

複製禁止

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」

事業原簿
(公開)

担当部室

新エネルギー・産業技術総合開発機構
電子・材料・ナノテクノロジー部

目次

概要

プロジェクト用語集

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

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

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

②-3)-4. まとめ

②-3)-5. 参考文献

2. 5. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

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

IV. 実用化・事業化の見通しについて

1. 実用化の見通し（SG成果） IV-1

V. 成果一覧

1. 研究成果の普及 V-1

2. シンポジウム・展示会 V-2

2. 1 シンポジウム

2. 2 2012国際ウェルディングショー

3. 特許出願 V-7

4. 論文 V-7

5. 研究発表・講演 V-8

6. 受賞実績 V-8

7. 新聞・雑誌等への掲載 V-9

8. 国際調査 V-9

（添付資料）

エネルギーイノベーションプログラム基本計画

ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画

プロジェクト基本計画

技術戦略マップ（エネルギー分野、部材分野、分野別技術ロードマップ）

事前評価関連資料（事前評価書、パブリックコメント募集の結果）

概要

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

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

【事業の背景・目的・位置付け】

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

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

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

（※高級鋼とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称）

II. 研究開発マネジメントについて

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

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

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

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

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

Ⅲ. 研究開発
成果につ
いて

【共通基盤技術】

① 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

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

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

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

[電離プラズマ法]（平成 21 年度にて課題終了）

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

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

いずれの方法でも、従来 TIG 溶接の 4 倍以上の高能率施工を実現した。

2) ファイバーレーザ、レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

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

板厚 25mm を想定した非貫通ハイブリッド溶接において、20% CO₂ 混合シールド（MAG アーク）で JIS1 類相当のポロシティ（欠陥）防止が可能であることを提示した。（平成 21 年度にて課題終了）

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

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

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

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

c. 水素粒界割れによる破断応力の低下を第一原理計算に基づき定量評価した。

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

② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

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

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

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

3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

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

【実用化技術】

③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

4) 熱処理なしで割れない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

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

5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

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

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

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

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

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

a. 炭化物 (TiC、セメンタイト) の水素トラップ状態を解明した。

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

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

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

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

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

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

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

④ 先端的制御鍛造技術の開発

1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

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

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

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

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

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

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

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

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

3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

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

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

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

「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」

事後評価 事業原簿 用語集

<溶接技術SG>委託

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

17	ファイバーレーザー (ファイバレーザ)	レーザは特定波長の光を増幅することであるが、この光増幅方法のひとつとして光ファイバーを利用する方法の開発が近年目覚ましい。ファイバーレーザーは共振器中における光の伝播媒体が気体ではなく、光ファイバーであるため、(1)大幅な発振器の小型化が可能、(2)アライメントが不要であり、安定、(3)良好な光品質(エネルギー密度分布や平行性(収差))、(4)高効率、(5)高柔軟性、などの種々の利点を持つ。また、光ファイバで伝送されるため、炭酸ガスレーザのような精密・高額な光学系が不要で実用性に富む。
18	隅肉継手	二つの鋼板を継ぐとき、一方の平面に片方の端部を溶接する継手の形式。
19	キーホール	溶融池内に形成される貫通穴のこと。蒸発金属やガス、プラズマなどの作用で形成される。レーザ溶接を特徴付ける。
20	ブローホール	溶接金属中に残留した気泡欠陥の総称。比較的大きなもの、合体したものなどを言う。
21	集光光学系	レーザ光を収束するための光学装置の総称。
22	アンダフィル	本来ビードの余盛が母材表面より低くなる欠陥。母材の板厚よりも接合板厚が小さいため強度設計上不可である。
23	ポロシティ	溶接金属中に残留した気泡の総称。比較的大きなもの、合体したものなどを言う。
24	ハイブリッド溶接	レーザ溶接では、一般的にアーク溶接を併用する場合に用いる。
25	トレーサ	この場合は、溶融金属の動きを凝固後に観察する目的で溶融池に投入する金属。通常含まれない金属で鉄と類似特性をもつものを用い、ニッケルがよく使われる。
26	Marangoni 対流	表面張力差で起こる対流。
27	溶融池の固有振動	溶融池はアークの力、電磁力などの影響を受けて固有の周期で波打っている。その振動を言う。
28	出力変調	パルス化などによって溶接出力を変化させることを言う。
29	CW溶接	変調の逆で、一定の出力で行われる溶接を指す。
30	ルートギャップ	板を溶接で繋ぐとき、溶接前の状態で最も接近した板間にできる隙間。
31	マグアーク	MAG(Metal Active Gas)アーク。MIGと対照的に活性(酸化性)ガスで点弧されるアーク。CO ₂ 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	δ 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。 δ Fe、 δ 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	δ 110反射	δ フェライトの110面での(X線の)反射。
43	核生成	凝固や変態が開始するためには核が必要で、その生成を言う。
44	エピタキシャル	凝固開始点があつ結晶方位を受け継ぐこと。
45	包晶反応	1つの固相がある温度以上で別の固相と液相とに分解する(あるいは液相がそれと平衡する固相とある温度以下で反応して別の固相を生じる)反応を包晶反応と呼び、その温度を包晶温度と呼ぶ。
46	F-Aモード	ステンレスなどの高合金溶接金属部の凝固組織は初晶 $\delta + \delta - \gamma$ の二相の凝固(FA モード)、初晶 $\gamma + \delta - \gamma$ の二相の凝固(AF モード)および γ 単相凝固(A モード)のタイプに分類されている。
47	散乱角度	X線の散乱は微粒子や液晶、合金の内部構造といった数ナノメートルレベルでの規則構造の分析に用いる小角散乱とオンゲストロームオーダーの分析に使用される広角散乱(回折)とに大別される。小角散乱法では、入射光に非常に近い位置での測定を行うため、精密な光学系と、場合によっては強力なX線源が必要となる。SPring-8やPF(PFリング)などの放射光を利用することも多い。
48	初晶	ある相から最も早く晶出する相およびその結晶。
49	凝固のモード	どの相を経て凝固にいたるかを分類したもの。
50	三相系溶接金属	マルテンサイト-オーステナイト-フェライトの三相で形成される溶接金属。
51	デンドライトセル	デンドライトは金属融液を凝固させた際に典型的に観察される組織で、「樹枝状結晶」などとも呼ばれ、枝(アームという)別れた形状を呈する。概ね一次アームで区別される領域をセルと呼び、凝固を特徴づける指標とされる。
52	偏析	特定の元素が偏って存在する状態。鋼の特性に対し様々な悪影響を及ぼす。
53	昇温脱離スペクトル	水素を含む鋼を昇温しながら放出される水素を計測するときに描かれるスペクトル。
54	トラップ効果	水素の動きを止める効果。
55	磁化測定	オーステナイト相は非磁性、フェライト相は強磁性の性質をもつため、磁場中での飽和磁気を計測することでオーステナイトの量を計測することが可能である。
56	拡散性水素量	トラップされておらず鋼中を移動できる水素の量。水素割れの原因とされる。

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

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

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

109	粗視化	モデルの小さい空間スケールの詳細が大きいスケールの現象に及ぼす影響を全て計算し、大きいスケールの現象がどう見えるかを計算するプロセス。
110	アドベンチャー計画	21世紀のCAEソフトウェアのスタンダードを目指して、1997年8月から2002年3月まで、日本学術振興会 未来開拓学術研究推進事業「計算科学」分野で遂行された、「設計用大規模計算力学システムの開発プロジェクト」(通称 ADVENTUREプロジェクト)。
111	二直線型の応力歪関係	降伏応力を境に傾きの異なる二直線で表現した応力歪関係。降伏応力以下の直線の傾きをヤング率、降伏応力以上の直線の傾きを加工硬化係数という。
112	ルドウィック則	応力歪関係をモデル化した関数の1つ。 $\sigma = A \varepsilon^n + B$ (σ :応力、 ε :歪、A、B、n:定数)
113	スウィフト則	応力歪関係をモデル化した関数の1つ。 $\sigma = C(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$ (σ :応力、 ε :歪、C、n、 ε_0 :定数)
114	折れ線型の応力歪関係	線分のつながりで表現した応力歪関係。
115	離散化メッシュ	計算領域を分割する要素の集合。有限要素法や有限体積法などで用いられる。
116	有限体積法	計算領域を分割した要素の間で物理量の出入りの釣り合いを近似して微分方程式を解く手法。

<溶接技術SG>助成

No.	用語	意味・説明
1	LNG	Liquefied Natural Gasの略。液化天然ガス。
2	インコネル	スペシャルメタル社(Special Metals Corporation)(旧インコ社・International Nickel Company)の商品名であり、ニッケルをベースとし、鉄、クロム、ニオブ、モリブデン等の合金元素量の差異によってインコネル600、インコネル625、インコネル718、インコネル750X等様々なものに分けられる。インコネルは耐熱性、耐蝕性、耐酸化性、耐クリープ性などの高温特性に優れており、スペースシャトル、原子力産業、産業用タービンの各種部品、航空機のジェットエンジン、身近なものでは自動車用的高级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 ²)を算出する。
20	固液共存温度幅	鉄の状態図で、ある成分における液相線温度と固相線温度の差。
21	YP、TS、vE	YP: Yield Point(降伏点)、TS: Tensile Strength(引張強さ)、vE: Vノッチシャルピーで計測する吸収エネルギー。
22	パケット、ブロック	ラスマルテンサイト組織は、ブロック及びパケットと呼ばれる同じバリエーションあるいは晶癖面を有する単位の集合体である。ブロック及びパケットは、多くの場合互いに大きな方位差を持つため、これらは結晶粒に相当する組織単位と考えて良い。パケットあるいはブロックのサイズを微細にすることにより、マルテンサイトを強靱化できる。そこでマルテンサイト鋼のパケット・ブロックを微細にするための方策が種々提案されている。
23	水素マイクロプリント(法)	AgBrと水素との化学反応を利用して、材料中の水素を可視化する実験手法。水素の局所的な集積挙動を明らかにすることができる。金属材料の表面に予めAgBrを均一に分散させた後、材料中から拡散されて表面に到達する水素と酸化還元反応を生じさせることで水素の位置を銀粒子の分布として可視化することができる。

<高温クリープSG>委託

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

15	HAZ	溶接熱影響部(Heat Affected Zone)。溶接の際に溶融には至らなかったものの溶接熱サイクルを受けて母材とは特性が変わってしまう部分。溶接金属に隣接する部分は短時間ではあるが融点直下に加熱されるため組織が粗大化し靱性低下などの問題をもたらす。
16	HAZ再現熱処理	HAZの熱履歴を再現した熱処理。実継ぎ手で溶接HAZの特性は連続的に変化するが、HAZの特性をより詳細に理解するために、溶接金属に近い高温から、母材に近い低温までの熱履歴をラボにて別々に再現する熱処理。
17	TypeIV 破壊	溶接HAZ外縁細粒域で生じる破壊をTypeIV破壊と称する。Type I は溶金部に発生した破壊、Type II は溶金部からHAZに進展した破壊、Type III はHAZ粗粒域に発生した破壊である。
18	TypeIV 損傷	溶接HAZ外縁細粒域で生じるクリープ損傷(ポイド、微小亀裂等)をTypeIV損傷と称する。
19	A _{C3} 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 ₃ C等一般的な相はGCP相である。
23	Laves相	Fe ₂ Nb等のC14,あるいはC15,C36等の結晶構造を有する析出相をLaves相と総称する。
24	ヴァイドマンステッテン状	鋼をオーステナイト組織から冷却した時に形成される冷却変態組織の一種で針状、網目状の特徴的な組織。ウィッドマンシュテッテンが隕鉄中に見出して名付けた。
25	γ''相	D023規則構造を有するNi ₃ 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 ₃ Al;L12型規則構造)と称する。
26	MX	MXは金属元素M(M;V,Nb,Ti等)とX(=C,N)が1対1に結合した炭窒化物を総称している。
27	MX型炭窒化物	MX型の炭窒化物。
28	Fusion線熱処理	溶接継ぎ手において、溶接材料と母材の境界部分は、母材が部分的に一度溶融する。この温度に相当する熱処理条件のことを称する。
29	二重細粒HAZ熱処理	溶接継ぎ手の製作時には溶接熱影響にて、母材に最も近い部分は2相域加熱を受けて細粒化する。この熱影響を多層溶接した場合にこの細粒熱処理を2度経験する熱処理をいう。
30	粗粒+細粒 HAZ熱処理	上記同様に、粗粒熱処理後に細粒熱処理を行うことを称する。

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

<高温クリープSG>助成

No.	用語	意味・説明
1	超々臨界圧発電(A-USC)	蒸気条件が水の臨界点を大幅に超えた条件566°C超、25MPa以上の発電を超々臨界圧発電(USC; Ultra Super Critical)、さらに700°C超、35MPa以上を目指す発電システムを先進超々臨界圧発電(A-USC; Advanced USC)と称する。
2	溶接継手強度係数	溶接継ぎ手のクリープ強度が母材に比べてどれだけ低下するかを示す係数で、Weld Safety Reduction Factor(WSRF)という。WSRF=溶接継ぎ手の10万h推定強度/母材の10万h推定強度。
3	Factor of 1.2	クリープ強度(寿命)の推定精度が1.2倍(あるいは1/1.2)であること。推定値が10万hの場合は、約8万h(1/1.2)から12万h(1.2倍)の精度であることを示す。
4	T(logt+20)	Larson Millerの定式
5	HAZ	溶接熱影響部(Heat Affected Zone)。溶接の際に溶融には至らなかったものの溶接熱サイクルを受けて母材とは特性が変わってしまう部分。溶接金属に隣接する部分は短時間ではあるが融点直下に加熱されるため組織が粗大化し靱性低下などの問題をもたらす。
6	TCP相	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。
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 ₃ 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	γ/γ' 整合析出強化	オーステナイト(γ)母相に γ' (L12型規則構造を有する金属間化合物でNi ₃ Al等)相が整合して析出することで強化すること。
10	ASME Gr.91	火力発電用9%Crフェライト鋼で現在最も汎用的に使用されている鋼。代表組成 0.1%C-9%Cr-1%Mo-0.2%V-0.05%Nb-0.04%Nを有し、ASME規格ではP91,T91等の規格で規定される鋼を総称してGr91鋼と称している。
11	ASME Gr.92	火力発電用W強化9%Crフェライト鋼。代表組成 0.1%C-9%Cr-1.8%W-0.4%Mo-0.2%V-0.05%Nb-0.05%N-0.003Bを有し、ASME規格ではP92,T92等の規格で規定される鋼を総称してGr92鋼と称している。
12	TypeIV 損傷	溶接HAZ外縁細粒域で生じる破壊をTypeIV破壊と称する。Type I は溶金部に発生した破壊、Type II は溶金部からHAZに進展した破壊、Type III はHAZ粗粒域と細粒域の境界に発生した破壊である。TypeVは室温でも見られる「HAZ軟化」部位での破壊に相当する。
13	剪断型逆変態機構	逆変態において、通常の拡散による変態ではなく、せん断的に起こる変態をいう。広義には結晶構造のみ変化し組成不変の変態で、界面での原子の短範囲拡散による界面の急速な移動によるマツシブ変態と考えられる。

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

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

<制御鍛造SG>委託

No.	用語	意味・説明
1	鍛造	金属を高温でハンマー、プレスなどで外力を加えて目的の形状に塑性加工すること。
2	相界面析出	オーステナイトがフェライトに変態するのと同時に炭化物がオーステナイトとフェライトの界面に析出する現象。
3	小減面	塑性加工の際に生じる、もとの断面積と加工後の断面積の減少が小さいこと。
4	靱性	破断や破壊に至るまでの材料の抵抗。通常は弾性限を越えて破断する前のエネルギー吸収値で表される。
5	疲労強度	材料に繰り返し応力を加えた場合に、応力を無限回数負荷しても破壊しない応力振幅の上限の強度。
6	剛性	曲げやねじりの力に対する変形抵抗。
7	相変態	温度の変化などにより、結晶構造が変化すること。
8	マトリックス	ベースとなる組織。
9	析出強化	材料中に分散した析出粒子が転位の移動を阻害することによる強度の上昇。
10	フェライト(α)	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(γ)	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、それらの面の間隔を相界面シート間隔と呼ぶ。
28	運動転位、転位	転位は結晶中に含まれる、線状の結晶欠陥のことである。外力等を加えた場合に転位が移動し、運動転位が発生し、材料の変形が進行する。
29	超微小硬さ試験機	通常の硬さ試験機よりも試験荷重がごく小さい(~0.098mN)硬さ試験機。微小箇所の硬さを測定できることが特徴であり、本研究ではフェライトとパーライトの硬さを測定した。
30	逆変態	冷却過程でオーステナイトからの変態が完了したフェライト・パーライト二相材やマルテンサイトを再加熱し、オーステナイトへの変態をさせること。
31	マルテンサイト	Fe-C系炭素鋼を、安定なオーステナイトから急冷する事によって得られる組織で、多量の炭素を固溶したまま体心立方構造に変態するために結晶構造が歪み、高い強度を持つ。
32	大傾角粒界	周囲の結晶粒と結晶方位が10-15°C以上異なる、結晶粒の境界。
33	有限要素解析 有限要素法	有限要素法は物体に生じる内部の応力場、変位場を近似的に得るための計算手法である。有限要素法を用いる際には対象となる連続体を有限個の要素に分割し、各節点における変位から各要素の剛性を求めることで最終的に物体全体の剛性を求める。この方法を用いた応力解析方法を有限要素解析と呼ぶ。
34	ユーザーサブルーチン	有限要素解析システムの中で各ユーザーが作成して実行できる、プログラム。標準でサポートされていない変数やプロセスの計算が可能となる。
35	強連成組織予測	互いに関与しあう別々の支配方程式で表される複数の組織予測モジュールが記述する現象を一つの系として厳密に同時に満たすように解く解析手法。
36	弱連成組織予測	別々の支配方程式で表される複数の組織予測モジュールが記述する現象を、互いに関係する情報を交換しながら、交互或いは別々に並行して解いていく解析手法。対する強連成に比べて、厳密に連立を満たす方法ではないため精度的には劣るが、計算コストは低く抑える事ができる。
37	増分型予測式	有限要素解析で目的とする変数の時間変化を微小時間ステップでの変化の逐次積分によって求められるように定式化した組織予測式。

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

<制御鍛造SG>助成

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

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

<内部起点疲労破壊SG>委託

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

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

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

<内部起点疲労破壊SG>助成

No.	用語	意味・説明
1	転動疲労	主に軸受や圧延ロールに対し、疲労の観点からはく離損傷を説明するために用いられる。特徴は、表面近傍で、き裂が、接触部に発生する高面圧に起因する応力によって進展することである。このき裂がはく離を引き起こしたときが寿命となる。
2	内部起点疲労	金属材料中の介在物あるいは結晶面および界面の割れが、繰り返し荷重のもとで構造体(試験片)内部で生じ、疲労破壊に至る主き裂の起点を与える現象。通常は疲労破壊の起点が表面に生じる。
3	10%破損寿命 L_{10}	軸受では、慣例として全個数の10%が破損する寿命値を代表的な寿命値として扱っている。その10%破損寿命の略号が L_{10} である。
4	深溝玉軸受	溝付きの環状型内外輪と玉から構成され、主にラジアル荷重を想定した玉軸受。軸受の最も基本的な型式である。
5	動等価荷重(ラジアル荷重)	ある型番の軸受において 10^6 サイクルの寿命が保証されている荷重。型式によりカタログ値として定められた値であり、材料の良し悪しは現さない。なお本報告では深溝玉軸受がラジアル荷重のみを受けた場合の寿命計算を例示しているのので()付きでラジアル荷重として併記した。
6	ΔK_{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 ΔK_{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 ΔK 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 ΔK_{II}	面内せん断応力を受けたき裂がモードIIで進展する時の応力拡大係数幅。
14	スラスト寿命試験	転動疲労寿命を評価する代表的な材料試験法。転動体(ボール)の回転軸に平行なスラスト荷重下で試験を行う方式なのでスラスト試験もしくはスラスト寿命と称される。
15	最大接触応力	ヘルツの弾性接触理論から計算される転動体と軌道との接触による最大の応力。

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

I. 事業の位置付け・必要性について

1. NEDO の関与の必要性・制度への適合性

1. 1 NEDO が関与することの意義

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

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

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

また 2050 年に世界の温室効果ガス半減という長期目標達成のためには、2020 年までに CO₂ 排出量を減少に転じさせなければならない。そのため、世界全体の CO₂ 排出量の約 3 割を占める石炭火力発電に対し、熱発電効率を向上させた先進的超々臨界圧（A-USC）発電技術を導入することが期待されている。A-USC 技術の開発を着実に推進するためには、

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

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

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

1. 2 実施の効果（費用対効果）

1. 2. 1 高級鋼材の革新的溶接技術接合技術の開発

a) 予熱後熱フリー溶接技術による省エネ効果

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

母材の 10℃→150℃への正味の加熱エネルギー：

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

<想定>

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

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

<省エネ試算>

2030年における省エネ効果量

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

→CO₂ 排出削減効果 4.2 万 t-CO₂/年

原油の CO₂ 換算係数=2.62t-CO₂/kL

b) 船舶の軽量化による省エネ効果

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

<想定>

- 構造材における軽量化：35%→21.8%（=35÷2÷0.8）
- 重量軽減率：100%－（65＋21.8）%＝13.2%
- 省エネ率：重量軽減率を 13.2%と想定。
- 2020年での船舶の原油消費量＝430 万 kL／

2030年での船舶の原油消費量＝410 万 kL

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

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

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

- 適用率：適用可能であろう対象量の割合（船の種類※）＝80%
（※対象をバラ積み船、タンカー、コンテナ船を想定）
- 2020年時点での普及率 10%、2030年時点での普及率 43%

<省エネ試算>

2020年における省エネ効果

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

2030年における省エネ効果

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

→CO₂ 排出削減 53.6 万 t-CO₂/年

* A,B,C 重油平均の CO₂ 換算係数＝2.88 t-CO₂/kL

c) 耐熱鋼開発による火力発電所関連の省エネ効果

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

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

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

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

以上より、2030 年度までに更新対象となる火力発電所からの CO₂ 排出量と A-USC を導入した場合の CO₂ 排出量との差分に寄与率を乗ずることにより、本研究開発による効果を算出する。

<想定>

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

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

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

<省エネ試算>

2030 年における省エネ効果量

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

$$= 259.1 \text{ 万 kL/年 (原油削減量)}$$

さらに寄与率を考慮した場合：23 万 kL/年 (原油削減量) …… (ハ)

→CO₂ 排出削減 79 万 t-CO₂/年

※発電エネルギーの原油換算係数 = 38.2GJ/kL

※原料炭の CO₂ 換算係数 = 0.090 t-CO₂/GJ

1. 2. 2 先端的制御鍛造技術および理想的強度分布設計手法の開発

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

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

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

<想定>

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

・ガソリン使用量

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

<省エネ試算>

・ガソリン削減量：12.3万kL/年

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

2030年における省エネ効果量

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

【2030年省エネ効果量】

原油削減量は上記(イ)、(ロ)、(ハ)、(二)を合計して、54.3万KL/年

→CO₂排出削減効果 166万t-CO₂/年

また、原油削減によるコスト削減効果は、およそ272億円/年と見積もられる。

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

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

1. 2. 3 火力発電建設材料コスト削減

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

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

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

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

材料費のみ（製造費除く）から想定されるコストは、それぞれ以下の通りである。

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

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

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

1. 2. 4 市場創出効果

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

2. 事業の背景・目的・位置づけ

2. 1 事業の背景

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

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

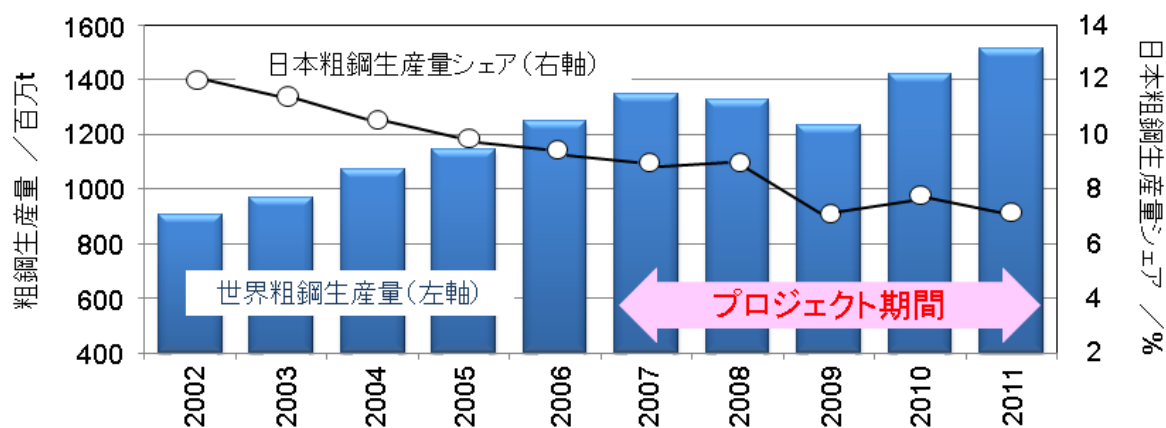


図 I -2-1. 世界粗鋼生産量と日本粗鋼生産量シェアの推移

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

2. 2 事業の目的及び意義

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

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

2. 3 事業の位置付け

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

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

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

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

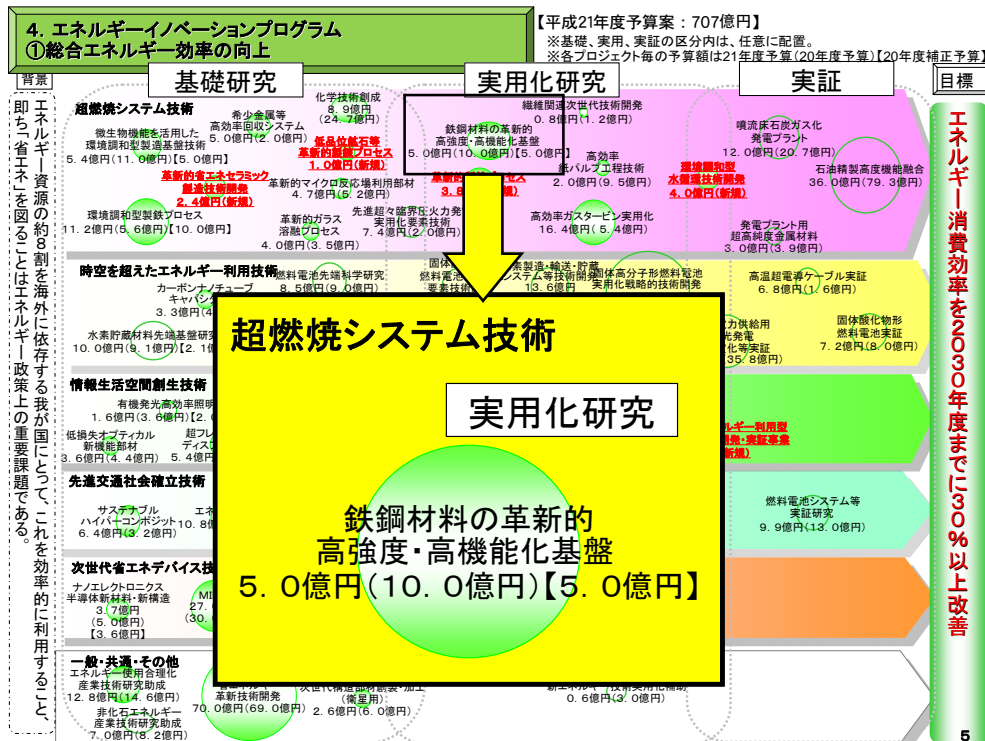


図 I-2-2. エネルギーイノベーションプログラムでの位置付け

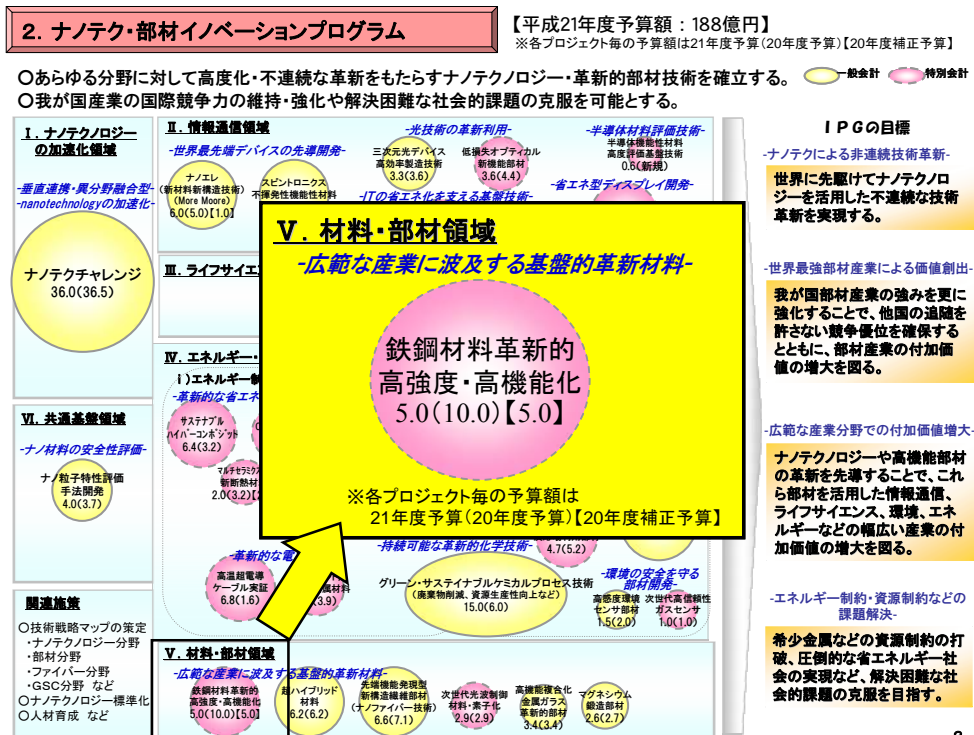


図 I-2-3. ナノテク・部材イノベーションプログラムでの位置付け

表 I -2-1. PJ の研究課題に関連する政策

◇第3期科学技術基本計画(平成18年3月、閣議決定)

「ナノテクノロジー・材料分野」は、重点推進分野に指定、優先的に資源配分

◇イノベーション25(平成19年6月、閣議決定)

「ナノテクノロジー・材料分野」は、中長期的に取り組むべき課題

◇エネルギーイノベーションプログラム基本計画(平成20年4月、経産省)

①総合エネルギー効率の向上 **超燃焼システム技術**

◇ナノテク・部材イノベーションプログラム基本計画(平成20年4月、経産省)

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

◇Cool Earth－エネルギー革新技術計画(平成20年3月、経産省)

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

◇低炭素社会づくり行動計画(平成20年7月29日、閣議決定)

(1) 革新的技術開発のロードマップの着実な実行

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

◇経済財政改革の基本方針2009(平成21年6月23日、閣議決定)

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

◇エネルギー基本計画(平成22年6月18日、閣議決定)

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

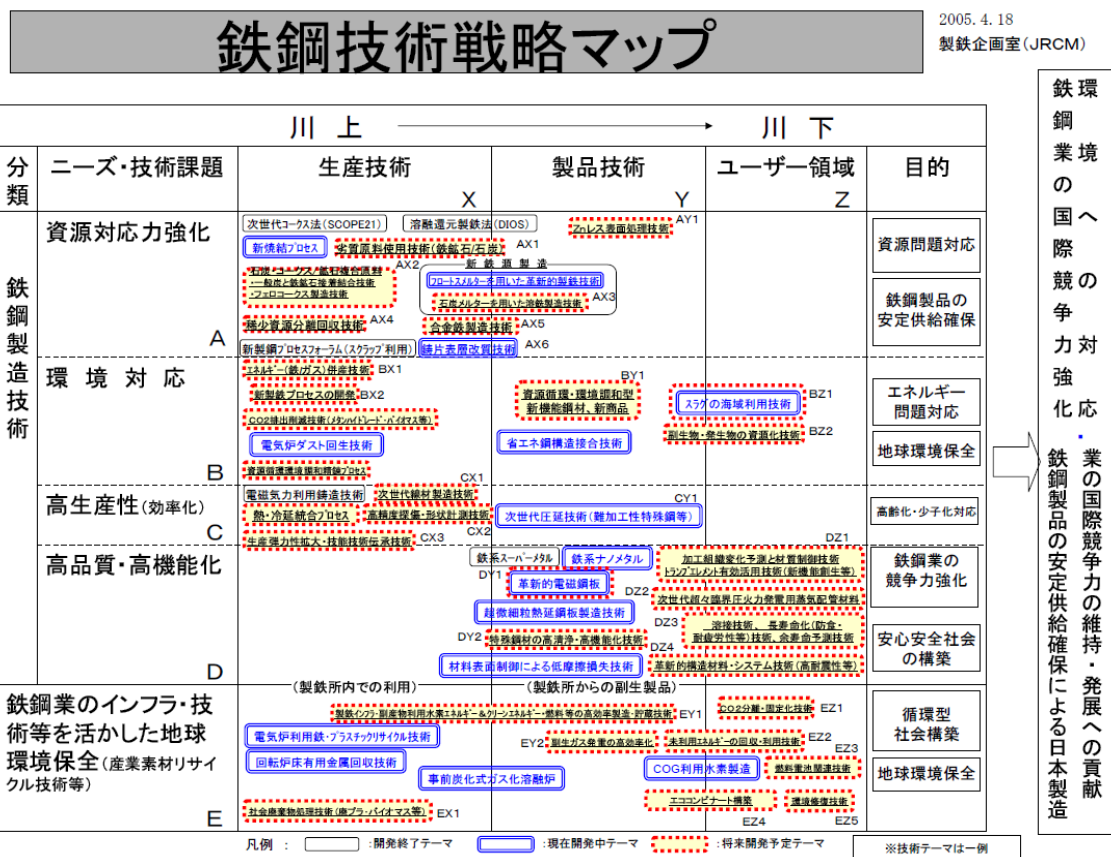


図 I -2-4. 鉄鋼技術戦略マップ (平成 17 年度、経済産業省製鉄企画室)

Ⅱ. 研究開発マネジメントについて

1. 事業の目標

本プロジェクトの具体的な数値目標は以下の通りである。

(中間目標：平成 21 年度末、最終目標：平成 23 年度末)

【共通基盤技術】

① 高級鋼材※の革新的溶接接合技術の基盤開発

(※高級鋼材とは、高強度鋼・低温用鋼・耐熱鋼の総称)

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

研究開発項目に対する個々の目標

1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

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

最終目標：25mm 板厚で溶接パス数半減、スパッタ発生率半減

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

中間目標：板厚 12mm の高強度鋼 2 パス隅肉溶接継手の達成

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

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

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

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

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

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

リンクできるプラットフォームの構築

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

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究

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

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

② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究

中間目標：母材の析出強化最大化方策の抽出と鍛造プロセスによる細粒化指針提示

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

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

中間目標：組織・硬さ分布予測可能なシステム構築（一般的な鍛造プロセス使用）

3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明

中間目標：初期き裂の 3 次元形態と進展挙動の評価技術確立

最終目標：限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化

【実用化技術】

③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

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

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

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

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

- 2) レーザ溶接、レーザー・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℃）

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

b.大型モデル溶接構造体を作成・継手性能を検証

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

中間目標：高強度で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化

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

- 4) 熱処理なしで割れのない 9Ni 系低温用鋼用溶接材料の開発

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

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

- 5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計

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

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

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

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

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

④ 先端的制御鍛造技術の開発

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

研究開発項目に対する個々の目標

1) 高強度化・傾斜機能付与のための合金設計・プロセス開発

中間目標：同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

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

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

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

最終目標：同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

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

b.中型部品想定：0.2%耐力 1000MPa 以上(高強度部)と 800MPa 以下(軟質部)

c.小型部品想定：0.2%耐力 1100MPa 以上(高強度部)と 900MPa 以下(軟質部)

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

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

3) 転動疲労メカニズム解明と非金属介在物組成・サイズ制御指針提示

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

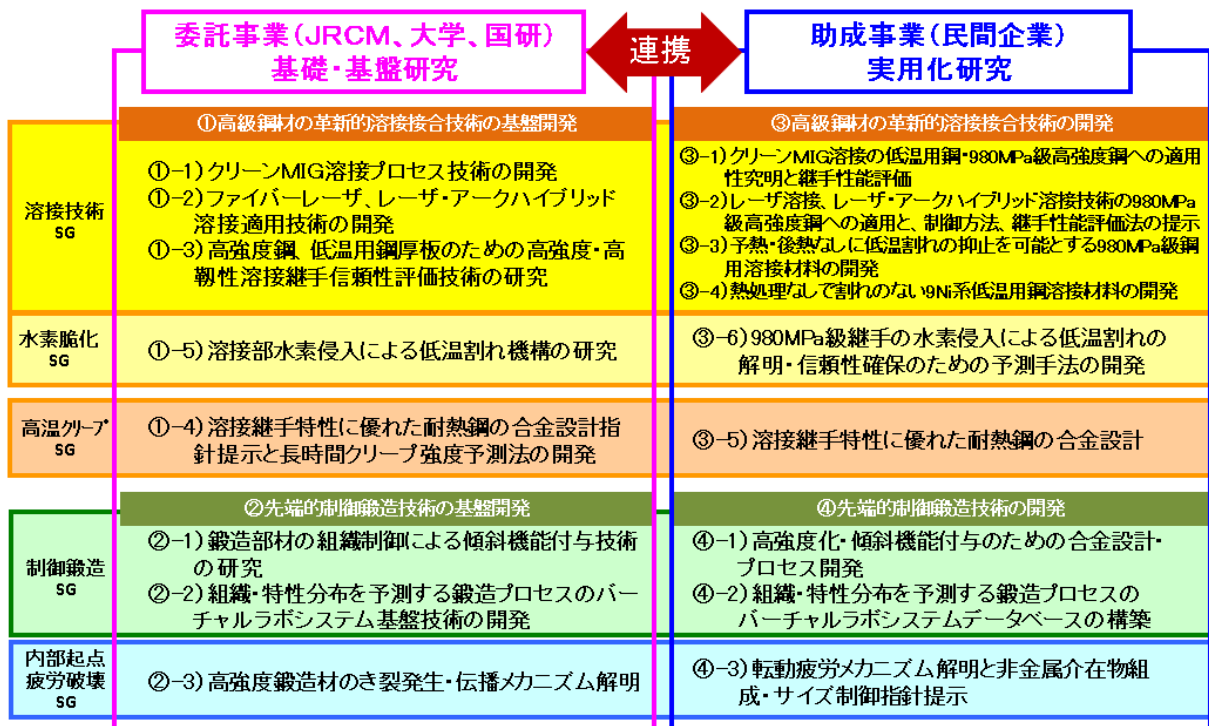
最終目標：材料力学と材料因子の両方を考慮した世界初の転動疲労試験の寿命予測式を構築し、目標寿命値に対する介在物サイズの臨界値を得る

2. 事業の計画内容

2. 1 研究開発の内容

2. 1. 1 研究開発の概要

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



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

(1) 溶接技術 SG

【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

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

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

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

【研究開発の概要】

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

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

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

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

(2) 水素脆化 SG

【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

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

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

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

【研究開発の概要】

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

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

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


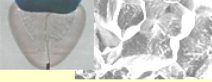
研究開発対象	研究開発の内容	期待される効果
溶接技術 	高強度鋼・低温用鋼の溶接部の強度・靱性・疲労・水素割れ等の課題を解決する高効率な施工法及び溶接材料の開発	我が国が得意とする高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大
水素脆化 	高強度鋼の水素による低温割れの機構解明、信頼性確保のための割れ予測手法の開発	高強度鋼・低温用鋼の実用範囲の拡大、溶接鋼構造物の安全信頼性の向上

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

(3) 高温クリープ SG

【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

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

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

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

【研究開発の概要】

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

世界全体の CO₂ 排出量の約 3 割を占める石炭火力発電に対し、熱発電効率を向上させた先進的超々臨界圧（A-USC）発電技術を導入することが期待されている。A-USC 技術の開発では蒸気条件を 600℃ 25MPa から 700℃ 35MPa にすることが目指されており、高温・高圧の極限環境に耐える耐熱鋼の開発に加え、A-USC 技術開発を支援する長時間強度の高精度予測技術の確立が不可欠である。

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

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


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

図 II-2-3. 研究開発の概要と期待される効果（高温クリーブ SG）

(4) 制御鍛造 SG

【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

② 先端的制御鍛造技術の基盤開発

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

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

③ 高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

【研究開発の概要】

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

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

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


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

図 II-2-4. 研究開発の概要と期待される効果（制御鍛造 SG）

(5) 内部起点疲労破壊 SG

【研究開発項目】

[共通基盤技術（委託事業）]

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

[実用化技術（助成事業）] [助成事業（助成率：2/3 以内）]

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

【研究開発の概要】

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

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

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

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


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

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

2. 1. 2 研究開発の具体的内容

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

【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発（溶接技術 SG）

1. 研究開発の必要性

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

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

2. 研究開発の具体的内容

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

開発に必要な開発課題・研究項目は以下の通り。

(1) 同軸複層構造ワイヤを活用する MIG 溶接の安定化制御因子の明確化

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

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

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

(3) 厚板クリーン MIG 溶接におけるアーク熱源分布制御条件の明確化

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

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

(4) 高速熱プラズマ流によるアーク溶接環境制御条件の明確化

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

3. 達成目標

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

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

【研究開発項目①】 高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

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

1. 研究開発の必要性

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

2. 研究開発の具体的内容

板厚 12～25mm、突き合わせ及び隅肉継手を対象に以下の検討を行う。

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

3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

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

1. 研究開発の必要性

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

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

2. 研究開発の具体的内容

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

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

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

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

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

3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

4. 特記事項

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

【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

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

1. 研究開発の必要性

我が国では高度成長期に建設された多くの基盤インフラが徐々に計画寿命を迎え、その適切な更新、あるいは部分補修が喫緊の課題となっている。また、他方、エネルギー・電力安定供給の観点からは、燃料のベストミックスと CO₂ 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 CO₂ 排出削減の先導的な役割を果たしてきた。

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

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

2. 研究開発の具体的内容

(1) 母材、HAZ の長時間強度予測技術と合金設計指針の提示

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

(2) 溶接継手クリープ強度特性に優れた新高強度鋼の合金設計指針の提示

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

(3) 長時間クリープ強度予測技術の高精度化

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

3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

4. 特記事項

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

【研究開発項目①】高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究（水素脆化 SG）

1. 研究開発の必要性

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

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

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

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

2. 研究開発の具体的内容

実験研究を中心にした分野

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

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

計算研究を中心にした分野

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

3. 達成目標

中間目標：

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

最終目標：

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

4. 特記事項

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

【研究開発項目②】 先端的制御鍛造技術の基盤開発

1) 鍛造部材の組織制御による傾斜機能付与技術の研究（制御鍛造 SG）

1. 研究開発の必要性

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

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

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

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

2. 研究開発の具体的内容

(1) 析出強化を最大にする指導原理の提示

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

(2) 細粒化を実現する指導原理の提示

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

3. 達成目標

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

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

4. 特記事項

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

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

【研究開発項目②】先端的制御鍛造技術の基盤開発

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

1. 研究開発の必要性

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

2. 研究開発の具体的内容

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

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

3. 達成目標

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

4. 特記事項

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

【研究開発項目②】先端的制御鍛造技術の基盤開発

3) 高強度鍛造材のき裂発生・伝播メカニズム解明（内部起点疲労破壊 SG）

1. 研究開発の必要性

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

2. 研究開発の具体的内容

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

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

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

3. 達成目標

中間目標：初期き裂の3次元形態と進展挙動の評価技術確立。

最終目標：限界き裂長さに及ぼす非金属介在物と応力の影響を明確化。

【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

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

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

2. 研究開発の具体的内容

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

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

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

3. 達成目標

(1) 中間目標

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

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

(2) 最終目標

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

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

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

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

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

4. 特記事項

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

【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

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

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

2. 研究開発の具体的内容

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

(1) レーザ溶接プロセスの開発

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

(2) レーザ溶接金属の開発

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

(3) レーザ溶接継手の破壊安全性評価技術の開発

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

3. 達成目標

中間目標：

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

- ・溶接部靱性の簡易評価手法の提案と、溶接継手疲労特性向上要因の明確化。

最終目標：

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

【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

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

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

2. 研究開発の具体的内容

(1) 高強度鋼低温割れ防止のための溶接金属の成分設計

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

(2) 高強度鋼強度・靱性確保のための溶接金属の成分設計

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

(3) 高強度鋼用革新的アーク溶接材料の開発

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

3. 達成目標

(1) 中間目標

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

(2) 最終目標

実用溶接材料の開発に結びつくプロトタイプ溶接材料の開発を行う。

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

【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

世界的に地球温暖化防止に取り組む中、CO₂ 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°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°C での靱性値が 50J 以上を達成できる 9Ni 鋼用プロトタイプ溶接材料を開発する。

4. 特記事項

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

【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計（高温クリープ SG）

1. 研究開発の必要性

我が国では高度成長期に建設された多くの基盤インフラが徐々に計画寿命を迎え、その適切な更新、あるいは部分補修が喫緊の課題となっている。また、他方、エネルギー・電力安定供給の観点からは、燃料のベストミックスと CO₂ 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 CO₂ 排出削減の先導的な役割を果たしてきた。

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

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

2. 研究開発の具体的内容

(1) 700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針の提示と実験室的試作。

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

(2) 溶接部および母材の高精度クリープ変形・組織劣化モデリング技術の確立

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

3. 達成目標

中間目標：

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

- ・耐熱鋼の新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法の提示。

最終目標：

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

4. 特記事項

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

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

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

【研究開発項目③】高級鋼材の革新的溶接接合技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

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

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

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

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

2. 研究開発の具体的内容

実験研究を中心とした分野

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

計算研究を中心とした分野

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

3. 達成目標

中間目標：

- ・空孔、転位、粒界などの格子欠陥における水素存在状態の定量評価。

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

最終目標：

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

【研究開発項④】先端的制御鍛造技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

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

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

2. 研究開発の具体的内容

以下の項目に対して研究を進めることにより、目標を達成する。

(1) VC の析出強化を最大化・最小化するための合金設計・プロセス開発

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

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

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

3. 達成目標

中間目標：

同一成分鋼による 2 種類の加工熱処理条件で下記の性能を得る。

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

最終目標：

同一部材内で下記の性能を達成するプロトタイプの試作。

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

【研究開発項④】先端的制御鍛造技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

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

2. 研究開発の具体的内容

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

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

3. 達成目標

中間目標：

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

4. 特記事項

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

【研究開発項④】先端的制御鍛造技術の開発

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

1. 研究開発の必要性

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

2. 研究開発の具体的内容

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

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

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

3. 達成目標

中間目標：

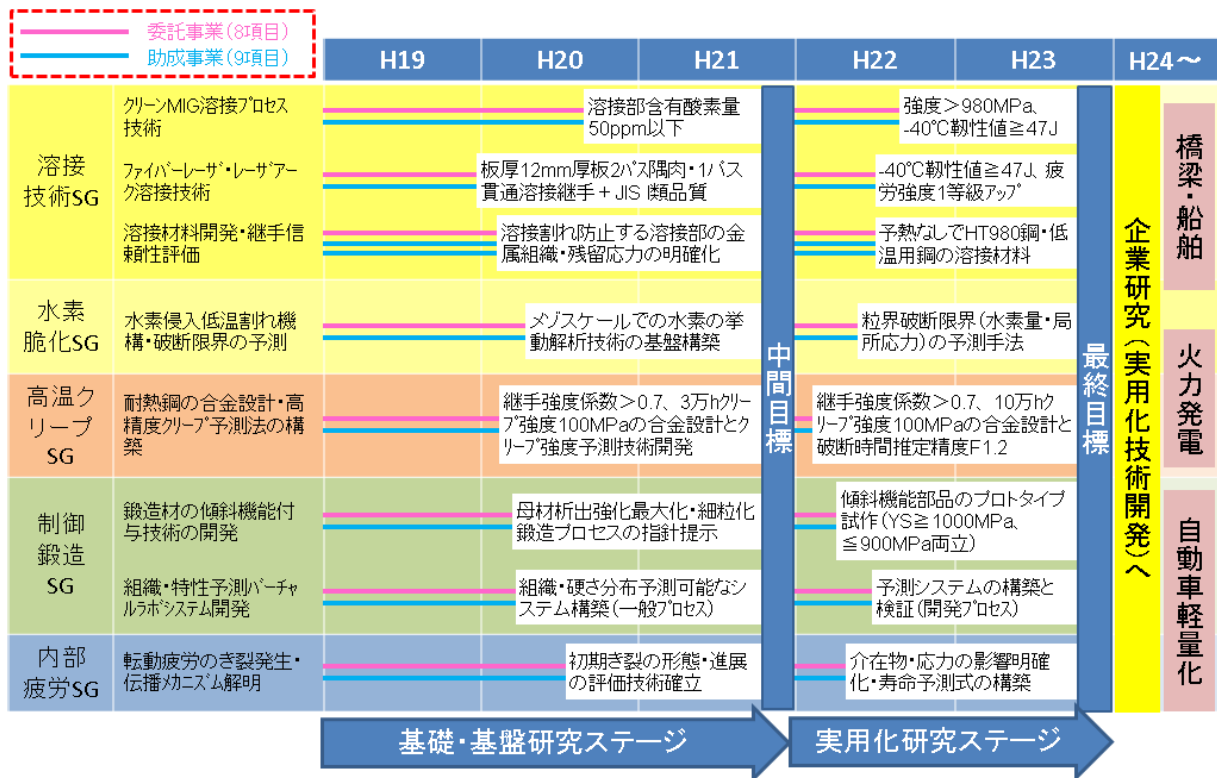
内部起点疲労損傷状況と初期き裂観察状況と合致する非金属介在物周囲の応力状況シミュレーション技術を構築・検証。初期き裂形態に影響を及ぼす酸化物系介在物の各種要因を抽出。

最終目標：

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

2. 1. 3 研究開発の全体スケジュール・予算

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



図Ⅱ-2-6. 研究開発の全体スケジュール

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

表 II-2-1. 研究開発予算 (単位: 百万円)

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

備考)プロジェクト立ち上げ当初想定事業費58億円

2. 2 研究開発の実施体制

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

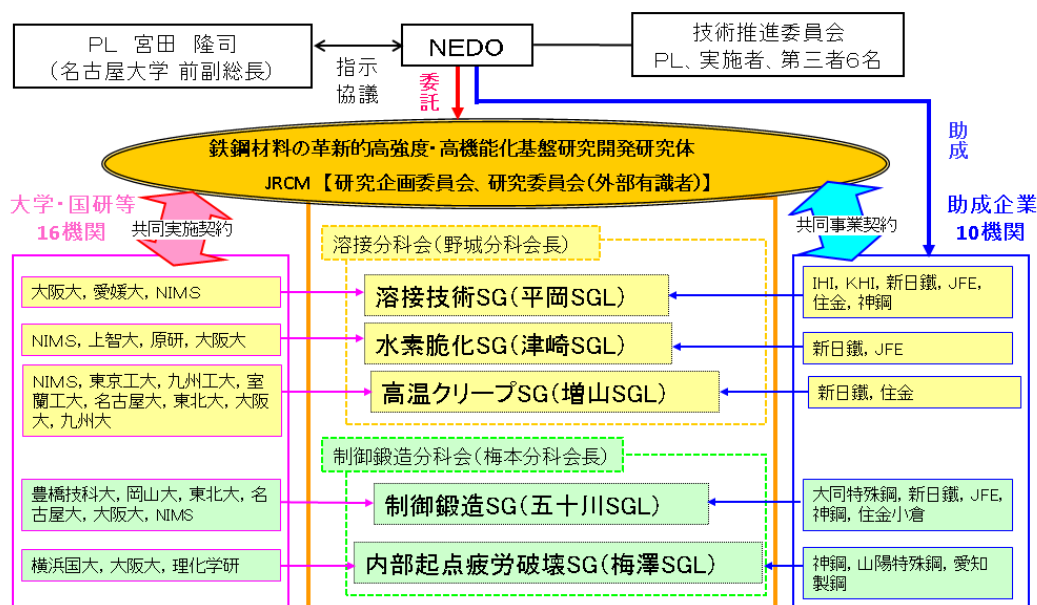


図 II-2-7. 研究開発の実施体制 (プロジェクト発足当初)

2. 3 研究開発の運営管理

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

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

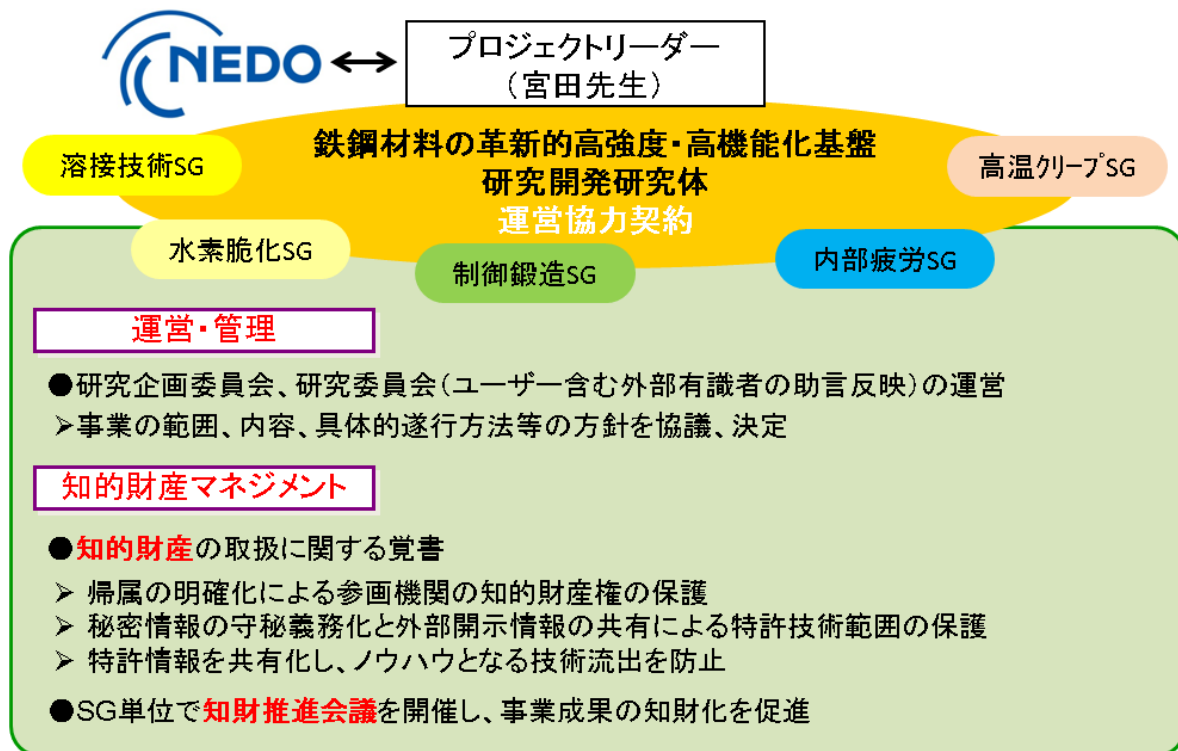


図 II-2-8. 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体

PL の役割、各種委員会等の会議情報を以下に示す。

プロジェクトリーダー（PL）の役割

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

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

PLの役割

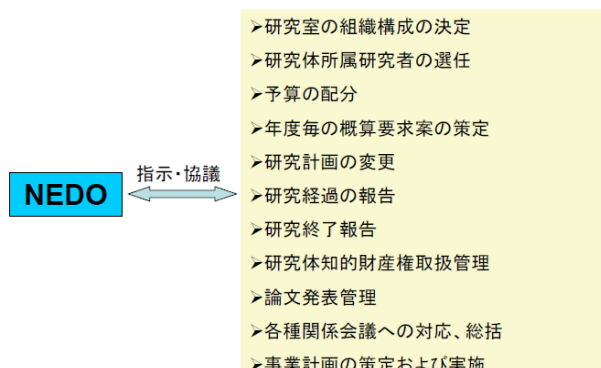


表 II-2-2. PL の役割

組織関係	<ul style="list-style-type: none"> ● 研究体の研究室の設置、廃止等の組織構成の決定 ● 研究体のサブ研究リーダーの選任と解任
研究体所属研究者関係	<ul style="list-style-type: none"> ● 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 ● 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 ● 研究体所属研究者の担当研究項目の決定 ● その他研究体所属研究者の総合的な統括
予算、研究場所、研究設備および装置等	<ul style="list-style-type: none"> ● 実施時における予算の配分の調整 ● 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 ● 研究設備および装置等の使用範囲等の調整
研究計画および報告	<ul style="list-style-type: none"> ● 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） ● 研究計画の変更（実施計画書変更申請案の策定） ● 軽微な研究計画の変更（実施計画書変更届出書の策定） ● 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） ● 研究終了報告（研究終了報告書案の策定）
研究評価	<ul style="list-style-type: none"> ● 研究内容の研究体内での評価 ● 研究者の研究体内での評価

研究成果	<ul style="list-style-type: none"> • 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 • 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
第三者との共同研究、研究者等の招聘	<ul style="list-style-type: none"> • 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） • 外部研究者（大学、企業等）の調整および選任
その他	<ul style="list-style-type: none"> • 研究体の研究活動推進のための総合調整 • 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 • 事業計画の策定および実施

技術推進委員会

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

表 II-2-3. 技術推進委員会 外部有識者委員

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

所属、役職はPJ実施期間中のもの。※は委員長

表 II-2-4. 技術推進委員会 実施状況

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

研究委員会

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

表 II-2-5. 研究委員会 外部有識者委員

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

所属、役職は PJ 実施期間中のもの。※は委員長

表 II-2-6. 研究委員会 実施状況

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

その他委員会等

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

表 II-2-7. SG 会議 実施状況

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

2. 4 研究開発成果の実用化・事業化に向けたマネジメントの妥当性

2. 4. 1 研究テーマの選択と集中

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

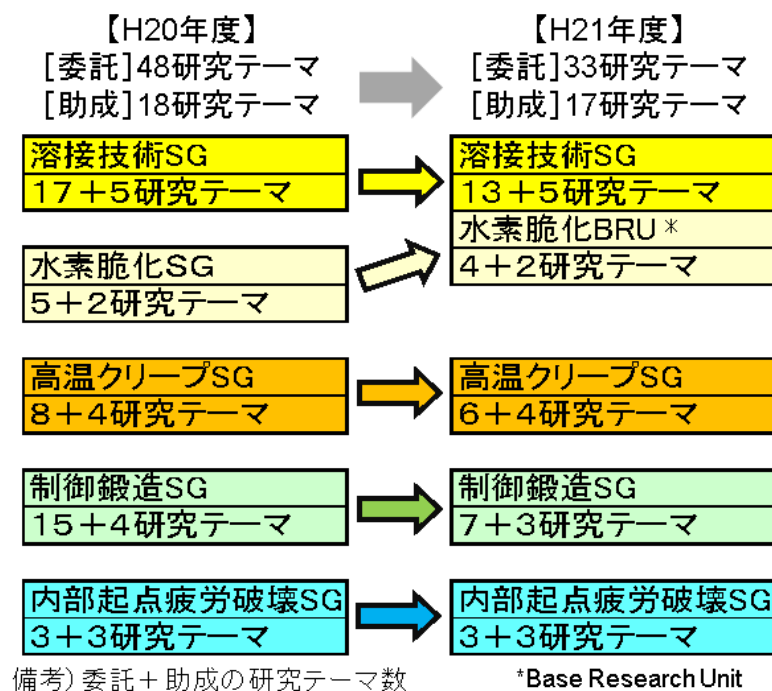


図 II-2-9. 研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中 (平成 21 年度)

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

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

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

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

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

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

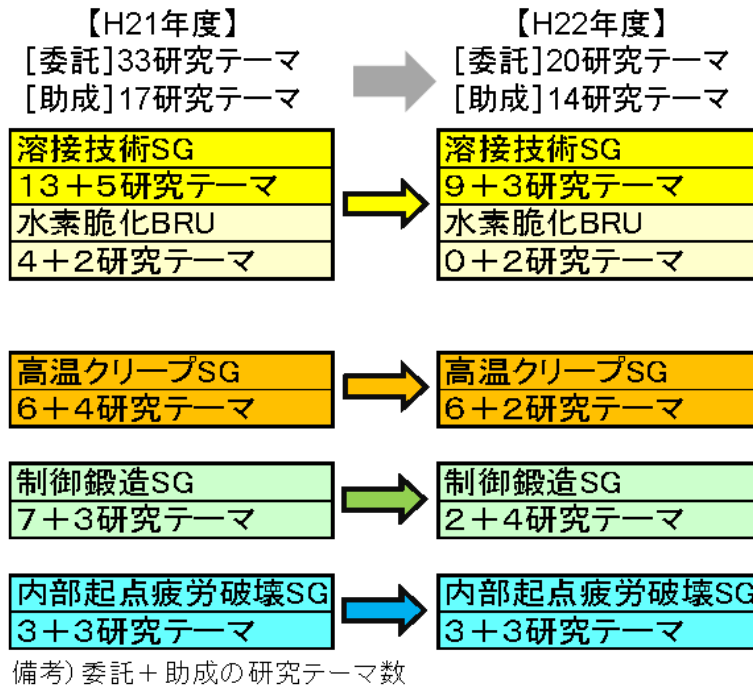


図 II-2-10. 研究体制の再編成と研究テーマの選択と集中（平成 22 年度）

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

表 II-2-8. 早期終了又は最終目標を変更した研究開発内容

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

	助成	③-1) クリーン MIG 技術の低温用鋼・980MPa 級高強度鋼への適用性究明と継手性能評価	<ul style="list-style-type: none"> ・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。 	低温用鋼では、純 Ar シールドで溶接品質は非破壊検査 1 類を確保し、現行 TIG 溶接の 2 倍以上の施工能率で耐力が 590MPa 以上、強度が 690 ~ 830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を目標とする。	高効率溶接技術 (低温用鋼) → 早期終了 (自主研究へ)
		③-4) 熱処理なしに割れの抑止を可能とする 9Ni 系低温用鋼のプロトタイプ溶接材料の開発	溶接入熱と酸素量が溶接金属の機械的特性 (耐力、強度、-196℃の靱性値) におよぼす基礎データベースを試作ワイヤを用いて構築し、最終目標に向けた溶接材料設計指針を提示する。	予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できるプロセス条件下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690~830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を達成できる 9Ni 鋼用プロトタイプ溶接材料を開発する。	溶接材料 (低温用鋼) → 早期終了 (自主研究へ)
水素脆化 BRU	委託	①-5) 溶接部水素侵入による低温割れ機構の研究	<ul style="list-style-type: none"> ・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。 	<ul style="list-style-type: none"> ・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。 	水素脆化基盤技術 → 早期終了 (助成事業で成果活用)

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

2. 4. 2 研究開発の実施体制の再編成

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

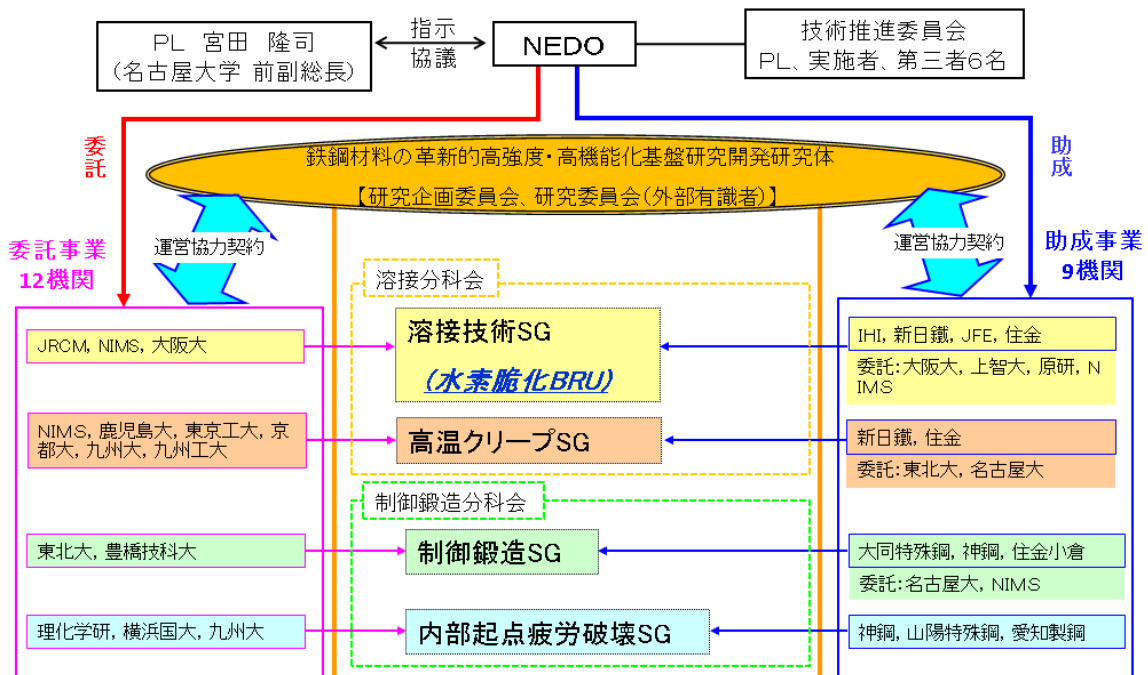


図 II -2-11. 研究開発の実施体制 (平成 22 年度以降)

3. 情勢変化への対応

3. 1 研究加速財源の投入

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

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

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

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

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

表 II -2-9. 研究加速財源の配賦実績

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

4. 中間評価結果への対応

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

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

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

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

5. 評価に関する事項

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

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

表 II-2-11. 中間評価の結果 (プロジェクト全体)

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

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

表 II-2-12. 中間評価分科会 評価委員

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

※平成 21 年度 7 月時点

Ⅲ. 研究開発成果について

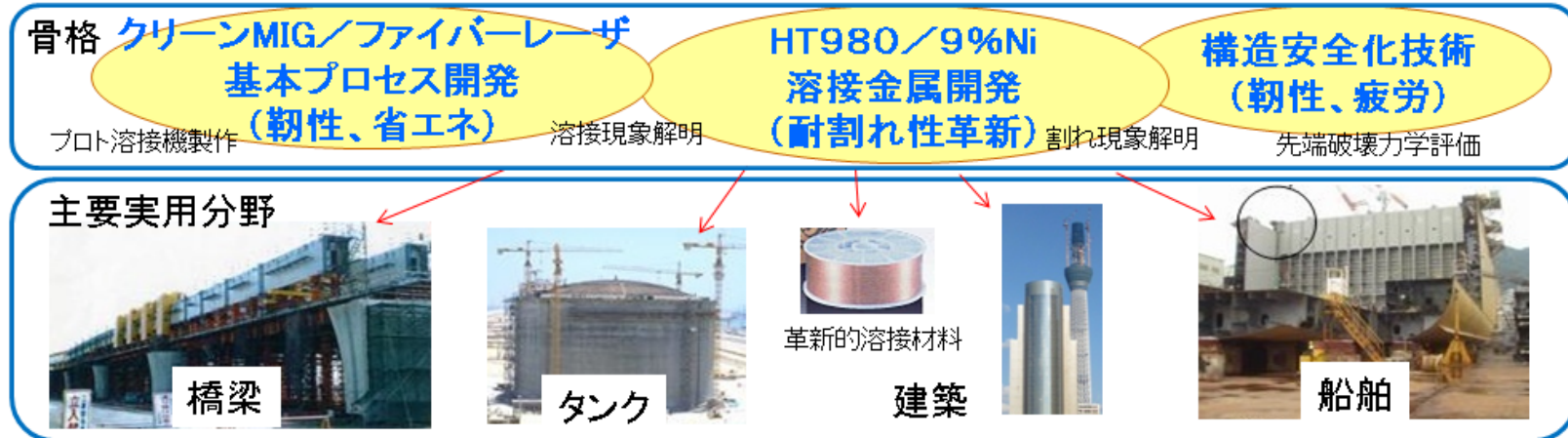
1. 事業全体の成果

1. 1 研究開発の目標と特徴

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

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

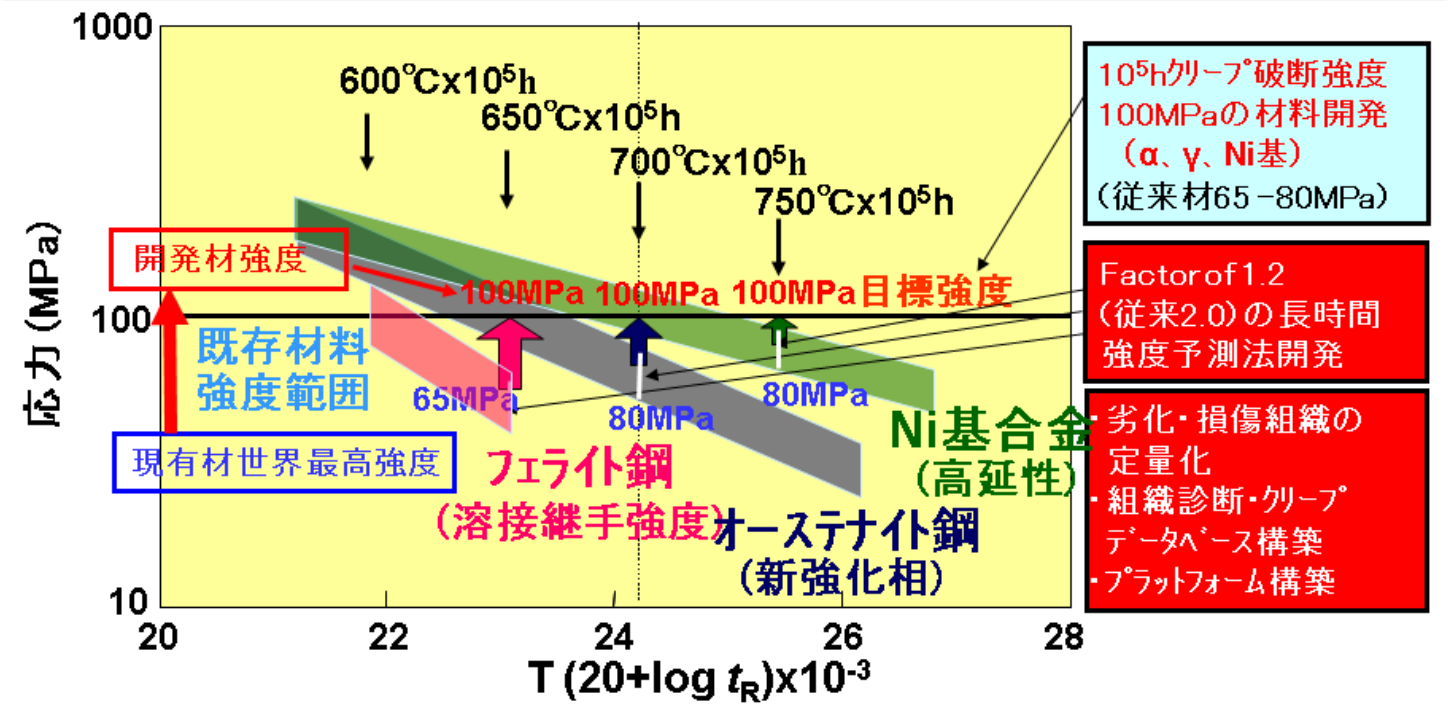
- <特徴>**・明確な出口: 世界最先端の鋼材、高強度HT980鋼と極低温用9%Ni鋼の溶接技術革新にフォーカス。
- ・最先端への挑戦: クリーンMIGとファイバーレーザー溶接からなる次世代先端溶接技術(世界初)の実用。
粒界水素量の定量化や原子レベルでの粒界き裂発生挙動の計算科学を用いた解析。
- ・組織制御の革新: 従来組織利用(单相、二相)から三相組織(利用)制御への飛躍。
マルテンサイト+フェライト組織に残留オーステナイトを積極活用する三相組織の実用は世界初。
これによる、強度・靱性・疲労・水素割れ等の背反特性の兼備という組織制御技術の革新を狙う。



図Ⅲ-1-1. 溶接技術 SG・水素脆化 BRU の目標と研究開発の特徴

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

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



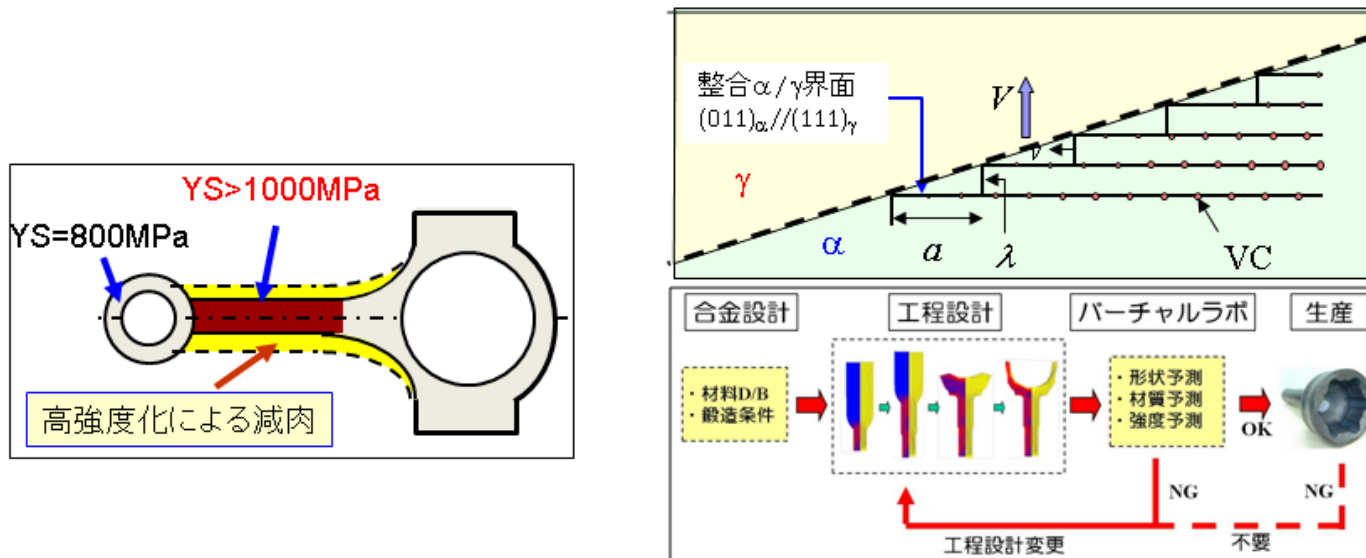
図III-1-2. 高温クリープ SG の目標と研究の特徴

<目標>

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

<特徴>

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



図III-1-3. 制御鍛造 SG の目標と研究の特徴

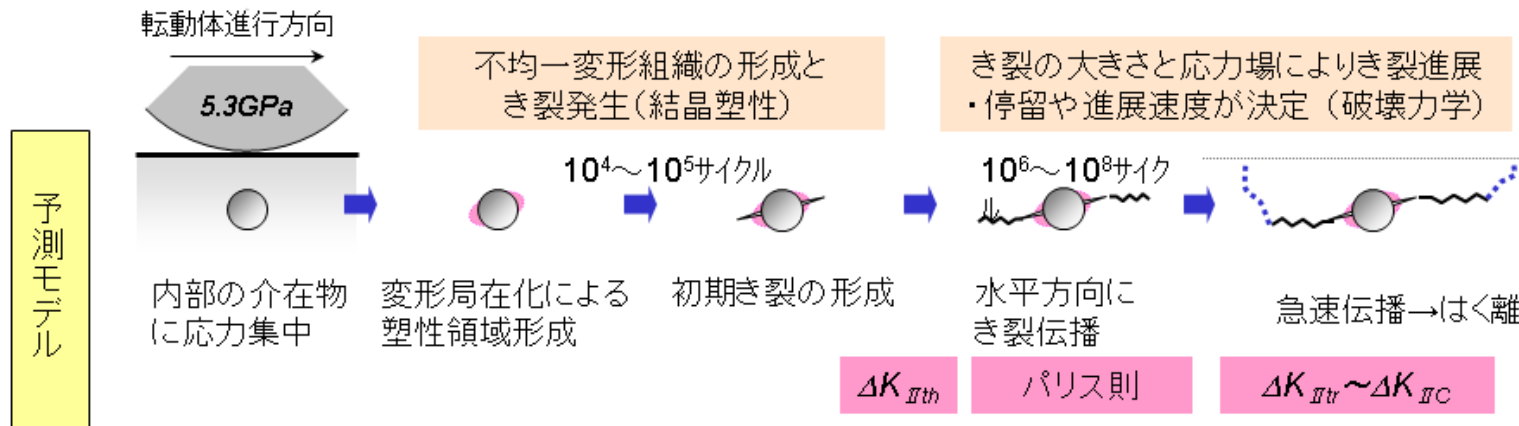
<目標>

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

<特徴>

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

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



図III-1-4. 内部起点疲労破壊 SG の目標と研究の特徴

1. 2 研究開発の目標の達成度

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

表Ⅲ-1-1. 最終目標に対する達成度の評価基準

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

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-2) ファイバーレーザー、 レーザー・アークハイ ブリッド溶接適用 基盤技術の開発</p>	<p>a. 板厚 25mm の高強度鋼におい て、多層突き合わせ継手及び隅 肉継手を JIS1 類相当の品質で 形成する為の欠陥防止技術の 開発</p> <p>b. 効率的なワイヤ添加制御法及 び均質合金化プロセス、さらに ビード表面形状制御の基盤技 術の確立</p>	<p>a. (1) 板厚 12mm の HT780 および 980 鋼において、レーザー・アークハイブリッド溶接での溶着量最適制御により、実用的ギャップを想定した開先間隙 0~1mm に対して、裏当て材無しで JIS1 類相当の貫通溶接を可能に（世界初）する溶接技術基盤を確立した。 (2) 板厚 25mm を想定した非貫通ハイブリッド溶接において、20%CO₂ 混合シールド(MAG アーク)で JIS1 類相当のポロシティ(欠陥)防止が可能であることを提示した。(H21 年度にて課題終了) (3) 板厚 25mm 厚 HT780 および 980 鋼において、実用的ギャップを想定した開先間隙 0~1mm に対して、両面 2 パスでポロシティや割れなどの欠陥のない JIS1 類相当の突き合わせ継手を形成できる入熱配分法を提案し、16kW 大出力レーザー/MAG アークハイブリッド溶接における適正溶接条件を明示した。 (4) レーザとアークの最適相対設置位置関係を探索し、両面 2 パスの完全溶込み隅肉継手と片面貫通隅肉継手を無欠陥で形成できるレーザー/MAG アークハイブリッド溶接条件を明示した。</p> <p>b. (1) レーザ先行ワイヤ添加と酸素含有 (≧2%) シールドガス法による均質合金化指針を提示した。(H21 年度にて課題終了) (2) レーザ先行ハイブリッド溶接において、レーザーとアークの相対設置位置関係とビード表面形状形成を系統的に整理して、最適相対設置位置関係を容易に設定できるハイブリッドトーチを開発し、かつ溶着量最適制御により、疲労強度向上のための実用隅肉溶接を想定した滑らかな余盛形状形成の最適施工条件を明示した。 上記 a、b の成果を駆使し、大型の橋梁用モックアップ (400x440x1000mm) を製作し、開発技術の施工安定性 (実用性) を実証し、技術基盤を確立した。</p>	<p>◎</p> <p>○</p>

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>①-3) 高強度鋼、低温用鋼厚板のための高強度・高靱性溶接金属の開発及び溶接継手信頼性評価技術の研究</p>	<p>a. 大型の溶接継手で予熱無しでも溶接割れが生じないための要件、及び強度 980MPa と良好な靱性 (-40℃で 47J 以上) を得るための要件を明確化。</p> <p>b. 予熱フリーで TIG 溶接の 2 倍の効率で溶接施工できる 9%Ni 鋼用溶接プロセス条件の下で、耐力が 590MPa 以上、強度が 690～830MPa、-196℃での靱性値が 50J 以上を達成できる要件の明確化。</p>	<p>a.</p> <p>(1)溶接凝固過程の高時間分解その場観察システムを構築し、溶接金属組織の非平衡析出挙動の観察に成功（世界初）。凝固割れ抑止に有効な凝固モードを明示し、適正成分系を示した。（H20 年度一般表彰日本鉄鋼協会俵論文賞受賞、H21 年度文部科学大臣表彰科学技術賞受賞）</p> <p>(2)低温割れ抑止条件の理論付けのため、残留 γ を有する溶接ビードルート部の水素集積挙動を予測する基本ツールを完成し、残留 γ による水素の拡散速度やルート局部集積の低下を提示した（世界初）。</p> <p>(3)種々の実用拘束条件および施工条件下で、残留 γ 約 5% 以上において予熱無しで低温割れが発生しないことを明示した。</p> <p>(4)クリーン溶接金属において、γ25%以下においては熱安定で経時変化の影響がないこと、またマルテンサイトに約 5%以上の残留 γ が存在するとき、トリップ効果によりシャルピー衝撃靱性が約 1.5 倍の 70J（平均：-40℃）へ上昇することを明示した。</p> <p>b.</p> <p>9%Ni 鋼の原質部（低靱性部）と再熱部（高靱性部）の強度的ミスマッチと原質幅が必要靱性に悪影響を及ぼさず、原質部靱性が継手靱性を支配することを明示し、これによって入熱制限が撤廃でき、高能率施工を可能とした。（平成 21 年度にて課題終了）</p>	<p>◎</p> <p>○</p>

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

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

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

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

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

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

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

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-3) 予熱・後熱なしに低温割れの抑止を可能とする 980MPa 級鋼用溶接材料の開発</p>	<p>実用溶接材料の開発に結びつくプロトタイプ of 溶接材料の開発を行う。</p> <p>目標値</p> <ul style="list-style-type: none"> ・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 ・TS\geq980MPa 	<ul style="list-style-type: none"> ・予熱・後熱なしで低温割れを発生せず、高強度・高靱性 (vE-40\geq47J、TS\geq980MPa) を得ることが可能な溶接金属の化学組成範囲を明らかとした。 ・この知見によりクリーン MIG 溶接法 (プラズマ MIG、同軸複層ワイヤ MIG) で安定した溶接施工が可能な溶接条件での希釈率を想定することにより溶接材料の成分を決定し、溶接ワイヤを作製した。 ・開発された溶接ワイヤとクリーン MIG 溶接法を用いることにより、予熱・後熱なしで低温割れを発生しない高強度・高靱性の溶接継手が作製された。 ・建築用鉄骨および水力発電用水圧鉄管への適用を想定した溶接割れ試験、溶接継手の破壊安全性評価およびモックアップ試験を行い、実構造物へ適用可能であることを実証した。 	<p>○</p>

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

研究開発項目	最終目標	研究開発成果	達成度
<p>③-5) 溶接継手特性に優れた耐熱鋼の合金設計</p>	<p>a. 実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる、実機クリープ強度に及ぼす微細組織の変化機構・合金組成との関係の把握（中間目標）。</p> <p>[平成 23 年度に自主研究に移行のため下記最終目標は削除 下記 (a)～(c) の実証を通じ、700℃級超々臨界火力発電用耐熱鋼の設計指針提示と試作、溶接継手クリープ強度係数 0.7 以上の実証の目処。</p> <p>(a)フェライト系耐熱鋼；100MPa at 650℃ (b)オーステナイト系耐熱鋼；100MPa at 700℃ (c)Ni 基合金；100MPa at 750℃]</p> <p>b. 新クリープ変形モデリング、新長時間クリープ曲線予測法の高精度化および組織診断プラットフォームの構築に基づく Factor of 1.2 の高精度クリープ強度予測法の開発</p>	<p>a. ・組織モデル、合金設計指針を提示。同指針に沿って開発した新耐熱鋼のクリープ強度は中間目標を超過達成可能であることを試作鋼の評価で検証すると共に、フェライト鋼で実溶接継手強度係数 0.7 以上を実現できる微細組織の変化機構・合金組成との関係を世界で初めて系統的に明確化した。</p> <p><u>(1)650℃α系耐熱鋼：高B低N 鋼の合金設計指針提案。安定粒界強化モデルの知見獲得。細粒域抑制技術(高B&メモリーフェクト)で継手強度係数>0.7 を実現。</u></p> <p><u>(2)700℃γ系耐熱鋼：粒界析出強化モデル合金の設計指針提案。オーバーマッチ継手効果も開発鋼で実証。</u></p> <p><u>(3)750℃Ni基合金：γ/γ' 整合析出型モデル合金の設計指針提案。高強度かつ高延性。液相拡散接合高延性継手の健全性も確認。</u></p> <p>b. ・各種の新しい組織パラメータを提案し、高温変形の物理モデルに立脚した強度予測法として新クリープ変形モデリング、新クリープ変形曲線予測法を世界で初めて提案した。<u>データベース収集+組織診断プラットフォーム概念を確立し、同系統の新材料へ適用可能な寿命予測プロシージャを完成。世界初の同技術を新開発鋼へ適用し、F of 1.2 の高精度寿命予測ならびに 10 万時間強度を評価・実証することに成功した。安全・安心のプラント運用への貢献が大きく期待できる先進技術を提案。</u></p> <p>・フェライト開発鋼の早期実用化を目指し、<u>ASME規格化用データベースを拡充（委託研究と合同）。PJ終了後もデータ採取を継続し、2015 年度に規格化完了予定。本鋼の規格化は最先端材料であるために、世界的にインパクトがあり、実用化によってCO₂ 削減へも大きく貢献可能。</u></p>	<p>◎</p> <p>◎</p>

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

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

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

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

2. 研究開発項目毎の成果

①高級鋼材の革新的溶接接合技術の基盤開発

2. 1 溶接技術 SG (委託)

2. 1. 1 研究開発の背景・意義

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

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

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

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

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

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

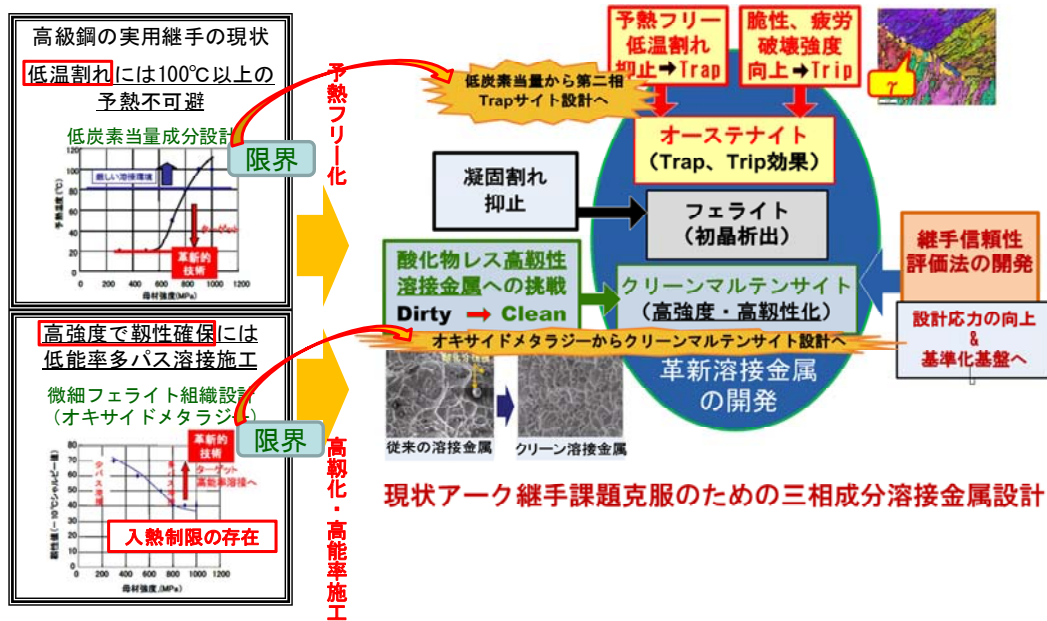
クリーン溶接プロセスの開発では、新構造ワイヤでの純 Ar 雰囲気での MIG 溶接や



図①-1 クリーン溶接法開発のシナリオ

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

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



図①-2 クリーンマルテンサイト溶接金属創生のシナリオ

2. 1. 2 研究開発項目と実施体制

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

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

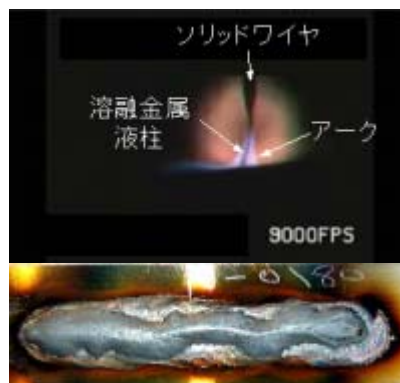
表①-1 委託研究実施分担

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

2. 1. 4 研究成果

①-1) クリーン MIG 溶接プロセス技術の開発

高級鋼（高強度鋼、低温用鋼）に必要な高強度溶接金属で高靱化を果たすには、溶接金属中の含有酸素量（酸化介在物）を低減することであり、溶接雰囲気中に酸素を含まない純不活性ガス雰囲気での溶接が不可欠である。しかし、活性ガスを含まない「純Ar雰囲気でのMIGアーク溶接（クリーンMIG溶接）」での安定した溶接の報告例は過去50年間なく、不可能とされてきた。これは、従来のMIG溶接技術ではスプレー型と呼ばれる溶滴移行^{①-1)-1)}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^{①-1)-2)}。



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^{①-1)-3)}と電離プラズマガス法の両法を開発した。

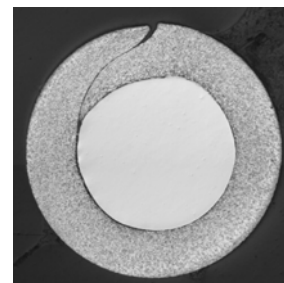
表①-1)-1 基本計画における目標

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

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

①-1) - 1 - 1 新構造同軸複層ワイヤの開発

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



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

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

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

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

表①-1)-2 開発した複層構造ワイヤ

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

① - 1) - 1 - 2 安定化制御電源システムの開発

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



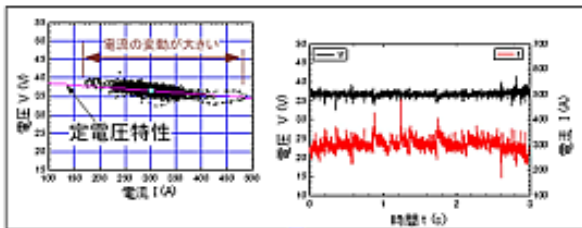
図①-1)-3 Ni, Cr 系成分複層ワイヤでの溶滴移行形態

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

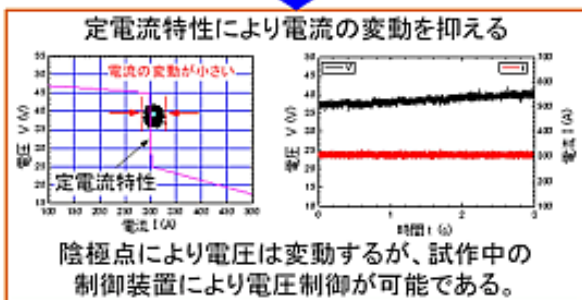
表①-1)-3 溶接金属酸素量の比較

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

従来の定電圧特性電源では、電流の安定化は困難

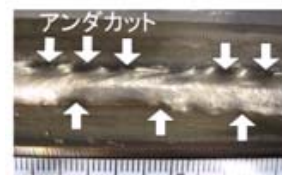


電源制御を可能とする安定な系を構成する



図①-1)-4 溶接安定化のための制御電源システムの開発

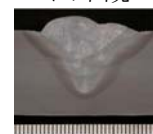
従来Ar-MIG溶接



不安定な溶接



ビード外観



断面写真

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

部の溶接欠陥を防止することが可能となった。

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

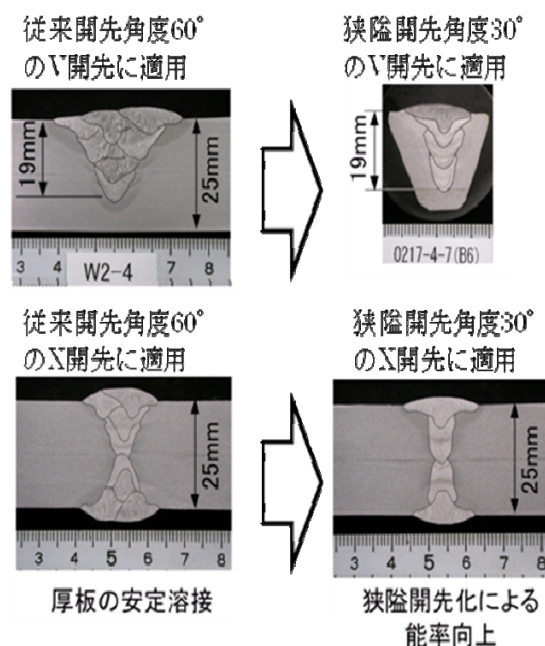
①-1) - 1-3 同軸複層ワイヤによる厚板対応高能率クリーン MIG 溶接プロセスの開発

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

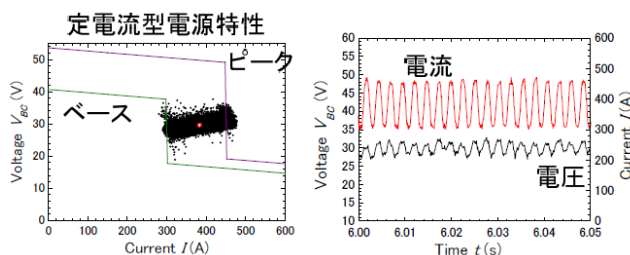
多層クリーンMIG 溶接では各層毎の希釈率が異なり溶接金属特性が変化する。そこで、溶接金属組成の変動を抑えるために狭隘開先の多層溶接施工法を提案した。図①-1)-6に示す開先角度60度の従来開先では8パスの溶接が必要である。図①-1)-7のパルス条件と電源特性を最適化すると、開先角度30度の狭隘開先でも安定溶接が可能となり、パス数を半減し、高能率化を達成し、含有酸素量も18ppmであった。

さらに、クリーンMIG 溶接の溶滴移行の安定化を裏付けるために、プロトタイプ同軸複層ワイヤを用いて溶接時の全スパッタ量を計測した。一般的に使用されるMAG 溶接と比較した。溶接条件は電流330-370A、電圧38V、溶接速度7.5mm/s で、MAG溶接では一般的に使用される鋼用ソリッドワイヤとMAG 溶接用の電源でMAG（80% Ar+20%CO₂）ガスシールドで実施した。溶接を1 分間行ったスパッタ全量の計測結果を図①-1)-8に示す。

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



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



図①-1)-7 最適化した定電流型のパルス電流波形

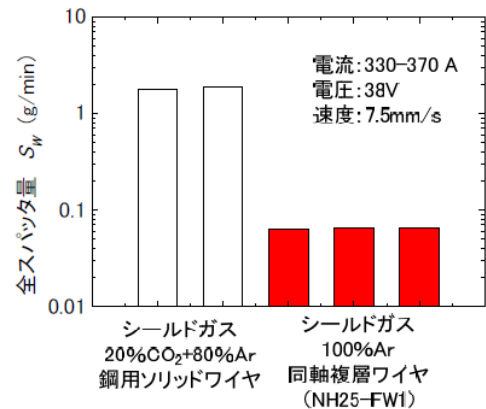
表①-1)-4 プロトタイプ溶接材料成分と等価な同軸複層ワイヤの成分設計値

ワイヤ銘	線径	断面率		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	O	融点
NH25-FW1-1.6	1.6	ハイブリッド成分(分析値)		0.054	0.78	0.78	0.020	0.002	6.78	15.48	0.009	0.005	
		25%	芯成分(設計値)	0.050	2.10	2.50	0.001	0.005	23.50	13.50			1472°C
		75%	フープ成分(設計値)	0.050	0.28	0.14	0.024	0.002	—	16.32			1513°C

量の低減を達成した。

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

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



図①-1)-8 クリーンMIG溶接によるスパッタの半減

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

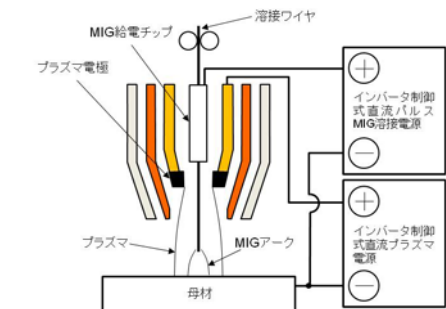
電場や磁場の作用による制御性が格段によいプラズマを利用し、シールドガスの一部をプラズマ（導電体）として供給することにより、プラズマ中に一部流す電流の電磁ピンチ力によりワイヤの不安定挙動を押さえ込み、溶滴移行の安定化を図るもう一つの世界初の純アルゴン雰囲気でのクリーンMIG溶接実用化の実現を目指す。この方法は、前述の同軸複層ワイヤ法のワイヤが特殊でありワイヤ成分の制約を受けるのに対して、従来の単層（無垢）ワイヤの利用が可能であることや比較的溶接姿勢の許容度が高いなどの実用面での特徴を持つ。

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

①-1)-2-1 電離プラズマMIG溶接装置の設計、試作

図①-1)-9に設計開発したプラズマMIG溶接プロセスの装置構成を示す。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)-10は試作した電離プラズマMIG溶接装置外観である。

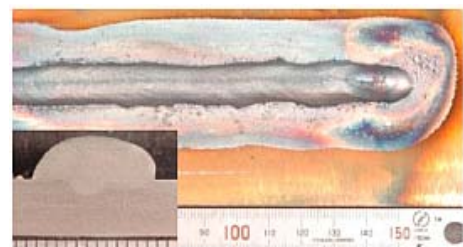
この開発により、比較的低速の溶接速度20cm/minのビード・オン・プレート溶接で安定した溶接ビードを形成することが可能となった。



図①-1)-9 プラズマMIG溶接装置の構成図



図①-1)-10 試作プラズマMIG溶接装置（協調電流制御電源）

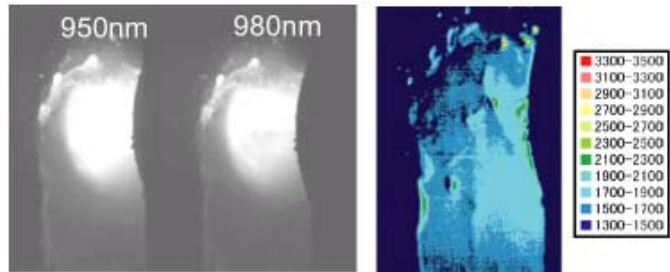


図①-1)-11 電極径7mmの場合のプラズマMIG溶接でのビード外観

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

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

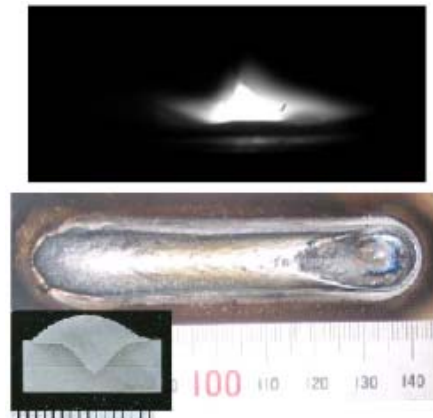
開発した電離プラズマMIG溶接では、溶接ビードが凸形状になりやすい（図①-1)-11参照）、溶込みが浅いという実用上の問題点が抽出されたためにトーチ構造の最適化を図った。



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

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

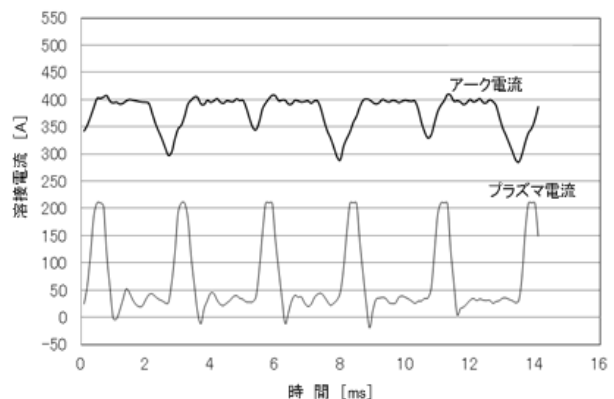
プラズマ電極径3mmに小さくし、電離プラズマ流を高速化させた。これにより、溶接速度50cm/minの場合においてもアークが安定して発生し、ぬれ性が向上することにより溶接ビードの凸形状が大幅に改善された（図①-1)-13）。さらに、溶接速度が2倍以上も増加しながら図①-1)-11に比べて溶込みが明らかに深くなり、溶接の高能率化にも成功した。溶接金属中の酸素量は24ppm であった。



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

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

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



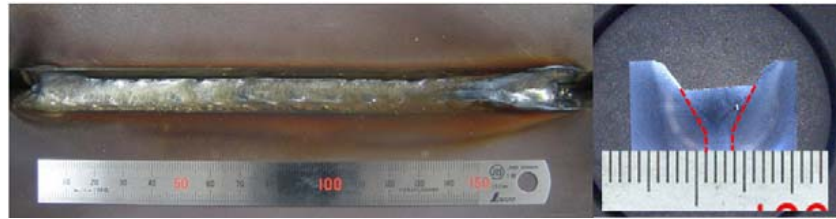
図①-1)-14 パルス協調電流制御の一例

実継手を模擬した板厚12mm、開先角60度、ルートフェイス1mmの厚板開先

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

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

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



図①-1)-15 実継手を模擬した厚板開先内の溶接ビード

① - 1) - 3 参考文献

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

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

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

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

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

表①-2)-1 基本計画における目標

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

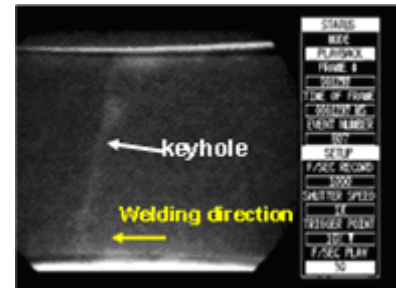
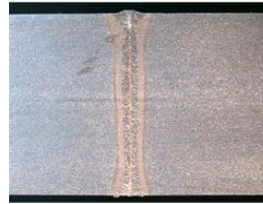
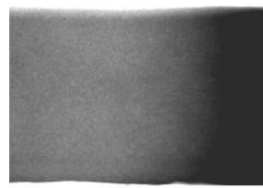
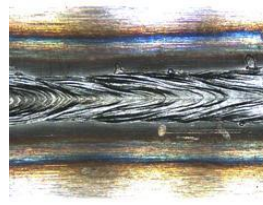
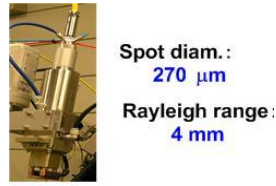
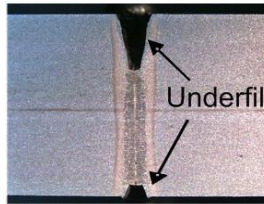
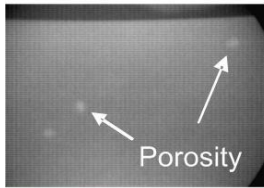
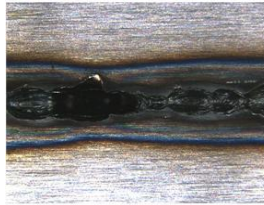
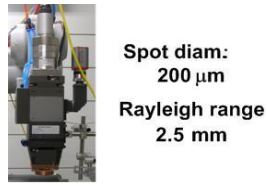
①-2) - 1 ファイバーレーザ溶接現象の解析、溶接欠陥発生機構の解明および欠陥防止策の開発

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

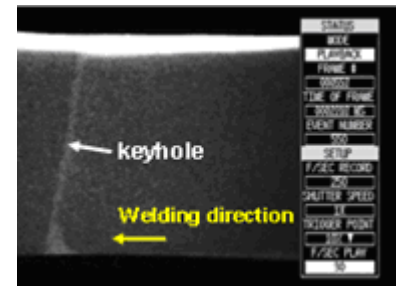
板厚 12mm の高強度鋼溶接継手において溶接品質が JIS1 類相当 (表①-2)-2 参照) の

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

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



(a) 市販の集光光学系
溶接速度 1.5m/min



(b) 長焦点深度集光光学系
溶接速度 1.50m/min

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

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

図①-2)-3 10kW ファイバーレーザー溶接時のその場透過 X 線観察

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

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

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

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

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

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

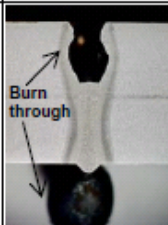
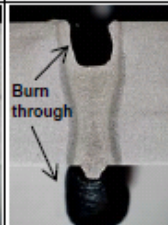
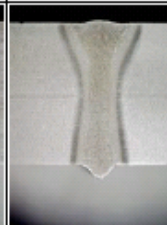

アルゴンガスを使用した場合、顕著な溶落ちが一部に発生した。

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

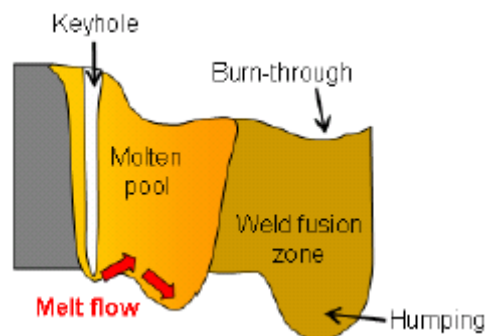
以上の実験結果より、10 kW 高出力ファイバーレーザーを用いた本溶接条件では、溶融金属部に含まれる酸素含有量が溶融部形状に及ぼすことがわかり、溶融金属部に100 ppm 以上ではアンダーフィルを抑えた貫通溶接部が作製できるが、50 ppm 以下の酸素量に抑えると、溶落ちが発生することが判明した。

① - 2) - 1 - 2 溶接継手製作の為に基盤技術確立

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。

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

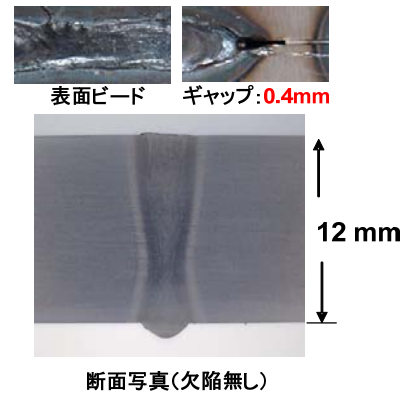
図①-2)-4 各ギャップ幅で得られた貫通溶接継手の表面および裏面のビード外観と断面



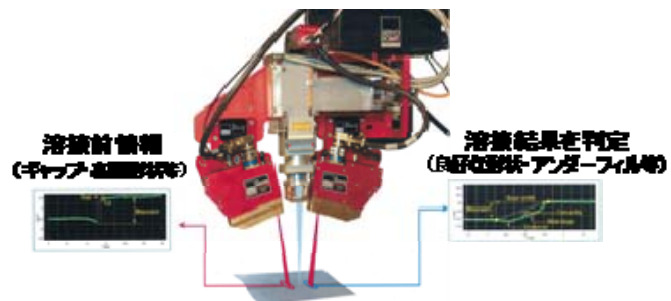
図①-2)-5 フィラーワイヤ併用の高輝度レーザー溶接時の実験構成

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

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



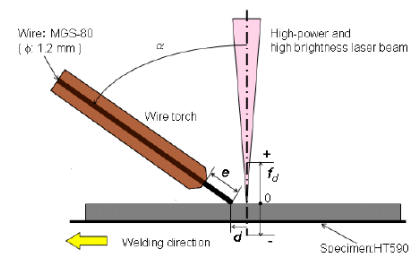
図①-2)-6 ホットワイヤ添加 10kW ファイバーレーザによるギャップ 0.4mm を有する突合せ溶接結果



図①-2)-7 高速溶接に対応したレーザセンサーシステム

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

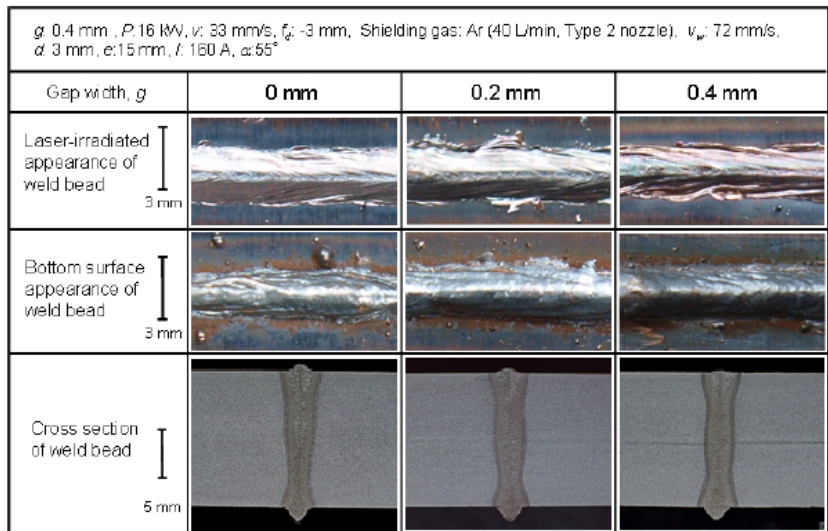
実用的基盤確立には、ギャップ裕度への対応が必須であり、レーザ単独ではアンダーフィルを発生して限界がある。そこで平成21年度に導入した16 kW ディスクレーザとホットワイヤを併用し、図①-2)-8 の装置配置にて12mm板厚鋼板の突合せ溶接を行った。なお、後方からシールドガスを吹き付けるノズルを使用し、ギャップ幅 g を 0 mm、0.2 mm および 0.4 mm とし、レーザ出力の増加に伴って溶接速度 v およびワイヤ供給速度 v_w は、それぞれ2 倍の 33 mm/s および 142 mm/s、パワー密度の極端な増加を抑えるため、焦点はずし距離 fd : -3 mm を採用した。得られ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



図①-2)-8 フィラーワイヤ併用の高輝度レーザ溶接時の実験構成

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

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



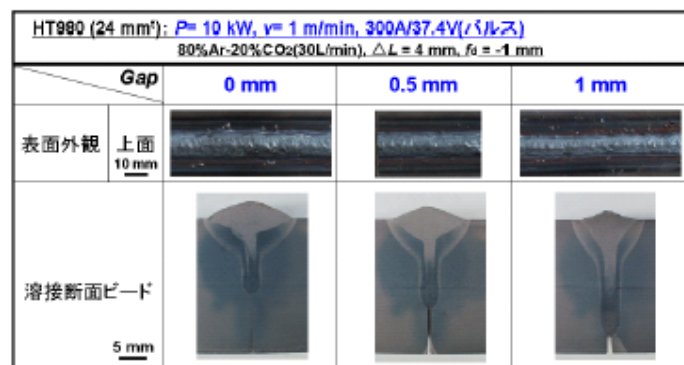
図①-2)-9 各ギャップ幅で得られた貫通溶接継手の表面および裏面のビード外観と断面

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

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

①-2)-1-4 25 mm 厚鋼板の突合せ溶接部作製のための条件の確立

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



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

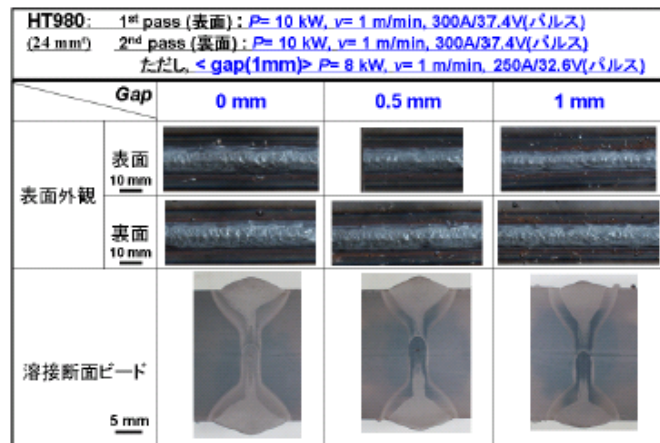
か凝固割れが見られる場合があった。次に、いずれのギャップでもレーザーパワーを増加させて、貫通溶接をトライしたが、裏当てを用いなかったため、溶落ちが起こり、良好な貫通溶接部を得ることができなかった。

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

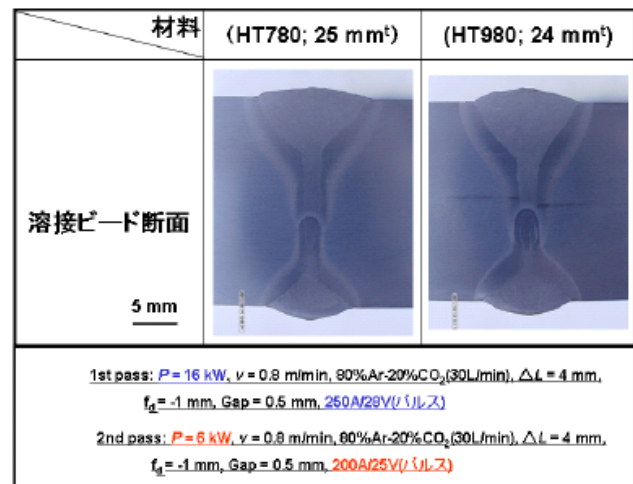
2パスで約24 mm の貫通溶接部の作製が可能であることがわかる。ただし、2パス目が深い部分溶込みの溶接部になる

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

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



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



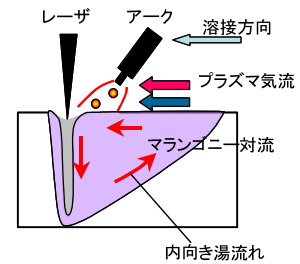
図①-2)-12 I形継手に対する2パスハイブ

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

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

①-2) - 2-1 フィラーワイヤの均質合金化

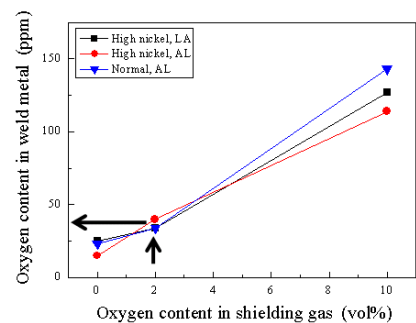
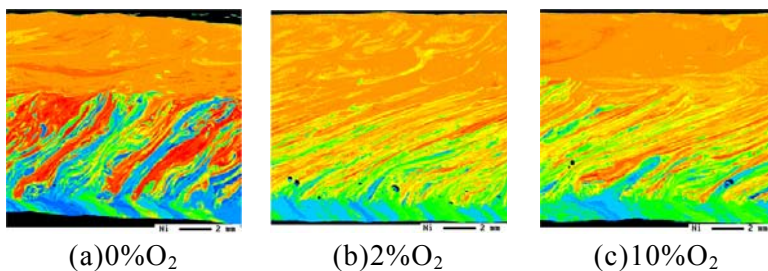
高速度ビデオカメラ及び in-situ X 線透過撮影装置を用いた観察などによる溶融池表面及び内部における溶融金属の流動挙動解析に基づいて導かれた狭隘なレーザ溶接特有の溶融池内溶融金属流は図①-2)-13 に示すような挙動を示すことが明らかになった。すなわち溶融池内の湯流れは、レーザ光による穿孔、表面張力に起因する Marangoni 対流、そしてアークのプラズマ気流によって影響を受け、レーザとアークの配置（溶接方向）とシールドガス中の酸素量が最も分布状況に影響を及ぼす支配的な因子であることが判明した。この成果に基づいて次の二つの対応策を導出した。



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

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

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



(d) 添加酸素量と溶接金属含有酸素量

図①-2)-14 Ni の均一分散化に及ぼすシールドガス中の酸素量の影響

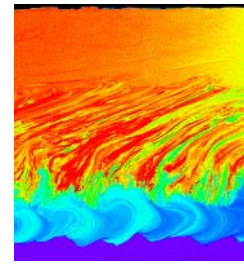
を達成し、平成 22 年度以降はレーザ/MAG ハイブリッドプロセスにて実施することとし、これによって本課題は、平成 21 年度にて終了した。

①-2) - 2-2 両面非貫通溶接におけるポロシティの防止

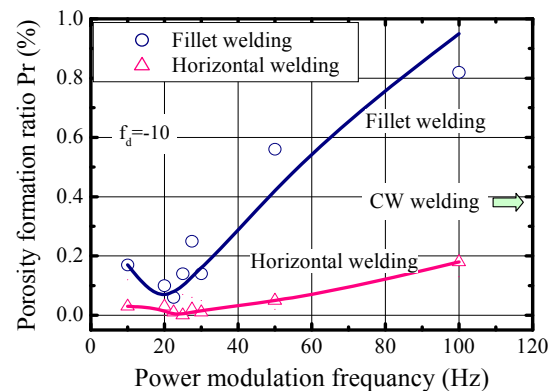
本開発の最終目標には、板厚 25mm の高強度鋼における多層突合せ継手及び隅肉継手の欠陥防止技術の開発を置いているが、この溶接を実現するためには、多層溶接を含めた、いわゆる非貫通溶接についての技術的検討が必須である。この非貫通溶接は前述でその特徴に言及したが、合金化の困難さとともに溶込み深さの増加に伴いポロシティが発生しやすくなることがよく知られている^{①-2)-2)}。ポロシティの発生を防止するにはキーホールを安定化することが必要であり、熔融池の固有振動周波数でレーザ出力の変調制御を行うことが有効である^{①-2)-3)}。本研究では、非貫通溶接として横向き及び隅肉溶接を取り上げ、これに出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

図①-2)-16 に CO₂ レーザ単独溶接で、横向き及び隅肉溶接を行ったときのポロシティ発生率を示す。いずれの溶接でも、連続発振 (CW) 溶接と比べて出力変調制御によるポロシティの防止効果が認められる最適周波数をもつことが検証された。この出力変調によるポロシティの防止は、ファイバーレーザ単独溶接においても有効であった (図①-2)-17)。

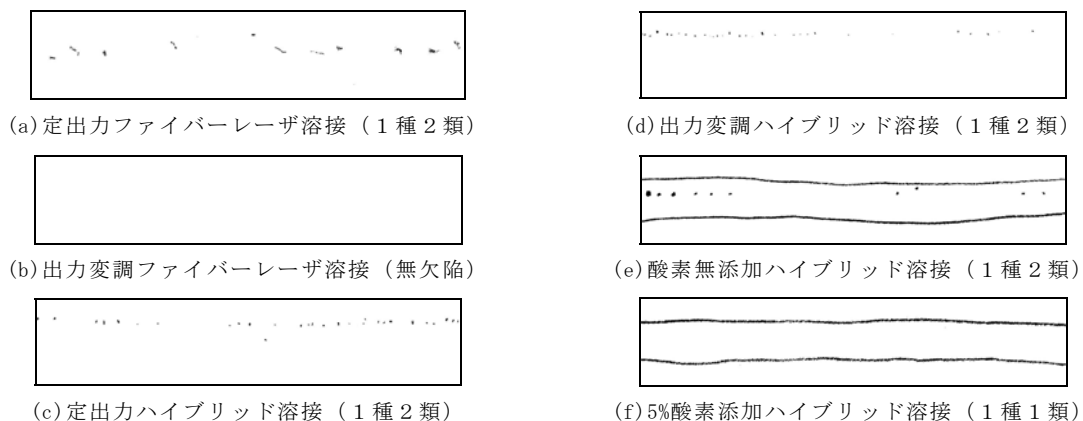
これに対して、ハイブリッド溶接においては、パルスアークによる熔融池振動のためにレーザ出力変調の効果がほとんど発揮されなくなるため図①-2)-17 (c)、(d)に見られるようにほとんど防止効果が認められなかった。



図①-2)-15 非貫通ハイブリッド溶接における Ni 分布状況



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



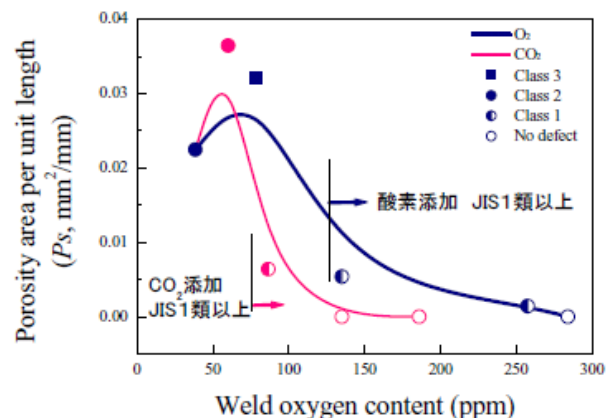
図①-2)-17 レーザ単独およびハイブリッド溶接部のポロシティ発生状況 (X線検査結果)

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

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

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

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



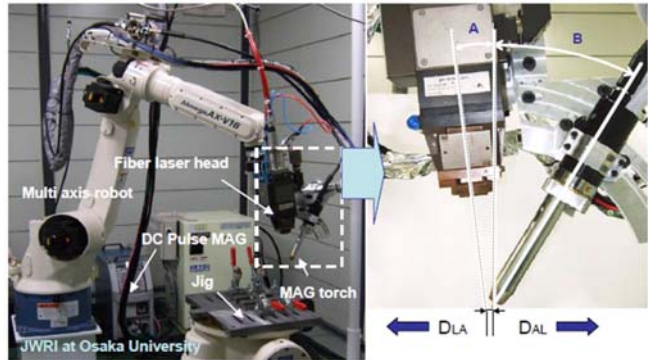
図①-2)-18 レーザ出力変調制御による横向きおよび隅肉溶接でのポロシティ抑止効果

①-2) - 3 レーザ・アークハイブリッド溶接適用基盤技術の開発

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

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

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

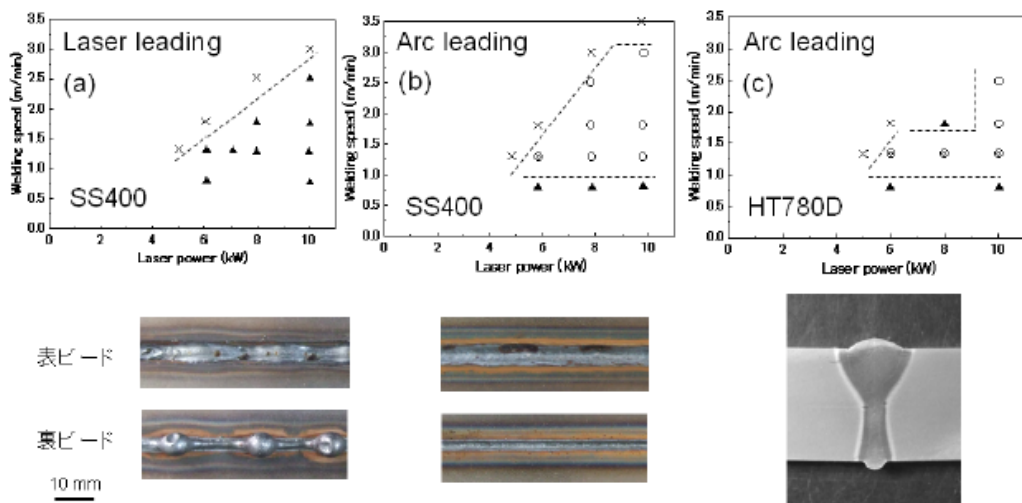


図①-2)-19 ファイバーレーザー/MAG アークハイブリッド溶接装置外観

表①-2)-3 ハイブリッド溶接におけるプロセスパラメータ

Materials	Base metal	SS400, SM490 (12 mm of thickness)
	Filler wire	MIX-50S (600 MPa class, 1.2 mm ϕ)
Laser	Optical system	Focal length 240 mm & Beam diameter 0.3 mm ϕ (4 kW) Focal length 250 mm & Beam diameter 0.57 mm ϕ (10 kW)
	Power	4 kW-10 kW
	Defocused distance	± 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 ₂ + 80 %Ar : 25 L/min (4 kW), 30 L/min (10 kW)
Welding speed	0.5 m/min-1.5 m/min	
Laser- MAG distance	2 - 15 mm	
Welding directions	Laser leading and arc trailing Arc leading and laser trailing	

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



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

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

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

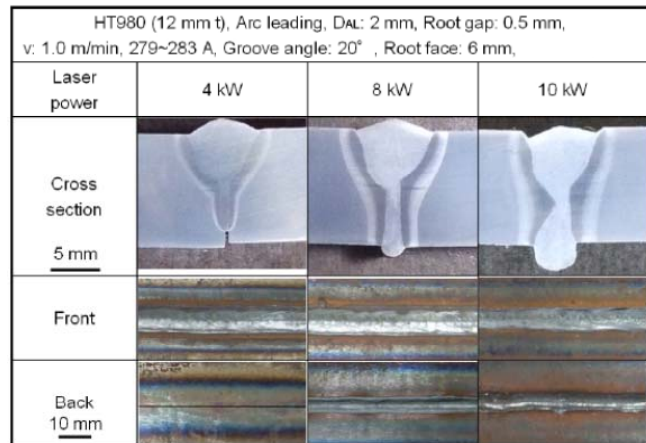
Y形開先において、レーザー出力と溶接速度を変化させ、溶接部形成との関係を検討し、プロセスマップを図①-2)-22 のように作成した。レーザー出力8 kW、溶接速度1.0 m/min では、良好な溶接ビードが形成されたが、溶接速度が1.25 m/min になると、アンダーカットが発生し、溶接速度が2.5 m/min とさらに速くなるとビード表面が不連続になった。溶接速度1.0 m/min では、レーザー出力6 kW から8 kW の範囲において、良好な溶接ビードが形成されたが、レーザー出力が6 kW 以下になると部分溶込みとなった。また、レーザー出力が9 kW 以上になると、アンダーカットが発生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

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

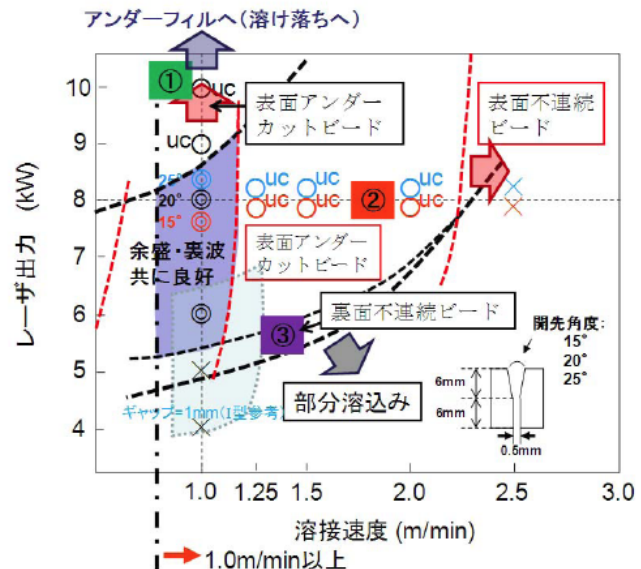
① - 2) - 3 - 2 突合せ貫通溶接におけるギャップ裕度の拡大

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

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

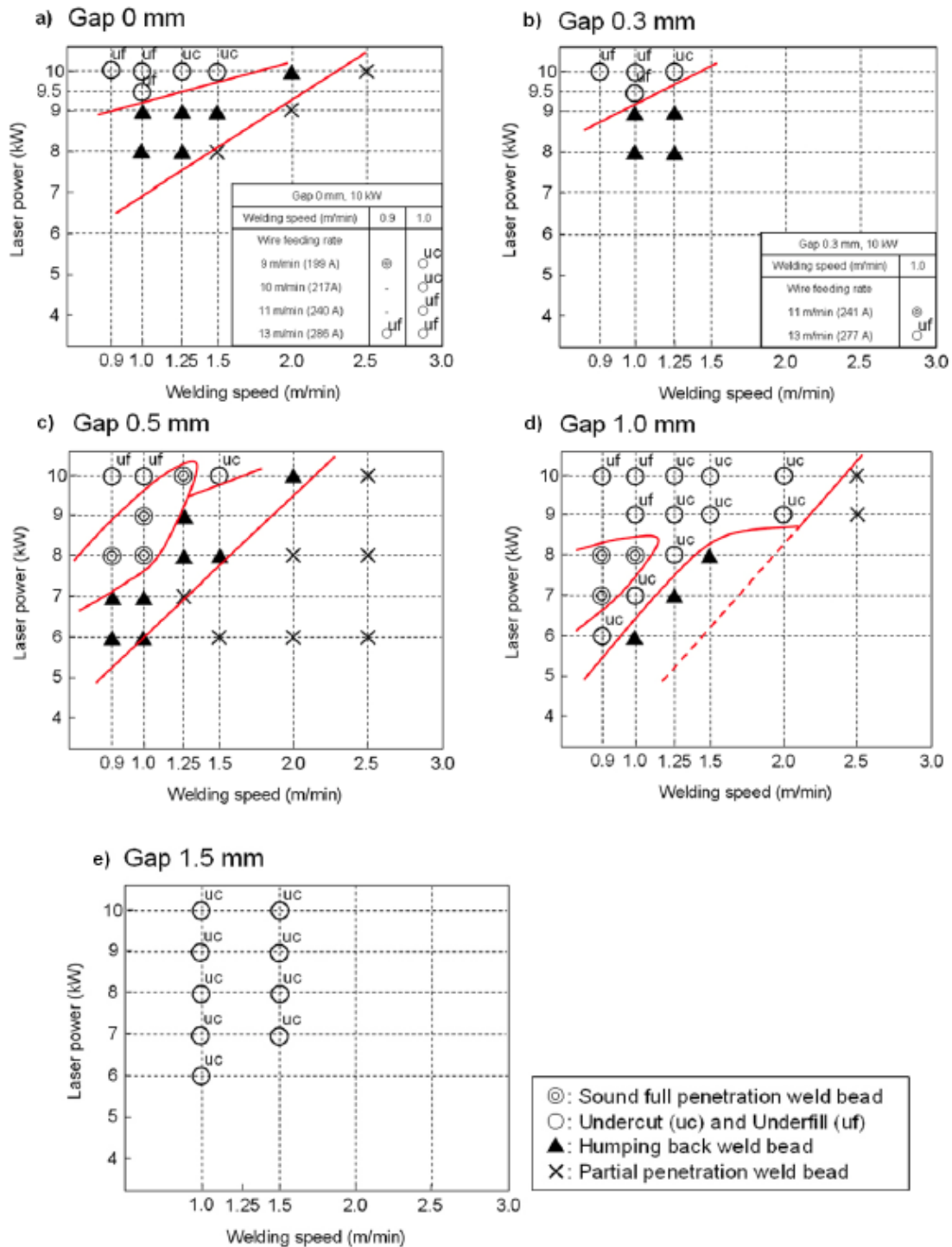


図①-2)-21 Y形継手におけるハイブリッド溶接部の断面形状および表面と裏面のビード外観に及ぼすレーザーパワーの影響



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

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



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

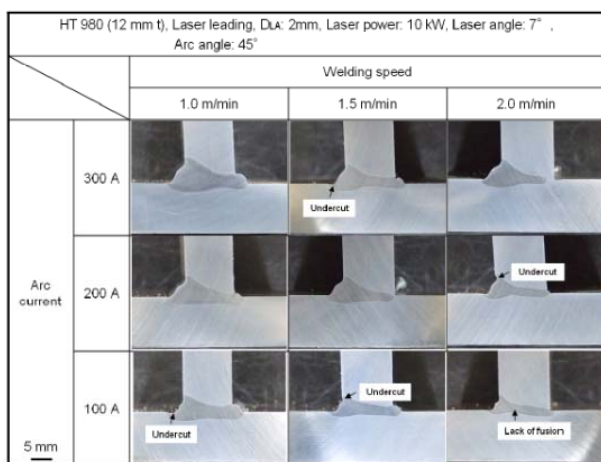
囲がより広くなり、それらの条件は溶接ワイヤ送り速度を最適一定条件でレーザー出力8 kW から10 kW、溶接速度0.9 m/min から1.25 m/min の範囲であった。ルートギャップ1.0 mm の場合には、溶接ワイヤ送り速度13 m/min でレーザー出力7 kW から8 kW、溶接速度0.9 m/min から1.0 m/minまで良好な貫通溶接ビードが形成された。ルートギャップ1.5 mm では、検討した全溶接条件でアンダーカットが発生し、良好な貫通溶接ビード形成は困難であった。

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

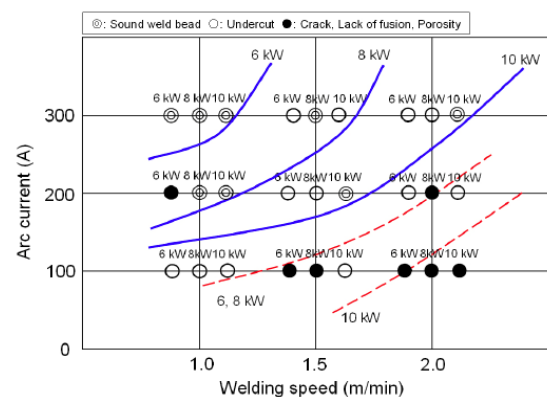
①-2) - 3-3 すみ肉溶接ビード形状および無欠陥化に及ぼすハイブリッド溶接条件の影響明示

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

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



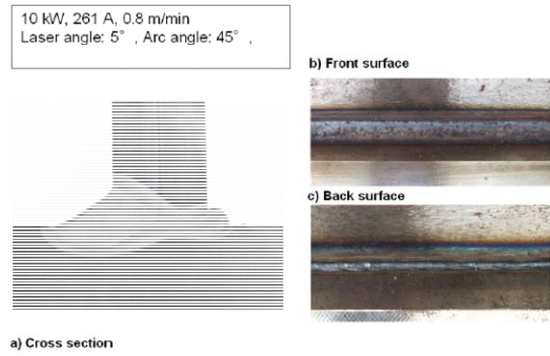
図①-2)-24 T形水平すみ肉ハイブリッド溶接部の断面形状に及ぼすアーク電流と溶接速度の影響（レーザー出力：10 kW の場合）



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

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

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



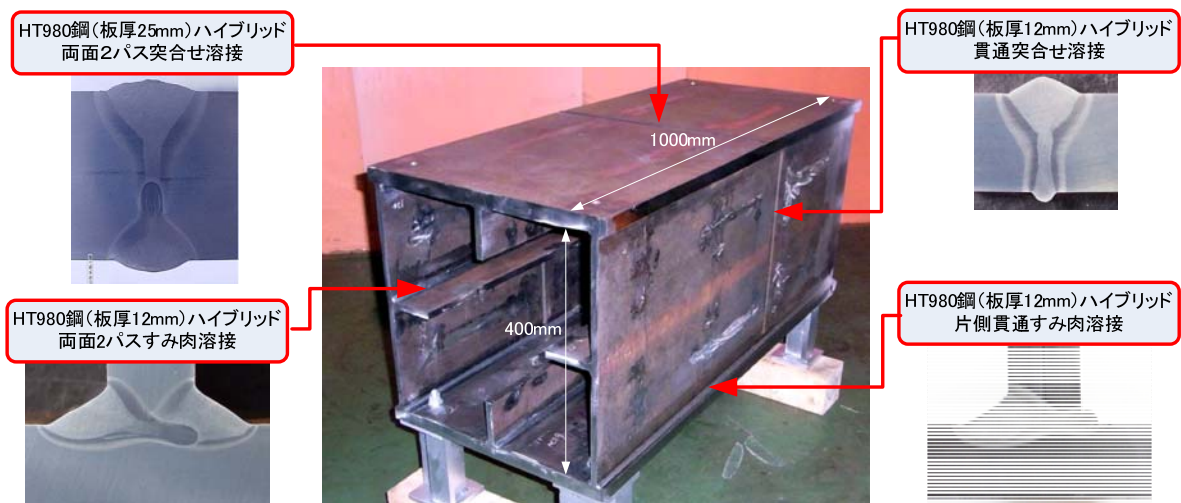
図①-2)-26 片面ハイブリッド溶接法により得られた良好な水平すみ肉1パス貫通溶接部の断面と表面・裏面の溶接ビード外観

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

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

① - 2) - 4 ハイブリッド溶接におけるモックアップ製作

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



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

① - 2) - 5 参考文献

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

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

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

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

高強度鋼はマルテンサイトを主組織とするため、溶接金属に導入されるマルテンサイト組織での高靱化が重要な課題となる。これまでの溶接金属は酸化物系介在物を含み含有酸素量は母材に比べて一桁多い。特に硬質のマルテンサイト組織溶接金属ではその靱性劣化への影響が顕著と考えられ、酸素を母材並みに激減したクリーン溶接金属にすれば高強度でかつ低温靱性の優れた溶接継手が得られる可能性がある。この研究開発項目では、このクリーン溶接金属を前提に、割れ感受性が低く、強度と靱性のバランスのとれた新しい溶接メタラジー（マルテンサイトメタラジー）を切り開く。開発では水素のトラップ機能があるとされる残留オーステナイト（ γ ）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 γ 相の量と分散形態等を明確化する必要が有る。

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

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

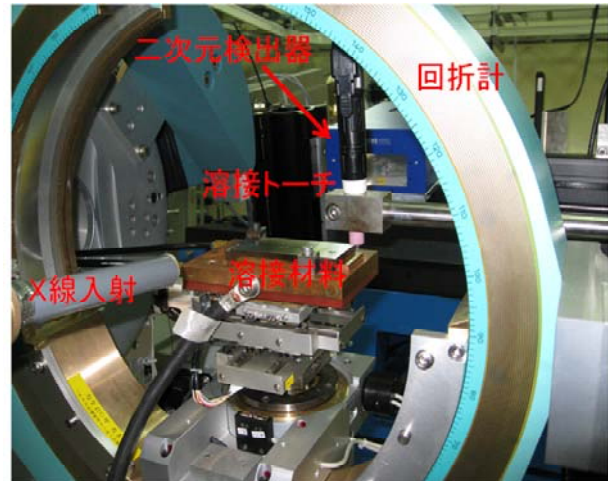
表①-3)-1 基本計画における目標

中間目標	最終目標
a.溶接金属組織の形成過程と化学組成の関係に関する基礎データベースの構築	<ul style="list-style-type: none"> ・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
b.予熱なしで溶接割れが生じない溶接金属組織の必要条件とクリーン溶接金属で高靱性が得られる溶接金属組織の必要条件の明確化	
c.継手部残留応力と疲労強度の関係の定量化	
d.溶接金属中の残留 γ 相による疲労強度、脆性破壊強度向上の条件の明示	

①-3) - 1 溶接金属の凝固・組織形成挙動その場観察技術の確立

最大限のマルテンサイト組織の活用を目指すマルテンサイトメタラジーでは、 γ 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、 γ 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 δ フェライトおよび水素トラップ相としての γ それぞれの晶出挙動および凝固後冷却過程での組織変化を制御する必要があり、そのための世界初ツールとして溶接凝固中の組織形態を直接観察する手法を確立した。これは、通常の X 線の数億倍の輝度をもつ第三世代の大型放射光施設 Spring-8 の undulator beam line を用いる溶接凝固変態過程のその場観察システム (図①-3)-1) である。本システムでは、試験片と水冷銅板を多軸回折計の θ 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⁸⁻⁹⁾に時系列に記録される (時間分解能 0.01 秒)。溶接ビードの幅 10.0 mm に対して、スリットを使用して照射面積を 1.0 mm-3.0 mm に調整して測定を行っている。溶接方向のスリット幅は、温度勾配そのものに対応するので、0.1 mm に設定している。



図①-3)-1 放射光を利用する溶接凝固変態過程のその場観察装置外観

以上において、システム開発は平成 19 年度で確立し、本課題を終了した。

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

①-3) - 2 - 1 高合金系溶接金属の凝固組織解析と組織微細化

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

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

M1 では炭素量を増やし、M2 材料ではニッケル量を減らしている。

表①-3)-2 供試材の化学組成 (mass%)

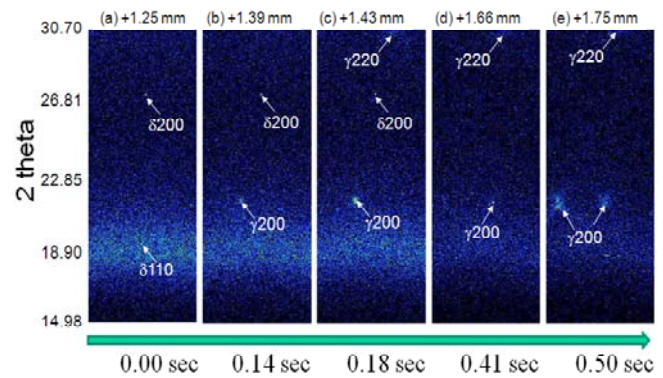
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	O	N
TE	0.018	0.29	0.80	0.003	0.002	12.95	9.05	0.031	0.0040	0.0010
M1	0.045	0.33	0.83	0.009	0.003	14.05	9.3	0.012	0.0042	0.0058
M2	0.045	0.32	0.83	0.007	0.003	14.10	7.15	0.011	0.0047	0.0060

図①-3)-2 にカメラ像を時系列に並べ、TE サンプル溶接時に記録された、凝固過程に対応する回折パターンを縦軸を散乱角度として示す。照射位置に対する、溶接トーチの位置を各カメラ像の上に示す。(a)を時間の基準として 0.0 秒とした。0.0 秒では、凝固の初相として、 δ 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。 δ_{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 δ フェライト相であることを図①-3)-2(a)は示している。 δ 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、 γ 相の生成が確認できた。 γ 相の核生成サイトは、 δ 相と液相の界面であり、包晶反応を捉えた。0.41 秒後には、 γ 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、 γ の順であり、F-A モードであることがわかる。また重要なこととして、この成分系では δ フェライト相は室温で存在しないことを明らかにした。

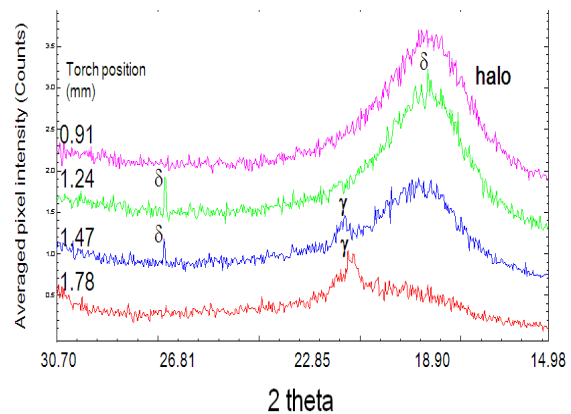
図①-3)-3 は、図①-3)-2 を散乱角度-強度に変換したもので、上述の包晶反応を時分割測定により追跡できていることが、より明確である。

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

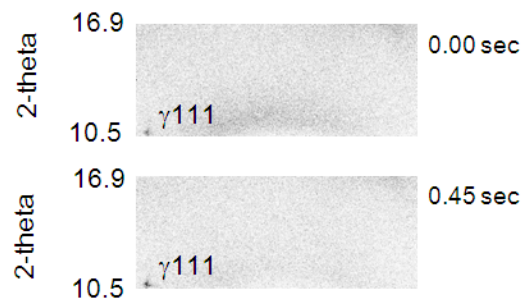
図①-3)-5 はニッケル量を減らして、凝固モードの変化を意図した M2 サンプル凝固



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



図①-3)-3 TE サンプルでの散乱角度と強度 (2θ -I) の関係



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

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

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

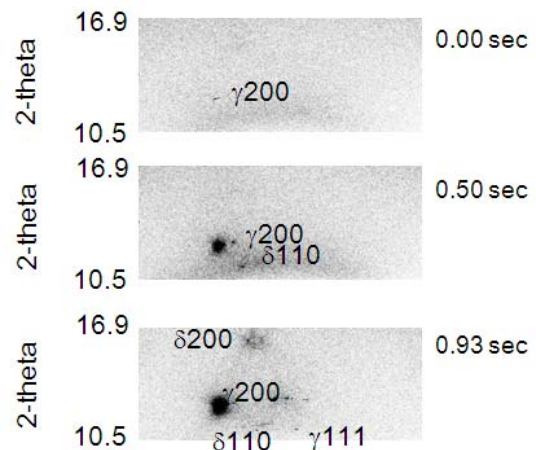
以上により、9%Ni 系から Ni-Cr 系溶接金属の凝固過程における溶接金属組織の形成過程 (固液共存時間中の組織形成) と化学組成の関係を明らかにし、これらの基礎データベースを構築した。

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

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

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

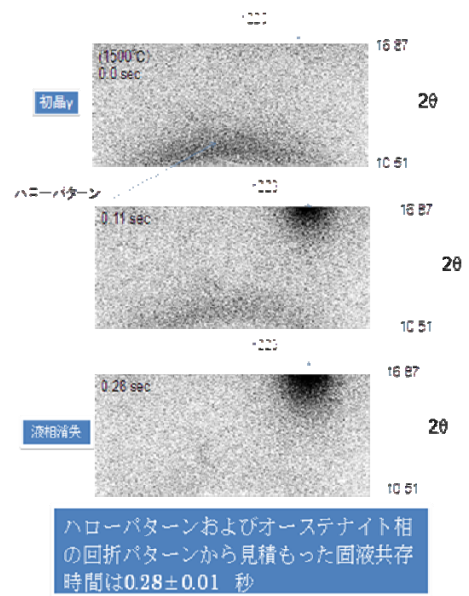
図①-3)-7 (a)にプラズマMIG 溶接継手のビード断面写真と測定位置を示す。初層 (A: 高希釈) と表層 (B: 低希釈) のオーステナイト量を、使用ワイヤCr-Ni 鋼 (Cr, Ni 量変化) 毎に求めた。測定にあたっては、図①-3)-7(b)に示すセッティングを用いて、放射光施設SPring-8 の19B2 ビームラインにて実験を行った。使用したX線のエネルギーは36 keV であり、試料を回転させながら、X線を透過させ、回折データのリートベルト解析により定量化を行った。



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

表①-3)-3 供試材の化学組成(mass%)

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



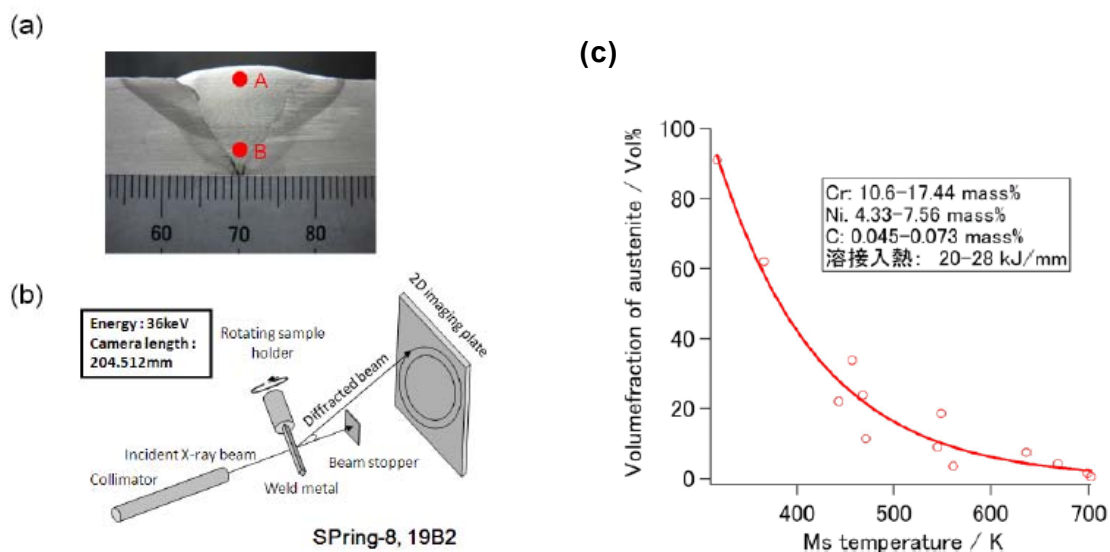
図①-3)-6 9%Ni 鋼溶接金属での凝固過程に対応する回折パターン

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

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

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

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



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

①-3)-2-2 Ni-Cr 系溶接金属の γ 生成挙動と水素集積挙動解析

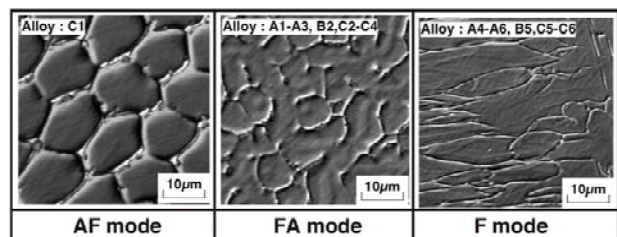
HT980 鋼用 Ni-Cr 系溶接金属において、水素トラップサイトとしての γ の生成挙動および γ または γ/α 異相界面での水素集積挙動を解析し、水素割れ防止要件を明確化する。

①-3)-2-2-1 溶接金属における残留 γ 生成速度論

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

①-3)-2-2-1-1 残留 γ 生成速度論の概念

残留 γ は高温 γ 領域からの冷却過程においてマルテンサイト変態せずに室



図①-3)-8 TIG 溶接の溶接金属のマイクロ組織の代表例

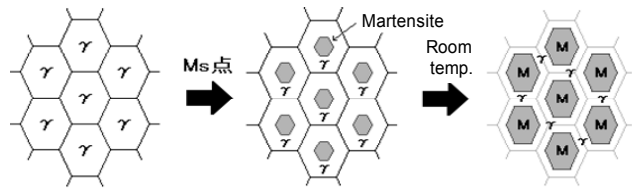
温まで持ち来たされた相である。このため、マルテンサイト生成速度の余事象が残留 γ 生成(残留)速度と考えられる。しかしながら、マルテンサイト変態は一般に非熱活性化過程であるため、速度論的取り扱いは困難である。そこで、本研究では、マルテンサイト変態前の元素の不均一分布により残留 γ の生成が決定されるとする生成速度論を構築した。すなわち、14Cr-7Ni 系合金の M_s 点が、

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

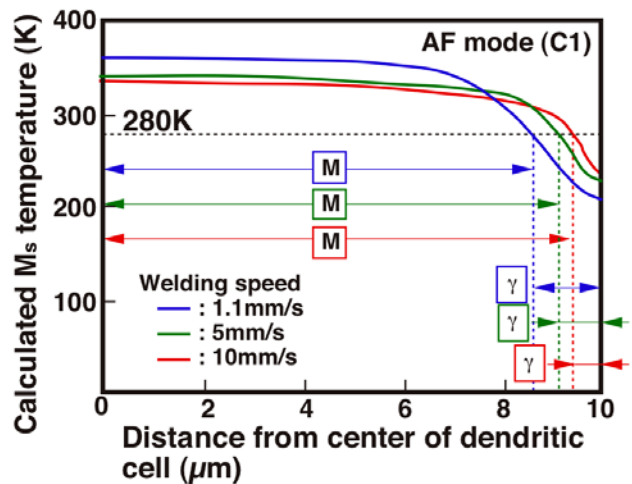
により与えられる^{①-3)-1)}と仮定し、 M_s 点が室温以下の領域が γ のまま残留するとするモデルを構築した。溶接金属のデンドライト形状を六角形と仮定して、溶接過程での Cr、Ni、Mn および C の凝固偏析とその後の冷却過程における偏析解消を凝固偏析モデルと拡散モデルを組み合わせて数値計算（凝固モードおよび $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 変態を考慮）し、得られた濃度から各位置における M_s 点を算出した。 M_s 点分布において M_s 点が室温（280K）以下の領域が γ と仮定し残留 γ 量を計算した(図①-3)-9)。

①-3)-2-2-1-2 残留 γ 量生成速度論の妥当性検証

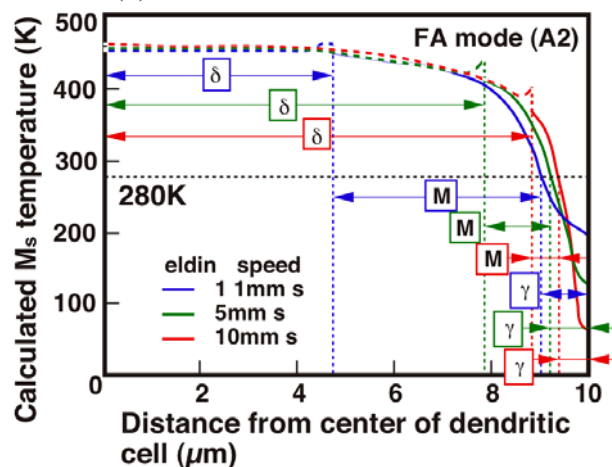
AF モードおよび FA モード凝固の溶接金属を対象に、溶接速度（冷却速度）を3段階に変化させた再現熱サイクル過程におけるデンドライトセル組織内の濃度から算出される M_s 点分布を図①-3)-10)に示す。いずれの凝固モードの溶接金属においても、デンドライトセル中心から境界に向い M_s 点が低下する傾向が認められる。凝固偏析の解消程度が小さい速い溶接速度（冷却速度が大）ほど、 M_s 点が低温な領域が狭くなることがわかる。また、AF モード凝固の溶接金属では、冷却過程で δ フェライトがすべて γ に固相変態し、 γ 単相となったことが示唆される(図①-3)-10(a))。FA モード凝固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



図①-3)-9 残留 γ 生成モデル



(a) 溶接金属 (AF モード)



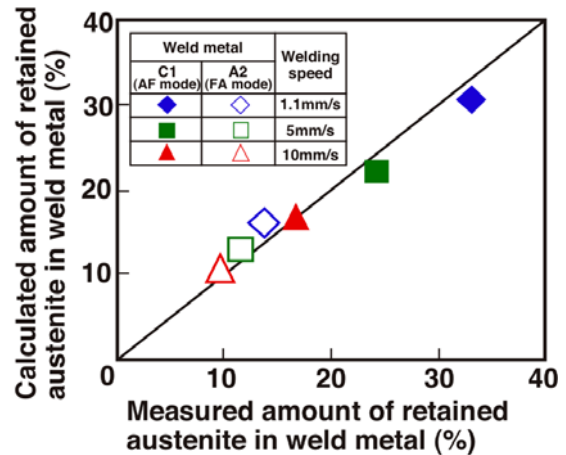
(b) 溶接金属 (FA モード)

図①-3)-10 デンドライトセル組織内の濃度から算出した M_s 点分布

算される残留 γ 量を、溶接速度を変化させた溶接金属中の残留 γ 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 γ 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 γ 量は減少することが明らかとなった。また、残留 γ 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 γ 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 γ の生成を予測できるものといえる。

以上のように、成分と溶接条件から残留 γ 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 γ の生成速度論的解析から残留 γ 生成量の計算に成功した。



図①-3)-11 計算値と実測値での残留 γ 量の比較

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

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

(1) 解析モデルの基本概念

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

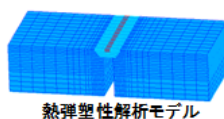
解析条件

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

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

API試験の水素集積挙動解析モデル

マクロ解析モデル：混合則を用いて単一相として計算：簡易モデル化



熱弾塑性解析モデル

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

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

熱サイクル過程での二相中の平均水素濃度分布を計算

(2) 解析対象の設定

Ni-Cr 系溶接金属の低温割

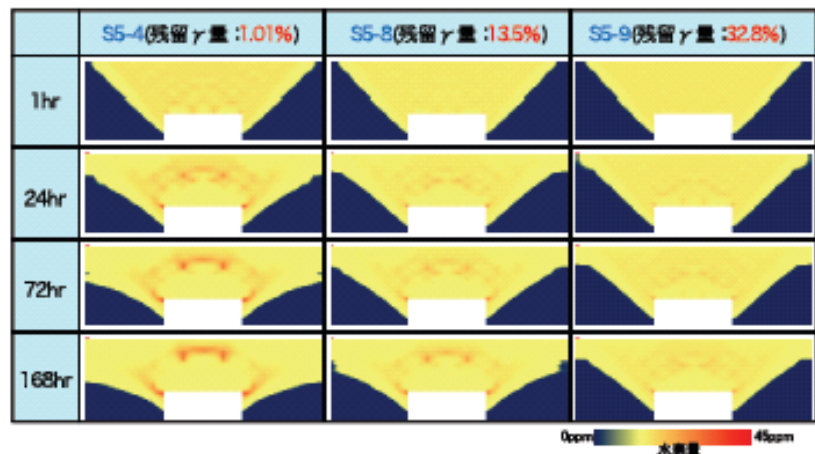
図①-3)-12 水素の拡散集積挙動モデル

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

(3) 水素分布の計算および可視化

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

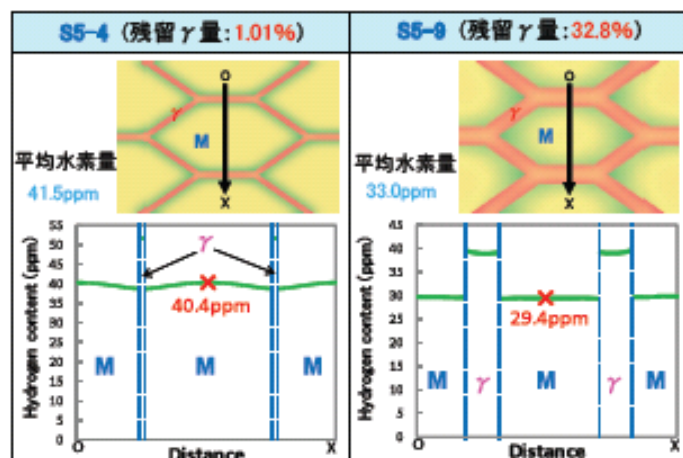
オーダーでの水素の拡散集積挙動を視覚的に示した。図①-3)-13に溶接金属の残留 γ 量を変化させたときのAPI試験体のマクロ水素分布を計算した結果を示す。溶接後の常温放置の時間経過に伴いスリットコーナー部（応力集中部）に水素が集積する様子が確認された。また、残留 γ 量の増加に伴い、応力集中部への水素集積が



図①-3)-13 低温割れ試験における水素の拡散集積挙動（マクロ水素分布）

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

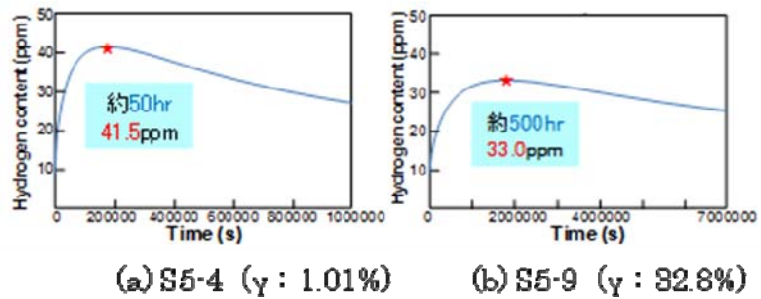
なお、図①-3)-15に示すように残留 γ 量1.01%では最大水素集積量は41.5ppmであり、残留 γ 量32.8%では最大水素集積量は33.0ppmであった。いずれも場合においても、水素は残留 γ 中に多く分布する傾向が認められ、トラップ効果が再現できた。また、残留 γ 量が多くなると、 γ にトラップされる水素量が多くなるため、マルテンサイト中の水素集積量は少なくなった。このことは、残留 γ による低温割れ抑制効果を示唆



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

するものである。

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



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

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

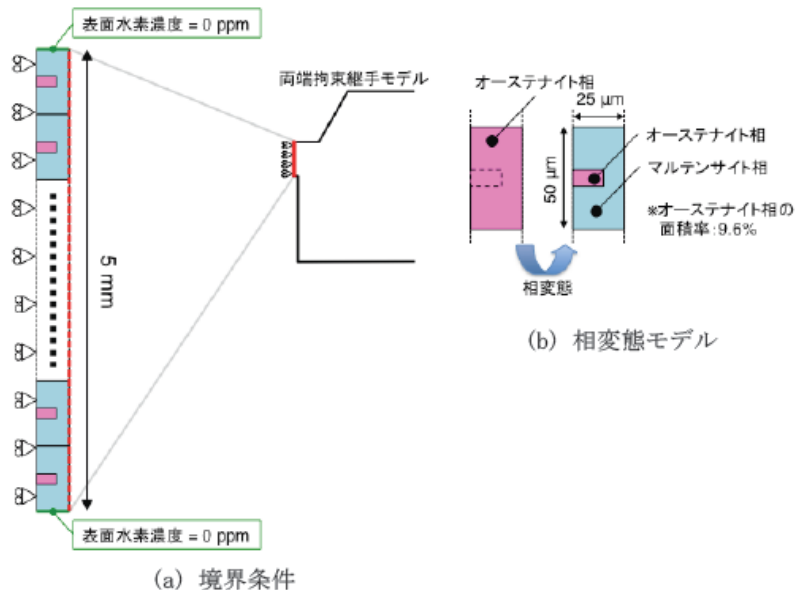
低温割れは、溶接後数日経って割れを発生する遅れ割れとして取り扱ってきたが、本研究開発を実施中に、溶接後1時間程度のマルテンサイト変態中に割れ（変態中での割れ：仮称）を発生することが観察された（①-3-2-3項および助成研究）。

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

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

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

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



図①-3)-16 水素拡散・放出挙動の数値解析モデル

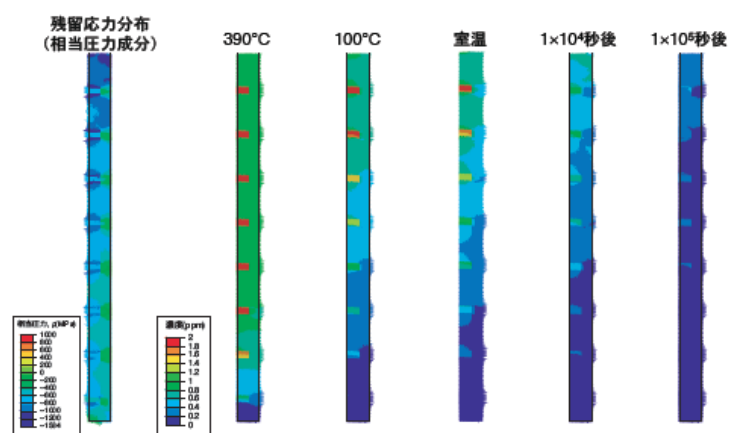
ように、水素拡散・放出挙動の数値解析モデルの境界条件として付与した。水素拡散・放出挙動の数値解析モデルは、図①-3)-16 (b) に示すように、マルテンサイト変態によって、オーステナイト相100% から残留オーステナイト相9.6% に変化するように設定しており、水素拡散係数や水素溶解度を、温度依存性および相依存性を考慮して与えることによって、溶接後の冷却過程における水素挙動を計算する。

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

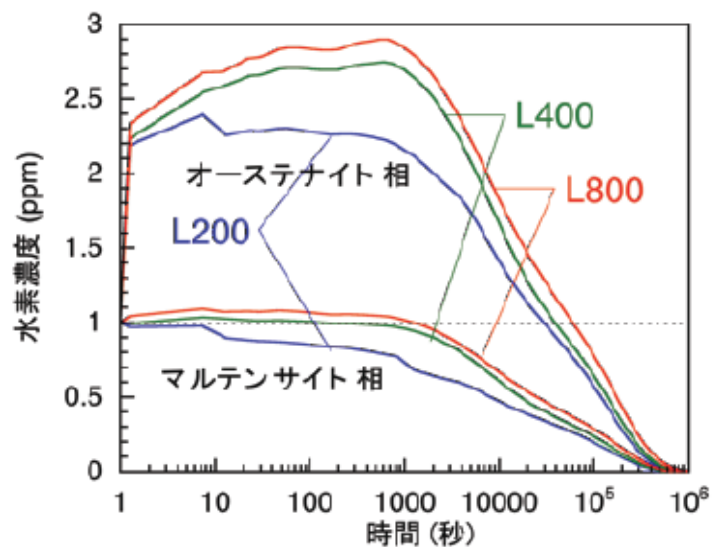
析した結果を図①-3)-17に示す。溶接金属の厚さ方向のうち、ルート部側表面を含む部分を示している。マルテンサイト相とオーステナイト相とで水素拡散の特性が異なること、および、図中の下側が水素濃度の0となる表面であることにより、不均一な水素濃度分布が形成されていることがわかる。さらに、拘束長さを400mm および800mmに変化させた場合に、時間の経過にしたがってマルテンサイト相およびオーステナイト相における水素濃度がどのように変化するかを図①-3)-18に示す。

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

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



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



図①-3)-18 各相における水素濃度分布の履歴の数値解析結果

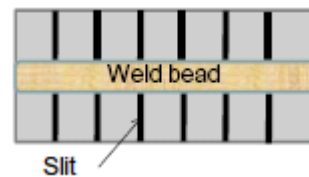
①-3) - 2-3 オーステナイトを残留する高 Ni、Cr 系溶接金属における水素含有時のトラップ効果と変態挙動の計測

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

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

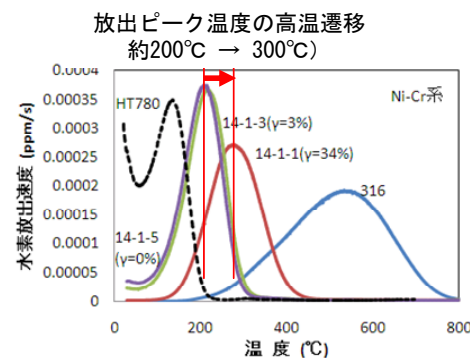
外部負荷や残留応力などの影響を受けない状態にある試片での基本的水素拡散・放出挙動を明らかにするため、図①-3)-19のスリット入りTIG溶接用試験片とした。水素はシールドガス10L/min当たり、

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



図①-3)-19 溶接試験

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



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

系低合金材での結果であり、100°Cにピークがあり、低温域で水素拡散が生じ、Ni-Cr系マルテンサイト単相でも水素放出速度が遅延することが分かった。残留 γ 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 γ 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 γ の増大によって、水素放出が抑制される。昇温スペクトルは、若干のピーク温度の差異はあるが、概ねこのような三パターンに分かれることを明らかにした。なお、 A_{c1} は、500°C以上であることを別途検証しており、昇温時において、残留 γ 量の増大は無い。

表①-3)-4 共通材の化学成分

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

①-3) - 2-3-2 トラップ効果の検証とトラップ特性の系統的明示

溶接後の時間経過と共に拡散性水素が集積して発生する低温割れ評価の基礎データ

として、時間的経過に伴うトラップ効果とその時間変化特性を計測した。

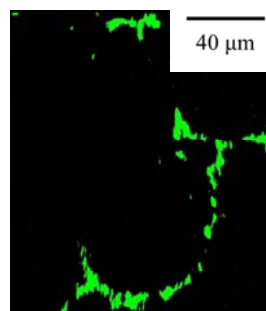
図①-3)-21 は、14-1-3 試料を経過時間3 週間後までの水素放出スペクトルの変化を追跡した結果である。水素放出のピークはほぼ220°Cにあり、単調に水素量が減少して

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

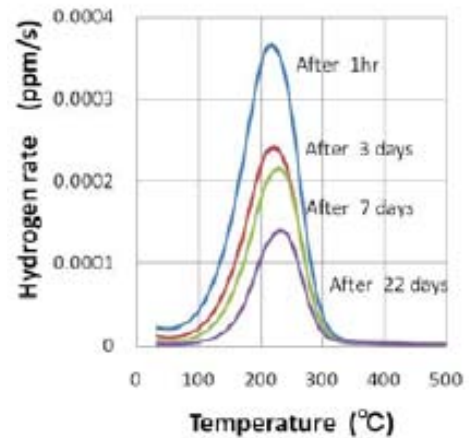
① - 3) - 2 - 3 - 3 溶接金属組織形態と水素放出挙動の評価

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

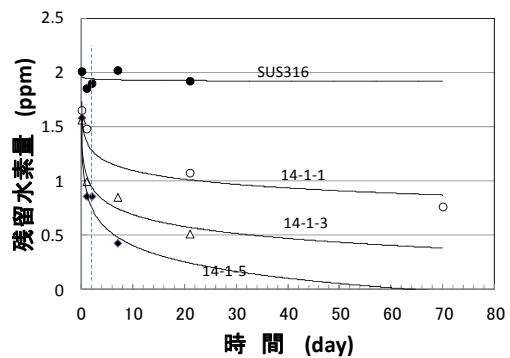
また、TEM レベルでの分解能で組織をさらに詳しく観察したところ、図①-3)-24 に示したように、マルテンサイト相のラス界面にも存在していることがわかった。すなわち、2種類の形態が存在している。



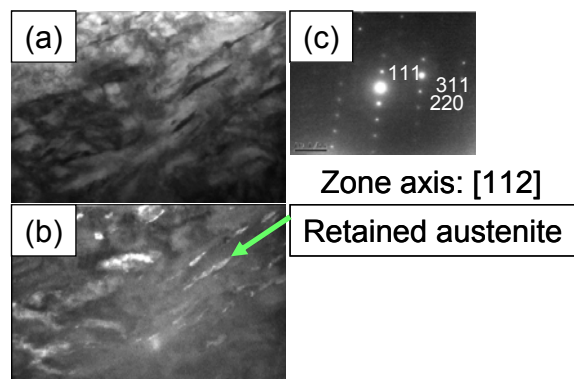
図①-3)-23 Ni-Cr 系溶接金属のEBSD 解析結果



図①-3)-21 時間経過に伴う水素放出挙動 (試料 14-1-3)



図①-3)-22 時間経過に伴う水素放出挙動のまとめ

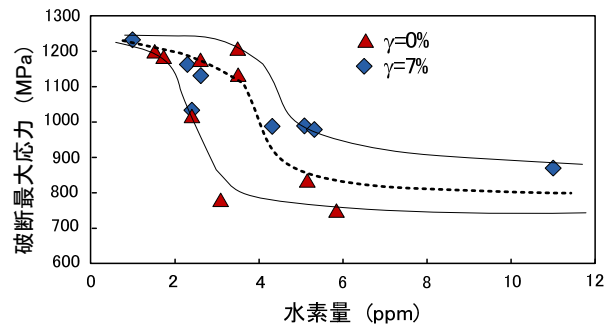


図①-3)-24 Ni-Cr 系溶接金属 (W1) のTEM 観察結果

(a)明視野像、(b)暗視野像、(c)制限視野回折図形

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

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

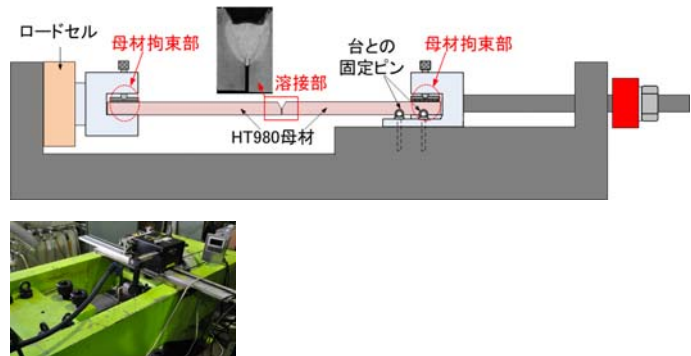


結果は、バラツキの範囲が大きいが大破線の関係が得られる。この関係は開発マルテンサイト組織の水素脆化限界を示すものと判断された。

図①-3)-25 破断限界応力とチャージ水素量の関係

①-3)-2-3-4 実用条件下における耐低温割れの保証条件の明確化

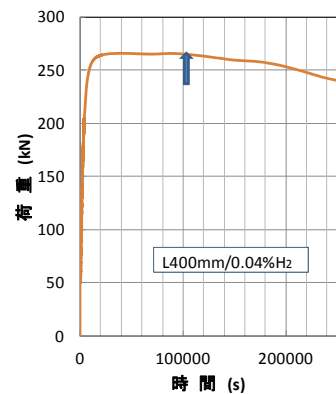
図①-3)-26 に示す両端拘束割れ試験機を試作し、これを用いて、予熱無しで HT980 鋼 30mm 板厚の Y 型開先での拘束割れ試験を実施した。



図①-3)-26 両端拘束割れ試験装置の概略図

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

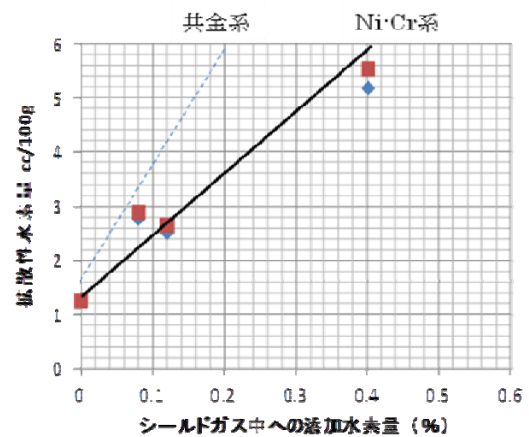
拘束長 400mm の条件での低温割れ発生状況をロードセルの拘束荷重変化を図①-3)-27 に示す。割れ発生は、溶接後約 31 時間を経過した後に発生することがわかった。拘束長 200、600、800mm においてもほぼ同様に 24~35 時間後に割れを発生した。遅れ割れであった。



次にシールドガス中への水素添加量と拡散性水素量の関係を JIS Z 3118:2007 に準じて計測した結果が図①-3)-28 である。溶接金属組織はマルテンサイト単相である。合金系溶接金属でのガス添加量-拡散性水素量関係より、低い水素量となっている。この結果に基づいて、低温割れ限界水素量を決定した。

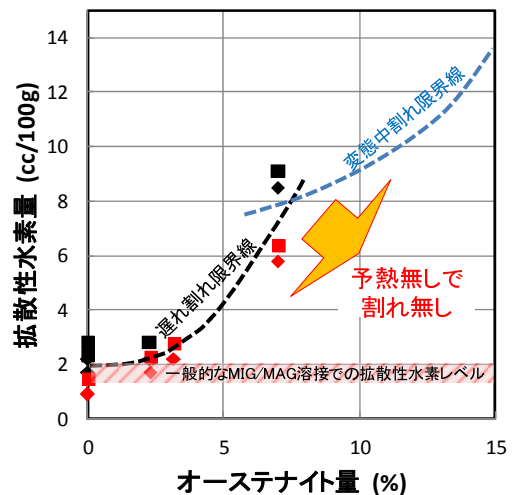
図①-3)-27 拘束長 400mm で、0.04%水素添加時の遅れ割れ発生 (溶接後約 31 時間後)

そこで、板厚30mm試験片で両端拘束長を200mm～800mmの拘束度7.8～31.5kN/mm・mmの実用範囲において、予熱無し条件で低温割れ抑止限界を拡散性水素量とオーステナイト量の関係において整理したのが、図①-3)-29である。この図において、5%程度以上のオーステナイトを残留すれば、通常MIG/MAG溶接時に管理されている拡散性水素レベルの倍の水素まで許容できることになる。それ以上にオーステナイトが増加すると、限界水素量は急激に増大して、予熱無しで低温割れは発生しないことがわかる。この図①-3)-29で、オーステナイトが増加し、割れ発生限界水素量も増大してくると、割れの発生挙動が変化する。



図①-3)-28 シールドガスの水素添加量と拡散性水素量の関係

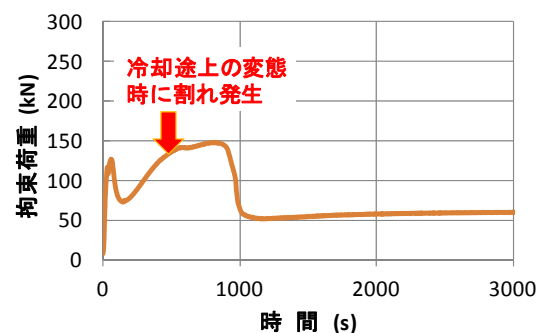
一例として図①-3)-30 に示すように、割れは溶接後1時間前後で発生する。この状況は溶接後の冷却途中のマルテンサイト変態中となる。この場合の割れは、断面割れ率で100%に近くなる場合が多い。



図①-3)-29 実用拘束条件下における低温割れ抑止限界

次に、各種拘束条件下における Y 型開先継手の割れ発生部となるルート部での冷却過程における応力発生挙動と残留応力特性について検討した。

開発する Ni-Cr 系溶接金属における温度依存性および組織依存性を考慮した材料特性を用いることで、相変態の影響を考慮して数値計算を実施した。図①-3)-31 は、拘束長が 400mm の場合の数値シミュレーション結果を示す。残留応力分布は(a)図で、(b)図は溶接時から冷却過程での拘束した端部に発生する反力から拘束応力を算出した結果を示している。溶接金属の変態膨張による拘束応力の低下が、明快に現れることがわかる。



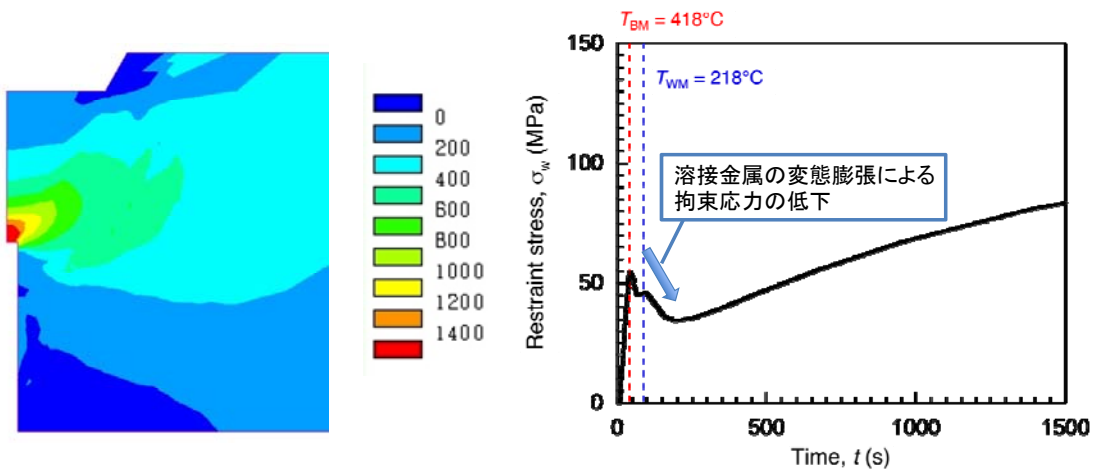
図①-3)-30 拘束長 200mm で、1%水素添加時の変態中の割れ発生(溶接後約1時間後)

図①-3)-32 は、拘束度とルート部の局所残留応力の関係を Ms 点を変化させた場合の結果である。Ms=400℃は共金系溶接金属を、Ms=213℃は Ni-Cr 系マルテンサイト単相組織の溶接金属を、Ms=100℃は Ni-Cr 系

マルテンサイト、オーステナイト二相組織の溶接金属を想定している。低温でマルテンサイト変態を開始するほど局所残留応力は著しく低下し、且つ拘束が強いほど低下応力は大きくなる。従って、より低温で変態するほど、拘束度の影響がほとんど現れなくなることがわかった。

最後に、拡散性水素量、オーステナイト量と局所拘束応力との関連図を図①-3)-33に纏めた。Ms 点の低下は、著しく局所残留応力を低下させ、一方で、Ms 点の低下は残留オーステナイトを急激に増加させる。これらの相乗効果から、低温割れ限界がオーステナイト量に対して限界水素量を大幅に増大せしめたことがわかった。なお、残留 γ が5%以上の領域では、ルート部の局所応力は、拘束度によってあまり支配されず、本実験範囲では、100MPa程度の差異となった。

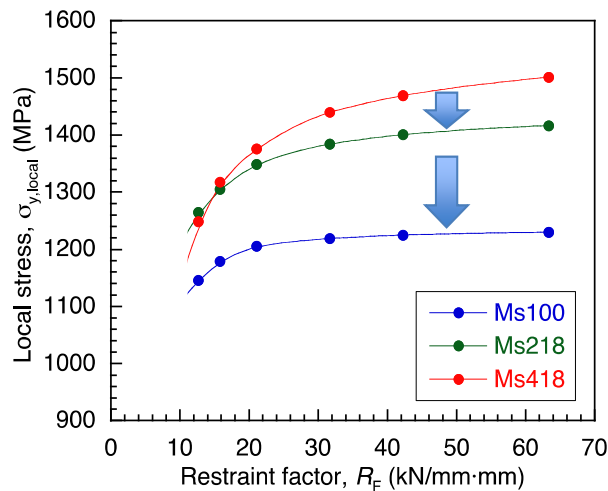
以上、実用条件下における耐低温割れ限界を明示し、目標を達成した。なお、変態挙動に関するデータは本節で割愛したが、数値計算の物性データとして提供している。



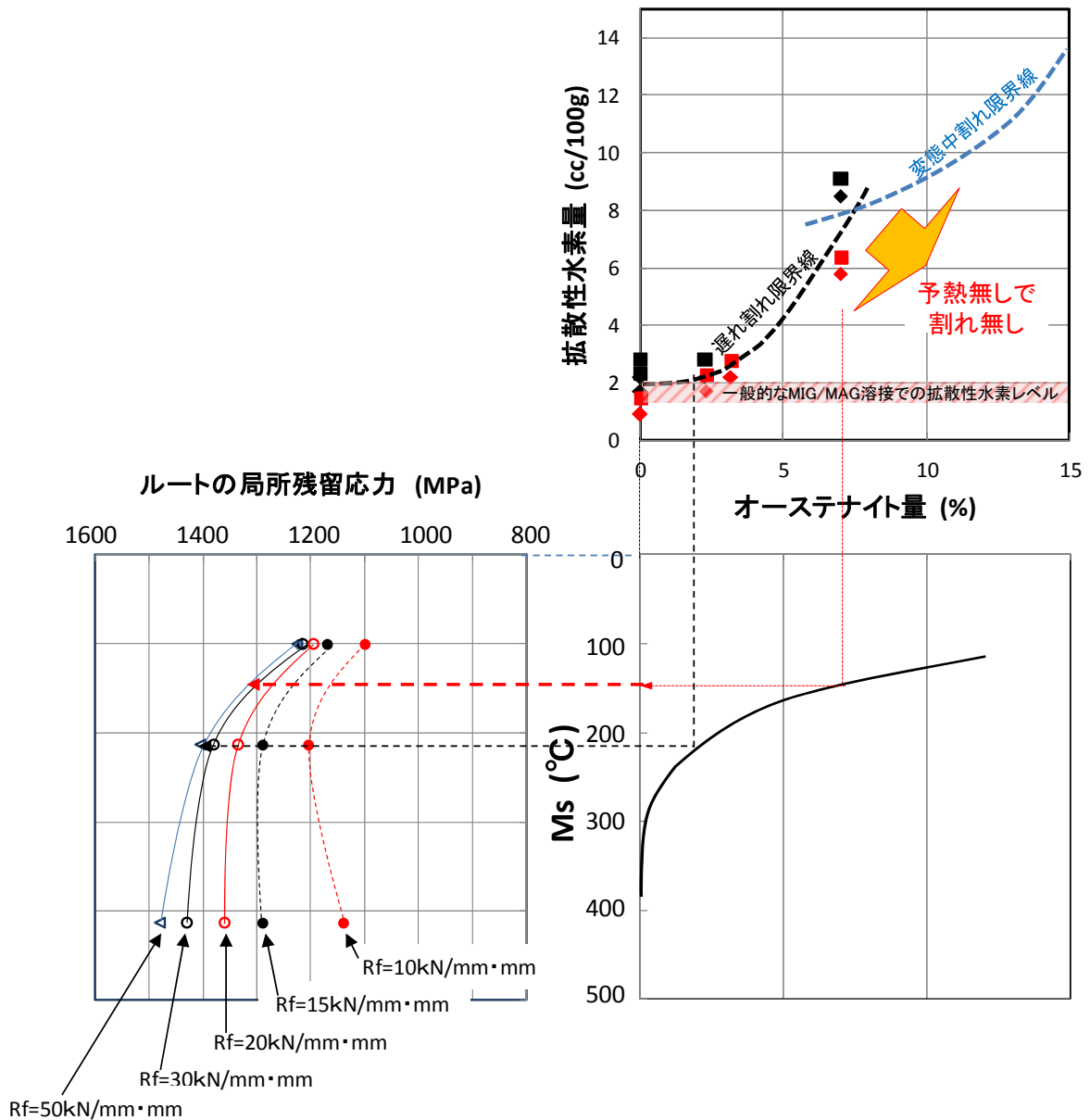
(a) 残留応力分布 (L = 400 mm)

(b) 拘束応力履歴

図①-3)-31 拘束長 400mm の場合の応力数値シミュレーションの結果



図①-3)-32 Ms 点と拘束度が局所残留応力に及ぼす影響



図①-3)-33 拡散性水素量、オーステナイト量と局部拘束応力との関連図

①-3)-2-4 高級鋼共金系溶接金属の特性支配因子ならびに残留 γ 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 γ 安定化元素が添加されることもあり、相当量の残留 γ が生成する傾向にある。残留 γ は大量の水素を固溶できるため低温割れ抑制に有効な組織として期待されている一方で、水素の貯蔵庫でもあることから、構造物に応力が負荷され応力誘起マルテンサイトに変態すると固溶していた水素が放出され、構造物の破

壊を促進するのではとも危惧されている。

そこで本テーマでは、残留 γ を中心に溶接金属中にトラップ／放出された水素が割れ感受性に及ぼす影響を評価するとともに金属組織と機械的特性の関係も調査し、割れ感受性低減と機械的特性向上を兼備できる金属組織設計指針を検討する。

①-3) - 2-4-1 供試材料

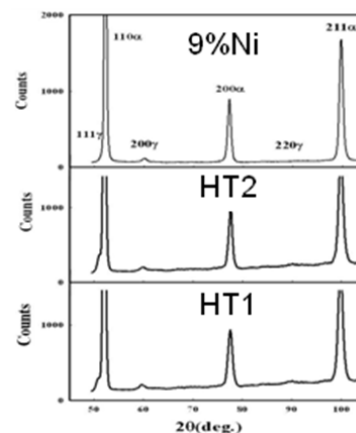
980 MPa 級高張力鋼の溶接金属作製用の鋼板の化学組成を表①-3-5(Fe は記載せず)に示す。これら鋼板のうち HT1 と HT2 (板厚: 10.5mm) に対してはビード・オン・プレート方式にて電子ビーム溶接 (電圧: 70kV、電流値: 200mA、溶接速度: 60cm/min、 $\Delta t_{8.5}$: 8.4s) を施すことにより、クリーンミグ溶接金属を模擬した試験片を作製した。9% Ni 鋼については化学組成 (0.02%C-0.01%Si-0.038%Mn-11.1%Ni-Fe) のワイヤを用いて多層盛り溶接したティグ溶接金属として供給されたものであるが、上記と同条件で電子ビーム溶接を施した。各溶接金属部より各種評価試験用の試験片を切り出し、以下に述べる実験に供した。

表①-3-5 供試鋼板の化学組成

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

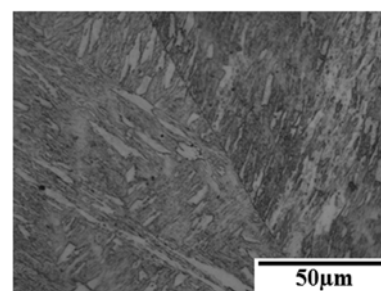
①-3) - 2-4-2 溶接金属中の残留オーステナイト定量評価手法

図①-3)-34 に溶接ままの試験片から得られた X 線回折図形を示す。図中矢印で示したピークは FCC 相に対応するものであり、この結果よりいずれの鋼種も残留 γ 相を含んでいることがわかる。ピーク強度から残留 γ 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 γ 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、 γ 量の測定にはメスバウアー効果からも評価して、 γ 量の計測精度を確認できた。



図①-3)-34 溶接金属の XRD プロファイル

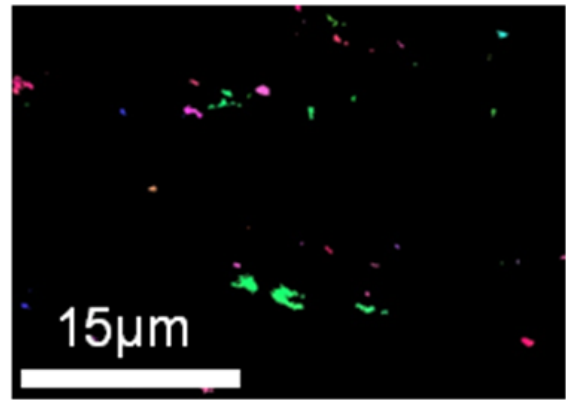
光学顕微鏡によるクリーン HT2 溶接金属の組織観察結果を図①-3)-35 に示す。従来のマグ溶接金属と比べて、ラスのよく発達した組織となっており、主としてマルテンサイト、ベイナイトからなり、Coalesced bainite といわれている組織も多く分布している。これらの組織的特徴は、1623 K で再熱後の冷却速度を低下させても、粗大化傾向を示すもののほとんど変化せず、またアシキュラーフェライト等は生成しないことがわかった。HT2 溶接金属についても同様の傾向であった。また、HT1 と 9%Ni 材では凝固時に生じた偏析領



図①-3)-35 溶接金属 HT2 の光学顕微鏡観察組織

域が存在することを光学顕微鏡ならびに SEM-EDS 分析法により明らかにした。

HT2 の残留 γ 相の SEM-EBSD 法による観察結果を図①-3)-36 に示す。図中、点在する領域が残留 γ 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 γ 相は旧 γ 粒界やパッケージ境界に沿って優先的に分布していることが示唆された。なお、この方法で検出される残留 γ 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 γ 相が分布しているものと思われ、EBSD 法では検出困難であることがわかった。

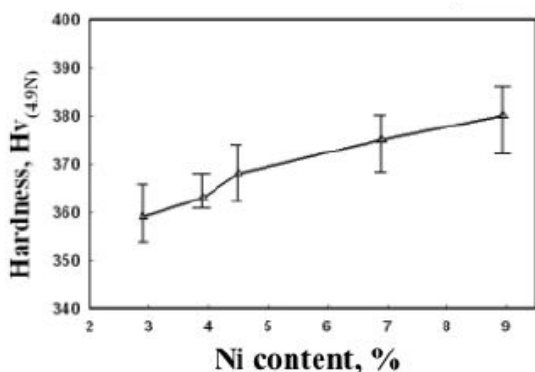


図①-3)-36 HT2 の残留 γ 相の SEM-EBSD 法による観察結果

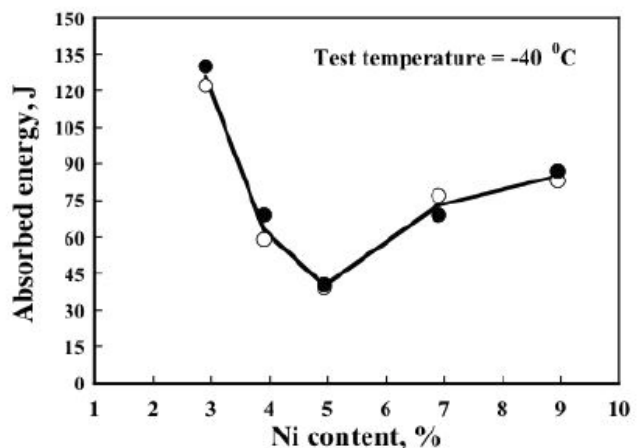
①-3) - 2-4-3 高級鋼共金系溶接金属の水素脆化と機械的性質に及ぼす残留 γ の影響の明確化

機械的性質については、図①-3)-37 に示すように、Ni濃度が3%から9%まで増加すると共に、硬さはわずかに増加する傾向を示した。残留 γ の増加はむしろ硬さを下げると考えられているので、このNi含有量に伴う硬さ上昇は、マルテンサイト量の増加によって主に支配されているものと考えられる。一方、図①-3)-38に示すようにシャルピー衝撃吸収エネルギーは5%まではNi濃度の増加と共に減少し、最小値を取った後、それ以上では逆にNi濃度と共に上昇した。

残留 γ 量はNi含有量と共に単調に増加し全く異なった傾向の変化を示すことから、残留 γ 以外に靱性に対して顕著な影響を及ぼす因子が存在することが示唆される。SEM組織および光学顕微鏡組織より、Ni含有量5%においてはコアレスドベイナイトの顕著な粗大化が観察されること、またコアレスドベイナイトは粗大なフェライトの単結晶からなり亀裂の伝播が容易と考えられることから、コアレスドベイナイトの粗大化が、Ni含有量の3%から5%への増加に伴う靱性低下の要因になっているものと考えられる。以上のように、強度や靱性等の機械的



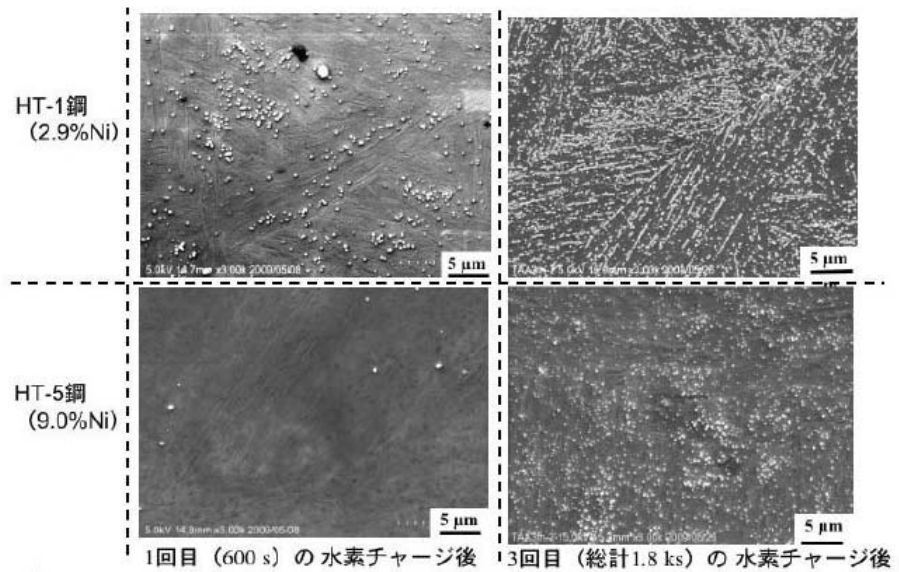
図①-3)-37 共金系溶接金属の硬さに及ぼすNi含有量の影響



図①-3)-38 共金系溶接金属のシャルピー吸収エネルギーに対するNi含有量の影響

性質については、残留 γ 以外にマルテンサイトやコアレسدベイナイト等、より支配的な影響を及ぼす組織因子があることが分かった。

水素の微視的挙動については、試験片表面からの水素の放出位置をAgBrの還元反応によって生成される銀粒子で検出する



図①-3)-39 マイクロプリンティング法による共金系溶接金属の水素透過試験結果

マイクロプリンティング法によって検討した。図①-3)-39は、試験片裏面から電解チャージ法によって導入した水素の放出位置をマイクロプリンティング法によって調べた結果で、白く見える粒子が水素によって還元された銀粒子、すなわち水素の放出位置に相当すると考えられる。この図から分かるように、水素の放出すなわち裏面からの透過量の分布は均一ではなく、また水素チャージの履歴によっても変化することがわかる。すなわち、Ni含有量が3%の場合、1回目の水素チャージ時に水素が優先的に透過するのは、主に残留 γ を含まないコアレسدベイナイト内に限られるが、3回目の水素チャージ後は、ラス境界や旧 γ 粒界も水素の透過量が大きくなることが示された。この結果は、ラス境界や旧 γ 粒界に優先的に残留する γ が水素を捕捉し拡散流束を減少させること、また水素チャージ量が多くなって残留 γ に捕捉された水素量が限界値を越え、捕捉効果が失われるとラス境界や旧 γ 粒界がむしろ高速拡散経路となると考えると説明できる。

さらに、Ni含有量が9%まで上がり、残留 γ 量が増加し、連続的な膜状になってラス境界を占有するようになると、図①-3)-39の下段に示すように水素の透過量は非常に少なくなり、3回目の水素チャージ後もラス境界の優先的な水素透過は見られない。これらの結果は、ラス間や旧 γ 粒界の厚さ数100 nm以下の薄い残留 γ の捕捉効果が、水素の拡散に強い影響を及ぼし得ることを裏付けるものである。

以上の水素脆性および機械的性質に及ぼす残留 γ の影響についての検討結果より、共金系溶接金属用のクリーンMIG 溶接ワイヤのプロトタイプ of 成分設計に必要な基礎的な知見は十分に蓄積され、本課題の初期の目標は達成されたと考えられ、平成21年度にて課題を終了した。

①-3) - 2-5 急冷溶接金属の微細 AF の結晶学的解析

溶接金属の強靱化のためにはAcicular Ferrite (AF) 組織を生成させることが有効である。アーク溶接金属におけるAF 組織の生成は、溶接金属化学組成、溶接冷却速度なら

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

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

①-3) - 2 - 5 - 1 供試材料と実験方法

0.087%C-0.29%Si-1.39%Mn-10ppmO 鋼板にサブマージーク溶接 (SAW、溶接入熱: 38.8kJ/cm) を施し、Ti-B 系SAW 溶接金属 (O:322ppm) を作製した。次に、CO₂ Laser (出力5.5kW) を用い、溶接速度0.5、1.0、4.0m/min の3 条件にて、上記SAW 溶接継手の母材部と溶接金属部の双方にレーザ溶接を施した。レーザ溶接金属部に形成されたマクロ組織を、微分干渉顕微鏡にて観察し、AF 組織が形成されている場合には、バリエーション数・分布状態等の評価を行った。また、レーザ溶接金属部のマイクロ組織解析は透過型電子顕微鏡にて行った。

①-3) - 2 - 5 - 2 レーザ溶接金属部AF の組織観察結果

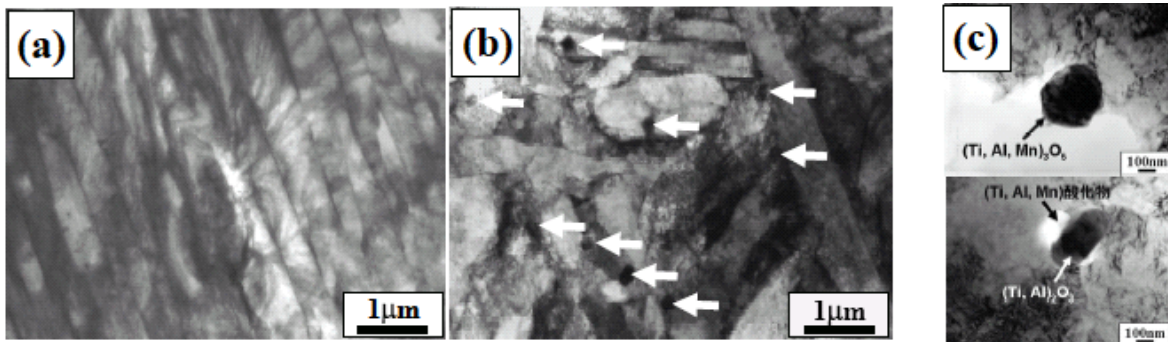
図①-3)-40 (a)、(b)は、鋼板に直接レーザ溶接を施した領域 (領域①) と、SAW 上にレーザ溶接を施した領域 (領域②) を透過型電子顕微鏡にて観察した結果である (なお、溶接速度は0.5m/min であり、最も冷却速度が遅い溶接条件の結果である)。領域 ①ではパケットが観察されベイナイト組織を呈しているが、領域②ではパケットは認められず微細なAF ラス組織となっていた。また、領域②には、矢印で示すように介在物が多数観察された。図①-3)-40 (c)に、領域②に観察された介在物を拡大した像を示す。制限視野回折図形ならびにEDS 組成分析結果から、この介在物は(Ti、Al)₂O₃もしくは(Ti、Al、Mn)₃O₅ 酸化物であった。(Ti、Al、Mn)₃O₅ 酸化物は母相にMn 欠乏領域の形成を伴うため、酸化物周囲の歪・界面エネルギーの効果のみならず、化学的自由エネルギーの観点からもフェライト生成を促進し、その結果、SAW 上にレーザ溶接を施した領域にAF 組織が形成されたといえる。

図①-3)-41(a)は、図①-3)-40(b)に示した試料において観察された組織で、黄色矢印で示す酸化物から3つのラスバリエーション (バリエーションV1、V17、V20 と表記) が生成している様子を示している。各ラスバリエーションの回折図形から、V1 に対するV17、V20 の結晶方位差は大きいことがわかり、それらは強度向上ならびに亀裂伝播抑制に寄与すると考えられる。また、V1 とV17 (V1 とV20 も同様) のすべり系の平行性は図①-3)-41(b)に示すように良いため、そのような結晶学的特徴は、転位の集積を防ぎ亀裂発生を抑制して靱性向上に寄与すると考えられる。

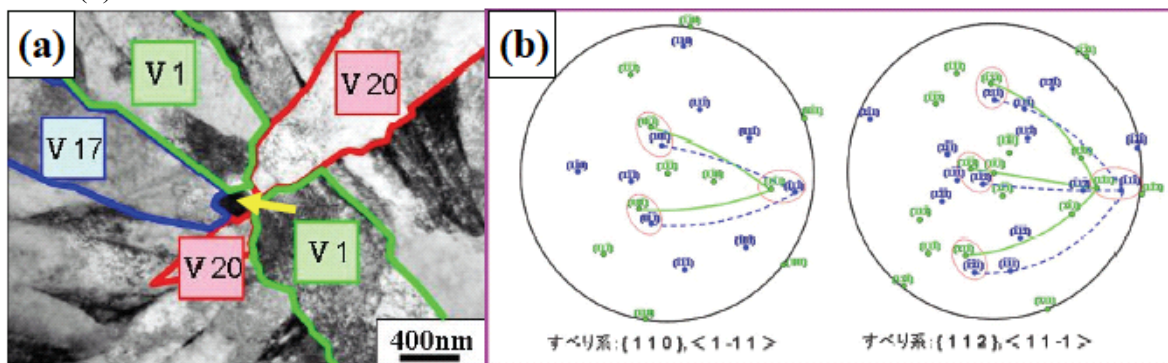
ただし、溶接速度を0.5、1、4 m/min と変化させて (冷却速度はこの順に速くなる) SAW 上にレーザ溶接を施した領域の組織を比較した結果、溶接速度の相違によるAF ラスサイズの変化は明確に認められなかったが、溶接速度が速くなるに従いAF組織の割合が減少し、マルテンサイト組織の割合が増加した。すなわち、クリーンなレーザ溶接金属部のAF 組織形成において、酸素含有量 (酸化物等の介在物生成) 10ppmは不

足で、且つ冷却速度の遅い条件（溶接速度0.5m/minレベル）を選択すべきであることを明らかにした。

以上の結果から、AF形成のための基本的な生成必要条件を明らかとした。実用化技術開発の狙いである微量含有酸素の溶接金属と高能率施工法の開発への適用条件を示唆することができた。これによって平成20年度にて本課題は終了した。



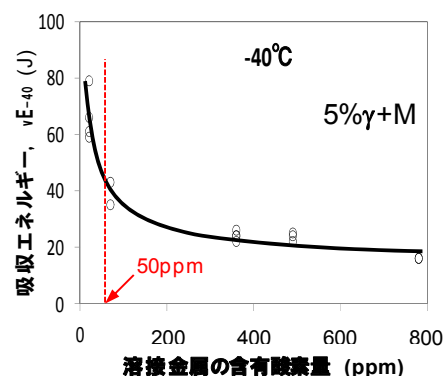
図①-3)-40 レーザ溶接金属の透過型電子顕微鏡による観察結果
 (a) 母材に直接レーザ溶接を施した領域（領域①）
 (b) SAW 溶接金属上にレーザ溶接を施した領域（領域②）
 (c) 介在物の拡大像



図①-3)-41 酸化物からラスバリアントの生成(a)とそれらラスバリアントの回折図形(b)

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

溶接金属の高強度確保ためにはマルテンサイト組織を主体として組織での靱性向上が必要である。マルテンサイト主体の溶接金属の靱性向上化において、溶接金属の含有酸素量を低下する（図①-3)-42 参照）以外、残留 γ の存在が重要であり、切欠き靱性向上には残留 γ の存在は不可欠と考えられる（図①-3)-43 参照）。本研究では、靱性制御の基盤となる溶接金属における残留 γ 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 γ の効果を計測と実証し、-40℃で47J以上の靱性確保を達成する



図①-3)-42 Ni-Cr系単層溶接金属の切欠き靱性に及ぼす溶接金属酸素量の影響

ことが目標である。

①-3) -2-6-1 残留オーステナイトの誘起変態の可能性の実験的検証

a. 残留 γ の負荷安定性評価

図①-3)-44(a)には、残留オーステナイト量を変化した場合の -196°C でのCTOD値を示す。残留オーステナイト含有とともにCTOD値が増加し、靱性向上するのが分かった。また(b)図では、14-1-1と14-1-3成分の電子ビーム溶接金属のCTOD試験を 25°C 、 -80°C と -196°C で行い、室温から -80°C の温度範囲において、マルテンサイト単相(14-1-3)で平均 0.26mm のCTOD値を、15%オーステナイト含有では 0.35mm のCTOD値へ上昇することが分かった。さらに、 -196°C での試験では、残留オーステナイトを含有することで約10倍のCTOD値が得られることを明示した。極低温(-196°C)下で残留オーステナイトの誘起変態による応力緩和が有効である可能性を示した。

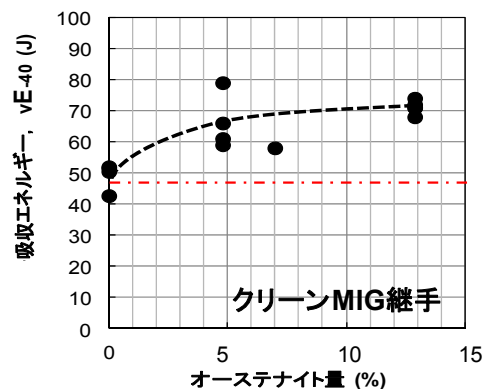
次に、破面から 2mm と 7mm の三箇所における残留オーステナイト量をX線回折法で計測した。その結果を図①-3)-45に示す。破面に近づくほど残留オーステナイト量が低下し、破面ではゼロになる。この結果、 -196°C の場合では、より高温試験の場合に比して、き裂先端に近い領域で、残留オーステナイトがマルテンサイト化しており、破面近傍に大きな塑性歪が負荷され、その結果、誘起変態により、ひずみを解放し、破壊エネルギーを吸収したものと考えられる。

b. 残留 γ の熱安定性評価

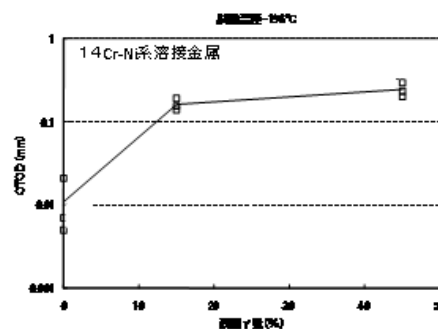
残留 γ の熱安定性を表①-3)-4 共通材にて、温度を -196°C まで冷やし、各温度における残留 γ 量を計測した。結果を図①-3)-46にまとめた。残留 γ が約25%以下の場合には -196°C まで残留オーステナイト量にほとんど変化がないことを明らかにした。この結果から、残留オーステナイト量が25%以下であれば、熱的安定に -196°C まで維持できることが分かり、極低温まで誘起変態効果を利用可能であることを示した。

c. 炭素量のトリップ効果への影響

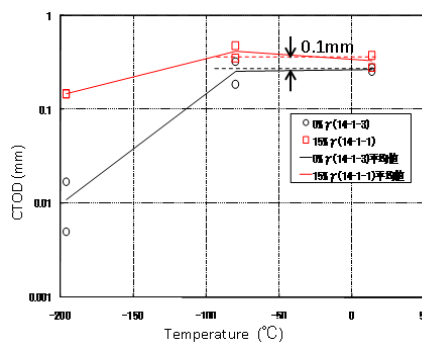
引張過程での残留 γ の安定性をネッキング発生点の残留 γ 量で評価し、結果を図①-3)-47に示す。0.01C 溶接金属では、初期状態からネッキング発生まで、初期残留 γ



図①-3)-43 Ni-Cr系多層溶接金属の切欠き靱性に及ぼす残留オーステナイトの影響



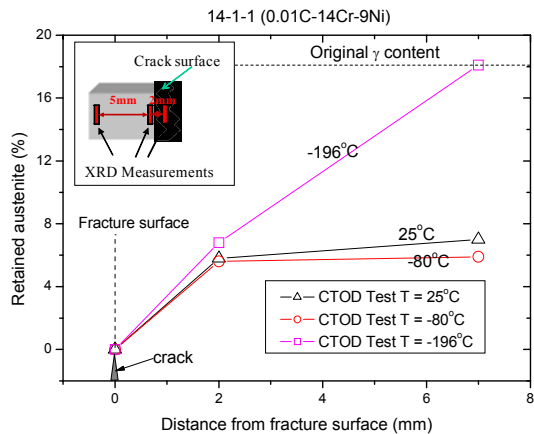
(a) 限界CTOD値に及ぼす残留 γ 量の影響



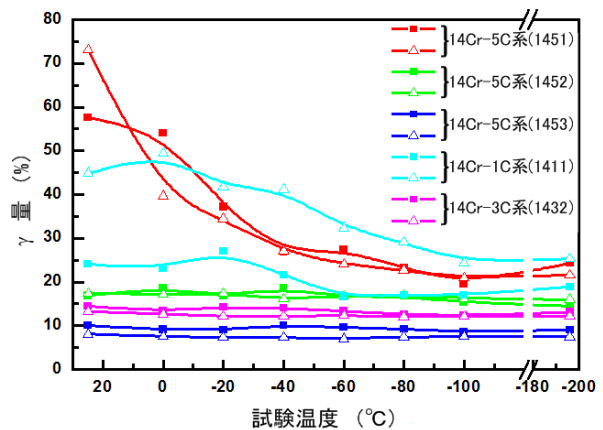
(b) 限界CTODの温度依存性

図①-3)-44 限界CTOD値の残留 γ 依存性

量の約2/3 がマルテンサイトに変態したのに対し、0.05C 溶接金属では、約1/2 の残留 γ が変態した。高炭素量の残留 γ が高い負荷安定を持っていることを示した。



図①-3)-45 残留 γ の計測例



図①-3)-46 残留 γ の温度依存性

①-3)-2-6-2 ひずみ変化挙動と脆性破壊伝播挙動の計測

a. 多層溶接金属の破壊特性の特徴抽出

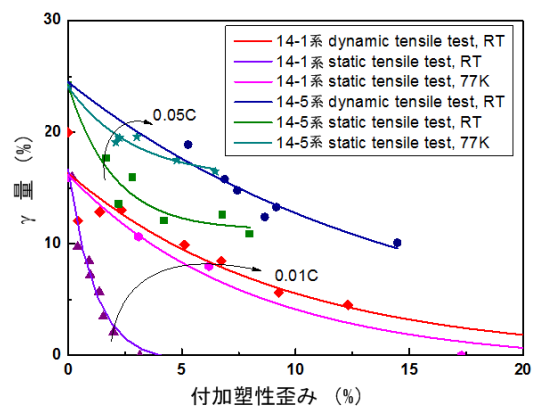
多層溶接継手を作成して、残留 γ 分布を計測した後、引張破断試験を実施し、その破断部を上記 c. の手法によって組織解析を開始し、多層溶接と単層溶接部での差異を探索したが、その相違はほとんど無かった。

b. 多層溶接金属の低温靱性の検証

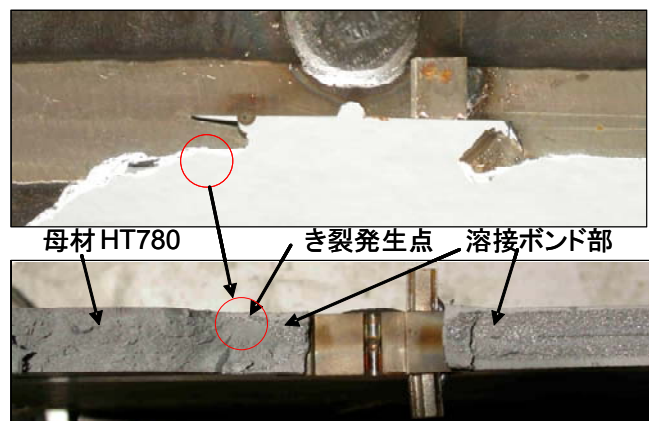
SUS308 溶接ワイヤを用いて、H780 高強度鋼材を 4 パス MIG 溶接し、DEEP-NOTCH 付きの大型引張試験片を試作し、引張試験を -180°C にて実施した。溶接金属の残留 γ は平均で 10%程度であった。本結果は溶接ビードに加工したノッチ先端部から破壊は発生せず、溶接ボンドや母材から発生し (図①-3)-48)、残留 γ の靱性改善効果があり、 -40°C において多層マルテンサイト単相溶接金属の CTOD が単層溶接金属より低くなることが分かった。

c. 多層溶接金属におけるトリップ効果の検証

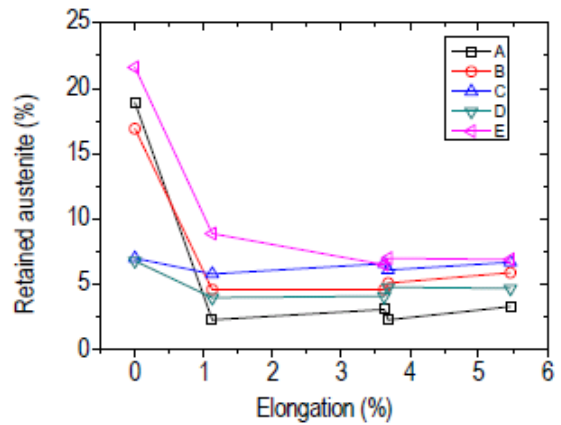
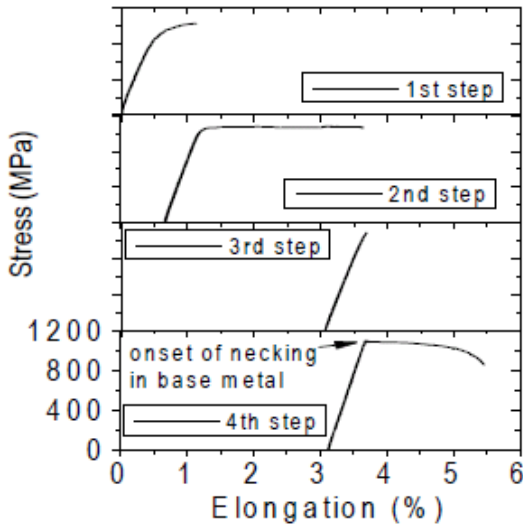
開発ワイヤで引張強度オーバマッチ多層盛継手を作製した。実応用中の負荷状況を考慮し、図①-3)-49 に示すように初期状態から負荷をかけて、次に除荷するというプロセスを 4 回繰り返した。その過程における残留 γ 量の変化を XRD にて計測した。各パス



図①-3)-47 残留 γ の負荷安定性



図①-3)-48 -180°C にての破断面

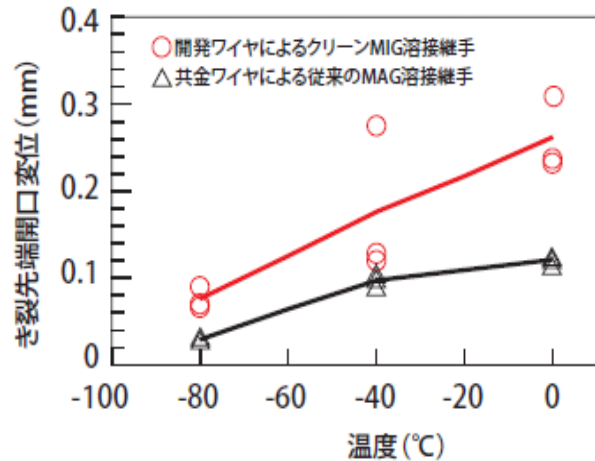
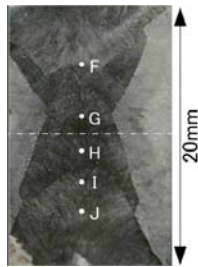


図①-3)-49 多層盛溶接金属における残留 γ の安定性評価

の希釈率の差異によって、残留 γ の分布が均一ではなかった。溶接金属（板厚方向と横幅）の中央部を原点とし、溶接金属の板厚方向に沿って、原点から+7.6mm（A点）、+3.8mm（B点）、+1.3mm（C点）、-1.7mm（D点）と-7.3mm（E点）の点を選んで、初期状態から破断（母材から）までの残留 γ 量の変化を計測し、結果を図①-3)-49右図に示す。初期段階（伸び<1%）で残留 γ 量が激しく減少し、その後残留 γ 量を一定になることが分かった。

最後に、図①-3)-50に示すNi-Cr系溶接材料によるクリーンMIG多層溶接金属のCTOD試験と従来共金溶接材料によるMAG多層溶接金属のCTOD試験を実施し、キ裂先端開口変位を比較した（図①-3)-50参照）。従来溶接金属に比較しても十分高い値を得られることがわかる。

以上の結果、残留 γ を含む多層盛実継手においても、環境変化に対して残留 γ は十分安定化することと、開発Ni-Cr系溶接金属は十分高い靱性を示すことを実証した。



図①-3)-50 多層盛溶接金属における14%残留 γ 含有Ni-Cr系溶接金属と共金系溶接金属でのCTOD値比較

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

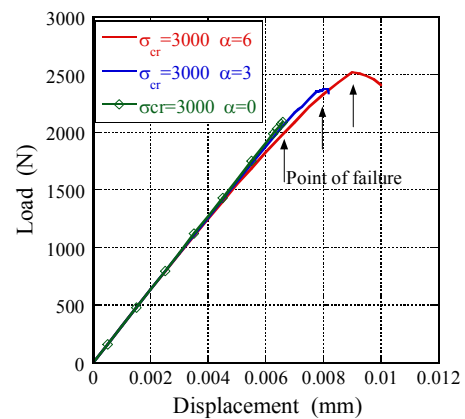
高強度を有するマルテンサイト主体の溶接金属においては、残留 γ がき裂先端における応力緩和、あるいはエネルギー散逸に大きく寄与することにより、靱性が向上すると考えられる。具体的な寄与機構の一つとして、動的負荷応力時の γ の誘起変態が考えられるが、その効果は、組織（残留 γ の分布状態）に依存するとも考えられる。そこで本研究では、マルテンサイト主体で γ が残留する組織において、以下に上げる課題を実行し、応力負荷時のマルテンサイトの誘起

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

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

①-3) - 2-7-1 力学モデルの開発と検証

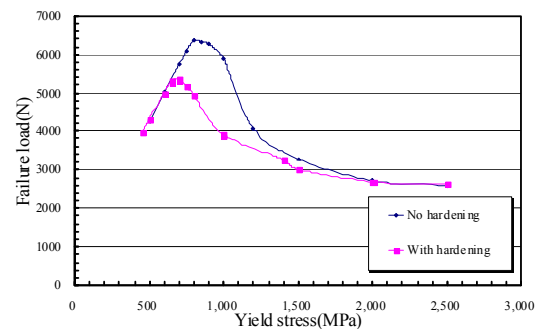
- a. 初期亀裂を有する等方弾塑性体における亀裂進展が解析できる力学モデルを開発し、材料の降伏応力が上昇するのに従って、破壊モードが全塑性モード、遷移モード、亀裂進展モードに移行し、遷移モードの場合に亀裂材の破壊強度が最も高いことを示した(図①-3)-51)。
- b. 初期亀裂を有する等方弾性体を対象に、変態を考慮した力学モデルを開発し、変態膨張が靱性向上に有効であることを確認した(図①-3)-52)。
- c. 亀裂進展のように移動局所強非線形問題であり、大規模な問題を高速に計算するための技術を開発した。
- d. 実験計測より得られた負荷ひずみと変態挙動の関係を数式モデル化し構成式に導入した(図①-3)-53)。
- e. 加工誘起変態を考慮した等方弾塑性モデルを開発し、変態膨張が靱性向上に有効であることを確認した。



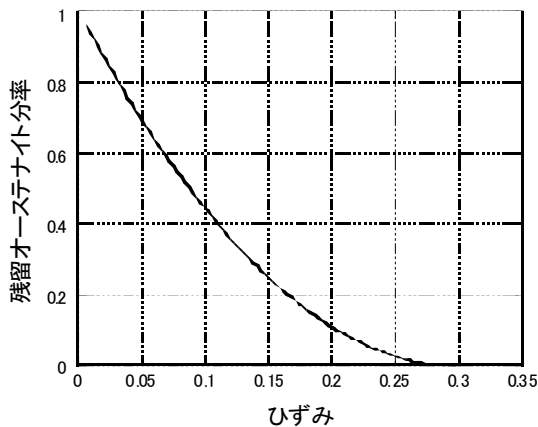
図①-3)-51 変態膨張が靱性におよぼす影響

①-3) - 2-7-2 靱性に対するトリップ効果の予測

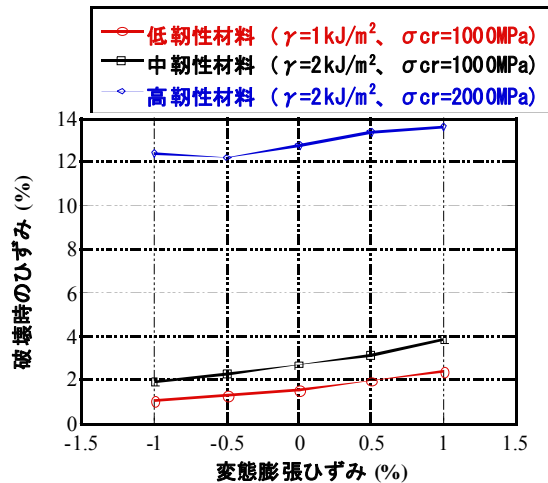
- a. 残留 γ の量、すなわち変態膨張ひずみの大きさが靱性向上に及ぼす影響を検討し、変態膨張ひずみが1%以下であっても、靱性が向上することを確認した(図①-3)-54)。



図①-3)-52 亀裂材の強度に及ぼす降伏応力および加工硬化の影響



図①-3)-53 加工誘起変態モデル

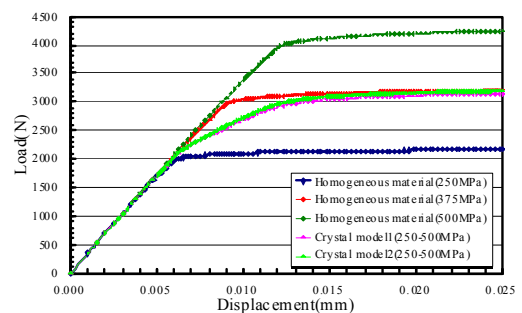


図①-3)-54 靱性に及ぼす変態膨張の影響（低、中、高靱性材料）

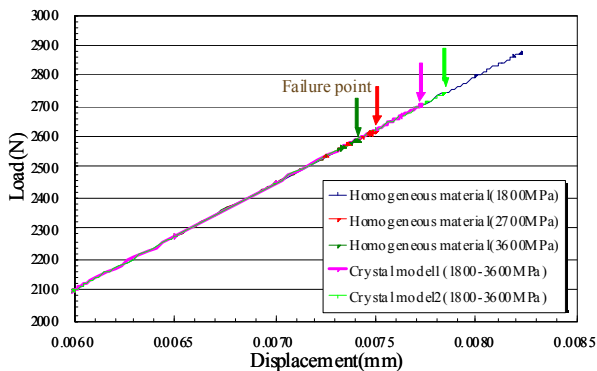
- b. トリップ効果による靱性の向上は、低靱性材料においてより顕著に認められた（図①-3)-54）。
- c. トリップ効果による靱性の向上は、塑性領域が狭く荷重が繰り返し負荷される場合にも顕著に認められた。

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

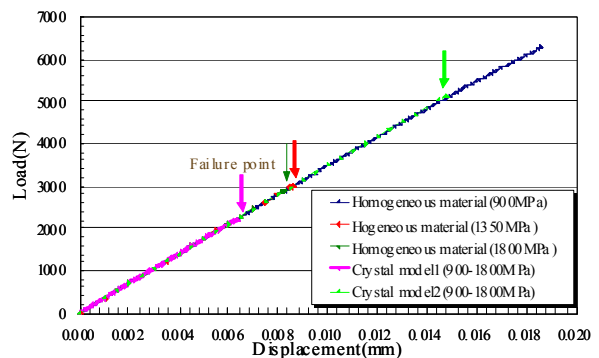
- a. 降伏応力が異なる2相の組織分布を矩形メッシュで模擬し、強度および靱性に及ぼす組織の影響を、塑性変形支配、亀裂進展支配および遷移領域の3領域について検討し、遷移領域でその影響が相対的に大きいことを示した（図①-3)-55～57）。
- b. 靱性評価を目的とした亀裂進展モデルにおいて、組織分布および粒界における割れや滑りを考慮するためVoronoi分割を導入した（図①-3)-58）。



図①-3)-55 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響（塑性支配）

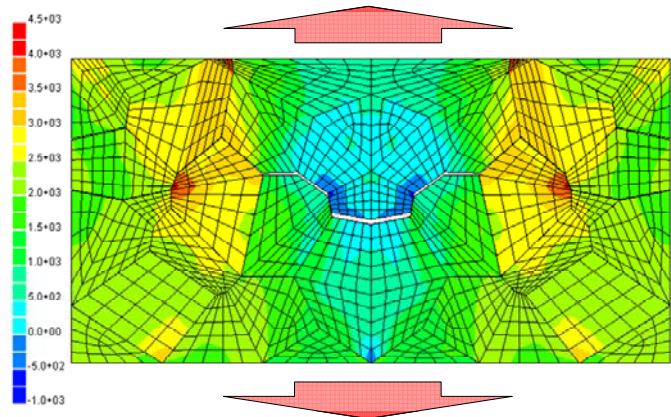


図①-3)-56 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響（亀裂進展支配）



図①-3)-57 亀裂材の強度に及ぼす組織の影響（遷移領域）

以上、数値解析モデルからトリップ効果を評価するモデルが構築され、基本的特性を導出したことで、解析的トリップ評価課題は完了し、継手信頼性の確認に集中することとし、本課題は、平成 21 年度にて終了した。



図①-3)-58 粒界を進展する亀裂を対象とした試解析の結果

① - 3 - 3 残留応力と疲労強度の関係の究明及び構造体の残留応力適性制御

①-3) - 3 - 1 残留応力場計測と疲労強度の関係の定量化

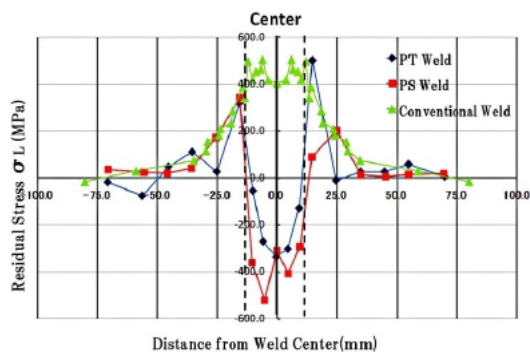
本テーマでは、高 Ni、Cr 系溶接金属の Ms 点が 100℃前後まで大幅低下する。この場合のマルテンサイト変態膨張の活用による引張残留応力の低減とこの低減化に及ぼす酸素含有量や残留 γ 量の影響、さらに、負荷時における γ 相の変態誘起による応力緩和効果（以下 TRIP 効果と称す）による疲労き裂進展の遅延を検証する。

①-3) - 3 - 1 - 1 中性子回折による残留応力の測定と疲労強度関係

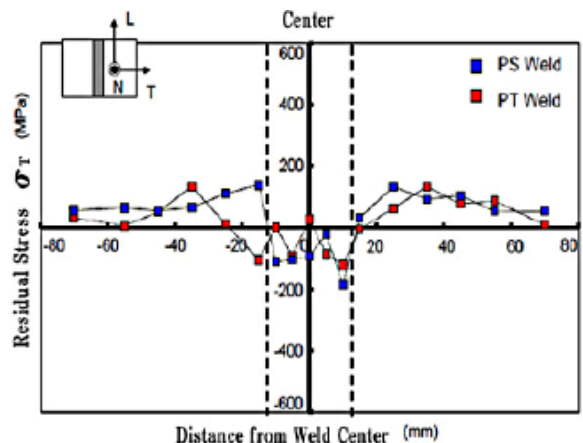
板厚20mmの980MPa 級高強度鋼を用い2種の溶接ソリッドワイヤー（PW とPS ワイヤ）のMIG 溶接で、突合せ溶接し、長さ200、幅200、溶接長200mmの試験体を作成した。PW の溶接金属はMs 点244℃のマルテンサイト単相組織、PS の溶接金属はMs 点100℃のマルテンサイトとオーステナイトの2相組織（ γ 量25%）であることを観察した。両者とも通常の980MPa 級溶接金属（Ms 約450℃）に比べ、Ms 点が低いのが特徴である。この溶接継手部について、溶接長に直角方向（T 方向）に順次位置を変え、溶接方向（L 方向）、T 方向及び板面に垂直方向（N 方向）の残留応力を中性子回折法で測定した^{①-3)-3)}。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^{①-3)-4)}で検証した。

PW とPS 両溶接部で得られたLとT 方向の残留応力の分布図を図①-3)-59と図①-3)-60に示す。比較のために前図に示した通常の溶接金属部には約500MPa の引張り残留応力が存在する。一方、PW とPS 両溶接部には圧縮残留応力が測定され、なかでもL 方向の応力は大きく、マルテンサイト単相組織では約-400MPa、2 相組織では約 - 500MPaの圧縮応力が観察された。

続いて、PS ワイヤを用いリブ付きの廻し溶接部を作成し同様の測定を行った。疲労破壊を支配するリブ板に平行な方向の残留応力として約300MPa が測定され、通常の溶接金属に比べて約200MPa 低減している。同様の解析をさらに廻し溶接^{①-3)-5)}について検討した結果では、着目している溶金部の残留応力はMs 点を400℃から200℃および100℃に下げると残留応力が約200MPa 低減する結果となり、Ms 温度低下によるマルテンサイト変態膨張量は大きく、突合せ溶接部では溶接後の冷却中に生じる熱収縮に起因する引張り熱応力に打ち勝って、圧縮応力を生成する。溶接後の冷却過程でのMs



図①-3)-59 中性子回折法による L 方向の残留応力分布



図①-3)-60 中性子回折法による T 方向の残留応力分布

変態が常温まで連続することが重要で、少量の残留オーステナイトが残る2相組織の溶接金属が、残留応力低減に最も有効である。すなわち残留オーステナイトを有効活用しようとする本プロジェクトにおいて、オーステナイトの存在が残留応力低減に対して阻害因子とならないことを明らかにした。なお、本実験では M_s 温度を尺度としたが、残留応力を決めているのはマルテンサイト変態が終了する温度 M_f 点である。

因みに廻し溶接継手における疲労強度実験結果に関しては、低 M_s 点を有する溶接金属のマルテンサイト変態膨張は単位長さ当たり約130MPaの残留応力を低減し、疲労寿命は、100~150MPa 繰り返し応力場で約3倍延長できることを定量的に示した。

残留応力軽減のための施工条件に関して、図①-3)-61は、これまでに報告されている600MPa 級以上の高張力鋼溶接止端部の残留応力値と本実験値を併せて纏めたものである。突き合わせ溶接部と廻し溶接部に大別し、残留応力をLとT方向に分類し、通常の溶接金属と低変態溶金から生じる残留応力の差($R_{con}-R_{Ms}$)を求めた。この差がL とT方向の有効溶接長さの違いから生じると想定し、T方向の有効長さを溶接金属幅、また

Welded Joint	Stress Direction	Residual Stress of Weld Metal					Effective Weld Metal Length (mm)	Residual Stress Reduction per Unit Length (MPa/mm)	
		Conventional Wire R_{con} (MPa)			Low M_s Wire R_{Ms} (MPa)				$R_{con} - R_{Ms}$ (MPa)
		SUZUKI	TERASAKI	SHIGA	SHIGA	THIS EXPERIMENT			
Butt Weld	L direct.	400	450			-400	800 to 850	70	11.4-12.1
	T direct.	220	240			-100	320 to 340	23	13.9-14.8
Box Weld	T direct.			650	480		170	13	13.1
				500		300	200	15	13.3

図①-3)-61 低温での変態膨張による単位溶接長当たりの残留応力低減量の評価結果

L方向の有効長さを70mmと判断できた。単位長さ当たりの溶接金属がもたらす残留応力低減量は約11 から15MPa であると解析される。これらデータの溶接長はいずれも70mm以上あるが、残留応力低下に有効なのは、この長さまでである。この考えは、従前からの溶接継手部の変形は溶接長に比例するが、約70mm以上では飽和する実験事実と矛盾していない結果である。

①-3) - 3-1-2 電場指紋照合法による溶接部の疲労き裂伝播挙動モニタリングの確立

残留 γ 相のTRIP効果による疲労き裂進展遅延効果の検証の迅速化と確度を上げるため、先進的なモニタリング技術である電場指紋照合法を活用した。従来の電場指紋法装置(FSM: 図①-3)-62)による溶接継手での直視観察できない領域(ブラインド部)のモニタリング技術の確立の過程で、高電流化を図ることで高い精度が得られることを見出した。この成果は本テーマのみならず、これまで困難とされた狭隘(微小)レーザ溶接部の疲労き裂モニタ適



図①-3)-62 先進的な伝播モニタリング技術を実現した電場指紋照合装置

用への期待が大きく改良 FSM 装置として加速導入した。そこで、基礎検討用共通材を TIG 溶接し、その溶接金属部を開発装置で解析すると、図①-3)-63(a)に示すように残留 γ 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 γ 7%以上において TRIP 効果が有効に作用したと推察される。同時に開発装置では非常に高精度で測定が可能であることが実証された。

図①-3)-63 (b)は、各成分の通常ソリッドワイヤを用い純アルゴン MIG 溶接で、3 水準 γ 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 γ 2%では、き裂進展遅延効果は認められない。 γ が 15%含有する場合に疲労き裂進展遅延効果が観察でき、 γ を含まない場合に比べて約 2.5 倍の遅延効果を得た。ただし、継手の場合には、遅延効果が若干減少する。

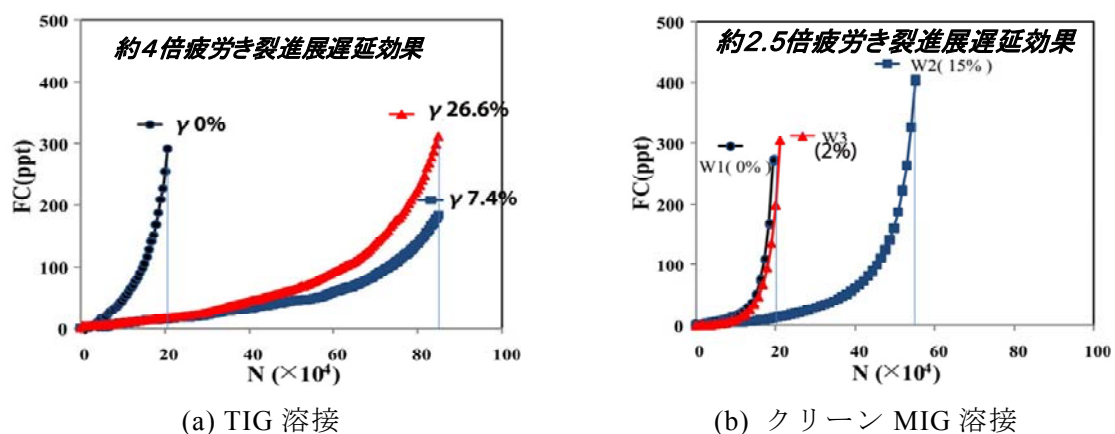
これらの結果から、疲労き裂進展の遅延効果には残留 γ 約 7%以上が必要となることが明らかになった。なお、遅延効果が検証された試験片のき裂断面で観察した、き裂伝播経路は、細かく方向を変えており、残留 γ の TRIP 効果によると解釈される。

従来、マルテンサイトマトリクス中に異種組織のオーステナイトが存在する場合には疲労特性が劣化すると考えられていたが、今回の結果は、これを覆すもので世界初の知見である。

①-3) - 3-1-3 まとめ

- ・中性子回折による定量的残留応力低減と FSM による疲労き裂伝播遅延を明示した。
- ・Ni、Cr 系溶接金属の変態膨張を活用し、残留 γ 0%~25%の範囲内では、残留応力低減効果は同等であることを明示し、変態膨張を活用した残留応力低減は、溶接金属単位長さ当たり約 11 から 15MPa で、70mm 以上では飽和するとの解析結果を明示した。
- ・クリーンマルテンサイト溶接金属において、7%以上の残留 γ が存在するとき、疲労き裂の進展が 2.5~4 倍遅延することを FSM により明示した（世界初）

本研究項目については、図①-3)-61 に纏めた残留応力低減条件指針により当初の目標を達成しており、平成 21 年度にて終了した。また FSM 技術は、①-3) - 5-1 で活用することとした。



図①-3)-63 溶接金属の残留 γ 量がき裂進展に及ぼす影響

①-3) - 3-2 残留オーステナイトを有する高強度鋼溶接金属の低温割れ評価手法の開発

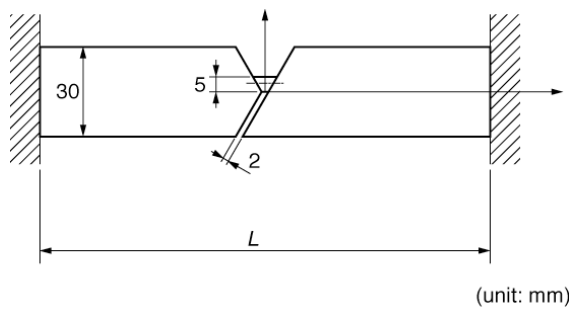
①-3) - 3-2-1 変態膨張を生じる溶接金属の低温割れ発生状況および残留応力分布特性に及ぼす継手拘束度の影響解明

a) 自拘束型溶接割れ試験における継手拘束度が低温割れ発生状況に及ぼす影響の定量的整理

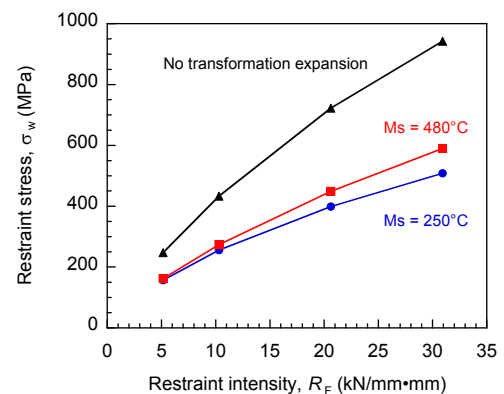
変態膨張による拘束応力低減効果に及ぼす継手拘束度および変態開始温度の影響について、数値解析手法を用いた検討を行うとともに、助成研究と連携して、試作材料による実験的検討も実施した。

溶接部の変態膨張を考慮した数値解析手法を用いて、継手拘束度の異なる継手において溶接金属で変態膨張が生じた場合に、拘束応力がどのように変化するかを検討した。検討には、図①-3)-64 に示すような両端拘束継手モデルを用いた。変態膨張が生じない場合について、継手拘束度が高いほど拘束応力が大きくなるという従来の結果との対応を確認し、数値解析手法の妥当性を確認している。この数値解析手法を用いて、以下の検討を行った。

まず、拘束距離 L を変化させることにより継手拘束度を変化させ、拘束応力に及ぼす影響を検討した。その結果、溶接金属の変態開始温度が同一の場合には、継手拘束度が高いほど、溶接金属の変態膨張による拘束応力の低下が大きいことを明らかにした。次に、溶接金属の変態開始温度を変化させ、拘束応力に及ぼす影響を検討した。その結果、変態開始温度が低いほど、拘束応力の低下が大きいことを明らかにした。以上の、継手拘束度および変態開始温度の影響をまとめると、図①-3)-65 のようになる。



図①-3)-64 両端拘束継手モデル



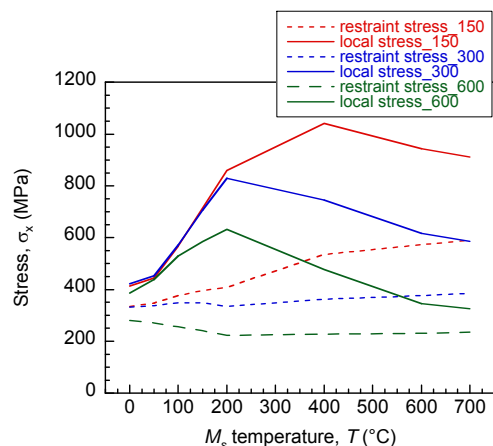
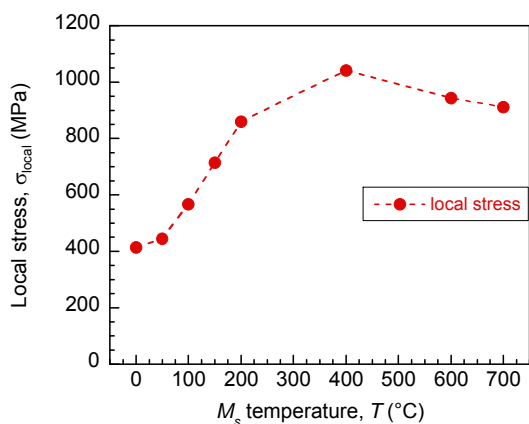
図①-3)-65 拘束応力に及ぼす継手拘束度および変態温度の影響

b) y形溶接割れ試験における局部応力による整理

構築した数値解析手法を用いて、y形溶接割れ試験溶接金属で変態膨張が生じた場合に局部応力がどのように変化するかを検討した。その結果、図①-3)-66 に示すように、変態開始温度が低いほど局部応力が低下することが明らかになり、実験結果との対応を確認できた。その一方で、従来、自拘束型割れ試験における割れ発生の指標として用いられてきた拘束応力は、図①-3)-67 に示すように、局部応力とは大きく異なる傾向を示すことも見出した。このことから従来の拘束応力では、Ni-Cr系溶接材料の低温割れを適切に評価できない可能性もあり得るという、低温割れ評価手法を検討する上で

重要な知見を得た。

以上の研究知見は、①-3) - 2 - 3 - 5 の拘束割れ (RRC) 試験による低温割れ抑止限界を明示する課題にて展開することとし、本研究項目は平成 21 年度で完了した。



図①-3)-66 y形溶接割れ試験溶接金属における変態開始温度と局部応力の関係

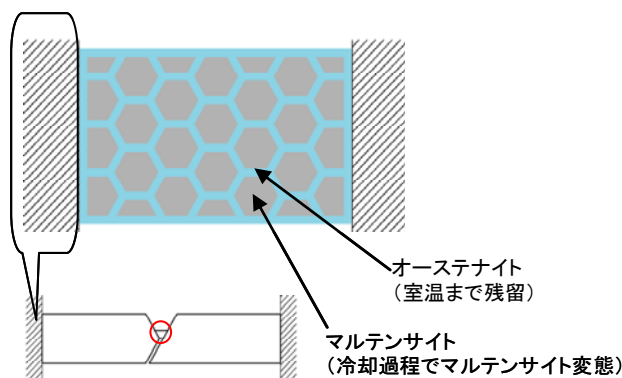
図①-3)-67 変態開始温度と局部応力・拘束応力の関係

①-3) - 3 - 2 - 2 残留オーステナイトの分布形態を考慮した微視的残留応力分布の数値解析手法の確立)

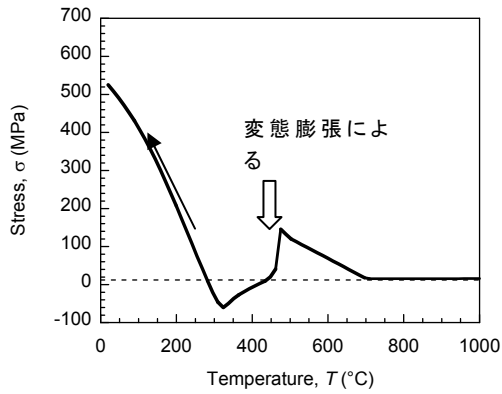
a) 材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値解析手法の基本アルゴリズムの開発

「微視的応力分布数値解析システム」(平成 19 年度に導入) を使用して、材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値解析手法の基本アルゴリズムの開発に取り組んだ。図①-3)-68 に示すような、マルテンサイトと残留 γ 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、 γ の二相からなる材料組織モデルを用いて、一般に、溶接残留応力の検討に用いられる両端固定棒モデルの解析を行った。

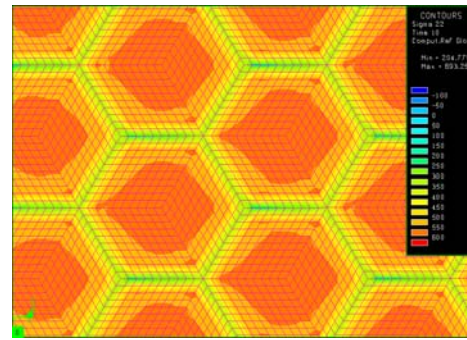
その結果、巨視的には図①-3)-69 に示すような、従来の残留応力発生プロセスと同様の応力履歴を示すのに対し、マルテンサイトと残留 γ を考慮した材料組織レベルでは、図①-3)-70 に一例を示すように、微視的に不均一な応力分布を算定できることを確認した。



図①-3)-68 マルテンサイト・残留オーステナイトが分布した材料組織モデル



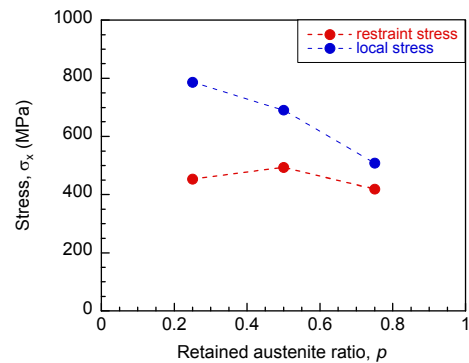
図①-3)-69 巨視的な応力履歴



図①-3)-70 微視的な残留応力分布の数値解析結果の一例

b) 材料組織レベルの微視的な応力分布を算定できる数値シミュレーションによる影響度解析

低温割れ試験結果に関する考察から、まず、Ni-Cr 系溶接材料の特徴である残留 γ 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 γ 等の材料組織の影響を組織分率の形で考慮して数値解析を実施した。その結果、図①-3)-71 に示すように、残留 γ 量は、拘束応力と局部応力とで異なる影響を及ぼすことが明らかになった。この点は、変態開始温度と局部応力・拘束応力の関係と同様に、Ni-Cr 系溶接材料の低温割れ試験手法を検討する上で重要な知見である。しかしながら、実用化時に予想される残留 γ 量の範囲内では、拘束応力および局部応力に及ぼす残留 γ の影響は比較的小さいことも明確にした。



図①-3)-71 拘束応力および局部応力に及ぼす残留 γ 量の影響

以上の研究成果は、低温割れが溶接後 1 時間以内の変態期間中に発生する場合があったことから、①-3)-2-2 の水素拡散・集積挙動の研究項目において、実溶接時の溶接冷却過程での力学挙動下における水素拡散・集積挙動の数値計算の可能性を検討することとし、本研究項目は平成 21 年度で完了した。

①-3)-4 高強度鋼・低温用鋼溶接継手の限界 CTOD 評価と大型継手の破壊性能評価手法の構築

本テーマでは、980MPa 級高強度鋼・低温用 9%Ni 鋼溶接継手の小型破壊靱性試験で得られる限界 CTOD (材料破壊靱性値) から構造要素溶接継手の破壊性能を適切に評価できる手法を構築し、高強度鋼を用いた構造化を推進し、高強度鋼の適用範囲の合理的拡大を支援する。

a. 小型破壊靱性試験に基づく大型構造要素溶接継手の破壊性能評価手順の提案と

中幅平板継手試験による提案手法の有効性の検証 (980MPa 級高強度鋼および 9%Ni 鋼溶接継手)

- b. 高強度鋼溶接継手の破壊性能と、溶接金属の靱性レベル、溶接金属の加工硬化特性の関係の定量的説明
- c. 高能率化溶接施工により板厚方向に離散的に原質溶接金属部を有する継手の破壊靱性値の意義の明確化
- d. 980MPa 級高強度鋼溶接継手のシャルピー衝撃靱性と破壊限界 CTOD の対応関係の明確化

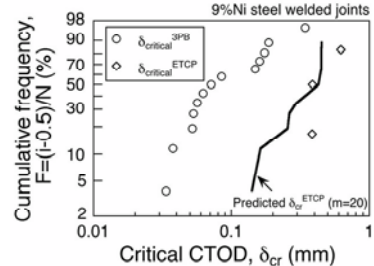
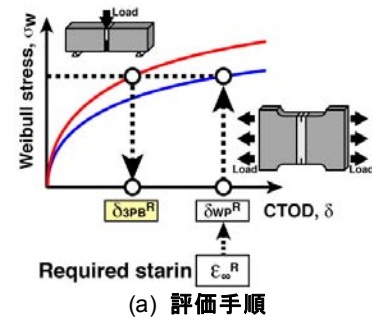
①-3) - 4 - 1 小型破壊靱性試験に基づく構造要素溶接継手の破壊性能評価手順の提案

ワイブル応力を媒体として、小型破壊靱性試験で得られる限界 CTOD から構造要素溶接継手の破壊性能を評価する手順について、980MPa 級高強度鋼溶接継手では溶接金属の降伏応力が母材に比べて低くなる可能性のあること (低降伏比化)、9%Ni 鋼溶接継手では板厚方向に離散的に材質劣化部が存在することを考慮した基本フレームの提案 (図①-3)-72) し、有効性も検証した。

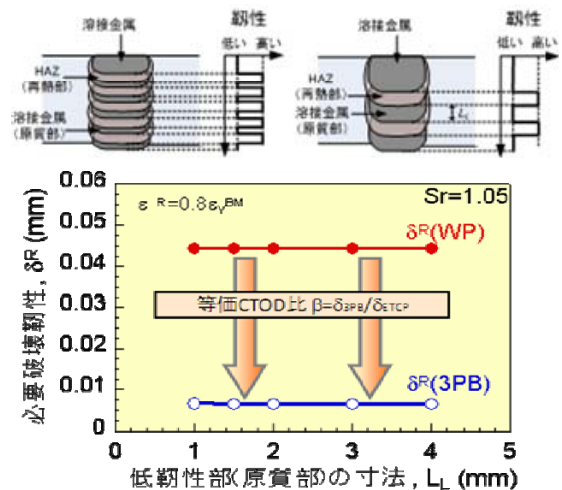
①-3) - 4 - 2 9%Ni 鋼溶接継手および板厚方向に離散的に材質不均質を有する継手の応力場の基礎解析

図①-3)-73 に示すように、板厚方向の離散的不均質が応力場に与える影響を解析したところ、再熱部 (硬化部) が原質部 (靱性劣化部) 寸法の応力場に与える影響は小さいことが明らかになった。図①-3)-74 は、低靱性ワイヤのみで作成した継手と高靱性ワイヤと組み合わせて作成した継手との CTOD 値を比較した実験結果である。両者は殆ど一致する傾向を示した。予測した限界値は実験結果と良く一致しており、提案した手法で板厚方向に材質不均質を有する継手の破壊性能を評価できることを示した。

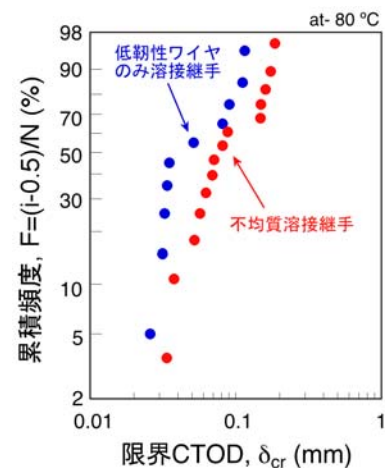
評価手法の有効性が確認されたこと、最弱モデル



図①-3)-72 ワイブル応力を媒体とした破壊性能評価手順



図①-3)-73 原質部 (靱性劣化部) 寸法の応力場に与える影響

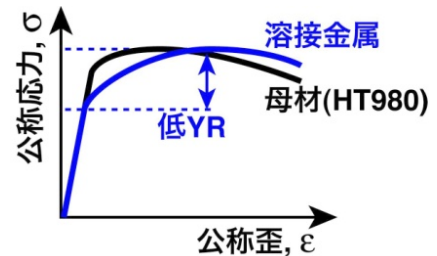


図①-3)-74 低靱性継手と不均質継手における CTOD 値比較

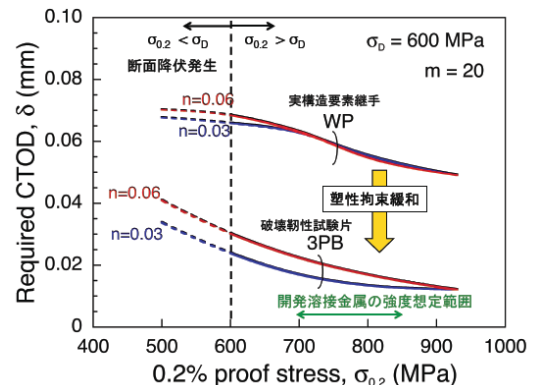
ルで実験結果が整理されること、開発溶接金属の原質部（最弱部）が十分な高靱性を示したことから、本研究項目は目標へ到達したと判断して平成 21 年度にて完了した。

①-3) - 4-3 980MPa 級高強度鋼用 Ni-Cr 系溶接金属の加工硬化特性と必要靱性の解析的検討

図①-3)-75 に示すような溶接金属の降伏点が母材よりも低い高強度溶接継手の破壊安全性に着目し、要求継手性能を確保するための溶接金属必要靱性が溶接金属の低降伏点化によってどのような影響を受けるかを明らかにする目的で、溶接金属の低降伏点化により構造要素継手の破壊性能確保に必要な溶接金属破壊靱性を低降伏点化との関係について、図①-3)-72 の手順に基づく解析的検討を行った。対象は板厚 25mm の HT980 鋼広幅構造要素継手で、溶接金属中央に深さ $a=6\text{mm}$ 、長さ $2c=100\text{mm}$ の表面き裂を有する。図①-3)-76 は、設計応力 $=600\text{MPa}$ で継手が脆性破壊しないために必要な溶接金属の必要破壊靱性（限界 CTOD）と $\sigma_{0.2}$ の関係を示している。なお、溶接金属の引張強さは 980MPa で一定ある。溶接金属の低降伏点化によって溶接金属に変形が集中し、必要靱性が増加するが、構造要素の塑性拘束緩和のために、破壊靱性試験での必要靱性（必要 CTOD）は、広幅構造要素継手の必要 CTOD に比べてかなり小さい。また、同じ降伏強度 $\sigma_{0.2}$ でも、加工硬化指数が小さい（すなわち一様伸び ϵ_T が小さい）と、必要靱性の増加が抑制されている。図①-3)-76 は、溶接金属の $\sigma_{0.2}$ の低下によって破壊靱性要求が厳しくなることを示しているが、開発溶接金属中の残留 γ の存在は変態膨張による圧縮応力の発生などに起因して溶接金属の靱性を向上させるため、必要 CTOD 靱性の実現にはこの効果のサポートが期待できる。



図①-3)-75 残留 γ を含む高強度溶接金属の特徴



図①-3)-76 溶接金属の必要破壊靱性（限界 CTOD）と $\sigma_{0.2}$ の関係

一例として、開発溶接金属 ($\sigma_{0.2} = 750\text{MPa}$) の破壊靱性試験で得られた限界 CTOD は 0.26mm であり、図①-3)-76 に示す要求値に比べて十分高い靱性を有していた。

①-3) - 4-4 提案破壊性能評価手法による実構造溶接継手に対する性能検証

本プロジェクトで作製される 980MPa 級高強度鋼クリーン MIG 溶接継手を対象に、設計使用環境において実構造要素が十分な耐脆性破壊性能を有していることを立証するため、開発溶接継手の破壊試験について平成 21 年度までに提案した破壊性能評価手順（図①-3)-72 および後述の図①-3)-95）を用いて検討した。

クリーン MIG 溶接により作製した継手の溶接金属の -40°C での吸収エネルギーは 52J であった。また、実構造の最低使用温度である 0°C での限界 CTOD（破壊靱性値）は 0.1mm 以上であった。

この溶接継手の広幅引張試験体の破壊試験を実施した。広幅引張試験体は幅400mm で、ペンストック分野への適用を想定（大型ペンストックの周・シーム溶接継手を想定）して、図①-3)-77に示すように、溶接金属中央に溶接線方向の半楕円状表面き裂を導入した。表面き裂は、深さを6mm、長さを板厚(30mm)の2倍とした。破壊試験は、水圧鉄管の最低使用温度を考慮し0°Cで実施した。試験体は負荷応力が約700MPaまでクリップゲージ開口変位に対して直線関係に近い状態で荷重が単調増加し、き裂先端近傍の塑性域が拡大して全断面降伏に至るまで負荷を与えても脆性破壊を生じなかった。破断時のグロス応力は約780MPaで期待した設計応力

(600MPa)を大幅に上回っており、破断面は全て延性破面であった。これは、溶接金属の破壊靱性値より提案手順で評価した破壊性能と対応する結果であった。

また、建築鉄骨構造への適用についても想定し、建築柱梁接合部の梁端部の応力集中を模擬した図①-3)-78に示す寸法・形状のテーパ広幅引張破壊試験体を作製した。欠陥位置は溶接金属中央で、幅両端に長さ $a=6\text{mm}$ の板厚貫通き裂を導入した。破壊試験は0°Cで実施し、破断時の溶接部断面グロス応力は735MPaで破断面は全て延性破面であった。これは、溶接金属の破壊靱性値より提案手順で評価した破壊性能と対応する結果であった。

以上の破壊試験と提案評価手順による破壊性能解析により、溶接金属の靱性が開発目標の $vE \geq 47\text{J}$ を達成することで、期待した継手変形性能・破壊強度を発揮できることを立証し、最終目標を達成した。

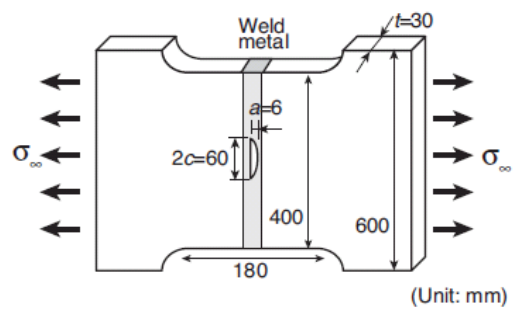
①-3)-5 溶接部継手の破壊性能評価手法の構築

①-3)-5-1 レーザ溶接継手の拘束応力・ひずみに基づく低温割れ感受性評価と疲労特性

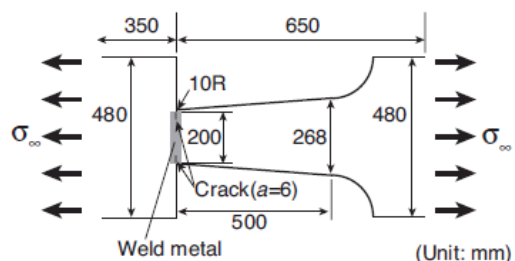
①-3)-5-1-1 レーザ溶接継手の低温割れ感受性評価基準

(1) 熱弾塑性解析手法の確立

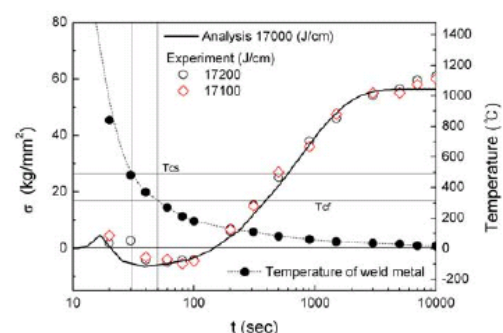
温度冷却に伴う相変態を変態超塑性としてモデル化、改良した自開発の3次元熱弾塑性解析プログラムを用いて過去に行ったRRC試験（アーク溶接）をシミュレーションした。変態超塑性モデルについて、相変態の開始温度(Ms)は480°C、終了温度(Mf)は310°Cとし、この間の相変態領



図①-3)-77 広幅引張継手試験体



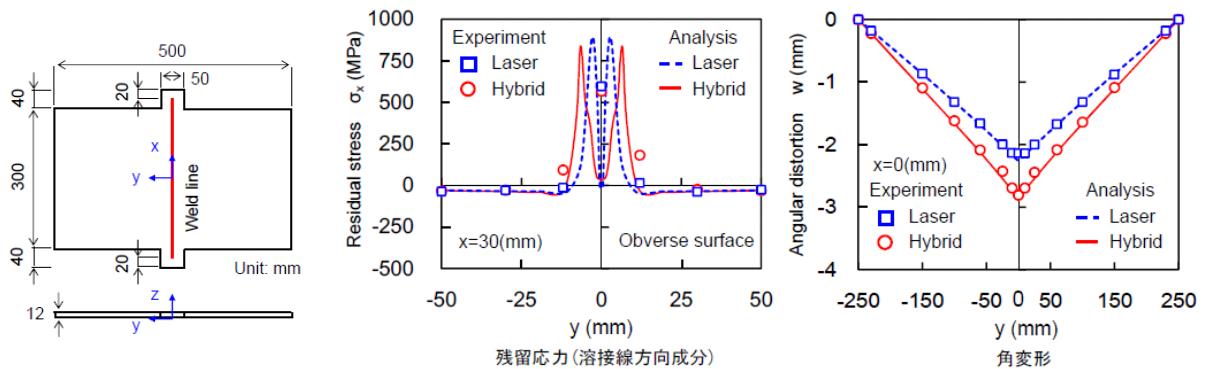
図①-3)-78 テーパー広幅引張破壊試験体



図①-3)-79 実験とシミュレーション結果の照合

域では、弾性係数 E 、降伏応力 σ_Y を特定することができない。一方、相変態領域における変態超塑性（変態が発生・進行中に引張応力が作用すると、著しい強度の低下と共に異常延性が生じる⁽¹⁻³⁾⁻⁷⁾）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。 σ_Y は、 M_s から M_f まで線形に回復すると理想化した。 α であるが、温度上昇過程は実測値を直線で、冷却過程の相変態領域では、実測値を一定として用いる。

シミュレーション結果（図①-3)-79）によれば、実験を精度よくシミュレーションできており、変態超塑性を考慮した解析プログラムの妥当性が検証でき、熱弾塑性解析手法の基本を確立した。

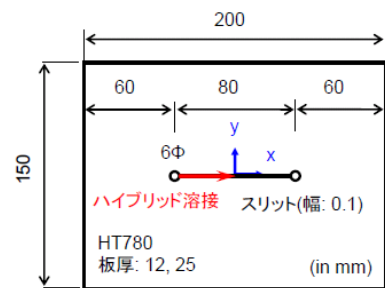


図①-3)-80 ビードオン プレート溶接試験片 図①-3)-81 溶接変形・残留応力測定結果および熱弾塑性解析結果

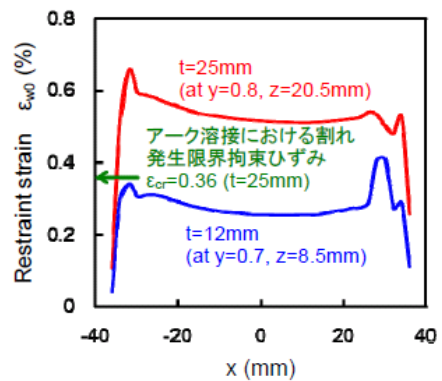
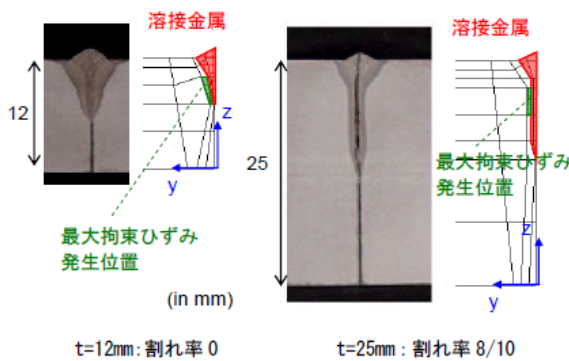
(2) 拘束応力・ひずみの特徴提示

熱弾塑性解析手法が確立されたため、ファイバレーザ単体によるビード・オン・プレート溶接（図①-3)-80）を実施し、溶接変形・残留応力の測定実験を行うとともに、熱弾塑性解析により実験をシミュレーション、HT780E鋼に生じた拘束応力・ひずみの特徴を明示した（図①-3)-81、青シンボルおよび青線）。

次いでレーザ・アークハイブリッド溶接の低温割れ感受性評価のため、（図①-3)-82）で生じる変形・残



図①-3)-82 冷間割れ感受性評価実験供試体（I 開先）



(a) 断面マクロ写真とグリッド（ハーフモデル）

(b) 拘束ひずみの分布

図①-3)-83 冷間割れ感受性評価実験のシミュレーション結果

留応力の測定実験を行った。

一方、熱弾塑性解析により実験をシミュレーションし、拘束応力・ひずみの特徴を明示すると共に、シミュレーションにおける溶接部の取り扱いを明確にした（図①-3)-81、赤シンボルおよび赤線）。これにより、レーザ単体、レーザ・アークハイブリッド溶接共に、低温割れ感受性評価実験のシミュレーション手法が整備された。

そこで、レーザ・アークハイブリッド溶接の低温割れ感受性評価実験（図①-3)-82）を行うと共に、実験を熱弾塑性解析によりシミュレーションした。実験で得られた割れ発生率は、熱弾塑性解析で得られた拘束ひずみの大きさと整合することを確認した（図①-3)-83）。これにより、冷間割れ感受性評価における力学的指標として、拘束ひずみを用いることの正当性を明らかにした。

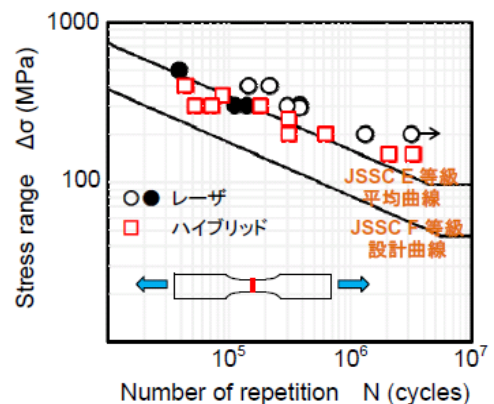
①-3) - 5 - 1 - 2 レーザ溶接継手の疲労強度支配因子の解明と特定

目標は、小型供試体を用いた疲労試験を行い、レーザ溶接継手の疲労強度を提示することである。ところが、レーザ溶接で生じる疲労き裂の発生位置と進展経路など不明な点が多々あり、これらを明らかにすることを含めて検討を行った。

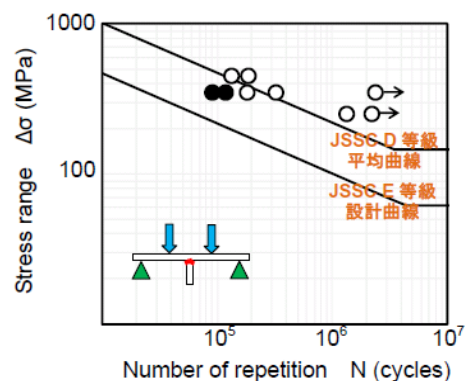
レーザを用いて作製した突合せ溶接継手（図①-3)-84、シンボル○、●）およびすみ肉溶接継手（図①-3)-85）の疲労強度を提示すると共に、1mm以下の微小き裂の発生が検知できる高電流型電場指紋照合装置（FSM）を活用し、レーザ溶接供試体における疲労き裂発生への支配因子はアンダーフィルであることを特定した。これらの結果をビード形状制御へフィードバックした。平成21年度は、レーザ溶接継手の目標疲労強度達成のため、突合せ溶接継手（図①-3)-84）およびすみ肉溶接継手（図①-3)-85）に対する追加疲労試験を実施、両継手共に目標を達成した。

平成22年度は、レーザ溶接におけるアンダーフィルの解消およびギャップ裕度向上の観点から、レーザ・アークハイブリッド溶接による突合せ継手を作製、小型供試体に加工後、疲労試験を行った（図①-3)-84、シンボル□）。溶接ビード止端からの疲労き裂発生を確認した。また、継手は目標疲労強度を達成すると共に、レーザ単体の継手と同等の疲労強度を有していることを確認した。

疲労き裂の発生および進展特性解明のため、レーザ・アークハイブリッド溶接による中型継手供試体の疲労実験（図①-3)-86）を行った。FSMでは、目視、MTでは確認できない段階からき裂を検知し、その進展がモニタリングできることを再検証した（図①-3)-87）。また、止端部から発生、母材へ逸れながら板厚を貫通するき裂

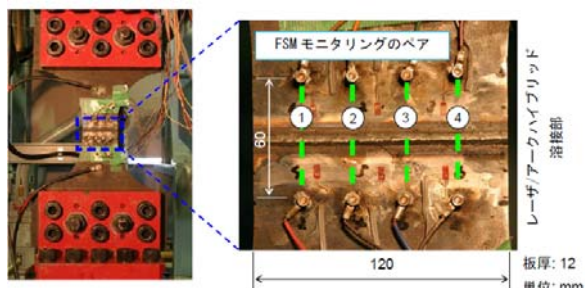


図①-3)-84 突合せ継手の疲労試験結果

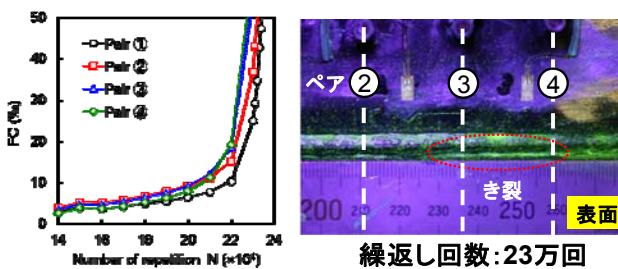


図①-3)-85 すみ肉継手の疲労試験結果

の挙動を明確にした。



図①-3)-86 中型突合せ溶接継手の疲労実験状況



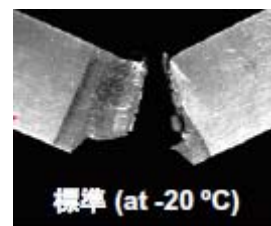
図①-3)-87 中型突合せ溶接継手の疲労実験状況

①-3)-5-2 溶接部領域狭隘化(レーザー溶接等)継手の破壊性能評価手法の構築

本研究では、高強度鋼溶接部領域狭隘化継手(レーザーおよびハイブリッド溶接継手)の破壊靱性簡易評価法を確立し、小型破壊靱性試験から構造要素としての溶接部狭隘化継手の破壊安全性を評価できる手法を確立することが最終目標である。これにより、レーザー溶接継手の必要破壊靱性の合理的決定とその簡易評価を可能とし、中厚板高強度鋼へのレーザー溶接の適用範囲拡大を支援する。

①-3)-5-2-1 溶接部領域狭隘化継手の破壊靱性簡易評価法の提案

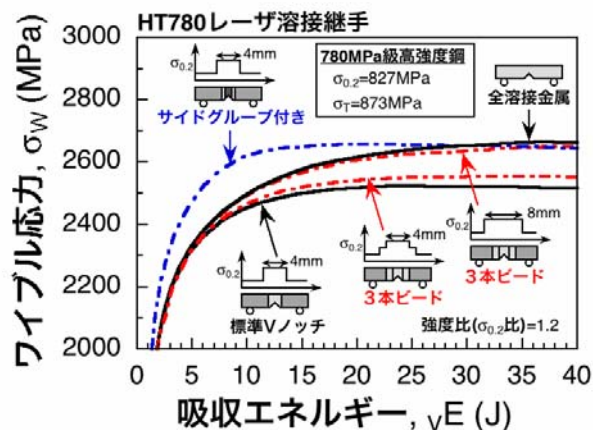
溶接部領域狭隘化継手の破壊靱性簡易評価法として、図①-3)-88に示す FPD (き裂が湾曲し、破断経路が評価対象である溶接金属から母材側に逸脱すること)の生じやすい標準 V ノッチシャルピー衝撃試験に代わり、①サイドグループ付きシャルピー衝撃試験^{①-3)-9)}、②3本ビードシャルピー衝撃試験^{①-3)-10)}の二手法を提案した。これらシャルピー試験片のワイブル応力解析を行い、両側面に切欠きを有する試験片を用いるサイドグループ法と硬化部幅を理想的に広げる3本ビード法が破壊駆動力を高める有効な手法であることがわかった(図①-3)-89)。



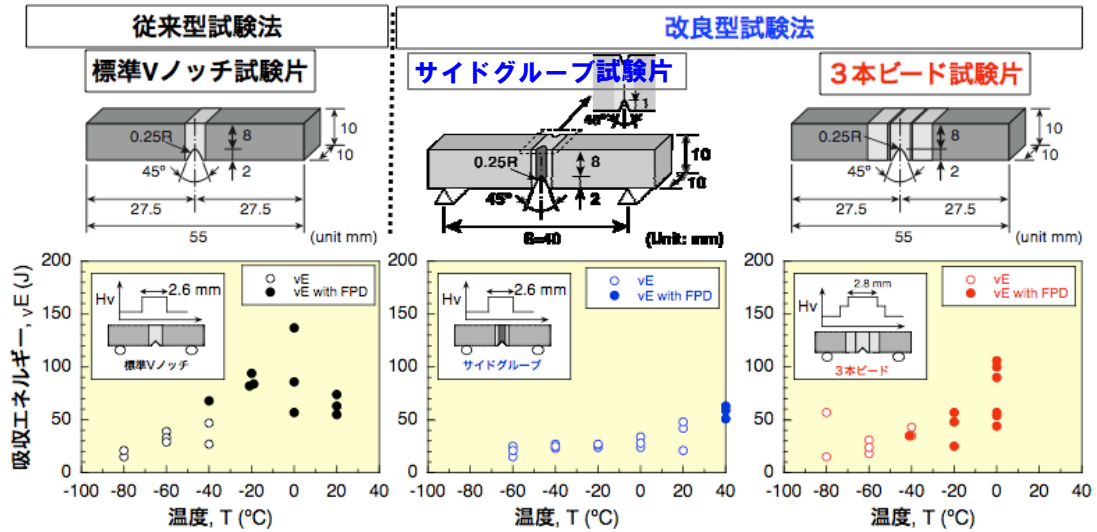
図①-3)-88 レーザ溶接継手シャルピー試験片の FPD 例

板厚 12mm の 780MPa 級高強度鋼レーザー単独溶接継手を対象に、提案した破壊靱性簡易評価法の比較試験を行った。その結果、サイドグループ法は FPD の防止に有効であったが、3本ビード法では硬化部幅を十分に確保しなければ効果が期待できないことがわかった(図①-3)-90)。

また、板厚 12mm の 780MPa 級高強度鋼レーザー/アークハイブリッド溶接継手を対象に、破壊靱性試験とシャルピー衝撃試験より、限界



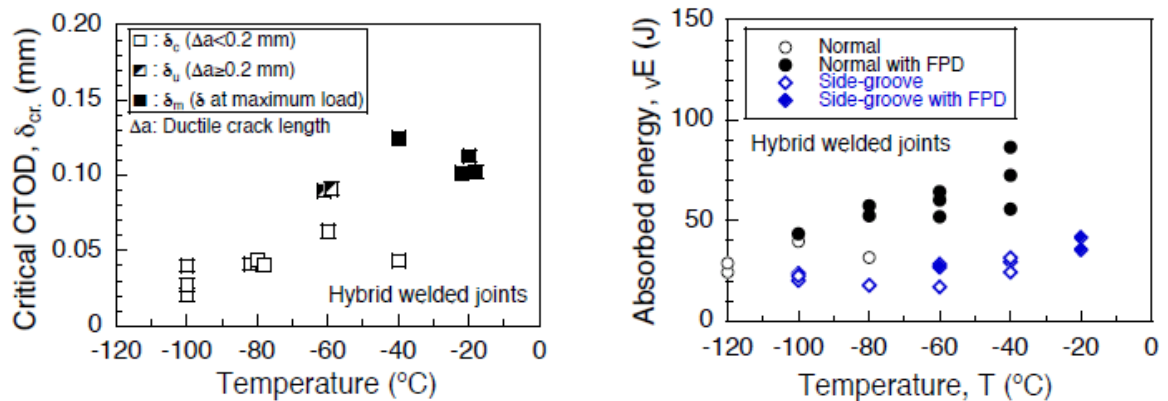
図①-3)-89 レーザ溶接継手シャルピー試験片のワイブル応力解析



図①-3)-90 破壊靱性簡易評価法の有効性検証結果

CTOD とシャルピー衝撃値の対応関係を調べた。図①-3)-91 に示す結果（1例）を得た。またこの結果、 -60°C 以上の温度域では、標準型試験片では3本全ての試験片でFPDを生じていたが、サイドグループ付き試験片では破断経路が溶接金属を貫通していた（図①-3)-91）。すなわち、標準試験片ではFPDが生じる温度域においても、サイドグループ法の適用により高強度鋼レーザ／アークハイブリッド溶接継手の溶接金属靱性を把握できることがわかった。

簡易靱性評価法で用いるサイドグループ試験片で得られる吸収エネルギー vE_{SG} は標準試験片の吸収エネルギー vE より小さくなる傾向にあり、得られる靱性値を通常と同様に取り扱うことはできない。この課題に対して、図①-3)-92 に示すワイブル応力クライテリオンに基づき、「標準のVノッチ試験片の限界ワイブル応力 σ_w, cr = サイドグループ試験片の σ_w, cr 」として、 vE と vE_{SG} を対応づける手法を提案した。3次元弾塑性FEM解析より図①-3)-92の手法で求めた vE と vE_{SG} の対応関係を図①-3)-93に示す。硬化部の強度特性は、本プロジェクトで作製した溶接金属での引張強度特性（母材に比べて低い降伏比）を反映し、HT780鋼継手について解析した。硬化部幅 H が狭いと同じ σ_w が得られる vE と vE_{SG} の差が大きくなるが、これは低強度な母材で吸収



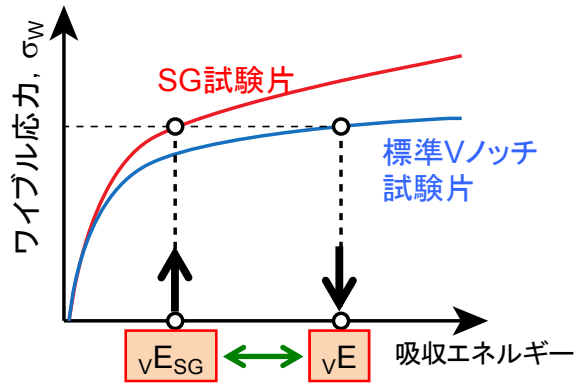
(a) 破壊靱性試験結果

(b) シャルピー衝撃試験結果

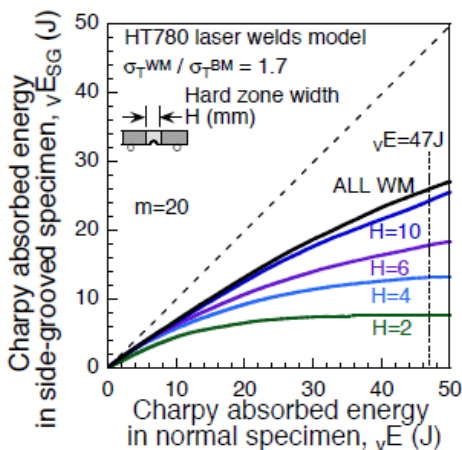
図①-3)-91 限界CTODとシャルピー衝撃値の対応関係

されるエネルギーが大きくなり、この特性は標準のVノッチ試験片の方がより顕著であるためである。なお、硬化部と母材との強度比 S_r は vE と vE_{SG} の対応関係にほとんど影響しなかった。

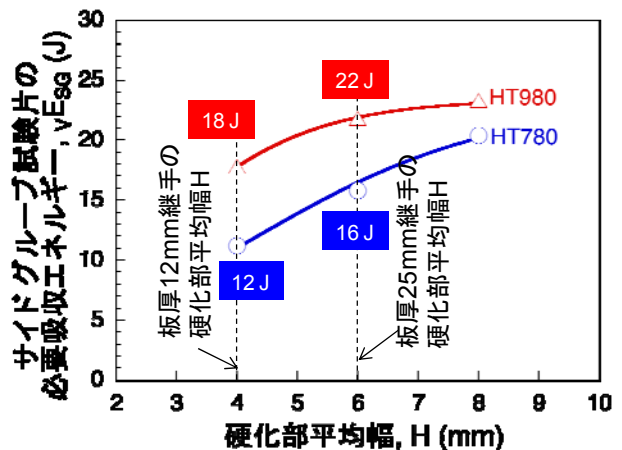
この結果を踏まえて、HT780鋼継手とHT980鋼継手に対して、標準Vノッチ試験片で -40°C での vE が開発目標の47J以上となるためにサイドグループ試験片で必要な vE_{SG} を、硬化部幅 H との関係で整理した結果を図①-3)-94に示す。サイドグループ試験片で図中の実線の値以上の吸収エネルギーが得られれば、標準Vノッチ試験片に換算して $vE \geq 47\text{J}$ となる。開発したレーザ・アークハイブリッド溶接継手の -40°C での vE_{SG} は48Jで、図中の実線の値以上の値が得られており、本手法によって開発目標の靱性が確保できていることを立証した。これによって最終目標を達成した。



図①-3)-92 標準試験片とサイドグループ試験片で等価な吸収エネルギーの算定法



図①-3)-93 標準試験片とサイドグループ試験片の吸収エネルギーの関係



図①-3)-94 標準試験片で47J以上となるためにサイドグループ試験片で必要な吸収エネルギー

①-3)-5-2-2 小型破壊靱性試験に基づく溶接部領域狭隘化継手の破壊性能評価手順の提案と継手破壊性能に及ぼす狭隘化度の影響の解析

ワイブル応力を媒体として小型破壊靱性試験と大型構造要素の塑性拘束の違いを考慮した「CTOD 破壊靱性補正」と溶接部領域狭隘化継手に特有の「溶接金属のシールド効果（軟らかい母材が優先的に塑性変形することにより、き裂の開口を抑制する効果）」を考慮し、小型破壊靱性試験結果から構造要素レーザ溶接継手の破壊性能を評価する手順を提案した（図①-3)-95）。提案評価手順に基づいて、板厚12mmの溶接継手を対象にFEM解析を行い、溶接部領域狭隘化継手の破壊性能と狭隘化度（硬化部幅と強度比（母材に対する溶接金属の強度比））の関係を検討した。その結果、硬化部幅が狭いほど、また、溶接金属の靱性が同等であれば強度比が大きいほど継手性能に優れ

ることがわかった。

(a) 小型破壊靱性試験に基づく溶接部領域狭隘化継手の破壊性能評価

上記提案評価手順の有効性を検証するため、板厚 12 mm の 780MPa 級高強度鋼レーザー単独溶接継手を作製し、3点曲げ破壊靱性試験片

(3PB 試験片) を用いた小型破壊靱性試験と構造要素を模擬した ETCP 試験片を

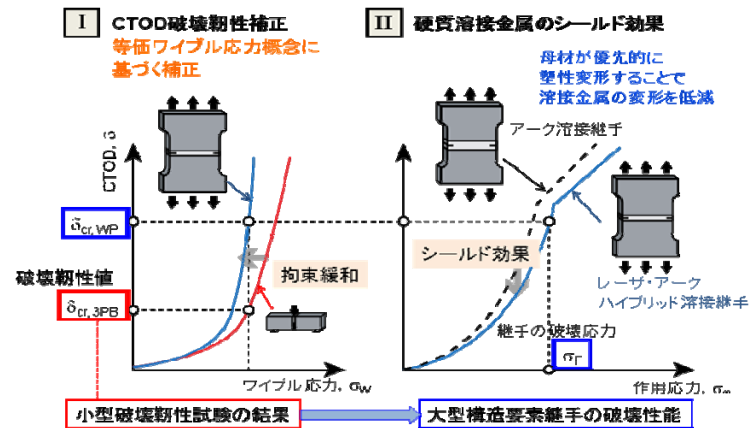
用いた中幅引張破壊試験を実施した。それぞれの試験で得られた破壊限界 CTOD を図

①-3)-96 に示す。両試験片の塑性拘束の違いに起因して、中幅引張破壊試験の限界 CTOD は小型破壊靱性試験に比べて大きい結果を得た。そこで、両試験片のワイブル応力を破壊のプロセスゾーンを狭隘化溶接金属に限定して算出し(ワイブルパラメータ m 値は 3PB 試験片の限界 CTOD が 0.05mm 以下であったため 10 を用いている)、小型破壊靱性試験結果から中幅引張破壊試験の破壊限界 CTOD を予測した結果を図①-3)-96 に実線で示す。予測した限界値は実験結果と良く一致しており、提案した手法で高強度鋼レーザー溶接継手の破壊性能を評価できることを示した。

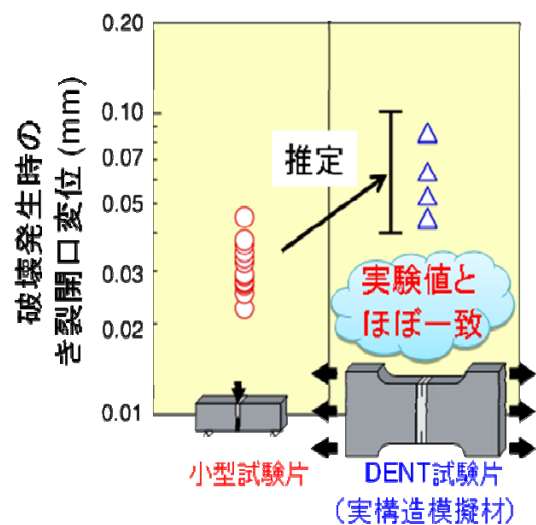
(b) 継手破壊性能確保に必要な溶接部靱性と溶接部狭隘化度の関係の解析的検討

構築した破壊性能評価手順に基づいて、継手破壊性能確保に必要な溶接部靱性と溶接部狭隘化度(硬化部幅 H 、溶接金属と母材の降伏強度比 SR) の関係を解析した。レーザー単独溶接継手を想定したモデル ($H=4$ mm、 $SR=1.5$) に加え、通常のアーク溶接継手を想定したモデル ($H=10$ mm、 $SR=1.0\sim 1.2$) について解析し、必要靱性を比較した。溶接金属のシールド効果により、レーザー溶接継手の構造要素における必要靱性 δ_{ETCP}^R はアーク溶接継手に比べて低いことがわかった(図①-3)-97-(a))。小型破壊靱性試験における必要靱性 δ_{3PB}^R は塑性拘束の違いにより δ_{ETCP}^R に比べて低く、レーザー溶接継手の δ_{3PB}^R はアーク溶接継手の場合とほとんど変わらないことがわかった。

さらに、レーザー溶接継手の硬化部幅が必要靱性に及ぼす影響を解析した。硬化部幅が狭いほど δ_{3PB}^R は低くなるが、ハイブリッド溶接継手で予想される硬化部幅が広い場合(解析では $H=10$ mm) でも δ_{3PB}^R は非常に低いことがわかった(図①-3)-97-(b))。



図①-3)-95 小型破壊靱性試験結果から構造要素レーザー溶接継手の破壊性能評価手順



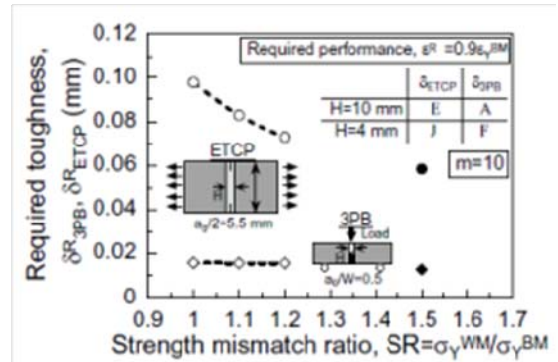
図①-3)-96 提案手順による構造要素レーザー溶接継手の破壊性能予測結果

①-3) - 5 - 2 - 3 溶接部領域狭隘化継手の設計・施工に必要な要求特性

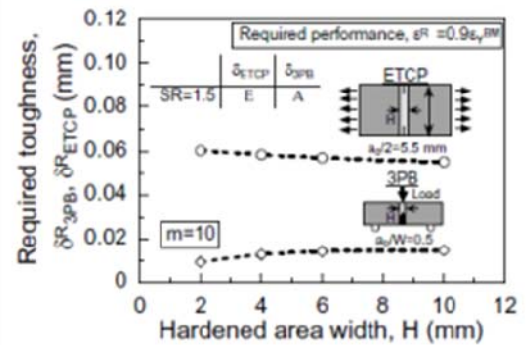
本プロジェクトの開発目標靱性である -40°C で $vE \geq 47\text{ J}$ の溶接金属に対して、設計応力に対して不安定破壊を起こさないための許容欠陥寸法 (図①-3)-98) について、これまでに提案した破壊性能評価手法 (図①-3)-95) を駆使して解析した。

図①-3)-99 は、硬化部 (溶接金属+熱影響部) の幅が6mm で、溶接金属中央に長さ120mm の貫通き裂を有する場合を例にとって、広幅構造要素継手 (幅400mm、板厚12mm) の破壊強度と溶接金属靱性 (限界CTOD) の関係を示している。硬化部と母材の強度比 Sr (引張強さの比) は、本プロジェクトの継手の実測硬さに基づいて、HT780鋼継手では $Sr=1.5$ 、HT980鋼継手では $Sr=1.1$ とした。高強度鋼アーーク溶接継手の現状の設計応力は、HT780鋼継手で約360MPa、HT980鋼継手で約450MPa であるが、ハイブリッド継手では「CTOD破壊靱性補正」と「シールド効果」をふまえることで、従来と同程度の溶接金属靱性でも設計応力の増大が期待できる。図中には、現状の設計応力の約1.5倍の値を参考として示している。図①-3)-99より、溶接継手 (溶接金属切欠き) の破壊靱性試験で測定される限界CTODが、HT780鋼ハイブリッド継手で約0.04mm、HT980鋼ハイブリッド継手で約0.07mm であれば、それぞれ現状の設計応力の1.5倍の破壊強度を実現できることがわかる。

また溶接金属中央に溶接線方向の端部円弧型表面き裂を想定し、き裂長さ a は4mm または6mm で一定として、き裂長さ $2c$ を変化させて解析した。硬化部幅 H は4mm と6mm の場合を設定し、溶接部と母材の強度比 Sr はHT780鋼ハイブリッド継手で1.5倍、HT980鋼ハイブリッド継手で1.2倍とした。HT780鋼およびHT980鋼ハイブリッド継手

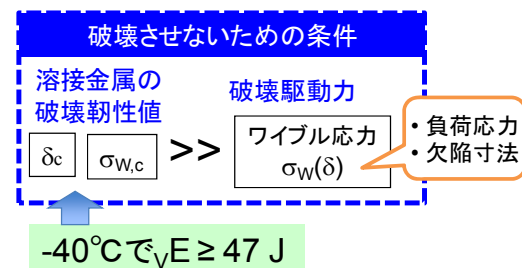


(a) 硬化比の影響

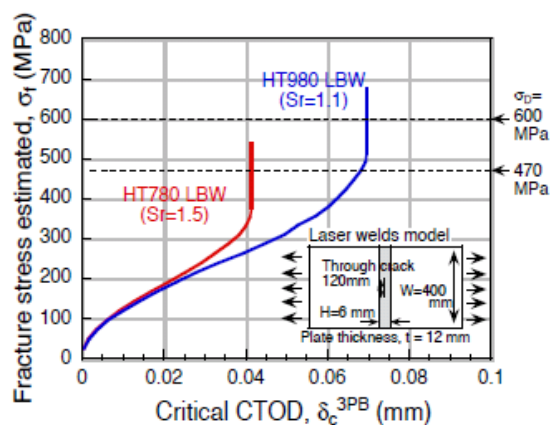


(a) 硬化部幅の影響

図①-3)-97 継手性能確保のための必要靱性と溶接部狭隘化度の関係



図①-3)-98 破壊させないための許容欠陥寸法の算定

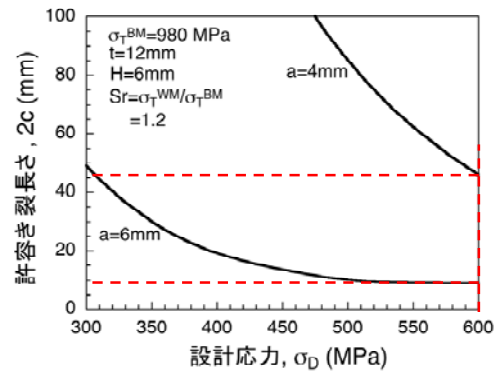
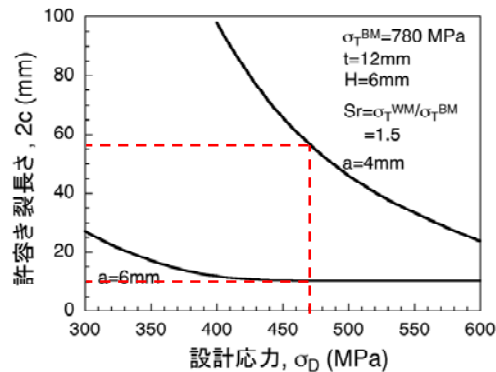


図①-3)-99 提案手順による構造要素レーザー溶接継手の破壊性能予測結果

の設計応力と許容き裂長さの関係を、一例として板厚12mm で硬化部幅H=6mm の場合について、図①-3)-100 と図①-3)-101にそれぞれ示す。なお、なお、許容き裂長さは3 本最低靱性に対して算定した。

目標靱性を達成することで、例えば従来の約1.5 倍の設計応力（HT780 鋼継手で450MPa、HT980 鋼継手で600MPa）に対して、深さ6mm の表面き裂では長さ10mm（HT780 鋼継手およびHT980 鋼継手）まで、深さ4mm の表面き裂では長さ65mm（HT780 鋼継手）、50mm（HT980 鋼継手）まで許容できるという結果を得た。

以上の検討により、開発溶接継手の設計・施工に必要な要求特性の整備を完了した。



図①-3)-100 HT780 鋼レーザー・アーク
ハイブリッド継手の設計応力と許容き裂
長さの関係

図①-3)-101 HT980 鋼レーザー・アーク
ハイブリッド継手の設計応力と許容き裂
長さの関係

①-3) - 6 参考文献

- ①-3) - 1 一本木ら：九工大研究報告(1998)、125. (①-3)-2-2)
- ①-3) - 2 齊ら：Fitting the Dilatation Curve of Austenite-Martensite Transformation in Cr-Ni Steels、ISIJ International、Vol. 49(2009)、No.1、146 (①-3)-2-3)
- ①-3) - 3 H. Suzuki、M. Holden、A. Moriaki、N. Minakawa and Y. Morii: Soc. Mat. Sci. Japan、54 (2005)685. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 4 K. Satou and T. Terasaki: J. Japan Welding Society、45(1976) 42. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 5 C. Shiga、L. Mraz、P. Bernasovsky、K. Hiraoka and P. Mikula and M. Vrana: Welding in the world、51、no 11/12、(2007) 11. (①-3)-3-1)
- ①-3) - 6 上田、金ら：溶接学会論文集、2-1(1984)、pp. 89. (①-3)-5-1)
- ①-3) - 7 例えば、超塑性研究会編：超塑性と金属加工技術、日刊工業新聞社、(1980)、78. (①-3)-5-1)
- ①-3) - 8 (社)日本鋼構造協会：鋼構造物の疲労設計指針・同解説、技報堂出版(1993). (①-3)-5-1)
- ①-3) - 9 K. Satoh、 et al. : Fracture Toughness Evaluation by Side-Groove Charpy Tests of HT80 Electron Beam Welds、Quarterly Journal of the Japan Welding Society、3 (1985)、 973. (①-3)-5-2)
- ①-3) - 10 K. Borggreen、 et al. : An Improved Impact Test Method for Laser Welds in Steels、 Mis-Matching of Interfaces and Welds、 (1997)、411. (①-3)-5-2)

2. 1. 5 研究成果の意義、展開、波及効果

溶接技術 SG における研究項目成果の学際的意義について、図①-7 にまとめた。このまとめに関連して、成果の展開、汎用性、優位性に関して 以下述べる。



図①-7 本プロジェクトにおける研究の意義まとめ

クリーンMIG技術は、厚板に限らず（薄板展開を含め）、従来TIG溶接で実施されている自動車部品、造船、プラントなどへも高品質継手でかつ高能率施工を可能とする成果を生かして適用できる。対象材には、高合金鋼（ステンレスなど）やTiなどが挙げられる。

優位性においては、従来までの取り組みでは、TIG 溶接での MIG 並の高能率施工化を目指す研究が多いが、従来 MIG で TIG 並の継手性能が得られなかったことが原因である。この点を抜本的に改革したことになる。

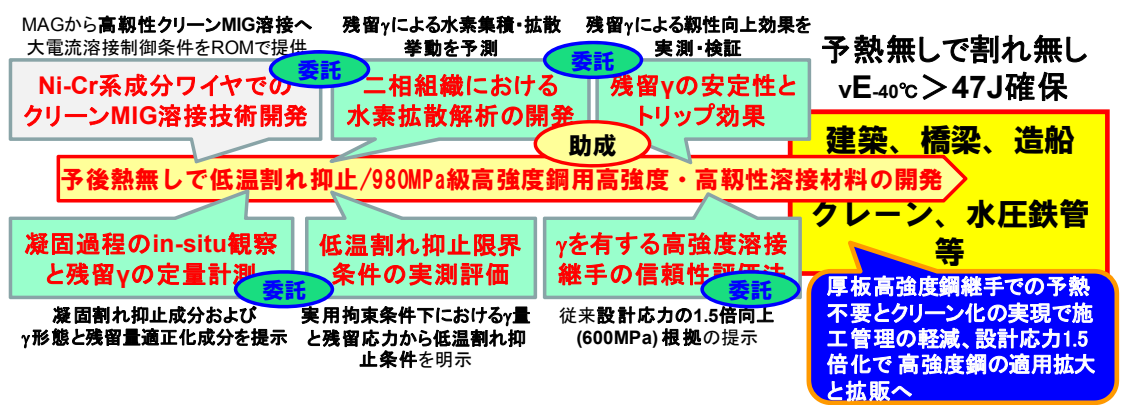
次に、中厚板へのレーザ溶接の適用技術は、ギャップ裕度を 1mmまで確保したことで、レーザ切断まま、すなわち開先の機械加工不要での 12mm厚の突き合わせ貫通溶接が可能になる。またアーク溶接継手に対し、疲労強度の 1 ランクアップという特性を達成したことで、中厚板活用のレーザ溶接技術が橋梁や造船等へ積極的に採用される可能性が高い。

継手性能向上化の技術展開は、600MPa超の高強度鋼の溶接において、広く一般的に使用される厚板アーク溶接技術のネックは、低温割れに対策としての予熱作業であり、この作業の解放は革新的である。また同時に継手性能確保のための溶接入熱制限からも解放される。例えばエネルギー分野におけるパイプライン敷設においても、X120 レベルの活用など、現地、現場作業における施工管理容易となる開発溶接金属採用への可能性は高い。

しかしながら、実用展開には本 PJ で明確にした継手信頼性の規格・基準化と連動するものである。成果の展開のためには、「設計応力 1.5 倍化」の認知に関わる規準化フォローが不可避である。

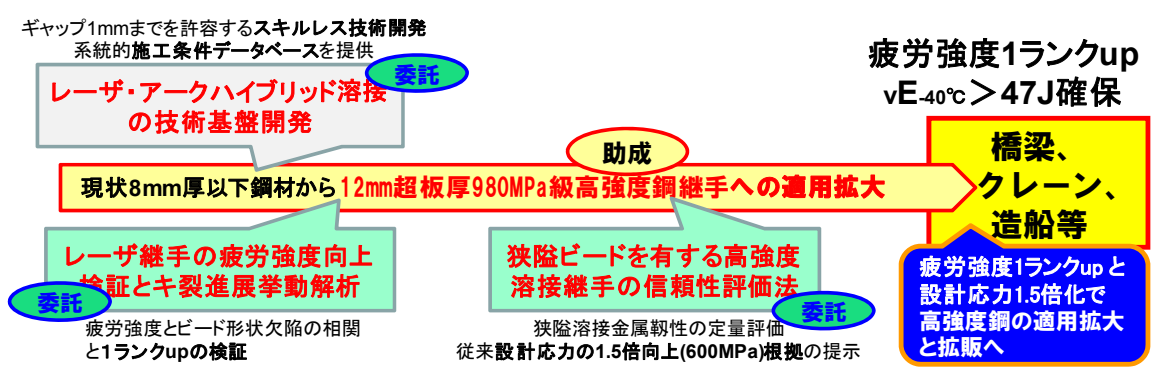
溶接技術 SG では、図①-3 の実施体制でも示したように3つの実用化タスクフォース (TF) を設置し、これら TF のリーダー、サブリーダーには助成事業の責任者を配して常に出口を意識しながら研究開発を行ってきた。委託研究の研究成果の位置づけと実用化の可能性と波及効果を図①-8~10 に TF 毎にまとめた。

図①-8 は、革新 HT980 鋼用溶接材料実用化 TF の場合で、助成事業 (新日本製鐵(株)、住友金属工業(株)、(株) I H I) の実用化展開のターゲットは、建築、水圧鉄管、橋梁、船舶などである。委託事業は、図①-7 に示した研究意義を全うして、クリーン MIG 技術開発によって残留 γ の徹底活用を可能にした結果、「予熱フリーで割れ無し」による施工管理の軽減を果たすと共に、設計応力 1.5 倍化を提唱し高強度鋼の適用拡大・拡販へ繋げている。さらにクリーン MIG 溶接技術においては、制御技術を ROM 化することで一般汎用溶接電源をクリーン MIG 専用電源化するレベル (実用化) に至ったことは特筆される。



図①-8 革新 HT980 鋼用溶接材料実用化 TF の研究連携と実用化への狙い

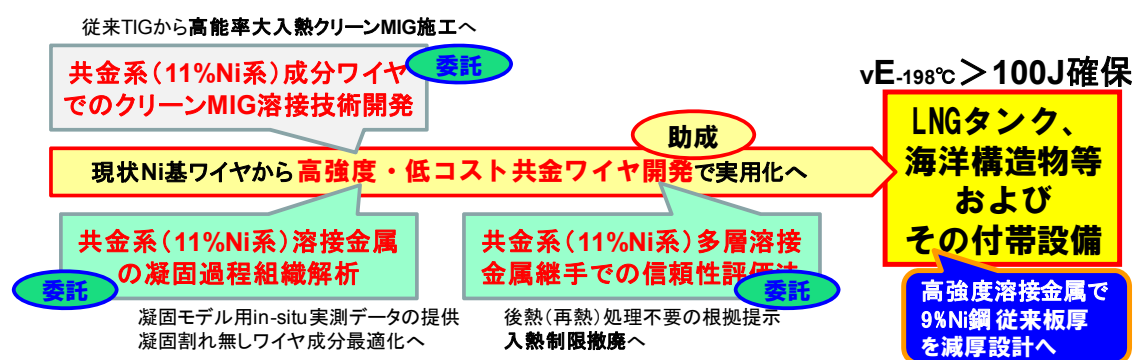
図①-9 は、HT980 中厚板のレーザ溶接適用拡大実用化 TF の場合で、助成事業 (株) I H I、JFE スチール(株) の実用化展開のターゲットは、橋梁、船舶、クレーンなどである。委託事業は、レーザ・アークハイブリッド溶接技術の実用化展開を目指し、ギャップ 1mm までを許容する制御技術を提案した。これによって開先部の機械加工をフリーとしてレーザ切断ままの溶接施工が可能となり、この意義は大きい。また同時に疲労強度がアーク溶接継手に対して 1 ランク向上し、且つ狭隘レーザビード継手での設計応力の 1.5 倍化が検証されたことで、構造物への適用部位は拡がり、高強度鋼各編へ繋がる。



図①-9 HT980 中厚板のレーザ溶接適用拡大実用化 TF の研究連携と実用化への狙い

図①-10は、革新低温用鋼用溶接材料実用化 TF の場合で、助成事業（川崎重工㈱、㈱神戸製鋼所）の実用化展開のターゲットは、LNG タンク等である。現状の極低温用溶接材料は Ni 基（約 70%Ni 系のインコネル合金）が使用されており、この場合溶接金属強度が低くなる。このため極厚の 9%Ni 鋼を使用して、構造物強度を確保している。従ってこの TF での実用化の狙いは、極めて明快で、高強度となる共金 11%Ni 系溶接材料を開発することで、溶接材料の著しいコスト低減と 9%Ni 鋼の板厚の減厚によるコスト低減が可能となる。共金系溶接材料は TIG 溶接用溶加材として存在しているが、施工においては靱性確保のために入熱制限などもあり、また高能率施工にほど遠い状況であった。

クリーン MIG 溶接技術の開発によって、これに最適化された共金系溶接材料が開発され、施工能率は従来の 4 倍以上の向上を達成した。同時に多層継手で TIG 以上の -196℃シャルピー靱性 184J を獲得できた。継手特性からは強度（引張強度、降伏強度）も Ni 基溶接材料の結果を上回り、かつ入熱制限を取り払い得ることも信頼性評価手法の開発で検証できた。これにより平成 21 年度にて研究を完了し、自社開発へ移行することとなった。



図①-10 革新低温用鋼用溶接材料実用化 TF の研究連携と実用化への狙い

以上、委託事業成果の実用化展開への役割は十分に果たしてきたと考える。

2. 1. 6 研究成果の普及、広報活動など（知的財産，論文発表，外部表彰など）

研究の成果進捗においては、平成 21 年 4 月と平成 24 年 1 月に NEDO 主催でのシンポジウムを 2 回開催したが、それ以外にも溶接技術 SG では、平成 21 年 4 月に「時代は何を求めているのか？「できる」から「その先へ」－NEDO 革新的溶接技術プロジェクトの狙い－」と題した（社）溶接学会春季全国大会のシンポジウムを担当した。更に平成 24 年 4 月には、プロジェクト終了を受けて、NEDO プロジェクト成果報告会を同じく溶接学会春季全国大会にてセッションを設けて実施し、普及活動に努め、溶接技術革新への挑戦を強く若手溶接研究者へアピールした。

本プロジェクト実施者のうち、若手研究員から博士号取得者 1 名、正規助教採用者 2 名を生んだことを付記する。

また国際ウェルディングショーへのプロジェクト成果の出展・展示を主催者から要望され、広報活動として、平成 24 年 4 月 11～14 日に NEDO 展示ブース（図①-8）に

て水素脆化 BRU と共に、ショートプレゼンテーション、成果物の展示、クリーン MIG 溶接の実演などを公開し、ブース来場者 5220 人を集めた。

その他、雑誌等からの寄稿、取材、インタビューなど多くの依頼事項に対応しながら、進捗、成果を発信した（図①-9）。

なお、知的財産、論文発表、外部表彰などについては、表①-2 に集計した。



図①-11 2012 国際ウェルディングショーへの成果物展示



図①-12 日本工業出版、日経 BP 社、産報出版の取材・寄稿の一例

表①-2 本プロジェクトにおける研究の意義まとめ

	H19	H20	H21	H22	H23～	合計
特許出願	0	0	0	0	0	0
論文	0	13	7	8	5	33
研究発表・講演	4	14	12	3	17	50
受賞実績	0	1	1	0	2	4
新聞・雑誌等への掲載	0	1	3	3	4	11
展示会・シンポジウム開催	0	0	1	0	2	3