

# 異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生メカニズムと保全要領の検討

本田, 雅幹

<https://hdl.handle.net/2324/7329453>

---

出版情報：九州大学, 2024, 博士（工学）, 課程博士  
バージョン：  
権利関係：



異材継手溶接部に生じる融合部損傷の  
発生メカニズムと保全要領の検討

本田 雅幹

2024年6月

# 目次

第 1 章 序論	1
1.1 緒言	1
1.1.1 昨今の電力市場における火力発電プラントの役割	1
1.1.2 火力発電設備の構成と発電用ボイラ	4
1.1.3 ボイラの蒸気条件の変遷と CO <sub>2</sub> 排出量削減に向けた取り組み	6
1.2 ボイラ用耐熱鋼と異材継手溶接部	8
1.2.1 ボイラ用耐熱鋼	8
1.2.2 ボイラ本体における異材継手溶接部	10
1.2.3 ステンレス系溶接材料を使用した異材継手溶接部の損傷発生メカニズム	11
1.2.4 ステンレス系溶接材料を使用した異材継手溶接部に生じる損傷の対策	12
1.3 インコネル系異材継手溶接部における課題	13
1.3.1 インコネル系異材継手溶接部に生じる損傷	13
1.3.2 融合部損傷に関する従来研究	15
1.4 本研究の目的と構成	16
1.4.1 研究の目的	16
1.4.2 本研究の構成と内容	17
参考文献	18
第 2 章 高クロム鋼異材継手溶接部における損傷発生メカニズムの検討	21
2.1 緒言	21
2.2 供試材および実験方法	23
2.3 実験結果	27
2.4 考察	37
2.4.1 高クロム鋼異材継手溶接部における列状析出物の生成モデル	37
2.4.2 G 相析出による局所的なクリープ強度低下とボイド発生モデルの仮説	38
2.4.3 G 相析出による局所的なクリープ強度低下とボイド発生モデルの検証	40
2.4.4 損傷発生メカニズム	42
2.5 結言	44
参考文献	45

<b>第 3 章 低合金鋼異材継手溶接部における損傷発生メカニズムの検討</b> .....	48
3.1 緒言 .....	48
3.2 損傷影響因子 .....	50
3.2.1 設計パラメータ・運転パラメータの影響 .....	50
3.2.1.1 調査方法 .....	50
3.2.1.2 調査結果および考察 .....	50
3.2.2 冶金学的検討 .....	54
3.2.2.1 供試材および実験方法 .....	54
3.2.2.2 実験結果 .....	56
3.2.2.3 考察 .....	63
3.2.2.3.1 過熱機管と再熱器管の HAZ の形成モデル .....	63
3.2.2.3.2 フェライト単相領域の形成モデル .....	63
3.2.2.3.3 低合金鋼異材継手溶接部における列状析出物の生成モデル .....	64
3.2.3 材料力学的検討 .....	68
3.2.3.1 供試材および解析方法 .....	68
3.2.3.2 クリープ特性導出結果 .....	72
3.2.3.3 クリープ解析モデルおよび解析条件 .....	73
3.2.3.4 解析結果 .....	75
3.2.3.5 考察 .....	76
3.2.3.5.1 軸方向応力分布の発生要因 .....	76
3.2.3.5.2 損傷発生メカニズム .....	77
3.3 結言 .....	80
参考文献 .....	81
<b>第 4 章 異材継手溶接部の保全要領の検討</b> .....	82
4.1 緒言 .....	82
4.2 融合部損傷の発生リスク評価手法 .....	83
4.2.1 高クロム鋼異材継手溶接部 .....	83
4.2.1.1 供試材および実験方法 .....	83
4.2.1.2 実験結果 .....	87
4.2.1.3 考察 .....	89
4.2.1.4 高クロム鋼異材継手溶接部の融合部損傷の発生リスク評価手法 .....	89

4.2.2 低合金鋼異材継手溶接部	91
4.2.2.1 供試データおよび実験方法	91
4.2.2.2 実験結果	94
4.2.2.3 考察	94
4.2.2.4 低合金鋼異材継手溶接部の融合部損傷の発生リスク評価手法	95
4.3 融合部損傷の検査手法	96
4.3.1 異材継手溶接部向け超音波探傷技術の検討	97
4.3.2 検証方法	98
4.3.2.1 超音波シミュレーション	98
4.3.2.2 超音波探傷	99
4.3.3 検証結果	100
4.3.3.1 超音波シミュレーション	100
4.3.3.2 超音波探傷	101
4.4 融合部損傷の発生リスク低減手法	104
4.4.1 高クロム鋼異材継手溶接部	104
4.4.1.1 供試材および実験方法	105
4.4.1.2 実験結果	108
4.4.1.3 考察	110
4.4.2 低合金鋼異材継手溶接部	112
4.4.2.1 実験方法	114
4.4.2.1.1 析出物の成長抑制効果のある溶接材料の採用	114
4.4.2.1.2 補修溶接の禁止	116
4.4.2.1.3 管厚の増大	118
4.4.2.1.4 低合金鋼材質の変更	120
4.4.2.2 実験結果および考察	125
4.4.2.2.1 HIG370 溶接材料の損傷発生リスク低減効果	125
4.4.2.2.2 補修溶接のリスク	126
4.4.2.2.3 管厚増大の効果	129
4.4.2.2.4 低合金鋼材質変更の効果	129
4.5 結言	132
参考文献	134

第 5 章 総括 ..... 135

謝辞 ..... 138

## 第 1 章 序論

### 1.1 緒言

#### 1.1.1 昨今の電力市場における火力発電プラントの役割

資源エネルギー庁からの報告<sup>1-1)</sup>によると、2012年7月のFIT(feed-in tariff: 再生可能エネルギーの固定価格買取)制度開始以降、再生可能エネルギー(再エネ)の導入は大幅に増加している。我が国における2010年度、2020年度および2030年度の電源構成をFig.1.1に示す。再エネは地熱発電、バイオマス発電、風力発電、太陽光発電および水力発電から構成されるが、これらの中でも設置が容易な太陽光発電は、2020年度時点で全体の7.9%を占め、2030年度には14%~16%までシェアが拡大すると予想されている。また、2020年12月に経済産業省が発表した「2050年カーボンニュートラルに伴うグリーン成長戦略」<sup>1-2)</sup>では、2050年までに脱炭素社会を実現し、CO<sub>2</sub>の排出を実質ゼロにすることが目標として掲げられている。また、同目標達成に向けて、Fig.1.2に示す14種類の重要分野における実行計画も策定されており、再エネも成長が期待される分野としてあげられている。一方、国外に目を向けると、諸外国でもカーボンニュートラルに向けた取り組みが進んでいる。2021年4月末時点で2050年までのカーボンニュートラルを表明した国と地域をFig.1.3に示す<sup>1-3)</sup>。120以上もの国と地域が「2050年カーボンニュートラル」という目標を掲げ、脱炭素化に向けた大胆な政策措置を相次いで打ち出しており<sup>1-4)</sup>、国内外において、太陽光発電を含む再エネの導入はますます拡大すると予想される。

しかしながら、再エネには季節や天候などによる出力(発電)の変動が大きいという課題がある。この課題を解決し再エネの導入をさらに進めるためには、出力変動を調整し、電力総供給量の変動を緩和することが必要である。それに対して重要な役割を担うのが、高い調整力を持つ火力発電である。火力発電はこれまでベース電源として大きな役割を担ってきたが、燃料の投入量を適時変化させることなどにより出力をコントロールすることで供給力を調整できる能力(調整力)がある。火力発電による電力需給バランス調整のイメージ図をFig.1.4に示す<sup>1-5)</sup>。天候などの要因によって再エネ由来の電力が計画通りに発電ができず、供給力が不足して需給バランスが崩れる場合には、火力発電の出力を増加させることで需給バランスを調整することができる。また、太陽光発電が需要以上に発電して電力が余る場合には火力発電の出力を抑制することも可能である。今後、再エネの導入が進む一方で、その変動をカバーし、需給バランスを調整するため

の調整力がますます必要となる。前述したように高い調整力を持つ火力発電は、電力の安定的供給と再エネ導入拡大を進めるために重要な電源である。

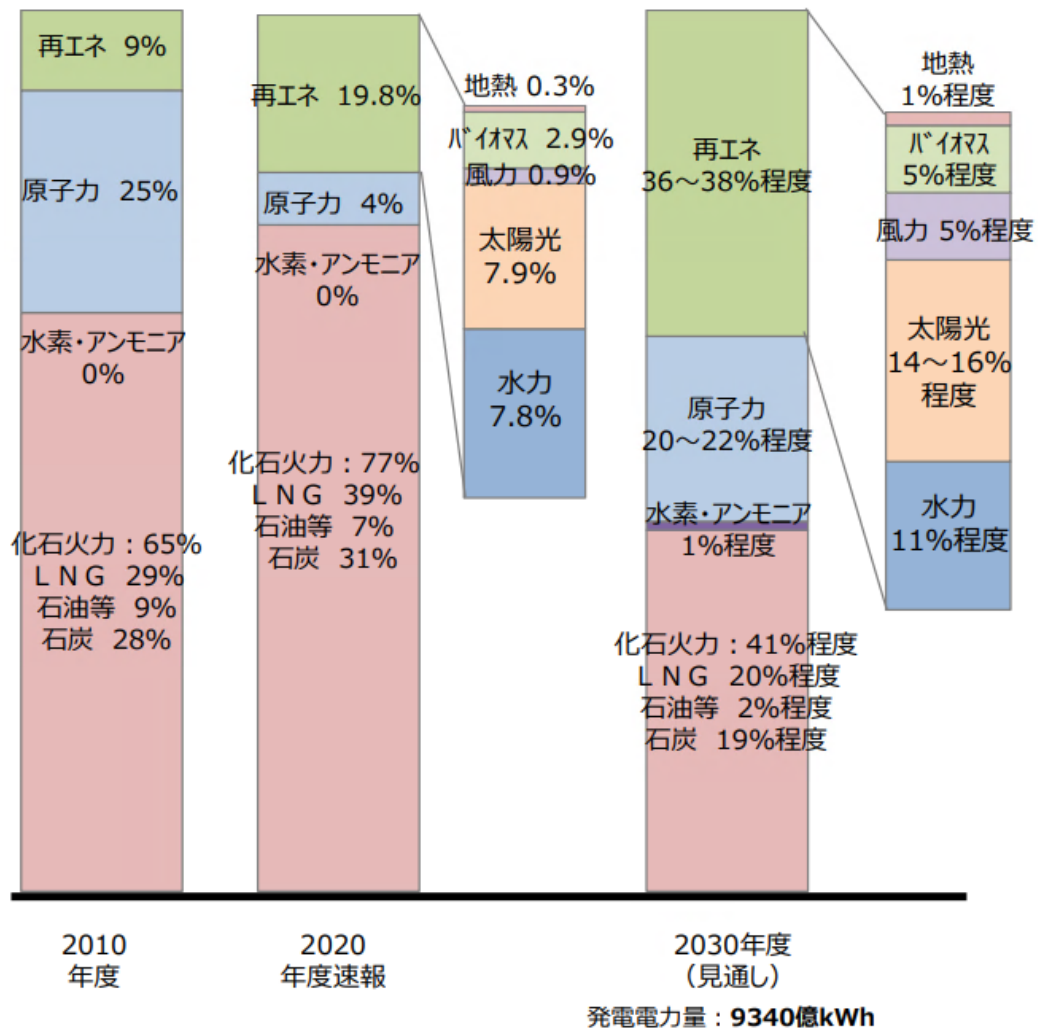


Fig.1.1 日本における電源構成推移と予測 1・1)



Fig.1.2 カーボンニュートラルに向け成長が期待される 14 分野<sup>1-2)</sup>

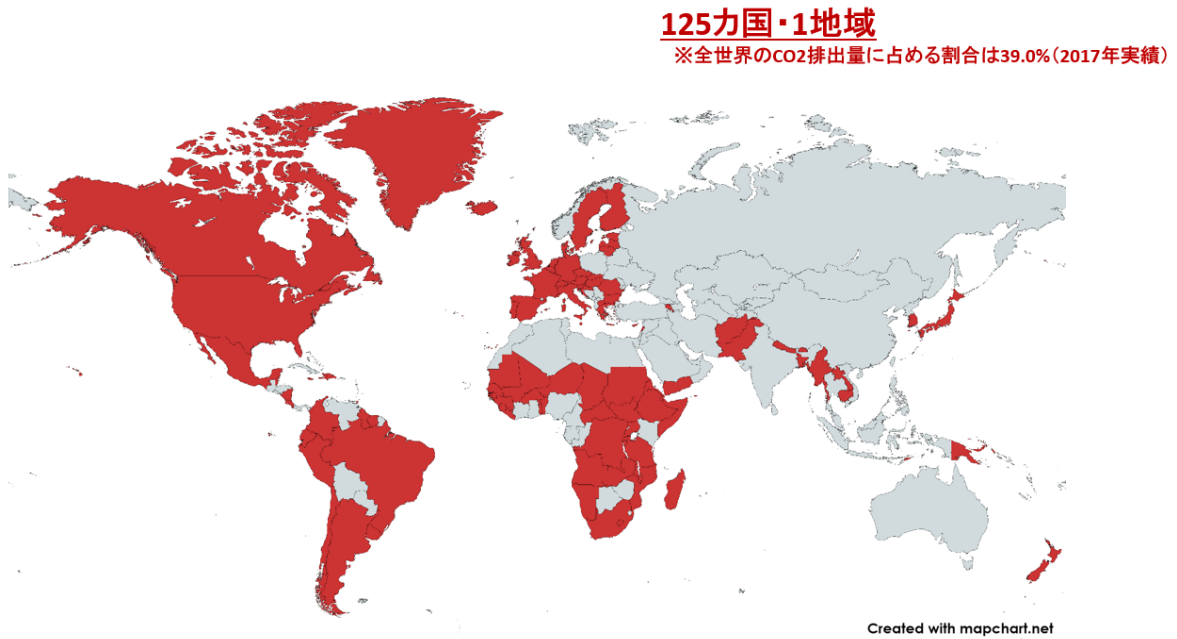


Fig.1.3 2050年までのカーボンニュートラルを表明した国と地域<sup>1-3)</sup>

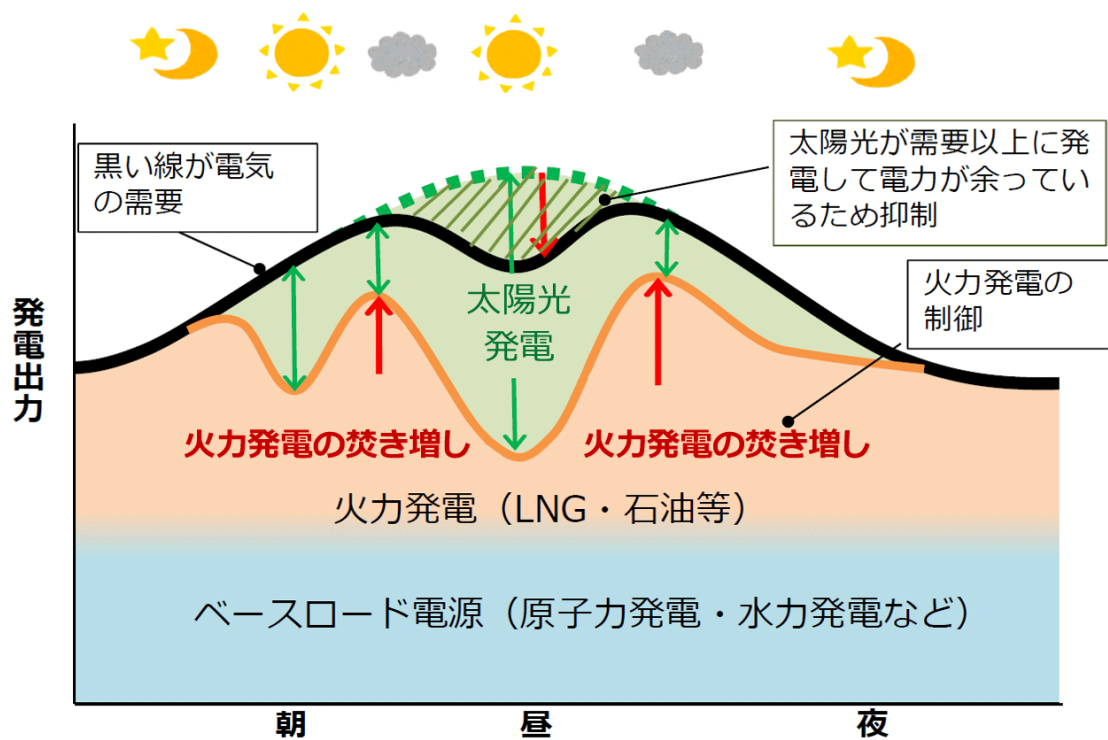


Fig.1.4 火力発電による電力需給バランス調整のイメージ<sup>1-5)</sup>

### 1.1.2 火力発電設備の構成と発電用ボイラ

一般的な火力発電設備の構成図を Fig.1.5 に示す<sup>1-6)</sup>。火力発電には、ガスタービン発電やコンバインドサイクル発電などの発電方式もあるが、同図で示したものは、蒸気の膨張力を利用した発電方式である汽力発電である。汽力発電は、石炭や重油、バイオマスなどの燃料をボイラで燃焼し、高温・高圧の蒸気を生み出す。さらに、この蒸気を利用して蒸気タービンを回し、タービンに接続している発電機を回すことによって電気を発生させるものである。この汽力発電の歴史は古く、19 世紀末の出現から 100 年以上もの間、電力を供給し続けている<sup>1-7)</sup>。

汽力発電設備は、Fig.1.5 からわかるように様々な機器で構成されているが、これらの中で特に重要な主要機器の一つであるボイラの構成図を Fig.1.6 に示す。発電用のボイラでは、火炉に設置されているバーナによって燃料を燃焼させ、この熱によって火炉を取り巻くように配置されている蒸発管が熱せられ内部流体を水から蒸気へと変えていく。発生した蒸気は過熱器と呼ばれる機器（一次過熱器、二次過熱器など数段に分かれて配置されている）によってさらに高温高圧の蒸気となり主蒸気管を通して高圧タービンへと送られる。その後、タービンで仕事をした蒸気は再びボイラへ送られ、再熱器によっ

て過熱を受け高温再熱蒸気管を通して再びタービンへと送られる。ボイラはこのほかに節炭器（水が蒸発管に送られる前に燃焼排ガスを利用して加熱するための機器）、空気予熱器など熱効率を高めるための機器から構成されている<sup>1-8)</sup>。

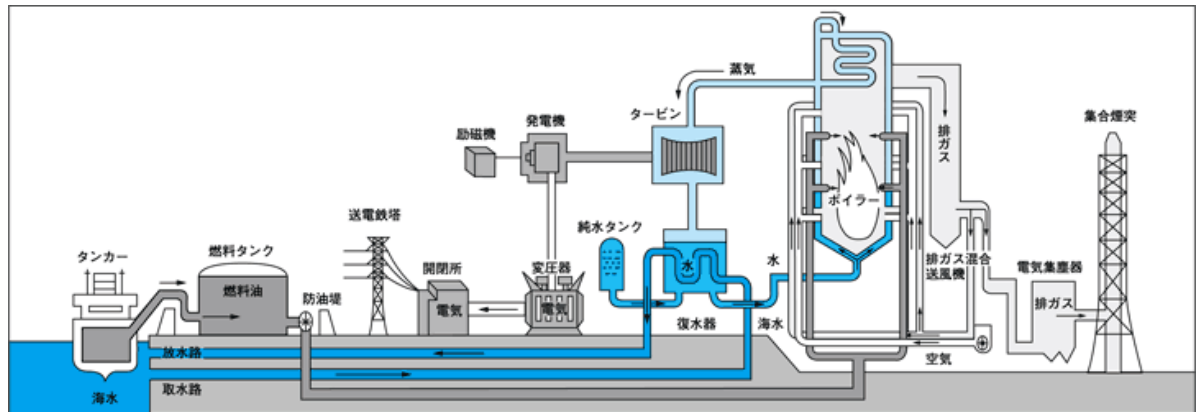


Fig.1.5 一般的な火力発電設備の構成<sup>1-6)</sup>

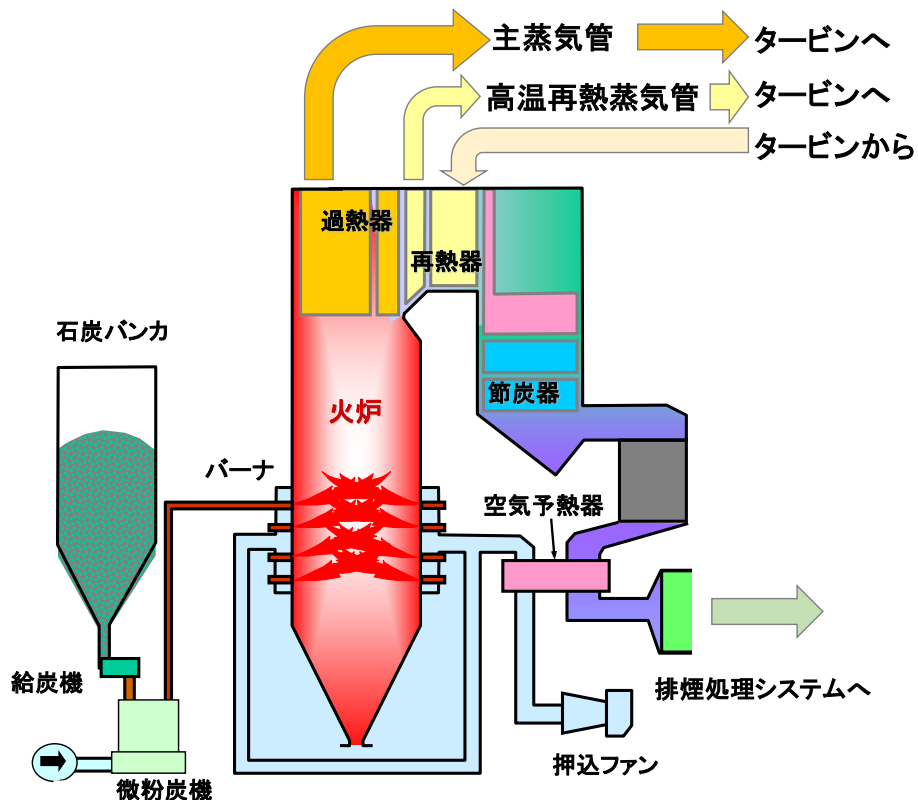
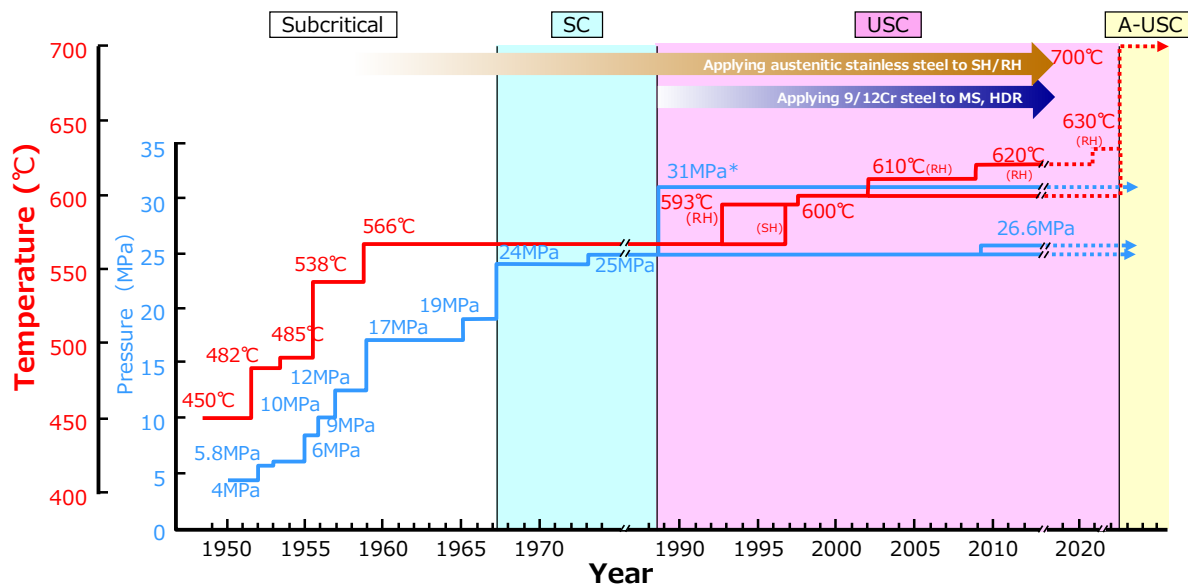


Fig.1.6 発電用ボイラの構成

### 1.1.3 ボイラの蒸気条件の変遷と CO<sub>2</sub> 排出量削減に向けた取り組み

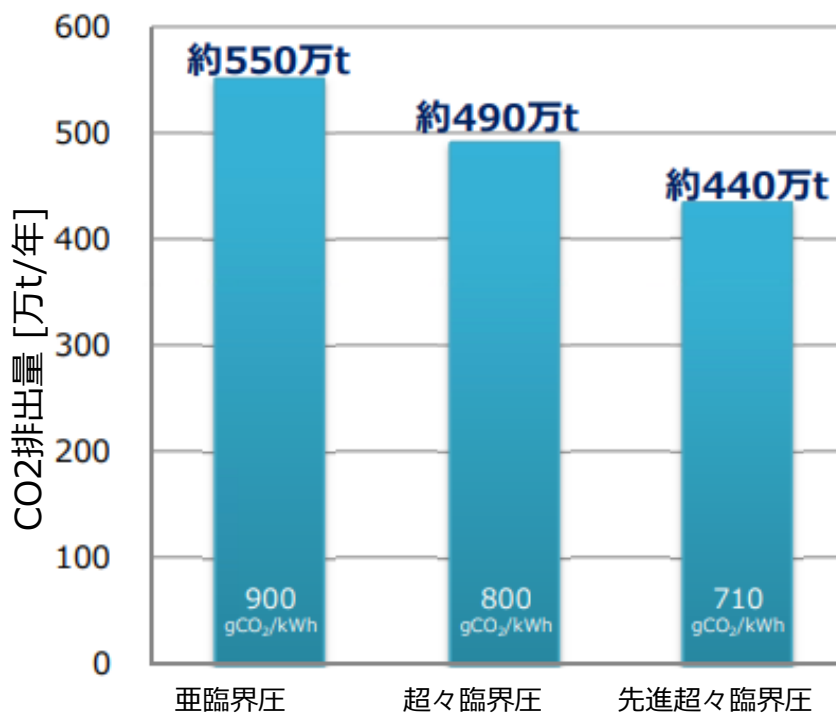
前述したように、電力の安定的供給と再エネ導入拡大を進めるために重要な役割を担う火力発電については、火力発電プラントの高効率化による CO<sub>2</sub> 排出量削減に関する取り組みが行われている<sup>1-9)・1-10)</sup>。特に石炭を燃料として取り扱う火力発電では、熱エネルギー効率向上を目的に蒸気条件の高温・高圧化が進められており、経済産業省主催の協議会によって取り纏められた“次世代火力発電に関わる技術ロードマップ”にて、発電設備の高効率化を進め、環境負荷を低減する方針が打ち出されている<sup>1-11)</sup>。

ここで、日本における発電用ボイラの蒸気条件の変遷を Fig.1.7 に<sup>1-12)・1-13)</sup>、経済産業省からの報告<sup>1-11)</sup>をもとに 100 万 kW 石炭火力発電プラントにおける CO<sub>2</sub> 排出量を比較した結果を Fig.1.8 に示す。1950 年頃までは、ボイラの主蒸気温度は 450℃、主蒸気圧力は 4MPa であったが、1967 年に超臨界圧ボイラ(SC: super critical, 538/566℃, 24.1MPa)が稼働し、1989 年には、次世代の超々臨界圧ボイラ(USC: ultra super critical, 566/566/566℃, 31MPa)が稼働し、発電効率の向上が図られてきた。その後も、蒸気温度 600℃、主蒸気圧力 25MPa 級の高発電効率の USC ボイラが続々と稼働し、環境負荷の低減に寄与している<sup>1-14)・1-15)</sup>。さらに 2008 年度から、経済産業省の補助事業として、700℃級の先進超々臨界圧ボイラ(A-USC: advanced ultra super critical, 700/700℃, 35MPa)の開発プロジェクトが進められており<sup>1-16)</sup>、A-USC ボイラが実現すれば発電効率のさらなる向上と CO<sub>2</sub> 排出量の削減が期待される。



※Subcritical：亜臨界圧、SC：超臨界圧、USC：超々臨界圧、A-USC：先進超々臨界圧

Fig.1.7 日本における発電用ボイラの蒸気条件の変遷 (1-12), (1-13)



※年間稼働率70%として試算

Fig.1.8 100万kW石炭火力発電プラントのCO<sub>2</sub>排出量の比較

## 1.2 ボイラ用耐熱鋼と異材継手溶接部

### 1.2.1 ボイラ用耐熱鋼

高い蒸気条件を達成できた背景には、高温・高圧の蒸気条件下で長時間の使用に耐えうる耐熱鋼の存在がある。代表的なボイラ用耐熱鋼として、フェライト系耐熱鋼の開発変遷を Fig.1.9 に、オーステナイト系耐熱鋼の開発変遷を Fig.1.10 に示す<sup>1-17)</sup>。フェライト系耐熱鋼を大別すると、炭素鋼、低合金鋼（あるいは Cr-Mo 鋼）および高クロム鋼（あるいは高強度フェライト系耐熱鋼）に分けられ、基本的には、炭素鋼よりも低合金鋼が、低合金鋼よりも高クロム鋼が高い高温強度と耐食性を有する。高強度と高耐食性には、Cr, Mo, V, Nb, W などの合金元素の添加が強く影響しており、これら合金元素の緻密な成分設計と熱処理による組織制御により、実用的なフェライト系耐熱鋼が開発されてきた。

一方、オーステナイト系耐熱鋼は、18Cr-8Ni 系鋼、23Cr-12~16Ni 系鋼および 25Cr-20Ni 系鋼に分けられ、いずれもフェライト系耐熱鋼よりも多量の Cr, Ni を含有するために耐酸化性や耐食性に優れる。また、本質的にフェライト系耐熱鋼に比べて高温環境下での元素の拡散が遅いため金属組織の変化が起こりにくいことと、Ni の添加によりオーステナイト組織がより安定化していることから、分散強化、固溶強化の効果が長時間にわたって保持される。これらにより、フェライト系耐熱鋼よりも高温強度が高いという特長を持つ。なお、近年では、700℃、35MPa の蒸気条件に耐えるために、Ni 基合金の開発も進められている<sup>1-18)</sup>。

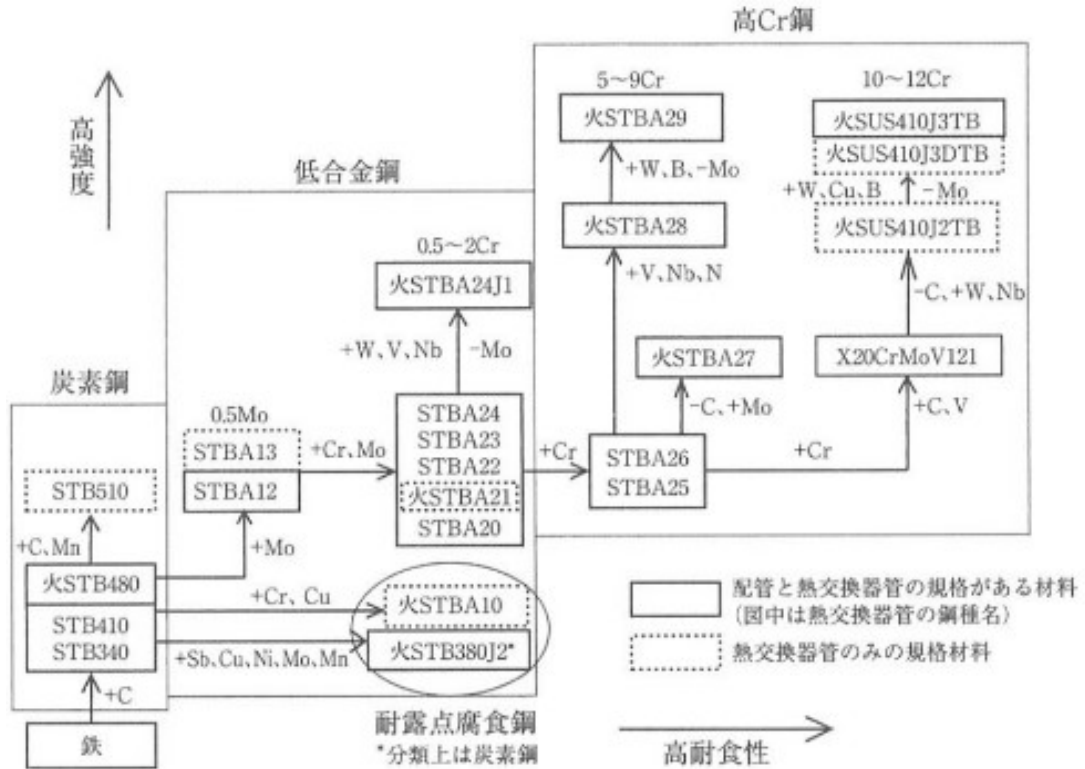


Fig.1.9 ボイラ用フェライト系耐熱鋼の開発変遷 1・17)

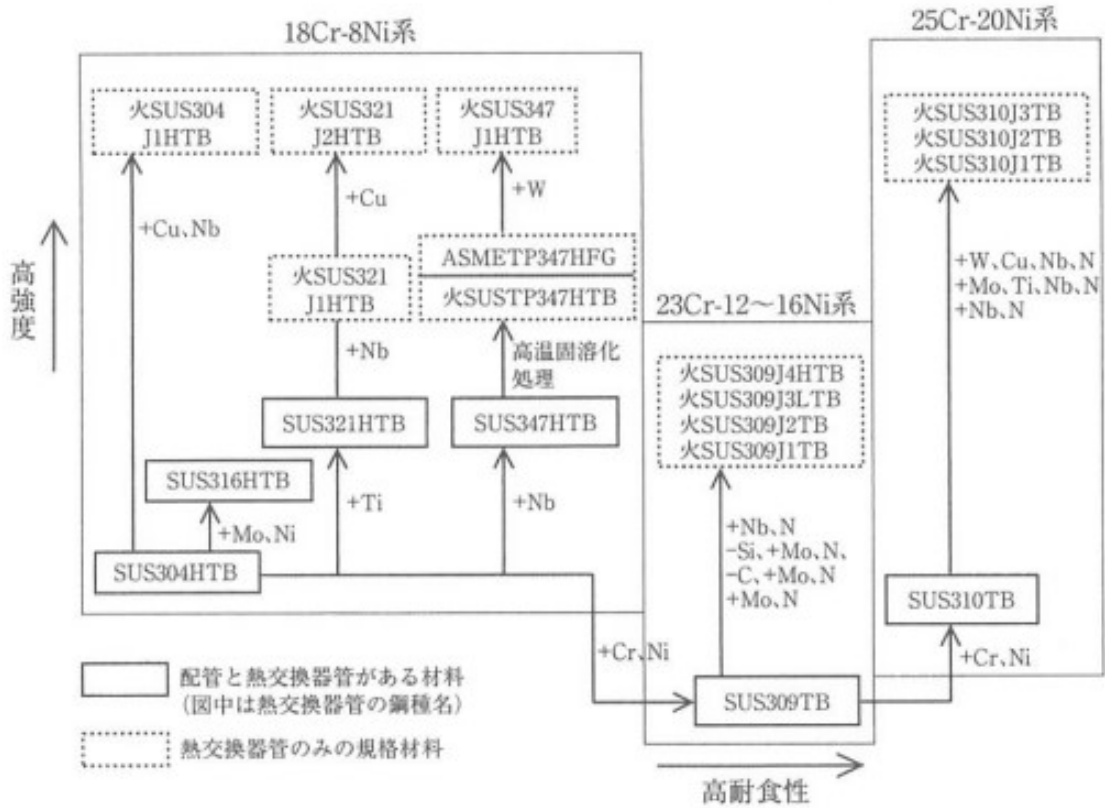


Fig.1.10 ボイラ用オーステナイト系耐熱鋼の開発変遷 1・17)

### 1.2.2 ボイラ本体における異材継手溶接部

ボイラ耐圧部（チューブおよびパイプ）の材料設計において、高温強度と耐食性のより高い材料を選定することで、クリープ損傷や高温腐食などの損傷リスクは低減され、ボイラの信頼性は向上する。一方で、高グレードの材料は価格が高いため、闇雲に高グレードの材料を選定してしまうとボイラの製造コストが膨れ上がる。よって、ボイラの使用環境・部位に適した材料を選定することが重要である。Table 1.1 にボイラ本体の部位ごとに採用されている材料を整理して示す。同表は一例であるが、ボイラ本体にはさまざまな種類の耐熱鋼が使用されている。発電用ボイラは、これらの耐熱鋼同士を突合せ溶接で接合して製造される大型溶接構造物である。溶接構造物における溶接部は、調質された母材の組織が高温に曝されて変化した場所、あるいは溶接金属が凝固した場所であり、構造物における弱点部となることから<sup>1-19)</sup>、ボイラの設備保全を行ううえで非常に重要な部位である。このようにただでさえ損傷発生リスクの高い溶接部であるが、異種の材料を接合してできる異材継手溶接部は、冶金的、物理的性質の異なる母材同士を接合することで、溶接金属や継手の力学特性が母材や溶接材料の組成や組織によって大きく変化するため<sup>1-20)</sup>、同材継手溶接部よりも損傷発生リスクが高いと言える。なお、ボイラ本体において、一般的に異材継手溶接部と呼ばれるものは、低合金鋼とオーステナイト系ステンレス鋼を接合したものと、高クロム鋼とオーステナイト系ステンレス鋼を接合したものの2種類があり、本論文では、前者を低合金鋼異材継手溶接部、後者を高クロム鋼異材継手溶接部と称す。

Table 1.1 ボイラ本体で使用される耐熱鋼の主な種類

主 要 ボイラ管	使用材料	
水壁管	炭素鋼	CrMo 鋼 1 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼 2 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼
過熱器管	炭素鋼	CrMo 鋼 1 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼 2 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼 2 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> Cr1.6WVNb 鋼 9CrMoVNb 鋼 9Cr0.5Mo1.8WVNb 鋼 12Cr0.4Mo2WCuVNb 鋼 18Cr8Ni 鋼 16Cr12Ni2Mo 鋼 18Cr10NiTi 鋼 18Cr10NiNb 鋼 25Cr20NiNbN 鋼 22Cr15NiNbN 鋼
	炭素鋼	CrMo 鋼 1 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼 2 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼 2 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> Cr1.6WVNb 鋼 9CrMoVNb 鋼 9Cr0.5Mo1.8WVNb 鋼 12Cr0.4Mo2WCuVNb 鋼 18Cr8Ni 鋼 16Cr12Ni2Mo 鋼 18Cr10NiTi 鋼 18Cr10NiNb 鋼 25Cr20NiNbN 鋼 22Cr15NiNbN 鋼
	炭素鋼	CrMo 鋼 1 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼 2 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> CrMo 鋼 2 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> Cr1.6WVNb 鋼 9CrMoVNb 鋼 9Cr0.5Mo1.8WVNb 鋼 12Cr0.4Mo2WCuVNb 鋼 18Cr8Ni 鋼 16Cr12Ni2Mo 鋼 18Cr10NiTi 鋼 18Cr10NiNb 鋼 25Cr20NiNbN 鋼 22Cr15NiNbN 鋼

□: 炭素鋼 □: フェライト系合金鋼 □: オーステナイト系ステンレス鋼

### 1.2.3 ステンレス系溶接材料を使用した異材継手溶接部の損傷発生メカニズム

低合金鋼異材継手溶接部および高クロム鋼異材継手溶接部の断面模式図を Fig.1.11 に示す. これらの異材継手溶接部の製造において, 一般的に使用されている溶接材料は, Ni 基のインコネル系溶接材料であるが, インコネル系溶接材料を用いた溶接方法が確立する以前は, オーステナイト系ステンレス溶接材料(主として D309)が使用されていた<sup>1-21)</sup>. しかし, 1980年代, 火力発電プラントの DSS や WSS<sup>1</sup>が増加したことにより<sup>1-22)</sup>, オーステナイト系ステンレス溶接材料を用いたボイラ伝熱管異材継手溶接部でクリープ疲労損傷が多発した<sup>1-23)</sup>.

オーステナイト系ステンレス溶接材料を用いた低合金鋼異材継手溶接部に生じたクリープ疲労損傷の代表例を Fig.1.12 に示す<sup>1-24)</sup>. 同図(a)は過熱器管の異材継手溶接部で発生した損傷事例であり, (b)は再熱器管の異材継手溶接部で発生した損傷事例である. いずれの損傷も低合金鋼側の融合部界面に沿って亀裂が生じており, 亀裂の周りには粒界に沿った割れやボイドがみられることも特徴である. 本損傷の発生メカニズムについては, Lundin や EPRI(Electric Power Research Institute, Inc.)などで研究されており<sup>1-25),1-26)</sup>, Fig.1.13 に示すように合金鋼母材, ステンレス鋼母材およびステンレス溶接材料のそれぞれの線膨張係数差に起因した過大な熱応力が溶接部に作用し, 融合部に亀裂が発生するとされている. また, 溶接材料と合金鋼間の炭素移動にともない HAZ(heat affected zone)に脱炭層が生成することによる HAZ の軟化も損傷の要因とされている<sup>1-27)</sup>.

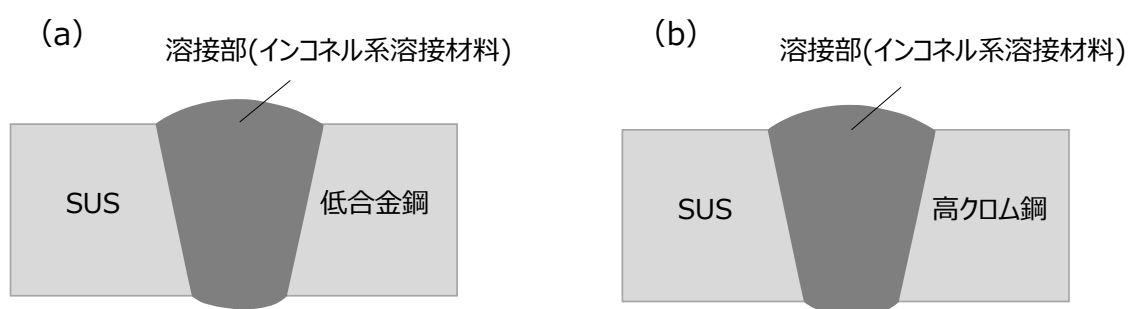


Fig.1.11 ボイラ伝熱管異材継手溶接部の断面模式図

(a) SUS/低合金鋼, (b) SUS/高クロム鋼

<sup>1</sup> DSS: daily start and stop (日間起動停止), WSS: weekly start and stop (週末起動停止)

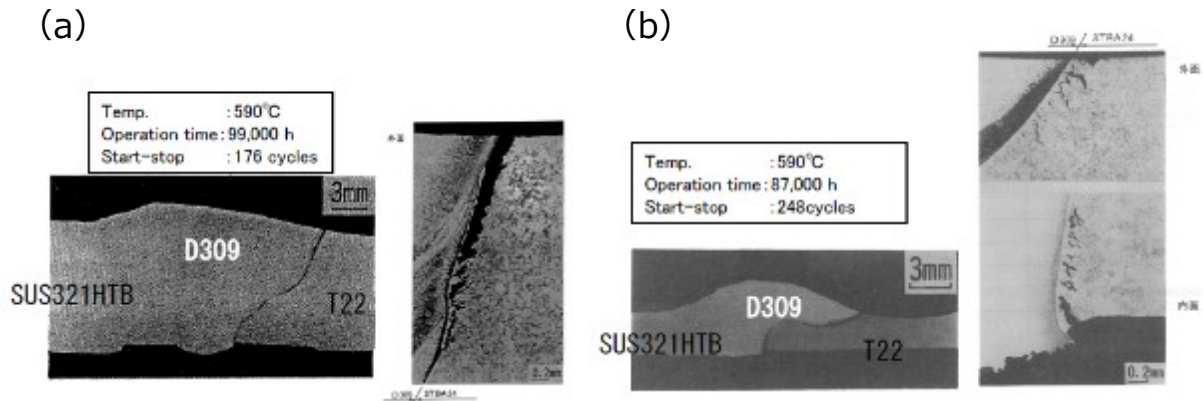


Fig.1.12 ステンレス溶接材料を用いた低合金鋼異材継手溶接部に生じる疲労損傷  
 (a) 過熱器管の損傷事例, (b) 再熱器管の損傷事例

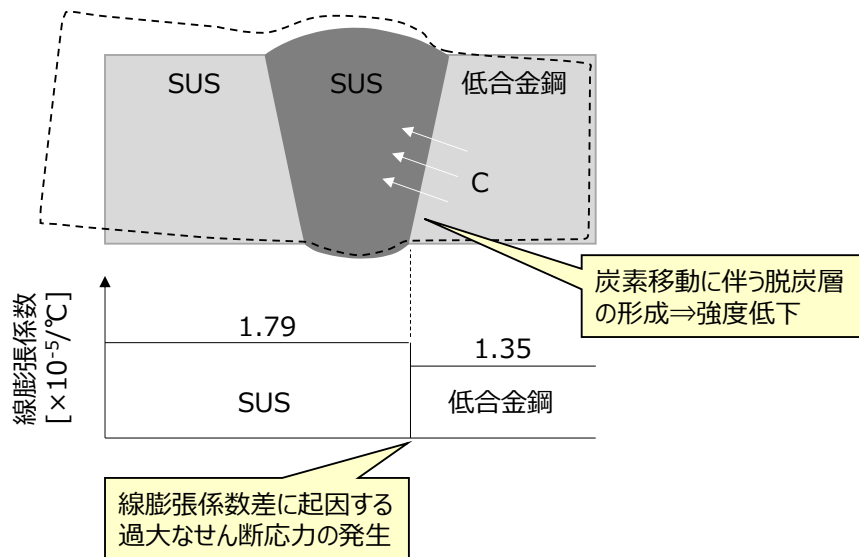


Fig.1.13 低合金鋼異材継手溶接部に生じる疲労損傷の発生メカニズム

#### 1.2.4 ステンレス系溶接材料を使用した異材継手溶接部に生じる損傷の対策

前述のとおり、ステンレス系溶接材料を使用した異材継手溶接部に生じる損傷の要因は、溶接材料と合金鋼の線膨張係数差や溶接材料と合金鋼間の炭素移動である。そこで、この損傷の対策として、ステンレス系溶接材料に代わる新しい溶接材料が用いられるようになった<sup>1-28)</sup>。新しい溶接材料は、INCONEL82 に代表されるインコネル(Ni 基合金)系溶接材料であり、その線膨張係数はステンレス系溶接材料よりも低合金鋼の線膨張係数に近く、さらに炭素移動に伴う脱炭層が生じにくいという特長を持つ (Fig.1.14)。このインコネル系溶接材料については、経済産業省が定める“使用前・定期安全管理審査実施要領<sup>1-29)</sup>”に、設備保全に対する要求事項として、「異材継手

溶接部には、インコネル系溶接棒が使用されていること」と規定されており、一般的に認められた対策となっている。

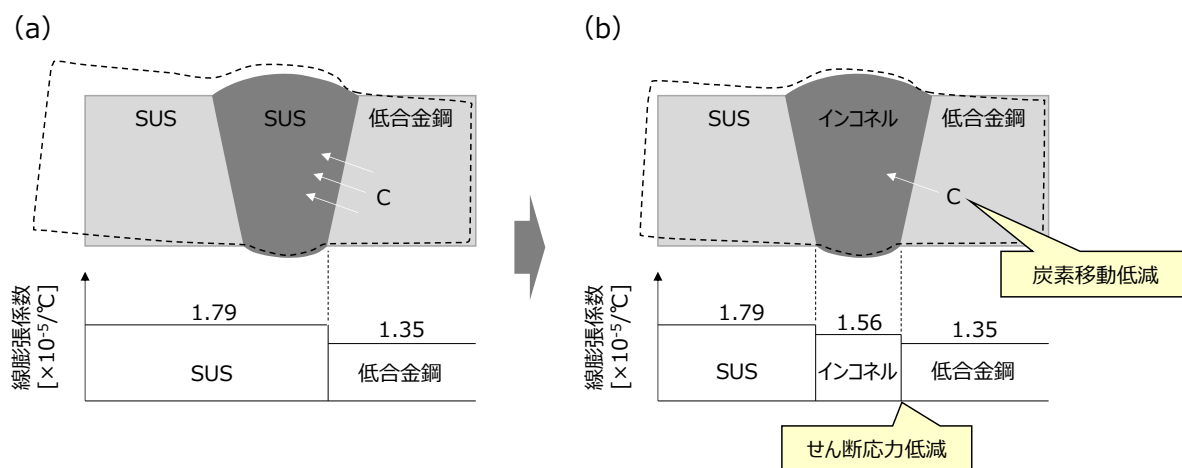


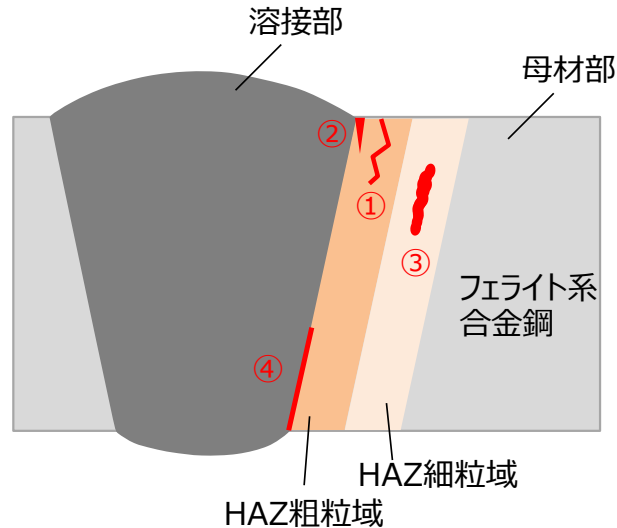
Fig.1.14 インコネル系溶接材料による損傷抑制対策

(a) 従来方式, (b) 改善方式

### 1.3 インコネル系異材継手溶接部における課題

#### 1.3.1 インコネル系異材継手溶接部に生じる損傷

インコネル系溶接材料は、ステンレス系溶接材料を用いた異材継手溶接部で問題となっていたクリープ疲労損傷の抑制対策として非常に有効である。しかしながら、インコネル系溶接材料を用いた異材継手溶接部で損傷が生じないわけではない。ここで、インコネル系溶接材料を用いた異材継手溶接部で起きる主な損傷モードを Fig.1.15 に示す。この異材継手溶接部に生じる主な損傷として、前述したクリープ疲労損傷のほか、インコネルと低合金鋼間の炭素移動に伴って界面近傍に Cr 炭化物が形成され、炭化物周辺に生じる低クロム濃度領域が優先的に酸化することで起きるとされているオキサイドノッチ<sup>1-30),1-31)</sup>、HAZ に生じるクリープ損傷および融合部損傷が知られている<sup>1-32)</sup>。



	損傷モード	発生場所
①	クリープ疲労	HAZ粗粒域(管外表面)
②	オキサイドノッチ	界面(管外表面)
③	クリープ損傷	主にHAZ細粒域(内部)
④	融合部損傷	界面(内部、管内面側)

Fig.1.15 異材継手溶接部に生じる損傷

異材継手溶接部で起きる4種類の損傷モードの内、HAZ粗粒域に生じるクリープ疲労損傷は、D309に代表されるオーステナイト系ステンレス溶接材料と低合金鋼との熱膨張差により、ボイラの起動停止時に過大なせん断応力が異材継手に発生することが主たる損傷原因であったため、熱膨張差の小さいインコネル系溶接材料を使用することで損傷抑制が図られてきた<sup>1-33)</sup>。また、オキサイドノッチに対しては、PT (penetrant test) などの非破壊検査によって、クリープ損傷に対しては、ラーソン・ミラー法<sup>1-34)</sup>やポイド個数密度法<sup>1-35)</sup>などの余寿命評価手法によって、設備保全が行われている。他方で、融合部損傷はその発生メカニズムが明らかになっておらず、適切な設備保全が困難な状況である。したがって、異材継手溶接部に生じる融合部損傷発生メカニズムの解明は喫緊の課題である。

### 1.3.2 融合部損傷に関する従来研究

インコネル系溶接材料を用いた異材継手溶接部に生じる融合部損傷に関しては、研究機関、電力会社、ボイラメーカーおよび鉄鋼メーカーにより、実機損傷材の調査やラボ試験などを通じ、損傷に影響を及ぼす因子や損傷発生メカニズムについて研究されてきた<sup>1-36)・1-41)</sup>など。例えば、EPRIの報告<sup>1-36)</sup>やRobertsらの報告<sup>1-37)</sup>によると、Type I carbideと呼ばれる $M_{23}C_6$  (Mは主にCrやFe)や $M_6C$  (Mは主にMoやFe)を主とする炭化物が融合部界面に沿って列状に析出することにより、析出物を起点にボイドが発生すると述べられている。Fig.1.16はインコネル系溶接材料と低合金鋼の融合部界面近傍に生成したType I carbideとボイドの観察例である。Type I carbideは溶接金属と母材の融合部界面ではなく、界面から数 $\mu m$ 母材側に離れた位置に界面のラインに沿うように列状に析出しており、その周囲にボイドが生成している。また、開先角度も融合部損傷の影響因子の一つとして述べられている。Fig.1.17は、標準的な開先角度( $37.5^\circ$ )とそれよりも角度の大きい開先角度( $60^\circ$ )について、両者の損傷度の違いに関する研究報告の一部であるが、開先角度( $60^\circ$ )の方が損傷が発生しにくいとされている。

しかしながら、列状析出物からボイドが発生する詳細なメカニズムやほかの影響因子の可能性については不明な部分も多く、山下らの報告<sup>1-41)</sup>にもあるように損傷発生メカニズムの解明にまでは至っていない。

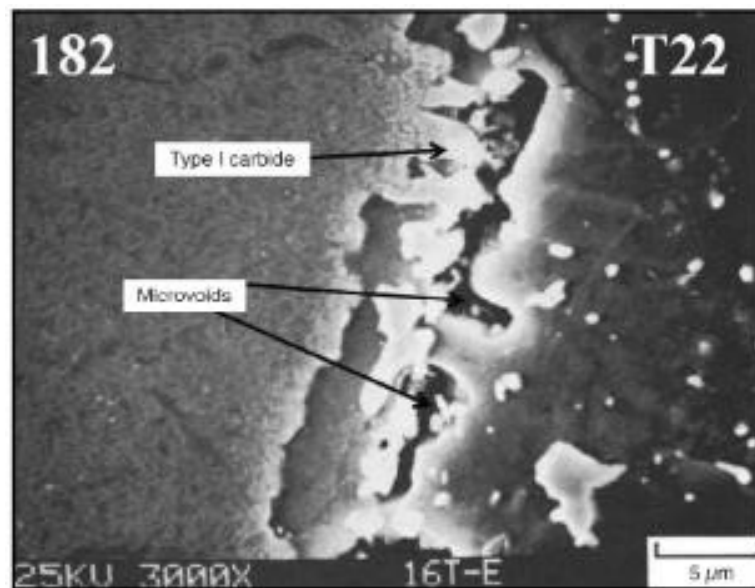
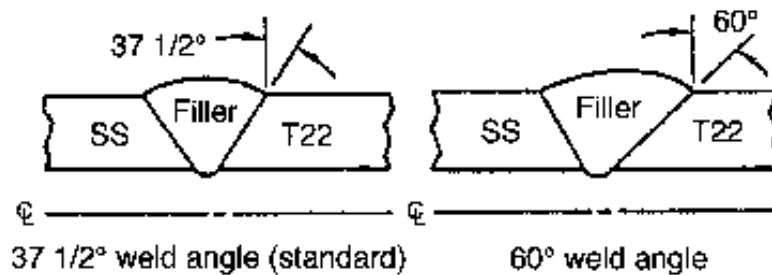


Fig.1.16 列状析出物 (Type I carbide) の周りに生成するボイド<sup>1-36)</sup>



- ii. Four joint geometries were examined in accelerated, laboratory testing. A bevel of 60° on the ferritic side of the DMW (a large increase from the standard 37.5°) resulted in a 60% increase in life, while a "wide-cap" approach resulted in a 50% increase in life. Figure 1-14 shows the different joint geometries which were examined [1-4].

Fig.1.17 開先角度による損傷度の違い 1-36)

## 1.4 本研究の目的と構成

### 1.4.1 研究の目的

火力発電プラントの主要機器の一つであるボイラの伝熱管や配管は、高温・高圧の厳しい環境下で使用されることが多く、異種の材料からなる管同士を接合する際に生じる異材継手溶接部では母材と溶接部の融合部界面に沿って亀裂が発生・進展する融合部損傷が起きる。この融合部損傷に影響を及ぼす因子については、研究機関や鉄鋼メーカーなどで研究されており、融合部に生じる列状の析出物が影響因子の可能性として報告されている文献もあるが、損傷発生メカニズムの解明にまでは至っていない。異材継手溶接部の設備保全を行ううえで、融合部損傷の発生メカニズムの解明は不可欠であり、同溶接部についてはボイラの信頼性を担保するうえで重要課題と言える。

そこで本研究では、損傷発生メカニズムの解明が課題となっているボイラの異材継手溶接部に生じる融合部損傷を対象に、組織観察などの冶金学的検討やクリープ解析などの材料力学的アプローチにより同損傷の影響因子を検討し、損傷発生メカニズムを解明することを第一の目的とする。また、検討した損傷発生メカニズムをもとに、融合部損傷のリスク評価手法、検査手法ならびにリスク低減手法を組み合わせた保全要領を策定することを第二の目的とする。さらに、これらの研究結果を実際の異材継手溶接部の保全活動に活用し、同溶接部の信頼性向上を図るとともにボイラの安定運転を実施するための指標を示すことにある。

#### 1.4.2 本研究の構成と内容

本論文は 1 章から 5 章までの全 5 章で構成されており、各章の要旨は以下のとおりである。

第 1 章では、昨今の電力市場における火力発電プラントの役割と、火力発電プラントの主要機器の一つであるボイラおよびボイラ用耐熱鋼の開発変遷について述べた。また、ボイラの保全を行ううえで重要な部位である異材継手溶接部の課題を示した。さらに、同課題解決を含む本研究の目的を述べた。

第 2 章では、高クロム鋼とオーステナイト系ステンレス鋼あるいは低合金鋼からなる高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷を対象に、損傷材、未損傷材および未使用材を供試体とし、電子顕微鏡や EDX (energy dispersive X-ray spectroscopy) などの分析装置を用いて損傷に影響を及ぼす冶金学的因子を検討する。また、影響因子に基づく損傷発生メカニズムを考察する。

第 3 章では、低合金鋼とオーステナイト系ステンレス鋼からなる低合金鋼異材継手溶接部を対象に、損傷材、未損傷材および未使用材を供試体とし、光学顕微鏡観察や電子顕微鏡観察により、冶金学的な影響因子を検討する。また、スモールパンチクリープ試験により溶接部近傍組織の材料特性を取得し、その特性を用いた弾性クリープ解析により、損傷材と未損傷材の材料力学的な差異を明らかにする。さらにこれらの結果を踏まえ、損傷発生メカニズムを考察する。

第 4 章では、高クロム鋼異材継手溶接部および低合金鋼異材継手溶接部の両者に対し、損傷発生メカニズムに立脚した損傷発生リスクの評価手法を検討する。また、損傷の早期検出を目的とした検査手法を検討するとともに、損傷発生抑制を目的とした損傷発生リスク低減手法を検討し、これらの検討結果を踏まえた保全要領を提案する。

第 5 章では、本研究で得られた成果を総括する。

## 参考文献

- 1-1) 資源エネルギー庁, 今後の再生可能エネルギー政策について, 2022, pp. 1-83.
- 1-2) 経済産業省, 2050年カーボンニュートラルに伴うグリーン成長戦略, 2020, pp. 1-161.
- 1-3) 資源エネルギー庁, カーボンニュートラルに向けた産業政策“グリーン成長戦略”とは?, 2021, (2022年8月12日参照, [https://www.enecho.meti.go.jp/about/special/johoteikyo/green\\_growth\\_strategy.html](https://www.enecho.meti.go.jp/about/special/johoteikyo/green_growth_strategy.html)).
- 1-4) 資源エネルギー庁, 諸外国における脱炭素化の動向, 2021, (2022年8月12日参照, [https://www.enecho.meti.go.jp/about/whitepaper/2021/html/1-2-2.html#:~:text=1%EF%BC%8E,%EF%BC%85%2020%E3%81%AB%E3%81%AE%E3%81%BC%E3%82%8A%E3%81%BE%E3%81%99%E3%80%82](https://www.enecho.meti.go.jp/about/whitepaper/2021/html/1-2-2.html#:~:text=1%EF%BC%8E,%EF%BC%85%2020%E3%81%AB%E3%81%AE%E3%81%BC%E3%82%8A%E3%81%BE%E3%81%99%E3%80%82))).
- 1-5) 資源エネルギー庁, 再エネの大量導入に向けて～「系統制約」問題と対策, 2017, (2022年8月12日参照, <https://www.enecho.meti.go.jp/about/special/tokushu/saiene/keitouseiyaku.html>).
- 1-6) 電気事業連合会, 汽力発電, (2022年8月12日参照, <https://www.fepc.or.jp/enterprise/hatsuden/fire/kiryoku/index.html>).
- 1-7) 大地昭生, 電気学会誌, 2001, Vol. 121, No. 4, pp. 262-265.
- 1-8) 松本拓俊, 博士論文, 2005, pp. 1-133.
- 1-9) 一ノ瀬利光, 菱田正志, 伊藤栄作, 三菱重工技報, 2008, Vol. 45, No. 1, pp. 6-8.
- 1-10) 若林嘉幸, 丸田得志, 外野雅彦, 北川雄一郎, 菅沼博, 藤村皓太郎, 三菱重工技報, 2009, Vol. 46, No. 2, pp. 13-17.
- 1-11) 経済産業省, 次世代火力発電に係る技術ロードマップ, 2016, (2022年8月12日参照, [https://www.meti.go.jp/committee/kenkyukai/energy\\_environment/jisedai\\_karyoku/pdf/report02\\_01\\_00.pdf](https://www.meti.go.jp/committee/kenkyukai/energy_environment/jisedai_karyoku/pdf/report02_01_00.pdf)).
- 1-12) F. Masuyama, ISIJ. Int., Vol. 41, No. 6, pp. 612-625.
- 1-13) N. Komai, A. Khandelwal, T. Miyazawa, BOILER INDIA 2020, 2020.
- 1-14) 金子祥三, 山本健次郎, 木下正昭, 若林嘉幸, 飯田豊, 三菱重工技報, 1999, Vol. 36, No. 1, pp. 2-5.
- 1-15) 三菱日立パワーシステムズ, 三菱重工技報, 2015, Vol. 52, No. 2, pp. 61-63.

- 1-16) 経済産業省, Cool Earth-エネルギー革新技術計画, 2008, (2022年8月12日参照, [https://www.iae.or.jp/wp/wp-content/uploads/2014/09/ene\\_map\\_2008/CE\\_RM.\\_2008.pdf](https://www.iae.or.jp/wp/wp-content/uploads/2014/09/ene_map_2008/CE_RM._2008.pdf)).
- 1-17) 伊勢田敦朗, 配管技術, Vol. 48, No. 11, pp. 26-32.
- 1-18) 齋藤伸彦, 駒井伸好, 住吉泰生, 竹井康裕, 北村雅樹, 東海林剛, 三菱重工技報, 2015, Vol. 52, No. 4, pp. 27-35.
- 1-19) 小林覚, SAT テクノロジー・ショーケース 2013, 2013, p. 1.
- 1-20) 一般社団法人日本溶接協会ホームページ, (2022年8月12日参照, [http://www-it.jwes.or.jp/qa/details.jsp?pg\\_no=0060050120](http://www-it.jwes.or.jp/qa/details.jsp?pg_no=0060050120)).
- 1-21) 河野隆之, 溶接学会誌, 1993, Vol. 62, No. 3, pp. 144-148.
- 1-22) 中野直広, 三菱電機技報, 2014, Vol. 88, No. 9, pp. 40-45.
- 1-23) 瀬戸口克哉, 材料, 1987, Vol. 36, No.408, pp. 118-124.
- 1-24) 瀬戸口克哉, 博士論文, 1989, pp. 15-16.
- 1-25) C. D. Lundin, Weld. J., 1982, pp. 58-63.
- 1-26) EPRI, Proc. Seminar on Dissimilar Welds in Fossil-Fired Boilers, 1985.
- 1-27) 渡辺正紀, 藤原敏, 津山高専紀要, 1997, 第15号, pp. 3-11.
- 1-28) 山本茂昭, 上月映野, 配管技術, 1986, Vol. 28, No. 8, pp. 25-29.
- 1-29) 経済産業省, 20170323 商局第3号, 2017, pp. 1-73.
- 1-30) R. L. Klueh, J. F. King, Weld. J., 1982, Vol.61, pp. 302-311.
- 1-31) R. L. Klueh, Power. Eng., 1984, pp.52-56.
- 1-32) EPRI, Boiler and Heat Recovery Steam Generator Tube Failures: Theory and Practice, Volume3: Steam-Touched Tubes, p. 47-1.
- 1-33) 羽田壽夫, 南條房幸, 金子祥三, 豊田隆治, 瀬戸口克哉, 増山不二光, 岩本啓一, 三菱重工技報, 1985, Vol. 22, No. 3, pp. 110-120.
- 1-34) F. R. Larson, J. Miller, Trans. ASME, 1952, Vol. 74, pp. 765-771.
- 1-35) 今本敏彦, 藤田正昭, 橋本貴雄, 若林嘉幸, 岩本啓一, 西村宣彦, 火力原子力発電, 2000, Vol. 51, No. 8, pp. 14-22.
- 1-36) J. Shingledecker, J. Siefert, Repair Methods for Dissimilar Metal Welds Development, Weldability, and Properties of EPRI P87 Solid Wire Filler Metal, EPRI Technical Report ID:1019786, 2011, p. 1-1.
- 1-37) D. I. Roberts, R. H. Ryder, R. Viswanathan, J. Press. Vessel. Technol., 1985, Vol. 107, pp. 247-254.

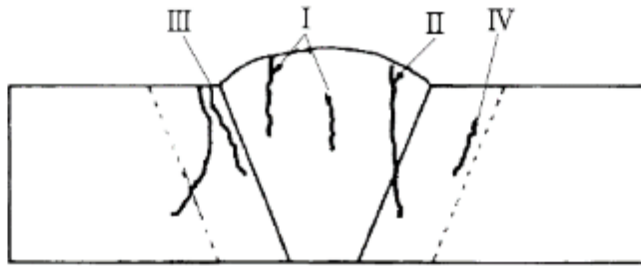
- 1-38) G. R. Wood, J. M. Khoury, J. P. King, Proc. International Conference on Boiler Tube Failures in Fossil Plants, 1997, pp. 1-11.
- 1-39) K. Laha, K. S. Chandravathi, P. Parameswaran, Sunil Goyal, M. D. Mathew, Metall. Mater. Trans. A., 2012, Vol. 43, pp. 1174-1186.
- 1-40) K. Laha, Procedia. Eng., 2014, Vol. 86, pp. 195-202.
- 1-41) 山下拓哉, 山下勇人, 永江勇二, 鉄と鋼, 2019, Vol. 105, No. 1, pp. 96-104.

## 第 2 章 高クロム鋼異材継手溶接部における損傷発生メカニズムの検討

### 2.1 緒言

Cr を 9mass% ~ 12mass% 程度含有した鉄系材料である高クロム鋼は、1990 年以來、主に火力発電プラントの伝熱管、管寄せ、主蒸気配管および再熱蒸気配管などの部位に多く使用されている<sup>2-1)</sup>。高クロム鋼では、低合金鋼の主要添加元素である Cr、Mo のほか、Nb、V、N が添加されている。また、微細な MX 型炭窒化物 (Nb、V 系炭窒化物) が形成されるとともに、焼戻しマルテンサイト処理によって高いクリープ強度を達成した<sup>2-2)</sup>が、高温・高圧の条件で長時間使用されるとクリープ損傷が発生する。耐熱鋼の溶接部に生じるクリープ損傷は Fig.2.1<sup>2-3)</sup>に示す 4 種類に分類され、高クロム鋼の溶接部では HAZ (heat affected zone) の細粒域に生じる TypeIV 損傷が問題となっている<sup>2-4)</sup>。この TypeIV 損傷についてはこれまでに多くの調査と研究が行われ<sup>2-4)-2-6)</sup>、TypeIV 損傷の発生メカニズムに立脚した保守管理が行われている<sup>2-7)-2-11)</sup>。しかしながら、高クロム鋼とオーステナイト系ステンレス鋼あるいは低合金鋼をインコネル系溶接材料で接合してできる高クロム鋼異材継手溶接部では、1 章で述べたとおり、化学組成や異種金属間の熱膨張、クリープ強度特性における複雑な冶金学的、力学的性質の相違のために、TypeIV 損傷とは別の融合部損傷が設計寿命よりも短時間で起こるケースがある<sup>2-12)-2-16)</sup>。異なる 2 種の材質からなる異材継手溶接部に生じる融合部損傷は、溶接条件や設計条件、使用条件などの複数の因子の影響を受けていると考えられるが、例えば Fig.2.2 や Fig.2.3 に示すように融合部界面近傍に生成する析出物やフェライトバンド(脱炭層)を主な影響因子とする研究報告がある<sup>2-17)-2-19)</sup>。しかしながら、高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対し、これらを主因とした損傷発生メカニズムに関する詳細な報告は少ない<sup>2-20)</sup>。

本章では、高クロム鋼とオーステナイト系ステンレス鋼あるいは低合金鋼を接合してできる高クロム鋼異材継手溶接部を対象に、融合部界面近傍に発生する列状析出物の分析や析出物周辺の母相の元素分析を行うとともに、損傷に影響を及ぼす冶金学的因子と、影響因子に基づく損傷発生メカニズムを検討した。なお、本章で対象とした高クロム鋼の材質は、火力発電用ボイラに使用される ASME Grade 91 系鋼 (9Cr-1Mo-VNb 鋼)<sup>2-21)</sup>である。



Type I : 溶接金属内に生じる損傷  
 Type II : 溶接金属から IIAZ に進展した損傷  
 Type III : CGHAZ に生じる損傷  
 Type IV : FGHAZ (インタークリティカル IIAZ) に生じる損傷

Fig.2.1 溶接部に生じるクリープ損傷の分類<sup>2・4)</sup>

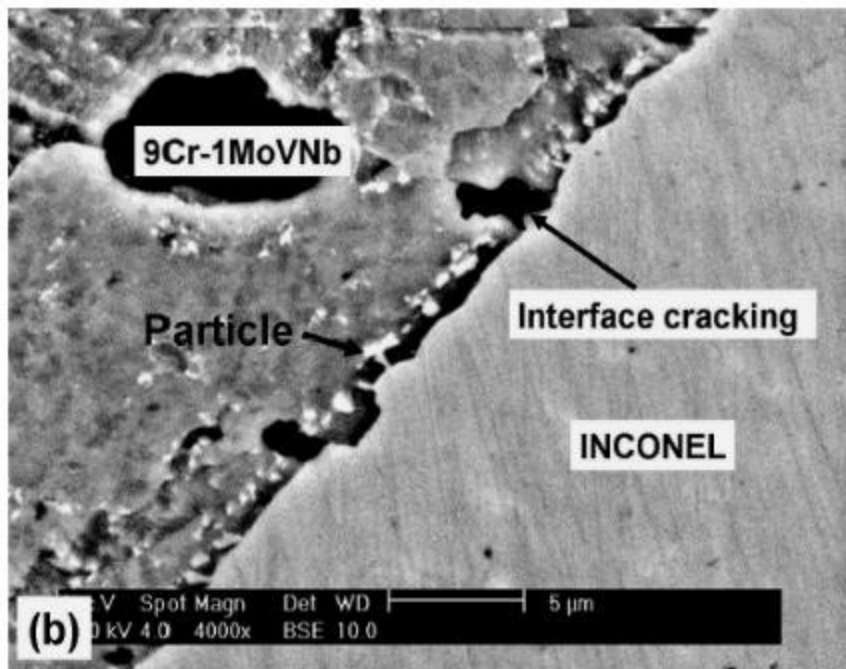


Fig.2.2 融合部界面近傍に発生した析出物と亀裂の観察例<sup>2・17)</sup>

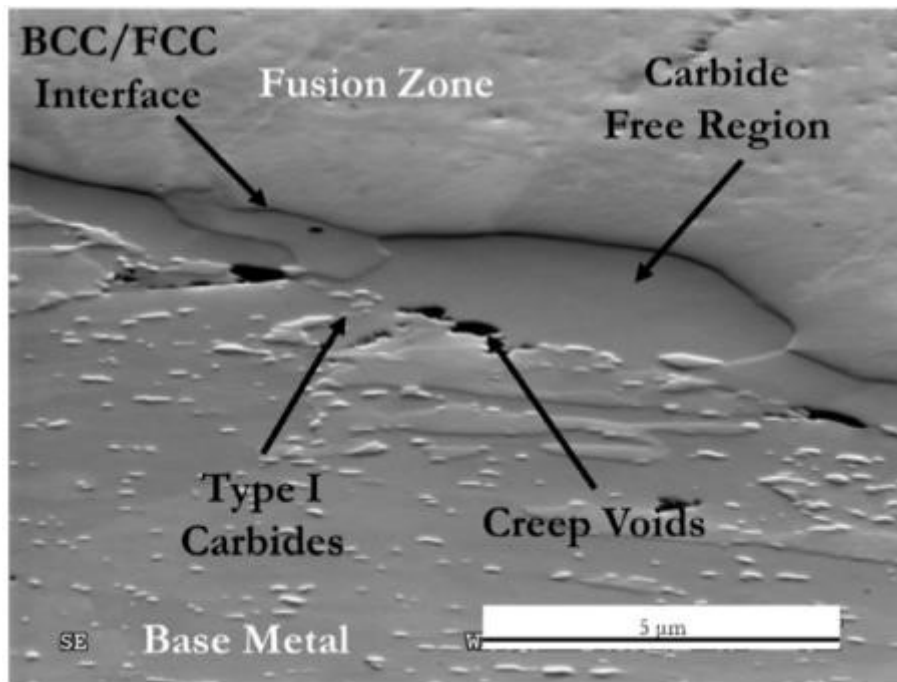


Fig.2.3 融合部界面近傍に発生したフェライトバンドとボイドの観察例 <sup>2-19)</sup>

## 2.2 供試材および実験方法

高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に関しては、亀裂の核となるボイドの周辺に生成する析出物を主要因とする報告が多くあるが、前述のとおり析出物とボイドの生成メカニズム、あるいは融合部損傷の発生メカニズムについて詳細に考察した報告例は無い。そこで、本章では未使用の異材継手溶接部、ならびに実機で長時間使用された後にボイラから採取された異材継手溶接部を供試材として使用し、融合部損傷の影響因子と考えられている析出物や析出物周りの母相の分析などを行った。

本実験で使用した供試材の詳細を Table 2.1 に、各母材材質の化学成分の規格値を Table 2.2～Table 2.4 に示す。供試材として用いた高クロム鋼の材質は、いずれも ASME Grade 91 鋼の火 STBA28 (9Cr - 1Mo - V - Nb - N) および火 SFVAF28 (9Cr - 1Mo - V - Nb - N) であり、ステンレス鋼と低合金鋼の材質は、それぞれオーステナイト系ステンレス鋼の SUS347HTB (18Cr - 10Ni - Nb)、火 SUS321J1HTB (18Cr - 10Ni - Ti - Nb) と SFVAF22A (1Cr - 0.5Mo) である。また、溶接材料は、

インコネル系の溶接材料である HIG370 (Ni bal. - 16Cr - 8Fe - 2Nb - 1Mo - 0.1C) と INCONEL82 (Ni bal. - 20Cr - 2Fe - 3Nb - 0.1C) であり, TIG (tungsten inter gas) 溶接で製造された. これらのうち, 試料 1 は, 溶接後熱処理ままで未使用の異材継手溶接部である. 試料 2 は, ボイラ実機で約 12 万時間使用された異材継手溶接部であり, 実機において超音波検査が行われたが融合部に亀裂は検出されなかった. 試料 3 と試料 4 は, 溶接継手の開先面に溶接材料を先に溶着させるバタリングを行った後, 手溶接で製造され, 同じボイラの類似部位でかつ同様の条件で使用されていたものであり, 使用時間はともに約 9 万時間である. 試料 3 については, 実機使用中に融合部に亀裂が発生しており, この亀裂は超音波探傷検査で検出された. 一方, 試料 4 も同様に超音波探傷検査が行われたが, 亀裂は検出されなかった.

これらの供試材について, 走査型電子顕微鏡 (SEM: scanning electron microscope) および透過型電子顕微鏡 (TEM: transmission electron microscope) を用いて融合部周辺の組織観察を行った. また, エネルギー分散型 X 線分析 (EDX : energy dispersive X-ray spectroscopy) により, 融合部界面近傍の析出物と析出物周りの元素分布を分析した. さらに, EDX を搭載した走査透過電子顕微鏡 (STEM: scanning transmission electron microscope) を用いて界面近傍における特定元素を可視化した. なお, SEM 観察用の試料は鏡面研磨後にナイタール腐食液でエッチングし, TEM 観察, STEM-EDX 分析用の試料は集束イオンビーム (FIB: focused ion beam) 装置で薄膜に加工した.

Table 2.1 供試材の情報

供試材	母材材質	溶接材料	溶接方法	溶接後 熱処理	設計温度 [°C]	実機使用時間	超音波探傷 検査結果
試料 1	火 STBA28 SUS347HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	有	-	未使用	-
試料 2	火 STBA28 火 SUS321J1HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	有	約 620	約 12 万時間	亀裂無し
試料 3	火 SFVAF28 SFVAF22A	INCONEL82	TIG 溶接 (手動 + バタリング)	有	約 540	約 9 万時間	亀裂検出
試料 4	火 SFVAF28 SFVAF22A	INCONEL82	TIG 溶接 (手動 + バタリング)	有	約 540	約 9 万時間	亀裂無し

Table 2.2 高クロム鋼の化学成分(規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al (sol.)	N
火 STBA28	0.08 ~	0.20 ~	0.30 ~	≦ 0.020	≦ 0.010	≦ 0.40	8.00 ~	0.85 ~	0.18 ~	0.06 ~	≦ 0.04	0.030 ~
	0.12	0.50	0.60				9.50	1.05	0.25	0.10		0.070
火 SFVAF28	0.08 ~	0.20 ~	0.30 ~	≦ 0.020	≦ 0.010	≦ 0.40	8.00 ~	0.85 ~	0.18 ~	0.06 ~	≦ 0.04	0.030 ~
	0.12	0.50	0.60				9.50	1.05	0.25	0.10		0.070

Table 2.3 オーステナイト系ステンレス鋼の化学成分(規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Nb	その他
SUS347HTB	0.04 ~	≦ 1.0	≦ 2.00	≦ 0.030	≦ 0.030	9.0 ~	17.00 ~	-	< 8xC% - 1.00	-
	0.10					13.0	20.00			
火 SUS321J1HTB	0.07 ~	≦ 1.0	≦ 2.00	≦ 0.040	≦ 0.030	9.0 ~	17.50 ~	≦ 0.20	≦ 0.40	(Ti+Nb/2)/C 0.6~2.5
	0.14					12.0	19.50			

Table 2.4 低合金鋼の化学成分(規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SFVAF22A	≦ 0.15	≦ 0.50	0.30 ~	≦ 0.030	≦ 0.030	2.00 ~	2.00 ~
			0.60			2.50	2.50

## 2.3 実験結果

試料 1 と試料 2 の融合部近傍の SEM 観察結果を Fig.2.4 と Fig.2.5 に、試料 3 の融合部界面に発生した亀裂先端部の SEM 観察結果を Fig.2.6 に示す。それぞれ向かって左側に溶接金属が、右側に高クロム鋼の HAZ が位置している。

Fig.2.4 は試料 1 の溶接後熱処理ままの組織を示しており、HAZ に旧オーステナイト粒やパケットとみられるマルテンサイト組織が観察され、マルテンサイト組織の境界上に白いコントラストとして観察される析出物が多数生成していることがわかる。試料 2 では、前述した超音波検査結果のとおり、亀裂などの顕著な融合部損傷は観察されなかったが、Fig.2.5 で示すように融合部界面から数  $\mu\text{m}$  程度母材側（高クロム鋼側）に離れた位置に融合部損傷の兆候であるボイドが観察された。図中の青丸で囲んでいるボイドの周辺には融合部界面と沿う方向に析出物が列状に析出しており、それらの大きさは試料 1 で観察されたマルテンサイト組織の境界上にある析出物よりもやや大きかった。なお、融合部界面と列状析出物との間の領域では、マルテンサイト組織は不明瞭となり、析出物はほとんど観察されなかった。試料 3 では、Fig.2.6(a) で示すように、亀裂の先端部分にボイドが多量に生成し、それらは連結していた。また、その発生位置は Fig.2.5 で示した試料 2 と同様に融合部界面から数  $\mu\text{m}$  程度母材側に離れた位置であった。

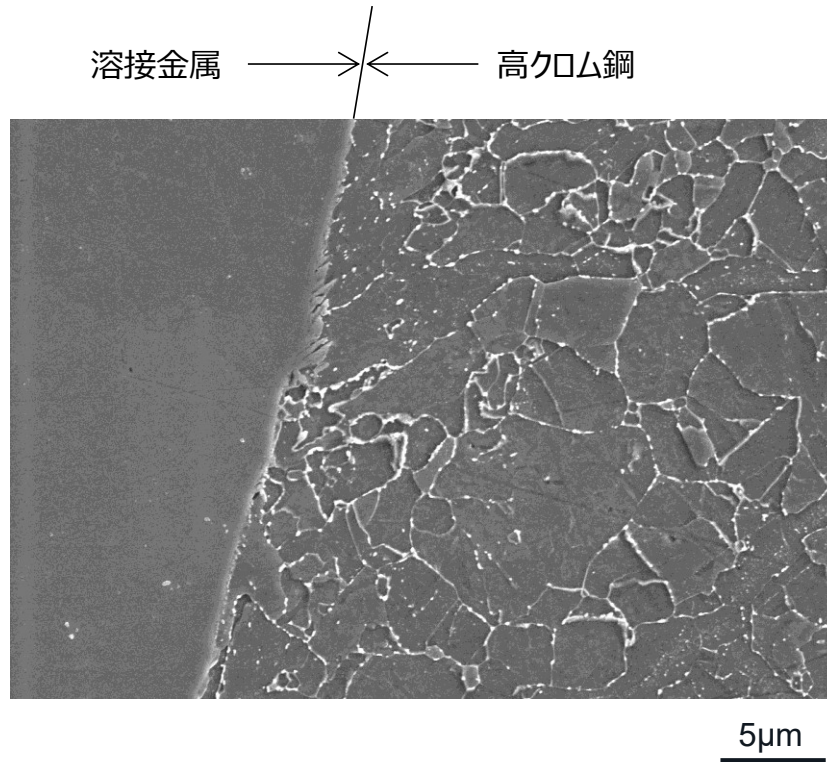


Fig.2.4 試料 1 の SEM 観察結果

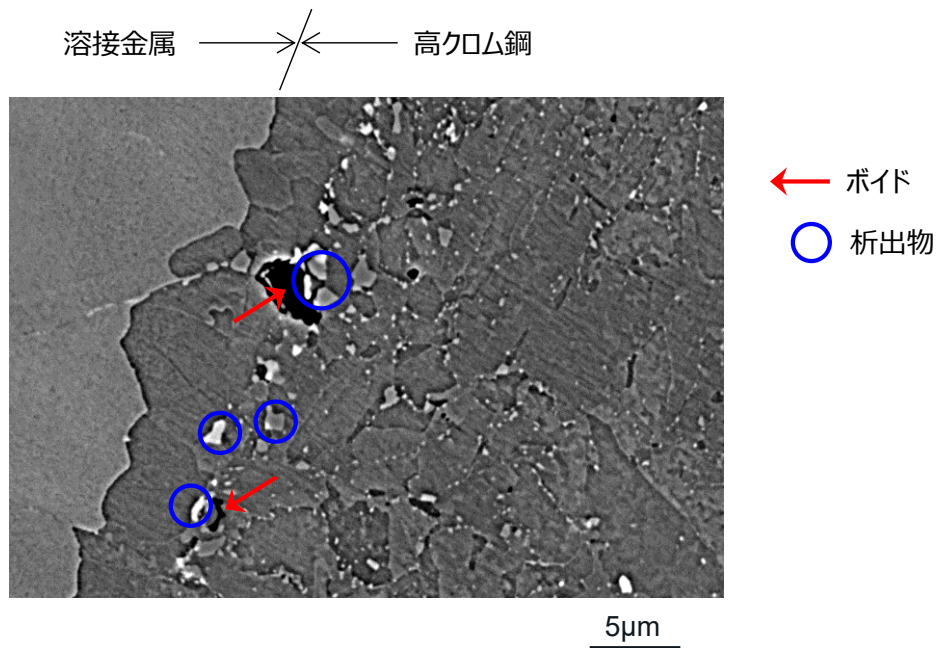


Fig.2.5 試料 2 の SEM 観察結果

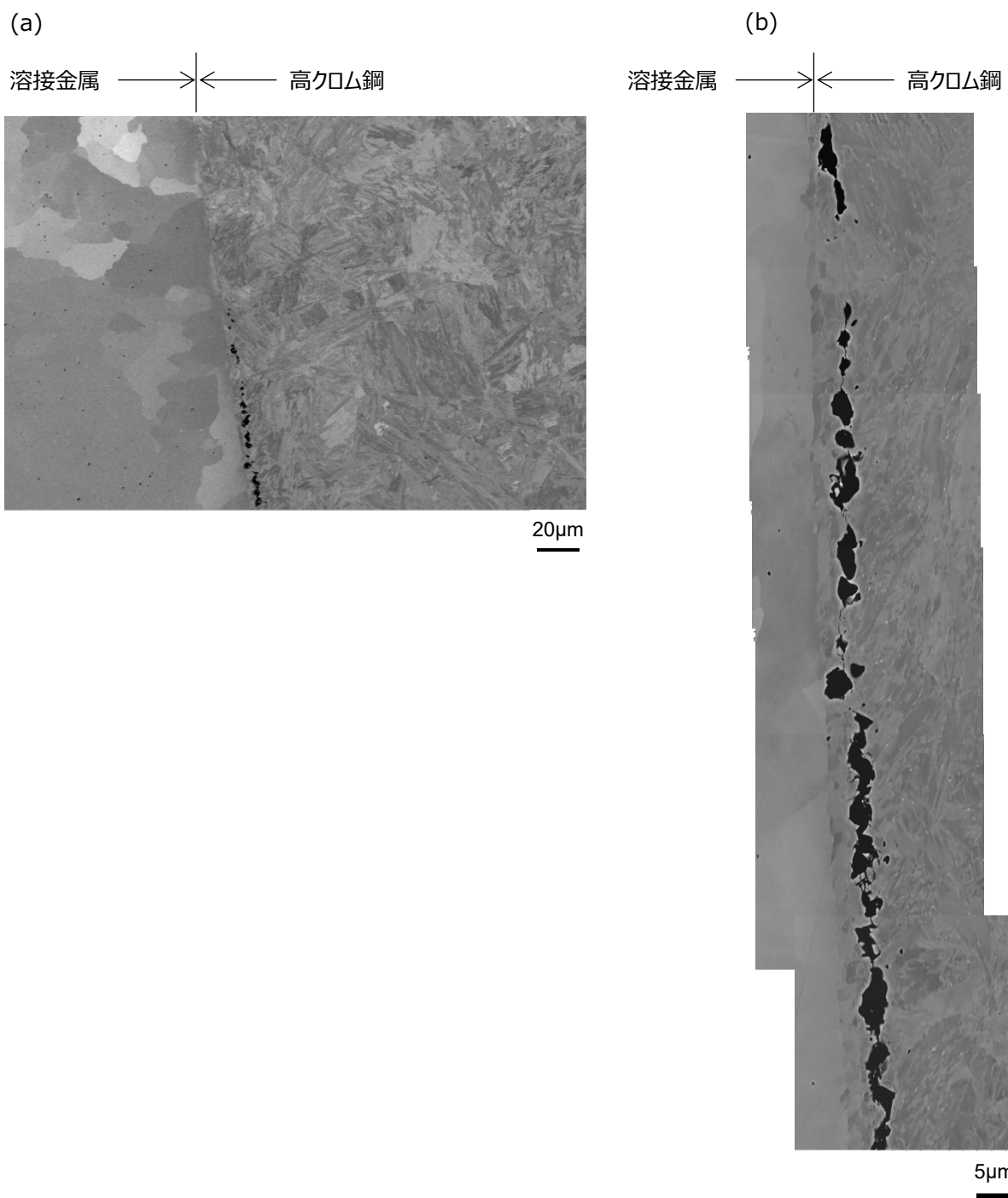


Fig.2.6 試料 3 の SEM 観察結果  
(a) 亀裂先端部, (b) (a) の拡大

Fig.2.7に融合部界面近傍にボイドが発生していた試料2の界面周辺をTEM観察した結果を示す。融合部界面から1 $\mu$ m程度母材側に離れた位置に列状の析出物が観察された。列状析出物は、直径が約1 $\mu$ m程度のもの(図中赤丸)と、それよりも明らかに小さいサイズのもの(図中青丸)が存在した。また、融合部界面と列状析出物の間の領域には、母材のマルテンサイト組織と比べ転位はほぼ観察されないことから、同領域はFig.2.3に例示したフェライトバンドと同様の組織と考えられる。なお、界面の形状から、同領域は高クロム鋼が溶接金属側に張り出しているように見える。

これらサイズの異なる2種類の析出物について、EDXを用いて分析した結果をFig.2.8に示す。Fig.2.8(a)で示すように、サイズの大きい析出物の主成分は、Ni, Cr, Mo, Siであり、サイズの小さい析出物の主成分はFig.2.8(b)で示すようにCr, Moであった。ASME Grade 91鋼中に生成する主な析出物は、 $M_{23}C_6$ , MX, Laves相およびZ相が知られている<sup>2-22)</sup>。ここで $M_{23}C_6$ のMの位置に入る元素はCr, Fe, Moであり<sup>2-23)</sup>、MXのMの位置にはVおよびNbが、Xの位置にはCおよびNが入る<sup>2-24)</sup>。Laves相は $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$ の組成を有する金属間化合物<sup>2-25)</sup>で、Z相はCr, NbおよびVの複合窒化物 $Cr(V, Nb)$ である<sup>2-26)</sup>。このことから主成分をCr, Moとするサイズの小さい析出物は、 $M_{23}C_6$ あるいはLaves相と推定された。一方、Ni, Cr, Mo, Siを主成分とするサイズの大きい析出物については、 $M_{23}C_6$ , MX, Laves相, Z相のいずれの主成分にも合致しない。ここで、物質・材料研究機構から報告のあるSUS316-HPのクリープ試験材で観察されたG相の特性X線スペクトルをFig.2.9に示す<sup>2-27)</sup>。Fig.2.8(a)とFig.2.9のスペクトルを比較すると両者は酷似していることから、Ni, Cr, Mo, Siを主成分とする析出物はG相であると推定された。なお、G相は $A_{16}M_6Si_7$ で記述される金属間化合物であり、Aの位置に入る元素はFe, Co, Niであり、Mの位置に入る元素は遷移元素と言われている<sup>2-28)</sup>。

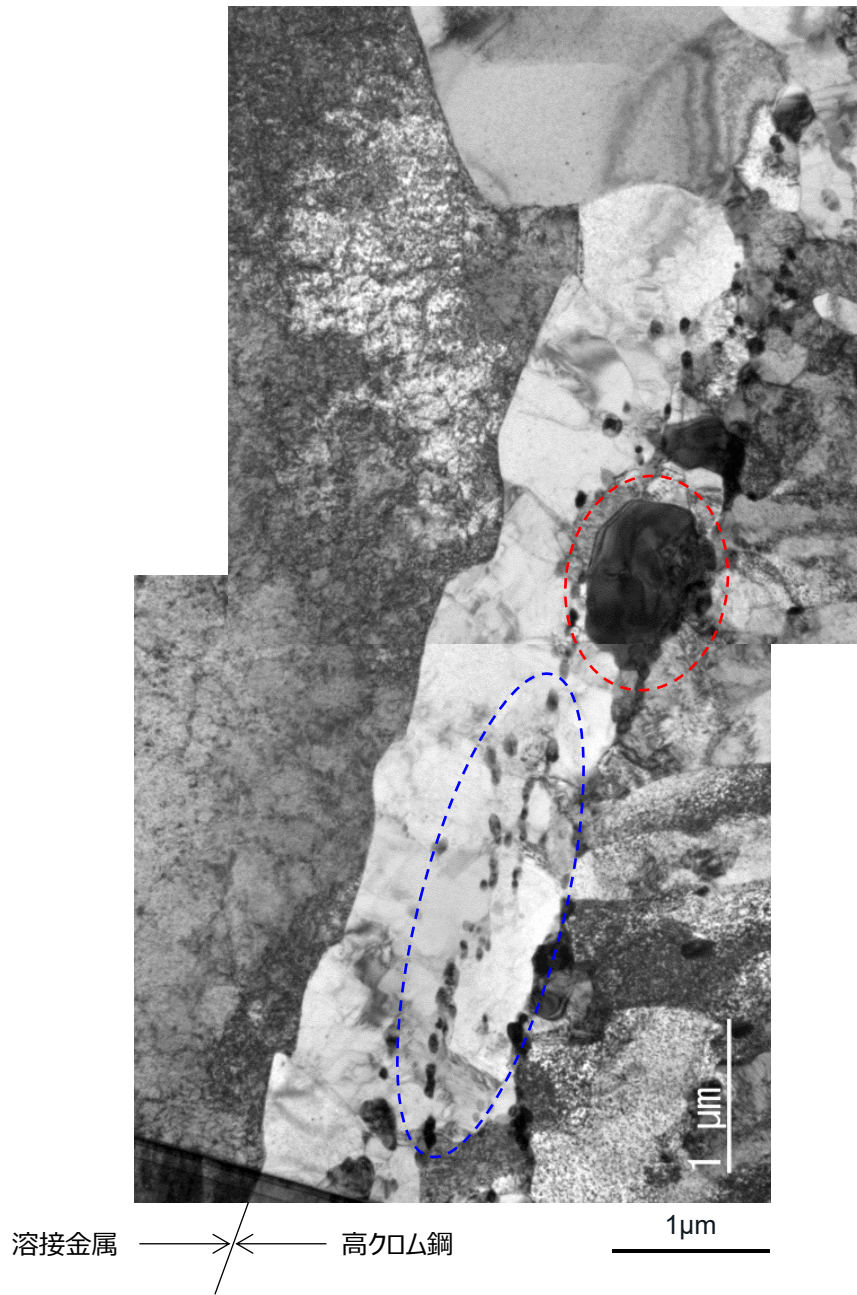


Fig.2.7 試料 2 の融合部界面周辺の TEM 観察結果

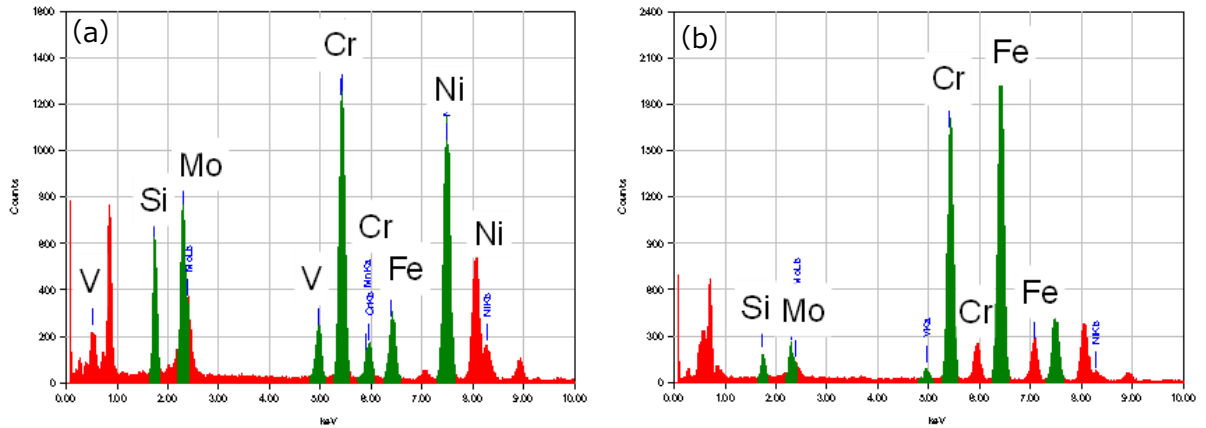


Fig.2.8 試料 2 融合部近傍における析出物の EDX スペクトル  
 (a) 大きい析出物, (b) 小さい析出物

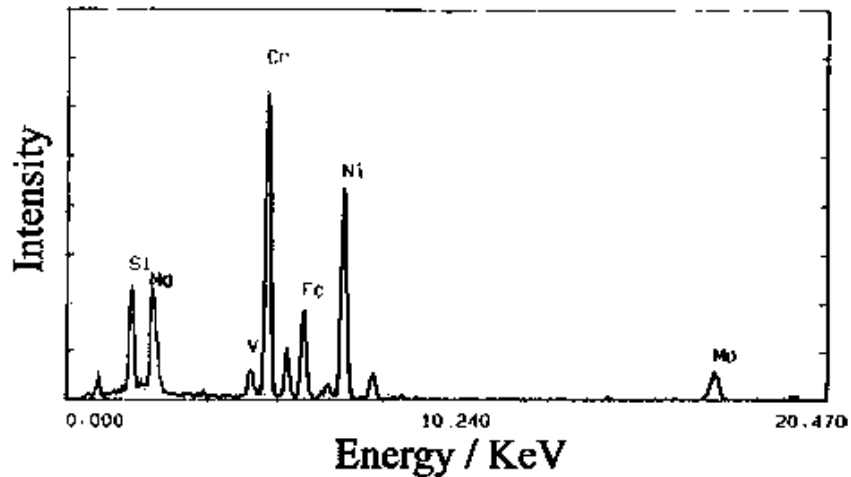


Fig.2.9 物質・材料研究機構によって得られた G 相の特性 X 線スペクトル<sup>2-27)</sup>

つぎに、損傷が顕著な試料 3, ならびに試料 3 と同様の条件で使用されていたものの超音波探傷検査において亀裂(損傷)は確認されていない試料 4 を対象に、融合部の高クロム鋼母相の元素濃度プロファイルを SEM-EDX で分析した結果を Fig.2.10 に示す。なお、各元素の濃度は、融合部界面方向に沿った 400 ピクセル分の特性 X 線情報の平均値である。ここで、横軸(x 軸)の原点は異相界面ではなく、界面より少し溶接金属(Ni 合金)側の領域に相当し、実際の界面は  $x = 1.0\mu\text{m} \sim 3.0\mu\text{m}$  の付近に位置していることに注意されたい。Fig.2.10(a), (c) で示すように、試料 3, 試料 4 とともに、Fe 濃度は界面近傍から高クロム鋼側へ行くにしたがって増加し、逆に Ni 濃度は低下していた。Fig.2.10(b) で示すように、試料 3 では、界面から高クロム鋼側に約  $2.5\mu\text{m}$  離れた位置に対応する  $x = 2.5\mu\text{m}$  近傍において、Cr と Mo の明瞭なピークが認められ

たが、これは界面に列状析出した G 相によるものと考えられる。また、Fig.2.10(b) で示すように、亀裂が発生していた試料 3 では、 $x = 3.5\mu\text{m}$  近傍で Cr や Mo の濃度が急激に低下していた。このことは、列状に析出した G 相により周囲の Cr および Mo が消費されたことを示唆している。Fig.2.10(d) で示すように試料 4 では、 $x = 3.5\mu\text{m}$  近傍で Cr と Mo の小さなピークが確認されたが、 $x = 3.5\mu\text{m}$  より大きい領域では高クロム鋼中の Cr や Mo 濃度の低下量は、試料 3 ほど顕著ではなかった。

試料 3、試料 4 を FIB 加工して作製した薄膜において融合部近傍で測定した STEM-EDX 像を Fig.2.11 に示す。検出された元素を示す色は重ねて表示している。図中の水色で示す部分が溶接金属 (Ni 基合金) で、赤色および青色が強い粒子はそれぞれ Cr および V リッチの析出物であり、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$  および MX と推定された。さらにピンク色の粒子の主成分は Cr, Ni, Mo, Si であり、G 相と推定された。試料 3、試料 4 ともに界面から  $1\mu\text{m}$  程度、母材の高クロム鋼側の位置に、界面と平行に  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  および G 相が列状に析出しており、Fig.2.5 で示した試料 2 と同様の状態であった。試料 4 に比べて、試料 3 では G 相の析出量が若干多い傾向にあった。また、いずれも界面と列状析出物の間にフェライトバンドと考えられる結晶粒が観察された。この領域は Fig.2.7 で観察された転位のほぼ無い領域と同様の組織と考えられ、界面の形状を見ると、Fig.2.7 と同様に高クロム鋼が溶接金属側に張り出しているように見える。

Fig.2.12 に、試料 3 および試料 4 の薄膜の STEM-EDX による Cr, Ni のライン分析結果を示す。なお、ライン分析の値は Fig.2.12(a), (d) のそれぞれの視野内で 50 本のラインスキャンを実施した結果の平均値である。試料 3、試料 4 ともに、界面に沿った G 相の位置に対応して Cr および Ni 濃度のピークがみられた。また、それぞれの濃度は母材の高クロム鋼側へ行くに従って徐々に減少していた。また、試料 3 および試料 4 における母材 (高クロム鋼) の析出物近傍の Cr 濃度はそれぞれ試料 3 で 7.1mass%、試料 4 で 7.4mass% であり、規格値 (8.00mass%~9.50mass%) と比べかなり低下していた。また、試料 3 において、界面から  $50\mu\text{m}$  離れた高クロム鋼側の母材の Cr 濃度は 7.7mass% であった。これは G 相の析出により、近傍の母材から Cr が大量に消費されたことによると考えられる。なお、試料 3 の母材 (高クロム鋼) における Ni 濃度は、試料 4 のそれに比べて大きく、試料 3 では Ni の拡散がより進行したことを示唆している。

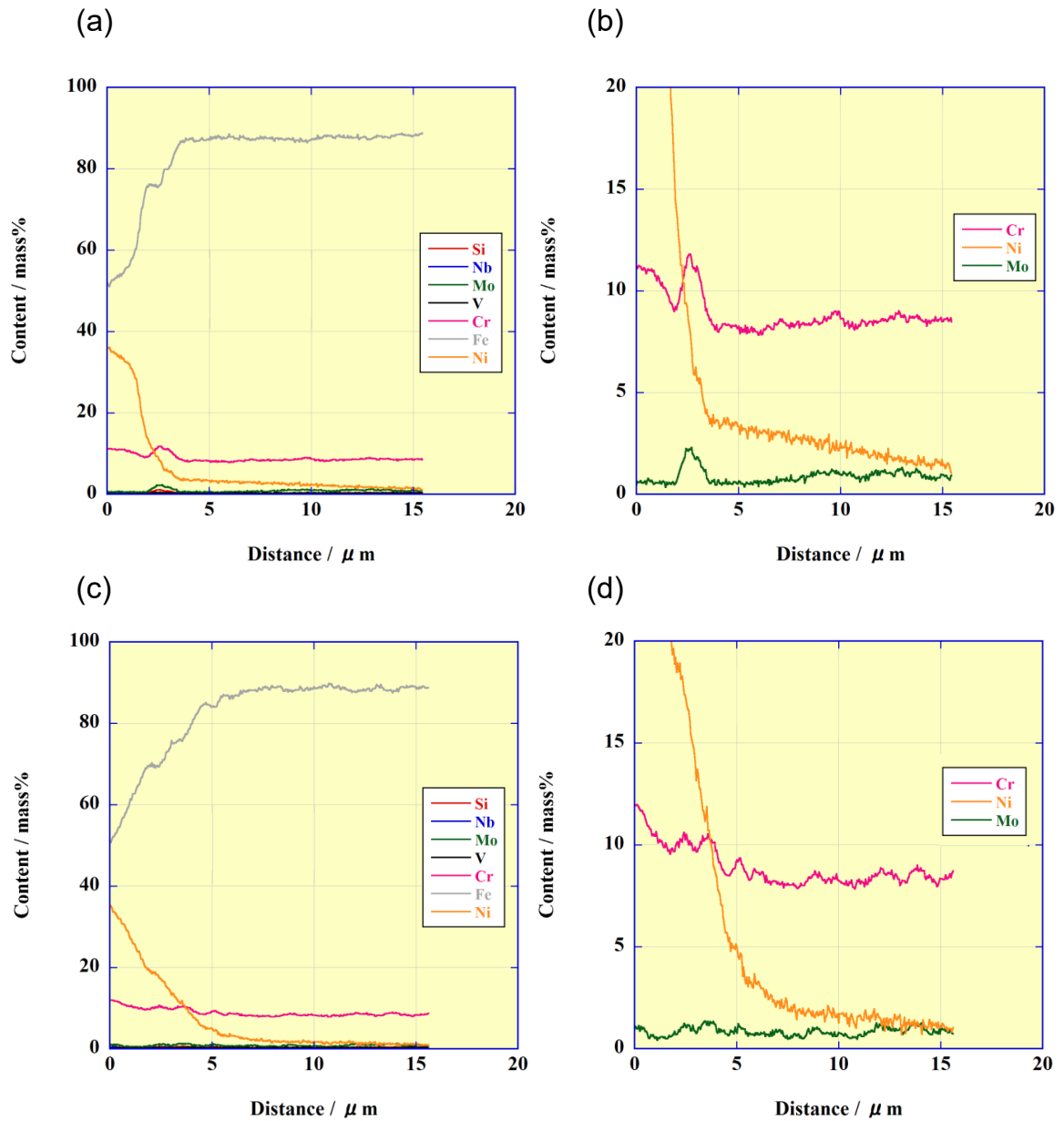


Fig.2.10 SEM-EDX によるライン分析結果

(a) 試料 3 の 7 元素, (b) 試料 3 の Cr, Ni, Mo,

(c) 試料 4 の 7 元素, (d) 試料 4 の Cr, Ni, Mo



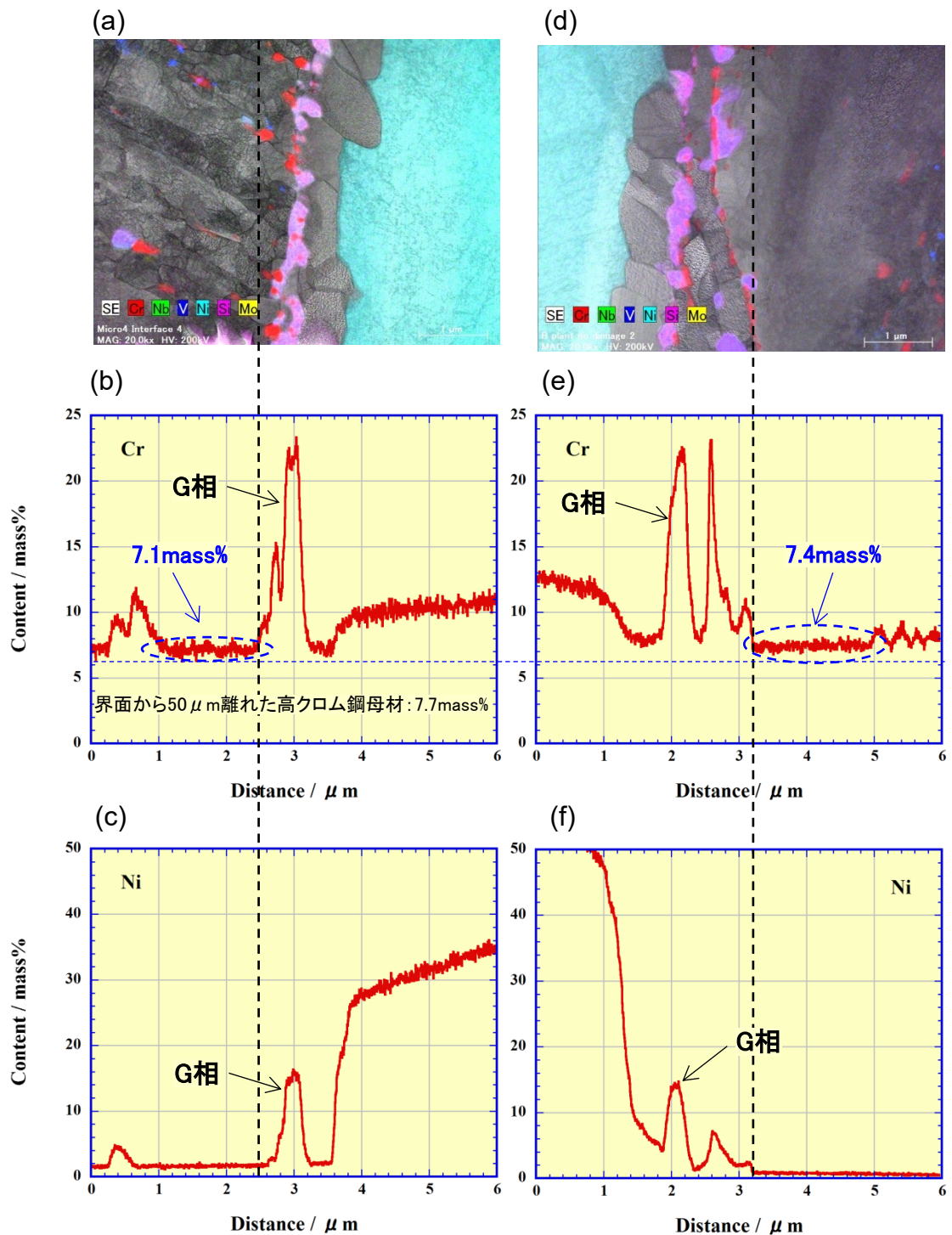


Fig.2.12 試料 3 および試料 4 の薄膜の STEM-EDX によるライン分析結果  
 (a) 試料 3 の元素マップ, (b) 試料 3 のライン分析結果 (Cr),  
 (c) 試料 3 のライン分析結果 (Ni), (d) 試料 4 の元素マップ,  
 (e) 試料 4 のライン分析結果 (Cr), (f) 試料 4 のライン分析結果 (Ni)

## 2.4 考察

### 2.4.1 高クロム鋼異材継手溶接部における列状析出物の生成モデル

実機で長時間使用された試料 2～試料 4 の融合部界面近傍にみられた列状析出物は、未使用材である試料 1 にはみられなかったことから、実機使用中に析出したものと考えられ、それらの多くは G 相であり、一部は  $M_{23}C_6$  あるいは Laves 相と推定された。そこで本項では、融合部損傷に影響を及ぼす可能性のある G 相を含む列状析出物について、その生成モデルを検討する。

まず、析出物の核生成や成長に関係する原子の拡散について考える。融合部界面近傍では、溶接金属中と母材中の原子の活量差や濃度差により、溶接金属と母材との間で原子の拡散が生じる。例えば、Fig.2.10 に示したとおり Cr や Ni は溶接金属から母材に、Fe は母材から溶接金属に拡散する。また、C については、母材から溶接金属に拡散すると言われている<sup>2-29)</sup>。実機において高温で長時間使用されると、Cr, Ni が溶接金属から母材に拡散し、母材の基質中の Cr, Ni は過飽和となるため、粒界や転位などの特定の場所に Cr, Ni などを主成分とする G 相や Cr などを主成分とする  $M_{23}C_6$  あるいは Laves 相の核が生成すると推定される。ただしこれだけでは、G 相などが融合部界面から数  $\mu m$  程度母材側に離れた位置に列状に析出することを説明できない。一般に核生成サイトとなる場所は、粒界や転位のほか、異相界面や原子空孔、応力集中箇所、または偏析によって生じた局所的に化学組成の異なる領域などと言われている<sup>2-30)</sup>。ここで、G 相などが列状に析出していること踏まえると、列状析出物の最初の核は、母材中の Cr や Ni が最も過飽和となる融合部界面（異相界面）に沿って生成する可能性がある。融合部界面に G 相や  $M_{23}C_6$ , Laves 相の核が生成した後は、析出物周辺の母相中の Cr や溶接金属から供給される Cr, また小さな析出物の溶解などにより成長する。一方、母材からは Fe, C が溶接金属側に拡散する。このように融合部界面で Cr, Ni と Fe, C の相互拡散が進むことで、元々溶接金属であった領域は、Cr, Ni が Fe に置き換わり、Fig.2.7 や Fig.2.11 でみられた炭化物の存在しないフェライト組織になると考えられる。さらに相互拡散が進むと、析出物はオストワルド成長により元の界面の形状に沿って列状に粗大化し、フェライトの結晶粒は溶接金属側に成長すると推定される。

以上より、列状析出物の生成モデルとして、Fig.2.13 に示すように融合部界面における Cr, Ni, Fe, C などの相互拡散にともない、融合部界面に析出物の核が生成し、界面の形状に沿って列状に粗大化しながら、溶接金属であった領域がフェライトに変わ

り、溶接金属側に成長するモデルを提案する。

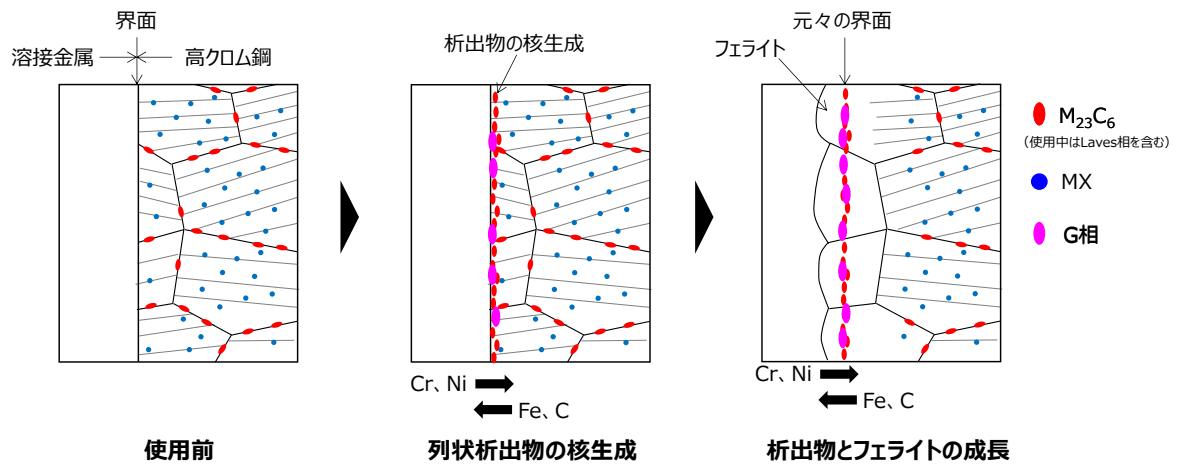


Fig.2.13 高クロム鋼異材継手溶接部における列状析出物の生成モデル図

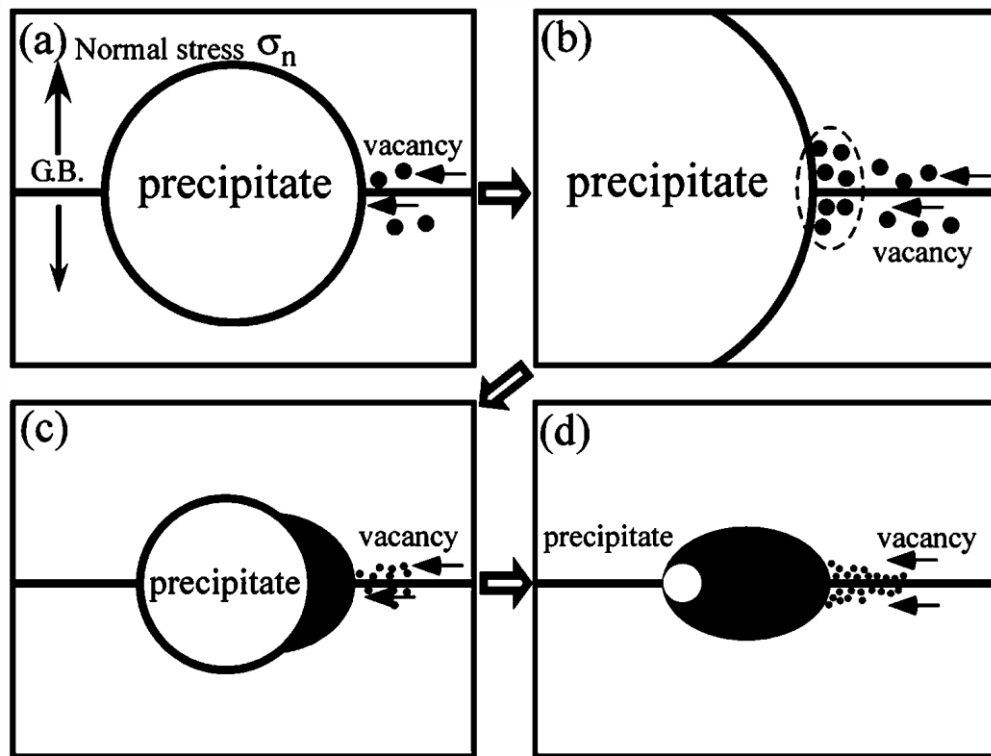
#### 2.4.2 G 相析出による局所的なクリープ強度低下とボイド発生モデルの仮説

2.1 で述べたとおり、耐熱鋼の溶接部に生じるクリープ損傷は、HAZ 細粒域に生じる TypeIV 損傷が主であり、この TypeIV 損傷は HAZ 細粒域の結晶粒界にボイドが発生・成長し、亀裂となり破壊に至る損傷である<sup>2-31)・2-33)</sup>。クリープ損傷の兆候とも言えるボイドの発生モデルについては中村らから提案されており、その模式図を Fig.2.14 に示す<sup>2-34)</sup>。このモデルでは、鋼材が高温・高圧環境に曝されると、応力軸に垂直な粒界上で粒界垂直応力により化学ポテンシャルの勾配が生じ、原子空孔が粒界拡散し、粒界上の析出物と母相の界面に原子空孔が集積することでボイドが発生するとされており、クリープひずみの蓄積により粒内では空孔濃度が減少する一方で、粒界では空孔濃度が上昇することも示されている。よって、クリープ速度の増加によりクリープひずみが蓄積すると粒界上の原子空孔濃度が上昇し、ボイドの発生・成長が進むものと考えられる。

他方で、本章で対象とした高クロム鋼を含むフェライト系耐熱鋼におけるクリープ強度は、析出強化、加工硬化、固溶強化などの強化因子により高めることができ<sup>2-35)</sup>、特に母相中の析出物がクリープ強度に大きく影響している<sup>2-36)</sup>。フェライト系耐熱鋼中に生じる析出物はさまざまであり、Cr 系炭化物の  $M_{23}C_6$  は低合金鋼と高クロム鋼の両方にみられる。この  $M_{23}C_6$  は、例えば高クロム鋼の場合、粒界や転位のピン止め効果によりクリープ強度向上に寄与していると報告されており<sup>2-37)</sup>、Cr はフェライト系耐熱鋼のクリープ強度を支える重要な添加元素である。ここで橋詰らの報告によると、高クロム鋼においては、Cr 量が 9.0%以下の範囲では Cr 量が低くなるほど最小クリープ速度が速くな

り、クリープ強度が低くなる可能性が示されており<sup>2-38)</sup>、高クロム鋼である本供試材においても G 相の析出により G 相周辺の Cr が消費され、 $M_{23}C_6$  炭化物の量が低下することで、転位のピン止め効果が減少し、クリープ強度が低下する可能性がある。

本研究の実験において試料 3 および試料 4 の融合部界面近傍にみられた G 相周辺には Cr 欠乏領域が存在しており、前述の考え方をうればこの領域のクリープ強度は、高クロム鋼母材や HAZ のクリープ強度より低い可能性がある。つまり、融合部界面近傍に生じる G 相は、その周辺の Cr 濃度を低下させボイドの発生を誘発する、すなわち融合部損傷の発生因子である可能性がある。以降、この仮説に対する検証結果を述べる。



- (a) 粒界垂直応力により化学ポテンシャルの勾配が生じ、空孔が粒界拡散する
- (b) 拡散して来た空孔は析出物と母相の界面に集積する
- (c) 集積した空孔がある一定数溜まることによりボイドが発生する
- (d) 発生したボイドに引き続き空孔が流入することにより、ボイドが成長する

Fig.2.14 中村らが提唱するボイド発生モデル図<sup>32)</sup>

### 2.4.3 G 相析出による局所的なクリープ強度低下とボイド発生モデルの検証

本項では、2.4.2 で述べた G 相の析出を起点としたボイド発生モデルの妥当性を検証する。前述のとおり融合部界面近傍では、G 相の析出により G 相周りの Cr 量が低下することで、クリープ強度の強化因子の一つである  $M_{23}C_6$  などの析出物の数密度が低くなっている可能性がある。そこで、融合部損傷が生じた試料 3 と健全であった試料 4 ついて SEM 観察を行い、Fig.2.15 のように領域 1 と領域 2 における全析出物 ( $M_{23}C_6$ +MX+Laves 相) の数密度を測定した。領域 1 は Fig.2.12 において Cr 濃度が低下していた領域に相当し、領域 2 は Cr 濃度低下領域よりも十分母材側に離れた領域である。なお、融合部界面から  $2.0\mu\text{m}$  まではフェライト領域および G 相析出領域として析出物数密度の測定対象から外した。試料 3 の領域 1 と領域 2 の測定面積はそれぞれ、 $552\mu\text{m}^2$ 、 $1427\mu\text{m}^2$  であり、領域 1 と領域 2 の全析出物数密度は、それぞれ、 $1.9$  個/ $\mu\text{m}^2$ 、 $3.5$  個/ $\mu\text{m}^2$  であった。つまり、低 Cr 濃度領域に相当する領域 1 の析出物数密度は、領域 2 の約半分であった。このことは、低 Cr 濃度領域の析出強化量は、領域 2 に比べて低く、損傷が発生しやすくなることを示唆している。試料 3 と試料 4 の低 Cr 濃度領域の母相の Cr 濃度は、前述のとおり、それぞれ  $7.1\text{mass}\%$ 、 $7.4\text{mass}\%$  である。つまり、試料 4 の同領域の母相の Cr 濃度は、試料 3 に比べて若干大きいため、試料 4 の同領域のクリープ強度は試料 3 に比べて若干高かったと考えられる。このため、試料 3 に比べて、損傷の程度が小さかったと推定される。なお、試料 4 の領域 1 と領域 2 の全析出物数密度は、それぞれ  $1.7$  個/ $\mu\text{m}^2$ 、 $3.6$  個/ $\mu\text{m}^2$  であった。つまり、試料 4 においても、低 Cr 領域の析出強化量はかなり低下しており、クリープひずみが蓄積しやすい状況にあったと言え、実機運転時間が経過すると、試料 3 と同程度の損傷が起きる可能性がある。

以上の結果から、高クロム鋼異材継手溶接部の融合部界面近傍に析出する G 相により、G 相周りの Cr 量が低下することで融合部界面近傍のクリープ強度が低下し、融合部損傷の兆候であるボイドが発生するモデルの妥当性が示された。したがって、高クロム鋼異材継手溶接部の融合部界面近傍に析出する G 相は、同溶接部に生じる融合部損傷の主要な影響因子の一つであると言える。

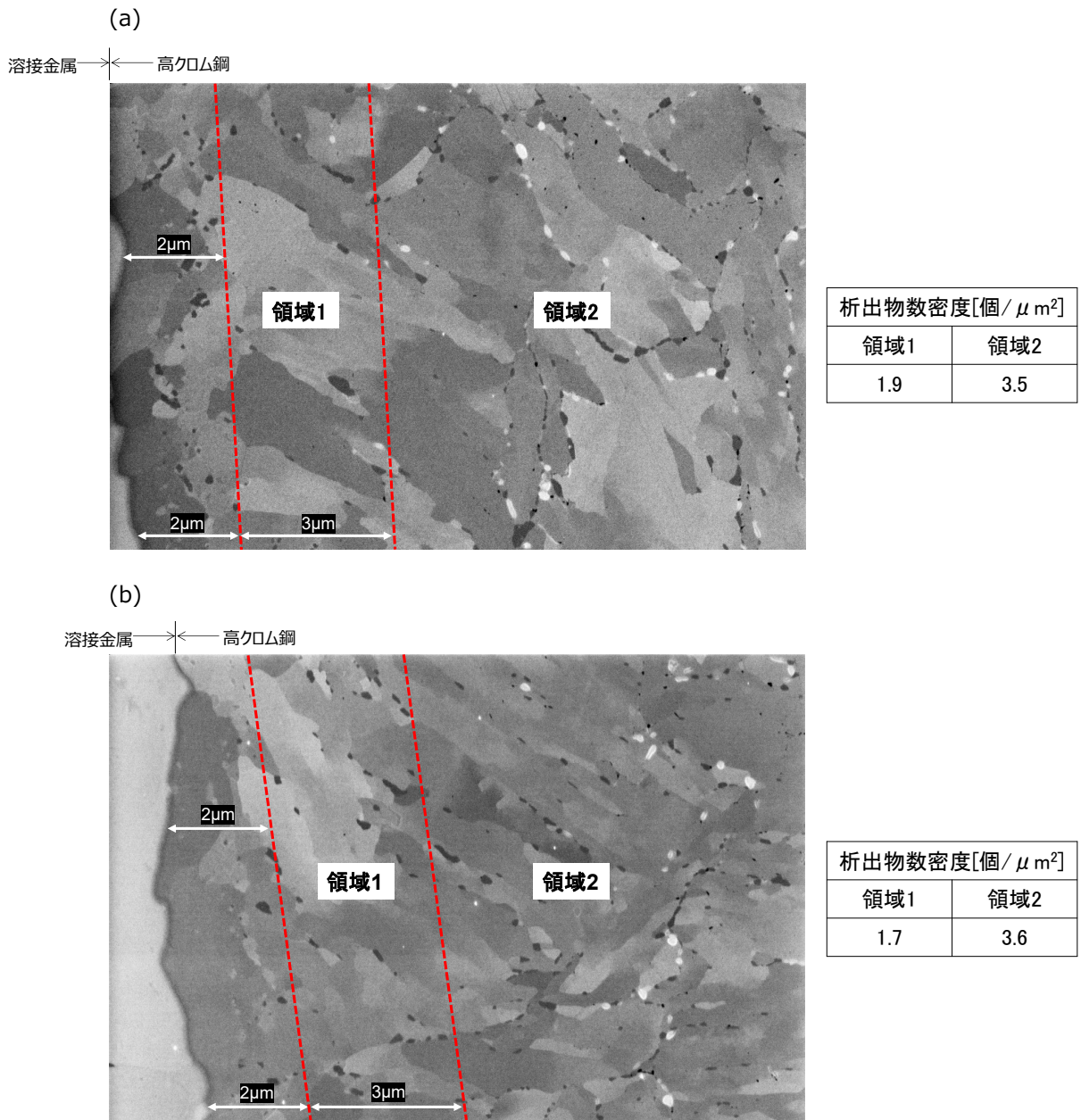


Fig.2.15 試料 3 および試料 4 における融合部近傍の析出物数密度

(a) 試料 3, (b) 試料 4

#### 2.4.4 損傷発生メカニズム

2.4.3 で得られた実験結果および前述した損傷影響因子の考察結果を踏まえ、高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生メカニズムを Fig.2.16 とともに以下に述べる。

- ① インコネル系溶接金属で接合された高クロム鋼異材継手溶接部は、実機使用中に溶接金属から Cr や Ni などの原子が高クロム鋼母材側に拡散し、高クロム鋼母材からは Fe や C などの原子が溶接金属側に拡散する。
- ② 原子の拡散にともない母材の基質中の Cr や Ni は、融合部界面で過飽和となり、界面に沿うように析出物の核が列状に生成する。
- ③ 主な列状析出物は、Ni, Cr, Mo, Si を主体とする金属間化合物である G 相と、Cr, Mo を主体とする  $M_{23}C_6$  炭化物あるいは Laves 相であり、実機使用時間の増加にともない成長する。
- ④ 平行して、融合部界面では Cr, Ni と Fe, C の相互拡散が進行し、溶接金属中の Cr や Ni が Fe に置き換わることで、溶接金属であった領域は炭化物の存在しないフェライトに変わり、溶接金属側に成長する。
- ⑤ 特に G 相の成長が進むと G 相周辺の Cr 濃度が局所的に低下する。
- ⑥ 低 Cr 濃度領域は、その周辺よりも析出物の数密度が低く、析出強化量が低下することでクリープ強度が低くなる。
- ⑦ クリープ強度の低い領域では、実機使用中にクリープひずみが蓄積し、原子空孔の粒界拡散が促進され、G 相と母相の界面に原子空孔が集積しやすくなることで、クリープボイドが優先的に生成する。
- ⑧ 生成したクリープボイドは、クリープひずみの増大とともに連結、成長し、亀裂となって融合部界面に沿って進展し、最終的には溶接部の破断に至る。

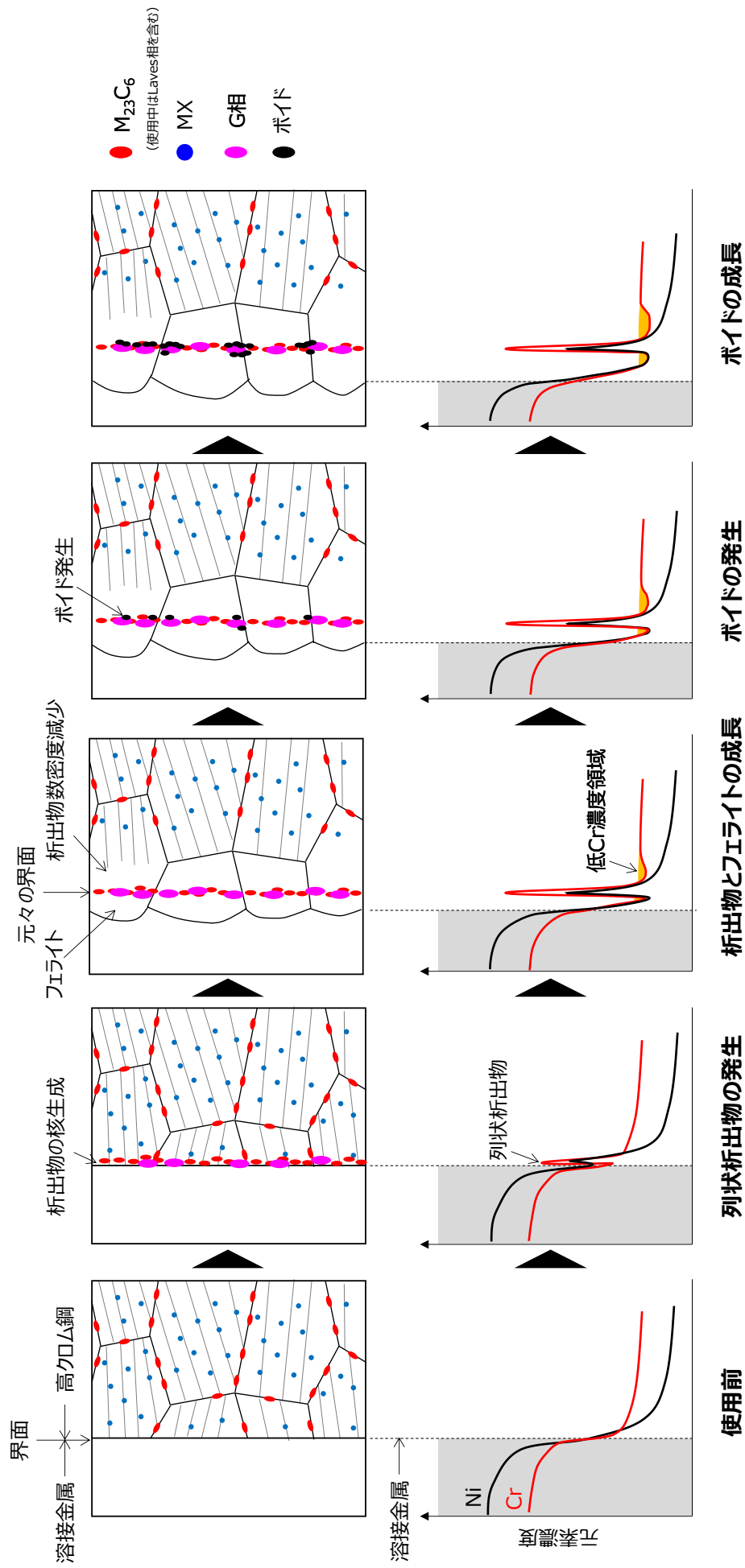


Fig.2.16 高クロム鋼異材継手溶接部の融合部損傷発生メカニズムの模式図

## 2.5 結言

インコネル系溶接材料を用いた異材継手溶接部に生じる融合部損傷は、損傷発生メカニズムの解明が課題となっていた。本章の研究では異材継手溶接部の中でも高クロム鋼とオーステナイト系ステンレス鋼あるいは低合金鋼を接合してできる高クロム鋼異材継手溶接部を対象に、SEM 観察や TEM 観察、EDX 分析などの冶金学的検討を行い、融合部損傷の発生メカニズムについて以下の結論を得た。

- ・ 高クロム鋼異材継手溶接部における高クロム鋼側の融合部近傍には、列状の析出物が生成していることが多く、列状析出物の周りに、融合部損傷の起点となるポイドが生じていた。
- ・ 列状析出物を分析した結果、主な析出物は Ni, Cr, Mo, Si を主体とする金属間化合物である G 相と、Cr, Mo を主体とする  $M_{23}C_6$  炭化物、あるいは Laves 相であった。
- ・ 高クロム鋼の析出物としてあまりみられない G 相について、その周りの Cr 濃度を測定した結果、母材よりも Cr 濃度が低い領域が存在した。
- ・ 高クロム鋼を含むフェライト系耐熱鋼におけるクリープ強度には  $M_{23}C_6$  炭化物などによる析出強化が大きく影響しており、本章で取り扱った高クロム鋼では Cr 量が 9.0% 以下の範囲では、Cr 量が低くなるほどクリープ強度が低くなることが知られている。これらの従来知見をもとに、融合部界面近傍において、G 相の析出にともない Cr の消費により析出強化因子の一つである  $M_{23}C_6$  炭化物の析出が抑制され、クリープ強度が低下し、ポイドが発生するモデルを立案した。
- ・ このモデルの妥当性を検証するために G 相周辺組織の析出物数密度を測定した結果、母材よりも析出物数密度が低い領域が存在した。この領域は周辺の領域よりも析出強化量が低く、クリープひずみが蓄積しやすくなり、G 相と母相の界面にクリープポイドが優先的に生成すると考えられた。つまり、G 相を起因としたポイド発生モデルの妥当性が示された。
- ・ Cr 濃度低下、析出物数密度の減少、ひいてはクリープ強度低下を引き起こす G 相の析出と成長を主因とする高クロム鋼異材継手溶接部の融合部損傷発生メカニズムを立案した。

## 参考文献

- 2-1) F. Masuyama, *ISIJ. Int.*, 2001, Vol. 41, No. 6, pp. 612-625.
- 2-2) 屋口正次, 溶接学会誌, 2013, Vol. 82, No. 7, pp. 510 - 514.
- 2-3) 社団法人日本材料学会 高温強度部門委員会編, 高温強度の基礎・考え方・応用, 2008, p. 449.
- 2-4) M. Matsui, M. Tabuchi, T. Watanabe, K. Kubo, J. Kinugawa, F. Abe, *ISIJ. Int.*, 2001, Vol. 41, Supplement, pp. S126-S130.
- 2-5) D. J. Abson, J. S. Rothwell, *Int. Mater. Rev.*, 2013, Vol. 58, No. 8, pp. 437-473.
- 2-6) M. Yaguchi, K. Nakamura and S. Nakahashi, *Proc. ASME 2016 PVP Conference, PVP2016*.
- 2-7) 増山不二光, 西村宣彦, 日本金属学会会報, 1988, Vol. 27, No. 4, pp. 287- 289.
- 2-8) 佐近淑郎, 溶接学会誌, 1998, Vol. 67, No.4, pp. 339-342.
- 2-9) 深堀拓也, 時吉巧, 猪狩敏秀, 中馬康晴, 藤田正昭, 川島扶美子, 材料, 2013, Vol. 62, No. 2, pp.82-87.
- 2-10) 屋口正次, 溶接学会誌, 2013, Vol. 82, No. 7, pp. 510-514.
- 2-11) 本田雅幹, 熊野信太郎, 動力・エネルギー技術の最前線講演論文集, 2021, No. 25.
- 2-12) 渡部隆, 本郷宏通, 山崎政義, 田淵正明, 鉄と鋼, 2007, Vol. 93, No. 8, pp. 552-557.
- 2-13) M.Y. Kim, S. C. Kwak, I. S. Choi, Y. K. Lee, J. Y. Suh, E. Fleury, W. S. Jung, T. H. Son, *Mater. Charact.*, 2015, Vol. 97, pp. 161-168.
- 2-14) L. Falat, V. Homolova, J. Kepic, M. Svoboda, A. Vyrostkova, *J. Min. Metall. Sect. B-Metall.*, 2012, Vol. 48, No. 3, pp. 461-469.
- 2-15) EPRI, *Boiler and Heat Recovery Steam Generator Tube Failures: Theory and Practice, Volume3: Steam-Touched Tubes*, p. 35-3.
- 2-16) T. Tokairin, T. Honda, T. Tokiyoshi, M. Honda, *Proc. 44th MPA Seminar “Fit for Future”*, 2018.
- 2-17) K. Laha, *Procedia. Eng.*, 2014, Vol.86, pp.195-202.
- 2-18) K. Laha, K. S. Chandravathi, P. Parameswaran, Sunil Goyal, M. D. Mathew, *Metall. Mater. Trans. A.*, 2012, Vol. 43, pp. 1174-1186.

- 2-19) S. Orzolek, J. Dupont, J. Siefert, *Metall. Mater. Trans. A.*, 2020, Vol. 51A, pp. 2222-2238.
- 2-20) 山下拓哉, 山下勇人, 永江勇二, *鉄と鋼*, 2019, Vol. 105, No.1, pp. 96 - 104.
- 2-21) ASME, *Boiler and Pressure Vessel Code, Section II Part D, (A97)*.
- 2-22) 石井龍一, 津田陽一, 山田政之, 木村和成, *鉄と鋼*, 2002, Vol. 88, No. 1, pp. 36-43.
- 2-23) K. Sawada, H. Kushima, M. Tabuchi, K. Kimura, *Mater. Sci. Eng. A.*, 2011, Vol. 528, Issues 16-17, pp. 5511-5518.
- 2-24) 鬼澤高志, 安藤勝訓, 若井隆純, 浅山泰, 加藤章一, *鉄と鋼*, 2008, Vol. 94, No. 3, pp. 91-98.
- 2-25) 九津見啓之, 千野淳, 石橋耀一, *鉄と鋼*, 1992, Vol. 78, No. 4, pp. 594-600.
- 2-26) 鈴木健太, 熊井真次, 九島秀昭, 木村一弘, 阿部富士雄, *鉄と鋼*, 2003, Vol. 89, No. 6, pp. 691-698.
- 2-27) NIMS, NIMS CREEP DATA SHEET 長時間クリープ試験材の微細組織写真集 No.M-10 熱間圧延ステンレス鋼板 SUS 316-HP (18Cr-12Ni-Mo-middle N-low C) クリープ試験材の微細組織, 2013.
- 2-28) M. Yang, Z. Yang, D. Ke, C. Huang, Z. Yao, Z. Li, C. Wang, S. Wang, X. Liu, *Mater. Sci. Eng. A.*, 2023, Vol. 867, No.3. pp.1-11.
- 2-29) 根本正, 佐々木良一, 幡谷文男, *溶接学会誌*, 1963, Vol. 32, No. 3, pp. 205-212.
- 2-30) 高木節雄, 津崎兼彰, *材料組織学*, 朝倉書店, 2000, p.101.
- 2-31) 西田秀高, 山口寛, 野中勇, 武正文夫, *日本機械学会論文集 A 編*, 2000, Vol. 66, No. 649, pp. 1657-1665.
- 2-32) R. Viswanathan, *Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components*, 1989.
- 2-33) 堀内良, 大塚正久, *日本金属学会会報*, 1983, Vol. 22, No.4, pp.293-301.
- 2-34) 中村馨, 緒方隆志, *材料*, 2011, Vol. 60, No. 2, pp. 102-107.
- 2-35) 木村一弘, *日本金属学会誌*, 2009, Vol. 73, No.5, pp. 323-333.
- 2-36) 行俊照夫, 西田和彦, *材料*, 1972, Vol. 21, No. 222, pp. 204-211.
- 2-37) H. G. Armaki, R. Chen, K. Maruyama, *Metall. Mater. Trans. A.*, 2011,

Vol. 42, pp. 3084-3094.

- 2-38) 橋詰良吉, 三木一宏, 東司, 石黒徹, 村田純教, 森永正彦, 鉄と鋼, 2002,  
Vol. 88, No. 11, pp. 793-800.

## 第 3 章 低合金鋼異材継手溶接部における損傷発生メカニズムの検討

### 3.1 緒言

2 章において、高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の主な影響因子は、融合部界面近傍に生成する G 相であり、その周辺領域の Cr 濃度低下、析出物数密度の減少、ならびにクリープ強度低下を引き起こす G 相の析出と成長を主因とする融合部損傷の発生メカニズムを提案した。

一方、低合金鋼異材継手溶接部における融合部損傷の影響因子についても、Roberts らや DuPont らの研究に代表されるような融合部近傍に列状に生成する析出物であるとの報告が多い (Figs.3.1 - Fig.3.2)<sup>3-1),3-2)</sup>。この低合金鋼異材継手溶接部にみられる列状析出物の組成については、EPRI (Electric Power Research Institute, Inc.) による分析の結果、 $M_{23}C_6$  や  $M_6C$  と同定されており<sup>3-3)</sup>、高クロム鋼異材継手溶接部で観察された G 相ではない。また、低合金鋼の Cr 量は高クロム鋼のそれに比べ低く、2 章で提案した損傷発生メカニズムでは、低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生を説明できない。融合部損傷発生へ影響を与える別の因子として、融合部界面近傍に生じる脱炭層をあげている報告<sup>3-4)</sup>もあるが、一方で、脱炭層は融合部損傷に直接的な影響を及ぼさないとする主張<sup>3-5)</sup>もある。

そこで本章では、低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷発生の影響因子や損傷発生メカニズムを明らかにすることを目的として、損傷事例を整理するとともに、冶金学的な検討や材料力学的な解析を行った。

なお、本章で対象とした低合金鋼の材質は、主なボイラ用鋼管として使用されている 1Cr-0.3Mo 鋼 (火 STBA21 など)、1Cr-0.5Mo 鋼 (STBA22, SA213-T12 など)、1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼 (STBA23, SA213-T11 など) および 2.25Cr-1Mo 鋼 (STBA24, SA213-T22 など) である。

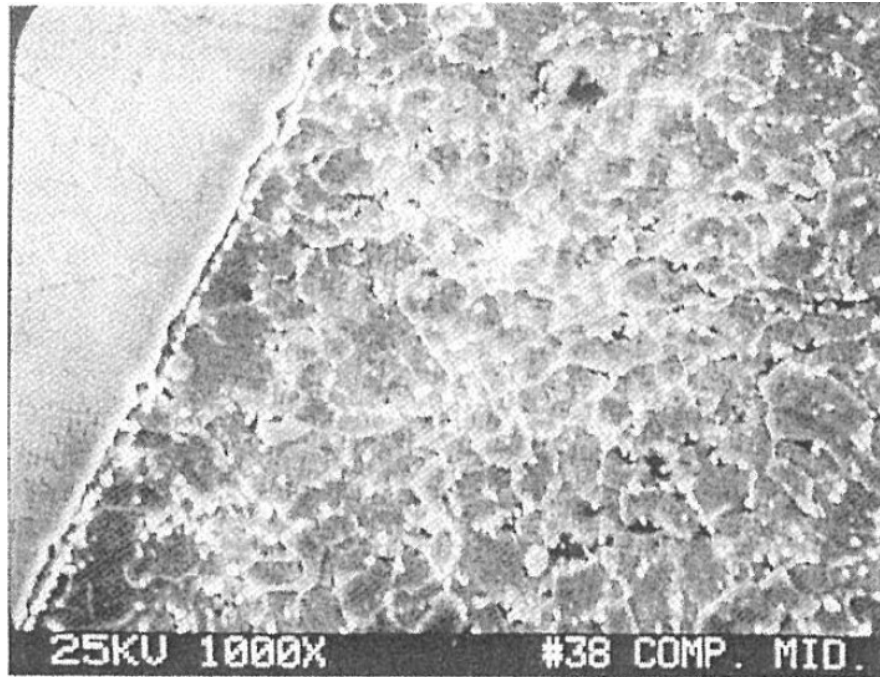


Fig.3.1 Roberts らによる融合部近傍に列状に生成した析出物の観察例 <sup>3-1)</sup>

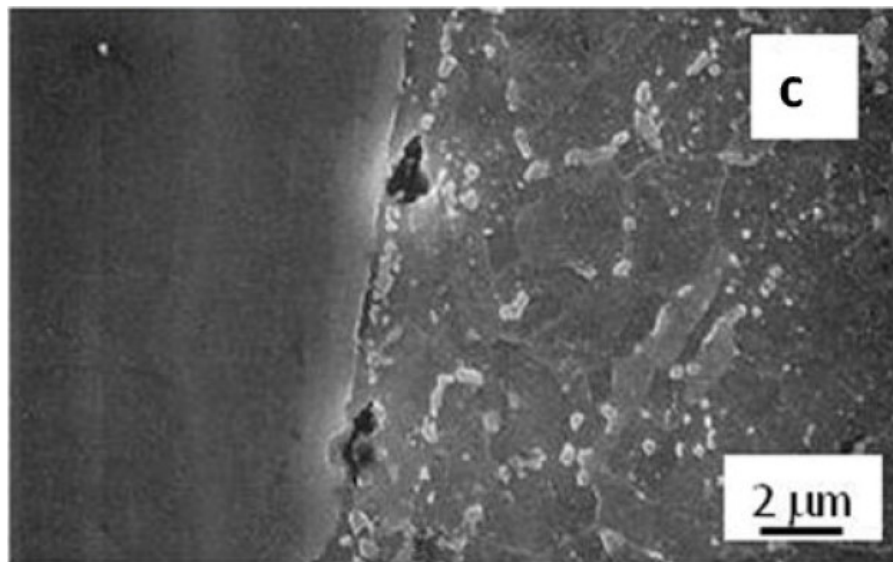


Fig.3.2 DuPont らによる融合部近傍に生成した列状析出物とボイドの観察例 <sup>3-2)</sup>

## 3.2 損傷影響因子

前述のとおり、G 相の析出と成長を主因とした高クロム鋼異材継手溶接部の融合部損傷の発生メカニズムは、低合金鋼異材継手溶接部のそれには適用できない。そこで、G 相以外の融合部損傷発生影響因子の可能性を検討するため、ボイラ実機で融合部損傷が発生した異材継手と損傷が発生していない異材継手を用いて、設計パラメータ・運転パラメータの調査を行うとともに、冶金学的な検討や材料力学的な解析により影響因子の導出を試みた。

### 3.2.1 設計パラメータ・運転パラメータの影響

#### 3.2.1.1 調査方法

融合部損傷に影響する因子を検討するにあたって、損傷が発生した異材継手と損傷が発生していない異材継手との差異を見出すべく、まずはボイラ実機で使用された、あるいは現在も使用されている低合金鋼異材継手溶接部の設計パラメータと運転パラメータを調査した。1965 年以降、国内の代表 27 プラントで使用された低合金鋼異材継手溶接部を対象に、設計温度、設計圧力、寸法、使用部位（過熱器管か再熱器管か<sup>‡</sup>）などの設計パラメータと使用時間などの運転パラメータを調査し、融合部損傷の発生有無で整理した。なお、調査した低合金鋼異材継手溶接部の種類は、プラント、設計条件、運転条件の組み合わせから成る全 96 種類である。

#### 3.2.1.2 調査結果および考察

内圧による軸方向応力、設計温度、 $D/t$ （外径/管厚）および使用時間を因子として、融合部損傷の発生有無を整理した結果を Fig.3.3～Fig.3.6 に示す。なお、内圧による軸方向応力は次式で求めた。

$$\sigma_z = P \frac{(D-t)}{2t} \quad (3-1)$$

ここで、 $\sigma_z$  [MPa] は内圧による軸方向応力、 $P$  [MPa] は内圧、 $D$  [mm] は外径、

---

<sup>‡</sup> 過熱器管と再熱器管の情報は、1 章の 1.1.2 を参照されたい。

$t$  [mm] は管厚である.

これらの図から応力, 温度, 外径, 管厚および使用時間などの各々の一般的な設計パラメータ, 運転パラメータと融合部損傷の有無に明瞭な相関は見出せなかった. つぎに, 過熱器管と再熱器管で損傷の発生有無を整理した結果を Table 3.1 に示す. 同表からわかるとおり, 過熱器管の異材継手でのみ融合部損傷が発生しており, 再熱器管の異材継手では融合部損傷は生じていないことがわかった. 1章の 1.2.3 で述べたとおり, D309 などのステンレス系溶接材料を用いた異材継手溶接部に生じるクリープ疲労損傷は, 過熱器管, 再熱器管の両方で起きている. 一方, 融合部損傷については, 再熱器管よりも過熱器管の方が損傷に対する感受性が高い可能性がある. そこで, 過熱器管と再熱器管の冶金学的・材料力学的差異について検討することとした.

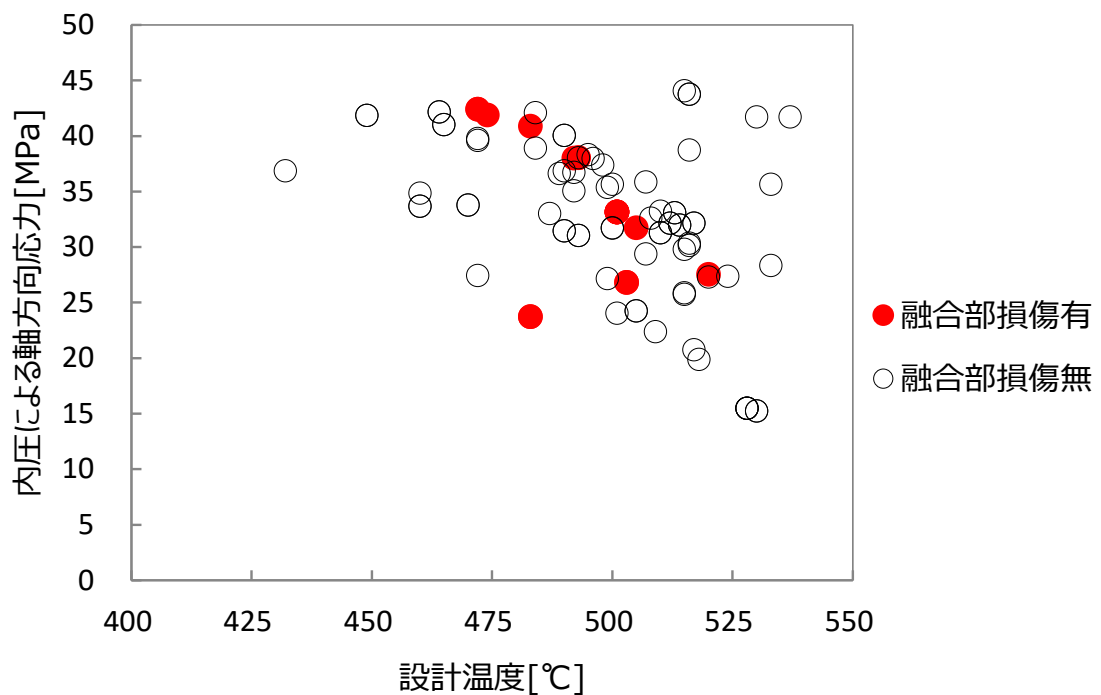


Fig.3.3 低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷有無の整理結果  
(内圧による軸方向応力および設計温度との関係)

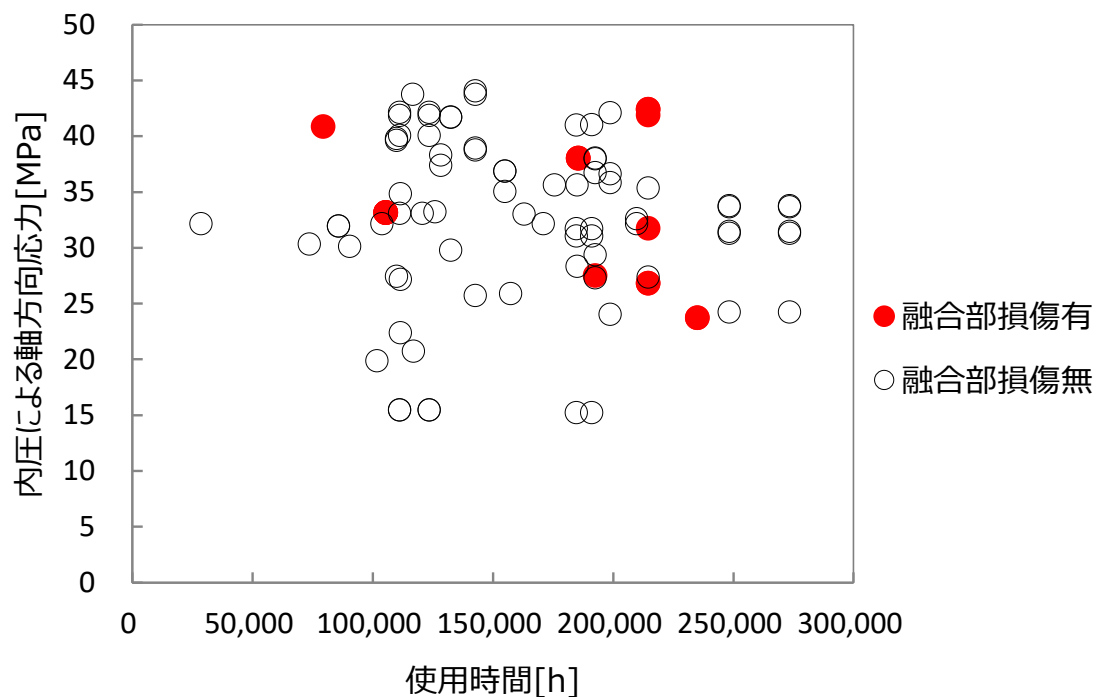


Fig.3.4 低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷有無の整理結果  
(内圧による軸方向応力および使用時間との関係)

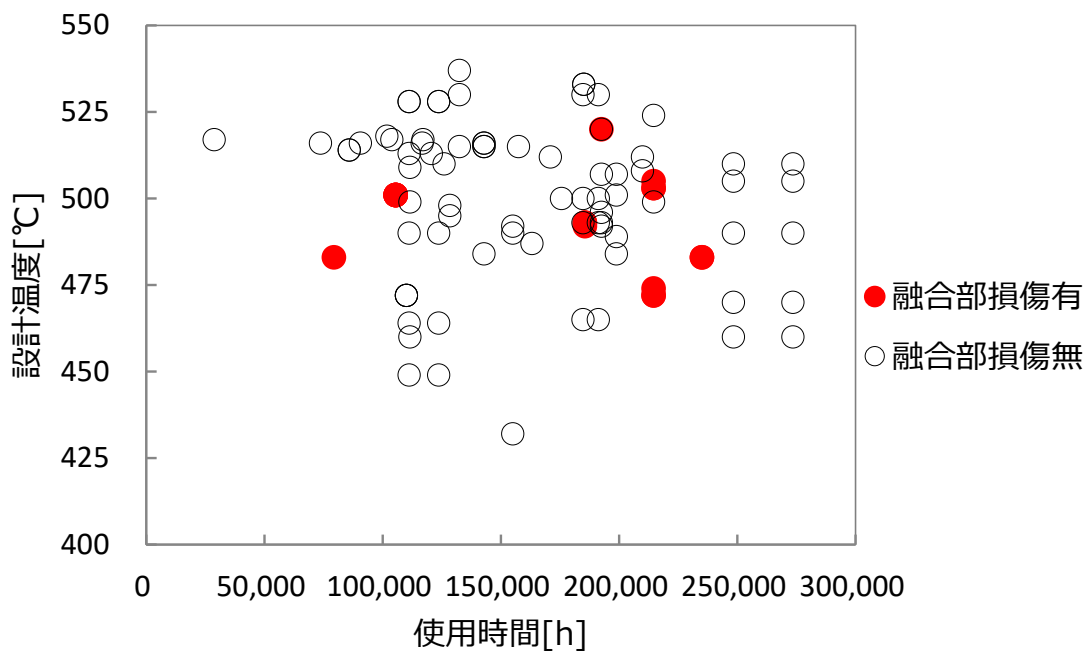


Fig.3.5 低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷有無の整理結果  
(設計温度および使用時間との関係)

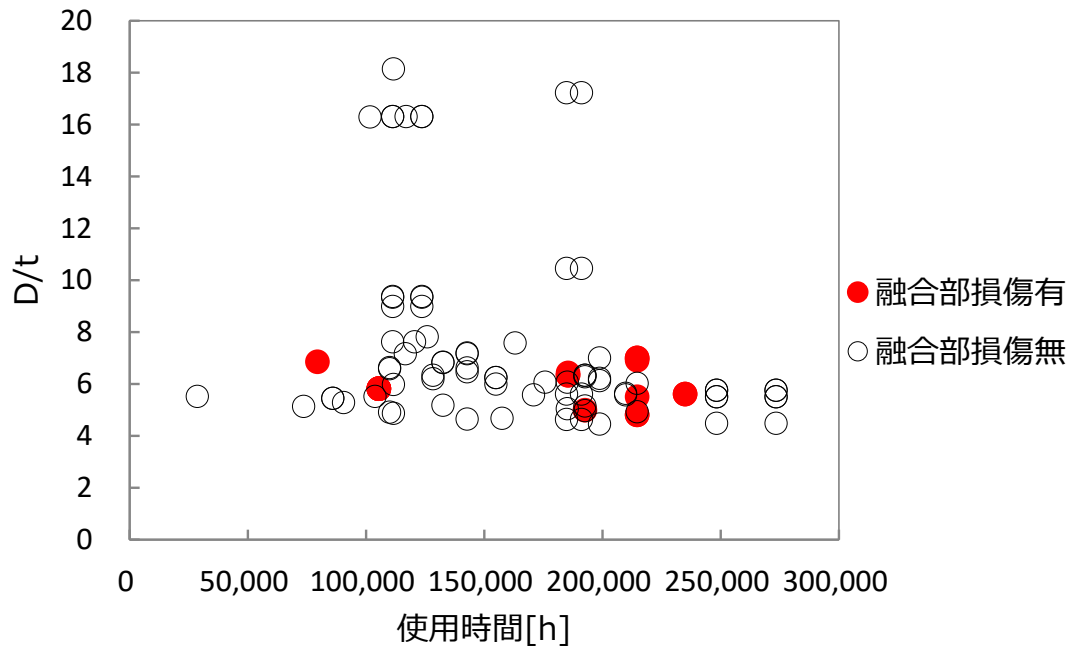


Fig.3.6 低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷有無の整理結果  
(D / t および使用時間との関係)

Table 3.1 過熱器管と再熱器管の損傷事例

種類	損傷数
	(プラント数: 27, 異材継手数: 96)
過熱器管	18
再熱器管	0

## 3.2.2 冶金学的検討

### 3.2.2.1 供試材および実験方法

本実験に用いた供試材の詳細を Table 3.2 に、各母材材質の化学成分の規格値を Table 3.3 および Table 3.4 に示す。なお、試料番号は章を跨いで連番としている。供試材として用いた低合金鋼の材質は、いずれも 1Cr 鋼である STBA22 (1Cr-0.5Mo)、火 STBA21 (1Cr-0.3Mo) であり、オーステナイト系ステンレス鋼の材質は SUS347HTB (18Cr - 10Ni - Nb) である。また、溶接材料はインコネル系溶接材料である INCONEL82 (Ni bal. - 20Cr - 2Fe - 3Nb - 0.1C) であり、TIG 溶接で製造された。これらの内、試料 5 は過熱器管として用いられるもので溶接ままの異材継手溶接部である。試料 6 は再熱器管として用いられるもので試料 5 と同様に溶接ままの異材継手溶接部である。試料 7 と試料 8 はそれぞれ過熱器管としてボイラ実機で使用された異材継手溶接部であり、それぞれの使用時間は約 21 万時間、約 19 万時間で、いずれも融合部損傷が生じた溶接部である。過熱器管と再熱器管は、ボイラ実機で曝される温度幅に大きな違いはないが、過熱器管は再熱器管よりも蒸気圧力が高い条件で使用されるため、基本的に過熱器管の管厚は再熱器管のそれよりも厚い。過熱器管と再熱器管の組織を明らかにするために、試料 5、試料 6 および試料 7 における管軸方向の断面組織を光学顕微鏡 (OM: optical microscope) で観察した。光学顕微鏡観察のための化学腐食にはナイトール腐食液を用いた。また、過熱器管の代表材として、試料 5 と試料 7 を対象に SEM による詳細観察を行った。さらに、融合部損傷の発生場所について、未使用材の元素分布と損傷材のそれを比較するために、試料 5 と試料 8 を対象に電子線マイクロアナライザ (EPMA: electron probe micro analyzer) による面分析を行った。

Table 3.2 供試材の情報

供試材	母材材質	溶接材料	溶接方法	管厚 [mm]	溶接後 熱処理	設計温度 [°C]	使用部位	実機使用時間
試料 5	STBA22 SUS347HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	9.5	無	-	過熱器管	未使用
試料 6	STBA22 SUS347HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	4.0	無	-	再熱器管	未使用
試料 7	火 STBA21 SUS347HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	7.8	無	約 470	過熱器管	約 21 万時間 (融合部損傷発生)
試料 8	STBA22 SUS347HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	7.0	無	約 490	過熱器管	約 19 万時間 (融合部損傷発生)

※管厚は低合金鋼側の数値

Table 3.3 低合金鋼の化学成分 (規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
STBA22	≤0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.60	≤0.035	≤0.035	0.80 ~ 1.25	0.45 ~ 0.65
火 STBA21	0.10 ~ 0.20	≤0.50	0.30 ~ 0.60	≤0.035	≤0.035	0.80 ~ 1.25	0.20 ~ 0.45

Table 3.4 オーステナイト系ステンレス鋼の化学成分 (規格値) [mass%]

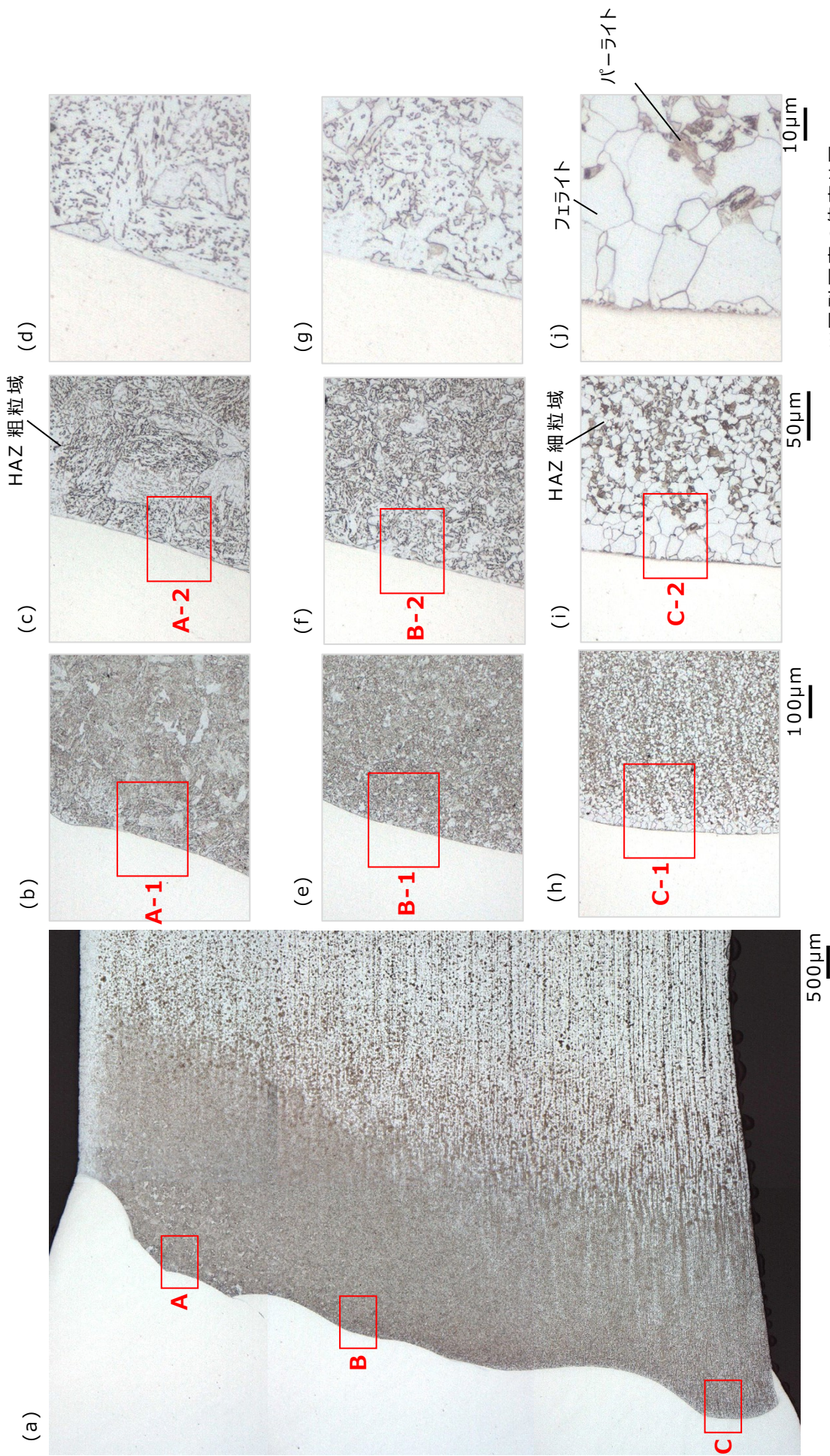
材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb
SUS347HTB	0.04 ~ 0.10	≤1.0	≤2.0	≤0.030	≤0.030	9.0 ~ 13.0	17.0 ~ 20.0	8×C% ~ 1.00

### 3.2.2.2 実験結果

試料 5 と試料 6 の低合金鋼側の OM 観察結果を Fig.3.7 と Fig.3.8 に、それぞれの HAZ 組織の領域を図示した結果を Fig.3.9 に示す。OM 観察の結果、いずれの供試材にも溶接部の組織として通常みられる HAZ 粗粒域と HAZ 細粒域が観察された。しかしながら Fig.3.9 に破線で示したとおり、試料 5 の HAZ 組織の構成範囲と試料 6 のそれに違いがみられた。具体的には、試料 5 の融合部界面近傍の組織について、管外面付近は HAZ 粗粒域であり、ベイナイト組織となっていたが、管厚中央付近から管内面にかけてはフェライトとパーライトが混在した細粒組織となっていた。一方、試料 6 の融合部界面近傍の組織は、管外表面から管内表面にかけて一様に HAZ 粗粒域で構成されており、それより母材側に離れた位置では管外表面から管内表面に掛けて HAZ 細粒域となっていた。また、Fig.3.7 からわかるように試料 5 の融合部界面の管内面付近については、フェライト単相の領域が観察された。なお、当該領域の SEM 観察結果は後述するが、析出物はみられなかった。

実際に融合部損傷が発生した試料 7 の OM 観察結果を Fig.3.10 に示す。試料 7 の融合部界面近傍の組織は、試料 5 と同様に、管外面付近は HAZ 粗粒域であるのに対し、管厚中央付近から管内面にかけてはフェライトとパーライトが混在した細粒領域となっていたことから、この細粒領域は過熱器管特有の組織と考えられる。また、試料 7 の融合部界面には界面に沿った亀裂が観察された。亀裂発生範囲は管内表面から管外面側にかけて約 6.8mm であり、融合部界面近傍の管厚方向における HAZ 細粒組織の形成範囲と概ね一致した。試料 5 と試料 7 の SEM 観察結果を Fig.3.11 と Fig.3.12 に示す。亀裂先端の SEM 観察像 (Fig.3.12) において、亀裂形成の核となるボイドが多数観察されたことから、管内面側を起点にボイドが生成し、ボイドが連結することで亀裂となり管外面側に向かって進展したものと推定される。また、ボイドの周辺には列状の析出物が観察された。この列状析出物は試料 5 の SEM 観察では確認されなかったことから、ボイラ実機での長期使用に伴って析出したものと推定される。

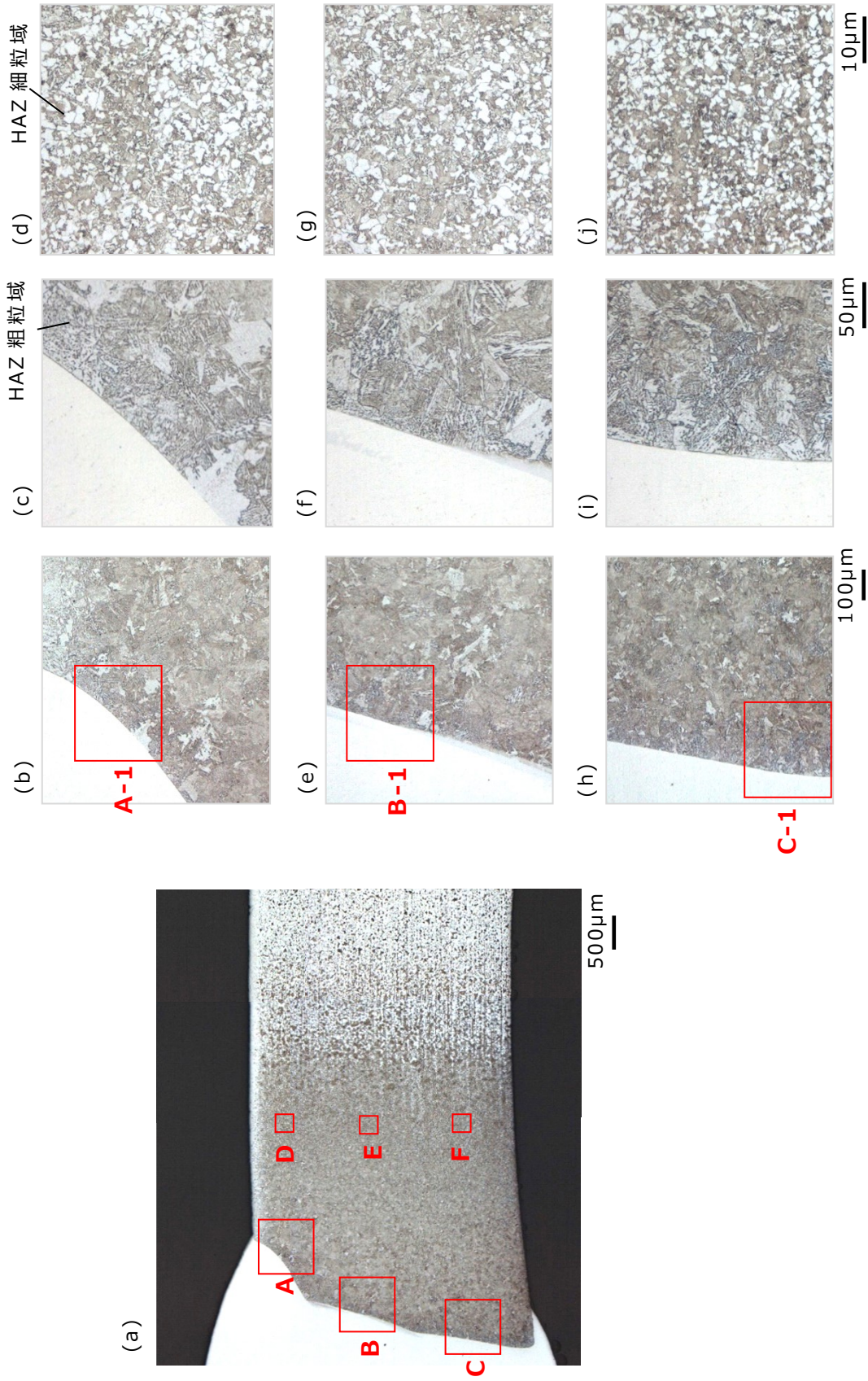
つぎに、EPMA による試料 5 と試料 8 の面分析結果について述べる。それぞれの面分析結果を Fig.3.13 と Fig.3.14 に示す。図中の破線は融合部界面のラインを表している。未使用材である試料 5 の融合部界面近傍で Cr, Ni などの拡散は認められなかった。一方、損傷材である試料 8 には融合部界面から母材側の領域に Cr と Ni の拡散層が観察された。



※同列写真の倍率は同一

Fig.3.7 試料5のOM観察結果

(a) 融合部の観察結果, (b) A部拡大図, (c) A-1部拡大図, (d) A-2部拡大図, (e) B部拡大図, (f) B-1部拡大図, (g) B-2部拡大図, (h) C部拡大図, (i) C-1部拡大図, (j) C-2部拡大図



※同列写真の倍率は同一

Fig.3.8 試料6のOM観察結果

(a) 融合部の観察結果, (b) A 部拡大図, (c) A-1 部拡大図, (d) D 部拡大図, (e) B 部拡大図, (f) B-1 部拡大図, (g) E 部拡大図, (h) C 部拡大図, (i) C-1 部拡大図, (j) F 部拡大図

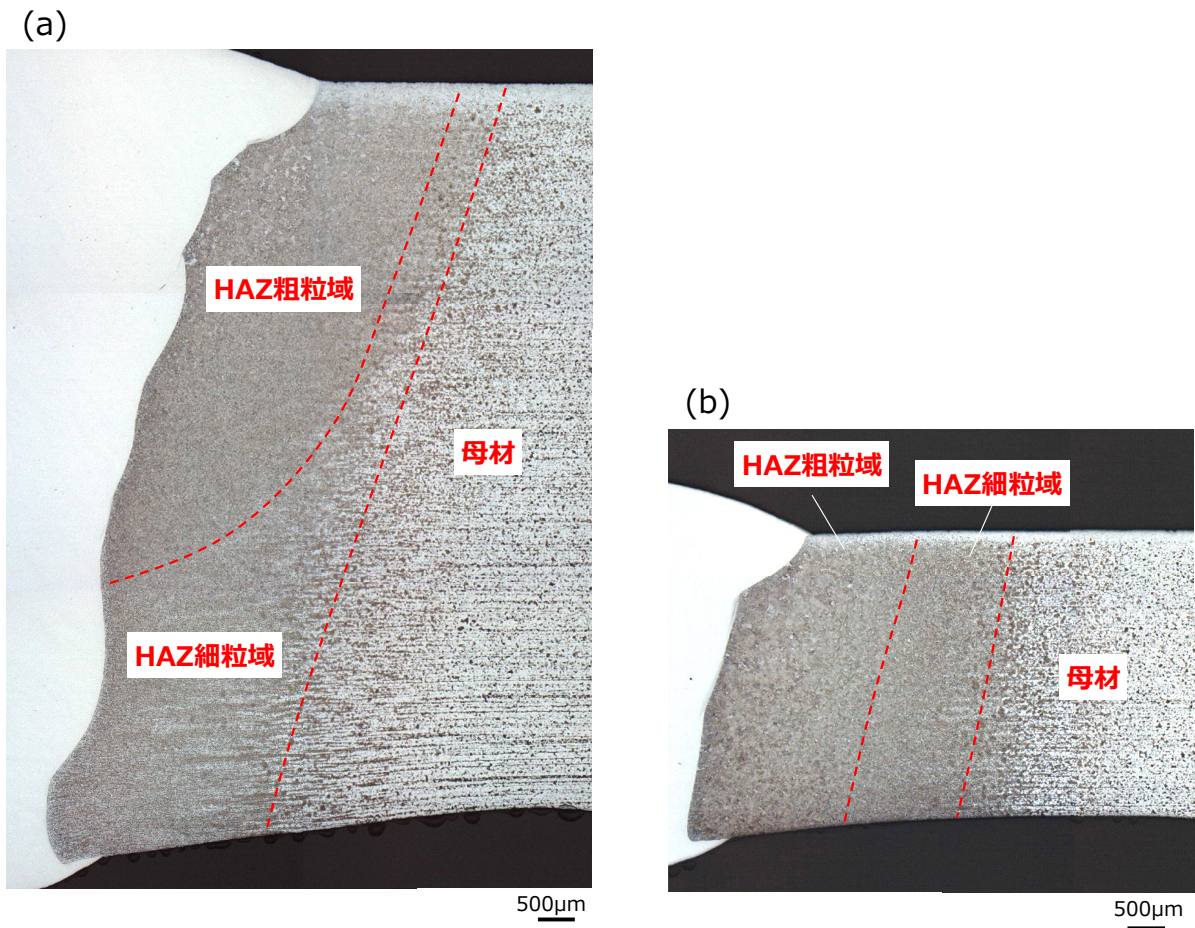


Fig.3.9 試料 5 および試料 6 の HAZ 組織構成の違い

(a) 試料 5, (b) 試料 6

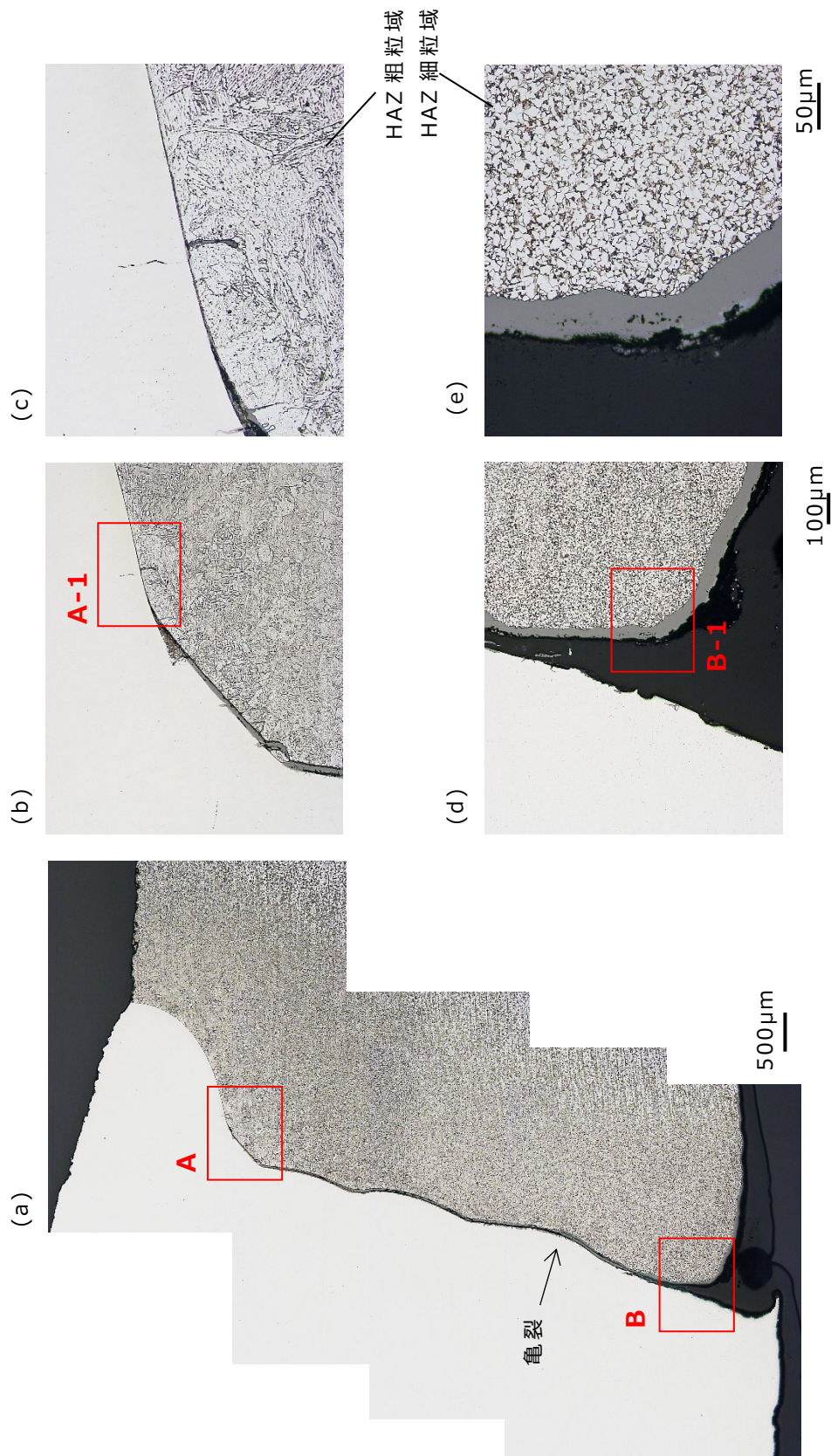


Fig.3.10 試料 7 の OM 観察結果

(a) 融合部の観察結果, (b) A 部拡大図, (c) A-1 部拡大図, (d) B 部拡大図, (e) B-1 部拡大図

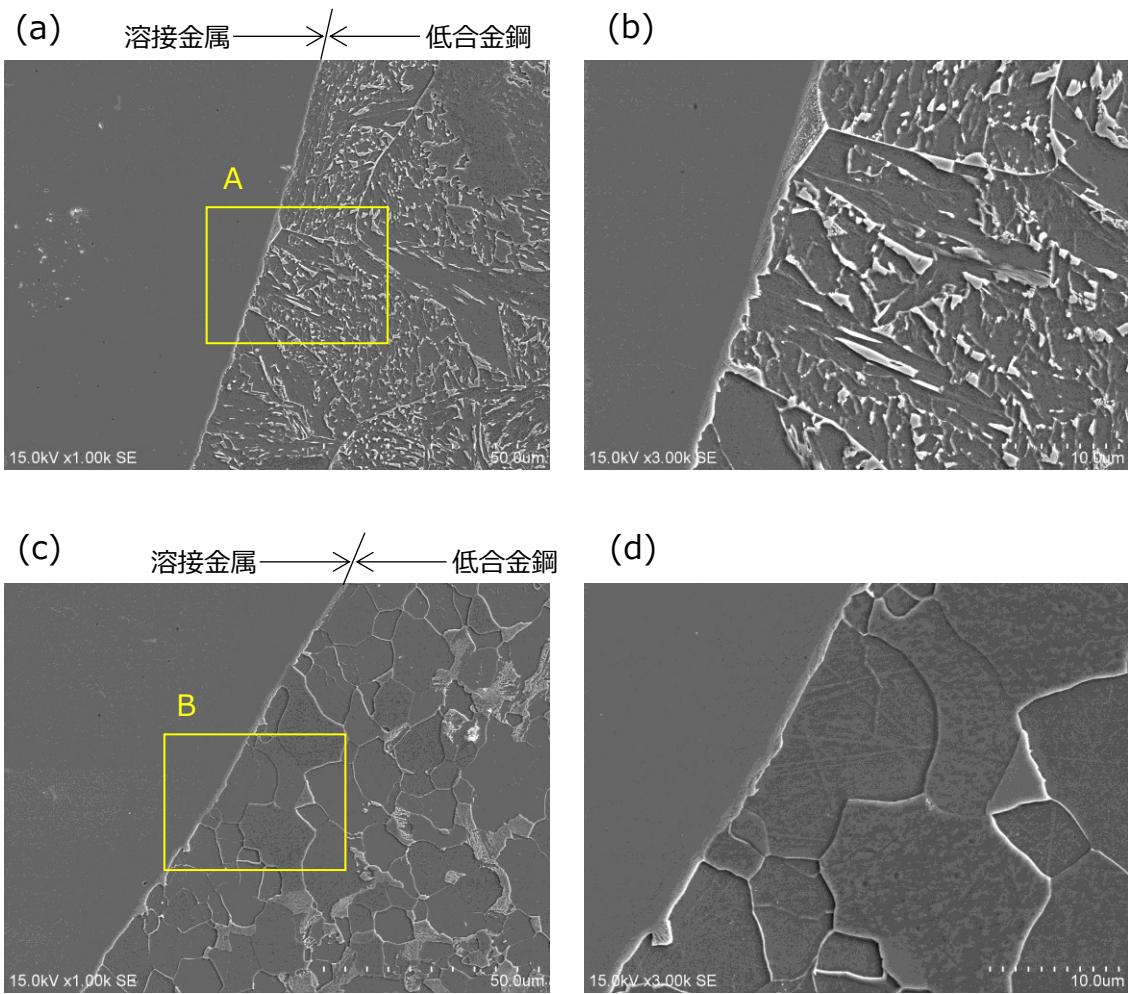


Fig.3.11 試料 5 の SEM 観察結果

(a) HAZ 粗粒域 (外表面から 2.0mm 位置), (b) A 部拡大図,  
 (c) フェライト単相領域 (外表面から 9.6mm 位置), (d) B 部拡大図

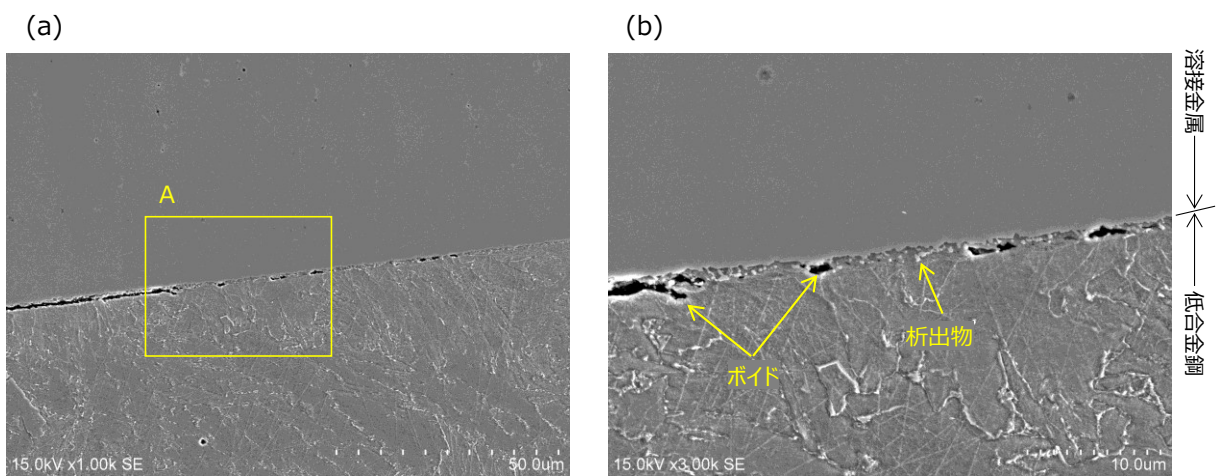


Fig.3.12 試料 7 の SEM 観察結果

(a) 亀裂先端部, (b) A 部拡大図

溶接金属 → ← 低合金鋼

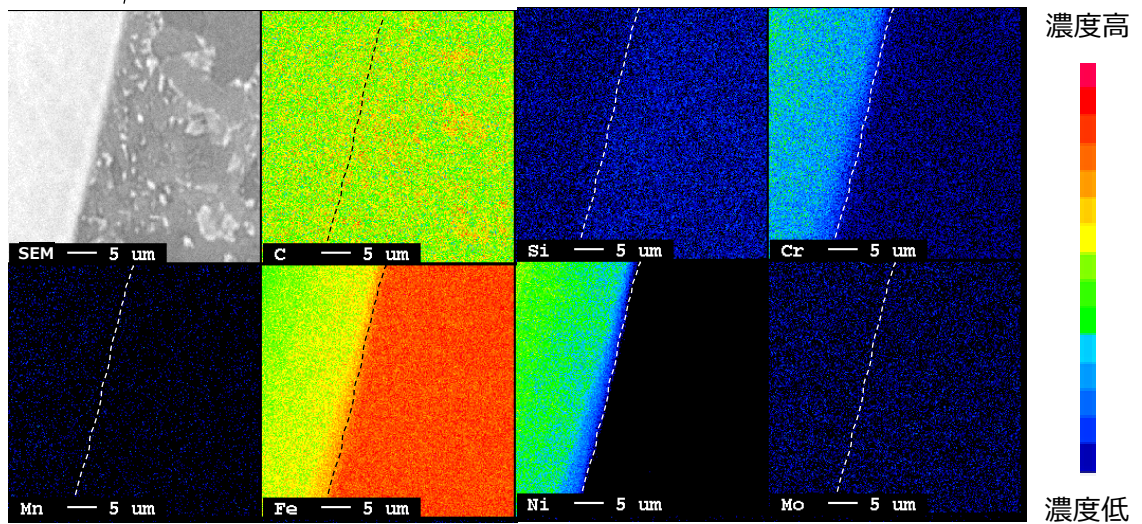


Fig.3.13 試料 5 の EPMA 分析結果

溶接金属 → ← 低合金鋼

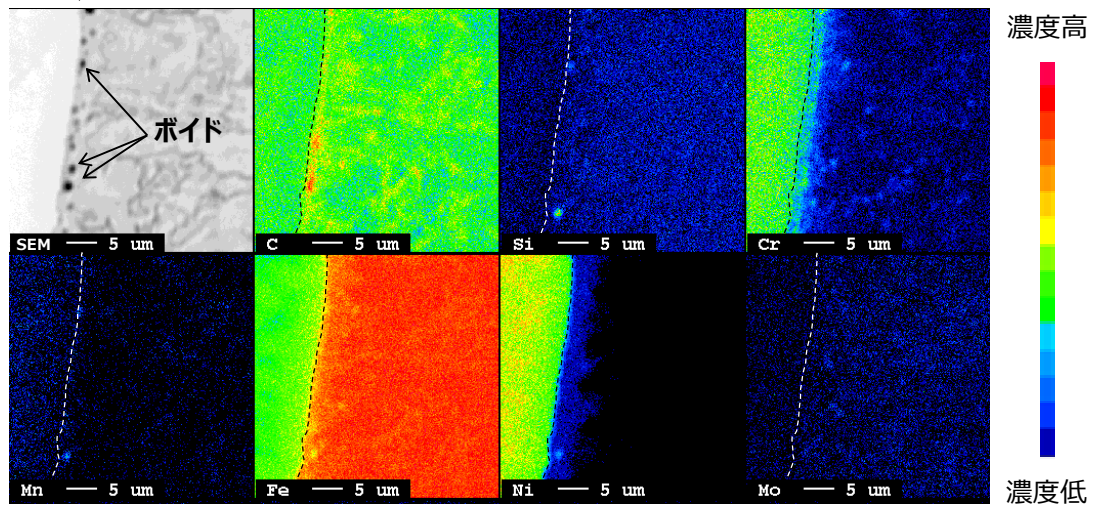


Fig.3.14 試料 8 の EPMA 分析結果

### 3.2.2.3 考察

#### 3.2.2.3.1 過熱器管と再熱器管の HAZ の形成モデル

まず、過熱器管と再熱器管において HAZ の組織構成が異なる理由とそれぞれの組織形成モデルについて考察する。HAZ の組織構成が異なる試料 5 と試料 6 との大きな違いは管厚である。管厚が異なると溶接パスの回数が異なるほか、伝熱面積の違いにより溶接後の冷却速度が異なるため、これらのことに着目して組織形成メカニズムを検討する。TIG 溶接で異材継手を製作する場合の融合部界面の管内面近傍における溶接熱サイクル(温度プロファイル)を STBA22 の Ac1 変態点および Ac3 変態点とあわせて Fig.3.15 に示す。なお、Ac1 変態点と Ac3 変態点は、“住友シームレス鋼管および配管のクリープデータシート”<sup>3・6)</sup>を参考にした。HAZ の結晶粒径は、一般的に旧オーステナイト粒径に依存するため、このような熱履歴となる場合、最後にオーステナイト単相になる際、すなわち最後に Ac3 変態点を越えた後の最高到達温度で HAZ の結晶粒径が決まる。過熱器管における HAZ 組織の形成モデルを Fig.3.16 に示す。融合部界面近傍の管内面側は、当該部の溶接の後に溶接されるパスの入熱の影響で最終的に Ac3 変態点を越えた後の温度が初期の溶接時のそれよりも低くなり、HAZ 細粒域が形成されると推定される。一方、管外面側は最終的に Ac3 変態点を越える温度が初期の溶接時の温度とほぼ変わらないため、旧オーステナイト粒の粒径は大きく変わらず HAZ 粗粒域が形成されると推定される。これに対して再熱器管では、管厚が薄いことで最終層の入熱が管内面まで影響し、Ac3 変態点を越えた後の温度が過熱器管の内面におけるそれより高くなるため、旧オーステナイト粒径は小さくなり難い、すなわち管厚方向における結晶粒径の差が生じ難いと推定される。また、Fig.3.17 に示すように伝熱面積が過熱器管より小さい分、冷却速度が遅く、最高到達温度含む全体の温度が下がりにくいことも管厚方向における結晶粒径の差が生じ難いことに影響していると推定される。これらのことから、過熱器管と再熱器管の HAZ 組織の違いは、管厚の違いに起因した溶接パスの回数と冷却速度の違いが影響すると言える。

#### 3.2.2.3.2 フェライト単相領域の形成モデル

つぎに、管内面側の融合部界面近傍にフェライト単相の領域が形成される理由とその形成モデルについて考察する。このフェライト単相領域は過熱器管でみられるフェライトとパーライトが混在した細粒領域と同様に、管内面から管厚中央にかけて観察されており、Fig.3.11 からわかるように当該領域には明瞭な析出物の生成はみられない。また、試料 5 の OM 観察結果からもわかるように、この領域は溶接後の状態で既に生成して

いることから、2章で述べた高クロム鋼異材継手溶接部の融合部界面近傍に生じるフェライトとは生成モデルが異なる可能性がある。Tavassoli や石丸などから<sup>3-7),3-8)</sup>もこのフェライト単相領域の存在は指摘されており、この組織は脱炭現象によって生じる脱炭層の可能性もある。ここで、根本らが示した脱炭層の形成モデルを Fig.3.18 に示す<sup>3-9)</sup>。脱炭層形成の要因は①インコネル溶接金属および母材間の Cr 濃度の差、②溶接入熱の大きさの2種が考えられる。前者については、Cr は C との親和力が強く炭化物を生成しやすいので、Cr の少ない低合金鋼材中の C は Cr を多く含むインコネル溶接金属側へ拡散現象によって移動し、溶接金属側の融合部界面近傍に炭化物として析出する。一方、C が移動した低合金鋼側では基質の C の減少にともない炭化物は基質中に溶け込み、融合部界面に沿って C が少なく炭化物のきわめて少ない脱炭層が形成されると考えられる。また、後者については、当該部の溶接の後に溶接されるパスからの入熱が大きく、溶接中に曝される温度が高くなることで低合金鋼側からインコネル溶接金属への C の拡散移動が促進されると考えられる。したがって、過熱器管の管内面側は溶接入熱の影響を溶接パスの回数分受けるため、脱炭層がより形成しやすくなると言える。2章の Fig.2.4 に示したとおり、高クロム鋼異材継手溶接部では溶接後に脱炭層は形成されていなかったが、これは低合金鋼中の Cr 濃度よりも高クロム鋼中の Cr 濃度が高く、C がインコネル溶接金属側に拡散しにくかったためと考えられる。

なお、脱炭層の生成領域は非常に狭いため、従来の一軸引張試験法ではその力学特性を調べるのが困難であるが、Wu らは異材継手溶接部のナノインデンテーション試験を行ない、脱炭層が溶接部の中で最も強度が低い組織であることを示している<sup>3-10)</sup>。一般的に、低合金鋼におけるクリープ強度は、析出物が強化量の大きな部分を担っていると考えられる<sup>3-11)</sup>ことから、Cr 炭化物が非常に少ない脱炭層は析出強化量が周囲の組織よりも小さく、クリープ強度が低いと考えられる。

### 3.2.2.3.3 低合金鋼異材継手溶接部における列状析出物の生成モデル

3章のこれまでの実験結果と2章の2.4.1で考察した高クロム鋼異材継手溶接部における列状析出物の生成モデルを参考に、低合金鋼異材継手溶接部の列状析出物の生成モデルを考える。実機使用後の低合金鋼異材継手溶接部と高クロム鋼異材継手溶接部の実験結果から両者に共通することは、析出物が融合部界面とほぼ平行に列状に析出していること、Cr や Ni が溶接金属から母材側に拡散していることである。一方、低合金鋼異材継手溶接部の融合部界面近傍にみられた脱炭層(フェライト単相領域)は、高クロム鋼異材継手溶接部の溶接まま材では観察されておらず、低合金

鋼異材継手溶接部に生じる列状析出物は  $M_{23}C_6$  や  $M_6C$  が主であり、G 相はみられない。これらを踏まえると、低合金鋼異材継手溶接部が実機で高温に長時間曝されると、Cr が溶接金属から母材に拡散し、母材中の Cr が最も過飽和となる融合部界面（異相界面）に沿って析出物が生成すると考えられる。融合部界面に  $M_{23}C_6$  や  $M_6C$  の核が生成した後は、析出物周辺の母相中の Cr や溶接金属から供給される Cr、また小さな析出物の溶解などにより成長する。一方、母材からは Fe が溶接金属側に拡散する。この融合部界面での Cr, Ni と Fe, C 相互拡散が進むことで、元々溶接金属であった領域は、Cr, Ni が Fe に置き換わり、2 章でみられた炭化物のほぼないフェライト組織になると考えられる。以上より、低合金鋼異材継手溶接部に生じる列状析出物の生成モデルとして、Fig.3.19 に示すように融合部界面における Cr, Ni, Fe, C などの相互拡散にともない、融合部界面に析出物の核が生成し、界面の形状に沿って列状に粗大化しながら、溶接金属であった領域がフェライトに変わり、溶接金属側に成長するモデルを立案した。なお、低合金鋼異材継手溶接部において G 相が生成しない理由については不明な点も多いが、低合金鋼中は G 相よりも  $M_{23}C_6$  や  $M_6C$  がエネルギー的に安定となり、Cr が過飽和となっても  $M_{23}C_6$  や  $M_6C$  が優先的に析出すると考えられる。

以上のとおり、3.2.2.3 では、管厚の違いによって過熱器管と再熱器管の HAZ 組織の構成範囲が異なり、過熱器管でのみ融合部界面の管内面側に脱炭層が形成されるモデルを提案した。また、ボイラ実機で亀裂が発生した範囲は、過熱器管異材継手融合部の管厚方向における HAZ 細粒域の生成範囲、ならびに脱炭層の形成範囲と一致しており、過熱器管の融合部界面近傍に生じる組織が融合部損傷の影響因子の一つと言える。さらに、ボイラ実機での使用にともない、インコネル溶接金属から低合金鋼側に Cr が拡散し、列状の Cr 炭化物が析出するモデルを提案した。なお、HAZ 組織の構成範囲、脱炭層および列状の Cr 炭化物を因子とした融合部損傷発生メカニズムについては 3.2.3.5.2 で述べる。

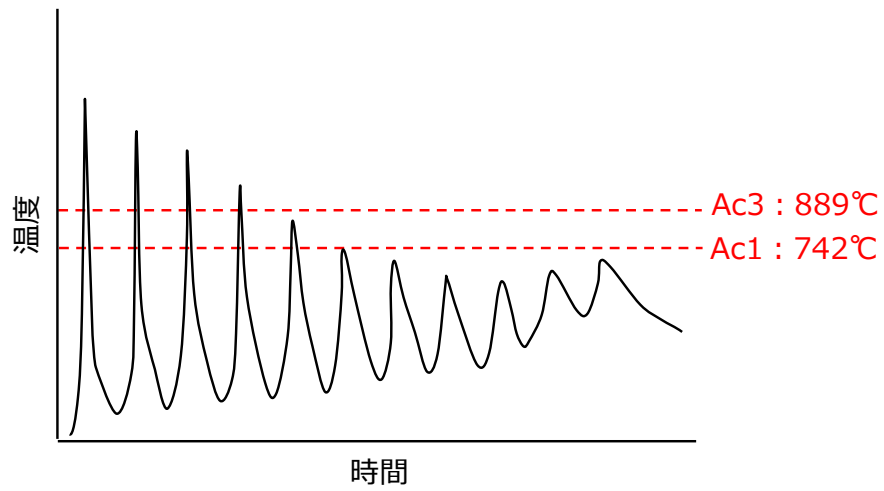


Fig.3.15 異材継手製作時の融合部界面の管内面近傍における溶接熱サイクル

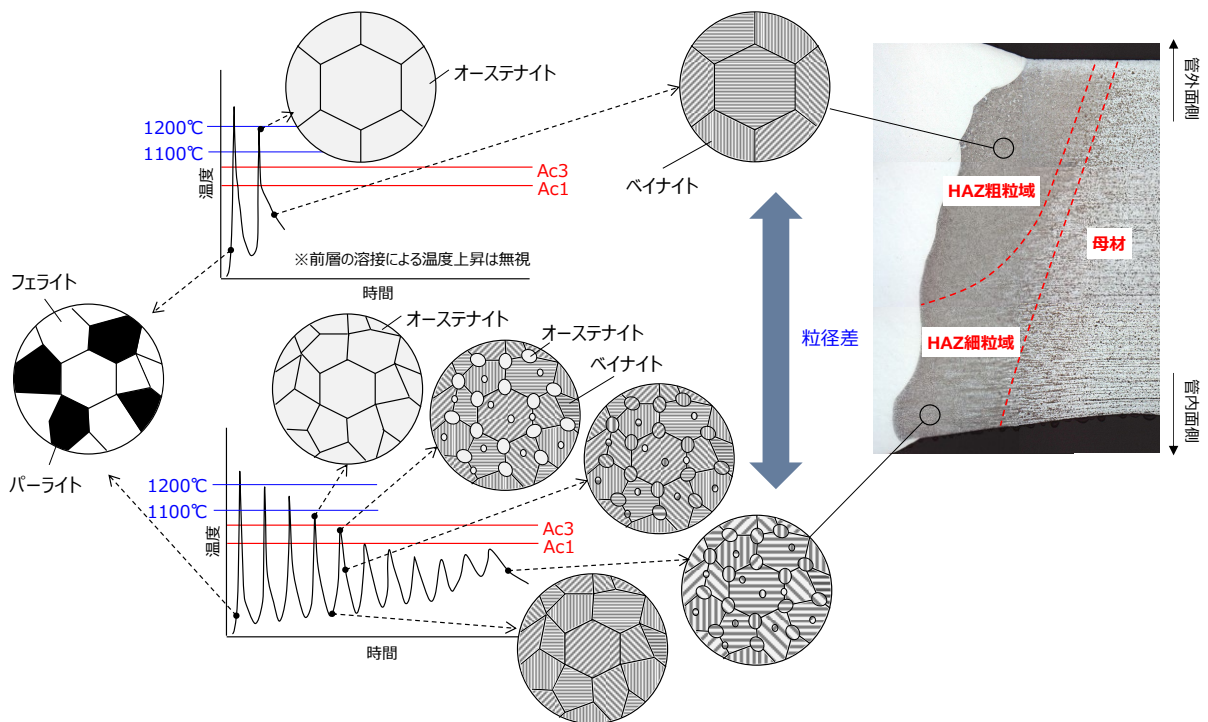


Fig.3.16 過熱器管異材継手溶接部における HAZ 組織の形成モデル

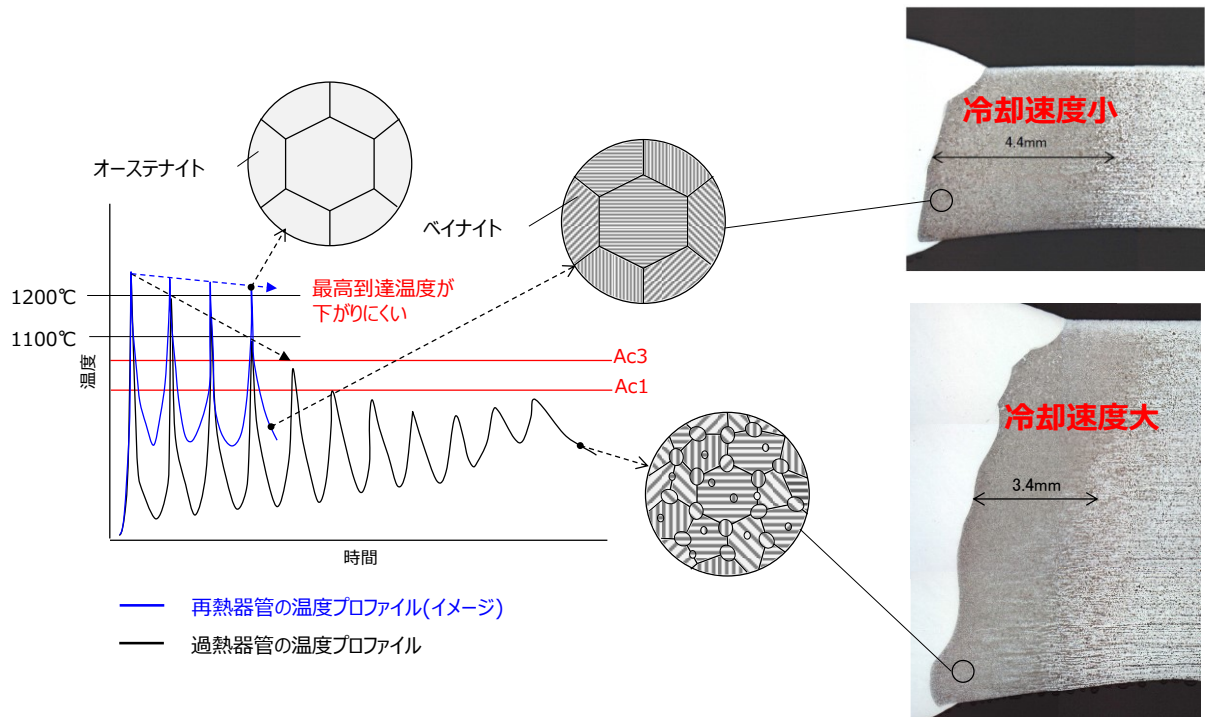


Fig.3.17 再熱器管異材継手溶接部における HAZ 組織の形成モデル

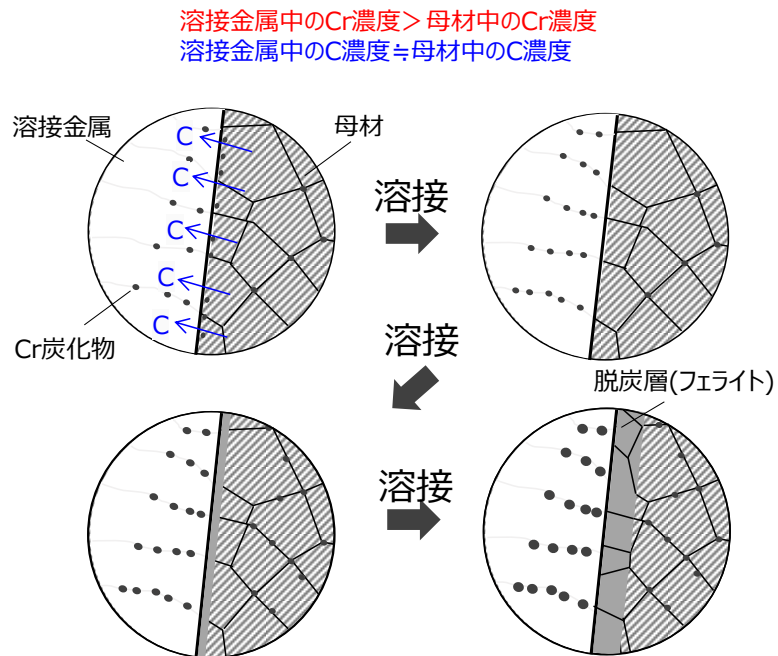


Fig.3.18 脱炭層の形成モデル

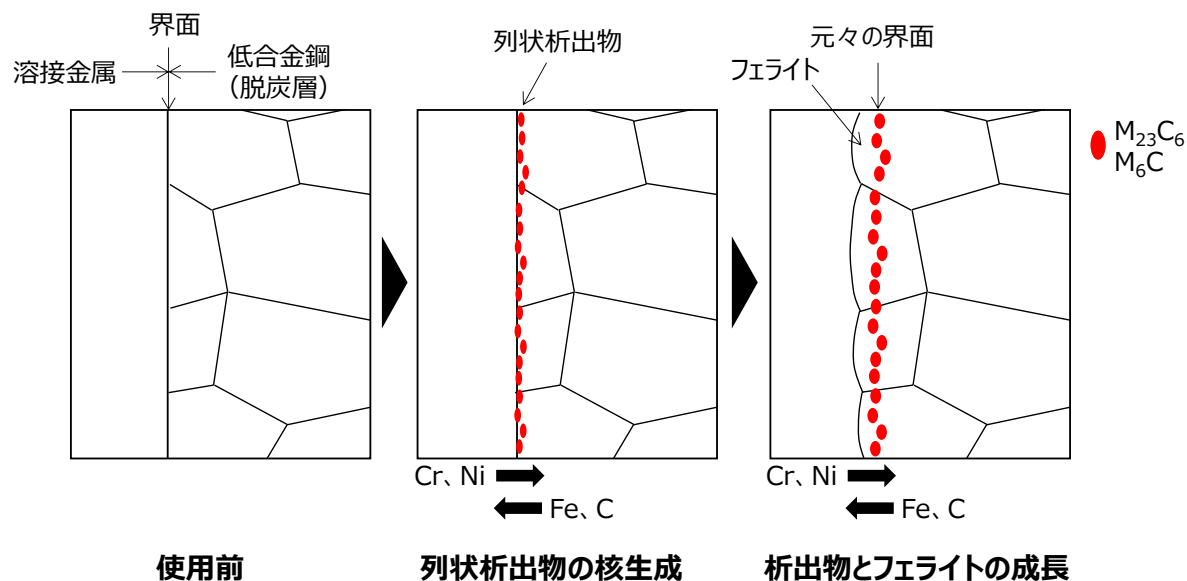


Fig.3.19 低合金鋼異材継手溶接部における列状析出物の生成モデル図

### 3.2.3 材料力学的検討

3.2.2 では過熱器管の異材継手溶接部近傍に生じる HAZ 組織，脱炭層および列状の Cr 炭化物が融合部損傷の影響因子であると推定した．これらのうち，HAZ 組織と脱炭層が融合部損傷に及ぼす影響を材料力学的観点で検討するために，実際の組織構成を模擬した過熱器管異材継手と再熱器管異材継手の有限要素法（FEM：finite element method）モデルを作成し，クリープ解析により，融合部界面に生じる軸方向応力を評価した．

#### 3.2.3.1 供試材および解析方法

一般的にクリープ解析には，材料特性とクリープ特性として，ヤング率 [MPa]，線膨張係数 [1/°C]，ポアソン比 [-]，クリープ速度 [1/h]を用いる．しかし，低合金鋼異材継手溶接部の HAZ のクリープ速度に関するこれらのデータは無いため，スモールパンチクリープ試験（以降，SP クリープ試験と称す）を用いてクリープ速度の取得を試みた．なお，クリープ速度は最小クリープのみを考慮し，次式の Norton 則に従うとして，クリープ特性 (k, n) を求めた．

$$\dot{\epsilon}_c = k\sigma^n \quad (3-2)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_c$  [1/h]は最小クリープ速度、 $\sigma$  [MPa] は応力、 $k$  はクリープ係数、 $n$  は応力指数である。なお、過熱器管異材継手および再熱器管異材継手の HAZ の最小クリープ速度  $\dot{\epsilon}_{HAZ}$  は、各管の母材と HAZ から採取した組織を用いた SP クリープ試験によって得られた破断時間の比率から、次式に示す Monkman-Grant 則を用いて算出した。

$$\dot{\epsilon}_{HAZ} = \dot{\epsilon}_{CBM} \left( \frac{tr_{HAZ}}{tr_{BM}} \right)^m \quad (3-3)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{CBM}$  [1/h] は母材の最小クリープ速度、 $tr_{BM}$  [h] は母材の破断時間、 $tr_{HAZ}$  [h] は HAZ の破断時間、 $m$  は材料定数である。

SP クリープ試験に用いた供試材を Table 3.5 に、供試材から採取した SP クリープ試験片の採取位置を四角の実線で Fig.3.20 中に示す。採取した試験片のサイズはいずれも直径 3mm の円盤状で厚さは 0.25mm である。SP クリープ試験に使用した試験装置の模式図を Fig.3.21 に示す<sup>3-12)</sup>。試験装置の上部ダイと下部ダイの内径はそれぞれ 1.03mm, 1.62mm, ボールサイズ(直径)は 1.00mm とし、日本材料学会発行の「微小サンプルクリープ試験法標準」<sup>3-13)</sup>に準拠して SP クリープ試験を行った。具体的には、試験片を上部ダイと下部ダイで挟み一定の温度に加熱しながらボールおよびパンチャーを介して一定荷重を負荷し、時間に伴う試験片の変位速度と、試験片が破断するまでの時間を測定した。SP クリープ試験の条件を Table 3.6 に示す。試験片は試料 9 の母材、HAZ 粗粒域、HAZ 細粒域からそれぞれ採取したものであり、いずれも試験温度 550℃、試験荷重 87N で試験を行なった。

Table 3.5 SP クリープ試験の供試材の情報

供試材	母材材質	溶接材料	溶接方法	管厚 [mm]	溶接後 熱処理	使用部位
試料 9	SA213-T12 SA213- TP347HFG	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	7.2	無	過熱器管

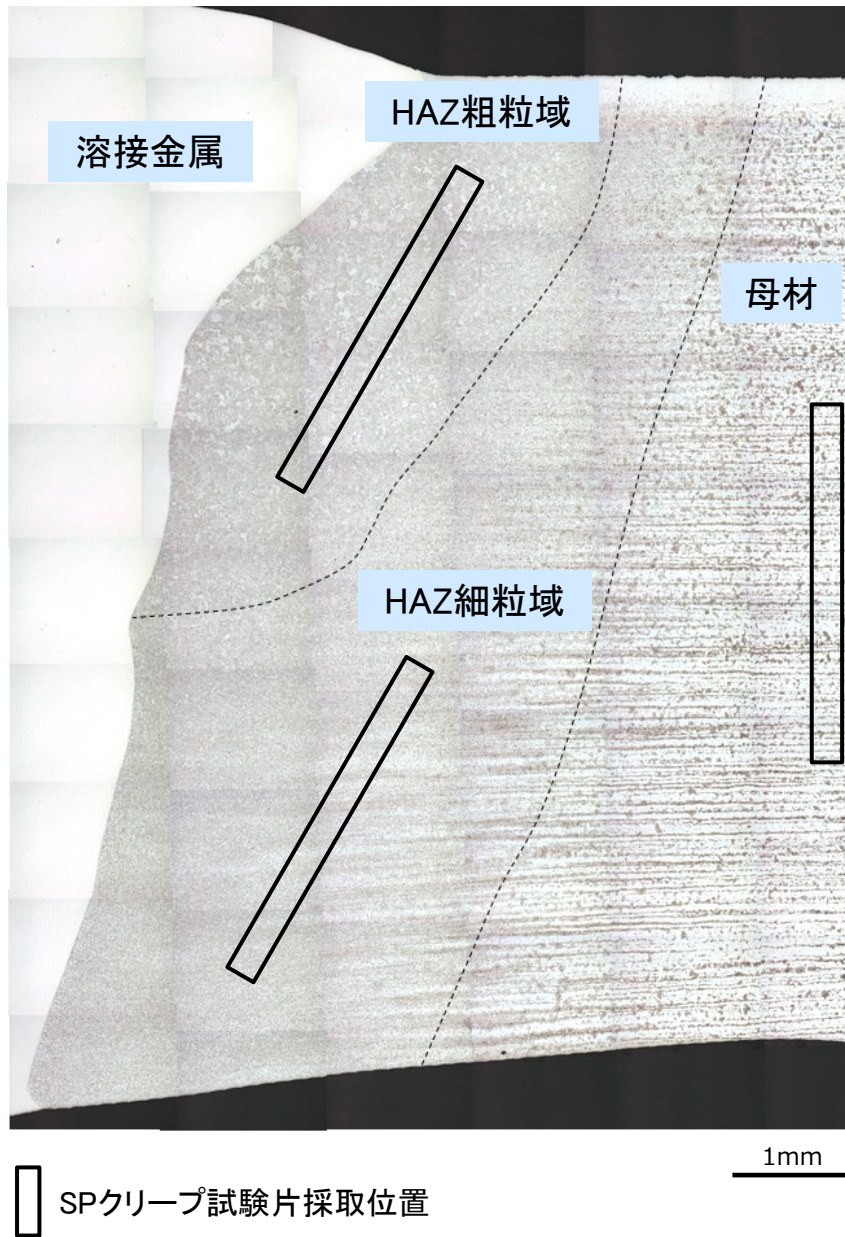


Fig.3.20 SP クリープ試験片の採取位置

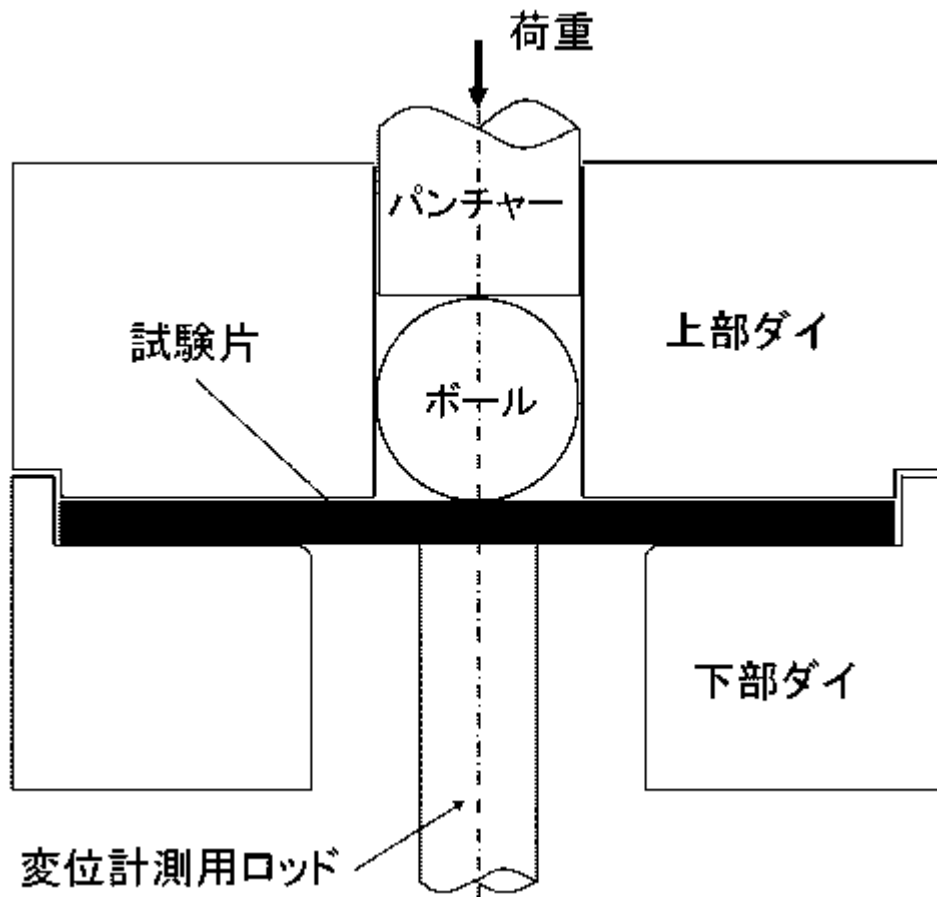


Fig.3.21 SP クリープ試験装置の模式図 3-12)

Table 3.6 SP クリープ試験条件

試験片	採取位置	試験温度 [°C]	試験荷重 [N]
9-A	母材	550	87
9-B	HAZ 粗粒域	550	87
9-C	HAZ 細粒域	550	87

### 3.2.3.2 クリープ特性導出結果

SP クリープ試験の結果を Table 3.7 に示す。試験片 9-A～試験片 9-C のそれぞれの最小変位速度は、 $4.83 \times 10^{-4} \text{mm/h}$ 、 $1.77 \times 10^{-3} \text{mm/h}$ 、 $4.80 \times 10^{-4} \text{mm/h}$  であり、破断時間は 419h、120h、936h であった。ここで、試験片 9-A の母材組織はフェライトとパーライトであり、各 HAZ の組織は 3.2.2.2 で述べたとおり、HAZ 粗粒域はベイナイト、HAZ 細粒域はフェライトとパーライトである。Cr-Mo 鋼におけるクリープ破断強度に及ぼす組織の影響については不明な点も多いが、ベイナイト組織の応力-破断時間曲線はフェライト・パーライト組織のものに比べ勾配が急になるとの主張もあり<sup>3・11)</sup>、本結果はそのことと対応する。なお、同じフェライトとパーライトから成る母材、HAZ 細粒域で破断時間が異なるのは、クリープ中の析出物の変化の違いや結晶粒径の差が関係している可能性がある。3.2.3.1 で述べた要領で導出した 1Cr 鋼とオーステナイト系ステンレス鋼の異材継手(1Cr/SUS 異材継手)の HAZ のクリープ特性を Table 3.8 に示す。本結果を用いて、クリープ解析を行った。

Table 3.7 SP クリープ試験結果

試験片	採取位置	試験温度 [°C]	試験荷重 [N]	最小変位速度 [mm/h]	破断時間 [h]
9-A	母材	550	87	$4.83 \times 10^{-4}$	419
9-B	HAZ 粗粒域	550	87	$1.77 \times 10^{-3}$	120
9-C	HAZ 細粒域	550	87	$4.80 \times 10^{-4}$	936

Table 3.8 1Cr/SUS 異材継手 HAZ のクリープ特性 (550°C)

位置	k	n
HAZ 粗粒域	$8.20 \times 10^{-15}$	4.26
HAZ 細粒域	$1.05 \times 10^{-15}$	4.26

### 3.2.3.3 クリープ解析モデルおよび解析条件

クリープ解析の全体モデルを Fig.3.22 に、クリープ解析条件を Table 3.9 に示す。今回の解析は、過熱器管と再熱器管の HAZ 組織構成の差異と脱炭層が融合部界面に作用する軸方向応力にどう影響を及ぼすのかを確認することが目的であるため、Table 3.9 の Case1～Case3 のとおり、クリープ解析のパラメータのうち、組織構成と脱炭層の有無をそれぞれ変え、その他のパラメータは同一とした。なお、Case1 は過熱器管異材継手を Case2 は再熱器管異材継手を模擬したものであり、Case3 は軸方向応力に対する脱炭層の影響を評価するため、Case1 の条件から脱炭層の有無のみを変えた条件である。ここで、Table 3.9 のモデル図は Fig.3.7 および Fig.3.8 の組織写真をもとに作成したものであり、融合部界面から母材側に約  $10\mu\text{m}$ ～ $20\mu\text{m}$  の領域に生成する脱炭層を模擬するために融合部界面近傍のメッシュの最小単位は  $10\mu\text{m}$  とした。また、外径、管厚、温度、内圧および解析時間は、実際にボイラ実機で使用された異材継手溶接部の使用条件とした。

つぎに、クリープ解析に用いた材料特性、クリープ特性の情報を Table 3.10, Table 3.11 に示す。HAZ 粗粒域と HAZ 細粒域のクリープ特性は、Table 3.8 の値から求めた。脱炭層については、実際の脱炭層の幅は非常に狭いため SP クリープ試験によるクリープ特性の取得が困難である。3.2.2.3 でも述べたとおり、脱炭層は溶接部の中で最も強度が低い組織である。これは、脱炭層では低合金鋼における重要なクリープ強化因子である  $M_{23}C_6$  などの析出物の量が母相よりも少ないためと考えられる。そこで、低合金鋼よりもクリープ強度の低い(クリープひずみ速度の大きい)炭素鋼(STB410)母材のクリープ特性を脱炭層の値として用いることとし、界面から  $10\mu\text{m}$  の領域を STB410 母材の特性で模擬した。なお、解析には Abaqus ver.2021 を用いた。

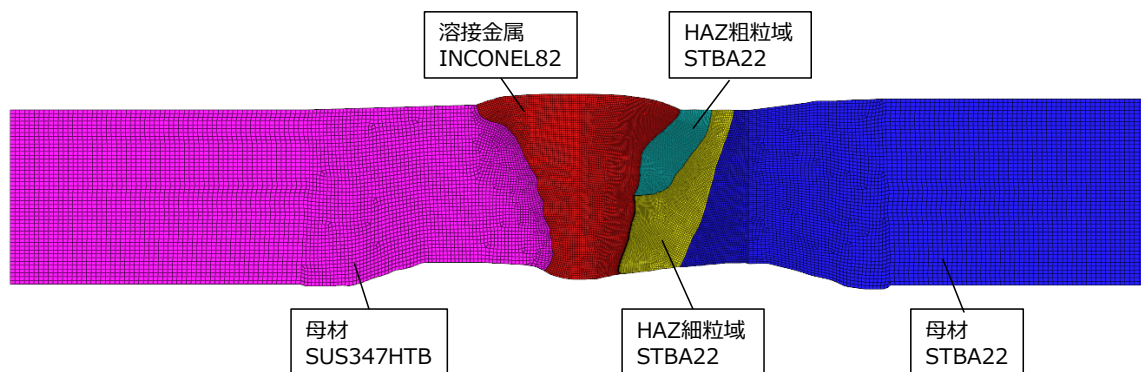


Fig.3.22 クリープ解析の全体モデル

Table 3.9 クリープ解析条件

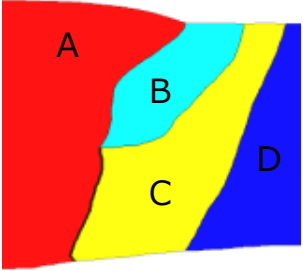
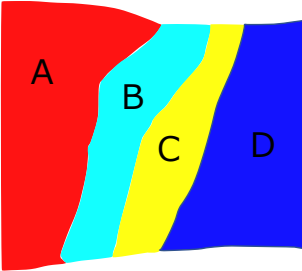
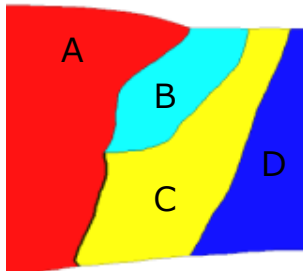
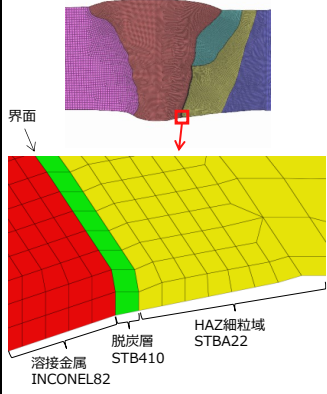
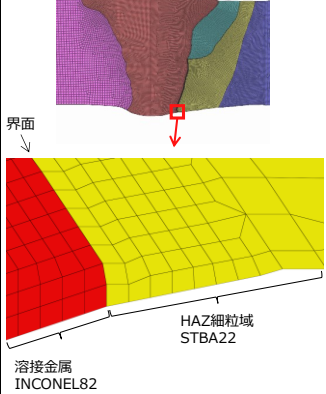
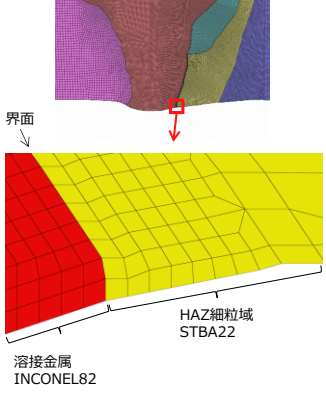
Case	Case1	Case2	Case3
外径×管厚 [mm]	50.8×3.5	同左	同左
温度 [°C]	569	同左	同左
内圧 [MPa]	4.9	同左	同左
低合金鋼側 HAZのモデル  A: 溶接金属 B: HAZ粗粒域 C: HAZ細粒域 D: 母材	過熱器管 HAZ 組織  	再熱器管 HAZ 組織  	過熱器管 HAZ 組織  
脱炭層の 模擬状況	脱炭層あり  	脱炭層なし  	脱炭層なし  
荷重条件	設計内圧を負荷し、 内圧によるスラスト応力 に相当する軸方向 応力を負荷	同左	同左
異材間熱応力	異材間の線膨張係 数差による熱応力を 考慮	同左	同左
解析時間 [×10 <sup>4</sup> h]	20	同左	同左

Table 3.10 解析に用いた材料特性 (569°C) <sup>3-14), 3-15)</sup>

	ヤング率 [MPa]	線膨張係数 [1/°C]	ポアソン比 [-]
STBA22	161	$1.25 \times 10^{-5}$	0.3
INCONEL82	180	$1.51 \times 10^{-5}$	0.3
SUS347HTB	154	$1.87 \times 10^{-5}$	0.3
STB410	130	$1.47 \times 10^{-5}$	0.3

Table 3.11 解析に用いたクリープ特性 (569°C) <sup>3-6), 3-16)</sup>

	k	n
STBA22 (母材)	$2.25 \times 10^{-14}$	4.16
STBA22 (HAZ 粗粒域)	$7.89 \times 10^{-14}$	4.16
STBA22 (HAZ 細粒域)	$1.01 \times 10^{-14}$	4.16
INCONEL82	$1.53 \times 10^{-35}$	11.33
SUS347HTB	$2.44 \times 10^{-15}$	2.40
STB410	$1.22 \times 10^{-20}$	7.62

### 3.2.3.4 解析結果

FEMを用いたクリープ解析により1Cr/SUS異材継手溶接部の融合部に生じる軸方向応力を評価した結果をFig.3.23に示す. 実際にボイドが発生している位置は融合部界面から数 $\mu\text{m}$ 程度母材側に離れた位置であることが多いため, 図中の軸方向応力は融合部界面に最も近い接点(界面から $10\mu\text{m}$ の位置)の出力結果をプロットしたものである. ここで, 低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の起点の多くは, 3.2.2.2で述べたとおり, 管内面側である. 管内面側におけるCase1とCase2の軸方向応力分布を比較すると, 過熱器管異材継手を模擬したCase1の軸方向応力の方が再熱器管異材継手を模擬したCase2のそれよりも高くなることが示された. また, 解析パラメータのうち, 脱炭層の有無のみが異なるCase1とCase3の軸方向応力分布を比較すると, 両者に有意差は無かった.

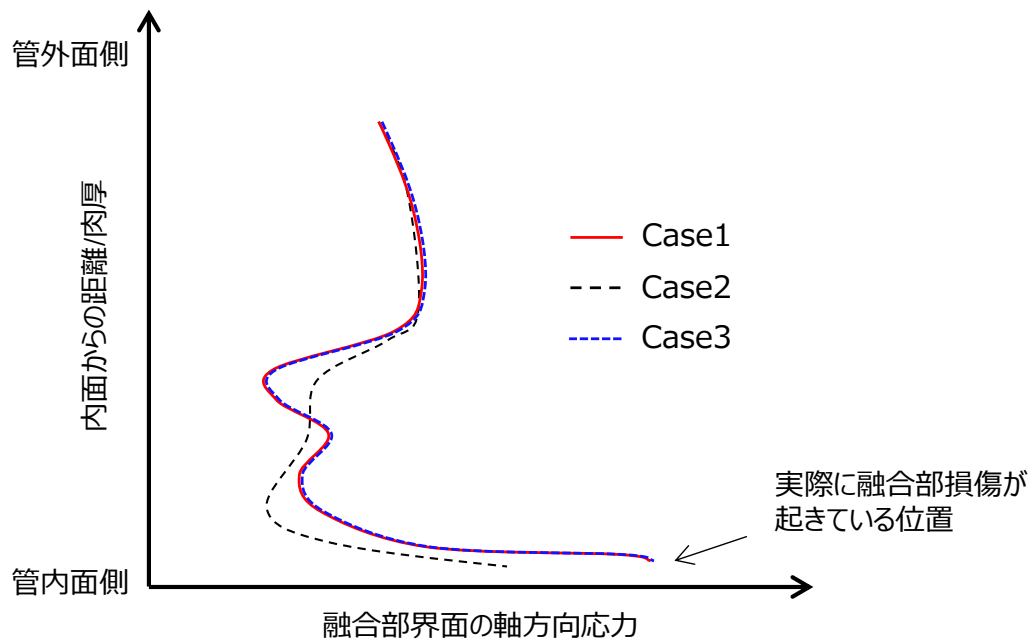


Fig.3.23 FEM によるクリープ解析結果

### 3.2.3.5 考察

#### 3.2.3.5.1 軸方向応力分布の発生要因

過熱器管異材継手 (Case1) と再熱器管異材継手 (Case2) の軸方向応力分布に差異が生じる理由について考察した. 過熱器管異材継手の融合部界面近傍は, 管外面側に HAZ 粗粒域, 管内面側に HAZ 細粒域が配置する状態となっている. SP クリープ試験結果を踏まえると, HAZ 粗粒域は HAZ 細粒域に比べて, クリープひずみ速度が高い (すなわちクリープ変形抵抗が小さい). ボイラ実機における長時間の使用にともないクリープが進行するとクリープ変形抵抗の小さい HAZ 粗粒域では, 弾性ひずみが減少し応力緩和が起きる. この応力緩和によってクリープ変形抵抗の大きい HAZ 細粒域に応力が再配分されることで, HAZ 細粒域で力を受け持つことになり, 特に管内面側の領域に高い軸方向応力が生じると推定される. また, 脱炭層を考慮した Case1 と脱炭層を考慮しなかった Case3 の軸方向応力分布に有意差は無かったことから, 融合部界面に作用する軸方向応力に対する脱炭層の影響度は低いと考えられる. なお, Case2 においても管内面側における軸方向応力が高くなっているが, この部分は Fig.3.24 に示すように界面形状が変化している領域であり, 応力集中しやすいためと考えられる. ただし, 同領域における Case2 の軸方向応力は, Case1 と Case3 のそれより明らかに低いため, 融合部損傷が生じるレベルには達しないと考えられる.

以上のことから, 低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の主な影響因子は, 過熱器管異材継手溶接部近傍に形成される HAZ の組織構成であると言える.

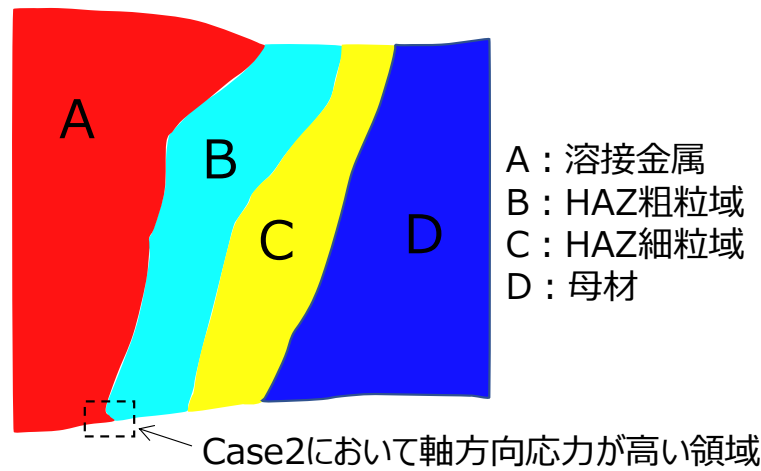


Fig.3.24 Case2 の模式図

### 3.2.3.5.2 損傷発生メカニズム

これまでの検討結果を踏まえ、ボイラ過熱器管の低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生メカニズムを検討した。損傷発生メカニズムを Fig.3.25 とともに以下に述べる。

- ①異材継手溶接部は、溶接時の熱履歴の違いから過熱器管と再熱器管で HAZ の組織構成に差異が生じる。また、過熱器管では、融合部の管内面側から管厚中央にかけて周りの組織よりもクリープ変形抵抗が小さい脱炭層が溶接時に形成される。
- ②過熱器管では、融合部界面近傍の管内面側から管厚中央部にかけて HAZ 細粒域が位置しており、低合金鋼異材継手部における HAZ 細粒域のクリープ変形抵抗が HAZ 粗粒域のクリープ変形抵抗より高いことで、ボイラ実機使用中にクリープによる応力再配分が起き、特に管内面側に高い軸方向応力が生じる。また、実機使用中は溶接金属からの Cr の拡散に伴って融合部界面に  $M_{23}C_6$  や  $M_6C$  などの析出物が列状に生成する。
- ③ボイラ実機での使用が進むと、融合部の管内面側に作用する軸方向応力が増加するとともに、同領域には周りの組織よりもクリープ変形抵抗が小さい脱炭層が存在するためクリープひずみが蓄積しやすくなる。また、Cr の拡散も進み列状析出物が成長するとともに、母材から溶接金属側への Fe の拡散により、元々溶接金属であった領域は、Cr, Ni が Fe に置き換わり、フェライト組織となる。

- ④実機使用中にクリープひずみが蓄積した領域では、クリープひずみの蓄積により原子空孔の粒界拡散が促進され、脱炭層およびフェライト内に析出した析出物と母相の界面に原子空孔が集積しやすくなることで、クリープボイドが優先的に生成する。
- ⑤生成したクリープボイドは、クリープひずみの増大とともに連結、成長し、亀裂となって融合部界面に沿って進展し、最終的には溶接部の破断に至る。

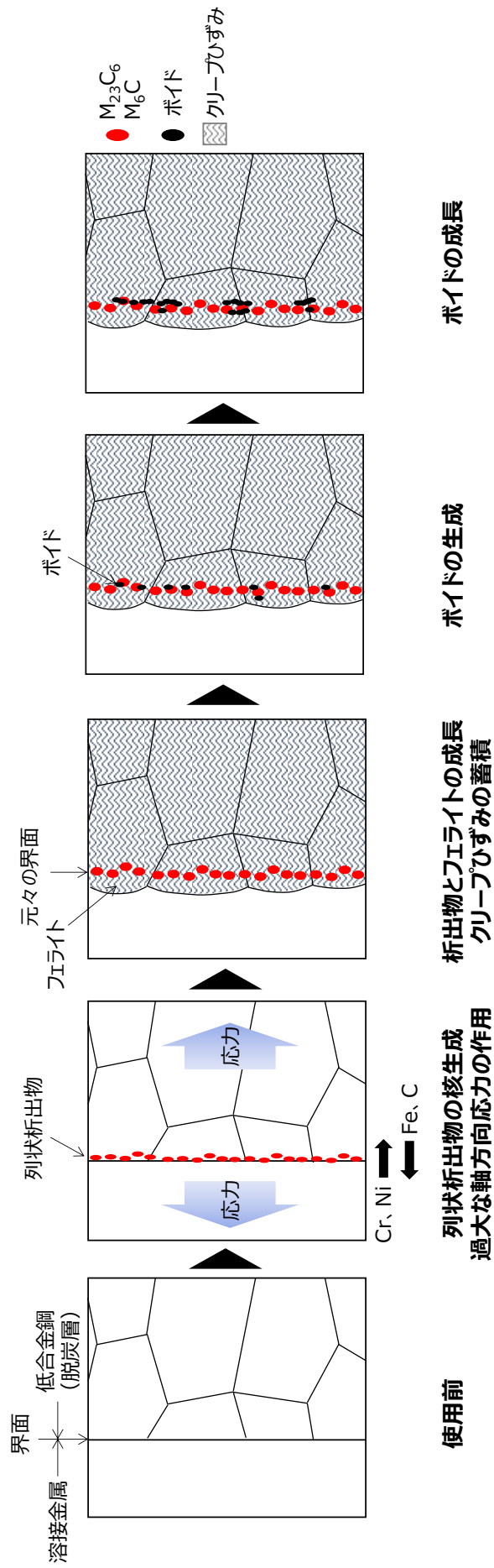


Fig.3.25 低合金鋼異材継手溶接部の融合部損傷発生メカニズムの模式図

### 3.3 結言

高クロム鋼異材継手溶接部と同様に、損傷発生メカニズムの解明が課題となっていた低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対し、OM 観察や SEM 観察、EDX 分析などの冶金学的調査を行った。また従来の研究では取り上げられることのない過熱器管と再熱器管異材継手溶接部の HAZ 組織の違いに着目し、SP クリープ試験や FEM によるクリープ解析などの材料力学的検討を行い、低合金鋼異材継手溶接部の融合部損傷発生メカニズムについて以下の結論を得た。

- ・ 過熱器管異材継手溶接部と再熱器管異材継手溶接部の組織を比較した結果、HAZ の組織構成に違いがみられた。また、過熱器管では、融合部の管内面側から管厚中央にかけて脱炭層が観察された。
- ・ 実機使用材の組織観察の結果、ボイドの周りには列状析出物が観察されるとともに、溶接金属から母材側に Cr と Ni が拡散していた。一方、未使用材の組織には列状析出物は観察されなかった。したがって、列状析出物は実機使用中に Cr の拡散に伴って生成したものと考えられた。
- ・ SP クリープ試験により低合金鋼異材継手溶接部の HAZ のクリープ特性を取得したうえで、過熱器管異材継手溶接部の組織構成を模擬した FEM によりクリープ解析を行った。その結果、過熱器管異材継手の融合部界面の管内面側に高い軸方向応力が生じることが明らかとなった。
- ・ 融合部界面近傍には、クリープ変形抵抗が特に小さい脱炭層および界面での原子の相互拡散により生成したフェライト組織が存在し、この領域に高い軸方向応力が作用することでクリープひずみが蓄積しやすくなり、クリープひずみの蓄積に起因して、列状析出物と母相の界面にボイドが形成されることが考えられた。
- ・ 過熱器管異材継手の HAZ 組織構成、脱炭層、列状析出物を影響因子とする低合金鋼異材継手溶接部の融合部損傷発生メカニズムを提案した。

## 参考文献

- 3-1) D. I. Roberts, J. Press. Vess. Technol., 1985, Vol. 107, No. 3, pp. 247-254.
- 3-2) J. N. DuPont, Int. Mater. Rev., 2012, Vol. 57, No. 4, pp. 1-26.
- 3-3) EPRI, Proc. Seminar on Dissimilar Welds in Fossil-Fired Boilers, 1985.
- 3-4) 渡辺正紀, 藤原敏, 津山高専紀要, 1997, 第 15 号, pp. 3-11.
- 3-5) EPRI, Boiler and Heat Recovery Steam Generator Tube Failures: Theory and Practice, Volume3: Steam-Touched Tubes.
- 3-6) 住友金属工業株式会社, 住友シームレス鋼管および配管のクリープデータシート, 1993.
- 3-7) A. A. Tavassoli, H. Touron, M. Weisz, Nucl. Technol., 1981, Vol. 55, pp. 302-310.
- 3-8) 石丸靖男, 高梨賢一, 石油学会誌, 1971, Vol. 14, No. 9, pp. 667-671.
- 3-9) 根本正, 佐々木良一, 幡谷文男, 溶接学会誌, 1963, Vol. 32, No. 3, pp. 205-212.
- 3-10) Q. Wu, Q. Xu, Y. Jiang, Eng. Fail. Anal., 2022, Vol. 117, pp. 1-10.
- 3-11) 行俊照夫, 西田和彦, 材料, 1972, Vol. 21, No. 222, pp. 204-211.
- 3-12) 駒崎慎一, 材料, 2012, Vol. 61, No. 12, pp. 980-986.
- 3-13) 日本材料学会 高温強度部門委員会 微小サンプルクリープ試験法ワーキンググループ, - 高温機器の余寿命診断のための - 微小サンプルクリープ試験法標準, 2012.
- 3-14) ASME, Boiler and Pressure Vessel Code Section II Part D 2021 Edition, 2021.
- 3-15) ASME, Power Piping B31.1, 2020.
- 3-16) R. L. Klueh, J. F. King, J. Nucl. Mater., 1981, Vol. 98, pp. 173-189.

## 第 4 章 異材継手溶接部の保全要領の検討

### 4.1 緒言

1 章では、ボイラの異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生メカニズムの解明が同溶接部の信頼性を向上させるうえで重要な課題であることを述べた。また、2 章と 3 章では、高クロム鋼異材継手溶接部と低合金鋼異材継手溶接部を対象に、冶金学および材料力学的観点から考察した融合部損傷の影響因子と損傷発生メカニズムについて述べた。本研究をとおして、異材継手溶接部の保全とその信頼性向上に向けて大きく前進したと言えよう。一方、有力な損傷発生メカニズムの提案のみに留まってしまっは、実用材料における異材継手溶接部の信頼性が向上したとは言えない。したがって、本知見を実用ボイラにおける異材継手溶接部の保全活動に活用する必要がある。

従来から我が国の火力発電プラントは、信頼性重視の観点から予防保全的手法が取られており、故障の有無や劣化状態に関係なく定期的にメンテナンスを実施する時間保全 (TBM : time based maintenance) と、対象設備の状態や稼働状況、劣化状況に応じてメンテナンスを実施する状態保全 (CBM : condition based maintenance) が行われ、高いレベルの信頼性が維持されてきた。また、対象設備が持つ故障リスクをもとに、リスクが高い設備への保全優先度の割付とリスクを最小とする保全方策の立案を実施するリスク基準保全 (RBM : risk based maintenance) の採用も進んでいる<sup>4-1)</sup>。

ここで、異材継手溶接部に対する予防保全のあり方について述べる。まず TBM の考え方に則って異材継手溶接部の信頼性を向上させる場合、融合部損傷の有無にかかわらず、対象となるボイラに存在する全ての異材継手を対象に、検査または交換の頻度を上げる必要がある。しかしながら、異材継手の数は、一つのボイラで数百箇所から数千箇所になるため、TBM を採用した場合、不必要なメンテナンスを行ってしまい過剰な保全コストが発生する可能性がある。これに対し RBM は、設備ごとの故障リスクから保全すべき設備の優先順位を付けることが可能であるため、メンテナンスが真に必要な設備に限定した保全を行うことができ、合理的なメンテナンスを実現できる。また、CBM の考え方に基づいて RBM で選定した溶接部の検査を行い、融合部損傷の有無を把握することができれば、検査結果に基づいた交換有無などの保全計画を立てることが可能となる。したがって、異材継手溶接部の信頼性を高めるためには、RBM と CBM を組み合わせた保全が重要となる。

そこで本章では、高クロム鋼異材継手溶接部および低合金鋼異材継手溶接部の両者に対し、損傷発生メカニズムに立脚した損傷発生リスクの評価手法を検討した。具体的には、高クロム鋼異材継手溶接部に対して、融合部損傷の影響因子の一つである G 相に着目し、損傷材と未損傷材を対象にそれぞれの G 相の大きさを調査して、融合部損傷と G 相の大きさの関係性を明らかにするとともに、G 相の大きさに着目した融合部損傷の発生リスク評価手法を検討した。一方、低合金鋼異材継手に対しては、融合部損傷の影響因子の一つである HAZ 組織構成に差異をもたらす要因やボイラ実機における使用条件をパラメータとした機械学習を行い、学習モデルにより融合部損傷の発生リスクを評価する手法を検討した。また、融合部損傷の早期検知および状態把握を目的に、超音波を用いた検査手法を検討した。さらに、異材継手溶接部の信頼性をより向上させるために、損傷発生メカニズムに基づいて、損傷発生リスクそのものを低減する手法を検討した。

## 4.2 融合部損傷の発生リスク評価手法

### 4.2.1 高クロム鋼異材継手溶接部

#### 4.2.1.1 供試材および実験方法

本項で使用した供試材の情報を Table 4.1 に、各母材材質の化学成分の規格値情報を Table 4.2～Table 4.4 に示す。なお、3 章と同様に、試料番号は章を跨いで連番としている。供試材として用いた高クロム鋼の材質は、ASME Grade 91 鋼 (9Cr-1Mo-V-Nb-N) の SA213-T91、あるいはそれと同等の火 SFVAF28 および X10CrMoVNb9-1 であり、ステンレス鋼と低合金鋼の材質は、それぞれオーステナイト系ステンレス鋼の SA213-TP347H (18Cr-8Ni-Nb)、火 SUS304J1HTB (18Cr-9Ni-3Cu-V-Nb) と SFVAF22A (1Cr-0.5Mo) である。また、溶接材料は、インコネル系の溶接材料である INCONEL82 (Ni bal.-20Cr-2Fe-3Nb-0.1C) であり、TIG 溶接で製造された。なお、試料 11 は、溶接継手の開先面に溶接材料を先に溶着させるバタリングを行った後、手溶接で作製された。いずれの供試材もボイラ実機として Table 4.1 で示すように長時間使用されたものであり、試料 13 は、実機使用中に融合部損傷が発生した溶接部である。

これらの供試材について、SEM 観察用の薄膜に加工し、鏡面研磨後にナイトール腐食液でエッチング後に SEM 観察を行い、Fig.4.1 に示す方法で列状析出物の大きさを測定した。具体的には、列状析出物の形状を楕円と仮定し、列状析出物の最大径

( $D_{max}$ )を長軸直径, 最小径( $D_{min}$ )を短軸直径として, 円相当径  $R$  [ $\mu\text{m}$ ] を次式で求めた.

$$R = 2 \left( \frac{S}{\pi} \right)^{0.5} \quad (4-1)$$

ここで,  $S$  [ $\mu\text{m}^2$ ] は列状析出物の面積であり, 次式で表される.

$$S = \frac{1}{2} D_{max} \frac{1}{2} D_{min} \pi \quad (4-2)$$

なお, SEMの観察倍率は5000倍とし, 5つの観察視野において観察された列状析出物の円相当径の平均値を求めた.

Table 4.1 供試材の情報

供試材	母材材質	溶接材料	溶接方法	溶接後熱処理	設計温度 [°C]	実機使用時間	LMP	損傷有無
試料 10	SA213-T91 SA213-TP347H	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	有	約 570	約 19 万時間	21,310	無
試料 11	火 SFVAF28 SFVAF22A	INCONEL82	TIG 溶接 (手動+バタリング)	有	約 540	約 9 万時間	20,351	無
試料 12	火 STBA28 火 SUS304J1HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	有	約 580	約 15 万時間	21,356	無
試料 13	X10CrMoVNb9-1 火 SUS304J1HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	有	約 560	約 6 万時間	20,613	有

※LMP (Larson-Miller parameter) =  $T(C+\log t)$

ここで、 $T$  は設計温度[°C]、 $C$  は材料定数[-]、 $t$  は実機使用時間[h]であり、 $C$  は 20 とした。

Table 4.2 高クロム鋼の化学成分 (規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al (sol.)	N
SA213-T91	0.08 ~	0.20 ~	0.30 ~	≤ 0.020	≤ 0.010	≤ 0.40	8.00 ~	0.85 ~	0.18 ~	0.06 ~	≤ 0.04	0.030 ~
	0.12	0.50	0.60				9.50	1.05	0.25	0.10		0.070
火 SFVAF28	0.08 ~	0.20 ~	0.30 ~	≤ 0.020	≤ 0.010	≤ 0.40	8.00 ~	0.85 ~	0.18 ~	0.06 ~	≤ 0.04	0.030 ~
	0.12	0.50	0.60				9.50	1.05	0.25	0.10		0.070
X10CrMoVNb9-1	0.08 ~	≤ 0.50	0.30 ~	≤ 0.025	≤ 0.015	≤ 0.40	8.00 ~	0.85 ~	0.18 ~	0.06 ~	≤ 0.03	0.030 ~
	0.12		0.60				9.50	1.05	0.25	0.10		0.070

Table 4.3 オーステナイト系ステンレス鋼の化学成分 (規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Nb	N	Cu
SA213-TP347H	0.04 ~	≤ 1.0	≤ 2.00	≤ 0.045	≤ 0.030	9.0 ~	17.00 ~	-	10×C% ~	-	-
	0.10					13.0	20.00		1.10		
火 SUS304J1HTB	0.07 ~	≤ 0.03	≤ 1.00	≤ 0.040	≤ 0.010	7.50 ~	17.00 ~	≤ 0.20	0.30 ~	0.05 ~	2.50 ~
	0.13					10.50	19.00		0.60	0.12	3.50

Table 4.4 低合金鋼の化学成分 (規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SFVAF22A	≤ 0.15	≤ 0.50	0.30 ~ 0.60	≤ 0.030	≤ 0.030	2.00 ~ 2.50	2.00 ~ 2.50

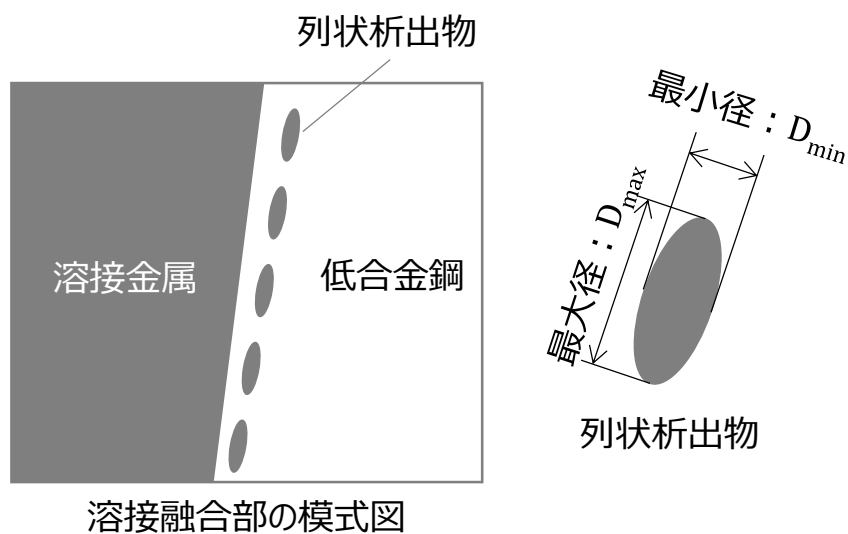


Fig.4.1 列状析出物の寸法測定方法

#### 4.2.1.2 実験結果

試料 10～試料 13 の SEM 観察結果を Fig.4.2 に示す. いずれの供試材にも融合部界面から数  $\mu\text{m}$  高クロム鋼母材側に離れた位置に列状の析出物が観察され, 列状析出物の形状や発生位置は 2 章で観察された析出物と同等であった. ここで, 析出物の成長に必要な拡散現象は温度依存性があり, 拡散係数はアレニウスの式に従う. そこで, アレニウスの式から導出される温度と時間を一つのパラメータで整理するラーソン・ミラーパラメータ(LMP)と析出物の大きさの関係を調査した. Fig.4.3に, これらの SEM 像から列状析出物の円相当径の平均値を算出し, それぞれの LMP の値で整理した結果を示す. 試料 10～試料 13 における列状析出物の円相当径の平均値は, それぞれ  $0.96\mu\text{m}$ ,  $0.49\mu\text{m}$ ,  $0.97\mu\text{m}$ ,  $0.79\mu\text{m}$  であり, 列状析出物の円相当径と LMP の値には正の相関があった.

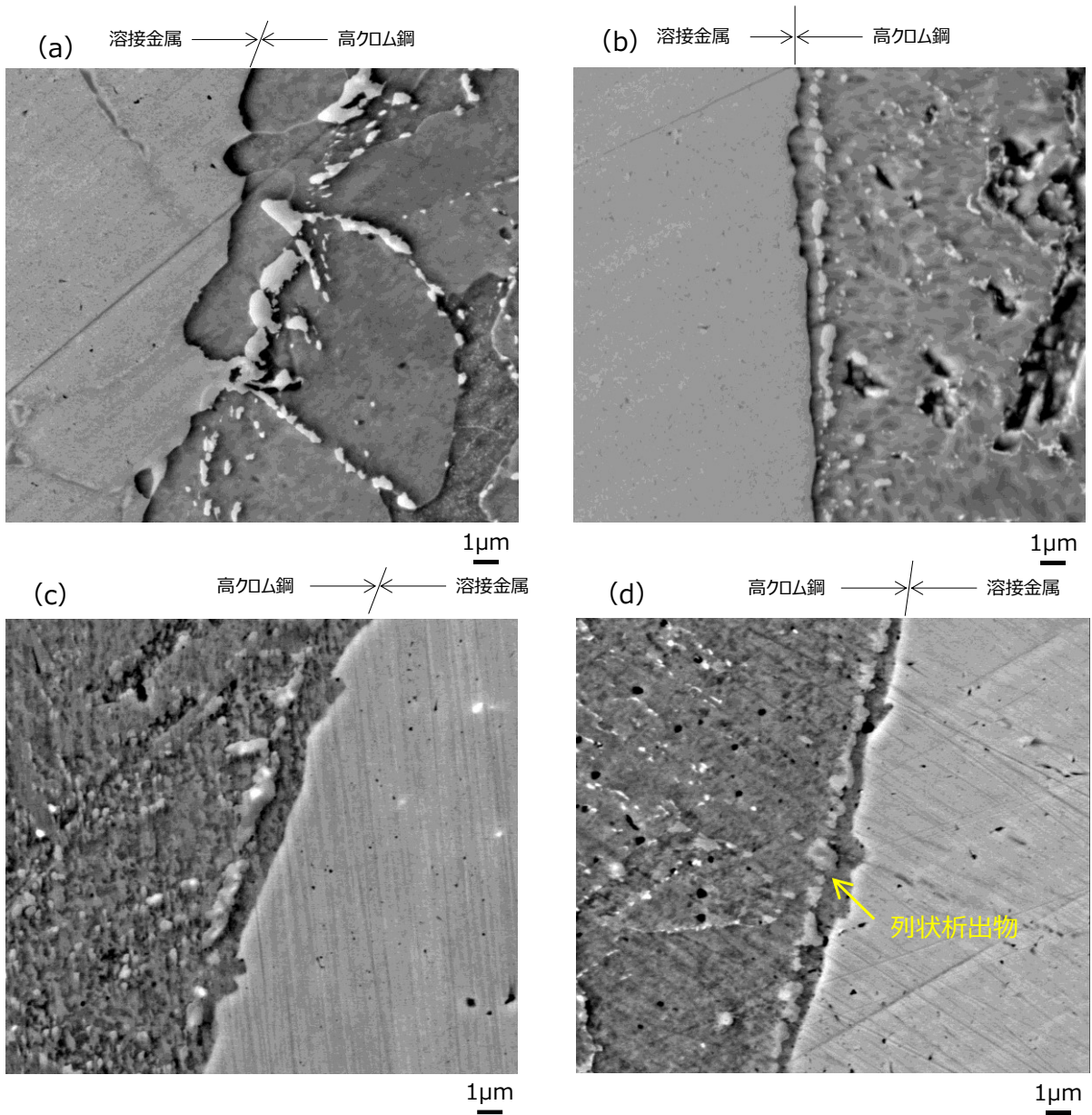


Fig.4.2 試料 10～試料 13 の SEM 観察結果  
 (a) 試料 10, (b) 試料 11, (c) 試料 12, (d) 試料 13

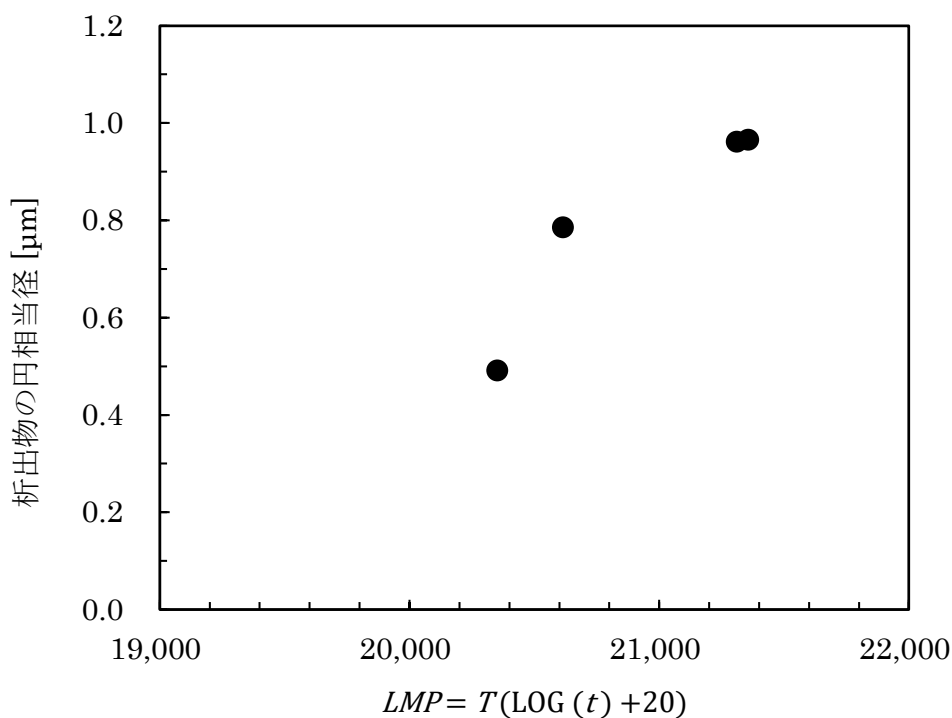


Fig.4.3 LMP と析出物の円相当径との関係

#### 4.2.1.3 考察

試料 10～試料 13 の SEM 観察結果から列状析出物の円相当径(大きさ)と LMP に正の相関がみられた。2 章で明らかにしたとおり, 高クロム鋼異材継手溶接部の融合部界面にみられる列状析出物の多くは, Ni, Cr, Mo, Si を主体とする金属間化合物である G 相である。本供試材については, ボイラ実機の高温度環境で長時間使用されていることから, 長時間の使用に伴って G 相が析出し, オストワルド成長したものと推定され, G 相を主体とする列状析出物の大きさと LMP の値との相関が認められたと言える。

#### 4.2.1.4 高クロム鋼異材継手溶接部の融合部損傷の発生リスク評価手法

2 章で述べたとおり, 高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の影響因子の一つは G 相である。2 章で提案した損傷発生メカニズムに則ると, 実機使用中に G 相が成長すると, G 相周辺の Cr 量の低下が進み, クリープ強度も低下する。よって, 融合部損傷の影響因子である G 相の大きさに着目して, 実際に融合部損傷が生じた異材継手の G 相(列状析出物)よりも大きな列状析出物が観察された場合は, 融合部損傷の発生リスクが高いとみなし, 検査や交換を行うことが有効であると言える。また, 列状析出物の大きさと LMP の値には正の相関があることから, 例えば, Fig.4.4 に示すように

実際に融合部損傷が生じている試料 13 の LMP(20,613)を閾値として、同等の LMP になった際に検査を行うことも有効である。

以上のことから、高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合損傷の発生リスクを評価可能な手法が明らかとなり、RBM を実行可能となった。なお、現状はサンプル数が 4 点と少ないことから、データ拡充を行い本リスク評価手法の信頼性向上を図ることが望ましい。

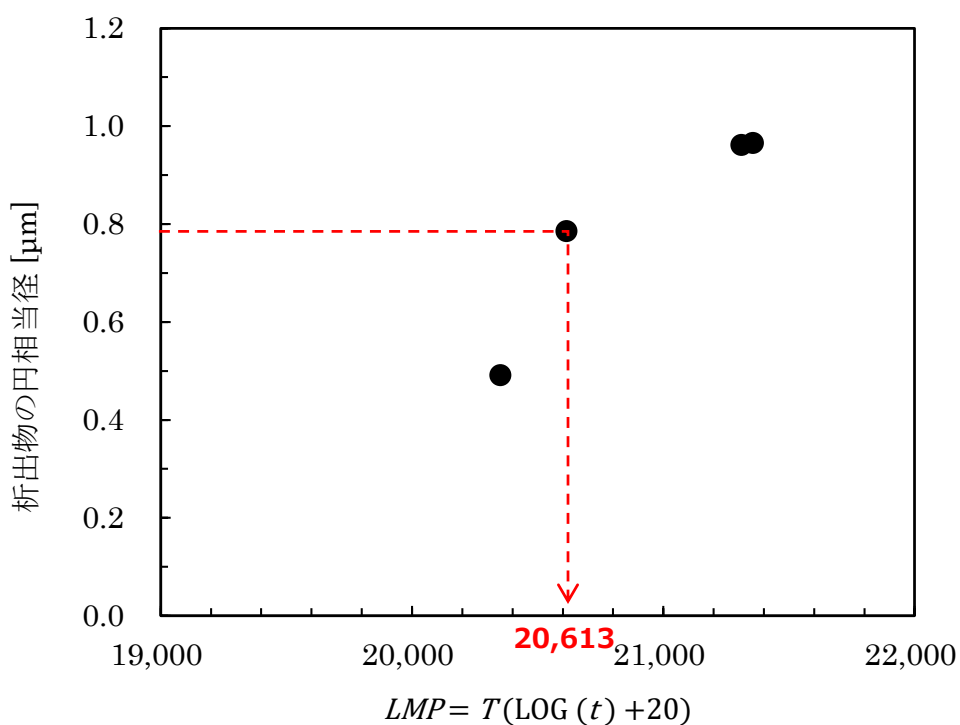


Fig.4.4 LMP に着目した損傷発生リスクの評価イメージ

## 4.2.2 低合金鋼異材継手溶接部

つぎに低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生リスク評価手法を検討する。3章で述べたとおり、高クロム鋼異材継手溶接部における融合部損傷の影響因子である G 相は、低合金鋼異材継手溶接部にはみられず、4.2.1.4 で述べた損傷発生リスク評価手法は低合金鋼異材継手溶接部には適用できない。また、低合金鋼異材継手溶接部における融合部損傷の影響因子として、過熱器管と再熱器管の HAZ 組織構成の差異、脱炭層、列状析出物をあげたが、Fig.3.3～Fig.3.6 に示したとおり、実機での使用条件によって融合部損傷の発生リスクが異なってくる。

そこで、再熱器管異材継手溶接部よりも融合部損傷の発生リスクが高い過熱器管異材継手溶接部について、実機使用条件も加味した融合部損傷の発生リスク評価手法を確立するために、低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の主因として有力な HAZ 組織構成に影響を及ぼす管厚のほか、ボイラ実機における使用条件に関する複数の設計パラメータ、運転パラメータの相関性を評価可能な機械学習を用いて、低合金鋼異材継手溶接部の融合部損傷のリスク評価を可能にする手法を検討した。

### 4.2.2.1 供試データおよび実験方法

本実験に用いた供試データの概要情報を Fig.4.5 に示す。供試データ数は 336 件であり、この数は異材継手の仕様の種類を意味する。336 件のうち 25 件は、実際に融合部損傷（亀裂発生または亀裂貫通）が起きた事例である。また、検討対象とした異材継手溶接部は、低合金鋼（火 STBA21, STBA22, STBA23 および STBA24 系鋼）とオーステナイト系ステンレス鋼をインコネル系溶接材料の INCONEL82 で接合したものである。本実験では管厚を含む 10 種類のパラメータを説明変数として定義した。

本実験では、機械学習手法としてランダムフォレストを用いた。ランダムフォレストの概念図を Fig.4.6 に示す。ランダムフォレストは、複数の決定木を利用し、決定木単体よりも目的変数（ここでは融合部損傷発生の有無）の予測精度を高めることができる機械学習の手法である。また、個々のパラメータ同士の関係性も考慮した非線形評価が可能で、比較的少ないパラメータでも評価でき、アンサンブル学習のためオーバーフィッティング（過学習）が起きにくいといった特長を持つため<sup>4-2)</sup>、本実験の手法として採用した。以下にランダムフォレストを用いた実験手順について述べる。

STEP1 では、336 件のデータを 7 割の訓練データと 3 割のテストデータにランダムに分類し、訓練データを用いて Fig.4.6 に示した学習モデルを構築する。なお、決定木の数は 500 とした。STEP2 では、STEP1 のモデルを用いて、テストデータの融合部損傷

有無を当てることができるかを評価する。STEP3 では、STEP1 と STEP2 を複数回行う。STEP4 では、複数回にわたる実験結果を Table 4.5 のように整理する。Table 4.5 の数値は 0.00～1.00 の範囲で出力される無次元のスコアであり、スコアが大きい程、融合部損傷が発生しやすいパラメータ(説明変数)の組み合わせであることを意味する。STEP5 では、スコアに対する任意の閾値を設け、1 回でも閾値を超えることがあれば、その条件は融合部損傷の可能性有と判定する。

Table 4.5 は閾値を 0.5 とした場合の実験結果の整理例であり、この場合 No.3 および No.5 のパラメータの組み合わせが融合部損傷の可能性有と判定されることとなる。

上記の手順に沿って、閾値と試行回数を変数としたパラメータスタディを行い、説明変数(管厚を含む 10 種類のパラメータ)と目的変数(融合部損傷発生の有無)の相関性を評価した。

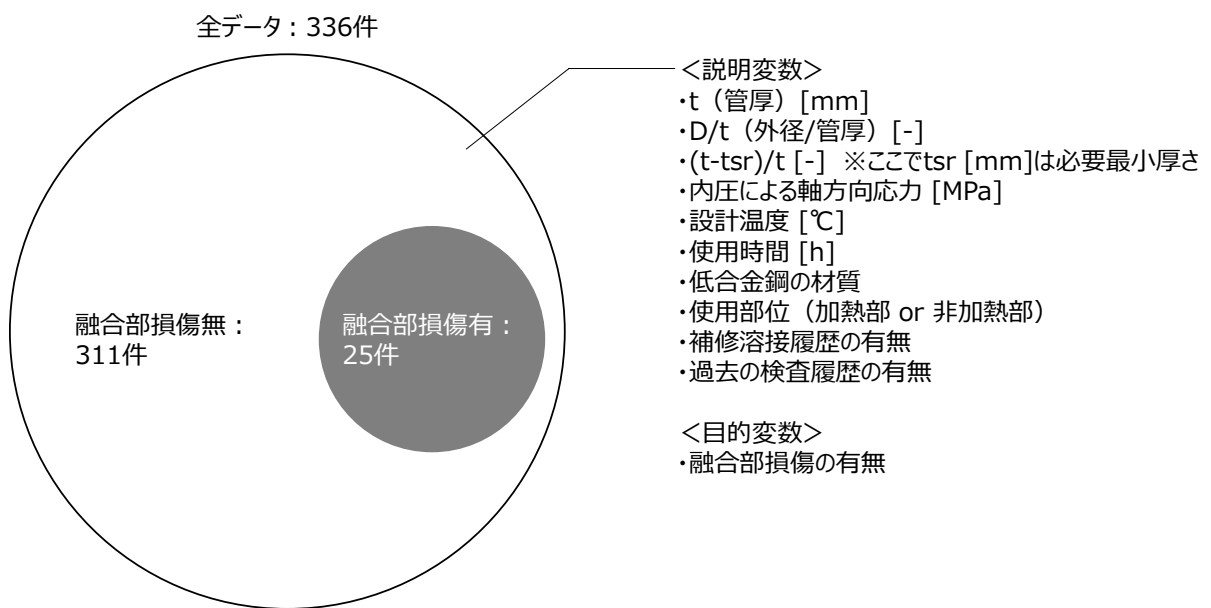


Fig.4.5 低合金鋼異材継手のリスク評価手法検討に用いた供試データ

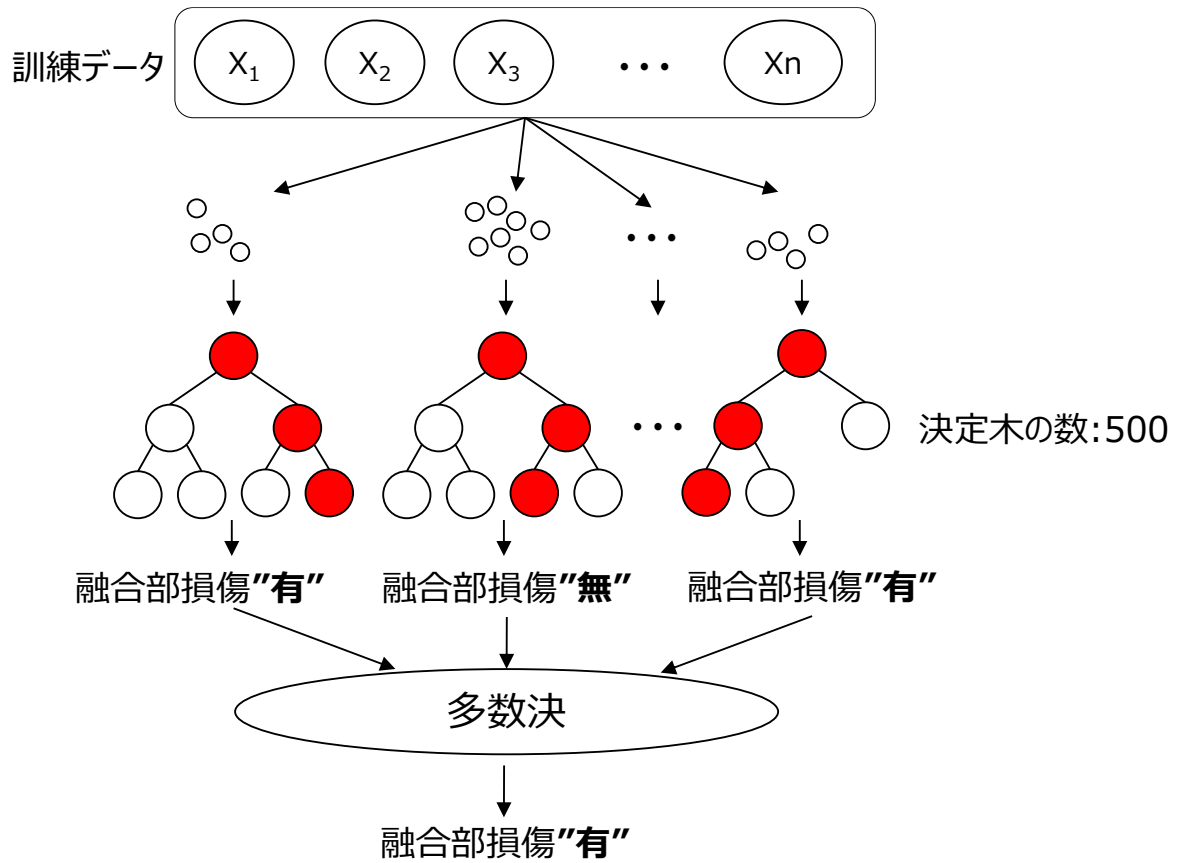


Fig.4.6 ランダムフォレストの概念図

Table 4.5 実験結果の整理イメージ

データ No.	試行 1	試行 2	試行 3	試行 i
1	0.32	-	-	0.12
2	0.01	-	0.02	-
3	0.46	0.65	0.56	-
4	0.15	0.31	0.34	0.36
5	0.25	0.51	0.45	0.51
6	-	0.01	0.04	0.31
...	...	...	...	...
336	-	0.31	0.14	0.23

※ スコアが“-”の箇所 は、訓練データに用いたため出力結果は無い

#### 4.2.2.2 実験結果

4.2.2.1 の手順でパラメータスタディを行った結果の代表例を Table 4.6 に示す. ここで, 実損傷の再現率とは供試データにおいて融合部損傷が起きた管仕様を予測できた割合であり, 過剰判定の確率とは供試データにおいて融合部損傷が起きていない管仕様を融合部損傷有と予測してしまった割合を意味し, 前者が高く後者が低いほど, 優れた学習モデルと言える. 条件①は全供試データを用いて, 試行回数を 25 回, 閾値を 0.13 とした時の結果であり, 実損傷の再現率は 88%, 過剰判定の確率は 24%となった. 一方, 条件②は損傷事例の多い 1Cr 系異材継手 (1Cr-0.3Mo 鋼, 1Cr-0.5Mo 鋼および 1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼) のみの供試データを用いて, 試行回数を 25 回, 閾値を 0.50 とした時の結果であり, 実損傷の再現率は 95%で条件①を上回ったものの, 過剰判定の確率は 52%と条件①よりも悪化した. この結果から, データセットや閾値によって実損傷の再現率と過剰判定の割合に違いはみられるものの, 説明変数 (管厚を含む 10 種類のパラメータ) と目的変数 (融合部損傷発生の有無) に相関があることが示された. この結果は, 本研究で選択した教師データをランダムフォレストで学習した学習モデルを用いることで, 融合部損傷の発生リスクを予測できることを示唆している.

Table 4.6 実験結果の代表例

条件	データセット	試行回数 [回]	閾値	再現率 [%]	過剰判定の確率 [%]
①	全データ (336 データ)	25	0.13	88	24
②	1Cr 系のみ (96 データ)	25	0.50	95	52

#### 4.2.2.3 考察

本実験に用いた各パラメータのうち, 目的変数 (融合部損傷発生の有無) に影響のあるパラメータを確認するために, 重要度解析を行った. ランダムフォレストにおける重要度とは, あるパラメータを変えた場合に結果に影響を与えるか否かを示す指標であり, 各パラメータの重要度の合計は 1.00 となる無次元の値である. 条件①の重要度解析結果を Fig.4.7 に示す. 条件①における重要度は, 設計温度, 管厚, 使用時間, (管厚 - 必要最小厚さ) / 管厚および内圧による軸応力が上位 5 つとなった. 低合金鋼異材継手溶接部における融合部損傷の主因である HAZ の組織構成は管厚の大きさに影響されることは 3 章で述べたが, 融合部損傷の発生有無と関係のある管厚および管厚を含

むパラメータの重要度が高いことを踏まえると、本実験に用いたデータと手法で融合部損傷の発生リスクを予測することは冶金学および材料力学の観点からも妥当であると考えられる。

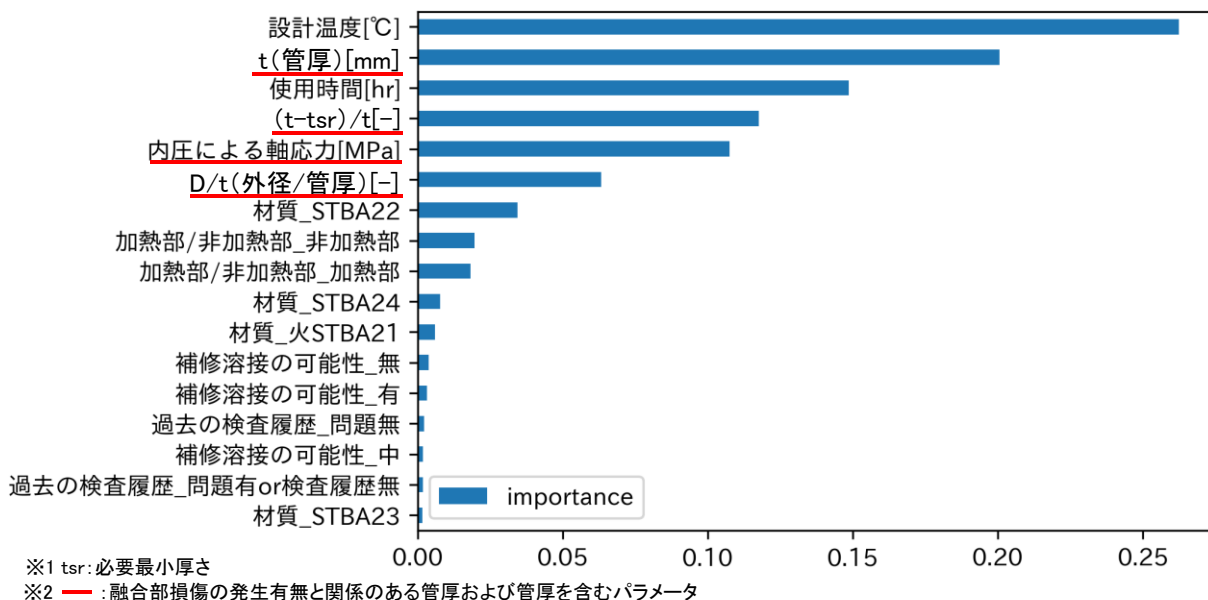


Fig.4.7 条件①の重要度解析結果

#### 4.2.2.4 低合金鋼異材継手溶接部の融合部損傷の発生リスク評価手法

本実験の結果を踏まえ検討した低合金鋼異材継手溶接部の融合部損傷の発生リスク評価手法の概念図を Fig.4.8 に示す。本供試データを学習データとし、4.2.2.1 で示した手順で学習モデルを作成する。この学習モデルを用いて評価対象データを評価するとスコアが算出されるため、任意の閾値を超えるものは融合部損傷の発生リスクが高い異材継手と判定することができる。

以上のことから、低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生リスクを評価可能な手法が明らかとなり、RBM を実行可能となった。本評価手法による融合部損傷の予測精度は、Table 4.6 で示したとおりであるが、今後の検査結果を学習データに反映し、再学習を行うことで予測精度の向上が期待できる。

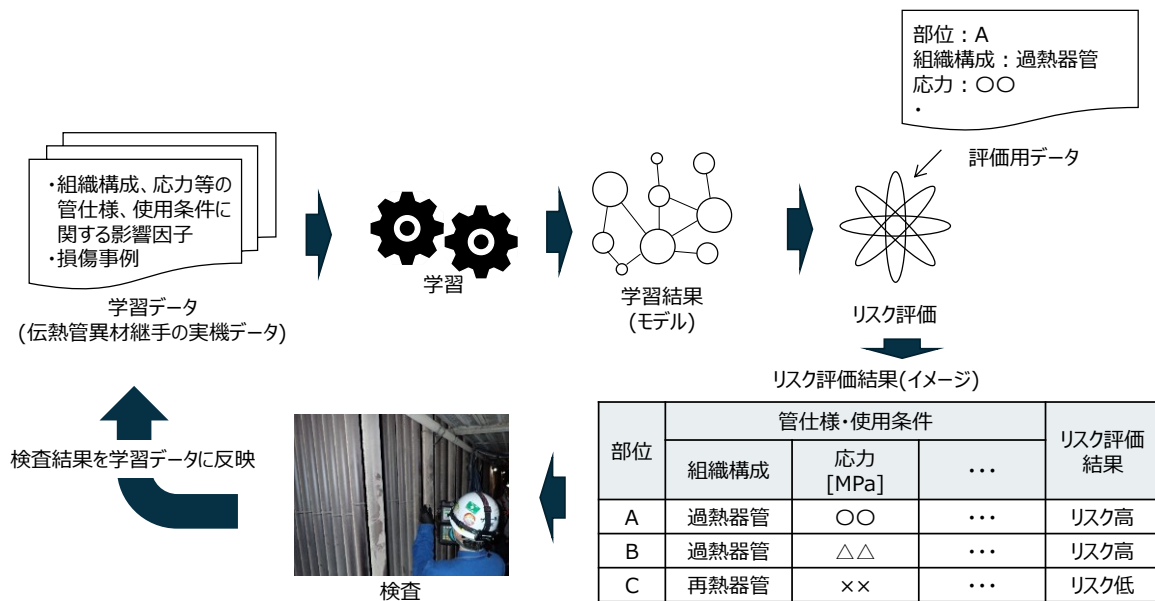


Fig.4.8 低合金鋼異材継手の融合部損傷発生リスク評価手法の概念図

### 4.3 融合部損傷の検査手法

4.2 では、高クロム鋼異材継手溶接部および低合金鋼異材継手溶接部の両者に対し、損傷発生メカニズムに立脚した損傷発生リスクの評価手法を提案した。これにより、リスク評価結果に基づいて保全すべき異材継手の優先順位を付けることができるようになり、RBM に基づく予防保全を実行可能となったと言える。しかしながら、異材継手溶接部の信頼性を高めるためには、融合部損傷の発生リスクを評価するだけでなく、リスク評価結果に基づいて選定した異材継手の状態を診断する、すなわち CBM を行わなければならない。異材継手の CBM の手法として、齋藤らは高クロム鋼異材継手溶接部を対象に、融合部界面近傍の Cr 濃度と Ni 濃度を測定し、測定結果から損傷状態を診断する手法を開発している<sup>4-3)</sup>。

他方で本研究の対象である異材継手溶接部に発生する融合部損傷は、これまで述べたとおり、管外表面ではなく管内部に発生しやすいため、異材継手溶接部の状態(損傷発生有無)を診断するためには管内部の欠陥を検出することも重要である。よって、本研究では溶接部内部の欠陥の検査に通常用いられる超音波探傷技術 (UT: ultrasonic testing) に着目し、異材継手溶接部の融合部損傷に特化した検査手法の確立を試みた。

#### 4.3.1 異材継手溶接部向け超音波探傷技術の検討

超音波探傷技術は材料中の被検査体を伝搬する超音波が欠陥や形状などによって反射・回折・モード変換した受信波を利用するもので、数ある非破壊検査技術の中でも内部欠陥検知を得意とする手法である。また、本技術は火力発電プラント設備の検査手法の一つとして広く使用されており、高温配管のクリープ損傷の検知<sup>4.4)</sup>や蒸気タービン翼溝部の応力腐食割れの検知<sup>4.5)</sup>などに利用されている。

本技術を異材継手溶接部に適用するにあたり、その探傷方法について検討した。一般的に、ボイラチューブの溶接部に対する主な超音波探傷方法は、単一の圧電素子を有した探触子による斜角探傷法<sup>4.6)</sup>と、複数の圧電素子を有したフェーズドアレイ UT 法<sup>4.7)</sup>があげられる。欠陥の定量評価性の観点ではフェーズドアレイ UT 法が優位であるが、火力発電用ボイラの異材継手溶接部は、①設備数が数百から数千箇所以上と膨大であり、定期検査期間の短縮が求められている昨今において、より高効率な検査が要求されること、②検査対象箇所は管列で形成され、センサ設置位置が数 mm 程度と狭隘であること、③本検査は欠陥検出のみを目的にしていることから、複雑な探傷セットアップに時間を要し、かつセンサの小型化が困難なフェーズドアレイ UT 法は不向きと考えた。そこで異材継手溶接部検査に対しては、高速な検査が可能で複雑な探傷セットアップが不要、かつ超音波探触子をより小型化できる単一の圧電素子を用いた斜角探傷法を採用することとした。なお、異材継手溶接部に生じる融合部損傷(亀裂)は、析出物周りに発生したボイドが連結・合体して形成されるものである。したがって、融合部損傷の有無を把握するためには、可能な限り小さな亀裂(あるいはボイドの連結)を検知することが求められる。

そこで本研究では、Fig.4.9 に示すように超音波探触子内の圧電素子(振動子)に曲率を設けて、超音波ビームを点集束する構造とすることで、亀裂からの反射エコーの音圧レベルを増加させ、欠陥検出性の向上を図った。

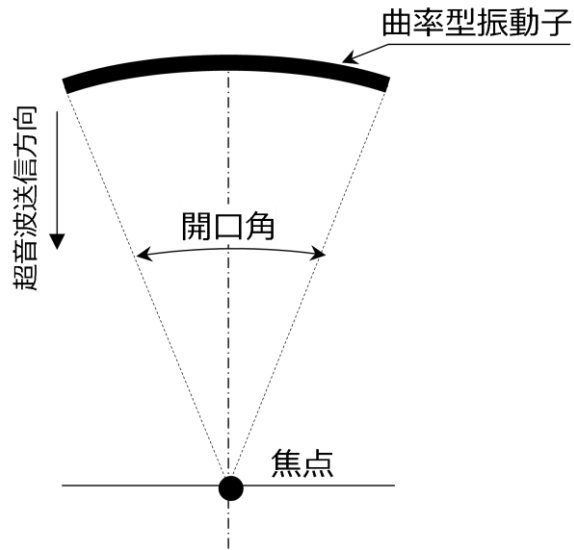


Fig.4.9 曲率形状の圧電素子のイメージ図

#### 4.3.2 検証方法

検討した超音波探触子について、曲率形状の効果を検証するために超音波シミュレーションと超音波探傷実験を実施した。本項ではシミュレーション方法と実験方法について述べる。

##### 4.3.2.1 超音波シミュレーション

シミュレーションでは、曲率型圧電素子における点集束効果について評価するため、欠陥モデル上の超音波ビーム音場を解析し、曲率形状に応じた超音波ビームの集束状況について評価した。超音波シミュレーション条件を Table 4.7 に、シミュレーションに用いた融合部損傷の欠陥モデルを Fig.4.10 に示す。Table 4.7 に示したとおり、曲率の無いフラット型と曲率の有る曲率型の 2 種類の条件を設定した。また、欠陥モデルのきず高さは 1.0 mm とし、管厚は 6.9 mm とした。なお、シミュレーションソフトは CIVA ver.11<sup>4-8)</sup>を用いた。

Table 4.7 超音波探傷シミュレーションの条件

パラメータ	フラット型	曲率型
周波数 [MHz]	5	5
曲率	無	有
鋼中屈折角 [deg]	60	60
超音波モード	横波モード	横波モード
超音波探傷手法	斜角探傷法	斜角探傷法

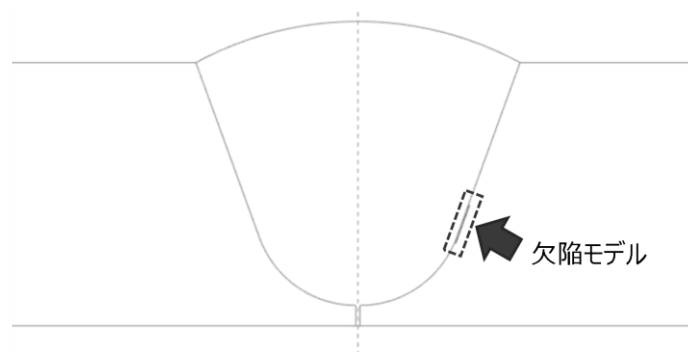


Fig.4.10 融合部損傷の欠陥モデル

#### 4.3.2.2 超音波探傷

つぎに、超音波シミュレーション結果をもとに製作した集束型超音波探触子について、ボイラ実機の異材継手溶接部の超音波探傷を行なった。探傷対象とした異材継手溶接部の仕様を Table 4.8 に、超音波探傷に用いた集束型超音波探触子の外観を Fig.4.11 に示す。

Table 4.8 異材継手溶接部の管仕様

項目	仕様
外径 [mm]	54.0
管厚 [mm]	7.8
低合金鋼材質	火 STBA21
ステンレス鋼材質	SUS347HTB
溶接材料	INCONEL82
累計使用時間 [h]	約 21 万



Fig.4.11 超音波探触子の外観

### 4.3.3 検証結果

#### 4.3.3.1 超音波シミュレーション

フラット型と曲率型の各圧電素子から超音波を発生させた際の欠陥モデル(反射源)からの超音波反射状況を Fig.4.12 に、欠陥モデルからの反射音圧値の比較結果を Fig.4.13 に示す. なお, 本グラフは, 圧電素子がフラットなモデルで得られた反射音圧を 1 として正規化して比較したものである. Fig.4.13 が示すように, 曲率型圧電素子の超音波反射エコーの方が中心部の音圧レベルが高く, 音圧レベルの高い範囲が局所的に現れ, 曲率を有した圧電素子の音圧レベルはフラットのそれよりも約 1.7 倍となることが示された. 圧電素子から発生させる超音波の強度と欠陥モデル(反射源)のサイズが同一であるにもかかわらず, 曲率型圧電素子を用いたときの方が超音波反射エコーの音圧レベルが高いことは, より小さな反射源(欠陥)を検知可能なことを意味する. つまり, 一般的なフラット型圧電素子に比べ, 本研究で採用した曲率型圧電素子の方が融合部損傷に対する検出性が高いことが示された.

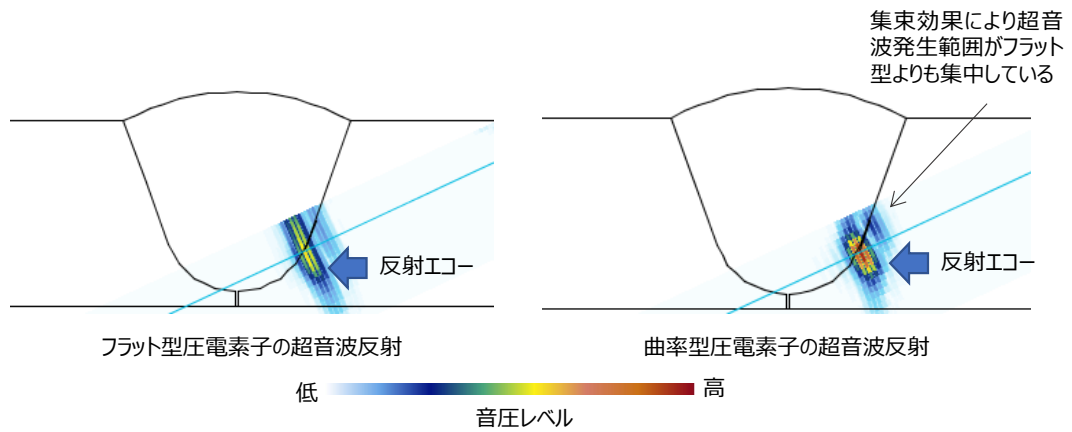


Fig.4.12 フラットおよび曲率モデルにおける欠陥からの超音波反射状況

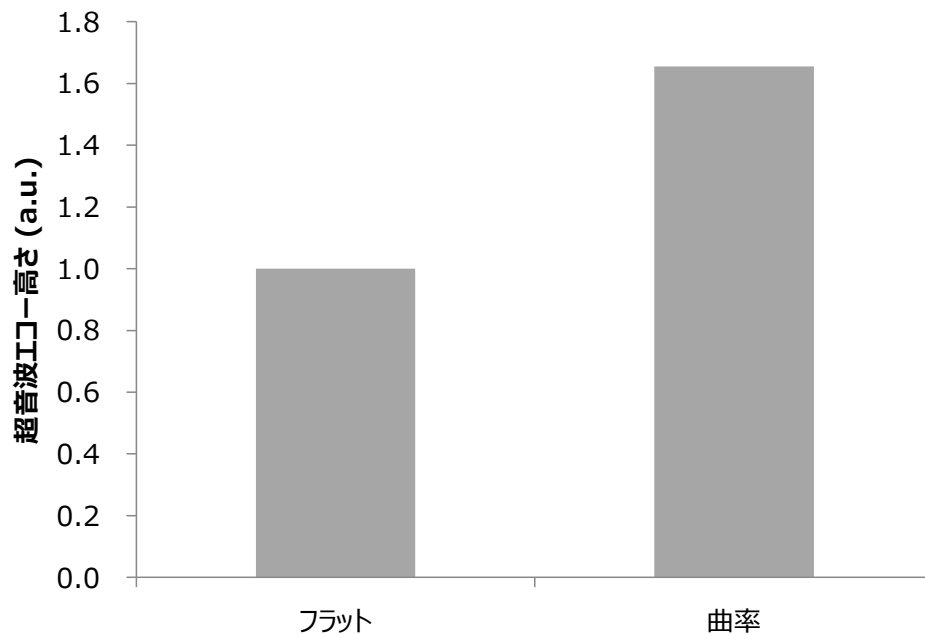


Fig.4.13 欠陥からの超音波反射音圧値の比較結果

#### 4.3.3.2 超音波探傷

つぎに、曲率型圧電素子で構成された超音波探触子を用いて、ボイラ実機の異材継手溶接部を探傷した結果を Fig.4.14 に示す。超音波ビーム路程 20mm の位置にみられるのは異材継手溶接部から得られた反射エコーであり、エコー高さが局所的に高いため融合部界面に発生した亀裂から反射したものと考えられる。そこで、反射エコーが亀裂を捉えたものかを確認するために反射エコー検出部の断面組織を調査した。反射エコー検出部の断面観察結果を Fig.4.15 に示す。断面観察の結果、融合部界面

に沿った亀裂が観察され、本探触子を用いて融合部損傷を検出可能なことが示された。

また、ボイラ実機における異材継手溶接部の検査では、Fig.4.14 に示したような探傷波形画像において、エコー高さに関する任意の閾値を設け、閾値を超えた場合に融合部損傷を検出したと判定することができる。この手法を採ることで迅速な判定が可能となり、多数の異材継手溶接部の検査を効率的に行うことができる。以上のことから、単一の曲率型圧電素子からなる超音波探触子を用いた超音波の斜角探傷法により、異材継手溶接部の融合部損傷を早期かつ迅速に検査することができ、CBM に基づく予防保全が実行可能となったと言える。

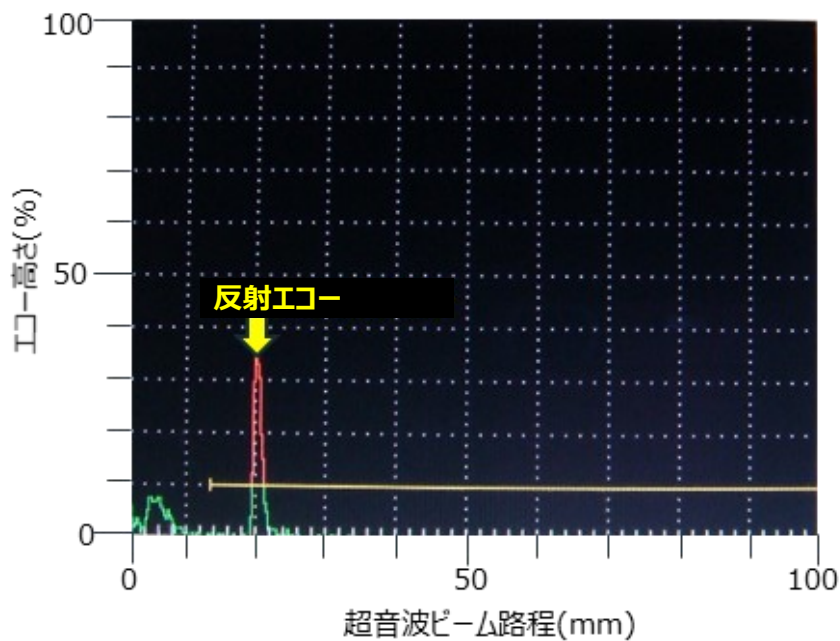


Fig.4.14 異材継手溶接部から得られた反射エコー

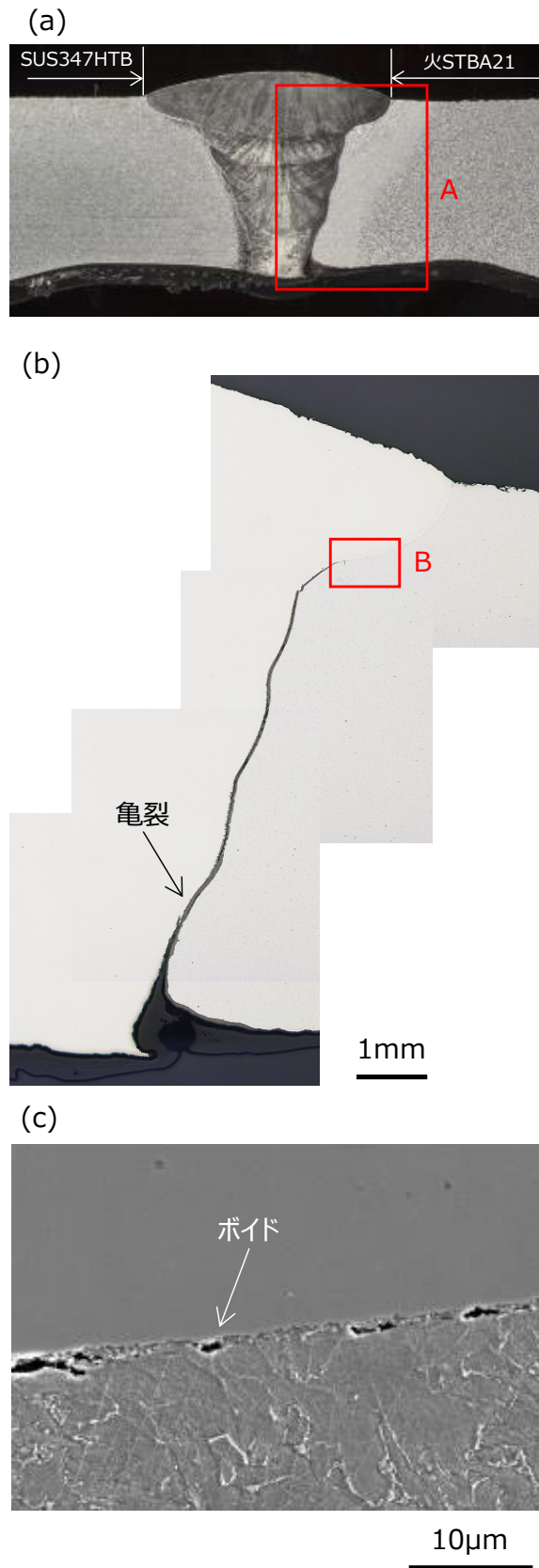


Fig.4.15 反射エコー検出部の断面観察結果  
 (a) 断面組織, (b) A 部拡大図, (c) B 部拡大図

## 4.4 融合部損傷の発生リスク低減手法

4.2 と 4.3 では、高クロム鋼異材継手溶接部および低合金鋼異材継手溶接部の信頼性を向上させるため保全手法として、損傷発生メカニズムに基づくリスク評価 (RBM) と、曲率型探触子を用いた超音波探傷による検査 (CBM) を提案した。しかしながら、異材継手溶接部のさらなる信頼性向上のためには、損傷の発生リスクそのものを低減することも重要である。そこで本節では、高クロム鋼異材継手溶接部および低合金鋼異材継手溶接部の損傷発生メカニズムをもとに、それぞれの損傷発生リスク低減手法を検討した。

### 4.4.1 高クロム鋼異材継手溶接部

4.2.1 において、高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の影響因子の一つである G 相と LMP, さらに融合部損傷の有無について整理するとともに、LMP の値や G 相の大きさに着目した損傷発生リスクの評価手法を考案した。この評価手法の考え方に則ると、G 相の成長を抑制することができれば、融合部損傷の発生リスクを低減することができる。G 相は温度と時間の関数である LMP の値と相関があるため、異材継手溶接部のメタル温度の低減により LMP の増加を遅らせることは G 相の成長抑制に繋がると考えられるが、ボイラの構造上、特定の異材継手のメタル温度を低減することは困難であるため、異材継手溶接部のメタル温度低減は現実的なリスク低減手法ではない。他方で、高クロム鋼異材継手の製造に用いられるインコネル系溶接材料は、本研究で取り扱った INCONEL82 や HIG370 など複数の種類があるが、HIG370 を溶接材料として採用した異材継手溶接部では実機で融合部損傷が起きていない。

そこで、HIG370 で溶接され実機で長時間使用された高クロム鋼異材継手溶接部の列状析出物の大きさを測定し、4.2.1.2 で得られた INCONEL82 の結果と比較することで、両者の有意差を評価し、融合部損傷の発生リスクを低減可能な手法としての HIG370 の有効性を検討した。

#### 4.4.1.1 供試材および実験方法

本実験で使用した供試材の情報を Table 4.9 に、各母材材質の化学成分の規格値情報を Table 4.10 および Table 4.11 に示す。供試材として用いた高クロム鋼の材質は、火 STBA28(9Cr - 1Mo - V - Nb - N)と火 STBA29(9Cr - 1.8W - V - Nb)であり、ステンレス鋼の材質は、それぞれオーステナイト系ステンレス鋼の火 SUS304J1HTB(18Cr - 9Ni - 3Cu - V - Nb)と火 SUS321J1HTB(18Cr - 10Ni - Ti - Nb)である。また、溶接材料は、インコネル系の溶接材料である HIG370(Ni bal. - 16Cr - 8Fe - 2Nb - 1Mo - 0.1C)であり、TIG 溶接で製造された。いずれの供試材もボイラ実機で長時間使用されたものであるが、融合部損傷は発生していない。これらの供試材について、SEM 観察用の薄膜に加工し、鏡面研磨後にナイトール腐食液でエッチングして SEM 観察を行い、4.2.1.1 と同じ方法で列状析出物の大きさを測定した。

Table 4.9 供試材の情報

供試材	母材材質	溶接材料	溶接方法	溶接後 熱処理	設計温度 [°C]	実機使用時間	LMP	損傷有無
試料 14	火 STBA28 火 SUS304J1HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	有	約 540	約 12 万時間	20,277	無
試料 15	火 STBA29 火 SUS304J1HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	有	約 590	約 12 万時間	21,525	無
試料 16	火 STBA28 火 SUS304J1HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	有	約 560	約 12 万時間	20,954	無
試料 17	火 STBA28 火 SUS321J1HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	有	約 620	約 12 万時間	22,434	無
試料 18	火 STBA29 火 SUS304J1HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	有	約 590	約 11 万時間	21,486	無

※LMP (Larson-Miller parameter) =  $T(C+\log t)$

ここで、 $T$ は設計温度[°C]、 $C$ は材料定数[-]、 $t$ は実機使用時間[h]であり、 $C$ は20とした。

Table 4.10 高クロム鋼の化学成分 (規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al (sol.)	N	W	B
火 STBA28	0.08 ~	0.20 ~	0.30 ~	≤ 0.020	≤ 0.010	≤ 0.40	8.00 ~	0.85 ~	0.18 ~	0.06 ~	≤ 0.04	0.030 ~	-	-
	0.12	0.50	0.60				9.50	1.05	0.25	0.10		0.070		
火 STBA29	0.07 ~	≤ 0.50	0.30 ~	≤ 0.020	≤ 0.010	≤ 0.40	8.50 ~	0.30 ~	0.15 ~	0.04 ~	≤ 0.04	0.030 ~	1.50 ~	0.001 ~
	0.13		0.60				9.50	0.60	0.25	0.09		0.070	2.00	0.006

Table 4.11 オーステナイト系ステンレス鋼の化学成分 (規格値) [mass%]

材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	N	Cu	その他
火 SUS304J1HTB	0.07 ~	≤ 0.30	≤ 1.00	≤ 0.040	≤ 0.010	7.5 ~	17.00 ~	-	-	0.30 ~	0.05 ~	2.50 ~	-
	0.13					10.50	19.00			0.60	0.12	3.50	
火 SUS321J1HTB	0.07 ~	≤ 1.0	≤ 2.00	≤ 0.040	≤ 0.030	9.0 ~	17.50 ~	-	≤ 0.20	≤ 0.40	-	-	(Ti+Nb/2)/C 0.6~2.5
	0.14					12.0	19.50						

#### 4.4.1.2 実験結果

試料 14～試料 18 の SEM 観察結果を Fig.4.16 に示す. いずれの供試材も融合部界面から数  $\mu\text{m}$  高クロム鋼母材側に離れた位置に列状の析出物が観察され, 列状析出物の形状や発生位置は 2 章の 2.3 と 4.2.1.2 で観察された析出物と同等であった. また, 融合部界面近傍にはボイドは観察されなかった. これらの SEM 像から列状析出物の円相当径の平均値を算出し, それぞれの LMP の値で整理した結果を Fig.4.17 に示す. Fig.4.17 には Fig.4.3 の値も併記した. 試料 14～試料 18 における列状析出物の円相当径の平均値は, それぞれ  $0.48\mu\text{m}$ ,  $0.75\mu\text{m}$ ,  $0.23\mu\text{m}$ ,  $0.67\mu\text{m}$  および  $0.76\mu\text{m}$  であり, 4.2.1.2 の結果と同様に列状析出物の円相当径と LMP の値には正の相関があった. また, INCONEL82 を溶接材料に用いた試料 10～試料 13 と HIG370 を溶接材料に用いた試料 14～試料 18 とで, 列状析出物の大きさを比較すると, 同程度の LMP の値において HIG370 を溶接材料に用いた試料 14～試料 18 の方が列状析出物の大きさが相対的に低い傾向であった. このことは, INCONEL82 と比べて HIG370 を溶接材料に用いた方が高クロム鋼異材継手溶接部の融合部損傷の影響因子である列状析出物(すなわち G 相)の成長を抑制できることを示唆している.

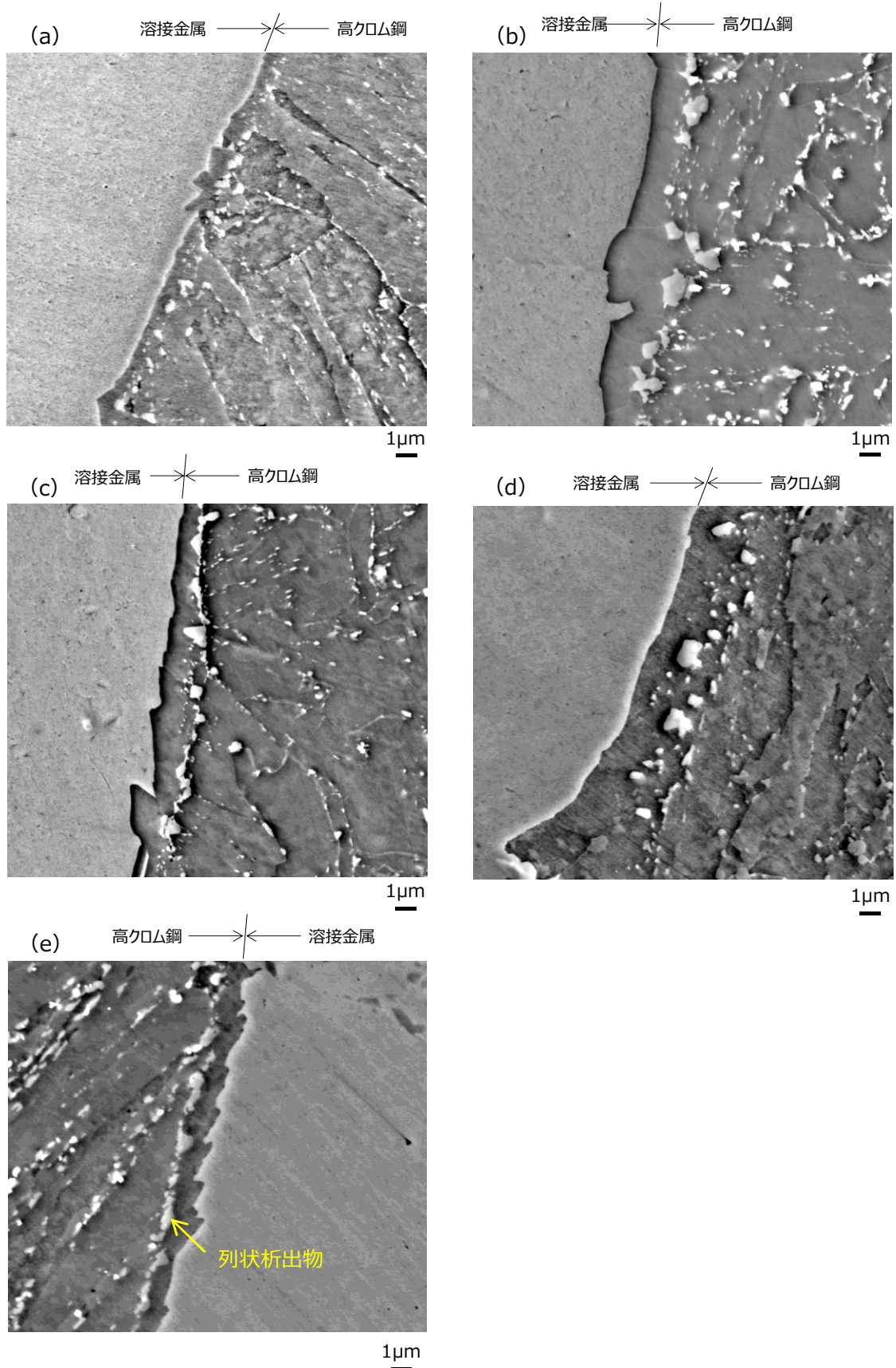


Fig.4.16 試料 14～試料 18 の SEM 観察結果

(a) 試料 14, (b) 試料 15, (c) 試料 16, (d) 試料 17, (e) 試料 18

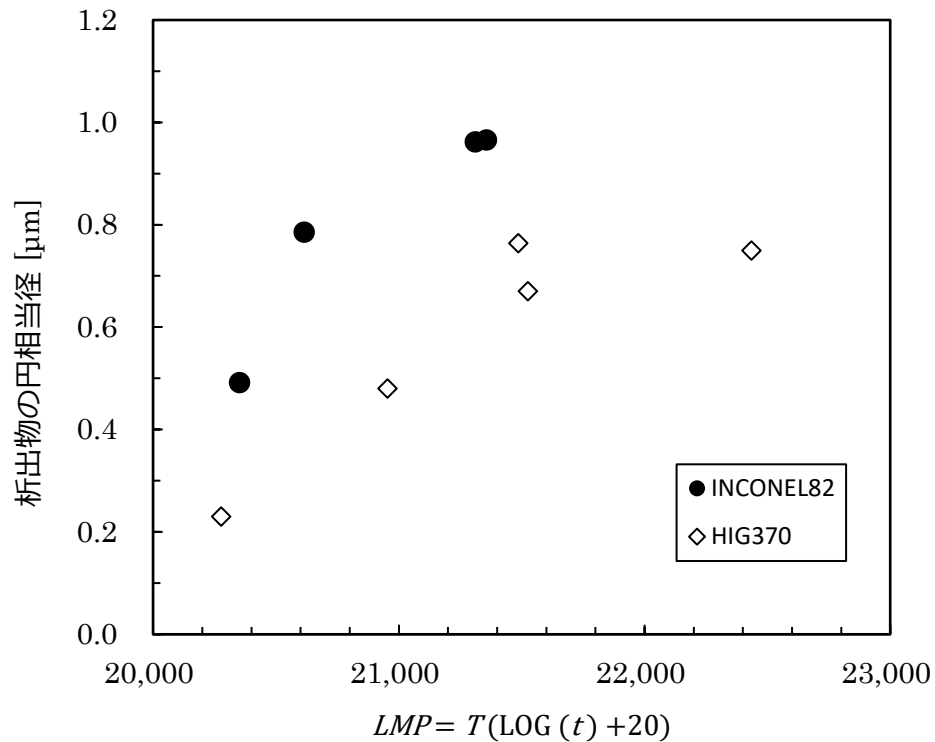


Fig.4.17 LMP と析出物の円相当径との関係 (INCONEL82 と HIG370)

#### 4.4.1.3 考察

4.4.1.2 において、INCONEL82 と比べて HIG370 を溶接材料に用いた方が高クロム鋼異材継手溶接部の融合部損傷の影響因子である G 相の成長を抑制できる可能性が示された。この結果に対する熱力学的な考察を行うために、母材および溶接金属の元素拡散駆動力である活量（化学ポテンシャル）を熱力学平衡計算で求めた。計算対象とした元素は、高クロム鋼異材継手溶接部の融合部界面にみられる主たる列状析出物である G 相および  $M_{23}C_6$  の主要元素である C, Ni, Cr, Mo の 4 種類とし、INCONEL82, HIG370 および ASEM Grade.91 鋼 (Gr.91) における活量を計算した。活量の計算結果を Fig.4.18 に示す。なお、計算した温度範囲は  $500^{\circ}\text{C} \sim 1000^{\circ}\text{C}$  であるが、ボイラ実機における高クロム鋼異材継手溶接部の想定使用温度は  $650^{\circ}\text{C}$  以

下であることから、以降は 500℃～650℃の計算結果について言及する。まず、Fig.4.18(a)の C の活量は溶接金属 (INCONEL82 および HIG370) よりも母材 (ASME Gr.91) の方が高くなっており、HIG370 における C の活量よりも INCONEL82 のそれの方が低かった。つぎに Fig.4.18(b) の Ni の活量をみると、INCONEL82 と HIG370 は同程度であり、それらに比べ ASEM Grade.91 は極端に低かった。さらに Fig.4.18(c) の Cr の活量は、INCONEL82, HIG370, ASEM Grade.91 の順に高くなっており、INCONEL82 における Cr の活量は HIG370 のそれよりも 2 倍ほど高くなっていた。

融合部界面を越えた原子の拡散の駆動力は、溶接金属とフェライト系母材における各元素の活量の差に起因するため、原子は活量の高い方から低い方に拡散する<sup>4-9)</sup>。つまり、ボイラ実機使用中は、C が母材 (ASEM Grade.91) から溶接金属 (INCONEL82, HIG370) に拡散し、逆に Ni と Cr が溶接金属から母材拡散すると推定され、このことは 2 章と 3 章で述べたことと整合する。また、金属原子の拡散速度は C の拡散速度よりもはるかに遅いため<sup>4-9)</sup>、融合部界面近傍における析出物の成長速度は、Ni, Cr などの金属元素の拡散に依存すると言える。Cr の活量について、それぞれの溶接金属と母材における値を比較すると INCONEL82 と母材における活量差よりも HIG370 と母材における活量差の方が小さい。したがって、INCONEL82 と比べ HIG370 の方が Cr の拡散の抑制に有利であり、結果として G 相の成長抑制効果があると推定される。

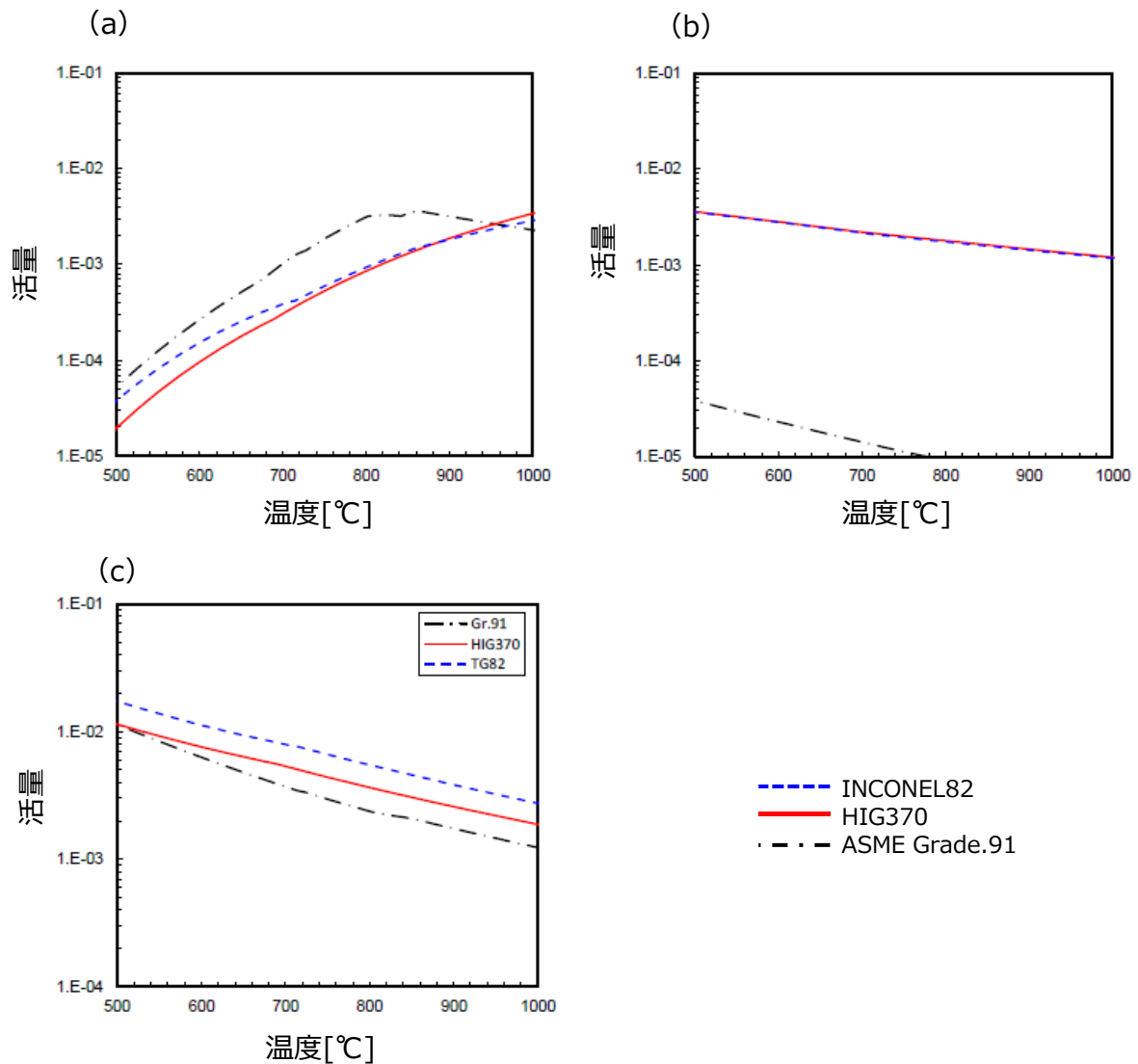


Fig.4.18 熱力学平衡計算による活量の算出結果

(a) C の活量, (b) Ni の活量, (c) Cr の活量

#### 4.4.2 低合金鋼異材継手溶接部

高クロム鋼異材継手溶接部の損傷発生リスク低減手法に続いて、低合金鋼異材継手溶接部を対象とした損傷発生リスク低減手法の検討結果について述べる。低合金鋼異材継手溶接部のリスク低減手法として、初めにあげられるのは組織制御である。これは、3章で述べた損傷影響因子である過熱器管と再熱器管の組織構成の違いに着目したものであり、過熱器管の組織構成を再熱器管と同様のものに制御することができれば、過熱器管の損傷リスクを低減できる可能性がある。組織制御の手法として、溶接条件のコントロールと熱処理条件のコントロールがあげられるが、各条件を変更することは

予期していない損傷の発生を伴う可能性があること、また、条件変更後の溶接継手の信頼性を担保するためには、数万時間以上の長時間試験が必要であることから、現実的な損傷発生リスク低減手法ではない。つぎに検討すべき項目は、ボイド生成の起点となる列状析出物の影響である。低合金鋼異材継手溶接部の融合部に生成する列状の析出物は、 $M_{23}C_6$  などの炭化物であり、高温下での使用中に起きるオストワルド成長により粗大化する。また、 $M_{23}C_6$  の成長は、Cr や Fe に代表される M 元素の体拡散律速であるという報告<sup>4-10)、4-11)</sup>もあることから、異材継手溶接部のメタル温度を低減することで析出物の成長を抑制できる可能性がある。しかしながら、先に述べたようにボイラの構造上、特定の異材継手溶接部のメタル温度を低減することは困難であるため、これも現実的な損傷発生リスクの低減手法ではない。

そこで、溶接や熱処理の条件、ならびにボイラの運転条件を変えることなく、損傷発生リスクを低減可能な手法を検討した。立案した 4 種類のリスク低減手法をそれぞれの狙いととも Table 4.12 に示す。本項では、ボイラの低合金鋼異材継手溶接部を対象に立案したこれらの損傷発生リスク低減手法について、組織観察や FEM によるクリーブ解析、単軸クリーブ試験などを用いて、各々の有効性を検証した結果を述べる。

Table 4.12 リスク低減手法の案

狙い	リスク低減手法	詳細
列状析出物の成長抑制	析出物の成長抑制効果のある溶接材料の採用	一般的な異材継手用溶接材料である INCONEL82 に比べ、C, Cr の化学ポテンシャルの低い HIG370 を採用する。
作用応力の低減	補修溶接の禁止	HAZ における残留応力の発生を防止する。
	管厚の増大	内圧による軸方向応力を低減するよう管の肉厚を大きくする。
統計的に優位な手法の選択	低合金鋼材質の変更	低合金鋼の材質について、1Cr 鋼よりも損傷事例が少なく高グレード材である 2Cr 鋼に変更する。

#### 4.4.2.1 実験方法

前述した4種類の損傷リスク低減手法について、それぞれの有効性の検証方法を述べる。

##### 4.4.2.1.1 析出物の成長抑制効果のある溶接材料の採用

4.4.1.3 で述べたとおり、高クロム鋼異材継手溶接部においては、一般的な異材継手用溶接材料である INCONEL82 (Ni bal.-20Cr-2Fe-3Nb-0.1C) に比べ、C と Cr の化学ポテンシャルが低い溶接材料 HIG370 (Ni bal.-16Cr-8Fe-2Nb-1Mo-0.1C) の方が母材中の析出物の成長を抑制する効果が高い。低合金鋼異材継手溶接部においても HIG370 を溶接材料として採用した異材継手溶接部では実機で融合部損傷が起きていないことから、同様の効果が期待される。なお、列状析出物の成長は温度と時間に依存することから、溶接材料を変更することで析出物の成長を抑制する試みは、Fig.4.7 で示した重要度の高い設計温度、使用時間の条件を間接的に変更することを意味する。

そこで、Table 4.13 に示す供試材について、Table 4.14 に示す条件で時効熱処理を行ったのち、4.2.1.1 と同様の方法で列状析出物の大きさを測定した。なお、各母材材質の化学成分の規格値は Table 4.15 のとおりである。

Table 4.13 供試材の情報

供試材	母材材質	溶接材料	溶接方法	溶接後熱処理
試料 19	STBA22 SUS347HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	無
試料 20	STBA22 SUS347HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	無
試料 21	STBA22 SUS347HTB	HIG370	TIG 溶接 (自動)	無
試料 22	STBA22 SUS347HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	無
試料 23	STBA22 SUS347HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	無
試料 24	STBA22 SUS347HTB	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	無

Table 4.14 時効熱処理条件

供試材	熱処理温度 [°C]	熱処理時間 [h]	LMP
試料 19	500	27923	18900
試料 20	550	27925	20123
試料 21	600	27891	21345
試料 22	500	27923	18900
試料 23	550	27925	20123
試料 24	600	27891	21345

※ Larson-Miller Parameter (LMP), C=20

Table 4.15 化学成分 (規格値) [mass%]

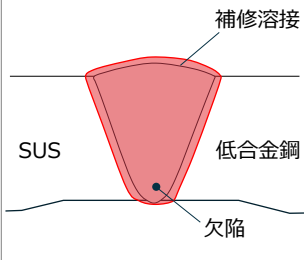
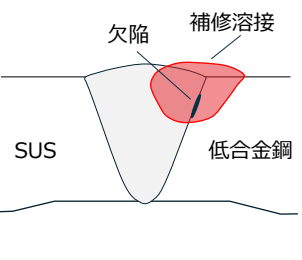
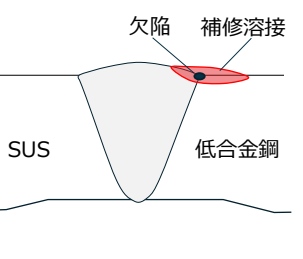
材質	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb
STBA22	≤0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.60	≤0.035	≤0.035	-	0.80 ~ 1.25	0.45 ~ 0.65	-
SUS347HTB	0.04 ~ 0.10	≤1.0	≤2.0	≤0.030	≤0.030	9.0 ~ 13.0	17.0 ~ 20.0	-	8×C% ~ 1.00

#### 4.4.2.1.2 補修溶接の禁止

つぎに、補修溶接のリスクについて検証した手順を述べる。補修溶接とは、溶接部の形状の不整や母材・溶接部に発生した欠陥部などを修正するための溶接方法であり、異材継手に限らず溶接継手全般に対して施工される工法である。溶接部近傍の母材部は、一般に、溶接時の入熱により加熱・冷却されることで、熱応力に起因する塑性ひずみが生じ引張方向の残留応力が生じる<sup>4-12)</sup>。補修溶接は、欠陥を除去した後、再度溶接施工をすることから、補修溶接により入熱を受けた部分は局所的に高い残留応力が生じると推定される。しかしながら、異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対し、補修溶接のリスクを実験的に評価した例はない。

そこで、Table 4.16 に示す代表的な補修溶接材を3種類製作し、未補修溶接材とともに単軸クリープ試験片(Fig.4.19)に加工した後、それぞれをTable 4.17 に示す条件で単軸クリープ試験に供し、破断形態と破断時間を比較した。補修溶接材の製作に際しては、Table 4.16 の模式図の位置に欠陥が発生したと仮定して溶接部を研削し、補修溶接を施しており、実際には欠陥は発生していない。また、溶接方法は、継手製作、補修溶接ともに TIG 溶接であるが、前者については溶接パラメータを制御可能な自動溶接を用い、後者については手溶接を用いた。なお、試験体は全て同一ロットの材料から製作した。

Table 4.16 補修溶接のタイプ

	タイプ1	タイプ2	タイプ3
模擬モデル	溶接金属内部の内面側に欠陥が発生した場合の補修	管厚内部の融合部に欠陥が発生した場合の補修	溶接止端部にアンダーカットが発生した場合の補修
研削深さ	全厚	管厚内部	研削無し
管厚に対する補修溶接の割合	100%	35%程度	5%程度
溶接方法 (継手製作時)	TIG溶接 (自動溶接)	TIG溶接 (自動溶接)	TIG溶接 (自動溶接)
溶接方法 (補修溶接時)	TIG溶接 (手溶接)	TIG溶接 (手溶接)	TIG溶接 (手溶接)
断面図			

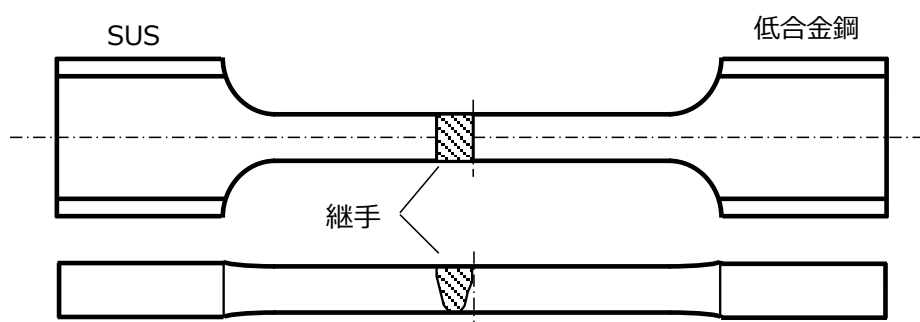


Fig.4.19 単軸クリープ試験片形状

Table 4.17 単軸クリープ試験の供試材と試験条件

供試材	異材継手・溶接材料仕様	補修溶接のタイプ	試験温度 [°C]	試験応力 [MPa]
試料 25	SA213-T12/SA213-TP347HFG 溶接材料: INCONEL82	タイプ 1	550	140
試料 26	SA213-T12/SA213-TP347HFG 溶接材料: INCONEL82	タイプ 2	550	140
試料 27	SA213-T12/SA213-TP347HFG 溶接材料: INCONEL82	タイプ 3	550	140
試料 28	SA213-T12/SA213-TP347HFG 溶接材料: INCONEL82	未補修	550	140

#### 4.4.2.1.3 管厚の増大

Fig.4.7 で示したように溶接融合部に作用する軸方向応力の大きさは設計温度を除き 4 番目に重要度の高い因子であった。軸方向応力を低減する手法として、運転条件を変更することのほかに、管厚を厚くする手法があげられる。さらに、管厚を厚くする手法として、外径を変えずに管厚を厚くする方法と内径を変えずに管厚を厚くする方法の 2 種類がある。このうち、前者については、管の内径が小さくなることで蒸気流量が低下し、管のメタル温度上昇を招く恐れがある。したがって、後者の手法について、管厚を厚くした場合の軸方向応力の変動を検討した。なおこれは、Fig.4.7 で示した重要度のうち、上位 6 番以内に入る管厚、(管厚 - 必要最小厚さ)/管厚および外径/管厚を変更することを意味する。

異材継手溶接部に作用する軸方向応力は、内圧による応力と異材間線膨張係数差に起因する熱応力の 2 種類があり、内圧による応力は厚肉円筒の次式を用いて算出した。

$$\sigma_z = P \frac{d^2}{D^2 - d^2} \quad (4-3)$$

ここで、 $\sigma_z$  [MPa] は内圧による軸方向応力、 $P$  [MPa] は内圧、 $D$  [mm] は外径、 $d$  [mm] は内径 ( $D - 2t$ )、 $t$  [mm] は管厚である。一方、熱応力については、瀬戸口が提案した<sup>4-13)</sup>次式を用いて算出した。

$$\sigma_T = f_t(t') f_\theta(\theta) \frac{E_m \Delta \alpha \Delta T}{1 - \nu} \quad (4-4)$$

ここで、 $\sigma_r$  [MPa] は熱応力、 $\theta$  [  $(\pi/180)rad$  ]は溶接開先角度、 $t'$  は等価管厚 ( $54t/D$ )、 $t$  [mm] は管厚、 $D$  [mm] は外径、 $E_m$  [MPa] は異種材料それぞれのヤング率の平均値、 $\Delta\alpha$  [1/°C]は異種材料それぞれの線膨張係数の差、 $\nu$  [-]はポアソン比、 $\Delta T$  [°C] は温度変化量である。

なお、本研究では、実際に融合部損傷が起きた事例をもとに、基準となる管厚を 8.8 mmとした時の管厚変更に伴う軸方向応力の増減を評価した。応力計算条件と計算に用いた材料特性を Table 4.18, Table 4.19 に示す。

Table 4.18 応力計算条件

基準管厚 [mm]	外径 [mm]	内圧 [MPa]	温度変化量 [°C]
8.8	50.8	26.8	20 → 505

Table 4.19 応力計算に用いた材料特性 <sup>4-14), 4-15)</sup>

	ヤング率 [MPa]	線膨張係数 [1/°C]	ポアソン比 [-]
低合金鋼 (STBA22)	168500	$1.44 \times 10^{-5}$	0.3
溶接材料 (INCONEL82)	185600	$1.48 \times 10^{-5}$	0.3
ステンレス鋼 (SUS347HTB)	159600	$1.84 \times 10^{-5}$	0.3

#### 4.4.2.1.4 低合金鋼材質の変更

低合金鋼異材継手溶接部の低合金鋼側の材質は、1Cr-0.3Mo 鋼（火 STBA21）や 1Cr-0.5Mo 鋼（STBA22，SA213-T12），1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼（STBA23，SA213-T11），2.25Cr-1Mo 鋼（STBA24，SA213-T22）が主である。国内のあるボイラメーカーが製造したボイラで生じた融合部損傷の事例を整理すると、1Cr-0.3Mo 鋼や 1Cr-0.5Mo 鋼などのいわゆる 1Cr 鋼を用いた異材継手溶接部における損傷事例が最も多い（Fig.4.20）。よって、統計的にはこれらの 1Cr 鋼から 2Cr 鋼に材質を変更することで、融合部損傷のリスク低減が期待されるが、Fig.4.20 に示した損傷割合の違いは、実機における採用数や運転条件，設計条件の違いに起因に対する可能性もある。そこで、FEM によるクリープ解析と単軸クリープ試験により、低合金鋼材質の違いが損傷発生リスクに及ぼす影響度を評価した。なお、FEM によるクリープ解析においては、1Cr/SUS 異材継手，2Cr/SUS 異材継手のそれぞれの条件で異材継手溶接融合部に生じる軸方向応力を算出し，比較した。

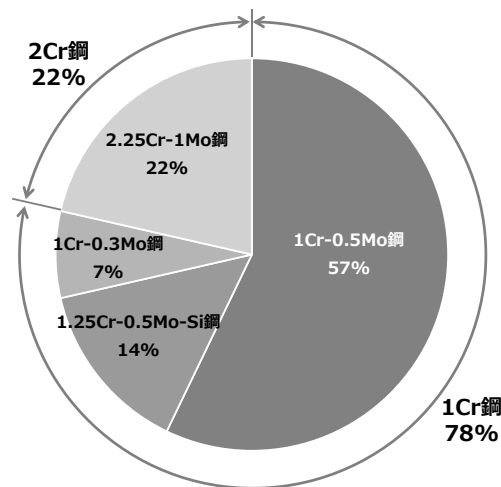


Fig.4.20 低合金鋼材質ごとの融合部損傷の割合

ここで、2Cr/SUS 異材継手の HAZ のクリープ速度に関するデータは無いため、SP クリープ試験を用いてクリープ速度を求めた。なお、SP クリープ試験の手順とクリープ速度の算出方法は、3 章の 3.2.3.1 と同一である。SP クリープ試験の供試材を Table 4.20 に、SP クリープ試験の条件を Table 4.21 に示す。また、SP クリープ試験結果を Table 4.22 に示す。試験片 29-A～試験片 29-C のそれぞれの最小変位速度は、 $1.66 \times 10^{-4} \text{mm/h}$ 、 $1.41 \times 10^{-4} \text{mm/h}$ 、 $2.26 \times 10^{-4} \text{mm/h}$  であり、破断時間は 1297h、1824h、1548h であった。3 章の 3.2.3.2 で述べた 1Cr/SUS 異材継手の SP クリープ

試験では、HAZ 粗粒域の破断時間が最も短かったが、本試験では HAZ 粗粒域の破断時間が最も長くなった。Heger や三好らの報告<sup>4-16),4-17)</sup>によると、2Cr 鋼のクリープ破断強度は、試験条件にもよるがフェライトとパーライトからなる組織よりもベイナイト組織の方が高いとされており、本結果と対応する。なお、2Cr 鋼のクリープ破断強度に影響を及ぼすのはクリープ中の炭化物の析出や変化とも言われており<sup>4-18)</sup>、母材、HAZ 粗粒域、HAZ 細粒域のそれぞれで試験中の炭化物に違いがあった可能性がある。試験結果から求めた 2Cr/SUS 異材継手の HAZ のクリープ速度を Table 4.23 に示す。

つぎに、クリープ解析の全体モデルを Fig.4.21 に示す。また、クリープ解析条件を Table 4.24 に、解析に用いた材料特性とクリープ特性をそれぞれ Table 4.25、Table 4.26 に示す。Table 4.24 の Case4 は 1Cr/SUS 異材継手を、Case5 は 2Cr/SUS 異材継手を模擬した条件であり、解析条件 (Case) は章を跨いで連番としている。今回の解析では、Table 4.24 で示す HAZ モデルのように組織分布は同一と仮定し、低合金鋼側の材質によって異なる HAZ 組織・母材のクリープ特性の違いを考慮した。

Table 4.20 SP クリープ試験の供試材

供試材	母材材質	溶接材料	溶接方法	管厚 [mm]	溶接後 熱処理
試料 29	SA213-T22 SA213-TP347HFG	INCONEL82	TIG 溶接 (自動)	11.9	無

Table 4.21 SP クリープ試験条件

試験片	採取位置	試験温度 [°C]	試験荷重 [N]
29-A	母材	550	70.5
29-B	HAZ 粗粒域	550	70.5
29-C	HAZ 細粒域	550	70.5

Table 4.22 SP クリープ試験結果

試験片	採取位置	試験温度 [°C]	試験荷重 [N]	最小変位速度 [mm/h]	破断時間 [h]
29-A	母材	550	70.5	$1.66 \times 10^{-4}$	1297
29-B	HAZ 粗粒域	550	70.5	$1.41 \times 10^{-4}$	1824
29-C	HAZ 細粒域	550	70.5	$2.26 \times 10^{-4}$	1548

Table 4.23 2Cr/SUS 異材継手 HAZ のクリープ特性 (550°C)

位置	k	n
HAZ 粗粒域	$2.02 \times 10^{-34}$	13.95
HAZ 細粒域	$2.48 \times 10^{-34}$	13.95

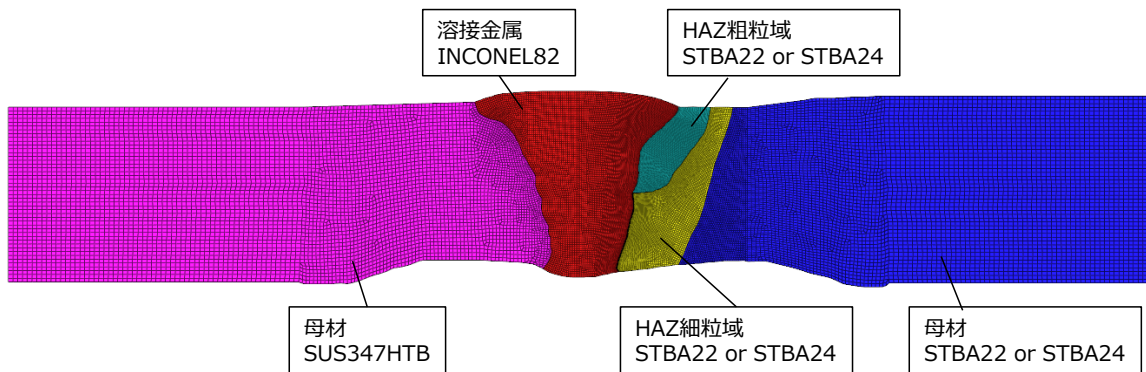


Fig.4.21 クリープ解析の全体モデル

Table 4.24 解析条件

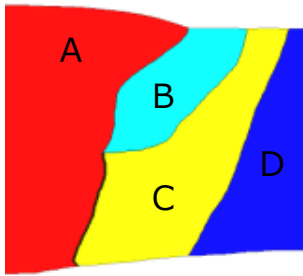
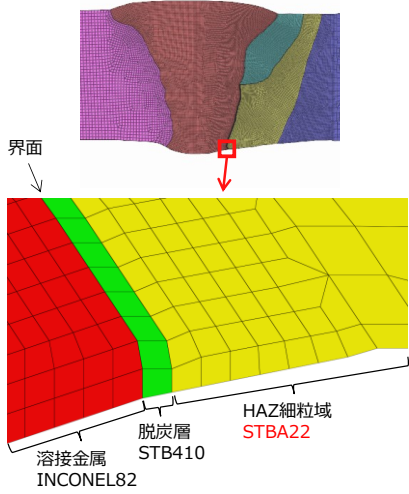
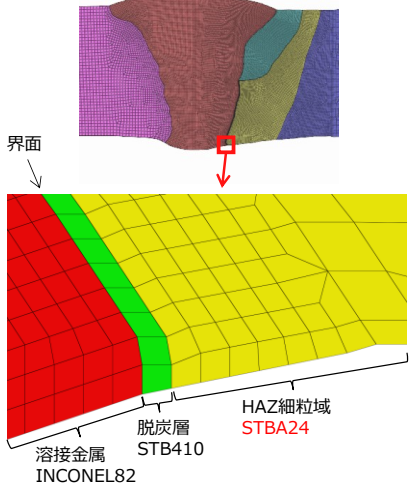
Case	Case4	Case5
外径×管厚 [mm]	60.3×8.5	同左
温度 [°C]	475	同左
内圧 [MPa]	27.5	同左
低合金鋼側 HAZのモデル	<p>過熱器管 HAZ 組織</p>  <p>A: 溶接金属 B: HAZ 粗粒域 C: HAZ 細粒域 D: 母材</p>	同左
母材材質	STBA22	STBA24
脱炭層の 模擬状況	<p>脱炭層あり</p> 	<p>脱炭層あり</p> 
荷重条件	設計内圧を負荷し, 内圧によるスラスト応力に相当する軸方向応力を負荷	同左
異材間熱応力	異材間の線膨張係数差による熱応力を考慮	同左
解析時間 [×10 <sup>4</sup> h]	20	同左

Table 4.25 解析に用いた材料特性 (4-14), 4-15)

	ヤング率 [MPa]	線膨張係数 [1/°C]	ポアソン比 [-]
STBA22	171600	$1.22 \times 10^{-5}$	0.3
STBA24	171600	$1.22 \times 10^{-5}$	0.3
INCONEL82	187450	$1.47 \times 10^{-5}$	0.3
SUS347HTB	162600	$1.84 \times 10^{-5}$	0.3

Table 4.26 解析に用いたクリープ特性 (475°C) (4-19), 4-20)

	k	n
STBA22 (母材)	$4.18 \times 10^{-20}$	4.81
STBA24 (母材)	$9.03 \times 10^{-45}$	17.46
STBA22 (HAZ 粗粒域)	$1.48 \times 10^{-15}$	3.01
STBA22 (HAZ 細粒域)	$1.12 \times 10^{-16}$	3.01
STBA24 (HAZ 粗粒域)	$4.06 \times 10^{-41}$	15.54
STBA24 (HAZ 細粒域)	$4.98 \times 10^{-41}$	15.54
SUS347HTB	$2.24 \times 10^{-20}$	2.99
INCONEL82	$3.14 \times 10^{-113}$	40.42

つぎに、単軸クリープ試験の試験条件を Table 4.27 に示す。FEM 解析と同様に、低合金鋼材質の違いによる損傷発生リスクへの影響度を純粹に評価するために、低合金鋼材質以外の材質や試験条件は同一とし、単軸クリープ試験を実施した。なお、単軸クリープ試験片の形状については、Fig.4.19 と同一である。

Table 4.27 単軸クリープ試験の供試材と試験条件

供試材	異材継手・溶接材料仕様	試験温度 [°C]	試験応力 [MPa]
試料 30	SA213-T12/SA213-TP347HFG 溶接材料: INCONEL82	550	100
試料 31	SA213-T22/SA213-TP347HFG 溶接材料: INCONEL82	550	100

#### 4.4.2.2 実験結果および考察

##### 4.4.2.2.1 HIG370 溶接材料の損傷発生リスク低減効果

INCONEL82 および HIG370 を溶接材料として使用した異材継手溶接部について、時効熱処理後の列状析出物の大きさを比較した結果を Fig.4.22 および Fig.4.23 に示す。LMP の値が 18900 と 20123 の条件では、それぞれの列状析出物の大きさ(円相当径)に明瞭な差はなかったが、LMP の値が 21345 になると、凝集・粗大化した列状析出物が各時効材で観察され、それぞれの析出物の大きさに 0.13 $\mu\text{m}$  程の差異が認められた。これは、INCONEL82 と HIG370 から拡散によって供給される Cr 量や Ni 量の差に起因したものと考えられる。この結果から、低合金鋼異材継手の溶接材料として HIG370 を用いることで、特に高温・長時間使用環境下において、列状析出物の成長が抑制される可能性が示された。

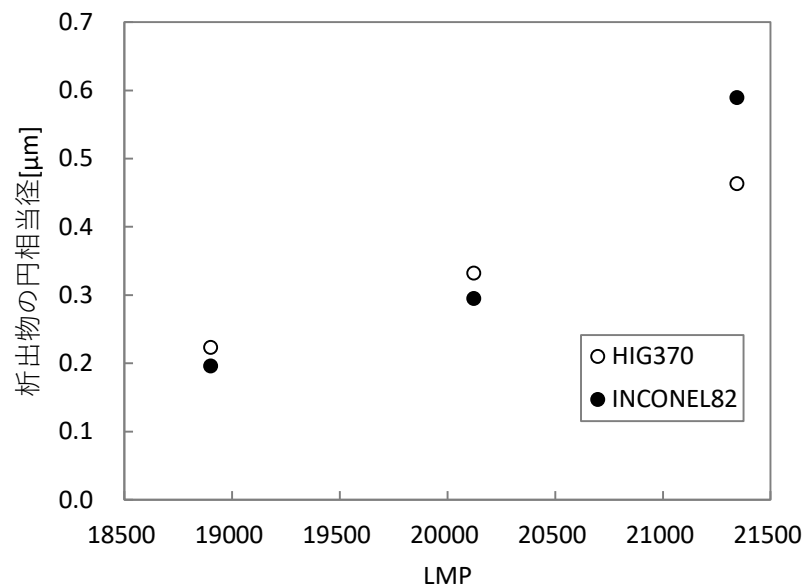


Fig.4.22 列状析出物の大きさの比較

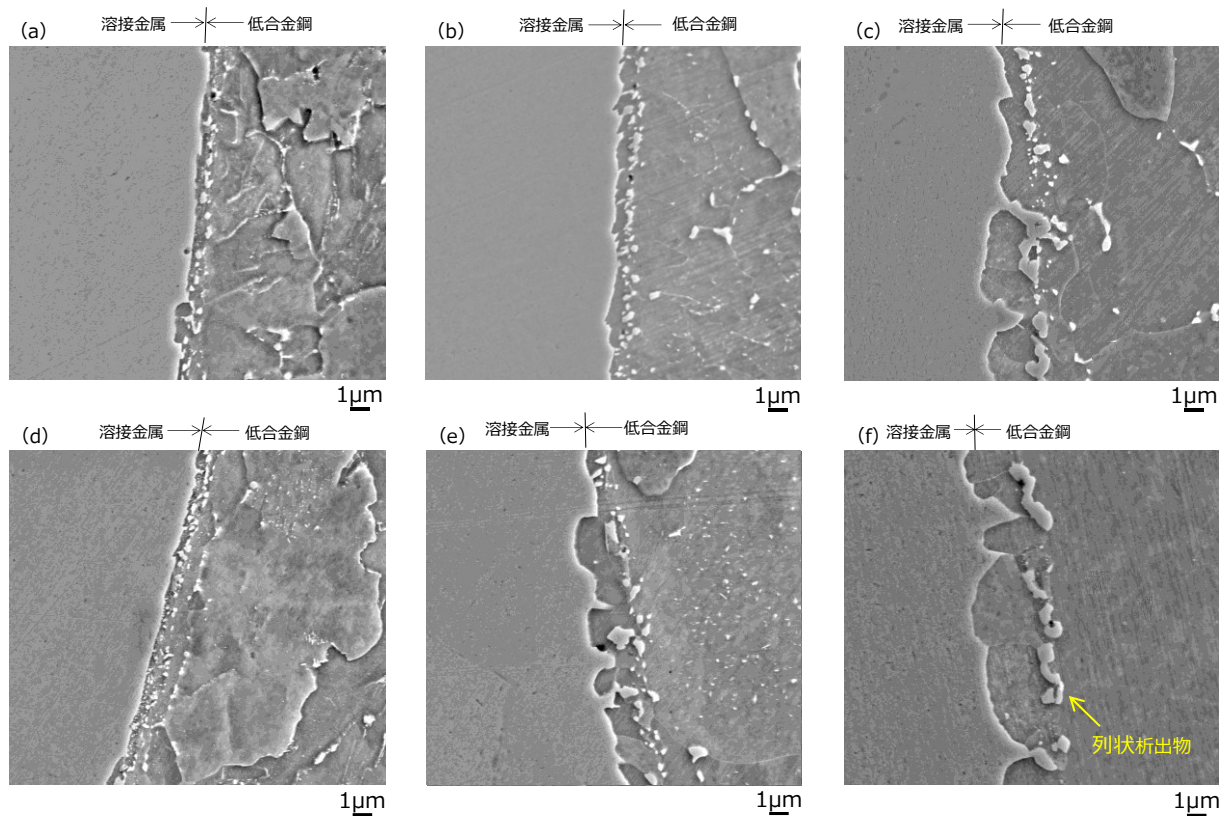


Fig.4.23 列状析出物の SEM 観察結果

(a) 試料 19, (b) 試料 20, (c) 試料 21, (d) 試料 22, (e) 試料 23, (f) 試料 24

#### 4.4.2.2.2 補修溶接のリスク

補修溶接材である試料 25～試料 27 および未補修溶接材である試料 28 の単軸クリープ試験結果を Table 4.28 に、単軸クリープ試験後の断面組織観察結果を Fig.4.24～Fig.4.27 に示す。単軸クリープ試験の結果、未補修溶接材である試料 28 と比べ、補修溶接材である試料 25～試料 27 は相対的に短時間で、かつ融合部を起点に破断した。なお、試料 28 は HAZ で破断した。この結果から、補修溶接を施すことで融合部損傷が生じるリスクが高くなることが示された。これは、補修溶接時の入熱の影響を受け、HAZ に残留応力が生じたことや、3 章で述べた HAZ の組織構成や界面形状が変化し、高い軸方向応力が生じやすくなったためと推定される。なお、補修溶接は、研削対象とする欠陥の種類や発生位置などにより、研削範囲や溶接パラメータがさまざまである。そのため、特に手溶接とならざるを得ない補修溶接は、溶接パラメータのコントロールが厳密には難しく、溶接パラメータがケースバイケースとなるため、融合部損傷の発生リスクを高めると言える。

Table 4.28 補修溶接材の単軸クリープ試験結果

供試材	補修溶接のタイプ	試験温度 [°C]	試験応力 [MPa]	破断時間 [h]	破断位置
試料 25	タイプ 1	550	140	1,686	融合部起点
試料 26	タイプ 2	550	140	1,064	融合部起点
試料 27	タイプ 3	550	140	1,599	融合部起点
試料 28	タイプ 4	550	140	2,462	HAZ

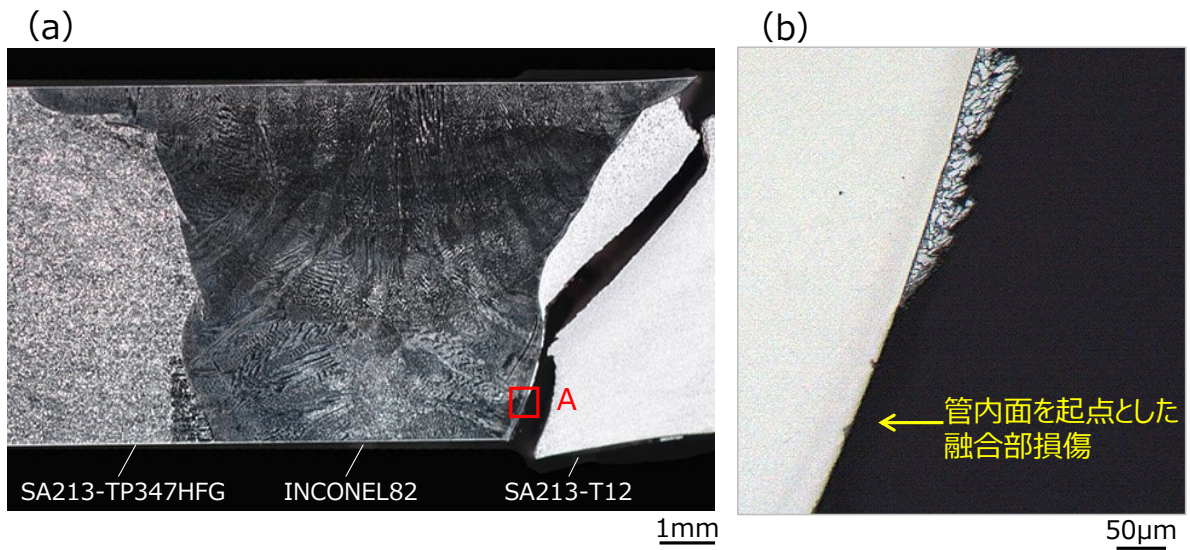


Fig.4.24 試料 25 の単軸クリープ試験後の断面観察結果

(a) 断面組織, (b) A 部拡大図

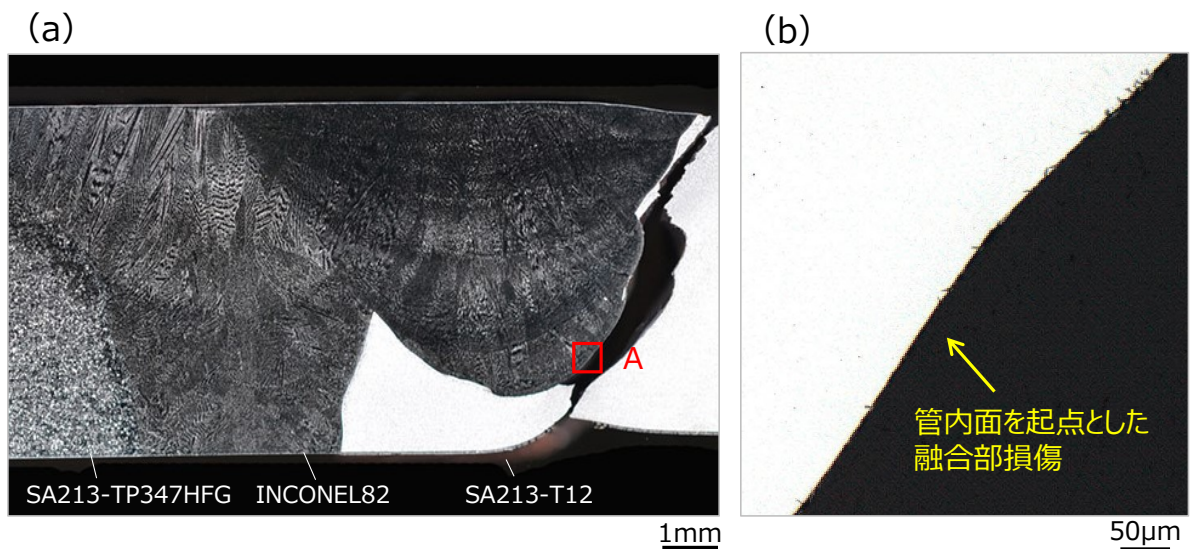


Fig.4.25 試料 26 の単軸クリープ試験後の断面観察結果

(a) 断面組織, (b) A 部拡大図

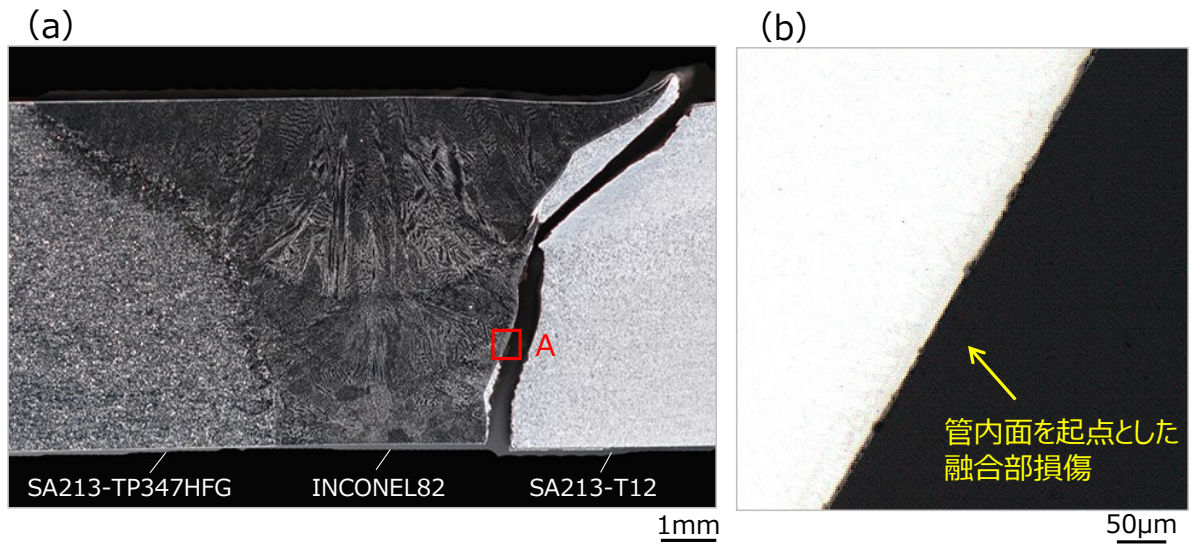


Fig.4.26 試料 27 の単軸クリープ試験後の断面観察結果

(a) 断面組織, (b) A 部拡大図

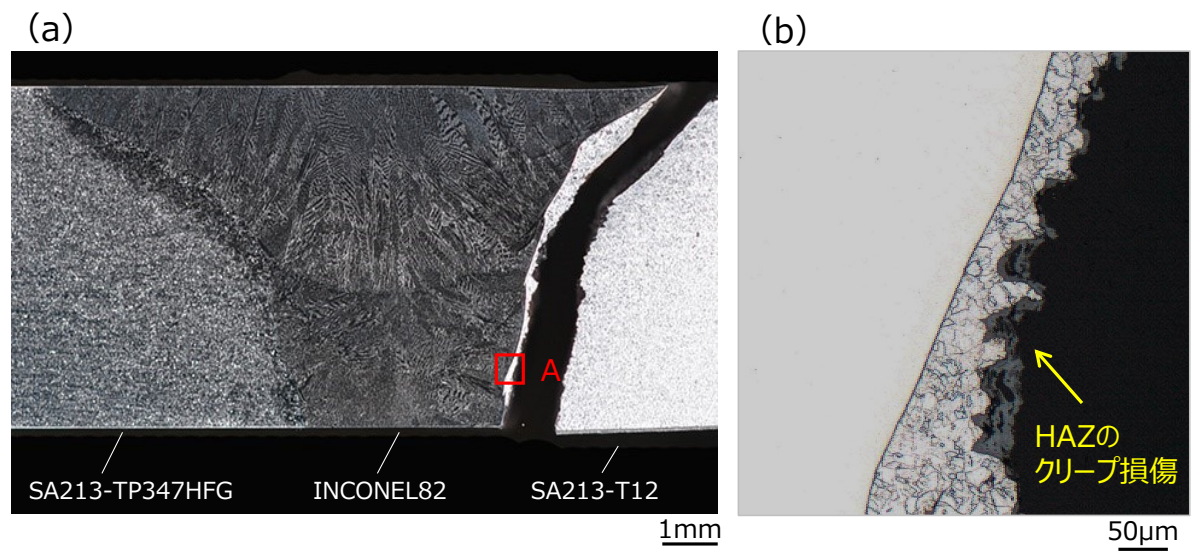


Fig.4.27 試料 28 の単軸クリープ試験後の断面観察結果

(a) 断面組織, (b) A 部拡大図

#### 4.4.2.2.3 管厚増大の効果

基準の管厚を 8.8 mm とした時の管厚変更による軸方向応力の増減量を計算した結果を Fig.4.28 に示す。図中の縦軸は、各管厚における軸方向応力を管厚が 8.8 mm の時の軸方向応力で除したものであり、応力比として表現した。また、図中の各領域はそれぞれ、内圧による軸方向応力と熱応力の割合を示している。同図からわかるように、管厚が増加すると、内圧による軸方向応力は低減するものの、熱応力は増加し、わずかながらも全体の作用応力が増加する条件があることが示された。熱応力は、実機での使用中にクリープによって緩和するが、ボイラの起動と停止を頻繁に繰り返すような運転条件では十分に緩和せず、高い熱応力が作用し続けるケースもある。よって、管厚を厚くすることは、必ずしも融合部損傷の発生リスクを低減するわけではないと言える。

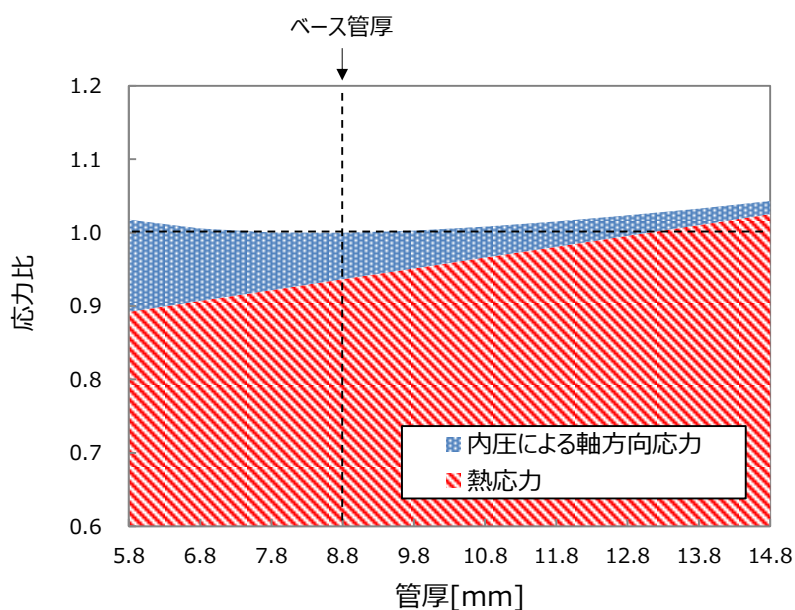


Fig.4.28 応力計算結果

#### 4.4.2.2.4 低合金鋼材質変更の効果

FEMによるクリープ解析により、1Cr/SUS 異材継手 (Case4) および 2Cr/SUS 異材継手 (Case5) の溶接融合部に生じる軸方向応力を評価した結果を Fig.4.29 に示す。低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷は、管内面から管厚中央部の間に生じることが多く、特に管内面側の領域は、融合部損傷の起点となる亀裂が観察されることが多い。同領域において、Case4 および Case5 の応力状態を比較すると、Case5 の軸方向応力の方が Case4 のそれよりも低くなることが示された。これは、1Cr 鋼と比較し

て、HAZ 細粒域と HAZ 粗粒域のクリープ速度の差が小さい 2Cr 鋼では、応力緩和により管内面側に作用するピーク応力が小さくなったためと推定される。

また、1Cr/SUS 異材継手溶接部である試料 30 と 2Cr/SUS 異材継手溶接部である試料 31 の単軸クリープ試験結果を Fig.4.30 に、試験後の断面観察結果を Fig.4.31 と Fig.4.32 に示す。いずれも融合部を起点に破断しており、1 条件ではあるものの、1Cr 鋼で製作した異材継手溶接部よりも 2Cr 鋼で製作した異材継手溶接部の方が破断時間は約 2 倍になることが明らかになった。クリープ解析および単軸クリープ試験の結果から、低合金鋼材質を 1Cr 鋼から 2Cr 鋼に変更することで融合部損傷の発生リスクが低減される可能性が示された。

以上の結果から、低合金鋼異材継手溶接部における融合部損傷の発生リスクを低減するためには「析出物の成長抑制効果のある溶接材料 HIG370 の採用」「補修溶接の禁止」「低合金鋼材質のグレードアップ」が有効であることが示された。一方、設備保全の過程において異材継手溶接部を交換する場合、管厚を元の設計条件から大きく変更すると融合部損傷のリスクが増加する可能性があるため、十分に注意する必要がある。

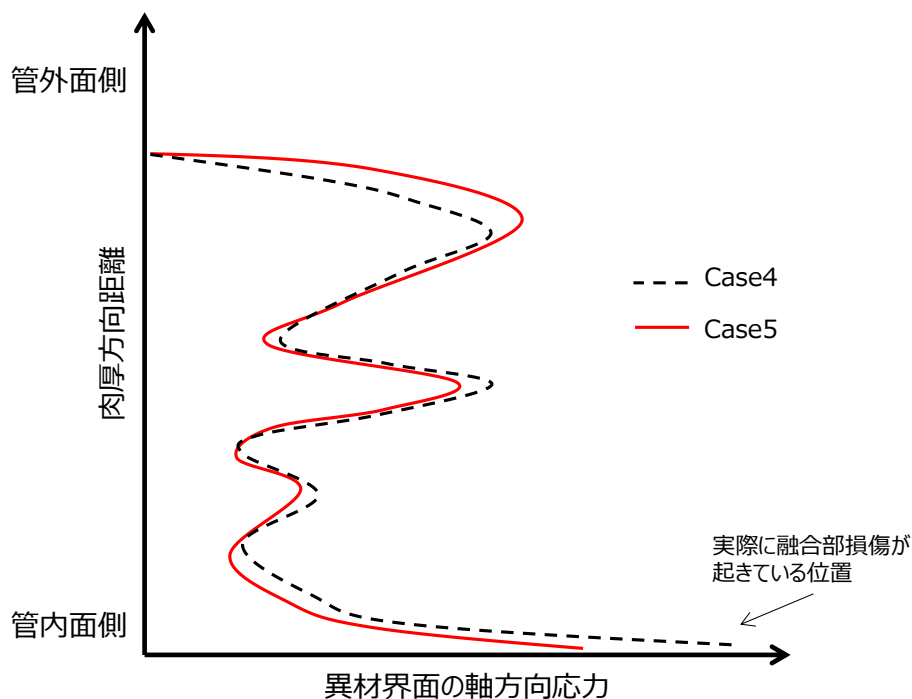


Fig.4.29 FEM によるクリープ解析結果

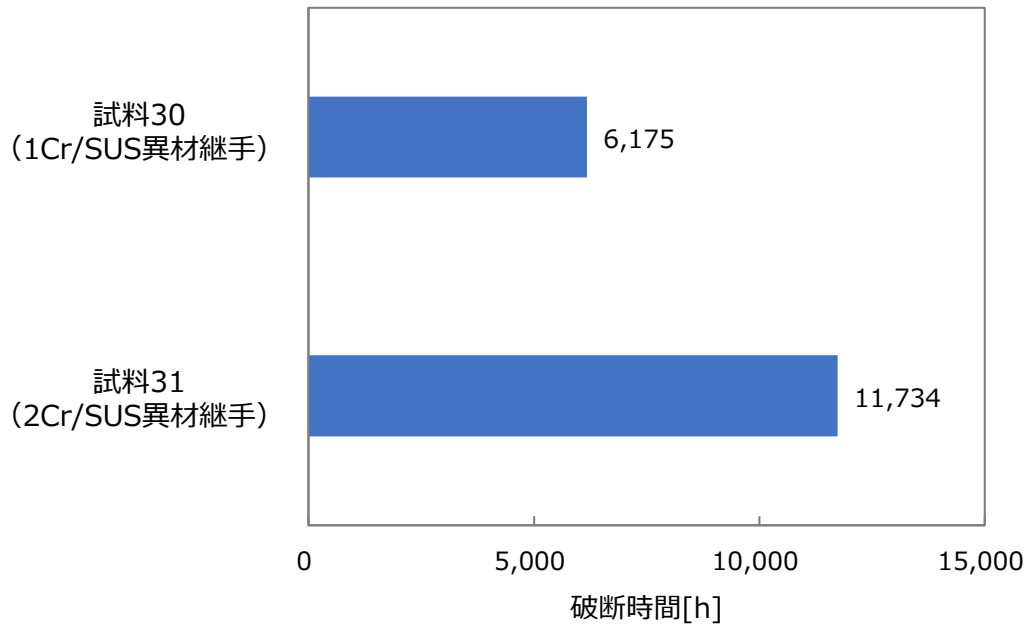


Fig.4.30 単軸クリープ試験結果

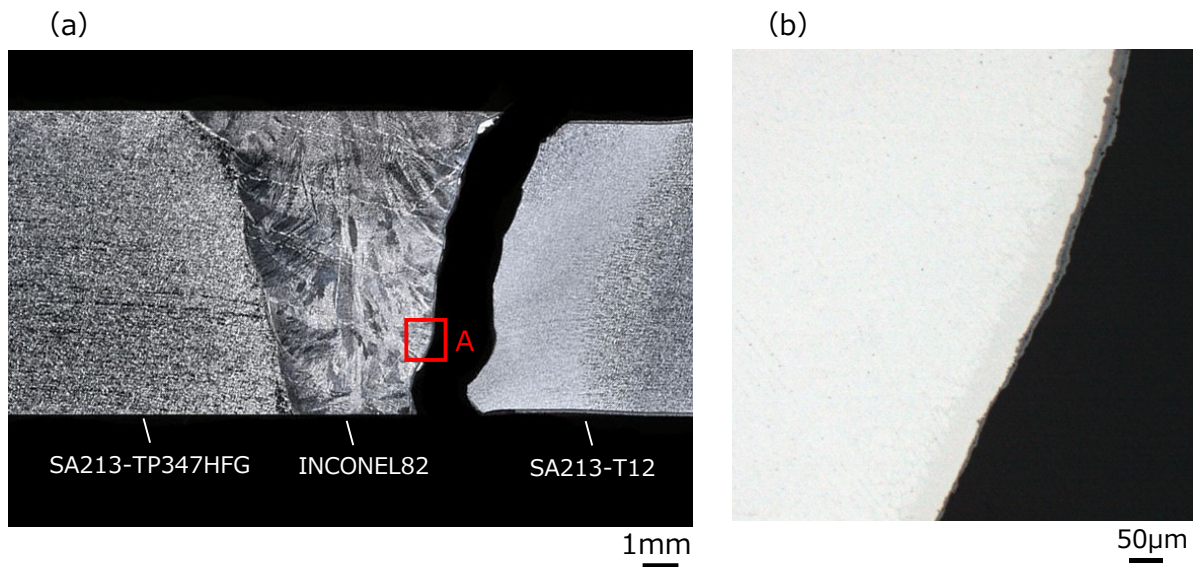


Fig.4.31 試料 30 の単軸クリープ試験後の断面観察結果

(a) 断面組織, (b) A 部拡大図

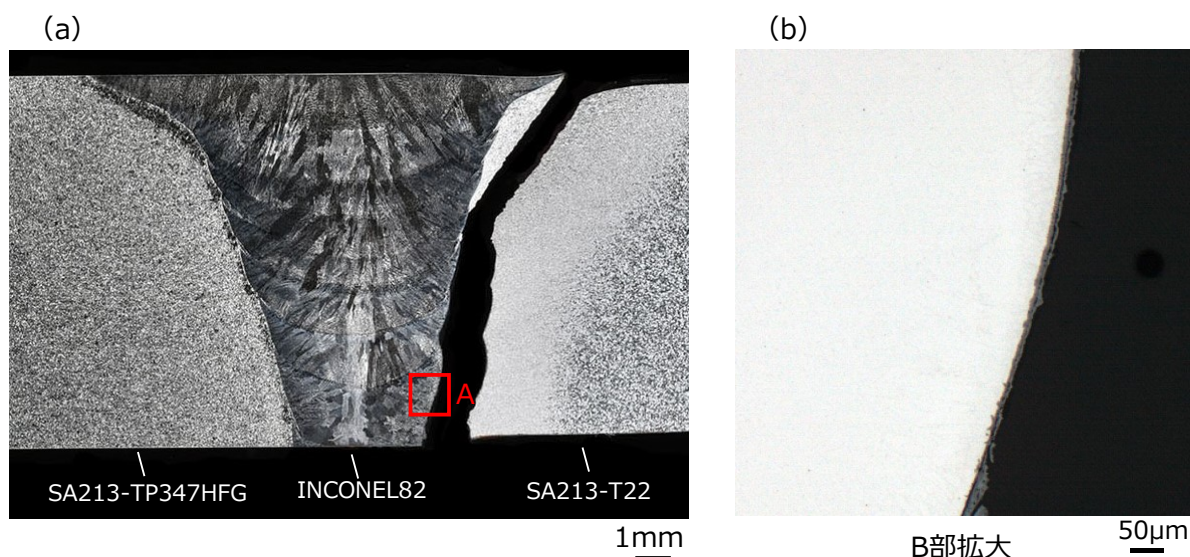


Fig.4.32 試料 31 の単軸クリープ試験後の断面観察結果

(a) 断面組織, (b) A 部拡大図

#### 4.5 結言

高クロム鋼異材継手溶接部と低合金鋼異材継手溶接部の信頼性を向上させるためには、これら溶接部の適切な予防保全が重要となる。そこで、2 章および 3 章で得た融合部損傷発生メカニズムに関する知見に基づいて、同損傷の発生リスク評価手法、検査手法、さらに発生リスク低減手法を検討し、以下の結論を得た。

- ・高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の主たる影響因子である G 相に着目し、損傷材と未損傷材を対象にそれぞれの G 相の大きさを調査した結果、融合部損傷と G 相の大きさに相関があることが明らかとなった。また、G 相の大きさと LMP に正の相関がみられたことから、LMP の値から G 相の大きさ、さらに損傷発生リスクを評価する手法を提案した。
- ・異材継手の溶接材料として一般的に用いられている INCONEL82 を使用した異材継手と、INCONEL82 に比べ Cr や Ni の化学ポテンシャルの低い HIG370 を使用した異材継手を時効熱処理し、組織観察を行った結果、後者の異材継手の方が G 相の成長を抑制できることが示された。この結果から、「G 相の成長抑制効果のある HIG370 の採用」が高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対する有効な損傷発生リスク低減手法であることを提案した。
- ・低合金鋼異材継手溶接部に生じる同損傷については、再熱器管異材継手溶接部よりも融合部損傷の発生リスクが高い過熱器管異材継手溶接部を対象に、実機

使用条件も加味した融合部損傷の発生リスク評価手法を確立するため、低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の主因である HAZ 組織構成に影響を及ぼす管厚のほか、ボイラ実機における使用条件に関する複数の設計パラメータ、運転パラメータの相関性を機械学習手法の一つであるランダムフォレストで評価した。その結果、相関性の高い学習モデルが抽出され、このモデルにより融合部損傷の発生リスクを評価する手法を提案した。

- ・超音波シミュレーションを活用し、異材継手溶接部の内部探傷に特化した曲率型圧電素子からなる超音波探触子を製作するとともに、シミュレーションと超音波探傷実験により、溶接部内部に発生する融合部損傷を早期に検知可能なことが示された。この結果から、異材継手溶接部に生じる融合部損傷の検査手法として、超音波探傷技術が有効であることを提案した。
- ・組織観察や FEM 解析、単軸クリープ試験などにより「析出物の成長抑制効果のある HIG370 の採用」「補修溶接の禁止」「低合金鋼材質のグレードアップ」が低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対する有効な損傷発生リスク低減手法であることを提案した。
- ・以上のことから、異材継手溶接部の保全要領として、融合部損傷の発生メカニズムに立脚した損傷発生リスク評価手法、超音波の斜角探傷法による検査手法、ならびに損傷発生リスク低減手法を組み合わせたものが有効と結論付けた。

## 参考文献

- 4-1) 松本拓俊, 博士論文, 2005, pp. 1-133.
- 4-2) L. Breiman, *Mach. Learn.*, 2001, Vol. 45, pp. 5-32.
- 4-3) 齋藤伸彦, 駒井伸好, 平川裕一, 福島寛明, 澤田浩太, 木村一弘, 関戸薫子, 損傷状態判定装置, 損傷状態判定方法, プログラム, 特許第 6808198号, 2020.
- 4-4) 浦田幹康, 青木清隆, 浦田直矢, 田上光一, 近藤学, 松本真太郎, 三菱重工技報, 2015, Vol. 52, No. 4, pp. 36-44.
- 4-5) 浦田幹康, 上林正和, 増田拓郎, 杉田亮輔, 岡田好司, 中島充詞, 検査技術, 2021, Vol. 8, pp. 1-6.
- 4-6) 川浪精一, 黒川政秋, 増本光一郎, 三菱重工技報, 2004, Vol. 41, No. 1, pp. 18-19.
- 4-7) 木村是, 川浪精一, 徳久貴一, 高次正弥, 2007, 三菱重工技報, Vol. 44, No. 1, pp. 24-26.
- 4-8) P. Calmon, S. Mahaut, S. Chatillon, R. Raillon, *Ultrasonics*, 2006, Vol. 44, pp. 975-979.
- 4-9) 邦武立郎, 日本金属学会会報, 1964, Vol. 3, No.9, pp. 466-476.
- 4-10) J. Hald, L. Korcakova, *ISIJ. Int.*, 2003, Vol. 43, No. 3, pp. 420-427.
- 4-11) S. Spigarelli, E. Cerri, P. Bianchi, E. Evangelista, *Mater. Sci. Technol.*, 1999, Vol. 15, No. 12, pp. 1433-1440.
- 4-12) 寺崎俊夫, 溶接学会誌, 2009, Vol. 78, No. 2, pp. 139-146.
- 4-13) 瀬戸口克哉, 博士論文, 1989, p. 43.
- 4-14) ASME, *Boiler and Pressure Vessel Code Section II Part D 2021 Edition*, 2021.
- 4-15) ASME *Power Piping B31.1*, 2020.
- 4-16) J. J. Heger, J. M. Hodge, et al., *Proc. ASTM*, 1954, 45, p. 105.
- 4-17) 三好栄次, 岡田隆保, 材料, 1964, Vol. 13, No. 126, pp. 144-151.
- 4-18) 行俊照夫, 西田和彦, 鉄と鋼, 1973, Vol. 59, No. 8, pp. 1113-1123.
- 4-19) 住友金属工業株式会社, 住友シームレス鋼管および配管のクリープデータシート, 1993.
- 4-20) R. L. Klueh, J. F. King, *J. Nucl. Mater.*, 1981, Vol. 98, pp. 173-189.

## 第 5 章 総括

再生可能エネルギーの導入拡大が進む昨今においても、高い発電効率を誇る火力発電プラントは電源の安定性などから重要な役割を担っている。火力発電プラントの主要機器の一つであるボイラの伝熱管や配管は、高温・高圧の厳しい環境下で使用されるため、クリープや熱疲労などのさまざまな損傷が生じる。よって、ボイラを含む火力発電プラントの安定運転と信頼性向上のためには、これらの損傷発生を未然防止することが重要であり、それには各損傷の発生メカニズムを理解するとともに、メカニズムに立脚した適切な設備保全が求められる。ボイラで生じる各損傷の中でも異種の材料を溶接してできる異材継手溶接部に生じる融合部損傷は、その損傷発生メカニズムが解明されておらず、メカニズムの解明や保全要領の確立が火力発電プラントの安定運転と信頼性向上における重要な課題となっている。

そのような中、本論文では、ボイラの異材継手溶接部に生じる融合部損傷の発生メカニズム解明と保全要領の確立を目的に、冶金学および材料力学の観点から損傷発生に影響を及ぼす因子の抽出と影響因子に基づく損傷発生メカニズム検討を行った。また、異材継手溶接部に対する保全要領として、損傷発生メカニズムに基づいた同損傷の発生リスク評価手法、検査手法、ならびに発生リスク低減手法を検討した。

以下に各章で得られた成果を取り纏めて総括とする。

第 1 章「序論」では、昨今の電力市場における火力発電プラントの役割とボイラ用耐熱鋼の開発の変遷について概説するとともに、ボイラ本体における異材継手溶接部の種類、1980 年代に多発したステンレス系溶接材料を使用した異材継手溶接部に生じるクリープ疲労損傷、同損傷の対策であるインコネル系溶接材料について述べた。また、本研究の対象であるインコネル系溶接材料を用いた異材継手溶接部に生じる融合部損傷の概要と同損傷に関する従来研究、さらに同損傷に関する課題を示し、本研究の目的と意義を述べた。

第 2 章「高クロム鋼異材継手溶接部における損傷発生メカニズムの検討」では、異材継手溶接部の中でも高クロム鋼とオーステナイト系ステンレス鋼あるいは低合金鋼を接合してできる高クロム鋼異材継手溶接部を対象に、SEM 観察や TEM 観察、EDX 分析などを用いて、融合部損傷の影響因子と影響因子に基づく損傷発生メカニズムを検討した。

その結果、高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の主な影響因子は、融

合部界面近傍に生成する G 相であることを明らかにした。また、実機での高温・長時間の使用に伴う G 相の周辺領域の Cr 濃度低下，析出物数密度の減少，ならびにクリープ強度低下を引き起こす G 相の析出と成長を主因とする融合部損傷の発生メカニズムを提案した。

第 3 章「低合金鋼異材継手溶接部における損傷発生メカニズムの検討」では、高クロム鋼異材継手溶接部と同様に、損傷発生メカニズムの解明が課題となっていた低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対し、OM 観察や SEM 観察、EDX 分析などの冶金学的調査を行った。また、従来の研究では取り上げられることのなかった過熱器管異材継手と再熱器管異材継手の HAZ 組織の違いに着目し、SP クリープ試験や FEM によるクリープ解析などの材料力学的検討を行い、損傷影響因子と損傷発生メカニズムを検討した。

その結果、低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷の主な影響因子は、過熱器管異材継手の HAZ 組織構成、融合部界面近傍に生じる脱炭層、列状析出物であることを明らかにした。また、融合部損傷の発生メカニズムとして、同損傷の発生事例のない再熱器管異材継手とは異なる HAZ 組織を持つ過熱器管異材継手では、各 HAZ 組織、溶接金属、母材のクリープ特性の違いから、実機使用中に融合部界面で過大な軸方向応力が発生し、軸方向応力の作用により脱炭層領域にクリープひずみが蓄積して、クリープひずみの蓄積に起因して列状析出物と母相界面にボイドが形成されるモデルを提案した。

第 4 章「異材継手溶接部の保全要領の検討」では、高クロム鋼異材継手溶接部および低合金鋼異材継手溶接部の信頼性を向上させるために、両異材継手溶接部に対し、損傷発生メカニズムに立脚した損傷発生リスクの評価手法を検討した。また、融合部損傷の発生状態を把握するための検査手法を検討するとともに、損傷発生リスクそのものを低減するための手法を検討した。

その結果、高クロム鋼異材継手溶接部については、融合部損傷の主たる影響因子である G 相に着目し、LMP の値から G 相の大きさ、さらに損傷発生リスクを評価する手法を提案した。また、「G 相の成長抑制効果のある HIG370 の採用」が高クロム鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対する有効な損傷発生リスク低減手法であることを提案した。

一方、低合金鋼異材継手溶接部については、融合部損傷の主因である HAZ 組織構成に影響を及ぼす管厚のほか、ボイラ実機における使用条件に関する複数の設計パラメータ、運転パラメータを用いてランダムフォレストの学習モデルを作成し、同モデルに

より融合部損傷の発生リスクを評価する手法を提案した。

また、超音波シミュレーションと超音波探傷実験により、融合部損傷を早期に検出可能な検査手法として、単一の曲率型圧電素子からなる探触子を用いた超音波の斜角探傷法を提案した。

さらに、「析出物の成長抑制効果のある HIG370 の採用」「補修溶接の禁止」「低合金鋼材質のグレードアップ」が低合金鋼異材継手溶接部に生じる融合部損傷に対する有効な損傷発生リスク低減手法であることを提案した。

これらの結果をもとに、異材継手溶接部の保全要領として、融合部損傷の発生メカニズムに立脚した損傷発生リスク評価手法、超音波の斜角探傷法による検査手法、ならびに損傷発生リスク低減手法を組み合わせたものを策定した。

以上の結果から、異材継手溶接部に生じる融合部損傷に関し、影響因子が明らかになるとともに、有力な損傷発生メカニズムが提案された。また、異材継手溶接部の予防保全が可能な保全要領が示された。今後、本研究で得られた知見が異材継手溶接部の信頼性向上とボイラの安定運転に役立てられることが期待される。

## 謝辞

本論文は、著者が九州大学大学院 工学府 博士後期課程在学中に、田中 將己教授(九州大学大学院 工学研究院 材料工学部門)のご指導のもとに行った実験結果、三菱重工業株式会社 総合研究所の研究者として行った実験結果、また、国立研究開発法人 物質・材料研究機構のご協力により得られた実験結果を取りまとめたものです。終始絶大なご指導とご鞭撻を賜りました田中 將己教授に深謝の意を表します。

また、論文調査におきまして、宮原 広郁教授(九州大学大学院 工学研究院 材料工学部門)、光原 昌寿准教授(九州大学大学院 総合理工学研究院 物質科学部門)から懇切丁寧なるご指導を頂きました。深く感謝申し上げます。

本研究の遂行にあたっては、三菱重工業株式会社 総合研究所 製造研究部 鎌田 政智博士、同 尾崎 政司博士、同 エナジー研究推進部 松本 拓俊博士、同 化学研究部 馬渡 憲次部長、同 強度・構造研究部 駒井 伸好博士、同 齋藤 伸彦博士、同 エナジードメイン SPMI 事業部 西田 誠一グループ長にご指導とご鞭撻を賜りますとともに、物質・材料研究機構 構造材料研究センター 木村 一弘博士、同 澤田 浩太博士にご指導とご助言を頂きました。ここに記して心より感謝の意を表します。

さらに、本研究の実施にあたり、三菱重工業株式会社 原子力セグメント 機器設計部 本田 尊士博士、同 総合研究所 強度・構造研究部 時吉 巧博士、同 池村 大成氏、同 製造研究部 久保田 雄貴主任、同 電子・物理研究部 浦田 幹康博士、エナジードメイン SPMI 事業部 近藤 学主席、同 GTCC 事業部 東海林 剛博士をはじめ多くの方の多大なご協力を賜りました。この場を借りて深くお礼申し上げます。

最後に、いつもあたたかく応援してくれた妻 茉季、長女 季依、長男 拓己に心から感謝します。