

高速炉構造用 316 鋼溶接部のクリープ特性と
ミクロ組織変化
(研究報告)

2003年3月

核燃料サイクル開発機構
大洗工学センター

本資料の全部または一部を複写・複製・転載する場合は、下記にお問い合わせください。

〒319-1184 茨城県那珂郡東海村村松4番地49

核燃料サイクル開発機構

技術展開部 技術協力課

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to:

Technical Cooperation Section,

Technology Management Division,

Japan Nuclear Cycle Development Institute

4-49 Muramatsu, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki, 319-1184,

Japan

© 核燃料サイクル開発機構 (Japan Nuclear Cycle Development Institute)

2003

高速炉構造用 316 鋼溶接部のクリープ特性とミクロ組織変化 (研究報告)

長谷部慎一*、鬼澤高志**、加藤章一*

要 旨

高速炉構造用 316 鋼に適した溶接材料の選定に資するため、溶接部の長時間高温特性を評価することを目的として、最適成分と考えられる溶接材料を用いて溶接金属および溶接継手試験片を製作し、550°Cにおいて 1 万時間を越える長時間クリープ試験を行った。また、材質劣化が著しく破壊し易い溶接金属のミクロ組織変化を観察して長時間高温強度評価を行った。得られた成果は以下の通りである。

- (1) 316 系および 16-8-2 系溶接材料の最適仕様材として製作した溶接金属と溶接継手は、クリープ特性が従来材に比べて優れていた。特に 16-8-2 系では改善効果が大きく、長時間域での組織安定性に優れていた。
- (2) 長時間加熱によって溶接金属に内在する δ フェライト相が分解すると Laves 相、 σ 相、オーステナイト相などが析出し、残留した δ フェライト相は低合金化しながら α フェライト相 ($\text{Cr} \doteq 12\%$ 、 $\text{Ni} \doteq 2\%$) に変態して平衡状態になることを明らかにした。
- (3) 316 系溶接金属は、δ フェライト相の Cr 濃度が高いために、 σ 相の析出量が増大して長時間クリープ強度が低下する傾向にある。一方、16-8-2 系溶接金属は Cr 濃度が低く、 σ 相などの金属間化合物の析出量が少ないので、長時間側においても母材と同等のクリープ強度が確保できることを確認した。
- (4) 残留 δ フェライト相の組成を分析することによって、簡易的にミクロ組織変化を把握することが可能であり、長時間高温強度評価を行う際に有効な手段であることがわかった。

* 大洗工学センター 要素技術開発部 新技術開発試験グループ

** 大洗工学センター 要素技術開発部 新技術開発試験グループ (現: 原一課)

Creep Properties and Microstructure Change of FBR Grade Type 316 Stainless Steel Weld Zone

S.Hasebe*, T.Onizawa**, S.Kato*

Abstract

We conducted a long-term creep test of weld metal and welded joint made from what we consider optimal filler metals for more than 10000 hours at 550°C, in order to evaluate their long-term properties at high temperatures, and select the appropriate filler metals for FBR grade type 316 stainless steel. We also conducted an evaluation of the long-term high temperature strength of the weld metals by observing changes in the microstructures that was subjected to material deterioration. The results obtained are as follows.

- (1) Weld metal and welded joint made from 316 type and a specific optimal material for 16·8·2 type showed better creep properties than current materials. Especially for 16·8·2 type, the quality improved so much that predominance microstructure stability in the region of long-term.
- (2) We clearly showed that when δ -ferrite phase decomposed by long time heating, the Laves phase, σ phase and austenite phase were precipitated and the remaining δ -ferrite phase was changed to an α -ferrite phase (Cr \approx 12%、Ni \approx 2%) as it became a low-alloy and reached equilibrium.
- (3) The long-term creep strength of the 316 type weld metal tends to decrease as ophase separation increases due to a high Cr concentration in δ -ferrite phase. On the other hand, we confirmed that 16·8·2 type weld metal could maintain long-term creep strength almost as high as the base metal, because there was little separation of inter-metallic compounds due to its low concentration of Cr.
- (4) We found that change in the microstructure can be easily captured by analyzing the composition of the remaining δ -ferrite phase. This is an effective method to evaluate long-term high temperature strength.

* New Technology Development Group, Advanced Technology Division, OEC

**New Technology Development Group, Advanced Technology Division, OEC
(Presently, Operation Engineering Section, Experimental Reactor Division)

目 次

1. 緒言	1
2. 溶接材料の成分設計	2
3. 試験方法	4
3.1 供試材および溶接施工	4
3.2 試験片形状および採取要領	4
3.3 クリープ試験	4
3.4 金組試験	4
4. 試験結果および考察	6
4.1 クリープ特性	6
4.2 溶接金属のミクロ組織変化	9
4.3 ミクロ組織変化に基づく長時間健全性評価	13
5. 結言	15
6. 謝辞	16
参考文献	17

表 リ ス ト

表 3.1 供試材の化学成分	18
表 3.2(1) 316 系溶接材料の溶接施工条件	19
表 3.2(2) 16-8-2 系溶接材料の溶接施工条件	20
表 4.1 クリープ試験結果	21

図 リ ス ト

図 2.1 ディロング組織図	22
図 3.1 試験片の採取要領	23
図 4.1 応力と破断時間の関係 (550°C)	24
図 4.2 破断伸びと破断時間の関係 (550°C)	25
図 4.3 絞りと破断時間の関係 (550°C)	26
図 4.4 定常クリープ速度と破断時間の関係 (550°C)	27
図 4.5 3次クリープ開始時間と破断時間の関係 (550°C)	28
図 4.6(1) 316 系溶接金属および溶接継手のクリープ曲線 (550°C)	29
図 4.6(2) 16-8-2 系溶接金属および溶接継手のクリープ曲線 (550°C)	30
図 4.7 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の特徴	31
図 4.8 溶接金属における δ フェライト相の分解	32
図 4.9(1) 316 系溶接金属の TEM 写真 (未損傷材)	33
図 4.9(2) 316 系溶接金属の TEM 写真 (熱時効材, 7526hr)	34
図 4.9(3) 316 系溶接金属の TEM 写真 (熱時効材, 18942hr)	35
図 4.9(4) 316 系溶接金属の TEM 写真 (クリープ損傷材, 7526hr)	36
図 4.9(5) 316 系溶接金属の TEM 写真 (クリープ損傷材, 18942hr)	37
図 4.9(6) 16-8-2 系溶接金属の TEM 写真 (未損傷材)	38
図 4.9(7) 16-8-2 系溶接金属の TEM 写真 (熱時効材, 3362hr)	39
図 4.9(8) 16-8-2 系溶接金属の TEM 写真 (熱時効材, 32807hr)	40
図 4.9(9) 16-8-2 系溶接金属の TEM 写真 (クリープ損傷材, 3362hr)	41
図 4.9(10) 16-8-2 系溶接金属の TEM 写真 (クリープ損傷材, 32807hr)	42
図 4.10 δ フェライト量の変化	43

図 4.11(1) 316 系溶接金属のミクロ組織と元素分布	44
図 4.11(2) 16-8-2 系溶接金属のミクロ組織と元素分布	45
図 4.12(1) δ フェライト相の Cr 濃度変化	46
図 4.12(2) δ フェライト相の Ni 濃度変化	47
図 4.12(3) δ フェライト相の Mo 濃度変化	48
図 4.13(1) δ フェライト相の Cr 濃度分布 (316 系溶接金属)	49
図 4.13(2) δ フェライト相の Cr 濃度分布 (16-8-2 系溶接金属)	50
図 4.14 Fe-Cr-Ni 三元状態図 (550°C)	51
図 4.15 母材に対する溶接金属と溶接継手のクリープ強度比	52
図 4.16 δ フェライト相分解によるミクロ破損機構	53
図 4.17 ミクロ組織変化に起因したクリープ破損機構の予測図	54

1. 緒言

高速炉の実用化には、経済性および信頼性の向上が重要な課題であり、その方策の一つとして高温特性に優れた構造材料の開発が進められている。最近では、従来のSUS304およびSUS316に比べて優れた高温特性を有している高速炉構造用316鋼（以下316FR鋼と略称）が次期高速炉の候補材として、有力視されている。

高速炉の一次系にステンレス鋼を適用する場合の代表的な荷重モードは、クリープ損傷と疲労損傷が重複して生じるクリープ疲労であり、このクリープ疲労強度に優れた材料は、一般的にクリープ強度とクリープ延性に優れていると云われている。クリープ強度を向上させるには、侵入型固溶強化元素(C,N)、置換型固溶強化元素(Mo,W)および炭化物析出強化型元素(Nb,V,Ti)を添加すれば比較的容易に強化させることができるが、その反面クリープ延性の低下を招くために、これら成分元素の調整が重要となっている。一方、クリープ延性を向上させるには、材質脆化の原因となっている粒界への炭化物の析出・粗大化を抑制することが効果的であるが、従来の高速炉用ステンレス鋼は強度確保のためにC量を0.04%～0.08%の範囲で過飽和濃度を超えて添加させていたことからクリープ延性の改善が課題となっていた。これに対して316FR鋼はC量を0.02%以下に抑えて、その代わりにN量を約0.1%添加することで、クリープ強度を確保しながら延性の向上を図った構造材料¹⁾である。これにより、運転時のクリープ疲労損傷の低減が考えられることから、316FR鋼の適用によりプラントの高温化と機器のコンパクト化が期待される。ただし、実機では母材の高温強度特性を向上させただけでは不十分であり、溶接施工による継手構造の適用範囲を拡大させて製造コストの削減を図るためにも、316FR鋼の溶接部に対して母材並のクリープ強度と延性を確保することが望ましい。

316FR鋼に適した溶接材料として、316系および16-8-2系の2種類が候補とされており、それぞれの溶接材料の最適成分を求める研究²⁻⁴⁾が行われている。しかし、これらは多くの試作材に対して高温強度試験を行っていることから、数千時間レベルの短時間データが比較的多く、経年変化を把握するために必要な1万時間以上の長時間データは得られていない。

そこで、本研究では316FR鋼の溶接部に関する高温強度特性を明らかにし、高速炉に適した溶接材料の選定および溶接部の長時間健全性を確認するため、現段階で最適成分と考えられる母材と溶接材料を用いて溶接部を製作し、材料強度試験を進めてきた。本報は、316系および16-8-2系溶接金属と溶接継手の長時間クリープ試験と金属組織観察によって得られたデータに基づいて、316FR鋼溶接部の高温強度特性を評価したものである。

2. 溶接材料の成分設計

316FR 鋼には、316 系と 16-8-2 系の 2 種類の溶接材料が候補として考えられており、図 2.1 のディロング組織図からわかるように、316 系は 16-8-2 系に比べて Cr 当量と Ni 当量が大きく高合金となっている。両タイプとも母材の基本成分設計と同じように、低 C 化によって炭化物などの析出を抑え、N 添加によって強度を確保しようとする試みがなされている。

316 系溶接材料は、母材の成分系に近く強化元素である Mo の含有量が多いことから、高温強度に優れていると一般に認識されている。しかし、溶接施工時における高温割れ感受性が高いことから、割れ防止対策として δ フェライト相を数%含ませておく必要がある。この δ フェライト相からは、高温脆化を引き起こす原因となる σ 相が析出し易く、316 系は σ 相の析出を促進させる Mo が多く添加されているために、時効後の韌性が低下し易い欠点を有していると云われている。一方、16-8-2 系溶接材料は、高温脆化を招く δ フェライト相を低く抑えても耐高温割れ性が良好で、かつ Cr や Mo の含有量が少ないために長時間加熱されても σ 脆化しにくい利点がある。しかし、この材料は強化元素である Mo 量が少なために高温強度が劣ることが懸念されている。このように両タイプとも長所と短所があり、実機においてどちらの溶接材料を採用するかが課題となっている。一般に両タイプの特性は次のように評価されている。

- ・クリープ破断強度：316 系がやや高いが、16-8-2 系でも N, V, Ti を添加することによって強度の向上が図れる。
- ・クリープ破断延性：16-8-2 系の方が 316 系に比べてやや高い。
- ・時効後韌性：316 系は時効後の韌性低下が大きい。しかし、16-8-2 系でも N, V, Ti を添加すれば韌性は悪くなる。
- ・溶接性：16-8-2 系は 316 系に比べて溶接性が良好である。

本研究では、長時間健全性を評価することを目的とし、実機に採用される可能性が高い 316 系および 16-8-2 系溶接材料を製作して、長時間に亘る高温強度試験を実施することから、今までに得られた知見に基づいて現段階でベストの成分を決める必要がある。そこで、J N C と国内メーカーがそれぞれに取得してきた情報を集約するために、溶接施工メーカーの三菱重工業㈱および材料製造メーカーの新日鉄㈱と協議を行った。そして、溶接材料の成分設計については、次の観点から検討することになった。

- ・時効後韌性：16-8-2 系の方が優れているが、316 系の Cr 量を低くすることによって、どの程度まで改善できるか求める。
- ・ δ フェライト：極力小さく抑えることが望ましく、溶接性を考慮して最小レベルの 3%程度を目安として、Cr, Ni 当量を調整する。

- クリープ破断特性：破断延性の低下が現れ難い強化元素である N を添加してクリープ破断強度の向上を図る。

基本的には、両タイプの長所を維持しながら、それぞれの短所を解決するよう に、過去に蓄積された試験データを参考にして検討した結果、両タイプの成分は次表のように調整することになった。なお、微量強化元素（V, Nb, Ti 等）についても、添加効果に関するデータが少なく韌性低下の可能性もあることから、今回は対象外とした。

主な合金元素の成分（目標値）

タイプ	化学成分 (wt%)					
	C	Ni	Cr	Mo	N	δF
316 系	0.01	11.1	18.8	2.20	0.14	3
16-8-2 系	0.01	8.1	16.3	1.90	0.13	3

なお、この溶接材料は中性子照射効果を研究するための供試材としても使用され、大洗工学センター照射材料試験室（MMS）において材料強度試験が実施されている。

3. 試験方法

3.1 供試材および溶接施工

316 系および 16-8-2 系溶接部の製作に用いた溶接材料と母材の化学成分を表 3.1 に示す。溶接材料は両タイプとも $1.6\text{mm}\phi$ の T I G 溶接ワイヤである。溶接材料については、前記 2 章で述べたように溶接性と高温強度特性に優れないと推測される最適成分を目標値として製作した。一方、母材については、製造過程で偏析が生じてオーステナイト相中にフェライト相が析出する問題を避けるために、圧延工程の途中で均質化処理($1250^{\circ}\text{C} \times 16\text{hr}$ 空冷)を施している。

溶接施工は、実機の炉容器組立てを想定して狭開先自動 T I G 溶接を横向き姿勢にて行った。開先形状、積層方法および溶接条件を表 3.2(1)(2)に示す。316 系および 16-8-2 系ともほぼ同一条件にて溶接施工している。

3.2 試験片形状および採取要領

本試験に用いた試験片形状および試験片採取要領を図 3.1 に示す。試験片の形状は、平行部の直径が溶接金属では $6\text{mm}\phi$ 、溶接継手では $10\text{mm}\phi$ の中実丸棒型である。溶接金属は、試験片の軸方向が溶接ビードと平行になるように、溶接継手は、試験片の軸方向が溶接ビードと直交するように、そして溶接金属が平行部の中央に位置するように製作した。なお、試験片は板厚方向の上下から 2 本づつ採取した。試験片の最終仕上げは、平行部をエメリーペーパ(#600)にて軸方向に研磨して加工キズを除去した。

試験片加工後は JIS Z 3106 に従って放射線透過試験を実施し、溶接欠陥の無いことを確認した。

3.3 クリープ試験

クリープ試験は、縦型单てこ荷重式クリープ試験機を用い、JIS Z 2271 および F B R 金属材料試験実施要領書⁵⁾に準拠して実施した。クリープ伸びは試験片のつば部にショルダータイプのアームを取り付け、ダイヤルゲージにより測定した。試験は、設定温度に到達してから 22 時間均熱保持した後、荷重を負荷して開始した。試験温度は 550°C である。

3.4 金組試験

クリープ特性をミクロ組織変化の観点から検討するために、透過型電子顕微鏡観察およびフェライト量測定を行った。それぞれの試験方法を以下に述べる。

(1) 透過型電子顕微鏡観察

透過型電子顕微鏡（以下 TEM と略称）観察用の薄膜試料は、溶接金属を精

密切断機により溶接線に対して平行に薄片を切り出し、約 $60 \mu\text{m}$ までエメリー紙で研磨した後、試料打ち抜きパンチを用いて $3\text{mm}\phi$ のディスクを打ち抜き、さらに電解研磨装置（5%過塩素酸－冰酢酸溶液 70V）によって製作した。採取位置は、クリープ試験片の平行部とネジ部の 2箇所とし、応力負荷されている平行部はクリープ損傷材、無負荷に近いネジ部は時効材と分別することができ、1本の試験片から履歴の異なる 2種類の試料を採取した。

TEM観察は、 δ フェライト相の分解過程を調査するために、加速電圧 200kVにおいて、析出物の同定および残留フェライト相の成分分析を行った。フェライト相や析出物の化学組成は、エネルギー分散型X線分光法（以下EDXと略称）を用いて加速電圧 200kV、ビーム径 20nm で分析した。

(2) フェライト量測定

溶接金属に内在する δ フェライト相の体積量は、電磁誘導法によるフェライトスコープを用いて、クリープ試験片の研磨断面を中心線に沿って 4点測定し、その平均値から求めた。

4. 試験結果および考察

4.1 クリープ特性

316 系および 16-8-2 系溶接金属と溶接継手のクリープ試験結果を表 4.1 に示す。表中には参考として、溶接継手の破断伸び、絞り、3 次クリープ開始時間および定常クリープ速度を記載した。全試験数 14 本のうち 11 本が試験終了し、残り 3 本の長時間試験を継続中である。

4.1.1 クリープ破断強度

応力と破断時間の関係を図 4.1 に示す。図中の実線は 316FR 母材に対する設計クリープ破断応力強さ S_R 、破線は平均傾向値である。図中には比較材として今までに取得した 316 系の溶接金属と溶接継手のデータを併せてプロットした。

溶接金属のクリープ破断強度は、316 系の短時間側を除いて母材の平均傾向値を下回っているが設計値は満足しており、従来材と比較してもクリープ破断強度が大きい傾向となっている。成分系で比較すると、高応力(304Mpa)では 316 系の方が 16-8-2 系よりクリープ破断時間が 2 倍以上に長くなっているが、低応力(265Mpa)になると両タイプは逆転して、16-8-2 系は 316 系の 1.7 倍ほどクリープ破断時間を大きく上回っている。今まで置換型固溶強化元素である Mo の含有量が 16-8-2 系より高い 316 系の方がクリープ破断強度に優れている⁴⁾とされていたが、長時間ではそれとは異なる結果となっている。これは 316 系溶接金属が長時間側に移行するに従いクリープ強度低下の傾きが大きいために生じた現象である。主な原因としては、溶接金属の組織に内在する δ フェライト相の分解過程の違いに起因して、クリープき裂の発生と進展が加速したものと推測される。このような両タイプのミクロ組織変化の違いについては、4.2 項において述べることにする。

溶接継手のクリープ破断強度は、両タイプとも母材並みとなっており良好な結果となっている。溶接継手においても、高応力(323Mpa)では 316 系の方が 16-8-2 系よりクリープ破断時間が長いが、低応力(284Mpa)になると 16-8-2 系が 316 系よりクリープ破断時間が大きくなって、溶接金属と同様に逆転する傾向が見られる。これは溶接継手の破断位置が溶接金属部（以下、溶金部と略称）であったことから、溶接金属の特徴が現れたものと思われる。ただし、溶接継手の場合は、破断した部分の強度と同等になる⁶⁾とされているが、今回の溶接継手のクリープ破断強度は、同一応力の溶接金属よりも上回っている。溶接継手と溶接金属では試験片の採取方向に違いがあるが、ステンレス鋼溶接金属ではビード方向と直角方向のクリープ破断強度に差がないと報告⁷⁾されていることから、溶接金属と溶接継手のクリープ破断強度の違いは、溶接金属の異方性に

起因するものではないと推測される。このように、溶接継手が溶接金属よりもクリープ破断強度が大きくなる理由として、塑性拘束のような現象が関与しているものと考えられる。一般に溶金部の幅が狭く、かつ母材の方が溶接金属よりも強い場合(アンダーマッチング)の組合せで引張試験を行うと、溶金部は両側の母材に拘束されて応力の状態が多軸化して相当応力が低下する塑性拘束が生じるために、溶接金属単体の引張強さを超えて溶金部は破断せずに溶接継手の強度が増大する¹⁵⁾と云われている。本試験片においても溶接継手の溶金部は、溶接熱ひずみにより硬化した母材硬化部に両側から拘束されてクリープ変形を抑制して、クリープ破断強度が増したものと推測される。ただし、この現象は高応力負荷の場合に限られ、低応力負荷すなわち長時間側になるに従い、溶接金属と溶接継手の強度差は小さくなる傾向にある。316系では溶接金属と溶接継手のクリープ破断時間の比(WJ/WM)を各応力レベルで見ると、304Mpaでは1.36、284Mpaでは1.27、265Mpaでは1.15と比率が小さくなっている。このことから、破断時間比は低応力・長時間になる程、WJ/WM=1に近づく傾向にあり、さらに長時間では溶接金属と同等の強度となるはずである。このように、実機条件に近い低応力側では溶金部に発生するクリープひずみ量が減少するので、変形に伴う拘束の効果を受け難くなって、溶接金属と溶接継手の強度は同程度になると推測される。

4.1.2 クリープ破断延性

溶接金属について破断伸びおよび絞りと破断時間の関係を図4.2と4.3に示す。図中には比較データとして今までに取得した316FR母材および316系溶接金属のデータをプロットした。なお、溶接継手については平行部に占める母材と溶接金属の割合によって延性に差が生じて他のデータと比較できないことから、ここでは評価をしていない。

316系および16-8-2系溶接金属とも破断伸びに顕著な差はなく、破断時間の増加に伴って破断伸びが低下しているが、その傾きは比較的小さくて良好である。ただし、従来材と同じように長時間側では、母材に比べて破断伸びが低くなっている。一方、絞りでは両タイプに明瞭な差異があり、従来材と同等である316系溶接金属に対して、16-8-2系溶接金属は同一破断時間における絞りが大きくなっている。その値は母材の上限値に近く、非常に優れた破断延性を示している。なお、試験片の軸方向(溶接ビード方向)である破断伸びに比べて、径方向(溶接ビード垂直方向)の絞りに延性向上が顕著に現れた理由については、まだ明らかになっていない。

破断延性が母材よりも低下する要因は、①溶接の熱収縮によりひずみを受けていること、②凝固組織で結晶粒が粗大化していること、③高温割れ防止によ

り含ませた δ フェライト相から析出物が発生して脆化すること、などが考えられる。特に③は、長時間側で顕著となってクリープ特性を低下させる可能性があることから、4.2 項においてミクロ組織変化の検討を行っている。

現時点までに得られたデータを見る限り、クリープ強度が従来材より強化されたにも係わらず、破断延性の低下は認められていない。一般にクリープ強度が増大すれば変形抵抗も増して延性が減少する傾向にあるが、今回製作した両タイプには、長時間側で問題となる脆化現象も現れていないことから、従来材よりも優れたクリープ特性を有していることがわかった。特に 16-8-2 系溶接金属ではその傾向が顕著であり、絞りにおいて高い破断延性を示している。

4.1.3 定常クリープ速度

定常クリープ速度と破断時間の関係を図 4.4 に示す。図中の破線は 316FR 母材の平均傾向値、実線はデータのばらつき範囲である。316 系および 16-8-2 系溶接金属と母材の同一破断時間における定常クリープ速度は、短時間側では両タイプともほぼ同じであり良好な結果となっている。しかし、長時間側になると速度低下が著しくなる傾向にあるが、母材の下限値を下回る傾向にある従来材とは異なり、数万時間を経過しても母材のばらつき範囲内に包括されている。一般に溶接金属の定常クリープ速度が長時間側で遅くなる傾向にあり、破断時間と定常クリープ速度の傾きが母材に比べて大きくなり始める時間が 308 系溶接金属の場合⁶⁾は 1000 時間であるのに対して、316 系および 16-8-2 系溶接金属は 3000 時間まで延性低下が現れる時間が長時間側に移行している。

4.1.4 3 次クリープ開始時間

3 次クリープ開始時間と破断時間の関係を図 4.5 に示す。図中の破線は 316FR 母材の平均傾向値である。316 系および 16-8-2 系溶接金属の 3 次クリープ開始時間と破断時間の比 (T_3/T_R) は、母材の平均傾向値とほぼ同等で同一直線関係にある。従来材と一緒に比較すると、溶接金属は母材に比べて同一破断時間における 3 次クリープ領域の割合が若干小さくなっている。

4.1.5 クリープ曲線

316 系および 16-8-2 系の溶接金属と溶接継手のクリープ曲線を図 4.6(1)(2)に示す。同一応力の溶接金属と溶接継手を比較すると、溶接継手はクリープ変形速度が遅くて明瞭な 3 次クリープ領域が認められず、破断時間が長いことがわかる。これは、溶接継手試験片の平行部長さの約 7 割を占める母材硬化部に支配され、溶金部は上記 4.1.1 項で述べたように両端の母材硬化部に挟まれてクリープ変形が拘束されて、伸び限界までに到達する時間が長くなった結果、クリ

一ブ破断強度が溶接金属単体の場合よりも強くなったとものと考えられる。

4.2 溶接金属のミクロ組織変化

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属は、図 4.7 のようにオーステナイト相 (γ 相) 中に δ フェライト相 (δ 相) が分布した 2 相組織である。 δ フェライト相には、①不純物元素(S,P)を固溶して結晶粒界への低融点生成物の偏析を抑制して溶接時の高温割れを防止する、②結晶粒の粗大化を阻止する、③粒界腐食や応力腐食割れを軽減させる、等の効果があることから通常は 3~10%程度含有させている。しかし、溶接金属を加熱すると図 4.8 のように δ フェライト相が分解して炭化物や金属間化合物 (σ 相、Laves 相) が容易に析出するために、材質劣化し易いなどの問題が生じる。溶接金属が加熱されると以下のように δ フェライト相が分解する⁸⁻¹²⁾ことが知られている。



そこで、著者らは長時間加熱による δ フェライト相の分解過程を調査して、次のような現象を明らかにしている¹³⁾。短時間加熱では、308 系溶接金属は炭化物、316 系溶接金属は Laves 相が δ フェライト相から析出するが、それらの析出は一時的なものであり、長時間加熱になると最終的に σ 相に変態する。析出物の増加に伴って δ フェライト相は減少するが、550°C付近の温度域では完全に消滅せずに、長時間に亘って残留する。そして、残留した δ フェライト相は析出物に合金元素を供給し続けるために、数万時間経過すると Cr, Ni などの主要元素の含有量が 1/2~1/3 以下まで減少し、Fe リッチな組成になって低合金化する。



316FR 溶接部の長時間健全性を評価するには、このようなミクロ組織変化を把握して、材質劣化が高温強度に与える影響を明らかにしておく必要がある。ここでは、316 系および 16-8-2 系溶接金属における δ フェライト相の分解過程を解明するとともに、ミクロ組織変化がクリープ特性に与える影響を調査した結果を述べる。

4.2.1 δ フェライト相からの析出物

本試験で使用した 316 系および 16-8-2 系溶接金属の未損傷材、熱時効材およ

びクリープ損傷材に対して TEM 観察を行った。観察は試料毎に δ フェライト相を任意に 8~13箇所を選定した。代表的な組織写真を図 4.9(1)~(10)に示す。

316 系溶接金属では、 δ フェライト相と δ フェライト／オーステナイト境界から σ 相、 $M_{23}C_6$ 、 $Fe_{63}Mo_{37}$ および Laves 相が析出し、長時間になると σ 相は粗大化し、他の析出物は減少する傾向にある。この現象はネジ部より平行部の方が顕著であり、応力負荷を受けると σ 相の析出速度が加速していることがわかる。一方、16-8-2 系溶接金属では、 σ 相、 $M_{23}C_6$ 、 $Fe_{63}Mo_{37}$ 、 Cr_2N 、G 相および Laves 相などが δ フェライト相から析出しており、その他に結晶構造が不明瞭で同定できなかった Cr 主体の析出物も観察されている。しかし、試験時間が増大しても析出形態に大きな変化はなく、応力が析出速度を促進させる効果も小さかった。析出物は加熱時間の経過に伴って、次のように変化することを今までの研究¹³⁾から明らかにしている。

初期 ($M_{23}C_6$, Laves 相) → 中期 (Cr 主体の中間相) → 後期 (σ 相)

316 系溶接金属では、数万時間加熱されると析出物の多くは σ 相に変態していたが、16-8-2 系溶接金属では一部にしか確認されず、代わりに前段階である中間相が多く観察された。このように両タイプの δ フェライト相からは、Cr や Mo を主成分とする析出物が発生するが、16-8-2 系溶接金属は 316 系溶接金属に比べて σ 相の析出量が少なく、熱・負荷履歴に対する影響を受け難いことが明らかになった。なお、 δ フェライト相から新たに析出するオーステナイト相は、周囲のオーステナイト相と同じ結晶構造のため写真上では識別できなかった。

4.2.2 δ フェライト量の変化

強い磁性を有する δ フェライト相に対してオーステナイト相は非磁性であり、加熱中に析出する Laves 相や σ 相なども非磁性である。この磁気特性の違いを利用して δ フェライト相の分解過程を明らかにするため、試験片断面にフェライトスコープの探触子を当て、 δ フェライト量を測定した。両タイプの試験時間の経過に伴う δ フェライト量の体積変化を図 4.10 に示す。

δ フェライト相は析出物の増加に伴って減少していくが、長時間経過すると緩やかになって、ある程度の量が残留する傾向にある。16-8-2 系溶接金属は、数万時間経過しても 10~20%程度しか減少していないが、316 系溶接金属では 60%以上も低下しており、両タイプでは残留する δ フェライト量に差異が生じている。これは上記 4.2.1 項の TEM 観察により認められたように、316 系溶接金属において析出物が多く発生していることと一致している。減少率は、ネジ部よりも平行部の方が大きく、応力負荷により分解が促進していることがわか

る。なお、16-8-2 系溶接金属では短時間側で値が小さくなっているが、これは試験片を採取した箇所に δ フェライト相が少なく偏析があったことが原因であった。

4.2.3 δ フェライト相の組成変化

溶接金属のミクロ組織変化を評価する場合には、 δ フェライト相の分解によって析出する σ 相の面積率を統計的に求める手法が一般に用いられている¹⁶⁾。しかし、これには数多くの観察視野と画像処理が必要であり、労力と時間を費やすことになる。そこで、本研究では Laves 相や σ 相などの析出に伴い、組成が変化しながら残留する δ フェライト相に着目し、その主要元素の濃度変化から δ フェライト相の分解過程を簡易に評価することを試みた。

溶接金属を構成しているオーステナイト相と δ フェライト相の特徴としては、面心立方構造のオーステナイト相には Ni,Mn,C,N などのオーステナイト生成元素が多く含まれており、体心立方構造の δ フェライト相には Cr,Mo,Si などのフェライト生成元素が濃縮されている。これら 2 相間の結晶構造と合金濃度の違いにより、オーステナイト相に比べて拡散速度が速い δ フェライト相は、加熱保持されると γ 相 + 金属間化合物 (σ 相、Laves 相など) に分解することになる。

δ フェライト相周辺の金属組織写真と合金濃度分布を図 4.11(1)(2) に示す。約 2 万時間で破断した 316 系および 16-8-2 系溶接金属は、 δ フェライト相から粗大化した σ 相や微細な Laves 相が析出している。写真の白線上を E DX 分析装置によって、代表的な合金元素である Cr と Ni の濃度分布を測定すると、未損傷材の δ フェライト相は、周囲のオーステナイト相に比べてフェライト生成元素の Cr は豊富であるが、オーステナイト生成元素の Ni は濃度が少なくなっている。しかし、クリープ損傷を受けると Cr と Ni 量が減少していることから、 σ 相やオーステナイト相などの析出物の形成に必要となる合金元素の供給源が δ フェライト相であり、周囲のオーステナイト相の濃度より低下しても優先的に δ フェライト相から Cr と Ni 元素を析出物に供給し続けて低合金化していることがわかる。このような現象は、 δ フェライト相がオーステナイト相に比べて拡散速度が速く、元素移動が容易であることが原因と考えられる。

δ フェライト相の低合金化傾向を図 4.12(1)～(3) に示す。 δ フェライト相の組成は E DX 分析装置を用いた点分析法によって Cr, Ni, Mo 濃度を測定し、分析位置は δ フェライト相の中央部で、試料毎に 8～13 箇所とした。316 系および 16-8-2 系溶接金属の δ フェライト相は、加熱時間の増加に伴い全ての合金元素が低下する傾向にあり、長時間側に移行するにつれて緩やかになっている。その程度は数万時間経過すると Cr では、約 2/3～1/2、Ni では約 1/2、Mo では約

1/5まで減少しており、特にCrはネジ部より平行部の方が減少率が大きく、応力負荷によって低合金化傾向が加速されていることがわかる。しかし、 δ フェライト相のCr濃度のばらつきは大きく、個々によって減少速度に差があり、それぞれの析出物には違いがある。316系溶接金属では、Cr濃度が高レベルでM₂₃C₆、Laves相が、中レベルで中間相が、低レベルで σ 相が形成されている。一方、16-8-2系溶接金属では、Cr濃度が高レベルでM₂₃C₆、Laves相が、中レベルで中間相が、低レベルで粗大化した中間相と一部に σ 相が観察されている。

このようにCr濃度にばらつきが見られるものの、最終的には両タイプの溶接金属とも約12%に収束する傾向が見られる。図4.13(1)(2)に示すように未損傷材で同一レベルであったCr濃度は、短時間側においてばらつき範囲が拡大するが、長時間側では個々のフェライト相のCr濃度は低レベル側へ移行して均一化しつつある。そして、未損傷材においてCr濃度が低い16-8-2系溶接金属の方が316系溶接金属よりも、12%まで減少する時間が短いようである。この傾向は、308系溶接金属や従来型316系溶接金属でも認められることから、オーステナイト系ステンレス鋼に属する溶接金属の δ フェライト相は、長時間加熱されて分解すると最終的にCr濃度が12%程度まで低下することが明らかとなった。

4.2.4 δ フェライト相分解による平衡状態

Fe-Cr-Ni三元状態図¹⁴⁾を図4.14に示す。316系および16-8-2系溶接金属は、550°Cの温度域において図中の $\alpha + \gamma + \sigma$ 領域に属している。この領域での α フェライト相の成分を状態図から求めるとCr=16%、Ni=2%であることから、残留した δ フェライト相がその濃度まで低合金化すると平衡状態に達したことになる。しかし、実際の分析値はCr≈12%、Ni≈2%まで低下しており、Ni濃度は一致しているものの、Cr濃度については状態図から求めた平衡値をさらに下回っている。Cr濃度の平衡値と分析値の違いは、溶接金属には他の合金元素や不純物を含有していることや、この温度域での反応速度が非常に遅いために平衡時間が長く、相境界も破線で示されていることから、正確な状態図を描くまでには至っていないことが原因と思われる。このように残留 δ フェライト相の分析結果が三元状態図よりも低い値を示していることから、長時間加熱されて低合金化(Cr≈12%、Ni≈2%)した残留 δ フェライト相は、 α フェライト相に変態していく平衡状態に達したと判断される。したがって、Cr濃度が約12%まで低下すれば α フェライト相が形成されて、 α フェライト相/ σ 相が局部平衡になると仮定すれば、この時点での δ フェライト相の分解が終了したことになり、大幅に変化するCr濃度の低下傾向がわかれれば、分解過程がどの程度まで進行したのか把握することができる。

δ フェライト相分解によって平衡状態に達するまでの時間は、個々のフェラ

イト相でばらつきがあるので明確ではないが、316 系溶接金属に比べて 16-8-2 系溶接金属は早期に α フェライト相に変態する。これは、次表のように δ フェライト相と α フェライト相の Cr 濃度差に違いがあることが主な原因と考えられる。

材料	Cr 濃度			Ni 濃度		
	δ 相	α 相	濃度差	δ 相	α 相	濃度差
316 系	28%	12%	16%	5%	2%	3%
16-8-2 系	23%	12%	11%	4%	2%	2%

Cr 濃度差が大きいほど金属間化合物が、Ni 濃度差大きいほどオーステナイト相の析出量が増大して析出時間が長くなることから、拡散速度に有意差がなければ 16-8-2 系溶接金属は 316 系溶接金属よりも短時間で α フェライト相を形成する。他に Mo も Cr と同じ σ 相生成元素であるが、両タイプの Mo 濃度差は約 3% で同程度であった。また、 δ フェライト量が若干少なかつたことも要因といえる。 δ フェライト相分解によって次の 3 相に分離することになるが、この中で



は、 $\delta \rightarrow \alpha$ 変態と $\delta \rightarrow \gamma$ 変態が優先され、これらの変態過程において放出される Cr 量を確保できれば、 $\delta \rightarrow \sigma$ 変態が進行して σ 相が形成される。もし、Cr 量が不足して σ 相形成に必要な条件を満たさない場合には、中間相のまま停滞すると考えられる。

以上から、316 系溶接金属は δ フェライト相中に Cr 元素を豊富に含有していたため、 α フェライト相に変態するまでに時間がかかるとともに、多量の Cr 元素が放出されて σ 相が多く生成して粗大化する。一方、16-8-2 系溶接金属では Cr 元素が少なかったことから、 α フェライト相に到達する時間が短く中間相が完全に σ 相に変態する前に δ フェライト相分解が完了したと考えられる。

4.3 ミクロ組織変化に基づく長時間健全性評価

母材に対する溶接金属と溶接継手のクリープ強度比を図 4.15 に示す。316 系では、クリープ破断時間が長いほど溶接金属と溶接継手のクリープ強度の低下率が大きくなることがわかる。一方、16-8-2 系では強度低下の傾向は現れず、時間の増加に伴うクリープ強度低下の傾きが母材と同等であることを示している。このように、両タイプにおいてクリープ強度の低下傾向に違いが現れた理由として、ミクロ破損メカニズムの違いが起因していると推測される。

高温強度試験により δ フェライト相分解が進んだ溶接金属のき裂発生状況を

図 4.16 に示す。き裂は、 σ 相／残留 δ フェライト相／オーステナイト相の境界から発生しており、これらの微小き裂がフェライト相に沿って成長・合体することによって破壊に至っている。著者らはモデル図のように、それぞれの異なる相との力学的特性の相対差に起因して、応力・ひずみ集中が境界で増大して、き裂が発生・成長するミクロ破損メカニズムを考案している¹³⁾。両タイプとも α フェライト相の組成が同じで力学的特性に差異がないと考えられることから、溶接金属の長時間高温強度は σ 相の寸法と析出量が影響を及ぼすことになる。一般に非常に硬くて脆い σ 相は粗大化し多量に析出すると材質劣化が進むと云われている¹²⁾。なお、同じ金属間化合物である中間相についても高温強度に悪影響を与えると思われるが、その度合いがどの程度なのかは定かでない。

このように、溶接金属の高温強度に影響を与える主な因子が σ 相であることから、 δ フェライト相の Cr 濃度が高い 316 系溶接金属では、 δ フェライト相分解によって多くの σ 相が析出するために、長時間側のクリープ強度が低下したことが明らかになった。一方、16-8-2 系溶接金属では δ フェライト相の Cr 濃度が低いために、 σ 相が析出し難くクリープ強度の低下を招かないことがわかった。

ステンレス鋼溶接金属のミクロ組織変化を予測すると、 σ 相が発生・成長する過程を前期と後期に分けることができる。前期は、合金元素を多く含有し拡散速度も速い δ フェライト相の分解によって α フェライト相に変態する際に放出される合金元素が凝集して σ 相の発生・成長が速く進行する。後期は、分解過程が完了して α フェライト相からは供給されず、代わりにオーステナイト相から合金元素を吸収することになるが、オーステナイト相の Cr 拡散速度がフェライト相の約 1/50 と非常に遅い¹⁷⁾ことから、 σ 相の成長速度は抑制される。

したがって、 δ フェライト相分解が支配する前期において σ 相が多く析出すれば、図 4.17 に示すクリープ破損機構の予測図のように、長時間クリープ強度が低下することになる。電子顕微鏡によって Cr 濃度が 12%まで低下した α フェライト相を探し出し、周辺に粗大化した σ 相が存在していなければ、その溶接金属は長時間高温強度や韌性に優れた材料であることが判断できる。このように、ステンレス鋼溶接金属に内在する δ フェライト相の組成を分析することによって、簡易的にミクロ組織変化を予測することが可能であり、長時間健全性評価に対して有効な手段であることがわかった。

5. 結言

次期高速炉の構造材料として有力な 316FR 鋼に適した溶接材料の選定および溶接部の長時間高温特性を評価するため、最適成分と考えられる溶接材料を用いて溶接金属および溶接継手試験片を製作し、550°Cにおいて 1 万時間を越える長時間クリープ試験を行った。また、材質劣化が著しく破壊し易い溶接金属のミクロ組織変化を観察して長時間高温強度評価を行った。得られた成果は以下の通りである。

- (1) 316 系および 16-8-2 系溶接材料の最適仕様材として製作した溶接金属と溶接継手は、クリープ特性が従来材に比べて優れていた。特に 16-8-2 系では長時間側のクリープ破断強度と破断延性の改善効果が大きく、長時間域での組織安定性に優れていた。
- (2) 長時間加熱によって溶接金属に内在する δ フェライト相が分解すると Laves 相、 σ 相、オーステナイト相などが析出する。そして、残留した δ フェライト相は低合金化しながら α フェライト相 (Cr ≒ 12%、Ni ≒ 2%) に変態して平衡状態に達することで、 δ フェライト相分解が終了することを明らかにした。
- (3) 316 系溶接金属は、 δ フェライト相の Cr 濃度が高いために、 σ 相の析出量が増大して長時間クリープ強度が低下する傾向にある。一方、16-8-2 系溶接金属は Cr 濃度が低く、 σ 相などの金属間化合物の析出量が少ないので、長時間側においても母材と同等のクリープ強度が確保できることを確認した。
- (4) α フェライト相周辺に析出する金属間化合物の種類によって、長時間高温強度や韌性に優れた材料であるか判断できることから、残留 δ フェライト相の組成を分析することによって、簡易的にミクロ組織変化を把握することが可能であり、長時間健全性評価を行う際に有効な手段であることがわかった。

6. 謝辞

本研究のクリープ試験を実施して頂いた新技術開発試験 Gr に常駐している常陽産業㈱の鈴木高一氏、川島成一氏および黒子耕一氏に感謝いたします。また、TEM観察を実施するにあたっては、新材料研究 Gr に常駐している常陽産業㈱の富田正人氏に協力して頂き感謝いたします。

参考文献

- (1) 中澤, 安保, 谷野, 小松, 田下, 西田「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 SUS316 の開発」鉄と鋼, 8(1989), 1346
- (2) 中澤, 藤田, 木村, 小松, 高鍋, 川口「高速炉一構造用の低炭素・中窒素型316系溶接材料の高温特性と微細組織」鉄と鋼, 10(1994), 783
- (3) T.Nishida, M.Ueta, M.Sukegawa "Creep and fatigue properties of advanced 316-steel for FBR structures" ASME PVP, 262(1993), 75
- (4) 中澤, 祐川, 古藤, 田口, 森本, 川崎「高速実証炉・高温構造用 316FR 鋼溶接金属のクリープ破断特性」CAMP-ISIJ, 11(1998), 1172
- (5) 加藤, 鬼澤, 吉田, 青砥「F B R 金属材料試験実施要領書（改訂版）」JNC TN9520 2001-001
- (6) 長谷部他、「炉容器胴の溶接部に関する高温強度試験」PNC ZN9410 89-108(1989)
- (7) 本郷, 山崎, 渡部, 衣川, 田辺, 門馬, 中澤「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), 116
- (8) R.A.Farrar "The microstructure and phase transformations in duplex 316 submerged arc weld metals" J.Mater.sci.20(1985) P4215
- (9) 田村、恩沢、高橋、高取「SUS316L オーステナイトステンレス鋼溶接金属の低温じん性に及ぼす δ フェライトの影響」溶接学会論文集 4-2 (1986) P353
- (10) 恩沢、高橋、田村「SUS316L 溶接金属の再熱による $M_{23}C_6$ 及び σ 相の析出過程」溶接学会論文集 6-1 (1988) P129
- (11) J.M.Vitek, S.A.David "The aging behavior of types 308 and 308CRE stainless steels and its effect on mechanical properties"
- (12) 稲垣、春日井、五代、田中「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) 6 P2047
- (13) S.Hasebe, T.aSayama "Microstructure degradation in stainless steel weld metals due to thermal and mechanical histories" Material Science Research International, 3(1997), 178
- (14) G.V.Raynor, V.G.Rivlin "Phase equilibria in iron ternary alloys" The Institute of Metals (1988)
- (15) 佐藤邦彦 編「溶接強度ハンドブック」理工学社(1988)
- (16) 門馬、山崎、永江、加藤、長谷部、青砥「損傷組織の定量化技術の研究」JNC TN9400 2000-044(2000)
- (17) 長谷川正義 監修「ステンレス鋼便覧」日刊工業新聞社(1974)

表3.1 供試材の化学成分

(wt%)

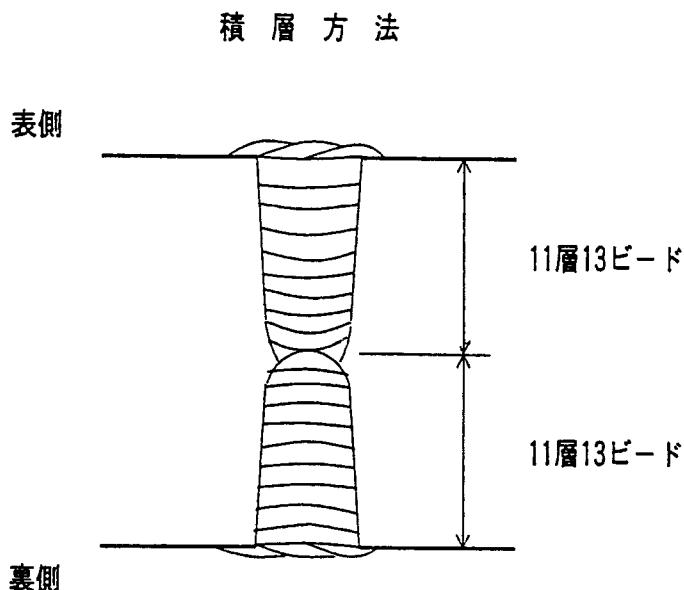
区分		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Nb	V	Ti	Al	FN
316系	JIS規格	≤0.08	≤0.65	1.0~2.5	≤0.03	≤0.03	11.0~14.0	18.0~20.0	2.0~3.0						
	溶接材料	0.013	0.41	1.11	0.019	0.0006	11.05	18.85	2.22	0.150	0.005	0.069	<0.002	3.1	
	溶接金属	0.010	0.42	1.05	0.023	<0.005	11.1	18.7	2.19	0.091	<0.01	0.060	<0.005		
16-8-2系	JIS規格	≤0.10	≤0.65	1.0~2.5	≤0.03	≤0.03	7.5~9.5	14.5~16.5	1.0~2.0						
	溶接材料	0.012	0.61	1.11	0.022	0.0005	8.07	16.32	1.85	0.130	0.003	0.069	<0.002	3.2	
	溶接金属	0.009	0.52	1.06	0.022	<0.005	8.86	16.3	1.94	0.082	<0.01	0.062	<0.005		
316FR	JIS規格	≤0.02	≤0.75	≤2.0	≤0.04	≤0.03	10.0~14.0	16.0~18.0	2.0~3.0	0.06~0.12					
	母材	0.01	0.58	0.84	0.026	0.02	11.21	16.91	2.21	0.07					

表3.2(1) 316系溶接材料の溶接施工条件

積層方法						
*溶接材料: YT-316-FR-17 (共金系)						
層	ビード数	電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	バシ間温度 (°C)	溶接姿勢
表側	1	210 / 270	10 ~ 11	8	$\leq 150^{\circ}\text{C}$	横向き
	2~8	1	240 / 300	11 ~ 12		
	9	1	220 / 280	11 ~ 12		
	10	3	160 / 200	10 ~ 11		
裏側	1~8	1	240 / 300	11 ~ 12	$\leq 150^{\circ}\text{C}$	横向き
	9~10	1	210 / 260	10 ~ 11		
	11	3	160 / 190	10 ~ 11		

* 1 : 電流値は、ベース/ピークで示す (パルス周波数1 Hz, パルス幅の比 1:1)

表3.2(2) 16-8-2系溶接材料の溶接施工条件



* 溶接材料: YT-16-8-2-FR-18 (16-8-2系)

層		ビード数	電流 ^{*1} (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	板間温度 (°C)	溶接姿勢
表側	1	1	240 / 300	11 ~ 12	8	$\leq 150\text{ }^{\circ}\text{C}$	横向き
	2 ~ 9	1	240 / 300	11 ~ 12	10		
	10	1	220 / 270	11 ~ 12	10		
	11	3	150 / 200	9 ~ 10	10		
裏側	1 ~ 9	1	240 / 300	11 ~ 12	10	$\leq 150\text{ }^{\circ}\text{C}$	横向き
	10	1	220 / 270	11 ~ 12	10		
	11	3	150 / 200	9 ~ 10	10		

* 1 : 電流値は、ベース/ピークで示す（パルス周波数1 Hz, パルス幅の比 1:1）

表4.1 クリープ試験結果

	試験片番号	試験温度 (°C)	設定応力 (Mpa)	破断時間 (hr)	破断伸び (%)	破断速度 (%/hr)	定常クリープ速度 (%/hr)	負荷完了時間 (min)	負荷完了時ひ ずみ (%)	一次クリープ		二次クリープ		三次クリープ	
										開始時間 (hr)	歪み (%)	開始時間 (hr)	歪み (%)	開始時間 (hr)	歪み (%)
溶接金属性 316系	F7WN01	550	304	7326.1	16.3	35.5	A	3.54E-04	3.00	0.438	0.353	507.5	1.596	3942.2	13.89
	F7WN03	550	284	12406.6	18.1	33.6	A	2.39E-04	2.97	0.347					3
	F7WN02	550	265	18941.6	15.5	32.8	A	1.15E-04	1.86	0.287	0.170	511.1	0.948	6505.9	14.09
	F7WN04	550	245	>32863											5
溶接継手 F7WJ01	F7WJ01	550	323	6398.1	18.1	29.9	(WM)	7.59E-04	2.10	3.676	0.486	286.0	2.288	2750.8	11.64
	F7WJ03	550	304	10226.6	10.1	30.2	(WM)	2.05E-04	2.98	2.286	0.430	885.7	1.594	6801.5	5.790
	F7WJ02	550	284	15704.3	7.1	26.2	(WM)	8.49E-05	2.10	1.509	0.236	1948.8	1.102	10627.8	4.256
	F7WJ04	550	265	21824.8	6.0	24.8	(WM)	5.00E-05	2.92	0.993	0.173	1040.0	0.839	12780.0	3.995
溶接金属性 F8WN01	F8WN01	550	304	3362.1	26.7	71.2	A	1.22E-03	2.70	0.846	0.392	400.4	2.171	1615.3	23.25
	F8WN04	550	265	32806.8	17.4	45.3	B	6.95E-05	2.98	0.249	0.130	964.5	1.073	14000.0	15.94
	F8WN03	550	245	>35137											8
	F8WJ01	550	323	4934.6	18.0	51.1	(WM)	5.83E-04	2.00	3.639	0.253	276.5	1.677	2507.7	12.40
溶接継手 F8WJ02	F8WJ02	550	284	23462.7	8.6	29.1	(WM)	8.40E-05	2.40	1.587	0.160	1003.4	1.725	18160.3	5.128
	F8WJ03	550	265	>37591											

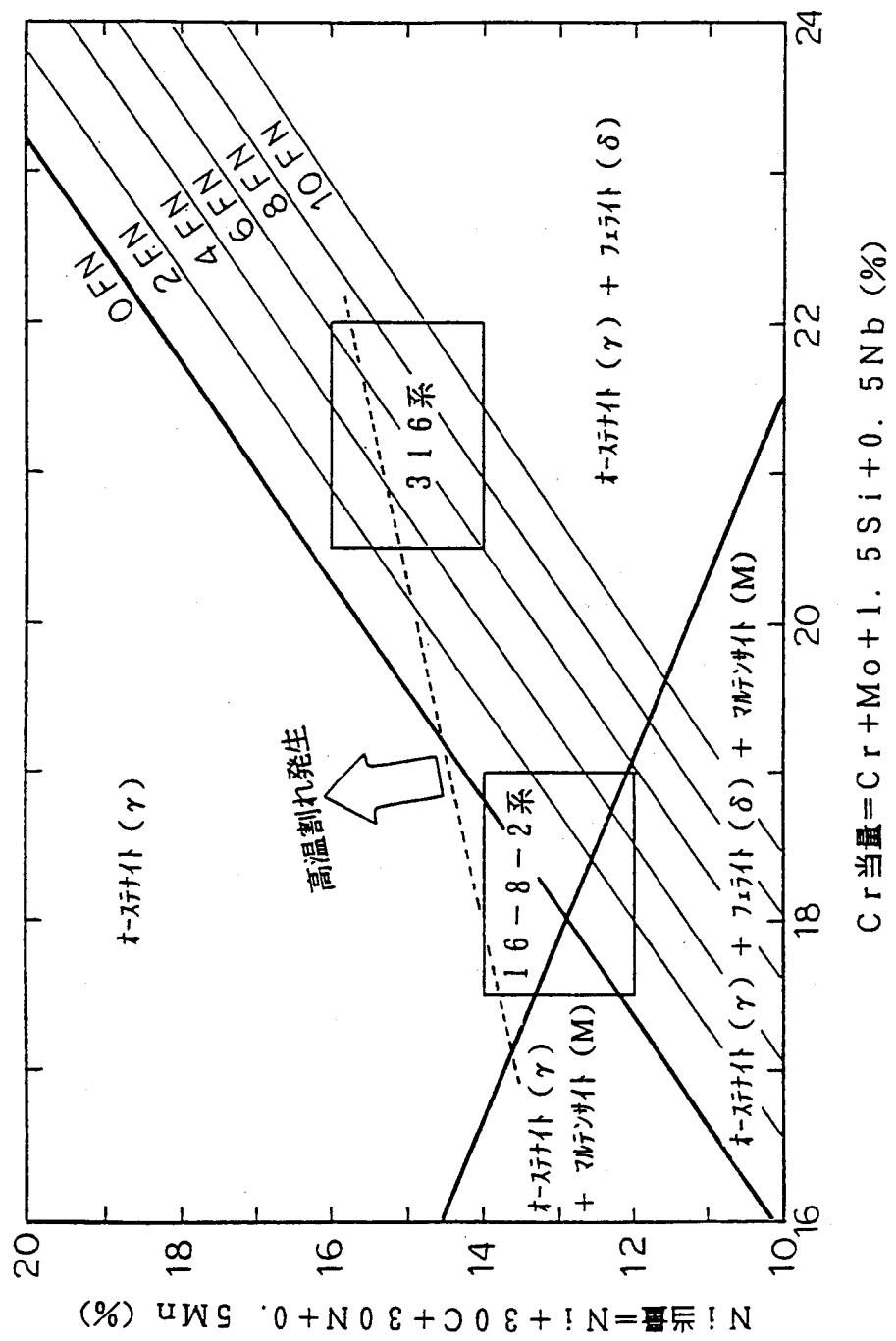


図2.1 デイロング組織図

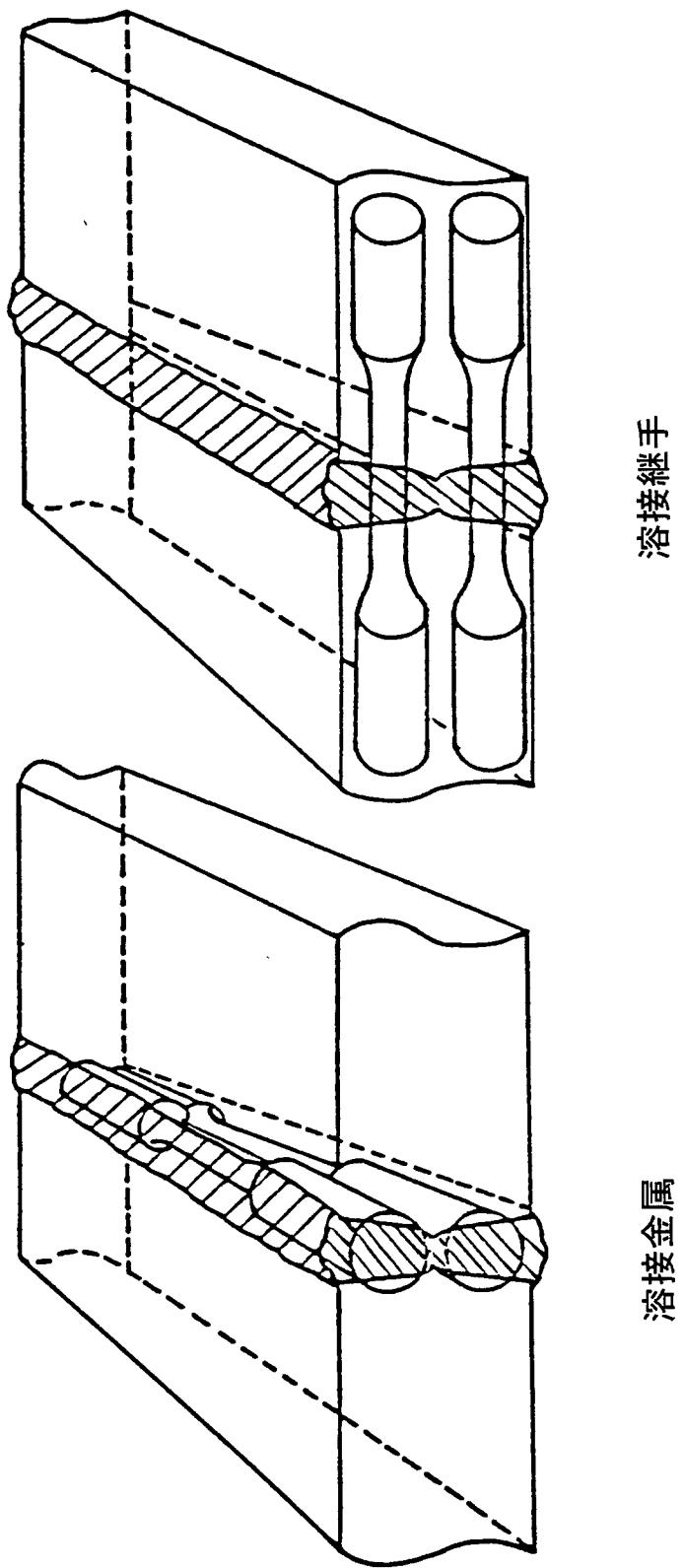


図3.1 試験片の採取要領

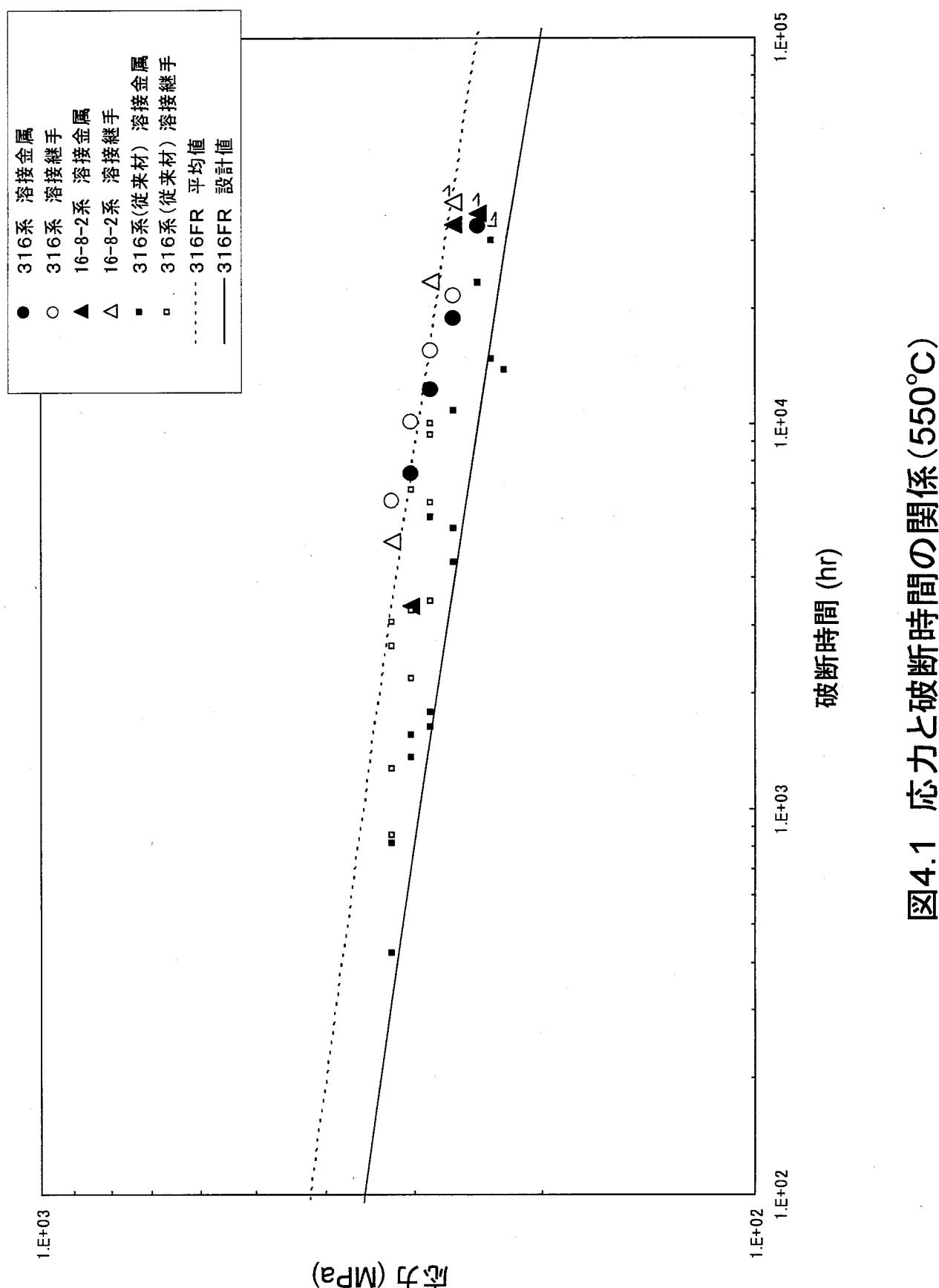


図4.1 応力と破断時間の関係 (550°C)

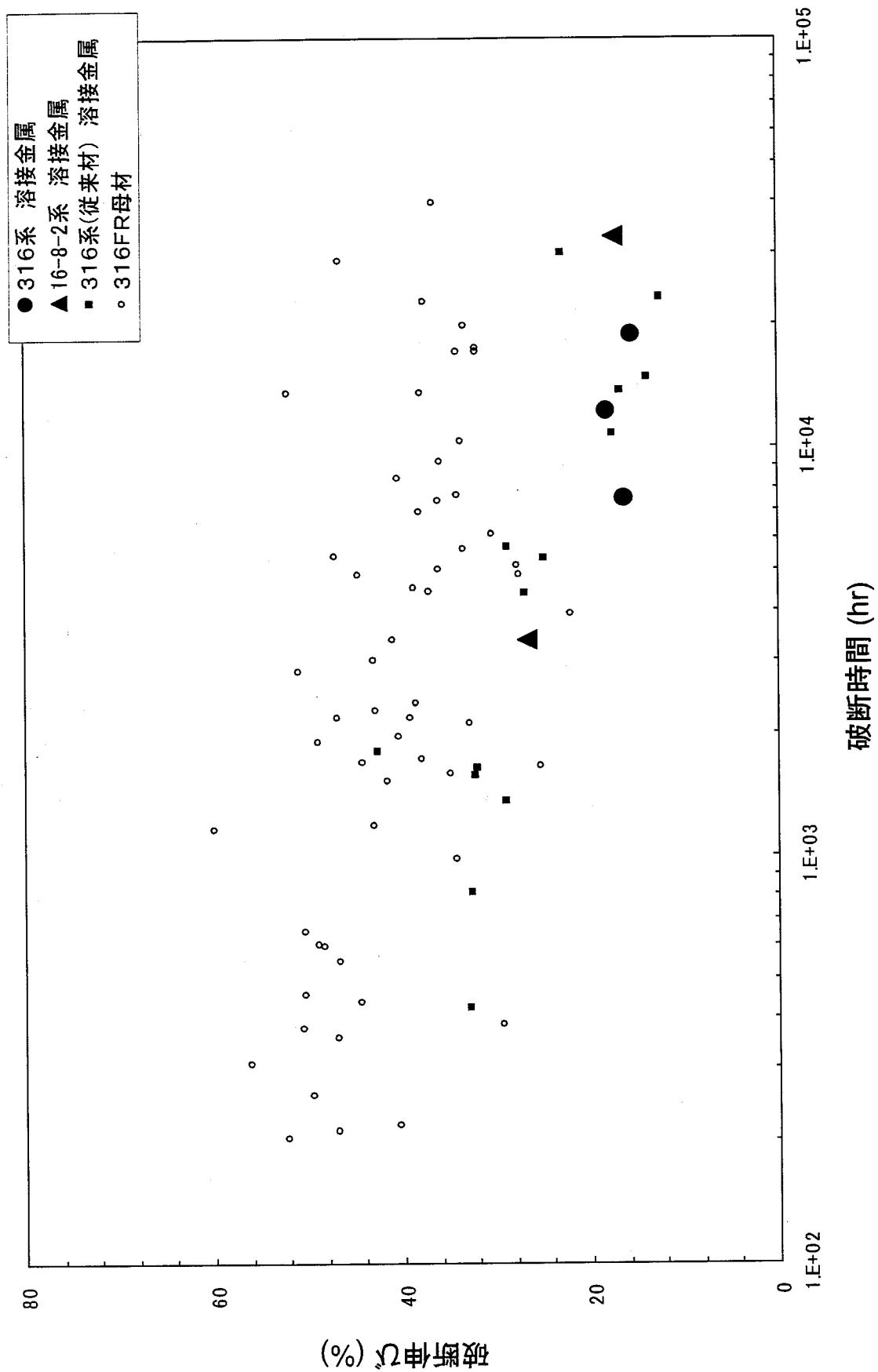


図4.2 破断伸びと破断時間の関係 (550°C)

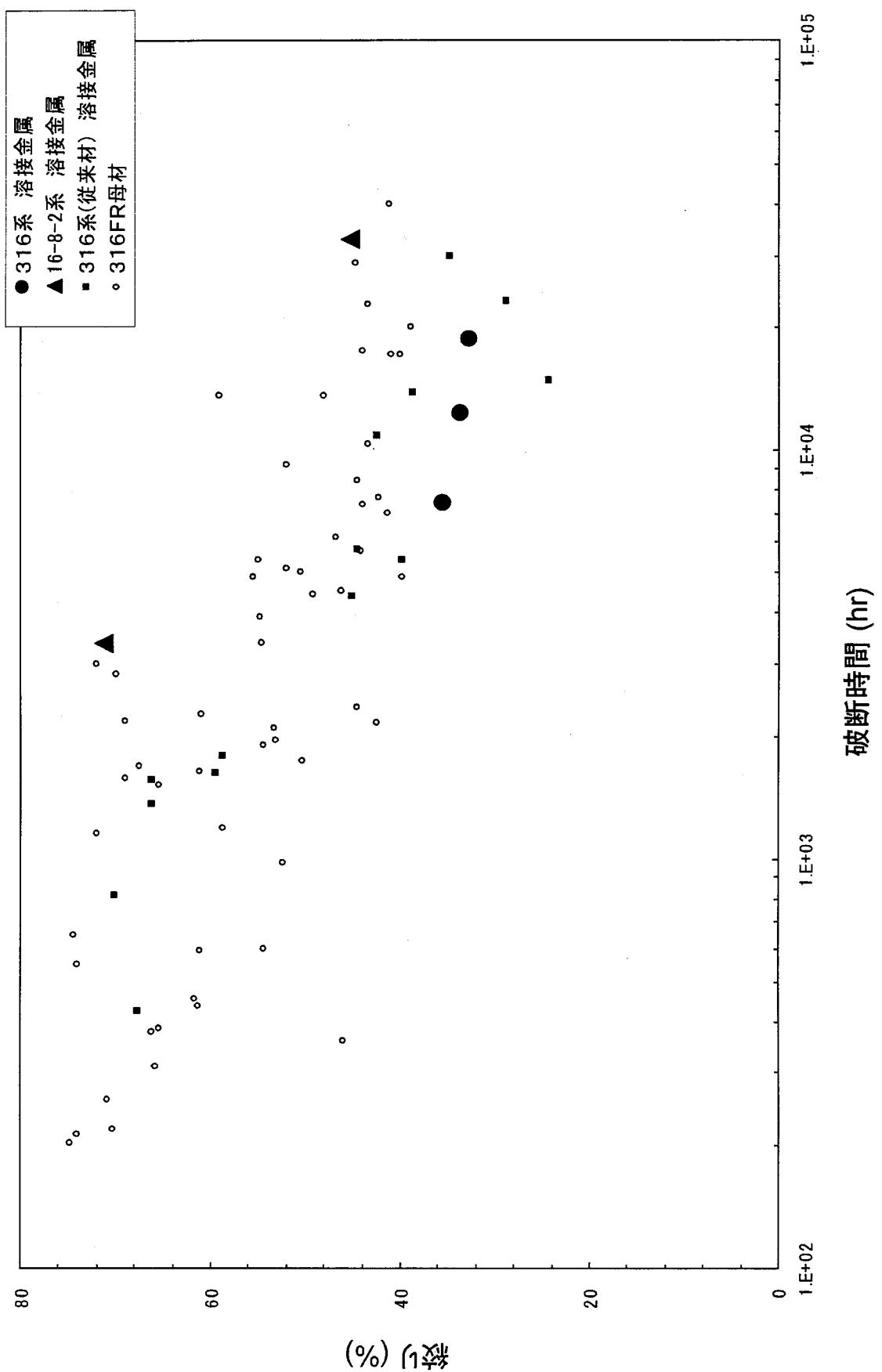


図4.3 絞りと破断時間の関係(550°C)

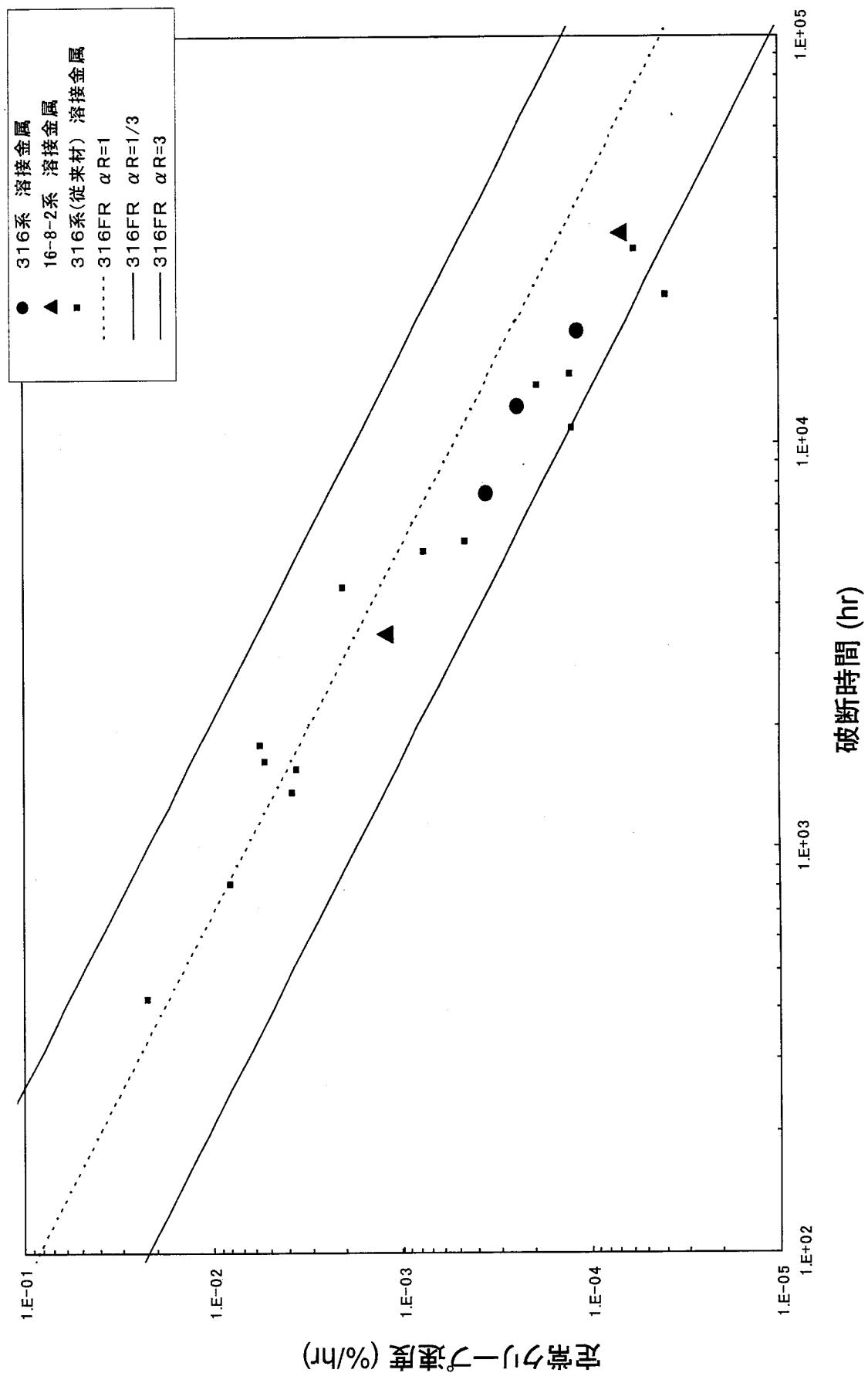


図4.4 定常クリープ速度と破断時間の関係 (550°C)

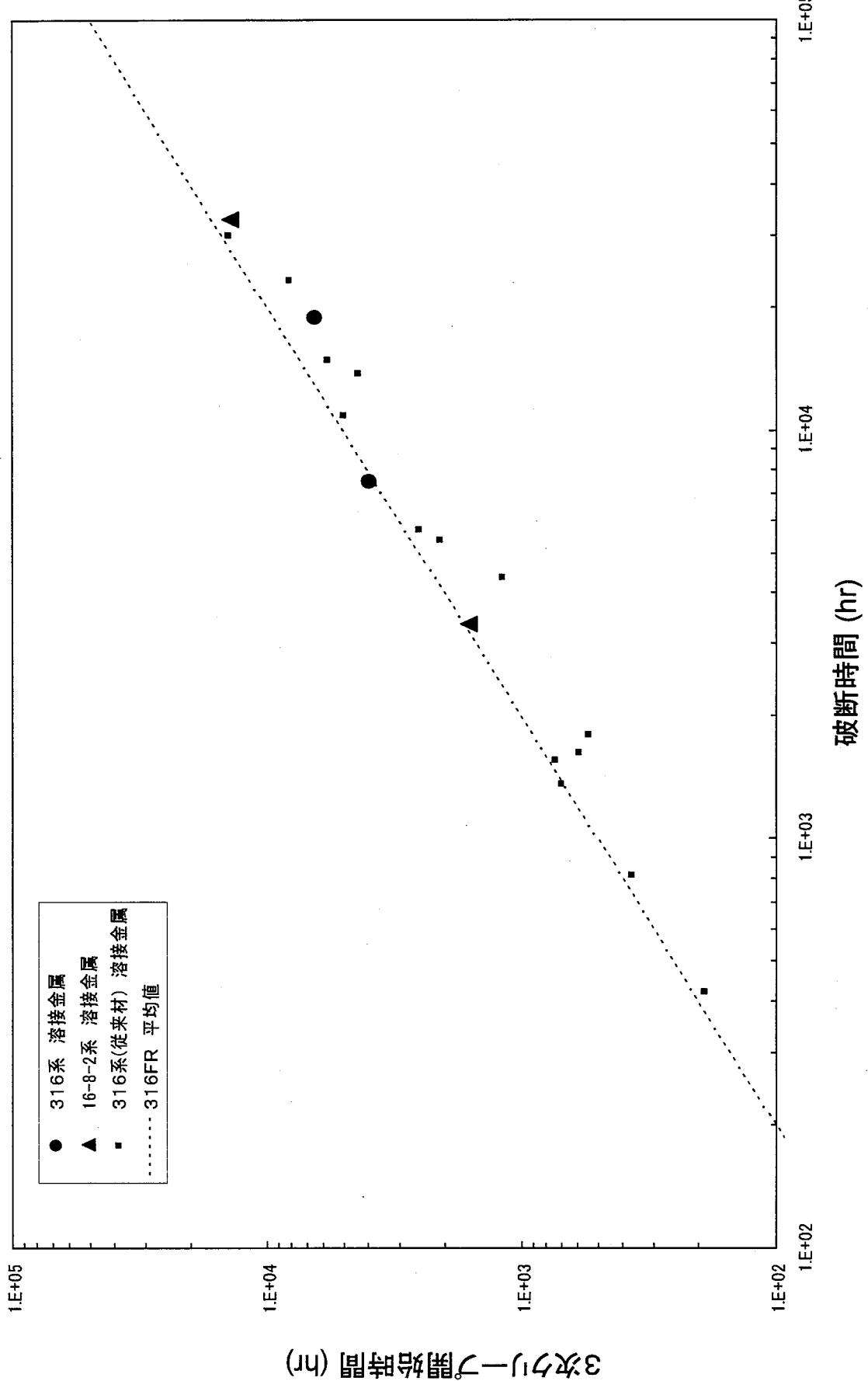


図4.5 3次クリープ開始時間と破断時間の関係(550°C)

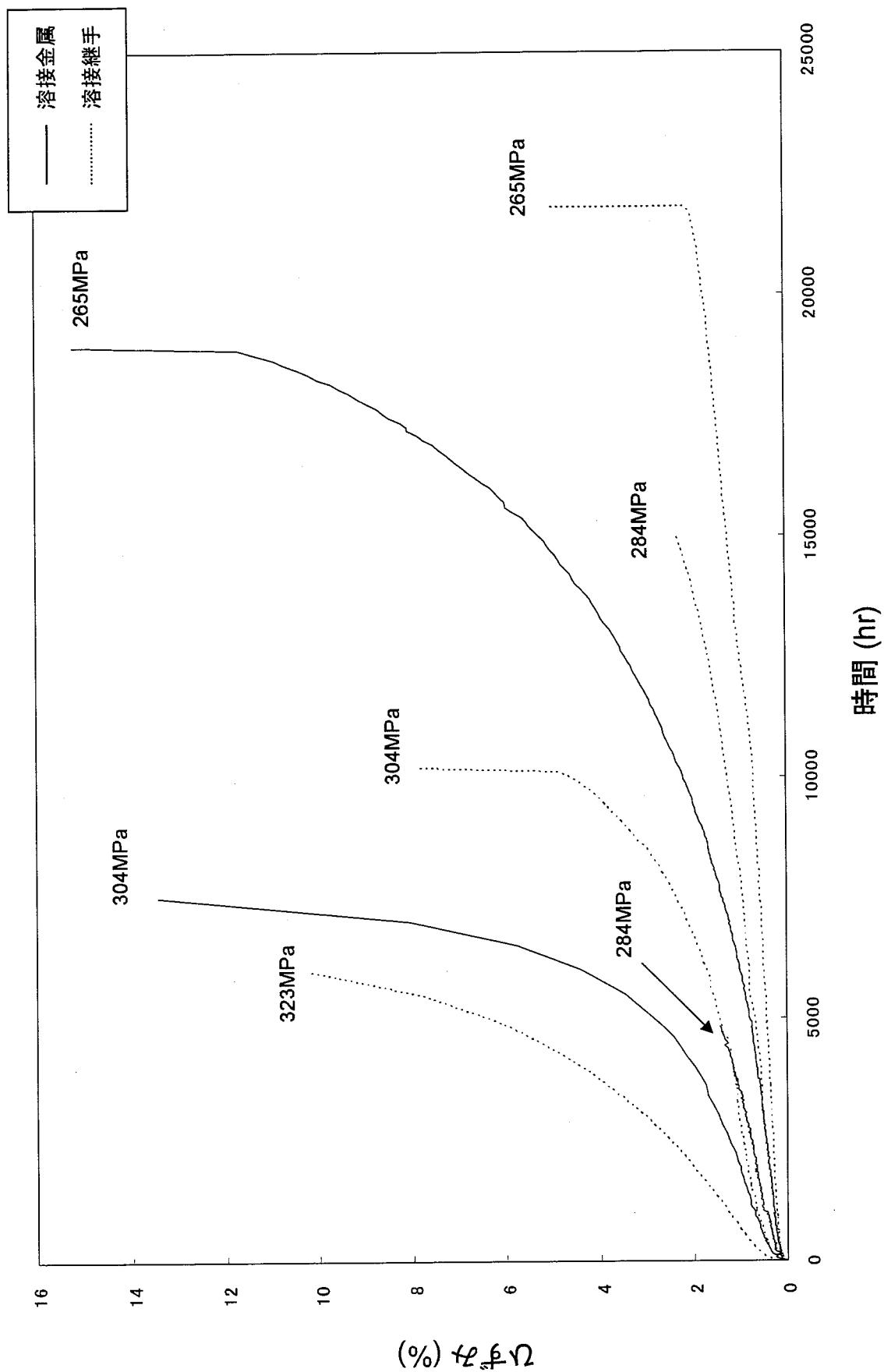


図4.6(1) 316系溶接金属および溶接継手のクリープ曲線(550°C)

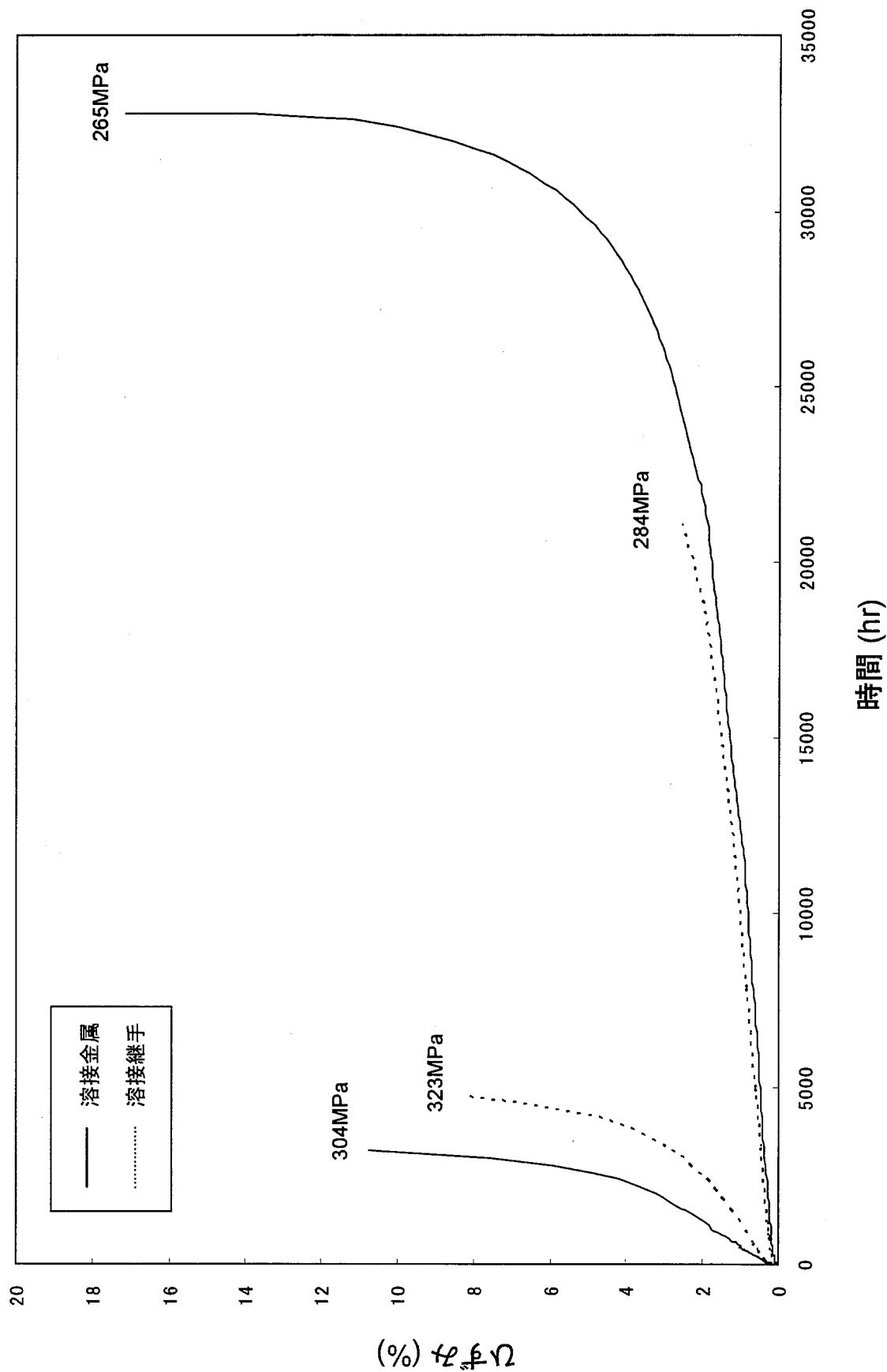


図4.6(2) 16-8-2系溶接金属および溶接継手のクリープ曲線(550°C)

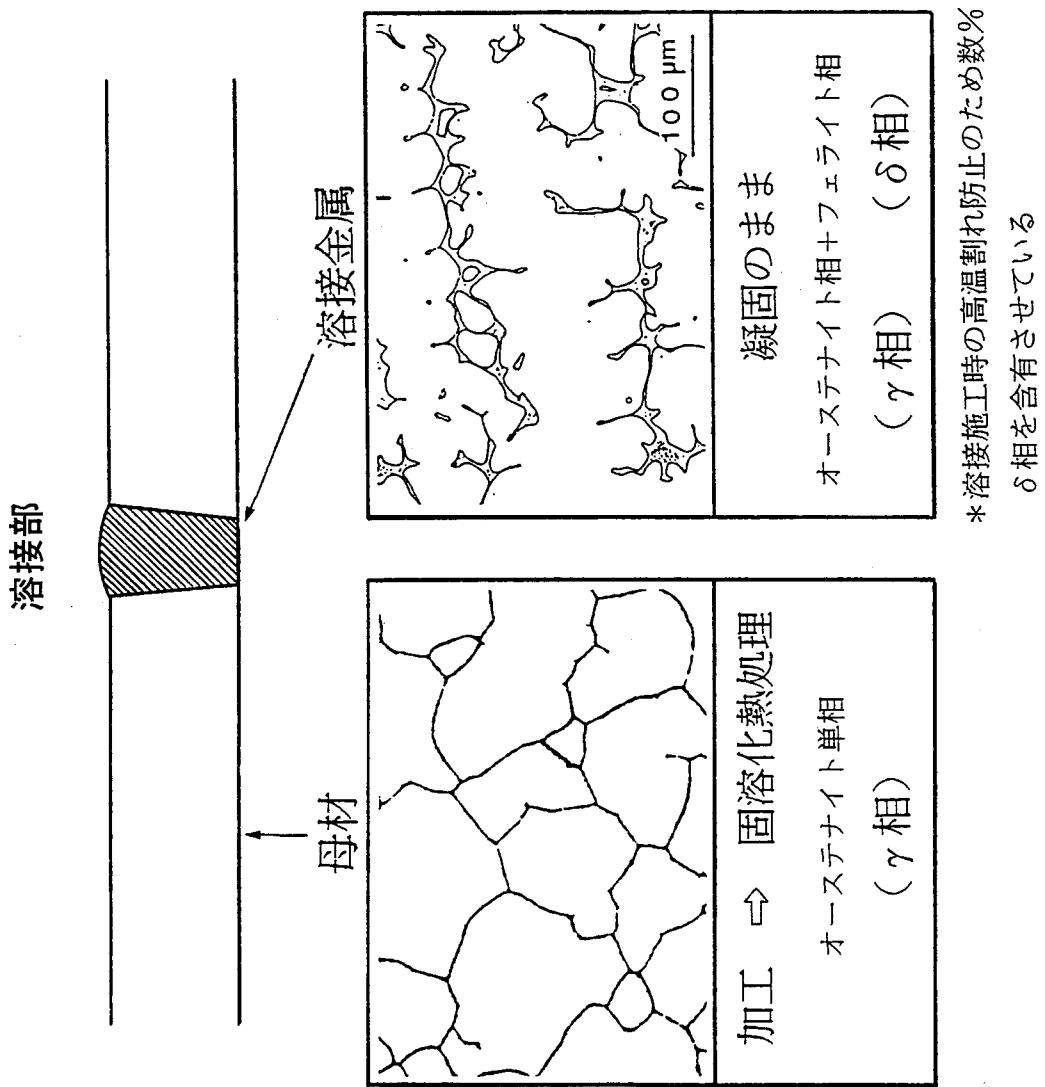


図4.7 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の特徴

溶接金属の金属組織上の問題点、
溶接金属のように γ 相中に δ 相が存在する場合、
炭化物や金属間化合物が析出して材質劣化し易い
ため、長時間高温強度の低下が懸念される。

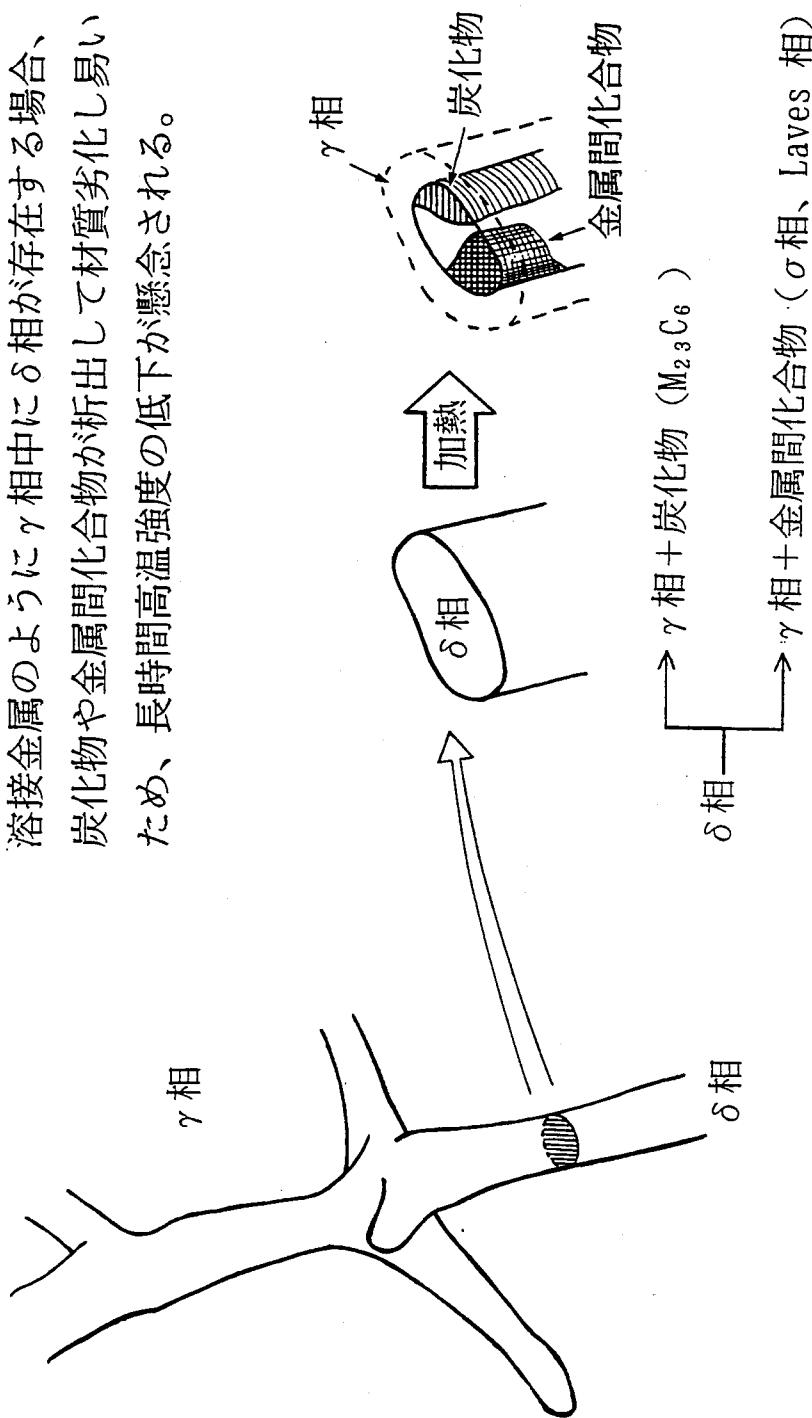


図4.8 溶接金属における δ フェライト相の分解

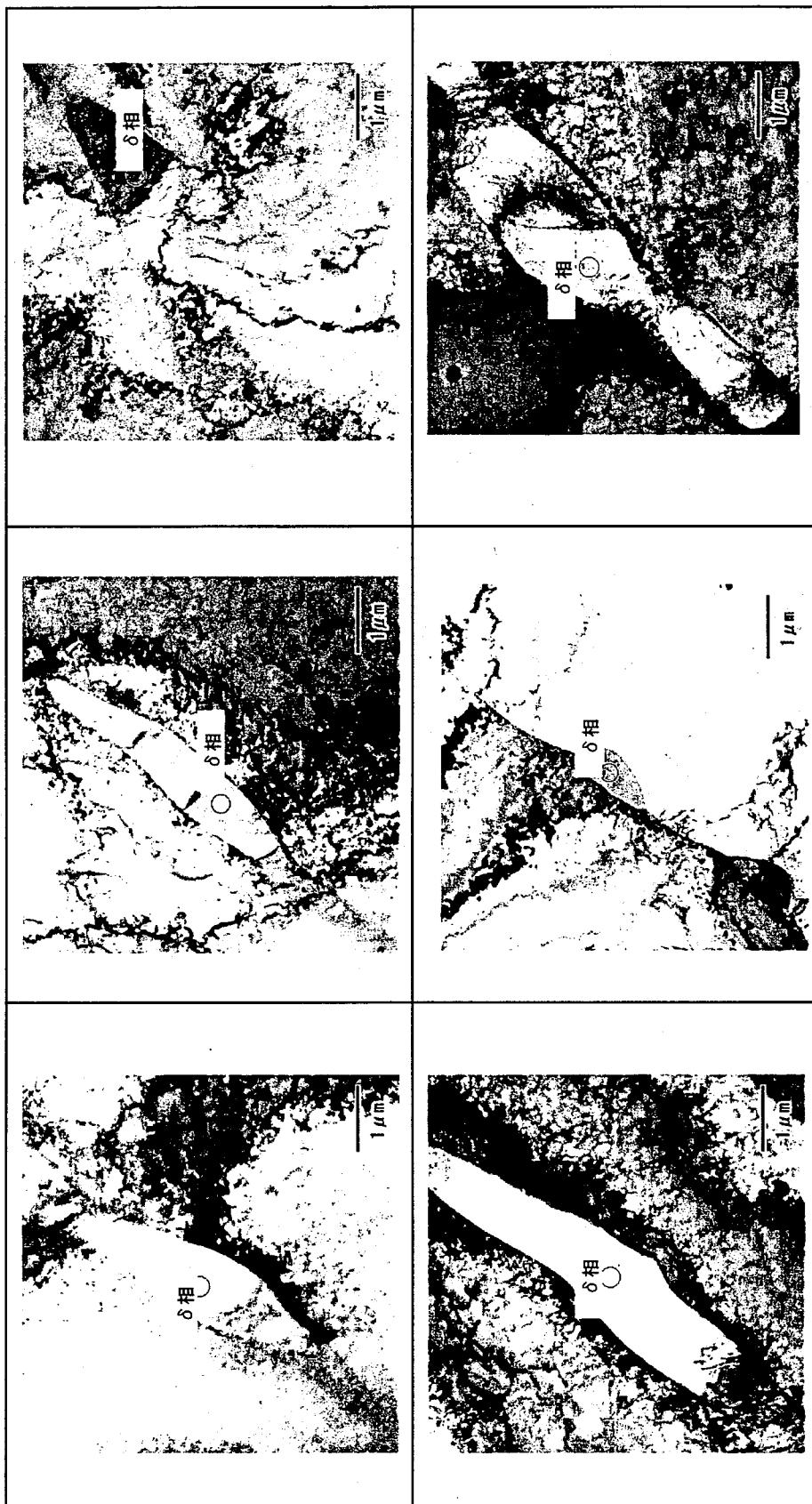


図4.9(1) 316系溶接金属のTEM写真(未損傷材)

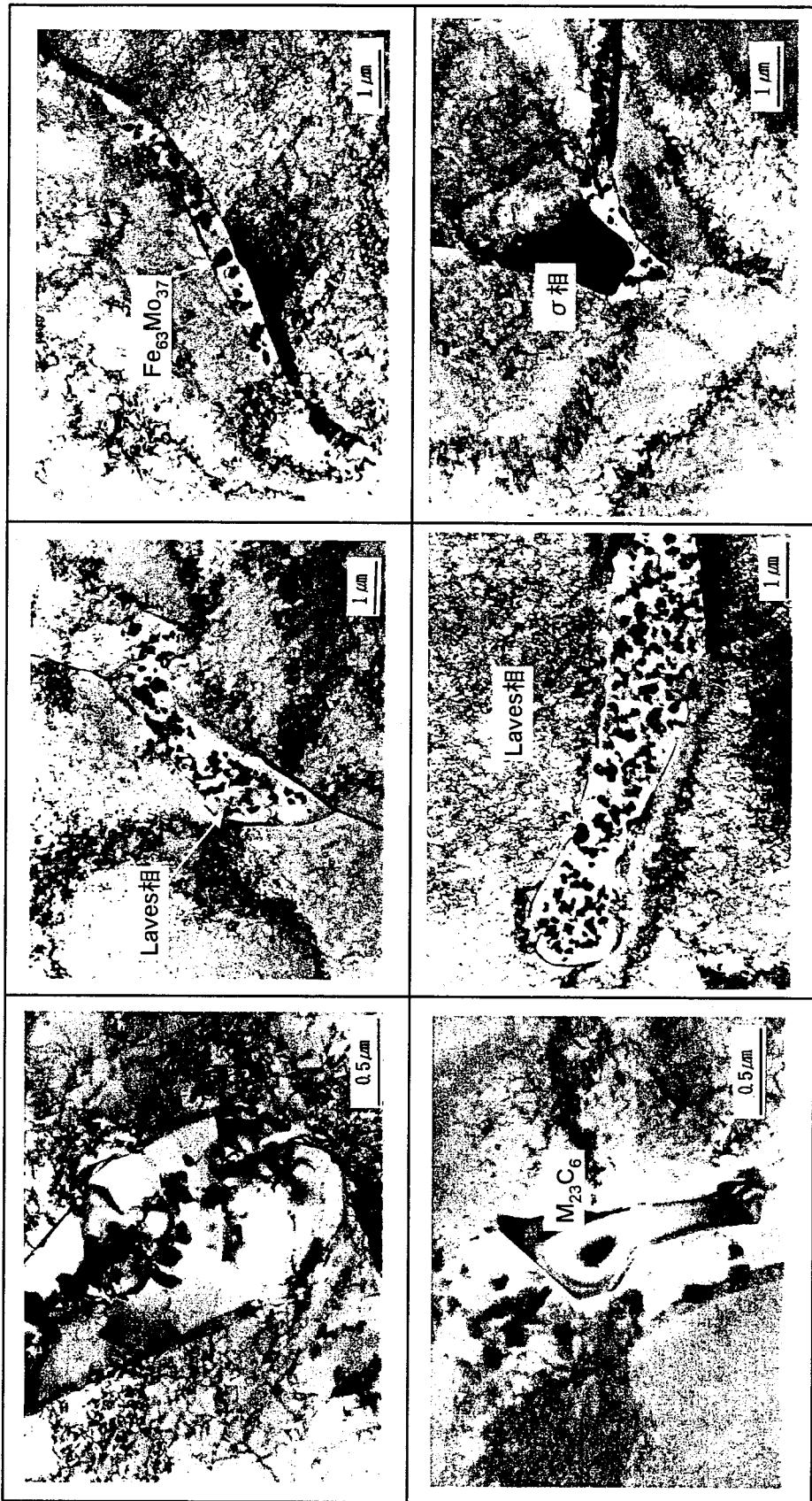


図4.9(2) 316系溶接金属のTEM写真(熱時効材, 7526hr)

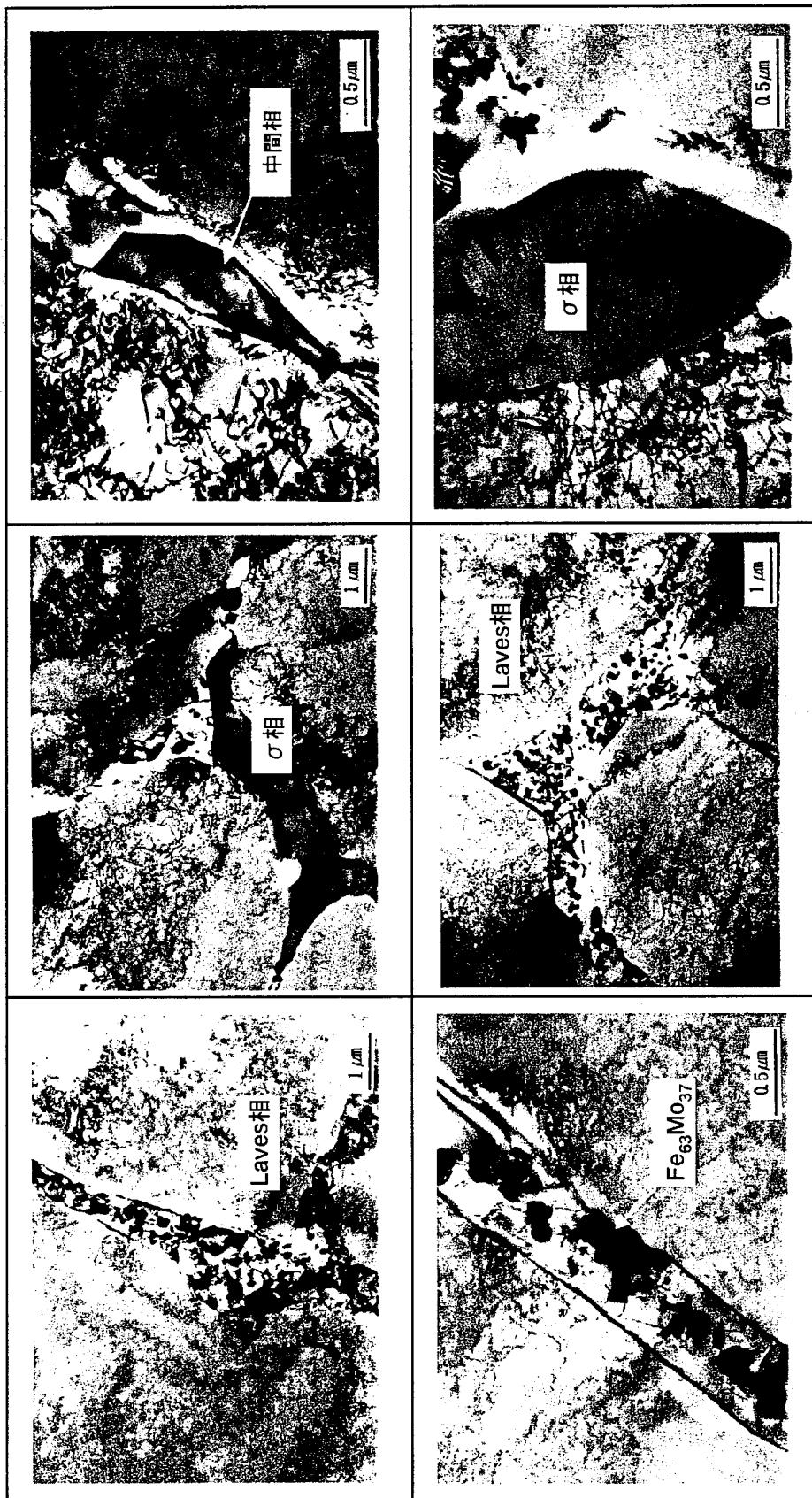


図4.9(3) 316系溶接金属のTEM写真(熱時効材, 18942hr)

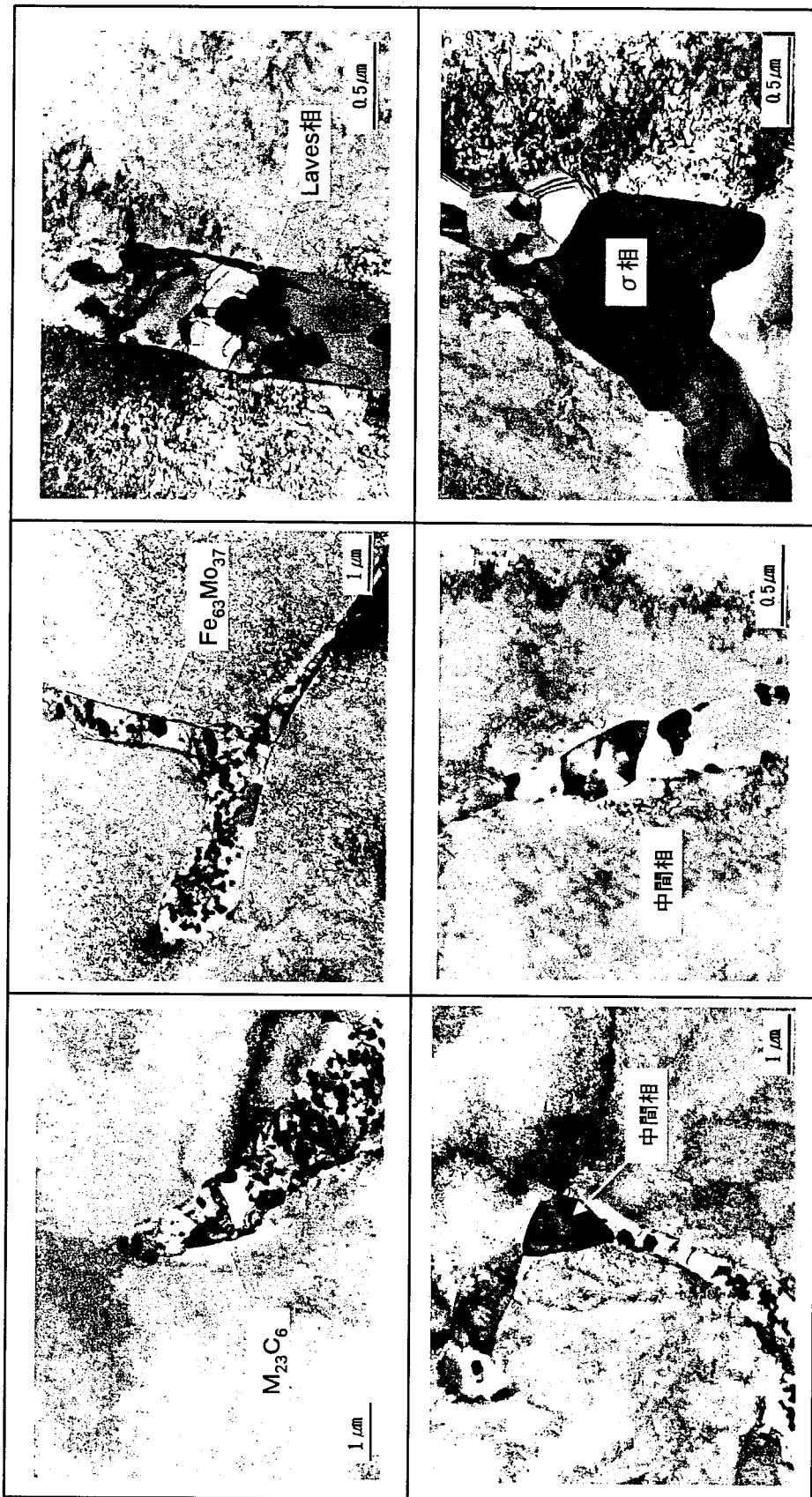


図4.9(4) 316系溶接金属のTEM写真(クリープ損傷材, 7526hr)

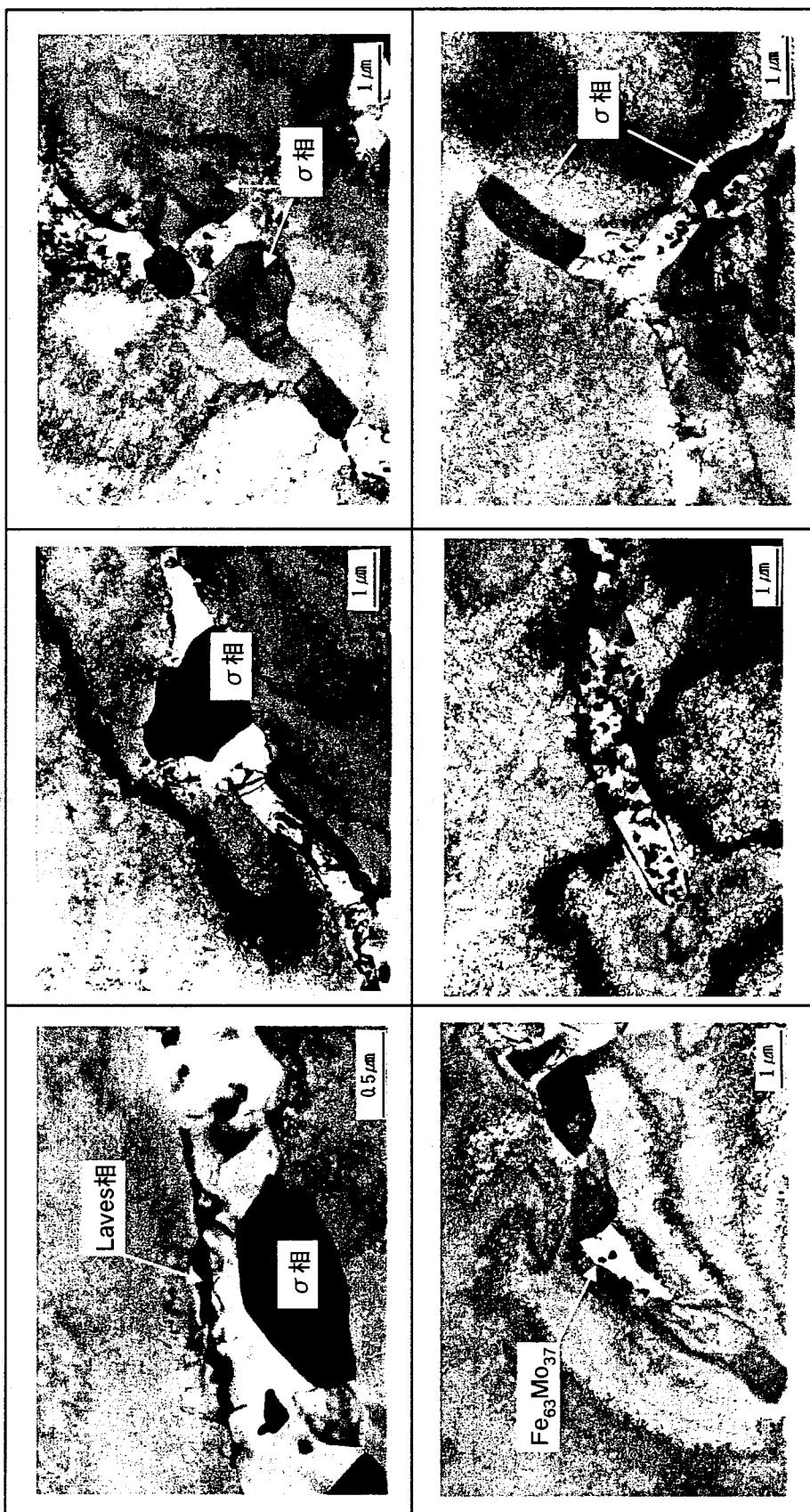


図4.9(5) 316系溶接金属のTEM写真(クリープ損傷材, 18942hr)

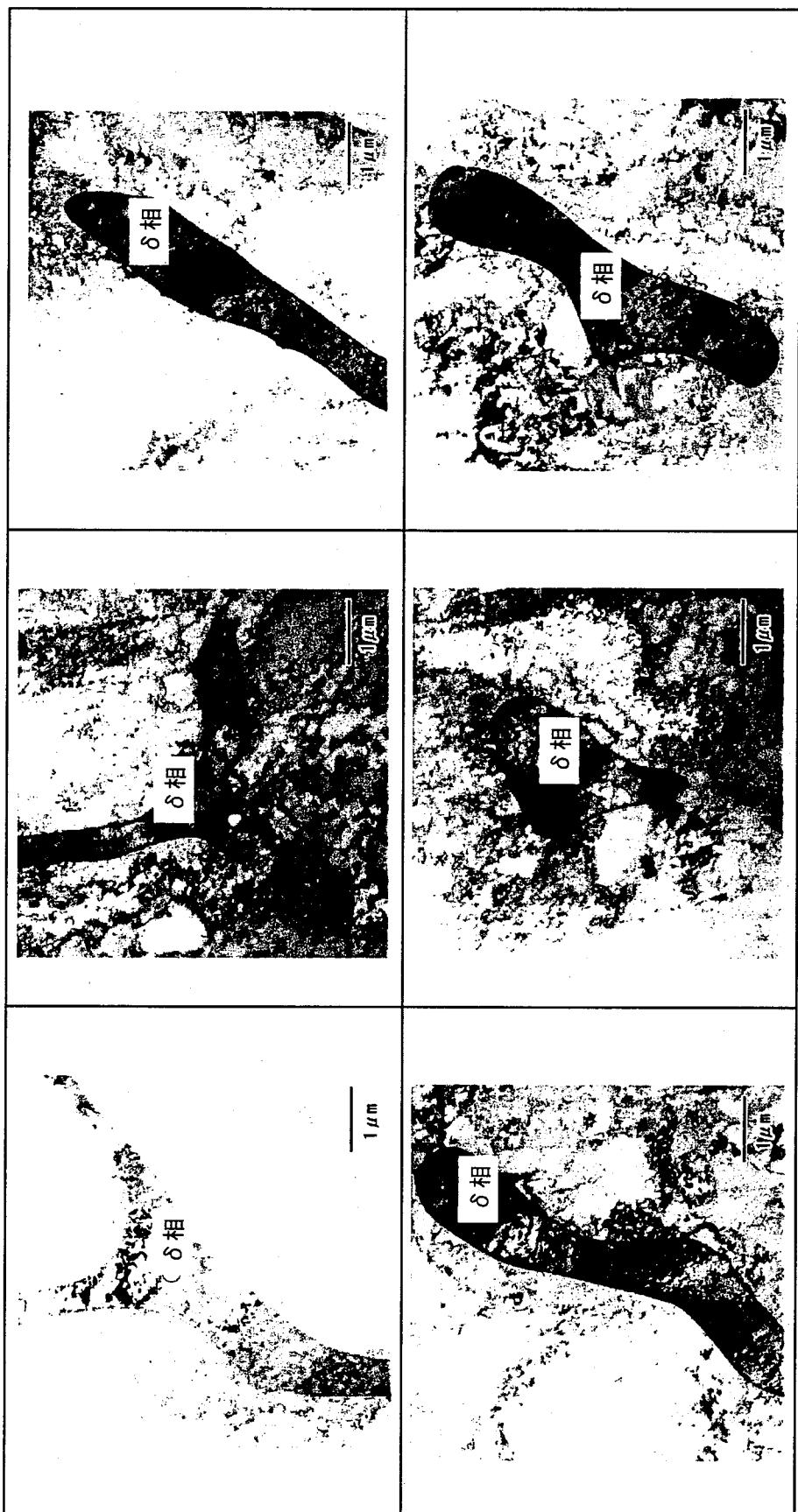


図4.9(6) 16-8-2系溶接金属のTEM写真(未損傷材)

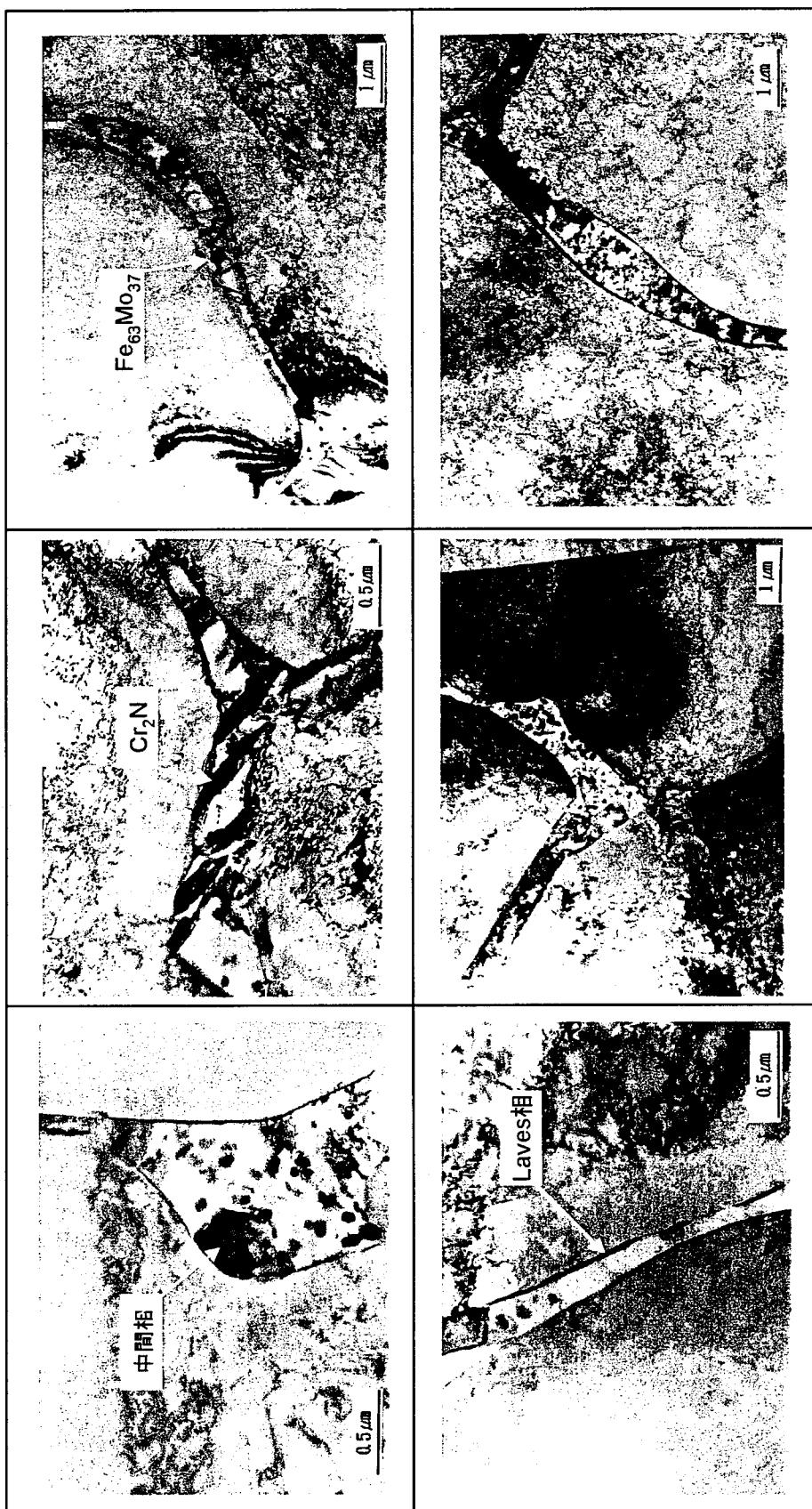


図4.9(7) 16-8-2系溶接金属のTEM写真(熱時効材, 3362hr)

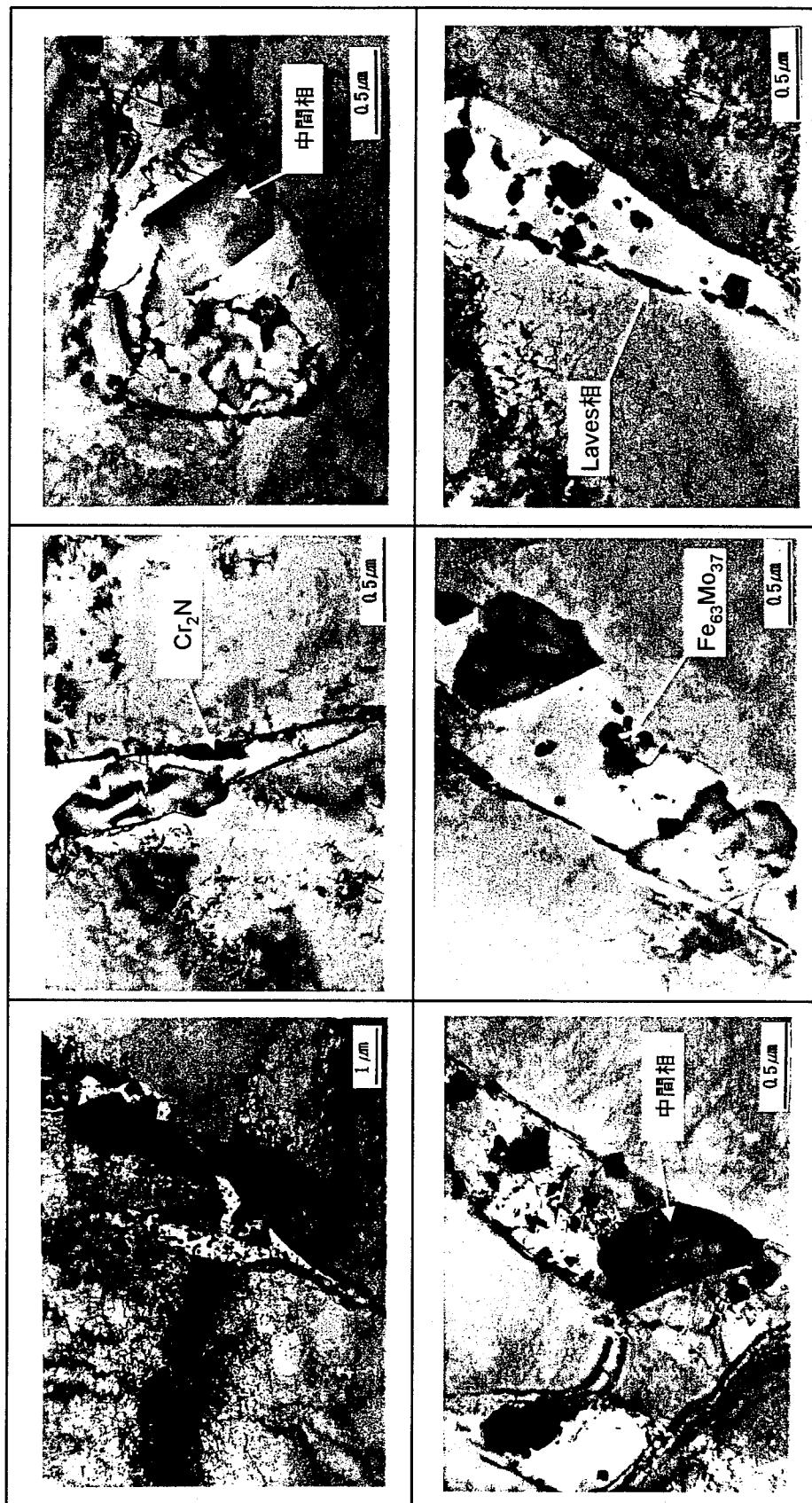


図4.9(8) 16-8-2系溶接金属のTEM写真(熱時効材, 32807hr)

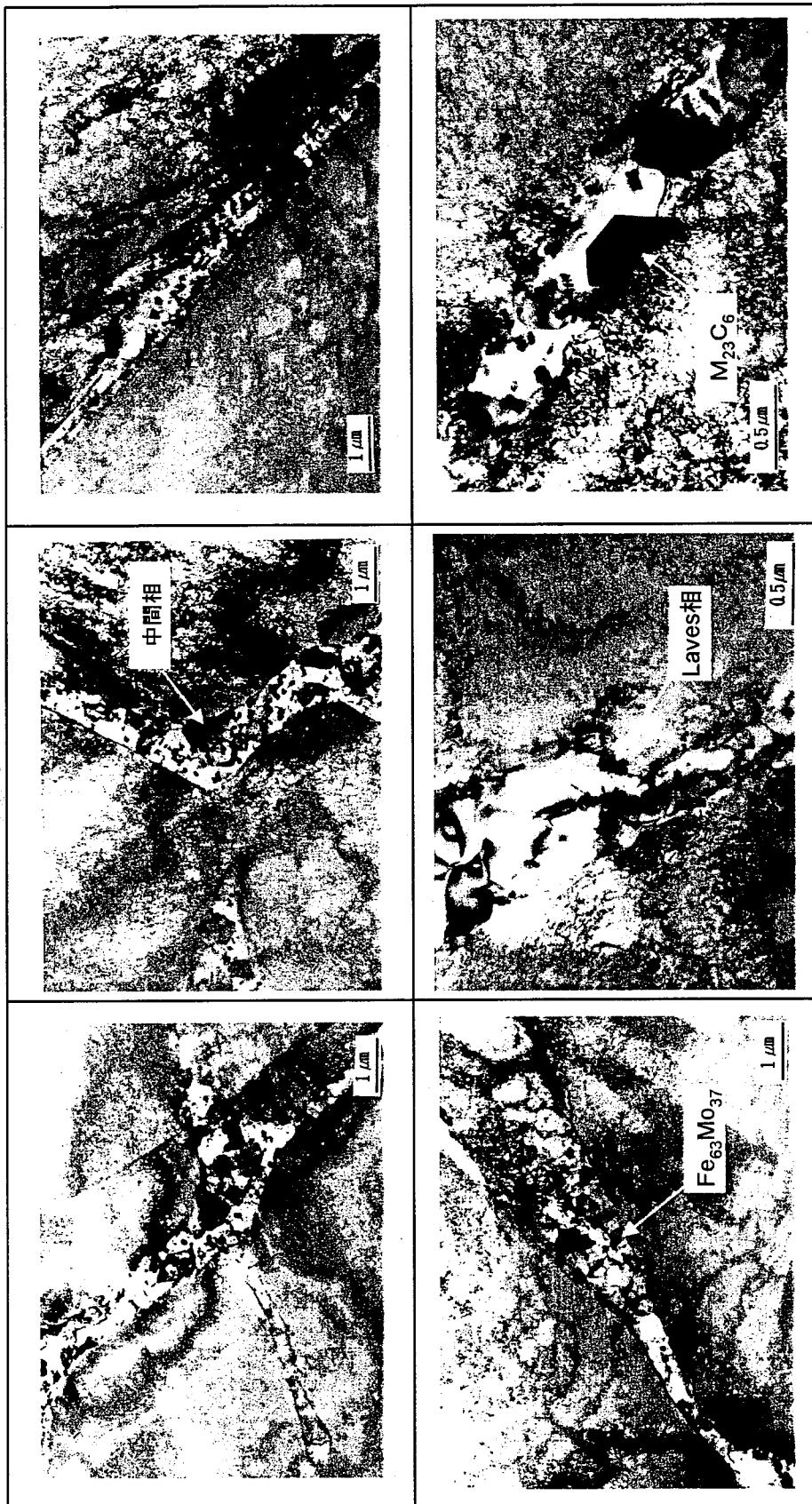


図4.9(9) 16-8-2系溶接金属のTEM写真(クリープ損傷材, 3362hr)

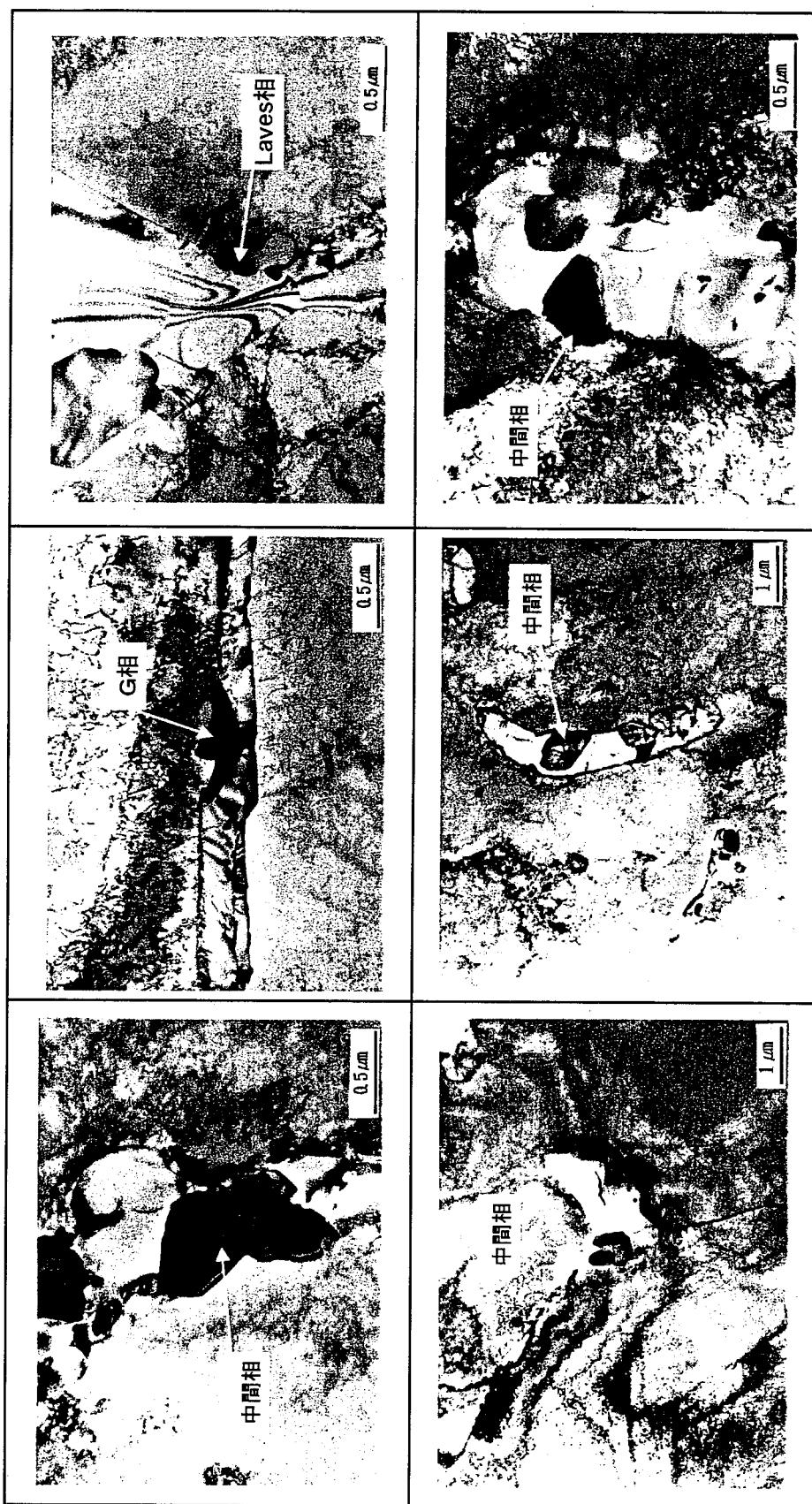


図4.9(10) 16-8-2系溶接金属のTEM写真(クリープ損傷材, 32807hr)

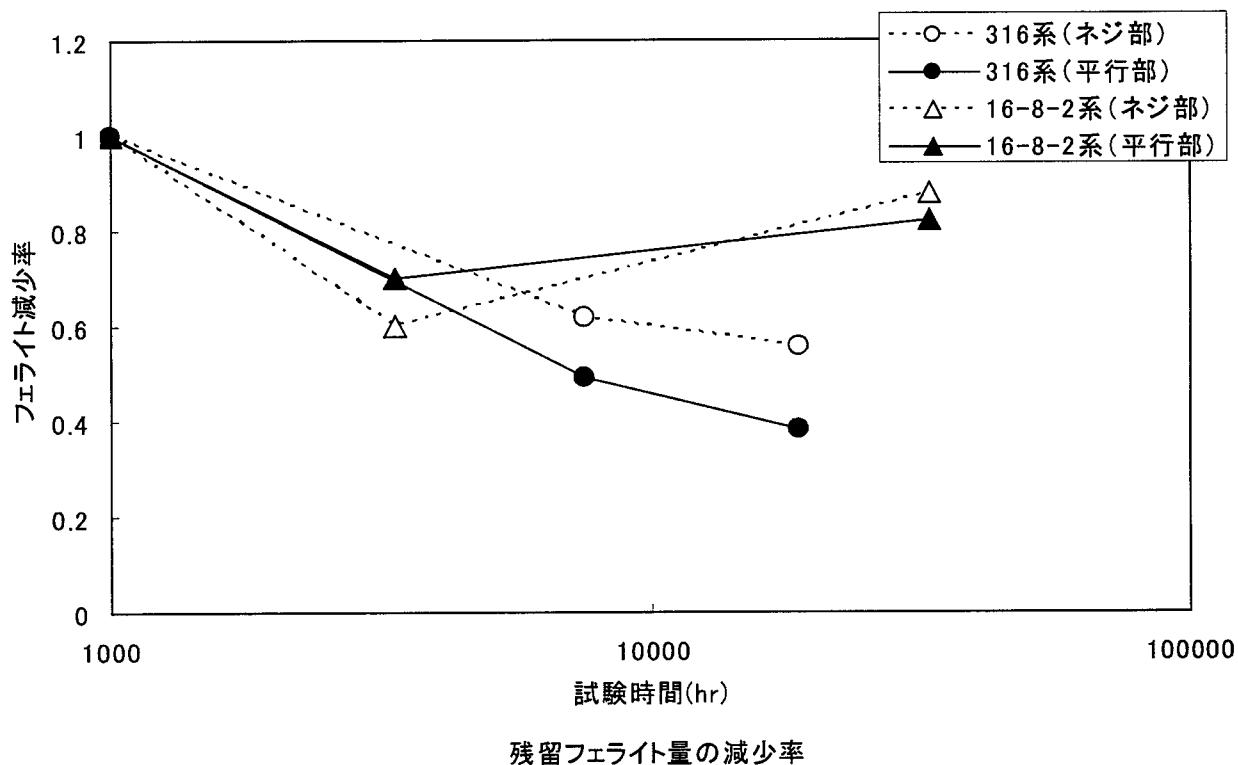
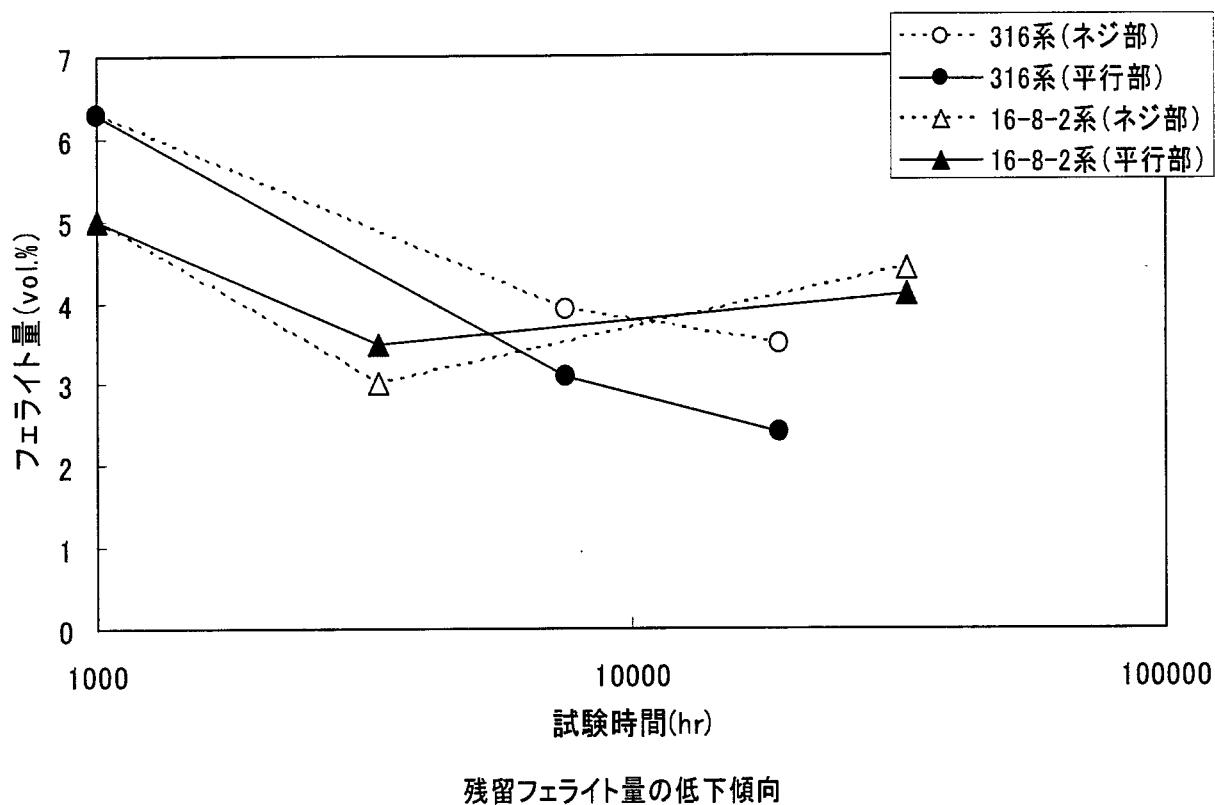


図4.10 δ フェライト量の変化

クリープ損傷材 (21824hr)



未損傷材

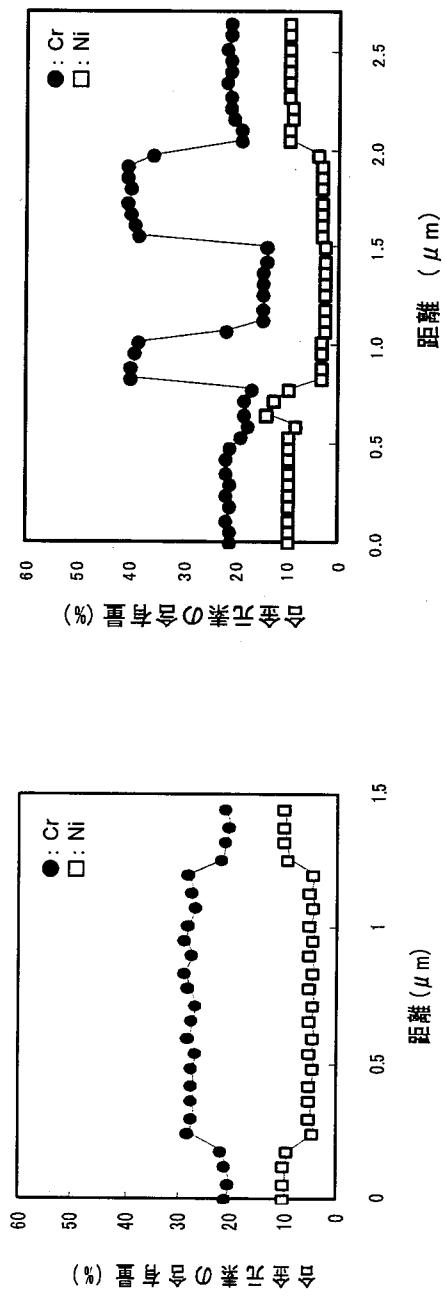
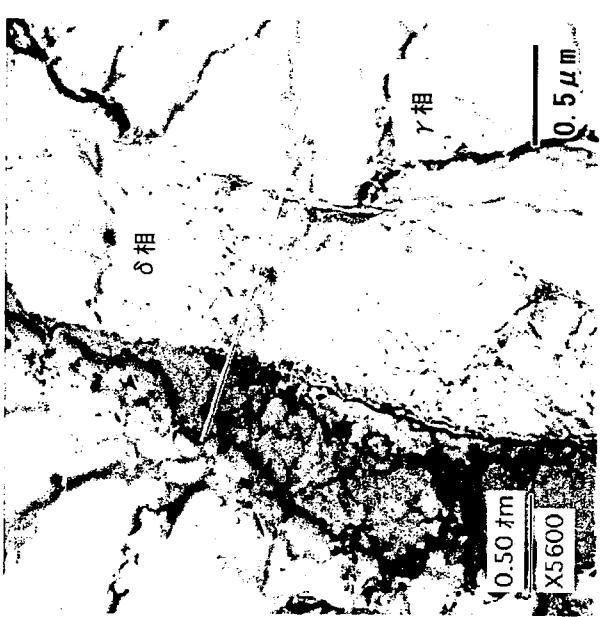
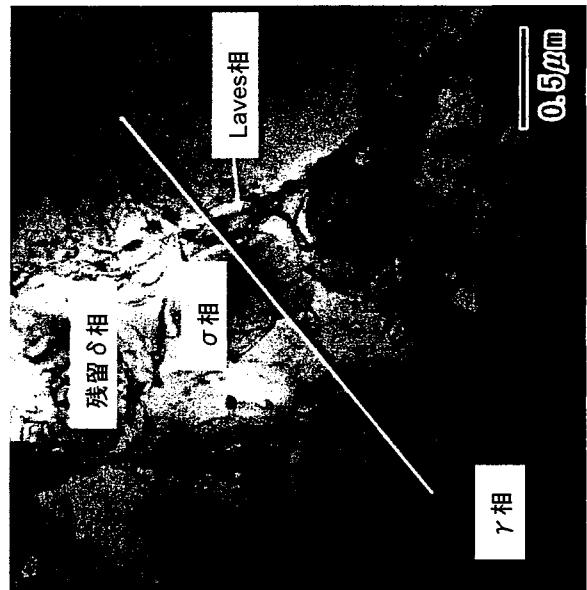


図4.11(1) 316系溶接金属のミクロ組織と元素分布

クリープ損傷材 (23463hr)



未損傷材

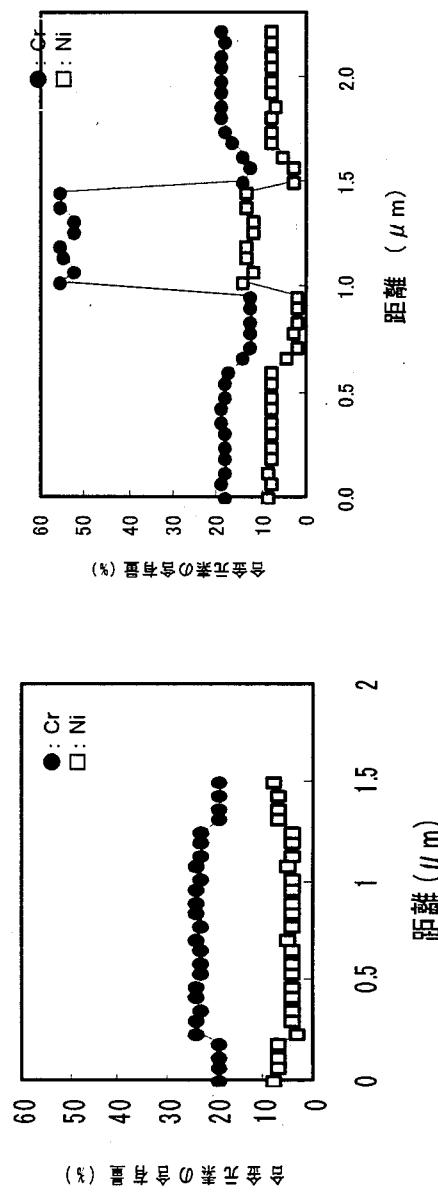
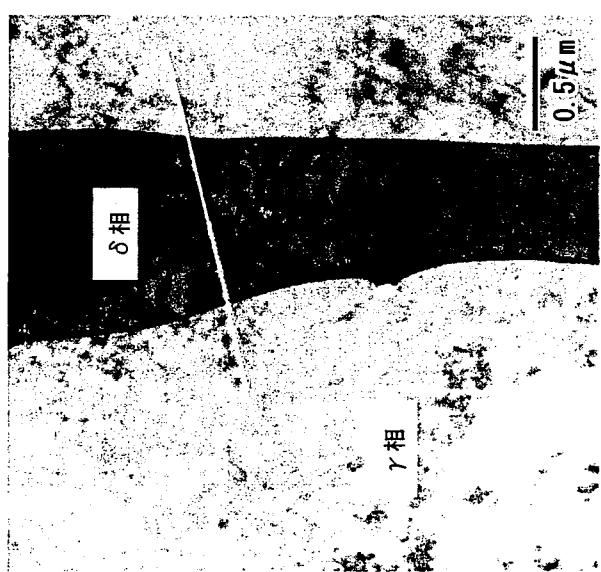
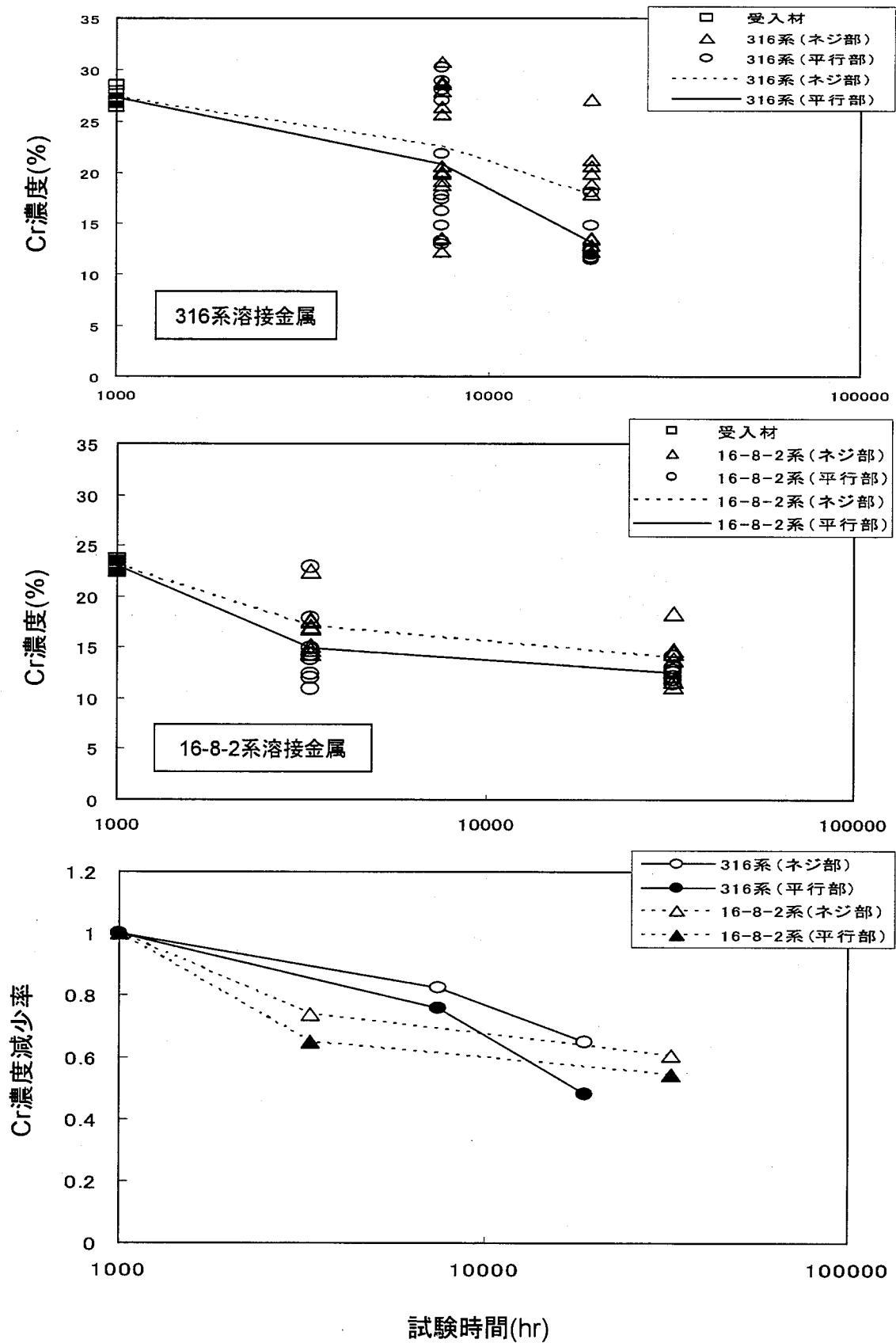
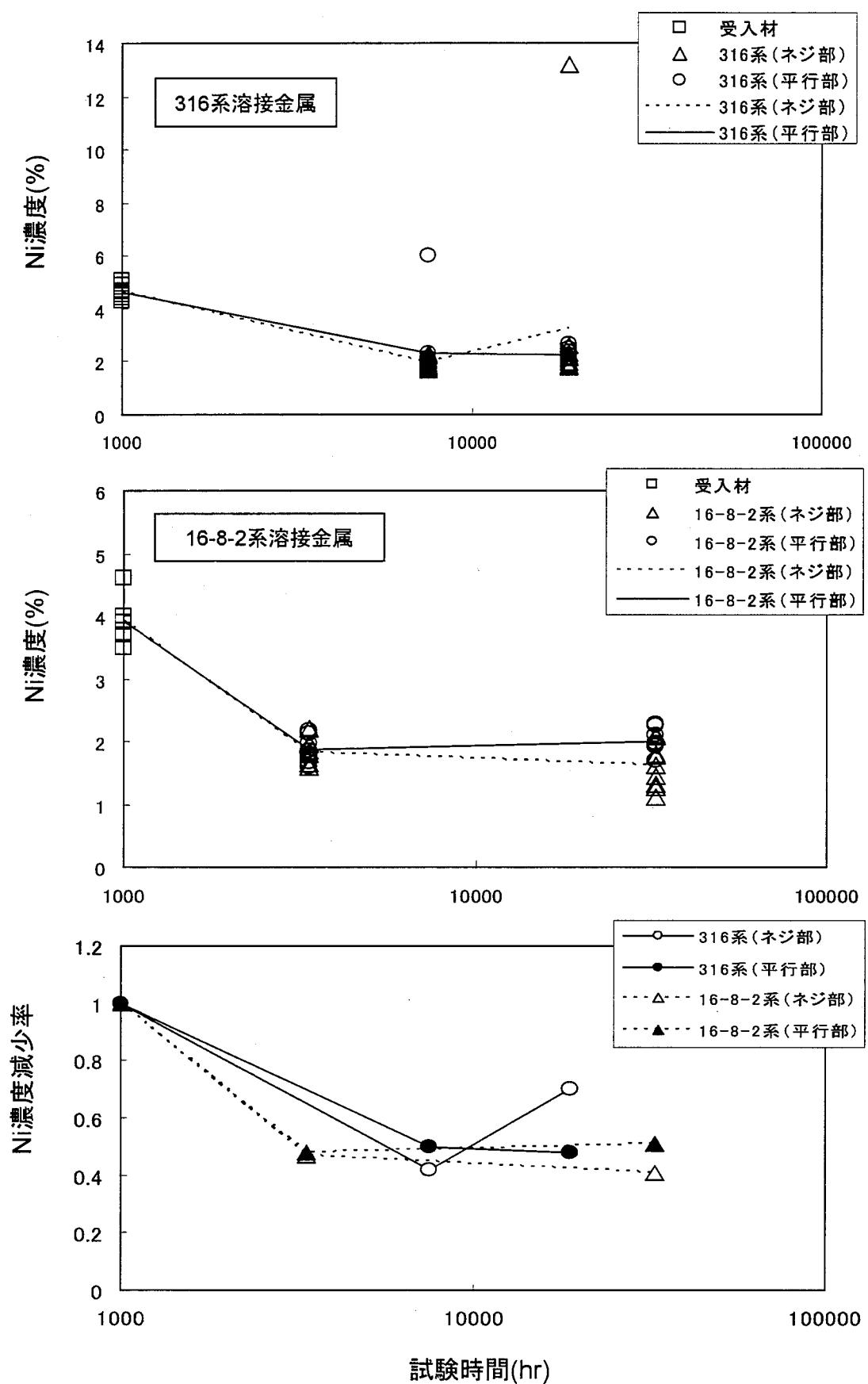
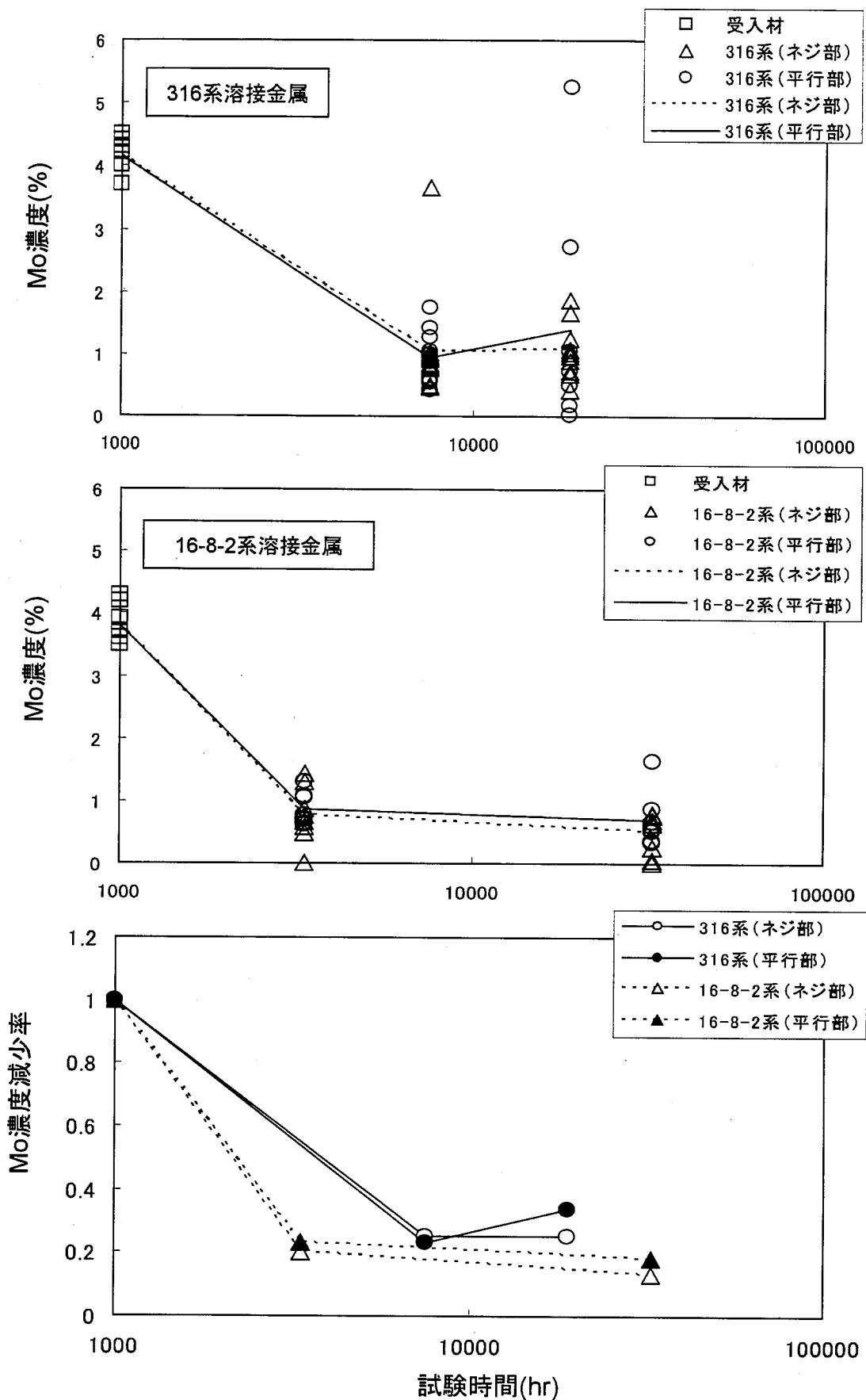
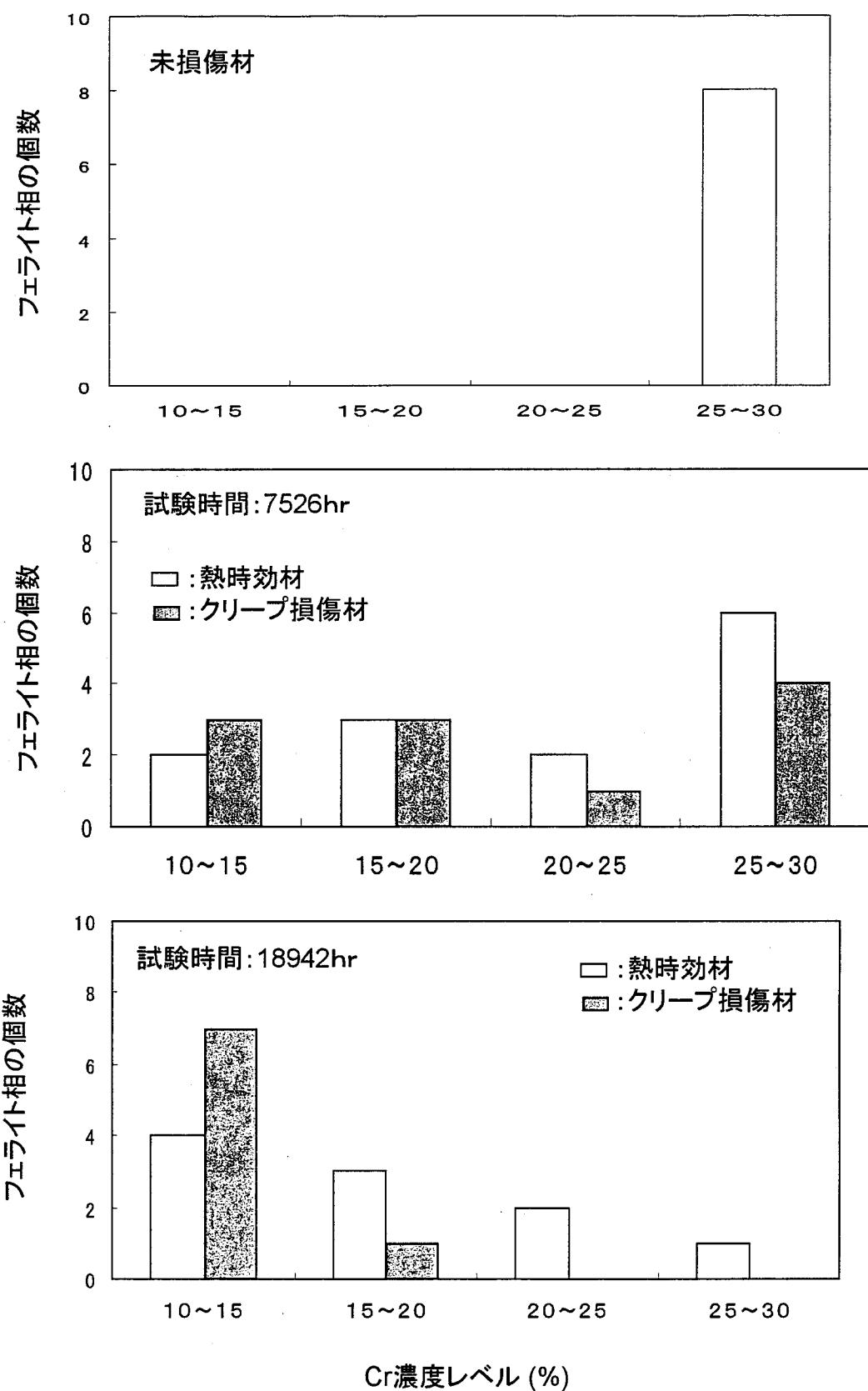


図4.11(2) 16-8-2系溶接金属のミクロ組織と元素分布

図4.12(1) δ フェライト相のCr濃度変化

図4.12(2) δ フェライト相のNi濃度変化

図4.12(3) δ フェライト相のMo濃度変化

図4.13(1) δ フェライト相のCr濃度分布(316系溶接金属)

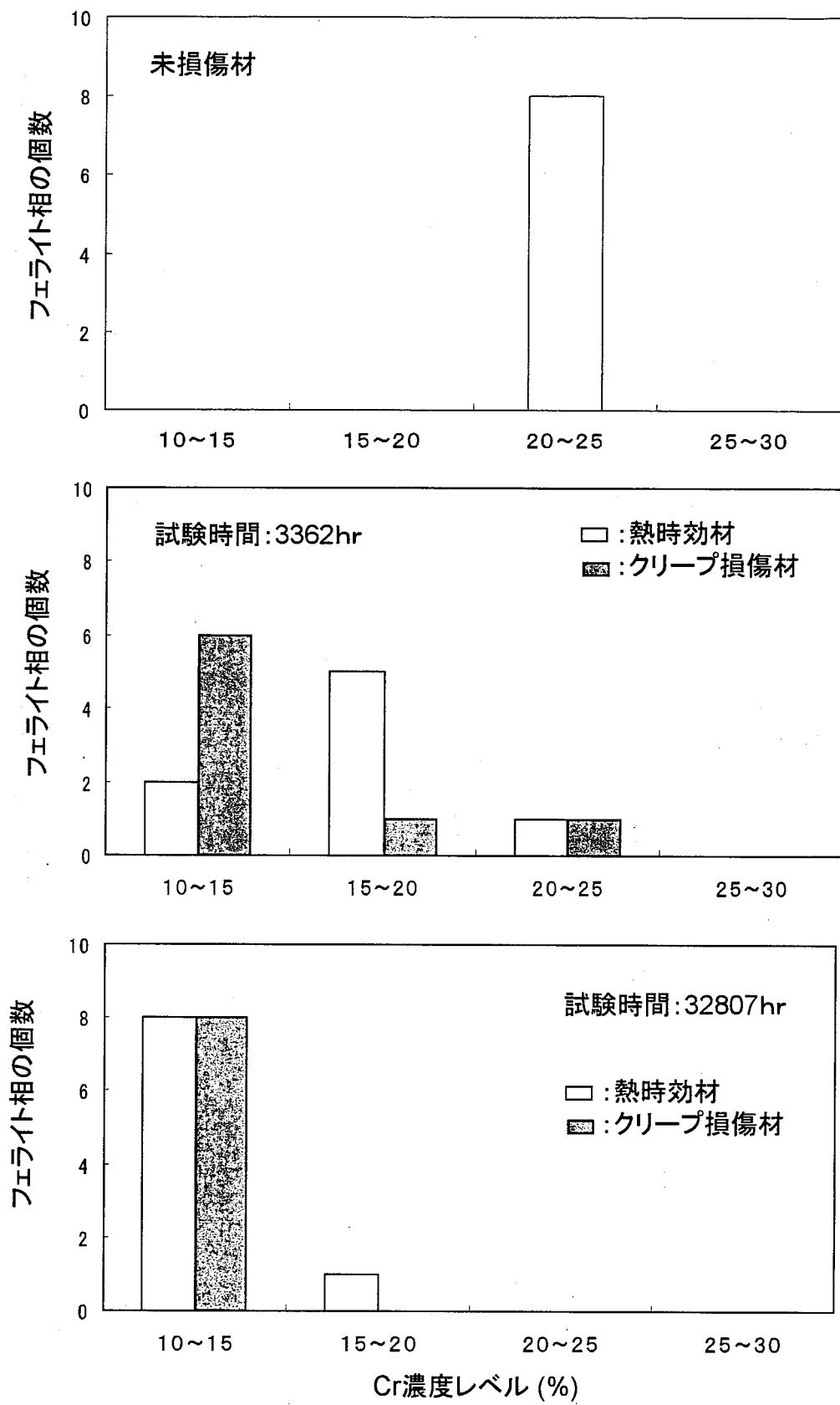


図4.13(2) δ フェライト相のCr濃度分布(16-8-2系溶接金属)

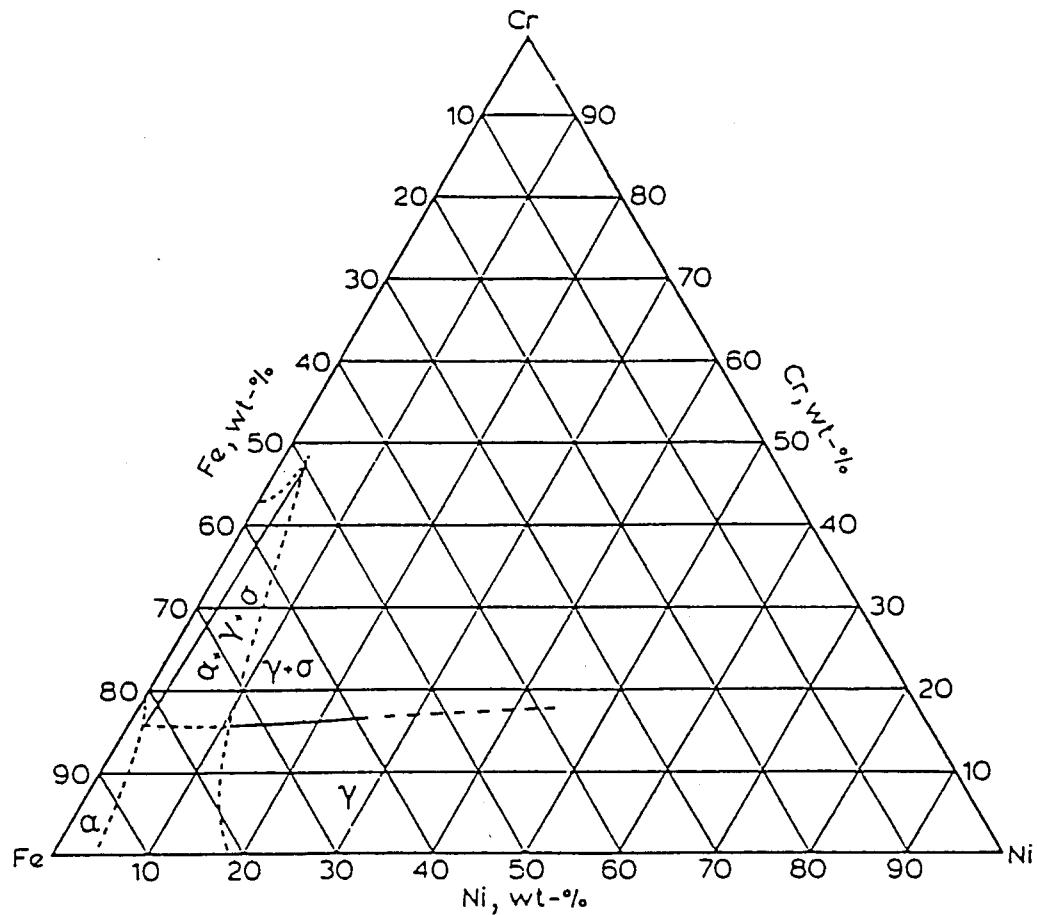


図4.14 Fe-Cr-Ni三元状態図(550°C)

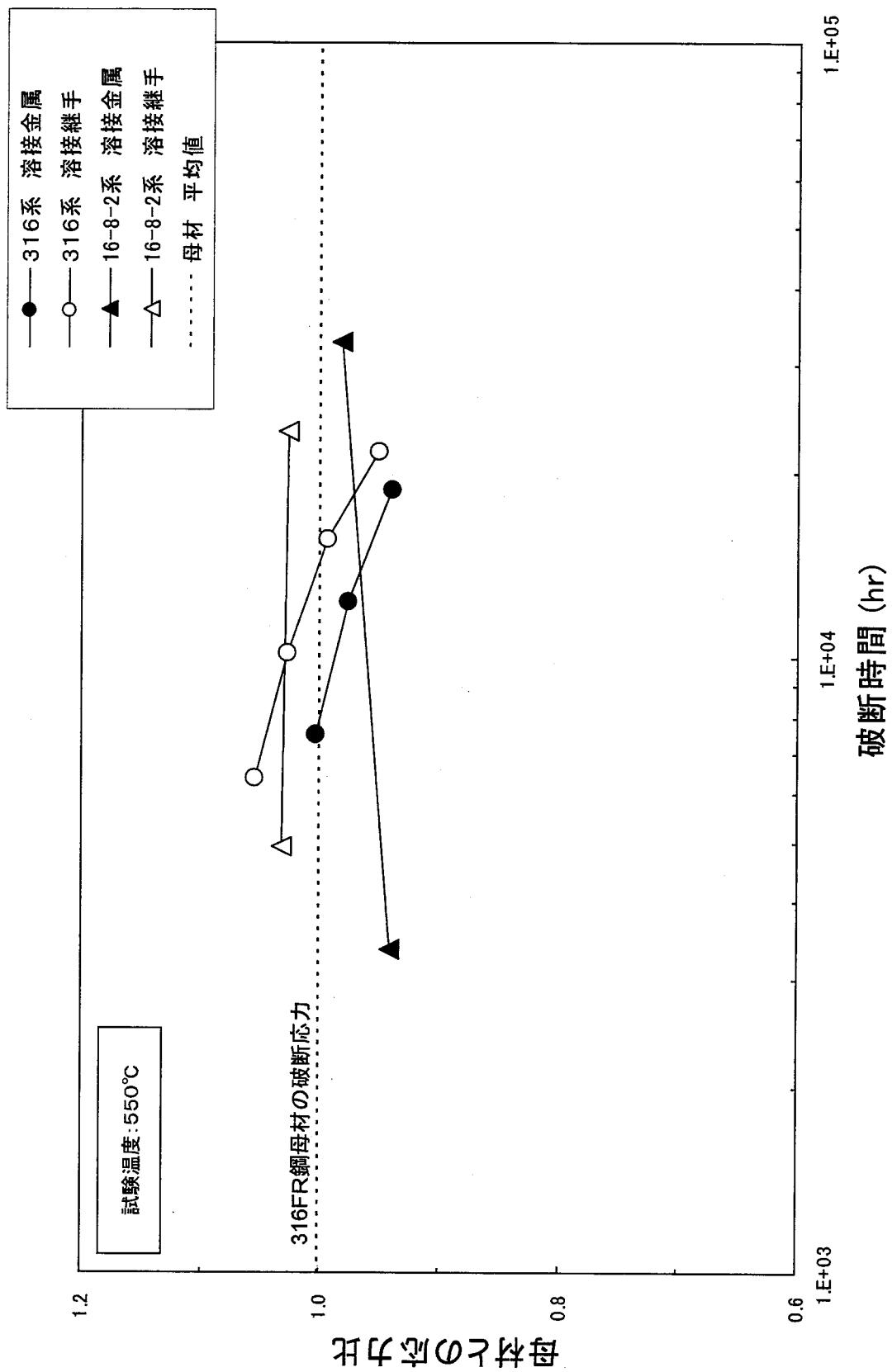
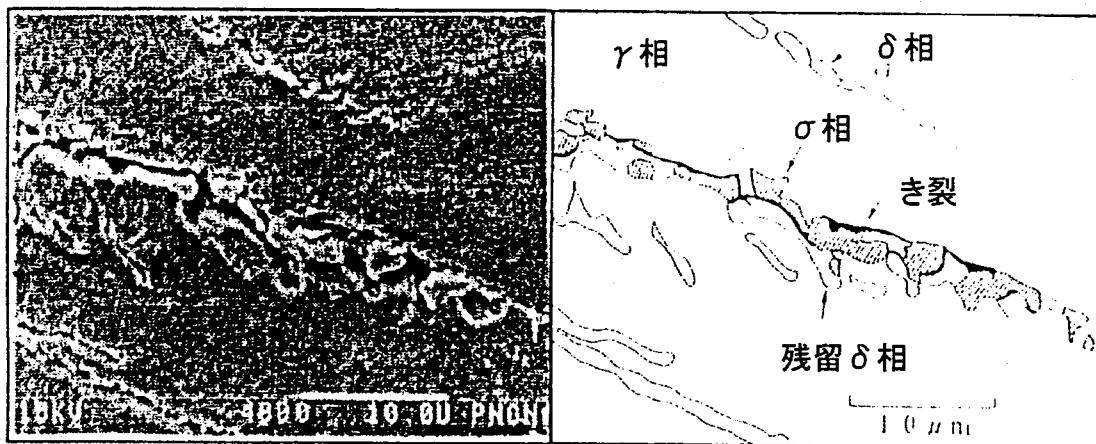


図4.15 母材に対する溶接金属と溶接継手のクリープ強度比

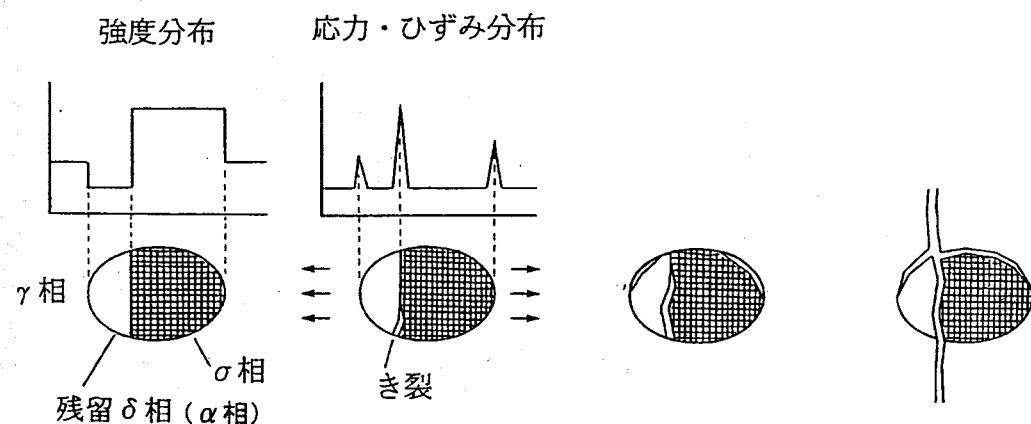


金属組織写真

模式図

308系溶接金属のクリープ疲労き裂

→ 負荷 [クリープ、疲労、クリープ疲労]



平衡状態 → き裂発生 → き裂成長 → 破損

図4.16 δフェライト相分解によるミクロ破損機構

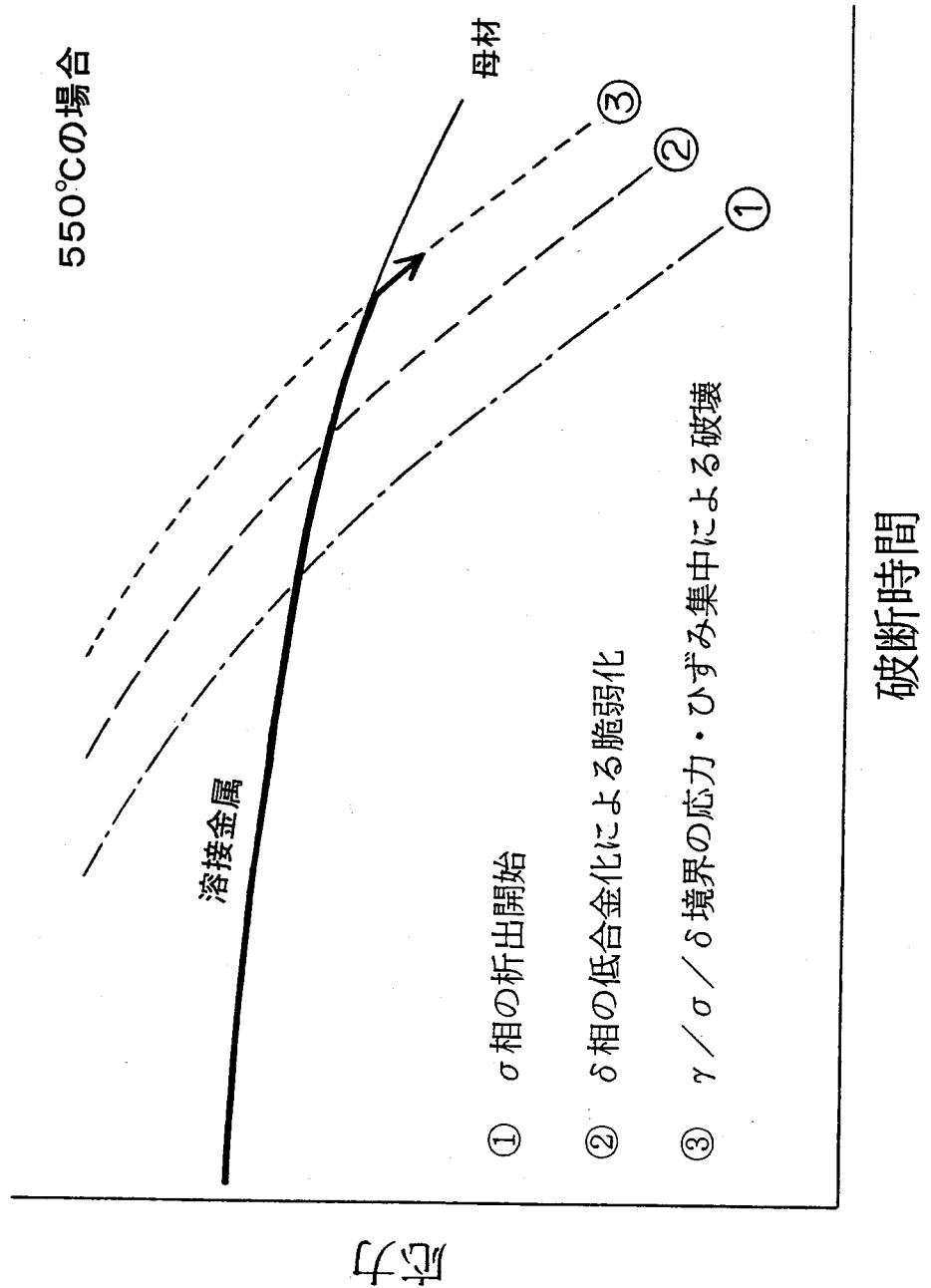


図4.17 ミクロ組織変化に起因したクリープ破損機構の予測図