

平成 16 年 3 月修了
博士 (工学) 学位論文

多層溶接したオーステナイト・ステンレス鋼溶接継手の
クリープによる変形と破壊

Deformation and Fracture under Creep Loading for Austenitic
Stainless Steel Welded Joints by Multi-Layer Welding

高知工科大学大学院 工学研究科 基盤工学専攻

学籍番号 1066011 本郷宏通

Hiromichi Hongo

目 次

第 1 章 緒論

1.1 研究の背景	1
1.1.1 エネルギー問題	1
1.1.2 高速増殖炉開発 (FBR) の現状	3
1.2 従来のオーステナイト系溶接継手の研究	6
1.3 本研究の目的と内容	7
参考文献	10

第 2 章 多層溶接による溶接部の組織の不均一性

2.1 緒言	14
2.2 供試継手および実験方法	15
2.2.1 供試継手	15
2.2.2 実験方法	20
2.3 実験結果および考察	20
2.3.1 溶接金属の凝固モード	20
2.3.2 304 溶接部の硬さ変動	26
2.3.3 308 溶接金属部の組織の不均一性	28
2.3.4 316FR 溶接部の硬さ変動	30
2.4 結 論	34
参考文献	35

第 3 章 304 鋼多層溶接継手のクリープひずみ分布と破断挙動

3.1 緒言	37
3.2 供試材および実験方法	37
3.2.1 供試継手および試験片採取方法	37
3.2.2 クリープ試験およびひずみ分布測定	39
3.3 実験結果および考察	41
3.3.1 クリープ変形挙動	41
3.3.2 大形溶接継手試験片のクリープひずみ分布	45
3.3.3 破断試験片の観察	50

3.3.4 クリープ破断特性	52
3.4 結論	55
参考文献	56
第4章 316FR 鋼多層溶接継手における溶接金属部のクリープ挙動	
4.1 緒言	57
4.2 供試材および実験方法	57
4.2.1 供試継手および試験片採取方法	57
4.2.2 クリープ試験およびひずみ分布測定	58
4.3 実験結果および考察	59
4.3.1 クリープおよびクリープ破断特性	59
4.3.2 溶接継手試験片における溶接部のクリープ変形挙動	62
4.3.3 大形溶接試験片における溶接金属部のクリープ変形挙動	66
4.3.4 大形溶接試験片における熱影響部 (HAZ) のクリープ変形挙動	67
4.4 結論	71
参考文献	72
第5章 ミニチュア溶接金属および大形溶接継手試験片による 316FR 鋼多層溶接継手のクリープ特性評価	
5.1 緒言	73
5.2 実験方法	73
5.2.1 供試継手および採取方法	73
5.2.2 高温引張およびクリープ試験	76
5.2.3 大形溶接継手試験片の弾塑性クリープ解析方法	77
5.3 実験結果および考察	79
5.3.1 溶接部の試験片採取位置の違いによる高温強度特性の変化	79
5.3.2 熱影響部 (HAZ) の高温強度特性	83
5.3.3 溶接金属部の試験片採取方向の違いによるクリープ特性変化	85
5.3.4 大形溶接継手試験片における 溶接金属金属部のクリープ特性	87
5.3.5 破断した溶接継手および溶接金属試験片の組織観察	88
5.4 弾塑性クリープ解析	94

5.4.1	溶接継手を構成する各部のクリープデータ	94
5.4.2	弾塑性クリープ解析結果	97
5.5	結論	101
	参考文献	102
第6章	16Cr-8Ni-2Mo系溶接金属の長時間高温保持に伴う組織変化	
6.1	緒言	103
6.2	供試材および実験方法	104
6.2.1	試験片形状および採取方法	104
6.2.2	組織観察および析出物の定量	105
6.3	実験結果および考察	105
6.3.1	クリープ破断特性	105
6.3.2	高温保持に伴う溶接金属の組織変化	107
6.3.3	高温保持に伴うフェライト量の変化	116
6.3.4	高温保持に伴う析出挙動	118
6.3.5	析出量の定式化	122
6.4	結論	125
	参考文献	126
第7章	総括	128

謝 辞

第1章 緒論

1.1 研究の背景

1.1.1 エネルギー問題

二酸化炭素（CO₂）などの大気中濃度の上昇が原因とされる地球温暖化現象や、イオウ酸化物（SO_x）、窒素酸化物（NO_x）による酸性雨などは、地球全体の問題となっており、早急に対処しなければならない。CO₂ 排出量は Fig.1-1 に示すように先進国では 1980 年以降増加していないものの、発展途上国の増加が著しく世界的には 1950 年以降加速度的に増加している¹⁾。この問題の解決を図る有力な手段として、発電の過程で CO₂ などを排出しない自然エネルギーを利用した水力、太陽光、風力発電またウランなどを利用する原子力などのエネルギーの導入が考えられる。しかし、138 万 kW 級の原子力発電所 1 基を代替するには、業務用の太陽光発電で山手線の内側面積の 1.5 倍相当の敷地面積を必要とする。風力発電では琵琶湖の面積と同程度の敷地面積が必要であり、自然エネルギーで大量の電力を作るには、広大な土地や大がかりな設備が必要となる²⁾。また、自然エネルギーは天候などの自然現象に左右されるため、現在の技術では、安定して大量の電力を供給するのは難しい状態である。そこで、わが国では CO₂、SO_x および NO_x を排出せずに大量の電力を安定して供給し、発電しながら消費した量以上の核燃料（プルトニウム）を生成でき、ウラン資源の利用効率を飛躍的に高めることのできる高速増殖炉（FBR：Fast Breeder Reactor）が地球環境の悪化を低減する有力な手段の一つとして認識され、その実用化を目指して研究開発が進められている。

ウラン供給を海外に依存するわが国において、このような利点を有した FBR の開発を着実に進めることは、長期的なエネルギー・セキュリティを確保する上でもメリットが多いものと考えられている。しかし、わが国には唯一の被爆国であり、FBR の実用化を進めるにあたっては安全性の確保について十分に検討する必要がある、その上で経済性の向上を図ることが重要である。すなわち、安全性を確保しつつ合理的なプラントを開発して行くことが必須の命題となっている。

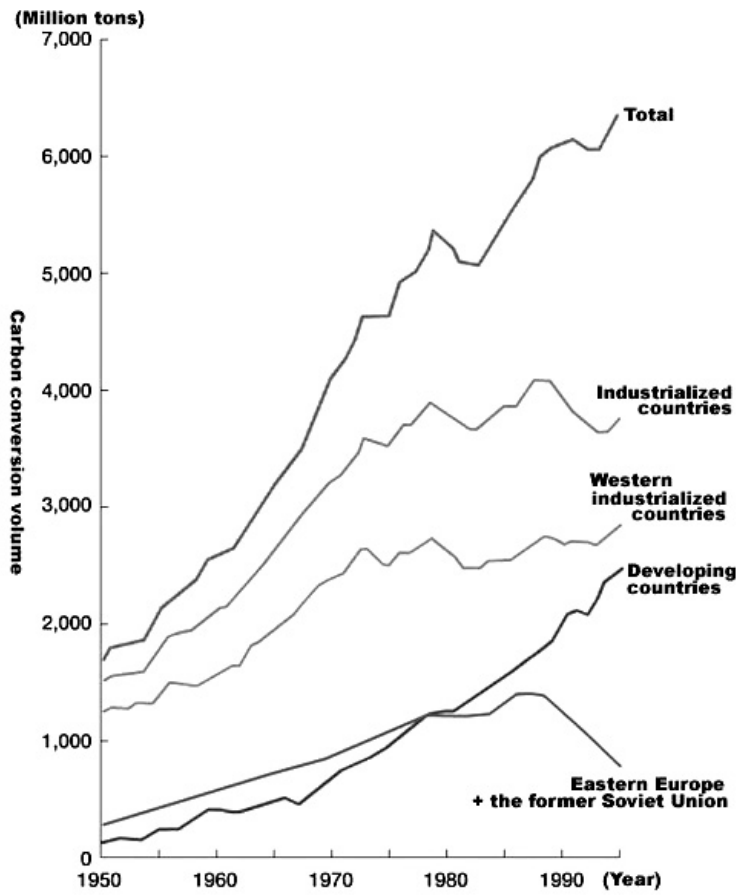


Fig. 1-1 Trend of CO₂ emission in jpapn from 1950 to 1995¹⁾.

1.1.2 高速増殖炉開発 (FBR) の現状

わが国の FBR の開発では、実験炉 (experimental reactor)・原型炉 (prototype reactor)・実証炉 (demonstration reactor) の段階を経て実用化(商用炉)に進むことになっている。開発の第 1 段階である実験炉「常陽」は 1970 年から建設され 1977 年に初臨界に達し、現在も FBR の基礎データを取得するために運転されている。また、開発の第 2 段階である原型炉「もんじゅ」は 1994 年に臨界に達している。しかし、1995 年 12 月にナトリウム漏洩事故以来「もんじゅ」は運転を停止している。

加圧水型の軽水炉 (PWR: Pressurized Water Reactor) および FBR の概略図を Fig.1-2³⁾ および Fig.1-3⁴⁾ にそれぞれ示す。FBR が既に商用炉として電力を供給している軽水炉と大きく異なる点は冷却材として液体金属のナトリウムを使用しており原子炉出口温度が高いことである (Fig.1-2, 3)。これらの原子炉容器に使用されている材料、冷却材および出口温度を Table 1-1 に示す⁵⁾。原子炉出口温度は、軽水炉では 300°C程度であるのに対して、FBR では 500°C以上と高くなっている。一方、原子炉容器の運転圧力は軽水炉の場合、機種により異なるが、約 6.9MPa から約 15.7MPa と高圧であるのに対して、FBR では沸点の高いナトリウムを冷却材料として用いているため加圧する必要がなく、運転圧力は 1MPa 以下である。Fig. 1-2,3 からわかるように FBR では 1 次系および 2 次系の主な機器の使用条件が高温となるため、構造材料のクリープ特性を考慮すべき温度領域に入る。また、冷却材のナトリウムの熱容量が小さいため緊急停止などの熱過度時の温度変化量および変化速度が大きい。そのため、機器の起動停止に伴う繰り返し熱応力による疲労現象にも注意を向ける必要がある。すなわち、FBR の主要機器ではクリープ疲労損傷が安全性を支配する重要な因子であり、FBR 構造材料には優れた高温強度が要求される。FBR の構造材料には、冷却材料であるナトリウムとの共存性が要求されるほかに、成型・加工性、溶接性、信頼性、経済性なども重要である。実験炉「常陽」、原型炉「もんじゅ」ではこれらの諸条件を考慮して、原子炉容器などの主要機器に対しては高温強度に優れたオーステナイト系ステンレス鋼として実績のある SUS304 鋼が使用されている⁶⁾。しかし、実証炉では経済性の観点から高効率化を図るため、原子炉出口温度を原型炉に比べて約 20°C 高くする必要があり、さらに高温強度特性に優れた材料を原子炉容器などの主要機器に採用しなければならない。このような条件を満足する新材料として、原子炉容器などの 1 次系高温機器には、従来の 316 鋼の高温長時間強度特性を改善し、FBR 用に開発された低炭素・中窒素型の 316 鋼 (316FR 鋼)^{7),8)} が使用される予定である。原型炉 (もんじゅ) の原子炉容器の外観は Fig.1-4⁹⁾ に示すように高さ 18mm、直径 7mm の大型構造物である。「もんじゅ」では溶接部の信頼性の問題から

Fig.1-5 に示すような一体構造のリング材を溶接 (周継手) することにより極力溶接する部分を少なくしている。しかし、実証炉では原型炉よりも原子炉容器をさらに大型化する必要がある、原型炉のような一体構造リング材の適用ができないため、高応力が発生する炉容器ナトリウム液面近傍も溶接部を含むことになる (Fig.1-5)。溶接部は一般に冶金学的に不連続なため、ひずみ集中や強度低下が生じ易く、最近問題になった軽水炉のシュラウド問題 (溶接部近傍に発生したき裂による運転中止) など、破損部位となることが懸念されている。また、これらの構造物は前述したようにクリープを考慮する必要がある温度領域で使用されるため、これらの高温構造物のより高い信頼性を確保するためには溶接部のクリープ特性評価法の確立を図ることが重要となる。

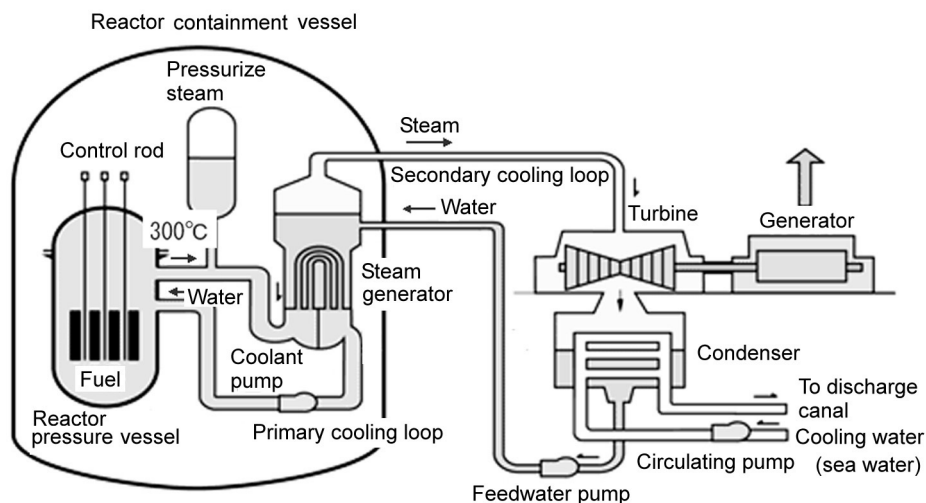


Fig. 1-2 Schematic illustration of the pressurized water reactor³⁾.

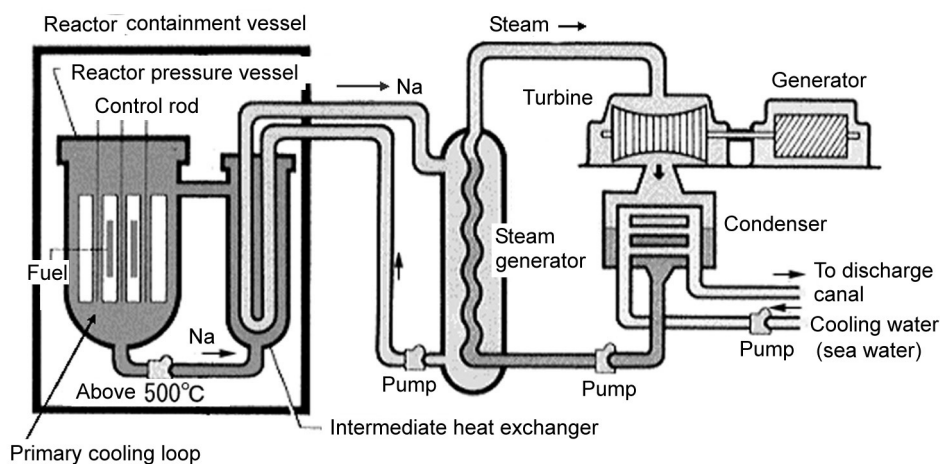


Fig. 1-3 Schematic illustration of the fast breeder reactor⁴⁾.

Table 1-1 Comparison of pressure vessels for nuclear reactors.

	LWR	FBR		
		Jouyo	Monju	Demonstration reactor
Pressure vessel	Low alloy steel	SUS304		316FR
Wall thickness of pressure vessel	150mm ~ 250mm	25mm	50mm	50mm
Coolant	H ₂ O	Na		
Outlet temperature of the primary circuit	300 °C	529 °C	550 °C	

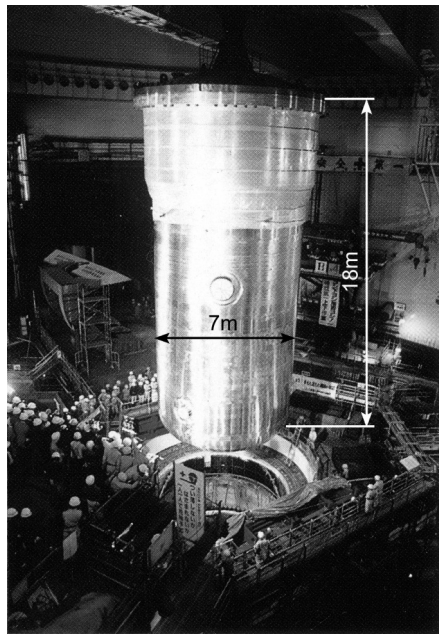


Fig. 1-4 Pressure vessel of *Monju*⁹⁾.

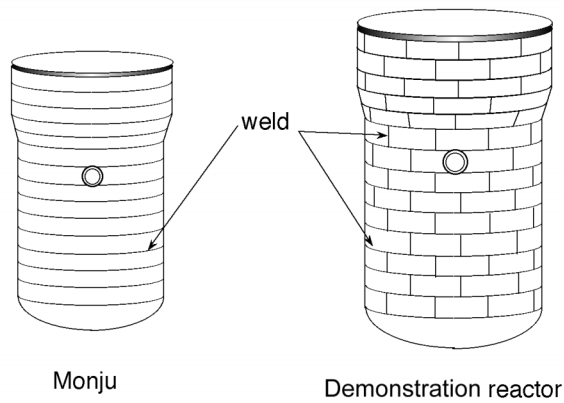


Fig. 1-5 Schematic illustration of pressure vessels for *Monju* and actual demonstration reactor.

1.2 従来のオーステナイト系溶接継手の研究

これまでオーステナイト・ステンレス鋼溶接金属のクリープ特性評価を行った研究のほとんどは、クリープ特性に優れた溶接材料の開発を目的に、溶接材料の化学成分を変化させて製作した溶接継手より切り出した小形溶接金属試験片で行われている^{6),8),10)~15)}。溶接材料の開発を目的とした研究では、このような実験で溶接金属の高温特性を十分評価できるものと考えられる。しかし、構造物の特性評価においては、溶接施工の際に材料の融点以上あるいはそれに近い熱が加えられるために溶接部で生じる、硬化や脆化などの材質変化、溶接残留応力、溶接変形などを考慮しなければならない。一般に、溶接部は母材とは異なる特性となり、継手の強度特性はその影響を大きく受ける。多層溶接した308溶接金属においては、溶接施行時に受ける熱履歴が積層により異なるため、微細炭化物などの析出挙動および転位密度が積層位置により異なることが明らかにされている^{16),17)}。このように溶接金属部の組織が積層により異なればその高温強度特性も各層で異なるであろう。一方、オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手は一般に溶接後熱処理を行わない溶接まま (as weld) で使用されるため、溶接金属部内の転位下部組織が各層で異なった状態で供用される。また、溶接継手は母材、熱影響部および溶接金属からなる複合的な不均質部材であり、各構成要素のクリープ特性が異なり、それぞれの部材が相互に干渉しあいながらクリープ変形する¹⁸⁾。このため、溶接継手のクリープ変形およびクリープ破断挙動は試験片の寸法および形状に強く依存する^{19)~23)}。このように、不均質な溶接継手のクリープ変形を通常のクリープ試験で行われているような標点間の伸び測定で調べると、溶接継手試験片の標点距離に占める母材と溶接金属の割合により、クリープ変形挙動が異なり、溶接継手の変形挙動を正確に把握することは困難である¹⁸⁾。これらのことから、溶接継手のクリープ特性評価には全積層を含んだ大形試験片を用いて、その試験片のひずみ分布を測定することが望ましい²⁴⁾。しかし、試料が長時間高温にさらされるため表面酸化などの影響を受け各部分の変形計測が非常に難しい。また、全積層を含んだ大形溶接継手試験片のクリープ試験には、大きな荷重容量および大型加熱炉を持ったクリープ試験機を必要とする。このため、通常は、溶接継手から切り出した標準クリープ試験片から得られたデータを基にしてクリープ特性評価が行われており^{25)~29)}、実機の溶接継手に相当する全積層を含む大形溶接継手試験片そのものについてクリープ変形挙動を実際に測定し、検討した報告はほとんどない。

溶接継手という不均質材のクリープ変形を予測する方法としては、溶接継手を混合則の成り立つ複合材料とみなして母材、溶接金属および熱影響部のデータから解析的な考察を行うことが試みられている^{30),31)}。しかし、単純な混合則モデルでは、高温機器の損傷評価に必要な

な定量的な予測は困難であることが知られている²⁸⁾。このことから、溶接継手の有限要素法によるクリープ特性および変形挙動のシミュレーション^{32),33)}が行われているが、いずれの報告も母材と溶接金属の2要素モデルで行われており、溶接金属の高温特性の不均質性を考慮した検討は少ない。

また、溶接継手部の高温保持に伴う組織変化を非破壊検査により精度良く定量化する手法があれば材質劣化診断が可能となる。しかし、現在までのところ超音波、放射線、電位差、渦電流などを用いた非破壊検査手法^{34)~37)}はき裂発生を非破壊的に検出するために行われているにすぎない。より高い信頼性・安全性を確保するためには、き裂発生以前の材質劣化を検出する必要がある。そのために、長時間使用した高温構造材料の金属組織変化に伴う材質劣化を診断する技術の確立、高度化が必要である。オーステナイト系ステンレス溶接金属の高温およびクリープ保持に伴う組織変化については、TTP曲線(Time-temperature-transformation curve)に代表される変態温度・時間の関係を調べた研究^{38)~41)}やデルタフェライトの組織変化と析出物の関係^{42)~47)}などを検討した研究が行われ、308および316系溶接金属の $M_{23}C_6$ および σ 相の析出する温度・時間の関係が明らかにされている。しかし、実際の高温機器は数万~数十万時間使用されるため、より長時間側のデータに基づく評価が必要とされるが、これらの報告の大半は一万時間以下のデータに基づくものである。また、これらの材料組織の微視的観察結果は強度評価の補強資料として定性的理解のみに用いられており、組織の定量化にまでは至っていない。しかし、その組織分析のデータを定量的に把握し、高温長時間の組織変化挙動を明らかにすることは材質劣化診断技術の確立・高度化に繋がるものと考えられる。最近、このような観点から画像処理技術を用いてSUS304H鋼およびCr-Mo-V 鋳鋼における析出物の量を定量した結果が報告^{48),49)}されている。また、オーステナイト・ステンレス鋼のクリープ損傷度をシグマ(σ)相面積率により評価した報告もある^{50)~53)}。これらの報告は、比較的均質な組織を有する母材部のクリープ損傷に影響を及ぼす炭化物および金属間化合物の析出状態に着目して観察を行なったものであり、不均質な溶接金属組織を対象として行ったものではない。

1.3 本研究の目的と内容

以上、述べたように炉容器の構造健全性評価ではクリープが重畳したクリープ疲労損傷が支配因子となる。しかし、クリープ疲労強度は低ひずみ範囲条件下(実機稼動条件下)ではクリープ損傷支配型となることが報告されている。そこで、FBRの実用化にあたっては、クリープによる変形と破壊を考慮した非弾性構造解析が大型構造物の信頼性を向上させる

上で重要である。特に、大型構造物の破壊の起点となりうる溶接継手の高温特性評価の精度向上を図るためには不均一なクリープ変形特性や試験片採取位置の違いによる材料特性の変化を正確に把握する必要がある。また、一般に材質が均一な母材などの高温特性評価に対しては試験片寸法について相似則があり、標準試験片による試験結果を、直接設計または信頼性評価の基礎資料として、利用することができるものと考えられる。しかし、オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の高温特性評価は不均一部が材料内に存在しているため、必ずしも相似則は成立しない。従って、標準試験片によって得られた試験結果を基礎資料として、無条件に直接使用することはできない。しかし、現時点では標準試験片によるデータしか得られておらず、溶接継手の高温強度特性評価に不安を抱えている。原型炉「もんじゅ」の炉容器は前述したように一体構造のリング材を溶接（周継手）することにより極力溶接する部分を少なくした構造で製作されているのは、このためであると考えられる。将来、高速炉が実証炉として大型化するためには、多層溶接による組み立てで製作される炉容器について、クリープを中心とする高温強度特性評価を実験的に検証しておくことが必要である。

そこで、本研究では高温特性評価の不安要素を解決し、高速炉炉容器の高温長期間運転時の構造健全性をより高い精度で確保することを目的として、溶接継手の長時間クリープ変形および破壊挙動に及ぼす溶接金属部の不均一な金属組織の影響を明らかにする。具体的には、「もんじゅ」などの主要機器用高温構造材料として使用されている高温強度に優れた 304 溶接継手および将来の実証炉用に開発された 316FR 鋼溶接継手を研究対象として以下に挙げる項目について検討を行う。

1. 溶接部の金属組織の不均一性を明らかにする。
2. 全積層を含んだ大形溶接継手試験片表面のひずみ分布を調べ、溶接継手のクリープ変形および破壊挙動を明らかにする。
3. 溶接部の複数の位置からミニチュア試験片を採取し、溶接継手の高温強度特性の局所変動を明らかにする。
4. ミニチュア試験による高温強度特性データを基にして、大形溶接継手試験片の FEM による弾塑性クリープ解析を行い、クリープ変形の局所的挙動を明らかにする。
5. 溶接金属の高温長時間クリープに伴う析出物の析出状態の定量化をはかり、溶接継手の寿命・余寿命予測診断に反映させる。

本論文は 7 章からなり、その構成は次のようである。

第1章では、エネルギー問題に関する FBR の有効性を説明すると共に、オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の高温特性評価での問題点は、不均一部が材料内に存在しているため、

必ずしも相似則は成り立たないことである。これを踏まえて本研究の目的および内容について概説する。

第2章では、原型炉の炉容器で行った溶接施工とほぼ同じ溶接施工法で 304 鋼および 316FR 鋼の突合せ溶接継手を製作した経緯を述べる。製作した溶接継手の施工方法を述べると共に、溶接継手の溶接施工時に受ける溶接熱サイクルによる溶接部の組織不均一性および凝固モードについて、硬さ変化測定および組織観察を行うことにより調べる。

第3章では、304 鋼厚板の多層溶接継手について、母材、熱影響部および全積層をも含んだ全厚の大形溶接継手試験片を用いてクリープ中断試験を行う。そして、各中断時の大形溶接継手試験片の、全積層が観察できる横断面のクリープひずみ分布をモアレ法により測定し、多層溶接した溶接継手における溶接金属部の不均一変形挙動および破壊挙動について検討する。

第4章では、第3章と同様に 316FR 鋼多層溶接継手について、全積層を含む大形の溶接継手試験片のクリープひずみ分布を測定し、各部分が相互に干渉しながら変形する溶接部および熱影響部のクリープ変形挙動を調べると共に溶接継手試験片の破断特性の検討を行う。

第5章では、316FR 鋼溶接継手における溶接金属部の高温強度特性の不均質性を明らかにすることを目的として、ミニチュア試験片を用いて溶接金属の局所的な高温強度特性の変動を明らかにすると共に、これらのデータを基に有限要素法による弾塑性クリープ解析を行い、大形溶接試験片のひずみ分布の実測結果と比較検討をする。

第6章では、低炭素・中窒素型 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の長時間クリープに伴う析出物の挙動を明らかにすることを目的として、その溶接金属の短時間から長時間までのクリープ試験により破断した試験片の組織観察を行う。そして、その組織観察結果に基づきそれらの析出物の定量を行い、クリープに伴う析出挙動から材質劣化診断技術の確立をはかる。

第7章では、本論文の各章で得られた成果について総括する。

参考文献

- 1) <http://www.env.go.jp/policy/hakusyo/zu/eav29/eav290000000000.html#1>
- 2) 原子力委員会：原子力の研究・開発及び利用に関する長期計画, 2000.
- 3) 日本原子力文化振興財団：原子力図面集, 2002-2003 年度版.
- 4) 核燃料サイクル開発機構：高速増殖炉のはなし.
- 5) 核燃料サイクル開発機構：サイクル機構技報, No.20, (2003).
- 6) 興石房樹, 長谷部慎一, 加藤章一, 木村英隆, 和田雄作：「高速増殖炉用 308 系溶接金属の高温強度特性に対する化学成分と溶接条件の最適化の検討」, 溶接学会論文集, **10**, (1992), p.23.
- 7) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇, 田下正宜, 西田 隆：「長時間クリープ破断強度を窒素添加により改善した高速増殖炉用 SUS 316 の開発」, 鉄と鋼, **75**(1989), p.1346.
- 8) 中澤崇徳, 藤田展弘, 木村英隆, 小松 肇, 高鍋清志, 川口聖一：「高速炉-構造用の低炭素・中窒素型 316 系溶接材料の高温特性と微細組織」, 鉄と鋼, **80**(1994), p.783.
- 9) 動力炉・核燃料開発事業団：動燃三十年史, (1998).
- 10) 財前 孝, 青木司郎, 井上史郎, 鈴木克巳：「308 系溶接金属の高温特性に及ぼす V の影響」, 溶接学会誌, **51**(1982), p.578.
- 11) 岡崎 司, 西本和俊, 森 裕章：「クリープ破断試験による溶接金属の高温延性の評価」, 溶接学会論文集, **18**(2000), p.68.
- 12) R.L.Klueh, D.P.Edmonds: "Chemical Composition Effects on the Creep Strength of Type 308 Stainless Steel Weld Metal", *Welding Journal*, **65**(1986), p.1-s.
- 13) R.L.Klueh, D.P.Edmonds: "Chemical Composition Effects on the Creep of Type 316 and 16-8-2 Stainless Steel Weld Metal", *Welding Journal*, **65**(1986), p.156-s.
- 14) J.M.Vitek, S.A.David, V.K.Sikka: "Examination of Types 308 and 308CRE Stainless Steels after Interrupted Creep Testing", *Welding Journal*, **71**(1992), p.421-s.
- 15) G.Sasikala, M.D.Mathew, K.Bhanu Sankara Rao, S.L.Mannan: "Creep Deformation and Fracture Behaviour of a Nitrogen bearing Type 316 Stainless Steel Weld Metal", *Journal of Nuclear Materials*, **273**(1999), p.257.
- 16) 財前 孝, 青木司郎, 鈴木克巳, 橋本勝邦：「308 系溶接金属の高温特性に及ぼす溶接法の影響」, 溶接学会誌, **51**(1982), p.783.
- 17) 財前 孝, 青木司郎, 鈴木克巳, 坂東誠志郎：「308 系溶接金属の硬さ・組織に及ぼす溶接熱サイクルの影響」, 溶接学会誌, **52**(1983), p.37.
- 18) 山崎政義, 門馬義雄, 本郷宏通, 渡部 隆, 衣川純一, 村松由樹：「小形および大形継手

- 試験片による 304 鋼厚板突合せ溶接継手のクリープ破断挙動」, 材料, **39**(1990), p.35.
- 19) 佐藤邦彦, 豊田政男: 「機械的性質の不連続部をふくむ材の静的引張強度に関する基礎的研究」, 溶接学会誌, **40**(1971), p.885.
 - 20) 荒田吉明, 須清修造, 清水茂樹, 佐藤瓊介, 永井裕善: 「Hastelloy X 電子ビーム溶接継手のクリープ特性」, 溶接学会誌, **49**(1980), p.755.
 - 21) 佐藤邦彦, 豊田政男, 須清修造, 松井繁朋, 清水茂樹, 佐藤瓊介, 森 英介: 「溶接継手のクリープ性能評価に関する研究(第 1 報)」, 圧力技術, **18**(1980), p.2.
 - 22) 佐藤邦彦, 豊田政男, 須清修造, 松井繁朋, 清水茂樹, 佐藤瓊介, 森 英介: 「溶接継手のクリープ性能評価に関する研究(第 2 報)」, 圧力技術, **18**(1980), p.77.
 - 23) 佐藤邦彦, 土井 勉, 豊田政男: 「軟層を含む溶接継手の静的強度に関する寸法効果」, 溶接学会誌, **37**(1968), p.1214.
 - 24) M.J.Manjoine: "Creep-Rupture Behavior of Weldments", Welding Journal, **61**(1982), p.50-s.
 - 25) T.Nishida, M.Ueta, M.Sukekawa, H.Hirayama, Y.Asada: "Creep and Fatigue Properties of Advanced 316-Steel for FBR Structures", High-Temperature Service and Time-Dependent Failure ASM 1993, PVP-Vol.262.
 - 26) M. D. Mathew, G. Sasikala, S. L. Mannan, P. Rodriguez: "A Comparative Study of the Creep Rupture Properties of Type 316 Stainless Steel Base and Weld Metals", Journal of Engineering Materials and Technology, **115** (1993), p.163.
 - 27) Y. Monma, M. Yamazaki, S. Yokoi: "Creep-Rupture Properties of SAW Joints of Type 304 Stainless Steel for FBR Vessel", IIW DOC. IX-1272-83 (1983).
 - 28) Y. Monma, M. Yamazaki, S. Yokoi: "Creep Strain-Time Behavior of 304/308 Welded Join with Different Specimen Geometries", Proc. International Conf. on Creep, JSME, (1986), p.33.
 - 29) NRIM Creep Data Sheet: Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties for Base Metal Weld Metal and Welded Joints of 18Cr-8Ni Stainless Steel Plates (SUS 304-HP), **32A**(1995).
 - 30) Y.Monma, S.Yokoi, M.Yamazaki: "Creep Strain-Time Behavior of 304/308 Weldments for Fast Breeder Reactor Vessel", Proc. of the 5th Int. Conf. On Pressure Vessel Technology, Vol. II -Materials and Manufacturing, ASM, (1984), p.1366.
 - 31) 佐藤邦彦, 豊田政男, 松井繁朋, 森 英介, 清水茂樹, 佐藤瓊介: 「溶接継手のクリープ性能評価に関する検討(第 1 報)」, 溶接学会誌, **51**(1982), p.98.
 - 32) Yu-Hsian Hsiao, H.Zhang, G.S.Daehn: "Effect of Multiaxial Stresses on Creep Damage of 316 Stainless Steel Weldments", Metallurgical Transactions A, **27A**(1996), p.891.
 - 33) V.Koundy, L.Allais, M.Delhaye: Transaction of the ASME, **120**(1998), p.262.
 - 34) 特集「材料劣化診断」: 非破壊検査, **46**(1997), p.149.

- 35) 増田智紀, 伊藤一博 : 「超音波自動探傷による溶接きず寸法評価法の検討」, 非破壊検査, **47**(1998), p.114.
- 36) 増田智紀, 伊藤一博 : 「超音波自動探傷法を用いた鋼溶接部脆性破断強さの測定に関する研究」, 非破壊検査, **47**(1998), p.201.
- 37) 庄子哲雄, 川原鉄士, 栗野真和, 佐藤康元 : 「集中誘導型交流電位差法による SUS316FR 鋼におけるクリープ疲労損傷の非破壊計測・評価」, 非破壊検査, **48**(1999), p.853.
- 38) J.M.Vitek, S.A.David: “The Solidification and Aging Behavior of Types 308 and 308CRE Stainless Steel Welds”, *Welding Journal*, **63**(1984), p.246-s.
- 39) J.M.Vitek, S.A.David: “The Aging Behavior of Homogenized Type 308 and 308CRE Stainless Steel”, *Metallurgical Transaction A*, **18A** (1987), p.1987.
- 40) 西本和俊, 森 裕章, 岡崎 司, 松永泰三: 「恒温保持過程における溶接金属の組織変化」, 溶接学会論文集, **18**(2000), p.412.
- 41) 長谷部慎一, 浅山 泰: 「ステンレス鋼溶接金属の熱・負荷履歴によるマイクロ組織変化」, 材料, **46**(1997), p.7.
- 42) J.K.Lal, J.R.Haigh: “Delta-Ferrite Transformations in a Type 316 weld Metal”, *Welding Journal*, **58**(1979), p.1-s.
- 43) 稲垣道夫, 春日井孝昌, 颯娃一夫, 五代友和, 田中 治: 「オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の溶接条件と長時間加熱による材質変化について」, 鉄と鋼, **65**(1979), p.2047.
- 44) T.P.S.Gill, M.Vijayalakshmi, J.B.Gnanamoorthy, K.A.Padmanabhan: “Transformation of Delta-Ferrite during the Post weld heat Treatment of Type 316L Stainless Steel Weld Metal”, *Welding Journal*, **65**(1986), p.122-s.
- 45) 恩沢忠男, 高崎明人, 田村 博: 「SUS316L 溶接金属の再加熱による $M_{23}C_6$ 及び σ 相の析出過程」, 溶接学会論文集, **6**(1988), p.128.
- 46) R.G.Tomas, D.Yapp: “The Effect of Heat Treatment on Type 316 Stainless Steel Weld Metal”, *Welding Journal*, **58**(1978), 361-s.
- 47) M.D.Mathew, G.Sasikala, T.P.S.Gill, S.L.Mannan, P.Rodriguez: “Influence of Stress on Microstructural Stability of Type 316 Stainless Steel Weld Metal”, *Materials Science and Technology*, **10**(1994), p.1104.
- 48) 村田正治, 田中秀雄, 阿部富士雄, 入江宏定: 「SUS304H 鋼の長時間クリープ中の微細組織変化と材質劣化評価」, 学振 123 委員会研究報告, **40**(1999), p.115.
- 49) 相澤威一郎, 長谷川宗司, 渡辺道仁, 土井裕之: 「蒸気タービンバルブ経年劣化材の評価技術」, 火力原子力発電, **525**, **51**(2000), p.40.
- 50) 桐原誠信, 志賀正男, 祐川正之, 吉岡孝利, 浅野長一: 「耐熱材料の使用劣化の非破

壊検出装置および技術の検討」，材料，**33**(1984), p.1092.

- 51) 桐原誠信，志賀正男，祐川正之，吉岡孝利，浅野長一：「低合金鋼のクリープ損傷の非破壊診断に関する基礎検討」，材料，**33**(1984), p1097.
- 52) 桐原誠信，祐川正之，志賀正男，吉岡孝利，浅野長一：「オーステナイトステンレス鋼のクリープ損傷の非破壊診断に関する基礎検討」，材料，**33**(1984), p1103.
- 53) 祐川正之，志賀正男，浅野長一，飛田芳光，桐原誠信：「18Cr-8Ni(SUS 304) 鋼のクリープ損傷の非破壊診断に関する基礎検討」，材料，**34**(1985), p1478.

第2章 多層溶接による溶接部の組織の不均一性

2.1 緒言

アーク溶接などの熔融溶接は構造物の接合部分に対して多量の熱を局部的に投入して材料を熔融・凝固させ構造的に一体化させるものである。多層溶接した溶接部において各ビード (bead) は局部的に急速に高温に達し、体積の大きい周囲の低温部に熱を伝達しながら急速に冷却していく。先に積層したビードは後続のビードにより再加熱され高温に達した後冷却していく過程を繰り返す。Fig.2-1 は財前らが測定した、最初のビードが後続ビードによって受ける熱サイクルの温度と時間の関係である¹⁾。溶接施工条件により異なるが、多層溶接した溶接金属ではこのような熱サイクルを受けるため、各ビード内でも場所により金属組織が大きく異なる^{1),2)}。ここでいう金属組織とは、金属相 (オーステナイト, フェライト), 相境界 (オーステナイト/オーステナイト, オーステナイト/フェライト), 析出物 (炭化物等) の種類, 形態, 転位組織等を全て含んでいる。なお、フェライトについては、本研究の対象であるオーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属では、高温割れを防止するために化学成分の調整により数パーセントのフェライトを含ませていることから溶接金属の金属組織要因の一つである。金属組織が場所により異なっているということは、溶接金属の機械的性質もまた、局所的に変動することを意味する。機械的性質の違いはクリープ特性に反映される³⁾。従って、溶接金属部のクリープ挙動を調べる前に溶接金属内の金属組織の不均質性と機械的性質の関係をまず把握することが重要である。

そこで、304 および 316FR 鋼の多層溶接継手を製作し、組織観察を行うことによりその溶接金属組織の不均質性および凝固モードについて考察し、さらに硬さの測定を行い金属組織と機械的性質の関係を詳細に検討した。

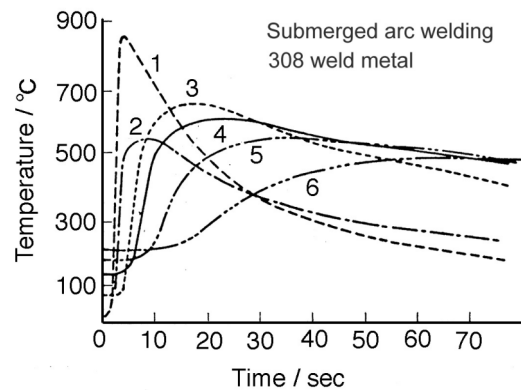


Fig. 2-1 Heat cycles of multi-pass welds¹⁾.

2.2 供試継手および実験方法

2.2.1 供試継手

供試継手として、高速増殖炉の原型炉「もんじゅ」の主要構成材料である、304 鋼および実証炉用に開発された、低炭素・中窒素型 316 鋼板 (316FR)^{4)~6)} を多層溶接した狭開先の突合せ溶接継手を準備した。304 鋼溶接継手は、1 050°C で固溶化熱処理を施した板厚 60mm の 304 熱間圧延ステンレス鋼板を Y308L ワイヤを用いて、ガスタングステンアーク溶接 (GTAW: Gas Tungsten Arc Welding) で作製した。また、304 鋼と同様に 1 050°C で固溶化熱処理を施した板厚 50mm の 316FR 熱間圧延ステンレス鋼板を 316FR 用に開発した溶接材料 Mod.316L および Mod.16-8-2 ワイヤ^{5),6)}を用いて GTAW で共金系および 16-8-2 系の 2 種類の 316FR 鋼溶接継手を製作した。製作した溶接継手の母材および溶接材料の化学組成を Table 2-1 に示す。304 鋼板および Y308L 溶接材料は、高温強度特性を向上させる観点から V, N を微量加している⁷⁾。また、P の添加は 0.05% までは固溶状態で存在し、 $M_{23}C_6$ の粒界析出および Laves 相の粒内析出を抑制するためクリープ強度の向上には有効である^{7),8)}が、溶接性の観点から制限を受ける⁹⁾ため、許容される範囲内で可能な限り多めとなっている。304 鋼溶接継手 (304WJ) の施工は 23 層 23 パスで、パス間温度 150°C 以下、入熱量 1 980~2 160 J/mm 範囲で行った。溶接施工条件を Table 2-2 に示す。なお、積層方法は、最初にフロントサイド (front side) F1 (1~4 パス) の溶接を行い、裏はつりを行った後、バックサイド (back side) B1 (5~8 パス) の溶接を行った。以後、溶接施工をフロントとバックサイドを交互に F2, B2, F3, B3 の順に行った。

316FR 鋼の溶接施工に使用した Mod.316L および Mod.16-8-2 ワイヤは Table 2-1 に示すように、母材と同様に低炭素化によりクリープ中に析出する炭化物を抑制し、延性を改善すると共に、窒素添加により長時間クリープ強度を改善したものである。これらの溶接材料を使用して Table 2-3(a), (b) に示す溶接施工条件で共金系 (316WJ) および 16-8-2 系 (16-8-2WJ) 溶接継手を製作した。316WJ および 16-8-2WJ の溶接施工はともに入熱量約 850~1 700 J/mm で表面層のみを 3 パスで行い、その他の積層は 1 パスで行った。オーステナイト・ステンレス鋼はフェライト鋼と比較して熱伝導率が小さく (Fig.2-2¹⁰⁾)、逆に線膨張率は大きい (Fig.2-3¹¹⁾) ため、溶接施工時の入熱により変形しやすい。実機レベルでは、接合する部材が非常に大きいため、溶接施工時の拘束により角変形 (angular distortion) は容易に抑えることができる。

本供試継手においても実機と同等の拘束状態を得るため、Fig.2-4 に示す溶接治具を用いて溶接施工時の角変形を抑制して溶接施工を行った。304WJ, 316 WJ および 16-8-2WJ 溶接

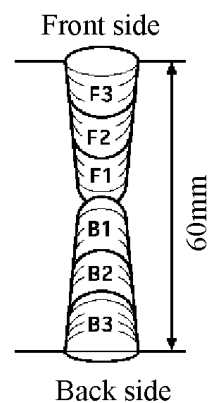
継手のマクロ組織を Fig.2-5(a), (b), (c) にそれぞれ示す。いずれの供試継手も角変形はほとんど観察されない。また、X 線検査の結果、欠陥のない良好な溶接継手であった。

Table 2-1 Product forms and chemical composition.

Product form	Material	Chemical composition (mass%)									
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	N
Plate	304 base metal	0.05	0.56	0.85	0.026	0.002	8.86	18.47		0.046	0.0367
	316FR base metal	0.009	0.58	0.84	0.026	0.002	11.13	16.89	2.25		0.07
Welding wire	Y308L	0.02	0.225	1.73	0.026	0.004	10.55	19.05		0.064	0.069
	Mod. 316L	0.012	0.36	1.3	0.022	0.003	11.10	18.33	2.30		0.121
	Mod. 16-8-2	0.012	0.56	1.3	0.022	0.001	8.08	16.22	1.81		0.117

Table 2-2 Procedure of gas tungsten arc welding at 304 welded joint.

Side	Pass	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/s)	Heat input (J/mm)
	1~4	300~310	11.0	1.67	1 980~2 050
	5~8				
	9~11	310			2 050
	12~14	300	1 980		
	15~18	300~310	11.0~12.0		2 050~2 160
	19~23	280~310			2 010~2 050



Interpass temperature $\leq 150^{\circ}\text{C}$

Table 2-3 Procedure of gas tungsten arc welding at 316FR welded joint.

(a) Mod. 316L (b) Mod. 16-8-2

(a)

Side	Pass	Number of passes	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/s)	Heat input (J/mm)
Front	13	3	160 ~ 220	9 ~ 10	1.67	960 ~ 1 190
	11,12	1	200 ~ 250	10 ~ 11		1 320 ~ 1 500
	6 ~ 10		220 ~ 270			1 450 ~ 1 620
	3 ~ 5		235 ~ 280			1 550 ~ 1 680
	2		220 ~ 275			1 450 ~ 1 650
	1		190 ~ 240	9 ~ 10	1.33	1 140 ~ 1 290
Back	1 ~ 9	1	220 ~ 270	10 ~ 11	1.67	1 450 ~ 1 620
	10,11		200 ~ 250			1 320 ~ 1 500
	12		160 ~ 200	9 ~ 10		960 ~ 1 080
	13	3	140 ~ 175	8 ~ 10		838

(b)

Side	Pass	Number of passes	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/s)	Heat input (J/mm)
Front	14	3	190 ~ 230	9 ~ 11	1.67	1 240 ~ 1 250
	13	1	210 ~ 250	10 ~ 11		1 380 ~ 1 500
	6 ~ 12		240 ~ 270			1 580 ~ 1 620
	2 ~ 5		240 ~ 280			1 580 ~ 1 680
	1					240 ~ 280
Back	1 ~ 11	1	240 ~ 270	10 ~ 11	1.67	1 580 ~ 1 620
	12,13		210 ~ 250			1 380 ~ 1 500
	14		170 ~ 220	9 ~ 11		1 120 ~ 1 190
	15	3	130 ~ 175			860 ~ 940

Interpass temperature $\leq 150^{\circ}\text{C}$

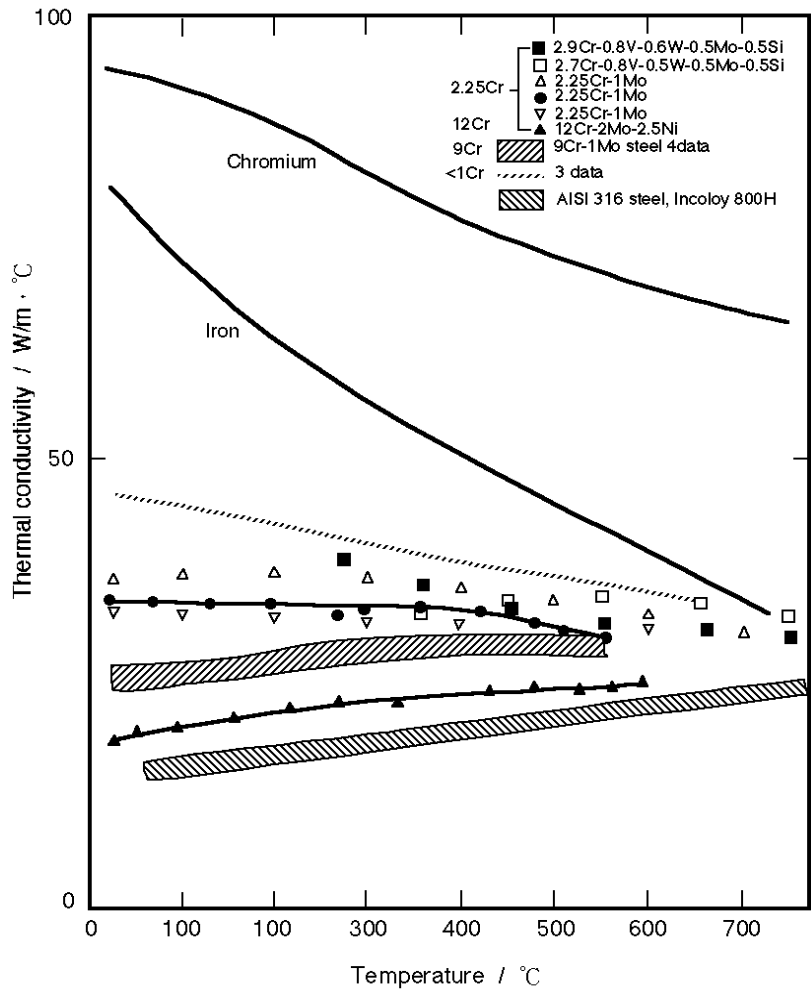


Fig. 2-2 Thermal conductivity of iron, chromium, ferrite steel and austenitic steel¹⁰⁾.

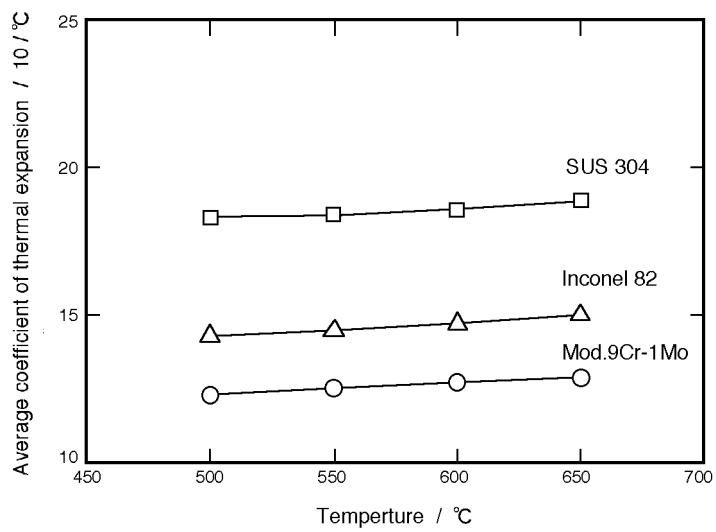


Fig. 2-3 Comparison of thermal expansion coefficient at different temperatures¹¹⁾.

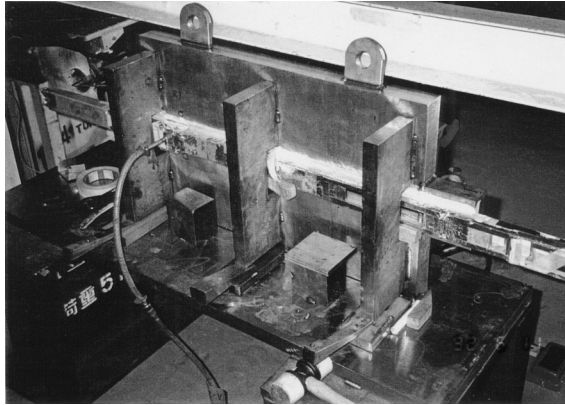


Fig. 2-4 Appearance of the restraint **used**.

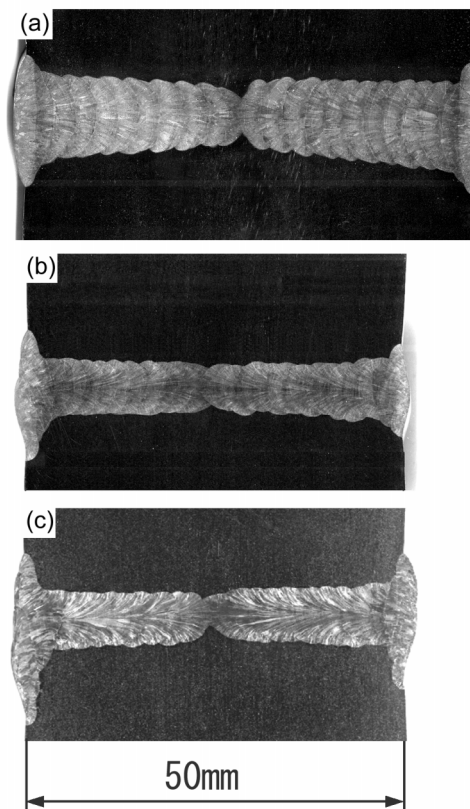


Fig. 2-5 Macrostructure of welded joints.
(a) 304 welded joint (304WJ)
(b) 316 welded joint (316WJ)
(c) 16-8-2 welded joint (16-8-2WJ)

2.2.2 実験方法

供試継手について金属組織観察および硬さ測定を行った。組織観察は、光学顕微鏡 (OM)、走査電子顕微鏡 (SEM) および透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて行った。また、フェライトの形状を観察することにより溶接金属の凝固モードを調べた。フェライト量の測定は磁力式被膜計による被膜計法を用いて JIS Z 31191¹²⁾ に準じて行った。析出物の同定は、析出物を抽出レプリカ法で採取し、エネルギー分散型X線検出器 (EDS) および電子線回折装置を用いて行った。溶接継手の硬さ分布を調べるため、溶接継手の断面をバフ研磨した後、積層が観察できるようにマクロ腐食を行った試料を作成した。この試料について、大型ステージを持つビッカース硬度計を用いて 1mm 間隔で負荷荷重 49.03 N (HV5) で硬さ測定を行った。

2.3 実験結果および考察

2.3.1 溶接金属の凝固モード

フェライト量や凝固過程の相変化の形態 (凝固モード) の違いは析出挙動に影響する。析出挙動が異なった場合当然クリープ挙動も異なるであろう。そこで、各溶接金属の凝固モードについて化学成分および組織を調べることにより検討した。ステンレス鋼溶接金属の凝固モードは以下の四つタイプに分類される^{13)~16)}。

(1) A モード： γ 単相凝固

オーステナイト (γ) 単相で凝固が完了し、その後変態をおこさず、室温に至る。

(2) AF モード：初晶 $\gamma + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固

γ 相が初晶で晶出後、最終凝固部のデンドライト境界に分離共晶フェライト (α) が晶出し、室温組織ではデンドライト境界に島状 α を含んだ 2 相組織を呈する。

(3) FA モード：初晶 $\alpha + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固

α が初晶で晶出後、凝固途中で共晶反応により γ 相を晶出し、 $\alpha + \gamma$ の 2 相で凝固を完了する。その後、冷却過程で $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により α 相の形態が大きく変化するとともにその体積率が減少する。

(4) F モード： α 単相で凝固を完了する。

α 単相で凝固組成により冷却過程で γ 相を析出して室温組織が $\alpha + \gamma$ の 2 相組織となる場合と α 単相となる場合がある。

これらの凝固モードを Cr 当量と Ni 当量の割合から予測する手法として WRC-1992 組織図 (Welding Research Council 1992 Diagram) などが提案されている¹³⁾。

本研究で製作した溶接継手における 308, 316 および 16-8-2 溶接金属の凝固モードを明ら

かにするため、まず WRC-1992 組織図からフェライト量および凝固モードを調べた。Table 2-4 に 308, 16-8-2 および 316 の WRC-1992 組織図におけるクロム等量 ($Cr_{eq}=Cr+Mo+0.7Nb$) およびニッケル等量 ($Ni_{eq}=Ni+35C+20N+0.25Cu$) を示す。

各溶接材料のクロム等量とニッケル等量を WRC-1992 組織図上にプロットして Fig.2-6 に示す。いずれの溶接金属もフェライト量は約 4FN であり、凝固モードは FA モードであることが予測される。しかし、凝固モードは冷却速度によっても影響を受けることが明らかにされている^{14)~18)}。また、井上らは FA 凝固となる成分形でも、通常の溶接条件において溶融境界近傍でセル成長が優先し、AF モードと FA モードが混在する組織形態になることを報告している¹⁹⁾。各凝固モードは、AF モードではセルラードエンドライト (cellular dendrite) 境界付近に島状のフェライトが散在し、FA モードではバミキュラ (vermicular) およびレーシー (lathy) 状のフェライト形態を示すことが明らかにされている¹⁴⁾。そこで、各組織の形態から凝固モードを判断するため、308, 316 および 16-8-2 溶接金属の走査型電子顕微鏡 (SEM) および光学顕微鏡 (OM) による組織観察を溶接金属の多くの位置について行った。各溶接金属の SEM 組織および EDS による組成分析結果を Fig.2-7 に示す。また OM 組織を Fig.2-8 に示す。308 溶接金属部は Fig.2-7(a) および Fig.2-8(a) に示すようにオーステナイト相よりも Cr 含有量が多く Ni 含有量が少ないフェライト相を含んだ組織を呈しており、AF モードの凝固組織は認められなかった。また、316 および 16-8-2 溶接金属では Cr の他に Mo がオーステナイト相よりも多いフェライト相を含んで FA モードで凝固した組織が大半を占める (Fig.2-7(b)(c))。しかし、316 および 16-8-2 溶接金属の溶融境界 (fusion line) 付近では Fig.2-8(b)(c) に示すように、凝固時のセルが明瞭に観察され、そのセル境界に粒状のフェライトが僅かに認められる AF モードで凝固した特有の組織 (Fig.2-9) が僅かに観察される。

Table 2-4 Nickel and chromium equivalent of materials.

Materials	Ni _{eq}	Cr _{eq}
308 weld metal	12.63	19.05
316 weld metal	13.94	20.63
16-8-2 weld metal	10.84	18.03

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \text{Ni} + 35\text{C} + 20\text{N} + 0.25\text{Cu}$$

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = \text{Cr} + \text{Mo} + 0.7\text{Nb}$$

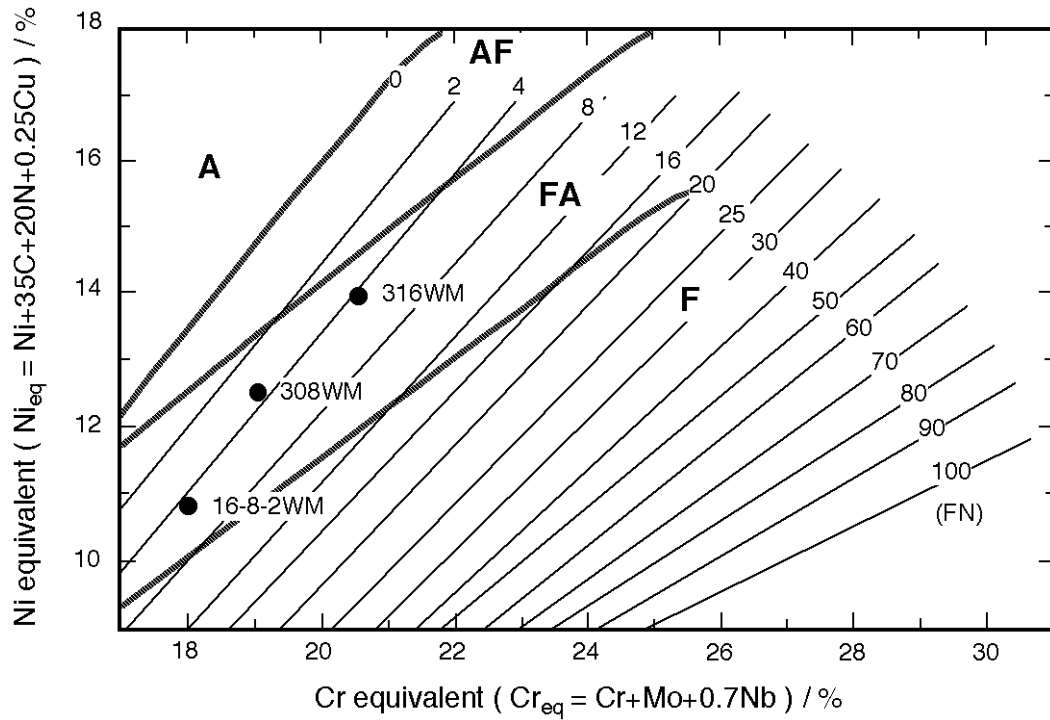


Fig. 2-6 Ni and Cr equivalent of the weld metals.

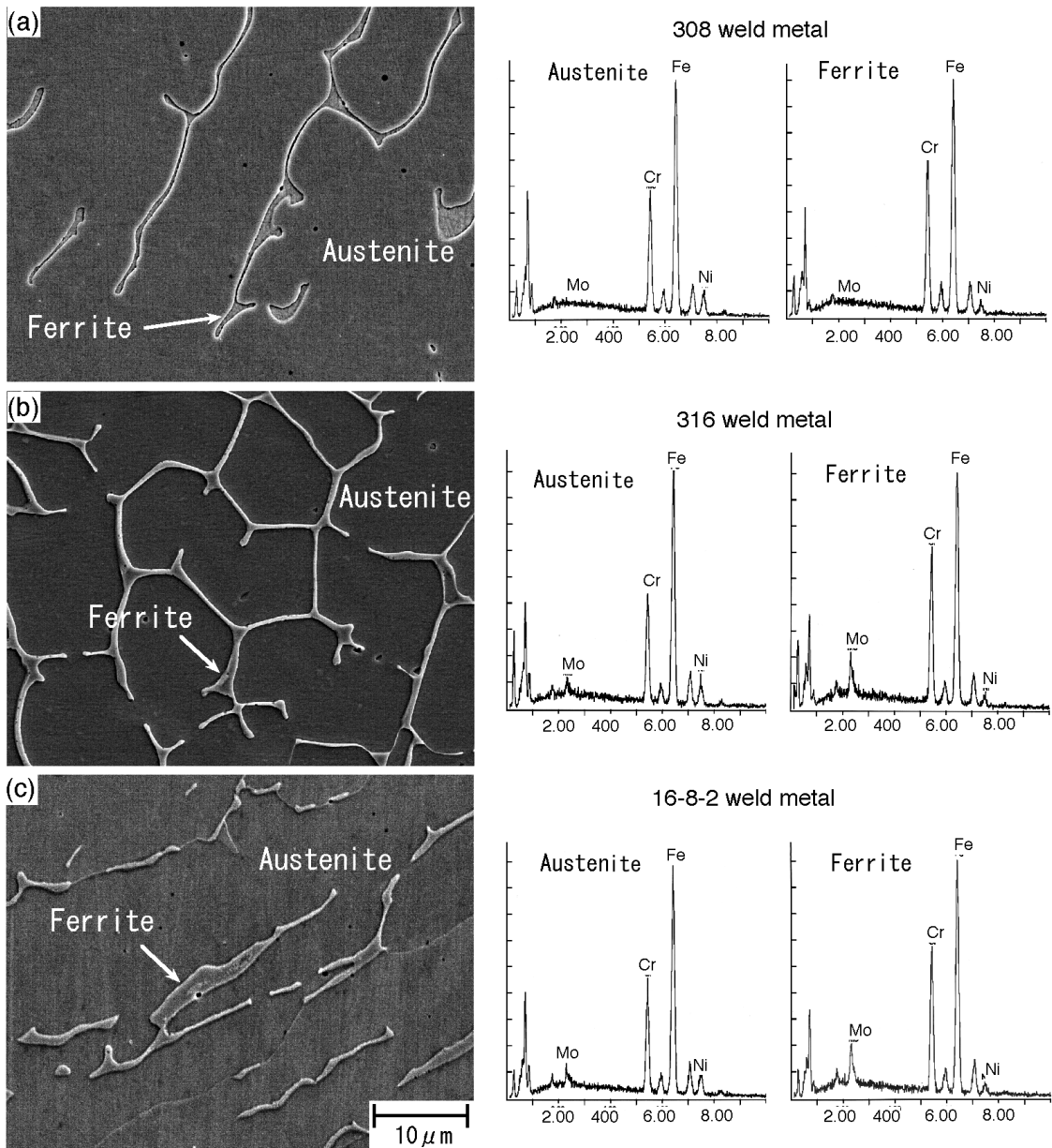


Fig. 2-7 SEM micrographs of weld metals.
 (a) 308 weld metal (b) 316 weld metal (c) 16-8-2 weld metal

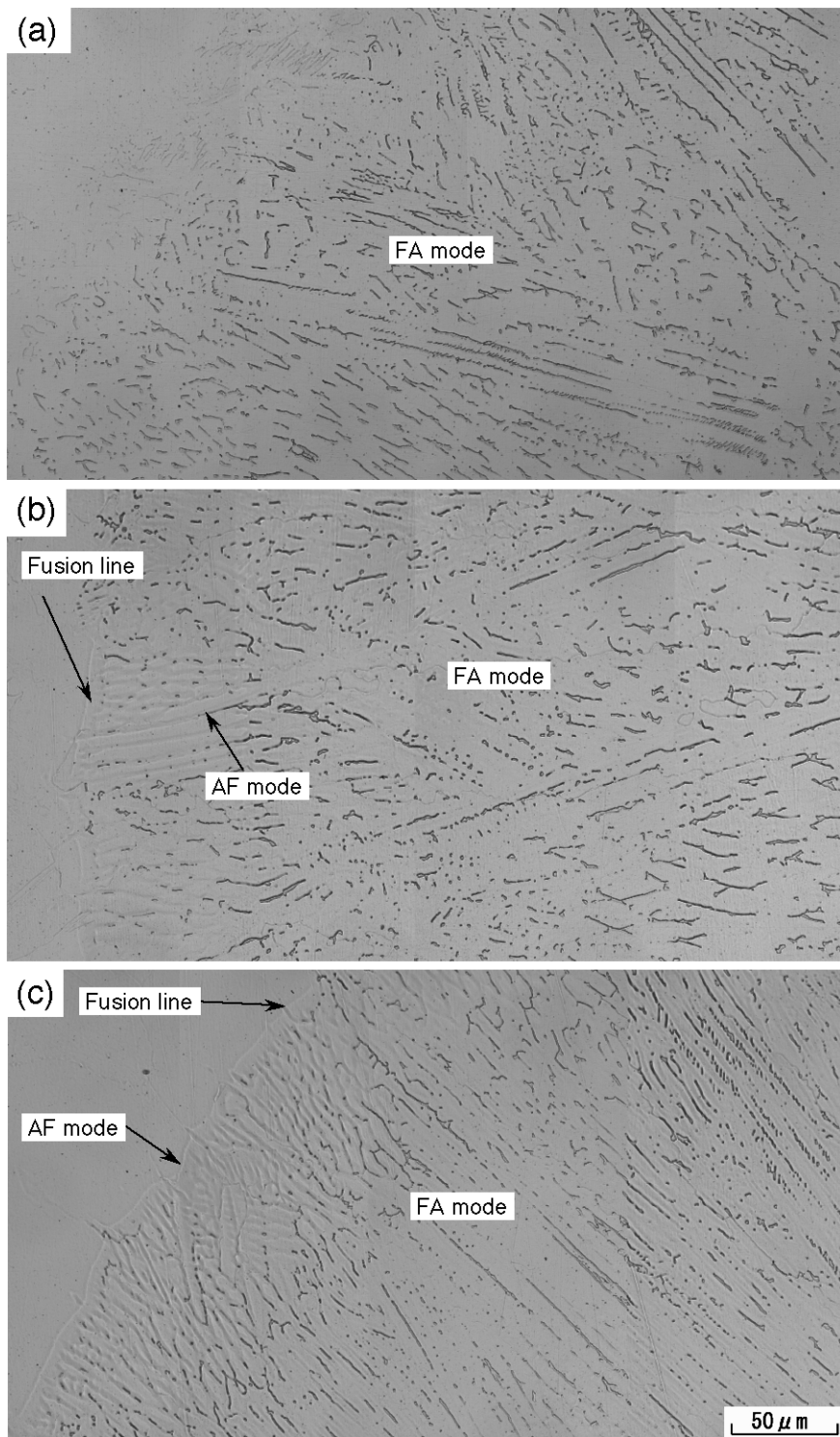


Fig. 2-8 Optical micrographs of weld metals.
(a) 308 weld metal (b) 316 weld metal (c) 16-8-2 weld metal



Fig. 2-9 Solidification mode of AF observed in the 16-8-2 weld metal.

2.3.2 304 溶接部の硬さ変動

供試継手の板厚中央部および表面近傍部（表面より 1mm）において、母材から溶接金属を過ぎ、母材に至る過程での硬さ変化を Fig. 2-10 に示す。母材部 (BM: Base Metal) では、板厚中央および表面近傍の溶接金属部 (WM: weld metal) 付近で母材原質部 (約 170 HV5) よりも硬さの大きい幅約 20mm 程度の熱影響部 (HAZ: heat-affected zone) が認められる。この HAZ の硬さは溶接金属部に隣接した部分で約 210 HV5 と最も大きく、溶接金属部を離れるにつれて徐々に減少する。HAZ の最も硬化している部分は、板厚中央の方が表面近傍よりも僅かに大きいものの顕著な差は認められない。また、溶接金属部の表面近傍および板厚中央部の積層中央で硬さに大きな差が認められた。そこで溶接金属部の板厚方向における硬さ変化を調べた (Fig.2-11)。硬さは、溶接施工の初期に積層したことにより、溶接熱サイクルの影響を最も受けているパス (1~4) 付近で約 230 HV5 と最も大きく、最後に積層した溶接熱サイクルの影響の少ない表面の積層では約 170 HV5 で約 60 HV5 程度まで低下している。

以上のように、多層溶接を行った 304 鋼厚板溶接継手の板厚中央では硬度のピークを持つ溶接金属を挟んでその両側に HAZ を伴っている。また、HAZ では板厚方向の硬さ変化はほとんど認められないものの、溶接金属部内では、板厚方向に大きな差があることがわかる。

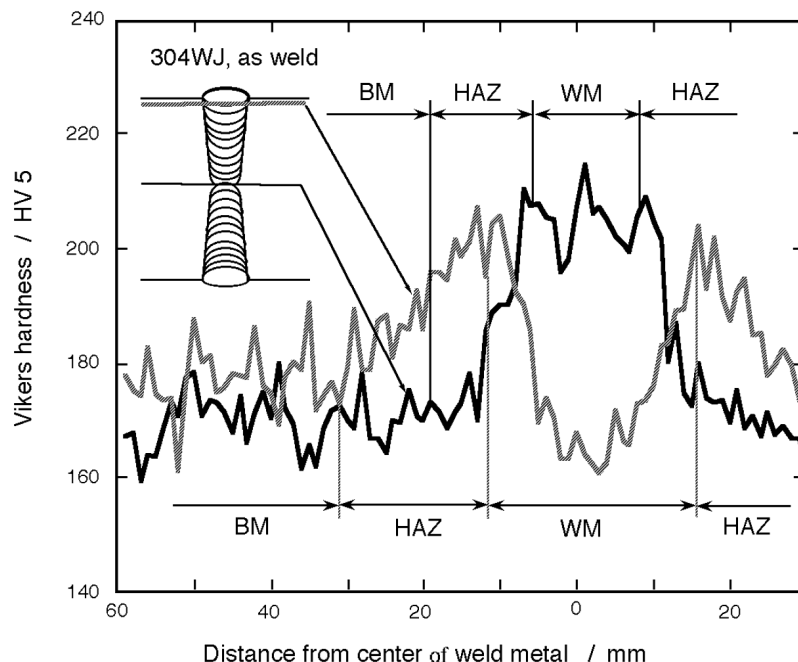


Fig. 2-10 Hardness profile across the 304 welded joint.

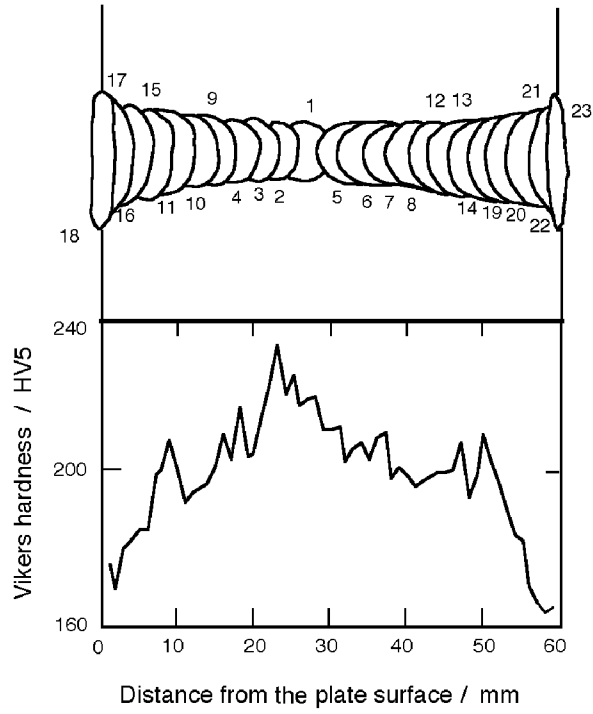


Fig. 2-11 Vickers hardness distribution and pass sequence for the 308 weld metals.

2.3.3 308 溶接金属部の組織の不均一性

本供試継手において溶接金属部の板厚方向で硬さに大きな変化が観察された原因をさぐるため、溶接金属部で硬さが最も大きかった板厚中央部および硬さが最も小さかった表面近傍の TEM による組織観察を行った。溶接金属部表面近傍および板厚中央の TEM 組織を Fig.2-12 に示す。初期に積層し溶接熱サイクルを多く受けている板厚中央 (Fig.2-12(b)) の転位密度は、溶接熱サイクルを受けていない表面近傍 (Fig.2-12(a)) よりも多い。溶接金属部表面近傍および板厚中央の抽出レプリカによる TEM 組織を Fig.2-13 に示す。表面近傍では、僅かに硫化物 ((Mn,Cu)S) が観察されるが析出物は認められない (Fig.2-13(a))。板厚中央から採取した抽出レプリカでは硫化物の他に微細な $M_{23}C_6$ が僅かに観察されるがその量は非常に少なく硬さに影響を及ぼさないものと判断した (Fig.2-13(b))。先に、財前ら¹⁾は 308 系溶接金属の溶接熱サイクルによる硬さおよび組織変化を観察し、後続パスによる熱サイクルを受けない積層では、フェライト内のオーステナイト境界近傍で転位密度が高くなっているが、オーステナイト内では析出物は十分析出しておらず、転位密度も低いことを示した。しかしながら、溶接熱サイクルを多く受けるとフェライト内の微細な析出物が成長し、オーステナイト内の微細析出物の析出量が多くなると共に転位密度が高くなり、このため、溶接熱サイクルを多く受けた積層ほど硬さが大きくなることを報告している。この研究¹⁾では炭素量 0.064% の溶接材料を使用し、入熱量 4 900J/mm の条件で行っている。一方、本研究で使用した溶接材料の炭素量 0.02%(Table 2-1)、入熱量 約 2 000J/mm (Table 2-2) であり、財前から使用した溶接材料の炭素量よりも約 1/3、入熱量は 1/2 であり共に少ない。これらのことから、財前らの研究では溶接熱サイクルを多く受けた溶接金属のオーステナイト相内に微細な析出物が多数析出していたが、本研究では析出量が非常に少なかった原因は炭素量、入熱量共に少なかったためと推察される。

以上の組織観察結果から、表面近傍よりも板厚中央で硬さが大きくなる原因は、微細炭化物などによる析出の影響ではない。一方、オーステナイト・ステンレス鋼は線膨張係数が大きく熱伝導率が小さいため、溶接施工時の熱サイクルを多く受けた部分はひずみの蓄積が多くなることが考えられる。溶接金属部の板厚中央付近はまさにこの例で、表面近傍よりも熱サイクルを多く受け、そのため転位密度が高くなり硬化したものとする。

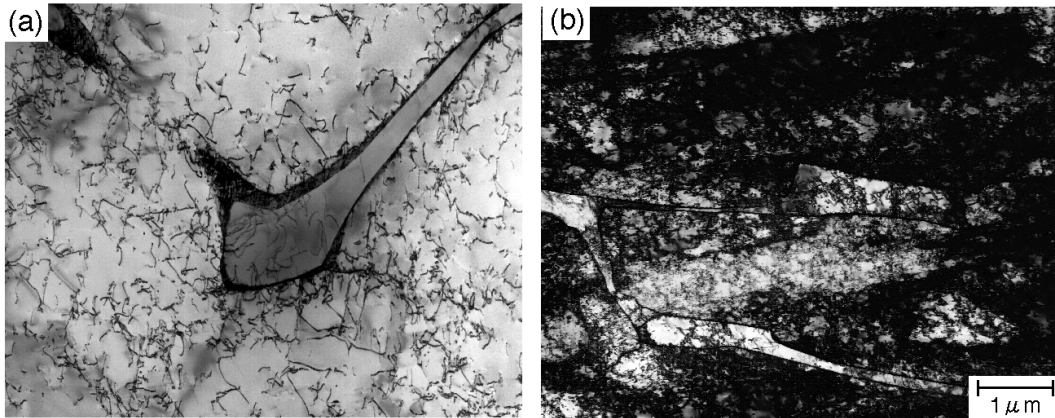


Fig. 2-12 Dislocation substructure of the 308 weld metal.
 (a) near-surface position (b) mid-thickness position

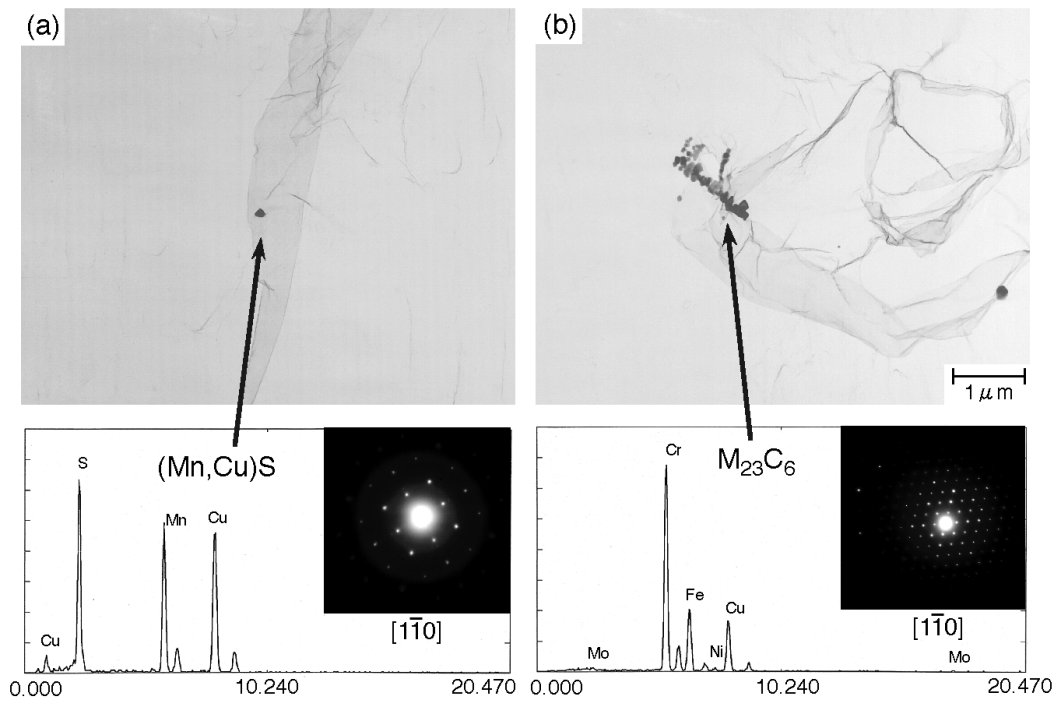


Fig. 2-13 Substructure of the 308 weld metal.
 (a) near-surface position (b) mid-thickness position

2.3.4 316FR 溶接部の硬さ変動

304 溶接継手の溶接金属部では、転位密度が板厚方向で大きく異なるため、硬さが不均一になることが明らかとなった。次に低炭素化・中窒素型の 316WJ および 16-8-2WJ 溶接継手について同様な検討を行った。316WJ および 16-8-2WJ の板厚中央部の硬さ変化を Fig. 2-14 に示す。いずれの溶接継手においても 304 溶接継手と同様に、母材部の溶接金属部付近で母材原質部よりも硬さの大きい幅約 20mm 程度の HAZ が認められる。316WJ および 16-8-2WJ の溶接まま材の溶接金属部における板厚方向の硬さ変化を Fig.2-15 に示す。板厚中央部での 16-8-2 溶接金属の硬さは 316 溶接金属よりも小さいが、いずれの溶接金属部においても、溶接熱サイクルを多く受けた板厚中央部の硬さが最も大きく、表面側に近付くにつれて小さくなり、溶接熱サイクルの影響の少ない表面側は約 175HV と内部と比較して著しく低下する。316WJ の溶接金属部における板厚中央および表面近傍の TEM 組織を Fig.2-16 に示す。転位は、溶接熱サイクルを多く受け硬さが大きかった板厚中央 (Fig.2-16(a)) で表面近傍 (Fig.2-16(b)) よりも多く観察される。また、析出状態を調べるため溶接熱サイクルを最も多く受けていた板厚中央部の抽出レプリカによる TEM 組織観察を行った (Fig.2-17)。Fig.2-17 に示すように、析出物などは観察されず、介在物 ($\text{Cu}_{1.96}\text{S}$, MnS および酸化物) のみが観察された。このことから、溶接熱サイクルの影響の少ない表面近傍においても析出物は析出していないものと推察できる。

次に、16-8-2WJ の溶接金属部について板厚中央および下面近傍の TEM 組織観察を行った (Fig.2-18)。転位は、下面近傍 (Fig.2-18(b)) よりも溶接熱サイクルを多く受け硬さが大きかった板厚中央 (Fig.2-18(a)) で多く観察される。

以上の組織観察結果から、炭素含有量の少ないワイヤを使用し低入熱で溶接施工した 304 鋼の溶接金属部および 316 鋼の溶接金属においては、表面近傍よりも板厚中央付近で硬さが大きくなった要因は、析出物と転位密度の相乗効果によるものではなく、転位密度の増加のみによることが明らかとなった。

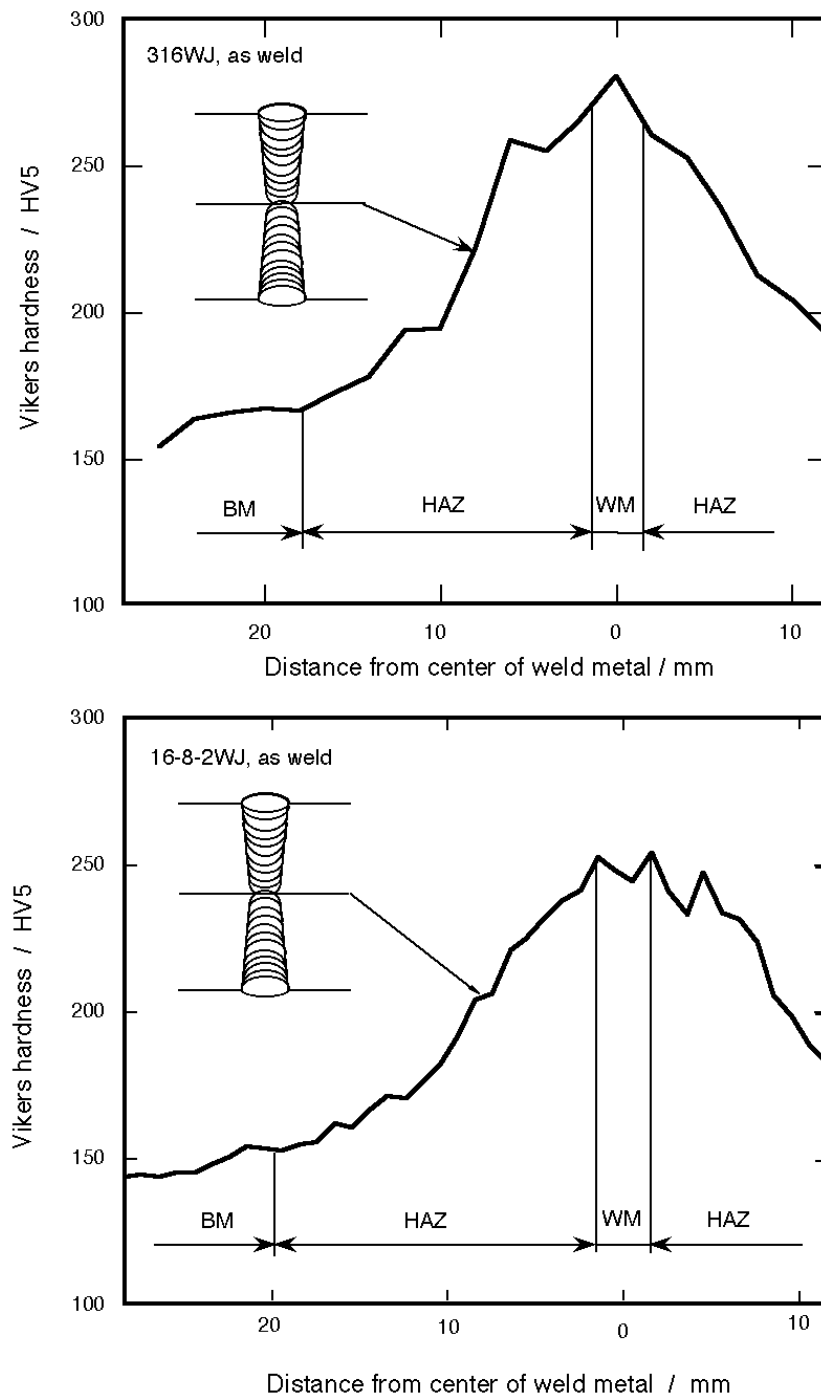


Fig. 2-14 Hardness profile across the 316FR welded joint.

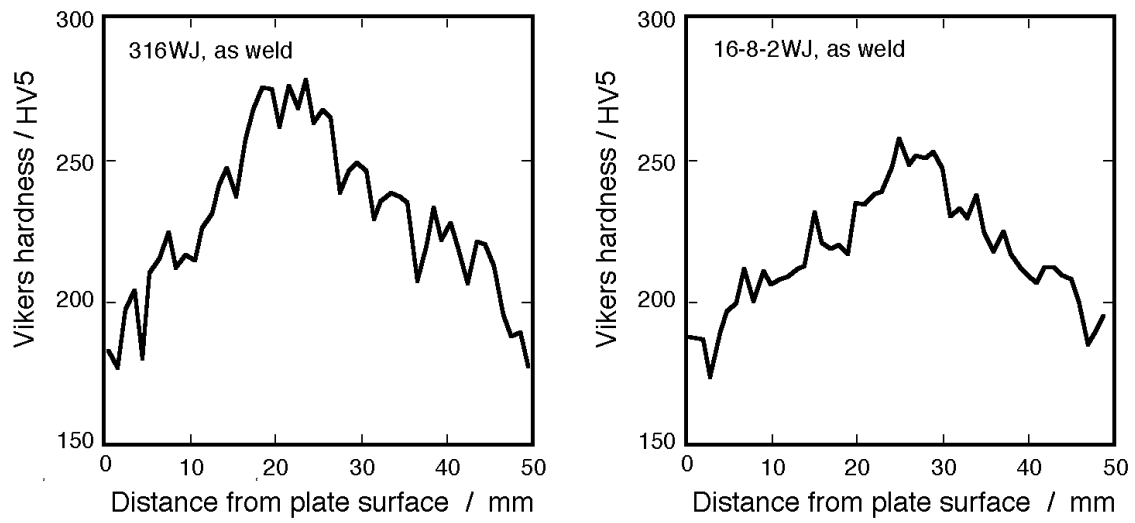


Fig. 2-15 Hardness distribution in the weld metal.

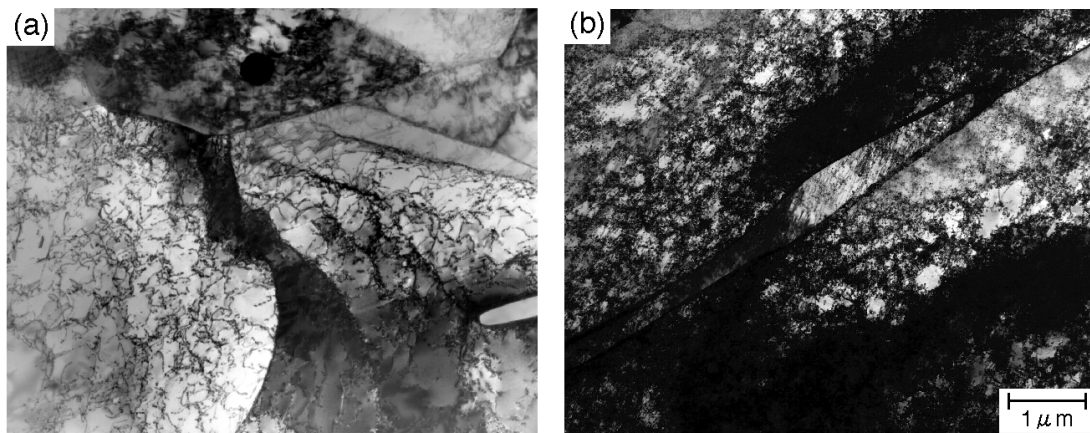


Fig. 2-16 Dislocation substructure of the 316 weld metal.
 (a) near-surface position (b) mid-thickness position

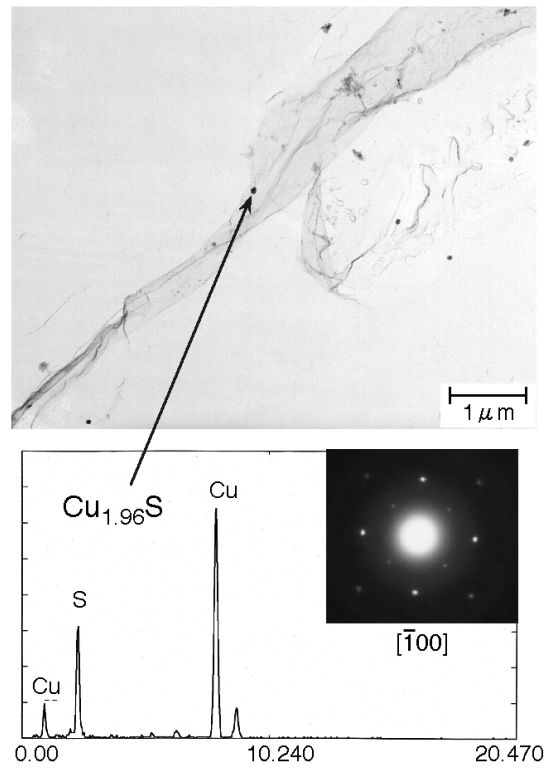


Fig. 2-17 Substructure at the mid-thickness position of the 316 weld metal extraction replica.

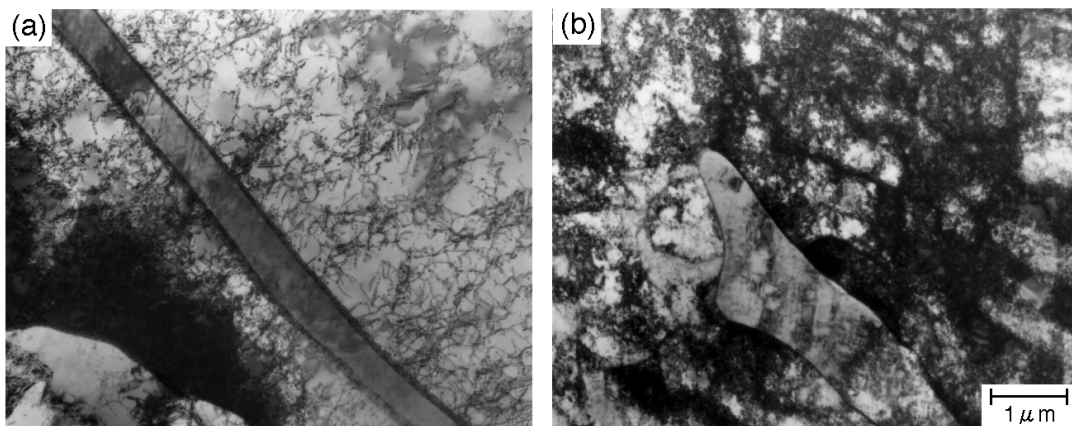


Fig. 2-18 Dislocation substructure of 16-8-2 weld metal.
 (a) near-surface position (b) mid-thickness position

2.4 結論

本章では、多層盛溶接を行った溶接部組織の不均質性について、硬さ変化および転位下部組織観察を行うことにより検討するとともに凝固モードについて調べた結果、以下の結論を得た。

- (1) 今回製作した 304 溶接継手における 308 溶接金属の凝固は FA モードであった。しかし、316 および 16-8-2 溶接継手の溶接金属部の大半は FA モードで強固した組織であるが、溶融境界近傍で AF モードで凝固する領域が僅かに認められた。
- (2) 304 および 316FR 鋼厚板溶接継手の板厚中央では硬度のピークを持つ溶接金属を挟んで、その両側に母材原質部よりも硬化した熱影響部を伴っている。
- (3) 308, 316 および 16-8-2 溶接継手の溶接金属部は、いずれも初期に積層した板厚中央近傍の硬さが最も大きく、最後に積層した表面近傍で最も硬さが小さくなることが明らかとなった。
- (4) 炭素含有量の少ない 308, 316 および 16-8-2 溶接継手の溶接金属部において表面近傍よりも板厚中央部で硬化しているのは、転位密度のみによるものであることを明らかにした。

参考文献

- 1) 財前 孝, 青木司郎, 鈴木克巳, 坂東誠志朗 : 「308 系溶接金属の硬さ・組織に及ぼす溶接熱サイクルの影響」, 溶接学会誌, **52**(1983), p.37.
- 2) 財前 孝, 青木司郎, 鈴木克巳, 橋本勝邦 : 「308 系溶接金属の硬さ・組織に及ぼす溶接熱サイクルの影響」, 溶接学会誌, **51**(1982), p.783.
- 3) 中澤崇徳, 安保秀雄 : 「304 ステンレス鋼のクリープ挙動に対する諸要因の影響」, 鉄と鋼, **63**(1977), p.1150.
- 4) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇, 田下正宜, 西田 隆 : 「長時間クリープ破断強度を窒素添加により改善した高速増殖炉用 SUS 316 の開発」, 鉄と鋼, **75**(1989), p.1346.
- 5) 中澤崇徳, 藤田展弘, 木村英隆, 小松 肇, 高鍋清志, 川口聖一 : 「高速炉-構造用の低炭素・中窒素型 316 系溶接材料の高温特性と微細組織」, 鉄と鋼, **80** (1994), p.783.
- 6) T.Nishida, M.Ueta, M.Sukekawa, H.Hirayama, Y.Asada: "Creep and Fatigue Properties of Advanced 316-Steel for FBR Structures", High-Temperature Service and Time-Dependent Failure ASM 1993, PVP-Vol.262.
- 7) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇 : 「高純度 Cr-Ni オーステナイト鋼のクリープ破断延性に及ぼす炭素, 窒素及びりんの影響」, 鉄と鋼, **75**(1989), p.825.
- 8) 中澤崇徳, 木村英隆, 天藤雅之, 小松 肇 : 「低炭素-中窒素型 316 系ステンレス鋼のクリープ破断特性に及ぼす C, Mo, P の影響」, 日本金属学会誌, **64** (2000), p.926.
- 9) T.Ogawa, E.Tsunetomi: "Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels", Welding Journal, **61** (1982), 82-s.
- 10) V.K.Sikka: "Status of Development and Commercialization of Modified 9Cr-1Mo Steel", Oak Ridge National Laboratories, May 24, 1979.
- 11) 渡部 隆, 山崎政義, 本郷宏通, 田淵正明 : 「異材溶接継手の機械的性質に及ぼす溶接後熱処理の影響」, CANP-ISIJ, **16**(2003), p.588.
- 12) 日本規格協会 : オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属のフェライト量の測定法, JIS Z 3119-1988.
- 13) D.J.Kotecki, T.A.Siewert: "WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals : A Modification of the WRC-1988 Diagram", Welding Journal, **71**(1992), p.171-s.
- 14) 西本和俊 : 「溶接金属の予測(2)-ステンレス鋼」, 溶接学会誌, **60**(1991), p.637.
- 15) 中尾嘉邦, 西本和俊, 帳文平 : 「凝固モードに対するレーザ急冷凝固処理の影響」, 溶接学会論文集, **7**(1989), p.130.
- 16) J.W.Elmer, S.M.Allen, T.W.Eagar: "Microstructural Development during Solidification of

Stainless Steel Alloys”, Metallurgical Transactions A, **20A**(1989), p.2117.

- 17) 中尾嘉邦, 西本和俊, 帳文平: 「室温組織並びに δ フェライト形態に対するレーザ急冷凝固処理の影響」, 溶接学会論文集, **9**(1991), p.104.
- 18) J.A.Brooks, M.I.Baskes, F.A.Greulich: ”Solidification Modeling and Solid-State Transformations in High-Energy Density Stainless Steel Welds”, Metallurgical Transactions A, **22A**(1991), p.916.
- 19) 井上裕滋, 小関敏彦, 大北 茂, 藤 雅雄: 「 $\delta + \gamma$ 二相で凝固するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の晶出相の選択」, 溶接学会論文集, **15**(1997), p.281.

第 3 章 304 鋼多層溶接継手のクリープひずみ分布と破断挙動

3.1 緒言

溶接継手は母材，熱影響部および溶接金属からなる複合的な不均質部材であり，各構成要素のクリープ特性が異なり，それぞれの部材が相互に干渉しあいながらクリープ変形する．また，第 2 章で明らかにしたように，多層溶接を行った溶接金属部は転位密度が表面近傍と中央では異なっている．このため，溶接継手のクリープ変形およびクリープ破断挙動は試験片の寸法および採取位置に強く依存することが報告されている^{1)~3)}．このように，不均質な溶接継手のクリープ変形を通常のクリープ試験で行われているような標点間の伸び測定で調べた場合，溶接継手試験片の標点距離間に占める母材，溶接金属および熱影響部の割合が異なると，その測定結果も異なり，溶接継手の変形挙動を正確に把握することは困難である⁴⁾．また，溶接継手のクリープ損傷が最も蓄積され破断の起点となる部位を明確にすることも難しい．そこで，溶接継手のクリープに伴うひずみ分布および破壊発生の起点を明確にするためには，全積層を含んだ溶接継手試験片のクリープに伴うひずみ分布を測定することが望まれる．しかし，試料が長時間高温にさらされるため各部分の変形計測が非常に難しいことや，クリープ試験機の荷重容量などの制約もあって，溶接継手のクリープ特性評価は，通常，溶接継手から切り出した小形試験片によるデータで行われており^{5)~9)}，全積層を含む大形溶接継手試験片におけるクリープ変形挙動を実際に測定し検討した報告は少ない．

本章では 304 鋼多層溶接継手について，母材，熱影響部および全積層をも含んだ全厚の大形溶接継手試験片を用いて，全積層が観察できる横断面のクリープひずみ分布を測定し，多層溶接した溶接継手における溶接金属部の不均一変形挙動および破壊挙動について検討を行った．

3.2 供試材および実験方法

3.2.1 供試継手および試験片採取方法

第 2 章で溶接部の組織不均質性について検討した，板厚 60mm の SUS304 鋼板を多層溶接した狭開先の突合せ溶接継手を供試継手とした．この供試継手から 3 種類のクリープ試験片を採取した．まず，溶接部の余盛を削除して厚さを 58mm にした供試継手より溶接金属部が試験片平行部の中央となるような位置から，Fig.3-1 に示す形状の大形溶接継手試験片 (304WJ-S) を採取した．次に，溶接金属部の板厚中央の位置から標点距離 30mm 直径 6mm の丸棒溶接金属試験片 (308WM) を溶接線方向に切り出した．更に，母材試験片 (304BM) は

標点距離 50mm 直径 10mm の形状の試験片を用いた。大形溶接継手試験片および溶接金属試験片の採取要領を Fig.3-2 に示す。

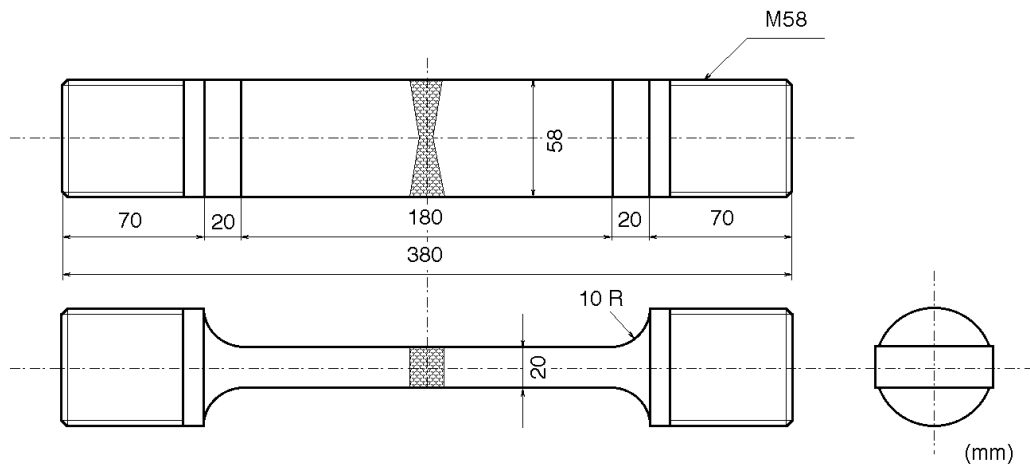


Fig. 3-1 Geometry of full-thickness welded joint specimen (304WJ-S).

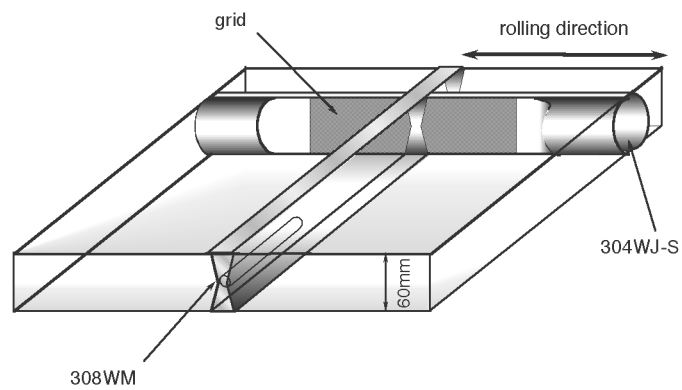


Fig. 3-2 Sampling of test specimens from 304 welded joint.

3.2.2 クリープ試験およびひずみ分布測定

クリープ試験は温度 550°C, 応力 294~176MPa の条件で行った. なお, 大形溶接継手試験片のクリープ試験には二重レバー式の最大荷重容量 490kN(50 トン) の大型クリープ試験機 (Fig.3-3) を用いた. 大形溶接継手試験片の伸びは Fig.3-3 に示すように上・下のコネクタに伸び計を取り付け, 伸び計の変位をダイヤルゲージにより測定して求めた. また, 大形溶接継手試験片の全積層が観察できる断面に 1 インチ 250 本の耐熱 1 次格子を食刻し, クリープ試験を中断・除荷した後, 著者らが開発した CCD (Charge Coupled Device) 撮像素子による干渉縞を利用した簡易ひずみ分布測定システム¹⁰⁾を用いて, 試験片表面の荷重軸方向のひずみ分布を測定した. CCD カメラの撮像部は電荷移相素子が画素として間隔約 20~30 μm で縦横に規則正しく配列したものである. また, 得られた電気信号を画像入力データとして取扱える機能や, CCD 撮像素子自身による標準化機能を持っており, 画像入力部分として広く用いられている. しかし, 格子画像に対しては, CCD カメラの取込み段階において, 標準化機能により歓迎されない干渉縞が発生することが頻繁に認められる. 本システムは, この歓迎されない現象を積極的に活用し, 走査線のピッチと試料表面に食刻した格子のピッチとが近い範囲で発生する干渉縞を用いて, ひずみ解析を行うものである. 簡易ひずみ分布測定システム全体の機器の構成を Fig.3-4 に示す. このシステムを用いると, 試験片表面に食刻した格子と CCD 撮像素子のピッチのミスマッチ (mismatch) により発生した干渉縞を画像データとして直接パーソナルコンピュータに取り込むことができ, それによりひずみ解析が容易に行える. また, このシステムは CCD カメラに取り付けたレンズの倍率を変化させることにより任意のピッチの干渉縞を発生させることができるため, 比較的小さなひずみから大きなひずみまで精度良く測定できる特徴を持っている. ひずみ測定範囲は, レンズ倍率と試験片表面の格子倍率により異なるが, 本研究で使用したレンズと試験片表面に食刻した 1 次格子により測定可能なひずみ範囲は, 約 53~-24% である.

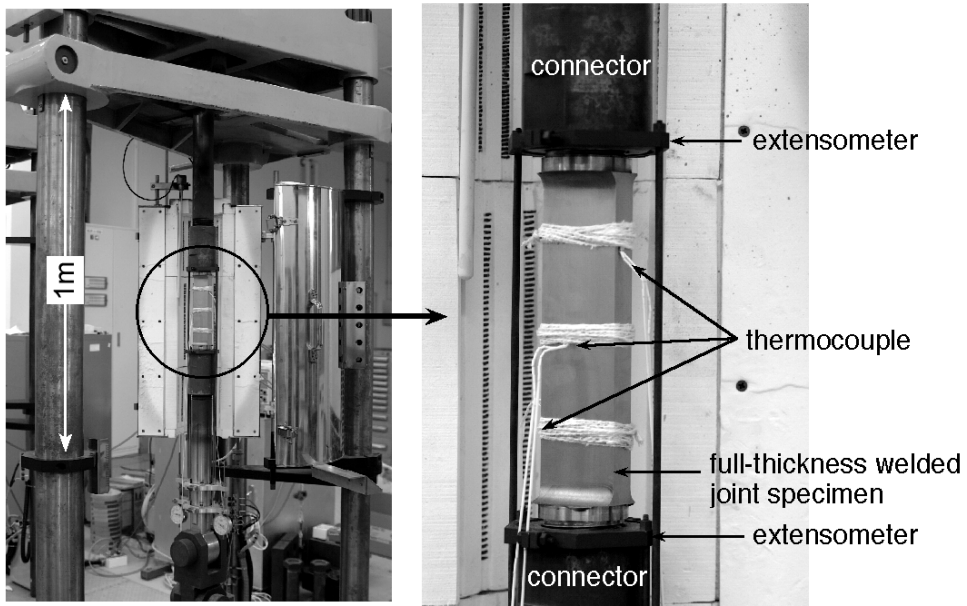


Fig. 3-3 Creep testing machine for full-thickness welded joint specimen.

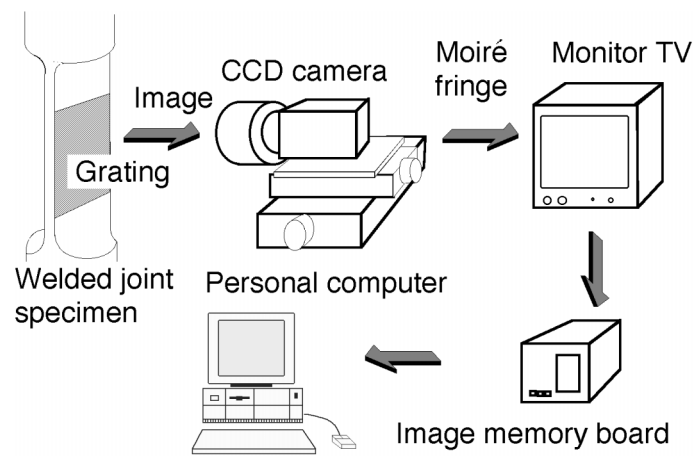


Fig. 3-4 Setup of simple strain distribution measurement system.

3.3 実験結果および考察

3.3.1 クリープ変形挙動

母材試験片 304BM および溶接金属単体試験片 308WM のクリープ曲線を大形溶接継手試験片 304WJ-S の結果と併せて Fig.3-5 に示す。母材に対する溶接金属の破断寿命の割合は、235MPa で約 4 倍、216MPa で 2 倍、196MPa では 1.3 倍と試験応力が低くなると母材に対する溶接金属の破断寿命の割合が小さくなるが、いずれの応力においても溶接金属のクリープ破断寿命は母材よりも長い。大形溶接継手試験片ではいずれの応力においても加速クリープ域はほとんど観察されない。破断寿命は母材よりも短く、破断位置は溶接金属部であった。溶接金属試験片および母材試験片のクリープ速度と時間の関係を Fig.3-6 に示す。両者共、いずれの応力においても定常クリープ域が観察される。溶接金属試験片の最小クリープ速度は、母材試験片よりもいずれの応力においても二桁以上遅い。母材および溶接金属試験片のクリープ破断時間と破断伸びおよび破断絞りの関係を Fig.3-7 に示す。母材の破断伸びおよび絞りは長時間側においても 50% 以上の大きな破断延性を示し低下しない。しかし、溶接金属の破断伸びおよび絞りは時間の経過と共に小さくなり、約 10 000h 破断材で 5% 以下となる。

以上のように、供試継手より切り出した溶接金属単体および母材試験片のクリープ特性は大きく異なり、クリープ試験結果から判断すると、本供試継手のクリープ強度は母材よりも溶接金属が大きい、オーバーマッチング (over-matching) な溶接継手である。通常、オーバーマッチングな溶接継手の破断位置は母材部で、その破断寿命は母材と同等と考えられる。しかし、本実験における大形溶接継手試験片はいずれの応力においても加速クリープ域は観察されず、溶接金属部で破断した。そこで、以下では大形溶接継手試験片が溶接金属部で破断した原因についてクリープひずみ分布、破断組織観察およびクリープ破断特性の面から検討した。

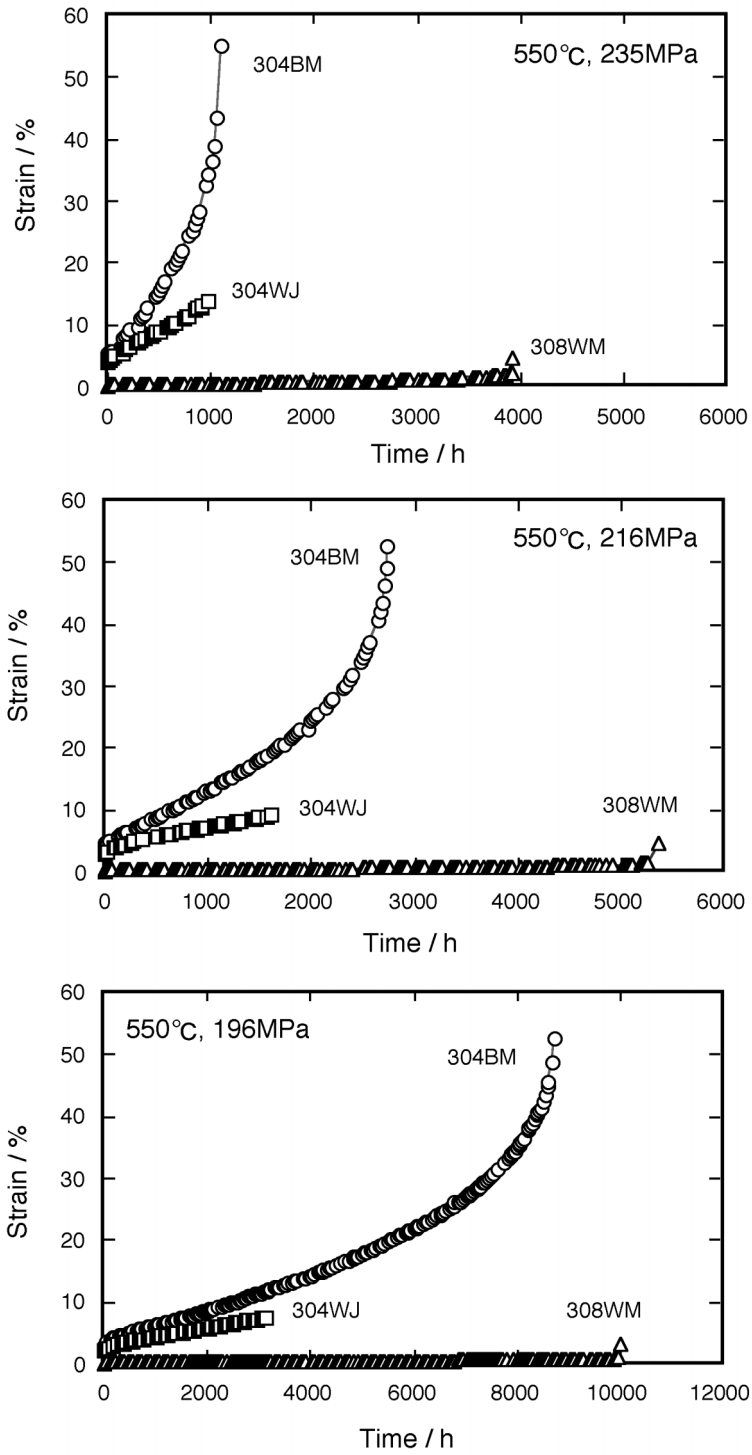


Fig. 3-5 Comparison of creep curves for base metal, weld metal and welded joint at 550 °C.

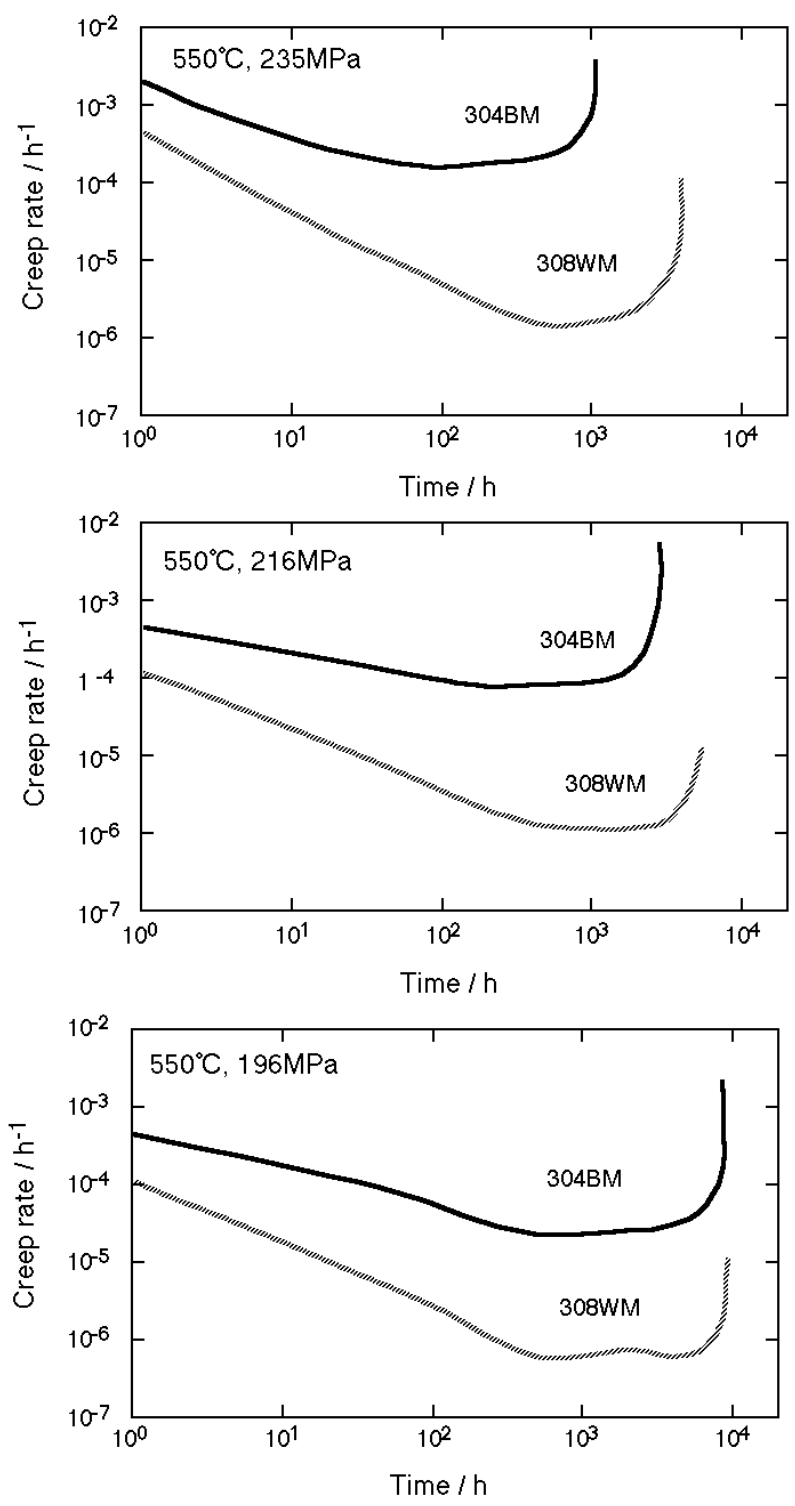


Fig. 3-6 Creep rate versus time for the base metal and weld metal specimens.

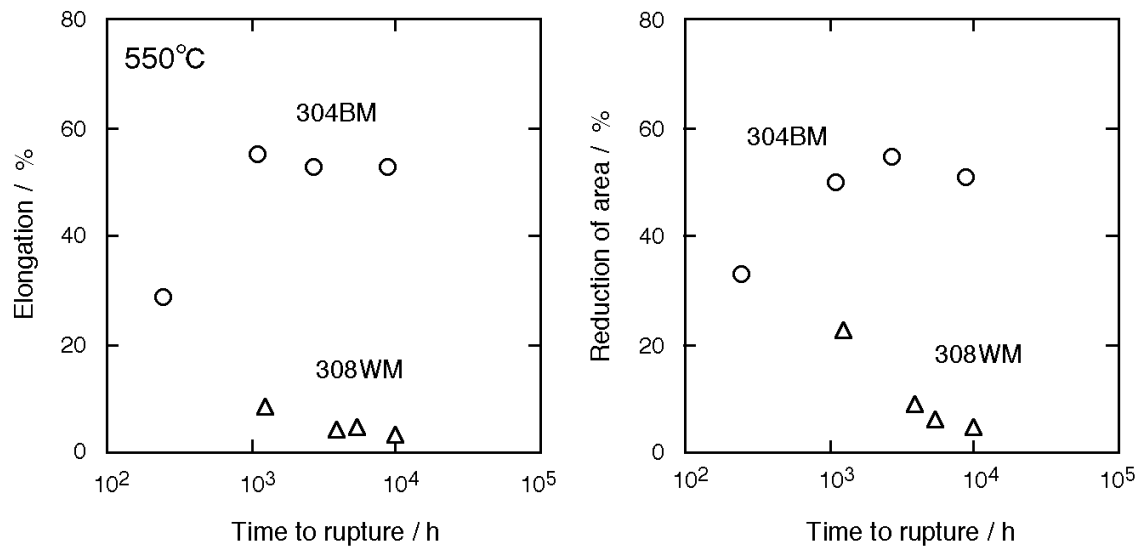


Fig. 3-7 Elongation and reduction of areas at 550 °C for 304 base metal and 308 weld metal.

3.3.2 大形溶接継手試験片のクリープひずみ分布

オーバーマッチングな溶接継手にもかかわらず溶接金属部で破断した原因をさぐるため、大形溶接継手試験片 304WJ-S のひずみ分布を調べた。304WJ-S のひずみ分布測定は試験片断面に一次格子を食刻して 235MPa の応力条件で Fig.3-8 に示すように試験開始直後の 0.1h、遷移クリープ域の 5h および 140h、最小クリープ速度を示した 280h、破断時間のほぼ半分の 500h および破断末期の 900h でクリープ試験を中断・除荷した試験片表面について行った。Fig.3-9 は破断末期の 900h で試験を中断・除荷した試料について CCD 撮像素子により発生させたモアレ干渉縞の一例である。図において、干渉縞の縞間隔が狭いほどひずみが大きい。この干渉縞を解析し、ひずみ分布を 3 次元表示したものを Fig.3-10 に示す。溶接金属部から離れた母材原質部では均一な変形をしているが、溶接金属部では溶接金属中央を中心にひずみ分布がすり鉢状になっており、溶接金属部中央で最も小さく、母材側に近付くにつれ徐々に増加している。このひずみ分布図から板厚中央部におけるひずみ分布を取り出し変化を調べた結果を Fig.3-11 に示す。母材原質部では約 17% 程度の均一なひずみを示すが、溶接金属部に近付くにつれて徐々に低下し、溶接金属部では約 1% 程度になる。

次に、304WJ-S の溶接金属部における板厚方向のひずみ分布について検討した。クリープ試験を特定の時間で中断して、測定したひずみ分布および測定箇所を Fig.3-12 に示す。いずれの中断時間においても、変形は表面より約 10~50mm の間では少ない。しかし、表面近傍の変形は内部に比べ大きくなっており、ひずみ分布は台形状を呈している。304WJ-S の溶接金属部各位置における時間の増加に伴うひずみの変化を、母材および溶接金属の結果と併せて Fig.3-13 に示す。304WJ-S の溶接金属部中央の変形速度は溶接金属単体の試験片 308WM とほぼ同等である。しかし、304WJ-S の表裏面側の変形速度は内部よりも速く、特に最終パスである裏面側 (back side) の積層で最も速い。裏面側の積層の変形速度は母材とほぼ同等であるが、延性は母材が大きいことがわかる。また、308WM のクリープ破断延性は Fig.3-6 で示したように 304BM よりいずれの時間においても小さい。これらのことから、本供試継手の場合、溶接金属の表面近傍のクリープ強度が小さく、変形しやすいが、溶接金属部の内部は第 2 章で述べたように溶接熱サイクルにより、転位が多く導入され硬化しているためクリープ強度が大きく、クリープ変形が小さくなったものと推察した。また、304WJ-S における溶接金属部の裏面側の積層と 304BM の変形速度がほぼ同等であるのにも拘わらず、継手試験片が溶接金属部で破断したのは、母材と比較して溶接金属の延性が小さいため、母材より早期に溶接金属部に割れが発生したためと考えられる。

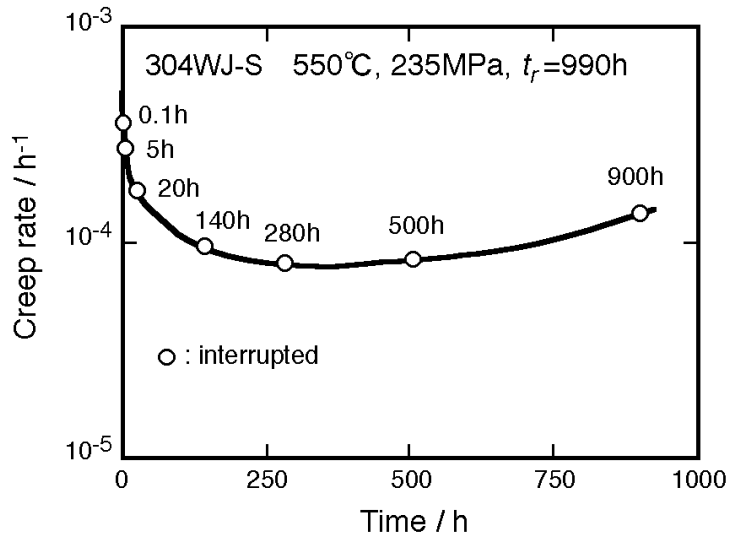


Fig. 3-8 Interrupted condition of creep test for 304WJ-S at 550 °C, 235MPa.

304WJ-S

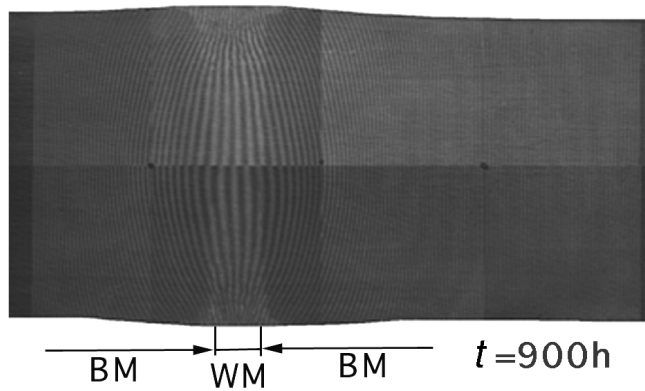


Fig. 3-9 Example of moiré pattern obtained for creep specimen 304WJ-S tested at 550 °C, 235MPa, $t_r=990h$.

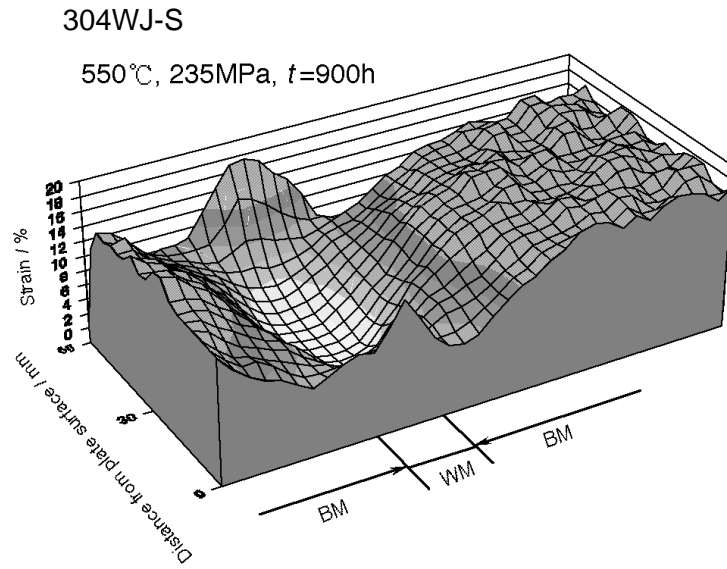


Fig. 3-10 Example of creep strain distribution at $t/t_r=0.9$.

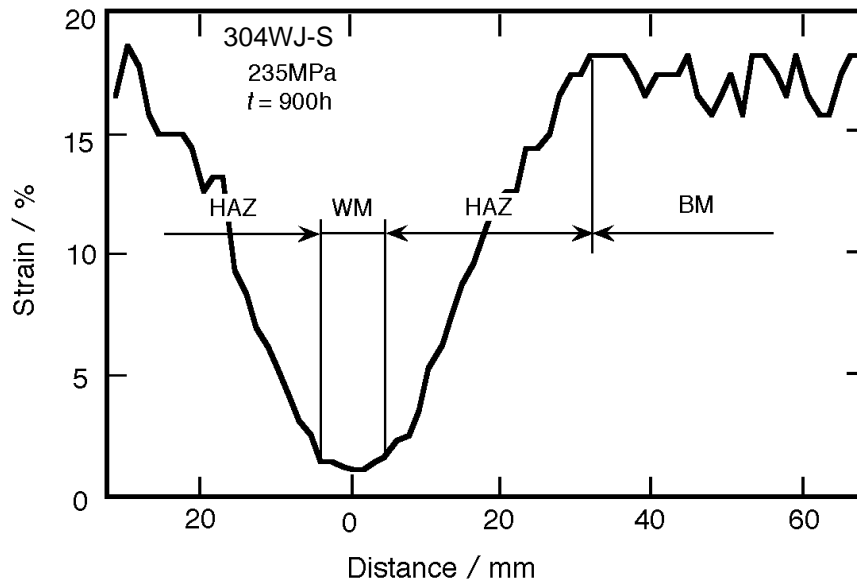


Fig. 3-11 Distribution of strain at the center of welded joint.

550°C, 235MPa, $t_r = 990h$ 304WJ-S

Reference area for strain measurement

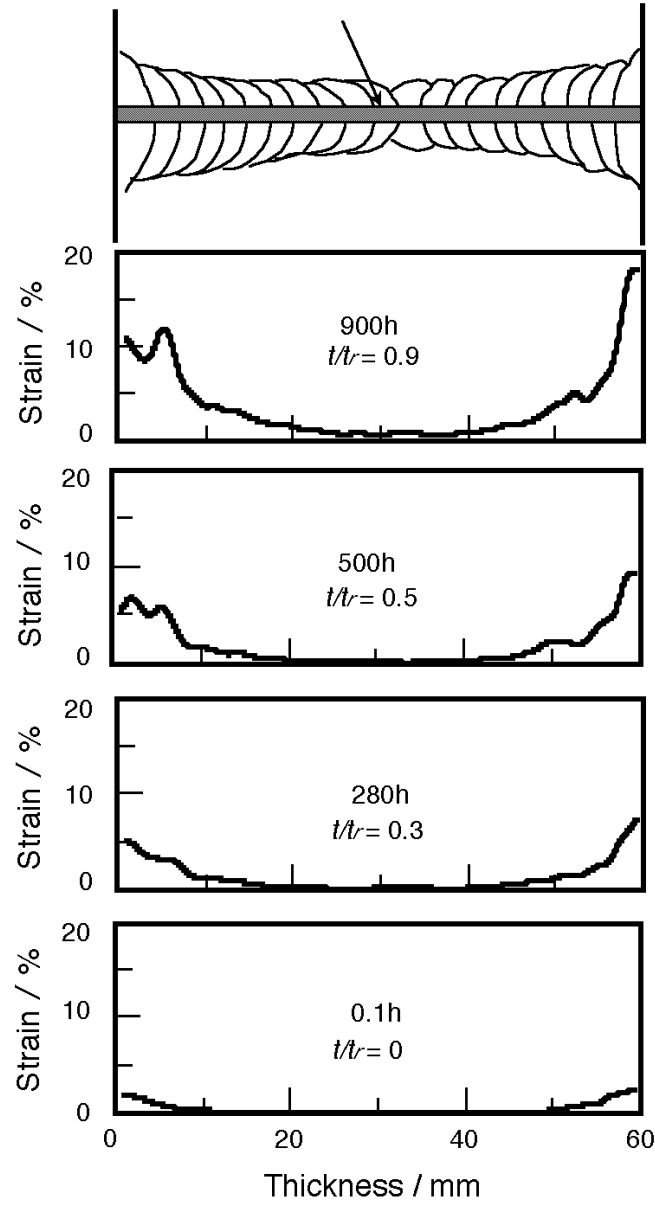


Fig. 3-12 Changes in strain distribution in thickness direction for 304WJ-S tested at 550 °C, 235MPa $t_r = 990h$.

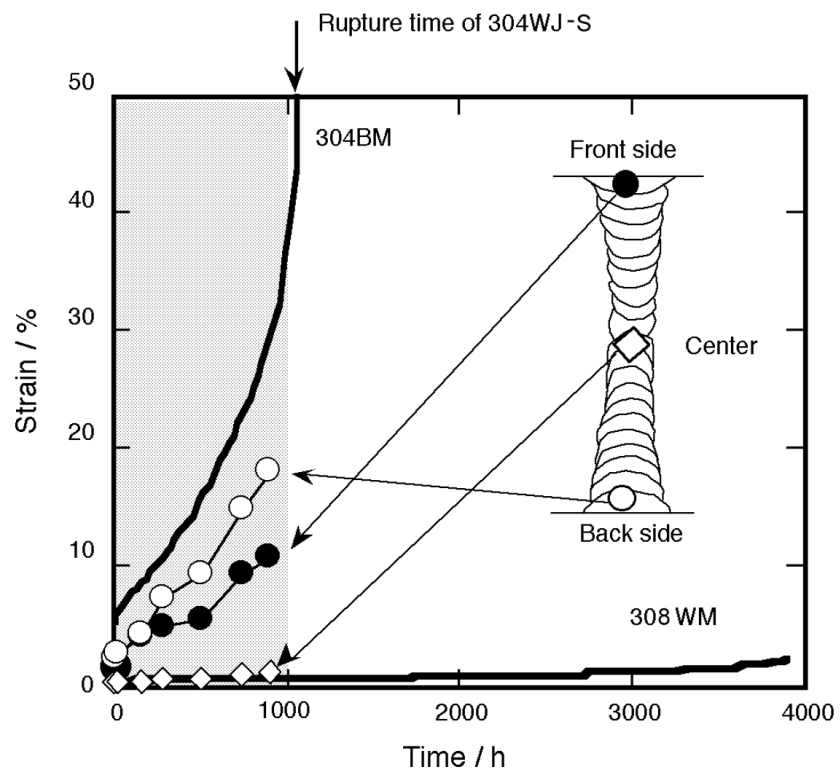


Fig. 3-13 Local variability of strain-time behavior in the weld metal, creep tested at 550 °C, 235MPa.

3.3.3 破断試験片の観察

試験片 304WJ-S について酸化の進行による破断面の変色の度合いを観察した。 Fig.3-14 は応力235MPa, 990h で破断した 304WJ-S の外観写真である。 304WJ-S の破断面では裏面付近の酸化が最も進んでおり、次に表面 (front side) 付近の酸化が進行している。 また、酸化は表裏面付近よりも内部で少ない。 裏面近傍の破断部の光顕微鏡組織を Fig.3-15 に示す。 割れは裏面より約 1.5mm (パス22) の位置で観察される。 このような、割れはバックサイドのパス 22(Fig.2-8) およびフロントサイドのパス 17(Fig.2-8) のみで観察され、その他のパスでは観察されなかった。 これらのことから、304WJ-S の溶接金属部ではクリープ変形量が大きい裏面近傍のパス 22(Fig.2-8) で割れが発生していることがわかる。 しかし、裏面近傍で割れが発生しても裏面近傍と内部でクリープ強度に大きな差があり、割れはすぐには内部に進展せず、裏面近傍に次いで変形の大きい表面近傍のパス 17(Fig.2-8) で割れが発生し、その後、表裏面近傍に発生した割れが内部に進行することにより最終破断したものと推察される。

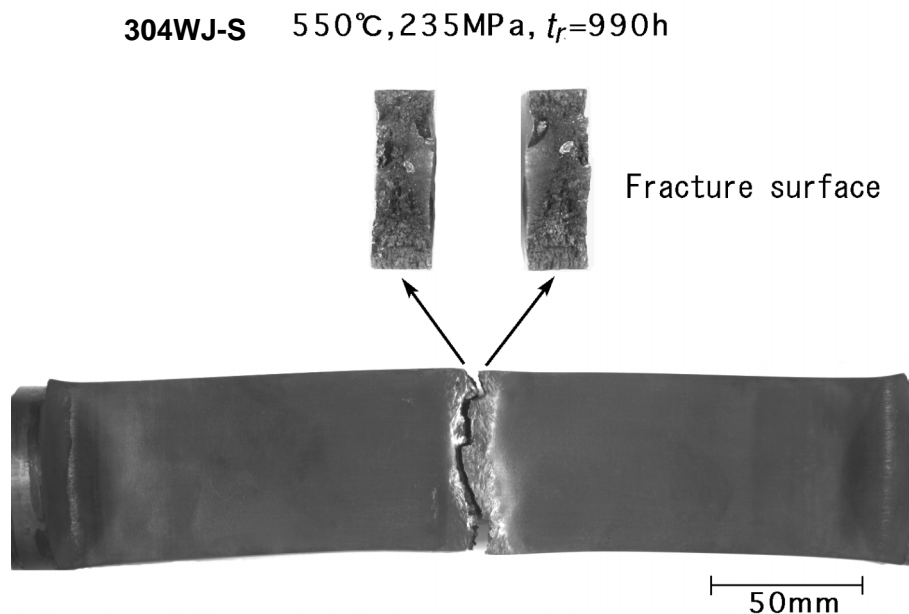


Fig. 3-14 Appearance of creep-ruptured specimen, 304WJ-S.

304WJ-S

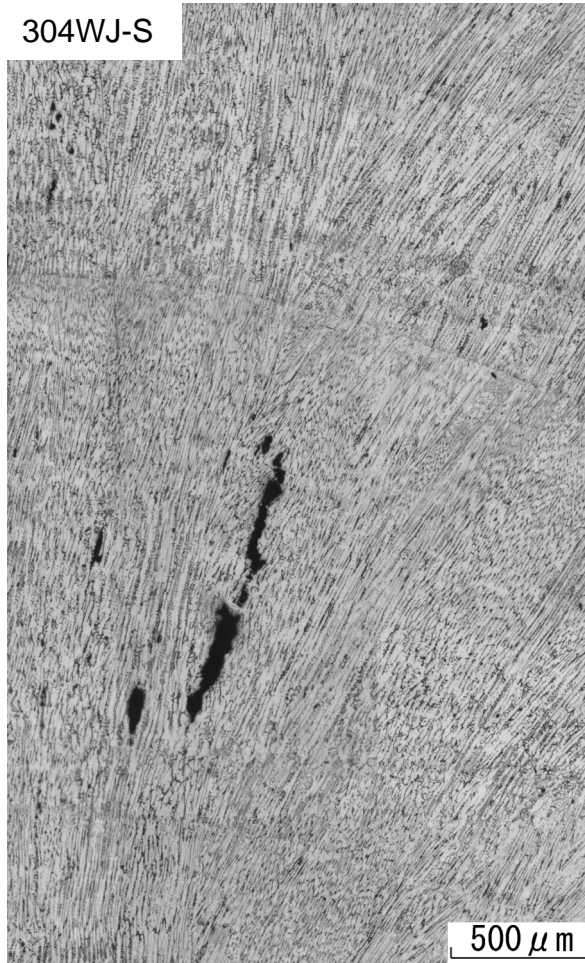


Fig. 3-15 Optical micrograph showing ruptured zone of the 304 welded joint specimen tested at 550 °C, 235MPa.

3.3.4 クリープ破断特性

通常、溶接線と直角方向の引張を受ける溶接継手では溶接継手を構成する各部材に常に同一の外力が働くため、溶接継手のクリープ破断時間 t_r^{WJ} および破断位置は、クリープ破断強度が最も小さい部分で決まる⁴⁾。溶接継手の構成要素の中でも、特に、オーステナイト系ステンレス鋼の熱影響部 (HAZ) は変形抵抗が大きく、クリープ強度も母材 (BM) や溶接金属 (WM) に比べて強いことが知られている^{2),12)}。そこで、溶接継手のクリープ破断時間 t_r^{WJ} は溶接金属の破断時間 t_r^{WM} と母材のクリープ破断時間 t_r^{BM} の比 t_r^{WM}/t_r^{BM} が 1 より小さいか大きいかにより異なり、

$t_r^{WM}/t_r^{BM} > 1$ の場合 $t_r^{WJ} = t_r^{BM}$: 母材部破断

$t_r^{WM}/t_r^{BM} < 1$ の場合 $t_r^{WJ} \leq t_r^{BM}$: 溶接金属部

または母材部破断となる⁴⁾。

$t_r^{WM}/t_r^{BM} < 1$ の条件でも熱影響部に溶接金属の変形が拘束され母材部で破断することもあり、その溶接継手の破断時間は母材なみとなる。本供試継手の場合 308WM の破断寿命は 304BM に比べ、いずれの応力においても大きい (Fig.3-16)。この場合、溶接継手試験片の破断位置は母材部であり、破断時間の比は $t_r^{WM}/t_r^{BM} > 1$ となり $t_r^{WJ} = t_r^{BM}$ と考えられる。しかし、304WJ-S の破断寿命は高応力短時間側では 304BM とほぼ同じであるが、低応力長時間側になるにつれ 304BM に比べ小さくなっており、 $t_r^{WJ} < t_r^{BM}$ となる (Fig.3-16)。

また、304WJ-S の破断位置はいずれの応力においても溶接金属部であった。従って、304BM と 308WM のクリープ破断データから推測される 304WJ-S の破断位置および破断寿命は、304WJ-S のクリープ破断実験結果と一致しないことがわかる。

そこで、308WM および 304WJ-S のクリープ破断強度の関係についての検討を行った。ここで、一定の単軸引張り荷重 (公称応力 σ) によるクリープ破断時間 t_r は式 (1) の両対数の直線関係で与えられるものとする。

$$\log_{10} t_r = \log_{10} a_1 + a_2 \log_{10} \sigma \quad \dots \dots \dots (1)$$

ただし、 a_1 、 a_2 は温度によって定まる材料定数である。

304WJ-S および 308WM のクリープ破断試験結果 (Fig.3-16) から式 (1) の定数を求めた。その結果直線の傾きを示す定数 a_2 は 304WJ-S、308WM 共に -6.7 であった。切片座標を示す定数 a_1 は 304WJ-S で 19.0、308WM で 19.4 と異なった。この式により求めた 304WJ-S および 308WM の応力と時間の関係を 304BM の結果と併せて Fig.3-16 に示す。また、切片座標を示す定数 a_1 の違いから 304WJ-S のクリープ破断強度が 308WM の何割に相当するかを計算した。その結果、同じ破断時間における応力を比較すると 304WJ-S の

クリープ破断応力は 308WM の 85% 相当することがわかった。前述したように、一般に溶接継手では、溶接金属 (WM: weld metal) をはさんで両側に熱影響部 (HAZ: heat-affected zone) と母材原質部 (BM: base metal) とが配置されている。この継手に溶接線と直角方向の外力 F が作用する横継手では、溶接継手を構成する各部材に同一の外力 F が加わる (Fig.3-14)。この場合、溶接継手試験片のクリープ破断強度は、母材か溶接金属の弱い部分で決まる。本実験に用いた大形溶接継手試験片の場合、いずれの応力においても溶接金属部破断であった。この場合、304WJ-S のクリープ破断強度は 304WJ-S の溶接金属部の強度で決定されると考えられる。第 2 章および 3.4.3 で述べたように、表面近傍の硬さが内部に比べ低下しており、表面近傍のクリープ変形速度が内部に比べ大きい。また、溶接金属のクリープ延性は母材よりも小さい。そこで、本供試継手がいずれの応力においても溶接金属部で破断した原因を以下のように推察する。304WJ-S の表裏面近傍に積層した溶接金属のクリープ破断強度は母材に対してアンダーマッチング (under-matching) であり、304WJ-S の溶接金属部の全積層 (WM) でもアンダーマッチングになっていた (Fig.3-17)。また、溶接金属のクリープ延性が母材に比べ小さいため、母材よりも早く溶接金属部に割れが発生する。さらに、溶接継手試験片中の溶接金属のクリープ変形速度は、内部で遅く、表裏面近傍では速い。従って、変形は表裏面近傍で進み、内部はほとんど進まない。このため、熱影響部と溶接金属部の変形抵抗の違いによる拘束の効果が少なく、クリープ破断強度は溶接金属単体の試験片よりも溶接継手試験片で小さくなったものと考えた。

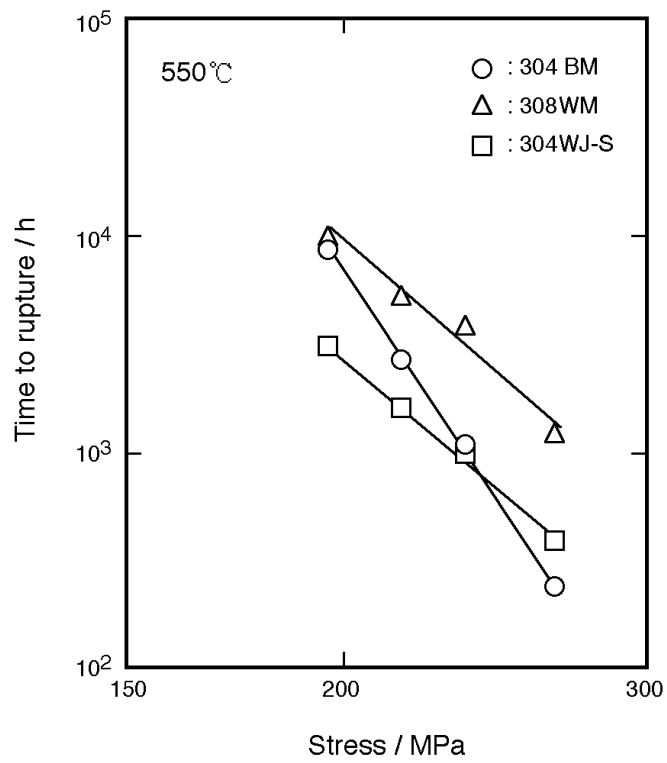


Fig. 3-16 Comparison of stress-rupture time curves for base metal, welded joint and weld metal.

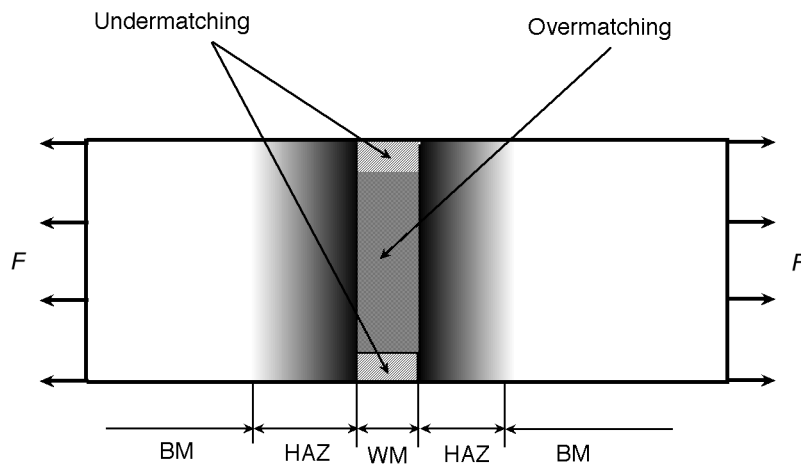


Fig. 3-17 Local variability of strength in welded joint (Schematic).

3.4 結論

304 鋼多層溶接継手から採取した母材および溶接金属単体の試験片と大形溶接継手試験片のクリープ変形および破断挙動を検討し、以下の知見を得た。

- (1) 多層溶接した溶接金属部では溶接熱サイクルの影響の少ない表裏面近傍の積層の転位密度が内部に比べて小さいため、大形溶接継手試験片の母材原質部では均一なクリープ変形をするが、溶接金属部は表裏面側で大きく内部では小さい不均一なクリープ変形をすることを明らかにした。
- (2) 溶接金属部のクリープ延性が母材よりも小さく、クリープ変形速度が内部より表裏面近傍に積層した溶接金属で速いため、大形溶接継手試験片では母材部よりも短時間側で溶接金属の表裏面近傍に割れが発生し、溶接金属部で破断することがわかった。
- (3) 大形溶接継手試験片および板厚中央から切り出した溶接金属単体試験片の対数応力と対数破断時間の関係は直線関係にあり、その傾きはほぼ等しい。この関係から、大形溶接継手試験片のクリープ破断強度を、板厚中央から採取した溶接金属単体試験片のクリープ強度から予測することが可能となり、本実験では、溶接金属試験片のクリープ破断寿命の約 85% が大形溶接継手試験片のクリープ破断寿命であることを見出した。
- (4) 以上の結果から、一般に行われている小形試験片による評価で、オーバーマッチングな溶接継手であっても実際にはアンダーマッチングである場合があり、多層溶接した継手のクリープ寿命予測や破壊発生位置を明確にするためには、全積層を含む大形溶接継手試験片による評価が必要である。

参考文献

- 1) 山崎政義, 門馬義雄, 本郷宏通, 渡部 隆, 衣川純一, 村松由樹: 「小形および大形継手試験片による 304 鋼厚板突合せ溶接継手のクリープ破断挙動」, 材料, **39**, 35(1990).
- 2) 衣川純一, 村松由樹, 門馬義雄, 山崎政義, 本郷宏通, 渡部 隆: 「304 ステンレス鋼溶接継手のクリープ変形とその有限要素法による計算」, 溶接学会論文集, **7**, 117(1989).
- 3) 荒田吉明, 須清修造, 清水茂樹, 佐藤瓊介, 永井裕善: 「Hastelloy X 電子ビーム溶接継手のクリープ特性」溶接学会誌, **49**, 755(1980).
- 4) 佐藤邦彦, 豊田政男, 須清修造, 松井繁朋, 清水茂樹, 佐藤瓊介, 森 英介: 「溶接継手のクリープ性能評価に関する研究(第 2 報)」, 圧力技術, **18**, 2(1980).
- 5) 中澤崇徳, 藤田展弘, 木村英隆, 小松 肇, 高鍋清志, 川口聖一: 「高速炉-構造用の低炭素・中窒素型 316 系溶接材料の高温特性と微細組織」, 鉄と鋼, **80**, 783(1994).
- 6) M. D. Mathew, G. Sasikala, S. L. Mannan, P. Rodriguez: "A Comparative Study of the Creep Rupture Properties of Type 316 Stainless Steel Base and Weld Metals", Journal of Engineering Materials and Technology, **115**, 163(1993).
- 7) 興石房樹, 長谷部慎一, 加藤章一, 木村英隆, 和田雄作: 「高速増殖炉用 308 系溶接金属の高温強度特性に対する化学成分と溶接条件の最適化の検討」, 溶接学会論文集, **10**, 23(1992).
- 8) Y. Monma, M. Yamazaki, S. Yokoi: "Creep-Rupture Properties of SAW Joints of Type 304 Stainless Steel for FBR Vessel", IIW DOC. IX-1272-83 (1983).
- 9) Y. Monma, M. Yamazaki, S. Yokoi: "Creep Strain-Time Behavior of 304/308 Welded Join with Different Specimen Geometries", Proc. International Conf. on Creep, JSME, 33, (1986).
- 10) 本郷宏通, 升田博之, 門馬義雄: 「CCD 撮像素子による干渉縞を利用した簡易ひずみ分布測定システムの開発」, 鉄と鋼, **79**, 74(1993).
- 11) 財前 孝, 青木司郎, 鈴木克巳, 坂東誠志郎: 「308 系溶接金属の硬さ・組織に及ぼす溶接熱サイクルの影響」, 溶接学会誌, **52**, 37(1983).
- 12) 本郷宏通, 山崎政義, 渡部 隆, 門馬義雄: 「304 ステンレス鋼厚板突合せ溶接継手における母材硬化部のクリープ変形挙動」, 材料とプロセス, **5**, 1947(1992).

第4章 316FR 鋼多層溶接継手における溶接部のクリープ挙動

4.1 緒言

低炭素－中窒素型 316 鋼 (316FR)¹⁾ は窒素添加により高温長時間クリープ強度が改善された高速増殖炉 (FBR) 用の高温構造材料であり^{2)~7)}、プラント設計の高温化および安全裕度の向上に大きく寄与することが期待されている。316FR 鋼の優れた高温強度特性を生かすため、溶接材料の開発が行われ、低炭素－中窒素型の共金系 (Mod.316L) および 16-8-2 系 (Mod.16-8-2) の溶接材料が候補となっている^{4),8)}。この構造材料はクリープ領域で長時間にわたって使用されるため、プラント設計では高温での時間依存型の変形を考慮しなければならない。しかし、そのクリープ特性評価は比較的短時間 (一万時間以下) のデータに基づいて行われているため、両者において長時間のクリープ特性が優れているのはどちらかはまだ明らかではない。また、それら溶接継手のクリープ特性評価は溶接継手より切り出した小形継手試験片、溶接金属単体および母材単体試験片などのデータで行われている^{5),9)}。しかし、第3章で明らかにしたように多層溶接した溶接継手のクリープ特性評価は、小形継手試験片や単体試験片のみの評価では不十分であり、全積層を含んだ大形試験片による評価も必要となる^{10)~13)}。

そこで、本章では共金および 16-8-2 系の 316FR 鋼多層溶接継手について、溶接金属および全積層を含んだ大形の平板溶接継手試験片の長時間クリープデータを取得すると共にクリープひずみ分布を測定し、各部分が相互に干渉しながら変形する溶接部および熱影響部のクリープ変形挙動を調べ、溶接継手試験片のクリープ特性について検討した。

4.2 供試材および実験方法

4.2.1 供試継手および試験片採取方法

供試継手は、第2章で溶接部の組織不均質性について検討した板厚 50mm の 316FR 鋼板を、Mod.316L および Mod.16Cr-8Ni-2Mo 系ワイヤを用いて、ガスタングステンアーク溶接法 (GTAW) で狭開先の多層盛溶接した共金および 16-8-2 系の 2 種類である。厚さ 50mm の共金および 16-8-2 多層溶接継手の余盛を削除して 48mm に減厚後、試験片平行部の長さを 180mm、溶接方向にとった幅 10mm、また平行部の中央に溶接金属部が位置するように全積層を含んだ大形溶接継手試験片 (316WJ-S, 16-8-2WJ-S) を採取した。供試継手の溶接金属部より板厚 (t : thickness) の $1/4$ の位置から溶接線方向に標点距離 30mm 直径 6mm の試験片を採取して溶接金属試験片 (316WM, 16-8-2WM) とした。また、母材試験片 (316FRBM) は母材原質部の $1/4t$ の位置から標点距離 50mm 直径 10mm の形状のものを採

取した。大形溶接継手試験片、溶接金属試験片および母材試験片の採取要領を Fig.4-1 に示す。本実験に用いた大形溶接継手試験片は、Fig.4-1 に示すように溶接金属部がその垂直方向に荷重を受ける横継手試験片である。

4.2.2 クリープ試験およびひずみ分布測定

クリープ試験を温度 550°C、応力 353~216MPa の条件で行った。なお、大形溶接継手試験片のクリープ試験は、第 3 章で述べた二重レバー式の最大荷重容量 490kN の大型クリープ試験機を用いた。また、負荷方向ひずみの分布を、大形溶接継手試験片において表面の全積層が観察できる断面にピッチ 100 μm の格子を食刻し (Fig. 4-1)、試験中断・徐荷後、前章で述べた簡易ひずみ分布測定システム¹⁴⁾を用いて調べた。

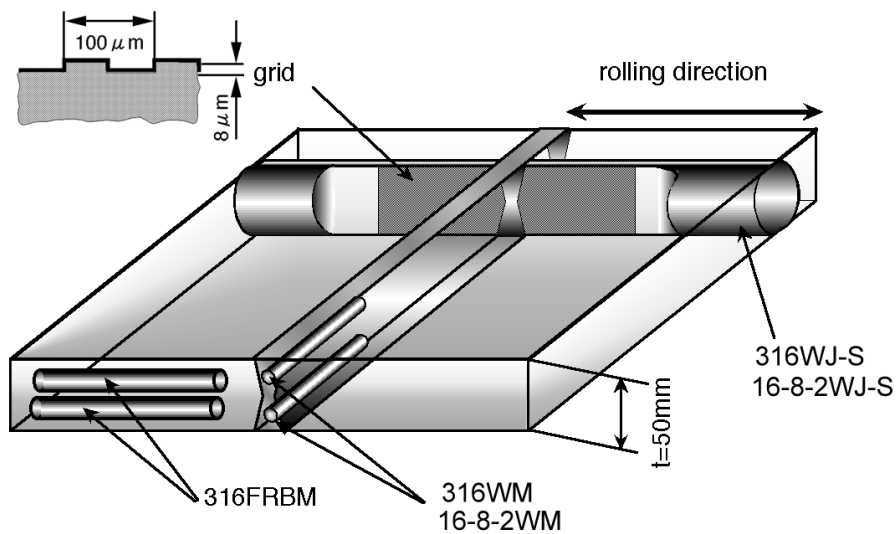


Fig. 4-1 Sampling of test specimens from welded joint.

4.3 実験結果および考察

4.3.1 クリープおよびクリープ破断特性

溶接金属 (316WM, 16-8-2WM) および母材単体試験片 (316FRBM) の応力と破断時間の関係を大形溶接継手試験片 (316WJ-S, 16-8-2WJ-S) の結果と併せて Fig.4-2 に示す。溶接金属のクリープ破断寿命はいずれの応力においても 316WM よりも 16-8-2WM の方が短い、その差は長時間側で小さくなる傾向を示す。また、大形溶接継手試験片 316WJ-S および 16-8-2WJ-S の破断寿命は高応力短時間側ではいずれも母材部で破断したため、母材とほぼ同等となったが、溶接金属部破断に移行する低応力長時間側では 316WJ-S の方が長い。溶接金属試験片のクリープ破断時間と破断絞りの関係を Fig.4-3 に示す。316WM および 16-8-2WM の破断絞りは長時間側で低下する傾向を示す。また、長時間側での破断絞りの低下は 16-8-2WM よりも 316WM の方が著しい。これは、16-8-2WM よりも Cr 含有量の多い 316WM では σ 相の析出量が 16-8-2WM よりも多いため破断絞りが低下したものと推察される。しかし、316WM の破断絞りは、約 20 000h で約 40% あり、16-8-2WM よりも劣るものの第 3 章で検討した 308 溶接金属よりも十分大きい。溶接金属試験片のクリープ速度と時間の関係を Fig.4-4 に示す。316WM の最小クリープ速度はいずれの応力においても 16-8-2WM よりも遅いが、その差は低応力側で小さくなる。また、いずれの応力においても変形速度が一定になる定常クリープ域はほとんどなく、時間の経過と共に変形速度が速くなる加速クリープ域がクリープ変形の大半を占めている。第 3 章で検討した 308 溶接金属では定常クリープ域が観察されたが、共金および 16-8-2 溶接金属で観察されない理由を、以下のように考える。本実験に用いた共金および 16-8-2 溶接金属は低炭素化を図ったためクリープ中に微細な炭化物などが析出しない。一方、308 溶接金属では、クリープ中に $M_{23}C_6$ などの微細炭化物が転位上に析出することにより、転位の動きを抑制する。このため定常クリープ域が観察されるものと推察される。

以上の結果から、共金系の溶接材料を使用した溶接継手および溶接金属の一万時間を越えるクリープ強度は 16-8-2 系溶接金属よりも優れていることは明らかである。しかし、共金系溶接金属ではクリープ破断延性が 16-8-2 系溶接金属よりも小さく、その差は長時間側で大きくなる傾向を示したことから、クリープ強度だけでなく延性を考慮すると、共金系溶接金属のより長時間破断データの取得が望まれる。

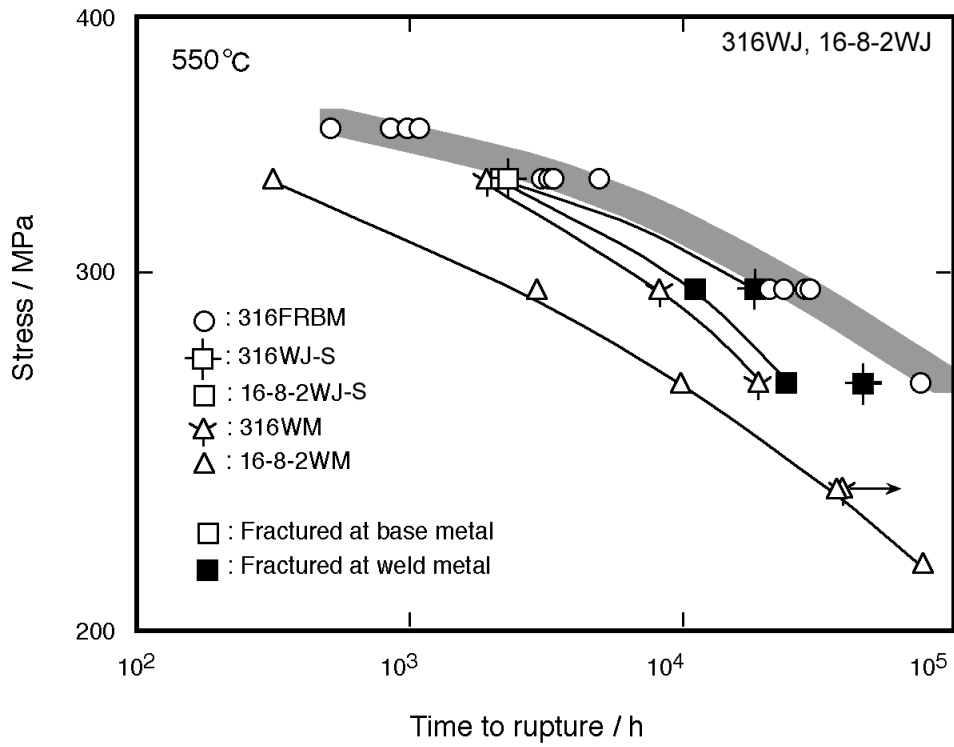


Fig. 4-2 Stress-time to rupture curves of base metal, weld metal and welded joint at 550 .

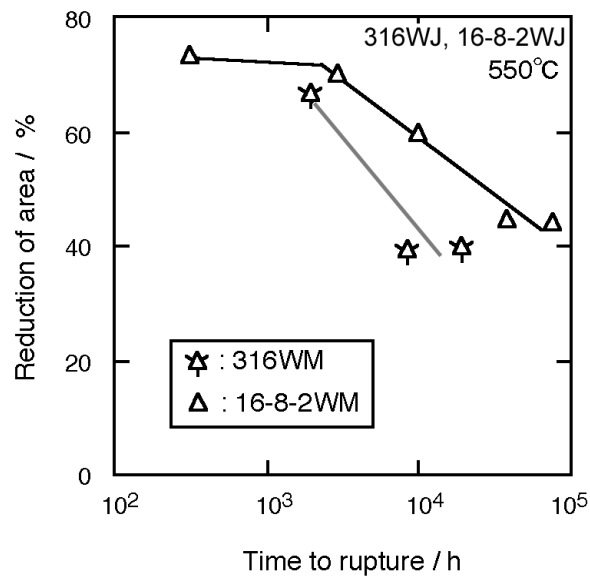


Fig. 4-3 Creep rupture ductility at 550 for 316 weld metal and 16-8-2 weld metal.

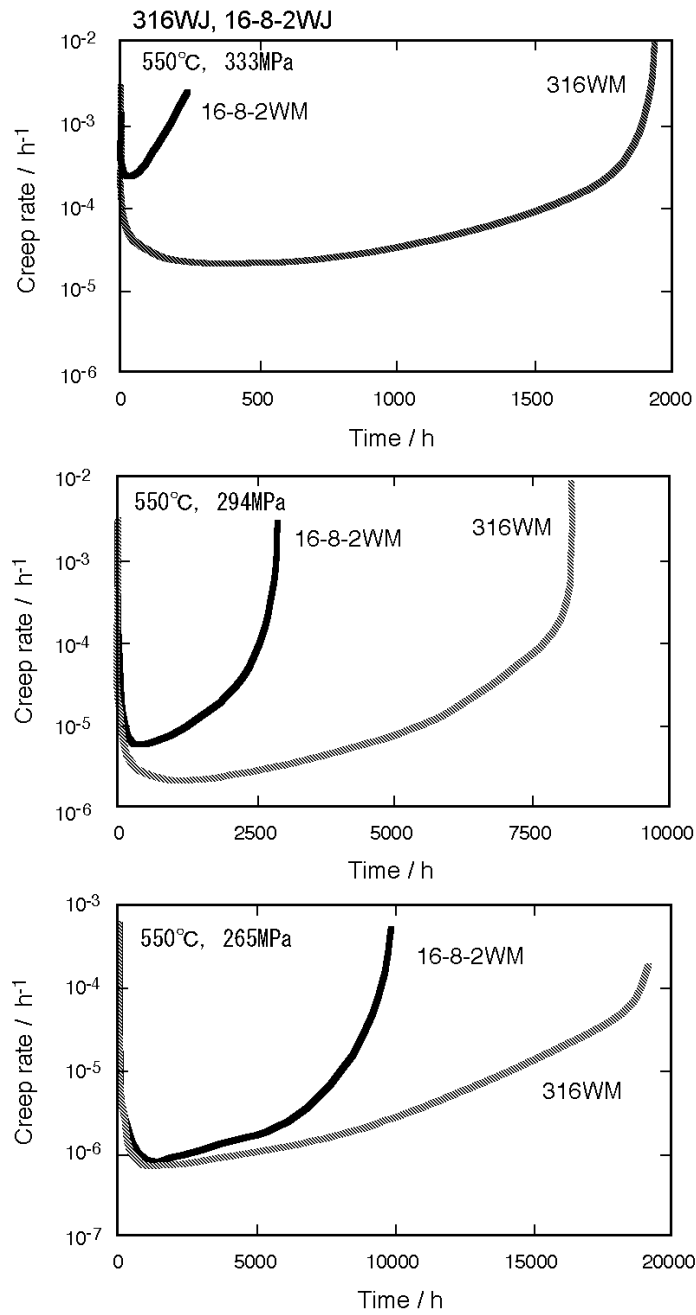


Fig. 4-4 Creep rate versus time for the weld metal specimens.

4.3.2 溶接継手試験片における溶接部のクリープ変形挙動

母材および溶接金属試験片のクリープ破断試験から、いずれの溶接金属試験片においてもクリープ破断寿命が母材と比較して短いので本実験で製造された溶接金属部はアンダーマッチングな溶接金属といえる。通常、横継手では各部材に均一に荷重が作用するため、アンダーマッチングな溶接継手の破断位置は溶接金属部で、その破断寿命は溶接金属と同等と考えられる。しかし、Fig.4-2 に示したように、いずれの応力においても大形溶接継手試験片は溶接金属試験片よりも破断寿命が長い。また、いずれの溶接継手においてもクリープ破断位置は高応力短時間側では母材部であるが、低応力長時間側では溶接金属部に移行する。316FRBM および 16-8-2WM のクリープ曲線を 16-8-2WJ-S の結果と併せて Fig.4-5 に示す。16-8-2WM の瞬間ひずみは 316FRBM よりも少ない。負荷加応力 294 および 265MPa では 16-8-2WJ-S は明瞭な加速クリープを示さず、溶接金属部で破断した。16-8-2WJ-S の標点間の伸び測定で調べたクリープ曲線では、標点距離に占める母材と溶接金属および熱影響部の割合によりクリープ変形挙動が異なり、クリープ特性の異なる母材部・熱影響部および溶接金属部の各部材の変形挙動を把握するのは困難である。本継手試験片の場合、平行部の大半を母材部で占めているため、母材の変形に近い挙動を示したものと考えられる (Fig.4-5)。そこで溶接部のクリープ変形挙動を明らかにするため、溶接金属部で破断した 16-8-2WJ-S のうち、16-8-2WM よりも約 3 倍クリープ破断寿命が長かった応力 294MPa における 16-8-2WJ-S 表面の負荷方向ひずみの分布を調べた。負荷方向ひずみの分布は、負荷した直後の 0.1 h から破断時間 (11 300 h) の約 8 割 (9 000 h) までの範囲で 7 回中断して、徐荷した試験片表面にモアレ干渉縞を発生させて測定した。Fig.4-6 は破断末期の 9 000h で試験を中断・除荷した試料について CCD 撮像素子により発生させたモアレ干渉縞の一例を示している。この干渉縞を解析し、ひずみを 3 次元表示したものを Fig.4-7 に示す。このひずみ分布図から、裏面 (back side) 近傍および 1/2t 位置 (mid-thickness) の負荷方向ひずみの分布を取り出し変化を調べた結果を Fig.4-8 に示す。裏面近傍での負荷方向ひずみは、溶接金属部 (WM: weld metal) で約 10% を越えるが、溶接金属に最も近い熱影響部 (HAZ: heat-affected zone) で発生した干渉縞から測定したひずみは約 4% と小さい。しかし、1/2t 位置では WM のひずみが最も小さく、それに隣接する HAZ でも WM より少し大きいもののほぼ同じひずみを示す。また、16-8-2WJ-S の WM のひずみは 1/2t 位置では約 0.2% であるが、裏面近傍では約 50 倍の 10% であり、板厚方向に大きな差があることがわかる。しかし、WM から離れた母材原質部では、板厚方向でひずみに差は見られず、1/2t および裏面近傍で共に約 15% のひずみを示す。このように、溶接継手では局所的に変形挙動が異なる。

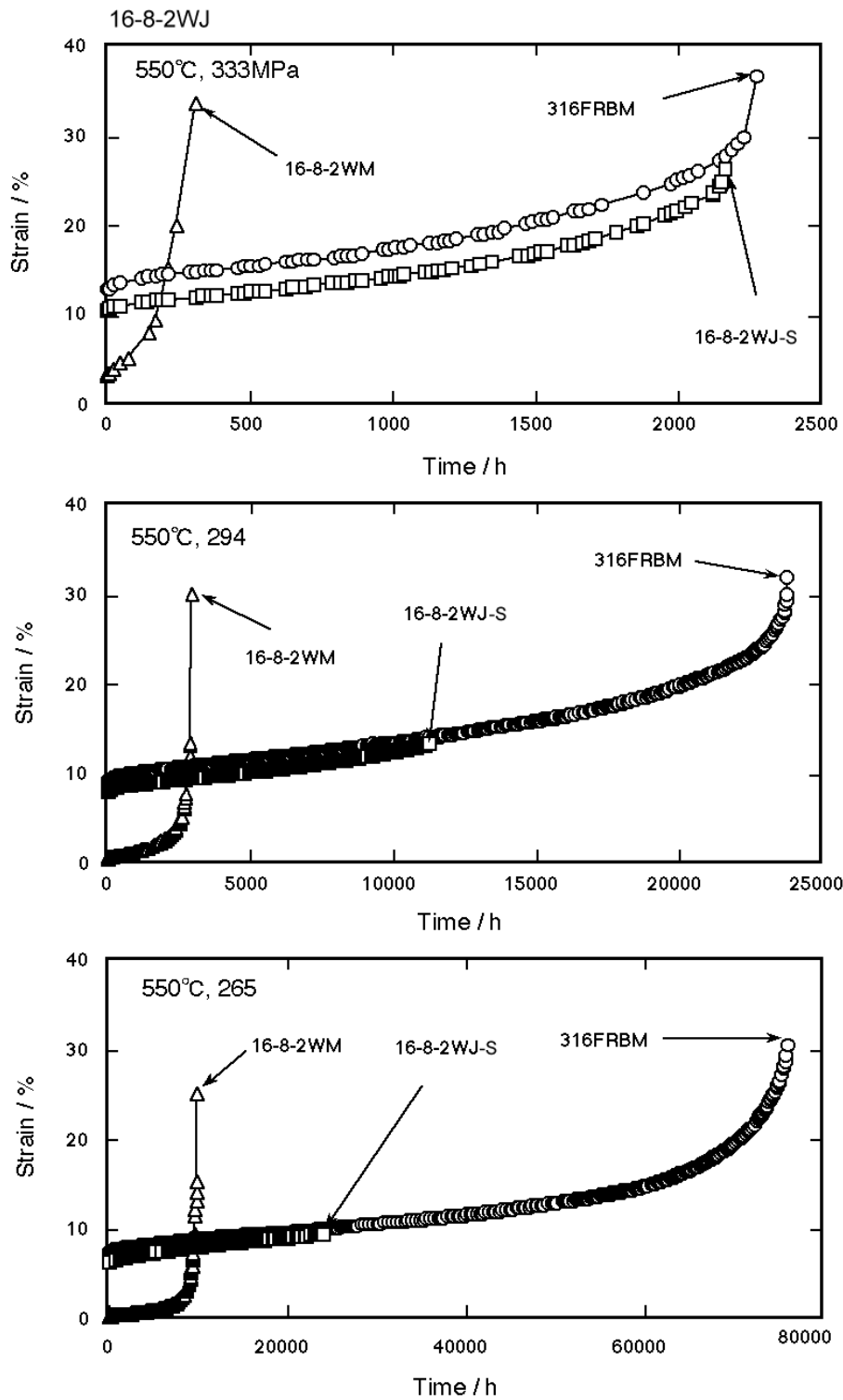


Fig. 4-5 Comparison of creep curves for base metal, weld metal and welded joint at 550 .

16-8-2WJ-S 550°C, 294MPa, $t=9\ 000h$

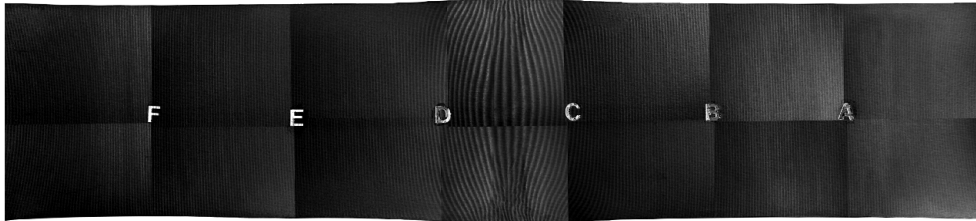


Fig. 4-6 Example of moiré pattern of creep specimen 16-8-2WJ-S tested at 550 °C, 294MPa, $t_r = 11\ 300h$.

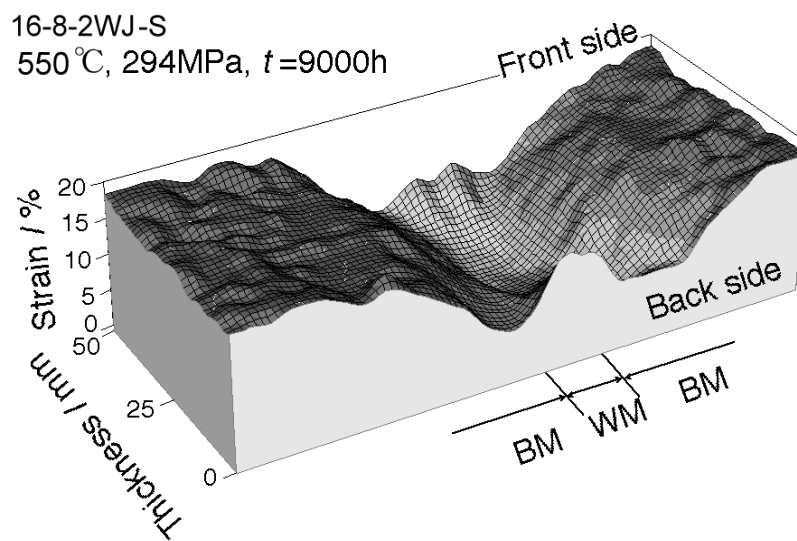


Fig. 4-7 Example of the dimensional creep strain distribution for 16-8-2 welded joint, $t/t_r = 0.8$.

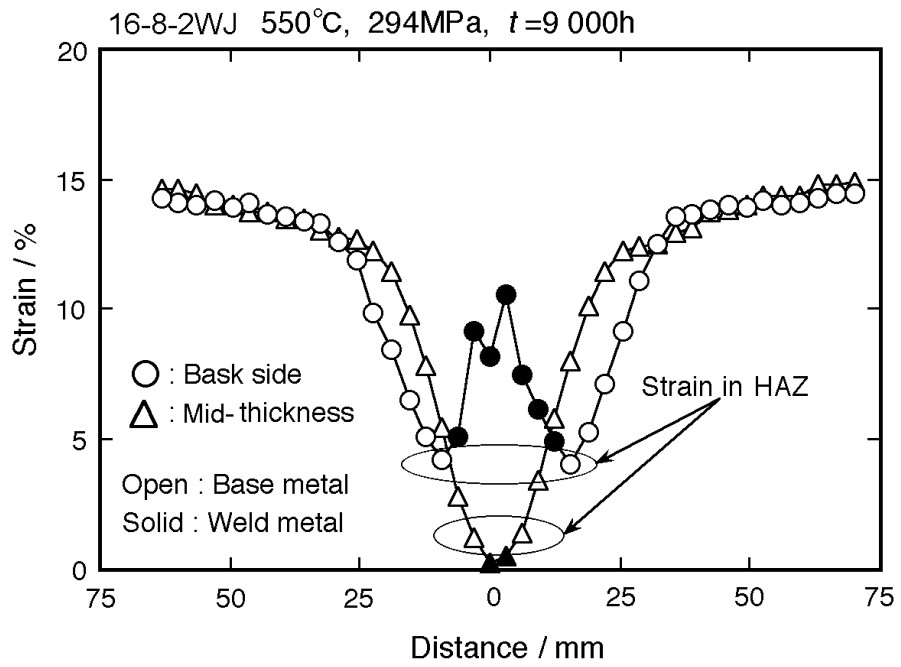


Fig. 4-8 Strain distribution in the 16-8-2 welded joint.

4.3.3 大形溶接継手試験片における溶接金属部のクリープ変形挙動

応力 294 MPa で大形溶接継手試験片 16-8-2WJ-S ($t_r=11\ 280\text{ h}$) のクリープ中断試験を行った。16-8-2WJ-S の各中断材において溶接金属部の中央に発生させた干涉縞から測定した溶接部における板厚方向の表・裏 (front side, back side) 面近傍および 1/2t 位置 (mid-thickness) の負荷方向ひずみ (Fig.4-8) と中断時間の関係を母材原質部の結果と併せて Fig.4-9 に示す。16-8-2WJ-S における溶接金属部のクリープ速度は、溶接金属単体の試験片 16-8-2WM と比較していずれの位置でも遅い。また、溶接金属部の中では表・裏面近傍よりも 1/2t 位置で遅く、そのクリープ変形量も表・裏面近傍よりも 1/2t 位置が小さくなっている。このように、16-8-2WJ-S における溶接金属部では 1/2t 位置よりも表・裏面近傍でクリープ変形しやすい。溶接金属部の表・裏面側と 1/2t の位置でクリープ抵抗に大きな差が生じたのは、第 2 章で明らかにしたようにオーステナイト・ステンレス鋼は線膨張係数が大きく熱伝導率が小さいため、溶接施工時の熱サイクルを表・裏面近傍よりも多く受けている 1/2t 位置の近傍では表・裏面近傍よりも多くの転位が導入され硬化したことによるものと考えられる。

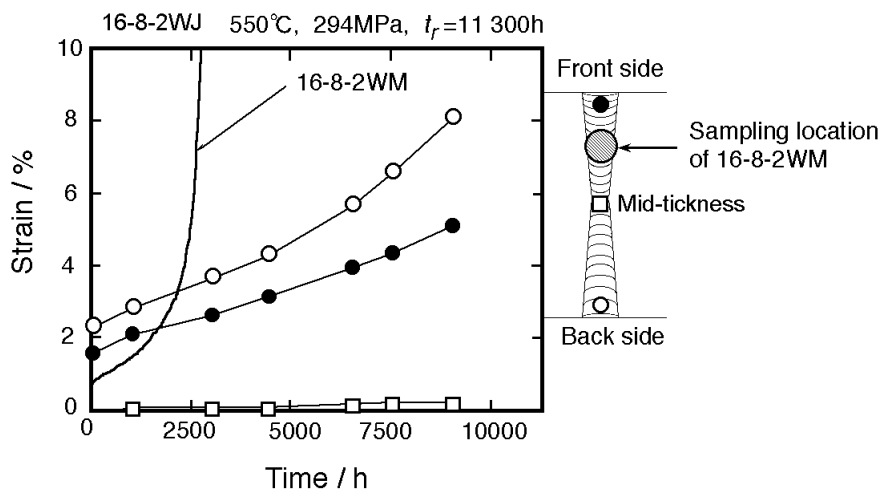


Fig. 4-9 Local variability of strain-time behavior in weld metal.

4.3.4 大形溶接試験片における熱影響部 (HAZ) のクリープ変形挙動

応力 294 MPa でクリープ中断試験を行った大形溶接継手試験片 16-8-2WJ-S ($t_r=11\ 280h$) の各中断材において溶接金属部に最も近い所に発生させた干涉縞の間隔から計算したひずみを HAZ の負荷方向ひずみとした。HAZ の板厚方向の表・裏 (front side, back side) 面近傍および 1/2t 位置 (mid-thickness) の負荷方向ひずみと中断時間の関係を母材原質部の結果と併せて Fig.4-10 に示す。HAZ の瞬間ひずみは、表・裏面近傍では約 3% と 1/2t 位置より大きい。しかし、クリープ速度は表・裏面近傍および 1/2t 位置で顕著な差は認められない。また破断した 16-8-2WJ-S の HAZ のひずみは 9 000h と比較して表・裏面近傍ではほぼ同じであるが、1/2t 位置および上面近傍では急激に大きくなっている。これは、9 000h を過ぎてから 16-8-2WJ-S の WM の下面近傍に割れが発生したために、それに隣接した HAZ の下面近傍で変形が進行しなくなる。一方、1/2t 位置および上面近傍では下面近傍の WM に割れが発生したために 1/2t 位置および上面近傍の応力が増加し急激なひずみの増加を招いたことが原因と思われる。

Fig.4-11 はクリープ破断した 16-8-2WJ-S における A 点付近の光学顕微鏡組織を示す。このような、大きな割れは最終溶接層とそれに隣接した積層の境界付近のみで観察された。前述の熱影響部のクリープひずみ変化および組織観察結果から、溶接金属部で破断した 16-8-2WJ-S の割れは下面近傍から発生したものと推察される。

溶接まま材における HAZ の板厚方向の硬さ分布を母材原質部の硬さ分布と併せて Fig.4-13 に示す。HAZ の硬さは、溶接熱サイクルの影響の大きい 1/2t 付近が約 280 HV と最も硬く、表・裏面側に近づくにつれ低下し、最後に積層し溶接熱サイクルの影響の少ない下面近傍では約 170 HV 程度まで低下している。しかし、いずれの位置においても母材原質部よりも硬化している。溶接まま材における HAZ の下面近傍および 1/2t 位置の転位組織を Fig.4-15 に示す。下面近傍よりも溶接熱サイクルを多く受けた 1/2t 位置では、下面近傍と比較し転位が多く観察される。しかし、いずれの位置においても、粒内・粒界ともに析出物は観察されなかった。

以上の結果から、HAZ においても WM と同様に溶接熱サイクルの影響により、表・裏面近傍に比べ内部に転位が多く導入され硬化したものと考えられる。

16-8-2WJ-S における表・裏面近傍の WM およびそれに隣接する HAZ のクリープ速度と時間の関係を 16-8-2WM の結果と併せて Fig.4-14 に示す。WM のクリープ変形速度は 16-8-2WM と比較していずれの時間においても遅い。また、WM と HAZ のクリープ速度は短時間側でほぼ同じである。しかし、長時間側でのクリープ速度は WM が約 4 000h から加速するのに対し HAZ は単調に減少しその差は大きくなる。WM では表・裏面近傍か

ら内部に行くに従い硬度が大きくなる (Fig.2-12). このため、クリープ変形速度は溶接金属単体の試験片の場合 $1/4t$ から切り出した 16-8-2WM よりも下面近傍から切り出した試験片の方が速くなることが考えられる. しかし, WM のクリープ変形速度が 16-8-2WM よりも遅くなった原因は以下のように考える:

溶接金属部のクリープ変形速度は HAZ の速度よりも速いため, クリープの進行と共に WM のクリープ変形が両側の HAZ よりも進む. そのため WM ではくびれが生じて多軸応力状態になり相当応力が減少する. この点について, 中長らは溶接部が多軸応力状態にあるとして解析を行い, 負荷方向以外の応力成分が少し存在し, 相当応力が僅かに小さくなるだけでもクリープ変形の進行が大きく遅れることを明らかにしている¹⁵⁾. このような相当応力の減少により, 本溶接部においてもクリープ変形速度の遅い HAZ に挟まれて存在する 16-8-2WJ-S における WM が 16-8-2WM よりもクリープ変形速度が遅くなる.

以上のことから, 大形溶接継手試験片のクリープ破断寿命が溶接金属単体試験片よりも長くなったのは, 熱影響部に溶接金属のクリープ変形が拘束され溶接金属部が多軸応力状態になり相当応力が減少したためであると結論される.

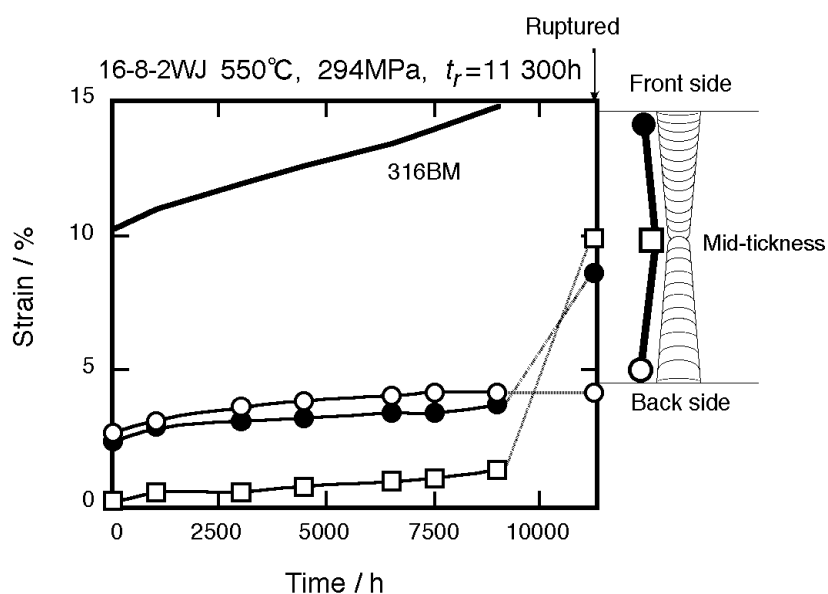


Fig. 4-10 Local variability of strain-time behavior in heat-affected zone (HAZ).

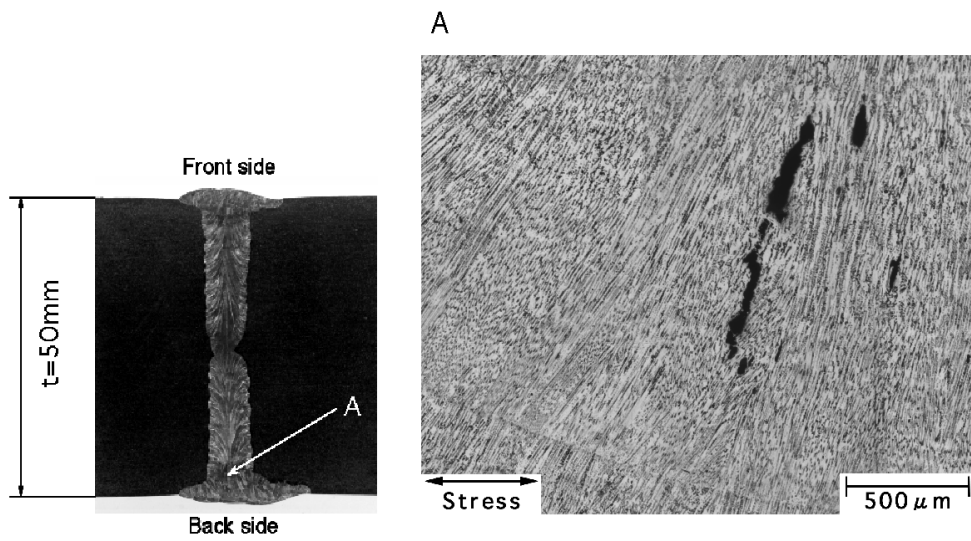


Fig. 4-11 Optical micrograph showing crack in the weld metal region of 16-8-2WJ-S specimen.

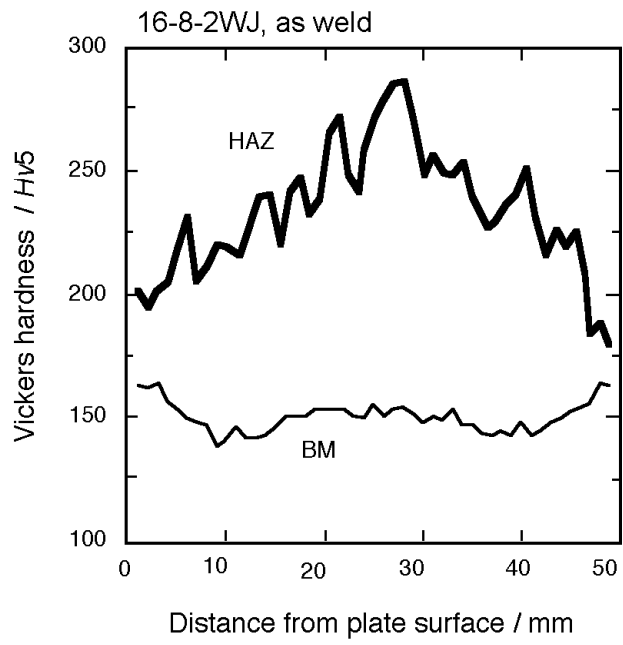


Fig. 4-12 Vickers hardness distribution for base metal and heat-affected zone (HAZ).

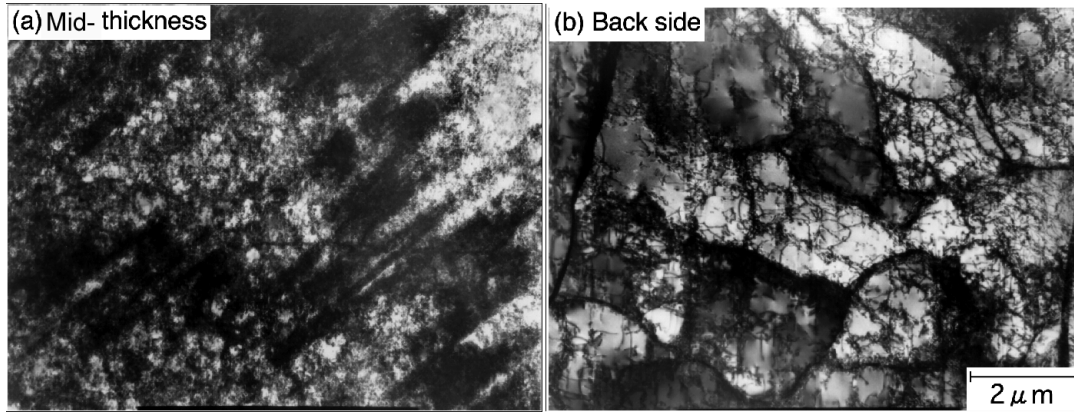


Fig. 4-13 Substructure of the heat-affected zone (HAZ) in the 16-8-2 welded joint. (a) mid-thickness (b) back side

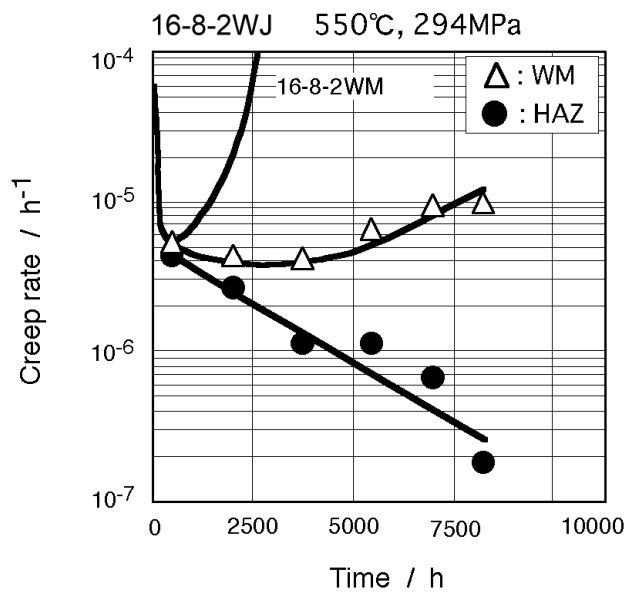


Fig. 4-14 Comparison of creep-rate time curves for weld metal specimen weld metal zone and heat-affected zone on the welded joint.

4.4 結論

316FR 鋼厚板溶接継手について、550°C における溶接金属部のクリープ変形および破断挙動を調べるため、大形溶接継手試験片表面のクリープひずみ解析を行ない以下の結論を得た。

- (1) 溶接継手における溶接金属部のクリープ強度は、溶接施工時の熱サイクルの影響が少ない表・裏面側の積層よりも、熱サイクルを多く受けた内部の積層が転位の導入により硬化しているために大きい。
- (2) 溶接金属部に隣接した熱影響部のクリープひずみは母材原質部よりも小さく、クリープ変形速度も遅い。また、熱影響部のクリープひずみは、溶接施工時の熱サイクルの影響が少ない表・裏面側よりも、熱サイクルを多く受けた内部で小さい。
- (3) 大形溶接継手試験片における溶接金属部では、クリープ変形が熱影響部に拘束され、多軸応力状態になり相当応力が減少するため、溶接継手から切り出した溶接金属単体試験片よりクリープ速度が遅くなる。
- (4) アンダーマッチングな溶接継手でも、全積層を含む大形溶接継手試験片のクリープ破断寿命は、溶接金属単体の試験片よりも長くなる。
- (5) 溶接金属部で破断した大形溶接継手試験片の割れは最終溶接層とそれに隣接した積層の境界付近から発生する。
- (6) 以上の結果から、溶接継手のクリープ特性評価を精度良く行うには、溶接金属の最弱部である最終溶接層を含んだ全厚の溶接継手試験片による評価が必要である。

参考文献

- 1) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇, 田下正宣, 西田 隆: 「長時間クリープ破断強度を窒素添加により改善した高速増殖炉用SUS 316 の開発」, 鉄と鋼, **75**(1989), p.1346.
- 2) H.Kaguchi, H.Kaneko, T.Nakazawa, N.Fujita, H.Ueda: SMIRT Trans. E, 131(1991).
- 3) 中澤崇徳, 木村英隆, 小松 肇, 古藤広之: 「CとN量の異なる316系ステンレス鋼のクリープ破断特性と組織の関係」, 鉄と鋼, **84**(1998), p.573.
- 4) 中澤崇徳, 藤田展弘, 木村英隆, 小松 肇, 高鍋清志, 川口聖一: 「高速炉-構造用の低炭素・中窒素型316系溶接材料の高温特性と微細組織」, 鉄と鋼, **80**(1994), p.783.
- 5) T.Nishida, M.Ueta, M.Sukekawa, H.Hirayama, Y.Asada: "Creep and Fatigue Properties of Advanced 316-Steel for FBR Structures", High-Temperature Service and Time-Dependent Failure ASM 1993, PVP-Vol.262.
- 6) 長谷部慎一, 浅山泰: 「ステンレス鋼溶接金属の熱・負荷履歴によるマイクロ組織変化」, 材料, **46**(1997), p.7.
- 7) M.Ueta, H.Kaguchi: "Status of Japanese Work and Plans for Incorporating 316FR Data into Code", ASME Code Meeting November (1995).
- 8) 松本 長, 川口聖一, 高鍋清志, 中澤崇徳: 溶接冶金研究委員会資料 (WM-92).
- 9) S. Hasebe, T. Asayama: "Microstructure Degradation in Stainless Steel Weld Metals Due to Thermal and Mechanical Histories", Materials Science Research International, 3-3,178(1997).
- 10) 山崎政義, 門馬義雄, 本郷宏通, 渡部 隆, 衣川純一, 村松由樹: 「小形および大形継手試験片による304鋼厚板突合せ溶接継手のクリープ破断挙動」, 材料, **39** (1990), p.35.
- 11) 山崎政義, 本郷宏通, 渡部 隆, 衣川純一, 田辺龍彦, 門馬義雄: 「304ステンレス鋼溶接部のクリープ特性の局所変動」, 第35回高温シンポジウム前刷り集, (1997), p. 169.
- 12) 衣川純一, 村松由樹, 門馬義雄, 山崎政義, 本郷宏通, 渡部 隆: 「304ステンレス鋼溶接継手のクリープ変形とその有限要素法による計算」, 溶接学会論文集, **7** (1989), p.117.
- 13) M.J.Manjoine: "Creep-Rupture Behavior of Weldments", Welding Journal, **61**(1982), p.50-s.
- 14) 本郷宏通, 升田博之, 門馬義雄: 「CCD撮像素子による干渉縞を利用した簡易ひずみ分布測定システムの開発」, 鉄と鋼, **79**(1993), p.504.
- 15) 中長啓治, 上田幸雄, 衣川純一, 山崎政義: 「厚板溶接継手の簡易クリープ解析モデルの開発」 溶接学会論文集, **12**(1994), p.249.

第5章 ミニチュア溶接金属および大形溶接継手試験片による 316FR鋼多層溶接継手のクリープ特性評価

5.1 緒言

第 2, 3 および 4 章で, オーステナイト系溶接金属においては溶接施行時に受ける熱履歴が積層ごとに違い転位密度が積層により異なること, また, 大形溶接継手試験片の溶接金属部はクリープ変形が (HAZ: heat affected zone) に拘束される結果応力状態が溶接金属単体の試験片と異なるため多層盛溶接継手のクリープ特性評価では全積層を含んだ大形溶接継手試験片を用いることが望ましいことを明らかにした。しかし, 一般に溶接継手および溶接金属の高温特性評価は, 主として板厚(t : thickness)の $1/4$ もしくは $1/2$ の位置から切り出した JIS Z 2271 (金属材料のクリープ及びクリープ破断試験法)¹⁾に準じたクリープ試験片で行われており^{2),3)}, 試験片採取位置の違いによる溶接金属組織および試験片形状の違いを考慮して行われていない。また, 溶接継手部分のクリープ変形を予測する方法としては, 溶接継手を混合則の成り立つ複合材料とみなし, 母材, 溶接金属および HAZ のデータから解析的な考察により継手のクリープ挙動を説明することが試みられている^{4),5)}。しかし, 単純な混合則モデルでは, 高温機器の損傷評価に必要な定量的な予測は困難である。このことから, 溶接継手のクリープ挙動の把握は一般に有限要素法 (FEM : Finite Element Method) などによるシミュレーションにより行われている⁶⁾。シミュレーションでは, それに用いる材料定数やモデルにより結果が大きく異なる。また, シミュレーションによる溶接継手のクリープ挙動の予測に関しては, 結果を実際の継手データと比較し, 予測の妥当性を評価した例はほとんど報告されていない。

そこで本章では, 低炭素・中窒素型 316 溶接継手における溶接金属部の高温強度特性の不均質性を明らかにすることを目的として, ミニチュア試験片を用いて試験片採取位置の違いによる溶接部の局所的な高温強度特性の変動およびクリープ挙動について検討する。また, 全積層を含んだ大形溶接継手試験片の表面についてクリープ変形に伴うひずみ分布の変化を実測した。大形溶接継手試験片ひずみ分布については材料特性の局所変動を考慮した FEM による溶接継手の弾塑性クリープ解析結果と比較した。さらに, クリープ破断材の組織観察を行い組織が高温強度特性の変動に及ぼす影響について検討した。

5.2 実験方法

5.2.1 供試継手および採取方法

第 2 および第 4 章で検討した板厚 50mm の 316FR 鋼を 316L 系のワイヤを用いて製

作した，合金系溶接継手 316WJ-S を供試継手とした．溶接金属部の局所のクリープ特性を
 取得するためには出来るだけ小さな形状の試験片が望まれる．この点について，山内らはミ
 ニチュア試験片（直径: 2mm 平行部長さ: 5mm）を用いて 316FR 溶接金属の高温低サイクル
 疲労試験を 550°C で行い，通常の試験片と同じ結果が得られることを確認している⁷⁾．ま
 た，角屋らは火力プラント部材（Cr-Mo-V 鋼, 2.25Cr-Mo 鋼, 1.25Cr-0.5Mo 鋼）から採取した直
 径 2mm，平行部 10mm のミニチュア試験片のクリープ試験を，酸化の影響を防いだ Ar 雰
 囲気中に行えば，大気中の標準寸法試験片と同等に評価できることを明らかにしている⁸⁾．そ
 こで，狭開先形状の溶接部のできるだけ狭い領域の高温強度特性を把握するため，溶接部か
 ら直径 2mm ，平行部の長さ 10mm のミニチュア試験片 (Fig.5-1) を採取することとした．
 Fig5-2 に示すように溶接部の異なった 5 箇所位置および方向からミニチュア試験片を採
 取した．3 種類のミニチュア溶接金属試験片 WMF, WM1/4 および WM1/2 は溶接金属部
 の表面近傍，板厚の 1/4 および 1/2 の位置から溶接線方向に採取した．また，溶接金属の異
 方性を明らかにするため，溶接金属部の表面近傍において溶接線と直交する方向にミニチュ
 ア溶接金属試験片 WMFT を採取した．WMFT は試験片平行部全てが溶接金属であるので
 WMF と比較することにより溶接金属の異方性を明らかにすることができる．さらに，HAZ
 のデータを取得するため，Fig.5-2 に示す板厚の 1/4，ボンド部から 1.5mm 離れた位置から
 ミニチュア試験片 HAZS を採取した．母材試験片は第 4 章で記述した 316FRBM を使用
 した．シミュレーション結果と比較する大形溶接継手試験片 316WJ-S は Fig.5-3 に示すよ
 うに平行部 180mm，板厚 48mm，板幅 10mm の平板形状で溶接金属が試験片平行部の中央
 に位置するように採取したものである．

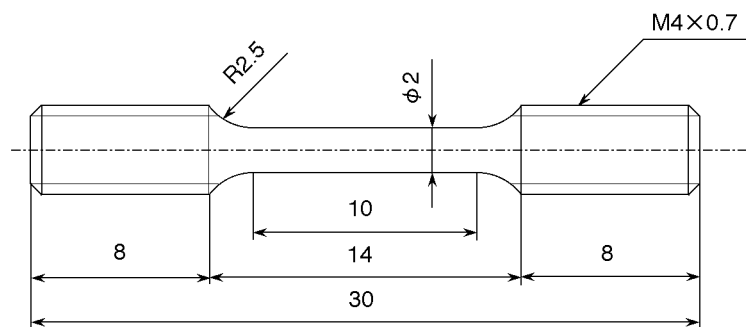


Fig. 5-1 Geometry of miniature specimen.

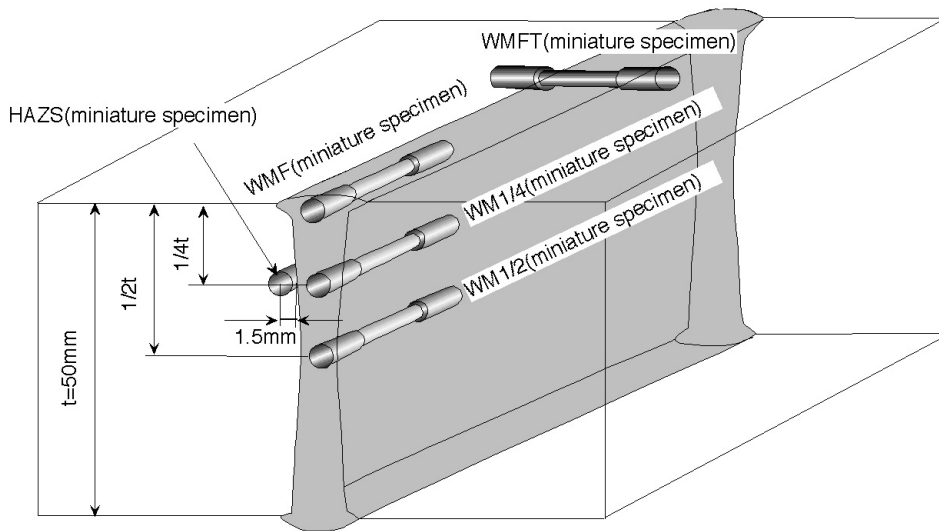


Fig. 5-2 Location of sampling for miniature specimen.

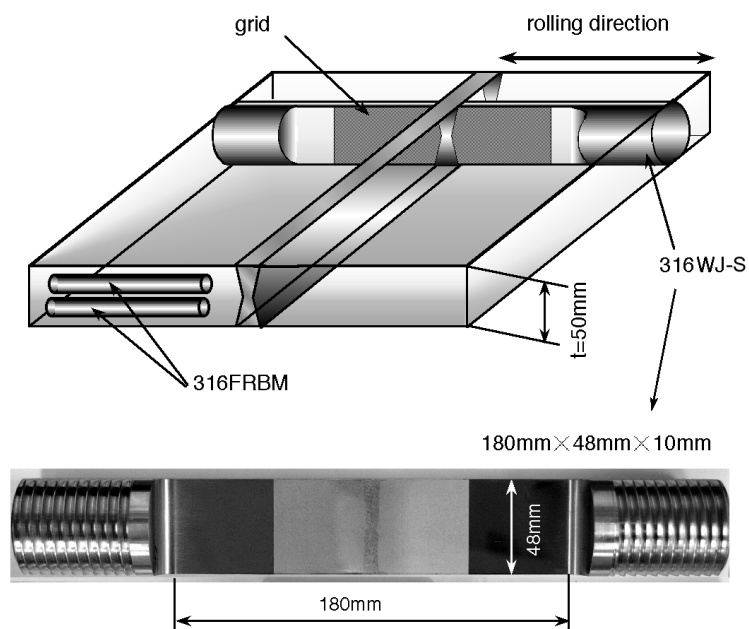


Fig. 5-3 Sampling of test specimens from welded joint and external of welded joint.

5.2.2 高温引張およびクリープ試験

高温引張試験の引張速度は JIS G 0576 (鉄鋼材料及び耐熱鋼の高温引張試験法)⁸⁾で降伏点または耐力までは 0.005%/s それを超えて破断にいたるまでは 0.125%/s とされている。そこで、ミニチュア試験片 WMF, WM1/4, WM1/2 および HAZS の高温引張試験を、5% ひずみまで 0.005%/s, それ以降は 0.125%/s の引張速度で行った。また、ひずみは標点距離約 9mm の押し当て式の伸び計を使用して求めた。ミニチュア試験片のクリープ試験は、最大荷重容量 1.47kN の直荷重型のミニチュアクリープ試験機を用いて行った。なお、ミニチュア試験片のクリープひずみはコネクタに伸び計を取り付けて、コネクタ間の変位を測定することにより求めた (Fig.5-4)。これらの高温引張試験およびクリープ試験は温度 550°C の条件で行った。

組織観察は、光学顕微鏡 (OM), 走査型電子顕微鏡 (SEM) および透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて行った。析出物の分析は、析出物を抽出レプリカ法で採取し、エネルギー分散型 X 線検出器 (EDS) および電子線回折装置を用いて行った。硬さ測定は、ビッカース硬度計を用いて、試験荷重 49N で行った。

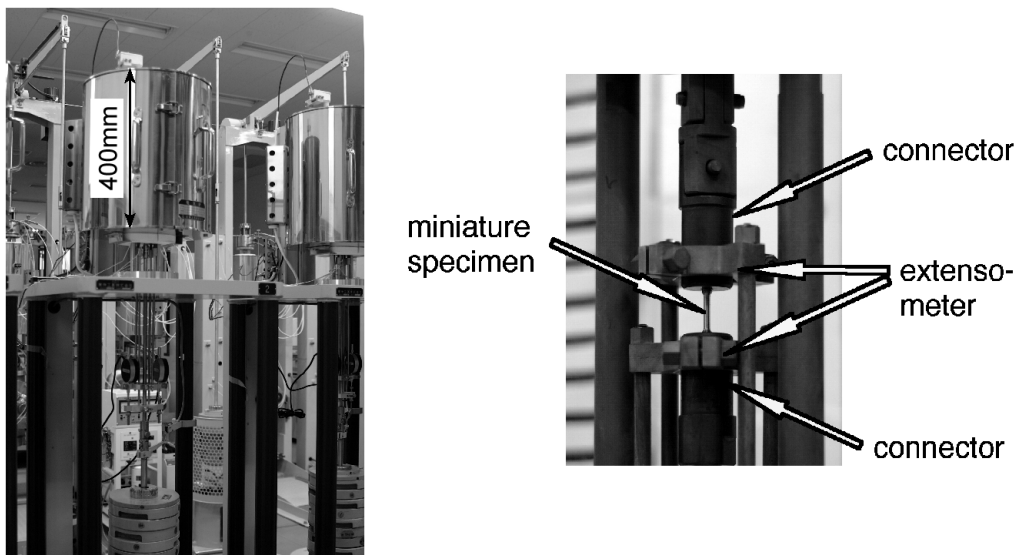


Fig. 5-4 Creep testing machine for miniature specimen.

5.2.3 大形溶接継手試験片の弾塑性クリープ解析方法

本研究においては大形溶接継手試験片 WJ316-S を計算の対象として、弾塑性クリープ解析を行った。解析は以下に挙げる 2 つのモデル

Model-A: 溶接金属部の材料定数を板厚の 1/4 から採取した溶接金属試験片のデータで代表したモデル、および

Model-B: 溶接金属部を板厚中央、板厚の 1/4 および表面近傍から採取した溶接金属試験片によるデータを基に 13 分割したモデル

について行った。Model-A は従来研究開発などで採用されているものであるが、Model-B は本研究による実験的な知見を反映させたものである。

溶接金属部の形状は Fig.5-5 に示した断面のマクロ組織から求めた。HAZ の幅は溶接継手の硬さ分布測定データ (Fig.5-6) を基にボンド部から母材原質部の硬さに至るまでの範囲を測定し 16mm とした。また、モデルは大形溶接継手試験片の溶接金属中央および板厚中央に対して対称性を考慮して図に示すように 1/4 分割モデルとした。2 つのモデル共 465 接点で 420 要素で構成した。各モデルおよびメッシュを Fig.5-7 に示す。弾性、塑性解析に必要な材料定数は高温引張試験で得られた値を使用した。また、クリープ解析はクリープ構成式 (5-1) のノートン則を用いた。

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \dots \dots \dots (5 \cdot 1)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ はクリープひずみ速度、 A 、 n は定数、 σ は応力である。定数については WMF, WM1/4, WM1/2, HAZS および 316FRBM の実験結果に基づき定めた値を使用した。FEM 解析には MSC Marc2002 を用いた。また、2 次元平面応力解析を行い、Updated-Lagrange 法により大変形を考慮した。

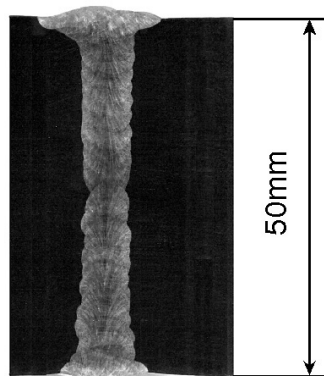


Fig. 5-5 Macrostructure of 316FR welded joint.

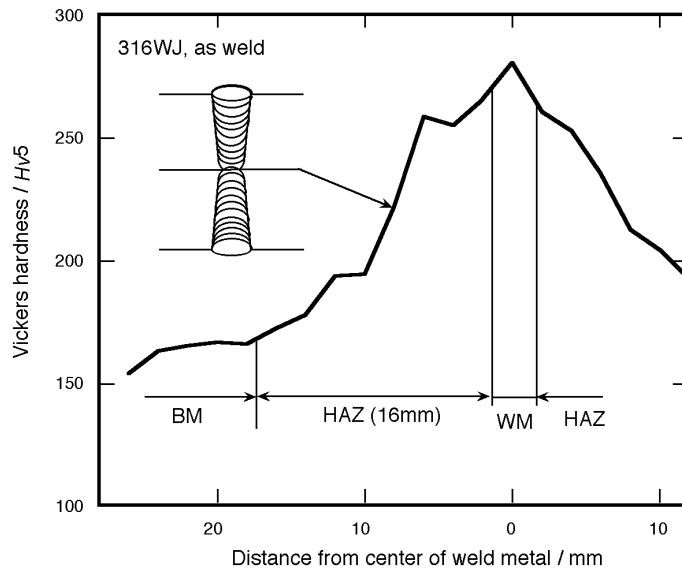


Fig. 5-6 Hardness profile across 316FR welded joint.

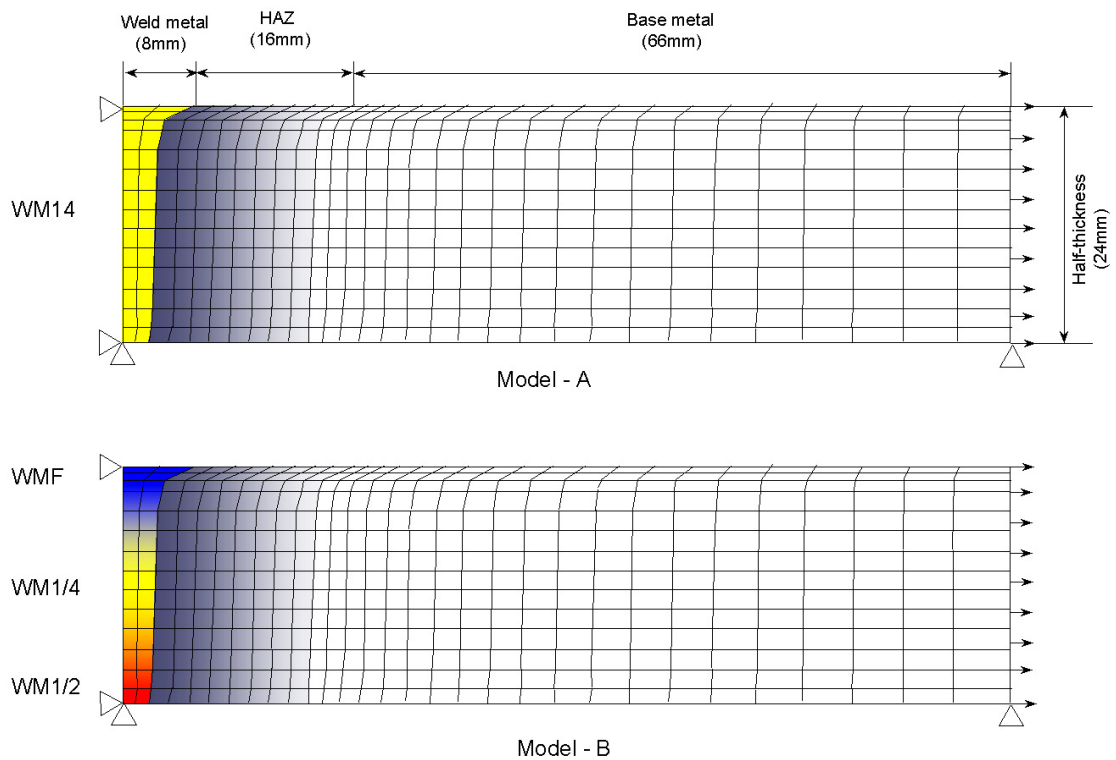


Fig. 5-7 A quarter of the welded joint specimen FEM model.

5.3 実験結果および考察

5.3.1 溶接金属部の試験片採取位置の違いによる高温強度特性の変化

溶接金属部の試験片採取位置の違いによる高温強度特性の変化を明らかにするため、表面近傍、板厚の 1/4 および板厚中央部から採取した試験片 WMF, WM1/4, WM1/2 の高温引張およびクリープ試験を行った。WMF および WM1/2 の応力-ひずみ曲線を Fig.5-8 に示す。板厚中央部から採取した WM1/2 は表面近傍から採取した WMF よりも引張強さは大きいですが、破断伸びは約 10% 少ない。また、WM1/2 の一様伸びは約 3% で WMF よりも約 15% 少ない。WMF, WM1/4 および WM1/2 の高温引張特性をまとめて Fig.5-9 に示す。0.2%耐力は試験片採取位置により異なり WMF, WM1/4, WM1/2 の順に大きくなり、引張強さも WM1/2 が最も大きい。また、試験片採取位置と硬さの関係は Fig.5-10 に示すように WMF, WM1/4, WM1/2 の順に大きくなる。そこで、硬さと 0.2% 耐力の関係を調べた (Fig.5-11)。試験片の硬さの増加に伴い 0.2% 耐力は直線的に増加し、硬さが大きい試験片ほど 0.2% 耐力が大きくなる。

このように、高温引張特性が異なる溶接金属試験片 WMF, WM1/4 および WM1/2 の応力 294MPa おけるクリープ変形挙動を Fig.5-12 に示す。クリープ破断寿命は WMF, WM1/4, WM1/2 の順に長くなり、板厚の 1/2 から採取した WM1/2 は表面近傍から採取した WMF より約 20 倍長い破断寿命を示す。また、最小クリープ速度は WMF, WM1/4, WM1/2 の順に遅くなり、WMF よりも WM1/2 の方が二桁以上遅い。溶接金属試験片 WMF, WM1/4 および WM1/2 の応力と破断時間の関係を Fig.5-13 に示す。板厚の中央部より採取した試験片 WM1/2 のクリープ強度はいずれの破断時間においても表面近傍から採取した試験片 WMF よりも大きく、一万時間破断強度で WMF よりも約 60MPa 大きい。また、WM1/4 は WMF と WM1/2 の間のクリープ強度を示す。このように溶接金属部の中央から採取した試験片の 0.2% 耐力、引張強さおよびクリープ強度が表面近傍から採取した試験片よりも大きい結果が得られた。本供試継手の溶接金属の 0.2% 耐力およびクリープ強度は硬さが大きい部位から採取した試験片ほど大きいことが明らかとなった。

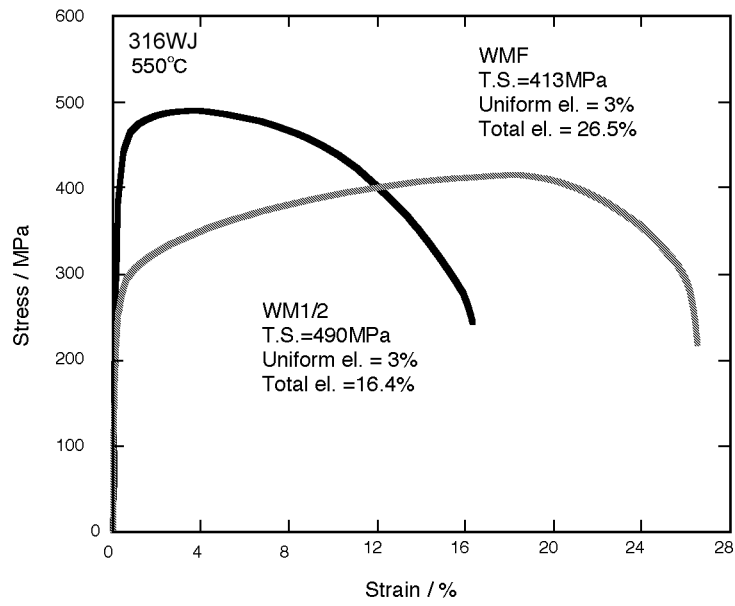


Fig. 5-8 Stress-strain curves from tensile test.

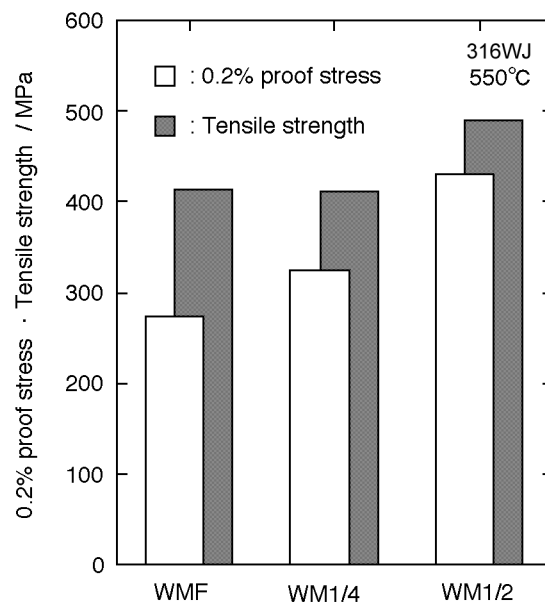


Fig. 5-9 Tensile properties of different location in the weld metal.

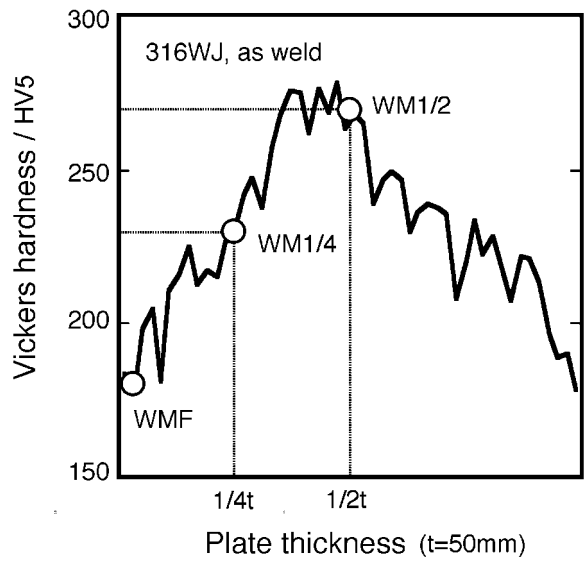


Fig. 5-10 Hardness distribution in the weld metal versus location of specimen sampling.

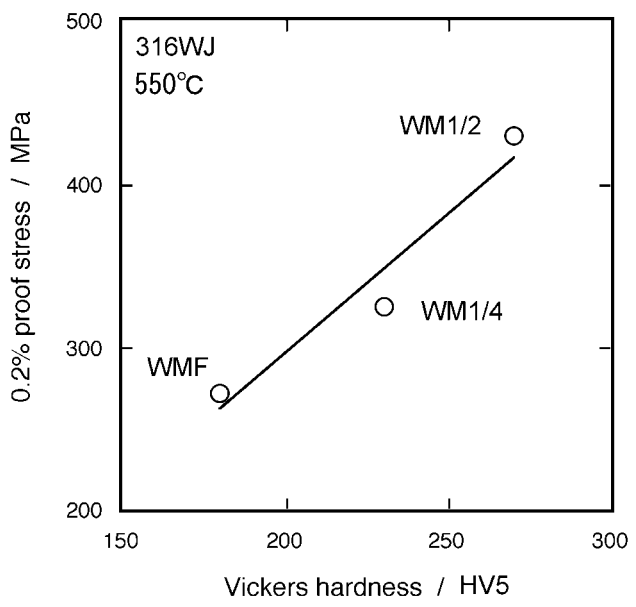


Fig. 5-11 0.2% proof stress versus hardness of weld metal specimens.

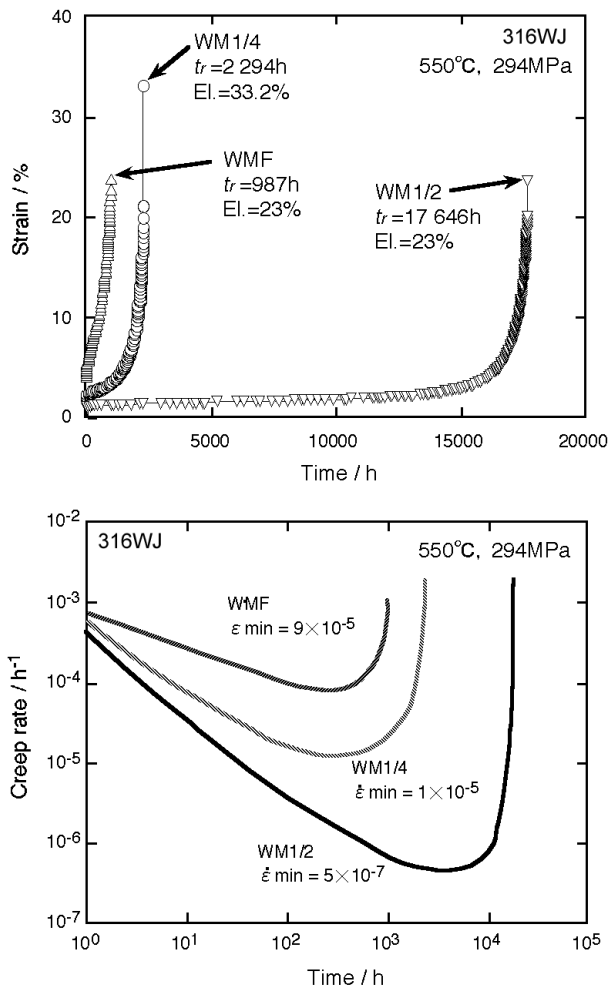


Fig. 5-12 Creep deformation behavior for the weld metal specimen.

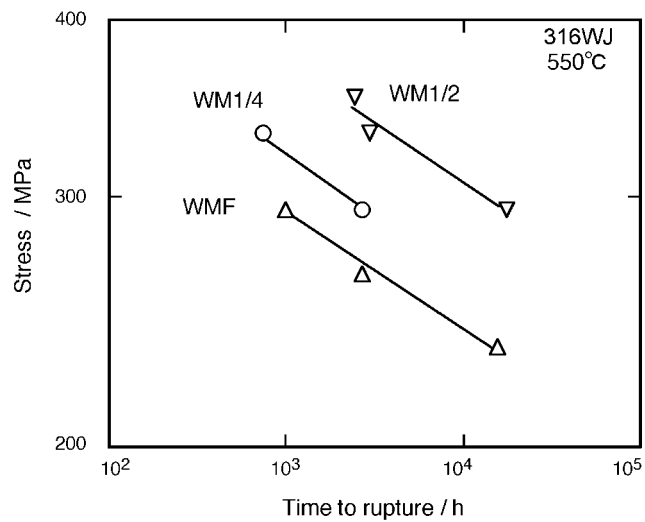


Fig. 5-13 Comparison of stress-rupture time curves for the weld metal specimens.

5.3.2 熱影響部 (HAZ) の高温強度特性

Fig.5-6 に示したように、HAZ の硬さはボンドライン部近傍で最も大きく母材原質部に近づくにつれて小さくなる。そこで最も硬化しているボンド部近傍の高温強度特性を調べるためボンド部近傍から採取したミニチュア試験片 HAZS の高温引張およびクリープ試験を行った。高温引張試験における HAZS と母材試験片 316FRBM の応力-ひずみ曲線を Fig.5-14 に示す。HAZS の 0.2% 耐力は 316FRBM と比較して 3 倍以上大きく、HAZS の引張強さは 316FRBM よりも約 80MPa 大きかった。以上のように、HAZS の 0.2% 耐力および引張強さは母材原質部よりも大きいことが明らかとなった。

次に、母材よりも 0.2% 耐力および引張強さが大きかった HAZS のクリープ挙動について調べた。ボンド部近傍から採取した試験片 HAZS のクリープ変形挙動を母材試験片 316FRBM の結果と併せて Fig.5-15 に示す。HAZS の瞬間ひずみは母材試験片の約 1/5 と少なく、破断伸びも少ない。また、HAZS の最小クリープ速度は 316FRBM よりも遅く、クリープ破断寿命は母材試験片よりも約 2 倍長い。このようにボンド部近傍から採取した試験片 HAZS のクリープ強度が母材原質部より採取した 316FRBM よりも大きい結果が得られた。これらのことから、溶接金属部と同様に溶接施工時の熱サイクルの影響により母材原質部よりもボンド部近傍の方が硬化している HAZ ではボンドライン近傍の 0.2% 耐力、引張強さおよびクリープ強度が最も大きく母材原質部に近づくにつれ小さくなるものと推察される。

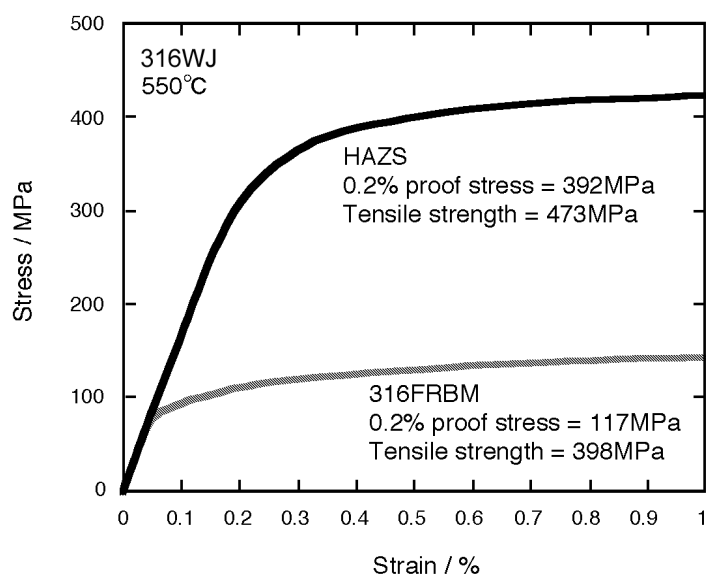


Fig. 5-14 Comparison of stress-strain curves of HAZ and base metal from tensile test.

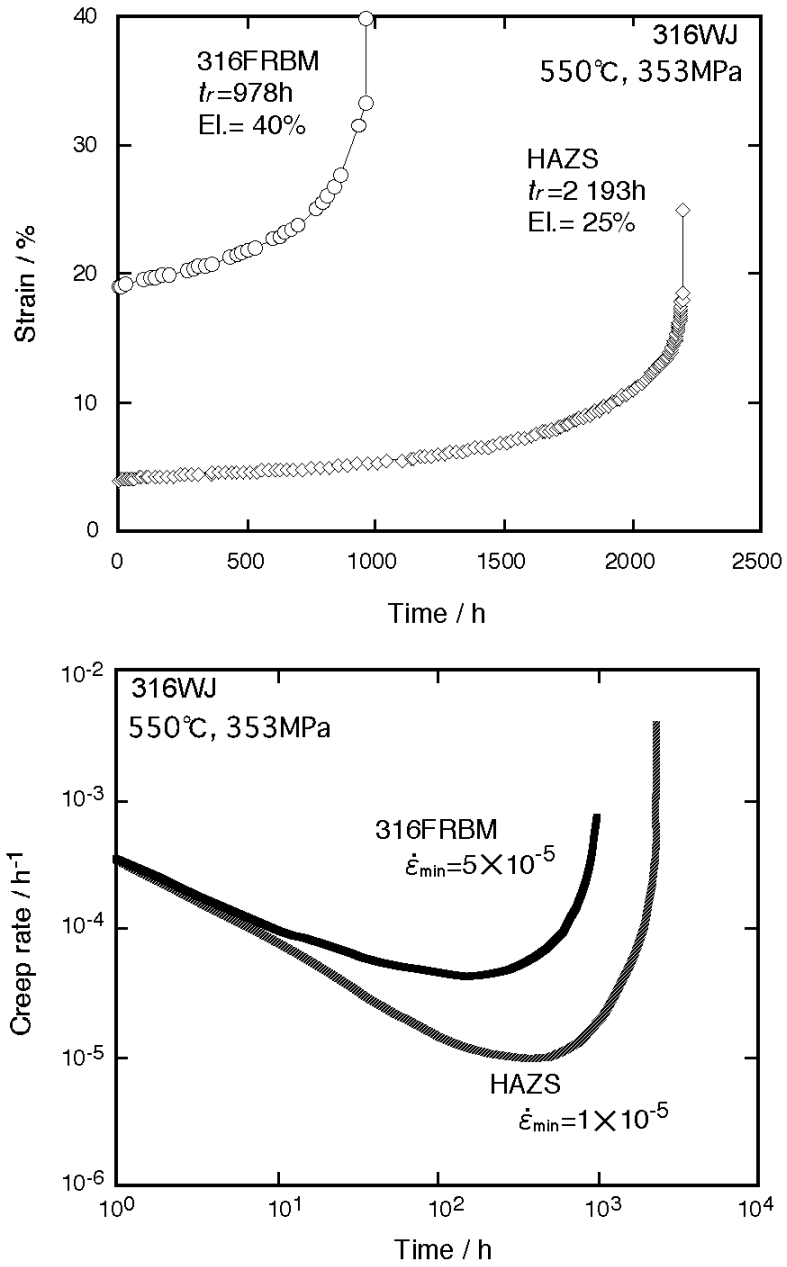


Fig. 5-15 Creep deformation behavior curves HAZ and base metal at 550 °C, 353MPa.

5.3.3 溶接金属の試験片採取方向の違いによるクリープ特性変化

溶接金属の高温強度特性評価は溶接金属部の幅が比較的狭いため、通常試験片は溶接線方向に採取して行われている。しかし、溶接継手のクリープ特性評価は溶接線と垂直方向から採取した横継手試験片で行われることが多い。この場合、溶接金属単体試験片と溶接継手試験片とでは応力を受ける方向が 90° 異なる。溶接金属は柱状晶組織であるため、試験片採取方向が 90° 違った場合高温強度特性が異なることが予想される。そこで、溶接金属の表面近傍から溶接線方向に採取した WMF と溶接線と直交方向から採取した WMFT のクリープ挙動について検討した。265MPa の応力条件でクリープ試験を行った WMF および WMFT のクリープ変形挙動を Fig.5-16 に示す。WMF の瞬間ひずみおよび破断伸びは WMFT よりも大きい。加速クリープ開始および破断時間は WMF よりも WMFT の方が遅い。また、最小クリープ速度は WMF よりも WMFT の方が一桁程度遅い。このように、溶接金属部の溶接線方向に採取した試験片と溶接線と垂直な方から採取した試験片のクリープ特性は大きく異なり、溶接線と垂直な方向から採取した試験片の方が溶接線方向から採取した試験片よりもクリープ強度が大きいことを実験的に確認した。

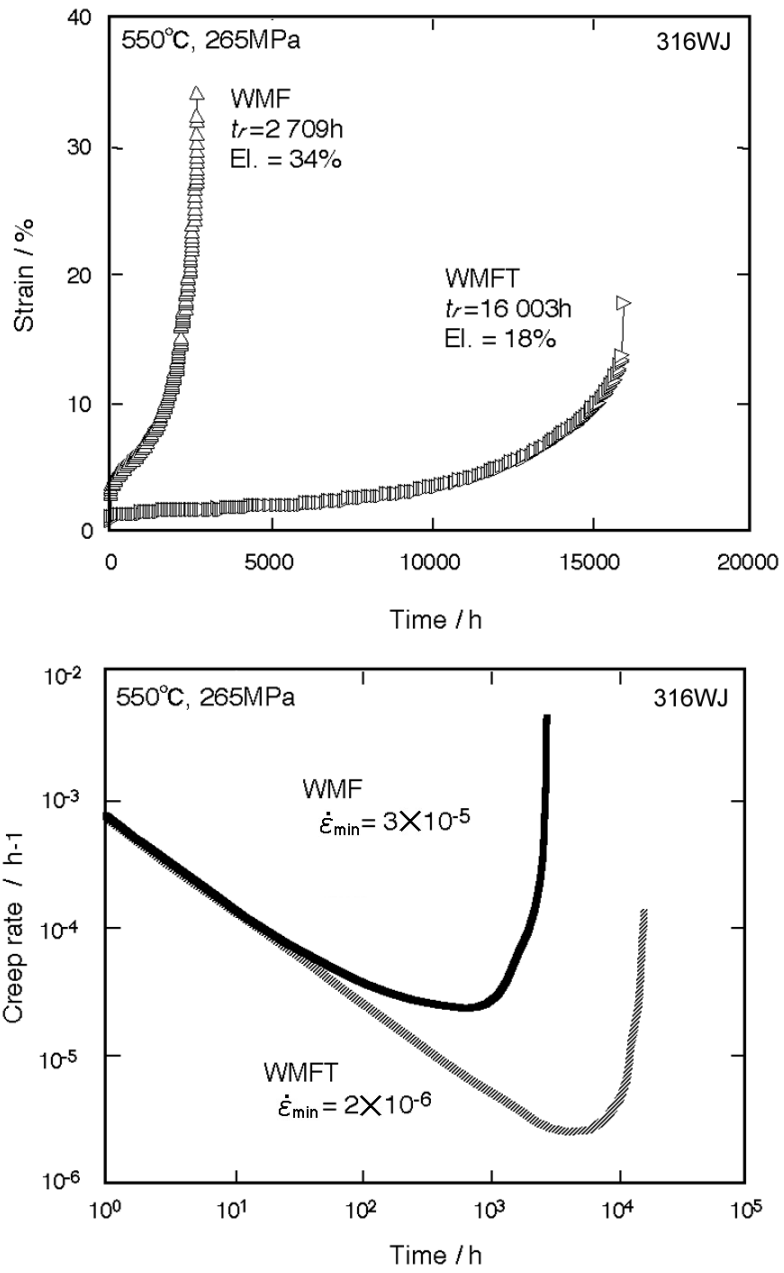


Fig. 5-16 Creep deformation behavior for longitudinal and transverse specimens.

5.3.4 大形溶接継手試験片における溶接金属部のクリープ特性

溶接金属部では高温強度特性が連続的に異なることを 5.3.1 節で明らかにした。そこで、高温特性が連続的に異なる溶接金属を含んだ大形溶接継手試験片における溶接金属部のクリープ変形挙動調べるため、294MPa で大形溶接継手試験片のクリープ中断試験を行った。

7 000 および 18 000h でクリープ試験を中断・除荷した後、溶接金属部の荷重軸方向のひずみ変化を測定した結果を Fig.5-17 に示す。7 000h では板厚中央のひずみが 2% 以下であるが、表裏面近傍では約 5〜7% になる。また、破断末期の 18 000h では、板厚中央のひずみは 7 000h とあまり変わらないが、表裏面近傍では 15〜20% と大きくなっている。このことから、大形溶接継手試験片の溶接金属部では不均一なクリープ変形挙動を示し、クリープ速度は板厚中央で最も遅く、表裏面近傍で最も速いことがわかる。この結果は、溶接金属部の表面近傍から採取した試験片のクリープ強度が板厚中央から採取した試験片よりも小さいという結果と良く一致している。

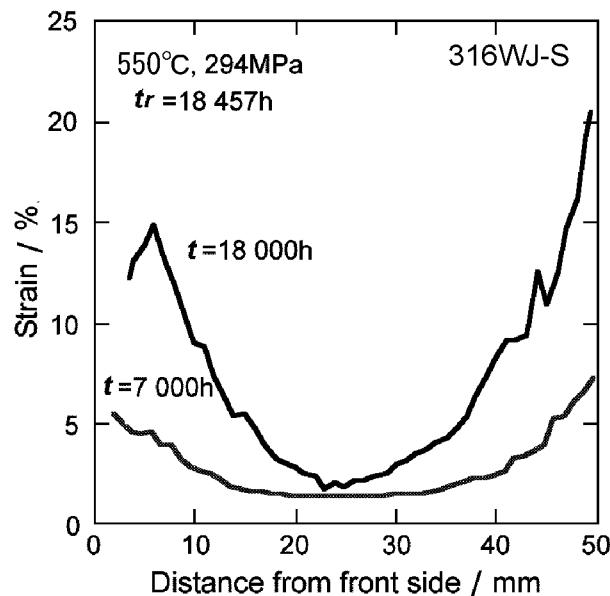


Fig. 5-17 Change in strain distribution in the thickness direction of the welded joint.

5.3.5 破断した溶接継手および溶接金属試験片の組織観察

大形溶接継手試験片の破壊の起点となる位置を明らかにするため、クリープ破断した大形溶接継手試験片の組織観察を行った。大形溶接継手試験片のクリープ破断後の溶接金属部表面近傍および板厚中央部の SEM 組織を Fig.5-18 に示す。いずれの位置においても、オーステナイト相内に少し凹に腐食されたフェライト相が観察される。また、フェライト相から析出した析出物も多数認められる。表面近傍 (Fig.5-18(a)) では析出物界面にボイドが多数観察されるが、板厚中央部 (Fig.5-18(b)) ではあまり認められなかった。同材は 18 457h で溶接金属部破断したが、その表面近傍および板厚中央部の破面を Fig.5-19 に示す。表面近傍ではデンドライトの模様に対応した脆性破面が確認される (Fig.5-19(a))。これに対して、板厚中央部は延性破面特有のディンプル状の形態である (Fig.5-19(b))。デンドライト状の破面に対応する部分での酸化がディンプル状の破面の部分より進んでいることから、初期にデンドライト状の組織に沿ってき裂が伝播し、破断の最終段階の急速破断でディンプル状の破面が形成されたものと思われる。これらのことから、大形溶接継手試験片による溶接金属部の破壊は以下のようにして起るものと考ええる。即ち、表面近傍のクリープ変形量が板厚中央部よりも大きいため、まず、表面近傍の析出物界面で板厚中央部よりも速くボイドが発生し、次いで、発生したボイドの成長・合体により、き裂が柱状晶界面に沿って成長する。このき裂の成長に伴う板厚中央部での応力増加により最終破断に至る。

溶接金属部破断した大形溶接継手試験片における溶接金属部の表面近傍ではボイドが多数観察された。この破断材の溶接金属部はひずみ分布測定結果から多軸の応力状態になっていたものと推察できる。そこで、ボイドの生成・成長に及ぼす応力状態 (単軸, 多軸) の影響を調べるためクリープ試験時間の大半が単軸応力状態であるものと考えられるミニチュア溶接金属試験片の組織観察を行った。表面近傍から採取したミニチュア溶接金属試験片平行部のクリープ破断面の SEM 組織を Fig.5-20 に示す。表面近傍から採取した試験片 WMF の 294MPa, 985h 破断材では、フェライト相内に微細な析出物が観察されるが、 γ 相内では確認できなかった。また、ボイドは観察されない (Fig.5-20(a))。235MPa, 15 765h 破断材ではフェライト相内に 985h 破断材よりも粗大化した析出物が認められる。また、析出物界面にボイドが僅かに観察されるもののその数は非常に少ない (Fig.5-20(b))。板厚の 1/2 から採取した試験片 WM1/2 の 294MPa, 17 646h 破断材ではボイドが析出物界面に多数観察される (Fig.5-20(c))。これらの析出物を抽出レプリカにより採取し TEM を用いて EDS によるスペクトル・パターンおよびディフラクション・パターンから同定した。その結果を Fig.5-21 および Fig.5-22 に示す。985h 破断材で観察された析出物は主にフィルム状の Laves 相, $\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$ および σ 相とは異なる Cr 主体の析出物 (Cr.r.p) であった (Fig.5-21)。

また、15 765h で確認された粗大な析出物は主に σ 相、 $\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$ および Cr.r.p であった (Fig.5-22). 表面近傍から採取したミニチュア溶接金属試験片のクリーブ破断材ではあまりボイドが観察されなかったが 294MPa, 18 457h で破断した大形溶接継手試験片の表面近傍では多数のボイドが観察された (Fig.5-18(a)). 先に、J. R. Rice らは多軸の応力状態では短軸の応力状態よりもボイドの成長率が速くなることを報告している⁹⁾. また、藤本らは単軸応力下よりも多軸応力下で早期にボイドが発生し、数を増やすことを報告している¹⁰⁾. 本研究の結果もそのことを裏付けている. すなわち、大形溶接継手試験片の HAZ は母材や溶接金属表面近傍よりもクリーブしにくいいため、大形溶接継手試験片の溶接金属部は模式図 Fig.5-23 に示すように溶接金属部に隣接する HAZ に溶接金属のクリーブ変形が拘束されて多軸応力状態になると考えられる. このことから、表面近傍から採取しクリーブ試験時間の大半が単軸応力状態であった溶接金属単体試験片 WMF よりも大形溶接継手試験片の多軸応力度が大きい溶接金属部表面近傍でクリーブボイドが多数観察される結果となっていると推察できる. また、大形溶接継手試験片の溶接金属部の板厚中央でボイドがあまり認められない (Fig.5-18(b)) にもかかわらず、板厚中央から採取した試験片 WM1/2 で多数のボイドが観察された (Fig.5-20(c)). この原因は、3.3 節で明らかにしたように、溶接金属のクリーブ強度は溶接線方向に引張荷重を受ける溶接金属試験片よりも溶接線と直行方向に引張荷重を受ける溶接金属試験片の方が大きかったことから、本実験で用いた大形溶接継手試験片の溶接金属部は溶接線と直行する方向に荷重を受ける横継手であるため、溶接線方向に荷重を受ける場合よりもクリーブ強度が大きく、クリーブによる損傷が溶接線方向に荷重を受ける WM1/2 よりも少なかったためと推察できる. 以上のように、溶接継手試験片における溶接金属部と溶接金属部から切り出した単体の溶接金属試験片では、応力状態および試験荷重方向が違うためボイドの発生量が異なったものとする.

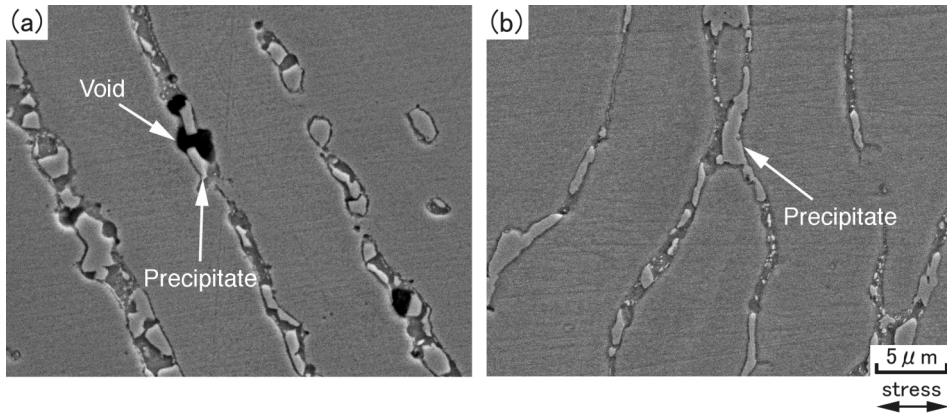


Fig. 5-18 Scanning electron micrographs showing void distribution in the ruptured 316WJ-S ($t_r=180\ 457h$). (a) near-surface region (b) mid-thickness position

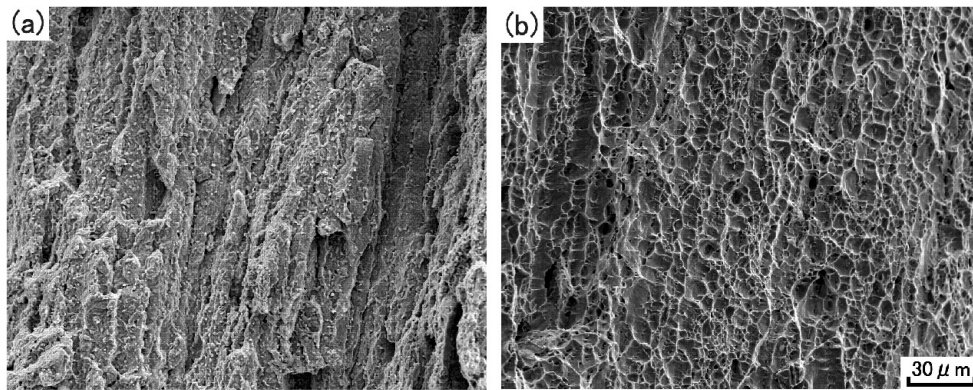


Fig. 5-19 Scanning electron micrographs showing fracture surface of 316WJ-S ($t_r=180\ 457h$). (a) near-surface region (b) mid-thickness position

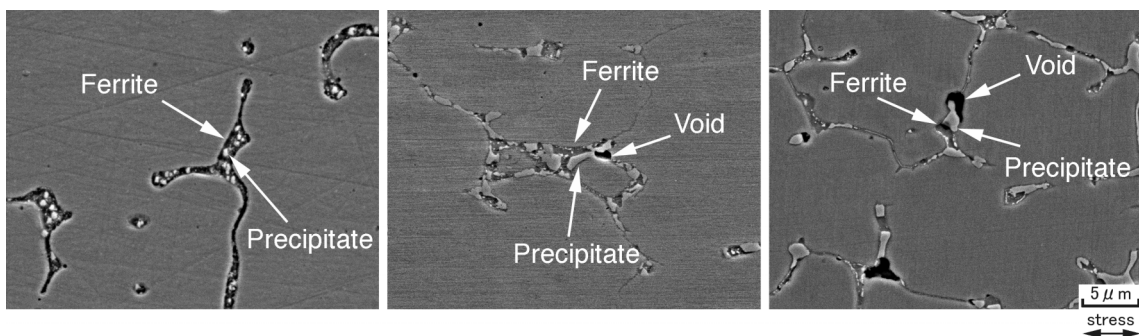


Fig. 5-20 Scanning electron micrographs showing void distribution in the miniature specimens taken from near-surface region and the 1/2 plate thickness region. (a) WMF, 294MPa, $t_r=985h$ (b) WMF, 235MPa, $t_r=15\ 765h$ (c) WM1/2, 294MPa, $t_r=17\ 646h$

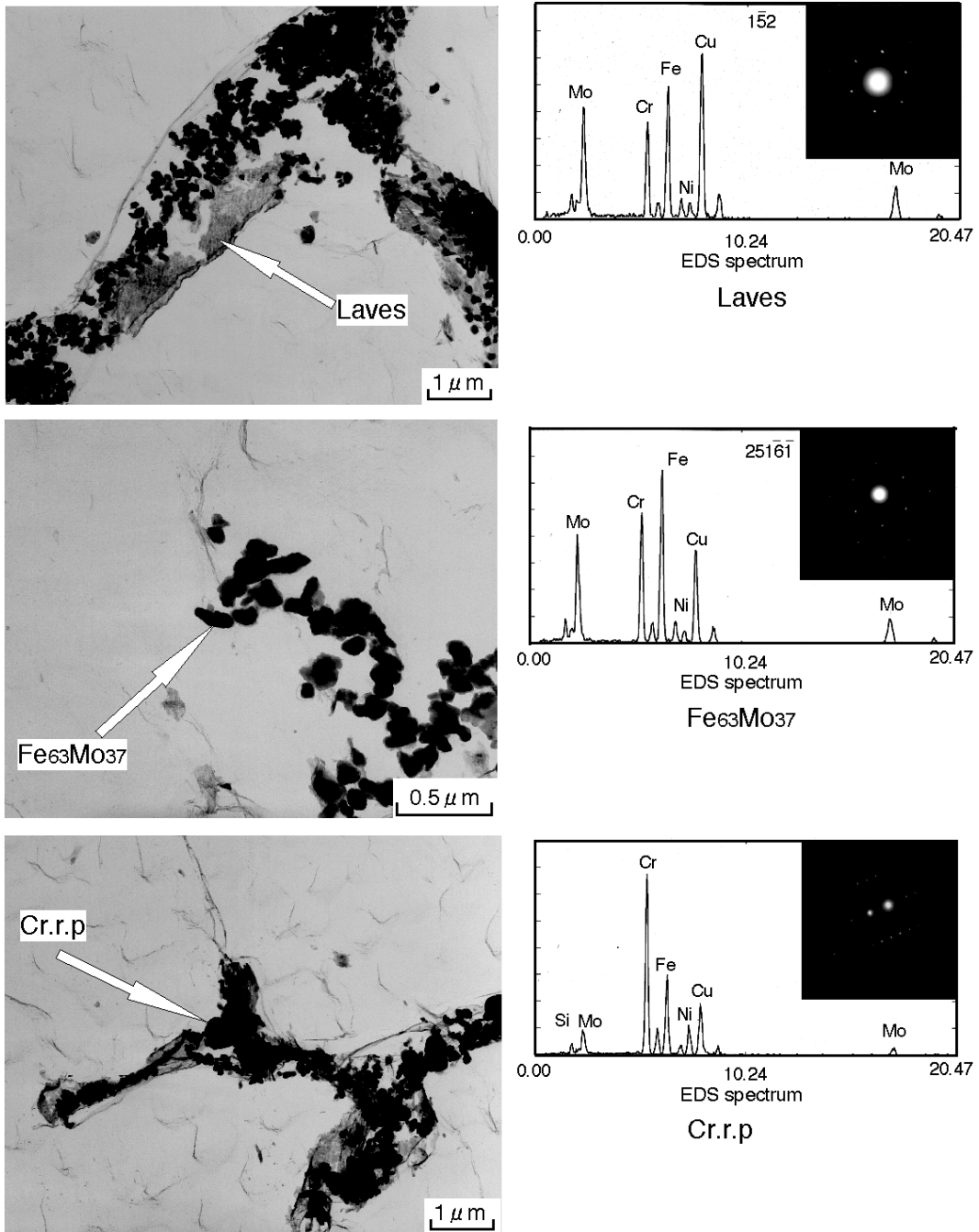


Fig. 5-21 TEM micrographs of the precipitates extracted replica prepared from creep-rupture specimen of WMF at 550°C , 294MPa , $t_r=985\text{h}$.

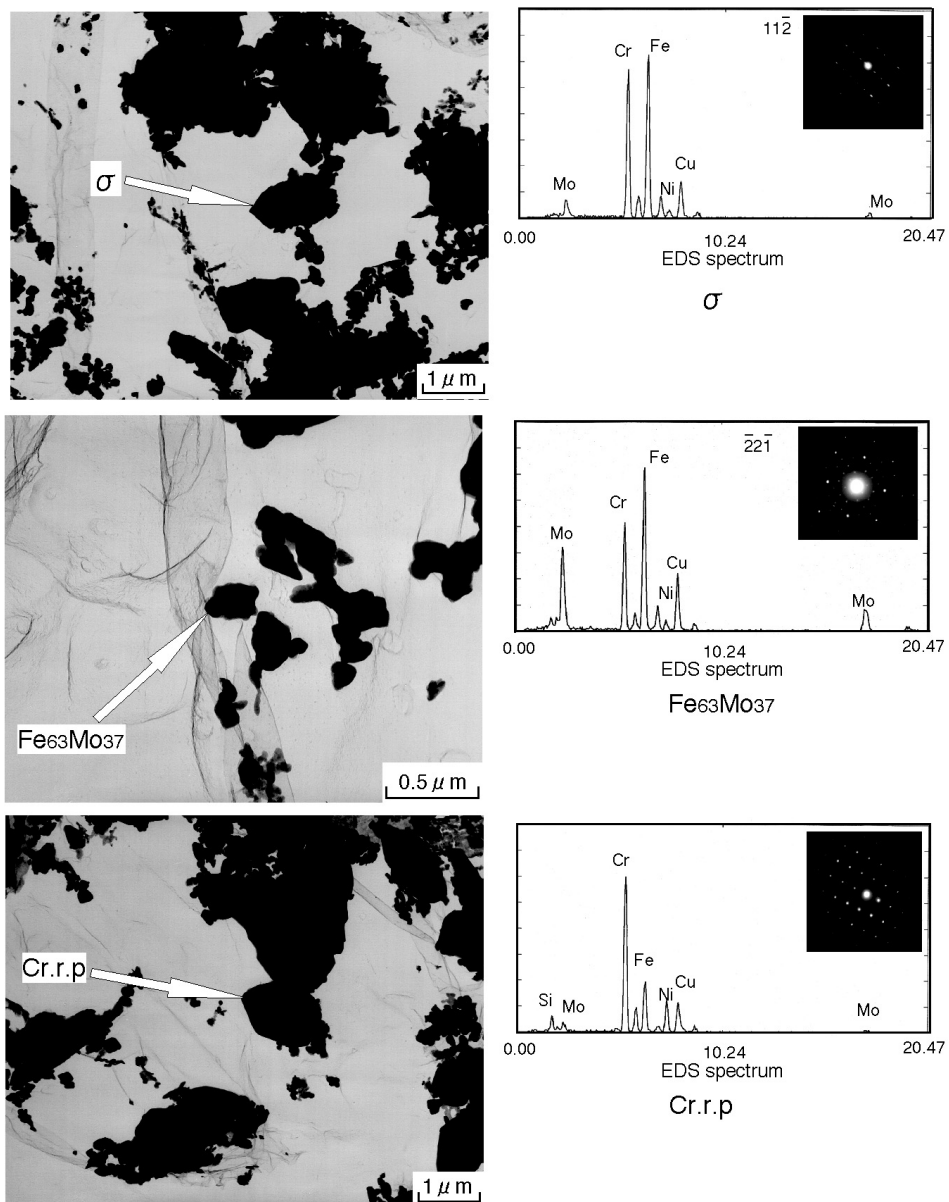


Fig. 5-22 TEM micrographs of the precipitates extracted replica prepared from creep-rupture specimen of WMF at 550°C, 235MPa, $t_r=15\ 765\text{h}$.

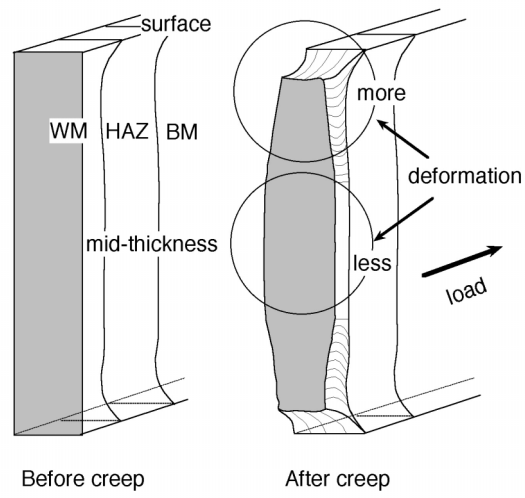


Fig. 5-23 Schematic illustration showing the geometrical change after creep deformation for the full thickness welded joint specimen.

5.4 弾塑性クリープ解析

5.4.1 溶接継手を構成する各部のクリープデータ

母材試験片 316FRBM および熱影響部試験片 HAZS の最小クリープ速度と応力の関係を Fig.5-24 に示す。HAZS の最小クリープ速度はいずれの応力においても 316FRBM よりも遅く、応力指数 (n) は大きく異なる。高温引張特性およびクリープ特性が HAZS と 316FRBM では異なっていた。また、硬さがボンド部から母材原質部までほぼ直線的に低下していた。これらのことから、ボンド部近傍の熱影響部のクリープ定数は Fig.5-24 に破線で示したように、HAZS と母材試験片 316FRBM の間で変化すると仮定した。

溶接金属試験片 WMF, WM1/4 および WM1/2 の最小クリープ速度と応力の関係を Fig.5-25 に示す。応力依存性の勾配 n 値は WMF, WM1/4, WM1/2 の順に小さくなる傾向を示す。溶接金属部のクリープの材料定数は、WMF~WM1/4 および WM1/4~WM1/2 の間で破線のように変化すると仮定した。

母材 316FRBM, 熱影響部 HAZS, 溶接金属試験片 WMF, WM1/4, WM1/2 の高温引張特性およびクリープの材料定数を Table.5-1 および Table.5-2 にそれぞれ示す。なお、溶接線方向から採取した試験片 WMF よりも溶接線と垂直方向から採取した試験片 WMFT のクリープ強度が大きいことを 5.3.2 節で明らかにした。今回実験に用いた溶接継手試験片は溶接線に垂直方向に荷重を受ける横継手である。この場合、溶接線と垂直方向から採取した試験片のデータをシミュレーションに用いることが望ましい。しかし、溶接金属のデータは通常溶接線方向から採取した試験片により取得されている。また溶接線方向から採取した試験片よりも垂直方向から採取した試験片のクリープ強度が大きかったことから、溶接線方向から採取した試験片によるデータを使用した場合、垂直方向から採取したデータを用いるよりも安全側の評価になる。これらのことから、本報告では溶接線方向から採取した試験片による溶接金属データを用いてシミュレーションを行った。

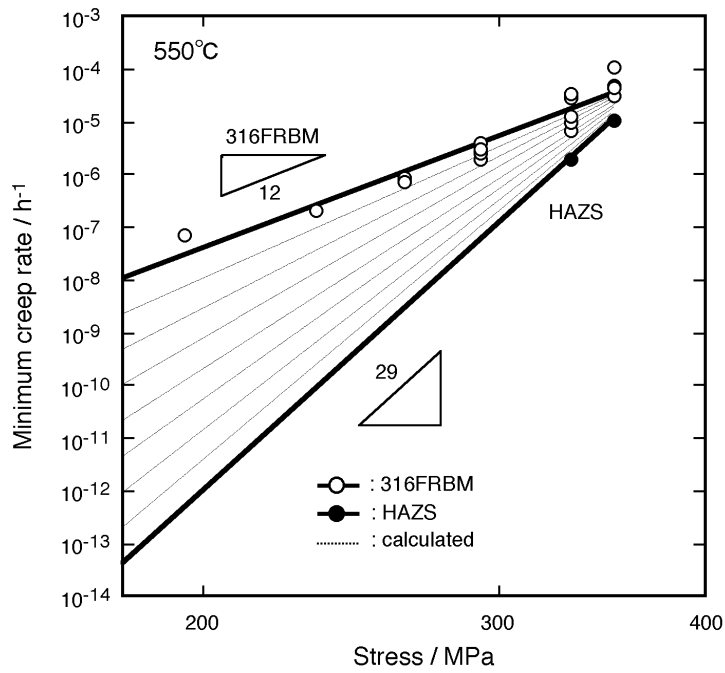


Fig. 5-24 Comparison of minimum creep rate versus stress curves for 316FRB and HAZS.

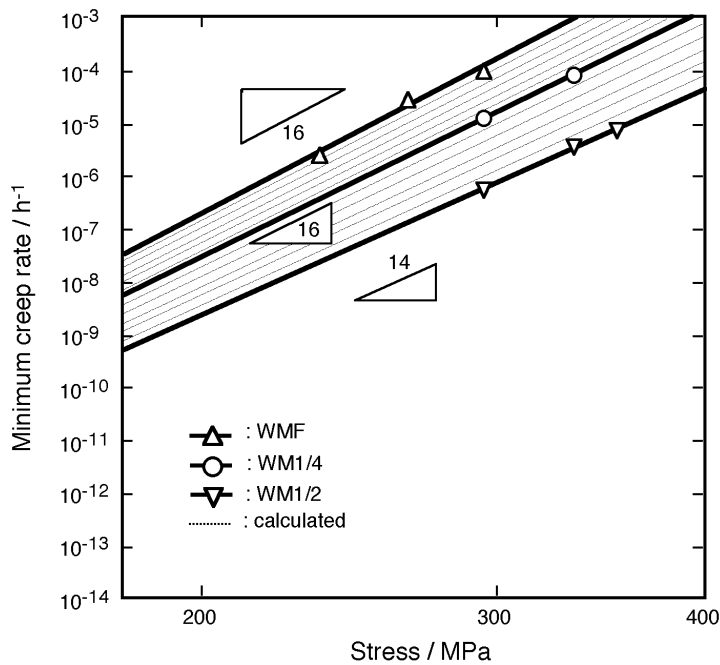


Fig. 5-25 Comparison of minimum creep rate versus stress curves for weld metal.

Table 5-1 Tensile properties of the different location in the welded joint.

Specmeni	Yield stress (MPa)	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strengt (MPa)	Young's modulus (GPa)	Poisson's ratio
316FRBM	80	117	395	140	0.3
HAZS	250	394	473		
WMF	184	273	415		
WM1/4	190	325	412		
WM1/2	230	430	493		

Table 5-2 Material parameters of base metal, HAZ and weld metal.

Specmeni	A (MPa ⁻ⁿ ·h ⁻¹)	n
316FRBM	6.894E-36	12.05
HAZS	2.335E-79	28.91
WMF	2.085E-45	16.49
WM1/4	4.650E-44	15.57
WM1/2	4.548E-42	14.21

5.4.2 弾塑性クリープ解析結果

550°C, 294MPa の荷重により $t_f=180\ 457\text{h}$ で溶接金属部破断した大形溶接継手試験片の実験結果と比較するため, Model-A および Model-B の弾塑性クリープ解析を温度 550°C 応力 294MPa の条件で行った. 大形溶接継手試験片について各モデル (Model-A,B) で計算したクリープ曲線と実測結果とを比較した例を Fig.5-26 に示す. 溶接金属部の不均質性を考慮した Model-B と考慮しない Model-A のクリープ曲線に違いは観察されない.

Model-A および Model-B の 18 000h 後の相当弾塑性クリープひずみ分布を Fig.5-27 に示す. Model-B のひずみ分布 (Fig.5-27) は, 溶接金属部の表面から僅かに中に入った部分にひずみの最も大きい領域が観察され, 板厚の中央に近づくにつれてひずみは小さくなる. しかし, 従来型の Model-A では溶接金属部表面近傍と板厚中央のひずみに顕著な差は観察されない. 一方, Fig.5-17 に示したように, 大形溶接継手試験片における溶接金属部の板厚方向のひずみ分布は, 表面近傍で最も大きく, 板厚中央部に近づくにつれて小さくなる傾向を示した. このことから, Model-B の計算結果は Model-A よりも大形溶接継手試験片の実験結果と良く一致することがわかる. また, 中長らは溶接金属部が多軸応力状態にあるとして解析を行い, 相当応力が僅かに小さくなるだけでもクリープ変形の進行が大きく遅れることを明らかにしている¹¹⁾. これらのことから, 本実験本供試継手は Fig.5-28 に示すように局部的に低強度部 (表面近傍の溶接金属部) を含む溶接継手であり, この溶接継手が引張荷重を受けると, 低強度部で先行して生じる変形が強度の高い HAZ によって拘束され, 溶接金属部の表面近傍の相当応力が減少するためクリープ変形の進行が単軸試験片よりも遅れるものと推察できる. ミーゼス (Von Mises) の相当応力分布を Fig5-29 に示す. なお, 応力成分を Fig.5-30 に示すように定義した場合ミーゼスの相当応力 σ^* は以下で与えられる.

$$\sigma^* = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)} \quad \dots \dots \dots (5 \cdot 2)$$

ミーゼスの相当応分布は Fig.5-28 に示すように, 溶接金属部の表面近傍に相当応力の低い領域が認められる. これらのことから, 大形溶接継手試験片が溶接金属部表面近傍から採取した試験片の約 20 倍のクリープ破断寿命を示した (Fig.5-28) 一因は表面近傍の低クリープ強度部の相当応力が減少し短軸状態よりもクリープ変形の進行が遅れるためであると考えられる.

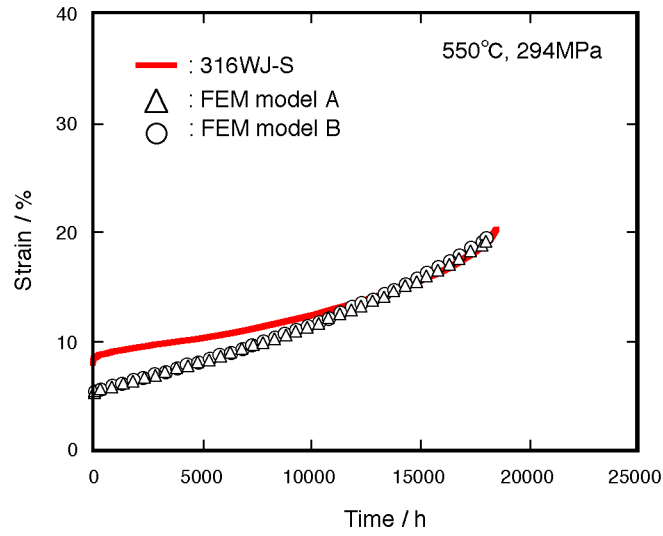


Fig. 5-26 Comparison of computation with measurement creep curve of specimen 316WJ-S after 18 000h crept at 550 .

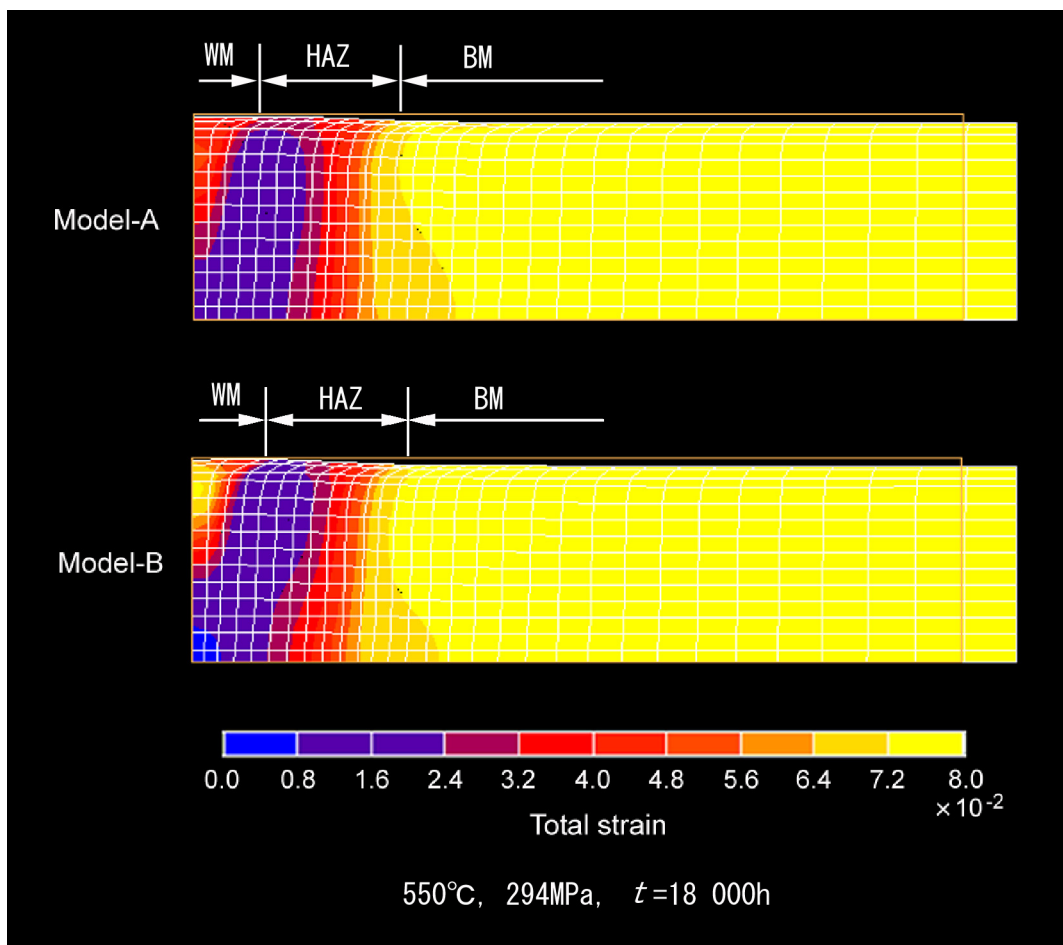


Fig. 5-27 Accumulated strain distribution by Model-A and Model-B after 18 000h crept at 550 .

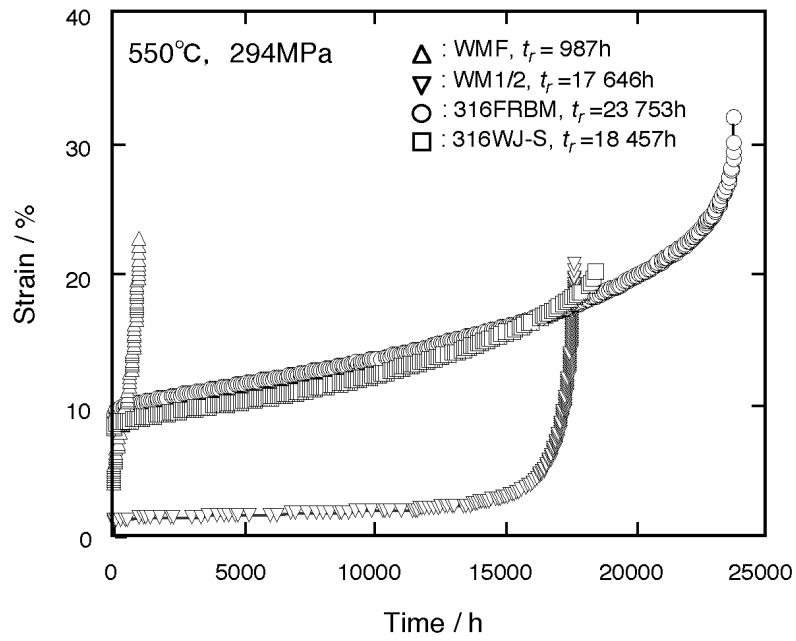


Fig. 5-28 Comparison of creep curves for base metal, weld metal and welded joint.

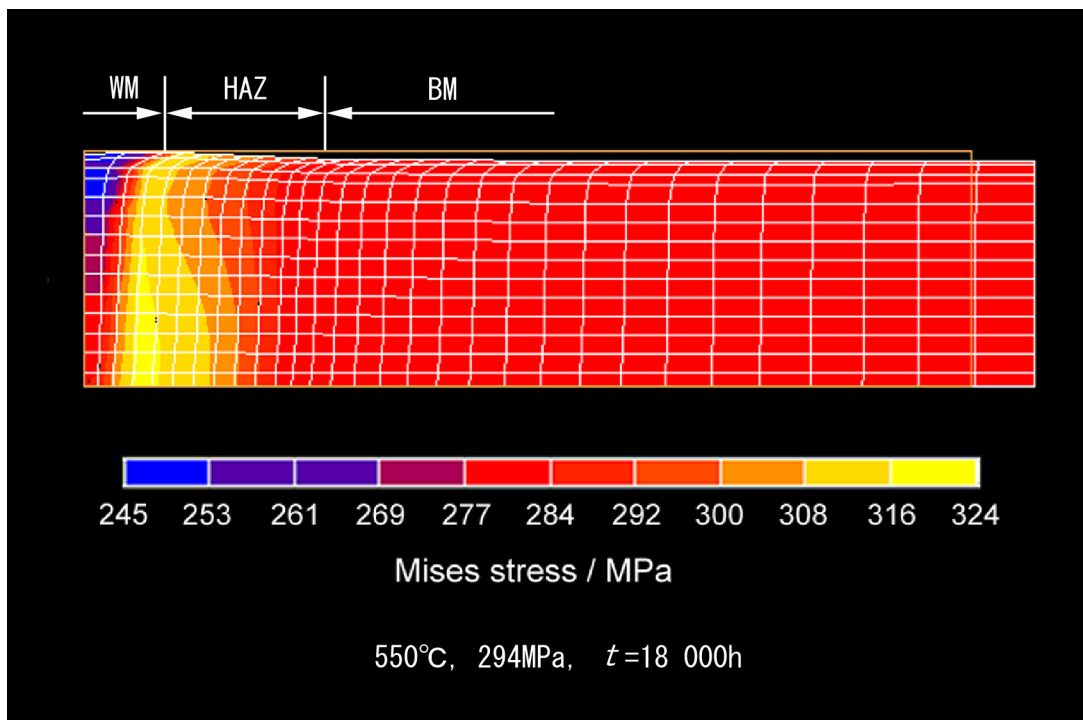


Fig. 5-29 Mises stress distribution by Model-B after 18 000h crept at 550°C.

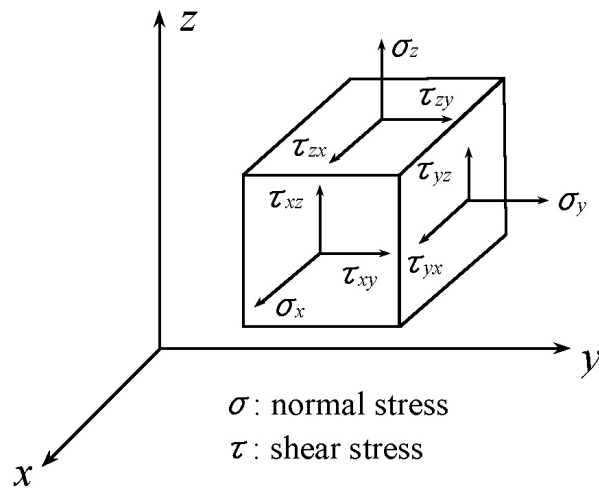


Fig. 5-30 Stress component of multi-axial condition.

5.5 結論

低炭素・中窒素型共金溶接継手の溶接金属部の 550°Cにおける高温強度特性の不均質性について、全積層を含んだ大形溶接継手試験片およびミニチュア溶接金属試験片を用いて検討した。その結果以下の知見が得られた。

- (1) 溶接金属部の表面近傍から採取した試験片の 0.2% 耐力およびクリープ強度は板厚中央部から採取した試験片よりも小さい。
- (2) ボンド部近傍の 0.2% 耐力およびクリープ強度は母材原質部よりも大きいですが、破断延性は小さい。
- (3) 大形溶接金属試験片における溶接金属部の表面近傍のクリープ変形量およびクリープ変形速度は板厚中央よりも大きい。
- (4) 溶接金属部で破断した大形溶接継手試験片では、溶接金属部の表面近傍のクリープ強度が低くクリープ変形量が内部よりも大きいため、表面近傍からき裂が発生し、それが内部に伝播することにより、中央部の応力が増加し最終破断に到る。
- (5) 大形溶接継手試験片の溶接金属部の表面近傍では熱影響部に変形が拘束されるため、溶接金属単体の試験片よりもボイドが多く発生する。
- (6) 大形溶接継手試験片のクリープ変形は、溶接金属部の材料特性の不均一性を考慮したモデルにより説明でき、溶接金属の材料特性の局所変動を考慮したモデル化を行うことにより、クリープ損傷の蓄積される位置を正確に予測することが可能であることを明らかにした。

参考文献

- 1) 日本規格協会：金属材料のクリープ及びクリープ試験方法，JIS Z 2271-1999.
- 2) NRI Creep Data Sheet: Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties for Base Metal Weld Metal and Welded Joints of 18Cr-8Ni Stainless Steel Plates (SUS 304-HP), **32A**(1995).
- 3) T. Nishida, M. Ueta, M. Sukekawa, H. Hirayama and Y. Asada: "Creep and Fatigue Properties of Advanced 316-Steel for FBR Structures", PVP Vol.262, ASME (1993).
- 4) 佐藤邦彦，豊田政男，松井繁朋，森 英介，清水茂樹，佐藤瓊介：「溶接継手のクリープ性能評価に関する検討(第1報)」，溶接学会誌，**51**(1982)，p.98.
- 5) Y.Monma, S.Yokoi, M.Yamazaki: "Creep Strain-Time Behavior of 304/308 Weldments for Fast Breeder Reactor Vessel", Proc. of the 5th Int. Conf. On Pressure Vessel Technology, Vol. II -Materials and Manufacturing, ASME, 1366(1984).
- 6) V.Koundy, L.Allais, M.Delhaye: "Creep Behavior of a Large Full-Size Welded Austenitic Steel Plate", Transaction of the ASME, **120**(1998), p.262.
- 7) 山内雅文，中島康晴，大谷知未，高橋由紀夫：「ミニチュア試験片による316FR溶接部の高温低サイクル疲労特性の検討」，材料，**49**(2000)，p1224.
- 8) 角屋好邦，後藤 徹，伊達新吾，山内崇賢，唐戸英幸，佐田哲朗：「火力プラント部材のミニチュアクリープ試験法による余寿命評価」，材料，**39**(1990)，p.1373.
- 9) 日本規格協会：鉄鋼材料及び耐熱鋼の高温引張試験法，JIS G 0576-1998.
- 10) J. R. Rice, D. M. Tracey, J. Mech: "On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields", Phys. Solids, **17**(1969), p. 201.
- 11) 藤本正義，坂根政男，伊達新吾，吉田博明：「2・1/4Cr-1Mo 鍛鋼の多軸クリープ破断特性とクリープ損傷評価」第39回高温強度シンポジウム前刷集，**39**(2001)，p. 116.
- 12) 本郷宏通，山崎政義，渡部 隆，衣川純一，田辺龍彦，門馬義雄，中澤崇徳：「316FR 鋼厚板溶接継手における溶接金属および熱影響部のクリープ変形挙動」，材料，**48**(1999)，p.116.

第6章 16Cr - 8Ni - 2Mo系溶接金属の 長時間高温保持に伴う組織変化

6.1 緒言

高温構造物の信頼性・安全性を向上させるためには、これまで以上に信頼性の高い非破壊検査技術の開発が望まれる。非破壊検査手法には、超音波、放射線、電位差、渦電流を用いたものがある^{1)~4)}。しかし、これらはいずれもき裂発生を非破壊的に検出するために行われている。より高い信頼性・安全性を確保する上では、き裂発生以前の材質変化を検出する必要があると考える。そのために、長時間使用した高温構造材料の金属組織変化に伴う材質劣化を診断する技術の確立、高度化が必要である。従来、材料組織の微視的観察結果は強度評価の補強資料として定性的理解のみに用いられてきたが、その解析データを定量的に把握し、高温長時間の組織変化挙動を明らかにすることが材質劣化診断技術の確立・高度化に繋がる。最近、これらの観点から画像処理技術を用いて SUS304H 鋼および Cr-Mo-V 鋳鋼における析出物の量を定量した結果が報告⁵⁾⁶⁾されている。また、クリープ損傷度を σ 相面積率により評価した報告もある^{7)~10)}。これらの報告は、比較的均質な組織を有する母材部のクリープ損傷に影響を及ぼす炭化物および金属間化合物の析出状態に着目して観察を行なったものであり、不均質な溶接金属組織を対象として行ったものではない。また、溶接継手は一般に母材よりも長時間のクリープ強度が低く、高温長時間使用による経年劣化の影響も受けやすい。特に、オーステナイト系の溶接継手の場合、長時間のクリープで破断する位置は溶接金属部であることが明らかにされている¹¹⁾¹²⁾。このため、溶接プラントの構造健全性を確保し長寿命化を図る上で、溶接金属の健全性がキーポイントとなり、溶接金属の長時間クリープを行なった試料について詳細に組織観察を行ない定量的に評価することが要求されている。しかし、316FR 鋼溶接金属のクリープに伴う組織変化の検討は比較的短時間破断材のみで行なわれているにすぎず^{13)~16)}、長時間データに基づく報告はない。また、クリープに伴う組織変化を定量的に調べた報告もない。

そこで、本章では 316FR 鋼の溶接材料の一つである低炭素・中窒素型の 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の長時間クリープに伴う析出物の挙動を明らかにすることを目的として、その溶接金属の短時間から長時間までのクリープ破断試験により破断した試験片の組織観察を行なった。そして、組織観察結果に基づきそれら析出物の定量を行ない、クリープに伴う析出挙動について検討した。

6.2 供試材および実験方法

6.2.1 試験片形状および試験片採取方法

第 2 章で組織の不均質性について調べた、低炭素・中窒素型 16Cr-8Ni-2Mo 系ワイヤを用いて、板厚 50mm の 316FR 鋼をガスタングステンアーク溶接法 (GTAW) で狭開先の突合せ溶接を行ったものを供試継手とした。

供試継手より、溶接金属単体の試験片 (16-8-2WM) および母材試験片 (316FRBM) を採取しクリープ試験に供した。16-8-2WM は、Fig.6-1 に示すように板厚の 1/4 の位置から、溶接線方向に採取した直径 6mm 標点距離 30mm の標準試験片である。

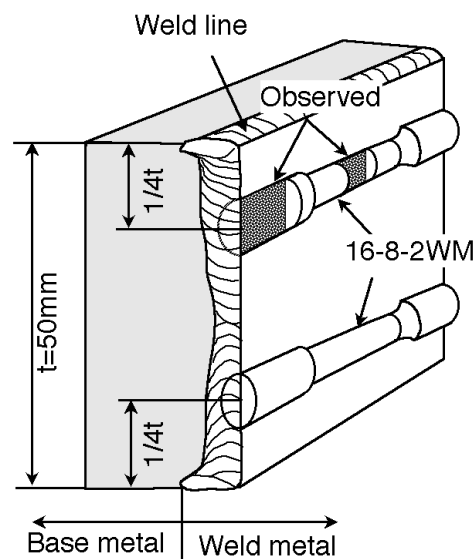


Fig. 6-1 Sampling orientation of creep rupture specimens and their observed part by SEM.

6.2.2 組織観察および析出物の定量

クリープ試験は温度 550, 600 および 650°C で行い、最長約 76 000h までのクリープ破断データを取得した。組織観察は、溶接まま材およびクリープ破断試験片について走査電子顕微鏡 (SEM) および透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて行った。析出物の分析は、析出物を抽出レプリカ法で採取し、エネルギー分散型X線検出器 (EDS) および電子線回折装置を用いて行った。SEM観察および析出物の定量はクリープ破断試験片について、Fig.6-1 に示すように試験片平行部とつかみ部の 2 箇所から採取した試料について実施した。溶接まま材およびクリープ破断材の SEM 組織は、蒸留水:1, 硝酸 (60%):1, 塩酸 (36%):0.4 の割合の腐食液を用いて化学腐食した後観察した。これら試料のフェライト量の測定は磁力式被膜計による被膜計法を用いて JIS Z 3119¹⁵⁾ に準じて行なった。なお、第 2 章において本実験で用いた溶接継手の 16-8-2 溶接金属の凝固モードは FA が大半を占めるが、溶融境界付近で僅かに AF モードで凝固した領域が観察された。高温およびクリープ保持された場合の溶接金属の析出挙動は凝固モードにより異なると考えられる。このため、溶接金属の析出挙動を定量的に検討するには、同じ凝固モード領域について調査することが望ましい。そこで、AF モードで凝固した組織を含んでいない、すべてが FA モード凝固組織であるビード中央 (Fig.6-1) の領域について組織観察および析出物の定量を行った。

6.3 実験結果および考察

6.3.1 クリープ破断特性

溶接金属試験片 (16-8-2WM) および母材試験片 (316FRBM) の応力と破断時間の関係を Fig.6-2 に示す。溶接金属試験片のクリープ破断強度は 550°C の低応力長時間側で母材試験片より小さく、試験温度が高くなるにつれ溶接金属試験片と母材試験片とのクリープ強度の差は小さくなり、650°C ではその差が認められなくなる。

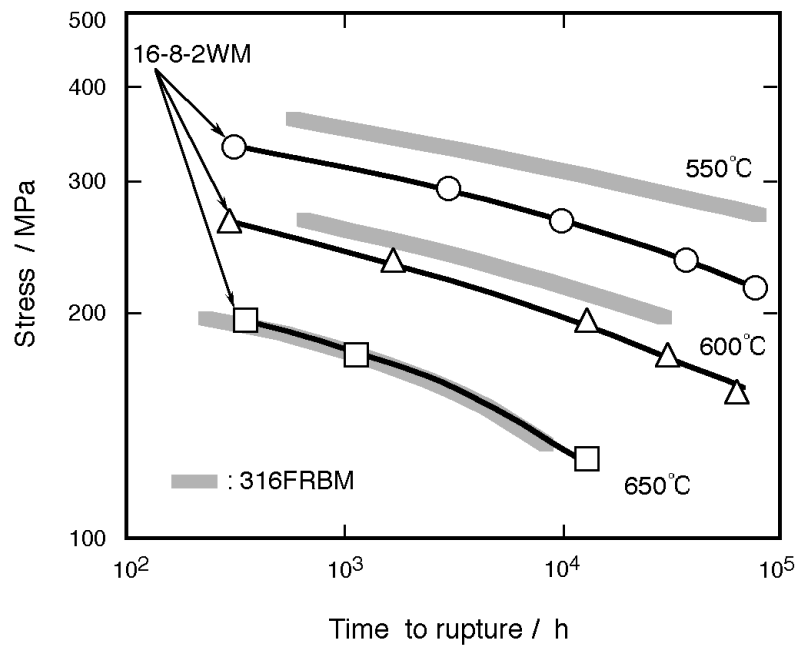


Fig. 6-2 Comparison of stress-rupture time curves for 316FR base metal and 16-8-2 weld metal.

6.3.2 高温保持に伴う溶接金属の組織変化

16Cr-8Ni-2Mo溶接金属の溶接まま材の SEM 組織を Fig.6-3 に示す。オーステナイト相中にフェライト相が数パーセント存在する二相組織であることがわかる。このフェライト量を磁力式被膜計で測定した結果 6.5FN であった。クリープに伴う析出挙動を調べるために、クリープ破断材平行部の組織観察を行なった。クリープ破断した試験片平行部の SEM組織を Fig.6-4 に示す。300h 前後でクリープ破断した SEM 組織 (Fig.6-5(a),(c),(e)) はいずれの温度においてもフェライト相内に析出物が観察されるがオーステナイト相では観察されない。また、温度が高いほど析出物が粗大化している。一方、長時間破断材においては、550°C, 76 320h (Fig.6-5(b)) でフェライト相が観察され、その中に短時間破断材よりも粗大な析出物が認められるが、オーステナイト相に析出物は観察されない。しかし、600°C, 63 234hでは明確なフェライト相は観察されなくなり、550°C, 76 320h よりも粗大化した析出物が多数観察されるようになる。さらに、650°C, 13 858h では 600°C, 67 232h よりもより粗大化した析出物が観察される。

クリープ破断材平行部の破断面から離れた位置から採取した薄膜および抽出レプリカを対象に TEM 観察を行った。溶接まま材およびクリープ破断試験片平行部の TEM 組織を Fig.6-5 に示す。また、クリープ破断試験片平行部の抽出レプリカにより採取した析出物の TEM 組織、EDS によるスペクトラム・パターンおよびディフラクション・パターンを Fig.6-6~Fig.6-9 に示す。溶接まま材では、オーステナイト相、フェライト相およびその界面に析出物は観察されない (Fig.6-5(a))。550°C, 311h ではフェライト相内で主に塊状の Fe-Cr-Mo 系の金属間化合物 ($\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$)、 σ 相とは異なる Cr 主体の析出物 (Cr.r.p: Cr rich precipitation) およびフェライト相とオーステナイト相界面にフィルム状に見える Laves 相が観察される (Fig.6-5(b), Fig.6-6)。より長時間の 76 320h (Fig.6-5(c),(d), Fig.6-7) ではフェライト相内に短時間側で観察された $\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$ が僅かになり、311h よりも粗大化した Cr.r.p および σ 相が観察され、短時間側でフェライト相とオーステナイト相界面に析出したフィルム状の Laves 相は塊状化している。600°C, 63 234h では粗大な σ 相に隣接してフェライト相が僅かに確認された。また、オーステナイト相内に棒状および塊状の Laves 相が観察される (Fig.6-5(e),(f), Fig.6-8)。さらに、これらの析出物の他に G 相、および χ 相が観察された (Fig.6-5(f), Fig.6-8)。650°C, 13 858h では、 $\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$ が観察されなくなり、粗大な σ 相および Cr.r.p が多数観察される (Fig.6-5(g), (h), Fig.6-9)。これらの組織観察結果を Table 6-1 にまとめて示す。長時間破断材においても炭化物および窒化物がフェライト相とオーステナイト相の界面に観察されたがその量は非常に少なかった。このことから、母材と同様に低炭素化によりフェライト相とオーステナイト相の界面および粒界に析出する炭化物の析出が抑制

され、窒素添加による固溶強化作用が長時間側でも安定して有効に働いていると推察される。

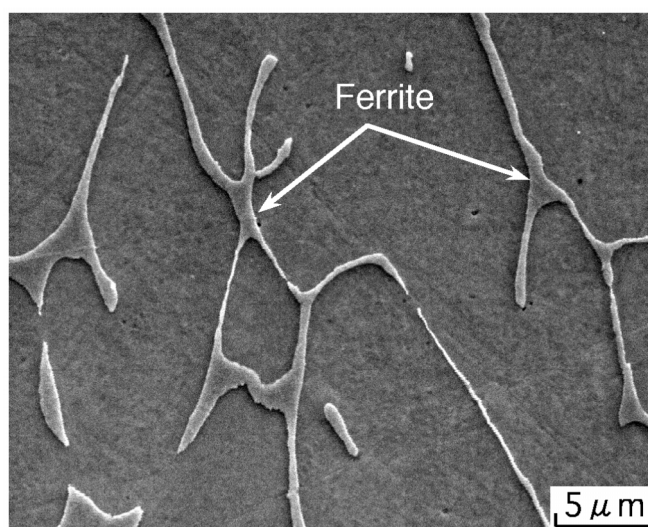


Fig. 6-3 Scanning electron micrograph of 16-8-2 weld metal (as welded).

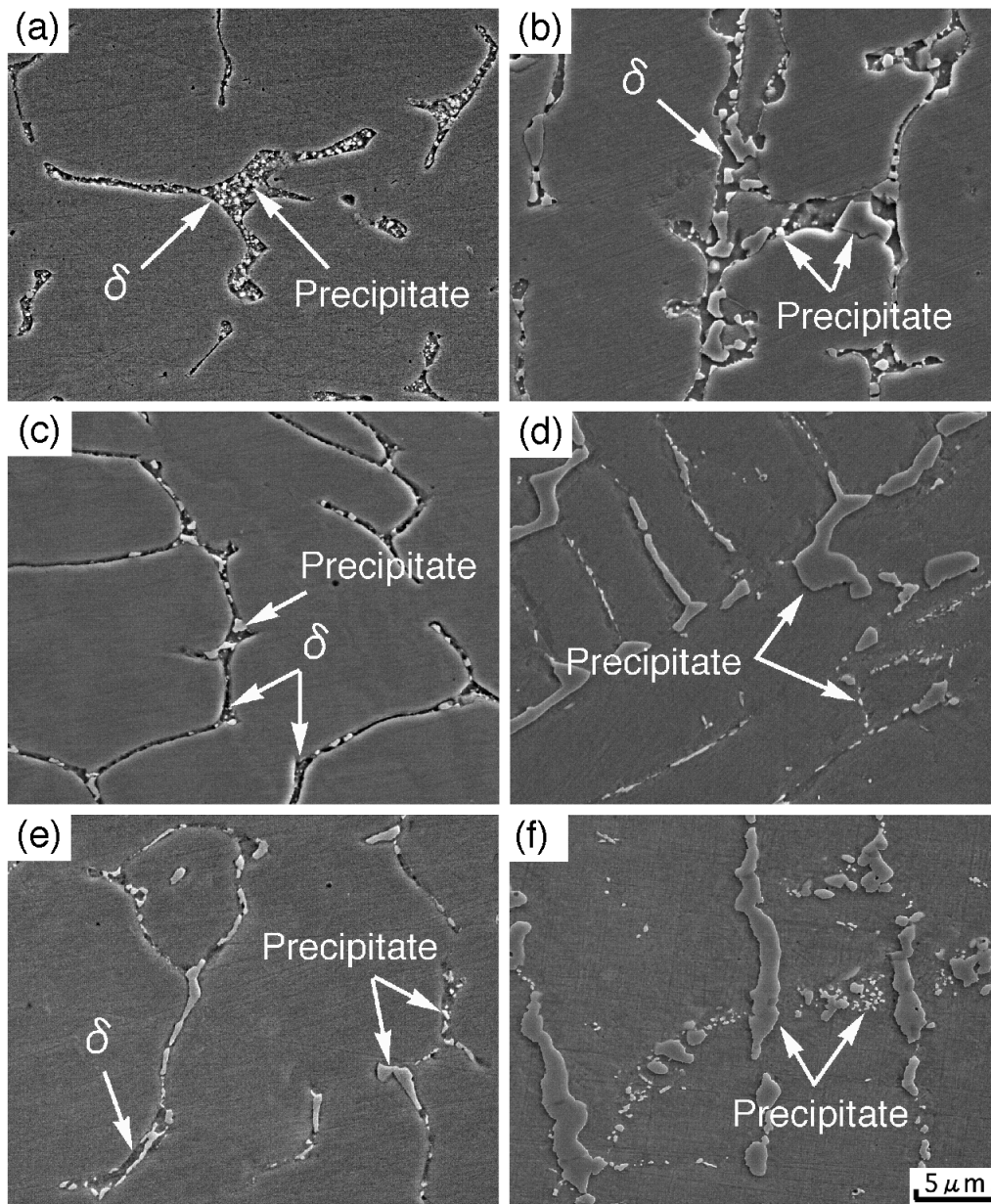


Fig. 6-4 Scanning electron micrographs of creep-ruptured 16-8-2 weld metal specimens.

- | | |
|----------------------------|--------------------------------|
| (a) 550 , $tr=311\text{h}$ | (b) 550 , $tr=76\ 320\text{h}$ |
| (c) 600 , $tr=292\text{h}$ | (d) 600 , $tr=63\ 234\text{h}$ |
| (e) 650 , $tr=345\text{h}$ | (f) 650 , $tr=13\ 858\text{h}$ |

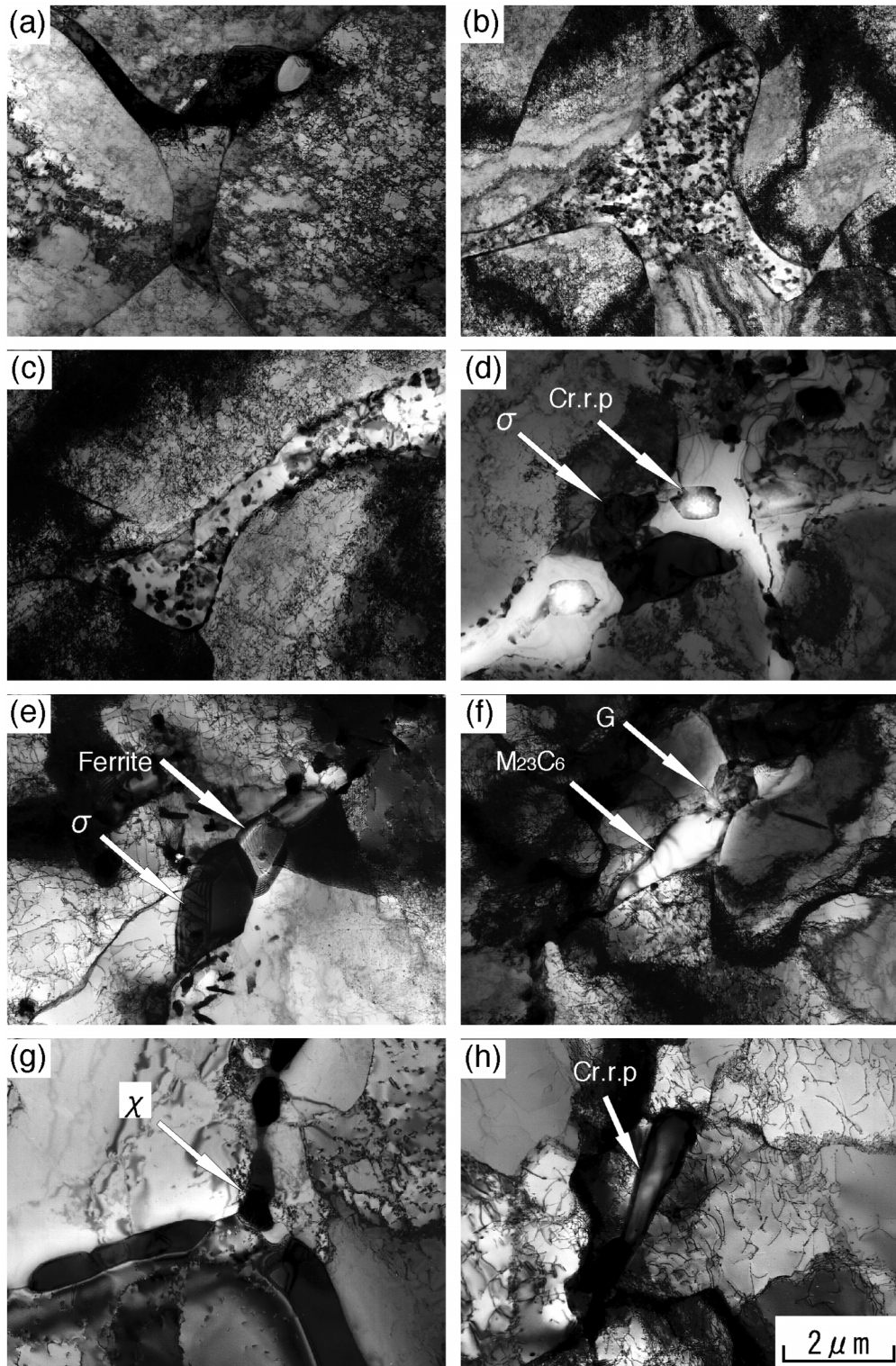


Fig. 6-5 Transmission electron micrographs of the as welded and creep-ruptured specimens at 16-8-2weld metal.

(a) as welded (b) 550 °C, $t_r = 311$ h

(c) , (d) 550 °C, $t_r = 76$ 320h

(e) , (f) 600 °C, $t_r = 63$ 234h

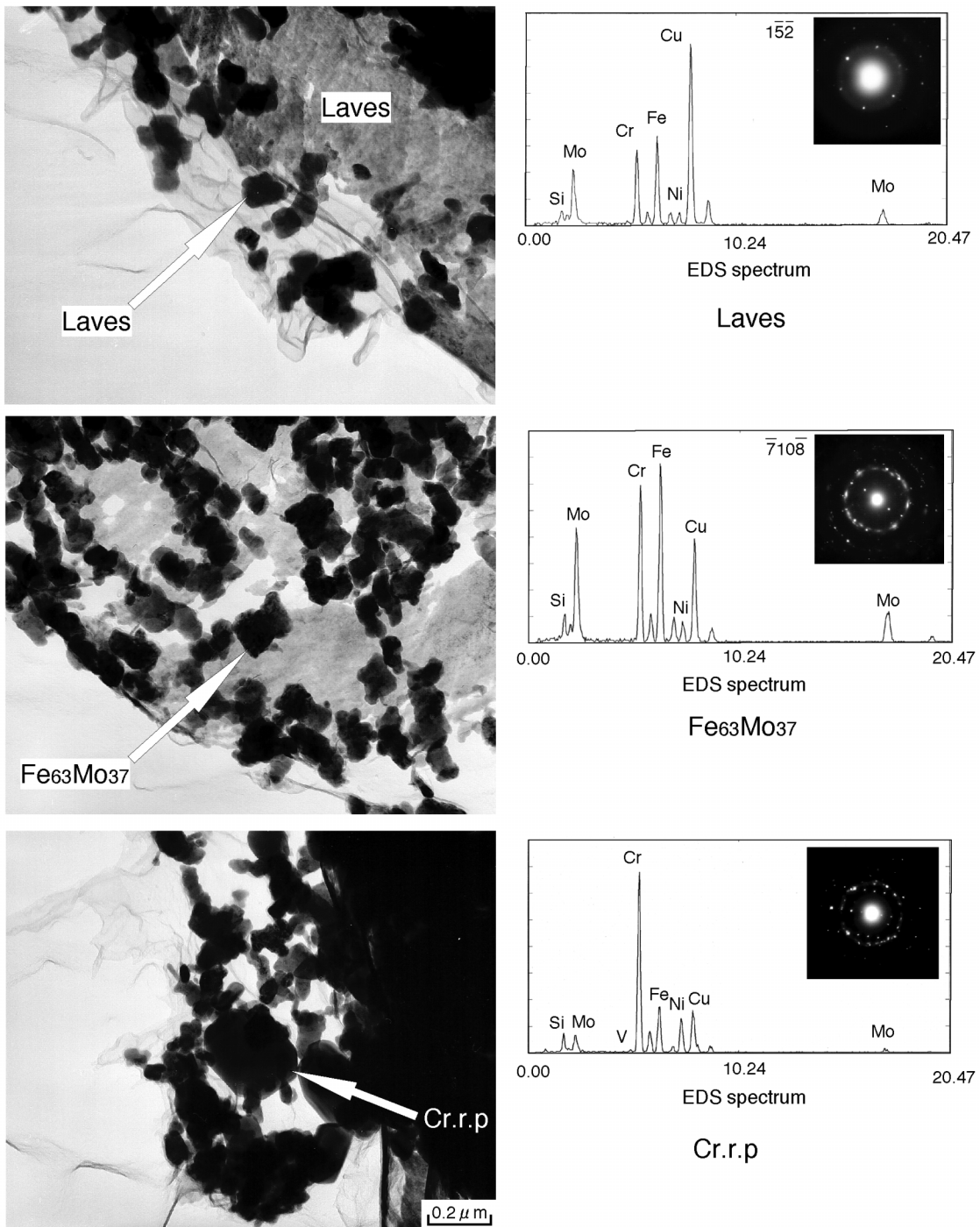


Fig. 6-6 TEM micrographs of the precipitates in the extracted replica prepared from the creep-ruptured 16-8-2 weld metal specimen at 550 °C, $t_r=311$ h.

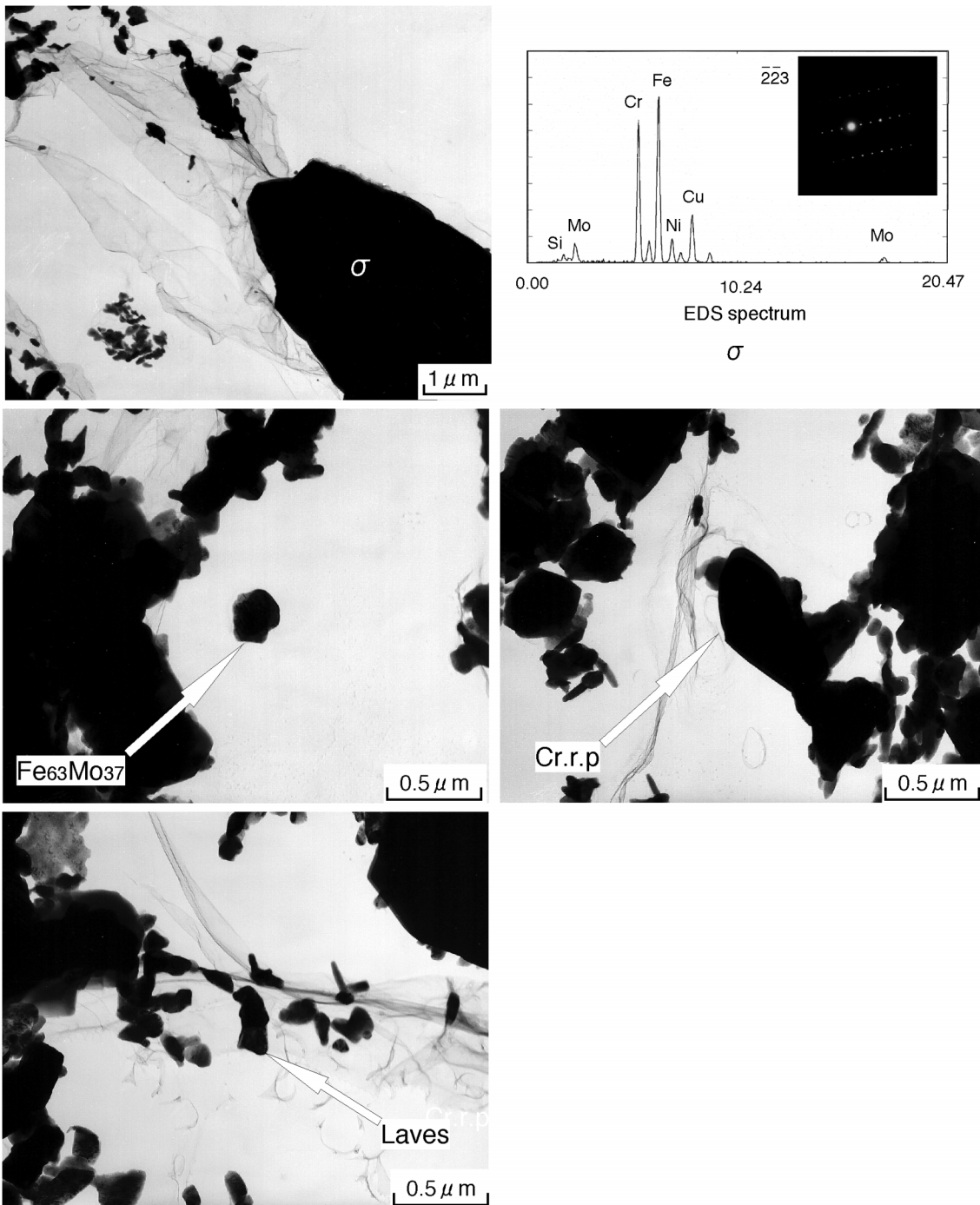


Fig. 6-7 TEM micrographs of the precipitates in the extracted replica prepared from the creep-ruptured 16-8-2 weld metal specimen at 550°C , $t_r=76320\text{h}$.

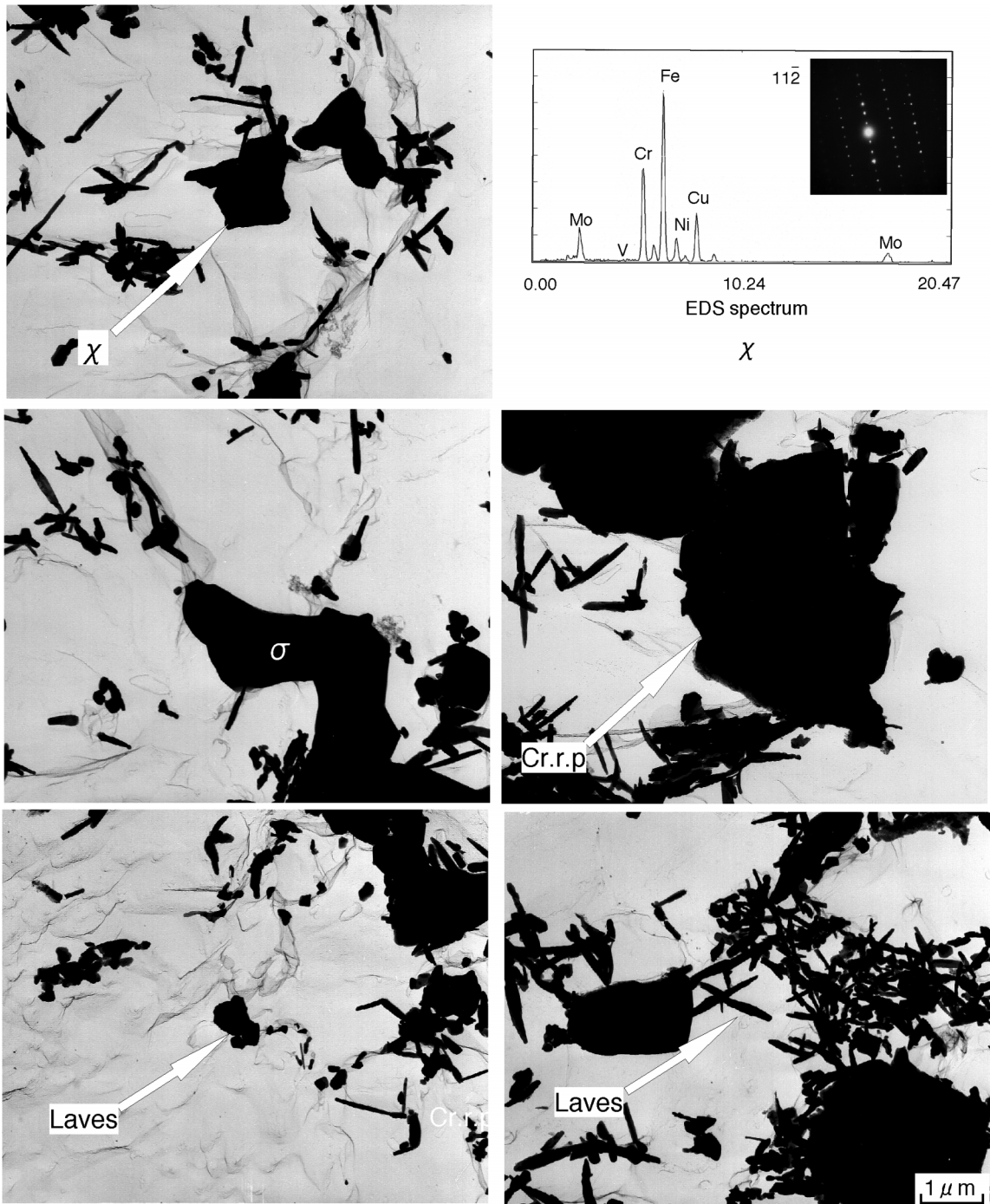


Fig. 6-8 TEM micrographs of the precipitates in the extracted replica prepared from the creep-ruptured 16-8-2 weld metal specimen at 600 °C, $t_r=63$ 234h.

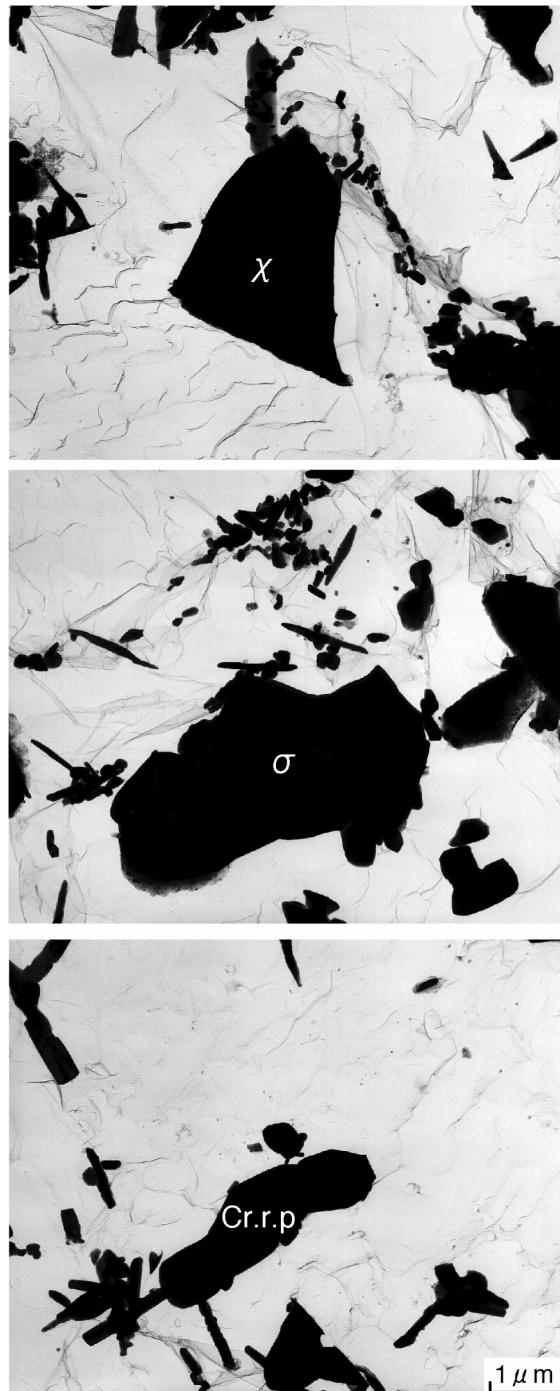


Fig. 6-9 TEM micrographs of the precipitates in the extracted replica prepared from the creep-ruptured 16-8-2 weld metal specimen at 650 °C, $t_r=13\ 882\text{h}$.

Table 6-1 Precipitate behavior of creep-ruptured 16-8-2 weld metal specimen.

	Sort time (about 300h)	Longer time
550°C	<ul style="list-style-type: none"> · Ferrite · Laves (film-like, blocky) · Fe₆₃Mo₃₇ · Cr.r.p · Cr₂N(less) · M₂₃C₆(less) 	<ul style="list-style-type: none"> · Ferrite · Laves (film-like, blocky) · Fe₆₃Mo₃₇ · Cr.r.p · σ · G · Cr₂N(less) · M₂₃C₆(less)
600°C	<ul style="list-style-type: none"> · Ferrite · Laves (film-like, blocky) · Fe₆₃Mo₃₇ · Cr.r.p · σ · Cr₂N(less) · M₂₃C₆(less) 	<ul style="list-style-type: none"> · Ferrite(less) · Laves (blocky, rod-like) · Cr.r.p · σ · G · χ · Cr₂N(less) · M₂₃C₆(less)
650°C	<ul style="list-style-type: none"> · Ferrite · Laves (film-like, blocky, rod-like) · Fe₆₃Mo₃₇ · Cr.r.p · σ · χ · Cr₂N(less) · M₂₃C₆(less) 	<ul style="list-style-type: none"> · Laves (blocky, rod-like) · Cr.r.p · σ · χ · Cr₂N(less) · M₂₃C₆(less)

6.3.3 高温保持に伴うフェライト量の変化

組織観察結果から、析出物は主にフェライト相内およびその界面で観察され、オーステナイト相内での析出は少なかった。これは、第 2 章 Fig. 2-7 で示したように、析出物を構成する主な元素 Mo および Cr 量がオーステナイト相に比べフェライト相で多い。また、オーステナイト相と比較してフェライト相における合金元素の拡散が速い。これらの原因で析出が主にフェライト相で進んだものとする。そこで、クリープ破断材のフェライト相の分解量を調べた。フェライト量の測定は、フェライト相は強磁性を有するが、これらから分解する析出物等は非磁性である特性を利用して、クリープ破断材の平行部およびつかみ部について被膜法により行った。被膜計法は試験機に付属する永久磁石と試料との間の吸引力を測定するものである。クリープ破断材平行部およびつかみ部のフェライト量とクリープ保持時間の関係を Fig.6-10 に示す。つかみ部では、溶接まま材で約 6.5FN であったフェライト量が 550℃ では約 300h までに約 5FN に減少し、その後変化しない。一方、600℃ では約 300h までに 4FN 以下に減少した後、時間増加に伴い直線的に減少する。650℃ では 600℃ よりも時間の経過に伴うフェライト量の減少が大きく、約 10 000h でほぼゼロになる。また、時間が経過しても残存フェライト量はいずれの温度においても平行部よりもつかみ部の方が多い。

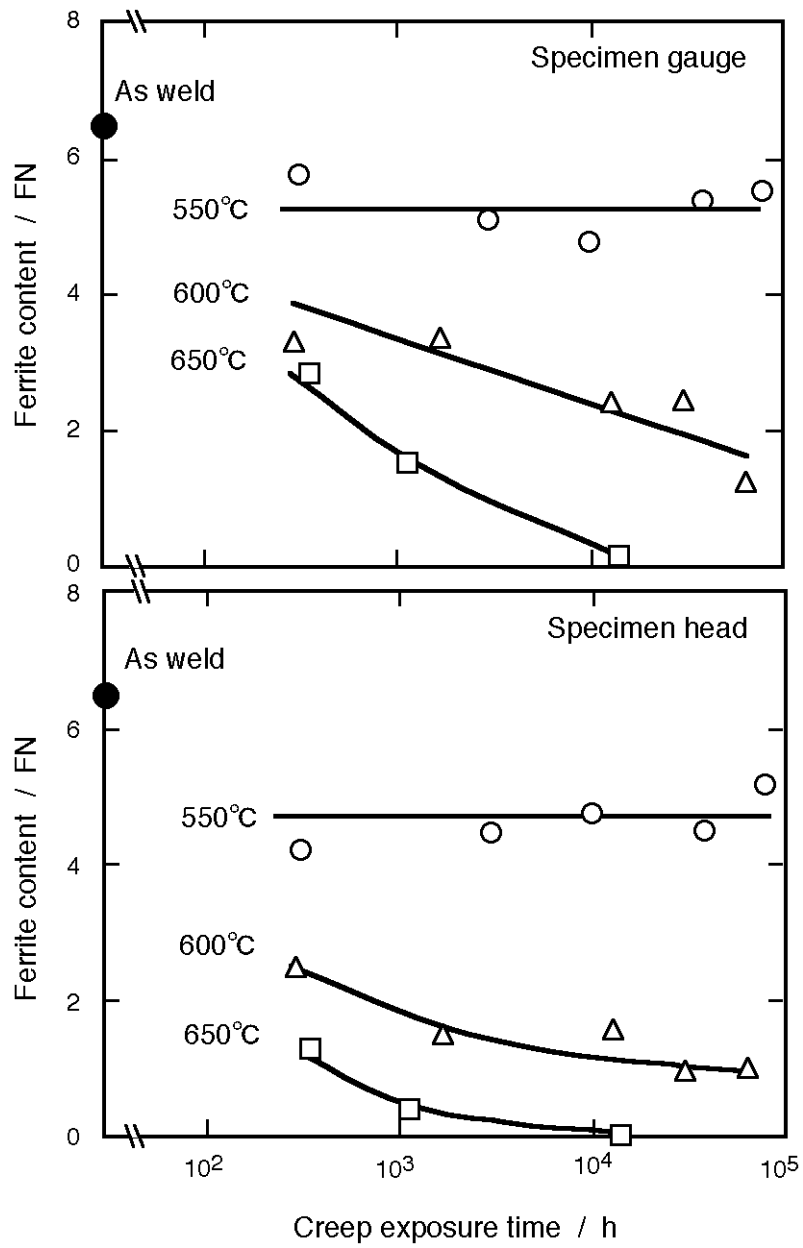


Fig. 6-10 Relationship between ferrite content and creep exposure time for creep rupture specimen.

6.3.4 高温保持に伴う析出挙動

組織観察結果から、クリープ保持時間の増加に伴いサイズ・種類の異なる多くの析出物が観察されるようになる。それらのクリープ破断材平行部およびつかみ部で観察された析出物のサイズ、数密度、面積率を測定して、クリープ保持に伴う析出挙動について検討した。なお、フィルム状の Laves 相は SEM による観察が困難なため今回は測定を行わなかった。析出物の定量はクリープ破断材について 3 000 倍の SEM 画像を約 200 μm 間隔で 25 視野取得し、その画像の中で認識できる析出物のサイズ、数および面積率を画像解析装置により求めた。計測対象となる析出物を画像解析装置により自動抽出した場合は、対象物の輝度レンジの設定等により測定結果が大きく異なった。そこで、本測定ではそれらの測定の誤差をなるべく少なくするため、画像内の析出物を手動により抽出した。また、析出物是不定形の形態をしているが、等価な面積を有する円としてその直径を析出物のサイズとした。析出物のサイズ、数密度、面積率の測定例を Fig.6-11 に示す。SEM 画像で認識された析出物はすべて白線で囲われており、この画像で検出される最小の析出物の直径は約 0.1 μm である。また、この白線内の面積を析出物面積として面積率を求めた。

クリープ破断材平行部の析出物サイズと析出物数密度の関係を Fig.6-12 に示す。550 $^{\circ}\text{C}$ では、311h 破断材で 1.0 μm 以上のサイズの析出物は確認されないが、76 320h では 4.0~5.0 μm 程度のサイズの析出物が僅かに析出している (Fig.6-12(a))。600 $^{\circ}\text{C}$ では 63 234h 破断材で 6~7 μm の粗大な析出物が見られる (Fig.6-12(b))。さらに、650 $^{\circ}\text{C}$ 、13 858h では 10 μm 以上の析出物が観察されるようになる (Fig.6-12(c))。いずれの温度においても析出物数密度はサイズ 1.0 μm 以下が最も多く、サイズの大きな析出物ほど少ない。組織観察結果から長時間破断材で σ 相などの析出物が粗大化しているにもかかわらず 1.0 μm 以下のサイズの析出物数密度が長時間破断材でも多い原因は、フィルム状の Laves 相の粒状化、棒状 Laves 相の長時間側での析出に加え Laves 相の粗大化速度が遅いためであると推察される。

600 $^{\circ}\text{C}$ 、30 300h 破断材平行部について 25 視野測定して得られた析出物面積率の分布の一例を Fig.6-13 に示す。25 視野測定した中で、析出物面積率の最低が 1.763%、最大が 6.527% で平均 4.23% であり、平均値を中心に正規分布に近い分布をしている。このような分布を示す面積率の平均を析出物面積率としてクリープ破断時間との関係を調べた。クリープ破断材平行部およびつかみ部の析出物面積率とクリープ保持時間の関係を Fig.6-14 に示す。いずれの温度においても時間の経過と共に析出物面積率は増加する傾向を示すが、その増加率は温度が高いほど大きい。また、平行部よりもつかみ部の方が析出物面積率は少なく、その差はいずれの時間においてもあまり変わらない。

クリープ保持時間の増加に伴うフェライト量の変化は 6.3.3 において示したように、短時

間側で急激に減少しその後 550℃ ではほぼ一定に、また 600 および 650℃ では緩やかな減少傾向を示した。しかし、いずれの温度においても析出物面積率は増加する傾向を示す。このことから、時間の経過に伴うフェライト量の変化と析出量の変化は対応しないことは明らかである。この原因は、550℃ ではフェライトが析出物に合金元素を供給しつつ、低合金化した残留フェライトとして存在するが、600 および 650℃ ではフェライト相の一部が析出物にもなるし、オーステナイト相に変化するため 550℃ と比較してフェライトの減少量が大きくなると推定した。また、析出物はフェライト相からの合金元素の供給だけでなく、オーステナイト相からも合金元素を供給され粗大化しているため、フェライト相がほとんど消失した 650℃ の長時間破断材においても析出量が増加しているものと思われる。

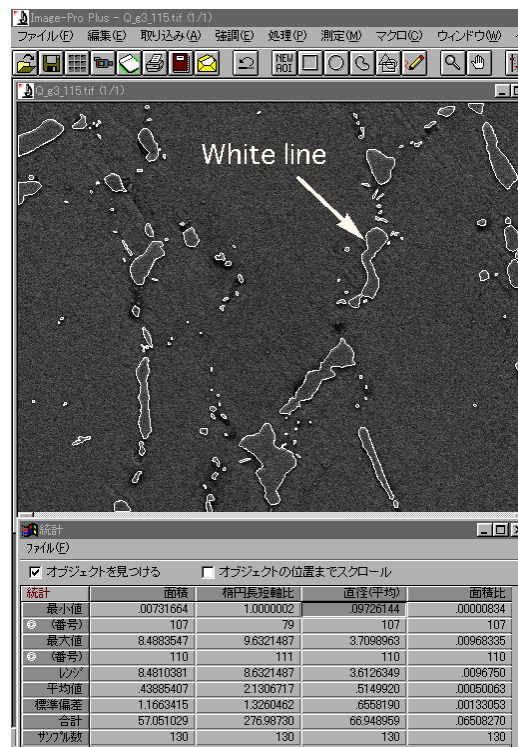


Fig. 6-11 An example of measurement of precipitates area in the creep ruptured specimen at 600℃, $t_r=63234h$.

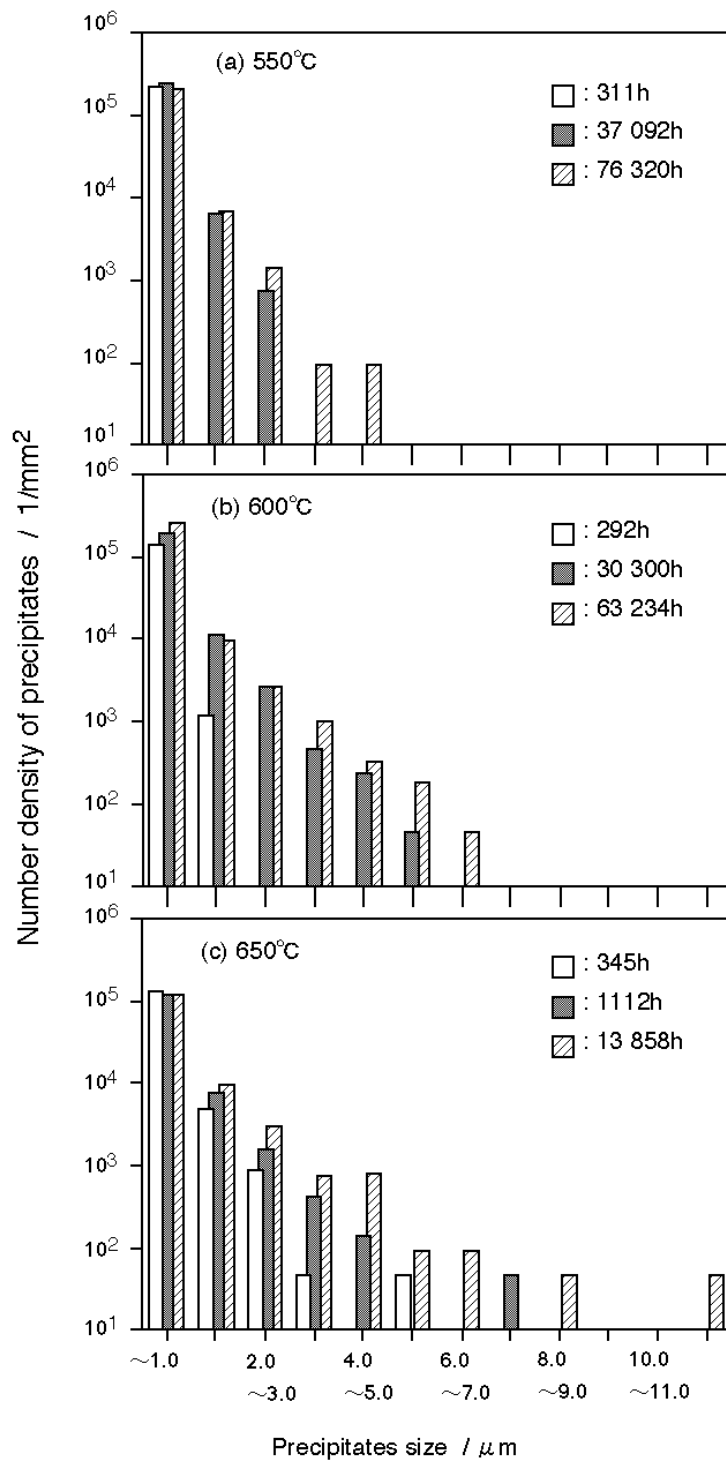


Fig. 6-12 Relationship between number density of precipitates and precipitates size in the gauge portion of creep ruptured specimen part.

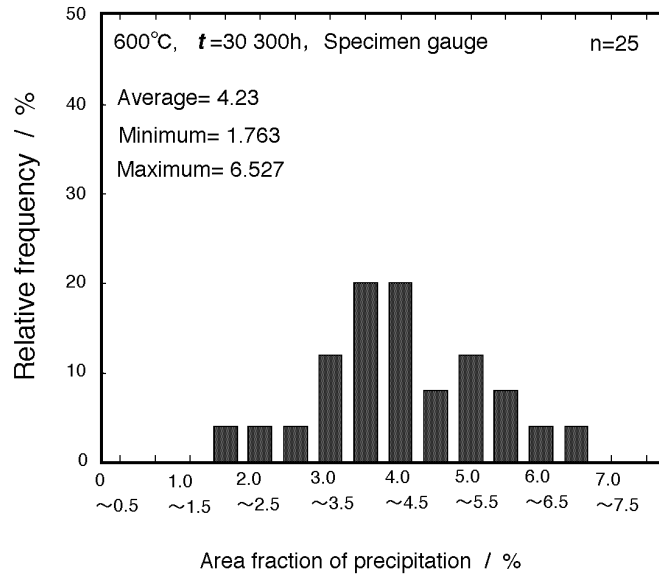


Fig. 6-13 Relationship between relative frequency and area fraction of precipitates.

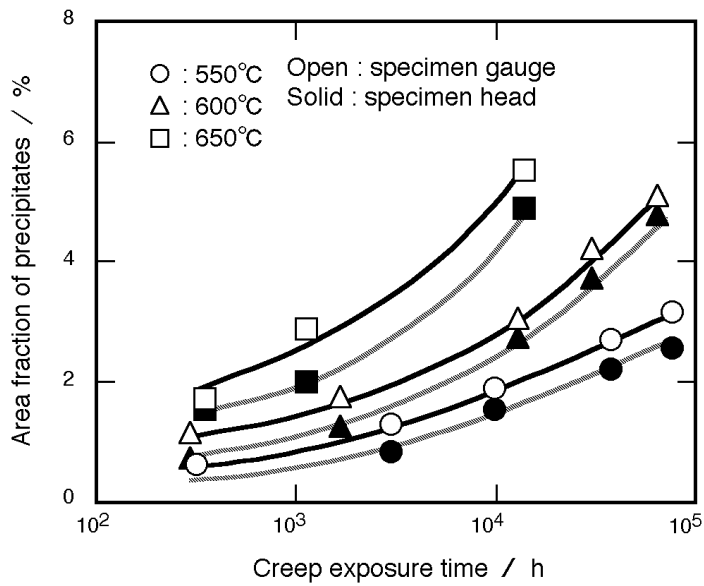


Fig. 6-14 Relationship between area fraction of precipitates and creep exposure time.

6.3.5 析出量の定式化

これらのデータから長時間の析出物面積率を予測するには、まずクリープに伴う析出物面積率の測定結果を定式化する必要がある。そこで、溶接金属試験片を 550, 600 および 650°C で 1 000, 3 000 および 10 000h クリープ保持した場合の析出物面積率をクリープ破断材の析出物面積率のデータから予測して、各時間における析出物面積率の対数と温度 T_K (T_K : 試験温度 (°C)+273.15) の逆数との関係を調べた (Fig.6-15)。各保持時間における溶接金属試験片の析出物面積率の対数と T_K の関係(アレニウス・プロット)は直線関係にあることがわかる (Fig. 6-15)。このことは、析出物面積率が (1) 式に示すアレニウスの式で近似されることを意味する。

$$P \cong A \exp\left(\frac{-Q}{RT_K}\right) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで Q は活性化エネルギー、 R はガス定数 ($R=8.314\text{J/mol}\cdot\text{K}$) そして A 定数である。さらに、実測した各破断材の析出物面積率から、析出物面積率が 1 および 2% に達するクリープ保持時間を予測して、クリープ保持時間と $1/T_K$ の関係を調べた (Fig.6-16)。平行部およびつかみ部の各析出物面積率におけるクリープ保持時間と $1/T_K$ の関係は Fig.6-16 に示すように直線関係にあることがわかる。これらのことから、析出物面積率はクリープ保持時間と温度の関数で表せることが推察できる¹⁷⁾。そこで、この定式化には代表的な温度・時間パラメータ (TTP: time-temperature parameter) 法である Larson-Miller 法を用いて定式化を試みた。16-8-2WM について、析出物面積率 (P) と時間 (t)・温度 (T_K) を Larson-Miller パラメータ ($LMP = T_K(\log t + C)$) で整理した結果を Fig.6-17 に示す。なお、パラメータ定数 C はクリープ破断材の析出物面積率について最適値を求め、9.4 とした。析出物面積率 (P) と Larson-Miller パラメータの関係は次式で表すことができる。

$$LMP = b_1 + b_2(\log P) \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 b_1 , b_2 は定数であり、クリープ断材平行部では $b_1 = 1.02843 \times 10^4$, $b_2 = 2.94863 \times 10^3$ である。実測データに対してこの式のあてはめ性は、対数クリープ保持時間の標準誤差 (SEE: standard error of estimate) で判断すると 0.085 であり十分な信頼度があることがわかる。同様につかみ部の定数 b_1 , b_2 はそれぞれ、 $b_1 = 1.06246 \times 10^4$, $b_2 = 2.69183 \times 10^3$ で $SEE = 0.154$ であった。これらの式から、550°C, 100 000h の析出量を計算すると、平行部では 3.44%, つかみ部では 2.89% であり、応力の作用していた平行部の析出量は無応力状態に近いと考えられるつかみ部よりも約 20% 多いことがわかる。

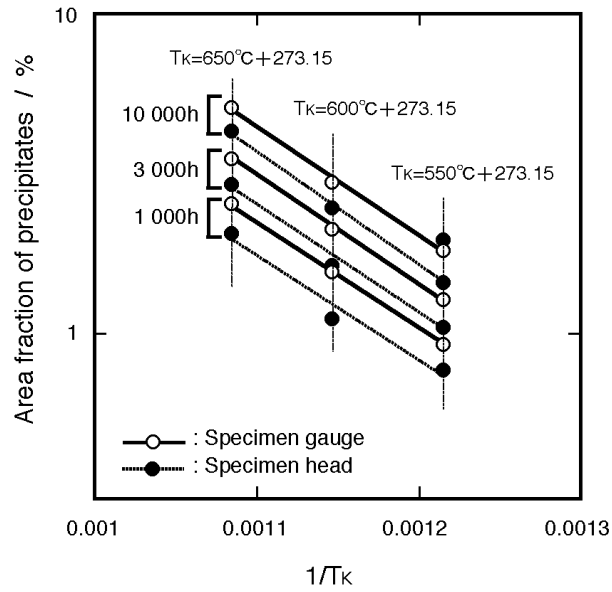


Fig. 6-15 Relationship between area fraction of precipitates and $1/T_K$ ($T_K: T () + 273.15$) for 1 000, 3 000, 10 000 and 30 000h with creep exposure time.

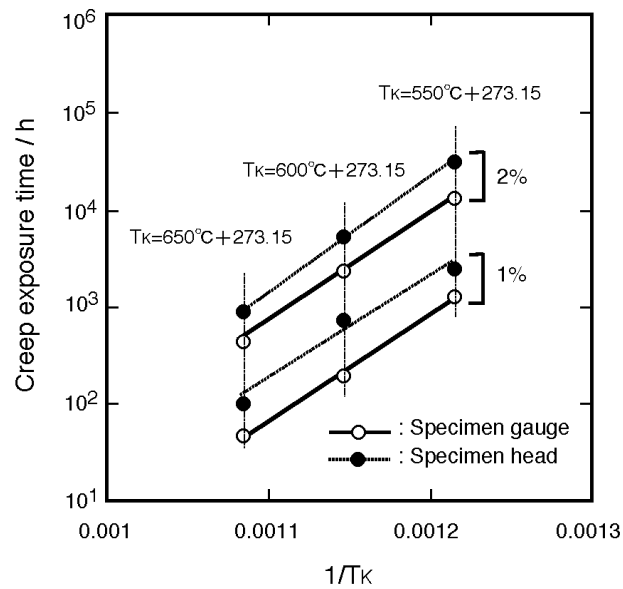


Fig. 6-16 Relationship between creep exposure time and $1/T_K$ ($T_K: T () + 273.15$) for 1, 2 and 3% area fraction of precipitates.

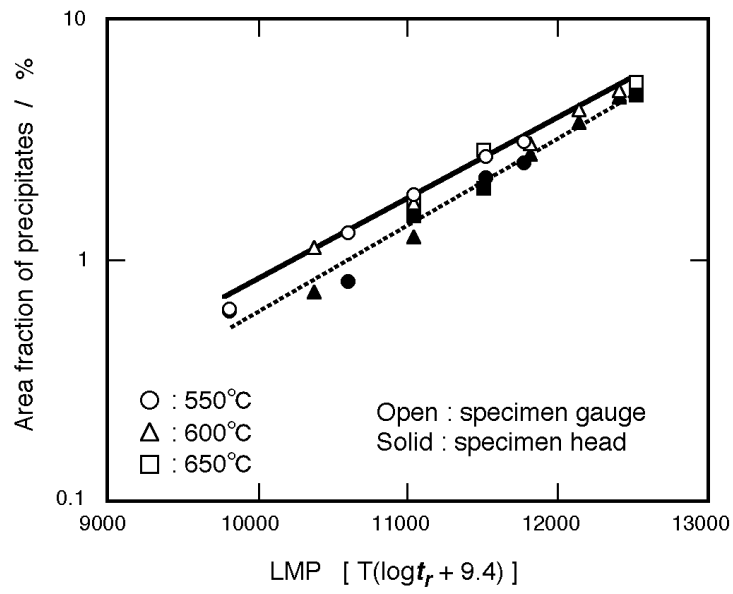


Fig. 6-17 Relationship between area fraction of precipitates and Larson-Miller parameter.

6.4 結論

16Cr-8Ni-2Mo 溶接金属部の長時間クリープに伴う析出挙動を把握することを目的として、16Cr-8Ni-2Mo 溶接金属のクリープ試験を 550, 600 および 650°C の温度で行ない、最長約 76 000h までのクリープ破断データを取得した。その、クリープ破断材の組織変化を検討すると共に微細組織データを解析し、定量的に評価して結果以下のことを明らかにした。

(1) クリープ中の主な析出物は、Fr-Cr-Mo 系の金属間化合物 ($\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$)、Laves 相、 σ 相、G相および χ 相と、これらとは異なる Cr 主体の金属間化合物であった。また、 Cr_2N および M_{23}C_6 も析出するが析出量は僅かである。このことから、母材と同様に低炭素化により炭化物の析出が抑制され、窒素添加による固溶強化作用が長時間側でも安定して有効に働いていると考える。

(2) クリープに伴うフェライト量の変化は、いずれの温度においても、短時間側で急激に減少し、その後 550°C においては長時間経過してもあまり変化しない。しかし、600 および 650°C では時間の経過と共にフェライト量は緩やかな減少傾向を示す。また、時間の経過に伴うフェライト量の変化は平行部とつかみ部では同様な傾向を示すが、フェライト量はいずれの温度時間においても平行部よりもつかみ部の方が多いことが明らかとなった。これらのことから、高温保持に伴うフェライト量の変化は温度によって異なることからクリープに伴う材質変化の指標としてはあまり有効でないことは明白である。

(3) 析出物面積率はいずれの温度時間においても、平行部の方がつかみ部よりも多い。また、いずれの温度においても、時間の経過に伴い析出物面積率は増加する。

(4) 溶接金属のクリープ破断材平行部およびつかみ部の析出物面積率とクリープ保持時間の関係を Larson-Miller パラメータで整理すると一次式で表すことができ、溶接金属の材質変化の指標として利用できるものと考ええる。

参考文献

- 1) 特集「材料劣化診断」：非破壊検査，**46**(1997), p.149.
- 2) 増田智紀，伊藤一博：「超音波自動探傷による溶接きず寸法評価法の検討」，非破壊検査，**47**(1998), p.114.
- 3) 増田智紀，伊藤一博：「超音波自動探傷法を用いた鋼溶接部脆性破断強さの測定に関する研究」，非破壊検査，**47**(1998), p.201.
- 4) 庄子哲雄，川原鉄士，栗野真和，佐藤康元：「集中誘導型交流電位差法によるSUS316FR鋼におけるクリープ疲労損傷の非破壊計測・評価」，**48**(1999), p.853.
- 5) 村田正治，田中秀雄，阿部富士雄，入江宏定：SUS304H 鋼の長時間クリープ中の微細組織変化と材質劣化評価」，学振123 委員会研究報告，**40**(1999), p.115.
- 6) 相澤威一郎，長谷川宗司，渡辺道仁，土井裕之：「蒸気タービンバルブ経年劣化材の評価技術」，火力原子力発電，**51**(2000), p.40.
- 7) 桐原誠信，志賀正男，祐川正之，吉岡孝利，浅野長一：「耐熱材料の使用劣化の非破壊検出装置および技術の検討」，材料，**33**(1984), p.1092.
- 8) 桐原誠信，志賀正男，祐川正之，吉岡孝利，浅野長一：「低合金鋼のクリープ損傷の非破壊診断に関する基礎検討」，材料，**33**(1984), p.1097.
- 9) 桐原誠信，祐川正之，志賀正男，吉岡孝利，浅野長一：「オーステナイトステンレス鋼のクリープ損傷の非破壊診断に関する基礎検討」，材料，**33**(1984), p.1103.
- 10) 祐川正之，志賀正男，浅野長一，飛田芳光，桐原誠信：「18Cr-8Ni(SUS304)鋼のクリープ損傷の非破壊診断に関する基礎検討」，材料，**34**(1985), p.1478.
- 11) 本郷宏通，山崎政義，渡部隆，衣川純一，門馬義雄：「304ステンレス鋼厚板溶接継手のクリープひずみ分布と破断挙動」，材料，**45**(1996), p.1328.
- 12) 本郷宏通，山崎政義，渡部隆，衣川純一，田辺龍彦，門馬義雄，中澤崇徳：「316FR鋼厚板溶接継手における溶接金属および熱影響部のクリープ変形挙動」，材料，**48**(1999), p.116.
- 13) 中澤崇徳，藤田展弘，木村英隆，小松 肇，高鍋清志，川口聖一：「高速炉-構造用の低炭素・中窒素型316系溶接材料の高温特性と微細組織」，鉄と鋼，**80**(1994), p.783.
- 14) T.Nishida, M.Ueta, M.Sukekawa, H.Hirayama, Y.Asada: "Creep and Fatigue Properties of Advanced 316-Steel for FBR Structures", PVP-Vol.262, ASME(1993).
- 15) 長谷部慎一，浅山 泰：「ステンレス鋼溶接金属の熱・負荷履歴によるマイクロ組織変化」，材料，**46**(1997), p.7.
- 16) 日本規格協会：オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属のフェライト量の測定方法，JIS Z

3119-1988.

17) 日本鉄鋼協会：「金属材料のクリープ破断データ評価の標準化」，1994

第7章 総括

本研究は高速増殖炉 (FBR) 炉容器などの主要機器用高温構造材料として使用されている 304 鋼および将来の実証炉用に開発された 316FR 鋼溶接継手について、全積層を含んだ大形溶接継手および溶接金属試験片を用いて、短時間から長時間 (76 000h) までのクリープデータを取得し、ステンレス鋼溶接継手のクリープ特性を局所変動性に注目することにより、実証的な溶接継手のクリープ特性評価法を検討したものである。本論文は 7 章より成り、以下に各章で得られた成果を取りまとめて総括とする。

第1章では、地球環境およびエネルギー問題の解決のために、わが国が国策としている FBR 開発戦略の有効性および開発の現状を概観すると共に溶接継手の高温強度特性評価の重要性和困難性を指摘した。また、オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の高温強度特性評価に関する従来の研究について述べ、高温強度特性評価を行う上での研究課題について説明した。これを踏まえて、本研究の目的が FBR 炉容器などの主要機器用高温構造材料として、使用または使用される予定である高温強度に優れたオーステナイト系ステンレス鋼多層溶接継手における、新しいクリープ特性評価手法の提案であることを述べた。

第2章では、本研究で対象とした 304 および 316FR 鋼多層溶接継手の施工方法を説明し、その溶接まま材の硬さ分布測定および組織観察を行うことにより、溶接部に及ぼす溶接熱サイクルの影響について調べた。いずれの溶接継手においても溶接金属部付近で母材原質部よりも硬さの大きい熱影響部が認められ、その硬さは溶接金属部近傍で最も大きく、そこから離れるにつれて徐々に減少する。また、溶接金属部中央の板厚方向の硬さは、溶接施工の初期に積層し溶接熱サイクルを最も多く受けている積層付近で最大値を示し、最後に積層して溶接熱サイクルを受けない表面の積層で最小値を示す。**316FR** 鋼溶接継手においても同様な傾向を示した。すなわち、ステンレス鋼の多層溶接継手は不均質であり、その強度には局所変動性が認められる。

このような硬さ変化は溶接施工の際に導入された転位密度に対応しており、本供試継手のように上下対称に多層溶接を行った場合、初期に積層し転位密度が最も多い板厚中央付近で硬さのピークを持ち、最終層の表面近傍に近づくにつれて転位密度が減少するため、硬さが低下することを明らかにした。

第3章では、第2章において溶接金属部の転位組織の不均一性を明らかにした 304 鋼多層溶接継手から採取した、母材、熱影響部および全積層をも含んだ全厚の大形溶接継手試験片のクリープ変形および破断挙動について検討した。具体的には、大形溶接継手試験片のクリープおよびクリープ中断試験を行い、中断試験片の全積層が観察できる横断面におけるク

リープひずみ分布を測定して、溶接継手における溶接金属部の不均一変形挙動を調べた。その結果、溶接金属部の板厚中央部では母材よりもクリープ強度が大きいオーバーマッチングな溶接金属であるが、表面近傍では、母材よりもクリープ強度が小さいアンダーマッチングの溶接金属であることを明らかにした。そして、全積層を含んだ大形溶接継手試験片のクリープ破断は、まず、表面近傍のアンダーマッチングな溶接金属に微視き裂が発生し、その微視き裂の成長・合体に伴う応力増加により、溶接金属部で最終破断に至ることがわかった。このことは、一般に行われている溶接継手から切り出した小形試験片のクリープデータから、溶接金属のクリープ強度が母材よりも大きいオーバーマッチングな溶接継手であると判断できても、全積層の溶接継手では溶接金属部で破断する場合もありうることを意味する。

第4章では、合金 (Mod.316) および 16-8-2(Mod.16-8-2) 系の 316FR 鋼多層溶接継手について、全積層を含む大形溶接継手試験片のクリープひずみ分布を測定し、各部分が相互に干渉しながら進行するクリープ変形挙動を明らかにすると共に溶接継手試験片の破断特性の検討を行った。合金系溶接継手の長時間クリープ強度は 16-8-2 系溶接継手よりも優れていることを明らかにした。また、大形溶接継手試験片における溶接金属部のクリープ変形が溶接金属部よりもクリープ速度の遅い熱影響部に拘束され、多軸の応力状態になり相当応力が減少するため、溶接金属部で破断した大形溶接継手試験片の破断寿命は溶接金属単体の試験片よりも長くなることを述べた。第3および4章の結果から、溶接継手から切り出した小形試験片と全積層を含んだ大形溶接継手試験片によるクリープ特性評価は、溶接金属部内のクリープ特性が不均一なため、必ずしも一致しないことが明らかとなった。そこで、多層溶接継手のクリープ寿命予測や破壊発生位置を明確にするためには、全積層を含んだ大形溶接継手試験片による評価と従来の小形試験片によるデータの比較・検討が必要であることを指摘した。

第5章では、直径 2mm のミニチュア試験片を溶接部の各位置から採取し、溶接部の高温強度特性の局所変動を調べると共に局所変動を考慮した溶接継手の弾塑性クリープ解析を行い、大形溶接継手試験片の実験結果と比較検討を行った。0.2% 耐力およびクリープ強度は板厚中央部、板厚の 1/4、表面近傍から採取した試験片の順に小さくなる。この結果は、これまでに行った大形溶接継手試験片のひずみ分布測定結果が正しいことを裏付けており、溶接施工の際の拘束および溶接熱サイクルにより、最後に積層した表面近傍よりも初期に積層した板厚中央部で多くの転位が導入され硬化していることを示唆している。前述したように溶接金属部内で高温強度特性が不均一であるため、シミュレーションなどにより溶接継手のクリープ挙動を精度良く予測するには、溶接金属の試験片採取位置の違いによる高温特性の違いを把握し、そのデータをシミュレーションに反映させることが望ましい。そこで、これらのデータを基に、母材部、熱影響部および溶接金属部の3分割した従来のモデルと、さら

に溶接部の局所変動を考慮し溶接金属部を板厚方向に 13 分割したモデルによる大形溶接継手試験片の弾塑性クリープ解析のシミュレーションを行い、実験による大形溶接継手試験片表面のひずみ分布測定および破断面解析結果との比較を行った。その結果、3 分割モデルよりも、溶接金属の局所変動を考慮したモデルの方が大形溶接継手試験片のひずみ分布測定結果および破断試験片の観察結果と良く対応することを明らかにした。これらのことから、溶接継手の変形挙動や破壊挙動をシミュレーションにより予測するためには、溶接金属部の局所変動を考慮したモデル化が必要であることを明らかにした。

第 6 章では、低炭素・中窒素型 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の長時間クリープに伴う析出物の挙動を明らかにすることを目的として、その溶接金属の短時間から長時間までのクリープ試験により破断した試験片の組織観察および析出物の定量を行い、クリープに伴う析出挙動について検討した。クリープ保持時間に伴うフェライト量の変化は温度により挙動が異なるため、実機運転温度での材質変化の指標には適さない。しかし、クリープに伴う析出量（面積率）とクリープ保持時間の関係は Larson-Miller Parameter (LMP) で整理すると一次式で表すことができ、溶接金属の寿命・余寿命予測の指標として利用できることを示した。即ち、クリープ破断試験から求められる応力と LMP の関係から寿命・余寿命予測するためには、応力、温度、時間の何れか二つの値が必要である。このうち、時間は原子炉の稼働時間から求めることができる。そこで、温度もしくは応力を求めることができれば寿命・余寿命予測が可能となる。一方、本研究では、クリープに伴う析出量とクリープ保持時間の関係は LMP で整理すると一次式で表すことができることを明らかとした。このことは、この一次式を使うことにより、析出物面積率を求めればパラメータ値がわかり、運転温度が予測できることを意味する。そこで、運転時間と溶接金属の析出物面積率がわかれば、その溶接継手がさらされていた温度が予測できることから、寿命・余寿命予測の可能性を指摘した。

以上のように本研究では、オーステナイト系溶接継手のクリープ特性評価の高度化を目的として、304 および 316FR 鋼多層溶接継手のクリープ変形および破壊挙動をひずみ分布を測定することにより調べると共に、溶接部の複数の位置から切り出したミニチュア試験片による高温特性を調べ溶接継手の不均一なクリープ変形挙動を明らかにした。また、溶接金属の長時間クリープ保持に伴う組織変化の定量を行い、保持時間、温度および析出量の間関係を明らかにした。

以上の結果から、オーステナイト・ステンレス鋼の構造物の設計に際して、またそれらの高温長時間の信頼性を確保するためには、まず基礎資料となる溶接継手のクリープ変形および破壊特性データの取得が不可欠である。しかし溶接部から切り出した標準試験片によるデータのみを用いるのは、溶接部の金属組織が不均一なため適切ではなく、溶接金属部の板厚

方向で最も高温強度特性が劣る表面近傍を含んだ大形試験片によるクリープ変形および破壊特性データの取得による確認を行うべきである。また、溶接構造物のクリープ変形のシミュレーションを精度良く行うには、少なくとも溶接金属部の表面近傍および板厚中央のミニチュア試験片による高温特性データを取得して局所変動性を把握することが必要である。さらに、溶接構造物の高温長時間運転に伴う溶接金属の組織変化の把握が、高温長時間の信頼性を確保する上で欠かすことができない。これについては、析出物面積率が材質劣化の良い指標となることを示した。以上の考察から、一般に行われている溶接継手の板厚の 1/4 や 1/2 の位置から切り出した溶接継手および溶接金属試験片による高温強度特性評価の他に、溶接金属部内で最も高温強度が劣る表面近傍の高温強度特性および組織変化を把握することにより高温長時間の信頼性が確保され、寿命予測が可能となる。

オーステナイト・ステンレス鋼溶接継手に関する今後の研究課題の提言

一般にクリープ試験は、試験時間の制約などの観点から、実際の稼動温度よりも高い温度環境下で行う温度加速、または、実機に作用する応力よりも高い応力環境下で行う応力加速により実施される。本研究では、オーステナイト・ステンレス鋼溶接金属中のフェライトは、600℃ 以上ではクリープ中に析出物やオーステナイトになり消失するが、FBR 炉容器などの運転温度に近い 550℃ ではフェライトは消失せずに残存することを明らかとした。しかし、本研究における主要なクリープ試験温度の 550℃ はオーステナイト・ステンレス鋼のクリープ特性を議論する上で、比較的低い温度領域であるため、実機で作用する応力よりも遥かに高い応力レベルでの実験となる。具体的には、550℃ における 304 鋼の十万時間クリープ破断強度は 0.2% 耐力とほぼ同等である。また、316FR 鋼の十万時間クリープ破断強度は 0.2% 耐力が約 120MPa であるのに対して、その約 2 倍の応力レベルとなる。したがって、クリープ試験開始時には、まず塑性ひずみが導入され、その後にクリープ変形が進行する。実機稼動レベルの低い応力では運転開始時に塑性ひずみは導入されないであろう。そこで、母材の 0.2% 耐力以下の応力条件下で長時間クリープにおける溶接金属部の表面近傍と板厚中央部のクリープ変形および破壊データを取得し、本研究で得られた応力加速試験データと比較することにより、より精度の高い寿命・余寿命予測が行えるものとする。

共金系および 16-8-2 系の 2 種類が 316FR 鋼溶接継手の溶接材料の候補となっている。共金系の溶接金属については 16-8-2 系溶接金属よりもクリープ強度は大きいものの、析出量が 16-8-2 系溶接金属よりも多いことから、長時間側でのクリープ破断延性低下が懸念されていた。しかし、共金系溶接金属のクリープ破断絞りは 550℃ で 2 万時間を越えても約 40% の大きな値を示すことから、316FR 鋼溶接継手の溶接材料としては、クリープ特性の観点か

らは 16-8-2 系よりも共金系の溶接材が優れている。そこで、クリープ特性が問題となる部分に用いる 316FR 鋼溶接継手の溶接材料としては、共金系を用いるべきであろう。

溶接施工法の観点から溶接継手のクリープ強度の向上を考えた場合、溶接金属部の幅を極力狭くすることが有効である。これは、熱影響部は母材や溶接金属と比較してクリープ変形しにくいいため、熱影響部に挟まれて存在する溶接金属部のクリープ変形が熱影響部に拘束される。この熱影響部による拘束は溶接金属部の幅が狭いほど有効に働くため、溶接継手のクリープ強度を上げることになる。

550~650°C の範囲では析出量と LMP の関係は一次式で近似できることを明らかにした。しかし、より広い温度範囲および時間のクリープデータを取得し、一次式で近似できる温度・時間範囲を明確にする必要がある。また、LMP 以外の時間・温度パラメータ法の検討もすべきである。

さらに、より精度の高いクリープ寿命・余寿命予測の手法を確立するためには、溶接継手の析出挙動に及ぼす温度・応力の影響について、クリープ中断試験片に出現する様々の析出挙動 (温度・時間、応力による形態変化と高温強度への寄与の関係) を詳細に調べた結果によるモデル構築が必要と考える。

謝 辞

本論文は、高知工科大学 物質・環境システム工学科教授 門馬義雄博士の御指導により纏めたものです。先生から戴きました御指導と御鞭撻に対し、ここに謹んで心より深く感謝申し上げます。大阪大学大学院工学研究科教授 西本和俊博士，高知大学地域共同研究センター教授 内田昌克博士，高知工科大学物質・環境システム工学科教授 谷脇雅文博士，同大学知能機械システム工学科教授 坂本東男博士には，論文を御審査において，貴重な御指摘などの御指導戴き厚くお礼申し上げます。

本研究は，著者が物質・材料研究機構において約 15 年間にわたり文部科学省原子力試験研究費で行った原子力安全研究の成果を纏めたものであり，この研究の遂行にあたり，多くの方々の御協力を頂きました。

本研究の遂行と論文の執筆の機会を与えていただいた独立行政法人物質・材料研究機構理事長 岸 輝雄博士，監事 齋藤鐵哉博士に厚く御礼申し上げます。

また，特別の御配慮を戴くとともに，絶えず激励して下さいました，物質・材料研究機構材料基盤情報ステーション長 八木晃一博士，同ステーション高温材料グループリーダー 田淵正明博士に謹んでお礼申し上げます。当研究機構在職中には直属の上司であり，現在クリープ研究グループ客員研究員 田辺龍彦博士，旧データベースグループリーダー 衣川純一博士には，論文の執筆にあたり有益な御教示と御討論を頂き心より御礼申し上げます。研究の遂行にあたり，316FR 鋼の開発者である現群馬大学工学部教授 中澤崇徳博士には有益な御教授を賜り厚く御礼申し上げます。

特に本研究の遂行にあたって研究計画の段階から終始御指導，ご援助を頂きました材料基盤情報ステーション材料データベースグループ 山崎政義主幹研究員，同ステーション高温材料グループ 渡部 隆主任研究員に感謝いたします。現(財)日本溶接技術センター 常務理事 入江宏定博士は当研究機構在職中には直属の上司として懇切丁寧なご指導を頂き厚く御礼申し上げます。腐食解析グループリーダー 升田博之博士にはクリープひずみ分布測定システムの開発にあたり御指導を賜り厚く御礼申し上げます。

更に，本研究は長年にわたるクリープデータ取得の賜物であり種々の惜しめない御協力を賜りました材料基盤情報ステーションクリープ研究グループ，また，旧金属材料技術研究所クリープ試験部，環境性能研究部および評価ステーションの皆様にご心から御礼申し上げます。

最後に，子育てに追われながらも数々のサポートをしてくれた妻英子，母和子に感謝の意を表します。