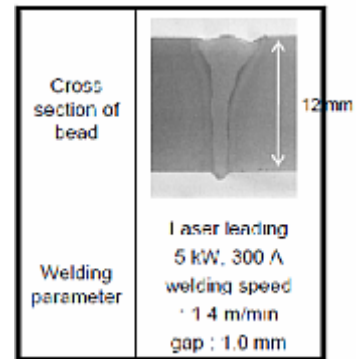
図①-2)-13 各溶接法による溶込み断面形状の比較

アーク先行はレーザ先行より裏波ビード形成の条件裕度が広がる（DAL 5 mm まで良好な 1 パス裏波ビード実証）ことを明らかにした。

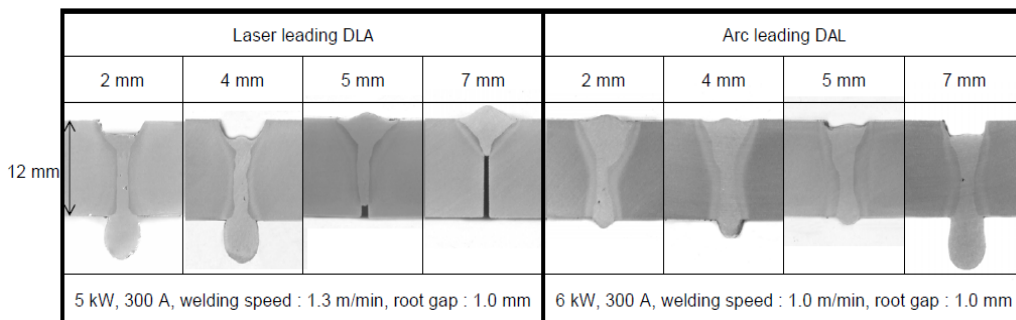
### ①-2) - 3-2 隅肉ハイブリッド溶接

隅肉ハイブリッド溶接ビード形成に及ぼすトーチ狙い位置やレーザ／アーク先行の調査結果からレーザ先行で狙い位置を水平板上に少し移動した条件(a=1 mm)で滑らかな余盛が形成された（図①-2)-16）。また図①-2)-17 に示すようにレーザ先行条件でより滑らかな余盛の両面隅肉溶接継手を提供できた。

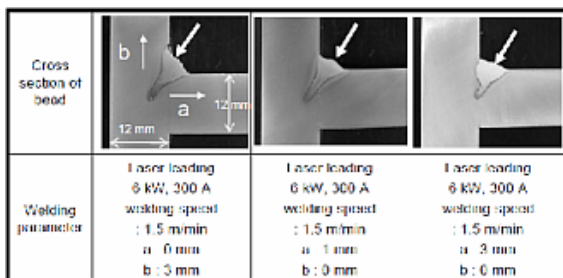
図①-2)-18 はレーザによる突合せ（Butt）溶接継手における溶着不足（アンダーフィル；図①-2)-15 の左から 2 つおよび右から 2 つのような欠陥）の発生有無と、トーチタンデム化による表面ビード形状制御を行った隅肉（Fillet）溶接継手における継手疲労特性を寿命線図で示している。アンダーフィル欠陥の防止とビード形状制御によって、E 等級以上の疲労性能が得られることが検証された。これにより、中間目標である滑らかな表面を有する 12mm 厚鋼板の突合せ及び隅肉溶接ビード形成のハイブリッド溶接制御指針の明示は達成見込みであり、最終目標に向けた実用化指針にも有効と考えている。



図①-2)-14 I 型突合わせ溶接における溶込み



図①-2)-15 レーザ、アーク間隔のビード形成に及ぼす影響



図①-2)-16 狙い位置が隅肉ビード形状に及ぼす影響

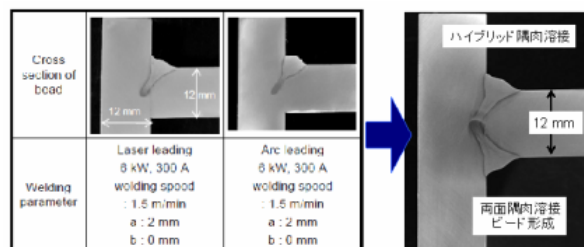
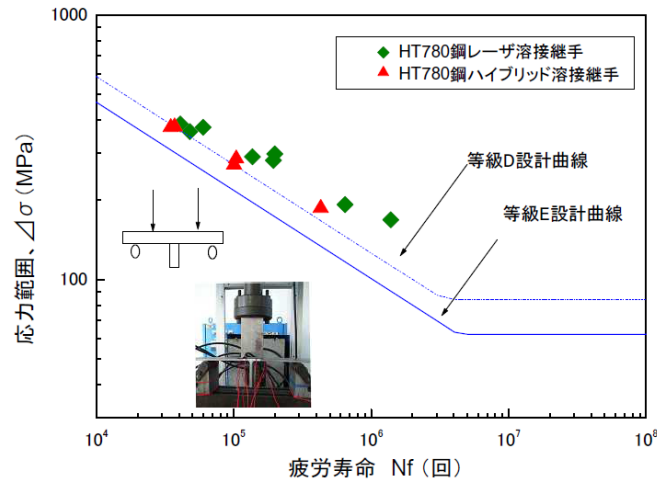


Fig. 6 Cross sections of the fillet welds with different welding directions

図①-2)-17 レーザ先行とアーク先行が隅肉ビード形状に及ぼす影響



図①-2)-18 各種レーザー溶接継手の疲労強度（表面ビード形状制御の効果例）。

#### ①-2)-4 まとめと最終目標に向けた今後の取組み

a. 板厚 12mm の高強度鋼溶接継手の溶接欠陥発生機構を解明し、溶接品質が JIS1 類相当の貫通完全溶け込み溶接、及び 2 パス隅肉溶接継手製作の為の基盤技術の確立を達成する目標に対して、板厚方向のレーザーパワー密度低下を主因とする溶接欠陥発生機構の解明に基づき、高パワー密度の安定維持を実現する長焦点深度光学系を開発して JIS1 類相当品質の貫通完全溶け込み溶接を達成した。ファイバーレーザーで 25kW（世界初）を導入（8 月末）し 25mm 厚溶接に着手（見込み）。また良好な貫通裏波ビード及び隅肉平滑ビードを形成するアーク・レーザーの最適位置関係を導出した。

今後は、最終目標に向けて板厚 25mm 厚の実用溶接を想定した 25kW 大出力溶接条件の最適化に進み、安全性評価のための溶接構造継手の製作を実施する。

b. 効率的なワイヤ添加制御法及び均質合金化プロセス並びにビード表面形状制御の基盤技術を確立するための指針の提示目標では、レーザー先行ワイヤ添加と酸素含有（ $\geq 2\%$ ）シールドガス法による均質合金化指針提示を提示した。レーザー先行ハイブリッドによる隅肉溶接ビードの平滑化とアークのタンデム化による実用的ギャップ突合せ貫通溶接の余盛形状制御指針を提示し、それを実現するハイブリッドトーチを開発した。

今後は最終目標に向けて 25 kW-25mm 厚の実用溶接を想定した非貫通溶接における均質合金化と欠陥防止技術の確立するとともに 25mm 厚実用溶接を想定した、レーザー・アークハイブリッド溶接法の最適条件を確立する予定。

#### 参考文献

- ①-2)-1 川人ら：溶接学会論文集、25-3(2007) 461-467。
- ①-2)-2 川口、塚本、荒金、中田：溶接学会論文集、24-4 (2006) 338。
- ①-2)-3 川口、塚本、荒金、中田：溶接学会論文集、25-2 (2007) 328。



### ①－3) 高強度・高靱性溶接金属の開発および溶接継手信頼性評価技術の研究

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

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

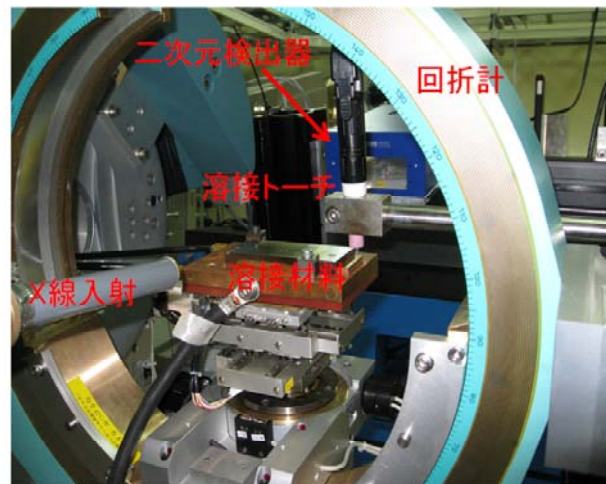
表①-3)-1 基本計画における目標

中間目標	最終目標
a.溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係に関する基礎データベースの構築	・大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度980MPaと良好な靱性（-40℃で47J以上）を得るための要件を明確化。
b.予熱なしで溶接割れが生じない溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化	・予熱フリーでTIG溶接の2倍の効率で溶接施工できる9%Ni鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が590MPa以上、強度が690～830MPa、-196℃での靱性値が50J以上を達成できる要件の明確化。
c.継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化	
d.溶接金属中の残留 $\gamma$ 相による疲労強度、脆性破壊強度向上の条件の明示	・継手部の残留応力適正制御技術の提示と、大型継手での破壊性能・信頼性評価技術の確立

### ①-3) - 1 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立

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

これを達成するためには、凝固割れ抑制相としての $\delta$ フェライトおよび水素トラップ相としての $\gamma$ それぞれの晶出挙動および凝固後冷却過程での組織変化を制御する必要があり、そのための世界初ツールとして溶接凝固中の組織形態を直接観察する手法を確立した。これは、通常の X 線の数億倍の輝度をもつ第三世代の大型放射光施設 Spring-8 の undulator beam line を用いる溶接凝固変態過程のその場観察システム (図①-3)-1) である。システム開発は H19 年度で確立し、現在はこれを用いた組織データベース構築が進んでいる。



図①-3)-1 放射光を利用する溶接凝固変態過程のその場観察装置外観

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

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

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

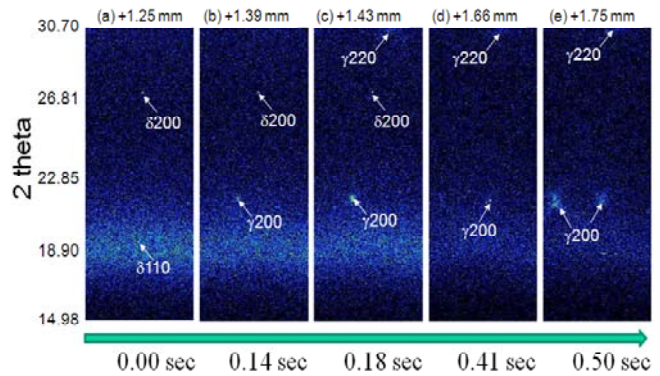
表①-3)-2 供試材の化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	O	N
TE	0.018	0.29	0.80	0.008	0.002	12.95	9.05	0.081	0.0040	0.0010
M1	0.045	0.33	0.83	0.008	0.008	14.05	9.3	0.012	0.0042	0.0058
M2	0.045	0.32	0.83	0.007	0.008	14.10	7.15	0.011	0.0047	0.0060

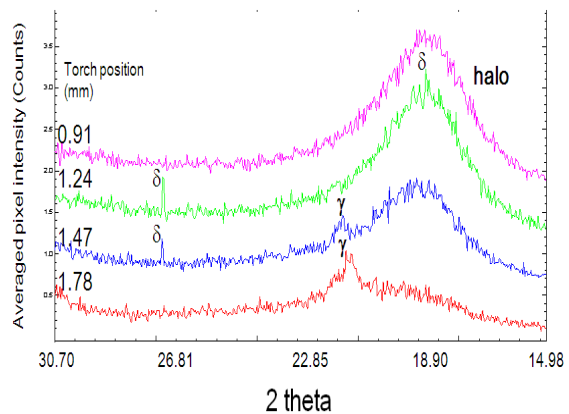
M1 では炭素量を増やし、M2 材料ではニッケル量を減らしている。図①-3)-2 に測定に用いた溶接用その場観察システムの外観写真を示す(Spring-8、46XU)。試験片と水冷銅板を多軸回折計の  $\theta$  軸上に設置し、ティグ溶接時に形成される溶接線の一点に固定して高輝度 X 線を照射する。波長は 18 keV または 30 keV を使用した。その照射位置を溶接熱源 (アルゴンアークプラズマ) が定速度で横断し、加熱、凝固、固相変態に対応した回折パターンが、背後で固定されている二次元検出器<sup>8-9)</sup>に時系列に記録される (時間分解能 0.01 秒)。溶接ビードの幅 10.0 mm に対して、スリットを使用して照射面積を 1.0 mm-3.0 mm に調整して測定を行っている。溶接方向のスリット幅は、温度勾配そのものに対応するので、0.1 mm に設定している。

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

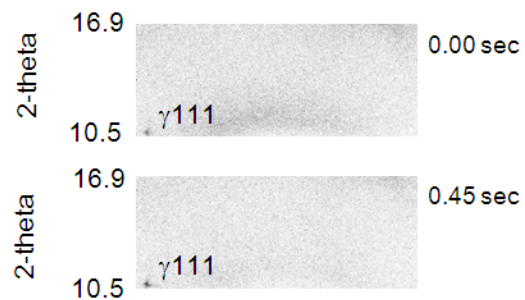
図①-3)-3 は、図①-3)-2 を散乱角度-強度に変換したもので、上述の包晶反応を時分割測定により追跡できていることが、より明確である。図①-3)-2(b)を題材にカメラが二次元であることを想像してみると、二次元カメラを採用している意義がよくわかる。例えば、 $\delta_{200}$  反射の位置が二次元カメラ位置であるとすると、 $\gamma$  相はカメラ外となり、 $\delta$  単相で凝固が終了したと誤解する可能性がある。そこで回折計の  $\phi$  方向にカメラを広げ観察することで、溶接凝固過程を正確に評価することが可能になる。図①-3)-4 は炭素を増加させた M1 サンプルを対象にさらに  $\phi$  方向を広くとり、凝固過程を観察した結果である。上は初晶、下は凝固終了後のカメラ像を示している。初晶は  $\gamma$  相であり、ハローパターンと同時に記録されて



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



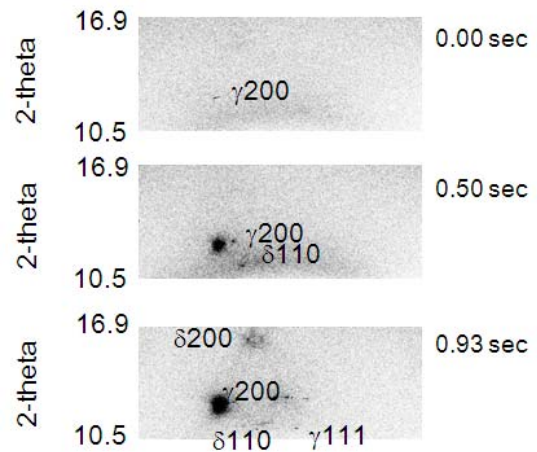
図①-3)-3 TE サンプルでの散乱角度と強度 ( $2\theta$ -I) の関係



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

いる。その後、 $\gamma$  相のみで凝固は終了した。カメラの  $\phi$  方向の拡大の必要性を示す、典型的な例ともいえる。凝固のモードは A モードであり、 $\delta$  相は凝固中に存在しなかった。

前述のように、溶質元素の偏析による液相の低温度までの残存を原因として、高温割れが発生しやすい凝固挙動であると評価できる。図①-3)-5 はニッケル量を減らして、凝固モードの変化を意図した M2 サンプル凝固過程を観察した結果である。初晶(0.0 秒)は  $\gamma$  相であり、0.5 秒後に第二相として  $\delta$  相が記録されている。その後、 $\delta$  相と  $\gamma$  相で凝固が終了している (0.93 秒)。従って、凝固モードは AF モードと判定された。後述する、さらに広い面積を有する検出器 (569790 ピクセル) を用いた実験によっても同様の結果となった。ニッケル量の低減により凝固モードが A モードから AF モードに変化した。これにより、M2 は M1 より高温割れが起こりにくいと予想される。本技術を活用して、強度、靱性等、諸特性を加味した適正成分系の絞り込みを実施している。これより中間目標を達成見込みである。



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

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

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

そこで、三相系溶接金属における残留  $\gamma$  の生成挙動 (組織形態、分布、残留量) を明確化にし、残留  $\gamma$  生成速度論に基づく溶接金属組成や溶接条件に対応した残留  $\gamma$  制御状況を予測することを中間目標とし、まず基礎的検討として、フェライト +  $\gamma$  + マルテンサイト三相系ステンレス鋼溶接金属の組織解析を行うとともに、残留オーステナイト (残留  $\gamma$ ) の生成挙動を明らかにした。

#### ① - 3) - 2 - 2 - 1 供試

##### 材料および実験方法

供試した三相系ステンレス鋼は、Ni および C 量を変量させた 14Cr-Ni 系合金であり、その化学組成を表①-3)-3 に示す。

これら成分の溶接金属として、TIG 溶接 (電流: 120A、電圧: 14V、溶接速度: 1.1~10mm/s) を実施し、その作製した溶接金属に対して組織観察および X 線回折 (5 ピーク

表①-3)-3 溶接金属模擬共通材の化学組成 (mass%)

Alloy	C	Si	Mn	Ni	Cr	O	N	Fe
A1	0.010	0.32	0.80	8.99	14.2	0.004	0.004	Bal.
A2	0.010	0.32	0.81	7.97	14.1	0.004	0.004	Bal.
A3	0.008	0.31	0.82	6.73	13.7	0.003	0.003	Bal.
A4	0.009	0.32	0.83	5.81	13.8	0.003	0.003	Bal.
A5	0.011	0.32	0.80	5.00	14.1	0.004	0.004	Bal.
A6	0.009	0.32	0.80	4.00	14.1	0.003	0.003	Bal.
B2	0.026	0.34	0.82	8.20	14.0	0.006	0.007	Bal.
B5	0.027	0.30	0.82	5.00	14.1	0.005	0.007	Bal.
C1	0.045	0.33	0.83	9.30	14.1	0.004	0.006	Bal.
C2	0.044	0.33	0.81	8.00	14.1	0.005	0.006	Bal.
C3	0.045	0.32	0.83	7.15	14.1	0.005	0.006	Bal.
C4	0.045	0.33	0.84	6.05	14.2	0.005	0.007	Bal.
C5	0.047	0.32	0.86	5.20	14.2	0.005	0.007	Bal.
C6	0.044	0.31	0.84	4.15	14.2	0.005	0.007	Bal.

法)による残留 $\gamma$ の定量を行った。

### ①-3) - 2 - 2 - 2 溶接金属の組織解析

溶接速度 2.0mm/s にて TIG 溶接した溶接金属のマイクロ組織の代表例を図①-3)-6 に示す。いずれもセル状組織を呈するが、フェライトの形態より、C1 が AF モード、A1-A3、 B2、 C2-C4 が FA モード、A4-A6、 B5、 C5-C6 が F モード凝固であることが推察され、研究開発項目①-3)-2-1 で検証された。すべての母材および溶接金属中の残留 $\gamma$ 量を測定した結果を図①-3)-7 に示す。いずれの鋼においても、母材に比べ溶接金属の残留 $\gamma$ 量は低いが、Ni および C 含有量の増加に伴い、残留 $\gamma$ 量が増加する傾向が認められる。図①-3)-8 は溶接金属中の残留 $\gamma$ 量を組成(C、Mn、Ni、Cr)の関数により回帰分析した結果を示したものである。溶接金属中の残留 $\gamma$ 量は、

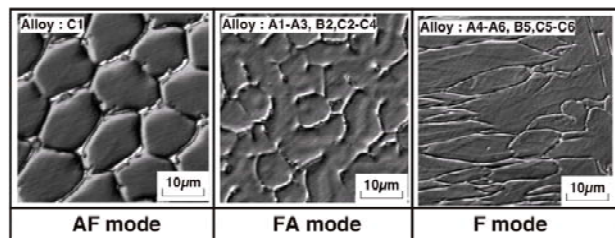
$$296(C)+64(Mn)+7(Ni)-17(Cr)$$

なる組成パラメータにより一義的に整理できることが明らかとなった (ただし、負値のとき、残留 $\gamma$ 量は 0%とみなす。

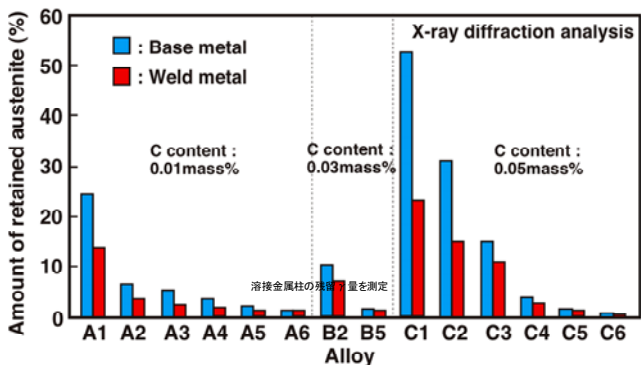
### ①-3) - 2 - 2 - 3 溶接金属における残留 $\gamma$ 生成速度論

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

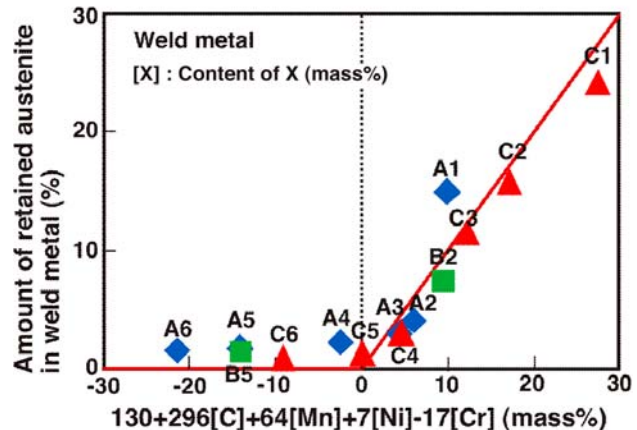
残留 $\gamma$ は高温 $\gamma$ 領域からの冷却過程においてマルテンサイト変態せずに室温まで持ち来たされた相である。このため、マルテンサイト生成速度の余事象が残留 $\gamma$ 生成(残留)速度と考えられる。しかしながら、マルテンサイト変態は一般に非熱活性化過程であるため、速度論的取り扱いが困難である。そこで、本研究では、マルテンサイト変態前の元素の不均一分布により残留 $\gamma$ の生成が決定されるとする生成速度論を構築した。すなわち、14Cr-7Ni系合金の $M_s$ 点が、



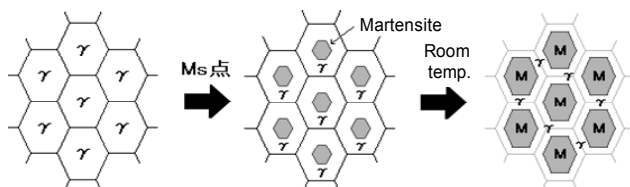
図①-3)-6 TIG 溶接の溶接金属のマイクロ組織の代表例



図①-3)-7 母材および溶接金属中の残留オーステナイト量



図①-3)-8 残留 $\gamma$ 量の成分組成からの回帰分析評価結果



図①-3)-9 残留 $\gamma$ 生成モデル

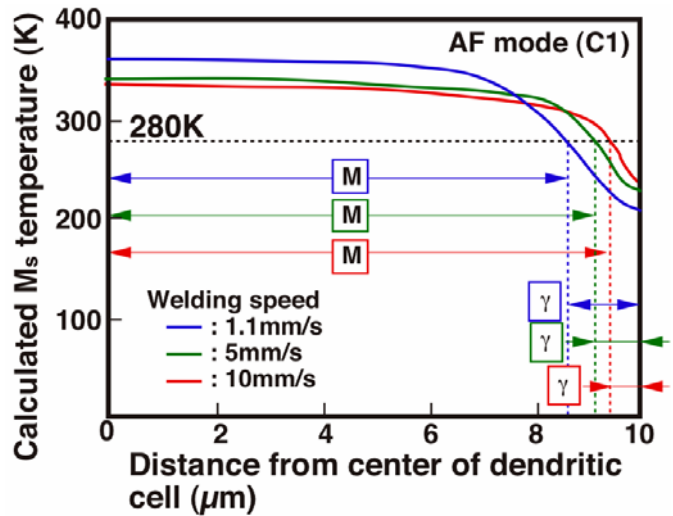
$$M_s \text{ (K)} = 990 - 26[\text{Mn}] - 53[\text{Ni}] - 32[\text{Cr}] - 97[\text{C}][\text{Cr}]$$

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

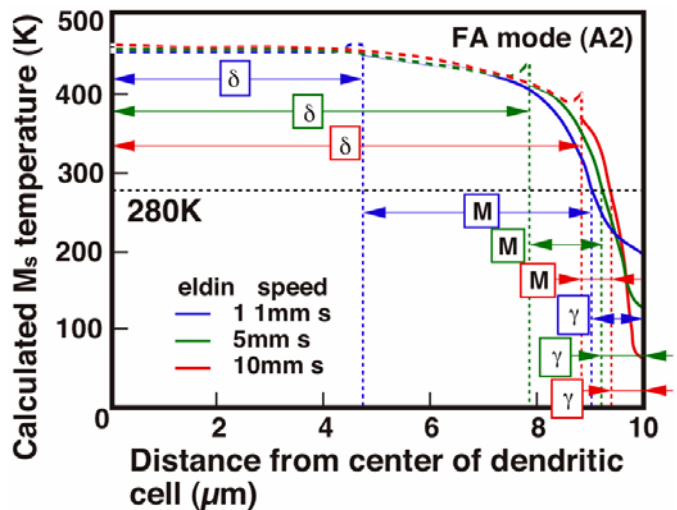
①-3) - 2 - 2 - 3 - 2 残留  $\gamma$  量生成速度論の妥当性検証

AF モードおよび FA モード凝固の溶接金属（C1 および A2）を対象に、溶接速度（冷却速度）を3段階に変化させた再現熱サイクル過程におけるデンドライトセル組織内の濃度から算出される  $M_s$  点分布を図①-3)-10) に示す。いずれの凝固モードの溶接金属においても、デンドライトセル中心から境界に向い  $M_s$  点が低下する傾向が認められる。凝固偏析の解消程度が小さい速い溶接速度（冷却速度が大）ほど、 $M_s$  点が低温な領域が狭くなることがわかる。また、AF モード凝固の溶接金属では、冷却過程で  $\delta$  フェライトがすべて  $\gamma$  に固相変態し、 $\gamma$  単相となったことが示唆される（図①-3)-10(a)）。

FA モード凝固の溶接金属では、 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  変態に伴う元素分配（ $M_s$  点の不連続変化）も存在する（図①-3)-10(b)）。 $M_s$  点が 280K 以下の領域が残留  $\gamma$  に相当することから、 $M_s$  点分布より計算される残留  $\gamma$  量を、溶接速度を変化させた溶接金属中の残留  $\gamma$  量の実測結果と比較して図①-3)-11) に示す。AF モード凝固の溶接金属は、FA モード凝固の溶接金属より残留  $\gamma$  量が多く、いずれの凝固モードにおいても溶接速度が増加するに伴い残留  $\gamma$  量は減少することが明らかとなった。また、残留  $\gamma$  量の計算結果と実測結果は、おおむね一致することがわかる。以上のことから、本解析により、残留  $\gamma$  の生成挙動を定量的に把握することが可能であり、鋼種（凝固モード）や溶接条件が変化したときの残留  $\gamma$  の生成を予測できるものといえる。



(a) 溶接金属 C1 (AF モード)



(b) 溶接金属 A2 (FA モード)

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

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

現在、 $\gamma$ 生成速度論の精度向上ならびに水素拡散集積挙動の計算機シミュレーションを行い、残留 $\gamma$ の生成挙動を明らかにするとともに、水素の拡散集積挙動を可視化している。これによって、中間目標である $\gamma$ の残留挙動を速度論的検討により把握するとともに、水素の拡散集積挙動を計算機シミュレーションにより把握できる見込みである。

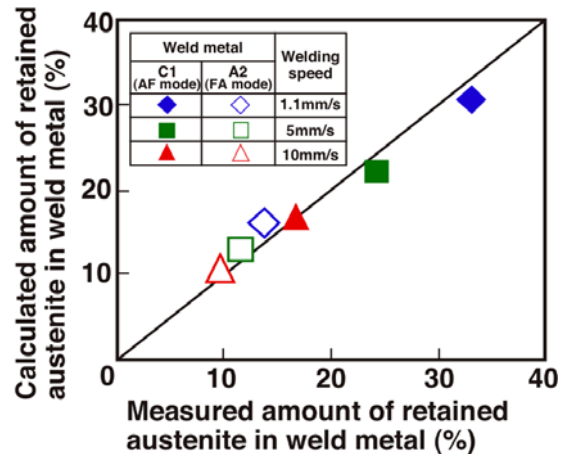
### ①-3) - 2-3 オーステナイトを残留す

#### る高Ni、Cr系溶接金属における水素含有時のトラップ効果と変態挙動の計測

高Ni-Cr系溶接金属の組織形態等が水素拡散・放出挙動に及ぼす影響を明確にし、 $\gamma$ 組織の水素トラップ効果の可能性を検証して最適溶接金属成分設計研究へフィードバックする。同時に、新規低温割れ評価法の提案への指針となる基盤データを蓄積、提供することを目標とする。具体的目標として、①Ni-Cr成分系溶接金属中残留 $\gamma$ の性状（量、形態、分布）と変態膨張量の関係の系統的明示し、②昇温脱離スペクトルによる残留 $\gamma$ 性状の水素拡散挙動に及ぼす影響を実測し、③負荷荷重と水素量との関係から、トラップ効果の検証とトラップ特性の系統的明示することを中間目標とした。最終目標は、水素含有時における耐低温割れを保証する成分指針や組織形態並びに溶接条件を明示することである。

#### ①-3) - 2-3-1 Ni-Cr成分系溶接金属成分と残留 $\gamma$ の性状及び変態膨張量の系統的明示

表①-3)-4は、本プロジェクトでの共通試料の成分である。なお、Si=0.3wt%、Mn=0.8wt%、P=0.01wt%、S=0.003wt%である。本成分系における残留 $\gamma$ は不安定で、試片切断によりマルテンサイトへ変態し、XRD、EBSPなどを駆使しても定量測定が困難であることが分かった。そこで、これらの試料をフォーマスター試験によってMs点まずを計測し、変態挙動曲線をfittingすることで残留 $\gamma$ を予測する手法を確立し、Int. ISIJに投稿、掲載された<sup>①-3)-2)</sup>。また計測においては、試片表面測定ではなく、試片体積からの磁化測定評価を行い、同試料の残留 $\gamma$ 量を測定して纏めたものが図①-3)-12である。黒棒グラフは、フォーマスター試験片を切断後、XRDから $\gamma$ 量を計測したもの、赤棒グラフは、フォーマスター試験片を磁化計測したものである。なお、フォーマスター試験から得られる変態曲線から予測<sup>①-3)-2)</sup>される残留 $\gamma$ 量は赤棒グラフとほぼ一致



図①-3)-11 計算値と実測値での残留 $\gamma$ 量の比較

表①-3)-4 共通材の化学成分

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

した。

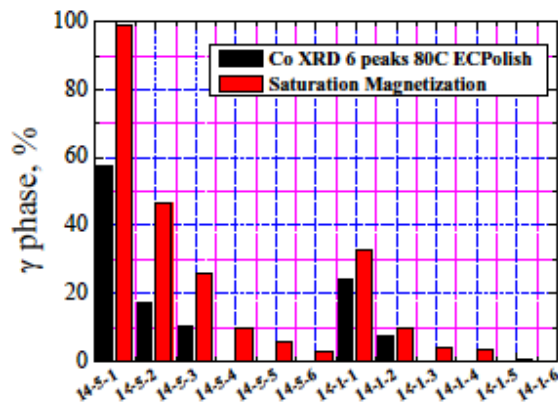
従って表面処理するX線回折の結果は、 $\gamma$ が加工負荷を受けて、変態誘起し、 $\gamma$ 量が低減したものと考察した。また図①-3)-13に一例を示す変態曲線から、変態膨張量が算出でき<sup>①-3)-2)</sup>、共通試料において、残留 $\gamma$ および変態膨張量と成分との関係を系統的に明示した。

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

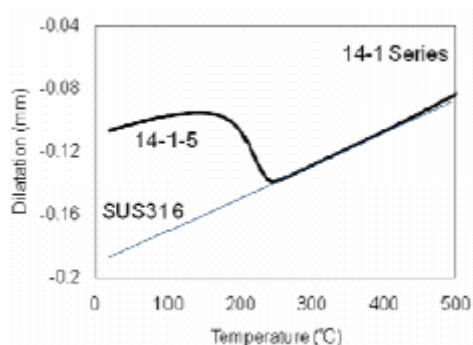
外部負荷や残留応力などの影響を受けない状態にある試片での基本的水素拡散・放出挙動を明らかにするため、図①-3)-14のスリット入りTIG溶接用試験片とした。水素はシールドガス10L/min当たり、50mL/minを混合し、溶接金属に2ppmの水素を再現良く含有できた。溶接冷却後、スリット間隔でそれぞれのビードから溶接金属を約8x8x5mmに切り出して、昇温脱離試料として室温20°Cで保管した。図①-3)-15は、溶接直後に昇温脱離試験を実施した場合の結果である。昇温条件は100°C/hrである。また参照用に $\gamma$ 単相組織のSUS316溶接金属を用いている。残留 $\gamma$ が5%未満の溶接金属では約200°Cで水素放出がピーク

となり、300°Cでは放出しきっている。なお、黒破線は、共金系低合金材での結果であり、100°Cにピークがあり、低温域で水素拡散が生じ、Ni-Cr系マルテンサイト単相でも水素放出速度が遅延することが分かった。残留 $\gamma$ が多くなると、水素放出ピークは300°C弱にピークとなり高温側へ遷移するトラップ特性を示した。そして $\gamma$ 単相では200°Cまでは水素を放出せず、500°C以上でピークとなり、残留 $\gamma$ の増大によって、水素放出が抑制される。昇温スペクトルは、若干のピーク温度の差異はあるが、概ねこのような三パターンに分かれることを明らかにした。なお、AC1は、500°C以上であることを別途検証しており、昇温時において、残留 $\gamma$ 量の増大は無。

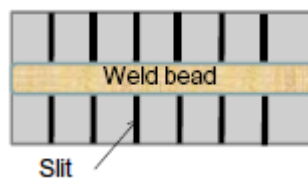
図①-3)-15の放出スペクトル面積からそれぞれの試料の含有水素量を求め(図①-3)-18参照)、 $\gamma$ 単相組織の316試料との差を算出した。この値はマルテンサイト変態中に放出された拡散性水素量を示していると考察した。結果を図①-3)-16に示す。このとき水素放出時に拘束応力が存在していると低温割れが発生する可能性



図①-3)-12 フォーマスター試料でのX線回折法と磁化測定法で計測した残留 $\gamma$ 量

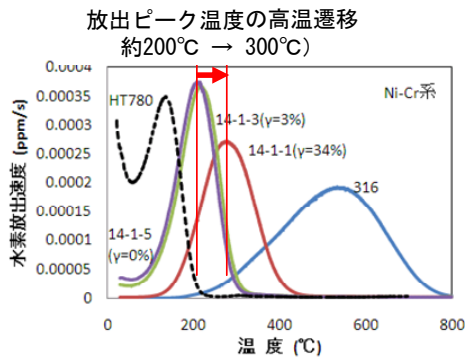


図①-3)-13 変態曲線例

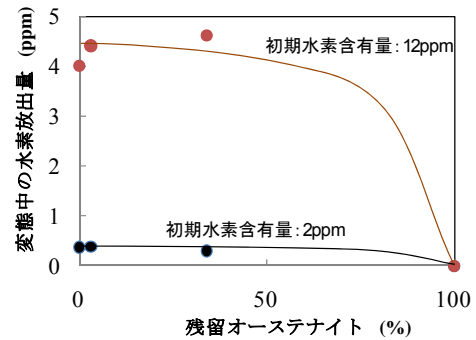


図①-3)-14 溶接試験





図①-3-15 各種残留 $\gamma$ を有する溶接試料の昇温脱離水素放出スペクトル



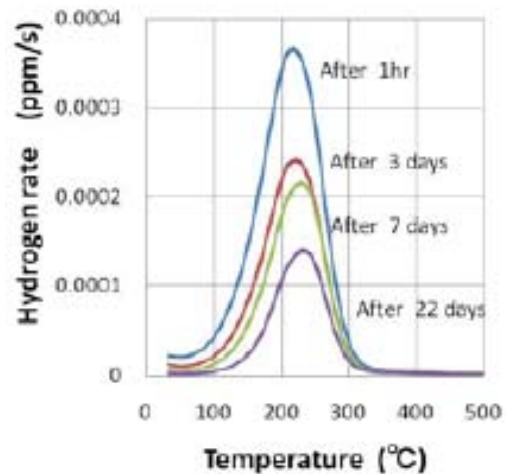
図①-3-16 変態中に放出される水素量の推定

がある。すなわち、拘束応力と変態時放出水素量との関係が低温割れ限界の一つになる可能性がある。

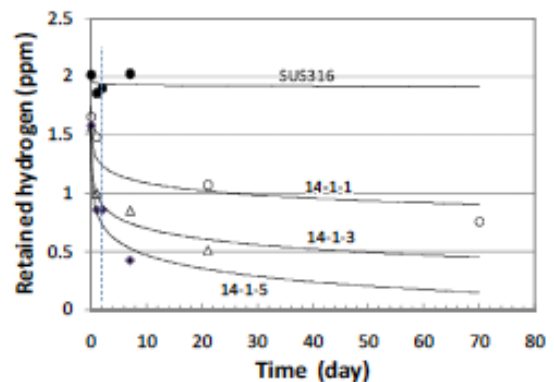
### ①-3) - 2-3-3 トラップ効果の検証とトラップ特性の系統的明示

溶接後の時間経過と共に拡散性水素が集積して発生する低温割れ評価の基礎データとして、時間的経過に伴うトラップ効果とその時間変化特性を計測した。

図①-3)-17 は、14-1-3 試料を経過時間3週間後までの水素放出スペクトルの変化を追跡した結果である。水素放出のピークはほぼ220°Cにあり、単調に水素量が減少している。その他の試料においても全く同様の傾向であった。これらの結果を纏めたものが図①-3)-18である。 $\gamma$ 単相の316 試料では、長時間放置後も水素は放出されないが、マルテンサイト/ $\gamma$ 二相においては、溶接後急激に水素が放出され、残留 $\gamma$ 量の低下と共に拡散・放出速度がさらに急激に早まる。14-1-3 試料と14-1-5 試料の放出スペクトルはほとんど重なっているが、水素放出の長時間挙動では、明らかに差異を生じていることや、低合金系溶接金属に比して、放出速度が顕著に遅い特徴を明示した。またマルテンサイト単相、マルテンサイト/ $\gamma$ 二相組織では、長時間経過後にいずれは水素を完全放出すると考えられ、溶接直後の水素放出速度を残留 $\gamma$ 量が支配していることを明らかにした。



図①-3-17 時間経過に伴う水素放出挙動 (試料 14-1-3)



図①-3-18 時間経過に伴う水素放出挙動のまとめ

### ①-3) - 2-3-4 まとめ

- a.  $\gamma$ 量をフォーマスター試験の変態曲線から予測する簡易手法を確立して残留 $\gamma$ 量を予測し、磁化計測法でその量を検証した。同時に変態膨張量等を明示。

- b. 水素拡散・放出挙動は、残留 $\gamma$ 量の異なる約2ppm以下の各レベルで各種水素含有溶接金属の昇温脱離実験から、放出スペクトルが三つのスペクトルパターンに分類でき、 $\gamma$ の存在が、より高温まで水素をトラップ（放出しない）することを明示。
- c. 室温で放置した試験片の水素放出は、 $\gamma$ の含有量の増加とともに放出速度が急激に低下することを明示。

今後（H21年度）、負荷が存在する場での低温割れ発生条件（何時、どこで割れが発生するか）と水素量との関係を計測しており、負荷場での水素拡散挙動を明らかにしながら、残留 $\gamma$ の適正量への指針を提示して、中間目標を達成する予定である。

### ①-3) - 2-4 高級鋼共金系溶接金属の特性支配因子ならびに残留 $\gamma$ による水素トラップの功罪の明確化

HT980 など高張力鋼板と 9Ni 系低温用鋼板を対象に、低温割れを防止しつつ、靱性や強度など機械的特性をも兼備可能な、両鋼の共金系溶接金属の材料設計指針の導出を目的とする。研究対象鋼の溶接金属は、ベイナイトやマルテンサイトが主要組織となるが、Ni や Mn など  $\gamma$  安定化元素が添加されることもあり、相当量の残留  $\gamma$  が生成する傾向にある。残留  $\gamma$  は大量の水素を固溶できるため低温割れ抑制に有効な組織として期待されている一方で、水素の貯蔵庫でもあることから、構造物に応力が負荷され応力誘起マルテンサイトに変態すると固溶していた水素が放出され、構造物の破壊を促進するのではとも危惧されている。

そこで本テーマは、残留  $\gamma$  を中心に溶接金属中にトラップ／放出された水素が割れ感受性に及ぼす影響を評価するとともに金属組織と機械的特性の関係も調査し、割れ感受性低減と機械的特性向上を兼備できる金属組織設計指針を検討するもので、以下を中間目標として設定した。

- a. 溶接金属中の残留  $\gamma$  定量評価手法を検討し、残留  $\gamma$  の定量的評価方法を提示する。
- b. 溶接金属の水素脆化や機械的特性を支配する金属組織因子の解明に向けて、溶接金属の化学成分ならびに再現熱サイクル条件を制御しながら、また酸素含有量の影響も含めて、低温割れ感受性や靱性に関しての基礎データベースを形成する。
- c. トラップされた水素の放出に伴う割れ感受性評価を解明するため、サブゼロあるいは応力負荷の処理を行い、残留  $\gamma$  のマルテンサイト変態に伴う水素挙動評価方法を提示する。

#### ①-3) - 2-4-1 供試材料

980 MPa 級高張力鋼の溶接金属作製の鋼板の化学組成を表①-3-5(Fe は記載せず)に示す。これら鋼板のうち HT1 と HT2 (板厚: 10.5mm) に対してはビードオンプレート方式にて電子ビーム溶接(電圧: 70kV、電流値: 200mA、溶接速度: 60cm/min、 $\Delta t_{8-5}$ : 8.4s)を施すことにより、クリーンミグ溶接金属を模擬した試験片を作製した。9%Ni 鋼については化学組成 (0.02%C-0.01%Si-0.038%Mn-11.1%Ni-Fe) のワイヤを用いて多層盛り溶接したティグ溶接金属として供給されたものであるが、上記と同条件で電子

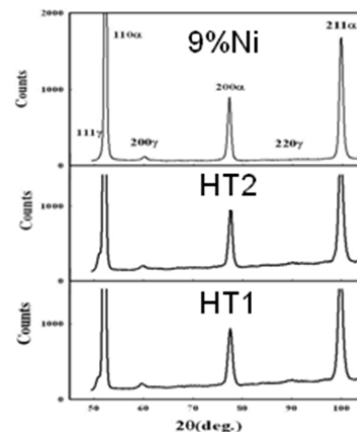
表①-3)-5 980 MPa 級高張力鋼の溶接金属作製用の鋼板の化学組成 (mass%)

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	N	O
HT1	0.075	0.5	1.8	0.002	0.0012	1.1	2.9	0.64	0.059	0.02	0.005	0.0015	0.0011
HT2	0.081	0.51	1.8	0.002	0.0013	1.1	3.9	0.64	0.059	0.02	0.003	0.0017	0.0011

ビーム溶接を施した。各溶接金属部より各種評価試験用の試験片を切り出し、以下に述べる実験に供した。

### ①-3)-2-4-2 溶接金属中の残留オーステナイト定量評価手法

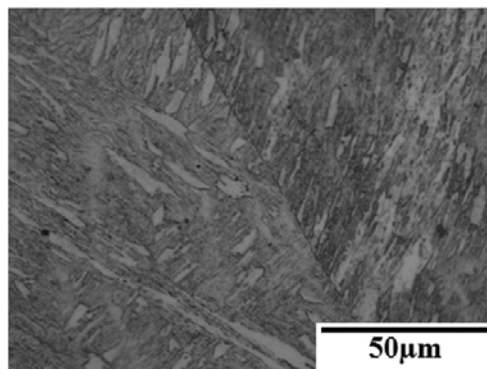
図①-3)-19に溶接ままの試験片から得られた X 線回折図形を示す。図中矢印で示したピークは FCC 相に対応するものであり、この結果よりいずれの鋼種も残留  $\gamma$  相を含んでいることがわかる。ピーク強度から残留  $\gamma$  相の体積率を計算したところ、HT1、HT2 および 9%Ni 鋼ではそれぞれ 1.5%、1.7% および 0.7% と算出された (誤差  $\pm 0.3\%$ )。溶接入熱量の影響を検討するために 1623 K で再熱後の冷却速度が残留  $\gamma$  相量に及ぼす影響を調べた結果、HT980 鋼では冷却速度の低下と共に 3%程度まで増加することがわかった。なお、 $\gamma$  量の測定にはメスバウアー効果からも評価して、 $\gamma$  量の計測精度を確認できた。



図①-3)-19 溶接金属の XRD プロファイル

光学顕微鏡によるクリーン HT2 溶接金属の組織観察結果を図①-3)-20に示す。従来のマグ溶接金属と比べて、ラスのよく発達した組織となっており、主としてマルテンサイト、ベイナイトからなり、Coalesced bainite といわれている組織も多く分布している。これらの組織的特徴は、1623 K で再熱後の冷却速度を低下させても、粗大化傾向を示すもののほとんど変化せず、またアシキュラーフェライト等は生成しないことがわかった。HT2 溶接金属についても同様の傾向であった。また、HT1 と 9%Ni 材では凝固時に生じた偏析領域が存在することを光学顕微鏡ならびに SEM-EDS 分析法により明らかにした。

HT2 の残留  $\gamma$  相の SEM-EBSD 法による観察結果を図①-3)-21に示す。図中、点在する領域が残留  $\gamma$  相と考えられ、フェライト (またはマルテンサイト) の方位分布図との比較からこれらの  $\gamma$  相は旧  $\gamma$  粒界やパケット境界に沿って優先的に分布していることが示唆された。なお、この方法で検出される残留  $\gamma$  相量は X 線回折法によるものと比べて非常に少なく、これら以外に例えばラス境界等に相当量の残留  $\gamma$  相が分布しているものと思われ、EBSD 法では検出困難であることがわかった。



図①-3)-20 溶接金属 HT2 の光学顕微鏡観察組織

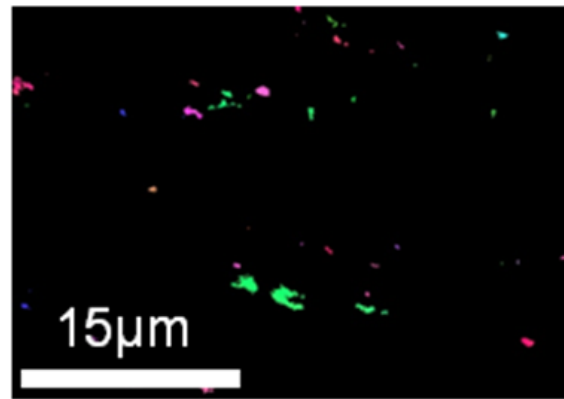
①-3)-2-4-3 溶接金属の水素脆化を支配する金属組織因子の解明のための基礎デー

## タベースの形成

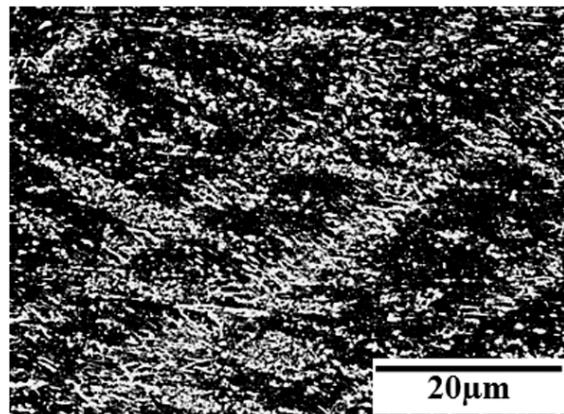
水素マイクロプリント法により現出した銀粒子の SEM 像を図①-3)-22 に示す。水素マイクロプリント法においては、写真用乳剤とトルエンを混合した溶液を試験片表面の片面に塗布した後、電解チャージ法等によって導入した水素が試験片表面から放出される際に還元されて析出する銀粒子を、ホルマリン処理ならびに定着処理によって固定し、低真空型走査電子顕微鏡にて観察した。

本図ではチャージした水素量が多いことにも因るが、多くの領域が析出した銀で覆われている。しかしながら、水素が全く検出されない領域があり、それらが組織と対応している。すなわち、水素拡散挙動は組織の影響を強く受けていることを明らかにした。

現在、透過電子顕微鏡観察ならびに水素マイクロプリント実験等を実施して、クリーン MIG 溶接時の溶接組織特有の組織の解析ならびに組織と水素透過挙動の関係を明らかにしつつある。これによって中間目標「高級鋼共金系溶接金属の水素脆化と機械的性質に及ぼす残留 $\gamma$ の影響の明確化と指針提示」を達成見込みである。



図①-3)-21 HT2の残留 $\gamma$ 相のSEM-EBSD法による観察結果



図①-3)-22 HT2の水素マイクロプリントイメージ

### ①-3)-2-5 急冷溶接金属の微細 AF の結晶学的解析

溶接金属の強靱化のためにはAcicular Ferrite (AF) 組織を生成させることが有効である。アーク溶接金属におけるAF 組織の生成は、溶接金属化学組成、溶接冷却速度ならびにAF 組織の核起点となる酸化物、窒化物、硫化物等の介在物の有無に依存するが、急速冷却されるLaser 溶接におけるAF 組織の生成および形態に関する詳細は明らかではない。そこで本研究では、介在物の有無によるLaser 溶接金属組織の変化をマイクロオーダーの巨視的観察およびナノオーダーの微視的観察を通じて結晶学的に調査し、AF 組織形成に介在物の有無ならびに冷却速度がどのように影響するかを明らかにすることを目的とした。

具体的な中間目標は、①多バリエーションからなるAFの核生成サイトの結晶学的解析と②AF核生成サイトの導入因子の基礎的解明を設定した。

#### ①-3)-2-5-1 供試材料と実験方法

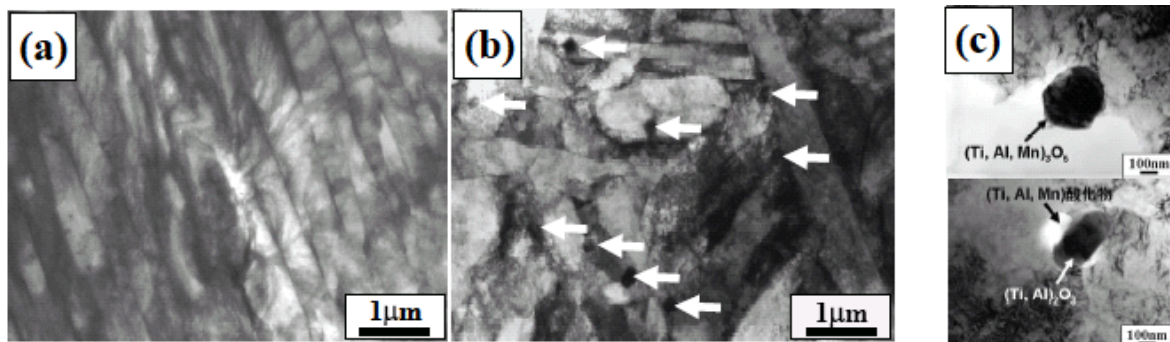
0.087%C-0.29%Si-1.39%Mn-10ppmO 鋼板にサブマージアーク溶接 (SAW、溶接入熱: 38.8kJ/cm) を施し、Ti-B 系SAW 溶接金属 (O:322ppm) を作製した。次に、CO<sub>2</sub> Laser (出力5.5kW) を用い、溶接速度0.5、1.0、4.0m/min の3 条件にて、上記SAW 溶接継手の母材部と溶接金属部の双方にレーザ溶接を施した。レーザ溶接金属部に形成され

たマクロ組織を、微分干渉顕微鏡にて観察し、AF 組織が形成されている場合には、バリエーション数・分布状態等の評価を行った。また、レーザ溶接金属部のマイクロ組織解析は透過型電子顕微鏡にて行った。

①-3) - 2-5-2 レーザ溶接金属部AF の組織観察結果

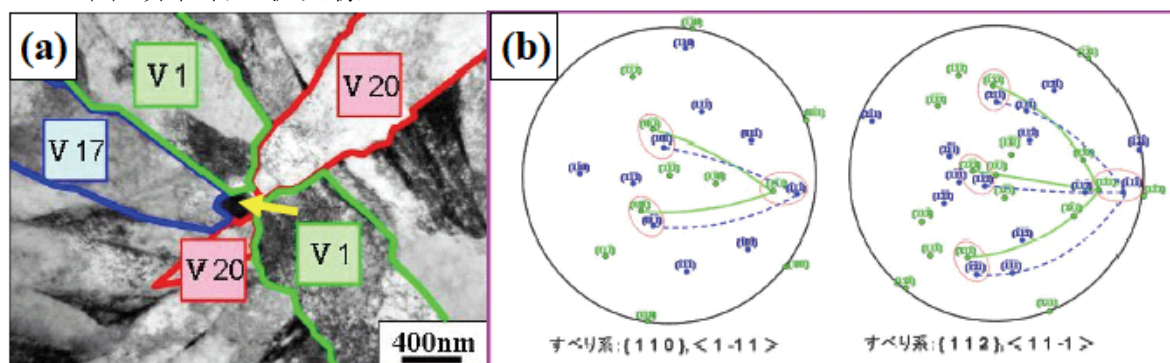
図①-3)-23 (a)、(b)は、鋼板に直接レーザ溶接を施した領域(領域①)と、SAW 上にレーザ溶接を施した領域(領域②)を透過型電子顕微鏡にて観察した結果である(なお、溶接速度は0.5m/min であり、最も冷却速度が遅い溶接条件の結果である)。領域①ではパケットが観察されベイナイト組織を呈しているが、領域②ではパケットは認められず微細なAF ラス組織となっていた。また、領域②には、矢印で示すように介在物が多数観察された。Fig. 2(c)に、領域②に観察された介在物を拡大した像を示す。制限視野回折図形ならびにEDS 組成分析結果から、この介在物は(Ti、Al)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>もしくは(Ti、Al、Mn)<sub>3</sub>O<sub>5</sub> 酸化物であった。(Ti、Al、Mn)<sub>3</sub>O<sub>5</sub> 酸化物は母相にMn 欠乏領域の形成を伴うため、酸化物周囲の歪・界面エネルギーの効果のみならず、化学的自由エネルギーの観点からもフェライト生成を促進し、その結果、SAW 上にレーザ溶接を施した領域にAF 組織が形成されたといえる。

図①-3)-24(a)は、図①-3)-23(b)に示した試料において観察された組織で、黄色矢印で示す酸化物から3つのラスバリエーション(バリエーションV1、V17、V20 と表記)が生成している様子を示している。各ラスバリエーションの回折図形から、V1 に対するV17、V20 の結晶方位差は大きいことがわかり、それらは強度向上ならびに亀裂伝播抑制に寄与



図①-3)-23 レーザ溶接金属の透過型電子顕微鏡による観察結果

- (a) 母材に直接レーザ溶接を施した領域(領域①)
- (b) SAW 溶接金属上にレーザ溶接を施した領域(領域②)
- (c) 介在物の拡大像



図①-3)-24 酸化物からラスバリエーションの生成(a)とそれらラスバリエーションの回折図形(b)

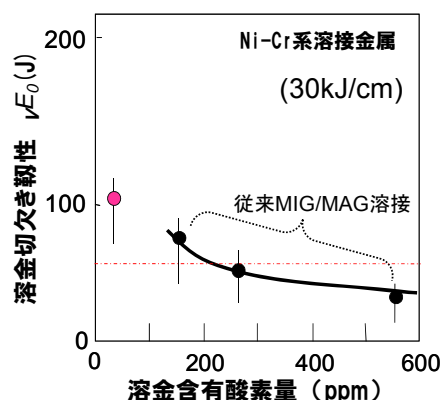
すると考えられる。また、V1 とV17 (V1 とV20 も同様) のすべり系の平行性は図①-3)-24(b)に示すように良いため、そのような結晶学的特徴は、転位の集積を 방지亀裂発生を抑制して靱性向上に寄与すると考えられる。

ただし、溶接速度を0.5、1、4 m/min と変化させて (冷却速度はこの順に速くなる) SAW 上にレーザー溶接を施した領域の組織を比較した結果、溶接速度の相違によるAFラスサイズの変化は明確に認められなかったが、溶接速度が速くなるに従いAF組織の割合が減少し、マルテンサイト組織の割合が増加した。すなわち、クリーンなレーザー溶接金属部のAF組織形成において、酸素含有量 (酸化物等の介在物生成) 10ppmは不足で、且つ冷却速度の遅い条件 (溶接速度0.5m/minレベル) を選択すべきであることを明らかにした。

以上の結果から、AF形成のための基本的な生成必要条件を明らかとした。実用化技術開発の狙いである微量含有酸素の溶接金属と高能率施工法の開発への適用条件を示唆することができた。

### ①-3)-2-6 Ni-Cr系クリーン溶接金属の靱性改善に及ぼす誘起変態効果の計測と実証

溶接金属の高強度確保ためにはマルテンサイト組織を主体として組織での靱性向上が必要である。マルテンサイト主体の溶接金属の靱性向上化において、溶接金属の含有酸素量を低下する (図①-3)-25 参照) 以外、残留  $\gamma$  の存在が重要であり、特に低温切欠き靱性では残留  $\gamma$  の存在は不可欠と考えられる。本研究では、靱性制御の基盤となる溶接金属における残留  $\gamma$  の誘起変態及び実構造物において溶接金属の靱性改善に及ぼす残留  $\gamma$  の効果を計測と実証し、 $-40^{\circ}\text{C}$  で 47J 以上の靱性確保を達成することを目標としての H19 と 20 年度の成果を以下にまとめた。



#### ①-3)-2-6-1 残留オーステナイトの誘起変態の可能性の実験的検証

##### a. 残留 $\gamma$ の負荷安定性評価

図①-3)-26(a)には、残留オーステナイト量を変化した場合の $-196$ 度でのCTOD値を示す。残留オーステナイト含有とともにCTOD値が増加し、靱性向上するのが分かった。また(b)図では、14-1-1 と 14-1-3 成分の電子ビーム溶接金属のCTOD試験を $25$ 度、 $-80$ 度と $-196$ 度で行い、室温から $-80$ 度の温度範囲において、マルテンサイト単相(14-1-3)で平均 $0.26\text{mm}$ のCTOD値を、15%オーステナイト含有では $0.35\text{mm}$ のCTOD値へ上昇することが分かった。さらに、 $-196$ 度での試験では、残留オーステナイトを含有することで約10倍のCTOD値が得られることを明示した。極低温( $-196^{\circ}\text{C}$ )下で残留オーステナイトの誘起変態による応力緩和が有効である可能性を示した。

図①-3)-25 Ni-Cr系溶接金属の切欠き靱性に及ぼす溶接金属酸素量の影響

次に、破面から $2\text{mm}$ と $7\text{mm}$ の三箇所における残留オーステナイト量をX線回折法で計測した。その結果を図①-3)-27に示す。破面に近づくほど残留オーステナイト量が

低下し、破面ではゼロになる。この結果、  
-196°Cの場合では、より高温試験の場合に  
比して、き裂先端に近い領域で、残留オ  
ステナイトがマルテンサイト化しており、  
破面近傍に大きな塑性歪が負荷され、その  
結果、誘起変態により、ひずみを解放し、  
破壊エネルギーを吸収したものと考えられ  
る。

b. 残留  $\gamma$  の熱安定性評価

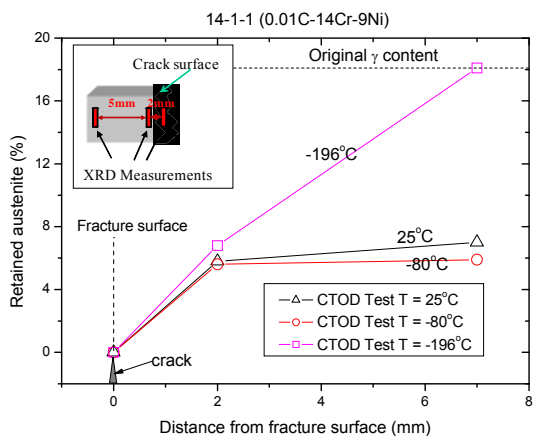
残留  $\gamma$  の熱安定性を表①-3)-4 共通材に  
て、温度を-196°Cまで冷やし、各温度にお  
ける残留  $\gamma$  量を計測した。結果を図①-3)-28  
にまとめた。残留  $\gamma$  が約 25%以下の場合に  
は-196°Cまで残留オステナイト量にほと  
んど変化がないことを明らかにした。この  
結果から、残留オステナイト量が 25%以  
下であれば、熱的安定に-196 度まで維持で  
きることが分かり、極低温まで誘起変態効  
果を利用可能であることを示した。

c. 組織解析からのトリップ効果の可能性  
の探索

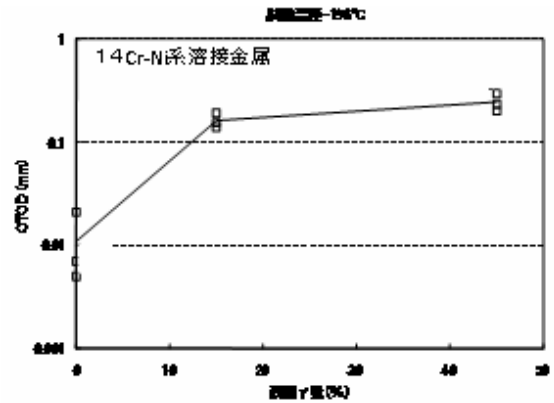
14-1-1 材 (残留  $\gamma$  : 15%) および 14-5-1  
材 (オステナイト単相組織) の引張試験  
後の試験片で、残留  $\gamma$  の形態および方位を EBSD  
で観察し、残留  $\gamma$  が 15%程度 (14-1-1)  
の溶接金属では負荷方向に対する結晶方位に特定方位への有意差は見られなかった。  
オステナイト単相組織 (14-5-1) において、塑性歪が 5%以下の場合、引張方向に優  
位方位を持つことが分かった。

①-3)-2-6-2 ひずみ変化挙動と脆性破壊伝播挙動の計測

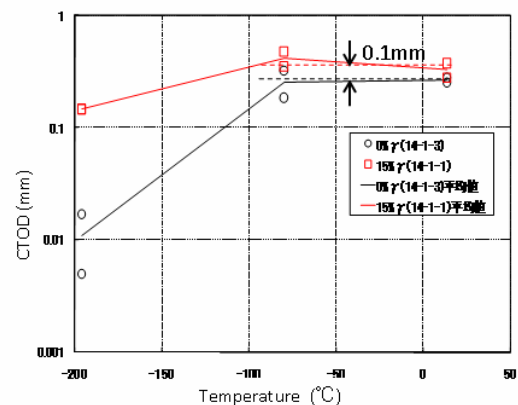
a. 多層溶接金属の破壊特性の特徴抽出



図①-3)-27 残留  $\gamma$  の計測例

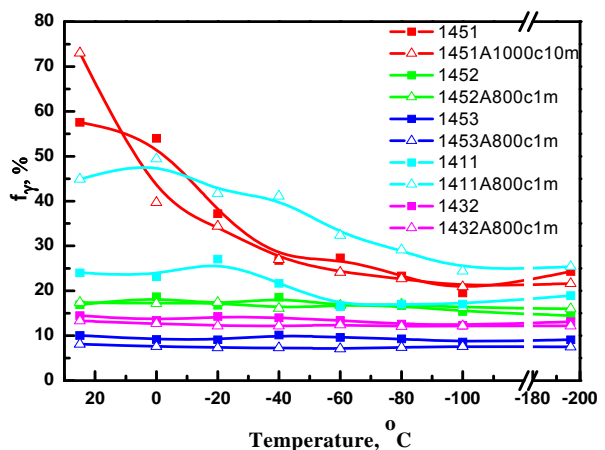


(a) 限界 CTOD 値に及ぼす残留  $\gamma$  量  
の影響



(b) 限界 CTOD の温度依存性

図①-3)-26 限界 CTOD 値の残留  $\gamma$   
依存性

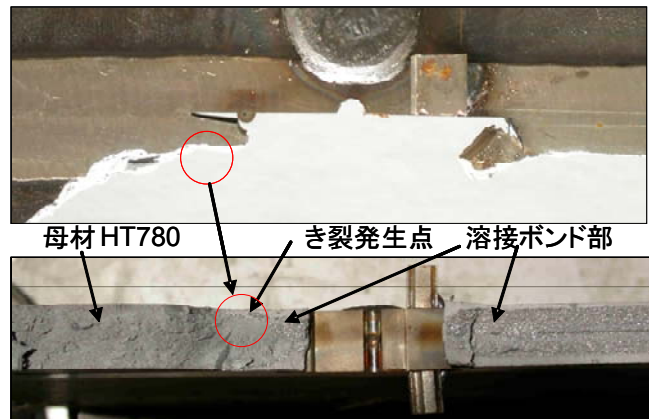


図①-3)-28 残留  $\gamma$  の温度依存性

多層溶接継手を作成して、残留  $\gamma$  分布を計測した後、引張破断試験を実施し、その破断部を上記 c. の手法によって組織解析を開始し、多層溶接と単層溶接部での差異を探索したが、その相違はほとんど無かった。

b. 多層溶接金属の低温靱性の検証

SUS308 溶接ワイヤを用いて、H780 高強度鋼材を 4 パス MIG 溶接し、DEEP-NOTCH 付きの大型引張試験片を試作し、引張試験を  $-180^{\circ}\text{C}$  にて



図①-3)-29  $-180^{\circ}\text{C}$ にての破断面

実施した。溶接金属の残留  $\gamma$  は平均で 10%程度であった。本結果は溶接ビードに加工したノッチ先端部から破壊は発生せず、溶接ボンドや母材から発生し (図①-3)-29)、残留  $\gamma$  の靱性改善効果があり、 $-40^{\circ}\text{C}$ において多層マルテンサイト単相溶接金属の CTOD が単層溶接金属より低くなることが分かった。

c. 局部ひずみ計測技術の開発

破壊過程における誘起塑性による局部ひずみ変化を微視的に計測する技術を確立するために、H20 年度においてその開発すべき計測手法として DIC 法を調査した。

d. 局部ひずみ法による脆性破壊伝播挙動の計測

DIC 法の調査結果から、新しい計測技術に供するデジタルイメージ相関計測装置の基本仕様を決定した。

①-3) - 2-7 組織数値モデル化に基づいた誘起変態による局部応力緩和メカニズムの解明

高強度を有するマルテンサイト主体の溶接金属においては、残留  $\gamma$  がき裂先端における応力緩和、あるいはエネルギー散逸に大きく寄与することにより、靱性が向上すると考えられる。具体的な寄与機構の一つとして、動的負荷応力時の  $\gamma$  の誘起変態が考えられるが、その効果は、組織 (残留  $\gamma$  の分布状態) に依存するとも考えられる。そこで本研究では、マルテンサイト主体で  $\gamma$  が残留する組織において、以下に上げる課題を実行し、応力負荷時のマルテンサイトの誘起

変態挙動に及ぼす組織の影響を力学的に明らかにし、基礎技術開発テーマたる靱性向上に最適化された溶接金属組織を現出するための成分設計指針を提案する。上記の 3 課題に対して以下の成果を得た。

- a. 力学モデルの開発と検証
- b. 靱性に対するトリップ効果の予測
- c. 靱性に対する組織の影響の予測と残留  $\gamma$  の誘起変態による機構解明

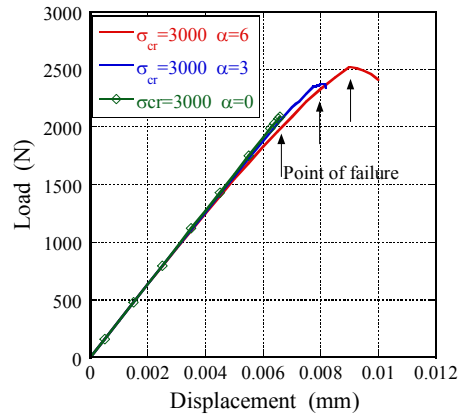
①-3) - 2-7-1 力学モデルの開発と検証

- a. 初期亀裂を有する等方弾塑性体における亀裂進展が解析できる力学モデルを開発し、材料の降伏応力が上昇するのに従って、破壊モードが全塑性モード、遷



移モード、亀裂進展モードに移行し、遷移モードの場合に亀裂材の破壊強度が最も高いことを示した(図①-3)-30)。

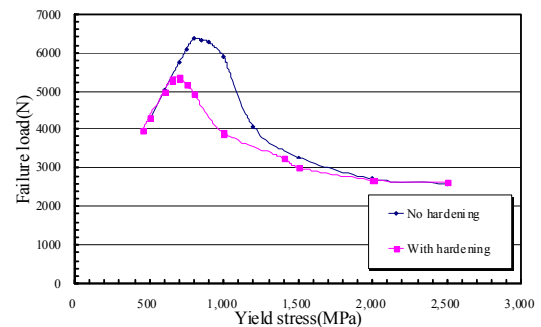
- b. 初期亀裂を有する等方弾性体を対象に、変態を考慮した力学モデルを開発し、変態膨張が靱性向上に有効であることを確認した(図①-3)-31)。
- c. 亀裂進展のように移動局所強非線形問題であり、大規模な問題を高速に計算するための技術を開発した。
- d. 実験計測より得られた負荷ひずみと変態挙動の関係を数式モデル化し構成式に導入した(図①-3)-32)。
- e. 加工誘起変態を考慮した等方弾塑性モデルを開発し、変態膨張が靱性向上に有効であることを確認した。



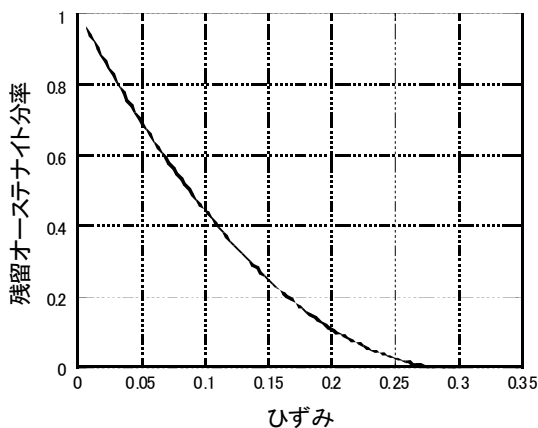
図①-3)-30 変態膨張が靱性におよぼす影響

①-3)-2-7-2 靱性に対するトリップ効果の予測

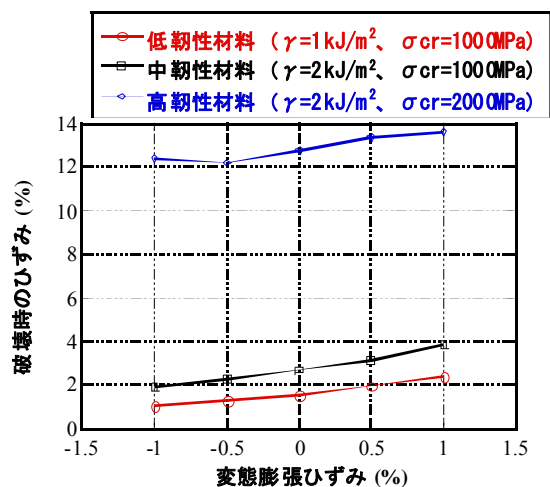
- a. 残留 $\gamma$ の量、すなわち変態膨張ひずみの大きさが靱性向上に及ぼす影響を検討し、変態膨張ひずみが1%以下であっても、靱性が向上することを確認した(図①-3)-33)。
- b. トリップ効果による靱性の向上は、低靱性材料においてより顕著に認められた(図①-3)-33)。



図①-3)-31 亀裂材の強度に及ぼす降伏応力および加工硬化の影響



図①-3)-32 加工誘起変態モデル

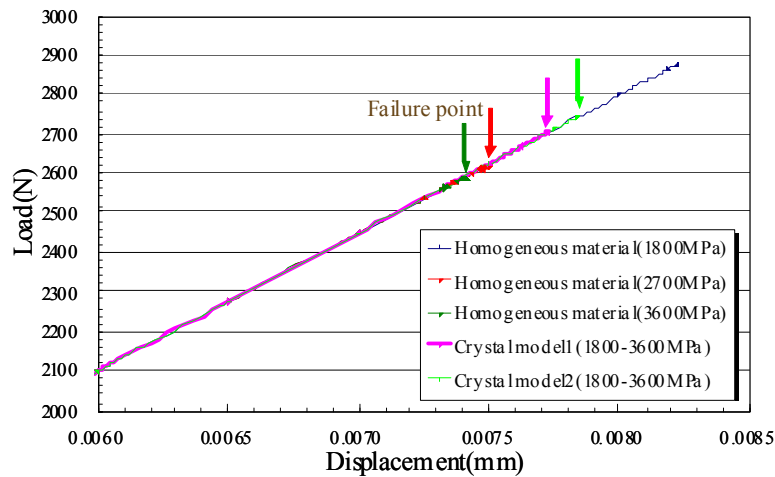


図①-3)-33 靱性に及ぼす変態膨張の影響(低、中、高靱性材料)

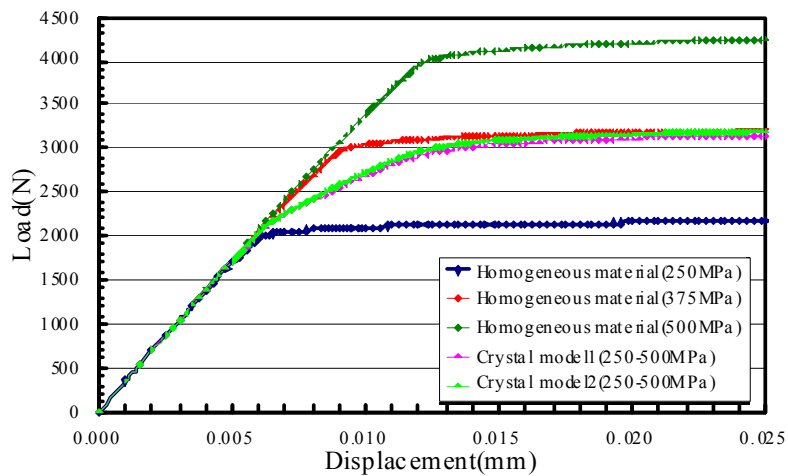
c. トリップ効果による靱性の向上は、塑性領域が狭く荷重が繰り返し負荷される場合にも顕著に認められた。

①-3) -2-7-3 靱性に対する組織の影響の予測と残留 $\gamma$ の誘起変態による靱性向上機構解明

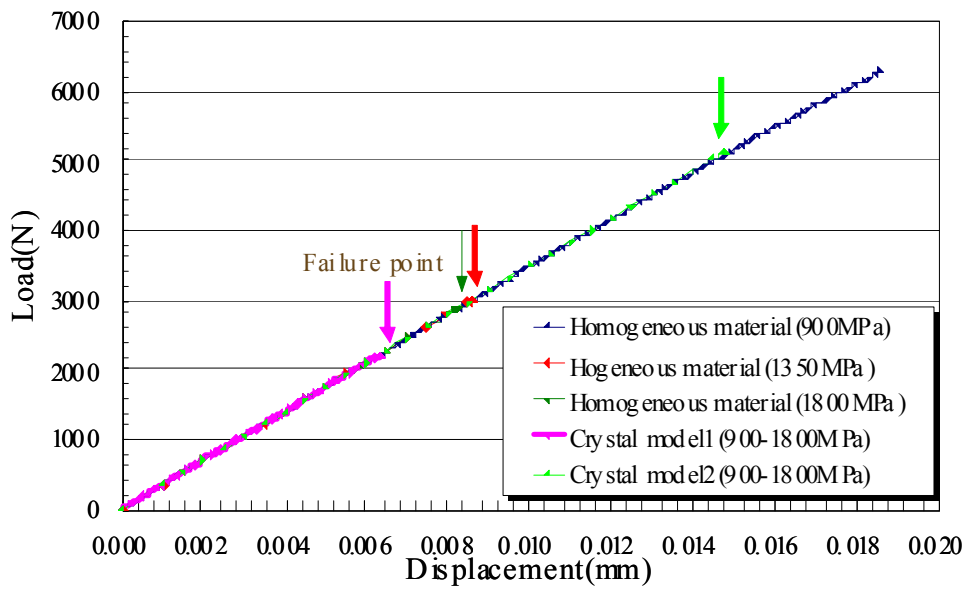
- a. 降伏応力が異なる2相の組織分布を矩形メッシュで模擬し、強度および靱性に及ぼす組織の影響を、塑性変形支配、亀裂進展支配および遷移領域の3領域について検討し、遷移領域でその影響が相対的に大きいことを示した(図①-3)-34~36)。
- b. 靱性評価を目的とした亀裂進展モデルにおいて、組織分布および粒界における割れや滑りを考慮するためVoronoi分割を導入した(図①-3)-37)。



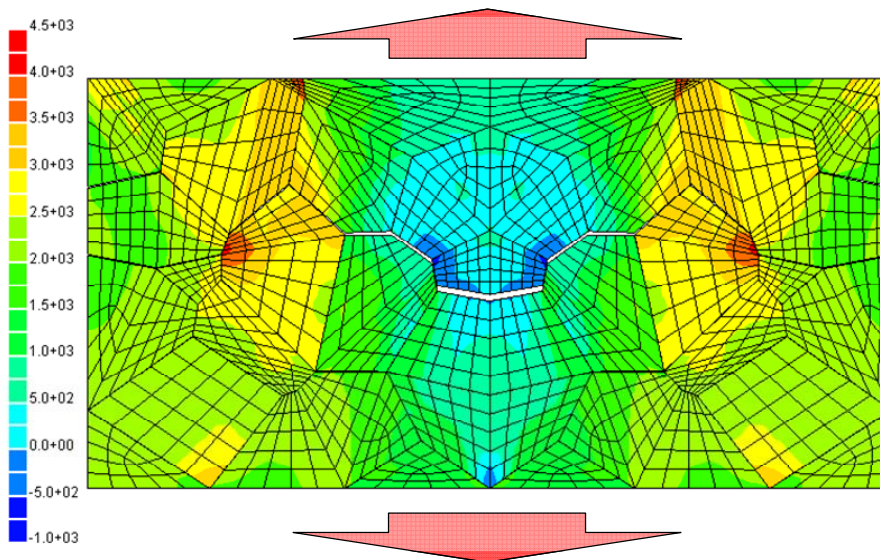
図①-3)-35 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響 (亀裂進展支配)



図①-3)-34 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響 (塑性支配)



図①-3)-36 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響（遷移領域）



図①-3)-37 粒界を進展する亀裂を対象とした試解析の結果

### ①-3) - 3 残留応力と疲労強度の関係の究明、および構造体の残留応力適正制御

#### ①-3) - 3-1 残留応力場計測と疲労強度の関係の定量化

##### ①-3) - 3-1-1 目標

本テーマでは、高 Ni、Cr 系溶接金属の Ms 点が 100℃前後まで大幅低下する。この場合のマルテンサイト変態膨張の活用による引張残留応力の低減とこの低減化に及ぼす酸素含有量や残留  $\gamma$  量の影響、さらに、負荷時における  $\gamma$  相の変態誘起による応力緩和効果（以下 TRIP 効果と称す）による疲労き裂進展の遅延を検証する。

##### ①-3) - 3-1-2 成果

#### a. 変態膨張、残留オーステナイト量の異なる溶接金属特性に於ける残留応力の計測と評価

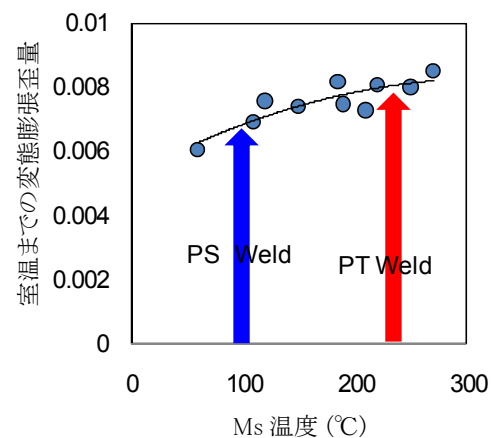
既存溶材を用いて Ms 点を著しく下げた溶接金属を有する突合せ溶接部を作成し、溶接部の残留応力を中性子回折で測定し解析した<sup>①-3)-3)</sup>。また、残留応力の数値解析手法の確立のために、相変態を導入した残留応力計算ソフトを構築し、既存データ<sup>①-3)-4)</sup>で検証した。一例として、図①-3)-38 に Ms 点と室温までの変態膨張量の関係を示す。こうしたデータに基づき、予定通り相変態を組み込んだソフト第 1 次版を完成した。

図①-3)-38 に中性子回折による残留応力の計測結果を示す。Ms 点の高い通常高張力溶金（Conventional Weld : Ms=400℃）で見られる引張応力とは異なる圧縮の残留応力が低 Ms 点溶接金属（PT Weld : Ms=244℃（残留  $\gamma$ =0%）、PS Weld : Ms=100℃（残留  $\gamma$  約 25%））に発生していることが明らかになった。同様の解析をさらに廻し溶接<sup>①-3)-5)</sup>について検討した結果では、着目している溶金部の残留応力は Ms 点を 400℃から 200℃および 100℃に下げると残留応力が約 200MPa 低減する効果が観察された。

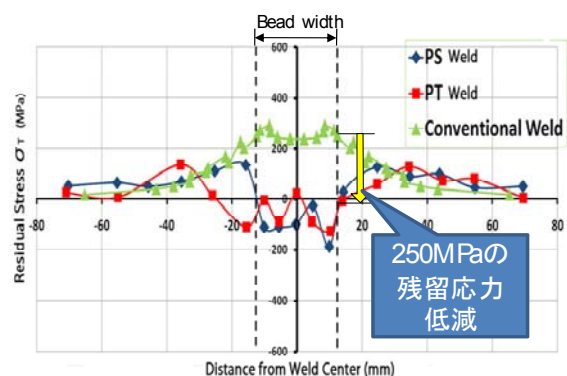
一方、マイクロ組織の観点からは低酸素量化や 25%までの残留  $\gamma$  量の含有は、残留応力に対する悪影響が少ないことが判明した。中性子回折による L、T、N 三方向同時解析結果から、変態膨張による突合せ継手と廻し溶接部の残留応力低減メカニズムを提唱した。例えば、低 Ms 点を有する溶接金属のマルテンサイト変態膨張は単位長さ当たり約 130MPa の残留応力を低減する。

#### b. 電場指紋照合法による溶接部の疲労き裂伝播挙動モニタリングの確立

残留  $\gamma$  相の TRIP 効果による疲労き裂進展遅延効果の検証の迅速化と確度を上げるため、先進的なモニタリング技術である電場指紋照合法を活用した。従来の電場指紋法



図①-3)-38 溶接金属の Ms 温度が変態膨張量に及ぼす影響



図①-3)-39 中性子線回折による溶接金属を有するバット溶接部の残留応力測定結果例

装置 (FSM) による溶接継手での直視観察できない領域 (ブラインド部) のモニタリング技術の確立の過程で、高電流化を図ることで高い精度が得られることを見出した。この成果は本テーマのみならず、これまで困難とされた狭隘 (微小) レーザ溶接部の疲労き裂モニタ適用への期待が大きく改良 FSM 装置として加速導入した。その装置を図①-3)-40 に示す。そこで、基礎検討用共通材を TIG 溶接し、その溶接金属部を開発装置で解析すると、図①-3)-41(a) に示すように残留  $\gamma$  の含有は、疲労き裂進展が遅延されることが明瞭に観察され、残留  $\gamma$  7%以上において TRIP 効果が有効に作用したと推察される。同時に開発装置では非常に高精度で測定が可能であることが実証された。



図①-3)-40 先進的な伝播モニタリング技術を実現した電場指紋照合装置

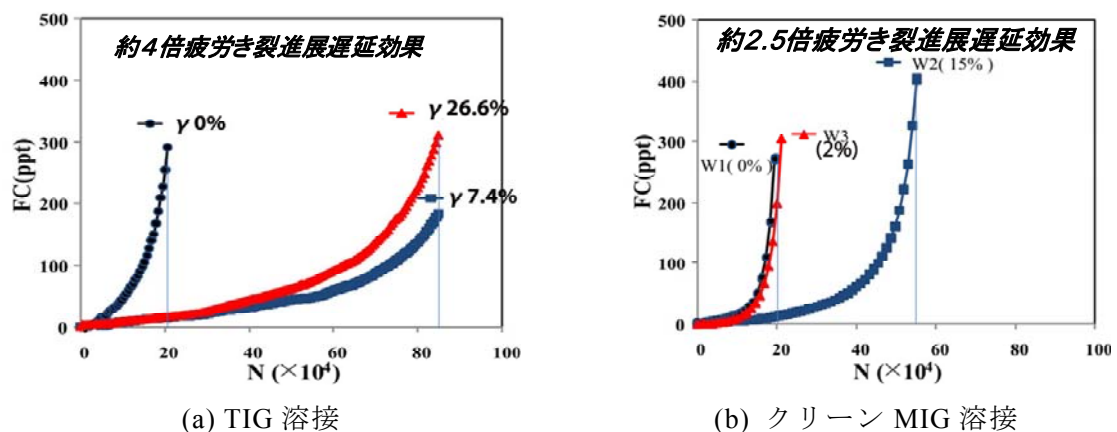
図①-3)-41 (b)は、各成分の通常ソリッドワイヤを用い純アルゴン MIG 溶接で、3 水準  $\gamma$  量を変化させた突合せ 2 パス溶接継手 (板厚 9mm) を作成し、それら溶接金属部のき裂進展挙動を調べた結果である。含有  $\gamma$  2%では、き裂進展遅延効果は認められない。 $\gamma$  が 15%含有する場合に疲労き裂進展遅延効果が観察でき、 $\gamma$  を含まない場合に比べて約 2.5 倍の遅延効果を得た。また継手の場合には、遅延効果が若干減少する問題点を確認した。

これらの結果から、疲労き裂進展の遅延効果には残留  $\gamma$  約 7%以上が必要となることが明らかになった。なお、遅延効果が検証された試験片のき裂断面で観察した、き裂伝播経路は、細かく方向を変えており、残留  $\gamma$  の TRIP 効果によると解釈される。

### ①-3) - 3-1-3 まとめ

- ・中性子回折による定量的残留応力低減と FSM による疲労き裂伝播遅延を明示した。
- ・Ni,Cr 系溶接金属の変態膨張を活用し、残留  $\gamma$  0%~25%の範囲内では、残留応力低減効果は同等であることを明示した。
- ・クリーンマルテンサイト溶接金属において、7%以上の残留  $\gamma$  が存在するとき、疲労き裂の進展が 2.5~4 倍遅延することを FSM により明示した (世界初)

現在、残留応力低減効果を実証するための継手の疲労試験を実施中であり、これによって中間目標である残留応力と疲労強度の定量的関係を明示できる予定である。



図①-3)-41 溶接金属の残留  $\gamma$  量がき裂進展に及ぼす影響

①-3) - 3-2 残留オーステナイトを有する高強度鋼溶接金属の低温割れ評価手法の開発

①-3) - 3-2-1 変態膨張を生じる溶接金属の低温割れ発生状況および残留応力分布特性に及ぼす継手拘束度の影響解明

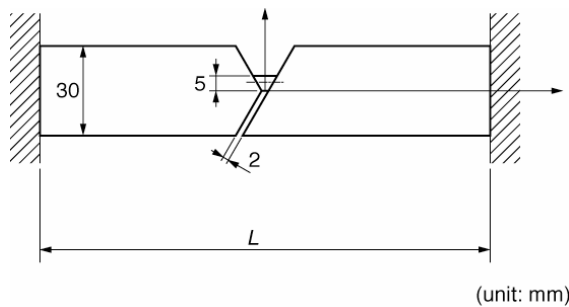
a. 自拘束型溶接割れ試験における継手拘束度が低温割れ発生状況に及ぼす影響の定量的整理

変態膨張による拘束応力低減効果に及ぼす継手拘束度および変態開始温度の影響について、数値解析手法を用いた検討を行うとともに、助成研究と連携して、試作材料による実験的検討も実施した。

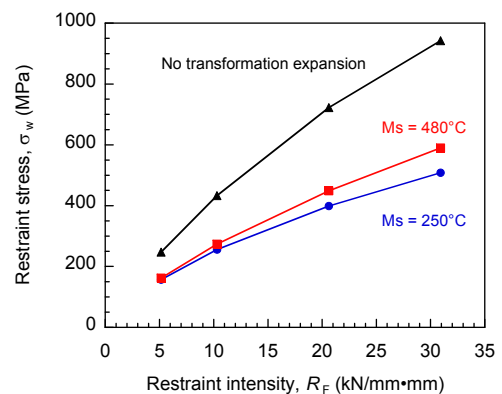
(1) 拘束応力に及ぼす変態膨張の影響に関する解析的検討

溶接部の変態膨張を考慮した数値解析手法を用いて、継手拘束度の異なる継手において溶接金属で変態膨張が生じた場合に、拘束応力がどのように変化するかを検討した。検討には、図①-3)-42 に示すような両端拘束継手モデルを用いた。変態膨張が生じない場合について、継手拘束度が高いほど拘束応力が大きくなるという従来の結果との対応を確認し、数値解析手法の妥当性を確認している。この数値解析手法を用いて、以下の検討を行った。

まず、拘束距離  $L$  を変化させることにより継手拘束度を変化させ、拘束応力に及ぼす影響を検討した。その結果、溶接金属の変態開始温度が同一の場合には、継手拘束度が高いほど、溶接金属の変態膨張による拘束応力の低下が大きいことを明らかにした。次に、溶接金属の変態開始温度を変化させ、拘束応力に及ぼす影響を検討した。その結果、変態開始温度が低いほど、拘束応力の低下が大きいことを明らかにした。以上の、継手拘束度および変態開始温度の影響をまとめると、図①-3)-43 のようになる。



図①-3)-42 両端拘束継手モデル



図①-3)-43 拘束応力に及ぼす継手拘束度および変態温度の影響

(2) 低温割れ試験の実施

助成研究③-3「予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする980MPa級鋼用の溶接材料の開発」との連携により、変態開始温度を変化させた試作溶接材料を用いて低温割れ試験を実施した。当初計画通り、マルテンサイト変態膨張を生じる溶接材料による自拘束型溶接割れ試験を実施し、低温割れ発生状況を定量的に把握することができた。また、溶接金属において変態膨張が生じる場合の拘束応力

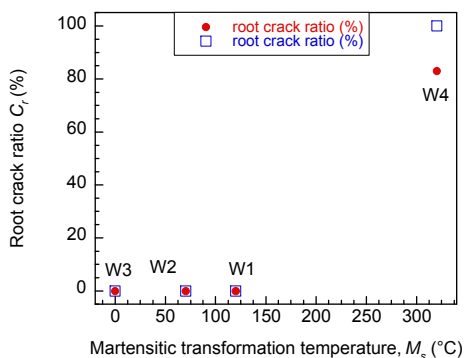
の数値解析結果を提供し、低温割れ試験結果の評価に活用した。

**b. 継手拘束度が低温割れ発生状況に及ぼす影響の局部応力による整理**

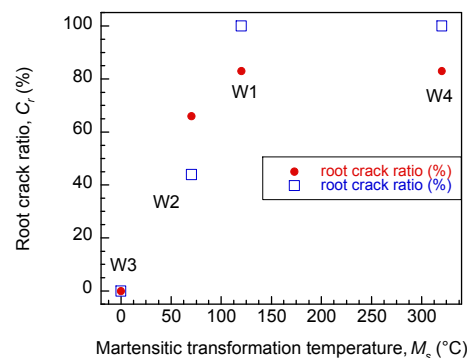
助成研究③-3「予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用の溶接材料の開発」との連携により、継手拘束度を变化させた y 形溶接割れ試験および改良 API 試験を実施した。その結果、図①-3)-44 に示すように、拘束度によってルート割れ発生率と変態開始温度の関係が異なることが明らかになった。

続いて、構築した数値解析手法を用いて、y 形溶接割れ試験溶接金属で変態膨張が生じた場合に局部応力がどのように変化するかを検討した。その結果、図①-3)-45 に示すように、変態開始温度が低いほど局部応力が低下することが明らかになり、実験結果との対応を確認できた。その一方で、従来、自拘束型割れ試験における割れ発生の指標として用いられてきた拘束応力は、図①-3)-46 に示すように、局部応力とは大きく異なる傾向を示すことも見出した。このことから従来の拘束応力では、Ni-Cr 系溶接材料の低温割れを適切に評価できない可能性もあり得るという、低温割れ評価手法を検討する上で重要な知見を得た。

**①-3)-3-2-1 残留オーステナイトの分布形態を考慮した微視的残留応力分布の数値解析手法の確立)**

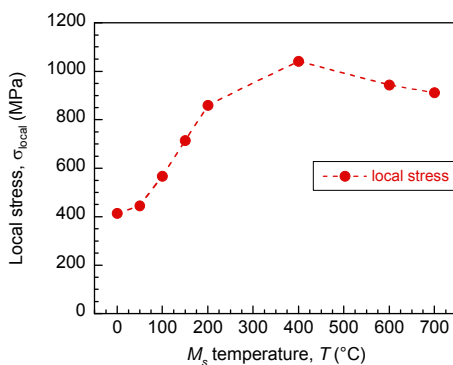


(a) 拘束度が高い場合

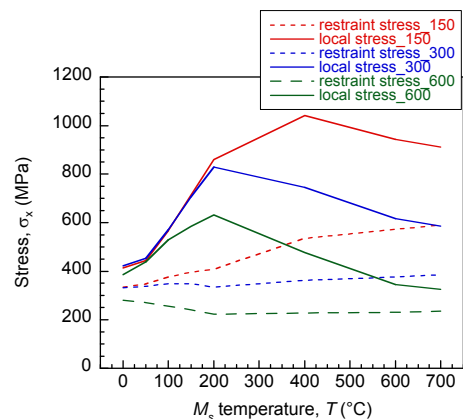


(b) 拘束度が低い場合

図①-3)-44 割れ試験結果に及ぼす拘束度の影響



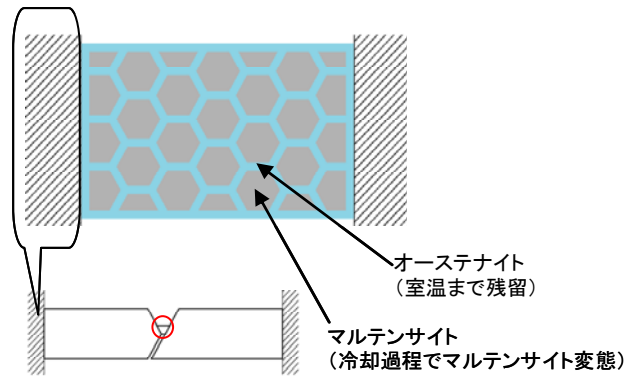
図①-3)-45 y 形溶接割れ試験溶接金属における変態開始温度と局部応力の関係



図①-3)-46 変態開始温度と局部応力・拘束応力の関係

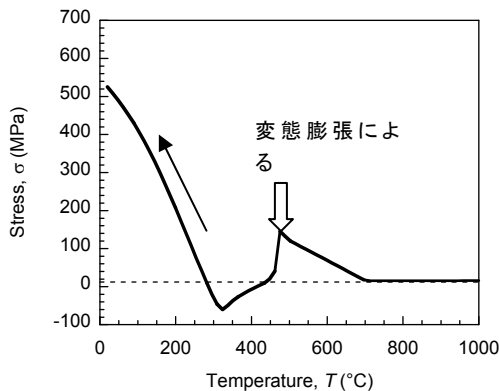
a. 材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値解析手法の基本アルゴリズムの開発

「微視的応力分布数値解析システム」(平成19年度に導入)を使用して、材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値解析手法の基本アルゴリズムの開発に取り組んだ。図①-3)-47に示すような、マルテンサイトと残留 $\gamma$ が分布していることを想定した材料組織モデルを構築し、溶接金属の冷却過程で各組織に発生する微視的な残留応力の数値解析を行った。すなわち、マルテンサイト、 $\gamma$ の二相からなる材料組織モデルを用いて、一般に、溶接残留応力の検討に用いられる両端固定棒モデルの解析を行った。

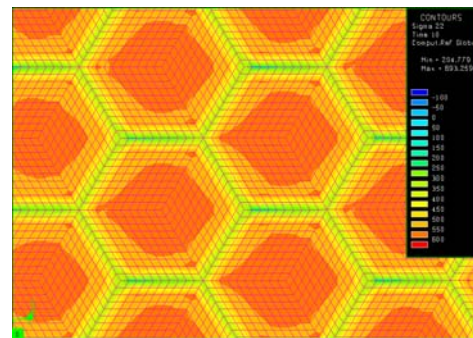


図①-3)-47 マルテンサイト・残留オーステナイトが分布した材料組織モデル

その結果、巨視的には図①-3)-48に示すような、従来の残留応力発生プロセスと同様の応力履歴を示すのに対し、マルテンサイトと残留 $\gamma$ を考慮した材料組織レベルでは、図①-3)-49に一例を示すように、微視的に不均一な応力分布を算定できることを確認した。



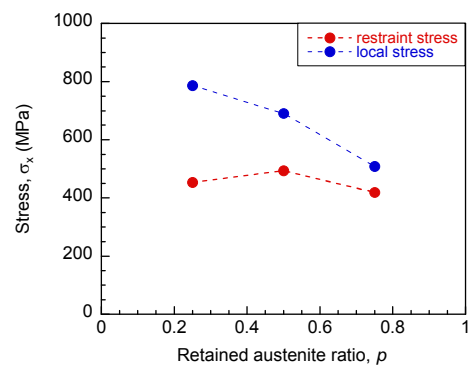
図①-3)-48 巨視的な応力履歴



図①-3)-49 微視的な残留応力分布の数値解析結果の一例

b. 材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値シミュレーションによる影響度解析

低温割れ試験結果に関する考察から、まず、Ni-Cr系溶接材料の特徴である残留 $\gamma$ について、その量を変化させた場合の拘束応力および局部応力の発生挙動を検討した。すなわち、残留 $\gamma$ 等の材料組織の影響を組織分率の形で考慮して数値解析を実施した。その結果、図①-3)-50に示すように、残留 $\gamma$ 量は、拘束応力と局部応力



図①-3)-50 拘束応力および局部応力に及ぼす残留 $\gamma$ 量の影響

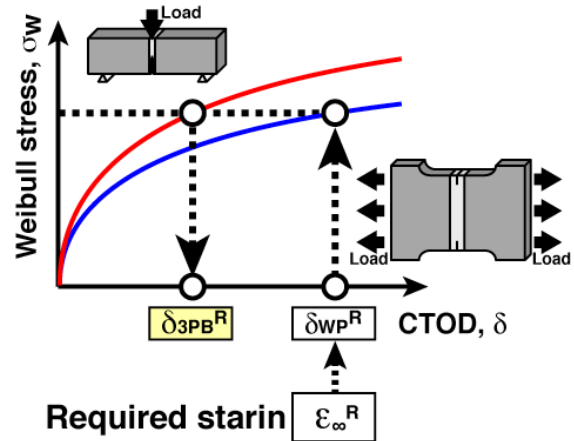


とで異なる影響を及ぼすことが明らかになった。この点は、変態開始温度と局部応力・拘束応力の関係と同様に、Ni-Cr系溶接材料の低温割れ試験手法を検討する上で重要な知見である。しかしながら、実用化時に予想される残留 $\gamma$ 量の範囲内では、拘束応力および局部応力に及ぼす残留 $\gamma$ の影響は比較的小さいことも明確にした。

### ①-3)-4 高強度鋼・低温用鋼溶接継手の限界CTOD評価と大型継手の破壊性能評価手法の構築

本テーマでは、980MPa級高強度鋼・低温用9%Ni鋼溶接継手の小型破壊靱性試験で得られる限界CTOD（材料破壊靱性値）から構造要素溶接継手の破壊性能を適切に評価できる手法を構築するために、中間目標を以下のように設定している。これにより、高強度鋼を用いた構造化を推進し、高強度鋼の適用範囲の合理的拡大を支援する。

- a. 小型破壊靱性試験に基づく大型構造要素溶接継手の破壊性能評価手順の提案と中幅平板継手試験による提案手法の有効性の検証（980MPa級高強度鋼および9%Ni鋼溶接継手）
- b. 高強度鋼溶接継手の破壊性能と、溶接金属の靱性レベル、溶接金属の加工硬化特性の関係の定量的説明
- c. 高能率化溶接施工により板厚方向に離散的に原質溶接金属部を有する継手の破壊靱性値の意義の明確化
- d. 980MPa級高強度鋼および9%Ni鋼溶接継手のシャルピー衝撃靱性と破壊限界CTODの対応関係の明確化



図①-3)-51 ワイブル応力を媒体とした破壊性能評価手順

#### ①-3)-4-1 小型破壊靱性試験に基づく構造要素溶接継手の破壊性能評価手順の提案

ワイブル応力を媒体として、小型破壊靱性試験で得られる限界CTODから構造要素溶接継手の破壊性能を評価する手順について、980MPa級高強度鋼溶接継手では溶接金属の降伏応力が母材に比べて低くなる可能性のあること（低降伏比化）、9%Ni鋼溶接継手では板厚方向に離散的に材質劣化部が存在することを考慮した基本フレームの提案（図①-3)-51）に至った。

#### ①-3)-4-2 高強度鋼溶接継手および板厚方向に離散的に材質不均質を有する継手の応力場の基礎解析

提案した手法を適用し、図①-3)-52 に示す ABAQUS 増強対応データ処理装置を用いて、両継手の継手破壊性能に及ぼす影響因子を基本的立場から解析的に検討した。溶接金属の低降伏比化は応力場に影響を与え、その度合いは加工硬化特性の影響を受けることがわかった（低降伏比でも、一様伸びの小さい方が小型破壊靱性試験片と大型構造要素継手の応力場の差を広げる）。また、板厚方向の離散的不均質が応力場に与える影響を解析したところ、再熱部（硬化部）が原質部（靱性劣化部）の応力場に与える影響は小さいことが明らかになった。



図①-3)-52 ABAQUS 増強対応データ処理装置

①-3)-2-4-3 提案破壊性能評価手順の有効性検証のための材料特性の予備収集（H20年度分加速）

本年度の研究で得られた知見より、高強度材料の応力-歪曲線を詳細に把握することが高強度鋼溶接継手の破壊安全性評価のために重要であることがわかり、そこで、H20年度に導入した「温度制御・計測システム装備材料強度・破壊試験装置」（加速設備）の導入に至り、高強度鋼の応力-歪曲線把握の取り組みを開始した。

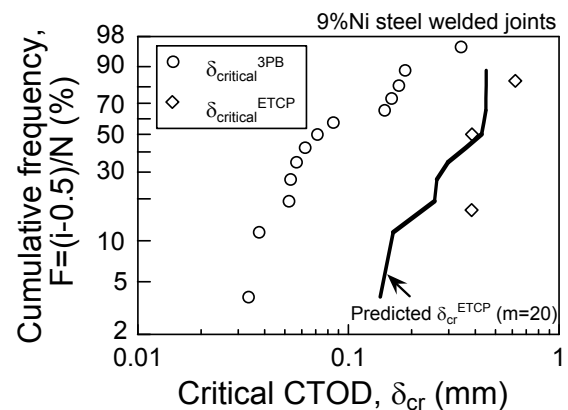
①-3)-4-4 提案破壊性能評価手順の有効性検証

H19年度に提案した破壊性能評価手順の有効性を検証するため、板厚方向に離散的に強度・靱性不均質を有する模擬継手を作製し、3点曲げ破壊靱性試験片（3PB試験片）を用いた小型破壊靱性試験と構造要素を模擬したETCP試験片を用いた中幅引張破壊試験を実施した。それぞれの試験で得られた破壊限界CTODを図①-3)-53に示す。この継手の破壊は材質劣化部の破壊発生支配型と考え、両試験片のワイブル応力を破壊のプロセスゾーンを溶接金属原質部（材質劣化部）に限定して算出し（ワイブルパラメータ  $m$  値は構造用鋼で一般的と報告されている20を用いている）、小型破壊靱性試験結果から中幅引張破壊試験の破壊限界CTODを予測した結果を図①-3)-53に示す。予測した限界値は実験結果と良く一致しており、提案した手法で板厚方向に材質不均質を有する継手の破壊性能を評価できることを示した。

また、980MPa級高強度鋼を母材として溶接金属の降伏点が母材よりも低い模擬継手を作製し、評価手順の有効性を確認するための実験および解析を実施した。その結果、小型破壊靱性試験結果から継手破壊性能の合理的評価が期待できる結果を得た。

①-3)-4-5 980MPa級高強度鋼溶接継手の加工硬化特性と必要靱性の解析的検討

溶接金属の降伏点が母材よりも低い高強度溶接継手の破壊安全性に着目し、要求継手性能を確保するための溶接金属必要靱性が溶接金属の低降伏点化によってどのような影響を受けるかを明らかにする目的で、提案破壊性能評価手順に基づいた解析的検

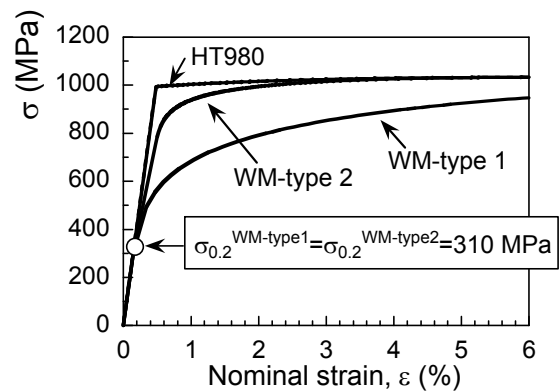


図①-3)-53 提案手順による破壊性能予測結果

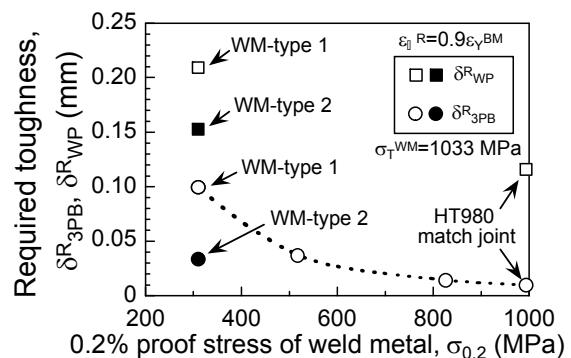
討を行った。解析対象には、板厚 25 mm の HT980 鋼を取り上げ、溶接金属中央部（溶接金属幅 12 mm を設定）に板厚貫通き裂を有する三点曲げ CTOD 破壊靱性試験片（3PB 試験片）と構造要素を模擬した引張負荷を受ける両側貫通き裂入り平板引張試験片（ETCP 試験片、長さ  $2a_0=11.0$  mm の両側貫通き裂入り）を用い、図①-3)-54 に示すような応力-歪関係を用いて解析した。その結果、図①-3)-55 に示すような溶接金属の降伏点と継手の要求性能確保のための必要靱性の関係を得た。降伏点が低いほど必要靱性は高くなる傾向であることがわかった。

さらに、溶接金属の降伏点低下による必要靱性上昇の抑制に効果的な加工硬化特性について検討した。降伏点と同じであれば、溶接金属の必要靱性は降伏後の加工硬化特性の影響を受けることがわかった（図①-3)-55）。溶接金属の低降伏点化により継手の要求性能確保に必要な靱性は高くなるが、溶接金属の一樣伸びを小さくして降伏後の加工硬化特性を変化させることで必要靱性上昇の抑制が期待できることがわかった。

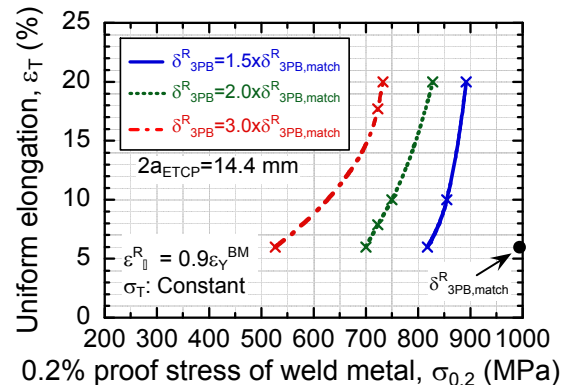
以上の成果をふまえて、継手性能確保のために具備すべき溶接金属の加工硬化特性を明らかにするための検討を開始した。加工硬化特性として溶接金属の降伏点と一樣伸びに着目し、それらの組合せと必要靱性の関係について解析し、図①-3)-56 のような結果を得た。



図①-3)-54 解析に用いた応力-歪関係



図①-3)-55 継手性能確保のための必要靱性に及ぼす溶接金属の低降伏点化の影響



図①-3)-56 必要靱性と溶接金属の加工硬化特性の関係

### ①-3)-5 溶接部継手の破壊性能評価手法の構築

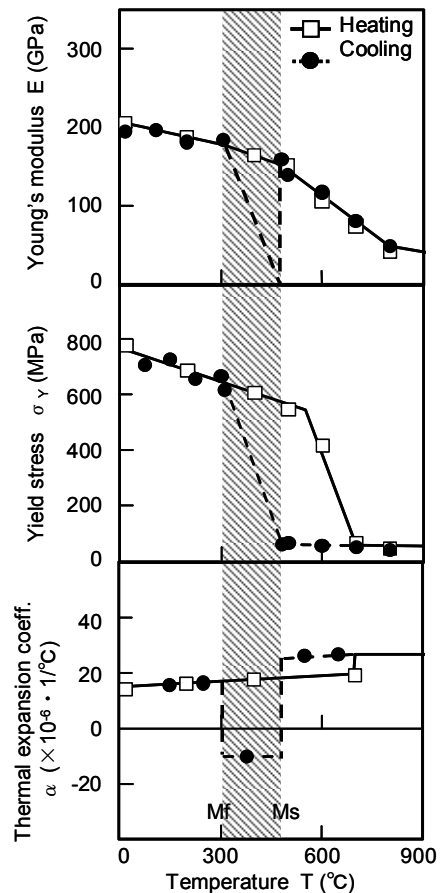
#### ①-3)-5-1 レーザ溶接継手の拘束応力・ひずみに基づく低温割れ感受性評価と疲労特性

##### ①-3)-5-1-1 はじめに

鋼構造体の高機能化、軽量化を達成するべく、引張強さ 780、980 (MPa) 級高張力鋼を積極的に用いるため、本テーマでは高張力鋼 (HT780) の溶接で生じる相変態の取り扱いと相変態が残留応力に及ぼす影響を明らかにする。また、レーザー溶接継手の疲労特性を明らかにするために行った疲労試験の結果を示す。

①-3) -5-1-2 高張力鋼の溶接で生じる残留応力に及ぼす相変態の影響

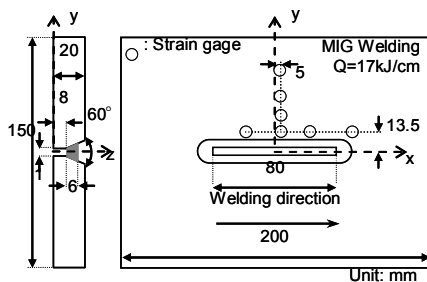
高張力鋼 (HT780) の溶接において、温度冷却過程の相変態 (マルテンサイト変態) が、溶接変形・残留応力の生成に大きな影響を及ぼすことが一般に知られている<sup>(①-3)-6)</sup>。相変態の影響を明らかにするべく、温度上昇 (□印) および冷却 (●印) 過程における機械的性質を実測した<sup>(①-3)-6)</sup>。結果を図①-3)-57に示す。相変態の開始温度 ( $M_s$ ) は  $480^{\circ}\text{C}$ 、終了温度 ( $M_f$ ) は  $310^{\circ}\text{C}$  である。ところで、相変態領域 (温度冷却過程における斜線の領域) では、弾性係数  $E$ 、降伏応力  $\sigma_Y$  を特定することができなかった。一方、相変態領域における変態超塑性 (変態が発生・進行中に引張応力が作用すると、著しい強度の低下と共に異常延性が生じる<sup>(①-3)-7)</sup> 現象を考慮し、相変態領域における  $E$  は  $M_s$  で一旦零 (変態超塑性現象を理想化) となり、そこから  $M_f$  まで線形に回復する。 $\sigma_Y$  は、 $M_s$  から  $M_f$  まで線形に回復すると理想化した。これらを点線で図①-3)-57に示す。 $\alpha$  であるが、温度上昇 (□印) 過程は実測値を直線で、冷却過程の相変態領域では、実測値 (●印) を一定として用いる。



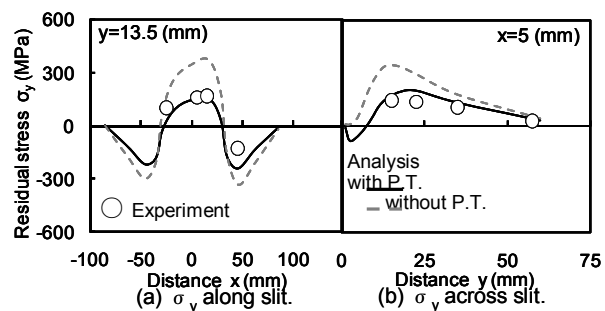
図①-3)-57 機械的性質の温度依存性 (ヤング率  $E$ 、降伏強度  $\sigma_Y$  and 熱膨張係数  $\alpha$ )。

温度冷却過程における相変態域の機械的性質を上述のように理想化し、図①-3)-58に示すスリット溶接実験を熱弾塑性解析により模擬した。

表裏面の平均値として求めた残留応力 (溶接線直角方向) の測定結果 (図①-3)-58の○印) および熱弾塑性解析結果を図①-3)-59に示す。



図①-3)-58 スリット溶接試験片



図①-3)-59 残留応力分布

温度冷却過程における相変態域の機械的性質を理想化し、熱弾塑性解析を行った結果（実線；with P.T.；相変態考慮）によれば、実測結果（○印）を精度よく再現しており、機械的性質の理想化の正当性を示唆している。

一方、温度上昇過程における機械的性質の実測値を温度冷却過程においてもそのまま用いる、すなわち、相変態が生じないとした結果（点線；without P.T.；相変態考慮なし）は、応力実測結果と大きく異なっており、相変態が残留応力の生成に大きくかかわっていることがわかる。

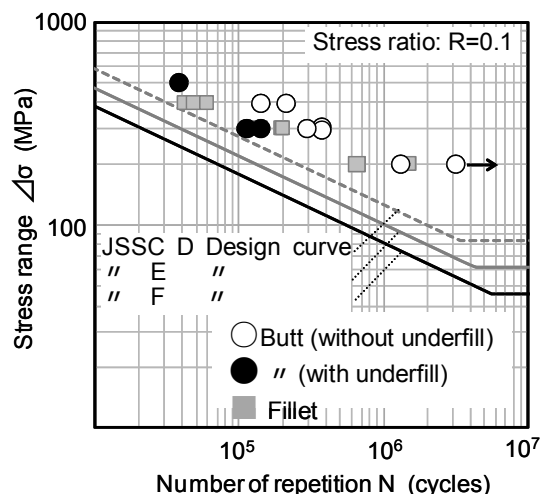
### ①-3)-5-1-3 レーザ溶接継手の疲労強度

高張力鋼（HT780、板厚 12mm）に対し、ファイバーレーザー（出力：10kw、溶接速度：1m/min）を用い、突合せおよびすみ肉溶接継手を作製し、疲労試験に供した。

突合せ継手（600×300（mm）の板 2 枚を溶接）であるが、試験体 9 体の中で 3 体、表面に深さ約 1mm のアンダーフィルを確認した。アンダーフィルのない継手（○印）およびアンダーフィルが確認された継手（●印）の疲労試験結果を図①-3)-60 に示す。

結果によれば、アンダーフィルの有無に関係なく、疲労強度は JSSC ①-3)-8) が提示するアーク溶接による類似の継手（片面溶接、止端非仕上げ：F 等級）および 1 等級上（両面溶接、止端非仕上げ：D 等級）の疲労等級を満たしている。

一方、すみ肉溶接継手（図①-3)-60 の■印）の疲労強度は、アーク溶接による類似の継手（荷重非伝達型、止端非仕上げ：F 等級）および 1 等級上（荷重非伝達型、止端仕上げ：E 等級）の疲労等級を満たしている。



図①-3)-60 疲労試験結果。

### ①-3)-5-1-4 まとめ

高張力鋼の溶接で生じる相変態の取り扱いと相変態が残留応力に及ぼす影響を明らかにするため、相変態域の機械的性質を理想化し、スリット溶接実験を熱弾塑性解析により模擬した。結果を下記に示す。

- a. 温度冷却過程における相変態域の機械的性質の理想化が妥当であることを検証した。
- b. 相変態域における変態膨張は残留応力の生成に大きな影響を及ぼすことを確認した。レーザー溶接継手の疲労強度評価するため、疲労試験を行った。
- c. 突合せおよびすみ肉溶接継手の疲労強度は、JSSC が提示するアーク溶接による類似継手の疲労等級（F 等級）にたいして 1 等級上（E 等級）を満たした。

### ①-3)-5-2 溶接部領域狭隘化（レーザー溶接等）継手の破壊性能評価手法の構築

本研究では、高強度鋼溶接部領域狭隘化継手（レーザーおよびハイブリッド溶接継手）の破壊靱性簡易評価法を確立し、小型破壊靱性試験から構造要素としての溶接部狭隘

化継手の破壊安全性を評価できる手法を確立することを最終目標としており、そのための中間目標は板厚 12mm の 780MPa 級高強度鋼溶接継手を対象に評価手法を構築、検証することに設定している。これにより、レーザ溶接継手の必要破壊靱性の合理的決定とその簡易評価を可能とし、中厚板高強度鋼へのレーザ溶接の適用範囲拡大を支援する。

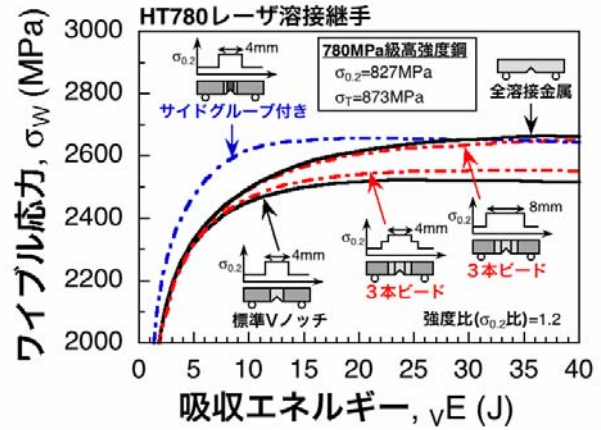
①-3) - 5-2-1 溶接部領域狭隘化継手の破壊靱性簡易評価法の提案

溶接部領域狭隘化継手の破壊靱性簡易評価法として、FPD (き裂が湾曲し、破断経路が評価対象である溶接金属から母材側に逸脱すること) の生じやすい標準 V ノッチシャルピー衝撃試験に代わり、①サイドグループ付きシャルピー衝撃試験<sup>①-3)-9)</sup>、②3本ビードシャルピー衝撃試験<sup>①-3)-10)</sup>の3手法を提案した。これらシャル

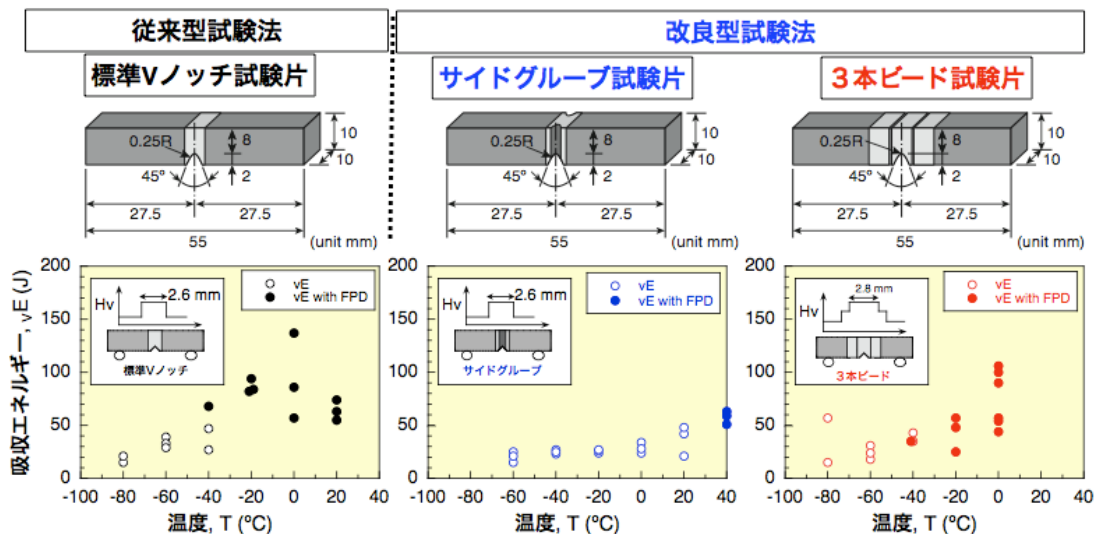
ピー試験片のワイブル応力解析を行い、両側面に切欠きを有する試験片を用いるサイドグループ法と硬化部幅を理想的に広げる3本ビード法が破壊駆動力を高める有効な手法であることがわかった (図①-3)-61)。

①-3) - 5-2-2 破壊靱性簡易評価法の有効性検証のための HT780 鋼レーザ単独溶接継手の比較試験

板厚 12mm の 780MPa 級高強度鋼レーザ単独溶接継手を対象に、提案した破壊靱性簡易評価法の比較試験を行った。その結果、サイドグループ法は FPD の防止に有効であったが、3本ビード法では硬化部幅を十分に確保しなければ効果が期待できないことがわかった (図①-3)-62)。



図①-3)-61 レーザ溶接継手シャルピー試験片のワイブル応力解析



図①-3)-62 破壊靱性簡易評価法の有効性検証結果

①-3) - 5 - 2 - 3 小型破壊靱性試験に基づく溶接部領域狭隘化継手の破壊性能評価手順の提案と継手破壊性能に及ぼす狭隘化度の影響の解析

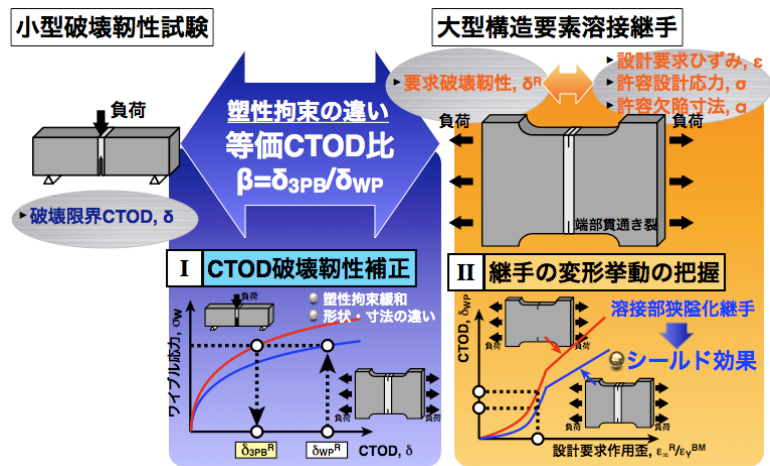
ワイブル応力を媒体として小型破壊靱性試験と大型構造要素の塑性拘束の違いを考慮した「CTOD 破壊靱性補正」と溶接部領域狭隘化継手に特有の「溶接金属のシールド効果（軟らかい母材が優先的に塑性変形することにより、き裂の開口を抑制する効果）」

考慮し、小型破壊靱性試験結果から構造要素レーザー溶接継手の破壊性能を評価する手順を提案した（図①-3)-63）。提案評価手順に基づいて、板厚 12mm の溶接継手を対象に FEM 解を行い、溶接部領域狭隘化継手の破壊性能狭隘化度（硬化部幅と強度比（母材に対する溶接金属の強度比））の関係を検討した。その結果、硬化部幅が狭いほど、また、溶接金属の靱性が同等であれば強度比が大きいほど手性能に優れることがわかった。

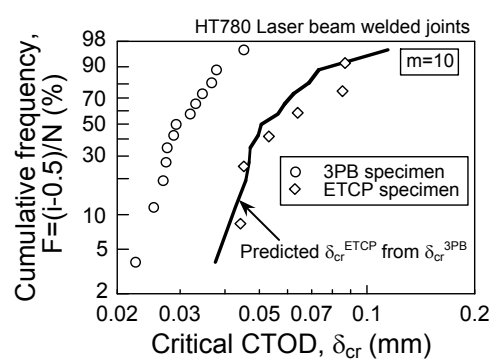
①-3) - 5 - 2 - 4 小型破壊靱性試験に基づく溶接部領域狭隘化継手の破壊性能評価

H19 年度に提案した評価手順の有効性を検証するため、板厚 12 mm の 780MPa 級高強度鋼レーザー単独溶接継手を作製し、3 点曲げ破壊靱性試験片（3PB 試験片）を用いた小型破壊靱性試験と構造要素を模擬した ETCP 試験片を用いた中幅引張破壊試験を実施した。それぞれの試験で得られた破壊限界 CTOD を図①-3)-64 に示す。両試験片の塑性拘束の違いに起因して、中幅引張破壊試験の限界 CTOD は小型破壊靱性試験に比べて大きい結果を得た。そこで、両試験片のワイブル応力を破壊のプロセスゾーンを狭隘化溶接金属に限定して算出し（ワイブルパラメータ m 値は 3PB 試験片の限界 CTOD が 0.05mm 以下であったため 10 を用いている）、小型破壊靱性試験結果から中幅引張破壊試験の破壊限界 CTOD を予測した結果を図①-3)-64 に示す。予測した限界値は実験結果と良く一致しており、提案した手法で高強度鋼レーザー溶接継手の破壊性能を評価できることを示した。

①-3) - 5 - 2 - 5 破壊靱性簡易評価法の有効性検証のための HT780 鋼ハイブリッド溶接継手の比較試験



図①-3)-63 小型破壊靱性試験結果から構造要素レーザー溶接継手の破壊性能評価手順



図①-3)-64 提案手順による構造要素レーザー溶接継手の破壊性能予測結果

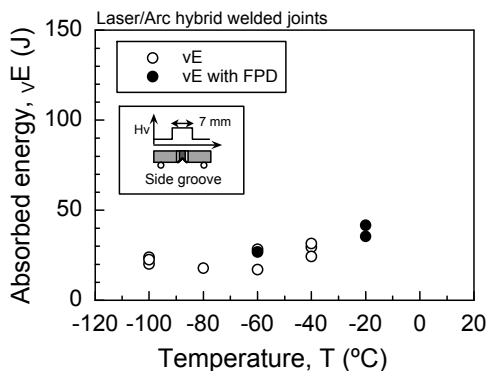
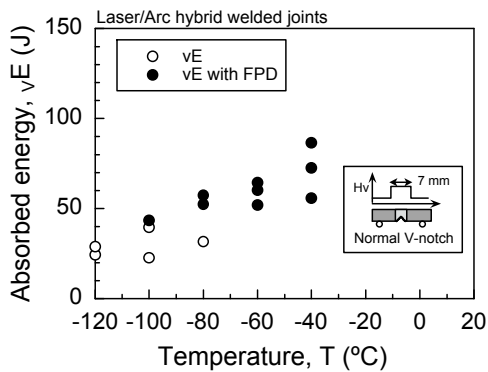
を素をづ析とるの属継

板厚 12mm の 780MPa 級高強度鋼レーザ／アークハイブリッド溶接継手を対象に、提案した破壊靱性簡易評価法の比較試験を行った。その結果、 $-60^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域では、標準型試験片では 3 本全ての試験片で FPD を生じていたが、サイドグループ付き試験片では破断経路が溶接金属を貫通していた（図①-3)-65）。すなわち、標準試験片では FPD が生じる温度域においても、サイドグループ法の適用により高強度鋼レーザ／アークハイブリッド溶接継手の溶接金属靱性を把握できることがわかった。

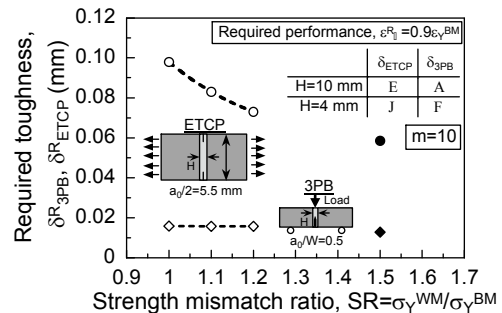
### ①-3)-5-2-6 継手破壊性能確保に必要な溶接部靱性と溶接部狭隘化度の関係の解析的検討

構築した破壊性能評価手順に基づいて、継手破壊性能確保に必要な溶接部靱性と溶接部狭隘化度（硬化部幅  $H$ 、溶接金属と母材の降伏強度比  $SR$ ）の関係を解析した。レーザ単独溶接継手を想定したモデル ( $H=4\text{ mm}$ 、 $SR=1.5$ ) に加え、通常のアーク溶接継手を想定したモデル ( $H=10\text{ mm}$ 、 $SR=1.0\sim 1.2$ ) について解析し、必要靱性を比較した。溶接金属のシールド効果により、レーザ溶接継手の構造要素における必要靱性  $\delta_{\text{ETCP}}$  はアーク溶接継手に比べて低いことがわかった（図①-3)-66-a）。小型破壊靱性試験における必要靱性・R3PB は塑性拘束の違いにより  $\delta_{\text{ETCP}}$  に比べて低く、レーザ溶接継手の  $\delta_{\text{R3PB}}$  はアーク溶接継手の場合とほとんど変わらないことがわかった。

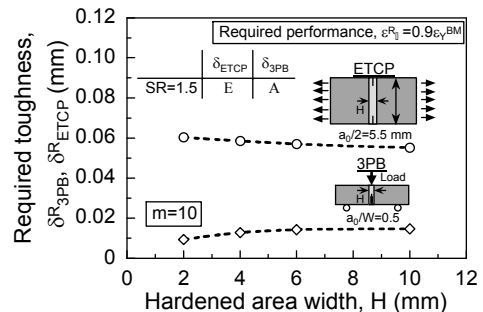
さらに、レーザ溶接継手の硬化部幅が必要靱性に及ぼす影響を解析した。硬化部幅が狭いほど  $\delta_{\text{R3PB}}$  は低くなるが、ハイブリッド溶接継手で予想される硬化部幅が広い場合（解析では  $H=10\text{ mm}$ ）でも  $\delta_{\text{R3PB}}$  は非常に低いことがわかった（図①-3)-66-b）。



図①-3)-65 ハイブリッド溶接継手を対象とした破壊靱性簡易評価法の有効性検証結果



(a) 溶接部狭隘化の影響



(b) 硬化部幅の影響

図①-3)-66 継手性能確保のための必要靱性と溶接部狭隘化度の関係



### ①-3) - 3 まとめと最終目標に向けた今後の取組み

- a. 溶接凝固過程の高時間分解その場観察システムを構築し、溶接金属組織の非平衡析出挙動の観察に成功（世界初）。観察基礎データベースに基づき凝固割れ抑止に有効な凝固モードを明示し、対応する成分系も明示できる見込みを得た。
- b. マルテンサイト単相組織の水素放出スペクトル解析から残留 $\gamma$ によるトラップ効果（放出ピーク温度の高温遷移：約 200°C → 300°C）を実証した。マイクロ組織の必要条件の導出のため、成分系や溶接熱履歴から残留 $\gamma$ を予測する基本ツールを完成した。

今後は、実験室規模の中間成果を大型溶接継手による最終成果達成に向けて進めるために HT980 鋼と 9%Ni 鋼ともに実構造体溶接技術を確立して溶接割れ防止要件や強度靱性確保要件の明確化を進める。

- c. 中性子回折法による定量的残留応力計測技術を確立し疲労強度との関係の定量化を達成見込み。
- d. クリーン溶接金属において、マルテンサイトに 7%以上の残留 $\gamma$ が存在するとき、トリップ効果により疲労き裂の進展が 2.5～4 倍遅延することを FMS により明示した（世界初）

溶接金属のクリーン化（酸素含有 20ppm）と 15%の残留 $\gamma$ 相導入で-196°Cでは約 10 倍の顕著な向上効果を確認した。

今後は、強度靱性の性能バランスを考えながら残留 $\gamma$ の利用法を具体化最適化するとともに、残留応力適正制御技術の提示と大型継手での破壊性能・信頼性評価を行う。

### 参考文献

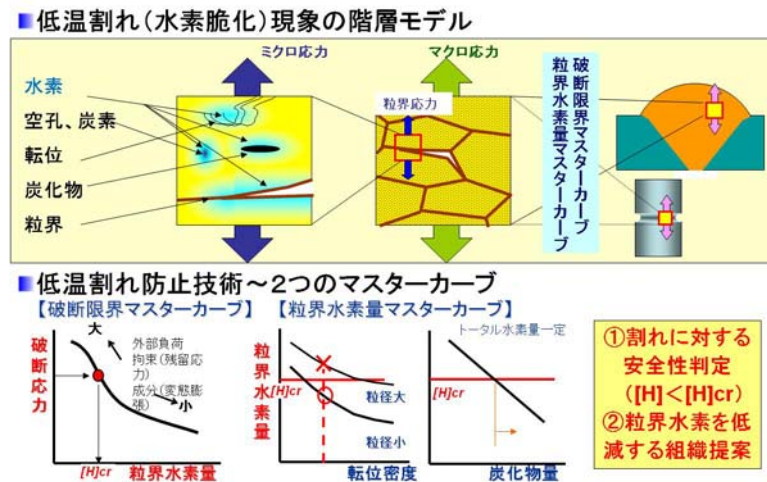
- ①-3) - 1 一本木ら：九工大研究報告(1998), 125. (①-3)-2-2)
- ①-3) - 2 齊ら：Fitting the Dilatation Curve of Austenite-Martensite Transformation in Cr-Ni Steels, ISIJ International, Vol. 49(2009), No.1, 146 (①-3)-2-3)
- ①-3) - 3 H. Suzuki, M. Holden, A. Moriaki, N. Minakawa and Y. Morii: Soc. Mat. Sci., Japan. 54 (2005)685. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 4 K. Satou and T. Terasaki: J. Japan Welding Society, 45 (1976) 42. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 5 C. Shiga, L. Mraz, P. Bernasovsky, K. Hiraoka and P. Mikula and M. Vrana: Welding in the world, 51, no 11/12, (2007) 11. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 6 上田, 金ら：溶接学会論文集, 2-1(1984), pp. 89. (①-3)-5-1)
- ①-3) - 7 例えば, 超塑性研究会編：超塑性と金属加工技術, 日刊工業新聞社, (1980), 78. (①-3)-5-1)
- ①-3) - 8 (社)日本鋼構造協会：鋼構造物の疲労設計指針・同解説, 技報堂出版(1993). (①-3)-5-1)
- ①-3) - 9 K. Satoh, et al. : Fracture Toughness Evaluation by Side-Groove Charpy Tests of HT80 Electron Beam Welds, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 3 (1985), 973. (①-3)-5-2)
- ①-3) - 10 K. Borggreen, et al. : An Improved Impact Test Method for Laser Welds in Steels, Mis-Matching of Interfaces and Welds, (1997), 411. (①-3)-5-2)

## ①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

### ①-5) - 1 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関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。



図①-5)-1 助成研究の研究目標

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。

委託研究の中間目標 1) 2) 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。

中間目標 1) 「単一の格子欠陥（空孔、転位、粒界等）を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化」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

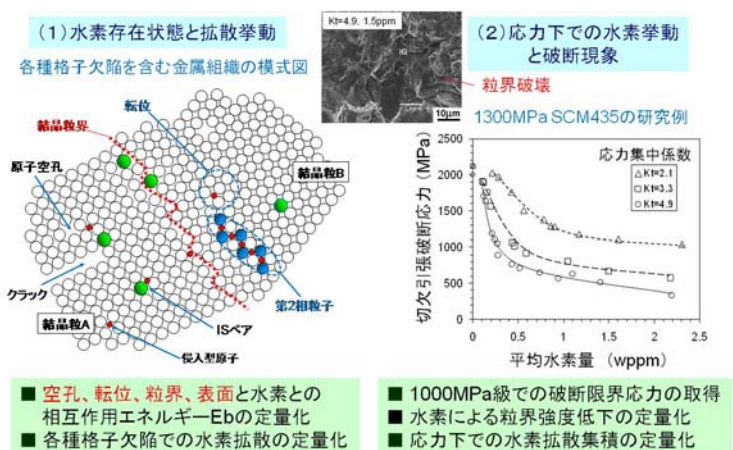
中間目標 2) 「メソスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築」に対しては、以下の【水素による破壊現象】に関する研究を遂行する。

- 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. 応力下での水素拡散集積の定量化

中間目標 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、どれくらいの量が存在するか、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知られている。従来これま



図①-5)-2 委託研究における具体的研究項目

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値がない。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。

中間目標 2) の達成には水素低温割れの破壊現象の原子レベルからの定量化を必要とする。我々は現在、計算機能力の向上によって鉄の粒界における結合エネルギーを第一原理計算により正確に求めることができる。鉄原子数にして 100 個とまだまだ小さな領域であるが、P や S の偏析による粒界破壊のメカニズムの解明に大きな力を発揮している。この研究手法を水素へも適用し、これまで未解決であった粒界における水素の存在状態と粒界強度への水素偏析の影響を解明する必要がある。さらに 1300MPa 級鋼などで報告されている破断応力-水素量の関係<sup>①-5)-1, 2, 3, 4</sup>を 1000MPa 級鋼で取得する必要がある。この際、良く計画された 1000MPa 級のモデル材料を用いたうえで、材料中の水素濃度を溶接金属で問題となる 0~4 質量 ppm と広範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。

### ①-5)-2 研究実施体制

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」

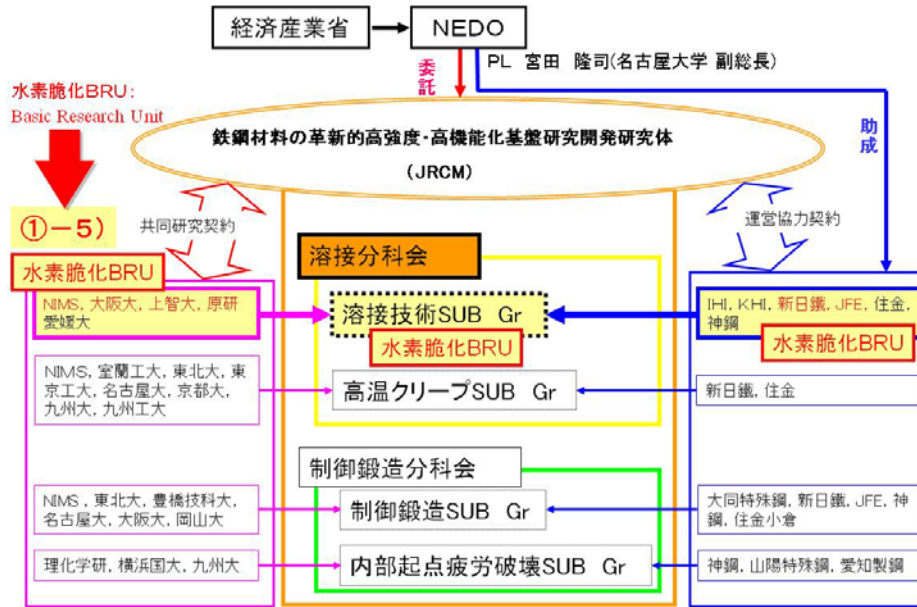
((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 (独)日本原子力研究開発機構)

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」

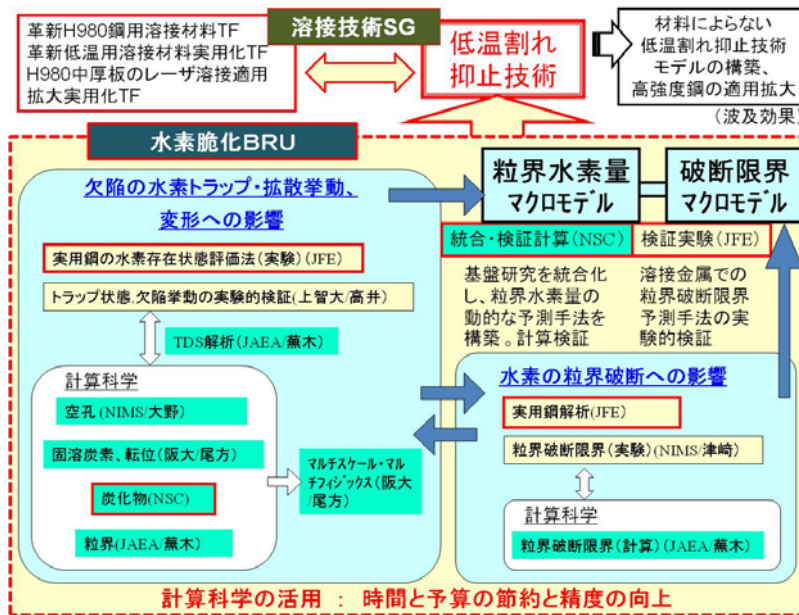
((財)金属系材料研究開発センター 共同実施先 大阪大学)



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画している。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、1) 共通サンプルの作成、2) 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、また高温クリープサブグループとは、同じマルテンサイト組織を対象とすることから金属組織解析手法などの情報交換を行い、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

①-5)-3 開発目標と達成状況

本研究課題①-5の中間目標、最終目標、ならびに成果の概要を表①-5)-1に示す。中間目標の二つとも達成見込みである。次節で詳細な研究開発検討内容を示すが、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。

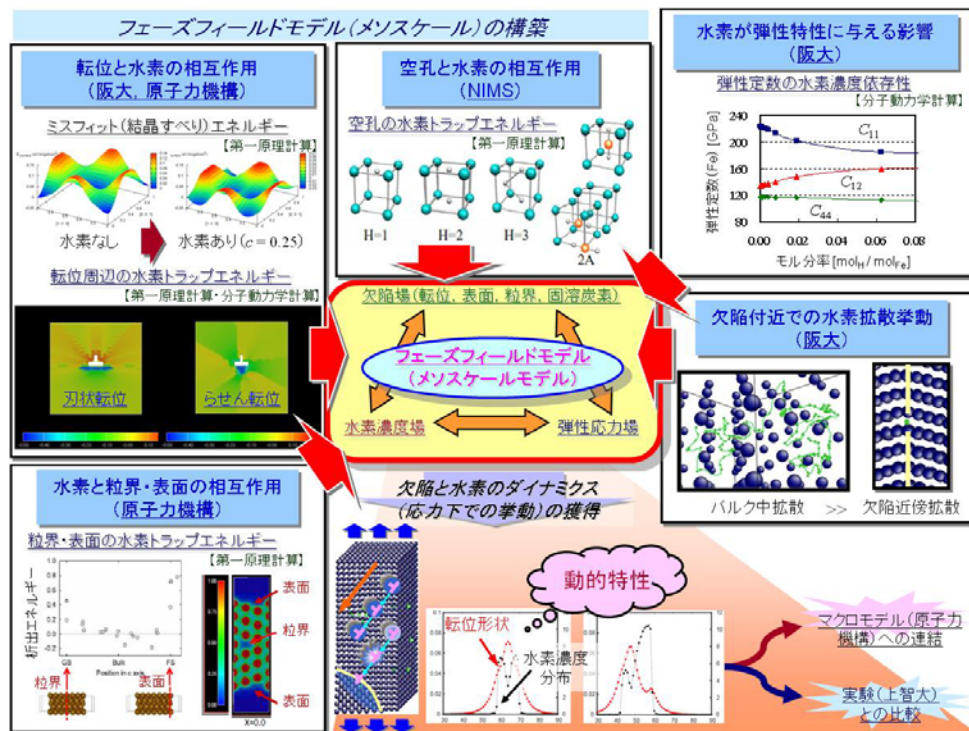
表①-5)-1 開発目標と達成状況の概略

研究開発項目	中間目標	最終目標	主な成果	達成状況	最終目標に向けた今後の取組み
①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究	<p>1) 単一の格子欠陥(空孔、転位、粒界等)を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化【水素の存在状態と拡散移動】</p> <p>2) メソスケール(結晶粒数個～数十個レベル)での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築【水素による破壊現象】</p>	<p>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。メソ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>単純化した金属組織を持つ1000MPa高強度鋼での局所応力-局所水素量に基づく破断限界の取得。</p>	<p>1)</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>鉄中の空孔、転位、粒界、表面と水素の相互作用エネルギー(Eb)を第一原理計算と分子動力学法により定量的に決定。(世界初の成果、空孔&gt;転位芯&gt;粒界を明示)</li> <li>各種格子欠陥のEbを実験的に求める基盤構築を達成。(世界唯一の低温昇温脱離分析装置の開発に成功)</li> </ul> <p>2)</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>1000MPa級鋼の破断応力を水素量4ppmまで実験的に取得。(応力と水素量の危険域を明示)</li> <li>水素粒界割れによる破断応力の低下を第一原理計算に基づき定量評価。(世界初の成果)</li> </ul>	<p>◎</p> <p>○</p>	<p>1) 残留オーステナイトを含む鋼での水素存在状態の定量化。(溶接SGとの統合により明確された課題。プロジェクト全体目標にとって重要課題としてH21年度中に着手)</p> <p>2) これまでに達成した世界唯一の実験装置や世界初の解析コードを用いて2次元から3次元モデルへ、単一欠陥から複数欠陥重畳組織への取り組みを行い最終目標を達成見込み。</p>

①-5) - 4 研究成果

①-5) - 4 - 1 水素の存在状態と拡散挙動 (中間目標 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、中間目標 1) に対応する主な研究成果として 6 件を示す。



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) - 4 - 1 - 1 水素と粒界・表面の相互作用の計算による定量化

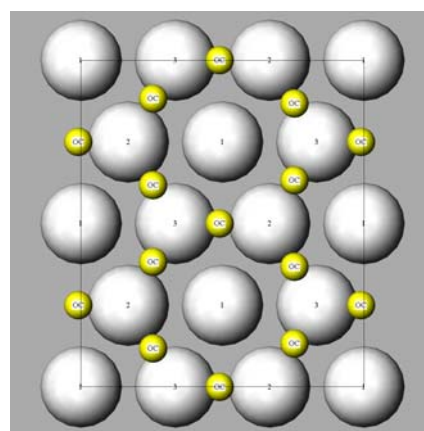
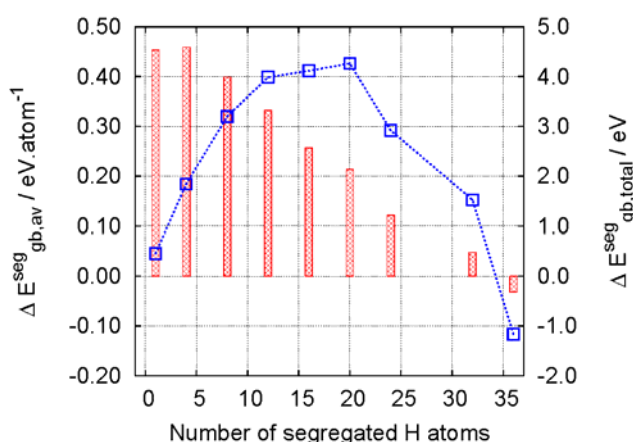
従来、原子、電子スケールの計算手法により結晶粒界をモデル化する規模の数値シミュレーションをすることは困難であったが、最近不純物や溶質原子の存在下の結晶粒界の強度変化を第一原理計算により評価する手法が開発<sup>①-5)-5</sup>された。これにより、水素原子の存在下の結晶粒界において、粒界脆化による原子間結合の変化を定量的に評価することが可能になった。

構造最適化を含む全エネルギー計算は、Vienna Ab initio Simulation Package (VASP)コード<sup>①-5)-6, 7</sup>を用いて計算を行い、ポテンシャルには Projector-Augmented-Wave 法<sup>①-5)-8</sup>のものを用いた。本研究で検討した 6 種類の粒界： $\Sigma 3(111)$ 、 $\Sigma 3(112)$ 、 $\Sigma 9(114)$ 、 $\Sigma 9(221)$ 、 $\Sigma 11(113)$ 、 $\Sigma 11(332)$ 粒界の構造と電子密度図を図①-5)-6 に示す。



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。

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 0.33 eV/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) - 4 - 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 H2 複合体の形成エネルギーを示す。系の大きさを 16 原子系、54 原子系、128 原子系、250 原子系としてそれぞれ計算した。その結果、単一原子空孔の形成エネルギーとしておよそ 2.2eV が得られた。過去の第一原理計算に基づく理論研究の結果では形成エネルギー2.0eV と報告されている<sup>①-5)-9</sup>。また実験による形成エネルギーの測定値は 1.6~2.0eV である<sup>①-5)-10, 11</sup>。我々の計算精度は十分であり、期待される範囲で実験結果を再現できている。

次に、水素が存在する場合について検討した。欠陥のない鉄の結晶に対して格子間



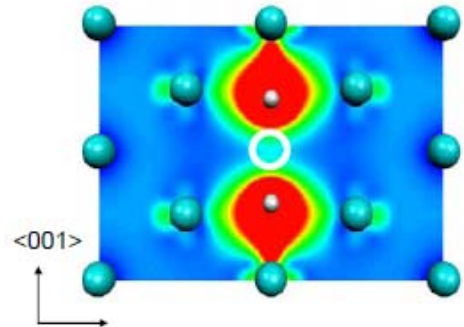
表①-5)-2 原子空孔および原子空孔と H2 複合体の形成エネルギー（単位:eV）。

	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

原子として固溶した水素は bcc の四面体位置を占有する。四面体位置は周囲の鉄原子による閉じ込めポテンシャルのため、水素原子のゼロ点エネルギーは水素分子のときより 0.06eV 上昇する<sup>①-5)-9</sup>。ゼロ点エネルギーを考慮すると、格子間水素原子の形成エネルギーは 0.24eV と算出された。これは実験値 0.3eV とよく一致する。

さらに原子空孔が存在する場合の水素の挙動を調べると、水素分子として気体で存在するよりも、原子空孔と結合して複合体を作るほうが安定であることが分かった。我々は計算の結果、水素分子をエネルギーの基準点とすると、原子空孔と H2 複合体の形成エネルギーとして 1.3~1.4eV を得た。一方、過去の館山らによる理論研究の結果、原子空孔と H2 複合体の形成エネルギーは 1.5eV である<sup>①-5)-9</sup>。これらの値との違いは計算精度や系の大きさに起因するものと考えられるが、計算精度を考慮するとよく一致していると判断できる。

H2 と原子空孔が結合した状態について、水素の電子状態を図①-5)-11 に示す（白球が水素原子、白抜き円が原子空孔）。水素は図のように四面体位置からわずかに空孔側にずれた位置において周囲の鉄原子と結合していることが分かる。水素原子同士は結合していない。これは鉄の d 軌道から水素へ電荷移動が起こり、水素が負に荷電した結果、水素同士が斥力を持つためである。よって水素は鉄中において水素分子として存在することはないと言える。

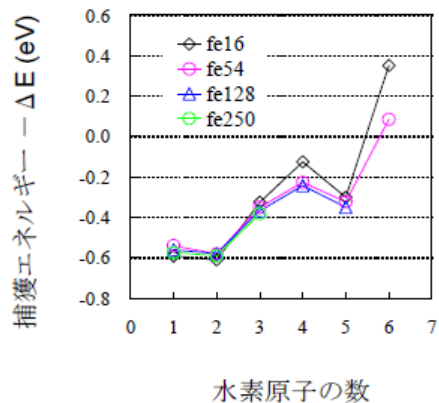


図①-5)-11 原子空孔と H2 複合体における、原子空孔を通る (110) 面上の電子状態

水素が原子空孔に捕獲（トラップ）されたときのトラップエネルギーの計算を行った。トラップエネルギー  $\Delta E$  の定義は、

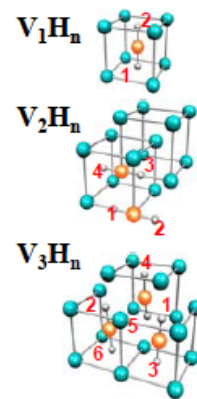
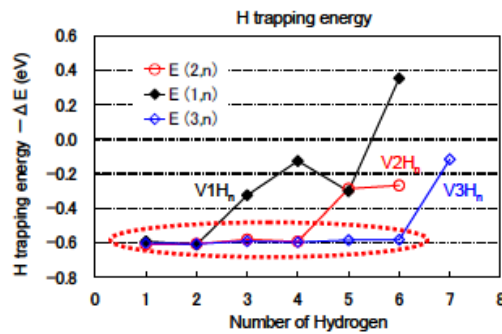
$$\Delta E = E(\text{vac}) + E(\text{H, tetrahedral}) - E(\text{vac, H}) - E(\text{bulk})$$

である。ここに  $E(\text{vac})$  は空孔が存在する系のエネルギー、 $E(\text{H, tetrahedral})$  は格子間水素が存在する系のエネルギー、 $E(\text{vac, H})$  は水素が空孔にトラップされた系のエネルギー、 $E(\text{bulk})$  は欠陥のない結晶のエネルギーである。よって  $\Delta E$  は格子間水素をエネルギーの基準とした、原子空孔にトラップされた水素の安定性を示す量である。計算の結果を図①-5)-12 に示す（図では、トラップエネルギーのマイナスを与えている）。水素原子の数が 2 までの時、トラップエネルギーは 0.6eV/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。まず空孔集合体がいくつ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 であることを予言する重要な結果である。

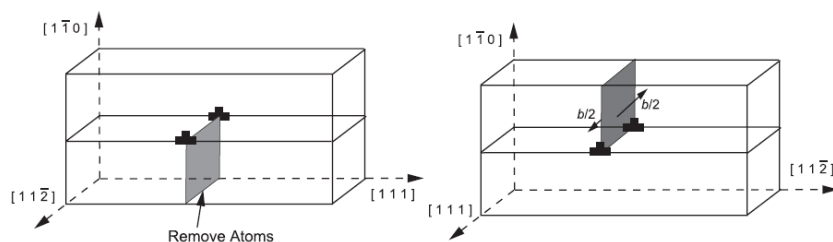


図①-5)-13 空孔数 1, 2, 3 の空孔集合体の各々に対する水素トラップエネルギー、およびそのときの構造図

### ①-5) - 4 - 1 - 3 水素と転位の相互作用の計算による定量化

格子欠陥場および弾性応力場と水素との相互作用の評価を原子レベルの解析手法を用いて行なった。具体的には、表面、粒界、転位に水素原子がトラップされるとき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。

転位による水素トラップエネルギーを評価するのに当たって、本研究では以下に示すような刃状およびらせん転位モデルを使用した。刃状転位の原子モデルのサイズは、 $[111]$  方向に 15.8 nm、 $[1-10]$  方向に 6.5 nm、 $[11-1]$  方向に 1.4 nm であり、原子数は 12192 個である。図①-5)-14 に示すように原子列を一層抜き取った後に原子モデルを構造緩和させることによって系の中央に刃状転位を導入した。また  $[111]$  と  $[11-2]$  方向

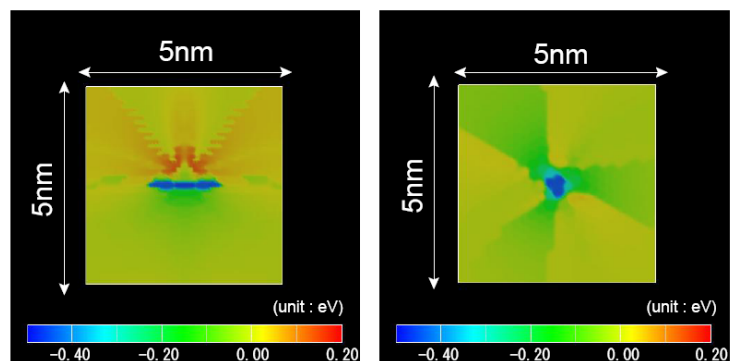


図①-5)-14 刃状(左図)およびらせん(右図)転位のモデルおよび転位の導入方法

のみに周期境界条件を適用した。らせん転位の原子モデルのサイズは、[111]方向に 1.5 nm、[1-10]方向に 6.5 nm、[11-2]方向に 16.9 nm とり、原子数は 13824 個とした。さらに図①-5)-14 に示すように、モデル中央の原子面を互いに半バーガースベクトル分だけずらした後に原子モデルを構造緩和させることによってらせん転位を系の中央に導入した。また[111]と[11-2]方向にのみ周期境界条件を適用した。刃状およびらせん転位付近の T サイトに水素原子を 1 個導入し、その後原子構造を十分に緩和して系のポテンシャルエネルギーの変化を計算することで、各転位による水素トラップエネルギーを評価した。

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 Eref 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・0.46 eV、・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。



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

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

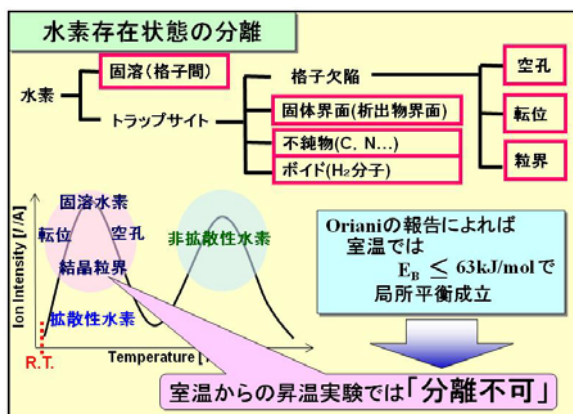
各種格子欠陥による水素のトラップエネルギーを表①-5)-3にまとめて示す。

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

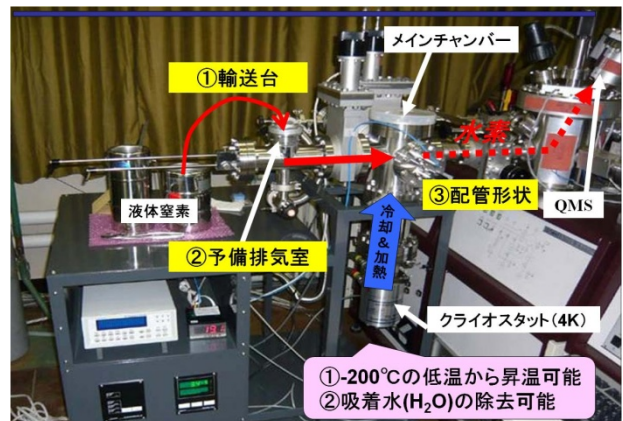
近年、昇温脱離水素分析法を用いた水素の状態分析技術が多くの研究機関で普及してきたが、実験で得られる結果は、材料中の水素-トラップサイト間の結合エネルギーの強弱の分離、すなわち、室温で拡散放出する拡散性水素と室温で拡散しない非拡散性水素の分離は可能である。しかし、水素脆化に直接関与する拡散性水素は、転位、原子空孔、結晶粒界、格子間水素等の複数のサイトからの放出であるが、室温から昇温する方法では放出ピークが重なってしまい単一のピークしか得られていなかった(図①-5)-16)。その理由として、例えば R. A. Oriani<sup>①-5)-10</sup>は  $64\text{kJ/mol}$  ( $0.66\text{eV/atom}$ ) 以下でトラップされた水素は室温において格子間水素と局所平衡が成り立つため、格子欠陥トラップされた水素のみを分離することは困難であると示している。また、実用鋼での水素存在状態解析が主であったため、複雑な組織因子により水素熱脱離プロファイルが重なってしまい分離が困難であった。まず、局所平衡が成り立つ水素-トラップサイト間の結合エネルギーの値を下げるには、室温より温度を下げる必要があるため、 $-200^\circ\text{C}$ からの昇温測定が可能な低温昇温脱離分析装置を開発試作した。

開発試作した低温昇温脱離分析装置の外観写真を図①-5)-17に示す。冷却手法や加熱手法に加えて、装置開発の最大の課題は、鋼サンプル表面に存在する水分子としての水素と、鋼中に存在する水素の分離にあった。水素をチャージしたサンプルを空气中に一度も触れさせずに試料室に導入し測定を開始するためなどに、サンプル輸送台、予備排気室、配管形状、サンプル形状などに改良工夫を重ね開発に成功した。なお、低温から水素熱脱離プロファイルを求める装置はこれまでも報告されていたが、水分子中の水素と鋼中水素の分離に成功していなかった。

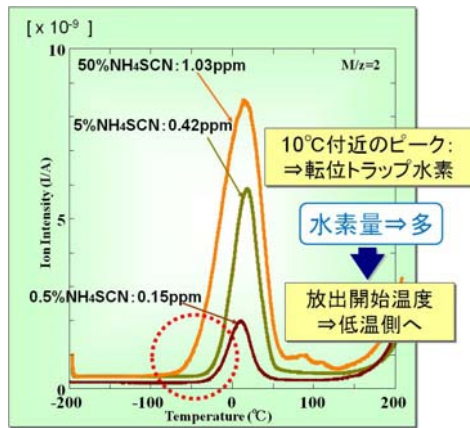
開発した低温昇温脱離分析装置で求めた水素熱脱離プロファイルの一例を図①-5)-18に示す。試料は、格子欠陥として転位を含む純鉄あり、粗大結晶粒組織を90%冷間圧延した後に $200^\circ\text{C}$ に加熱して原子空孔を消去したものである(図①-5)-19のB材)。試料厚さは $0.5\text{mm}$ 、昇温速度は $1\text{K/min}$ である。水素放出ピークは $10^\circ\text{C}$ 近傍であり、水素チャージ量が多くなるほどより低温から放出が始まっていることが分かる。



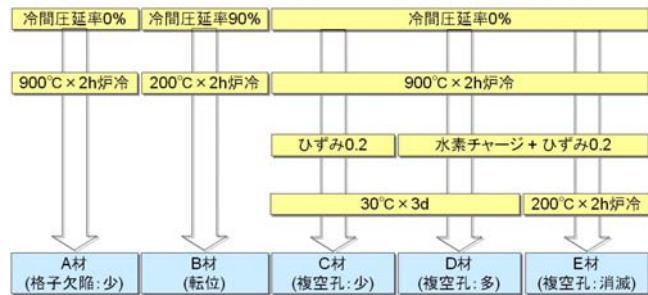
図①-5)-16 熱脱離スペクトルによる水素分析の実験研究課題



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



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。

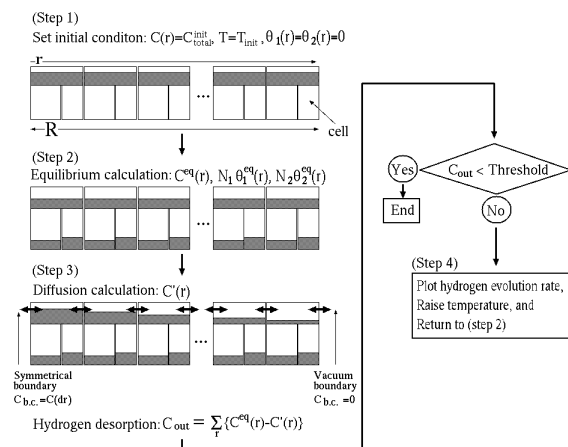
表①-5)-4 各種格子欠陥からの水素放出ピーク温度

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

### ①-5)-4-1-5 水素熱脱離プロファイルの解析技術の開発

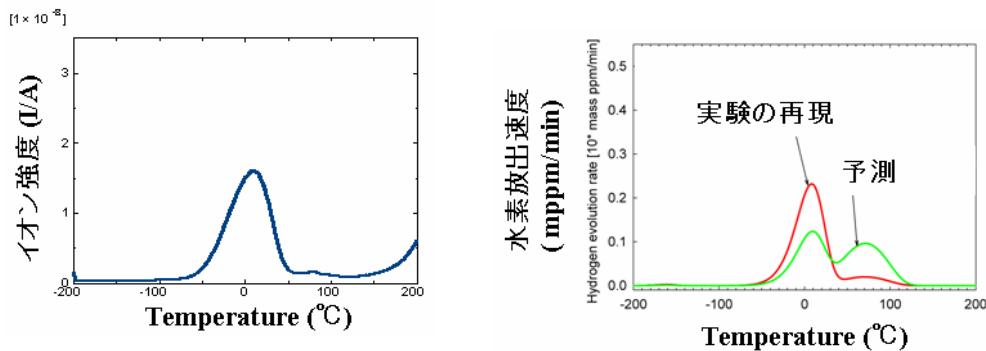
低温昇温脱離分析装置による水素トラップエネルギーの決定に必要な水素熱脱離プロファイルの解析シミュレーションの高度化を行った。

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値



図①-5)-20 水素脱離の数値モデルの概略

シミュレーションすることにより、計算により導出したトラップサイトの値を用いて実験データを良く再現出来ることを示した<sup>①-5)-11, 12</sup>。H20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)-20に示す。この手法を用い、昇温脱離実験グループが開発した低温昇温脱離分析装置による実験結果<sup>①-5)-13</sup>を同じ条件下で数値シミュレーションした。このシミュレーションでは、第一原理計算によって得た粒界における水素のトラップエネルギー<sup>①-5)-14</sup>を用いた。更に粒界と転位のピークが分離出来る条件を探った。結果を実験から得られた放出曲線と共に図①-5)-21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。この結果については、さらに実験との比較により検証する必要がある。



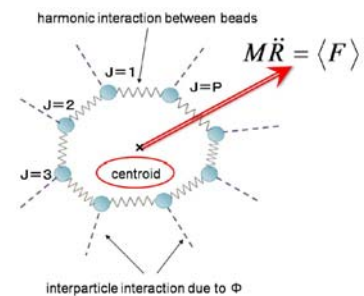
図①-5)-21 (左)低温昇温脱離分析装置による実験結果、(右)McNabb-Fosterの式による数値シミュレーション結果。

### ①-5)-4-1-6 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。

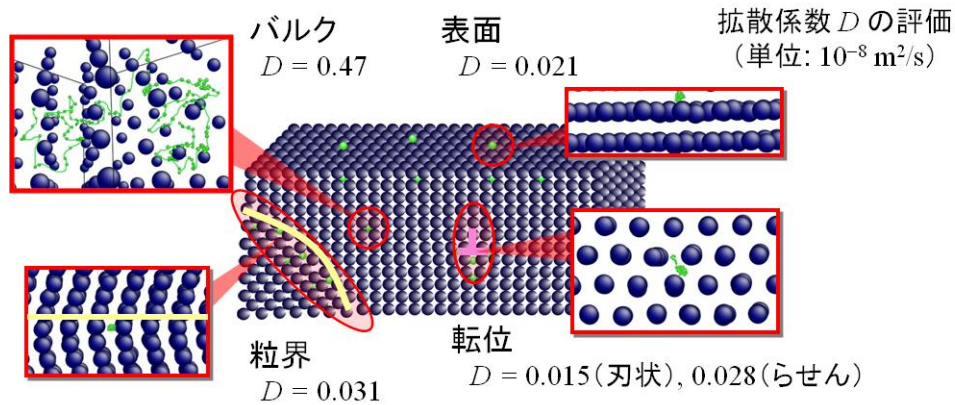
#### 経路積分セントロイド分子動力学解析コードの開発

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)-22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



図①-5)-22 水素原子の概念図

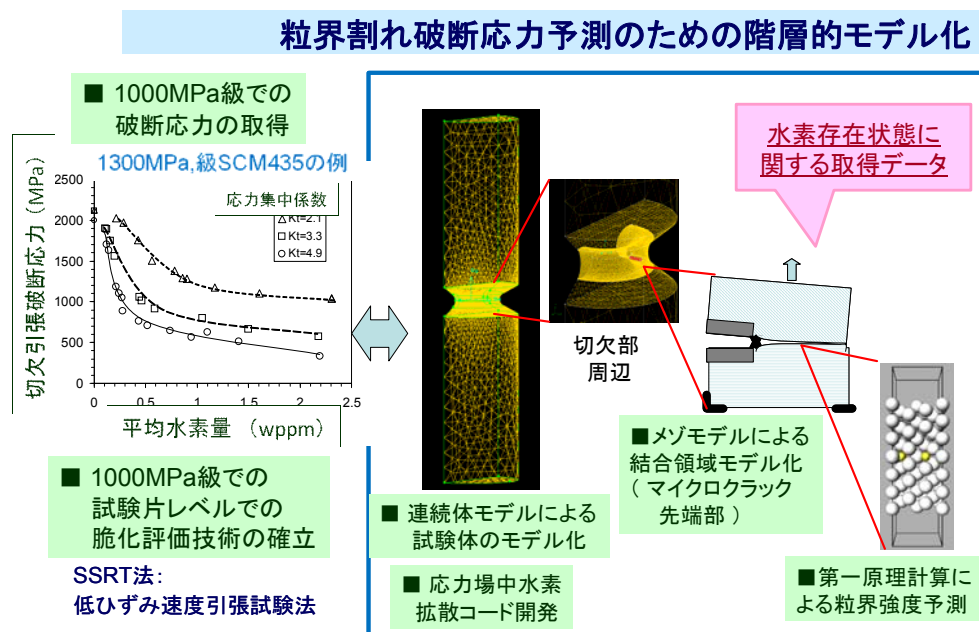
析を行った。なお、粒界には $\Sigma 3 [110](2-11)$ 粒界を、表面には(211)表面を用いた。300Kにおける水素原子の平均二乗変位を分子動力学解析から求め、さらに水素の拡散係数を評価した。評価結果を図①-5)-23にまとめる。バルク中にくらべて欠陥部での拡散係数が著しく小さい。また、転位部、粒界面ともに拡散速度に方位依存性は見られず、転位線や粒界面に沿う方向の拡散速度とそれ以外の方向との拡散速度の間に明確な差異がないことが明らかになった。これは転位線や粒界面に沿った水素のパイプ拡散は起こらないことを示している。



図①-5)-23 BCC 鉄中の格子欠陥および無欠陥部における拡散係数

#### ①-5)-4-2 水素による破壊現象 (中間目標 2)

【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)-24に示すとともに、中間目標 2) に対応する主な研究成果 4 件を以下に示す。



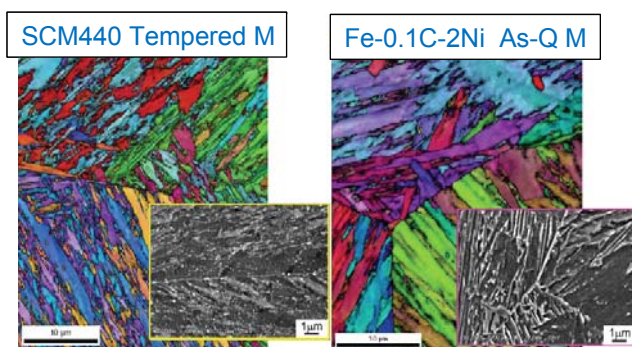
図①-5)-24 水素による破壊現象に関する研究の全体像

①-5) - 4 - 2 - 1 1000MPa 級鋼での破断応力-水素量関係の取得

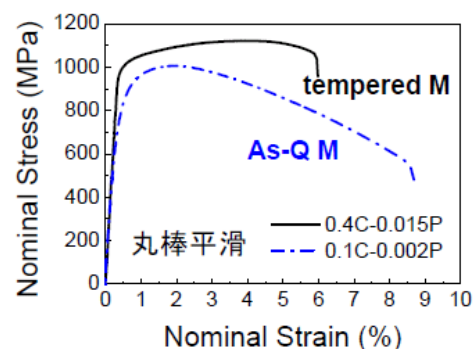
980MPa 級および 980MPa 超級高強度鋼を対象にして、溶接金属を想定して金属組織などを系統的に変化させた上で、水素量 0.1ppm から溶接プロセスで問題となる 2ppm (質量 ppm) を超える広範な水素量範囲での破断限界応力と水素量との関係を取得することを目標として研究を進めた。980MPa 級の溶接金属の低温割れを考慮して特に次の点に留意した。1) 1000MPa 級のマルテンサイト鋼を対象として、2ppm を超える広範な水素量 (試料の平均水素量) 範囲での破断応力の変化の取得。2) 破面形態が粒界破壊であることを確認。3) 金属組織による破断応力の変化を取得。これらのデー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)-25 に示す。ともに旧オーステナイト結晶粒径が 200・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)-26 図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)-27 に水素チャージし



図①-5)-25 試料の金属組織

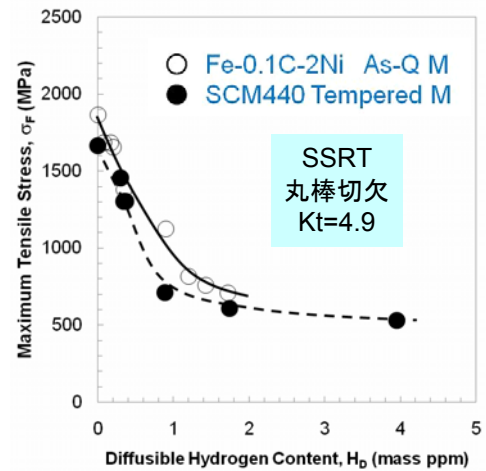


図①-5)-25 応力ひずみ曲線

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。

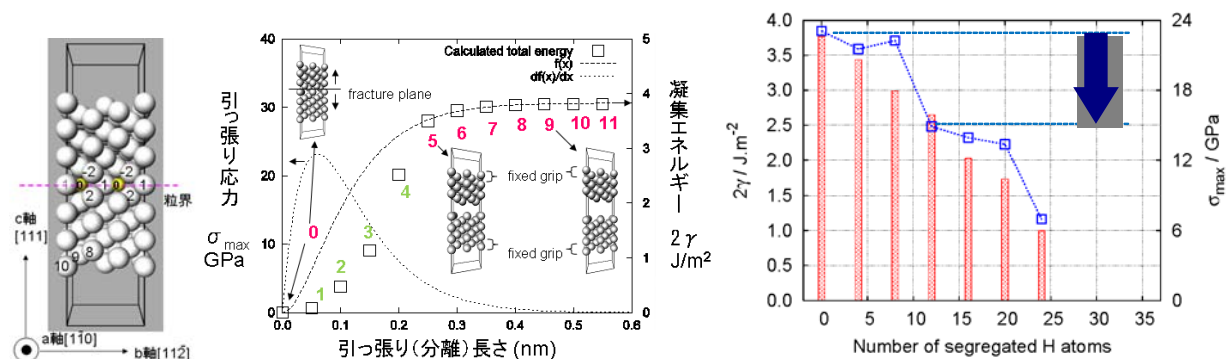


図①-5)-27 水素による破断応力の低下

### ①-5) - 4 - 2 - 2 水素による粒界強度低

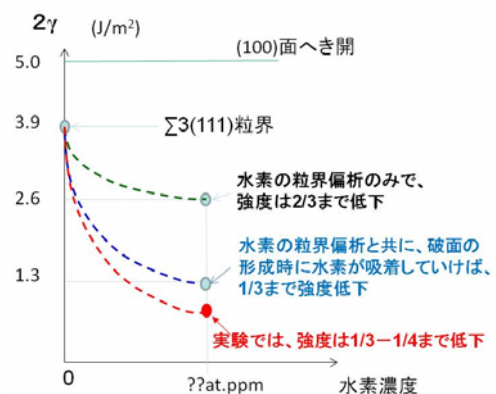
#### 下の計算による定量化

第一原理計算で求めた粒界エネルギーと表面エネルギーの値を用いて、水素による脆化の程度を定量的に決定するために粒界凝集エネルギー( $2\gamma_{int}$ )を計算した。基本的には、 $2\gamma_{int}$ は割れた後の表面エネルギー( $2\gamma_s$ )から割れる前の粒界エネルギー( $\gamma_{gb}$ )を引いたものである。粒界面は①-5) - 4 - 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)-28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)-28 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ゆけば、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)-29)。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。

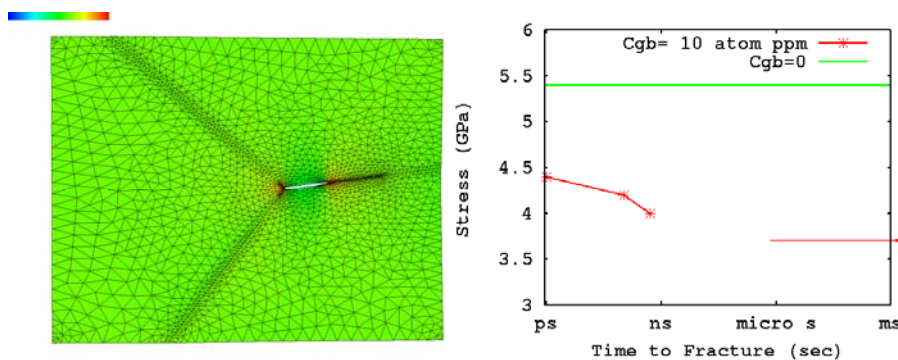


図①-5)-29 水素の表面吸着を考評価

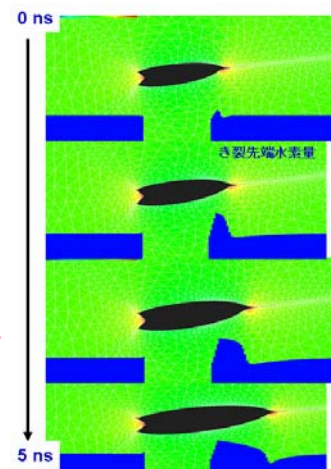
### ①-5) - 4 - 2 - 3 二次元結合領域亀裂進展メソモデルの開発

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、き裂先端でミクロとマクロスケールを接続する二次元結合領域モデルの構築を達成した。

計算は二次元で行い、き裂に関しては粒界三重点で応力集中がおこってき裂起点となると仮定し、三重点付近に微小な初期き裂を粒界に入れてモードI応力を上端と下端にかけた。水素は初期状態でバルク中に 5 atom ppm 存在するとし、応力をかけない状態での McLean の式を用いて粒界にも平衡濃度で存在する状態から計算を開始した。この系に応力をかけた場合の応力分布と、外部応力と破断にいたるまでの時間をプロットしたものを図①-5)-30に示す。粒界での初期水素濃度は温度 270K の場合 45% で、この水素によって拡散を考慮しない場合の破断応力は水素がない場合の 5.4GPa から 4.4GPa まで低下する。さらに水素が応力によってき裂周辺に集まり、これによってさらに破断応力が低下する。まずは粒界にある水素がき裂周辺の粒界へと移動して 1ns 程度の時間の後に集中し、これによって破断応力が 4.0GPa 程度まで下がった。この結果、粒界への水素偏析により粒界結合力が低下すること及び破壊表面への水素偏析に



図①-5)-30 (a)初期亀裂とその周囲の応力分布、(b) 外部応力と破断に至るまでの時間プロット



図①-5)-31 亀裂進展と水素濃度の変化

より粒界結合力低下を助長することによって、実験結果における水素による破断応力限界の相対的変化を説明出来ることが分かった。亀裂の進展に伴う水素濃度分布の変化の計算例を図①-5)-31 に示す。

### ①-5) - 4 - 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

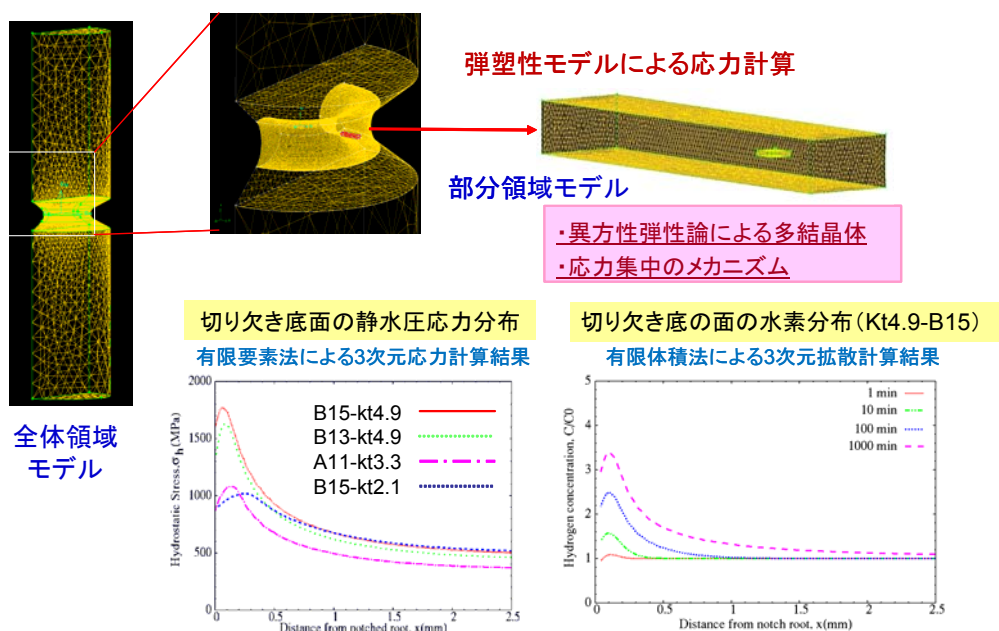
原子間結合スケールのミクロなシミュレーションから得られる結果と実験で得られる試験片スケールのマクロな結果を対応させるには、ミクロからマクロスケールまでを統合したマルチスケールによるモデル化が必要である。実験結果との対応をはかるために、マルチスケールモデルは最終的にミクロの結果を粗視化して取り入れた試験片スケールのモデルでなければならない。その枠組みとして連続体に基づくモデル、計算コードを構築した。具体的には、引張破断試験に用いる試料中の応力場及びその応力場中での水素拡散偏析する計算コードを整備開発し、応力分布及び水素分布を数値的に見積もった。

#### 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)-32 計算コード整備開発におけるメッシュの概観と計算結果の一例

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_H \nabla^2 C - \frac{D_H V_H \nabla(C \nabla \sigma_h)}{RT}, \quad \sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$$

ここで、 $C$ は水素濃度、 $D_H$ は材料内での水素拡散係数、 $V_H$ は材料内の水素の部分モル体積、 $\sigma_h$ は静水圧応力、 $R$ は気体定数、 $T$ は温度を表す。3次元応力計算コードで使われる領域分割された離散化メッシュを利用できるようにするため、並列化した有限体積法を数値解析手法として用い3次元応力場中水素拡散計算コードを開発した。

計算コード整備開発におけるメッシュの概観と計算結果の一例を図①-5)-32に示す。

## ①-5)-5 まとめと最終目標に向けた今後の取組み

### ①-5)-5-1 まとめ

中間目標に対応させた達成状況とその主な成果を以下に示す。

中間目標1) 単一の格子欠陥（空孔、転位、粒界等）を含む単純化された金属組織における格子欠陥と水素の相互作用エネルギーの定量化。

達成状況：達成見込み ◎

主な成果：

- ・鉄中の単一空孔、複空孔、転位芯（刃状とらせん）、粒界、表面と水素の相互作用エネルギー（Eb）を第一原理計算と分子動力学法による定量化を世界で初めて達成。
- ・各種格子欠陥のEbを実験的に求めるために-200℃の低温から昇温できる水素脱離分析装置（世界唯一）の開発に成功し分析基盤技術を構築。

これらによって、助成研究が行う粒界水素量マスターカーブ構築のための基礎データと基礎技術が取得できた。例えば、空孔と転位芯は粒界水量を低下させる有効なトラップサイトであることを定量的に示した。

中間目標2) メゾスケール（結晶粒数個～数十個レベル）での応力状態における水素の挙動解析技術の基盤構築。

達成状況：達成見込み ◎

主な成果：

- ・溶接金属モデル組織である焼入れままマルテンサイト組織も含めて強度1000MPa級の鋼材の破断応力を4質量ppmまで取得し、応力と水素量の危険域を明示した。
- ・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く定量的評価を世界で初めて達成し、水素偏析によって粒界強度が1/3まで低下することを示した。

これらによって、助成研究が行う破断限界マスターカーブ構築に必要な基礎データと基礎技術が取得できた。例えば、粒界偏析量が飽和する高水素濃度域では破断応力が一定値になることを実験と計算で示した。

### ①-5)-5-2 最終目標に向けた今後の取組み

今後の課題として、残留オーステナイトを含む鋼での水素存在状態の定量化があげられる。これは当初の中間目標に提示されていなかったが、溶接SGとの統合により明確にされた課題である。現在のところ低温割れが認められていない低変態型溶接金属の低温割れ安全性を保証することは、プロジェクト全体目標にとって重要課題であるとして、今年度中に研究に着手する。

研究遂行中のその他については、課題はなく順調に推移している。今後は、これまでに達成した世界唯一の実験装置や世界初の解析コードを用いて、実験データ数や解析事例の追加を行うことによって中間目標を十二分に達成できる見込みである。

#### (6) 参考文献

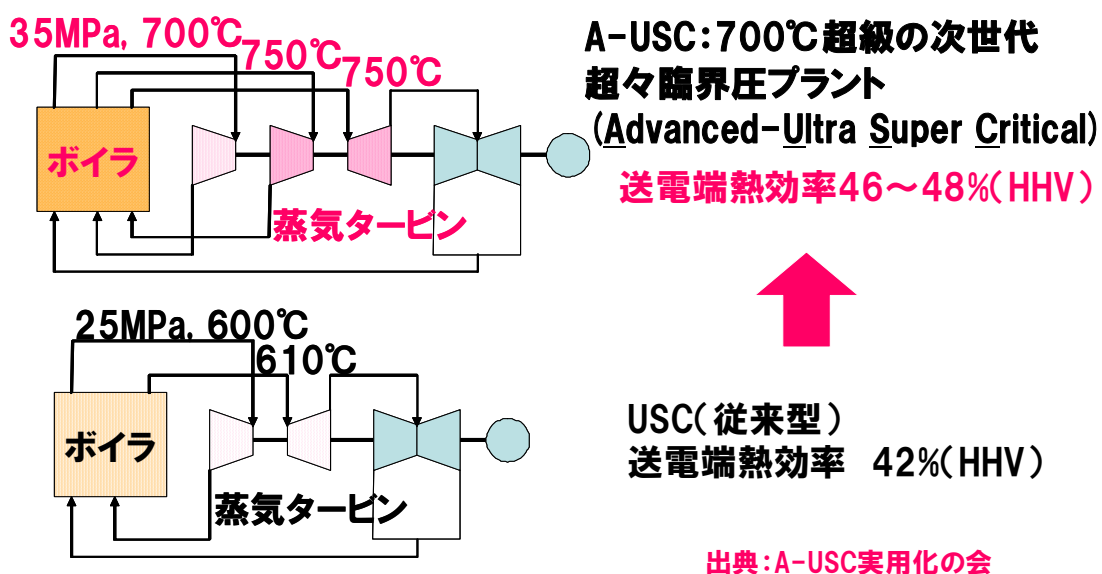
- ① -5)-1 S. Takagi, T. Inoue, T. Hara, M. Hayakawa, K. Tsuzaki, T. Takahashi, *Tetsu-to-Hagane*, **86** (2000), 689-696.
- ① -5)-2 M.Q. Wang, E. Akiyam, K. Tsuzaki, *Scr. Mater.*, **53** (2005), 403-408.
- ① -5)-3 M.Q. Wang, E. Akiyama, K. Tsuzaki, *Mater. Sci. Eng. A*, **398** (2005), 37-46.
- ① -5)-4 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.

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

### ①-4) - 1 背景

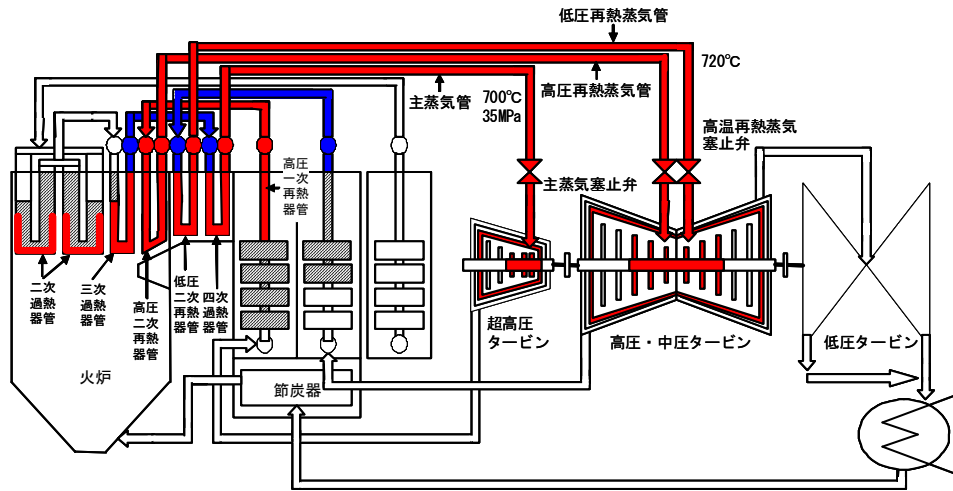
省資源・省エネルギーの推進と地球環境温暖化問題の解決のために石炭火力の高効率化は不可欠であり、1990年代に入って蒸気温度が引き上げられ、現在では Ultra Super Critical (USC) プラントとして約 600°C まで上昇している。これは我が国で約 630°C まで使用できる高強度 9-12%Cr フェライト系鋼が開発されたことによって実現した。しかし、約 10 年前から欧州、米国は約 700°C まで蒸気条件を上昇させた Advanced Ultra Super Critical (A-USC) プラントの開発を開始し、さらなる高効率化によって一層の CO<sub>2</sub> 削減を進めようとしている。我が国でも欧米に遅れながら、最近 A-USC プラントの開発に着手した。図①-4)-1 に示すように、蒸気条件を 700°C 級にすることによって効率は現在の USC 条件の 42% から 46-48% に向上し、約 10% の CO<sub>2</sub> 排出量削減が可能になる。しかし、700°C 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°C、700°C および 750°C 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

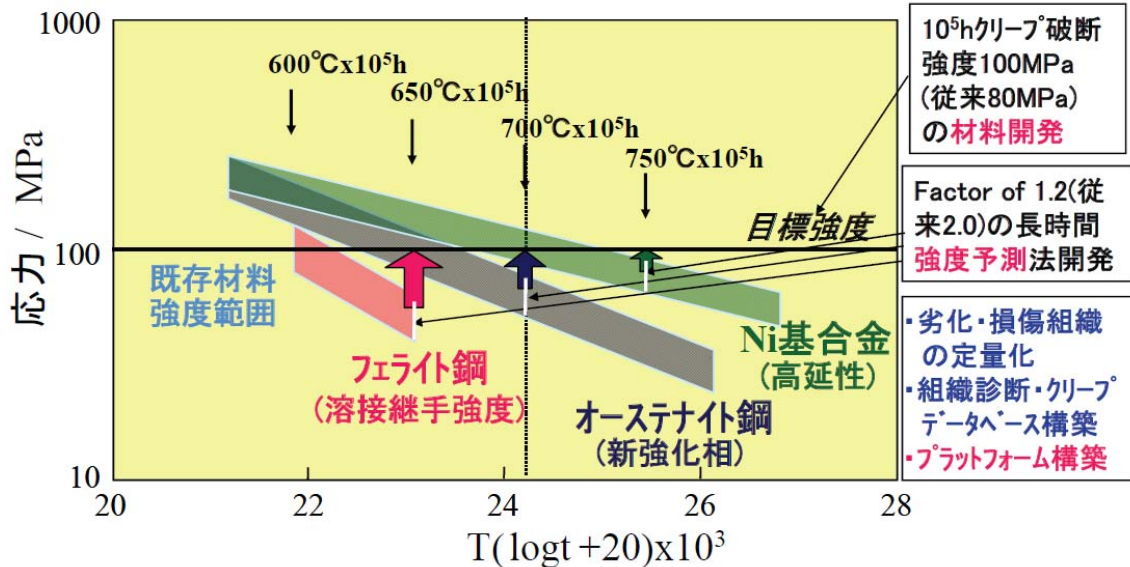
# 高効率A-USC発電システムの構成例と適用材料



- : 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

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 パラメータ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、抛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。

以上のことから、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。

#### ①-4) - 2 開発目標と達成状況

表①-4)-1 に開発目標と達成状況を一覧で示す。



表①-4)-1 開発目標と達成状況

研究開発項目	中間目標	最終目標	成果	達成状況	最終目標に向けた今後の取組み
①-4 「溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計指針提示と長時間クリープ強度予測法の研究」	・溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃ 級耐熱材料の合金設計指針の提示  ・溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築	・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  ・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	中間目標を達成目処 ・溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、3 万 h クリープ強度 100MPa の 700℃ 級耐熱材料の合金設計指針を世界で始めて明確化した。 (1)650℃ 用フェライト系耐熱鋼、高 B 低 N 鋼を提案 (2)700℃ 用オーステナイト系鋼、金属間化合物粒界析出強化鋼を提案(18Cr-30Ni-3Nb 鋼) ・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プロトタイプを提案した。 (1)組織パラメータによる新劣化診断法の確立 (組織自由エネルギー法、粒界方位差測定法、高精度陽電子寿命測定法、極小 SP クリープ試験法) (2)クリープ強度新解析法の提案とデータベースの収集・蓄積	◎    ○	・得られた指導原理の高度化および最適組織実現による 10 万 h、100MPa 強度の達成  ・データベースの拡充・高度化による組織診断プラットフォームの完成と強度推定精度 Factor of 1.2 の実証
①-4-1 「母材、HAZの長時間クリープ強度予測技術と合金設計指針の提示」					
①-4-1-1 フェライト系耐熱鋼の局所的な組織劣化と長時間強度低下機構の解明	(1)溶接継手クリープ強度係数 >0.7、650℃、3 万 h クリープ強度 100MPa 指針提示 (2)既存の材料データベース検証・整備	(1)溶接継手クリープ強度係数 >0.7、650℃、10 万 h クリープ強度 100MPa 設計指針提示 (2)組織劣化機構に基づく合理的なクリープ寿命式提示	・フェライト系耐熱鋼の溶接継手強度係数 >0.7 達成目処 ・650℃、3 万 h、クリープ破断強度 100MPa 中間目標達成見込み ・NIMS クリープデータシートを基に 10 万時間強度検証	◎	・10 万 h 強度達成には組織安定性のさらなる解析・向上が課題
①-4-1-2 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析出制御機構と設計指針の提示	(1)700℃、3 万 h クリープ強度 100MPa を達成し得る組織設計の指導原理提示	(1)700℃、10 万 h クリープ強度 100MPa を達成し得る材料設計指導原理提示	・700℃、3 万 h、クリープ破断強度 100MPa 中間目標達成見込み ・オーステナイト鋼の平衡相を用いた粒界析出制御による設計指針を確立	◎	・10 万 h 強度達成には粒界析出相の形態制御の最適化と強化機構の解明が課題
①-4-1-3 「極限環境下での材料の機能安定性に及ぼすナノ組織因子の解明と極限環境使用材料の開発に必要な実プラント課題解析および指導原理提示」	(1)クリープ強度に及ぼすナノ組織因子・合金組成の関係把握 (2)クリープ強度予測プラットフォームのプロトタイプ構築	(1)強度機能安定性発現のための合金設計・組織制御の指導原理提示。 (2)クリープ強度予測プラットフォーム完成	・既存鋼の強度機能安定性に及ぼす組織因子を解明 ・プラットフォームのプロトタイプを完成	○	・機能安定性の合金設計への反映 ・プラットフォームプロトタイプの検証と開発鋼への展開
①-4-2. 「溶接継ぎ手クリープ強度特性に優れた合金設計指針の提示」					
①-4-2-1 「超小型試験片による局所クリープ特性診断技術の高精度・高度化」	(1)φ3 mm×0.25t mm 超小型試験片を用いた SP クリープ試験装置試作 (2)溶接継手の SP クリープ特性とクリープ強度低下の関係把握	(1)超小型試験片を用いた SP クリープ試験による溶接継手クリープ強度評価方法確立 (2)溶接継手の SP クリープ特性データベース確立	・φ3 mm×0.25t mm 超小型試験片を用いた世界最小 SP クリープ試験装置を開発 ・溶接継手局所組織に対応したクリープ特性評価法を確立	○	・既存鋼、開発合金の SP クリープデータベース構築
①-4-2-2. 「組織自由エネルギーに基づく局所的な劣化モデルの提案と、損傷評価指標と鋼材強度発現に寄与するパラメータ並びに原理の提示」	(1)溶接継手クリープ強度係数 >0.7 の組織自由エネルギー条件提示 (2)組織自由エネルギー変化とクリープ強度低下の関係把握	(1)組織自由エネルギー変化による溶接継手強度を考慮した合金設計指針の提示 (2)組織自由エネルギー変化データベース確立	・クリープ強度低下を組織自由エネルギーの時間変化として数値化 ・溶接継ぎ手部を評価する新しい組織劣化パラメータを提示	○	・既存鋼、開発合金の組織自由エネルギーデータベース構築
①-4-3. 「長時間クリープ強度予測技術の高精度化」					
①-4-3-1 「陽電子消滅寿命計測手法の高精度化・高度化と測定スペクトル解析ソフトの開発」	(1)高温その場モニタリング陽電子寿命装置(分解能 350ps、計数効率 10cps)の設計・製作 (2)陽電子消滅寿命とクリープ強度低下の関係把握	(1)分解能(300ps)と効率(100 cps)を備えたクリープ損傷その場計測陽電子寿命装置の完成 (2)陽電子消滅寿命データベース構築	・世界初のクリープ損傷高温その場モニタリング装置を開発 ・陽電子を用いて組織変化に対応した新しいクリープ特性評価法を確立	◎	・既存鋼、開発合金の陽電子消滅寿命データベース構築
①-4-3-2 「フェライト系耐熱鋼の局所的方位解析と新組織診断技術データベースの構築」	(1)極低速クリープ試験機(クリープ速度従来の 1/10)の試作・評価 (2)局所方位変化とクリープ強度低下の関係把握	(1)極低ひずみ速度クリープ試験法確立と変形機構の解明 (2)局所方位変化データベース構築	・極低速バネクリープ試験機(クリープ速度が従来の 1/10)を完成 ・局所方位解析による組織劣化診断技術を確立	○	・既存鋼、開発合金の極低速クリープ変形機構の解明 ・既存鋼、開発合金の局所方位変化データベース構築
①-4-3-3. 「長時間寿命推定法」	(1)長時間クリープ強度予測の過大評価原因の究明 (2)組織劣化に基づくクリープ破断時間推定法の開発	(1)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	・長時間クリープ強度の過大評価原因を組織変化の速度論から解明 ・寿命推定精度 1.2 を達成する方法論を提案	○	・プラットフォームへの強度推定法組み込みと精度向上による Factor of 1.2 の検証・完成

論文発表：20 件投稿済み

<達成状況>

年度末における研究成果が

◎ 中間目標を超過達成していると予想される。

○ 中間目標達成可能と予想される。

△ 中間目標未達となる懸念があるが、来年度早期での挽回が可能。

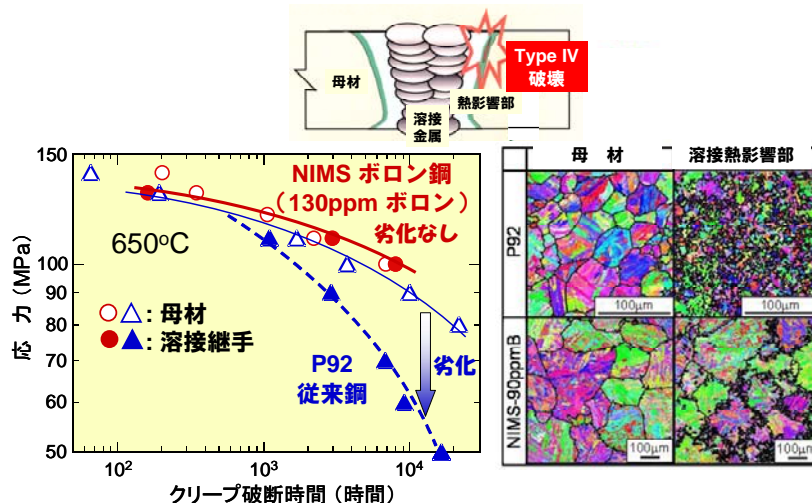
× 中間目標未達となる懸念され、来年度早期での挽回も困難。

### ①-4) - 3 検討内容

#### ①-4) - 3 - 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最近見出した<sup>①-4)-1</sup>。

図①-4)-4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Gr.92 (9Cr-0.5Mo-1.8W-0.2V-0.05Nb-0.002B-0.05N-0.08C)と比較して示す。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。

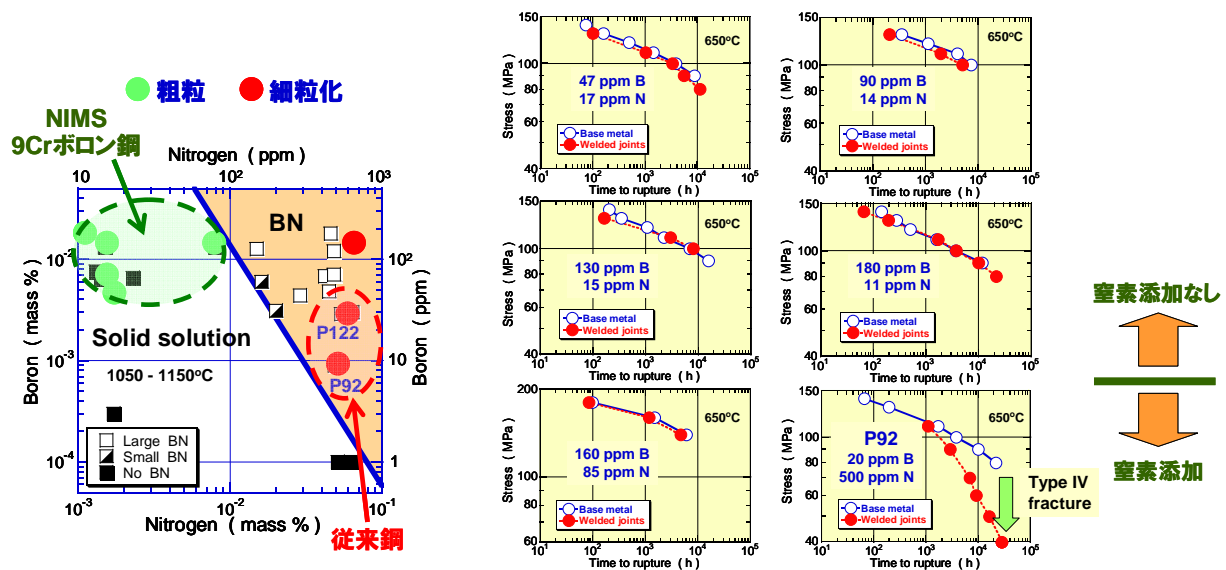


図①-4)-4 窒素無添加でボロンを130ppm添加したNIMS-9Crボロン鋼および従来鋼P92の母材と溶接継手の650°Cにおけるクリープ破断データ

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)-5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)生成領域も示す。ボロン、窒素濃度が高く焼きならし中に多量のBN が生成し、固溶ボロンがほとんど残らないと細粒化すること、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)-6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 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 によって劣化が著しい。図①-4)-5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。



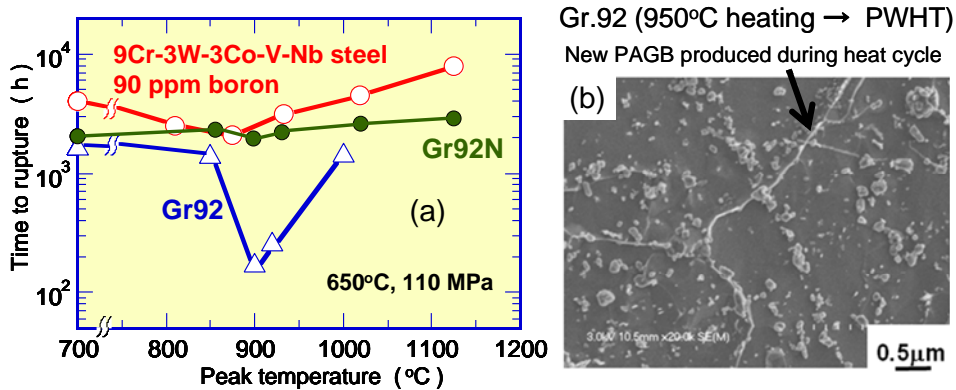
図①-4)-5 細粒化とボロン、窒素濃度との関係、および、焼きならし温度 (1050-1150°C) におけるBN 生成領域

図①-4)-6 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)-7 (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<sub>C3</sub>温度付近で極小値を示す。加熱ピーク温度がA<sub>C3</sub>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)-7(b)に示すように、 $\alpha/\gamma$ 変態によって生じた新たな粒界には析出物( $M_{23}C_6$ )がほとんど見られなかった。また、Gr.92Nにサブゼロ処理を施して残留 $\gamma$ をマルテンサイトに変態させると、細粒でしかも粒界に十分な $M_{23}C_6$ が分布する組織となったが、細粒にもかかわらずクリープ寿命は低下しなかった。

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。

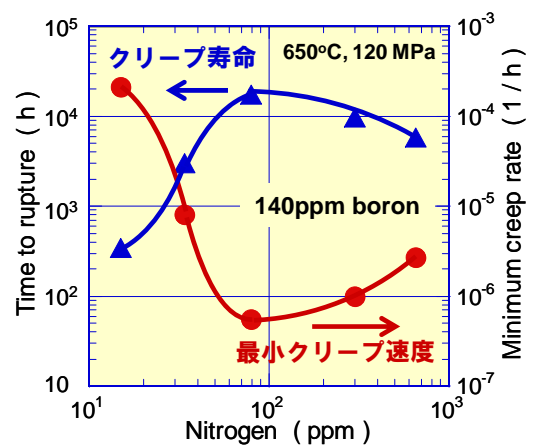


図①-4)-7 HAZ再現熱処理材のクリープ破断寿命とHAZ再現熱処理ピーク温度の関係、および、950°C-HAZ再現熱処理したGr.92

NIMS-9Cr ボロン鋼で細粒化が抑制される機構は、ボロンの粒界偏析による粒界エネルギー低下のため、加熱中に拡散型 $\alpha/\gamma$ 変態における $\gamma$ 核生成が抑制され、せん断型の $\alpha/\gamma$ 逆変態が進行し、加熱前と同一の結晶粒形態となるためと考えられる。このため、HAZでも十分な粒界析出強化が期待できる。

Gr.92 では、加熱中に通常の拡散型 $\alpha/\gamma$ 変態が進行する。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 130ppm 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)-8 に示す。窒素添加が 80ppm 程度でクリープ寿命が極大を最小クリープ速度が極小を示す。図①-4)-5 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

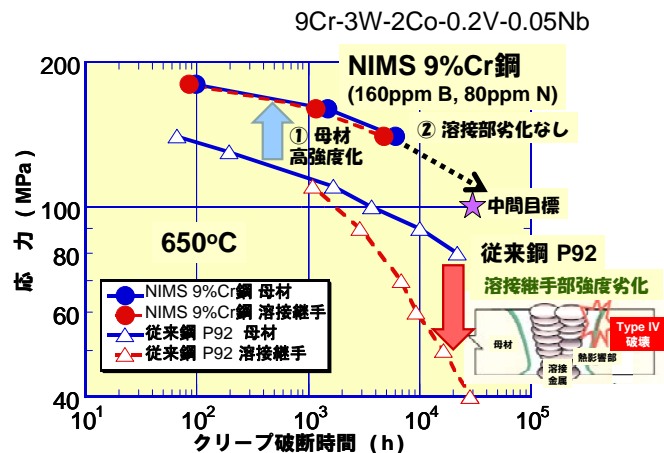


図①-4)-8 140ppm ボロン添加 9Cr 鋼 (9Cr-3W-3Co-0.2V-0.05Nb)母材のクリープ破断寿命および最小クリープ速度と窒素濃度との関係。650°C, 120MPa

130ppm 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)-9 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 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。」はクリアーできる見通しが得られたが、最終目標の 650°C、10 万時間クリープ強度 100MPa のフェライト鋼を達成するには組織安定性のさらなる解析とクリープ強度向上が必要である。



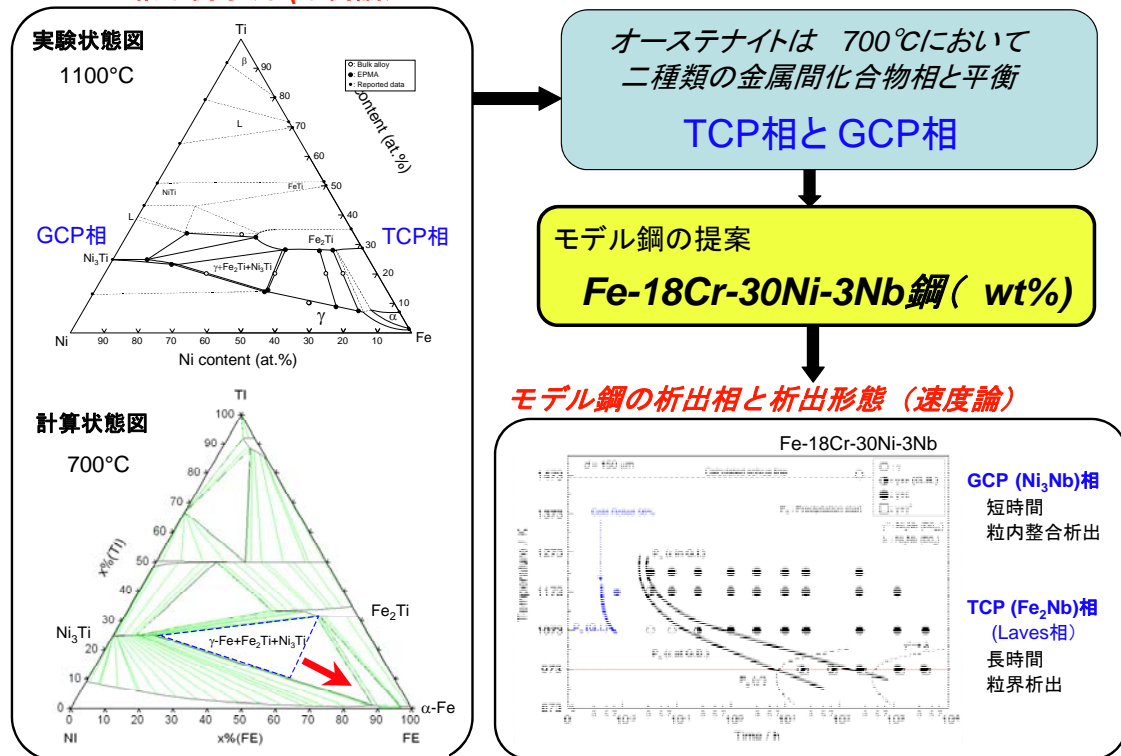
図①-4)-9 160ppm ボロン-85ppm 窒素添加 9Cr 鋼および従来鋼 P92 の母材と溶接継手の 650°C におけるクリープ破断データ

### ①-4)-3-2 高強度鋼の合金設計指針の提示（700°C用オーステナイト系鋼）

本研究では、中間目標として 700°C、3 万時間クリープ破断強度 100 MPa 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)-10 に、状態図の研究結果に基づくモデル鋼の提案までの流れと析出組織について示す。状態図の研究では、オーステナイト相 ( $\gamma$ ) と平衡する金属間化合物相領域を特定する必要がある。本研究でターゲットとした金属間化合物相は  $Fe_2M$  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  $\alpha$ -Fe 安定化元素であるため、 $\gamma$ /Laves 相間の相平衡を得るには  $\gamma$ -Fe 安定化元素を添加する必要がある。したがって、状態図の基本系は Fe-Ni-M 3 元系となる<sup>①-4)-2, ①-4)-3</sup>。そこで、まず 1200°C および 1100°C 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°C における状態図を計算によって作成した。なお、この 3 元系状態図は、Fe-Ni-Cr 系 については多くの報告があるものの<sup>①-4)-4</sup>、他の 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。

700°Cでの相平衡予測 (平衡論)



図①-4)-10 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

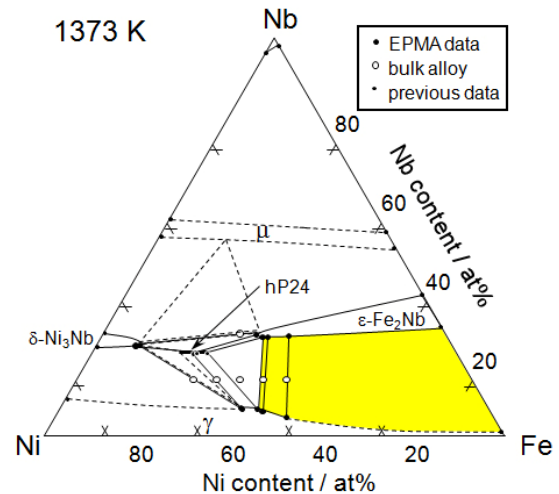
図中には、その一例として Fe-Ni-Ti 3 元系での結果を示す①-4)-5、①-4)-6。1100°Cの実験状態図より、 $Fe_2Ti$  Laves 相の単相領域は等 Ti 濃度側に Ni 濃度約 30 at.%まで大きく拡大し、 $\gamma+Fe_2Ti$  2 相領域は Ni 濃度 9~35at.%と広い組成範囲で存在する。また、Ni 濃度がそれ以上高くなると  $Ni_3Ti$  相(GCP 相)が現れて  $\gamma+Fe_2Ti+Ni_3Ti$  3 相共存領域となる。また、計算によって求めた 700°Cにおける等温断面図を同図に示す。この計算状態図は、金属間化合物相については 2 副格子モデル、不規則相 ( $\gamma-Fe$ ) 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°Cおよび 1200°C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、 $\gamma+Fe_2Ti+Ni_3Ti$  3 相共存領域が大きく Fe-rich 側に拡大することがわかる。すなわち、この計算結果は、Fe-rich 側の組成において TCP 相 ( $Fe_2Ti$  相) のみならず GCP 相 ( $Ni_3Ti$ ) 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)-11 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、 $Fe_2Nb$  Laves 相単相領域は等 Nb 濃度方向に大きく拡大し、広い $\gamma-Fe/Fe_2Nb$  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 $\alpha-Fe$  存在しない。また、高 Ni 濃度側においては  $Ni_3Nb$  ( $\delta$ ) 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 $\gamma+TCP+GCP$  3 相共存領域

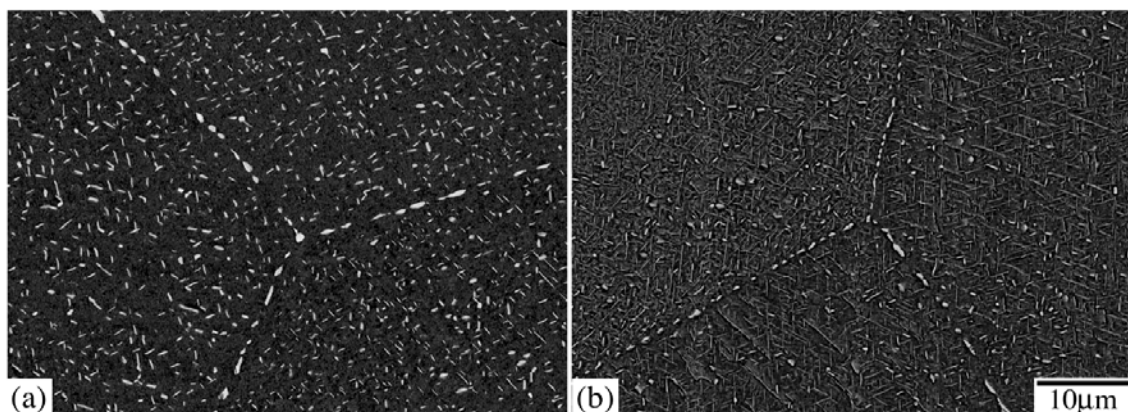
が Fe-rich 側に拡大する傾向は認められる。

以上の結果から、種々の M 元素の中で Nb は  $\alpha$ -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  $\gamma$ /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  $\gamma$  単相となり、且つ、低温側において TCP 相 ( $\text{Fe}_2\text{M}$  Laves 相) を主強化相とし、且つ、GCP 相 ( $\text{Ni}_3\text{M}$  相) も強化相として期待できる合金組成として Fe-18Cr-30Ni-3Nb 鋼 (wt%) (Fe-20Cr-30Ni-2Nb (at. %)) を提案した。

このモデル鋼の最大の特徴は  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  Laves 相 (TCP 相) の粒界析出にある。図①-4)-10 にはモデル鋼の TTP 図を示した<sup>①-4)-8</sup>。800°C 以上での析出相は  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  ( $\epsilon$ ) のみである。しかし、700°C ではさらに  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  相 (GCP 相) も析出する。これは、状態図から予想された結果、すなわち、 $\gamma$  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)-12 には、この鋼の 800°C および 700°C において 3600 h 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)-13 には、時効に伴う硬さ変化を示す。  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  ( $\epsilon$ ) 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  $\text{Fe}_2\text{Nb}$



図①-4)-11 実験的に決定した Fe-Ni-Nb 3 元系の 1100°C における等温断面図



図①-4)-12 モデル鋼 Fe-18Cr-30Ni-3Nb (wt%) の (a) 800°C 及び (b) 700°C、3600 h 時効材の反射電子組成像

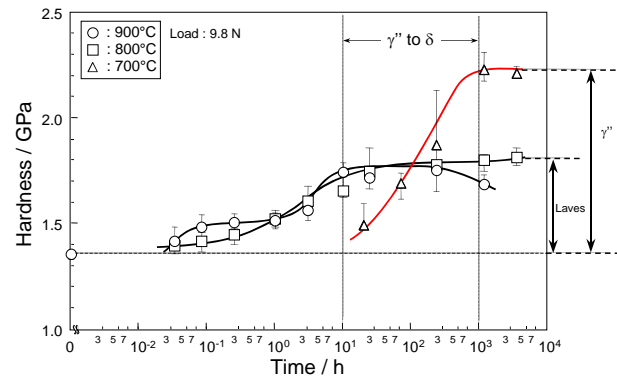
Laves 相が析出する。しかし、時効後約 10 時間で粒内に  $D0_{22}$  型構造の  $Ni_3Nb$  ( $\gamma''$ ) 相が母相と  $\{100\}_\gamma // (001)_{\gamma''}$ ,  $\langle 010 \rangle_\gamma // [101]_{\gamma''}$  の方位関係を持って微細に整合析出する。図①-4)-13 に示す硬さの急激な増加はこの  $\gamma''$  相の析出に起因する。しかし、約数百時間時効後、 $\gamma''$  相は安定相である  $D0_a$  型構造の  $Ni_3Nb$  ( $\delta$ ) 相へと変態し、その析出形態は  $\{111\}_\gamma // (010)_\delta$ ,  $\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle_\gamma // [100]_\delta$  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 1.4.12 (b))。したがって、

Laves 相の粒内析出は これらの GCP 相の早期の粒内析出による過飽和度の低下により著しく抑制される。しかし、粒界 Laves 相の析出は長時間時効後も生じ、大半の粒界が Laves 相で覆われる。また、その大きさも長時間時効にも関わらず 1–2  $\mu m$  と細かい。

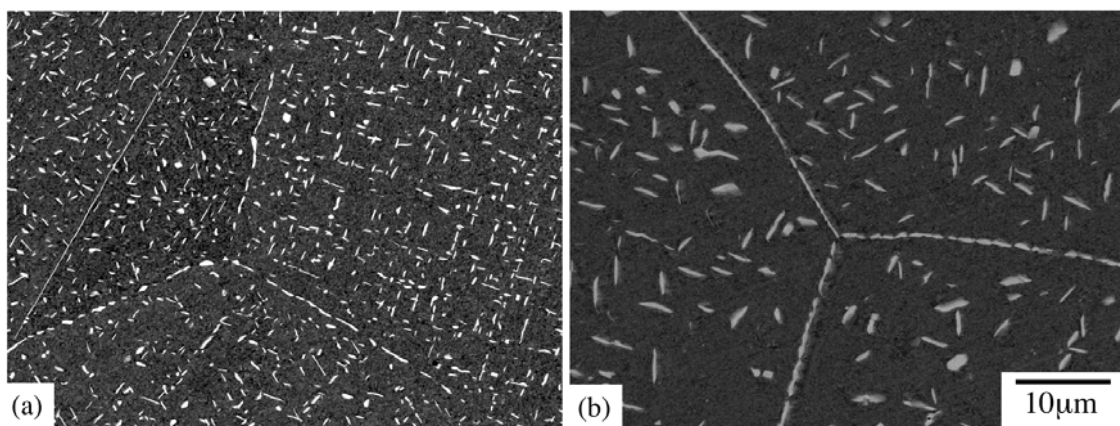
以上のように、この鋼における最も特徴的な組織は粒界に優先析出する  $Fe_2Nb$  Laves 相にある。

この Laves 相の粒界析出は微量のボロンの添加により著しく促進される①-4)-9。図①-4)-14 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 1200 h 時効した試料の組織を示す。基本鋼では粒界の約半分が Laves 相により覆われるが、B 添加鋼では大半の粒界が Laves 相で被覆されることが分かる。一方、粒内では、B を添加すると Laves 相の大きさはむしろ粗大化し、その析出密度は Base 鋼よりも小さくなる。そこで両鋼の全粒界面積に対する Laves 相の析出した粒界面積の割合を粒界被覆率 ( $\rho$ ) と定義して定量化した。

図①-4)-15 に両鋼の 800°C および 700°C における Laves 相の粒界被覆率 ( $\rho$ ) の時効に伴う変化を示す。いずれの温度においても B の添加は粒界 Laves 相の析出を著しく促進し、800°C/24 h の  $\rho$  は Base 鋼の 2 倍以上の 70% にも達する。その後も  $\rho$  は増加し、1200 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)-13 モデル鋼の時効に伴う硬さ変化



図①-4)-14 Base 鋼 (a) および B 添加鋼 (b) の 800°C/1200 h 時効材の反射電子組成



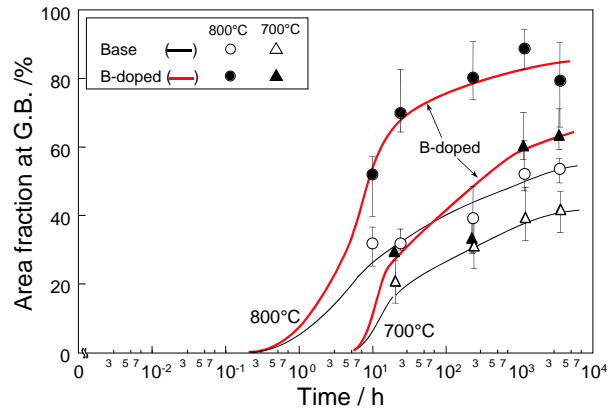
も、B 添加鋼の $\rho$ は Base 鋼よりも大きく、特に 3600 h 時効後も増加する傾向が明らかに認められる。

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。

Base 鋼の 700°C における定応力クリープ試験を 120 MPa、140 MPa および 200 MPa の 3 水準で行った<sup>①-4)-3, ①-4)-8</sup>。その時の瞬間塑性ひずみは、200 MPa では約 3.8 %と著しく大きな値を示したが、140 MPa および 120 MPa では 0.5 %以下と小さい。この違いは、本鋼の 700°C における耐力が約 150 MPa であり、負荷応力が耐力以上と耐力以下によるものである。また、クリープ伸びは 200 MPa では約 0.5 %以下と小さいが、140 MPa および 120 MPa ではそれぞれ約 2.0 %および 3.1 %となり、応力の低下に伴って増加する。

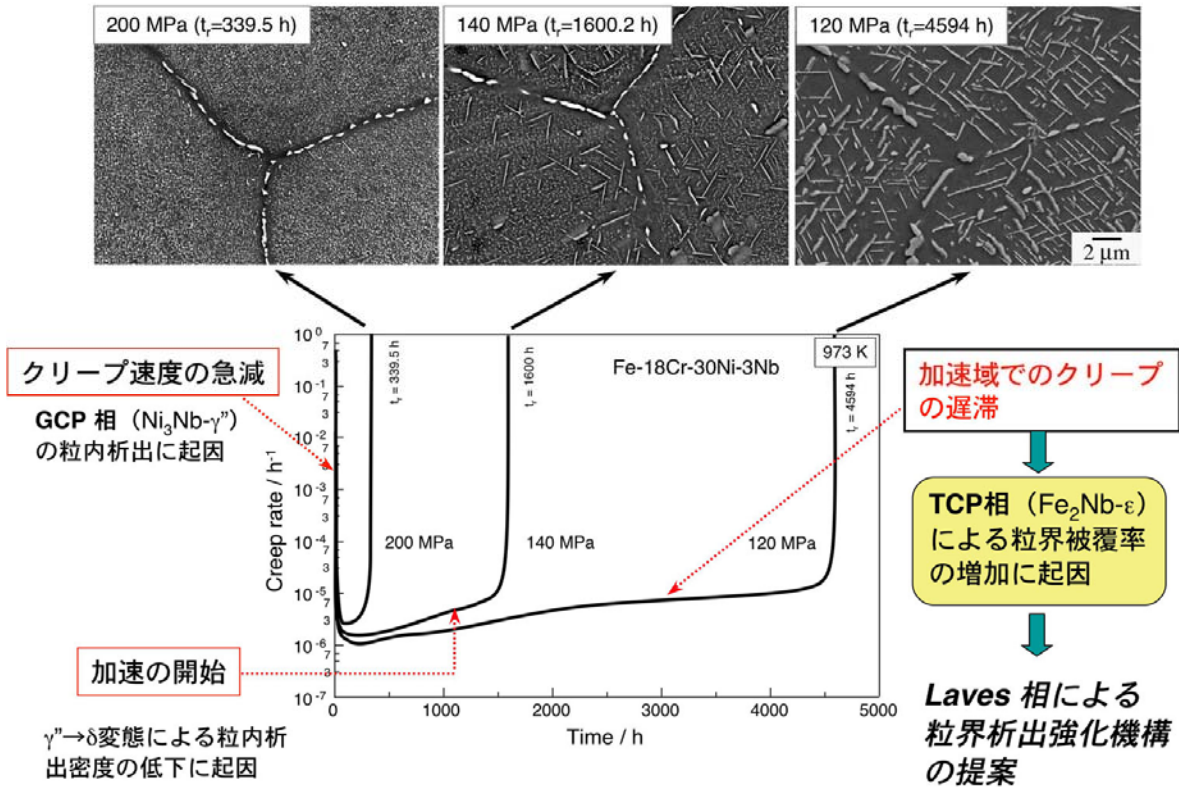
図①-4)-16 に Base 鋼のクリープ速度-時間曲線を、その破断材の組織とともに示す。いずれの応力においてもクリープ速度は試験開始直後から著しく減少し、応力によらず約 100 h でほぼ同程度の最小クリープ速度 ( $\dot{\epsilon}_m = 10^{-6}/\text{h}$  レベル) に達する。この遷移域でのクリープ速度の著しい減少は、破断材の組織からも明らかなように、試験中に準安定な  $\text{Ni}_3\text{Nb}-\gamma''$  相 (GCP 相) の粒内への微細整合析出に起因する。なお、 $\gamma''$  相の析出形態は負荷時の弾性ひずみの導入によって母相との格子ミスフィットが低減し、微細均一になることを確認している。応力 200 MPa では、クリープ速度が最小値に達した後、早期に加速して破断に至り、その破断時間 ( $t_f$ ) は 339.5 h である。応力 140 および 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 ( $t_f=1600$  h) の粒内にはヴィドマンステッテン状に  $\delta$  相が認められる。したがって、加速の原因は粒内  $\gamma''$  相の  $\delta$  相への変態による析出密度の低下に起因することは自明である。一方、120 MPa でのクリープ速度は約 2000 h まで加速するものの、その後加速の遅滞が認められ、約 4000 h までほぼ一定値を示した後破断 ( $t_f=4594$  h) に至る。ここで、単純時効材の組織観察結果から、 $\gamma''$  相は約 2000 h 時効においてほぼ  $\delta$  相に変態する。事実、120 MPa 破断材の組織において、粒内は粗いヴィド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関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  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  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)-17 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



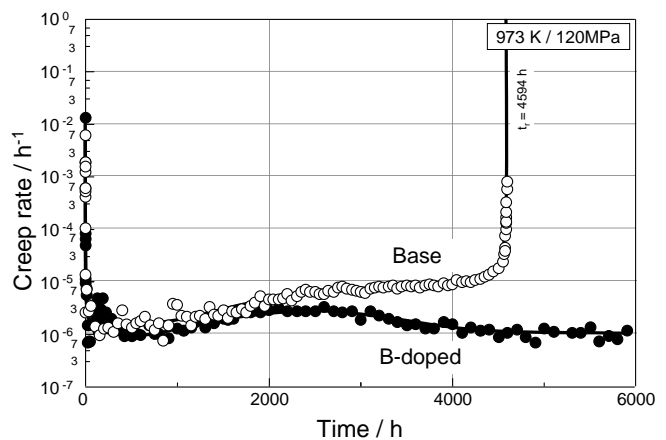
図①-4)-15 Base 鋼及び B 添加鋼の時効に伴う粒界被覆率の変化

が、3000 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（6000 h 超）である。



図①-4)-16 モデル鋼（Base 鋼）の 700℃、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

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℃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℃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<sup>①-4)-7, ①-4)-8</sup>。この事実は既存の先入観、すなわ



図①-4)-17 Base 鋼および B 添加鋼の 700℃ / 120 MPa におけるクリープ速度/時間曲線。

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組織変化にある。

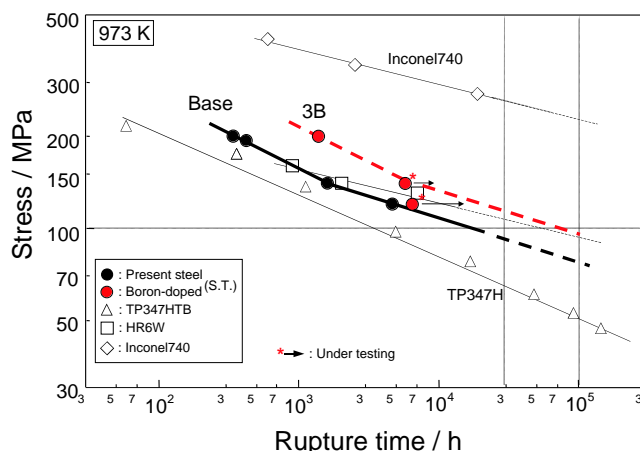
図①-4)-18 に 700℃における Base 鋼および B 添加鋼の応力/破断時間曲線を現用の TP347HTB 鋼<sup>①-4)-10</sup>および欧米において A-USC の最も有望な候補材と見なされている Ni 基合金 Inconel 740<sup>①-4)-11</sup>と併せて示す。Base 鋼の破断強度は耐力以上と以下では異なり、耐力以上の場合には、 $\gamma''$ 相の粒内析出の促進による短時間側でのクリープ抵抗の増大によって破断時間は長くなる傾向を示す。そこで、耐力以下である 120 MPa および

140 MPa の破断時間から外挿すると 700℃、100 MPa のクリープ破断時間は約  $2 \times 10^4$  h となり、 $10^5$  h クリープ破断強度は約 80 MPa となる。これは炭化物で強化したオーステナイト系耐熱鋼 TP347HTB 鋼の値約 50 MPa よりもはるかに強く、本鋼が優れたクリープ破断強度を示すことは明らかである。また B 添加鋼の低応力側はまだ試験中であるが、200 MPa での破断時間は 1373 h であり、Base 鋼の約 4 倍強となる。そこで、Base 鋼の応力/破断時間曲線の傾きを用いて B 添加鋼における  $3 \times 10^4$  h クリープ破断強度を外挿法により見積もると 110 MPa 以上となる。したがって、本研究の中間目標である 700℃、 $3 \times 10^4$  h クリープ破断強度 100 MPa 以上を達成することは間違いない。

本研究ではこれまでに平衡相である TCP 相を利用した粒界析出強化が低応力・長時間側での強度向上に対して重要な強化機構であることを見出した。この TCP 相による粒界析出強化を最大限利用する組織制御の手法を確立すれば、さらなる高強度化が可能となり、最終目標（700℃、 $10^5$  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。今後は TCP 相による粒界析出相の形態とクリープ抵抗およびクリープ損傷との関係を定量的に評価して粒界析出強化の機構を明らかにする。また、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、新たな寿命評価法について組織の観点から検討する。一方、助成側と連携してプロセッシングや溶接性などを検討し、実用化へ向けた展開を積極的に図っていく。

### ①-4) - 3 - 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）

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ナノレベルの組織変化の材料学的研究を、また、局所強度特性の測

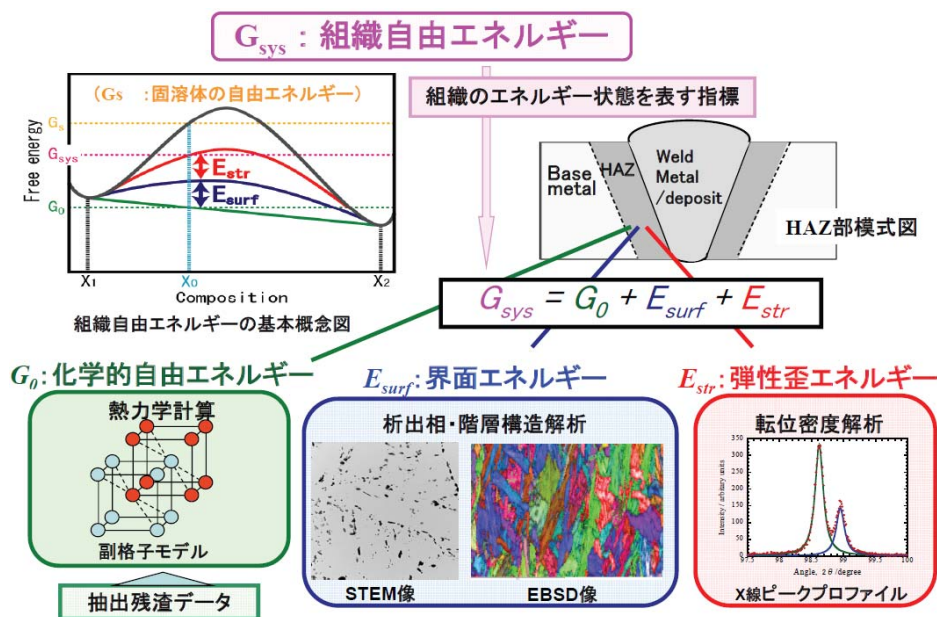


図①-4)-18 Base 鋼及び B 添加鋼と既存の耐熱鋼の 700℃における応力/破断時間曲線

定とデータ取得を実施した。以下に、組織自由エネルギー法、粒界方位差測定法、高精度陽電子消滅寿命測定法および極小スモールパンチクリープ試験法の研究成果について述べる。

### (1) 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)-19 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。

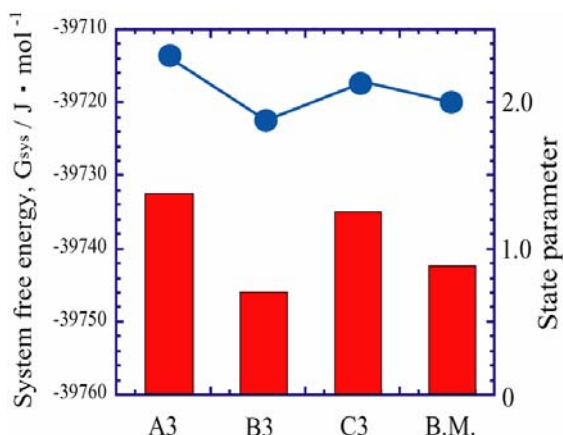


図①-4)-19 組織自由エネルギーの基本概念図

ここで、高 Cr フェライト系耐熱鋼では、 $G_{chem}$  を熱力学データベース (Thermo-Calc) を用いた計算により求め、 $E_{surf}$  については MX 型炭窒化物、 $M_{23}C_6$  炭化物、Laves 相の界面エネルギーおよびマルテンサイト相のラス・ブロック、パケット境界の界面エネルギーを評価した。さらに、ラスマルテンサイト相の転位密度を X 線プロファイル解析<sup>①-4)-12</sup> によって求め、それを基に転位の歪エネルギーとして  $E_{str}$  を見積もった。なお、実溶接継手の HAZ 部の幅は数 mm しかなく、粗粒域または細粒域などの領域ごとに抽出残渣採取用等の試料を切り出すことが困難なため、ここでは、HAZ 再現模擬溶接熱

処理材における粗粒域および細粒域における界面エネルギーと化学的自由エネルギーの値を用いた。

Gr.92 鋼の HAZ 再現模擬溶接熱処理材について各エネルギーの総和として組織自由エネルギーを求めた結果を図①-4)-20 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-39732J/mol、二重細粒 HAZ 熱処理の B3 では-39746J/mol、粗粒+細粒 HAZ 熱処理の C3 では-39735J/mol、母材では-39742J/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 12J/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 小さくなっていった。一般に、HAZ 細粒域は母材に比べクリープ強度が低く、このことと組織自由エネルギーは対応しており、組織自由エネルギー変化がクリープ強度を予測する上で有用であると考えられる。また、B3 と C3 とを比較すると、B3 の組織自由エネルギーの方が約 12J/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。



図①-4)-20 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

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)-21 に示す。溶金界面では  $2 \times 10^{14} / m^2$  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  $5 \times 10^{13} / m^2$  となる。これらの傾向は Gr.91 鋼でも同様であったが、Gr.91 鋼では Gr.92 鋼に比べ転位密度は約半分と低い値を示した。Gr.92 鋼におけるこの高い転位密度は以下のように考えられる。Gr.92 鋼はボロンおよびタングステンを含むため、組織の回復が遅く、かつひずみを蓄積しやすいものと推察される。その後の熱影響および溶接後熱処理によっても回復が緩やかで、結果として Gr.91 鋼に比べ高い転位密度を維持したものと考えられる。このことは、Fe-Cr-Mo および Fe-Cr-W の 3 元系における拡散実験で、Fe-Cr 合金中の W の相互拡散係数が Mo に比べてほぼ  $1/2$  と遅いことと関連している<sup>①-4)-13</sup>。

Gr.92 鋼の実溶接材 HAZ 部における溶金界面からの距離による組織自由エネルギー

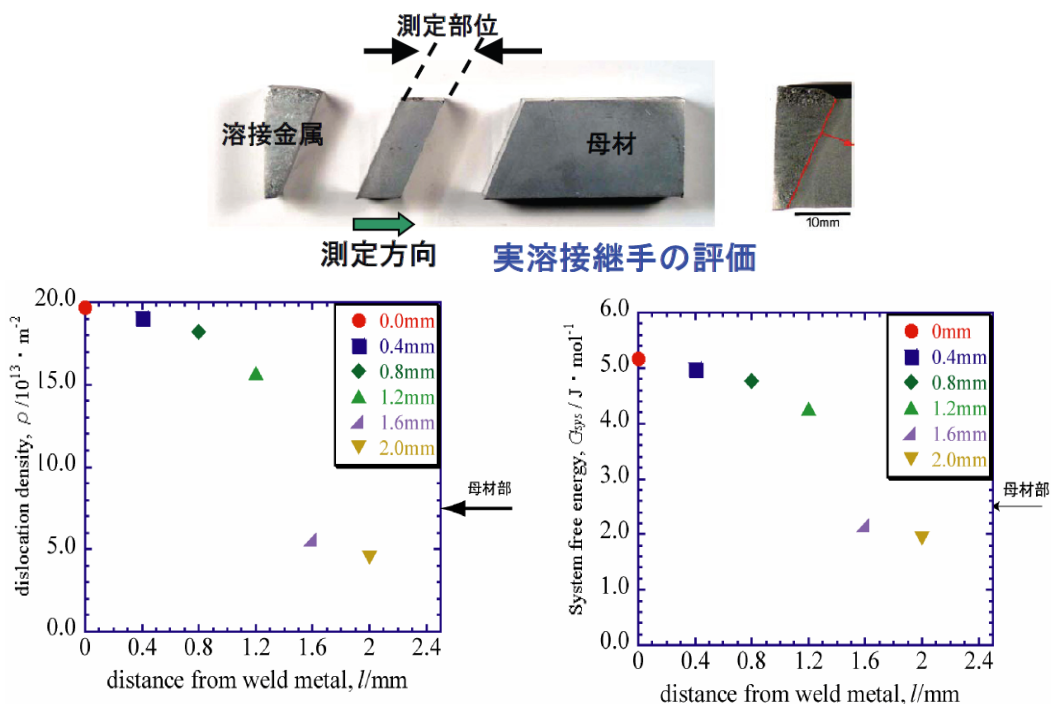
は、粗粒域では-39731J/mol、細粒域では-39746J/molであり、細粒域では粗粒域に比べ約 15J/mol 低くなった。また、母材部では細粒域より約 1J/mol ほど大きな組織自由エネルギーを示した。HAZ 細粒域母材に比べてクリープ強度が低下していることと、HAZ 細粒域で組織自由エネルギーが減少していることは対応しており、組織自由エネルギーはクリープ強度を予測する上でも有用であることが確認された。

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: -39743J/mol、B3: -39747J/mol、C3: -39745J/mol、母材: -39746J/mol となった。それぞれ減少量は、A3 で 10J/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。

$$P = \left(1 - \frac{\Delta G_{chem}(measure)}{\Delta G_{chem}(total)}\right) + \left(1 - \frac{\Delta E_{str}(measure)}{\Delta E_{str}(total)}\right) + \left(1 - \frac{\Delta E_{surf}(measure)}{\Delta E_{surf}(total)}\right) \quad \text{①-4)-1}$$

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)-20 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)-21 Gr.92 鋼の溶接 HAZ 部における転位密度変化とそれによるひずみエネルギー変化

の緩和時間 ( $\tau$ ) は顕著な応力依存性を示すことが明らかとなった。これにより、組織自由エネルギー変化の応力  $\sigma$  に対する依存性が  $\tau(\sigma)$  として表現できることが明らかとなった。

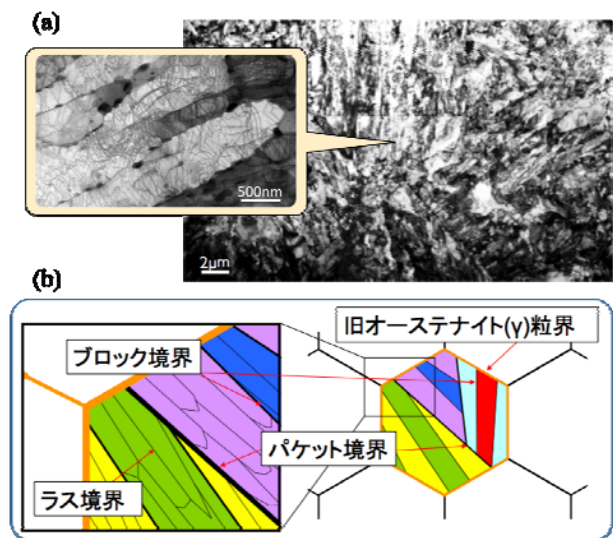
以上に述べたように、HAZ 部における転位密度の不連続変化にともなうひずみエネルギーの特異な変化と、HAZ 組織とクリープ初期におけるひずみエネルギーの敏感性が明らかとなったが、長時間側での HAZ 組織とその強度については、長時間側までゆっくり変化する化学的自由エネルギーと界面エネルギー変化をさらに精度よく評価する必要がある。そのためには、今後、化学的自由エネルギー、界面エネルギーおよびひずみエネルギーをすべて時間の関数として表現することにより、組織自由エネルギーの時間変化を明らかにする必要がある。

そのための手段として、1 万時間程度までのクリープ中断材と溶接部を用いた組織自由エネルギー変化のデータを取得・蓄積し、それを解析することによって組織自由エネルギーの緩和関数の精度を向上させて、長時間側の組織自由エネルギーの予測・シミュレートが可能にする。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。

## (2) 結晶方位差測定法

本研究は、局所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と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うものである。

局所的結晶方位の測定には、SEM-EBSP 法を用いた。EBSP(Electron Backscattering Diffraction Pattern)とは、走査電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscopy)で試料表面に電子線を照射したときに得られる回折図形のこと、それは結晶構造に依存するため、EBSP を解析することで結晶方位情報が得られる。本研究で対象とする 9Cr フェライト系耐熱鋼は、ラスマルテンサイト組織を有する。マルテンサイト変態では、FCC 構造のオーステナイト( $\gamma$ )から BCC(または BCT)構造のマルテンサイト( $\alpha'$ )への無拡散相変態が起きる。この場合、変態前の FCC と変態後の BCC(または BCT)には特定の結晶学的方位関係が成り立つ。この関係のひとつに Kurdjumov - Sacks の関係(K - S の関係)が挙げられ、 $\{111\} \gamma // \{011\} \alpha'$ 、 $\langle 110 \rangle \gamma // \langle 111 \rangle \alpha'$ である<sup>①-4)-14</sup>。この関係を満足する場合、ひとつの FCC 結晶格子に対して 24 通りの BCC 結晶格子の組み合わせが存在する。ラスマルテンサイト組織は、図①-4)-22 に示すように、ほとんど同じ結晶学的方位関係をもつ

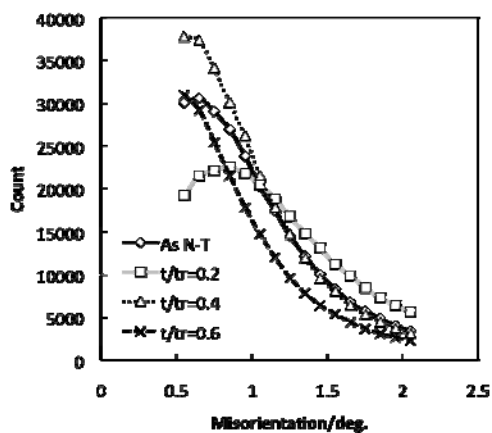


図①-4)-22 ラスマルテンサイト組織の(a)電子顕微鏡写真と(b)その模式図

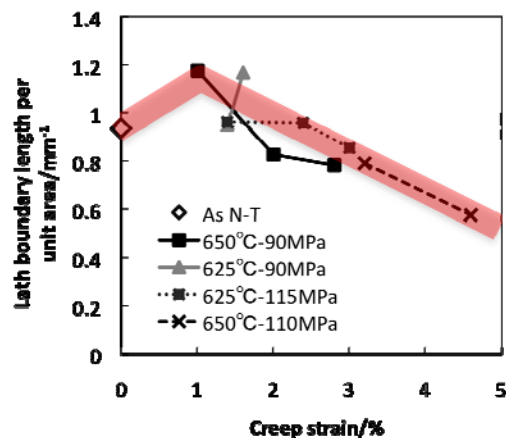
細かいラスが集まってブロックを形成し、同じ晶癖面上のブロックが集まってパケットを形成する。この組織形態と K-S の関係における結晶格子の組み合わせを対応させると、パケット境界やブロック境界を判別することが可能である。また、組織中に含まれる小角粒界は、ラス境界に対応する。

図①-4)-23 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)-24 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)-25 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)-25 (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)-25 (b)より、 $t/t_r=0.6$  ではラスの球状化と粗大化が起こっており、このことが境界長さ減少の原因と考えられる。以上の結果をまとめると、1次クリープから3次クリープ前半ではブロックやパケット単位では変化せず、ラスの変化のみが生じている。このラスの変化は、微小方位差を用いて捉えることが可能である。

クリープ試験後、試料は破断部近傍で細くくびれており、大きな破断延性を示していた。このような破断様式はクリープ条件が異なる場合でも同様であり、破断部における断面減少率は約 90%であった。図①-4)-26 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)-27 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

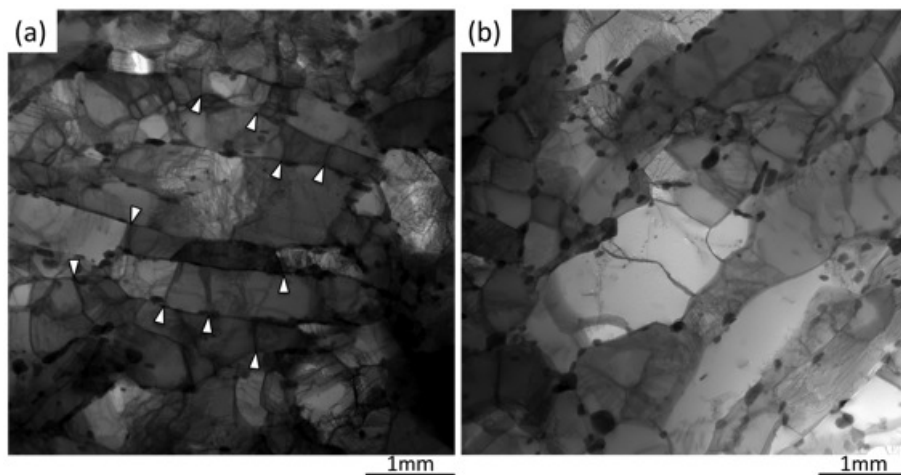


図①-4)-23 650°C-90MPa クリープ中断材における微小方位差変化

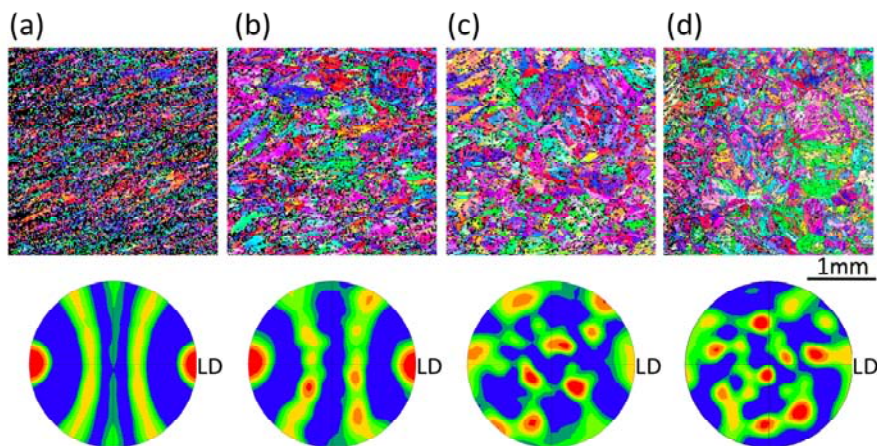


図①-4)-24 各クリープ中断材における単位面積あたりのラス境界長さ変化

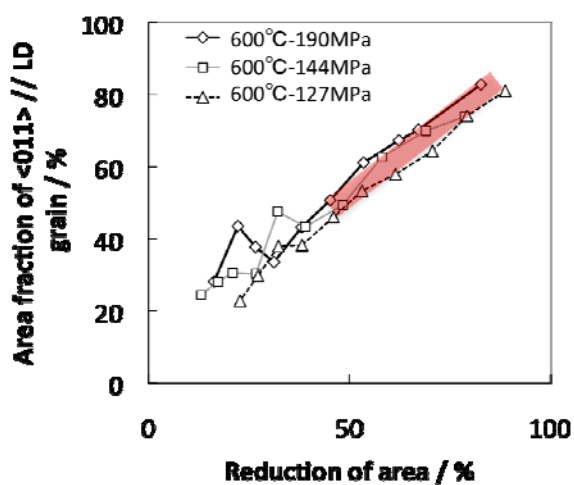




図①-4)-25 625°C-115MPa クリープ中断材の STEM 明視野像、(a)  $t/t_r=0.2$ 、(b)  $t/t_r=0.6$



図①-4)-26 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

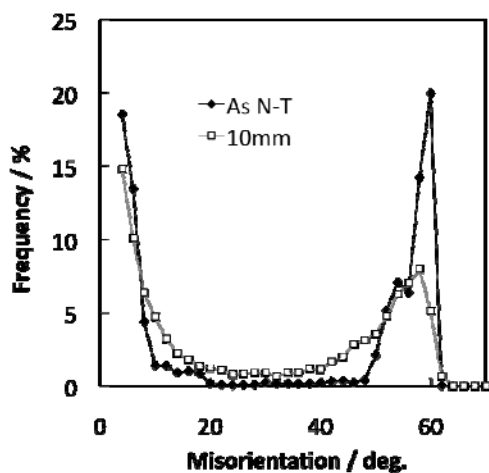


図①-4)-27 クリープ破断材における断面減少率と<101>//LD 結晶粒面積率の関係

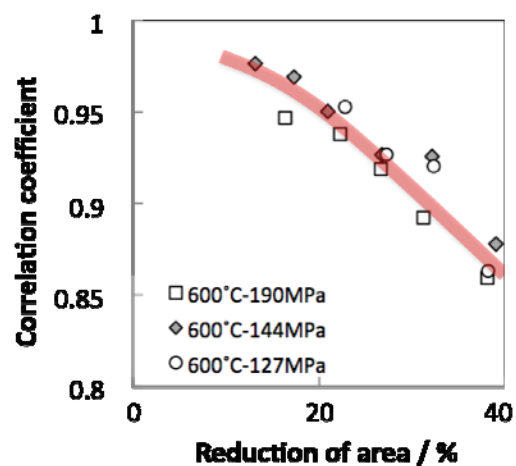
と、面積率と断面減少率の間には線形関係があることがわかる。そのため、断面減少率が50%以上の大変形を起こしたラスマルテンサイトの劣化挙動評価には、 $\langle 101 \rangle // LD$ となる結晶粒の面積率を用いることが有効である。一方、図①-4)-26(c)と(d)に示したように、破断部から5mm以上離れた領域では、一見してラスマルテンサイトを保っている。そこで次に、破断材における方位差分布を図①-4)-28に示す。図より、クリープ前の試料では、ブロック境界に対応して $50^\circ$ から $60^\circ$ の間に明瞭な2つのピークが確認されるのに対して、破断部から10mmの領域では、 $60^\circ$ 近傍の1つのピークに変化している。これは、クリープ変形に伴い組織中のブロックやパ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、

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

で与えられる<sup>①-4)-15</sup>。ただし、 $m_x$ 、 $m_y$ はそれぞれの変数の平均値である。相関係数の最大値は1であり、1に近い程2つの変数の相関が良い。本研究では、1つ目の変数をクリープ試験前の試料における方位差分布に、2つ目の変数をクリープ破断材における方位差分布として相関係数を求めた。図①-4)-29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。



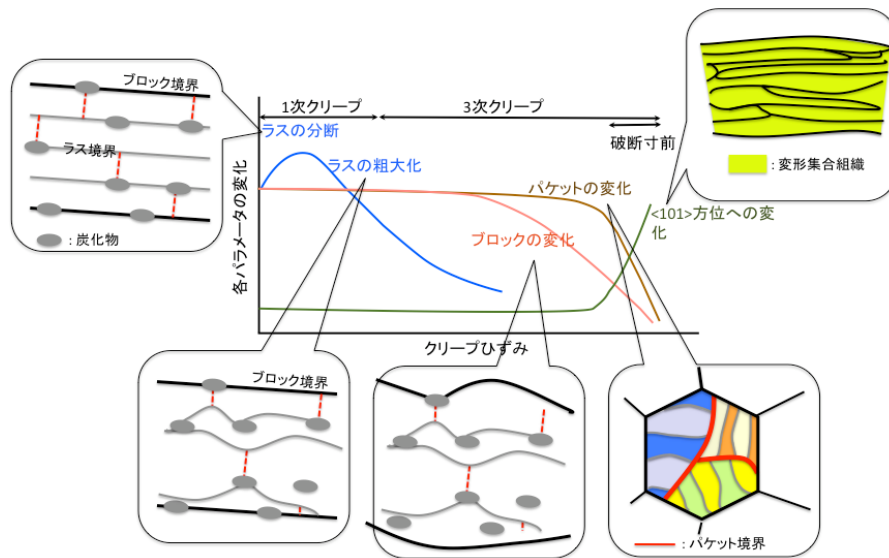
図①-4)-28 クリープ破断材における方位差分布の変化



図①-4)-29 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)-30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）、 $\langle 101 \rangle // LD$ 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。

今後は、鋼種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する計画である。また、プロジェクトにおける開発鋼についても同様の評価を行い、局所方位変化データベースの構築を目指す。



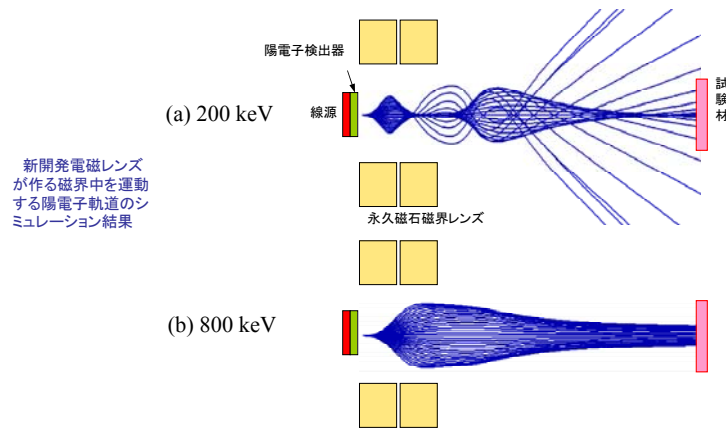
図①-4)-30 クリープ変形に伴うラスマルテンサイト組織変化の模式図

### (3) 高精度陽電子消滅寿命測定法

金属材料中に打ち込まれた陽電子は、原子空孔、ボイド、転位、析出物、粒界等の欠陥に捕獲され、その位置で電子と対消滅してガンマ線を放出する。欠陥があると陽電子が材料に入射してからガンマ線が発生するまでの時間（陽電子寿命）が長くなる。陽電子寿命は欠陥の種類によって定まっているため、陽電子をクリープ試験材に打ち込み、試験材からガンマ線が放出されるまでの時間を計測し、得られるスペクトルを専用ソフトで解析することによって、材料内部の欠陥の種類と量を知ることができる<sup>①-4)-16</sup>。

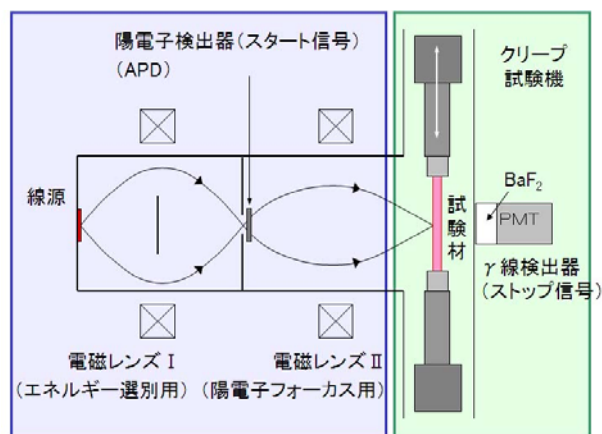
従来の陽電子寿命測定法（ $\gamma - \gamma$  同時計測法）では、陽電子線源（放射性物質）と試験材を密着させる必要があり、クリープ試験その場測定は不可能である。そこで本研究では陽電子自身の通過信号で陽電子の入射時刻を測定する（ $\beta^+ - \gamma$  法）を採用した<sup>①-4)-17</sup>。この場合、陽電子の飛行時間のばらつきによる時間分解能の劣化を防ぐために、陽電子のエネルギーをそろえる必要が生じる<sup>①-4)-18</sup>。高温クリープ試験中に耐熱材料の内部組織変化をその場解析するためには、エネルギーの揃った高エネルギー陽電子ビームを効率よく試験材に照射する陽電子ビーム発生装置を設計・開発する必要がある。

本研究では、電磁場中を運動する陽電子軌道シミュレーションと実験を繰り返し、新たに希土類超強力磁石を用いた陽電子集束レンズを開発し、特定の高エネルギー陽電子を試料に効率よく照射する高精度エネルギー選別型陽電子ビーム発生装置の開発に成功した。図①-4)-31 は新開発レンズによって  $^{68}\text{Ge}$  からの高エネルギー陽電子 (800keV) が効率よくクリープ試験片 (直径 8mm) の位置に収束する (直径 6mm) 様子を示している。



図①-4)-31 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)-32 は世界初の陽電子線高温クリープ損傷その場評価装置の概念図である。線源から発生した陽電子は、陽電子検出器 (アバランシェ・フォトダイオード:APD) を通過し電気信号を出す。この信号は陽電子がクリープ試験材に入射する時刻を与えてくれる。その後、陽電子は磁気レンズによってフォーカスされ、効率よくクリープ試験材に照射される。試験材に打ち込まれた陽電子は、耐熱材料中の格子欠陥に捕獲され、各種の欠陥に固有の時間後に電子と対消滅して、ガンマ線となって試験材の外に放出される。放出されたガンマ線は、 $\text{BaF}_2$  シンチレータと光電子増倍管の組み合わせた  $\gamma$  線検出器によって検出される。



図①-4)-32 陽電子線クリープ損傷高温その場評価装置の概念図

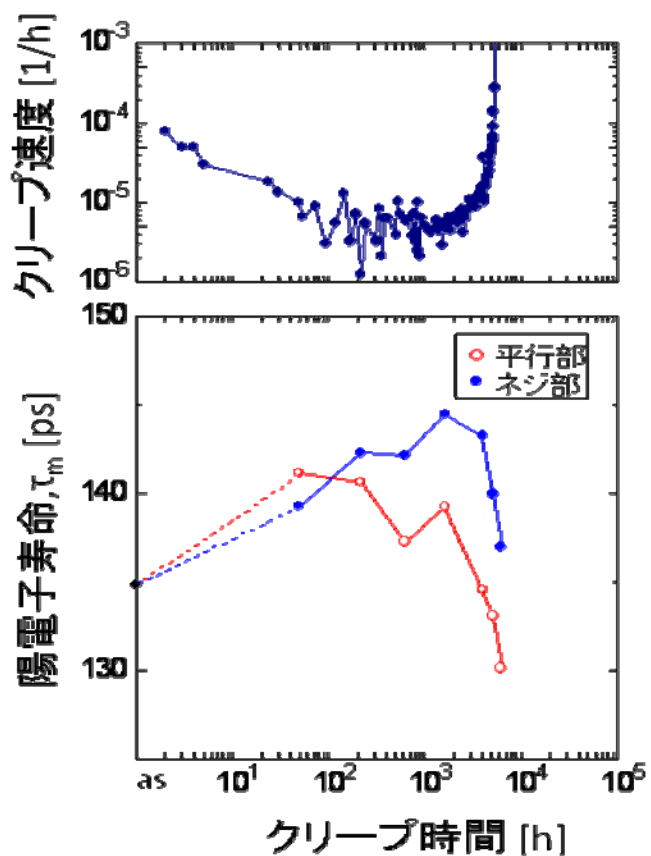
次にクリープ変形評価機構の製作を行い、上記のエネルギー選別型高速陽電子ビーム発生装置との一体化に成功した（図①-4)-33）。作製した陽電子線クリープ損傷高温その場評価装置は、陽電子ビーム導入部、陽電子消滅 $\gamma$ 線検出器、電子衝撃加熱装置、光学式クリープ変位測定器等を備えている。以上のとおり、世界で初めて、クリープ変形に伴う材料中の組織劣化を、陽電子消滅寿命測定により高温その場観察できる装置と技術を整備できた。今後は、計数率ならびに時間分解能の向上と測定スペクトルの解析ソフトを開発し、実用耐熱材料の高温クリープその場測定試験を実施する。以下に、本装置によるクリープ損傷機構解明のための研究結果について述べる。

高 Cr フェライト系耐熱鋼（9Cr-1Mo-0.08C-0.3Si-0.5Mo-0.2V-0.05Nb-0.05N）を 650°C、100MPa でクリープ試験した際の、クリープ速度と陽電子寿命のクリープ時間変化を図①-4)-34 に示す。

従来の研究結果から、焼き戻しマルテンサイト状態（as）は、クリープ時間とともに、まず遷移クリープ初期にラス内の転位が徐々に消失し転位密度が低下すること、その後ラス・ブロック境界が移動・一部崩壊し、さらにサブグレイン化とその合体・成長が起こることが知られている。これらの変化はすべて陽電子寿命の減少を引き起こす要因となる。しかし、実際には図①-4)-34 に示したように、陽電子寿命は上昇することが明らかになった。これは、超微細なナ



図①-4)-33 陽電子線クリープ損傷高温その場評価装置



図①-4)-34 高 Cr フェライト鋼(9Cr-1Mo-0.08C-0.3Si-0.5Mo-0.2V-0.05Nb-0.05N) を 650 °C 100MPa でクリープ試験した際の、クリープ速度（上）と陽電子消滅寿命（下）のクリープ時間変化

析出物（おそらく MX）がクリープ変形中に析出し、材料を強化していることを示している。これは、従来の電子顕微鏡観察や、抽出残渣の研究では捉えられなかった新しい情報で、本研究によって世界で初めて明らかにされたものであり、今後クリープ損傷の機構解明や新しい耐熱材料の設計に生かされる。

一方、クリープ速度の変化（上図）が陽電子寿命の変化（下図）と大変良い対応を示していることも注目に値する（図①-4)-34）。この結果は、陽電子寿命の測定から、クリープ寿命の高精度予測にも新しい指標を提供できることを示している。

以上の研究によって、従来、顕微鏡観察で評価していた組織変化を非破壊的に原子レベルで評価することが可能になったので、組織パラメータの一つとして陽電子消滅寿命による損傷・劣化過程と材料状態の測定をより精密に行い、そのデータを蓄積して他の組織パラメータと相互比較しながら組織診断データベースを構築していく予定である。

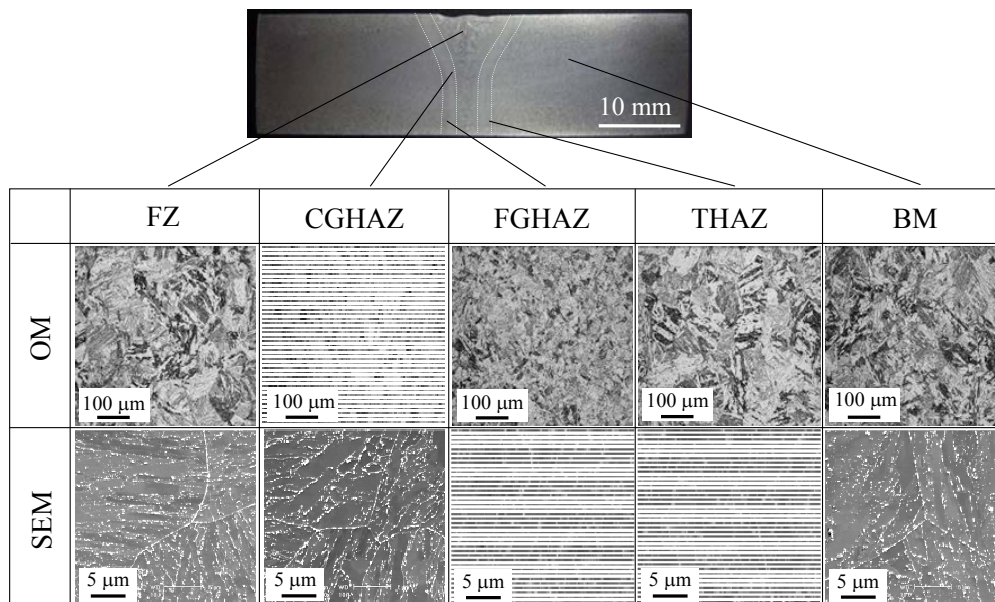
#### （4）極小スモールパンチクリープ試験法

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、さらに小さな試験片を用いた計測が不可欠である。本研究では、φ3 mm×0.25t 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。

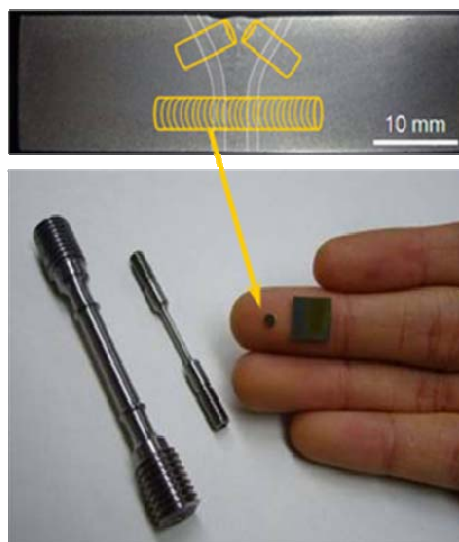
供試材として、核融合炉ブランケット用低放射化フェライト系耐熱鋼（8Cr-2W-VTa 鋼）を用いた。厚さ 15 mm の平板に対して、速度 400 mm/min、電流 0.2 A、電圧 90 kV の条件にて電子ビーム（EB）溶接した。その後、溶接継手を 993 K/1 h の溶接後熱処理に供した。溶接継手のマイクロ組織を図①-4)-35 に示す。母材（BM）は焼戻しマルテンサイト組織単相であり、この領域の硬さは約 190Hv であった。溶融域（FZ）の硬さがもっとも高く（約 250Hv）、母材（BM）に近づくとつれて硬さは徐々に低下していた。HAZ 内部では HAZ 焼戻し域（THAZ）がもっとも低く（約 175Hv）、BM よりも軟化していた。図①-4)-36 に示すように、この EB 溶接継手より φ3 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 φ3×0.25 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)-37 に示す高温 SP 試験装置と改良治具を用い、温度 550～650°C、負荷荷重 35～140 MPa の条件にて実施した。荷重は φ1.0 mm のパンチャーと Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ボールを介して試験片表面中央に負荷した。また、変形量は荷重線上変位として、

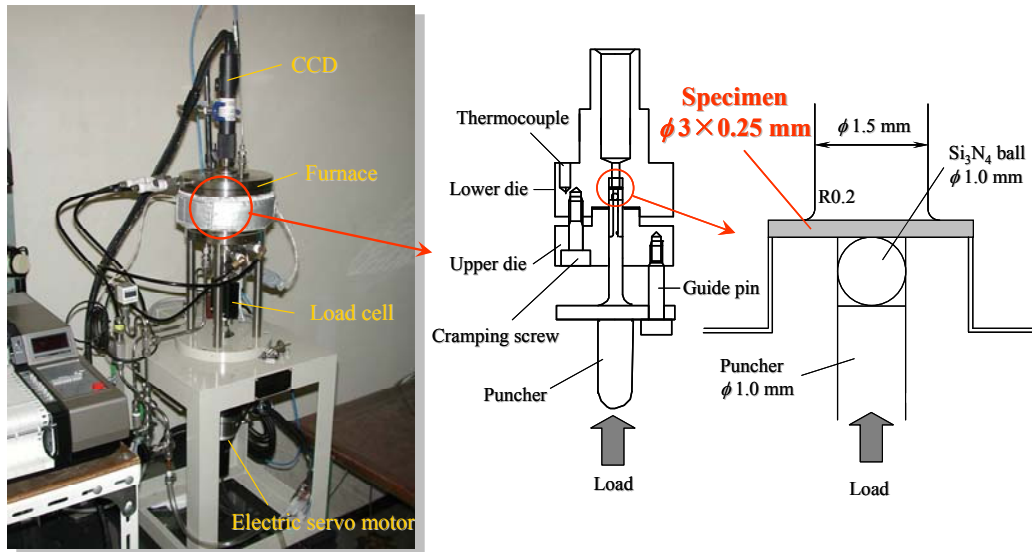
圧縮ロッドの移動距離より測定した。なお、試験片の酸化を防ぐため、試験雰囲気は Ar ガスとした。



図①-4)-35 溶接継手各局所領域のマイクロ組織

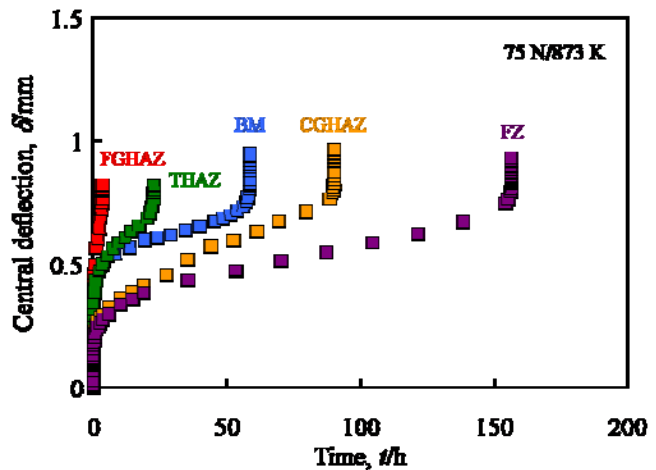


図①-4)-36 SP 試験片採取位置

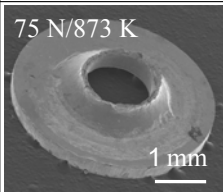
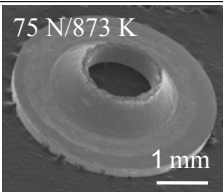
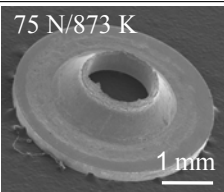
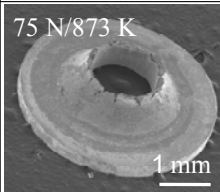
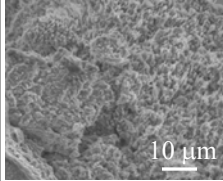
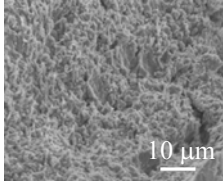
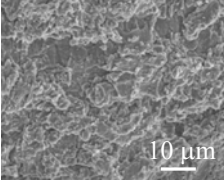
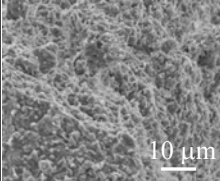


図①-4)-37 高温 SP 試験装置と改良治具

75 MPa/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)-38 に示す。同図より、FZ と CGHAZ の負荷直後の変位が他の領域に比べ小さいのがわかる。これは、FZ と CGHAZ の初期強度そのものが他の領域に比べ高いためである<sup>①-4)-19</sup>。高荷重短時間試験の例ではあるが、本試験条件においては、FZ、CGHAZ、BM、THAZ、FGHAZ の順で SP クリープ破断強度が低下している。破断試験片の SEM 観察の結果を図①-4)-39 に示す。破壊は円



図①-4)-38 各局所領域のSPクリープ曲線

	BM	THAZ	FGHAZ	CGHAZ
Specimen				
Fracture surface				

図①-4)-39 試験後の SP 試験片と破断面

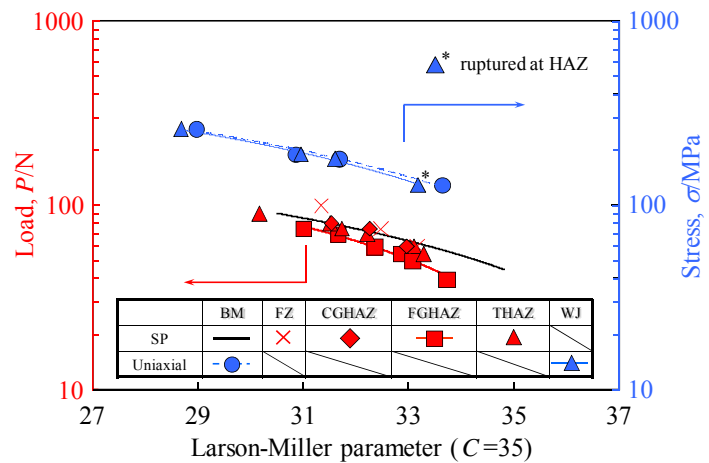


周上に沿って生じており、破面はディンプルを伴う粒内延性破壊を呈していた。今回の試験条件では、試験片採取位置による破壊形態の大きな違いは観察されなかった。

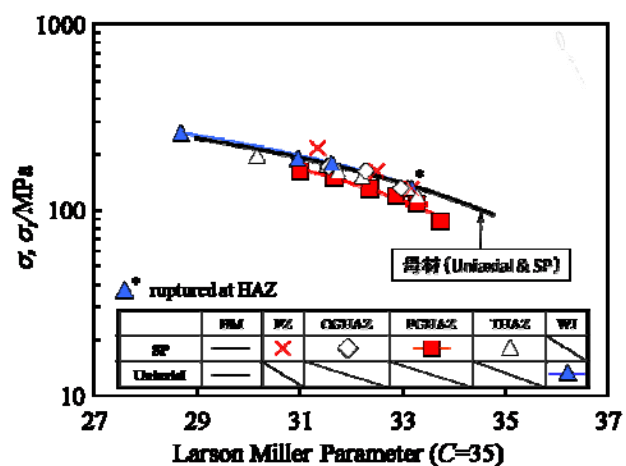
8Cr-2W-VTa 鋼各局所領域の SP クリープ破断試験結果を Larson-Miller パラメータを用いて整理したものを図①-4)-40 に示す。同図には単軸クリープ試験結果も併せて示している。FGHAZ の SP クリープ破断強度は BM のそれに比べ低下しており、低荷重側でその差はより顕著である。CGHAZ および THAZ の破断強度は BM のそれとほぼ同等、もしくは若干低下しているように思える。また、FZ については比較的高荷重側で BM より破断強度が高いものの、低荷重側になるにつれて BM のそれと同等程度になっている。このように、各局所領域で SP クリープ特性が異なり、FGHAZ のクリープ破断強度が最も低下していることが明らかとなった。このことが、低応力側において溶接継手の破壊が FGHAZ において生じ、その結果そのクリープ破断強度が母材部に比べ低下する原因のひとつであると推測される。

SP 試験片において Mises 相当応力が最大となる位置 ( $R=0.3 \text{ mm}$ ) での相当応力の板厚方向の平均値  $\sigma_{eq}$  の変化を有限要素解析によって調べた。その結果、平均相当応力は試験開始直後に急激に低下した後ほぼ一定値を示し、その後破断直前に再度上昇した。また、試験荷重の増加に伴い、クリープ中に一定となる平均相当応力も上昇した。この定常状態での平均相当応力 (定常平均相当応力  $\sigma_s$ ) と解析で負荷した荷重  $P$  の関係を算出したところ、両者の間には直線的な関係 ( $P = 0.46 \sigma_s$ )<sup>①-4)-19</sup> があつた。

クリープ寿命の大半を占めるこの定常平均相当応力  $\sigma_s$  が SP クリープの変形および破壊特性の支配的パラメータであると考えられたため、 $\sigma_s$  を用いたクリープ破断強度評価を検討した。SP クリープ破断試験データを、Larson-Miller パラメータ ( $C=35$ ) を用い  $\sigma_s$  によって整理した結果が図①-4)-41 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た。これは、SP クリープ試験における定常平均相当応力  $\sigma_s$  が単軸クリープ試験応力  $\sigma$  に等価であることを示唆している。このようなことから、TEM ディスクサイズ試



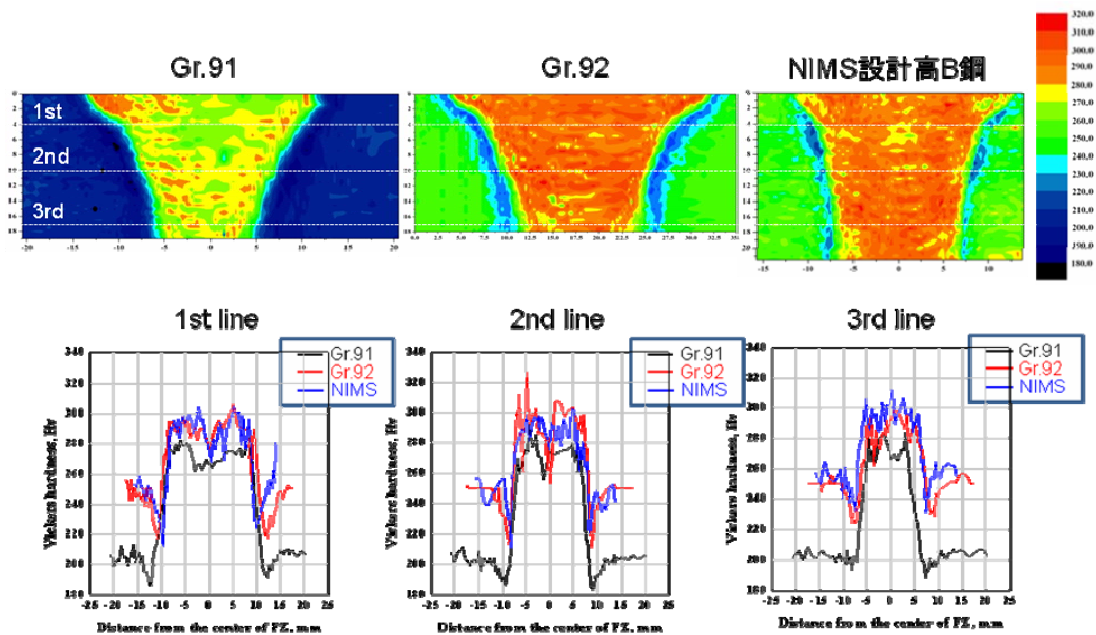
図①-4)-40 SPクリープ破断試験結果



図①-4)-41  $\sigma_s$  で整理した SP クリープ破断試験結果

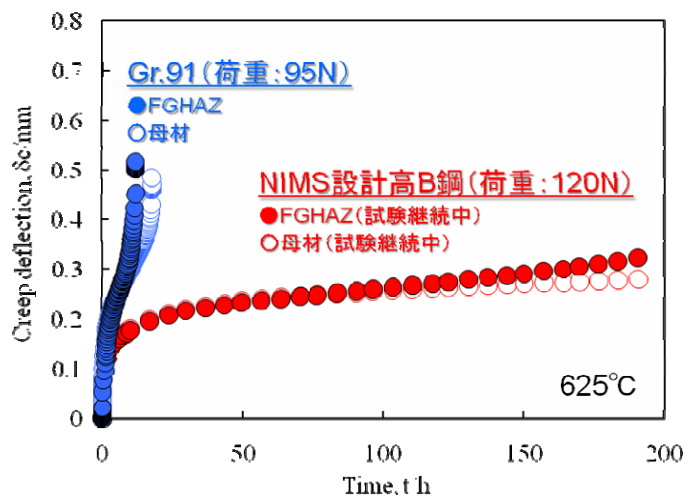
試験片を用いた SP クリープ試験結果を  $\sigma_s$  によって整理することにより、HAZ 局所領域の単軸クリープ破断強度が計測・評価できるものと期待される。

共通試料である Gr.91 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 のものと併せて、図①-4)-42 に示す。Gr.91 の硬さは、Gr.92 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 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)-42 Gr.91、Gr.92、NIMS-9Cr ボロン鋼の Vickers 硬さプロファイル

Gr.91 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)-43 に示す。試験温度は両鋼とも  $625^{\circ}\text{C}$  と同一だが、試験荷重は異なる。なお、NIMS-9Cr ボロン鋼については、BM および FGHAZ とともに未だ破断しておらず、試験継続中である。試験荷重が 120 MPa と Gr.91 の 95 MPa 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



図①-4)-43 Gr.91 および NIMS 設計高 B 鋼の SP クリープ曲線

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 (Gr.91) 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、 $\phi 3 \text{ mm} \times 0.25 \text{ t mm}$  (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た。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) 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。

今後は、過去に取得されたことのない、母材および溶接部の局所領域クリープ強度特性データを、本プロジェクトでの開発材料も含めた各種試料について整備し、長時間強度予測技術開発の一環として組織診断データベース化する必要がある。

#### ①-4) - 3-4 長時間強度予測技術の開発 (新解析法と組織診断プラットフォーム)

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 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 (領域区分法) を提案する。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これからの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) 新解析法 (領域区分長時間強度予測法)

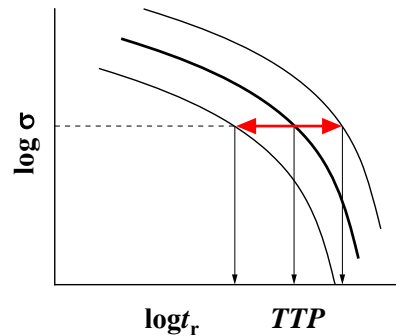
本研究は、高 Cr フェライト系耐熱鋼を対象として、長時間のクリープ強度を高精度で評価する手法の提案を目的とする。その成果は、「650°C、100MPa 級フェライト系耐熱鋼の実験室試作とそのクリープ破断強度評価 (溶接継手強度係数 > 0.7)」、「組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発」に寄与するものである。

長時間クリープ寿命の推定は、次の手順で行う。(i) 応力  $\sigma$ -破断時間  $t_r$  曲線を応力-TTP (時間-温度パラメータ) 曲線に変換し、マスターカーブを作る (図①-4)-44)。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。

$$TTP = OSDP = t_r \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{①-4)-3}$$

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)-44 に基づいて、TTP の値が推定できる。これを式①-4)-3 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×1.2)、(ii)ヒート間差 (×1.3)、(iii) TTP の不完全さ (×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×1.0)、ヒート間差を解明する (×1.0) ことにより、誤差幅 1.2 を実現する。



図①-4)-44 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

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)-45 に示す。図①-4)-45(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)-3 は、次のように変形される。

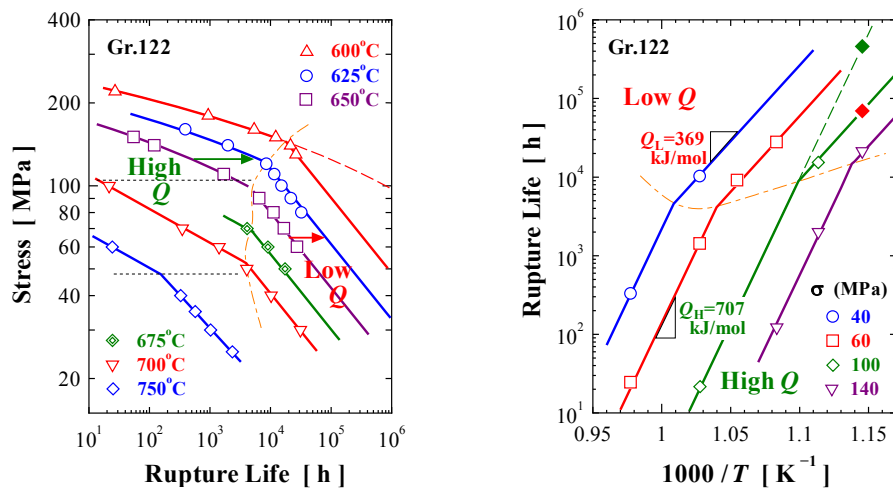
$$\ln t_r = \ln t_0 - n \ln \sigma + Q / RT \quad \text{①-4)-4}$$

式①-4)-3 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)-44 のマスターカーブを得る。しかし、図①-4)-45 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)-45 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)-3 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)-45 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)-45 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℃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℃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℃、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。

$$\text{平均拡散距離} = \sqrt{2Dt} = 0.8 \mu\text{m} \quad \text{①-4)-5}$$

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)-5 で与えられる拡散距離は、数個のラスを横切る程度で、結晶粒径（旧  $\gamma$  粒径、パッケージ径）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℃、10000h 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。

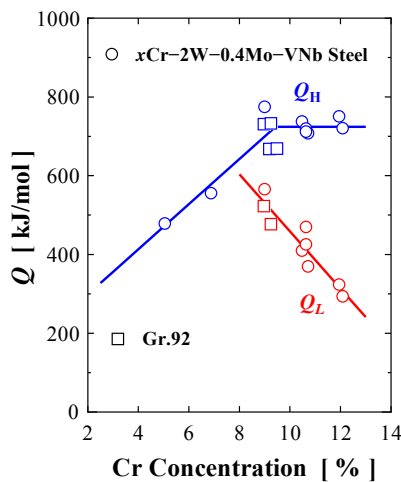
ラスマルテンサイト組織の静的回復は、室温で測る硬度の低下を引き起こす。一方、静的回復は、材料強度を支えていたラスマルテンサイト組織を取り除き、早期にクリープ破断が起きる。早期破断は低温ほど顕著になるため、見かけ上  $Q$  値が低下する。なお、一定長さの潜伏期の後に静的回復が始まるので、硬度低下や  $Q$  値の低下は、あ

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。

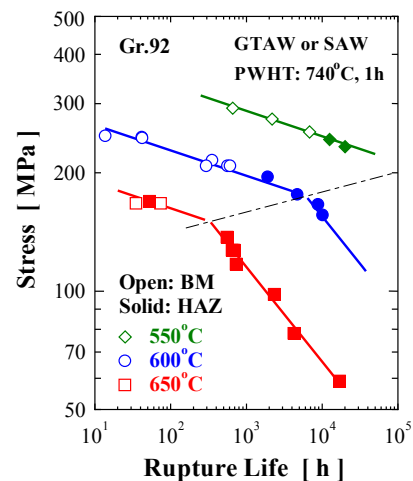
クリープデータをプラットフォームとして利用する際には、データを定式化しておくことが必要である。組成の異なる材料、母材と溶接継手のデータなど、様々なデータを統一的に定式化する方法論を考えることは、プラットフォーム構築の出発点である。そこで領域区分法による定式化結果を検討し、種々の材料、母材と継手を統一的に記述する方法論を提案した。領域 H と L の  $t_r - \sigma$  曲線をそれぞれ定式化しておけば、種々の材料で領域間の境界の出現場所を予測することも可能となる。

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)-46 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)-47 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。

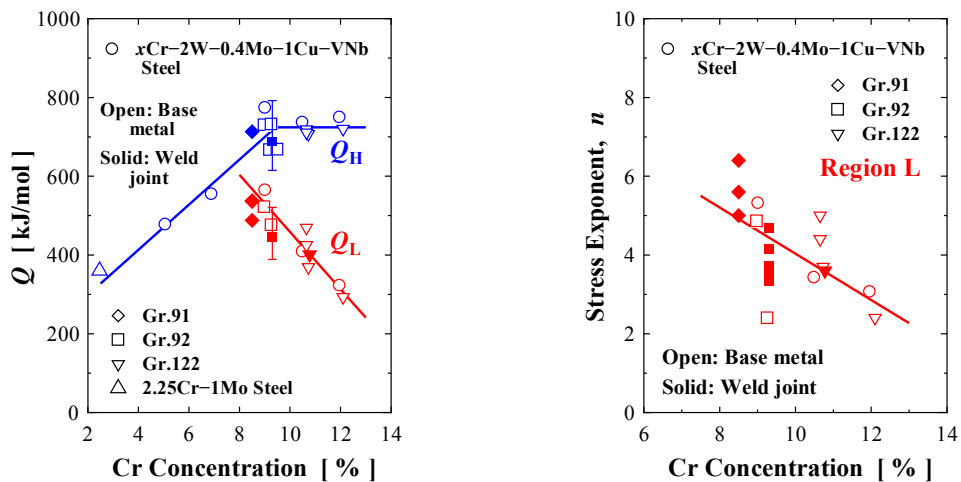


図①-4)-46  $Q_H$  と  $Q_L$  の値の Cr 濃度による変化



図①-4)-47 Gr.92 鋼溶接継手の応力-破断時間曲線

図①-4)-48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)-46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)-4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)-3に基づいて統一的に記述できる。



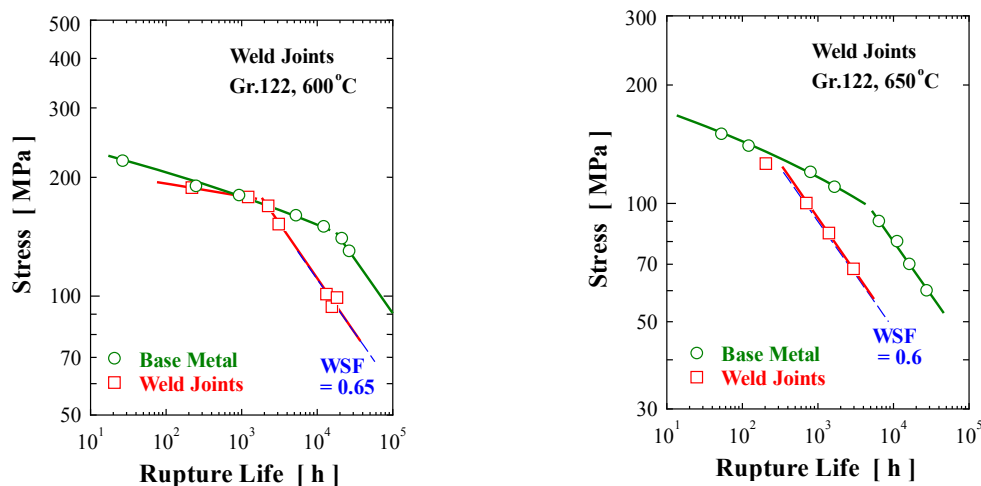
図①-4)-48 高Crフェライト系耐熱鋼における式①-4)-3の  
(a)活性化エネルギー $Q$ と(b)応力指数 $n$ のCr濃度依存性

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。

$$W_{ST} = \frac{\sigma_{rW}(t_r, T)}{\sigma_{rB}(t_r, T)} \quad \text{①-4)-6}$$

ここで $\sigma_{rW}$ と $\sigma_{rB}$ は、温度 $T$ でクリープ破断時間が $t_r$ となる溶接継手と母材のクリープ破断応力である。Gr.122鋼母材と溶接継手のクリープ応力-破断時間曲線を比較して図①-4)-49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)-49 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) 組織診断プラットフォーム

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組織学的な裏付けが必要である。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。

また、前述の長時間強度予測のための先進的な組織パラメータデータの有用性を保証し、それらをデータベース化するためにも既存データのナノ組織因子解析とクリープ劣化損傷過程の定量評価を行うことが必要であり、これらの研究結果をもとにクリープデータベースとプラットフォームを構築し、実プラント環境下における強度予測技術の開発を行う。

高 Cr フェライト系耐熱鋼は、要求されるクリープ強度を発現させるために化学成分範囲や熱処理条件が厳しく制限されている。一方、クリープ強度は材料に含まれる化学成分、熱処理条件および構成相、つまり材料のマイクロ組織の影響を受けるために、規格に規定された化学成分範囲内の材料であってもヒート毎に異なりばらつきを有する。したがって、クリープ破断強度に及ぼす化学成分や構成相などの影響に関する詳細な知見が得られれば、この種の材料の合金設計指針の確立および精度の高いクリープ強度予測に寄与できる。

本研究では、Gr.91 鋼を対象とし、組成（化学成分）、熱処理（プロセス）、組織（相の種類、量、組成）、機械的性質等の材料設計条件（ナノ組織因子）とクリープ破断強度との関係について、これまでに得られたデータベースおよび最新の文献データに加えて、熱力学計算システムを用いた相平衡計算結果に基づいて解析し、因果関係を

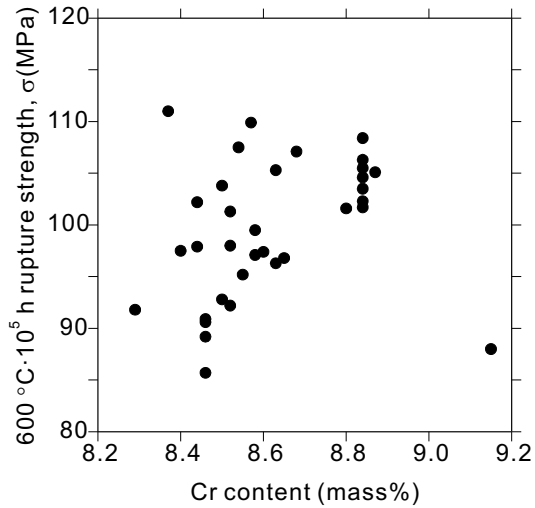


明らかにする。

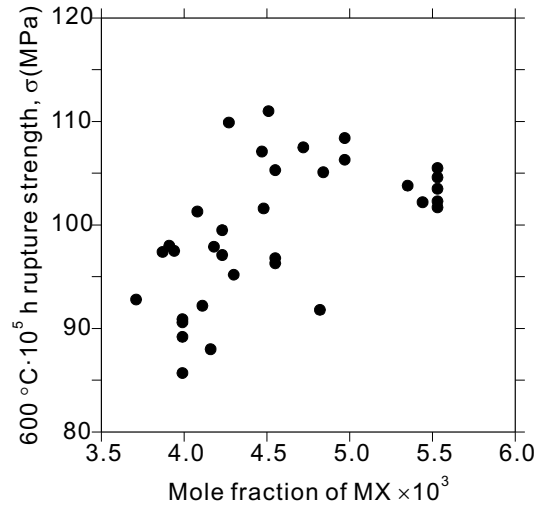
Gr.91 鋼について、社団法人日本鉄鋼協会の高温度変形特性データ集<sup>①-4)-20</sup>に収録されているクリープデータ（ヒート数 34）を用い、Larson-Miller パラメータ法に基づいた 2 次の多項式によって 600 °C、10<sup>5</sup> h クリープ破断強度を推定した。600 °C における各ヒートの構成相については、SGTE データベース<sup>①-4)-21</sup>を用いた熱力学平衡計算により評価した。なお、NaCl 型構造を有する炭窒化物 MX の Nb-rich 炭化物 NbX と V-rich 窒化物 VX への 2 相分離を考慮するために一部熱力学パラメータ<sup>①-4)-22</sup>を追加した。化学成分および構成相に加えて、熱処理条件および引張強度データについてもクリープ破断強度との関連の検討に用いた。

一例として、Cr 量、MX 量 (VX と NbX の総量)、VX と NbX 析出量比 (VX/NbX)、および Mo の M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> と bcc (マトリックス) への分配比とクリープ破断強度との関係を図①-4)-50-図①-4)-53 にそれぞれ示す。Cr 量については 9 mass% までの範囲では含有量が増加するにつれてクリープ破断強度が増加することが分かる。MX については、その析出量が増加するほどクリープ破断強度が増加する傾向を示すが、この鋼種のクリープ強度の主な支配要因が炭窒化物 MX の析出強化であることを表している。VX/NbX については、その値が大きいほどクリープ破断強度が高いことが分かる。ラス内部に析出する MX については、調質処理後には NbX と VX に相分離し、球状の NbX に隣接して VX が析出することが知られている (V-Wing と呼ばれる) が<sup>①-4)-23、①-4)-24</sup>、この VX は同じ体積でも球状の NbX よりも広く転位と相互作用できるために析出強化能が高いとされている。したがって、同じ結晶構造を有するが異なる形態の NbX と VX の 2 つの MX の析出において、VN の析出量が多いほうが、クリープ破断強度が高くなるのではないかと考えられる。Mo の M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> と bcc (マトリックス) への分配比とクリープ破断強度との関係を示すが、この結果は Mo がマトリックスよりも M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 中へ固溶した方がクリープ破断強度は高くなることを示している。先進高強度耐熱鋼においては、粒界に析出した M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> がクリープ進行に伴って粗大化することによりマルテンサイトラス組織のサブグレイン化が起こるが、拡散の遅い Mo がマトリックスよりも M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> に多く固溶することで粗大化が抑制される結果、高いクリープ破断強度を示すのではないかと考えられる。

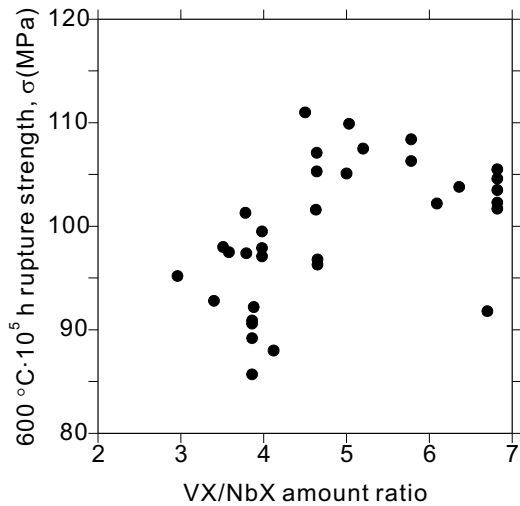
ところで、Mo は固溶強化能を有する合金元素であるため一般的にはマトリックスへの固溶量が多いほど強度が高くなると考えられているが、本研究では、bcc (マトリックス) 中の Mo 含有量が増加するにつれてクリープ破断強度が低下するという逆の傾向が得られた。一方でフェライト系耐熱鋼の強化因子としては固溶強化よりも析出強化の方が支配的であるとの報告がなされている<sup>①-4)-25</sup>。ここで、マトリックス中の Mo 量と MX 析出量との関係については、マトリックス中の Mo 含有量が増加するにしたがって MX 析出量が減少することが分かる。したがって、本研究で得られた Mo 含有量のクリープ破断強度に及ぼす影響については、Mo 量の増加による固溶強化の効果ではなく、析出強化を担う MX の析出量を減少させてしまう効果を示していると考えられる。



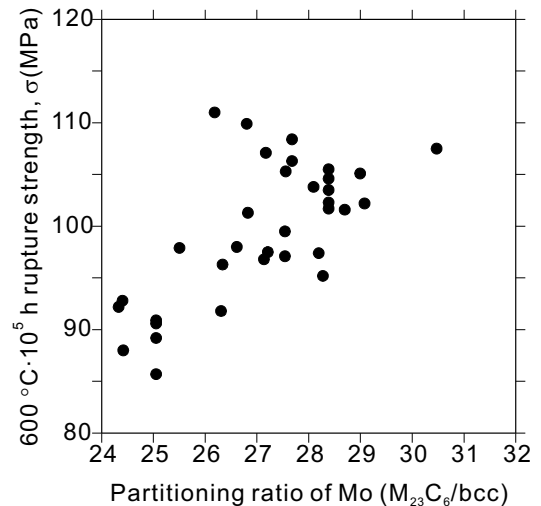
図①-4)-50 Cr量とクリープ破断強度との関係



図①-4)-51 MX量とクリープ破断強度との関係



図①-4)-52 VX/NbX とクリープ破断強度との関係



図①-4)-53 Mo分配比( $M_{23}C_6/bcc$ )とクリープ破断強度との関係

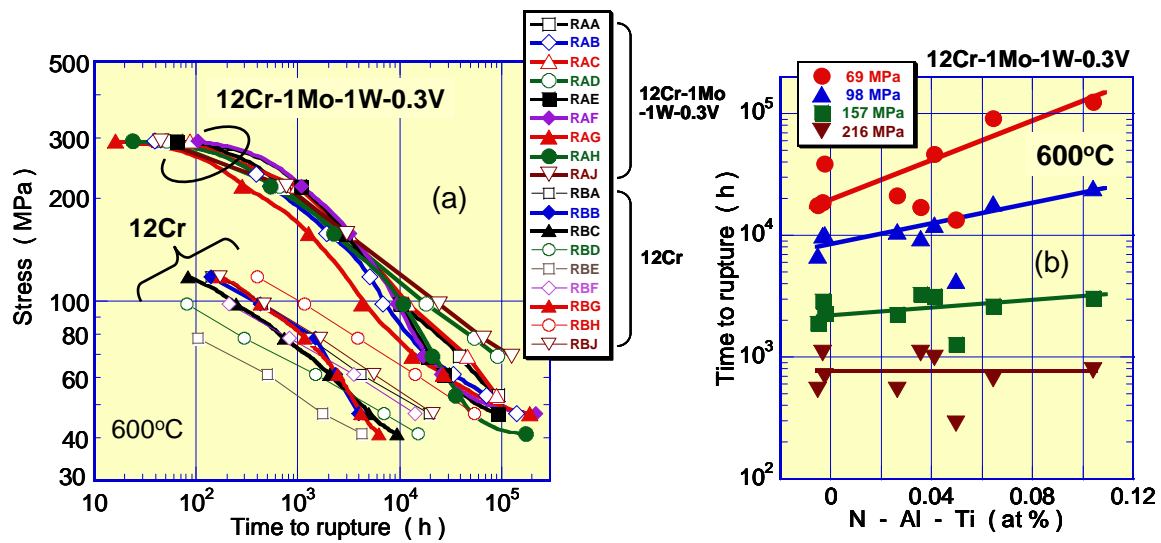
実環境の低応力長期使用条件でクリープ寿命を決定づける組織劣化因子を明確にするとともに、プラットフォームでデータベース化する金属因子を明確にすることを目的に、10万時間を超える長時間データが得られているNIMSクリープデータシートのうち本プロジェクトの材料に近い、高強度フェライト鋼の12Cr鋼(12Cr-1Mo-1W-0.3V鋼、SUH616)および高強度オーステナイト鋼のSUS347HTB鋼(18Cr-12Ni-Nb)について、クリープ寿命のヒート間差の原因を検討した。

図①-4)-54 (a)に示すように、低応力長時間域では最強ヒートと最弱ヒートの間でクリープ破断時間が1桁程度も異なる。検討の結果、ヒート間差を生じる原因として、初期強度、不純物Al、Ti、N濃度、Cr濃度が挙げられる。初期強度が大きいと、熱処理後に残留する転位密度が高く、クリープ中の組織回復・弱化を加速する。不純物のAlや

Ti は、AIN やTiN を形成し、窒素の強化作用を低減させるためクリープ寿命を劣化させ、また、材料規格で定められたCr濃度範囲内であってもCr 濃度が高いと長時間クリープ強度が劣化することが明らかになった。不純物Al, Ti, Nの効果は、AIN やTiN を形成していない有効窒素濃度(= N - Al - Ti)で整理できる (図①-4)-54(b))。

高強度オーステナイト鋼の SUS347HTB 鋼のクリープ寿命のヒート間差は、粒界  $M_{23}C_6$  の密度や粒界すべりに影響を及ぼすボロン濃度で整理できることが明らかとなった。

今後は、以上の成果および実施中のその他の鋼種についてのデータ解析によってデータベースを確立し、「溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築」を達成する。



図①-4)-54 (a) 高強度 12Cr-1Mo-1W-0.3V 鋼、12Cr 鋼の 600°C におけるクリープ破断データ、および、(b) 破断寿命と有効窒素濃度(= N - Al - Ti)との関係

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については、実プラント環境を考慮した母材、HAZ および塑性加工成型部を対象とし、クリープ中断および破断試験片の階層的硬さ測定および電気抵抗測定によるクリープ劣化損傷過程の定量評価を行うとともに、既存の組織診断データおよび新組織診断データベースに基づいたクリープ強度予測プラットフォームを構築する。

まず、表①-4)-2 に示す Gr.91 鋼 (T91 (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の従来結果<sup>①-4)-26</sup> について、解析を行った。図①-4)-55 は、Gr.91 鋼 (T91 (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 30000h) 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

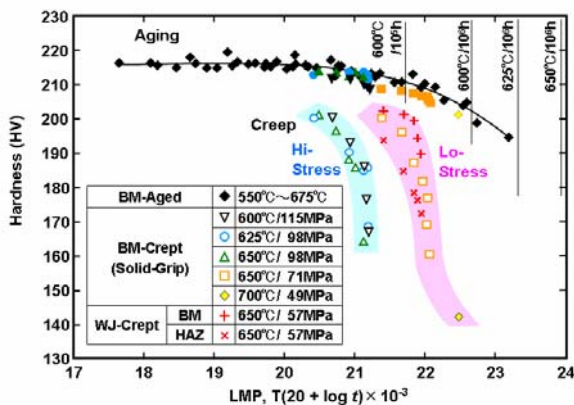
平行部の軟化量は極めて大きく、クリープの過程で著しい軟化が生じる。そして、軟化の過程は Larson-Miller パラメータに対して2つのグループに分けられ、98 MPa 以上の試験材はパラメータ値が低く、71 MPa 以下の試験材はパラメータ値が高くなっており、破断材の硬さは負荷応力が小さいほど低い値を示す。

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<sub>0</sub>) を基準にした硬さ比 (H/H<sub>0</sub>) として寿命比 (t/t<sub>R</sub>) に対してプロットすると図①-4)-56 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。

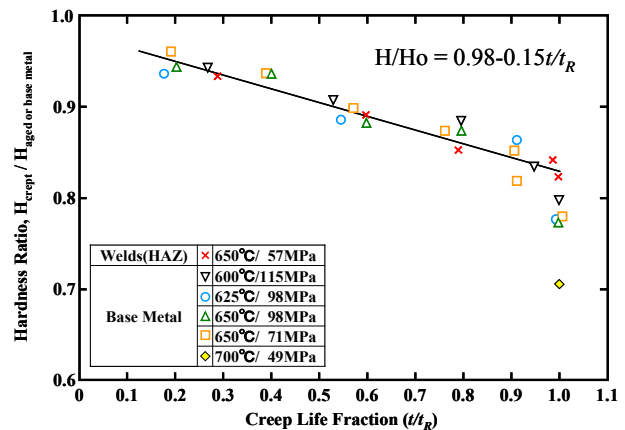
$$H/H_0 = 0.98 - 0.15t/t_R \quad \text{①-4)-7}$$

表①-4)-2 供試材の化学成分 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	Nb	V	N	B	Al
T91 (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	-	-
T91 (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
T92	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)-55 改良 9Cr 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)-56 改良 9Cr 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)-2 に示す Gr.91 鋼 (T91 (ヒート B)) の母材、W 強化 9%Cr 鋼 (T92) 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、硬さ測定および電気抵抗測定を行った。硬さ測定については、ヒート A と同様な寿命比と硬さ比および Larson-Miller パラメータと硬さとの

関係性が得られている。また電気抵抗測定については、損傷部の電位差と無負荷部の電位差との比（電位差比）と寿命比との関係性が得られている。硬さ測定および電気抵抗測定ともに現在継続中であるが、硬さ測定および電気抵抗測定によるクリープ損傷劣化過程の定量評価技術を確立しつつある。さらに、硬さ測定後の圧痕形状プロフィールと組織劣化・クリープ寿命との関連性を示唆する世界初のデータを取得した。

図①-4)-56 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)-57 で示されるように、硬さ低下量の対数は Larson-Miller パラメータに比例することがわかる。なお、赤線、青線および黒線は、それぞれ高応力クリープ試験、低応力クリープ試験、および熱時効試験についての硬さ低下量を示し、以下の式で表わされる。

$$\ln \Delta H = \ln \Delta H_0 + K_s \times (\text{LMP}) \quad \text{①-4)-8}$$

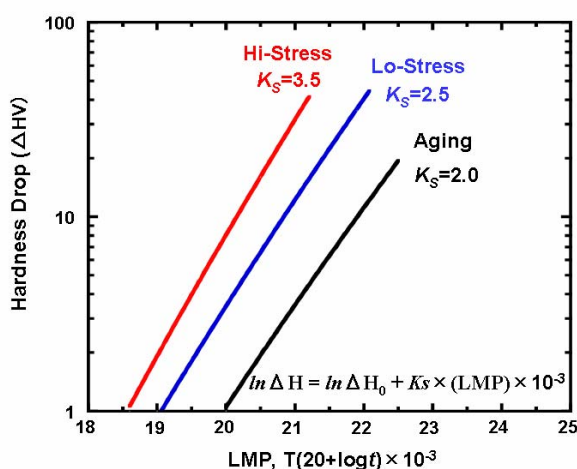
ここで、 $\Delta H$  および  $\Delta H_0$  は、それぞれ硬さ低下量および初期硬さ低下量である。 $K_s$  は係数で、高応力では 3.5、低応力では 2.5、熱時効では 2.0 であった。LMP は、 $T(20 + \log t)$  で表わされる Larson-Miller パラメータで、 $T$  および  $t$  はそれぞれ絶対温度および時間 (hour) である。

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。

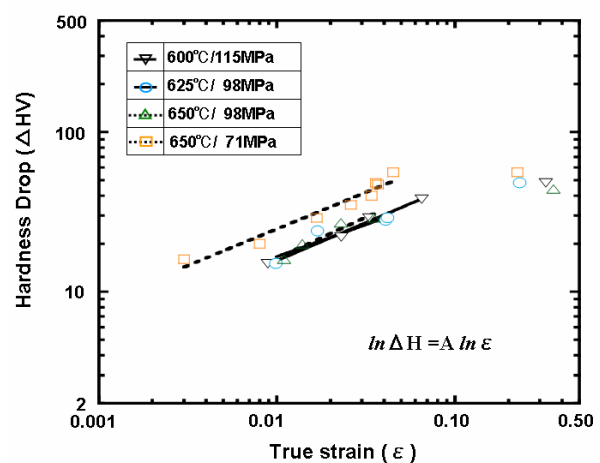
$$t/t_R = 1/0.15(0.98 - H/H_0) = 1/0.15 \{0.98 - H/\{H + \exp(K_s \times T(20 + \log t))\}\} \quad \text{①-4)-9}$$

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)-58 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



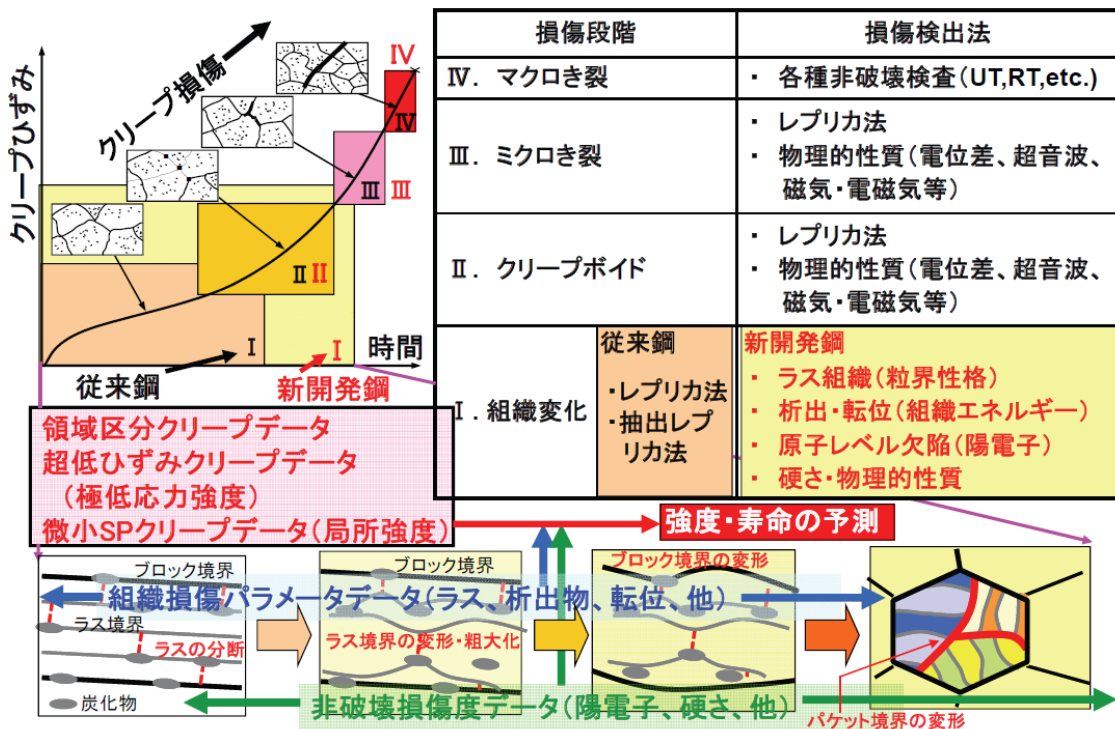
図①-4)-57 Larson-Miller パラメータと高応力クリープ、低応力クリープおよび熱時効による硬さ低下量との関係



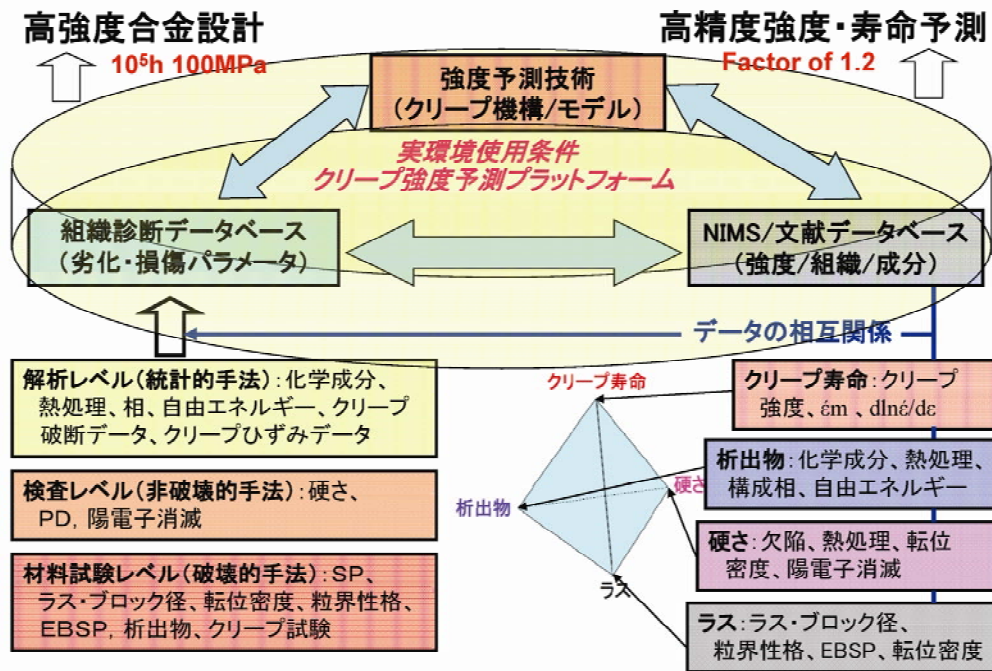
図①-4)-58 硬さ低下量とクリープ真ひずみとの関係

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。

上述したような硬さを損傷パラメータとしたクリープ寿命予測技術については、クリープ劣化・損傷の現象が非常に複雑なために、その素過程との対応が明らかではない。しかしながら、文献等でもすでに明らかになっているようにクリープ劣化・損傷とラス組織や析出物の挙動・安定性が直接関与していると考えられている。したがって、本プロジェクトで得られる組織診断データ群（微小・超低ひずみクリープ試験、組織自由エネルギー、転位密度、陽電子消滅、局所結晶方位、硬さ、電気抵抗等）および高精度クリープ強度予測技術および既存のデータ群（強度/組織/成分）の相互関係（図①-4)-59）を明らかにしたデータベースをもとに、図①-4)-60に示すようなクリープ強度予測プラットフォームの構築を図っている。



図①-4)-59 プラットフォームデータベースの相互関係



図①-4)-60 高精度クリープ強度予測プラットフォームの構築

①-4)-4 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研究開発を目的として、次の中間目標および最終目標を設定し、以下の成果が得られた。

中間目標：

- ・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
- ・溶接継手のクリープ特性と組織劣化パラメータをリンクできるプラットフォームの構築

最終目標：

- ・溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上、10 万時間クリープ強度 100MPa の 700℃級プラント用耐熱材料の合金設計指針の提示
- ・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>

1. 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を世界で初めて明確化し、中間目標の達成に目処を得た。
  - (1) 650℃用フェライト系耐熱鋼として、高B低Nと粒界強化モデルを提案し、固溶BとMX相の析出制御で母材強度を向上、B/N比最適化で溶接継手部強度係数 0.7 以上、かつ 650℃、3 万時間クリープ破断強度 100MPa の中間目標を達成見込み
  - (2) 700℃用オーステナイト系鋼として、金属間化合物粒界析出強化鋼

(18Cr-30Ni-3Nb 鋼) を提案し、平行相を用いた粒界析出制御による設計指針を確立、700°C、3 万時間クリープ破断強度 100MPa の中間目標を達成見込み  
2. 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プロトタイプを提案し、中間目標の達成に目処を得た。

- (1) 組織パラメータによる新劣化診断法として、
- ・溶接継手部のクリープ強度低下を組織自由エネルギーの時間変化として数値化に成功し、新しい組織劣化パラメータを提示
  - ・局所方位解析による新しい組織劣化診断技術を確立するとともに極低ひずみ速度バネクリープ試験機（従来の 1/10 のクリープ速度）を完成し、実機応力を模擬できるクリープ変形評価法を構築
  - ・陽電子消滅法を用いて、世界初のクリープ損傷高温その場モニタリング装置を開発し、新しいクリープ特性評価法を確立
  - ・φ3mm X t0.25mm の極小試験片を用いた世界最小スモールパンチ試験装置を開発し、溶接継手局所組織に対応したクリープ特性評価法を確立
- (2) 新強度予測法と強度評価データベースによるプラットフォーム構築として、
- ・長時間クリープ強度の過大評価原因を組織変化の速度論から解明し、寿命推定精度 Factor of 1.2 を達成する方法論を提案
  - ・既存鋼の強度機能安定性に及ぼす組織因子を解明するとともに、クリープ劣化損傷過程の定量評価を行い、組織診断プラットフォームのアルゴリズムを提案し、プロトタイプを完成

#### ①-4) - 5 最終目標に向けた今後の取組み

最終目標の達成のための課題は、次の 2 点である。

- (1) 700°C 級プラント用耐熱材料の合金設計のための 10 万時間、100MPa の強度達成
- (2) Factor of 1.2 の高精度クリープ強度推定のための組織診断プラットフォームの完成

これらの課題解決のための具体的な道筋は次のとおりである。

- (1) の課題に対し、
- ・650°C 用フェライト系鋼については、これまでに開発した 9Cr 鋼 (B、N 制御) の長時間クリープ試験とクリープ中の組織解析による組織安定化指針の確立
  - ・700°C 用オーステナイト系鋼については、長時間クリープ試験の継続実施による 10 万時間強度の推定と組織解析結果に基づく組織制御を駆使した粒内・粒界強度のバランスの最適化
- (2) の課題に対し、
- ・対象材料・対象条件の拡大・蓄積によるデータベース (組織自由エネルギー、局所方位解析、陽電子消滅寿命、スモールパンチクリープデータ) の拡充
  - ・組織と強度のリンクのための高性能ソフト開発と試行 (領域区分法による強度推定を含む)
  - ・パラメータの相互関係を明瞭にする検量線ダイヤグラムの開発・作成 (共通試

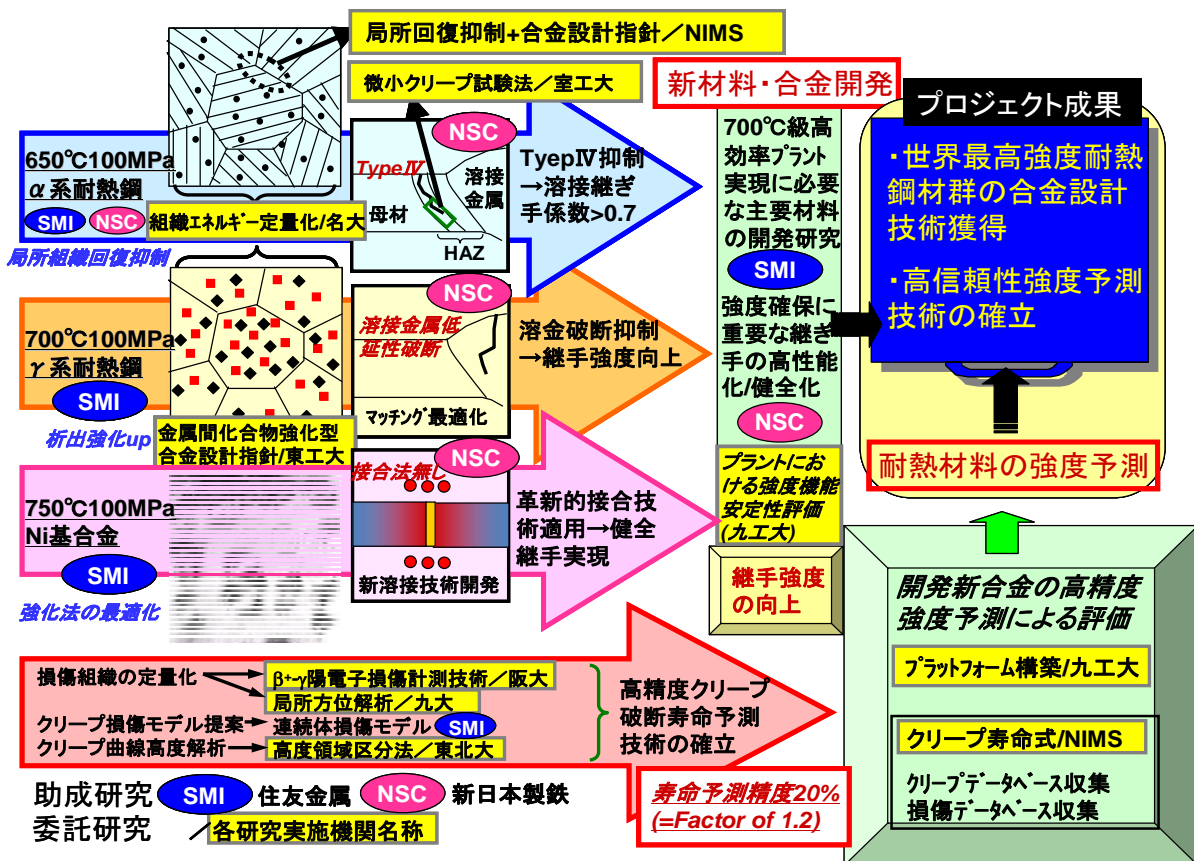


料のデータによる各種方法の最適組み合わせ法の開発、既存鋼、開発合金の極低ひずみ速度クリープ変形機構データ、高温その場クリープ損傷データ、機能安定性の評価データの合金設計への反映)

- ・データベースを用いた Factor of 1.2 の実証解析(助成研究成果のフィードバック)

補足

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－



参考文献

- ①-4)-1 田淵正明, 近藤雅之, 本郷宏通, 渡部 隆, 殷 福星, 阿部富士雄: 材料, 54 (2005), 162.
- ①-4)-2 竹山雅夫: 金属, 76 (2006), 743.
- ①-4)-3 竹山雅夫: 第 194・195 回西山記念技術講座「CO<sub>2</sub>削減に向けた耐熱鋼高温化の最近の進展」, 日本鉄鋼協会, (2008), 1.
- ①-4)-4 Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys, eds. by G. V. Raynor and V. G. Rivlin, The Institute of Metals, (1988).
- ①-4)-5 T. Sugiura, S. Ishikawa, T. Matsuo and M. Takeyama: Materials Science Forum, 561-565 (2007), 435.
- ①-4)-6 杉浦友章: 修士論文 (2008), 東京工業大学
- ①-4)-7 長谷部優作, 石川茂浩, 松尾孝, 竹山雅夫: 第 67 回日本熱処理技術協会講演大会概要集, (2009), 13.

- ①-4)-8 橋詰直也, 高田尚記, 松尾孝, 竹山雅夫: 学振第 123 委員会研究報告, **49** (2008), 151.
- ①-4)-9 倉田桂一, 高田尚記, 松尾孝, 竹山雅夫: 学振第 123 委員会研究報告, **49** (2008), 379.
- ①-4)-10 田中秀雄, 村田正治, 上平一茂, 山崎政義, 木村一弘, 阿部富士雄: 学振第 123 委員会報告書, **47** (2006), 31.
- ①-4)-11 R. Viswanathan, J. Singeldecker, J. Hawk and S. Goodstein: Proc. ECCC Conf., eds. by I. A. Ashibi and S. R. Holdsworth, (2009), 31.
- ①-4)-12 T.Kunieda, M.Nakai, Y.Murata, M.Morinaga and T.Koyama: ISIJ Int., **45** (2005), 1909.
- ①-4)-13 K.Takeda, K.Yamashita, Y.Murata, T.Koyama and M.Morinaga: Mater. Trans., **49** (2008), 479.
- ①-4)-14 牧正志, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1978), 852.
- ①-4)-15 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)-16 白井泰治: まてりあ, **37** (1998), 61.
- ①-4)-17 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)-18 P.Chalermkarnnon, 河口恭寛, 荒木秀樹, 白井泰治: 日本金属学会誌, **66** (2002), 1293.
- ①-4)-19 S. Komazaki, T. Kato, T. Nakata, A. Gatsenko and Y. Kohno: Proc. of the 2nd International ECCC Conference, Zurich, April 21-23, 2009, 1102.
- ①-4)-20 高温変形特性データ集, 社団法人日本鉄鋼協会, 東京, (1994), 117.
- ①-4)-21 SGTE (Scientific Group Thermodata Europe) Solution Database, ed. by B. Sundman, Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden.
- ①-4)-22 K. Inoue, N. Ishikawa, I. Ohnuma, H. Ohtani and K. Ishida: ISIJ Int., **41** (2001), 175.
- ①-4)-23 K. Hamada, K. Tokuno, Y. Tomita, H. Mabuchi and K. Okamoto: ISIJ Int., **35** (1995), 86.
- ①-4)-24 K. Suzuki, S. Kumai, Y. Toda, H. Kushima and K. Kimura: ISIJ Int., **43** (2003), 1089.
- ①-4)-25 角屋好邦, 志水悦郎: 鉄と鋼, **85** (1999), 827.
- ①-4)-26 F. Masuyama: Int. J. Pressure Vessels and Piping, **83** (2006), 819.

## 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 背景

#### (a)研究背景

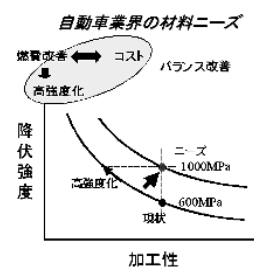
自動車などの軽量化・燃費改善のための鍛造部品の更なる高強度化が求められている。高強度化の阻害要因である被削性との両立が不可欠であり、そのために、同一成分で加工熱処理を駆使して、必要な箇所を高強度化し、それ以外は被削性のために軟質化する傾斜機能付与技術の確立が求められている。強化部は従来以上の強度を出しながら、強度をそれほど必要としない箇所には相応の強度を持たせるという鍛造部品として望む強度分布を付与する有望な手法として析出制御と結晶粒制御が考えられ、本研究開発においてはそれら2つの技術の練成により高強度化・傾斜機能付与技術の確立を目指す。図②-1)-1に研究概要を示す。

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、降伏強度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。そのためにはVC相界面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。

従来の制御圧延においては結晶粒制御に関して十分な技術の蓄積があるが、鍛造では小減面で大ひずみの導入が可能であるという点を利用した、新たな結晶粒制御方法の確立が望まれている。結晶粒微細化による強化が実現できれば、析出強化を重畳させる前のベース強度向上という点で極めて望ましく、靱性の確保や添加V量の低減などの効果が期待できる。自動車用鍛造部品のニーズとして、靱性、疲労強度の増大および剛性の向上などが同時に要求されており、これに対し、熱力学をベースにした相変態と析出現象の理論的定量化が達成され、ナノサブミクロンスケールで組織を制御したマトリックス+析出強化によって、高剛性で、かつ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

### 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

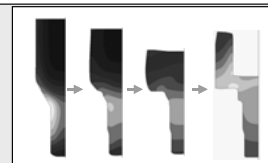
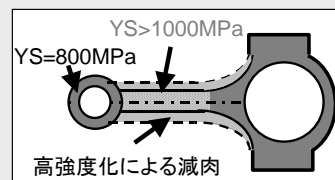
#### 1. 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

⇒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パーティク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 「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」背景

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。

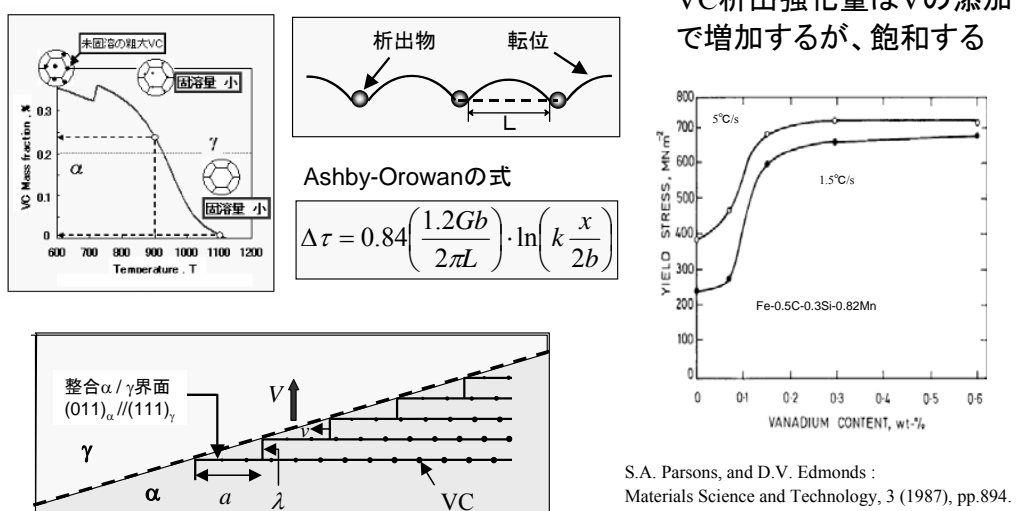
### (b) 従来知見

従来研究では中炭素鋼に V を 0-0.6wt% 添加した鋼種について空冷材、等温変態材の組織と強度の関係に関する結果が明らかになっている。図②-1)-2 に VC 析出強化量と V 添加量の関係の従来知見を示す。V 添加中炭素鋼の空冷材の強度測定では 0.3wt% 以上の V 添加により降伏強度が飽和することが報告されており<sup>②-1)-1</sup>、ベイナイトの形成が原因であると考えられている。高強度化のためには冷却速度を制御し、ベイナイト変態を抑制する必要があることを示している。本研究においては加工付与によりフェライトパーライト変態を促進することによるベイナイト変態抑制方法の確立と、フェライトパーライト組織の得られる冷却条件の範囲の解明という成果が得られた。

また従来研究において等温変態材の強度についても調査が行われているが、変態温度のみで析出強化量が議論されており<sup>②-1)-1</sup>、微細な VC 相界面析出物の定量評価や保持時間依存性の議論はなされていない。本研究では新たに VC 相界面析出の定量評価手法を確立することにより、変態温度が低いほど（600℃付近）微細な VC 析出が得られ、析出強化量が增大することが分かった。また保持時間依存性についての調査では変態完了後の時効により析出強化量が最大となる点があることを発見し、析出強化量の更なる増大の可能性を見出した。従来研究においては無加工材の強度測定が主流であり、変態温度が高いほど析出強化量が低下する結果が得られており、VC 析出物の粗大化が原因であると考えられてきた。本研究では加工

#### VC相界面析出による強化

→析出強化量はオーステナイト化温度と変態温度で制御可能



S.A. Parsons, and D.V. Edmonds :  
Materials Science and Technology, 3 (1987), pp.894.

図②-1)-2 従来知見

付与による保持時間の最適化に着目して研究を行い、変態温度が高い場合においても熱処理時間短縮により析出強化量を確保できるという新たな知見が得られた。この結果は変態温度が高い場合においても相界面析出した直後においては VC 析出物が微細であり十分な析出強化量が得られるが、変態完了までの保持により VC 析出物の粗大化が起こり、析出強化量が減少するというを示している。

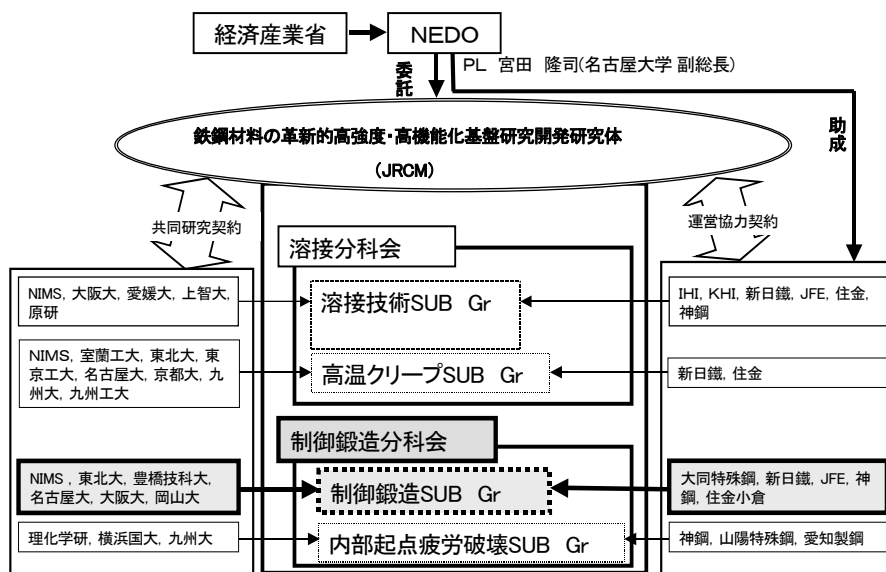
#### 参考文献

②-1)-1 S.A. Parsons, and D.V. Edmonds : Materials Science and Technology, 3 (1987), pp.894.

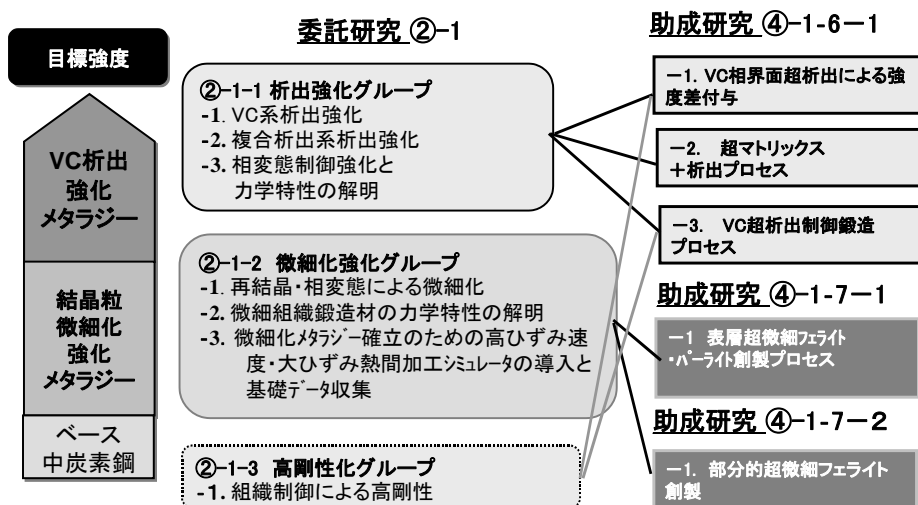
②-1) - 2 研究開発の実施体制

「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②-1)-3に示す。

「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」では析出強化、組織微細化強化、高剛性化の3つのテーマについて、図②-1)-4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、研究集約化のため一部研究項目の中止を決定することになり、それに伴い研究機関も減少した。



図②-1)-3 制御鍛造サブグループの研究開発実施体制



図②-1)-4 「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」研究体制

②-1) - 3 開発目標の達成状況

「母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示」という中間目標に対しては順調に成果が得られており、今年度中に目標を達成見込みである（表②-1)-1）。

析出強化を利用した高強度化については順調に成果が得られており、「VC 相界面析出の定量化手法の確立と定量化」、「加工付与による保持時間短縮による析出強化量確保」、「析出強化を用いた高強度化方策の明確化」といった成果が得られており、得られた知見は企業の実用化研究での降伏強度 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 1μm 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 1.5μm 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。

研究開発項目	中間目標	最終目標	成果	達成状況	最終目標の達成に向けた今後の取り組み
②-1)鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究	母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示	降伏強度1000MPa以上でオーステナイト域(900℃)加工でフェライト粒2μm以下、フェライト域およびフェライト+オーステナイト域加工でフェライト粒1μm以下の超細粒の実現 → (技術推進委員会の提言を受けた読替目標(案)) 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	VC析出の定量的評価手法を新たに確立した。VC析出強化は低温ほど大きいこと、等温変態では析出強化を最大にする保持時間が存在すること、加工による変態促進により高温でもVC析出強化を大きくできることを示した	◎	開発プロセスにおいて高強度化と傾斜機能化を達成可能な制御指針を提示し、実鍛造プロセスにおいて降伏強度1000MPa以上を達成する

投稿論文：3件（H21年度 4件計画中）

表②-1)-1 「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」開発目標達成状況

## ②-1) - 4 検討内容

### ②-1) - 4 - 1 VC析出制御による高強度化

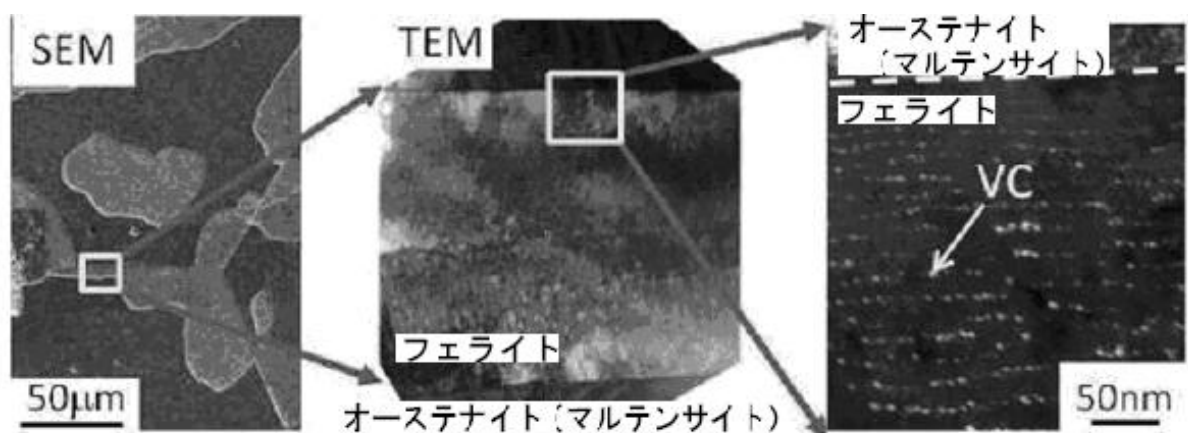
VC相界面析出による中炭素鋼の高強度化機構の解明を目的として、相界面析出VCの分布の定量評価法の確立とVC相界面析出組織の定量化による高強度化指導原理の明確化を行い、助成事業の降伏強度1000MPa達成に貢献した。

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) - 4 - 1 - 1 相界面析出VCの定量化技術の確立

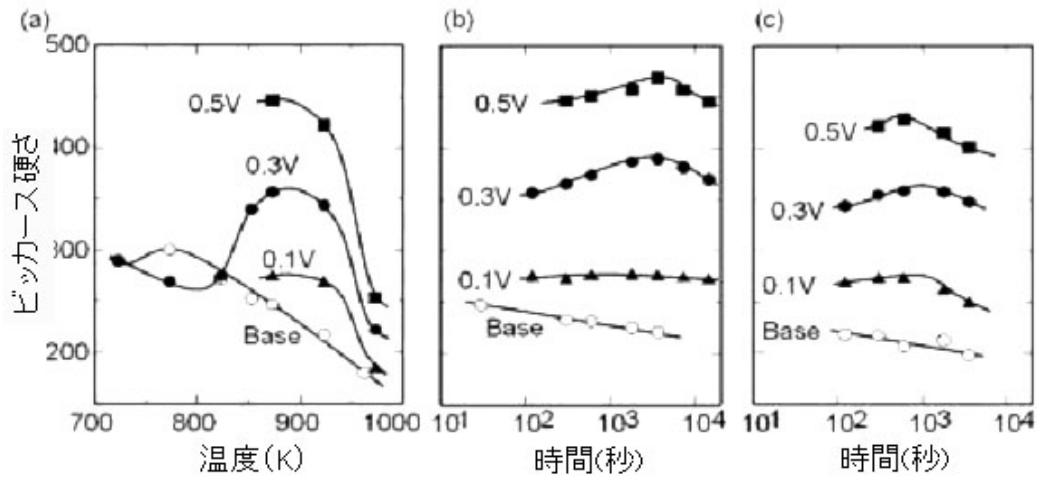
V添加中炭素鋼でのVC析出は主にフェライト・パーライト変態に伴う相界面析出によって起こるため、低倍率でのフェライト・パーライト相変態組織の観察と高倍率でのVC析出組織の調査を同一視野で行い、VC析出粒子を定量化できる観察手法を確立することが不可欠である。以上の問題点を考慮してV添加による硬度上昇をもたらす微細組織変化を明らかにするため、SEM/EBSD/FIBおよびTEM観察を複合的に組み合わせた組織解析手法を確立した。図②-1)-5は973Kでの変態途中で焼き入れたV添加中炭素鋼のSEMおよびTEM写真である。これを例に、相界面析出VC組織の定量化方法の概略を示す。

- 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の右のTEM写真参照）、得られた暗視野像から画像処理および粒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。



図②-1)-5 SEM/FIB/TEM観察を組み合わせたVC定量化方法の流れ





図②-1)-6 (a)変態完了直後の硬度の変態温度依存性、(b)873K での変態後の保持に伴う硬度変化、(c)923K での変態後の保持に伴う硬度変化

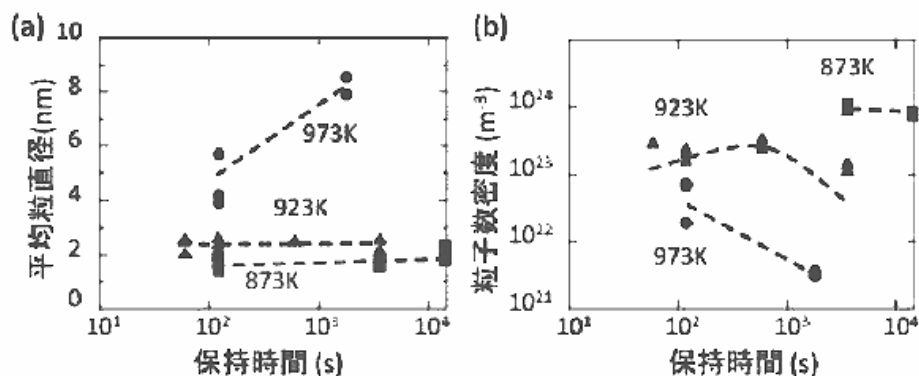
- d. 同一視野から得た収束電子線回折図形を解析して、観察視野の局所的な試料膜厚を測定する。

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) - 4 - 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)-6 (a)に各合金における種々の温度での変態直後の硬度を示す。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。図②-1)-6 (b)、(c)は 873K および 923K で変態完了後さらに等温保持を行った際の硬度変化を表している。いずれの温度でも S45C 材の硬度は保持時間が長くなるにつれ単調に減少するのに対して、V 添加材では時効による硬度上昇が明瞭に見られる。添加 V 量の増加および保持温度の低下に伴いピーク硬度は高くなる。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。変態前加工の影響を調べるため、変態温度または 1173K で 40%までの加工を施した 873 および 923K 変態材の硬度を調べた結果、873K では加工温度、加工度に関わらず変態前加工により V 添加材の硬度は増加することが分かった。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)-7 定量化した VC 析出粒子の(a)平均粒子直径、(b)粒子数密度

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)-7 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。変態温度の低下に伴って平均相界面シート間隔の減少も認められた。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 粒子の粗大化が起こっていることが分かる。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。また、V 添加量の増加により同一熱処理条件においても VC 析出の粒子密度が高くなることが確認された。

#### ②-1) - 4 - 1 - 3 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 H21 年度で研究を終了する。

#### ②-1) -4-1-4 まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

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。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降伏強度 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)。今後さらに実鍛造プロセスにおける VC 相界面析出による高強度化原理を解明すると共に、析出強化機構を考える上で重要となる変形を担う運動転位と VC 粒子との相互作用を調べるため、TEM 内引張ホルダーを導入し、微細炭化物が析出した試料を用いて変形時の組織変化を調査中である。

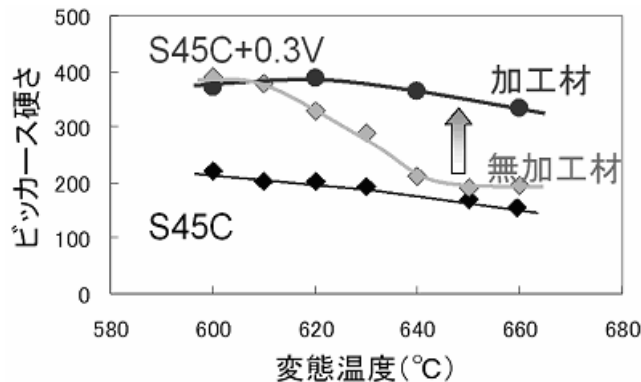
②-1) - 4 - 2 相変態制御による析出強化量最大化

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研究を行い、変態温度制御、加工付与による保持時間短縮による析出強化量確保のための指針を提案し、助成事業の降伏強度 1000MPa 達成に貢献した。

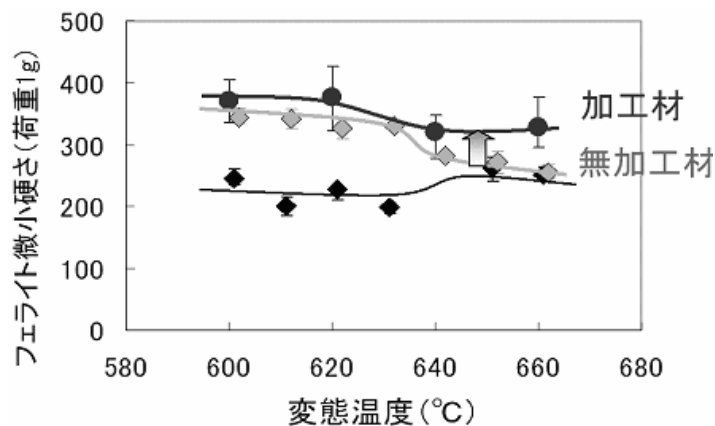
a. 等温変態材の析出強化量の測定

V 添加中炭素鋼の組織・析出制御を利用した強化方法を明らかにするため、「全自動変態記録測定装置」と「熱間加工再現試験装置」を用いて作製した等温変態材の組織・力学特性について調査を行った。図②-1)-8 に等温変態材のビッカース硬さを示す。S45C の無加工材の高温での強度の低下は、フェライト分率の増加、フェライト粒径の増加、パーライトラメラ間隔の増加などが原因として考えられる。ただ強度の低下は 50Hv 程度であり、0.3wt%V 添加による析出強化量約 200Hv と比較すると小さく、V 添加鋼の強度確保には析出強化量の制御が効率的であるということを示している。V 添加鋼の無加工材では高温保持で明らかに析出強化量が減少しているが、加工付与材では強度低下が抑制されている。これは加工付与により変態が促進されることで保持時間を短縮することが可能となり結果として VC 析出物の粗大化が抑制されたためであると考えられる。

「超微小硬さ試験機」でフェライト部の微小硬さを測定した結果を図②-1)-9 に示す。V 添加



図②-1)-8 等温変態材の強度



図②-1)-9 等温変態材のフェライト強度

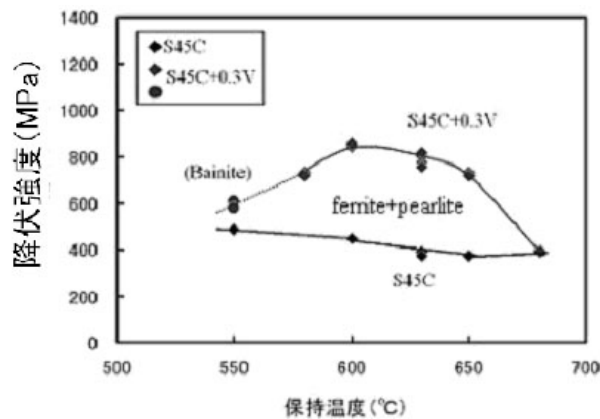
鋼の無加工材では高温側でフェライト部の析出強化量が明らかに減少しているが、加工付与により低下が抑制されていることが分かった。パーライト微小硬さの結果においても同様の傾向が見られた。

b. 等温変態材の降伏強度測定

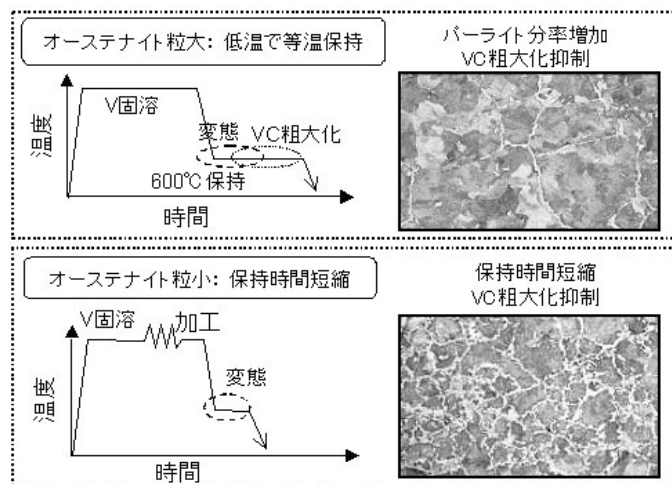
「熱間加工再現試験装置」を用いて作製した、温度・加工履歴を制御した試験片から微小引張試験片を採取し、引張試験を行う手法を確立した。等温変態材の降伏強度を測定した結果を図②-1)-10 に示す。V 添加鋼の降伏強度は 600℃等温変態で最大となっているが、ベイナイトでは強度が大幅に低下しておりベイナイト変態を抑制する必要があることが分かった。

c. 析出強化最大化方策

S45C+0.3wt%V 鋼に関する析出強化最大化方策を図②-1)-11 に示す。V 添加鋼の無加工材（オーステナイト粒粗大）ではベイナイト変態を抑制するために等温保持が必要であり、保持温



図②-1)-10 無加工材の降伏強度



度は強度が最大となる 600°Cが望ましい。逆に加工材（オーステナイト粒微細）では保持時間を短くし、VC 析出物の粗大化を抑制することが望ましいことが分かった。

d. まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

従来、V 添加中炭素鋼の強度は無加工材の等温保持で調査が行われており、加工材についての研究はほとんど行われていなかった。特に本研究では加工付与による変態時間の短縮が析出強化量に大きく影響を与えることを発見し、析出強化量は変態温度だけでなく変態時間に大きく影響されることを示した。

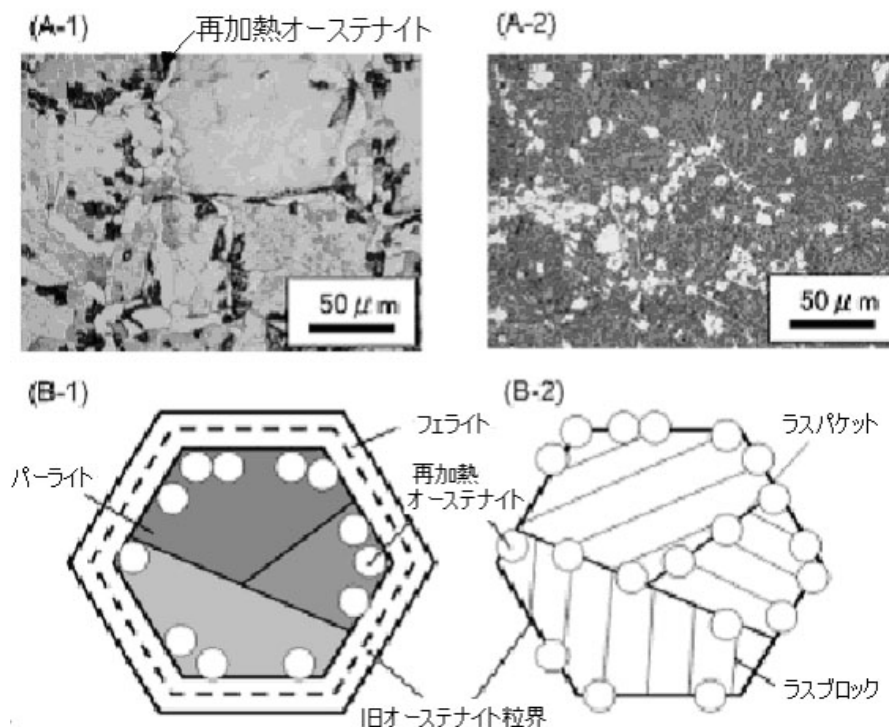
以上、加工熱処理が析出強化に及ぼす影響を明確にし、助成研究における VC 析出強化を利用した降伏強度 1000MPa 達成に貢献した。今後さらに実鍛造プロセスで用いられる変態前加工などの高強度化原理を解明するとともに、逆に非強化部に用いるための析出強化量を低減するための方策についても研究を行う。

### ②-1) - 4) - 3 組織微細化による高強度化

結晶粒微細化条件の明確化と微細化による高強度化の研究を行い、マルテンサイトからの逆変態、過冷オーステナイトの大ひずみ加工による超微細粒組織の作製と原理の解明を行った。助成事業の高強度化達成に貢献した。

#### a. 逆変態を用いた組織微細化メカニズムの解明

最終のフェライト組織を細粒化するためには、まずオーステナイト結晶粒を微細化することが必要である。本研究項目では、一旦フェライトを基地組織とする低温相に相変態した材料が、復熱あるいは加工発熱によってオーステナイトへ逆変態することを想定し、逆変態によるオーステナイト細粒化に関する研究を行った。中炭素鋼を逆変態させた場合の初期組織の観察例が図②-1)-12 である。逆変態前の組織としてフェライト・パーライトとマルテンサイトを想定し、逆変態時のオーステナイト核生成サイトを調査した。フェライト・パーライト組織を母材とした場合は初析フェライトとパーライトの界面から核生成している (A-1) のに対して、マルテンサイトでは旧オーステナイト粒界とラスパケット境界からの核生成が観察された。模式図を図②-1)-12 (B)に示す。マルテンサイト中には多くの大傾角粒界が存在するために逆変態時のオーステナイト核生成が促進されるため、フェライト・パーライト組織よりもオーステナイト粒径が微細化される。このことから逆変態前組織としてはマルテンサ



図②-1)-12 逆変態を用いた組織微細化メカニズム概念図

(A) 逆変態後の組織(1:フェライト、パーライト、2:マルテンサイト母相)

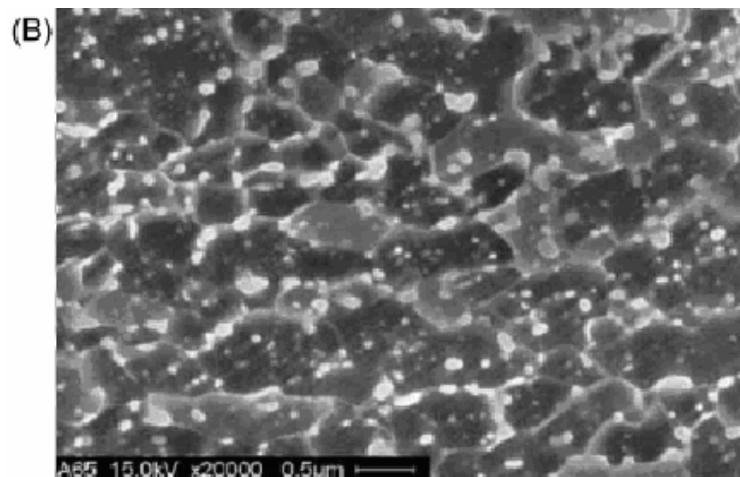
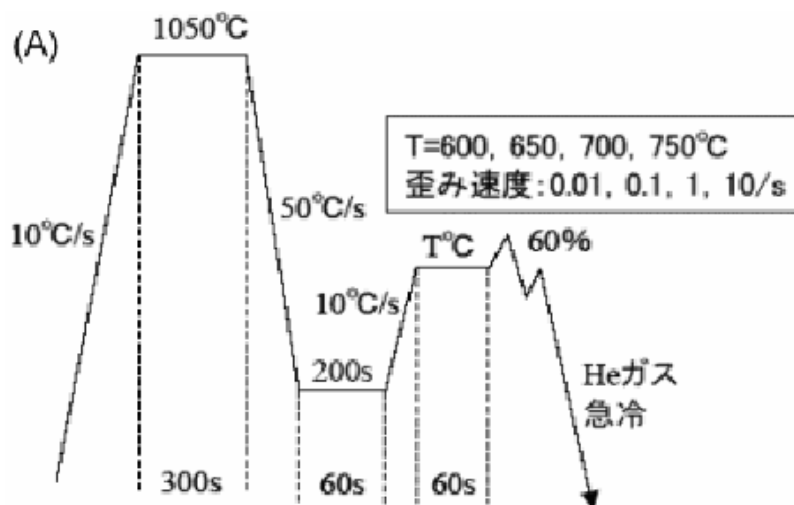
(B) 逆変態時のオーステナイト核生成サイト概念図

イト組織が有効であることから分かった。

得られた成果をもとに実際にマルテンサイト組織からの逆変態を用いて実際に超微細組織を作製し、中間目標や最終目標の達成の見込みを得た。

#### b. 逆変態を用いた超微細粒組織の作製

マルテンサイト組織からの逆変態が組織微細化に非常に有効であることが判明したので、中炭素鋼のラボ材を用いて図②-1)-13 に示す加工熱処理条件を用いて微細組織を作製した。その結果0.6%C鋼の650°C加工材において結晶粒0.5 $\mu\text{m}$ 以下のフェライト・セメンタイト組織が得られた。降伏強度換算で900MPa相当の硬さが得られており、ベース材の強化としては十分な強度を達成した。



図②-1)-13 逆変態を用いた逆変態を用いた超微細粒組織の作製

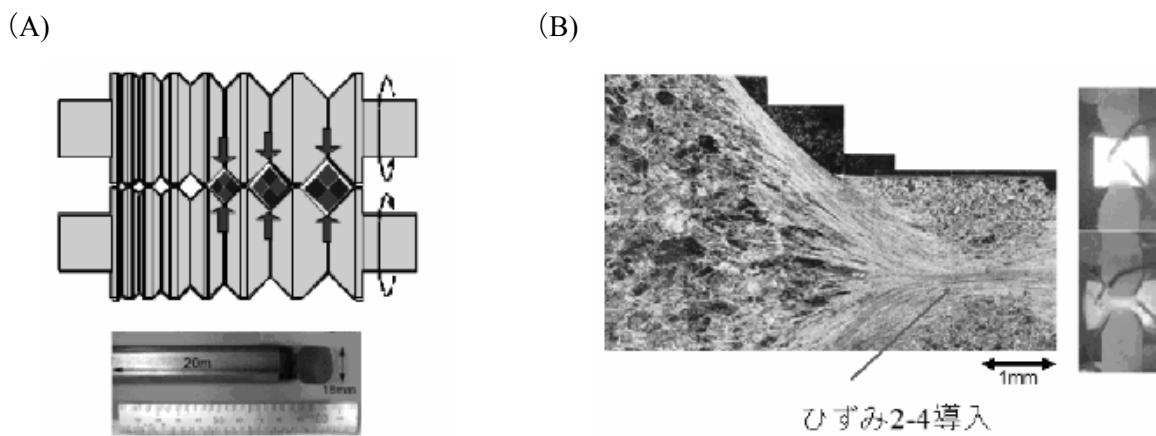
(A) 加工熱処理パターン

(B) 650°C加工により作製した結晶粒0.5 $\mu\text{m}$ 以下のフェライト・セメンタイト組織



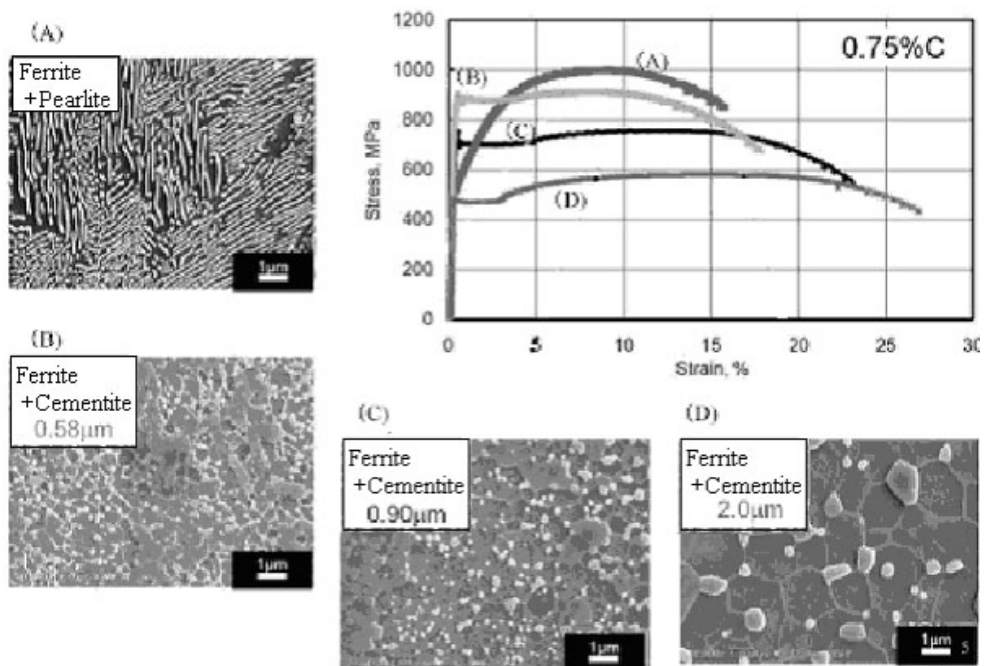
c. 微細組織の力学特性解明

組織微細化による強度上昇を目的として、微細組織の作製と力学特性の測定を行った。図②-1)-14 に微細組織形成方法の概要を示す。本検討項目では 2 種類の微細組織形成方法を採用した。温間溝ロール圧延では微細フェライト・セメンタイト組織が、25 トン圧延鍛造シミュレータでは微細フェライト・パーライト組織が得られる。図②-1)-15 に S75C 鋼について温間溝ロール圧延で作製した微細組織の応力-ひずみ曲線を示す。フェライト・パーライト組織と比較してフェライト・セメンタイト組織の方が同一の引張強度レベルで比較すると降伏強度が高いことから、フェライト・セメンタイト組織の微細化が降伏強度の強化に有効であるということが分かった。また  $0.58\mu\text{m}$  の微細フェライト・セメンタイト組織では降伏強度  $900\text{MPa}$  が得られている。



図②-1)-14 微細組織作製方法の概要

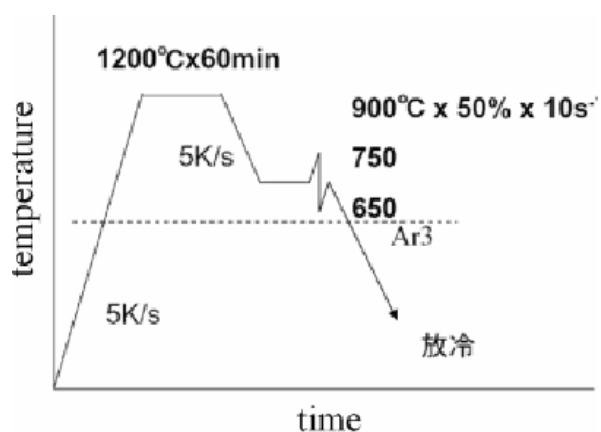
(A)温間溝ロール圧延 (B) 25 トン圧延鍛造シミュレータ



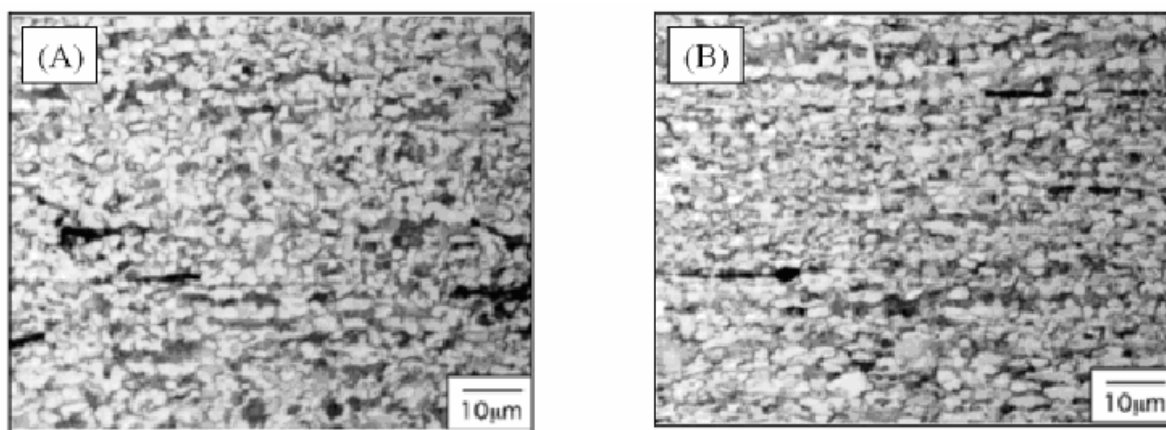
図②-1)-15 微細組織の強度特性

#### d. 過冷オーステナイトの大ひずみ加工を用いた超微細粒組織の作製

前節で得られた結果のように降伏強度上昇という観点ではフェライト・セメンタイト組織が最も有効であるが、実用鍛造プロセスにおいてはフェライト・セメンタイト組織の作製は非常に困難であり、組織微細化という観点では過冷オーステナイトの大ひずみ加工を用いた微細フェライト・パーライト組織が現実的である。そこで図②-1)-14 (B)の 25 トン圧延鍛造シミュレータで S45C、S45C+0.3%V 鋼について微細フェライト・パーライト組織を作製し、その力学特性について調査を行った。加工熱処理条件を図②-1)-16 に、650°C加工により得られた組織を図②-1)-17 に示す。1-1.5 $\mu\text{m}$  の微細なフェライト・パーライト組織が得られており、降伏強度は S45C 鋼で 570MPa、S45C+0.3%V 鋼で 870MPa が得られた。析出強化と微細化強化を両立した組織を作製することに成功した。



図②-1)-16 25 トン圧延鍛造シミュレータを用いた大ひずみ加工条件



図②-1)-17 650°C加工で得られた微細フェライト・パーライト組織

(A) S45C 鋼 粒径 1.5 $\mu\text{m}$ 、(B) S45C+0.3V 鋼 粒径 1 $\mu\text{m}$


#### e.まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

低炭素鋼の制御圧延を利用した結晶粒微細化については既に多くの研究例が存在するが、本研究の対象は中炭素鋼であり再結晶速度や臨界ひずみが低炭素鋼と異なる点、鍛造では大ひずみ、高ひずみ速度を利用できる点が従来研究と異なる。本研究では中炭素鋼についてマルテンサイト組織からの逆変態と、過冷オーステナイト域の大ひずみ加工を利用した微細化を利用して、微細化のみで降伏強度 870MPa を達成した。助成研究における結晶粒微細化を利用した高強度化の達成に貢献した。平成 20 年度で微細化による高強度化の研究は終了し、今後は既に得られた知見を実鍛造プロセスへの応用展開を検討する。

②-1) - 4) - 4 まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

「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」においては各検討項目では順調に成果が得られており、「母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示」という中間目標に対しては今年度中に達成見込みである。研究集約化のため平成 21 年度から VC 析出強化に一本化して研究を行っているが、平成 22 年以降は実鍛造プロセスにおける VC 析出制御について取り組み、高強度化原理、強度傾斜機能付与原理を解明することを目標とする。各検討項目についての成果と今後の取り組みを図②-1)-18 に示す。

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

達成状況 	<p><b>【中間目標】</b> 母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示</p> <p><b>【最終目標】</b> 降伏強度1000MPa以上でオーステナイト域(900℃)加工でフェライト粒2μm以下、フェライト域およびフェライト+オーステナイト域加工でフェライト粒1μm以下の超細粒の実現</p> <p>→ (技術推進委員会の提言を受けた読替目標(案)) 降伏強度1000MPa以上を実現するVC析出形態と加工熱処理条件の明示</p>
---	---

研究開発項目	成果	最終目標に向けた今後の課題と方針	最終目標
VC析出強化による高強度化	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 V,Cu複合添加による析出強化最大化	実鍛造プロセスにおけるVC相界面析出による高強度化原理の解明	析出制御により降伏強度1000MPa以上の強度の実現
相変態制御による析出強化量最大化	変態温度制御、加工付与による保持時間短縮による析出強化量確保	実鍛造プロセスにおいて高強度化と傾斜機能化が達成可能な加工熱処理条件の提案 (多段加工プロセスへの対応、非強化部の強度制御法の考案)	

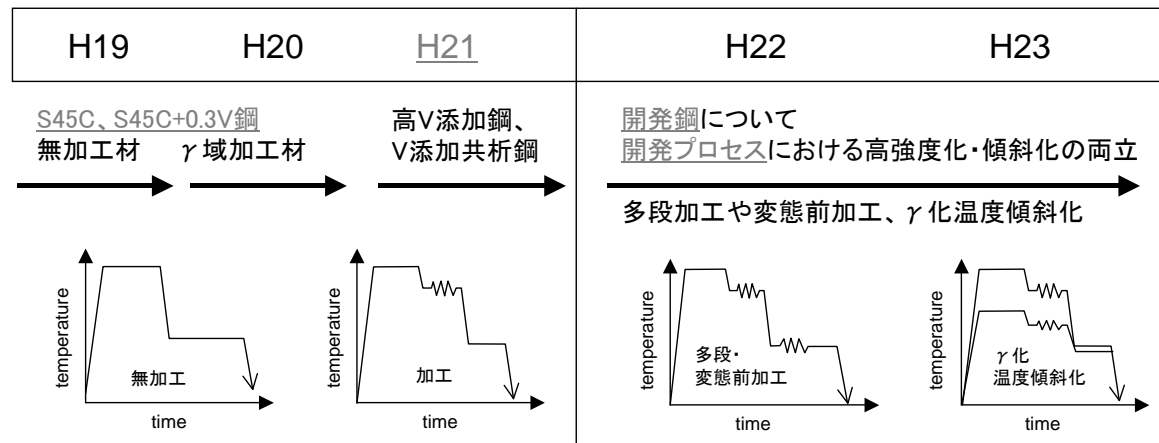
図②-1)-18 まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

図②-1)-19 にプロジェクト期間中の研究計画の概要を示す。平成 19-21 年度の VC 析出制御の検討項目ではベース鋼の S45C と S45C+0.3%V 鋼の無加工材、単純な熱間加工材の研究を行ってきた。

平成 22-23 年度はさらに V 添加量を増した鋼種に対して実鍛造プロセスを対象とした加工プロセスを想定するため、多段加工や変態前加工などの加工プロセス中での VC 析出制御や相変態制御が要求される。多段加工によるオーステナイト中での VC 析出は析出強化量を減少させることが考えられる。変態前加工はフェライト分率の増加など強度に大きな影響を及ぼす。よって実鍛造プロセスにおいて析出強化量を確保するためには多段加工や変態前加工プロセスにおける VC 析出制御は必須の研究事項であり、企業の実用化研究に大きく貢献することが予想される。

もうひとつの課題は非強化部の強度の制御方法である。これまでの研究期間においては主

に高強度化に取り組んでおり、析出強化量の低減についてはほとんど研究を行っていない。非強化部の強度制御としては、初期加熱温度を下げオーステナイト中にVを固溶させない方法や、オーステナイト中の加工誘起析出を利用する方法が考えられる。非強化部の強度制御は実用化の観点からは必須の研究事項であり、企業の実用化研究に大きく貢献することが予想される。



図②-1)-19 プロジェクト期間中の研究計画概要

## 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 背景

#### (a)研究背景

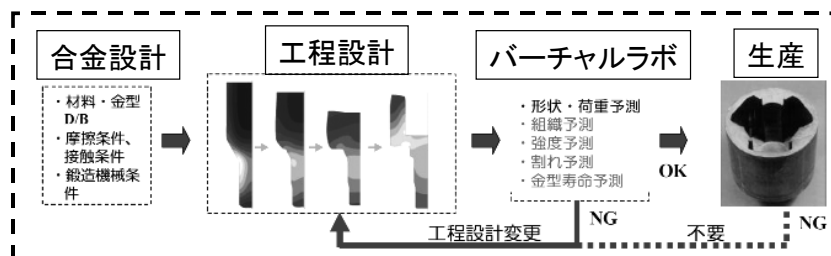
制御鍛造では、加熱温度、加工温度、ひずみ、冷却速度などの因子を制御して、目標とする強度分布を得る必要がある。本研究では、ターゲット部品を製造する際に、目標とする強度分布を得るための最適工程設計を可能とするシミュレーションシステム基盤技術の開発を行う。これにより、さまざまな鍛造部品に対して、目標とする強度分布を得るための工程設計を簡便に行うことが可能となる。

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概要を図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



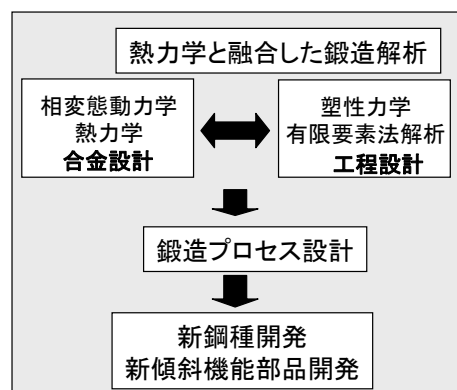
### 解決へのアプローチ

#### 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

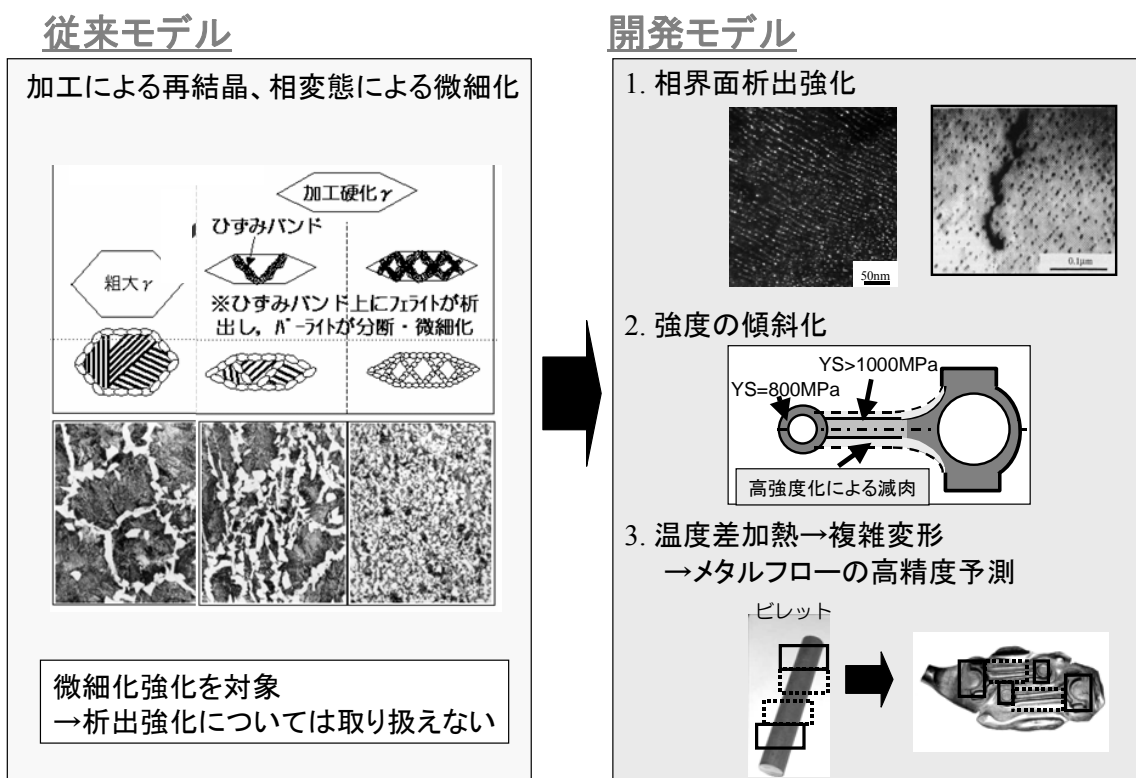
析出強化を含んだ  
「相変態動力学-熱力学」と  
「塑性力学による有限要素法解析」  
の融合による鍛造シミュレーション



図②-2)-1 「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」背景

(b)従来知見

図②-1)-2 に従来研究と開発モデルの比較を示す。鍛造用中炭素鋼の組織-力学特性分布の有限要素解析を用いたシミュレーションについては研究例があるが、再結晶や相変態などの冶金現象は影響因子の多さ、相互作用の複雑さなどから定式化が困難であり、本研究の VC 析出のように様々な冶金現象に大きな影響を与える場合には適用できない。再結晶・粒成長、VC 固溶・析出、相変態といった現象を予測可能な各モジュールを開発し、それらのモジュールを有機的に連携させることで、鍛造用の V 添加中炭素鋼に適用可能な予測システムを構築した。V 添加鋼に適用可能な点、オーステナイト化温度の傾斜化などの開発鍛造プロセスに適用可能な点が従来研究とは大きく異なる。



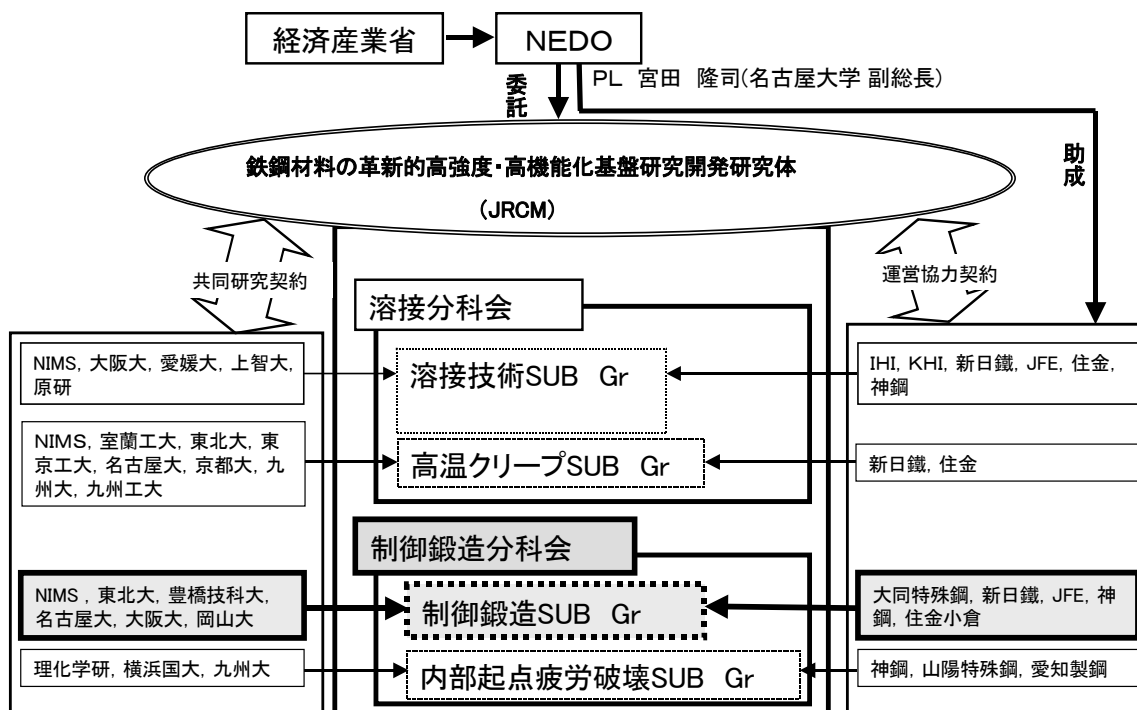
図②-2)-2 従来研究との比較

## ②-2) - 2 研究開発の実施体制

「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)-3に示す。

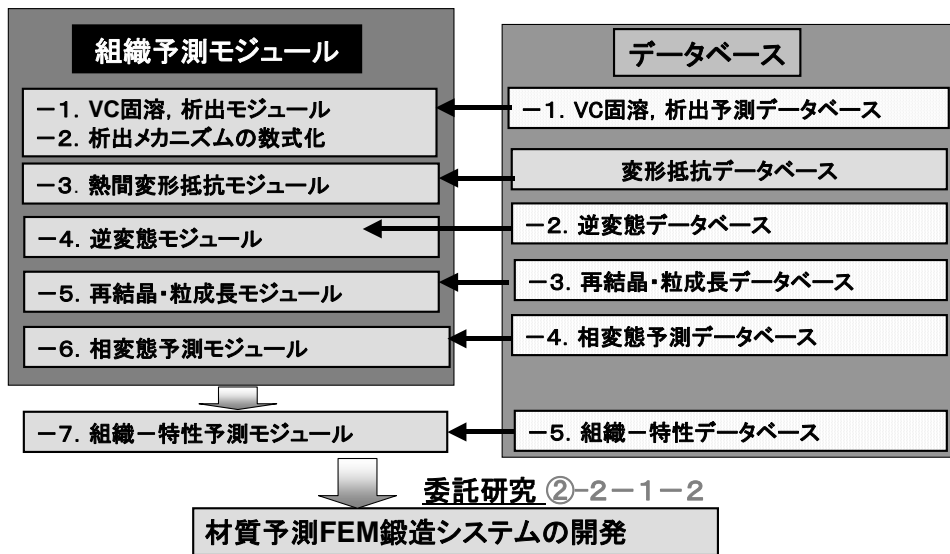
「②-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発」は各材質予測モジュール開発と材質予測 FEM (Finite element method : 有限要素法) 鍛造システムの開発に大別される。各材質予測モジュールについては図②-2)-4に示すように企業の助成研究との連携を図りつつ、効率的に研究の実施と目標の達成を遂行してきたが、平成20年度に研究集約化のためいくつかのモジュールについて研究項目の中止を決定した。

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)-3 制御鍛造サブグループの研究開発実施体制





図②-2)-4 「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

### ②-2) - 3 開発目標の達成状況

「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ていたが、鍛造用部品の力学特性の中で最も重要な降伏強度の予測が可能なシステムを今年度中に構築予定である。研究を継続して行っている「VC析出物の定量化」「相変態予測モジュールの開発」「組織-特性予測モジュールの開発」については中間目標を上回る成果が順調に得られている。研究集約化のために研究が終了した項目についても各機関で分担し、中間目標を達成予定である。

総合的には中間目標を上回る成果が得られる予定であり、今年度中にはベース鋼である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適用可能再結晶、粒成長、相変態、強度といった冶金学的現象をシミュレーション可能なシステムを構築予定である。

研究開発項目	中間目標	最終目標	成果	達成状況	最終目標の達成に向けた今後の取り組み
②-2)組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発	組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築（一般的な鍛造プロセス使用）	組織・硬さ分布予測可能なシステムの構築（開発鍛造プロセスを利用した、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のオーステナイト中、フェライト中、ならびに相界面析出予測モジュールを構築し、一般鍛造プロセスにおけるV添加非調質鋼の組織と降伏強度の分布予測可能な有限要素解析システムを構築	◎	<ul style="list-style-type: none"> <li>●開発鋼のプロトタイプ鍛造プロセスに適用可能なモジュール開発する</li> <li>●予測精度検証とモジュール間の連携強化による予測精度の向上に取り組む</li> </ul>

投稿論文：0件

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

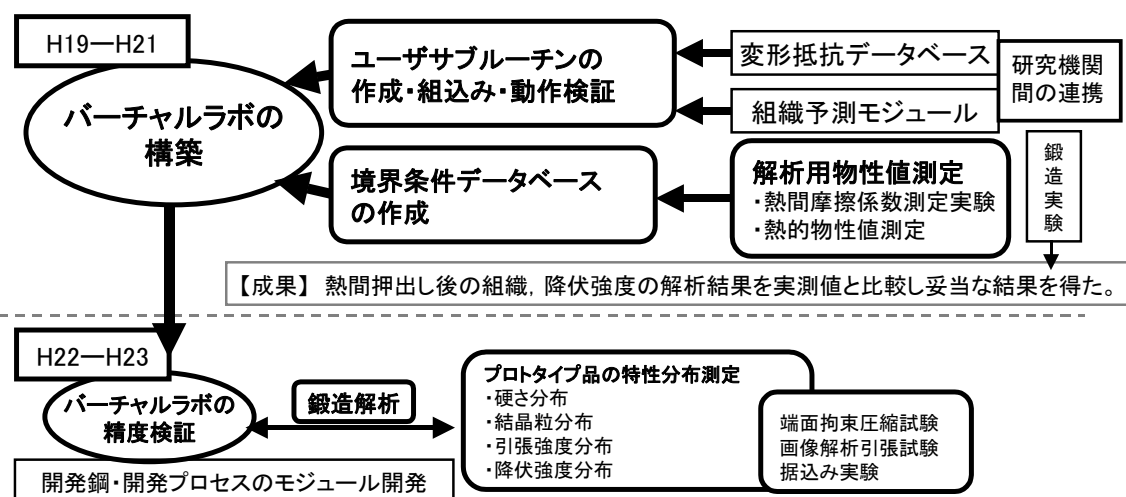
②-2) - 4 検討内容

②-2) - 4) - 1) 材質予測 FEM 鍛造システムの概要と開発状況

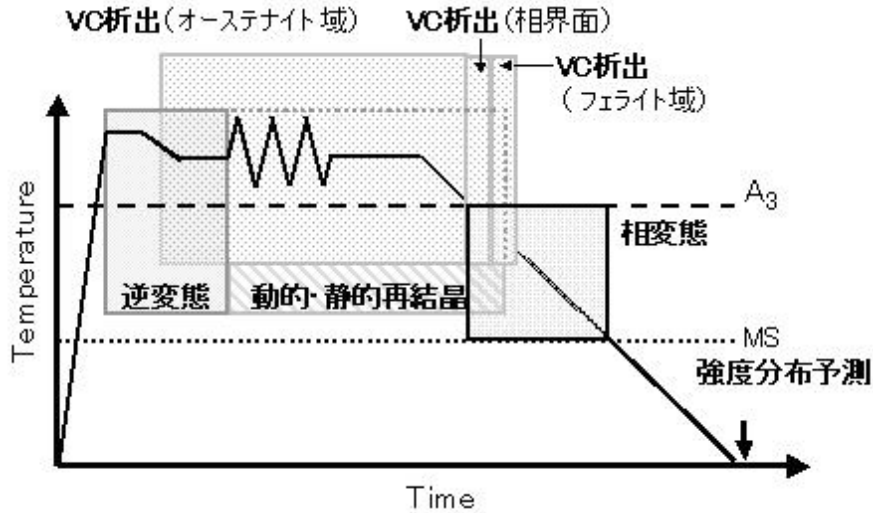
VC 析出と再結晶、相変態、強度の相互作用を取り入れた、世界初のシステム構築を目的として、ユーザーサブルーチンの作成と FEM 鍛造システムへの実装を目標通りに行い、熱間摩擦係数などの解析に必要な物性値の測定についても行った。各企業に試用版を配布し、助成事業における高強度化プロセス設計に貢献した。

a. 材質予測 FEM 鍛造システムの概要

図②-2)-5 に材質予測 FEM 鍛造システム(バーチャルラボ)構築のための実施項目を示す。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。そのため、その精査モデルをもとに主に時間に対する偏微分定式化によって得られた増分型予測式を用い、変形解析における負荷経路に沿った各種組織変化量を積算することによって組織予測を行う弱連成予測式群の簡易モデルを用いた。さらに各種予測モジュールを有機的に連携し高精度予測を検討した。各グループが導出した中炭素鋼の熱間変形抵抗(熱間変形抵抗モジュール)、鍛造における動的・静的再結晶ならびに結晶粒成長予測(再結晶・粒成長モジュール)、VC の  $\gamma$  域析出、(VC 固溶・析出予測モジュール)、フェライト、パーライトおよびベイナイト変態予測(相変態予測モジュール)、最終的な降伏強度分布予測(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)-6 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。



図②-2)-5 材質予測 FEM 鍛造システムの開発



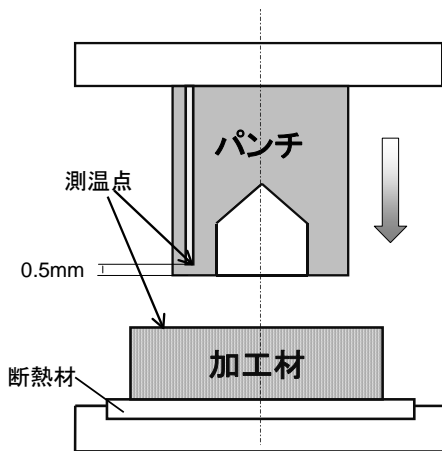
図②-2)-6 バーチャルラボモジュール群の連携

b. 解析条件

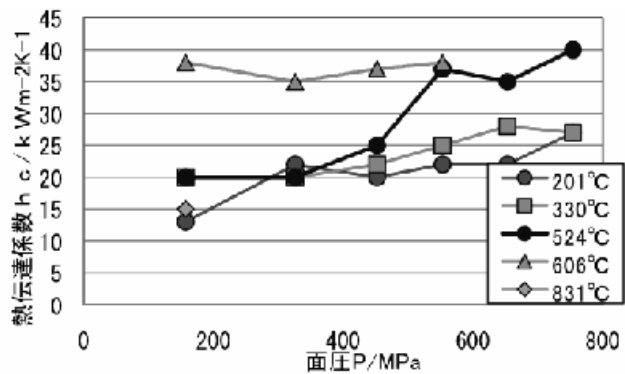
解析ソフトとして DEFORM-2D を用い、軸対称剛塑性解析として、大気温度 30°C、材料 S45C (K1 材: 素材外径 11mm、押出し比 1.8) を 1200°C で均熱した状態から鍛造温度である 1000°C、900°C まで放冷したのちにパンチ速度 200mm/s (等速) で無潤滑の条件下で前方押し出しをし、その後室温まで放冷する条件で解析した。

c. FEM 解析用物性値の測定

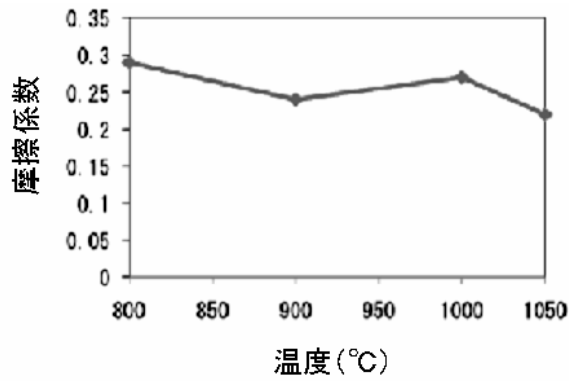
素材と工具間の熱伝達係数は、図②-2)-7 に示すような外径 12mm、内径 6mm の SKD61 リング状パンチに外径 0.3mm の K 熱電対を埋め込み、パンチ先端から 0.5mm の位置の温度の時間変化を各種の面圧レベルで実測し、あらかじめ解析で求めた校正曲線から導出した。図②-2)-8 に測定結果を示す。面圧、温度により変化することがわかる。今後データを蓄積してデータベースを作成し、システムに組み込む予定である。



図②-2)-7 熱伝達係数測定金型

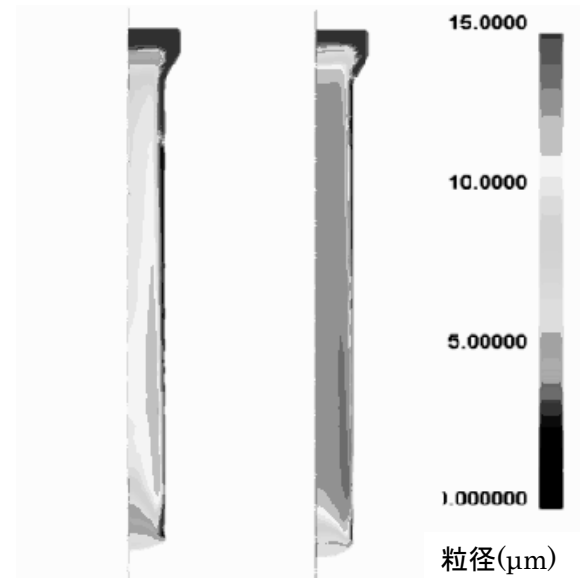


図②-2)-8 熱伝達係数測定結果



図②-2)-9 熱間鍛造における摩擦係数の測定結果

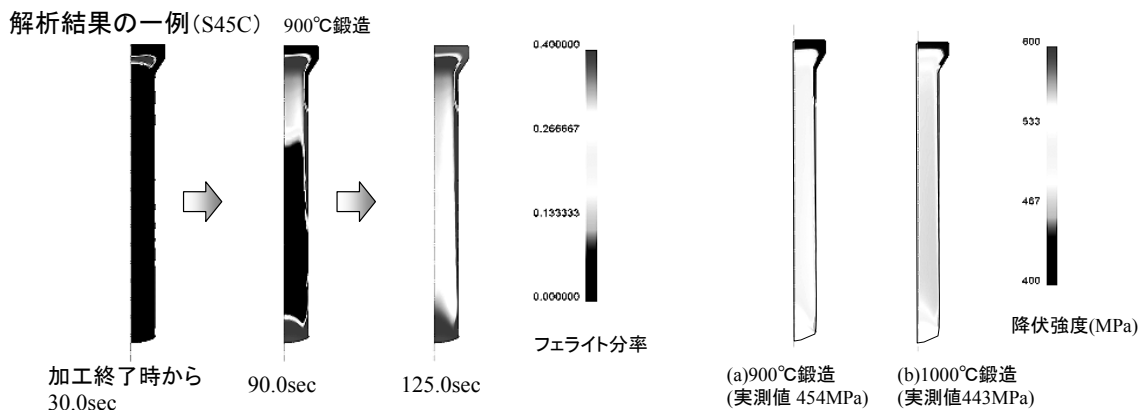
熱間での摩擦係数はリング圧縮試験法<sup>②</sup>により求めた。図②-2)-9に測定結果の例を示す。今後実鍛造で使用される黒鉛系や白色系潤滑剤を塗布したときの摩擦係数を測定し、データベース化する予定である。



(a)900°C鍛造 (b)1000°C鍛造

図②-2)-10 変態終了後のフェライト粒径分布

各種組織予測モジュール(動的・静的再結晶, 相変態, VC析出, 強度予測)  
それぞれをDEFORMに組み込み, 押し出しの変形解析を実施. 組織, 強度分布を解析



解析モード: 軸対称剛塑性解析(DEFOR-2D), 加工速度: パンチ速度200mm/sec(等速)  
 工具初期温度: 室温30°C(大気も同様), 変形抵抗: S45C(20-1100°C DB)  
 解析条件: ①鍛造温度1000°C → 鍛造 → 放冷, ②鍛造温度900°C → 鍛造 → 放冷  
 素材: S45C, S45C+0.3V

図②-2)-11 フェライト分率および降伏強度の解析結果

#### d. 解析結果

図②-2)-10 に変態終了後のフェライト粒径分布を示し、図②-2)-11 に 900、1000℃鍛造でのフェライト分率と降伏強度分布を示した。いずれも押し丸棒の縦断面右半分を示している。解析条件は図中に示した。降伏強度の実測値との誤差は約+40MPa 程度であった。

各種予測モジュールの有機的な連携、熱力学ならび冶金学に対応し、時間軸に沿った鍛造中の非定常な組織変化が簡易モデルで予測できた。

#### e. 最終目標に向けた今後の取り組み

各研究機関が作成した各モジュールをもとにユーザーサブルーチンを作成し、FEM 鍛造システムへの実装を行った。各種予測モジュールの有機的な連携、熱力学ならび冶金学に対応し、時間軸に沿った鍛造中の非定常な組織変化が簡易モデルで予測できた。またシミュレーションに必要な熱間摩擦係数などの解析用の物性値の測定を行った。暫定版の FEM 鍛造システムを各企業に配布し、プロセス設計に貢献した。

従来、低炭素鋼の材質予測は、圧延分野で進められ成果は報告されているが、本研究のような VC 析出を伴う中炭素鋼の熱間鍛造における組織・材質予測は例がなく先進的で、予測精度も現状でほぼ満足できるものであった。

今後さらに開発プロセスへ対応するために各モジュール間の連携強化による予測精度の向上や、必要な解析用の物性値を測定していく予定である。

#### 参考文献

②-2)-1 久能木真人：科学研究所報告、30-2(1954)、63-92

## ②-2) - 4-2 変形抵抗モジュールの構築

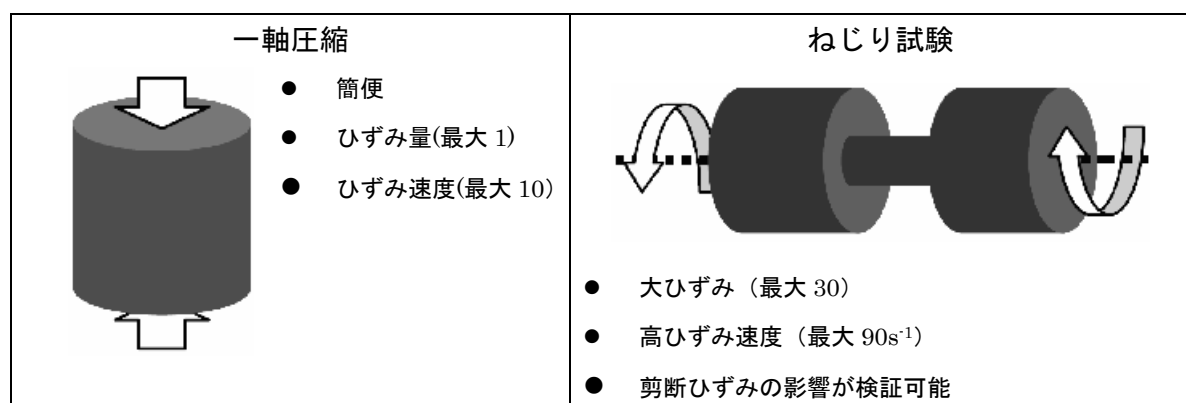
中炭素鋼の大ひずみ、高ひずみ速度域までの変形抵抗データ（世界初）の収集と変形抵抗モジュールの構築を行い、FEM 鍛造システムの変形抵抗の精度向上に貢献した。

鍛造プロセスのシミュレーションにおいて、入力値として変形を受ける被加工材の変形抵抗のデータベースが必要となる。数秒間の多段加工工程中に変形を受ける被加工材は、温度、ひずみ、およびひずみ速度の変化に対応した精度の高いデータが要求される。これは変形抵抗と加えられたひずみの大きさにより鍛造加工時の塑性変形による発熱量が変化し、加工部材内部に大きな温度分布もたらし、結果的にそれが組織形成に大きく影響を及ぼす為である。

実体の鍛造加工に対応したシミュレーションシステムを構築するためには、最大  $100\text{s}^{-1}$  に至る種々のひずみ速度下での、相当ひずみが最大 5 に至る大ひずみ変形時の変形抵抗データを、種々の温度域で得ることが不可欠である。しかしながら、本研究が対象とする中炭素をベースとした鋼の、大ひずみ域の系統的な高温変形抵抗データは、世界的に見ても存在しない。また、それぞれのプロセスで対象とする温度域は、オーステナイト域からフェライト+オーステナイト域、そしてフェライト域までの広範囲にわたり、各条件下での組織形成状態も明らかにし、変形抵抗と組織の関連付けを行なう必要がある。

変形抵抗データベースは、最終的に FEM 解析に使用されるため、等温度・等ひずみ速度下での応力ひずみ曲線の形で定式化、あるいはデータベース化される。本プロジェクト内では、他の実験項目でも圧縮試験で変形抵抗データが一部得られるが、相当ひずみ 2-3 を超える大ひずみ域の変形抵抗データが得られるのは、本ねじり試験に依ってのみである。また、ねじり試験では、その他の試験の場合に避けられない摩擦の影響を排除でき、その他の試験から得られる変形抵抗データとの比較を行なうことによって、より精緻なデータベースが獲得できる。得られる系統的データベースは、鉄鋼材料の組織制御における貴重な基礎的データとして、我が国の重要な知的財産となることが期待される。

本研究では中炭素鋼の S45C 鋼に対して図②-2)-12 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。



図②-2)-12 熱間変形抵抗の測定手法とその特徴

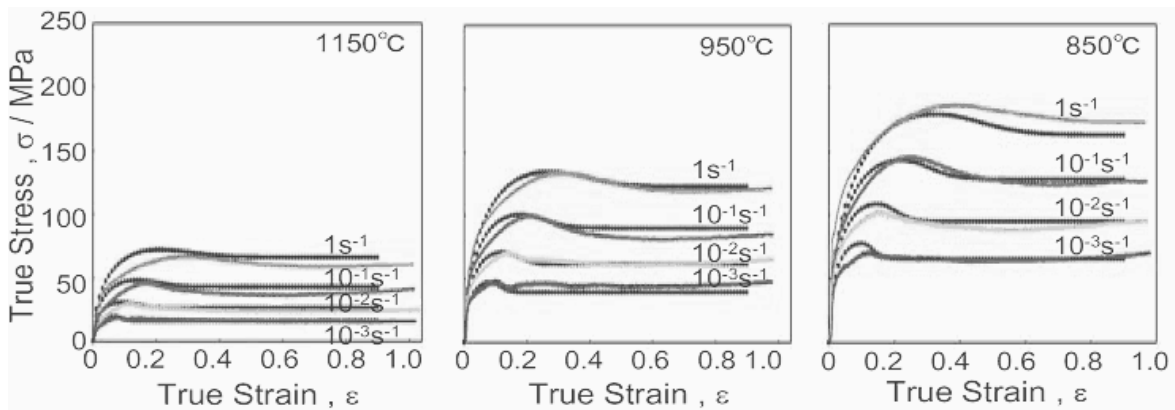
a. 一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗測定

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)-13 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)-14 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。

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

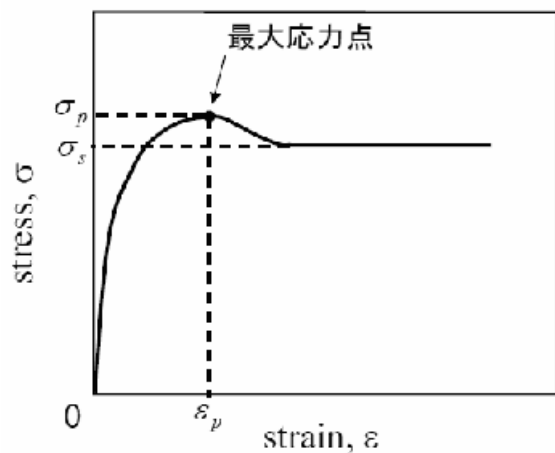
$$\varepsilon > \varepsilon_p \text{ のとき } \dot{\varepsilon} = 1.0 \times 10^{11} \times \sinh(\beta\sigma)^{4.5} \times \exp\left(-\frac{Q_2}{RT}\right)$$

$$\varepsilon_p = 2.6 \times 10^{-14} \times Z^{0.17} \times \left(\frac{1}{T}\right)^{-3.4}, \quad Q_1 = 328(\text{kJ/mol}), \quad Q_2 = 305(\text{kJ/mol}), \quad C_1 = 0.5, \quad C_2 = 3.4 \times \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{T}\right)^{-0.23}$$



図②-2)-13 一軸圧縮を用いた熱間変形抵抗測定結果

(黒線のカーブは後に示す定式化結果)



$$\varepsilon \leq \varepsilon_p$$

$$\frac{\sigma}{\sigma_p} = \left[ \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right) \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \right]^{C_1}$$

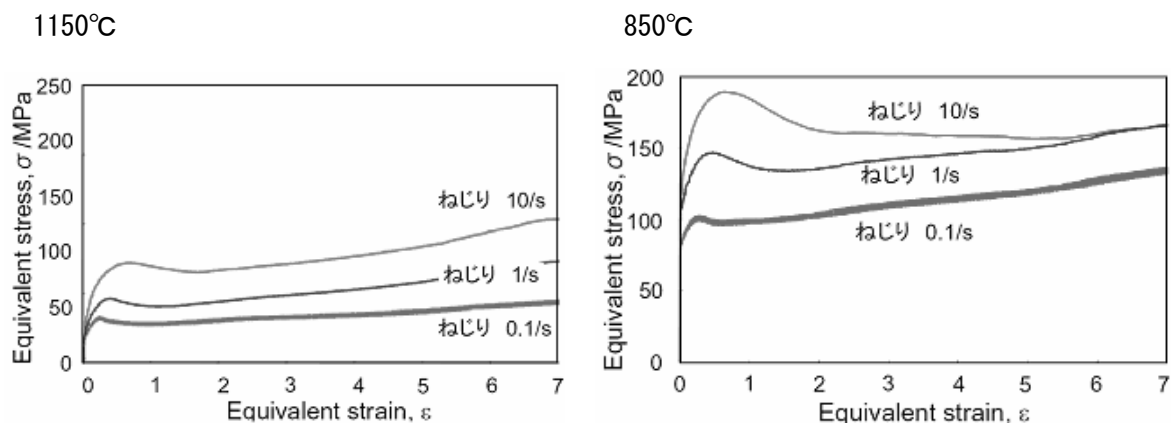
$$\varepsilon > \varepsilon_p$$

$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_p - \sigma_s) \exp\left[ C_2 \left( \varepsilon - \frac{\varepsilon_p}{2} - \frac{\varepsilon^2}{2\varepsilon_p} \right) \right]$$

図②-2)-14 変形抵抗定式化方法

## b. ねじり試験機を用いた熱間変形抵抗測定

実体の鍛造加工に対応したシミュレーションシステムを構築するためには、最大  $100\text{s}^{-1}$  に至る種々のひずみ速度下での、相当ひずみが最大 5 に至る大ひずみ変形時の変形抵抗データが必要である。そこで平成 19 年度の加速財源で購入したねじり試験機を用いて、大ひずみ、高ひずみ速度領域の変形抵抗データの収集を行った。得られた結果を図②-2)-15 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)-15 ねじり試験機を用いた熱間変形抵抗測定結果

## c. まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

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。

今後は対象とする鋼種（V 添加鋼，開発鋼）について、上述 a.の一軸圧縮による測定法により、油圧サーボプレスを使用して変形抵抗を求める。この方法では、大ひずみ域までの測定は困難であるが、図②-2)-15 からひずみ量 1.5 以上の変形抵抗は、ひずみ量 1 近傍の値から外挿しても大きな誤差はないことが確認できるため、この方法を採用する。種々の温度、ひずみ速度に対する変形抵抗を測定し、変形抵抗データベースを構築して FEM 解析に使用可能とする。



## ②-2) - 4-3 再結晶・粒成長モジュールの開発

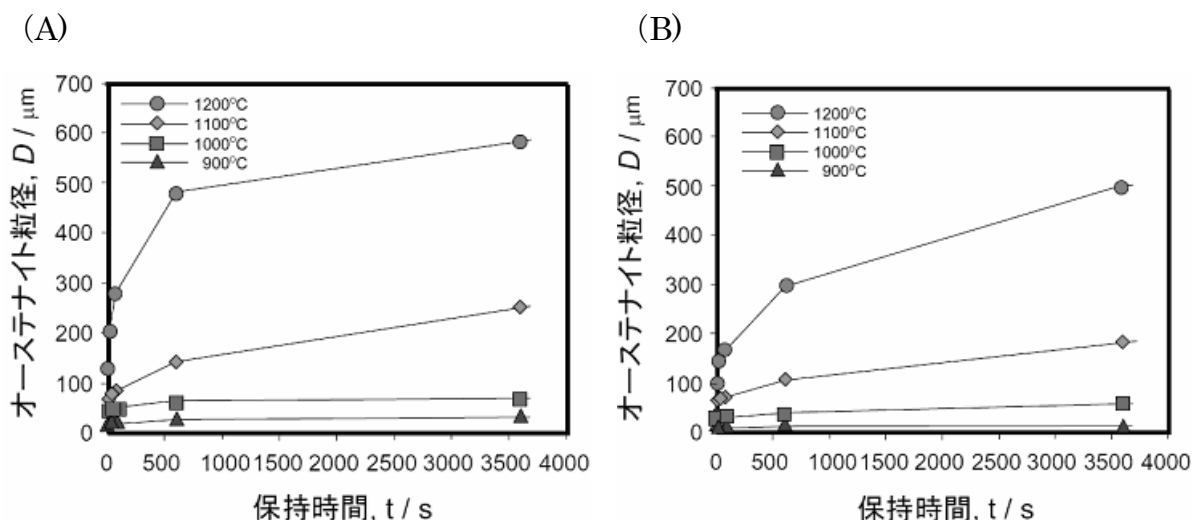
世界初となる中炭素鋼の動的・静的再結晶を考慮可能なモデル構築を目的として研究を行い、S45C 鋼の初期加熱時、熱間加工後の再結晶・粒成長過程のモデル化を行った。その結果、材質予測 FEM 鍛造システムにおけるオーステナイト粒径予測の精度向上に貢献した。

オーステナイト粒の再結晶・粒成長に関し、データベースに基づき組織形成モデルを構築し、モジュール化する。オーステナイト粒の再結晶・粒成長モジュールは、バーチャルラボシステムの中で、鍛造加工中あるいは加工後の $\gamma$ 組織変化の予測を行うモジュールであり、予測されるオーステナイト組織状態は、後の相変態モジュールでの入力値として重要なパラメータとなり、最終的な強度予測の予測精度に対しても大きな影響を与える重要なモジュールとなる。鍛造品においては、部位によって加工および温度の履歴が異なるため、鍛造で想定し得る加工条件、温度履歴に十分に対応可能なモジュールとすると共に、鍛造中には金型への抜熱による急激な温度変化、鍛造方法に依存して加工速度の変化が生じるため、温度や加工速度の変化に対応可能な増分型のモジュールとする。

オーステナイト粒の再結晶・粒成長挙動は、加工中の動的再結晶挙動、加工後の静的再結晶挙動および粒成長挙動と分けて定義する必要があるため、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。

### a. 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)-16 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



図②-2)-16 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)

ャルラボシステムに組み込んだ。

$$D_{\gamma} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t^n$$

( $D_{\gamma}$ : オーステナイト粒径、 $t$ : 時間 (秒)、 $Q$ : 見かけの活性化エネルギー)

S45C 鋼:  $A=6.11 \times 10^{-1} [\text{m} \cdot \text{s}^n]$ 、 $Q=107 [\text{kJ/mol}]$

S45C+0.3V 鋼:  $A=7.36 \times 10^{-1} [\text{m} \cdot \text{s}^n]$ 、 $Q=116 [\text{kJ/mol}]$

### b. 熱間加工後の再結晶・粒成長

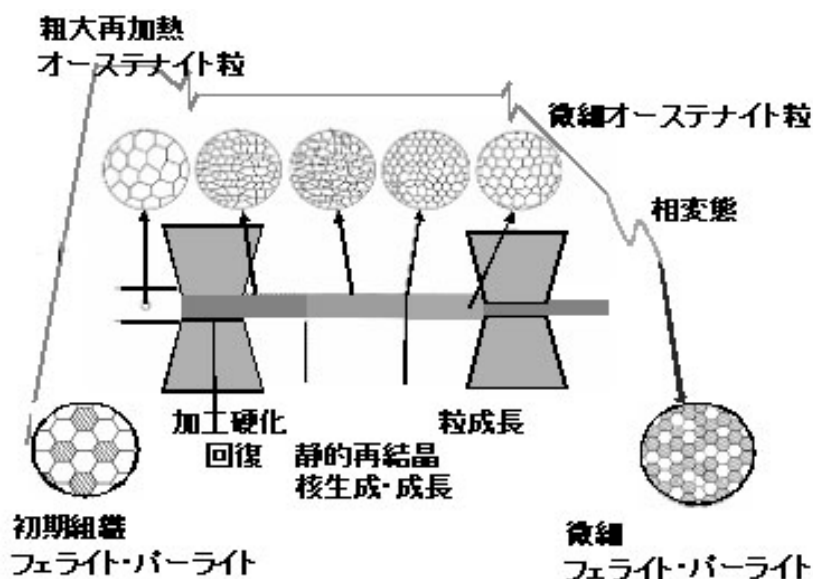
熱間加工後の再結晶・粒成長過程で起こる動的・静的再結晶の概念図を図②-2)-17 に示す。中炭素鋼の熱間加工では動的・静的再結晶ともに起こる可能性があるため、加工中の動的再結晶挙動、加工後の静的再結晶挙動および粒成長挙動と分けて定義する必要があり、それぞれにおいて再結晶率、結晶粒径の定式化およびモジュール化を行った。S45C 鋼について④-2) 助成研究の再結晶・粒成長データベースをもとに 50%再結晶時間に着目して以下のように定式化を行った。

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

$$t_{0.5} = 7.2 \times 10^{-11} S_v^{-0.96} \varepsilon^{-2.1} \dot{\varepsilon}^{-0.2} \exp(20400/RT)$$

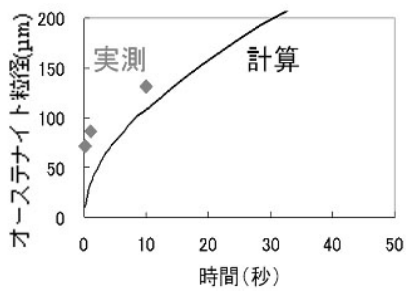
$$S_v = \{1.67(\varepsilon - 0.1) + 1\} (2000/d) \quad d(\mu\text{m}) r^2 - r_0^2 = (\lambda R / 4\sigma V D_{gb}) \cdot t$$

得られた結果を S45C 鋼 1250°C  $\gamma$  化材を 1150°C 40%加工について適用した結果が図②-2)-18 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。

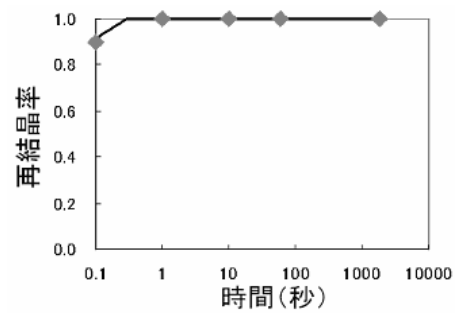


図②-2)-17 再結晶・粒成長過程で起こる動的・静的再結晶の概念図

(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)-18 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)

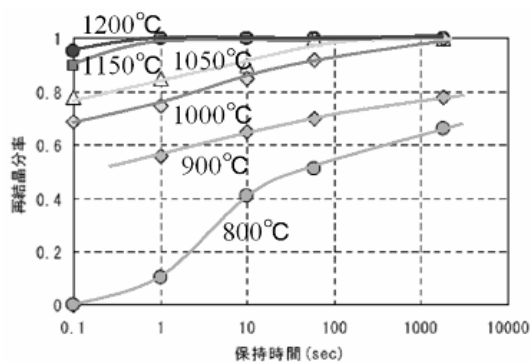
### c. まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

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。

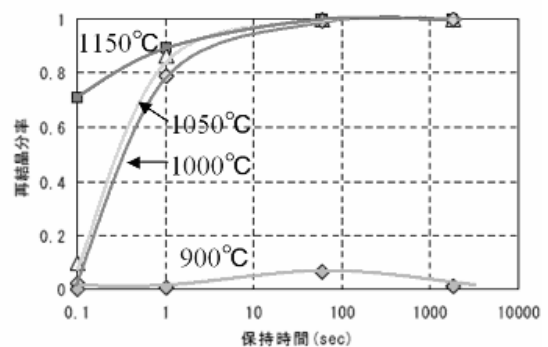
また図②-2)-19 で示されているように S45+0.3V 鋼の 1000°C以下の加工では加工中の VC 析出により再結晶が抑制されている。また図②-2)-16 の逆変態後のオーステナイト粒成長についても S45+0.3V 鋼ではオーステナイト粒径が S45C 鋼と比較して小さいことからオーステナイト粒界への V 偏析によるドラッグ効果も再結晶に影響を与えていることが考えられる。S45+0.3V 鋼の再結晶・粒成長モジュールの開発においては V 偏析によるドラッグ効果と加工中の VC 析出によるピン止め効果を導入する必要があると考えられる。研究集約化のため既に研究は終了しているが再結晶モジュールにこれらの効果を取り入れる必要があるため研究を継続して行う。

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

(A) S45 鋼



(B) S45+0.3V 鋼



図②-2)-19 各温度で加工後の再結晶率の時間変化

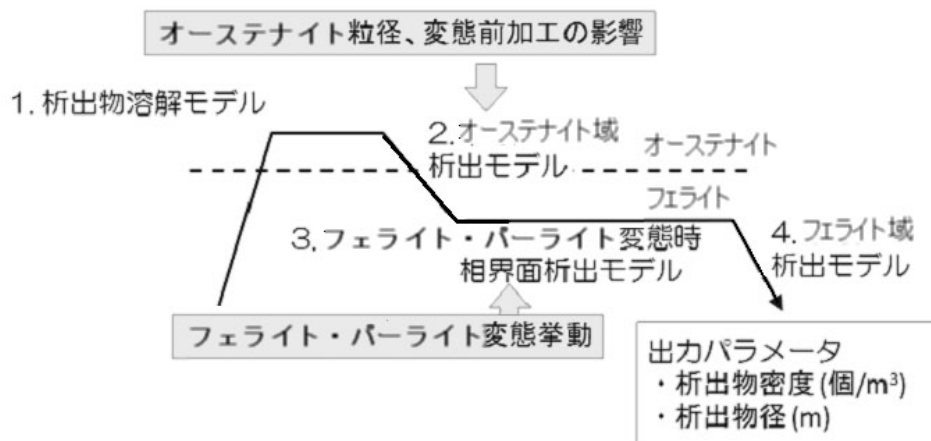
を変えることで V 固溶量と初期オーステナイト粒径を変化させた時のデータを収集し、S45C 鋼の予測精度向上と S45C+0.3V 鋼についてのモデル化を行う予定である。

## ②-2) - 4-4 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、オーステナイト中および相界面析出での VC 析出の実験的解明とオーステナイト中・フェライト中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)-20 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。

### a. 加熱中の析出物溶解挙動



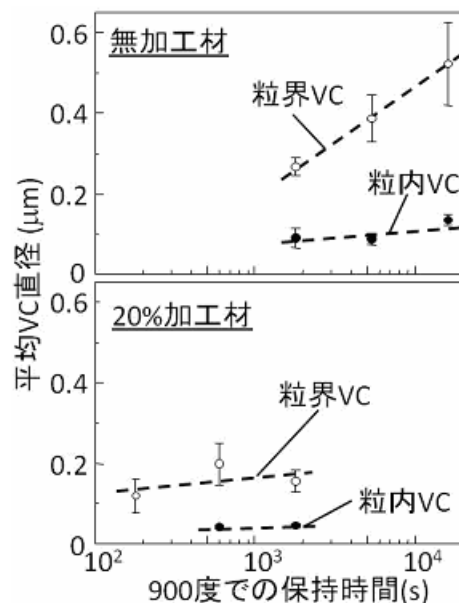
図②-2)-20 VC 固溶析出モジュールの全体像

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 ~1273 K 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。

## b. オーステナイト域での VC 析出挙動

図②-2)-21 は 1173K 保持中にオーステナイト中で析出した VC 粒子サイズの変化を無加工材および 1173K で 20%の加工を加えた 0.3%V 添加中炭素鋼について調べたものである。これを見ると、加工の有無に関わらず粒界に生成した VC は粒内に生成したものよりも大きい。一方、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、1173K での加工により VC 析出が促進されることがわかる。加工によって VC 粒子の密度が増加すると共に VC 粒子サイズは粒界、粒内共に細くなる。オーステナイト粒径から粒界、粒内に生成した VC 量を評価した

ところ、粒界に生成する VC 量は析出 VC 量の 1～5%程度であり、オーステナイト中ではほとんどの VC がオーステナイト粒内に析出することが明らかとなった。



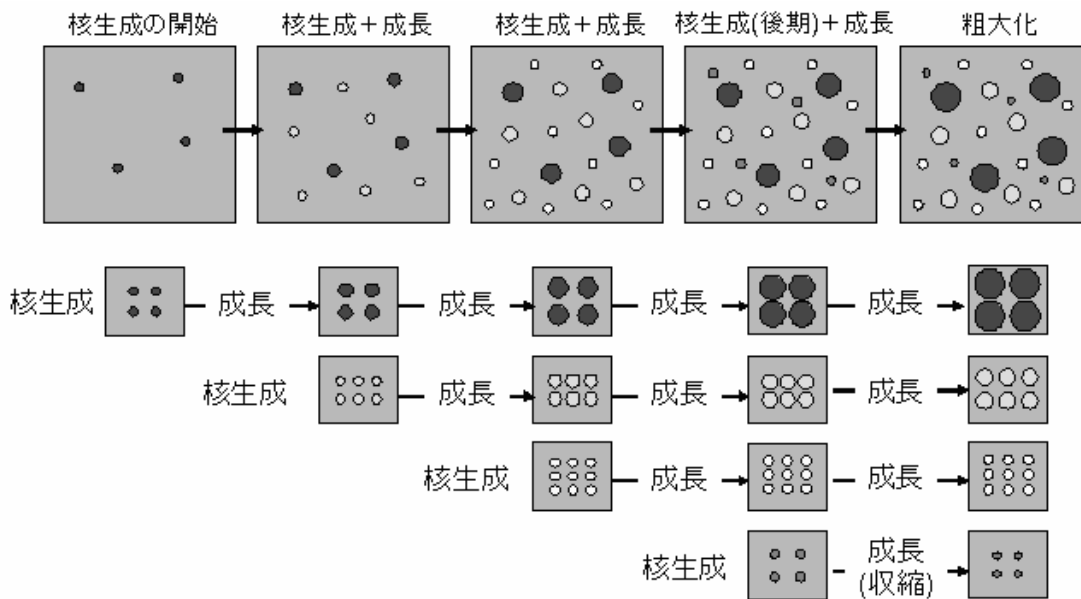
図②-2)-21 1173K 保持によりオーステナイト中で析出した VC 粒子の平均直径

## c. パーライト変態時相界面析出および $\alpha$ 域析出モデル挙動

オーステナイト→フェライト（パーライト中）変態時の相界面析出については、変態温度が低く添加 V 量が多いほど、フェライト中・パーライト中 VC 析出の粒子サイズの微細化および数密度の増加が起こることを定量的に明らかにしている（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。等温変態した無加工材については、変態完了後の保持中の変化も含め VC 分布の定量化が完了している。V 添加材では変態完了後同じ温度で保持することで時効硬化するが、顕著な分布の変化は見られない。

## d. VC 固溶・析出モジュールの構築

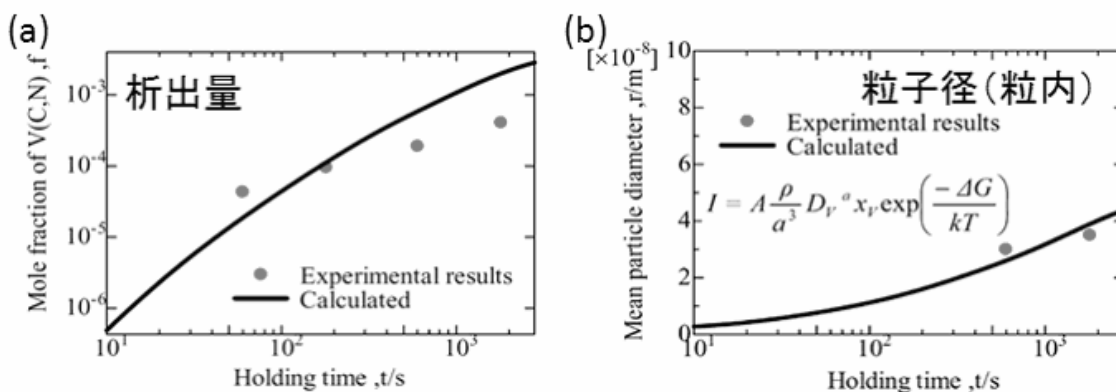
以上を踏まえると、中炭素鋼での VC 析出モジュールは、①析出現象の物理に基づいたモデルであること、②析出強化量の評価に必要な析出量、密度、サイズが出力できること、③析出サイト（ $\gamma$  粒界/粒内、初析フェライト中/パーライト中）ごとの析出挙動の違いを考慮できること、④加熱冷却時の連続的な温度変化の中での析出を取り扱えることが必要である。このような条件を満たすモデルとして、バルク材での析出現象を扱う際に利用される N モデル (Numerical モデル) をベースとしたモデルの可能性について検討を行った。図②-2)-22 に示すように、N モデルでは微小時間に起こる核生成、界面エネルギーを考慮した成長を逐次計算することで、核生成、成長、粗大化を一貫して取り扱うことができる。核生成は古典論を用い、成長は合金元素の拡散律速を仮定して、熱力学および拡散係数のデータ、界面エ



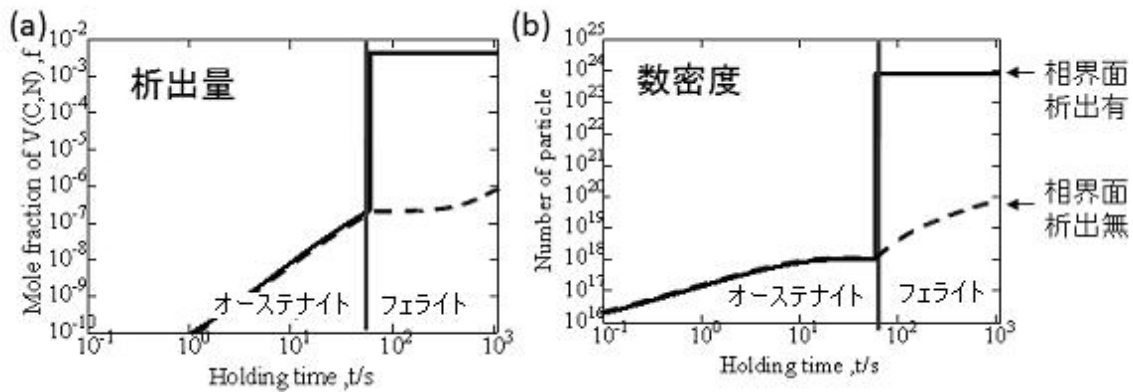
図②-2)-22 Nモデルの概略図

エネルギー、核生成サイト密度等のパラメータを与えればオーステナイト中の VC 析出に応用可能である。更にフェライト/オーステナイト界面での核生成速度をモデル化することで、相界面析出へも適用可能と考えている。また、変態完了後の保持過程においても、フェライト中の核生成/成長として取扱うことで応用が可能である。

図②-2)-23 に N モデルより得られた 973K におけるオーステナイト中での析出 VC の(a)析出量、(b)平均粒子半径を示す。いずれも保持時間が長くなるほど単調に増加し、●で示す実験結果と良く一致している。図②-2)-24 はフェライト変態を考慮した条件で S45C+0.3V 鋼の 873K 等温保持中の VC 分布を計算した結果である。オーステナイトおよびフェライト中での VC 析出のみを考慮した場合(図中破線)では、フェライト変態後も連続的に析出量およびサイズが増加しているが、フェライト変態時の相界面析出を考慮すると(図中実線)フェライト生成に伴う不連続な VC 分布の変化を扱うことが可能である。



図②-2)-23 計算より得られた 973K におけるオーステナイト中での析出 VC の(a)析出量、



図②-2)-24 873K 等温変態中の析出 VC の(a)析出量、(b)粒子径。実線は相界面析出を考慮したもの、破線は考慮しないものである。

#### e. まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

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、N モデルを用いることで析出現象の物理モデルに基づいて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。本成果は、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ている。

今後、析出組織予測モデルの高精度化と合わせて、新たに導入した TEM 内引張ホルダーを用いて析出粒子と運動転位の相互作用挙動を直接観察することで VC 析出による強化機構を解明し、析出強化量を見積もる組織-特性予測モジュールの開発(項目②-2)-1-1-7)と連携しながらモデルを構築していく。また、鍛造部材の場所ごとに異なる熱履歴を計算する Deform に固溶・析出予想モジュールを組み込む際には、N モデルを簡易化した Langer-Schwartz モデルを用いることで、N モデルと同一の物理式を用いつつ計算時間の短縮化を図る予定である。



## ②-2) - 4-5 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。

### a. フェライト・パーライト変態のモデル化

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)-1~2 に示す。 $X_{ferrite}$  : 体積分率、 $I(T)$  : フェライト核生成速度、 $\alpha(T)$  : パラボリックレイトコンスタント、 $t$  : 反応時間、 $D$  : オーステナイト中の炭素の拡散係数、 $C_\gamma$  : フェライト/オーステナイト界面のオーステナイト側の炭素濃度、 $C_\alpha$  : フェライト中の炭素濃度、 $C_0$  : 平均炭素濃度、 $T$  : 変態温度である。

$$X_{ferrite} = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{24} I(T) \alpha(T)^3 t^{5/2}\right) \quad \text{式②-2)-1}$$

$$\alpha(T) = \frac{D^{1/2} (C_\gamma - C_0)}{(C_\gamma - C_\alpha)^{1/2} (C_0 - C_\alpha)^{1/2}} \quad \text{式②-2)-2}$$

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)-3 で表される。ラメラ間隔は式②-2)-4 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。

$$X_{pearlite} = 1 - \exp(-K(T)t) \quad \text{式②-2)-3}$$

$$S_0 = k / (T_E - T) \quad \text{式②-2)-4}$$

### b. 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)-5)。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)-6 の形で取り入れた。

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

$$I(T) = I'(T) \cdot d_\gamma^n \quad \text{式②-2)-6}$$

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)-7)。フェライト変態と同様に式②-2)-8 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

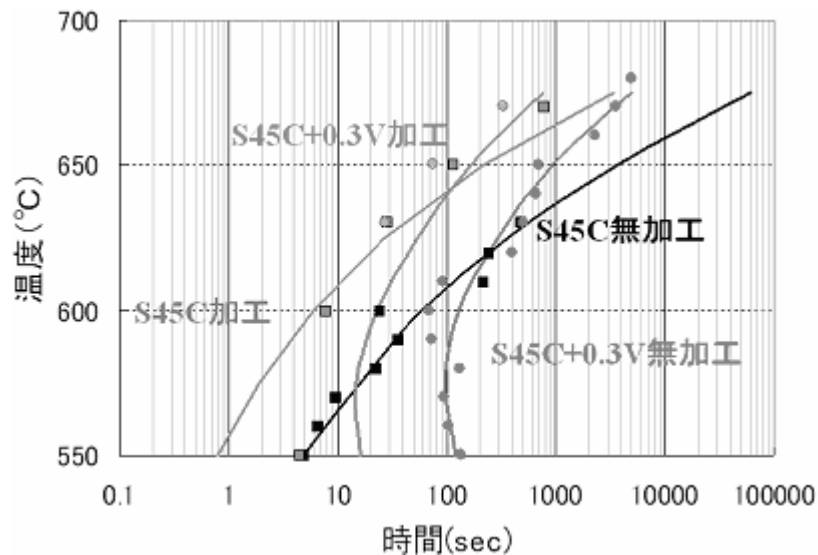
炭素濃度の実験値をもとに定式化した。

$$K(T) = \ln 50 / t_{0.50-0.99} \quad \text{式②-2)-7}$$

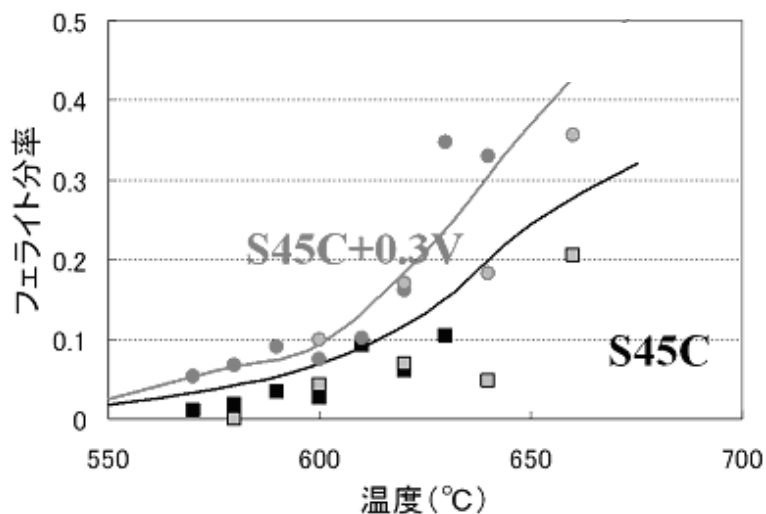
$$K(T) = K'(T) \cdot d_{\gamma}^n \quad \text{式②-2)-8}$$

c. 予測精度の確認と材質予測 FEM 鍛造システムへの導入

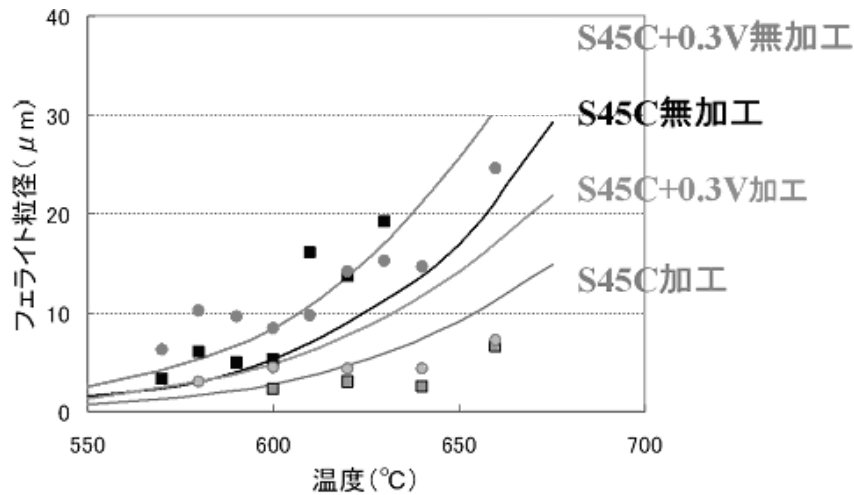
予測精度の確認のために fortran を用いて相変態予測プログラムを作成し、ベース鋼である、S45C と S45C+0.3wt%V 鋼について等温変態過程の計算を行った。変態完了時間の計算結果と実験結果の比較を図②-2)-25～27 に示す。無加工材、加工材ともに実験値によく一致した結果が得られている。フェライト分率やフェライト粒径についても実験値とよい一致を示している。



図②-2)-25 等温変態材の変態完了時間の計算結果と実験結果の比較



図②-2)-26 等温変態材のフェライト分率の計算結果と実験結果の比較



図②-2)-27 等温変態材のフェライト粒径の計算結果と実験結果の比較

予測精度を確認した後、モデル式を名古屋大学に提供し、材質予測 FEM 鍛造システムへ導入した。

d. まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

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を目標としている。

現状モデルでは多くの部分を実験値のフィッティングに頼っており、実験を行った鋼種のみで適用が可能であるが、将来的には熱力学計算に基づいた理論モデルを構築する予定である。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を構築予定である。

## ②-2) - 4 - 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降伏強度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降伏強度予測式が今年度中に構築予定である。材質予測FEMシステムにおける降伏強度分布の予測精度の向上に貢献した。

### a. 組織-特性予測データベース

新日鐵実施の組織-特性予測データベースの構築においてはベース鋼であるS45CとS45C-0.3V鋼について前方押し出し加工を行い、加工後放冷した試料について引張試験、硬さ試験、組織の定量化を行い、組織と降伏強度の関係を明らかにした。

また住友金属小倉からV添加S25C、S75Cの等温変態材、押出加工材の組織-特性データも提供していただいた。その結果低炭素から共析鋼までの幅広い組成の鋼の降伏強度予測式を構築することが可能となった。中炭素鋼のフェライト分率を②-1)-1-3で豊橋技術科学大学が実施している微小引張試験により得られた組織-特性データもデータベースとして追加した。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降伏強度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材質予測ワーキンググループのデータも使用した。

これらのデータベースの追加により、ベース鋼以外にも適用できる降伏強度予測式を構築することが可能となった。

### b. V無添加材の降伏強度予測式の構築

フェライト単相材、S25C、S45C、S75C鋼についての組織-降伏強度データから降伏強度予測式を構築した。基本的には降伏強度はフェライトとパーライトの降伏強度の分率平均で表されると仮定し、フェライトの降伏強度はフェライト粒径のみに、パーライトの降伏強度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。降伏強度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V-Zを定数してと式②-2)-9のように表される。ここで $f_F$ : フェライト分率、 $d_F$ : フェライト粒径 ( $\mu\text{m}$ )、 $S_0$ : ラメラ間隔 ( $\mu\text{m}$ )、 $f_0$ : パーライト中のセメンタイト率である。

$$\text{降伏強度} = V \cdot f_F + W \cdot f_F d_F^{-1/2} + X \cdot (1 - f_F) S_0^{-1/2} + Y \cdot (1 - f_F) f_0 + Z \quad \text{式②-2)-9}$$

定式の定数V-Zを重回帰分析により最適化して②-2)-10の得られた。R<sup>2</sup>値は0.93であり、低炭素から共析鋼までの降伏強度を精度良く予測できる式を構築することができた。

$$\text{降伏強度} = 280 f_F + 370 f_F d_F^{-1/2} + 190 (1 - f_F) S_0^{-1/2} + 2200 (1 - f_F) f_0 - 120 \quad \text{式②-2)-10}$$

c. V 添加材の降伏強度予測式の構築

V 添加鋼の析出強化量を、V 添加鋼の実測値と、V 無添加鋼の降伏強度予測式を用いた時の予測値の差から算出した。合金の炭素量と V 量が多いほど析出強化量が多くなる傾向にあるので②-2)-11 のような形で析出強化量が表せると仮定して重回帰分析を行い、式②-2)-12 を得た。ここで  $\Delta\sigma_{\text{prep}}$  は析出強化量 (MPa)、 $C_Y$  はオーステナイト中の固溶炭素量 (wt%)、 $V_Y$  はオーステナイト中の固溶 V 量 (wt%) である。

$$\Delta\sigma_{\text{prep}} = A \cdot C_Y + B \cdot V_Y + C \quad \text{式②-2)-11}$$

$$\Delta\sigma_{\text{prep}} = 370 C_Y + 1300 V_Y - 190 \quad \text{式②-2)-12}$$

以上のことから V 添加鋼の降伏強度予測式は式②-2)-13 のように表される。

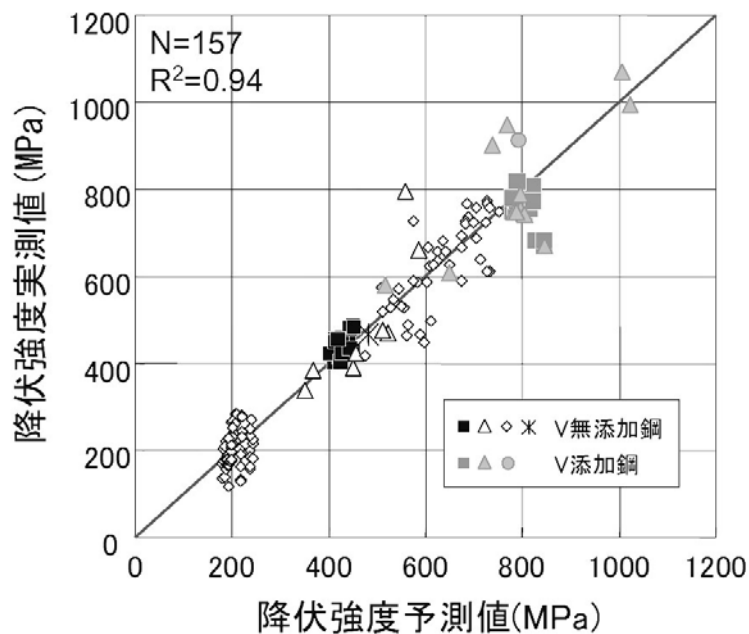
$$\text{降伏強度} = 280 f_F + 370 f_F d_F^{-1/2} + 190(1-f_F) S_0^{-1/2} + 2200(1-f_F) f_\theta - 120 + (370 C_Y + 1300 V_Y - 190) \quad \text{式②-2)-13}$$

d. 予測精度の確認

V 無添加鋼と V 添加鋼の降伏強度の予測値と実測値を比較すると図②-2)-28 のようになる。 $R^2$  値は 0.94 であり、低炭素～共析鋼の幅広い組成で V 無添加鋼、V 添加鋼ともにより精度で予測が出来ていることが分かる。

e. まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

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-降伏強度データが得られたので、幅広い鋼種に適用可能な降伏強度予測式の構築が世界で初めて可能となった。ただし V 添加鋼のみに限定すればデータ数が不足しており、また析出強化量が合金組成のみで決定されるという仮定をおいているため、今後データの追加の必要がある。H21 年度実施の析出形態と析出強化量の関係の調査により VC の析出形態を考慮可能な予測式を構築し、予測精度向上に努める予定である。



図②-2)-28 降伏強度の予測値と実測値の比較

②-2) - 4-7 まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

「②-2) 組織・特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術の開発」においては各検討項目について順調に成果が得られている。「組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（一般的な鍛造プロセス使用）」という中間目標に対して、今年度中には組織・降伏強度分布予測可能なシステム構築達成見込みであり、目標を上回る成果が得られる予定である。研究集約化のために研究が終了した研究項目で継続の必要性があるものについてはデータベース構築を企業で、モデル化を残りの研究機関で分担し、中間目標を達成予定である。今年度中にはベース鋼である 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適用可能再結晶、粒成長、相変態、強度といった冶金学的現象をシミュレーション可能なシステムを構築予定である。まとめと各検討項目についての今後の取り組みを図②-2)-29 に示す。今後は高 V 添加の開発鋼にたいして、変態前加工や多段加工を含む開発プロセスを予測可能なシステムを構築するためにモジュール開発を続けていく予定である。材質予測 FEM システム全体では特に VC 析出との相互作用に着目してモジュール間の連携を強化する予定である。

開発したシステムの今後の活用を図②-2)-30 に示す。プロジェクト終了後についても継続してモジュール開発やデータベース構築を行い、開発したシステムの普及に尽力し、高強度化と被削性を両立した新しい鍛造用部品の実用化に貢献し続けていく予定である。

②-2)特性分布を予測する鍛造プロセスのバーチャルラボシステム基盤技術研究



- 【中間目標】 組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（一般的な鍛造プロセス使用）
- 【最終目標】 組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（開発鍛造プロセス使用、プロトタイプ試作モデルにてシステム検証）

	H19	H20	H21	H22	H23
材質予測FEM鍛造システム	各モジュールの実装 ベース鋼の押出加工計算		VC析出一貫 モデルの実装	開発鋼のプロトタイプ鍛造プロセス計算 システム精度検証（モジュール間の連携）	
変形抵抗モジュール	S45C鋼について定式化		S45C+0.3V鋼	開発鋼についての低ひずみ域データ測定	
再結晶・粒成長モジュール	S45C鋼のモデル化		S45C+0.3V鋼	開発鋼モデル化、VC析出、相変態との連成	
VC固溶・析出モジュール	S45C+0.3V鋼の測定 オーステナイト中、 フェライト中析出モデル作成		パーライト中 析出モデル作成	開発鋼についての測定、モデル化	
相変態予測モジュール	S45C、S45C+0.3V鋼 変態モデル作成		適応鋼種の拡大 熱力学ベース予測	変態前加工実装 VC析出との連成	予測精度向上 精査モデル構築
組織－特性予測モジュール	降伏強度予測式構築 (V添加 低～共析鋼対応)		VC析出形態の考慮（VC析出との連成） 高V添加へ適用可能な予測式構築		予測精度向上 精査モデル構築

図②-2)-29 まとめと各研究項目についての今後の取り組み

## これまでの成果

ベース鋼の一般鍛造プロセスについて鍛造中の非定常な析出挙動・組織形成を取り入れた、世界初の材質予測FEMを開発  
⇒ 合金・プロセス開発期間やコストの大幅削減、世界に先駆けた傾斜機能付与技術の確立に貢献

## 今後の取組み

強度の傾斜機能付与と合金設計が可能な熱力学ベースの材質予測FEMを開発し、開発鋼、開発鍛造プロセスに適用する。

## プロジェクト終了後のバージョンアップと普及の体制

- |           |  |
|-----------|--|
| ・モジュール開発  | 鉄鋼協会の研究会や大学で継続してモジュール開発を進める<br>⇒ <b>基本プログラムの公開</b> |
| ・プログラムの普及 | ベンチャー企業を立ち上げてプログラムの販売や計算の請負                        |

→欧米にイニシアティブを取られているプログラム分野での巻返し

図②-2)-30 バーチャルラボシステムの特徴と今後の活用

## ②-3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

### ②-3) - 1 はじめに

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

本研究開発では、内部起点型疲労損傷の中で、最も重要かつ現象やメカニズムが不明確である転動疲労を主対象とする。図②-3)-1 に示すように、寿命予測モデルの量産材への適用により部材の信頼性と耐荷重性能の向上を得て、部品の小型化・軽量化につなげることを目指すにあたり、必要となる転動疲労メカニズムの明確化とそのため基礎的解析技術に関する研究開発を実施する(図②-3)-2)。すなわち、素過程である局所損傷・き裂発生、き裂伝播・停留を実験的に検出・解析する共通基盤技術開発と追跡調査を行い、これらの現象を予測するシミュレーション技術の構築、剥離メカニズムの明確化を経て、新しい寿命予測式や介在物制御指針を考案するために、図②-3)-3 に示す密接な産学官連携のもと研究内容の流れを設定した。すなわち、試料の共通化、連携した解析および多面的・最新解析技術の導入、モデル研究から実証開発への展開である。

## CO<sub>2</sub>排出削減、国内特殊鋼メーカーの世界競争力強化 技術開発動向、国際競争力状況、エネルギー需給動向、市場動向、政策動向に適合

### 1. 対象

- 軸受鋼等を用いる機械構造用部材
- \* 2007年国内生産統計値(日本鉄鋼連盟): 軸受鋼947千ton/年, 機械構造用合金鋼3,999千ton/年

### 2. アプローチ

- 軸受等の部品小型化 = 高負荷応力化

### 3. 開発要求事項

- 使用条件の保証 → 寿命予測式
- 鋼材・製造方法の改良 → 介在物・組織制御指針

6308型番: 636g



同一荷重条件で使用  
● 30-40%の重量削減  
● 寿命3倍を保証

6208型番: 366g



図②-3)-1 背景

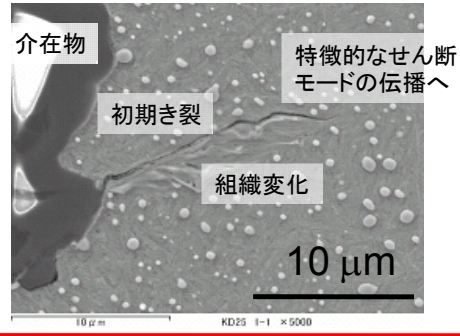


1. 内部疲労き裂発生(一軸/曲げ疲労=平面ひずみ状態に近似)
  - ①不均一変形(高サイクル疲労)にともなう内部応力場の形成  
→転位下部組織やEBSD法からの推定(定性的)
  - ②応力場を開放する変形集中や微小き裂形成  
→直接的な実験事実が得られていない
  - ③限界サイズに成長した微小き裂のまき裂選択  
→一軸/曲げ荷重条件下では $\Delta K_{th}$ 概念により整理可能
  - ④き裂伝播 →一軸/曲げ荷重条件下では線形力学により計算可能

き裂発生過程の理解・シミュレーションは不十分

2. 転動疲労 = 複合的かつ上記技術の適用困難

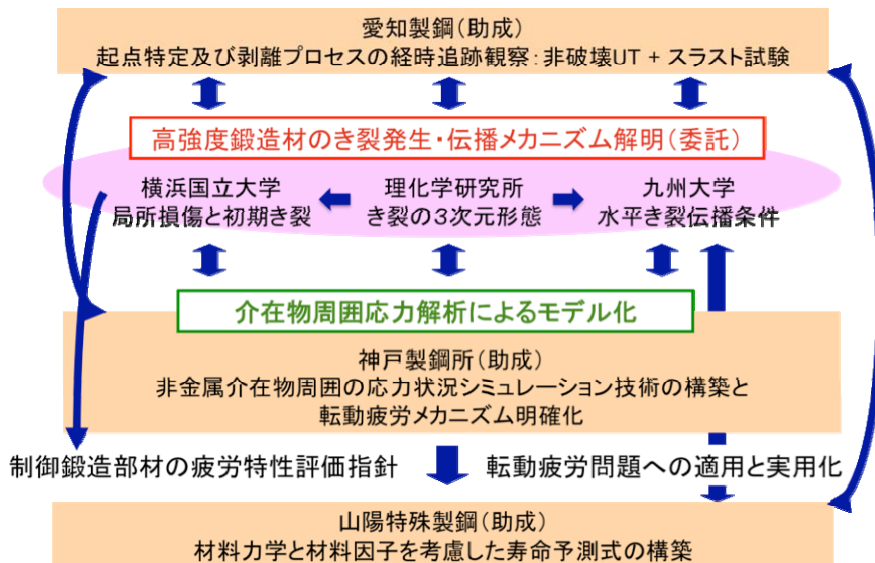
- ①強圧縮(塑性変形量大)=低サイクル疲労?
- ②介在物周りの応力集中と組織変化(WEA等)  
→直接は関係しない?
- ③局所損傷を経た初期き裂生成 理解困難  
→限界サイズを未検出
- ④圧縮場のせん断モードによるき裂伝播と停留  
→動的観察結果がなく、高精度な寿命予測困難



不可欠な解析技術の高度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・伝播挙動
- 異なる研究分野の連携(従来にない) → **世界初・最高水準の技術の確立**

図②-3)-2 現状の問題点



図②-3)-3 内部起点疲労破壊サブグループ

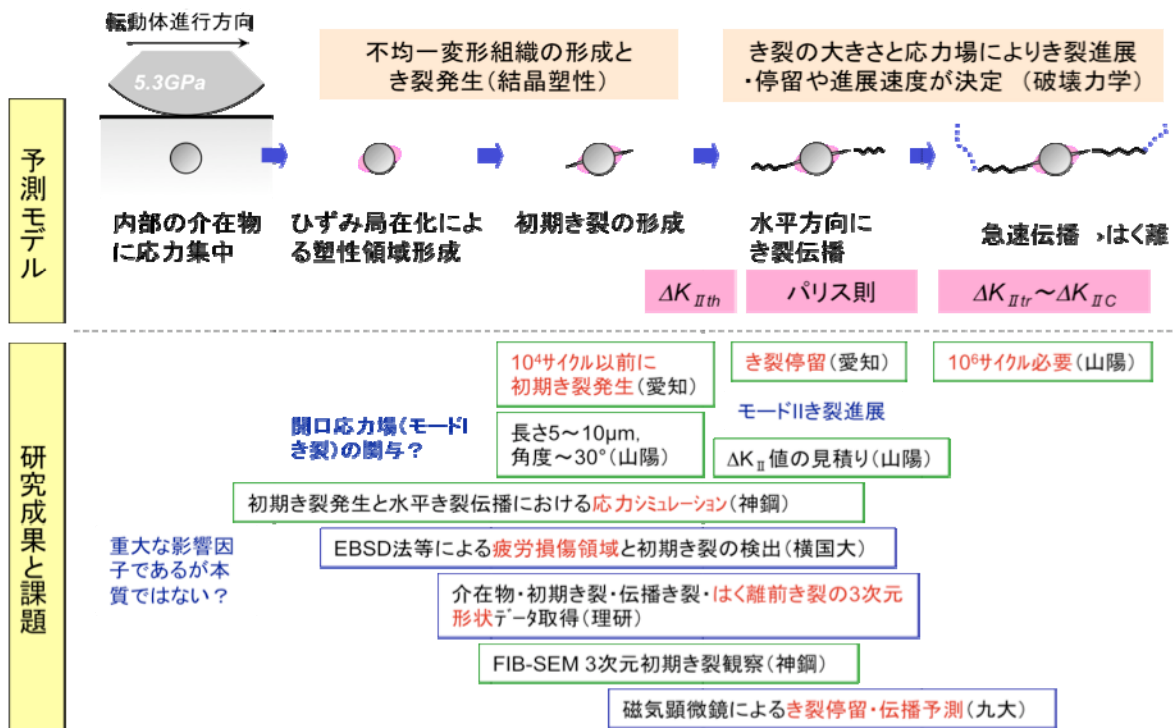
②-3)-2 研究開発内容の位置づけと達成状況

転動疲労<sup>②-3)-1), ②-3)-2)</sup>や制御鍛造部においては、損傷領域に変形勾配を生じ、局所的な疲労損傷が破壊原因を与える。Grabulov ら<sup>②-3)-3)</sup>は軸受鋼の転動疲労き裂周りの組織観察を行い、WEA (white etching area, butterfly wing)<sup>②-3)-4)</sup>中に生じる微細粒の形成<sup>②-3)-5)</sup>と初期き裂形成の関係について議論している。Fujimatsu ら<sup>②-3)-6)</sup>は空洞周囲に母相の耐力に匹敵する高い引張応力の存在を指摘しており、軸受鋼中の剥離した介在物近

傍より生じる転動疲労初期き裂は、き裂片側に組織変化（WEAの形成）をともなったモードI（開口型）であることが示唆された。これら初期き裂は低サイクル数で生じ、その多くが停留する。また、パーライト鋼では、転動面直下の高せん断応力場には{111}変形集合組織や組織微細化が生じる<sup>②-3)-7)</sup>。つまり、転動疲労き裂の形成は、介在物等の欠陥とともに塑性変形に関係している。しかしながら、軸受鋼に代表されるマルテンサイト鋼の転動疲労機構は不明な点が多く、より精緻な寿命予測による高強度化・長寿命化を図るに当たり、転動疲労破壊現象の理解が不可欠である。

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、ひずみ局在領域形成、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ている。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組成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、限界き裂長さについてモデル化する。

- 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次的に測定し、進展・停留挙動を評価する技術



図②-3)-4 転動疲労予測モデル

表②-3)-1 開発目標と達成状況

研究開発項目	中間目標	最終目標	成果	達成状況	最終目標に向けた今後の取組み
高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明	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	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	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  論文4件投稿済み	◎	初期き裂起点となる介在物状態を明確にし、剥離に至るまでの過程を検証して、最終目標を達成できる見込み
<p>&lt;達成状況&gt; 年度末における研究成果が</p> <p>◎ 中間目標を超過達成していると予想される。</p> <p>○ 中間目標達成可能と予想される。</p> <p>△ 中間目標未達となることが懸念されるが、来年度早期での挽回が可能。</p> <p>× 中間目標未達となることが懸念され、来年度早期での挽回も困難。</p>					
	<p>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</p> <p>b. 疲労初期き裂の3次元観察技術</p> <p>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</p>	<p>a. 疲労損傷評価における介在物による応力集中の影響抽出</p> <p>b. 初期き裂形成に及ぼす介在物組成の影響明確化</p> <p>c. き裂の伝播・停留に及ぼす介在物や応力の影響抽出とモデル化</p>	<p>a. ひずみ勾配の可視化と組織変化の検出に成功し、き裂形成がひずみ勾配領域であることを発見</p> <p>b. フラットバイトと楕円振動切削を組み込んだ3次元内部構造顕微鏡を構築し、鉄系材料内部の介在物・き裂の三次元形状をサブミクロン精度で自動観察する手法を世界で初めて実現</p> <p>c. 磁場顕微鏡観察において、応力拡大係数と磁場の相関性を発見 構造物の疲労劣化診断の新技術開発に成功</p>		<p>a. 介在物周りの変形組織や介在物の剥離・割れと初期き裂形成との関係を抽出</p> <p>b. 介在物組成分析と高精度形態観察結果を基に各種介在物およびき裂の定量的評価パラメータを導出し、画像処理に基づく定量評価データベースを構築</p> <p>c. 磁場顕微鏡の高速データ処理により転動疲労き裂の停留・伝播状態を解析し、その力学要因解明とモデル化</p>

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る。

表②-3)-1に開発目標と達成状況についてまとめる。中間目標の達成は得られた。すなわち、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が確立した。

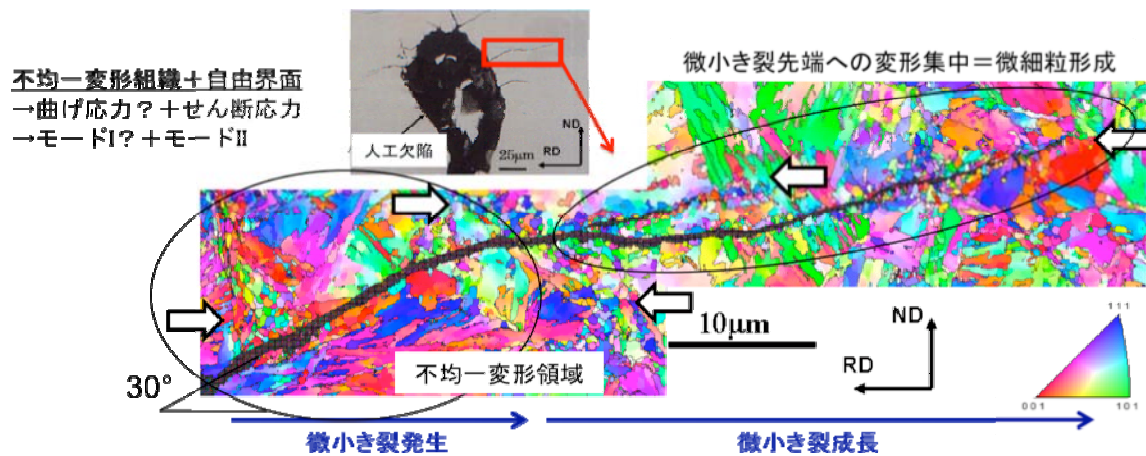
### ②-3)-3 検討項目とその成果

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。図②-3)-5に示すように、転動疲労後の介在物や人工欠陥周りには数十 $\mu\text{m}$ 長さの複数のき裂が認められ、初期き裂は転動方向に約 $30^\circ$ 傾いている。

## 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

- a. 電子線後方散乱回折法の活用による疲労損傷評価
  - 強塑性変形条件下における局所損傷を経たき裂形成の理解が可能に
- b. 精密高速切削による3次元形態観察
  - 介在物のはく離・割れ、初期き裂の形態が初めて明らかに
- c. 磁場顕微鏡による動的なき裂進展・応力拡大係数の検出
  - 伝播・停留の力学的研究が可能に



図②-3)-5 検討項目

### ②-3)-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) 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認し、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た。

#### 【方法】

##### a. 供試材および試験片

供試材は SCM420H (850 $^\circ$ -30min 油焼入れ、450 $^\circ$ C-30min 焼戻し) である。 $\phi$  52-2.5mm 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  $\phi$  38 である。軌道上の 4 箇所にも  $\phi$  50 または  $\phi$  100mm の人工欠陥を導入し、焼なまし (450 $^\circ$ C-60min) を施した。続いて、スラスト試験機を用い、100kg/3 ボール、 $3.25 \times 10^6$  回および  $3.0 \times 10^4$  回の条件で転動疲労を与えた。

人工欠陥近傍の軌道面に垂直かつ転動方向に平行な断面に Ar イオン研磨 (クロスセクションングポリッシャー) を施した。

##### b. 結晶方位解析

SEMに取り付け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。0.1 $\mu\text{m}$  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。

#### c. 硬さ測定

3.25 $\times 10^6$  回転動疲労材と 3.0 $\times 10^4$  回転動疲労材の軌道方向に垂直な断面を試料とした。マイクロビッカースを用い、荷重 25kgf の条件で、表面から 500  $\mu\text{m}$  深さまで硬さ測定を行った。転動疲労試験前の硬さは、360HV である。

#### d. 残留応力測定

試料は、3.25 $\times 10^6$  回転動疲労材の軌道上、同材の非軌道上、3.0 $\times 10^4$  回転動疲労材の軌道上である。電解研磨により表面より約 20 $\mu\text{m}$  ステップ (0–200  $\mu\text{m}$  深さ) および約 50 $\mu\text{m}$  ステップ (200–500  $\mu\text{m}$  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。

### 【結果】

#### a. ひずみ勾配の検出

図②-3) -6 に示す IQ マップは、相対的に菊池線強度、すなわち弾性ひずみ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、ひずみ勾配領域において 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 (図②-3) -7)。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。

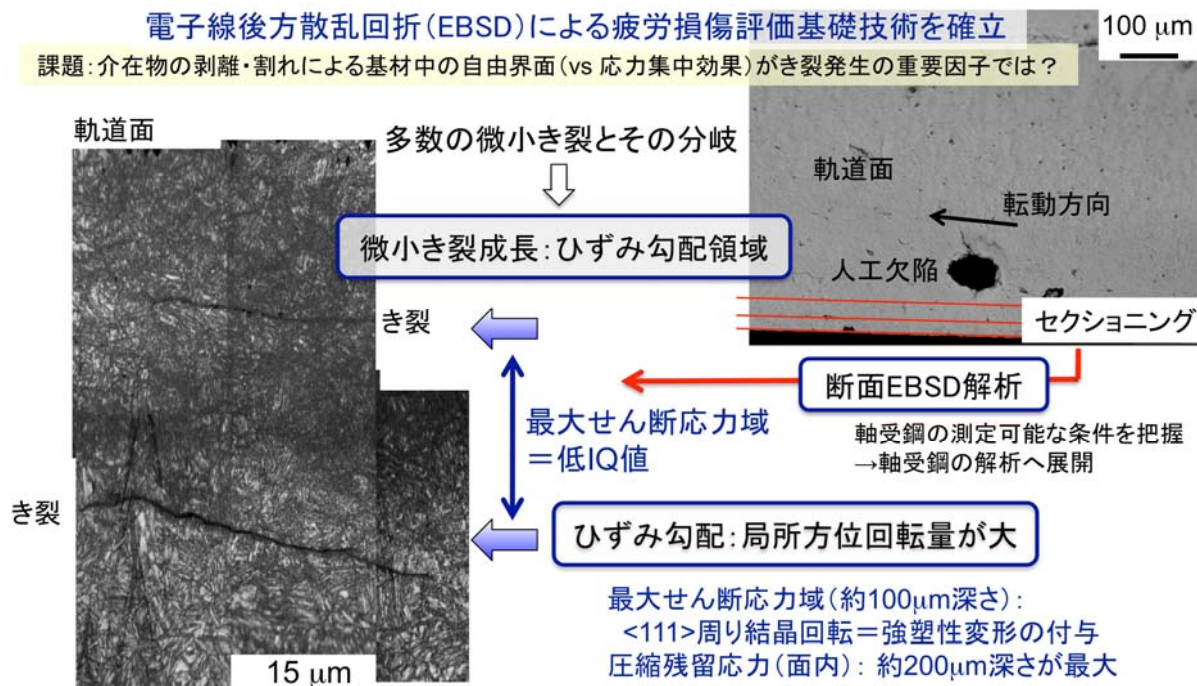
上述の硬さ大な領域は、ほぼ低 IQ (最大せん断応力) 域に相当する。一方、最大圧縮残留応力域は、き裂形成領域よりも深い位置に存在する。

以上より、き裂は最大せん断応力域でなく、ひずみ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 (Mode I) がせん断応力場 (Mode II) とともに初期き裂成長に関与していると推測される。

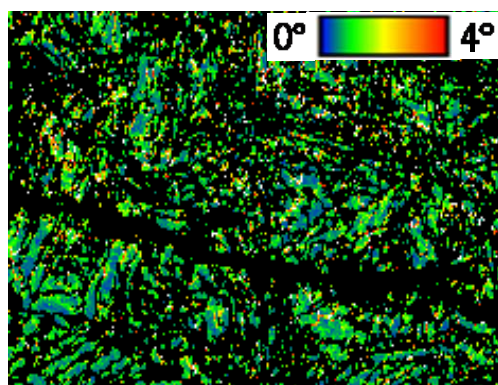
「転動疲労き裂はひずみ勾配領域に形成し、最大せん断応力域でないことを実証したのは、世界初」

電子線後方散乱回折 (EBSD) による疲労損傷評価基礎技術を確立

課題: 介在物の剥離・割れによる基材中の自由界面 (vs 応力集中効果) がき裂発生的重要因素では?



図②-3)-6 ひずみ勾配とき裂形成

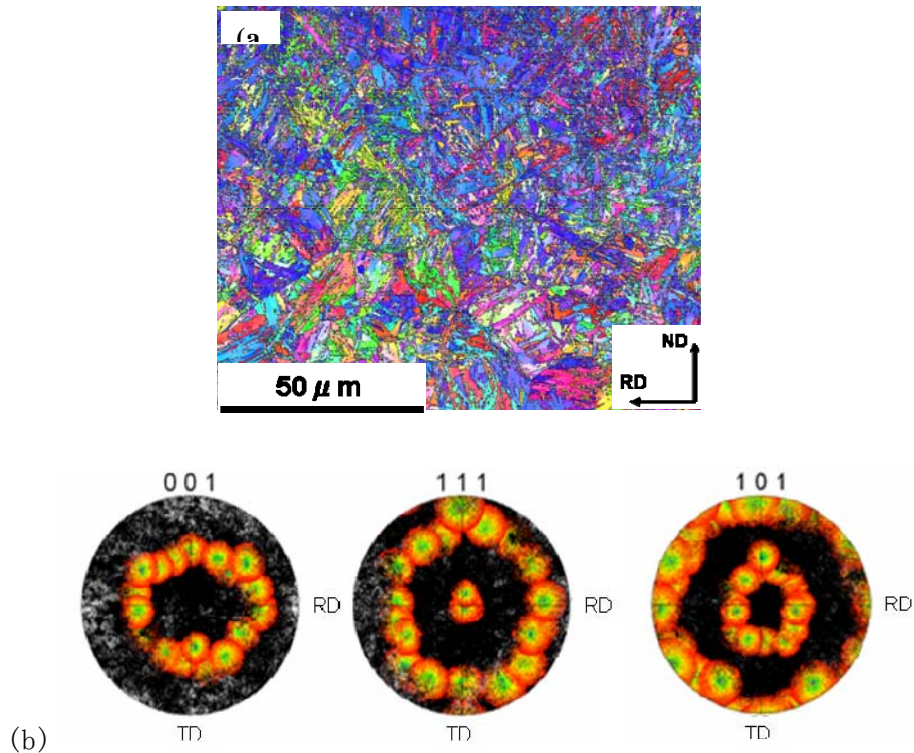


図②-3)-7 転動疲労材 KAM 解析結果

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、<111> 軸周りに結晶回転が生じており、変形集合組織形成過程にあると考えられる。これは、レール鋼などの転動疲労でも見られる現象<sup>②-3)-7)</sup>に類似であり、強塑性変形の付与を裏付ける。

図②-3)-8 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、<111> 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。



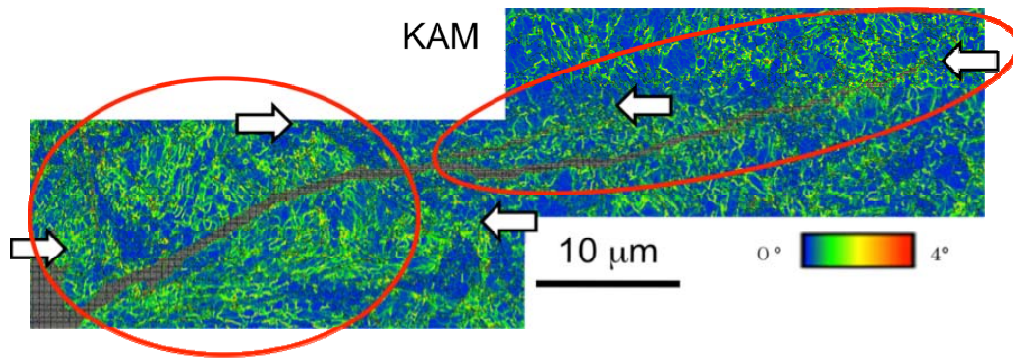
図②-3)-8 3.25×10<sup>6</sup>回転動疲労材における最大せん断応力域の IPF マップ(a) と <111>//ND 近傍にある結晶粒の分布(b)

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<sup>6</sup>回転動疲労材において、軌道表面から 40～200 μm 深さの範囲で硬さの増大が認められた。60～120 μm 深さでは約 440HV である。しかし、3.0×10<sup>4</sup>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<sup>6</sup>回転動疲労材および 3.0×10<sup>4</sup>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<sup>6</sup>回転動疲労材では、両方向ともに 0～400 μm 深さの範囲に圧縮残留応力が生じており、約 150～200 μm 深さに極小値（約 -500MPa）を有した。一方、3.0×10<sup>4</sup>回転動疲労材でも両方向ともに 0～500 μm 深さの範囲に圧縮残留応力が生じており、約 300 μm 深さに極小値（約 -400MPa）を有した。

#### b. 初期き裂の周りの組織変化

図②-3)-4 に示した初期き裂周り（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。図②-3)-9 は、同領域の KAM 解析結果であり、初期き裂における不均一変形および塑性ひずみ大な領域の存在、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。



図②-3)-9 3.25×10<sup>6</sup>回転動疲労材における人工欠陥周りの初期き裂周囲の KAM 解析

### c. 0.6mass%C 鋼および SUJ2 鋼への EBSD 法適用条件

供試材は SUJ2 鋼の化学組成から炭素量を 0.6mass% に減じて炭化物の形成を抑制した 0.6C と SUJ2 鋼である。人工欠陥を導入した 0.6% C 材（850℃×30min 加熱後焼入れ、450℃ 1 時間焼戻し）について、荷重 200kgf でスラスト試験を 1×10<sup>4</sup> 回実施し、人工欠陥周りに形成した初期き裂周辺の断面を EBSD 解析に供した。一方、SUJ2 鋼は、スラスト試験を 1×10<sup>4</sup> 回、1×10<sup>5</sup> 回、1×10<sup>6</sup> 回実施した試験片から、介在物周囲について検討した。

コロイダルシリカを用いた研磨仕上げにより平滑な試料表面を得た後、FE-SEM を用いて EBSD データ取得条件を検討した。解析データを得るには、走査ステップが重要因子であり、40～50nm が適当である。

0.6C 鋼では、人工欠陥周りに形成した初期き裂周辺の EBSD データ取得が得られた。しかし、SCM420H 鋼で示されたひずみ勾配や微細粒の形成が同様に認められるものの、十分な検証に至っていない。また、SUJ2 鋼においても EBSD データ取得が得られた。研磨条件の最適化により、介在物および炭化物のデータ取得への影響を最小化することも必要である。

### ②-3)-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法により鉄鋼材料内部組織の 3 次元観察を行う。また、観察と同時に断面内の元素分析を実施し、組織中に存在する介在物種の同定を行う。従来のシリアルセクション法では、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。

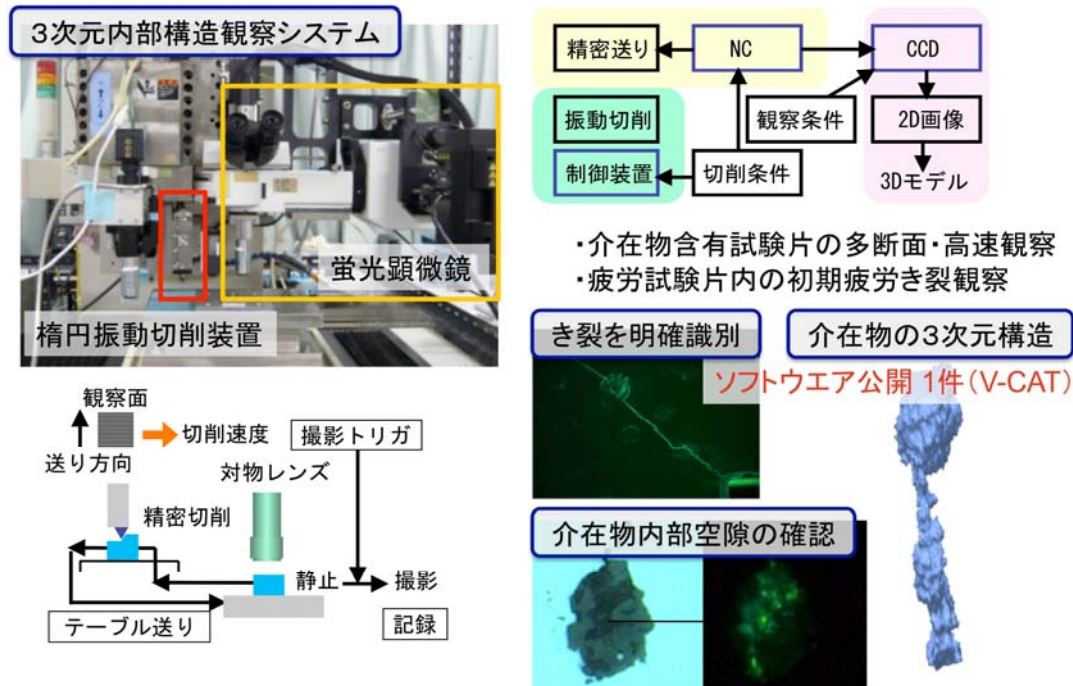
#### 【観察システムの構築】

開発した切削 - 観察システムを図②-3)-10 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)-10 切削観察システムの概要

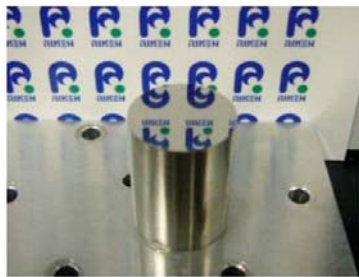
観察面の生成には単結晶ダイヤモンドバイトによる超音波楕円振動を用いた平削り加工法を用い、切削油などを使用せず、エア吹き付けのみによるドライ環境下での鏡面生成を実現した。切削位置から観察位置までの移動を精密加工装置（東芝機械製 UVM350(J)）のXY テーブルにて行い、NC コード上に撮影トリガの発生タイミングを記述することで、自動的に顕微鏡画像の撮影を行う。撮影後、試料を切削位置まで移動し、次断面の生成を行う。これを繰り返すことで自動的に多断面にわたる断層画像を得ることができる（逐次断面切削観察法）。顕微鏡画像はビデオマイクロスコープ（KEYENCE 製 VHX-200）に取り込まれ、内蔵HDD 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】

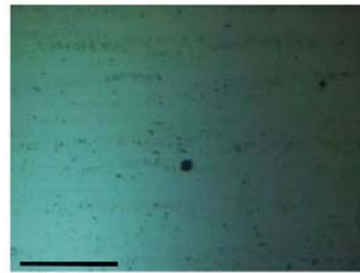
a. 鉄鋼材料の切削試験

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: φ15mm)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)-11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。



1) 試験片外観



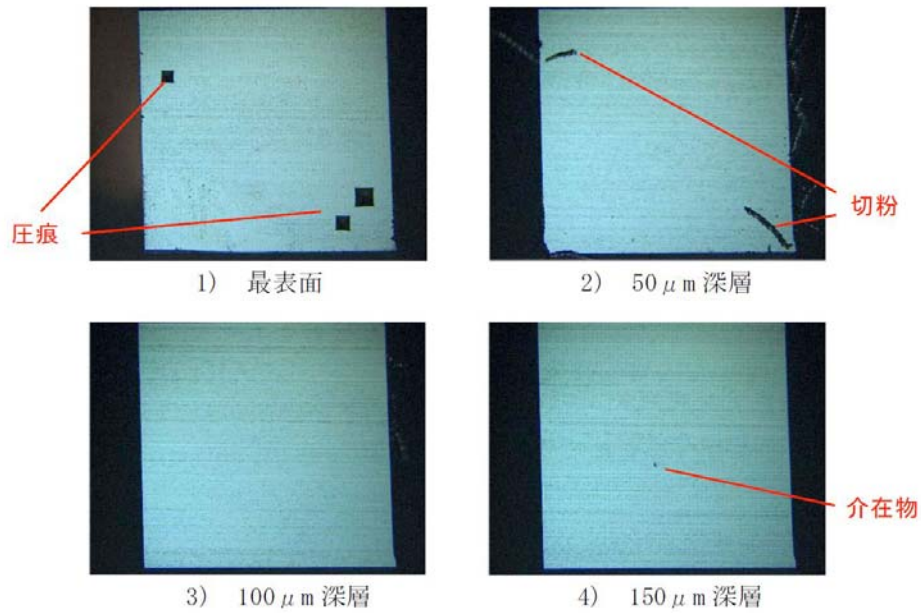
100 $\mu$

2) 顕微鏡観察面

図②-3)-11 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×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)-12に、表②-3)-2に各試験片の切削観察条件を示す。図②-3)-12は50 $\mu$ mごとに抜粋した断面画像であり、表層である図1)中の黒い部分が位置特定用の圧痕である。切削は精密に切込み量2 $\mu$ mずつ行われており、画像の枚数から断層の深さを知ることができる。介在物の代表径、存在位置ともに超音波探傷による予測とほぼ同等の結果を示し、非破壊測定法である超音波探傷の有効性が確認できた。



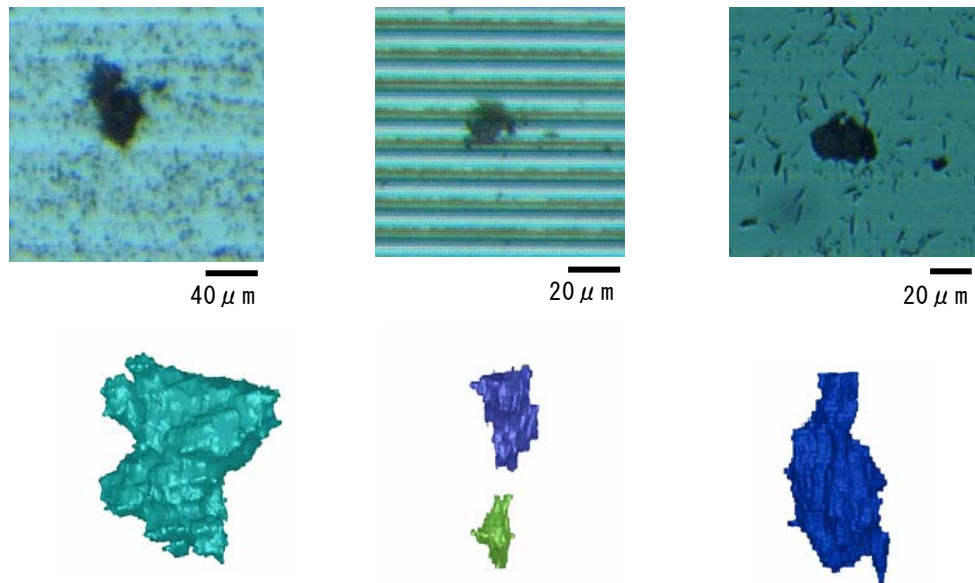
図②-3)-12 観察された断層画像（試験片A）

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		
	レンズ倍率	5×	10×	10×
	CCD 画素 [pixel]	4800×3600	4800×3600	4800×3600
	分解能 [μm/pixel]	0.8×0.8	0.4×0.4	0.4×0.4
介在物最大径 XY 面内 [μm]		40	20	30
深さ [μm]		120 ~ 250	100 ~ 180	160 ~ 240

c. 介在物3次元形状のモデル化

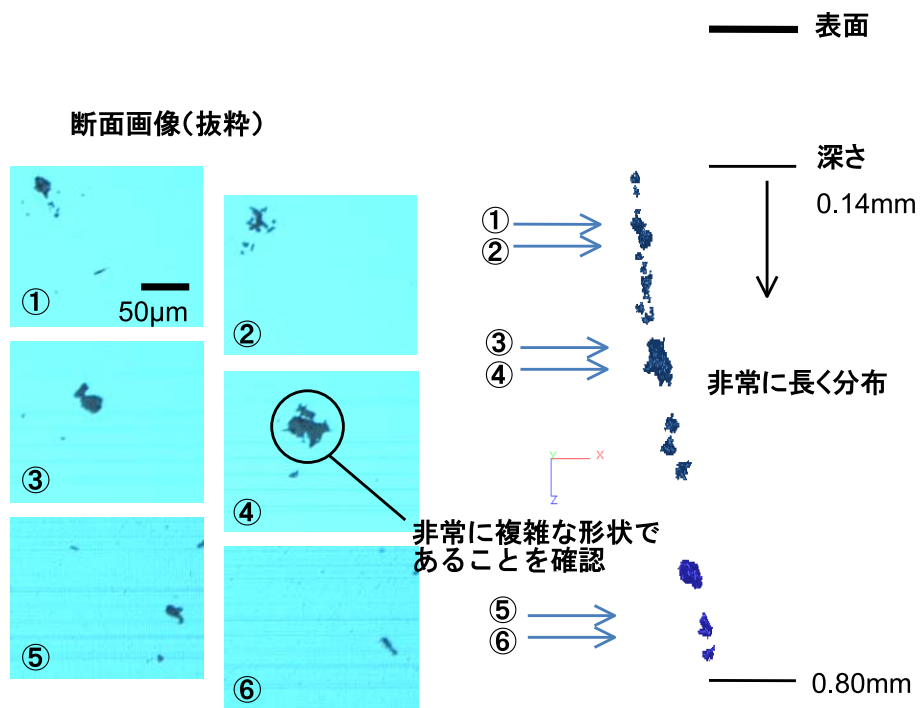
逐次断面切削観察により得られた多断面の2次元断層像から、介在物の3次元形状をモデル化する。各断層画像は高解像度で撮影されているためファイルサイズが非常に大きい（最大で50MB）。以後の処理を円滑に行うため、本研究においては介在物だけに注目し、全体画像から介在物周辺部のみを切り出して、ファイルサイズを軽減した。介在物の断層像から3次元形状を作成するため、理化学研究所VCAD システム研究プログラムにて開発されたソフトウェアV-Cat を利用した。図②-3)-13に各モデルを示す。



図②-3)-13 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)-14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。3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。



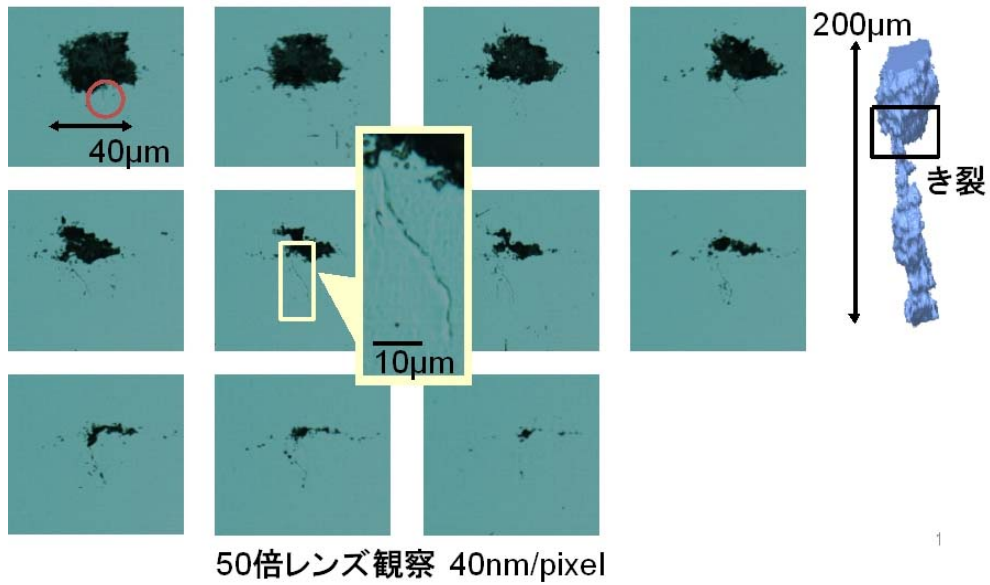
図②-3)-14 軸受鋼中の介在物分布

e. 高分解能レンズを用いた初期疲労き裂観察

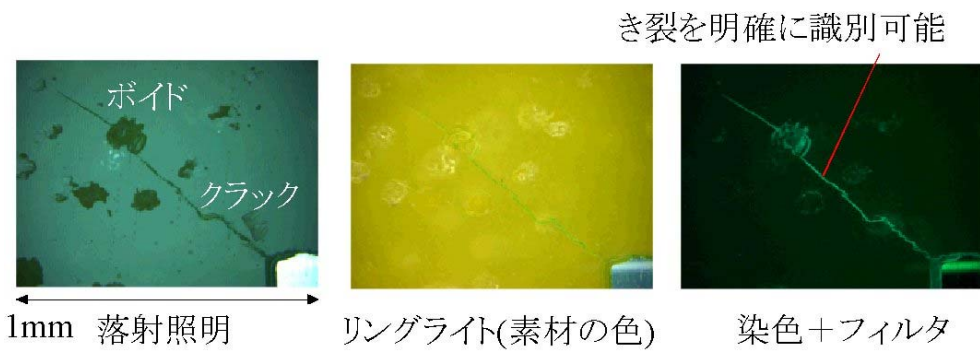
軸受鋼の疲労試験片内部を、高分解能レンズを用いて観察した。図②-3)-15に観察結果を示す。図示されている連続画像は4μmごとの断層画像であり、さらに図右上に三次元再構築像を示している。レンズ倍率は50倍であり、画像1 pixel辺りの長さは40 nmに相当する。観察範囲中に、直径約40 μm、長さ200 μmの介在物が観察された。また、介在物付近から初期疲労き裂の発生が認められ、本システムによるき裂観察に成功した。

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

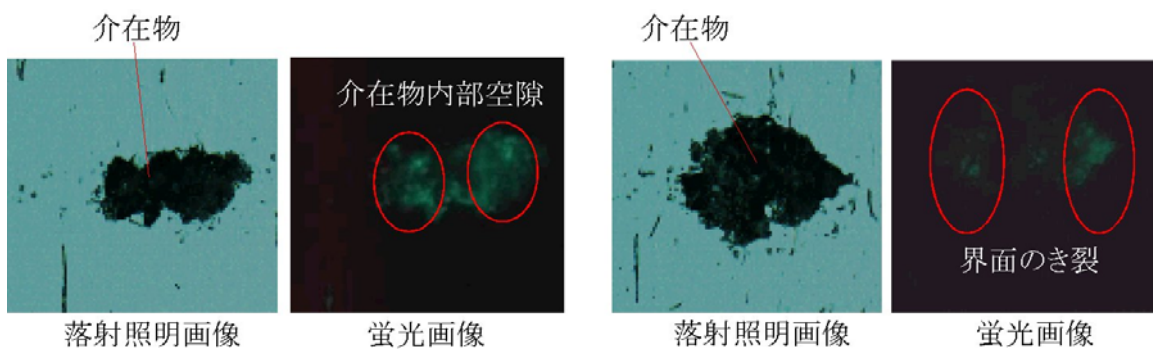
樹脂中のき裂および、鉄鋼中の介在物に対して蛍光染色を行い、その後切削を行い、蛍光顕微鏡によって観察を行った。樹脂中のき裂の蛍光観察結果を図②-3)-16に示す。蛍光染色によりき裂中に入り込んだ蛍光塗料は切削後もき裂中に残るため、蛍光顕微鏡による観察によって、き裂のみを明確に識別することが出来た。さらに、軸受鋼中の介在物に対して同様の蛍光観察を行った結果を、図②-3)-17に示す。介在物内部および界面に蛍光塗料が残っていることが観察されており、介在物内部に空隙が存在する可能性や介在物界面にき裂が生じている可能性が示唆された。



図②-3)-15 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)-16 樹脂中のき裂の蛍光観察



図②-3)-17 介在物の蛍光観察

### ②-3)-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 ガウスマーターを用いた 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)-18)。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。中間期までに、最終目標達成につながる、3つの大きな成果があった。

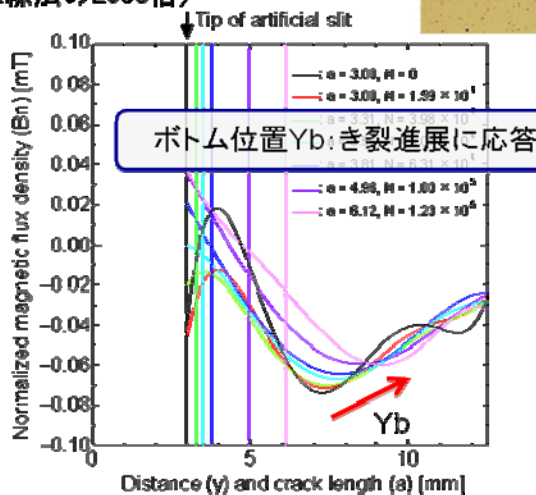
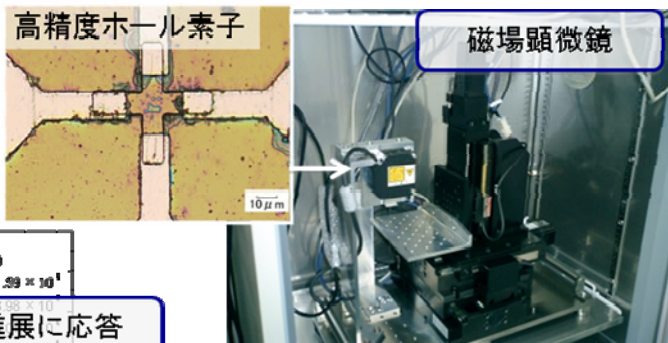
- 成果 1 き裂が進展するかどうかを事前に判断可能。
- 成果 2 疲労経過の進行に伴う磁場変化を正確に測定可能。
- 成果 3 応力拡大係数と相関性の強いファクターを世界で初めて発見。

新しい磁場顕微鏡の構造に始まり、上の3つの成果を得た実験を順にまとめる。

**「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)

**磁場の定量化: Yb-ΔK曲線の確立**

応力拡大係数範囲ΔKとの相関性  
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)-18 磁場顕微鏡によるき裂進展検出

**【方法】**

a. 磁場顕微鏡

磁場顕微鏡はホールプローブ、ステージとガウスメータで構成されている (図②-3)-17)。磁束密度を測定するホールプローブには  $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$  の GaAs 素子フィルムを使用している (高感度ホール素子)。ステージはプログラム制御により任意の速度で自動的に平面上を移動させることができる。試験片とセンサー間の距離を求めるためにホールプローブ先端にレーザー測定器 (OMRON ZG-WDS8) を設置した。実際の測定における試験片とセンサーの相対ギャップは  $200\mu\text{m}$  である。磁場に与える影響を小さくするため、試験片のホルダー、ホール素子を固定しているアームはアルミ合金、樹脂で製作した。システムは恒温槽の中に設置されており、装置周辺の温度を一定 ( $27.0^\circ\text{C}$ ) に保って磁場を測定した。また試験片上のき裂から離れた場所に、標準点を決めておき、測定点での磁束密度と標準点での磁束密度の差分をとり、それを本データとして考察した。

#### b. 4点曲げ疲労試験

軸受鋼 SUJ2 を試験片とした 4 点曲げ疲労試験を油圧サーボ試験機により行い、き裂進展に伴う材料表面の磁束密度分布の変化を調べた。4 点曲げ試験は内側の支点間の曲げモーメントが同一であるため安定的な曲げ負荷を与えることができ、平面き裂を進展させることが容易である。試験片の形状は短冊形であり、中央部に人工的なスリットが入れられている。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<sup>②-3)-8</sup>。

$$K_I = F_{1P} \cdot K_I |_{d/W \rightarrow \infty} \quad \text{②-3)-1}$$

$$K_I |_{d/W \rightarrow \infty} = \frac{3Pl}{tW^2} \sqrt{\pi a} \cdot F_{1M}(\alpha) \quad , \quad \alpha = \frac{a}{W} \quad \text{②-3)-2}$$

$$F_{1M}(\alpha) = 1.122 - 1.121\alpha + 3.740\alpha^2 + 3.873\alpha^3 - 19.05\alpha^4 + 22.55\alpha^5 \quad \text{②-3)-3}$$

$P$ 、 $l$ 、 $t$ 、 $W$ 、 $a$  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。 $F_{1P}$  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)-19 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。

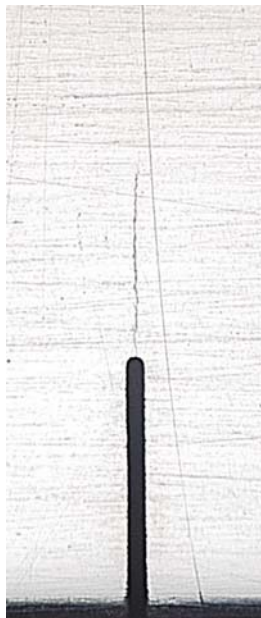


図 ②-3)-19  $N=1.00 \times 10^5$  におけるき裂  
(SUJ2,  $a=4.98\text{mm}$ ,  $\Delta K_{N=0}=17.9 \text{ MPam}^{1/2}$ )

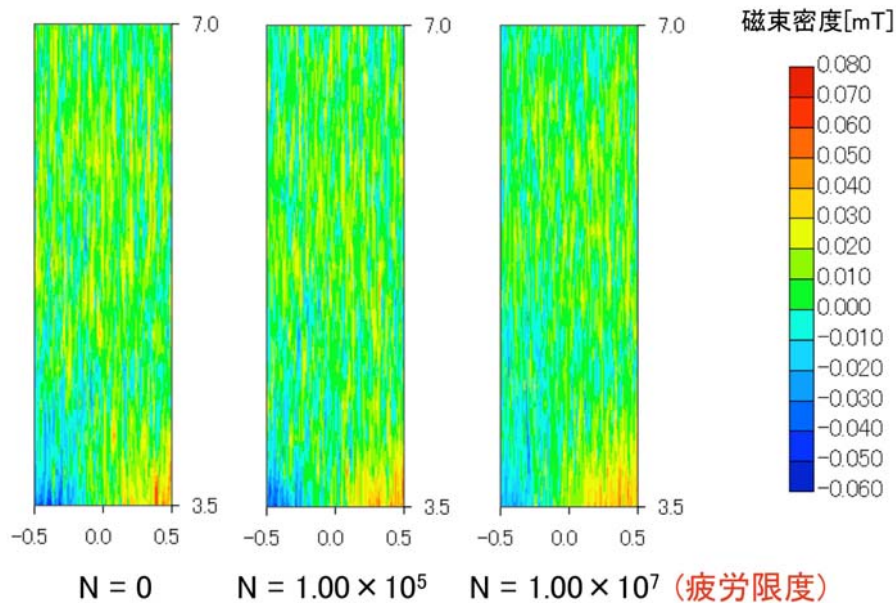
#### 【結果】

##### 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)-20 は、疲労にとまなう



スリット先端部の磁場変化である。き裂と座標の関係を参照すると、スリット先端が  $Y=3.00\text{mm}$  に相当し、そのスリット先端から  $0.5\text{mm}$  離れた位置を底辺に  $Y$  軸方向に  $3.50\text{mm}$  前方まで ( $Y=7.00\text{mm}$  まで) の領域の磁場を可視化した結果が示されている。ここでき裂進展方向と垂直方向 ( $X$  方向) の測定幅は  $1\text{mm}$  である。観察したセンサーの高さは線分布の観察と同じ、 $200\mu\text{m}$  である。カラーのインディケーションは磁場の大きさを等高線状に分割表示したものである。磁束密度の単位は  $\text{mT}$  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。



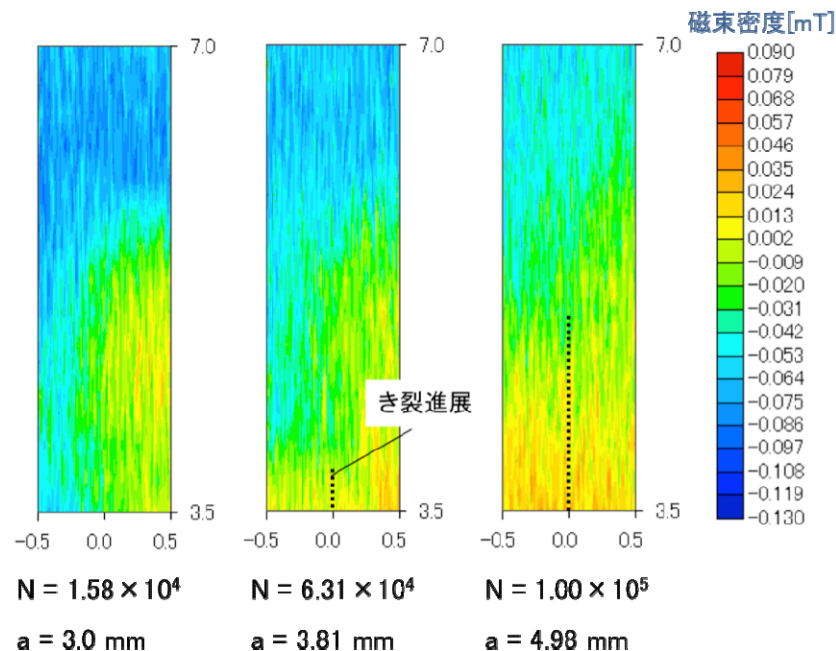
図②-3)-20 磁束密度分布測定結果 (SUJ2, 初期応力拡大係数幅  $\Delta K_{N=0} = 12.1 \text{ MPam}^{1/2}$ , 繰返し数  $N$ , き裂長さ  $a=3.0\text{mm}$ )

#### b. 磁場とき裂進展の関係

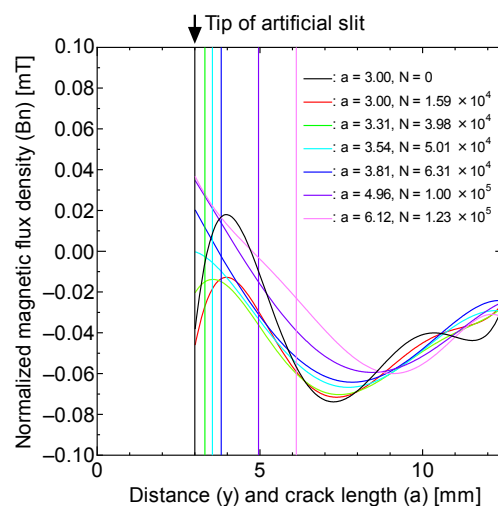
最大荷重  $12.9\text{kN}$  で観察された磁場の平面分布を図②-3)-21 に示す。き裂の初期応力拡大係数幅  $\Delta K_{N=0} = 17.9 \text{ MPam}^{1/2}$  である。図には各繰返し数におけるき裂長さも重ねて示した。図中の  $\Delta K$  は初期応力拡大係数幅、 $N$  は繰返し数、 $a$  はき裂長さ ( $\text{mm}$ ) である。き裂の進展に伴い、磁束密度が少しずつ増加していることがわかる。ここで、重要なことは、き裂の先端で磁束密度が増加し、進展したき裂周りでも磁束密度が増加していることである。これは、塑性変形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、スキヤ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)-22 に示す。 $12.5\text{mm}$  の長さは、人工的に設けたスリット  $3.0\text{mm}$  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  $25.0\text{mm}$ )。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  $3.5\text{mm}$  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にともない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)-21 磁束密度分布測定結果



図②-3)-22 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、

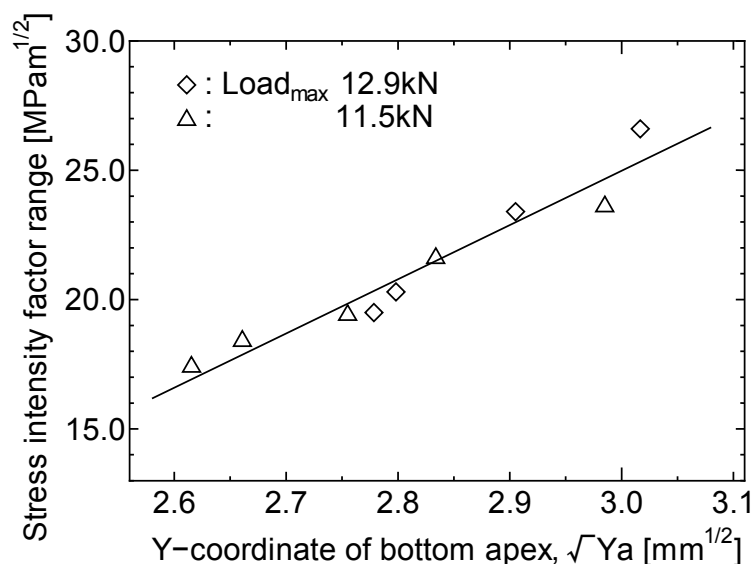
疲労き裂の程度を磁場の観察技術を使って調べることができていることが示された。このことは極めて重要である。また、き裂が進展しない下限界以下の応力拡大係数幅の場合は磁束密度分布が変化せず、き裂が進展する応力拡大係数幅の場合ではき裂が進展していない段階でも磁束密度分布の変化が観察された。つまり、き裂が進展しはじめる前の段階においても磁束密度の変化を測定することで、それが下限界より大きいかどうか調べることが可能であると考えられる。

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

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)-22 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)-23 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)-23 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

## ②-3) - 4 まとめと最終目標に向けた今後の取り組み

### 【まとめ】

中間目標である「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」に対し、マルテンサイト鋼を対象に、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。具体的には、以下の3つの基礎技術はいずれも優れた優位性を示した。

#### 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

疲労損傷一般に適用でき、汎用性が高い。また、競合技術である X 線回折法と比較して、100 倍の高空間分解能を有するのが特徴である。

本技術を低マルテンサイト組織の人工欠陥周りに形成した転動疲労き裂部近傍の損傷評価に適用し、ひずみ勾配領域での初期き裂形成、せん断変形部における結晶回転、初期き裂先端（塑性域）における微細粒の形成を見いだした。転動疲労は高サイクル数で破壊に至るが、き裂形成は十分なひずみ損傷（低サイクル）によることを支持している。また、硬さおよび残留応力の評価とあわせ、き裂は最大せん断応力域でなく、ひずみ勾配が大な領域に形成しており、2 次的な開口応力場 (Mode I) がせん断応力場 (Mode II) とともに初期き裂成長に関与していると推測される。

#### b. 介在物の高速・自動切削法による3次元構造観察技術

高強度鋼の逐次断面観察に不可欠な試料表面の精密切削を実現する超音波楕円振動切削装置、フラットバイト、高分解能レンズを導入し、鉄鋼材料の鏡面加工と顕微鏡観察を自動で行うシステムを構築した。金属材料はじめとした各種材料に適用でき、汎用性は高い。競合技術であるシリアルセクションングと比較して約 50 倍高速である。

介在物位置を特定した軸受鋼試験片に対して、本装置を用いて3次元観察を行い、内部介在物形状のモデリングを実施した。超音波探傷では測定できない介在物の複雑形状や、深さ方向に近接する介在物の境界、蛍光観察による介在物付近から生じた初期き裂の識別、介在物中の空隙やき裂を示唆する結果を得た。

#### c. 磁場顕微法による疲労き裂先端の検出技術

磁気センサーを用いて、き裂先端の磁場分布を観察する高精度磁場顕微鏡システムを作製し、世界初となる常温大気中で  $10\mu\text{m}\times 10\mu\text{m}$  の平面分解能とき裂周辺の塑性領域の短時間観察に成功した。

き裂伝播一般に適用でき、汎用性は高い。競合技術である X 線応力測定と比較して 2000 倍高速である。これにより、従来不可能であった「き裂が進展する環境と同じ環境でき裂とそれに伴う材料変化を動的観察する技術」を実現した。

また、3次元磁場顕微観察において、応力拡大係数と磁場の相関性を発見した。

### 【最終目標に向けた今後の取り組み】

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」に向け、初期き裂起点となる介在物状態を明確にし、剥離に至るまでの過程を検証する。具体的には、3つの基礎技術を以下のように発展させる。

- a. 介在物周りの変形組織や介在物の剥離・割れと初期き裂形成との関係を抽出
- b. 介在物組成解析技術開発および、介在物種によるき裂発生・進展形態の定量的評価パラメータ導出とデータベース構築
- c. 転動疲労き裂における停留・伝播に及ぼす力学要因の抽出とモデル化

それら基礎技術の発展にあたり、各種介在物起点き裂による検証を行う上で、以下の道筋を得ている。すなわち、

- a. ひずみ勾配に着目したマルチスケール分析と介在物周りの精緻な観察を行い、介在物界面における初期き裂発生の観察データを取得する。高炭素量のマルテンサイト組織および軸受鋼への EBSD 法の適用については予備的観察が得られ、研磨条件や解析条件の最適化にも目処がついた。
- b. 切削面の組成分析には3次元内部構造顕微鏡にX線顕微鏡を搭載した蛍光X線観察システム（元素分析型3次元内部構造顕微鏡：理研）を利用する。今後、鏡面観察を達成するための各種介在物に対応する最適加工条件の検討を行う。これらの検討を元に、高分解能・ハイスループット観察を実現して、画像処理に基づく高精度解析モデルの作成を行う。さらに、介在物領域と初期き裂を明確に区別するため、蛍光観察システムを本格的に導入し、微小な初期き裂を容易に識別可能な染色条件や観察条件について検討を行う。
- c. 物理的に最小化した近接センサーと高速データ処理による広領域・3次元観察を可能にし、磁場顕微法の転動疲労き裂への適用を行う。そして、磁場分布形態の連続観察を重点的に行い、き裂下限界挙動の把握を行う。

さらに、応力シミュレーション結果と初期き裂の停留限界の条件をもとにした寿命予測モデルの検討が本格化するのにあわせ、各研究開発項目では、表②-3)-4 に示す年次展開と連携研究および成果の移転を図る。

表②-3)-4 研究計画の展開

研究開発項目	19年度	20年度	21年度	22年度	23年度
(助成) 転動疲労中の剥離プロセスの非破壊的経時変化観察技術高度化と剥離プロセス概況把握	酸化物系介在物を疲労き裂起点とした、剥離プロセスの経時的概況把握			MnS、TiN系介在物を起点とした疲労き裂確認	全介在物(酸化物、MnS、TiN)に関する剥離プロセス概況把握
(委託) 高強度鋼の局所的疲労損傷分布評価技術確立と影響因子の明確化	局所的疲労損傷分布評価の基礎技術検証	マルテンサイト鋼人工欠陥材における転動疲労損傷評価への適用	転動疲労損傷評価への適用 各機関からの依頼分析	介在物周りの応力重畳状態の検討	転動疲労損傷に及ぼす組織要因の抽出とき裂発生機構のモデル化
(委託) 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の確立	鉄鋼材料内介在物観察に向けた切削条件・観察手法の開発		橋脚振動切削装置による切削条件最適化	介在物組成の分析と介在物および周辺き裂の観察	き裂及び介在物の定量的評価パラメータの導出とデータベースの構築
(助成) 非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術の構築と転動疲労メカニズム明確化	応力シミュレーション基本モデル構築	FIB-SEMによる高分解能3次元観察技術 初期き裂形態に及ぼす酸化物系介在物の要因抽出		介在物組成情報を含む観察データの取得 MnS、TiN系介在物の応力シミュレーション	応力シミュレーション活用による転動疲労機構解明
(委託) 高強度鋼の初期き裂進展状況評価技術確立と影響因子明確化	き裂評価方法の新規開発	3次元測定システムの高精度化	き裂先端の高領域可視化システム構築と空間分解能の向上	転動疲労対応システム構築とき裂進展状態の観察	き裂進展挙動あるいは停留に及ぼす種々要因の抽出とモデル化
(助成) 材料力学と材料因子を考慮した寿命予測式の構築	酸化物系介在物起点における寿命予測式立案を目的としたサンプル試作と寿命試験の実施			介在物と初期き裂長さとの関係を明確化し、寿命予測精度の向上を図る	全介在物(酸化物、MnS、TiN)に関する寿命予測式の完成とその検証

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.

#### IV. 成果一覧

	H19	H20	H21※	計
研究発表・講演	27 件	132 件		159 件
うち査読付き論文	6 件	38 件		44 件
特許出願	2 件	8 件	(9 件)	10+(9)件
受賞実績	0 件	0 件	1 件	1 件
新聞・雑誌等への掲載	10 件	3 件		13 件
シンポジウム開催			1 件	1 件

※ : 平成21年度5月29日現在

(括弧) : 平成21年度内の実施予定案件

## (1) 論文

NO.	著者	題目	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)	CSG
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)	CSG
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	WSG
4	室蘭工業大学 材料物性工学専攻 加藤大一郎 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	CSG
5	物質・材料研究機構 阿部富士雄	NEW DEVELOPMENT ON BORON METALLURGY OF CREEP-RESISTANT 9%CR STEEL FOR USC POWER 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	CSG
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	CSG
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 evolution	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	CSG
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 CRACK GROWTH IN MARTENSITIC STEELS	New Methods of Damage and Failure Analysis of Structure Parts 主催者: VŠB-Technical University of Ostrava	EM
9	横浜国立大学大学院 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	EM
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 初田浩義、 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 embrittlement	2008 International Hydrogen Conference - Effects of Hydrogen on Materials American Society of Mechanical Engineers, General Motors Corporation, Toyota, OCAS, Materials Information Society 2008年9月7-10日	H
12	物質材料研究機構 邱海、斉 錦剛、殷福星、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	IIW2008(第61回)	W
14	物質・材料研究機構 阿部富士雄	Boundary and Sub-boundary Hardening in High-Cr Ferritic Steels During Long-term Creep at 650°C	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	CSG
15	東北大学 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	CSG
16	東北大学 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 for High Efficiency Power Plants 主催者: Stuttgart大学、Darmstadt工科大学、物材機構	CSG
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	EM



18	物質・材料研究機構 塚本 進	Distribution of Wire Feeding Elements in Laser-Arc Hybrid Welding	27th International Congress on Applications of Laser & Electro-Optics 主催者: Laser Institute of America	W
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	Trends in Welding Research 2008 主催者: ASM international	W
20	大阪大学大学院 早田 新	Formation of Retained Austenite in Triplex Stainless Steel Weld Metal	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	Measurement of retained austenite content in weld metal	Proceedings of the 8th International Welding Symposium 主催者: 日本溶接学会	W
22	物質・材料研究機構 趙 琳	Homogeneity of Wire Feeding Elements in CO2 Laser-GMA Hybrid Welds	8th International Symposium of JWS 主催者: (社)溶接学会	W
23	(株)神戸製鋼所 名古秀徳、岡崎喜臣、武田裕之	Study on Structures at As Welded Zone and Reheated Zone in 9%Ni Steel Similar Composition Weld Metal	8th International Symposium of the Japan Welding Society 主催者: (社)溶接学会	W
24	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	8th International Symposium of the Japan Welding Society 主催者: (社)溶接学会	W
25	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	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 小鶴 折中	Observation of arc phenomena in plasma GMA welding process	8th International Symposium of JWS 主催者: (社)溶接学会	W
27	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
28	大阪大学 水口 隆、山下 将嗣、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
29	九州工業大学 徳永辰也	Phase transformation behaviour of creep-strength enhanced 9% Cr steels	2nd International ECCC Conference 主催者: European Creep Collaborative Committee	CSG
30	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	2nd International ECCC Conference European Creep Collaborative Committee	CSG
31	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	Creep & Fracture in High Temperature Components-design & Life Assessment Issues 主催者: European Creep Collaborative Committee	CSG
32	九州工業大学 増山不二光	Comprehensive Approach to Creep Life Assessment of Martensitic Heat Resistant Steels	Creep & Fracture in High Temperature Components-design & Life Assessment Issues 主催者: European Creep Collaborative Committee	CSG
33	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	Thermec 2009 (Technical University-Berlin, Germany) 主催者: TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)	F
34	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	2nd International ECCC Conference 主催者: European Creep Collaborative Committee	CSG
35	九州工業大学大学院 増山不二光	Effect of Specimen Size and Shape on Creep Rupture Behavior of Creep Strength Enhanced Ferritic Steel Welds	International Conference WELDS 2009 主催者: Electric Power Research Institute	CSG
36	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	ISIJ International	F

37	九州工業大学 徳永辰也	Phase Transformation Behavior of Boron Containing 9% Cr Heat Resistant Steels	Thermec 2009 主催者: TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)	CSG
38	東京工業大学 石川茂浩, 松尾孝, 竹山雅夫	Site Occupation and Defect Structure of Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase in Fe-Nb-M Ternary Systems at Elevated Temperatures	MRS Symposium: Advanced Intermetallic-Based Alloys for Extreme Environment and Energy Applications 主催者: Materials Research Society	CSG
39	東京工業大学 高田尚記, 松尾孝, 竹山雅夫	Transmission Electron Microscopy of Fe <sub>2</sub> Nb Laves Phase with C14 structure in Fe-Nb-Ni Alloys	MRS Symposium: Advanced Intermetallic-Based Alloys for Extreme Environment and Energy Applications 主催者: Materials Research Society	CSG
40	物質・材料研究機構 阿部富士雄	Microstructure Evolution in HAZ and Suppression of Type IV Fracture <del>in Advanced Ferritic Power Plant Steels</del>	International Conference WELDS 2009 主催者: EPRI	CSG
41	東北大学 丸山 公一	Cr Concentration Dependence of Overestimation of Long Term Creep Life in Strength Enhanced High Cr Ferritic Steels	2nd International Conference on: Creep and Fracture in High Temperature Components – Design and Life Assessment 主催者: European Creep Collaborative Committee (ECCC)	CSG
42	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	International Conference : WELD 2009 主催者: EPRI (USA)	
43	JFE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	ASIA STEEL 2009 主催者: The Korean Institute of Metals and Materials	F
44	理化学研究所 藤崎和弘, 横田秀夫	Observation of Three-dimensional Internal Structure of Steel Materials by Means of Serial Sectioning with Ultrasonic Elliptical	Journal of Microscopy	EM

## (2) 学会発表

No.	発表先	発表題目	年月日	発表者	SG名
1	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24～26日	上智大学 藤田 圭	H
2	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	W
3	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9～10日	大阪大学基礎工学部 森 英喜	H
4	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	EM
5	日本金属学会2008年春季大会 シンポジウム 基調	粒界凝集エネルギー(2 $\gamma$ )の第一原理計算	2008年3月26～28日	日本原子力研究開発機構 山口 正剛	H
6	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 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26～28日	山陽特殊製鋼(株) 平岡 和彦	EM
7	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 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
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「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
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」	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
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」	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	CR
11	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 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	CR
12	鉄鋼協会平成20年春季講演大会 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	CR
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」	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
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」	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
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」	マルテンサイト組織の水素脆化破壊限界	2007年3月27日	JAEA 蕪木	H
16	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
17	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 梅本 実、丸山 拓郎	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 梅本 実、伊藤 彰紀	F
19	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	EM
20	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8～10日	物質・材料研究機構	W
21	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・マグアークハイブリッド溶接特性(第1報)	2008年4月8～10日	大阪大学接合科学研究所 中田	W
22	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による高張力鋼の溶接とその現象	2008年4月8～10日	大阪大学接合科学研究所 片山	W

23	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
24	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 牛田裕己	H
25	日本材料学会 第13回分子動力学シンポジウム	$\alpha$ -鉄中での水素と欠陥の相互作用のモデリング	2008年5月23日	大阪大学大学院 森 英喜	H
26	日本材料学会 第13回分子動力学シンポジウム	$\alpha$ -鉄中の水素場と欠陥場の発展のモデリング	2008年5月23日	大阪大学大学院 君塚 肇	H
27	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	CR
28	平成20年度春秋講演大会 日本高圧力技術協会	9%Cr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㈱ 長谷川泰士、溝口昌毅	CR
29	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	Cr
30	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	Cr
31	(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、津崎兼之	H
32	(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、海老原健二、坂倉充洋、門吉朋子、鈴木一夫(院生)、小林千悟、仲井清眞、阪本辰顕、JFEスチール㈱スチール研究所 安田功一	H
33	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溶接金属中アシ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 磯村紀世(院生)、真鍋一生(院生)、小林千悟、仲井清眞、阪本辰顕、JFEスチール㈱スチール研究所 安田功一	W
34	(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
35	(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 小嶋哲史	W
36	(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10~12日	大阪大学大学院工学研究科 高嶋康人	W
37	(社)溶接学会 平成20年度秋季全国大会	9Ni共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 名古秀徳、岡崎喜臣、武田裕之、末永和之、中西浩二郎	W
38	(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
39	(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 牛田裕己	H
40	(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 森 英喜	H
41	日本鉄鋼協会 2008年秋季講演大会	中・高炭素鋼における粒径・組織と降伏応力の関係	2008年9月23日	物質・材料研究機構 花村年裕、鳥塚史郎	F
42	(社)日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	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㈱スチール研究所 安田功一	W
43	(社)日本鉄鋼協会 第156回秋季講演大会	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		W
44	(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㈱スチール研究所 安田功一	W
45	(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		W
46	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23~25日	名古屋大学工学研究科 村田純教	CR
47	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23~25日	室蘭工業大学 駒崎慎一、加藤太一朗	CR
48	第156回秋季講演大会 討論会	700°C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23~25日	新日本製鐵㈱ 長谷川泰士	CR
49	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23~25日	東北大学 丸山公一	CR

50	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23～25日	住友金属小倉 大藤善弘	F
51	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23～25日	九州大学 中島英治、光原昌寿	CR
52	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23～25日	榊神戸製鋼所 村上俊夫、畑野 等 東北大学 宮本吾郎、古原 忠	F
53	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23～25日	京都大学 白井泰治	CR
54	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23～25日	岡山大学 坂本大典、瀬沼武秀	F
55	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23～25日	岡山大学 首藤智旭、瀬沼武秀	F
56	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23～25日	東京工業大学 高田尚記、竹山雅夫	CR
57	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23～25日	物質・材料研究機構 塚本進、阿部富士雄	CR
58	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23～25日	東北大学 宮本吾郎、古原忠	F
59	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23～25日	東北大学 堀亮太、古原忠	F
60	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23～25日	大阪大学 山下 将嗣、水口 隆、寺田 大将、辻 伸泰	F
61	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	中炭素鋼の温間加工による微細粒組織形成	2008年9月23～25日	JFEスチール株式会社 長谷和邦	F
62	日本金属学会2008年秋大会(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23～25日	物質・材料研究機構 羽田浩義、浅利裕介、館山佳尚、大野隆	H
63	156回秋期講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会 平成20年度夏期講演大会 (社)日本鉄鋼協会北海道	中炭素鋼における逆変態 $\gamma$ 結晶粒径に及ぼす組成および前組織の影響 (逆変態 $\cdot\gamma$ 域鍛造加工再結晶プロセスによる細粒強化の検討-1)	2008年9月23～25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
64	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	1Ni基耐熱合金における $\gamma/\gamma'$ 整合析出強化の基礎的検討	2008年9月23～25日	住友金属工業(株) 米村光治	C
65	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23～25日	住友金属工業(株) 仙波潤之	C
66	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23～25日	住友金属工業(株) 浜口友彰	C
67	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23～25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、梅本実	F
68	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23～25日	愛知製鋼(株) 宇田川毅志	EM
69	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23～25日	NIMS 津崎兼彰	H
70	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nbオーステナイト系耐熱鋼のクリープにおける粒界Laves相Fe <sub>2</sub> Nbの析出	2008年9月23～25日	東工大 芳村和寛、松尾 孝、竹山雅夫	Cr
71	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	Fe-20Cr-30Ni-2Nbオーステナイト系耐熱鋼のクリープにおける粒界Laves相Fe <sub>2</sub> Nbの役割	2008年9月23～25日	東工大 倉田桂一、松尾 孝、竹山雅夫	Cr
72	第143回秋季講演大会 主催者:日本金属学会	Fe-Ti-Ni3元系の $\alpha$ -Fe/Fe <sub>2</sub> Ti相間の相平衡における実験と計算	2008年9月23～25日	東工大 杉浦友章、松尾 孝、竹山雅夫	Cr
73	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相界面析出	2008年9月23～25日	東北大学 西村彰洋、宮本吾郎、古原 忠	F
74	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23～25日	豊橋技術科学大学 丸山拓郎	F
75	日本金属学会 2008年秋期大会	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23～25日	(独)日本原子力研究開発機構 山口正剛、海老原健一、鈴木知明、板倉充洋、燕	H
76	(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23～25日	(独)日本原子力研究開発機構 海老原健一、鈴木知明、燕木英雄、上智大学理工学部 高井健一	H
77	(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23～25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

78	(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23~25日	上智大学 佐藤勇太、藤田圭、鈴木啓史、高井健一、萩原行人、電子科学 前島邦光、宮林延良	H
79	(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23~25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
80	(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23~25日	(独)物質・材料研究機構 李松杰、秋山英二、津崎兼彰	H
81	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	Cr
82	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	Cr
83	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 着場正起、増山不二光	Cr
84	第156回秋季講演大会 主催者:(社)日本鉄鋼協会	鍛造部材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
85	(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酸素の影響	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
86	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	EM
87	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 Fe2Nb 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	Cr
88	(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1~3日	(独)日本原子力研究開発機構 山口正剛、海老原健一、鈴木知明、板倉 充洋、蕪木英雄	H
89	(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 森 英喜	H
90	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Fe2Nb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	Cr
91	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1~5日	東工大 倉田桂一、高田 尚記、松尾 孝、竹山雅夫	Cr
92	2008 MRS Fall Meeting Materials Research Society	Transmission Electron Microscopy of Fe2Nb Laves Phase with C14 structure in Fe-Nb-Ni Alloys	2008年12月1~5日	東工大 高田尚記、松尾 孝、竹山雅夫	Cr
93	Asia Steel 2009 Korean Institute of Metals and Materials	Hot Deformation Behaviors of Austenite Region in Medium Carbon Steel	2009年5月24~27日	大阪大学 水口 隆、山下 将嗣、寺田 大将、辻 伸泰	F
94	Asia Steel 2009 Korean Institute of Metals and Materials	Interphase boundary precipitation of VC accompanying ferrite and pearlite transformation in medium carbon steels	2009年5月24~27日	東北大学 宮本吾郎、堀 亮太、Behrang Poorganji、古原 忠	F
94	Asia Steel 2009 Korean Institute of Metals and Materials	Interphase boundary precipitation of VC accompanying ferrite and pearlite transformation in medium carbon steels	2009年5月24~27日	東北大学 宮本吾郎、堀 亮太、Behrang Poorganji、古原 忠	F
95	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24~27日	JFEスチール 長谷和邦 大阪大学 辻 伸泰	F
95	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
96	日本鉄鋼協会2009年春季講演大会	「Ni基耐熱合金のミクロ組織と機械的性質への影響」	2008年3月28-30日	住友金属工業㈱ 浜口友彰	Cr
97	日本鉄鋼協会2009年春季講演大会	「Ni基耐熱合金中 $\gamma/\gamma'$ 整合析出強化の基礎的検討」	2008年3月28-30日	住友金属工業㈱ 米村光治	Cr
98	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28-30日	住友金属工業㈱ 仙波潤之	Cr
99	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価	2008年1月22-23日	室蘭工業大学 材料物性工学科 加藤太一朗、駒崎慎一	Cr
100	第144回春季講演大会 主催者:日本金属学会	Fe2Nb Laves相(C14)のNiの固溶に伴う欠陥構造の変化	2009年3月28-30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	Cr

101	第144回春季講演大会 主催者:日本金属学会	Rietveld法によるFe2Nb Laves相 (C14) の微細構造解析	2009年3月28-30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	Cr
102	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28-30日	名古屋大学 斎藤良裕, 竹田広太郎, 村田純教, 森永正彦	Cr
103	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28-30日	九州工業大学 徳永辰也	Cr
104	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28-30日	九州大学 大学院 光原 昌寿	Cr
105	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28-30日	物質・材料研究機構 Y. Liu, 阿部富士雄	Cr
106	平成21年度春季全国大会 (社)溶接学会	高強度鋼レーザー溶接金属におよぼす化学成分の影響	2009年4月22-24日	JFEスチール(株) 角博幸, 大井健次, 小 野守章, 安田功一	W
107	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28-30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
108	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 けるレーザー溶接の取り組み	2009年2月10日	(株)IHI 中西保正, JFEスチール(株) 安 田功一	W
109	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	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
110	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
111	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2-3日	九州大学 大学院 光原 昌寿	Cr
112	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
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
114	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 3月29日	室蘭工業大学 伊藤穰慧	Cr

### (3)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	SG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	
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	
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	
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	
5	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」溶接SGの活動報告	2008年5月1日	溶接SG	W
6	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」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	「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	「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	
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	
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	
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	
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	溶接SG



#### (4)特許

No.	出願手続会社	国内 外国	名 称	発明者(出願人)	出 願	NEDO提出	公 開	登録No.	権利化	備考
1	㈱神戸製鋼所		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	19PK6549 特願2007-300777 平成19年11月20日	2008年1月16日				
2	㈱神戸製鋼所		溶接用ソリッドワイヤ	㈱神戸製鋼所 武田 裕之	19PK6558 特願2007-262452 2007. 10. 5	2007年11月21日				
3	㈱神戸製鋼所		溶接用ソリッドワイヤ	㈱神戸製鋼所 武田 裕之	19PK6559 特願2007-262453 2007. 10. 5	2007年11月21日				
4	㈱住金小倉	国内	高強度鋼製粗形品およびその製造方法	株式会社住友金属小倉	特願2008-188149 2008年7月22日	2008年8月7日				
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 2008年8月29日	2008年9月18日				
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 2008年9月5日	2008年9月18日				
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	2008年9月18日				
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	出願番号:P2008- 238657 2008年9月17日	2008年11月06日				
9	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	長谷和邦、岩本隆、木村秀途	2009年3月26日	2009年4月20日				
10	㈱住金小倉	国内	高強度鋼製粗形品の製造方法	大藤 善弘	特願2009-88792 2009/4/1	平成21年4月20日				

#### (5)受賞

##### (1)文部科学大臣表彰 科学技術賞(研究部門)

阪大接合科学研究所 小溝教授 (2009. 4. 14表彰)

## (6) 成果普及の努力(プレス発表、展示会出展等)

「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」第1回シンポジウム実施報告

1. 日時：平成21年4月14日（火曜日）10：00－17：00、15日（水曜日）10：00－17：00
2. 場所：東京工業大学 大岡山キャンパス 百年記念館、国際交流会館多目的ホール、西8号 1001大会議室
3. 参加者：鉄鋼業界、自動車業界、重工メーカー、大学・協会より約320人、プロジェクト関係者80名、計400名の参加申し込み。

（2日間で、延べ600名の参加者）

### 4. 質疑・応答内容

#### <溶接技術SG>

（参加者数）4/14(火)PM 聴衆者 90名、 4/15(水)AM 聴衆者 80名、 PM 聴衆者 80名

（概要）

溶接技術SGでは、実用化の出口を鮮明にするために、企業研究者のマネージによる「レーザ適用拡大実用化」、「革新的HT980鋼用溶接材料開発実用化」、「革新的9Ni低温用鋼用溶接材料開発実用化」の3タスクフォース体制で進めている。今回のセッションはこれらの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3件の基調講演（「780Nmm<sup>2</sup>級鋼による新構造システム建築物の開発」<新日本製鐵（株）志村様>、「特殊鋼のガスシールドアーク溶接における海外の現状」<（株）ダイヘン 上山様>、「構造用鉄鋼材料の高強度化と溶接性」<（国）東京大学 小関教授>）を含み、外部有識者の声を聞く形となった。

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、極めて実りの多いシンポジウムとなった。

#### <高温クリープSG>

（参加者数）4/14(火)PM 聴衆者 76名、4/15(水)AM 聴衆者 63名、 PM 聴衆者 61名

(概要)

プロジェクトの2年間の中間成果報告を行った。また電力プラントサイドの視点から、電源開発(株) 早川様より「石炭高効率発電の重要性とA-USCへの期待」、(財)電力中央研究所 渡辺様より「A-USCプラントか初と将来動向」およびバブコック日立(株) 佐藤様より「A-USCボイラーの実現を支える材料と加工技術」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、今後の方向性を考える上で大いに参考になった。また、本SGで開発された革新的組織計測手法を用いた成果に対する高い評価と、活用についての詳細な討議がなされた。特に、今回基調講演をいただいたバブコック日立(株) 佐藤様より「2日間の研究内容の詳細の聴取と、質疑に参加させていただき、よく分かりました。我々にとって非常に興味あるすばらしい研究もあり、今後が楽しみです。次回もぜひ聴講させていただこうと思います。」等、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>

(参加者数) 4/14(火)PM 聴衆者 90名

(概要)

本セッションでは、トヨタ自動車(株)パワートレイン材料技術部金属材料室の森室長に「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」と題して基調講演をお願いし、高強度化に伴なう、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。これに引き続き、各テーマ担当者から順次成果発表を行った。金属材料における水素という、根源的問題の解決に資する研究領域であり、会場には常に90名近い参加者が集まり、この分野の第一人者の先生や各企業の第一線の研究者からは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。

議論においては、炭化物と比べてTiCがなぜ検討対象として意義あるのか、TiC中での水素拡散はなぜ遅いのか、炭素の影響、例えば転位や粒界に炭素が存在した場合の水素トラップについて検討すべきではないか、トラップサイトが水素源として働く場合があるのでは、水素脆化とHELP機構との関係はどうなっているか、といった水素脆性の根本問題に関する議論や、擬へキ開破壊から粒界破壊への遷移がシミュレ

ートできるか、といった将来の開発の方向性に関する意見も出された。

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。

#### <内部起点疲労>

(参加者数) 4/14(火)PM 聴衆者 40名

(概要)

本セッションでは、元玉川大学の似内教授より「非金属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～」につき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。その視点で、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。また、き裂生成・伝播機構の研究については、「実験的に十分な精度でデータが得られているが、さらに解析・理屈付けも必要である。」というコメントを長崎大学の勝田先生よりいただいた。

転動疲労時の介在物周囲に生じる応力は、軟質介在物の方が硬質介在物より高くなる点はモデル上理解されるが、硬質介在物の方が寿命に対して有害であるという実状もある等、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。

#### <制御鍛造SG>

(参加者数) 4/15(火)AM 聴衆者 70名、PM 聴衆者 60名

(概要)

本セッションでは日産自動車(株)藤川様より「自動車の高強度化・軽量化の現状と課題」につき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。