

# 熱過渡荷重履歴を受けた溶接構造物の 材料損傷評価

(研究報告)

2005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  
電話：029-282-1122（代表）  
ファックス：029-282-7980  
電子メール：jserv@jnc.go.jp

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)  
2005

2005年3月

## 熱過渡荷重履歴を受けた溶接構造物の材料損傷評価

(研究報告)

長谷部慎一\*、鬼澤高志\*

### 要旨

高速炉プラントの長寿命化を図るために、経年劣化を支配する損傷メカニズムに基づいて構造材料の材質変化を計測し、その余寿命を把握する評価技術が必要である。本報では、熱過渡試験によってクリープ疲労損傷を受けた溶接容器モデル供試体を用いて、母材の余寿命確認試験および溶接金属のミクロ損傷確認試験を行った。得られた結果は以下の通りである。

#### (1) 母材の余寿命確認試験

SUS304と316FR損傷材のクリープ強度および疲労強度は、受入材のそれらに比べて有意な強度差が認められなかった。余寿命評価するには、熱過渡荷重が厳しい部位から小型試験片を採取するとともに、試験条件を低応力・低ひずみにするか、又は破損モードが変化しない範囲で試験温度を上昇させる必要がある。

#### (2) 溶接金属のミクロ損傷確認試験

308系溶接金属の $\delta$ フェライト量は、非弾性解析から求めた全損傷値が大きくなるほど低下する。そして、 $\delta$ フェライト相の成分は、クリープ損傷が支配的になるとCr濃度が、疲労損傷が支配的になるとNi濃度がそれぞれ優先的に減少することが明らかとなった。力学的損傷と金属組織学的損傷には相関があり、 $\delta$ フェライト相の体積と合金元素の変化を測定することで、クリープ疲労損傷の度合いを推測できることを確認した。

---

\* 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

JNC TN9400 2005-033

March, 2003

## Material Damage Evaluation of Welded Structures Model under Thermal Transient Load

S.Hasebe\*, T.Onizawa\*

### Abstract

In order to achieve a longer operating life of FBR plant, evaluation technology to measure changes in the structural material due to damage mechanisms that cause aging and to determine the remaining life, is necessary. This report describes the results of verification tests to determine the remaining life of base materials and the micro damage of weld metal, using welded vessel model that have been damaged by creep fatigue in a thermal transient test. The results obtained are as follows.

#### (1) Remaining life confirmation test of base materials

No valid data was collected because the damaged materials, SUS304 and 316FR, did not differ from creep and fatigue strength. For evaluation of remaining life, small test pieces need to be taken from the areas experiencing heavy thermal transient load. Also test conditions with low stress and strain are needed, or the test temperature must be raised to a range where the damage mode does not change.

#### (2) Micro damage confirmation test of welded metals

The amount of ferrite in the 308 type weld metal decreases as the total damage value calculated by inelastic analysis increases. It was discovered that components of the ferrite phase, a decrease in Cr density was the most prominent influence of creep damage, and a decrease in Ni density was the most prominent influence of fatigue damage. There is a correlation between mechanical and metallographic damage, and it has been confirmed that the degree of creep fatigue damage can be understood by measuring the cubic volume of the ferrite phase and changes in elemental alloys.

---

\* New Technology Development Group, Advanced Technology Division, OEC

## 目 次

1. 緒言	1
2. 試験方法	2
2.1 溶接容器モデル供試体および熱過渡条件	2
2.2 対象部位の位置および損傷値	2
2.3 試験片形状および採取要領	2
2.4 クリープ試験	2
2.5 疲労試験	2
2.6 透過型電子顕微鏡観察	3
2.7 フェライト量測定	4
3. 試験結果および考察	5
3.1 母材の余寿命確認試験	5
(1) SUS304 の高温特性	5
(2) 316FR の高温特性	6
(3) 余寿命確認試験の問題点	7
3.2 溶接金属のミクロ損傷確認試験	9
4. 結言	12
5. 謝辞	13
参考文献	14

表 リ ス ト

表 1 热過渡試験条件	15
表 2 供試体の化学成分および热処理条件	16
表 3 溶接金属の非弾性解析結果	17
表 4 SUS304 のクリープ試験結果	18
表 5 SUS304 の疲労試験結果	19
表 6 316FR のクリープ試験結果	20
表 7 316FR の疲労試験結果	21
表 8 $\delta$ フェライト相の分析結果	22

## 図 リ ス ト

図 1 溶接容器モデル供試体の鳥瞰図	23
図 2(1) 中子の評価対象部位	24
図 2(2) 本体の評価対象部位	25
図 3 板厚断面のクリープ疲労損傷分布	26
図 4 試験片の寸法形状	27
図 5 試験片および TEM 試料の採取位置	28
図 6 SUS304 損傷材のクリープ破断強度 (600°C)	29
図 7 SUS304 損傷材の破断伸び (600°C)	30
図 8 SUS304 損傷材の絞り (600°C)	31
図 9 SUS304 損傷材の定常クリープ速度 (600°C)	32
図 10 SUS304 損傷材の 3 次クリープ開始時間 (600°C)	33
図 11 SUS304 損傷材の疲労強度 (600°C)	34
図 12 SUS304 損傷材の動的応力ーひずみ関係 (600°C)	35
図 13 316FR 損傷材のクリープ破断強度 (600°C)	36
図 14 316FR 損傷材の破断伸び (600°C)	37
図 15 316FR 損傷材の絞り (600°C)	38
図 16 316FR 損傷材の定常クリープ速度 (600°C)	39
図 17 316FR 損傷材の 3 次クリープ開始時間 (600°C)	40
図 18 316FR 損傷材の疲労強度 (600°C)	41
図 19 316FR 損傷材の動的応力ーひずみ関係 (600°C)	42
図 20 板厚断面における損傷分布と試験片採取位置	43
図 21(1) SUS304 のクリープ破面組織(TTS-304-C1 外側)	44

図 21(2) SUS304 のクリープ破面組織(TTS-304-C12 中央)	45
図 21(3) 316FR のクリープ破面組織(TTS-316-C3 中央)	46
図 21(4) 316FR のクリープ破面組織(TTS-316-C5 内側)	47
図 22 加熱に伴う $\delta$ フェライト量の減少傾向	48
図 23 加熱に伴う $\delta$ フェライト相の低合金化傾向	49
図 24 $\delta$ フェライト量の減少に及ぼす負荷形態の影響	50
図 25 $\delta$ フェライト相の Cr, Mo 濃度の低下に及ぼす負荷形態の影響	51
図 26(1) $\delta$ フェライト相の析出物同定結果(外側)	52
図 26(2) $\delta$ フェライト相の析出物同定結果(外側)	53
図 26(3) $\delta$ フェライト相の析出物同定結果(内側)	54
図 26(4) $\delta$ フェライト相の析出物同定結果(内側)	55
図 27 $\delta$ フェライト量とクリープ疲労傷値の関係	56
図 28(1) $\delta$ フェライト相の Cr 濃度とクリープ損傷値の関係	57
図 28(2) $\delta$ フェライト相の Ni 濃度と疲労損傷値の関係	58

## 1. 緒言

高速炉プラントでは、起動・停止等の温度変化で生じる過渡的な繰返し熱荷重の疲労と、高温域で生じるクリープが重畠することから、クリープ疲労損傷が支配的となって構造材料の劣化が進行する。プラントの長寿命化や高信頼性化を図るためにには、経年劣化を支配するクリープ疲労の損傷メカニズムに基づいて構造材料の材質変化を計測し、その余寿命を把握する評価技術が必要となる。

余寿命評価には、機器の損傷状態を検出する方法として破壊試験法および非破壊試験法がある<sup>1)</sup>。破壊試験法は、機器の一部から試験片を採取して材料試験を行い、その結果から寿命を求めるもので、精度の良い評価が得られる。しかし、試験片採取やその後の補修、材料試験に時間と経費を要し、モニタリングには適していない。非破壊試験法は、対象部位の外表面から診断するもので、構造物の内部や狭小部、内表面への適用が難しく、評価できる部位が限定されるが、破壊的手法に比べると、効率的かつ経済的であり、定期的なモニタリングが可能である。主な手法として、結晶粒変形法、Aパラメータ法（粒界キャビティー測定）、組織対比法、硬さ測定法、微小き裂法、超音波法など、数多くの試験法が提案されている。

これらの余寿命評価は、運転期間が数十万時間を越えて経年劣化が懸念されている火力発電プラントに関するものが多く報告されている<sup>2)~4)</sup>。高速炉プラントに関する研究としては、超音波検出法<sup>5)</sup>、微小硬さ試験法<sup>6)</sup>および磁気特性検出法<sup>7)</sup>など材料試験片ベースに非破壊試験が行われているが、実機のように熱荷重によってクリープ疲労損傷履歴を受けた構造物の破壊試験はまだ経験がない。また、一般に母材を対象とした研究は数多く実施<sup>3)~7)</sup>されているが、材質劣化し易い溶接部に関する報告例は殆どない。

そこで本研究では、ナトリウムの温度変動によってクリープ疲労損傷履歴を受けたステンレス鋼構造物として溶接容器モデル供試体<sup>10)</sup>を選定し、次の確認試験を行うことにした。

### (1) 母材の余寿命確認試験

同一条件下で熱過渡荷重履歴を受けた SUS304 と高速炉構造用 SUS316（以下、316FR と略称）の供試体から試験片を採取し、クリープ試験および疲労試験を実施する。そして、両材料の寿命損耗率（受入材と損傷材の比）から、厳しい熱過渡を受けた構造物に対する余寿命評価の妥当性を確認する。

### (2) 溶接金属のミクロ損傷確認試験

クリープ疲労などの熱・負荷履歴の影響を受けて材質劣化し易い 308 系溶接金属から試料を採取し、透過型電子顕微鏡観察（以下、TEM 観察と略称）を実施する。そして、ミクロ組織変化から力学的損傷と金属組織学的損傷の相關性を明らかにし、余寿命評価への適用性を確認する。

## 2. 試験方法

### 2.1 溶接容器モデル供試体および熱過渡条件

溶接容器モデル供試体の鳥瞰を図1に示す。この供試体は、高速炉機器における構造物クリープ疲労評価法の開発、溶接部強度評価法の開発および316FRの適用性確認を目的として、構造物強度確性試験施設（以下、TTSと略称）を用いて熱過渡強度試験<sup>⑧</sup>を実施したものである。構造は、SUS304のノズル部、上部Yピース部、本体胴およびスカートYピース部を組合せた本体と、316FRとSUS304を軸対称に組合せた中子から構成されている。熱過渡試験によって、供試体の本体と中子の間に高温ナトリウムと低温ナトリウムを交互に流入させて熱過渡荷重を負荷し、クリープ疲労損傷によってき裂を発生・進展させている。

熱過渡条件は、低温ナトリウム温度が250°C、高温ナトリウム温度が600°C、最大温度変化速度は40°C/secである。温度変化は表1のように1サイクル時間180min（高温保持時間120min、低温保持時間60min）とし、1055サイクル繰り返し負荷を行った。

### 2.2 対象部位の位置および損傷値

本試験で評価する対象部位を図2(1)(2)に示す。母材の余寿命確認試験では中子を使用し、SUS304と316FRの試験片をA、B部から採取してクリープ試験および疲労試験を行った。溶接金属のミクロ損傷確認試験では本体を使用し、308系溶接金属の試料をC部から採取してTEM観察を行った。供試体の化学成分と熱処理条件を表2に示す。

中子の板厚方向におけるクリープ疲労損傷分布を図3に示す。損傷値は、汎用非線形構造解析システムコードFINASを用いたFEM解析により板厚方向の応力・ひずみを求め、線形損傷則に基づくクリープ疲労評価法により算出したものである<sup>⑨</sup>。

本体の溶接金属部が受けた損傷値を表3に示す。この損傷値は、溶接部構造物における形状と材料特性の不連続性を考慮し、三菱重工業㈱に外部委託した詳細非弾性解析の結果である<sup>⑩</sup>。なお、詳細非弾性解析によりクリープ疲労損傷を算出するにあたっては、時間消費則と延性損耗則を採用しており、両者から求めた計算結果は、実際の損傷（き裂）と良く対応して有意差がないことから、本報では時間消費則の損傷値を用いたことにした。

### 2.3 試験片形状および採取要領

余寿命確認試験で使用するクリープおよび疲労試験片は、中子のSUS304と316FRから採取する。中子の寸法は板厚20mm、直径450mmである。中子胴平滑部の外表面は熱過渡試験により最も損傷を受けた部分であり、SUS304部位には最大1.3mmのき

裂が発生している<sup>10)</sup>ことから、外表面から2mm深さまでは対象外とし、残された部材から試験片を採取して余寿命評価することにした。

クリープおよび疲労試験片の寸法形状を図4に示す。クリープ試験片は幅6mm、板厚1.5mm、GL30mmの平板型、疲労試験片は直径6mm、GL15mmの中実丸棒型である。試験片は図5のように中子の表側、中央、内側からそれぞれ採取した。なお、供試材の板厚が薄いことから試験平行部のみ採取し、つかみ部は他の同鋼種を電子ビーム溶接（以下、EB溶接と略称）にて接合して試験片加工した。

ミクロ損傷確認試験で使用する試料は、図5のように溶接金属の中心部の内外面近傍から採取した。なお、溶接金属の端部の内表面から発生したき裂は、板厚方向に深さ13mmまで進展していた。

#### 2.4 クリープ試験

クリープ試験は、JIS Z 2271およびFBR金属材料試験実施要領書<sup>11)</sup>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。なお、供試体から採取した試験片（以下、損傷材と名称）のクリープ試験条件は、試験温度600°C、応力147MPaに設定して熱過渡試験に近い条件とした。

#### 2.5 疲労試験

疲労試験方法は、JIS Z 2279およびFBR金属材料試験実施要領書に準拠して実施した。低サイクル疲労試験は電気油圧サーボ制御方式の疲労試験機を使用した。制御方式は、平均ひずみ“零”の定ひずみ制御、負荷波形が三角波、ひずみ速度は0.1%/secである。なお、損傷材の疲労試験は、試験温度600°C、ひずみ範囲0.6%に設定して熱過渡試験に近い条件とした。破損繰返し回数Nfは、引張側の荷重あるいは緩和開始荷重がピーク荷重の3/4に減少した時を破損と定め、その時点までの回数とした。全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_t$ および塑性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_p$ は破損繰返し回数の1/2回における値から求めた。応力範囲 $\Delta \sigma_R$ は破損繰返し回数の1/2回における荷重範囲を試験片の原断面積で除した値である。

#### 2.6 透過型電子顕微鏡観察

TEM観察は、JEM200C装置により加速電圧200KVで行った。ミクロ分析は、EDAX9800装置により加速電圧200KVで行った。薄膜試料は、溶接金属の表面付近と内面付近から採取した試料を精密切断機により溶接線に対して直角に薄片を切り出し、約60μmまでエメリーペーパーで研磨した後、試料打ち抜きパンチを用いて3mmφのディスクを打ち抜いて、さらに電解研磨装置（5%過塩素酸-冰酢酸溶液70V）により最終研

磨を施して製作した。

## 2.7 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、溶接金属の研磨断面を中心線に沿って外側と内側をそれぞれ 4 点測定し、その平均値から求めた。

### 3. 試験結果および考察

#### 3.1 母材の余寿命確認試験

供試体の中子を余寿命評価するために、母材から採取したSUS304と316FRの試験片を用いて損傷材のクリープ試験および疲労試験を実施した。なお、未損傷の受入材は、供試体製作時の材料強度試験によって取得した試験データ<sup>17)</sup>を用いた。得られた結果を以下に述べる。

##### (1) SUS304 の高温強度特性

###### (a) クリープ特性

SUS304の損傷材と受入材のクリープ試験結果を表4に示す。試験条件を熱過渡条件に近づけるため、クリープ試験温度はTTS熱過渡強度試験の高温ナトリウム温度条件と同じ600°Cとし、負荷応力はFEMによる弾性熱応力解析から熱過渡時に発生した熱応力を算出して147MPaに設定した。なお、内側から採取した試験片(TTS-304-C14)はGL外破断であったため、ここでは参考データとした。

応力と破断時間の関係を図6に示す。図中の実線はSUS304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<sup>12)</sup>である。受入材は平均傾向とほぼ同等のクリープ強度であるが、損傷材ではそれより大きく下回った一部のデータ(※印)があった。そこで、同一応力で再試験したところ、他の損傷材である中央と内側と同じように平均傾向値を上回っており、再現性がないことを確認した。これは、図7と図8に示すように短時間で破断した損傷材の破断伸びと絞りが著しく低いことから、熱過渡試験による微小き裂が試験片に内在していたことが短時間破断の原因と推測される。中子のSUS304では溶接部において多数の貫通き裂が発生し、母材においても任意に選択した断面観察により最大1.5mmの微小き裂が確認されていることから、外表面から深さ2mmまでの表層付近は試験片の採取を避けていた。しかし、短時間破断した試験片の採取位置が外面から2.9mm~4.4mm付近であり、この深さまで達するき裂が一部に存在していたものと考えられる。き裂が試験片に内在すると平行部の原断面積に占めるき裂の割合や応力軸方向に対するき裂角度などによって、クリープ破断強度のばらつきが大きくなるため、このようなデータは今回の破壊試験における余寿命評価に採用できない。短時間破断を除く損傷材は、いずれも受入材と同等のクリープ破断強度を有しており、明確な余寿命(寿命損耗率)を算出することは困難であった。図3に示したように外側と内側のクリープ損傷は中央に比べて大きく、一般に熱過渡荷重が低くなる肉厚中央は殆ど損傷を受けていない。したがって、中央が最も破断時間が長くなると予測していたが、クリープ試験の結果は逆の傾向となっている。ただし、3箇所の損傷材とも強度差は僅かであり、データのばらつき範囲内と判断されるが、いずれも受入材と同等であることから、採取した試験片は熱過渡試験の影響が少なかったことになる。

定常クリープ速度と破断時間の関係を図9に示す。内側と受入材は同一傾向にあるが、

外側ではクリープ速度の低下が認められる。これが破断時間の長いことに起因するものかデータが少ないので判断できないが、破断伸びや絞りなどの破断延性も低下していることから、熱過渡損傷の影響が延性に現れているかもしれない。図 10 に 3 次クリープ開始時間と破断時間の関係を示す。破断時間に占める 3 次クリープ開始時間の割合は受入材と損傷材に有意差はなく、熱過渡損傷によるクリープ特性の変化は認められなかった。

#### (b) 疲労特性

SUS304 の損傷材と受入材の疲労試験結果を表 5 に示す。損傷材の試験条件はクリープ試験の場合と同じように熱過渡条件に合わせるため、試験温度を 600°C、ひずみ範囲は FEM 解析から求めて 0.6% に設定した。なお、低ひずみ範囲側についても調査するために、外側のみ 0.4% を追加した。

ひずみ範囲と破損回数の関係を図 11 に示す。図中の実線は SUS304 の許容ひずみ範囲(A)  $\epsilon t$ 、破線は平均傾向値<sup>12)</sup>である。受入材と損傷材は全て平均傾向を上回っており、両者は同レベルのひずみ範囲ではないが、ほぼ同一傾向で有意差はない。同じ条件の損傷材では、破損回数が外側 < 内側 < 中央の順となっており、これは図 3 の損傷分布とも一致している。しかし、採取位置の違いによる損傷値の差は僅かであり、一般の疲労データのばらつきを考えると、1 条件だけで損傷効果を述べるのではなく、さらに低ひずみ側( $\triangle \epsilon t=0.4\%$ )の内側と中央そして受入材の疲労試験を追加する必要がある。

$1/2N_f$  時における応力範囲とひずみ範囲の関係を図 12 示す。図中の破線は SUS304 の平均傾向値<sup>12)</sup>である。受入材と損傷材ではひずみ範囲が異なるため簡単に比較することはできないが、損傷材は受入材に比べて変形抵抗がやや小さくなる傾向にある。熱過渡負荷を受けて繰返し加工硬化を引き起こしている損傷材は、疲労試験の初期では損傷材よりも変形抵抗が高いが、繰返し回数が増加して寿命の 1/2 になる段階では受入材と同等になると思われる。損傷材の同一ひずみ範囲における応力範囲に採取位置の違いによる有意差は認められなかった。

### (2) 316FR の高温強度特性

#### (a) クリープ特性

316FR の損傷材と受入材のクリープ試験結果を表 6 に示す。試験条件は SUS304 と同様に試験温度は 600°C とし、負荷応力は FEM 解析から算出して 225MPa に設定した。しかし、この負荷応力では下記に述べるように GL 外破断となってデータを取得できなかつたことから、応力レベルを 255MPa まで上げて追試験を行った。損傷材の低応力(225MPa)では、平行部とつかみ部を接合した EB 溶接部で破断となった。このように GL 外破断となった原因としては、①応力が集中する R 部に溶接部が位置したこと、② 316FR を EB 溶接したこと、③低応力側になると塑性拘束のような溶接金属の変形を抑制する効果が小さくなること等が考えられる。特に上記②については、316FR のように窒素(N)の添加により高温強度を確保している材料を EB 溶接すると真空状態で

溶融状態となった時にN元素がガス状となって溶接金属から抜け出てしまい、強度低下を引き起こすことが考えられる。したがって、クリープ試験のように試験片全体を高温に加熱したり、平行部に比べて溶接部の断面積を大きくできない場合には、N以外の強化元素を添加したインサートメタルを使用してEB溶接するなどの対策を施す必要がある。

応力と破断時間の関係を図13に示す。図中の実線316FR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<sup>18)</sup>である。損傷材と受入材は平均傾向とほぼ同等のクリープ強度であり、両者に強度差は認められなかった。316FRは高温強度特性に優れているために熱過渡試験によるクリープ疲労損傷の割合が少なく、供試体の外表面に発生したき裂も微小であったことから、SUS304よりも余寿命を評価することが困難と思われる。採取位置で比較した場合、損傷分布の図3から予測すれば破断時間の長い順に中央>内側>外側となるはずであるが、実際の強度は内側>中央>外側となっており、特に熱過渡荷重が低くクリープ損傷が小さくなっている中央が内側より短時間破断となっている。しかし、これらの差は僅かであることからデータのばらつきと推測される。

破断伸び、絞り、定常クリープ速度および3次クリープ開始時間と破断時間の関係を図14～17に示す。受入材と損傷材に有意差はなく、熱過渡損傷によるクリープ特性の変化は認められなかった。

### (b) 疲労特性

316FRの損傷材と受入材の疲労試験結果を表7に示す。損傷材の試験条件はSUS304の場合と同じように試験温度を600°C、ひずみ範囲はFEM解析結果に基づいて0.6%を基準とし、さらに高・低ひずみ範囲側についても調査するために、外側については1.0%と0.4%を追加した。

ひずみ範囲と破損回数の関係を図18に示す。図中の実線は316FRの許容ひずみ範囲( $\Delta t$ )、破線は平均傾向値<sup>18)</sup>である。受入材と損傷材の疲労強度はほぼ平均傾向値と同等であり、両者に寿命差は認められなかった。損傷材に関しては、同一ひずみ範囲( $\Delta t=0.6\%$ )でそれぞれの採取位置を比較すると、破損回数の大きい順に内側>中央>外側となっている。最も寿命が短かった外側については、図3の損傷分布によれば外側の疲労損傷が最も大きくなっているものの、疲労強度は高ひずみ範囲から低ひずみ範囲に亘って平均値と同一傾向であり、熱過渡による影響を受けていないようである。また、中央は同じ位置から採取した受入材と同等であった。したがって、損傷材の強度差はデータのばらつきと、供試体の板厚方向の採取位置によるものと推測される。

動的応力とひずみの関係を図19に示す。図中の破線は316FRの平均傾向値である。得られたデータは全て平均傾向を下回っていたが、受入材と損傷材に違いは認められなかった。

### (3) 余寿命確認試験の問題点

熱過渡試験によりクリープ疲労損傷を受けたSUS304と316FRから試験片を採取し、クリープおよび疲労試験を行った結果、余寿命評価に適用できるデータを得ることができなかった。この原因として以下の事が考えられる。

- ① 热過渡損傷が最も厳しい供試体の表層部から試験片を採取できなかつたこと。
- ② 試験条件が高ひずみ・高応力であったこと。

上記①については、基本的に破壊試験によって余寿命評価する際には、最も損傷の大きい箇所を対象とした方が受入材との差異が明確となって損耗率を求めやすい。しかし、本研究で使用した供試体では、表面き裂が発生しているために内外表面から2mm以上の深さにおいて試験片を採取する必要があったことから、受入材との強度差が認められなかつたものと思われる。図20にSUS304の板厚断面における損傷分布と試験片採取位置の関係を示す。内外表面から2mm深さまで削除した後、さらに加工時の切代によつて試験片は損傷集中部から離れていくことになる。クリープ試験片では、外表面のクリープ損傷値に比べて約1/3低下した箇所から採取している。また、疲労試験片の場合は試験片平行部の直径が6mmであり板厚20mmに占める割合が大きいために、外表面の疲労損傷に対して約1/2～零近くまで幅広い損傷範囲を包括している。

上記②については、一般に余寿命評価の材料試験は、試験片を採取した構造物の運転条件に近い状態で行うことがベストであり、たとえ加速試験を行う場合でも実機と同じ破損モードとなるような条件でなければならない<sup>1)</sup>と言われている。このため、今回のクリープ試験と疲労試験は、熱過渡で発生する応力とひずみ範囲に近い試験条件としていた。しかし、一般的の余寿命評価の対象となる構造物は数十万時間の運転条件を前提としており、本供試体は実機よりも厳しい熱過渡条件下で加速試験を行っていたので、試験時間が短くなっていたことが大きな要因と思われる。低温・短時間試験の場合には、クリープ損傷による粒界への析出物やキャビティの発生・成長・合体が進行していない。

SEMによるクリープ試験後の破面観察結果を図21(1)～(4)に示す。SUS304の外側と中央を観察したところ、それぞれ粒内と粒界の混合破面であり、通常のSUS304受入材においても試験時間が約5,000～7,000時間経過すると同じような破壊形態となっている。316FRでは中央と内側を観察したが、両者ともディンプルが形成された粒内破面で試験時間も約400～600時間なので、一般に短時間破断で現れる代表的な破壊形態であった。したがって、熱過渡試験と同じような高応力・高ひずみ条件でクリープ試験や疲労試験を行ったことから粒内破壊型となってしまい、材質劣化が蓄積され難い粒内強度を測定したため、受入材に近い強度になったと推測される。このようにSUS304と316FRの両鋼種とも典型的な粒界型破壊でなかつたことから、限られた試験期間中に粒界破壊させるためには、試験温度を上昇させることも必要であったと思われる。

以上の結果から、TTSで熱過渡試験を行った溶接容器モデル供試体を用いて余寿命評価を試みたが、熱過渡試験がホットショックとコールドショックを厳しくして応力・

ひずみを増大させる加速試験であったために、供試体に累積するクリープ疲労損傷が外表面近傍に集中し、かつその部分にはき裂が発生していたことから、損傷集中部から試験片を採取できなかつたことで、今回は明確な余寿命評価が困難になったと推測される。従つて、余寿命評価を行う場合には、以下の点に留意することが必要であると考えられる。

- ① 熱過渡荷重を受けた部材は、なるべく応力・ひずみが大きく発生していた表面近傍から試験片を採取する。実機ではき裂が発生する前に評価を行うために問題とならないが、本研究のような供試体を使用する際には注意が必要となる。
- ② 試験片の寸法はできるだけ小さくする。平行部の寸法が大きいと、局部的に損傷領域が限定された箇所の材料強度特性が測定しづらく、今回のように板厚が 20mm に対して疲労試験片の直径 6mm の割合が大きくて採集位置の違いが現れ難くなる。
- ③ 実機のように寿命が長時間に及ぶものを対象とし、材質劣化が進んでクリープ損傷や疲労損傷が蓄積された部材を用いて、なるべく低応力・低ひずみ条件で行うことが望ましい。しかし、試験期間に制限があることから、破損モードが変化しない範囲で試験温度を上昇させて材料試験を行う。

### 3.2 溶接金属のミクロ損傷確認試験

ステンレス鋼溶接金属はオーステナイト相中 ( $\gamma$  相) に  $\delta$  フェライト相 ( $\delta$  相) を含む 2 相組織である。著者らは、308 系および 316 系溶接金属の  $\delta$  フェライト相が加熱されると以下のように分解することを明らかにした<sup>14,16)</sup>。なお、短時間加熱では一時的に炭化物( $M_{23}C_6$ )や Laves 相が析出されるが、長時間加熱に移行すると  $\sigma$  相に変態する。



材料試験後の金属組織観察から得られた結果の一例として、加熱時間の経過に伴う  $\delta$  フェライト量の減少傾向を図 22 に、 $\delta$  フェライト相に含まれる合金元素の低下傾向を図 23 に示す。Cr、Ni、Mo 等の合金元素を豊富に含有し、かつ結晶構造が体心立方格子で拡散速度が速やかな  $\delta$  フェライト相は、加熱されると  $\sigma$  相や  $\gamma$  相にこれらの合金元素を供給して低合金化しながら Fe リッチな組成に変化する<sup>14)</sup>。この  $\delta$  フェライト相の体積と合金元素濃度の低下傾向は、熱時効、クリープ、疲労、クリープ疲労などの負荷形態の影響を強く受けていることがわかっている。例えば、 $\delta$  フェライト量の低下は、図 24 のように疲労損傷材 > クリープ疲労損傷材 > クリープ損傷材 > 時効材の順に速く、特に繰返し応力を受けると分解速度は約 10~100 倍に加速されている。一方、 $\delta$  フェライト生成元素である Cr、Mo 濃度と変態率の関係から  $\delta$  フェライト相分解の負荷依存性を調べたところ、図 25 に示すように時効材は、変態率が増加するにつれて Cr+Mo 濃度が急激に低下する傾向にあるが、クリープ、疲労およびクリープ疲労損傷材はそれよりも変態が進んでいるにもかかわらず、Cr+Mo 濃度はさほど低下していない。この傾向は  $\delta$  フェライト相から各相に分解する比率が負荷条件によって変化することを示

唆しており、ミクロ組織観察によって、クリープなどの静的荷重では  $\delta \rightarrow \sigma$  変態、疲労などの動的荷重では  $\delta \rightarrow \gamma$  変態が主体となっていることを明らかにしている<sup>14)</sup>。

一方、構造物の熱過渡によるクリープ疲労損傷は、FEM 解析から求めた応力・ひずみ分布から時間消費則あるいは延性損耗則に基づいて評価されているが、これらの計算から求められた力学的損傷値と金属組織変化の分布が一致していることを検証した報告例は極めて少ない。本供試体では、クリープ疲労損傷値 D が 1 を超えると数ミリのき裂が発生しているのを確認しており<sup>15)</sup>、この損傷値と組織変化の関係が明らかになれば余寿命評価が可能となる。そこで、熱・負荷履歴の影響を受けると母材より速くミクロ組織変化する溶接金属の  $\delta$  フェライト相分解過程に注目して、力学的損傷と金属組織学的損傷の相関性を調査することにした。

TEM 観察は、図 5 に示すように本体の上部鏡一上部 Y ピース周方向 SUS304 溶接部の表面と内面付近から試料をそれぞれ採取し、 $\delta$  フェライト相からの析出物や  $\delta$  フェライト相の組成変化に注目しながら行った。また、試料断面にフェライトスコープの探触子を当て、残留  $\delta$  フェライト相の体積量を測定した。なお、この部位のクリープ疲労損傷値は時間消費則の非弾性解析により算出され、表 3 に示すように外側はクリープ損傷 Dc が、内側は疲労損傷 Df が支配的となっている。ミクロ組織写真を図 26(1)~(4)に示す。 $\delta$  フェライト／オーステナイト境界には  $M_{23}C_6$  や  $\sigma$  相などが確認されているが、表側と内側において析出物の違いは認められなかった。308 系溶接金属の場合は、600°C で長時間加熱されると  $\delta$  相  $\rightarrow$   $\sigma$  相 +  $\gamma$  相となって、 $\delta$  フェライト相は残留せずに析出物である  $M_{23}C_6$  炭化物も早期に  $\sigma$  相へと変態する<sup>14)</sup>。しかし、本供試体は高温の 600°C に 2,110 時間しか晒されていなかつたために、炭化物や  $\delta$  フェライト相が残っており、粗大化した  $\sigma$  相も多く観察されなかつたことから、著しい材質劣化は生じていないようである。

フェライトスコープにより測定した  $\delta$  フェライト量とクリープ疲労損傷値 D との関係を図 27 に示す。 $\delta$  フェライト量は、損傷値が大きくなるほど低下する傾向にあり、内側 D=0.340 の方が外側 D=0.033 より  $\delta$  フェライト相の分解が進んでいると思われる。このように損傷値が大きくなるほど残留フェライト量が低下する傾向にあることから、力学的損傷を強く受けた箇所においてミクロ組織変化が進行していることがわかる。

$\delta$  フェライト相の分析結果を表 8 に示す。分析位置は  $\delta$  フェライト相断面の中心とし、各試料毎に  $\delta$  フェライト相を任意に 8 箇所選択した。合金元素の中では Cr 量の変化が最も大きくなっている。これは  $M_{23}C_6$  や  $\sigma$  相の主要成分が Cr 元素であり、 $\delta$  フェライト相の分解過程によってそれら析出物に供給されるためである。フェライト相分解を大別すると、 $\delta \rightarrow \sigma$  変態および  $\delta \rightarrow \gamma$  変態に分けられる。先に述べたように材料試験片を用いた金属組織観察によって、クリープ試験では  $\delta \rightarrow \sigma$  変態型に、疲労試験では  $\delta \rightarrow \gamma$  変態型になることを確認<sup>14)</sup>していることから、 $\delta \rightarrow \sigma$  変態はクリープ損傷により  $\sigma$  相析出が促進されて  $\delta$  フェライト相中の Cr 元素が消費され、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態は疲労損傷によ

りオーステナイト相析出が促進されて  $\delta$  フェライト相中の Ni 元素が消費されると仮定し、 $\delta$  フェライト相の Cr、Ni 濃度変化と各損傷値の関係を調査した。クリープ損傷との関係では、図 28(1)のように損傷値の大きい外側の方が Cr 濃度が低下しており、 $\delta \rightarrow \sigma$  変態が支配していることを示している。同じオーステナイト系ステンレス鋼に属する 316 系溶接金属では、Cr 濃度が 12%まで低下して平衡状態になる<sup>16)</sup>ことから、308 系溶接金属の場合においても損傷値の増加とともに緩やかに低下し続け、長時間に亘って  $\delta \rightarrow \sigma$  変態に進行状況が観察できると推測される。一方、疲労損傷との関係では、図 28(2)のように損傷値の増加により Ni 濃度が低下しており、内側の方が若干  $\delta \rightarrow \gamma$  変態が支配的であった。Ni 濃度については 2%で平衡状態に達することがわかっていることから、既に  $\delta \rightarrow \gamma$  変態が停滞状態になって、これ以上損傷が進んでも変化を計測できないことを示唆している。これは、疲労のように繰返し負荷を受けると  $\delta$  フェライト／オーステナイト境界での拡散移動が活発となって  $\delta \rightarrow \gamma$  変態が促進されて初期の段階で Ni 濃度が急速に低下してしまうことが原因と考えられる。ただし、実機プラントでは疲労損傷を増加させる起動・停止のサイクルが頻繁でないことから、このような急激な濃度低下は生じ難いと思われる。このような結果から、熱過渡荷重を受けた構造物の材料損傷評価する場合には、 $\delta$  フェライト相の体積と Cr、Ni 濃度の変化を測定することで、クリープ疲労損傷の割合と分布をある程度把握できることを確認した。

この方法を実機プラントの損傷診断に適用できれば、フェライトスコープの探触子を構造物溶接部の表面に当てて  $\delta$  フェライト相の体積変化を計測するだけで、設計通りの負荷を受けているかを簡便に把握できる。計測が困難な内側についても計算結果から求めた応力・ひずみ分布によって損傷度合いを推測することが可能となる。また、構造物の強度に影響を与えない範囲において、例えば溶接部の余盛表面から削り出した試料を用いて TEM 観察を行い、 $\delta$  フェライト相の分解過程と合金元素濃度の変化を計測すれば、クリープ損傷と疲労損傷の割合と材質劣化の進行度合いが推測できることになる。今後は実機を想定した熱過渡構造物の損傷評価や余寿命評価の手法に反映できるように、さらに熱過渡荷重を受けた溶接構造物のミクロ組織データを蓄積して、定量化を図っていく予定である。

#### 4. 結言

TTSの熱過渡強度試験でクリープ疲労損傷を与えた溶接容器モデル供試体を用いて、母材の余寿命確認試験および溶接金属のミクロ損傷確認試験を行った。得られた結果は以下の通りである。

- (1) SUS304 と 316FR 損傷材は、受入材のクリープ破断強度および疲労強度と同程度であり、余寿命評価できるデータを得ることができなかった。
- (2) 余寿命評価するには、熱過渡荷重が厳しい部位から小型試験片を採取するとともに、材料試験条件を低応力・低ひずみにするか、又は破損モードが変化しない範囲で試験温度を上昇させる必要がある。
- (3) 308 系溶接金属は、熱過渡試験によって  $\delta$  フェライト相の体積率と組成が変化することが明らかとなった。
- (4) 非弾性解析で求めた損傷値と  $\delta$  フェライト相の分解過程を比較した結果、全損傷量が大きくなるほど  $\delta$  フェライト量は低下することがわかった。また、 $\delta$  フェライト相の成分は、クリープ損傷が増加すると Cr 濃度が、疲労損傷が増加すると Ni 濃度がそれぞれ優先的に減少することが明らかになった。
- (5) 力学的損傷と金属組織学的損傷には相関があり、溶接金属の  $\delta$  フェライト相の体積と合金元素の変化を測定することで、クリープ疲労損傷の度合いを推測できることを確認した。

## 5. 謝辞

本研究のクリープ試験、疲労試験およびTEM観察を実施して頂いた常陽産業㈱の鈴木高一氏、川島成一氏、黒子耕一氏および富田正人氏に感謝いたします。また、溶接容器モデル供試体の詳細非弾性解析について貴重な助言を頂いた構造信頼性研究Grの浅山研究主幹に感謝いたします。

## 参考文献

- (1) 新田明人：“ボイラの寿命予測”、安全工学、Vol30 No.6、(1991)
- (2) 大谷隆一：“高温プラントにおける構造材料の余寿命評価に関する問題点と課題”、日本機械学会論文集、59巻 565号、(1993)
- (3) 園家啓嗣、他：“ミニチュアサンプル・クリープ試験法による余寿命評価技術の開発”、日本材料学会第29回高温強度シンポジウム前刷集、(1991)
- (4) 細谷敬三、他：“非破壊法によるCr-Mo鋼加熱炉管の余寿命評価技術”、圧力技術、第41巻第1号、(2003)
- (5) 川崎弘嗣：“余寿命評価のための材料損傷診断技術の開発”、サイクル機構技報、No8、(2000)
- (6) 川崎弘嗣：“熱過渡負荷を受ける構造物の損傷評価—微小硬さによるミクロき裂の検出”、サイクル機構技術資料、PNC TN9400 99-062、(1999)
- (7) 永江勇二、他：“オーステナイト系ステンレス鋼を対象とした損傷非破壊検出技術の開発”、サイクル機構技報、No8、(2002)
- (8) 梅田寿雄、他：“溶接容器型モデル供試体熱過渡強度試験 第6報 热過渡強度試験”、サイクル機構技術資料、PNC TN9410 93-156、(1993)
- (9) 三菱重工㈱：“TTS溶接容器モデルの詳細非弾性解析”、委託研究成果報告書、(1999)
- (10) 菊池政之、他：“溶接容器型モデル供試体熱過渡強度試験 第7報 供試体解体検査結果”、サイクル機構技術資料、PNC TN9410 94-203、(1994)
- (11) 加藤章一、他：“FBR金属材料試験実施要領書(改訂版)”、サイクル機構技術資料、JNC TN9520 2001-001、(2001)
- (12) 動力炉・核燃料開発事業団：“解説 高速原型炉第1種機器の高温構造設計方針”、(1984)
- (13) 渡士克己、他：“高速炉構造用316の材料強度基準等”、サイクル機構技術資料、JNC TN9410 93-142、(1993)
- (14) S.Hasebe, T.Asayama：“Microstructure Degradation in Stainless Steel Weld Metals due to Thermal and Mechanical Histories”、Materials Science Research International、Vol.3, No.3、(1997)
- (15) M.Kikuti, H.Umeda：“Creep-Fatigue Test on LMFBR Structure with Weldment in Flowing Sodium at Thermal Transient Test Facility”、Abstract proceedings of the VIII International on Experimental Mechanics、pp114-115、(1996)
- (16) 長谷部慎一、他：“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”、サイクル機構技術資料、JNC TN9400 2003-019、(2003)
- (17) 町田秀夫、他：“溶接容器型モデル熱過渡強度試験 第5報 供試体の材料試験データ”、サイクル機構技術資料、PNC TN9410 92-308、(1992)

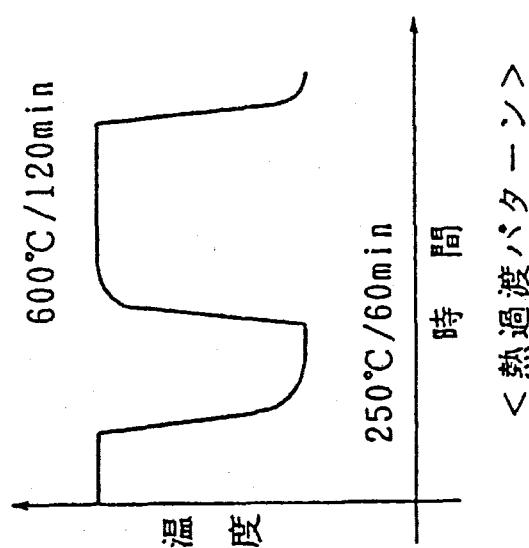


表1 热過渡試験条件

	低温ナトリウム	高温ナトリウム
ナトリウム温度	250 °C	600 °C
流動時間	60 min	120 min
最大温度変化速度		40 °C/sec
ナトリウム流速		1 m <sup>3</sup> /min
コールドトラップ最低温度		120 °C
熱過渡サイクル		1055 サイクル

表2 供試体の化学成分および熱処理条件

(wt%)															
材料	部位	タイプ	板厚	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	硬さ	結晶粒度	熱処理条件
母材	本体	SUS304	100mm	規格値	$\leq 0.08$	$\leq 1.00$	$\leq 2.0$	$\leq 0.045$	$\leq 0.03$	$8.0 \sim 10.5$	$20.0$	187	—	$1050^{\circ}\text{C} \times 60\text{min WQ}$	
				分析値	0.06	0.62	0.91	0.024	0.002	8.92	18.27				
	中子	SUS304	20mm	規格値	$\leq 0.08$	$\leq 1.00$	$\leq 2.0$	$\leq 0.045$	$\leq 0.03$	$8.0 \sim 10.5$	$20.0$	187	—	$1050^{\circ}\text{C} \times 12\text{min WQ}$	
				分析値	0.05	0.55	0.82	0.021	0.003	8.78	18.38				
	316FR	316FR	20mm	規格値	$\leq 0.02$	$\leq 1.00$	$\leq 2.0$	$\leq 0.04$	$\leq 0.03$	$10.0 \sim 14.0$	$16.0 \sim 18.0$	151	6	$1050^{\circ}\text{C} \times 20\text{min WQ}$	
				分析値	0.001	0.56	0.85	0.025	0.01	10.76	16.73				

表3 溶接金属の非弾性解析結果

対象部位	材料	位置	き裂の有無	時間消費則				延性損耗則			
				ひずみ範囲(%)	疲労損傷Df	緩和開始応力(Mpa)	クリープ損傷Dc	クリープ疲労損傷D	ひずみ範囲(%)	Df	クリープひずみ増分
本体 上部鏡一 上部 ス部	308系 溶接金属	内側 ○		0.37	0.340	41.9	0.000	0.340	0.37	0.340	9.10E-10
		外側 ×		0.15	0.003	83.4	0.030	0.033	0.15	0.003	3.50E-08

表4 SUS304のクリープ試験結果

材料	履歴	採取位置	試験片番号	試験温度 (°C)	応力 (MPa)	破断時間 (hr)	破断伸び (%)	絞り (%)	定常クリープ速度 (%/hr)	負荷完了時 ひずみ(%)	3次クリープ 開始時間 (hr)	破断位置
SUS304	外側	TTTS-304-C10				882.3	5.6	26.6	—	—	—	A
	外側	TTTS-304-C1		147		7080.6	20.3	28.6	3.66E-04	0.30	3411.2	B
	中央	TTTS-304-C12		600		5432.5	33.1	35.6	3.29E-03	0.30	2226.6	A
	内側	TTTS-304-C14			(6714.2)	—	—	—	—	—	—	C
	受入材 <sup>17)</sup>	中央	C242		176	1023.7	68.9	66.0	2.92E-04	2.18	516.0	A
	受入材 <sup>17)</sup>	中央	C241		162	3052.4	60.7	58.0	8.24E-05	1.42	1515.0	A

※ TTTS-304-C10 : 伸び計アンプ不良のため挙動データなし

※ TTTS-304-C14 : GL外で破断した

表5 SUS304の疲労試験結果

材料	履歴	採取位置	試験片番号	試験温度(℃)	ひずみ速度 (%/sec)	全ひずみ範囲 (%)	Nf/2における応力(MPa)			破損回数	破断位置	
							最大応力	最小応力	応力範囲			
SUS304	損傷材	外側	TTS-304-F10	600	0.1	0.60	0.32	200	-204	404	11133	B
		中央	TTS-304-F5			0.60	0.27	190	-188	378	16540	B
		内側	TTS-304-F7			0.61	0.28	192	-192	385	14919	B
	受入材 <sup>17)</sup>	外側	TTS-304-F2	600	0.1	0.41	0.17	171	-171	342	205129	A
		中央	F242			0.80	0.46	239	-245	484	4892	B
		中央	F241			0.69	0.39	232	-235	467	5808	B

表6 316FRのクリープ試験結果

材料	履歴	採取位置	試験片番号	試験温度 (°C)	応力 (MPa)	破断時間 (hr)	破断伸び (%)	絞り (%)	定常クリープ速度 (%/hr)	負荷完了時 ひずみ(%)	3次クリープ 開始始時間 (hr)	破断位置
316FR	外側	TTS-316-C1		255	452.8	46.9	44.8	4.00E-02	0.985	131.3	B	
		TTS-316-C3			476.6	45.7	58.2	4.40E-02	3.537	183.9	B	
		TTS-316-C5			608.6	40.2	60.9	1.90E-02	0.474	165.5	B	
	中央	TTS-316-C12	600	225	(1930.2)	—	—	—	—	—	C	
		TTS-316-C14			(1749.4)	—	—	—	—	—	C	
		C265		260	425.9	44.4	57.0	3.46E-02	6.000	168.0	B	
	受入材 <sup>17)</sup>	C264			311.6	37.8	59.0	2.94E-02	5.790	141.0	B	
		C263		240	1552.5	46.9	56.0	6.72E-03	4.800	428.0	A	

※ TTS-316-C12,C13 : 試験片R部の溶接個所にて破断した

表7 316FRの疲労試験結果

材料	履歴	採取位置	試験片番号	試験温 度(°C)	ひずみ速度 (%/sec)	全ひず み範囲 (%)	塑性ひ ずみ範 囲(%)	Nf/2における応力 (MPa)		破損回数	破断位置
								最大応力	最小応力		
316FR	損傷材	外側	TTS-316-F11	600	0.1	0.99	0.61	278	-285	563	1719 A
		外側	TTS-316-F10			0.60	0.28	237	-242	479	8148 A
		中央	TTS-316-F6			0.60	0.29	239	-241	480	10790 B
		内側	TTS-316-F7			0.60	0.26	214	-216	429	17999 B
		外側	TTS-316-F1			0.40	0.15	195	-197	392	146275 A
	受入材 <sup>17)</sup>	外側	TTS-316-F2			0.40	0.14	191	-193	384	296272 B
		中央	F268			0.89	0.52	276	-282	558	1614 B
		中央	F266			0.79	0.44	265	-270	535	2116 A
		中央	F264			0.70	0.37	240	-241	481	5200 A
		中央	F263			0.60	0.29	226	-229	455	11196 A

表8 δフェライト相の分析結果

部位	材質	位置	合金元素濃度(Wt%)				
			Si	Cr	Mn	Fe	Ni
上部-Yビース周方向	308系溶接金属	内側	0.4	23.8	1.0	72.8	2.0
			0.4	22.5	1.0	74.2	1.9
			0.4	23.6	0.9	73.1	2.0
			0.4	23.3	1.0	73.4	1.9
			0.3	22.8	0.8	74.1	2.0
			0.4	24.6	1.1	72.0	1.9
			0.3	24.3	1.0	72.5	1.9
			0.3	24.3	1.0	72.5	1.9
		平均値	0.4	23.7	1.0	73.1	1.9
		外側	0.5	19.2	0.7	77.5	2.1
			0.0	15.1	0.7	82.3	1.9
			1.1	18.1	0.4	78.4	2.0
			0.5	19.9	0.7	76.7	2.2
			0.7	20.6	0.9	75.7	2.1
			0.4	20.2	0.7	76.5	2.2
			0.5	19.9	0.6	76.9	2.1
			0.5	19.8	0.6	76.9	2.2
		平均値	0.5	19.1	0.7	77.6	2.1

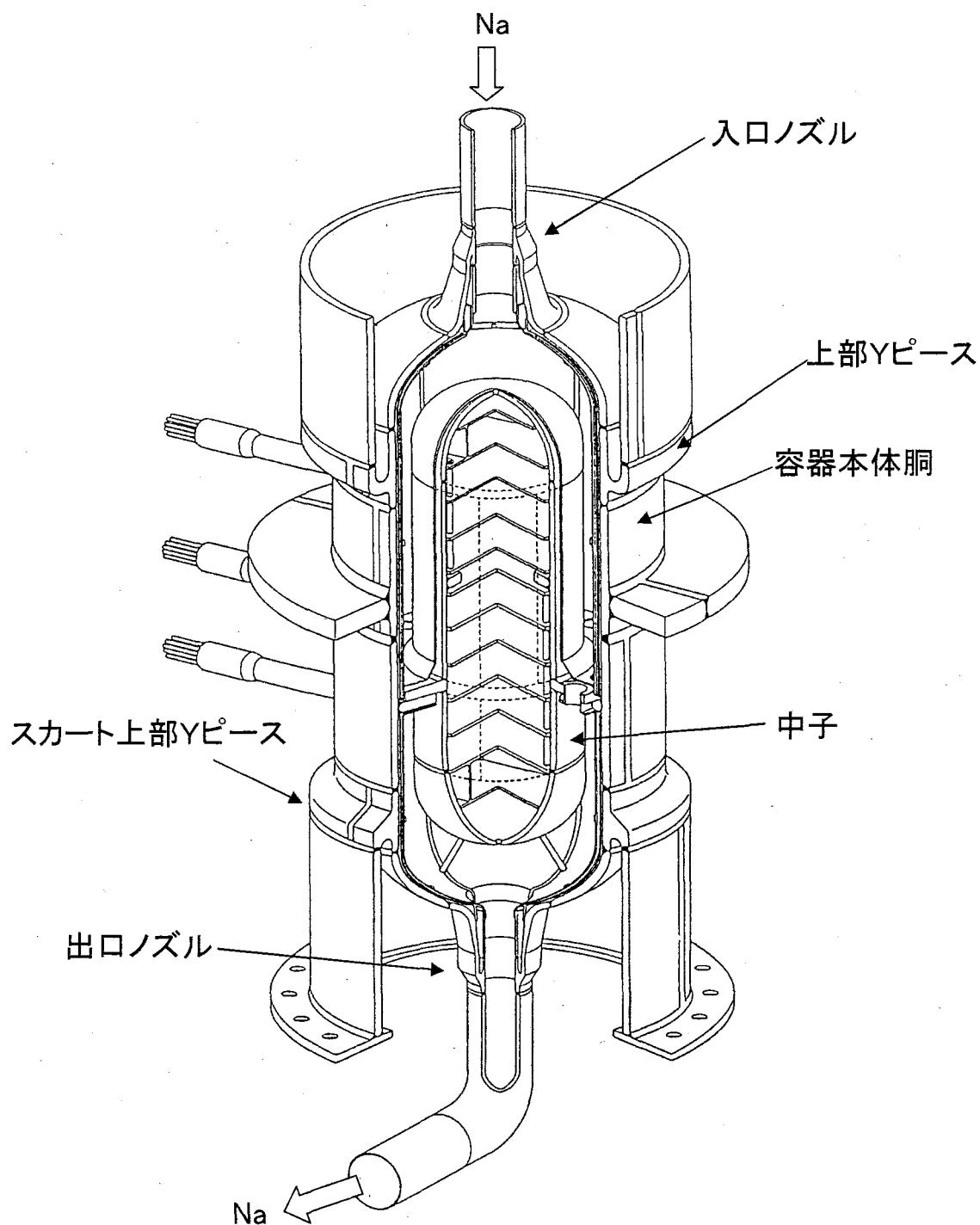


図1 溶接容器モデル供試体の鳥瞰図

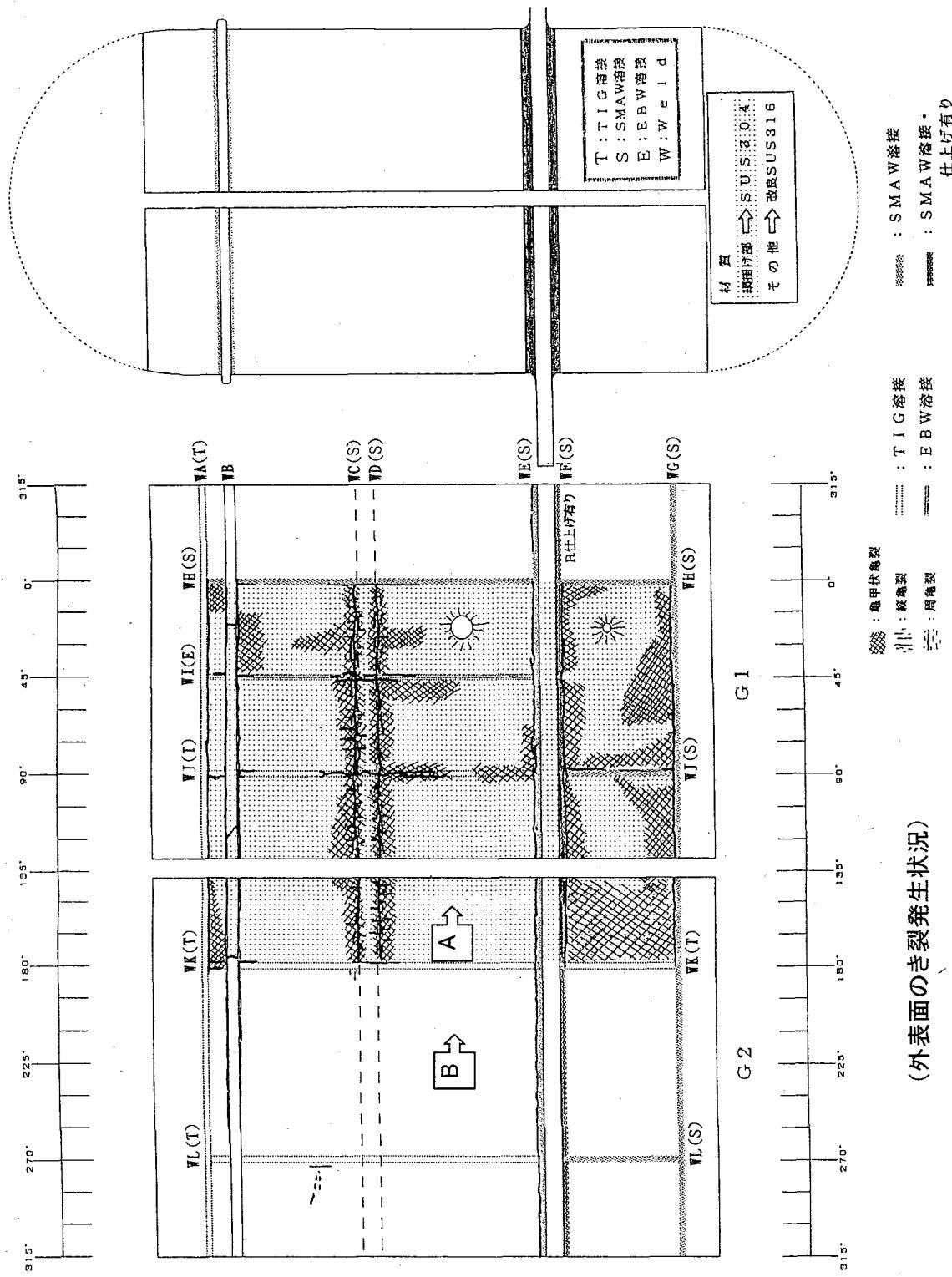


図2(1) 中子の評価対象部位

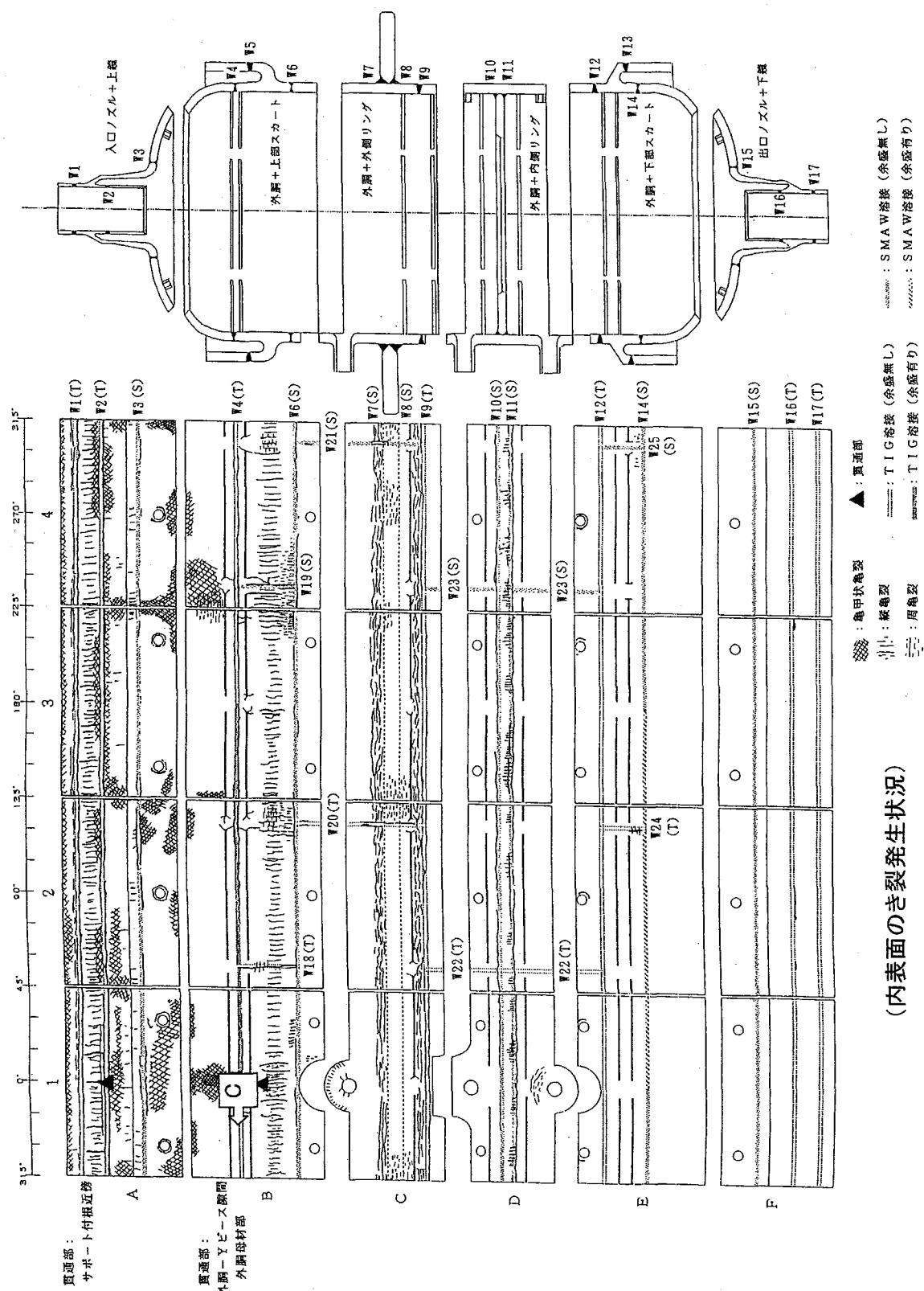
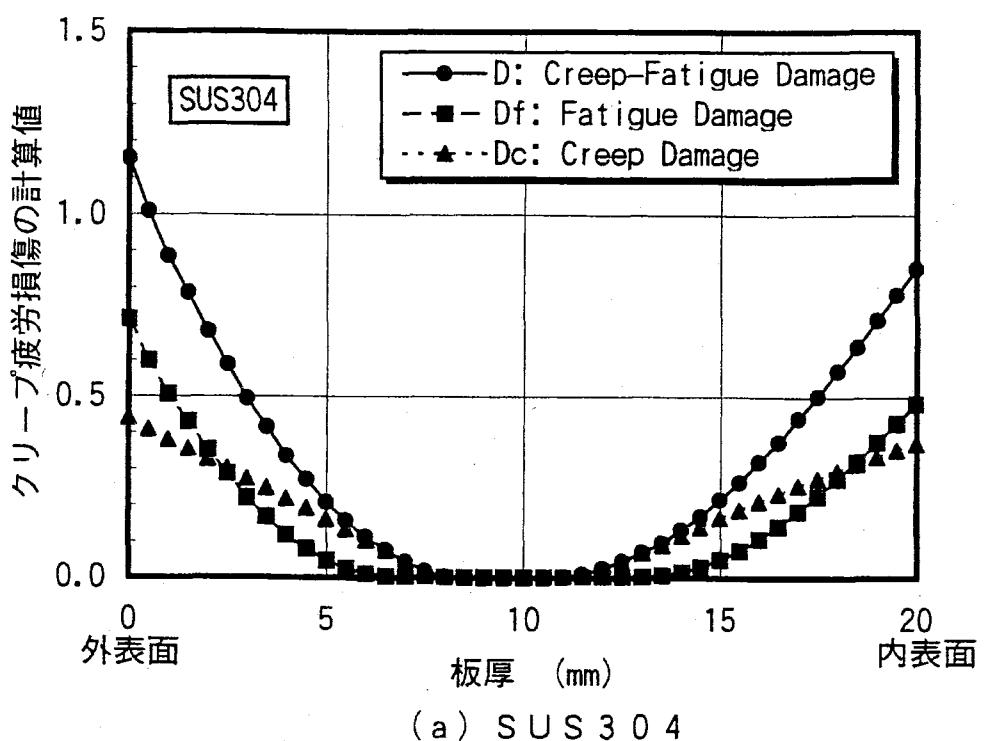


図2(2) 本体の評価対象部位



(a) S U S 3 0 4

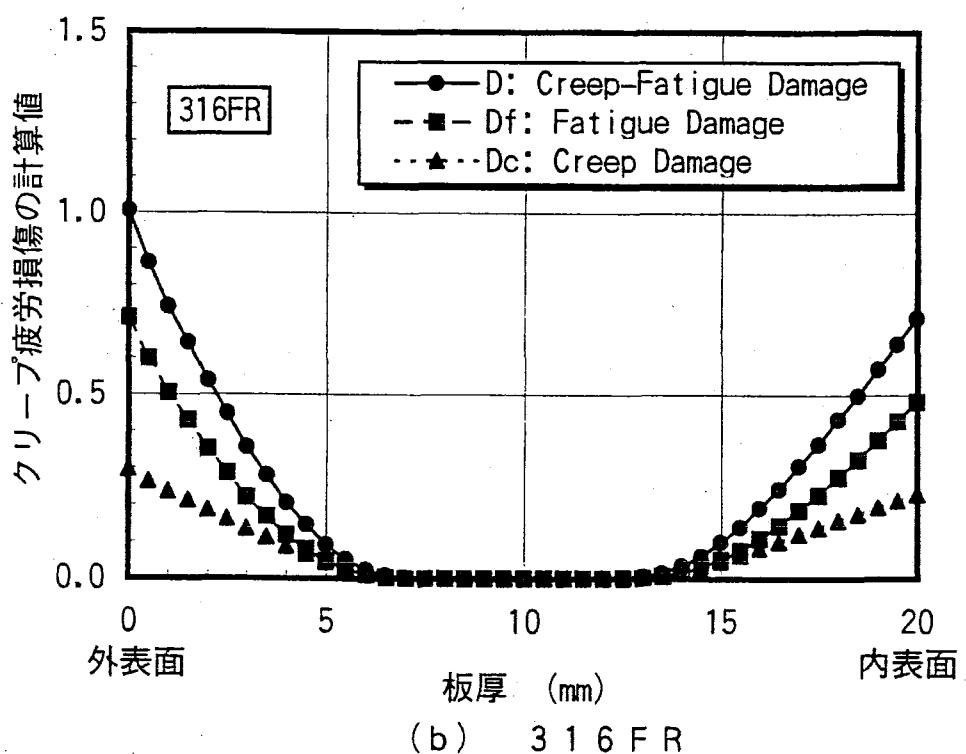
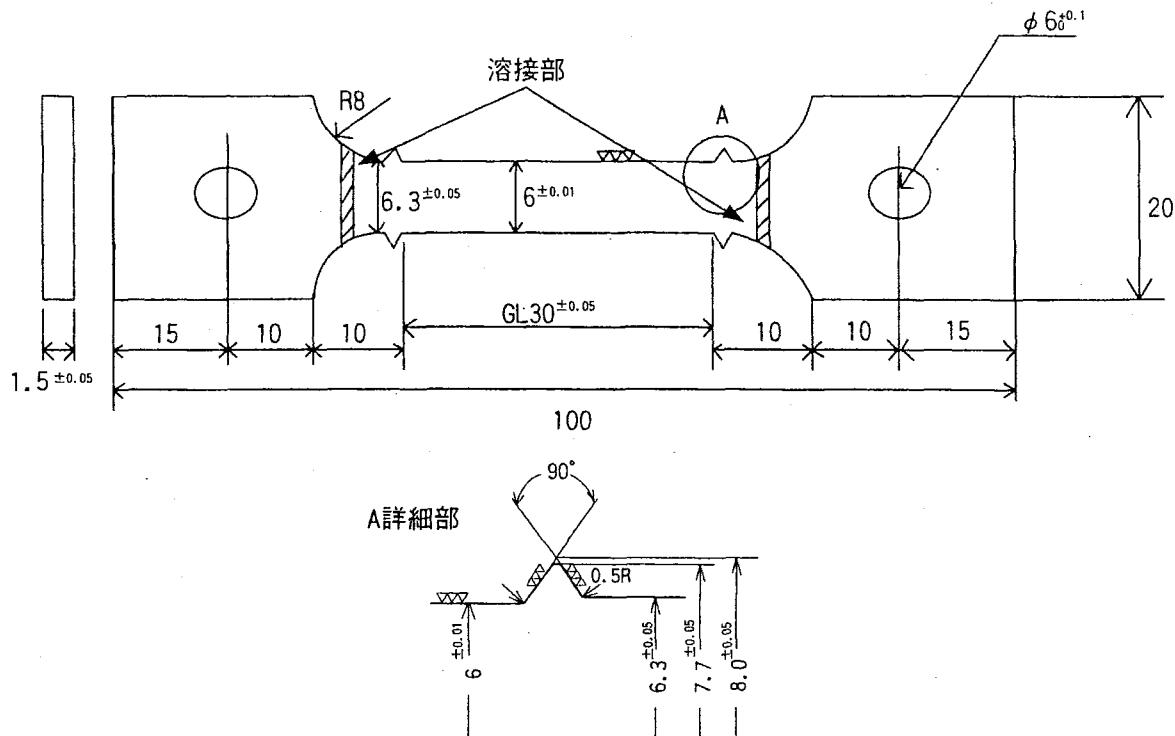
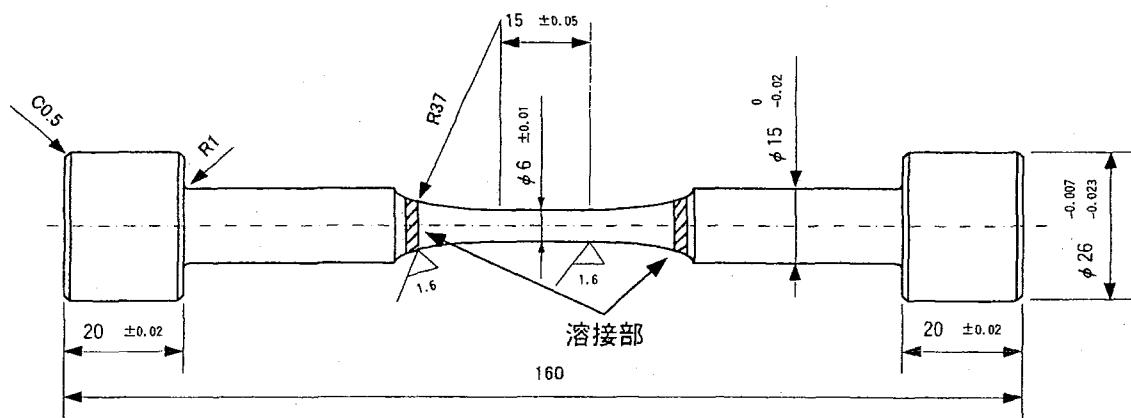


図3 板厚断面のクリープ疲労損傷分布



クリープ試験片



疲労試験片

図4 試験片の寸法形状

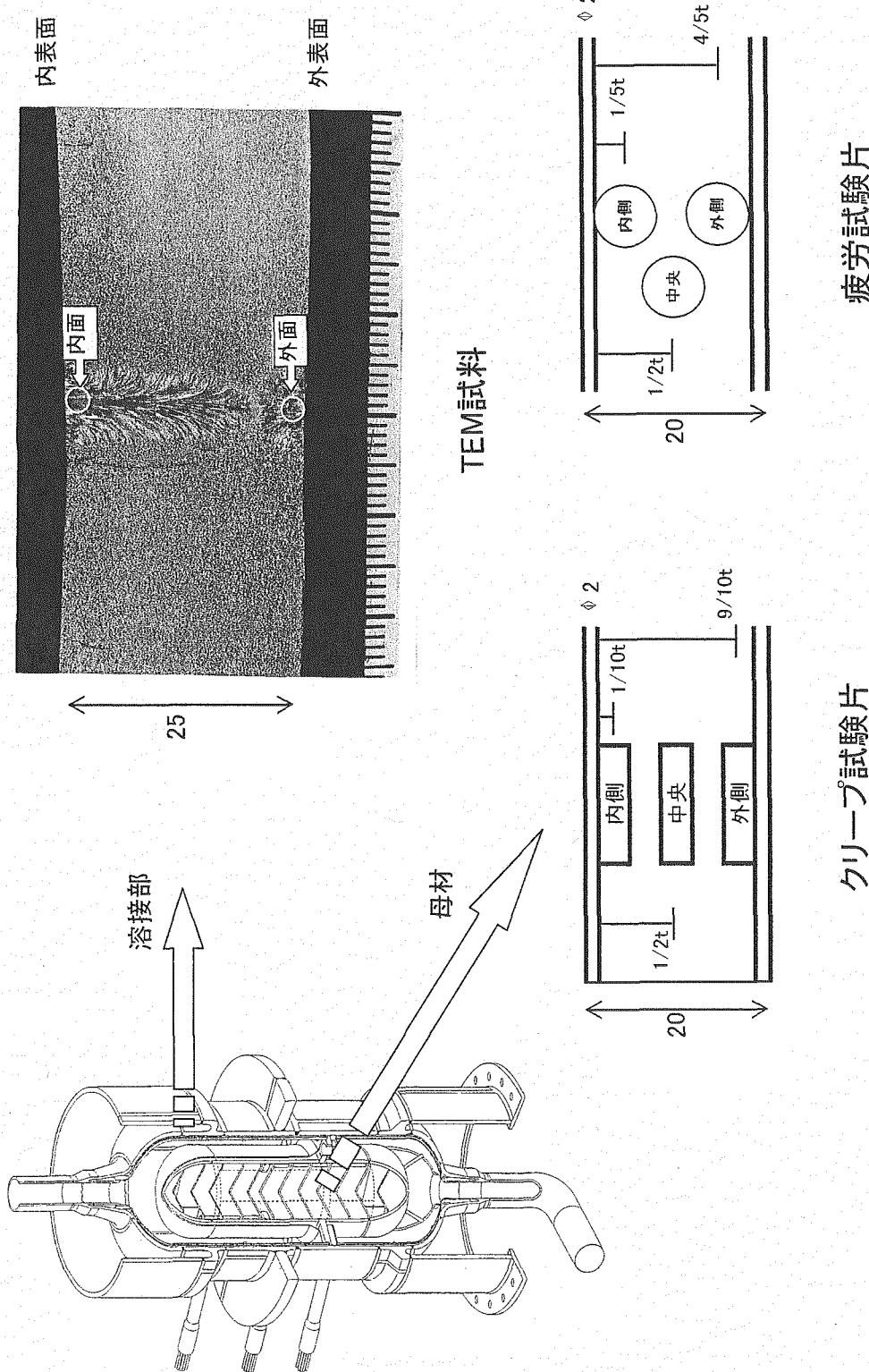


図5 試験片およびTEM試料の採取位置

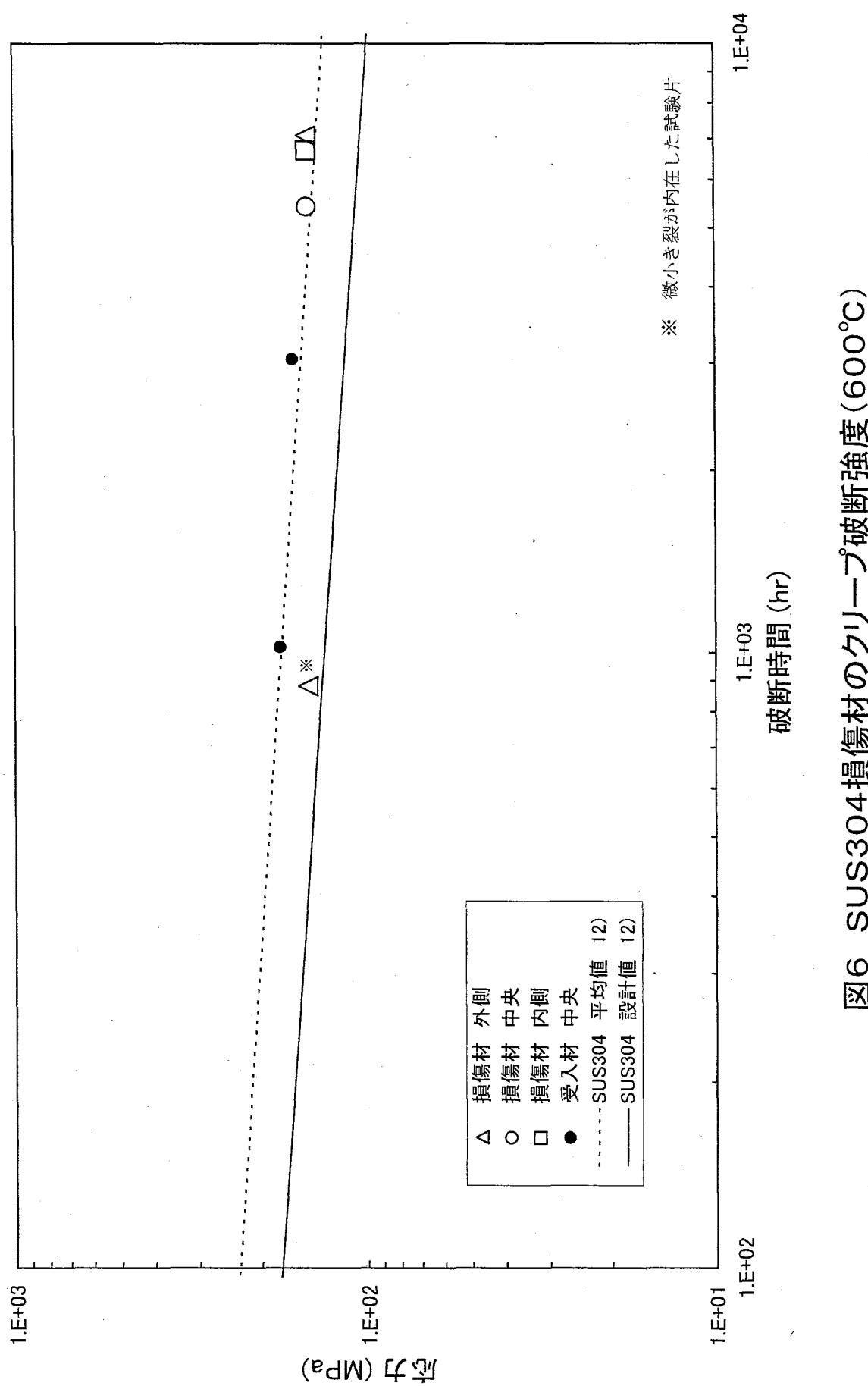


図6 SUS304損傷材のクリープ破断強度(600°C)

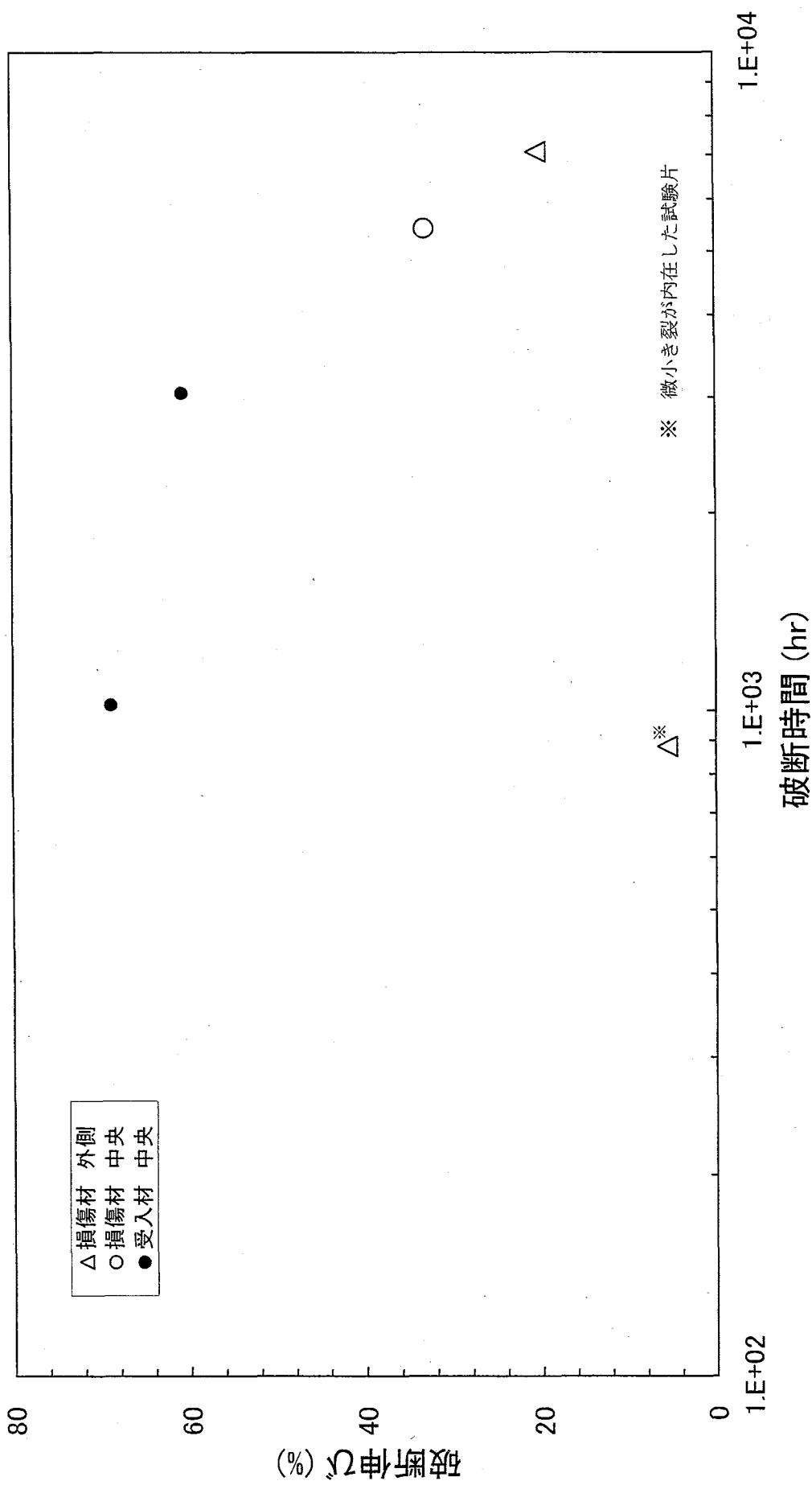


図7 SUS304損傷材の破断伸び(600°C)

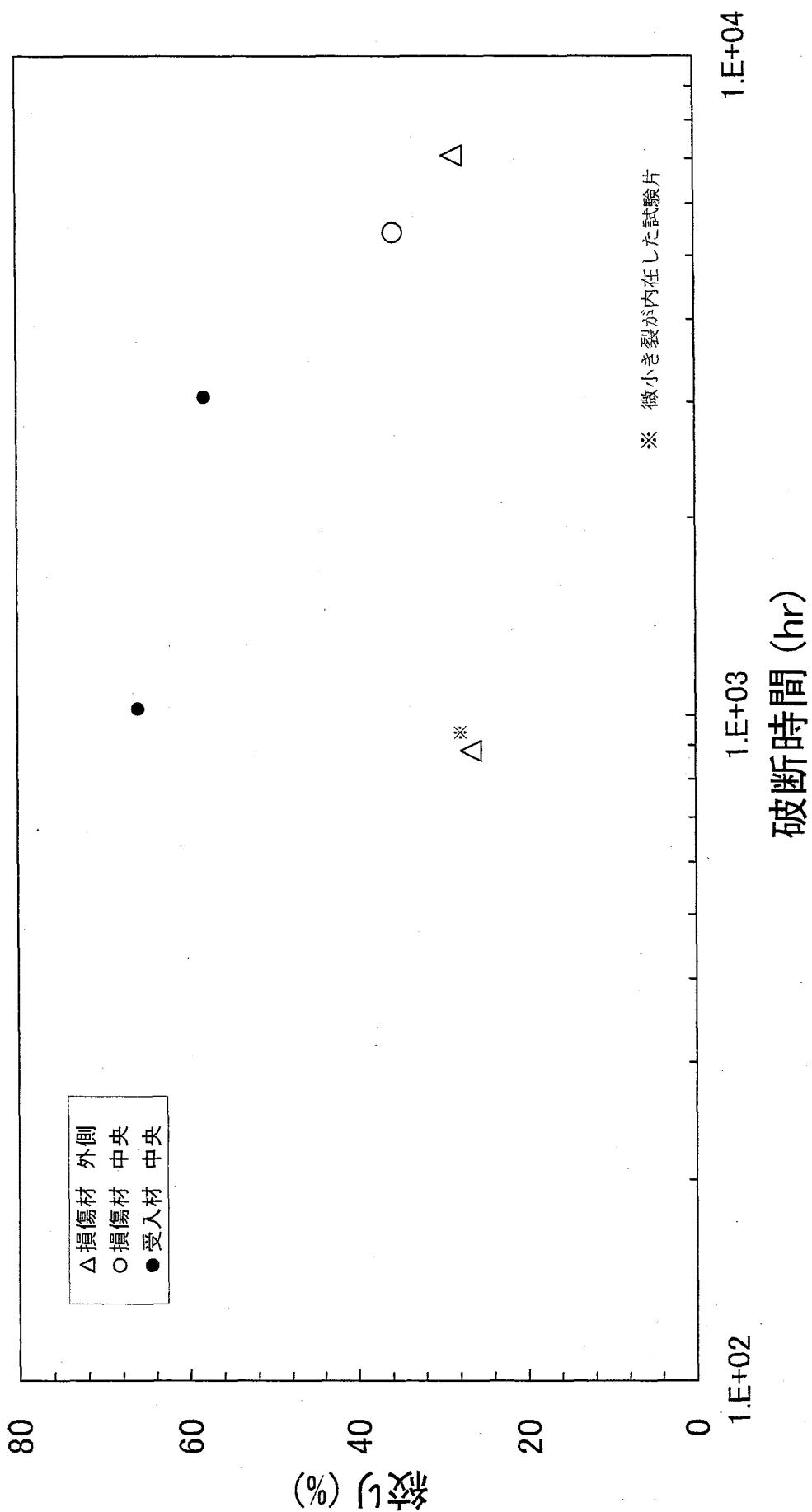


図8 SUSS304損傷材の絞り(600°C)

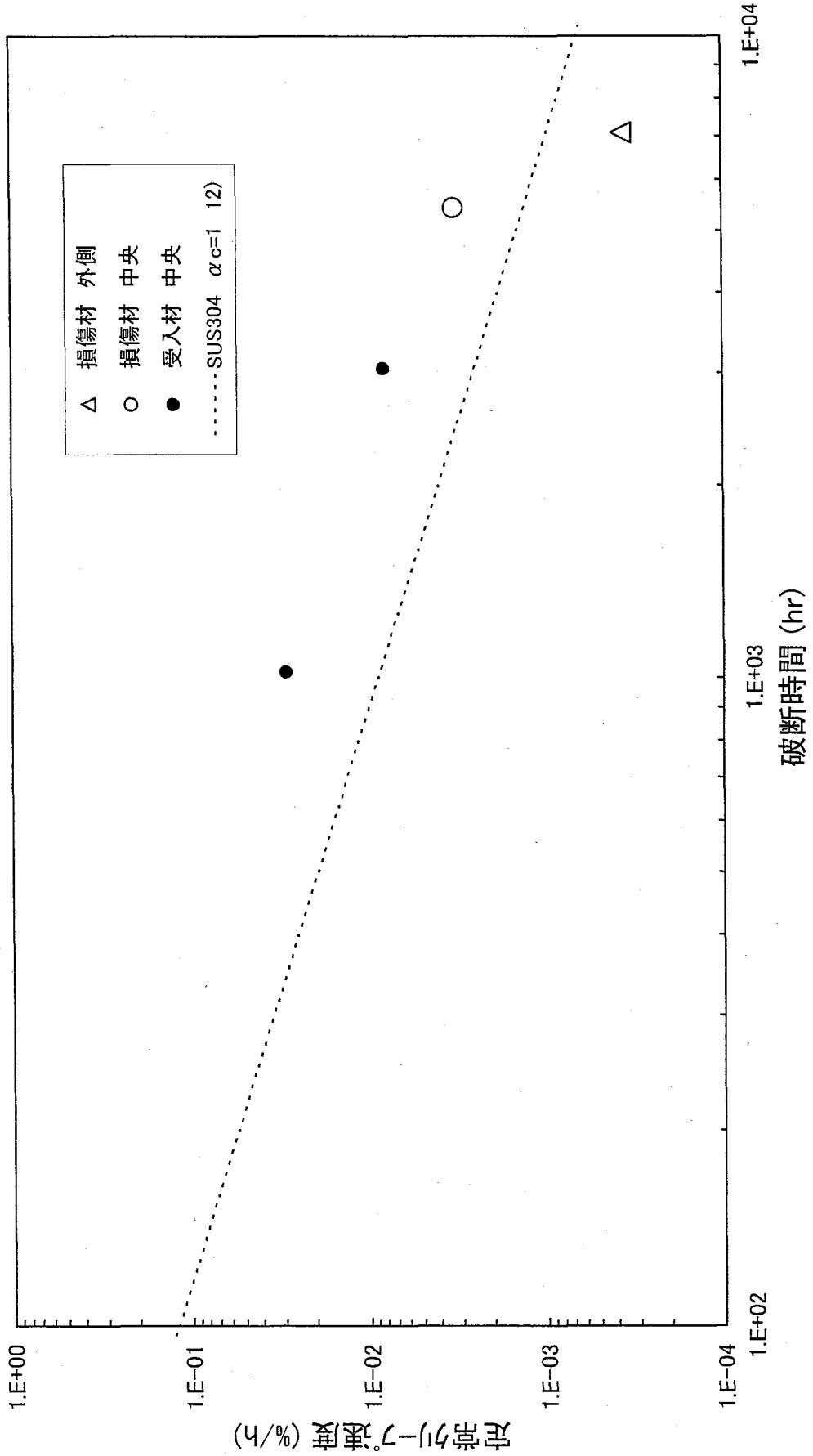


図9 SUS304損傷材の定常クリープ速度( $600^{\circ}\text{C}$ )

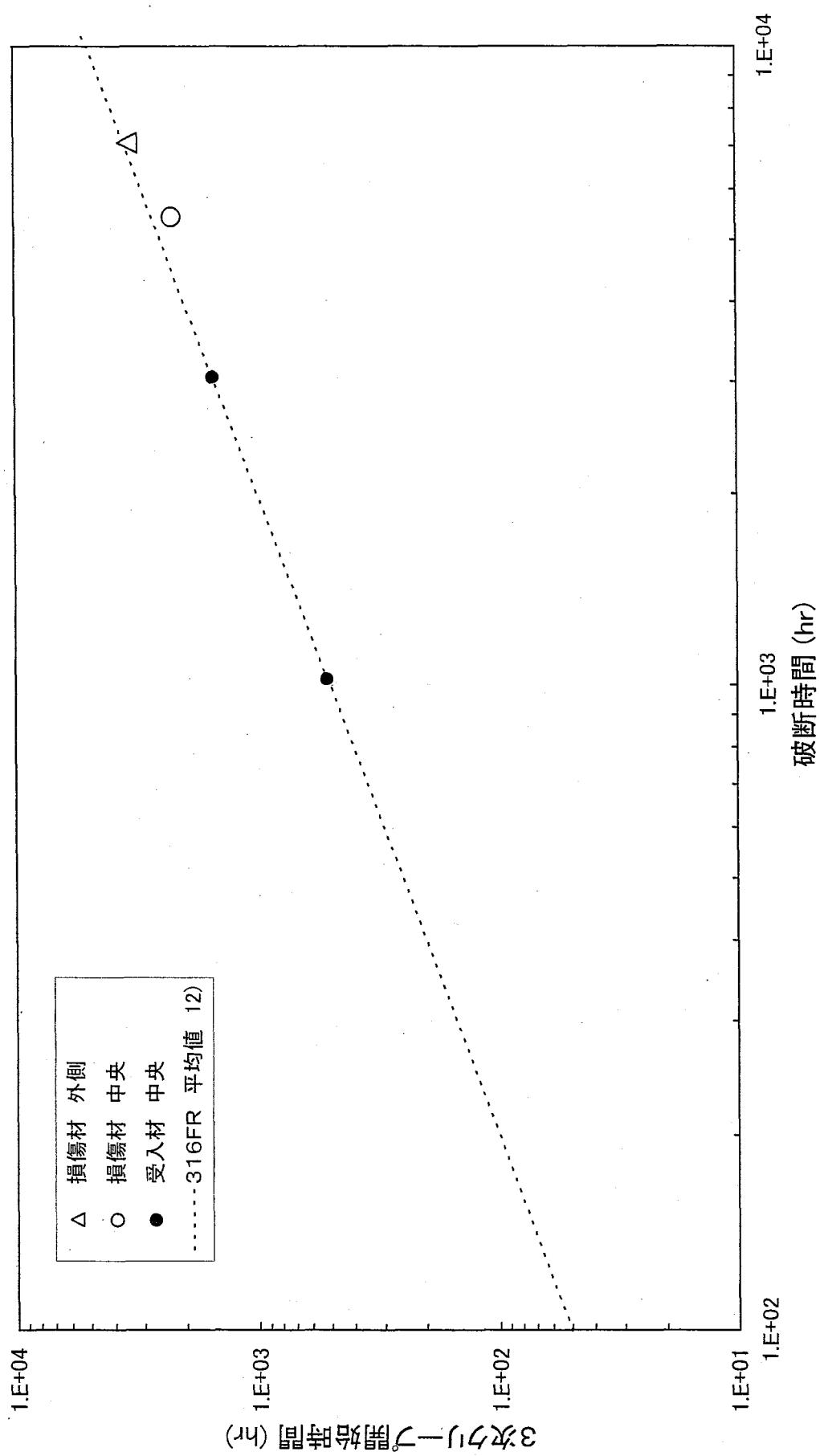


図10 SUS304損傷材の3次クリープ開始時間(600°C)

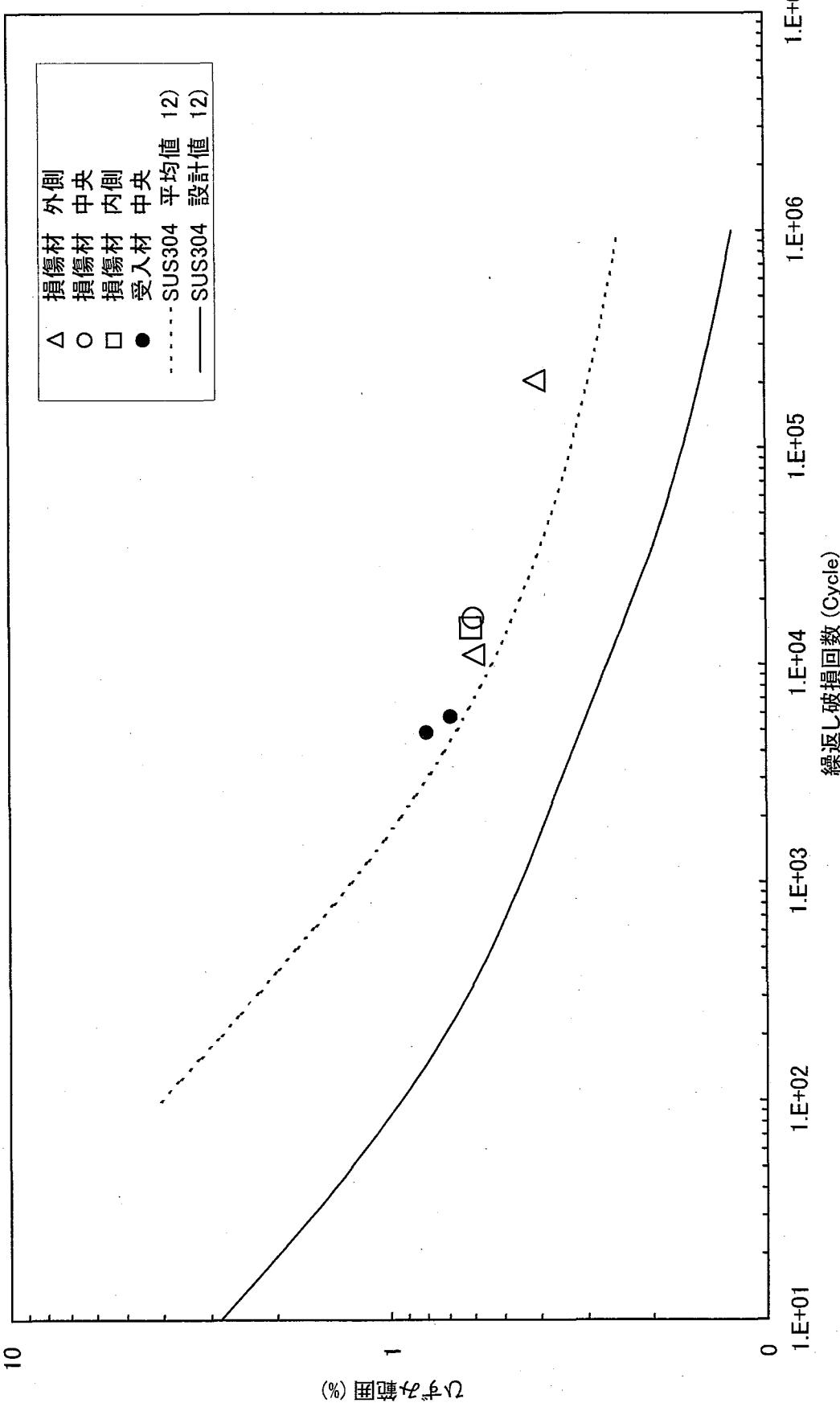


図11 SUS304損傷材の疲労強度 (600°C)

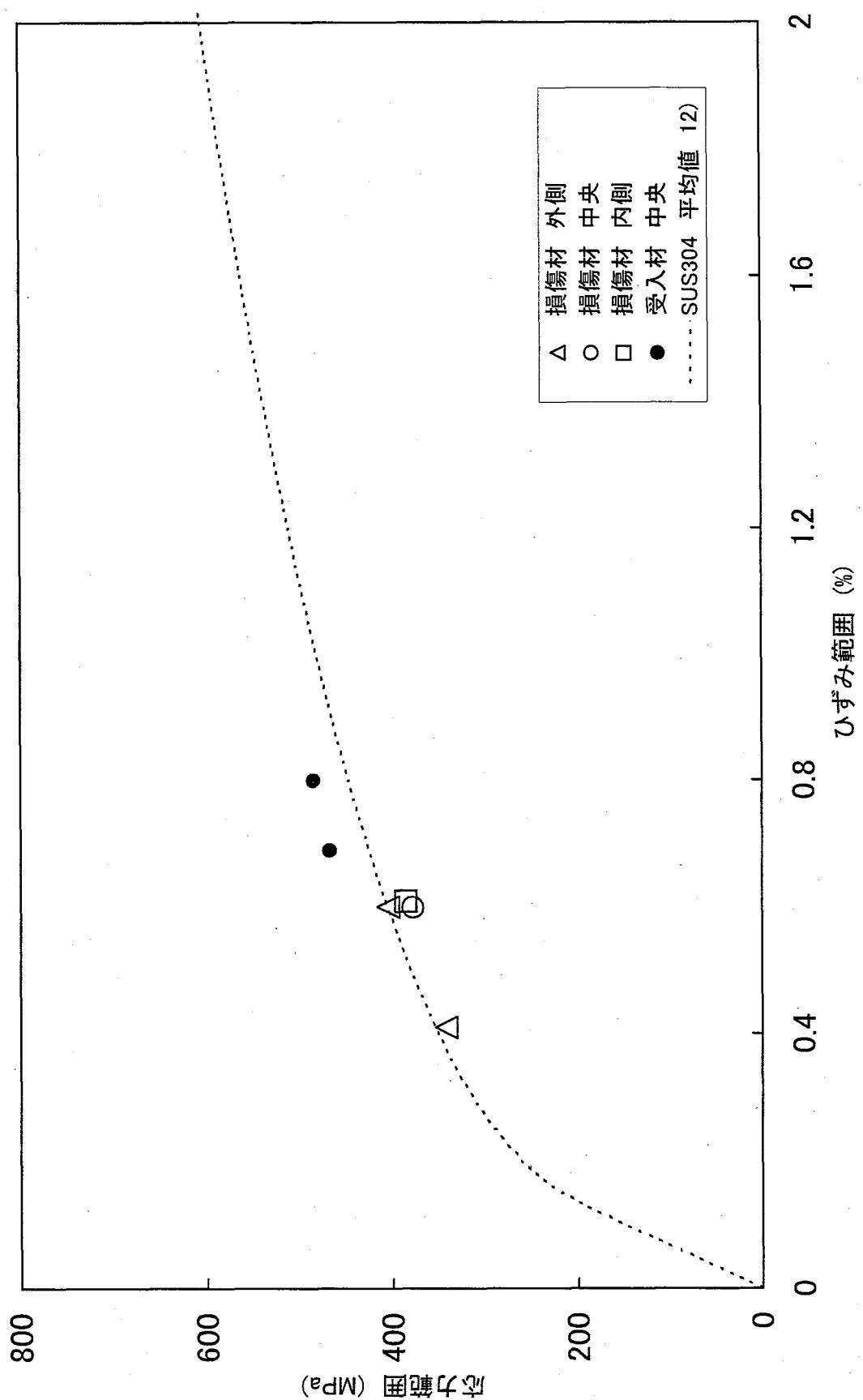


図12 SUS304損傷材の動的応力一ひずみ関係 (600°C)

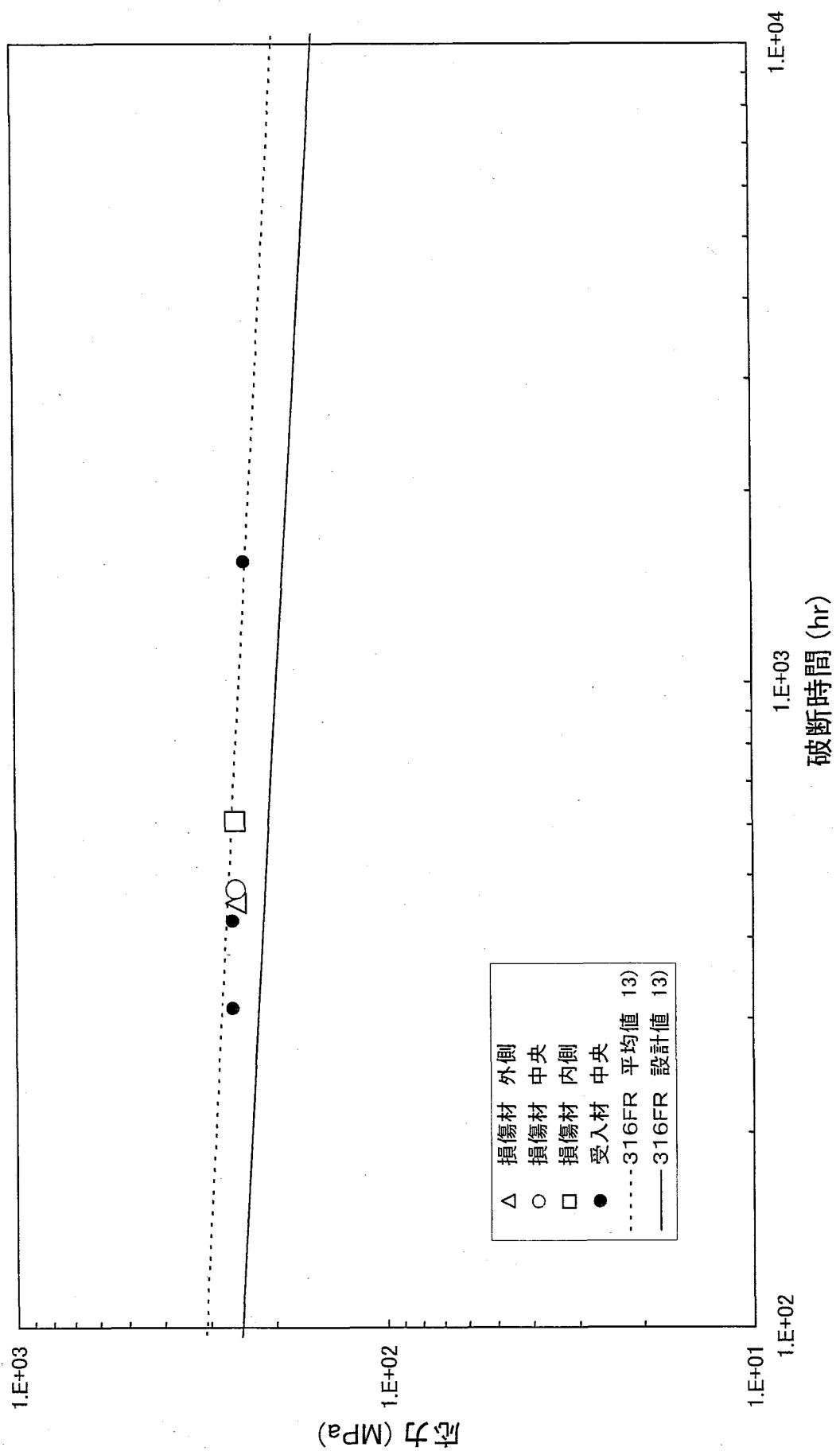
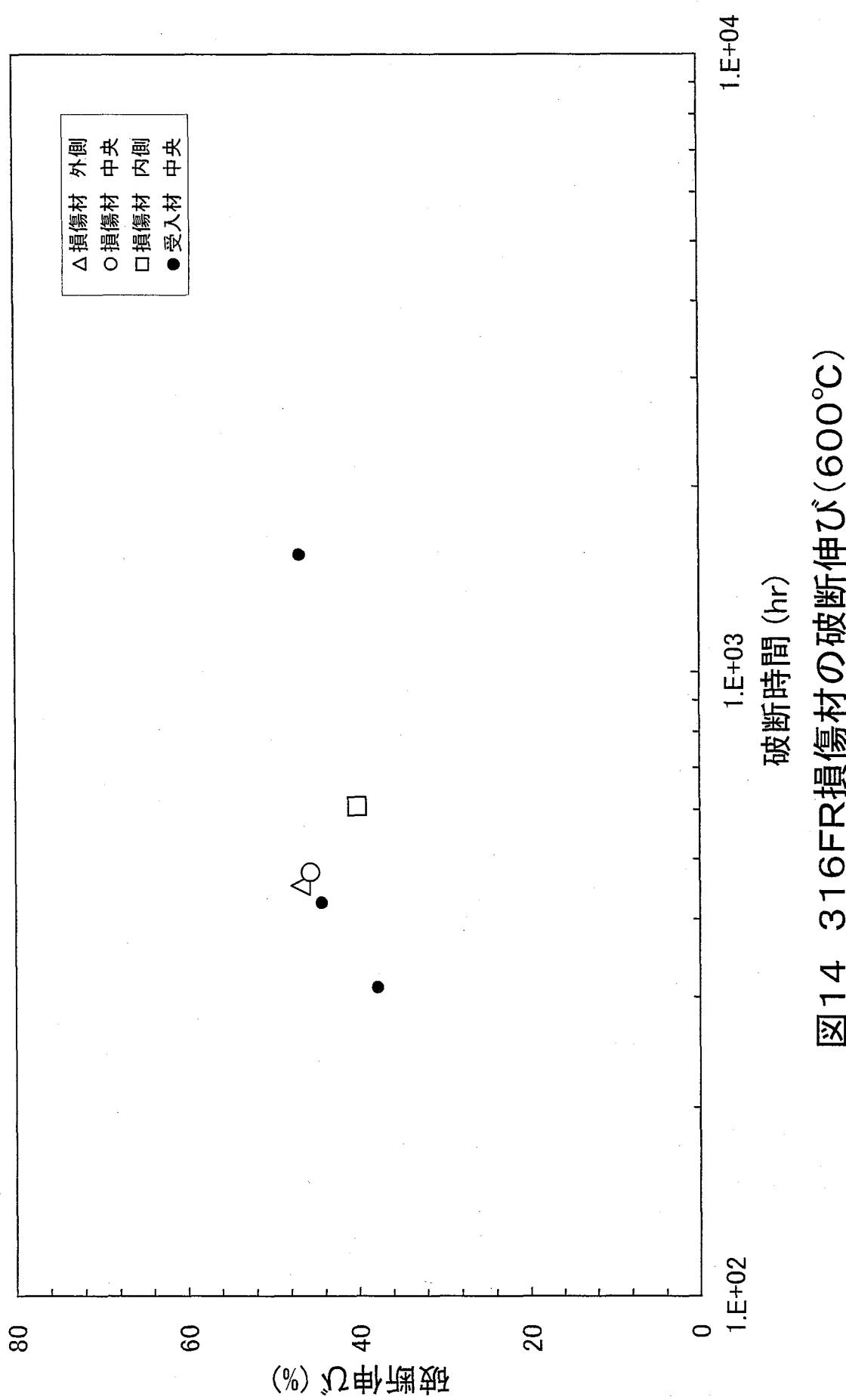


図13 316FR損傷材のクリープ破断強度(600°C)



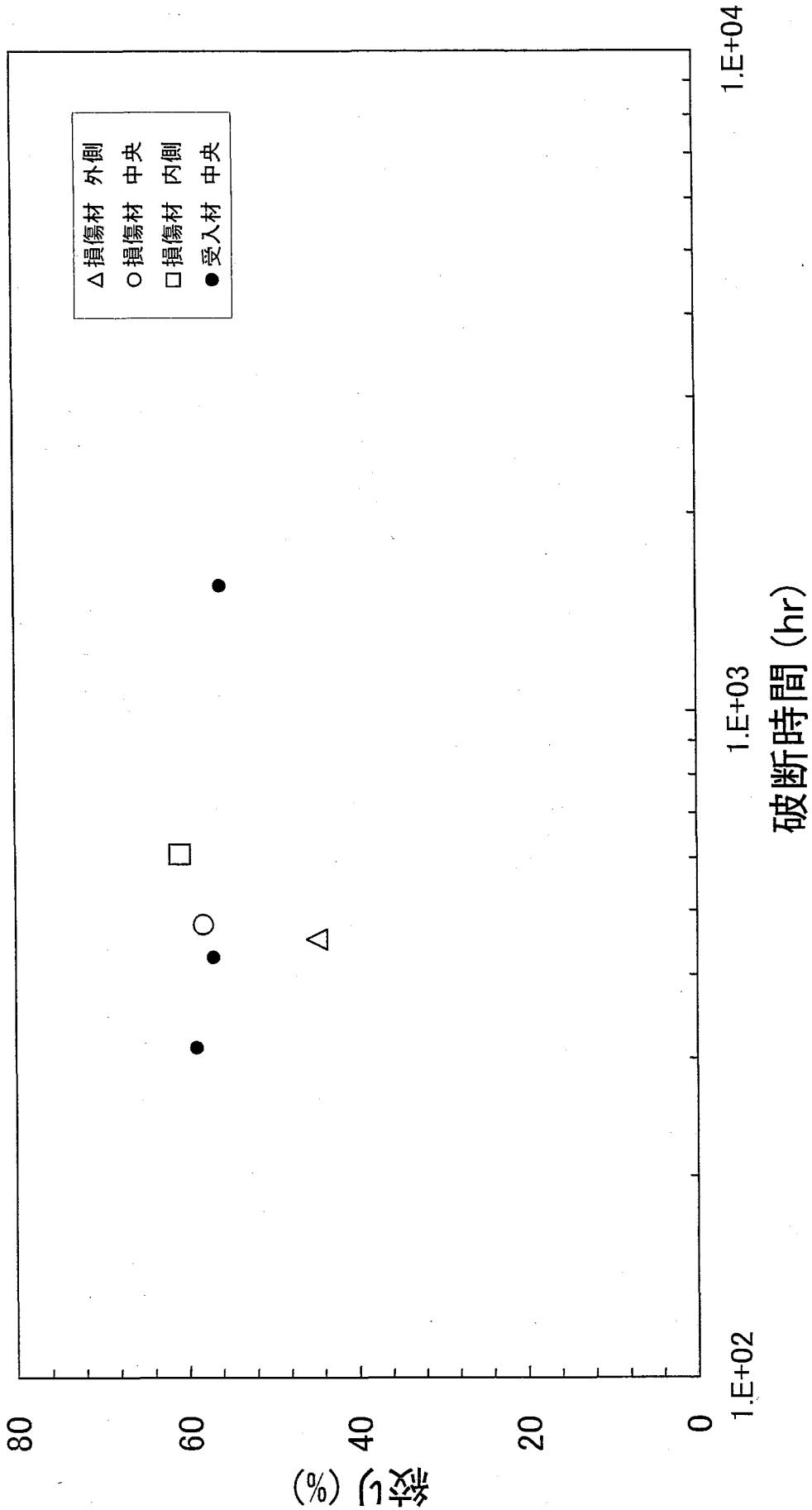


図15 316FR損傷材の絞り(600°C)

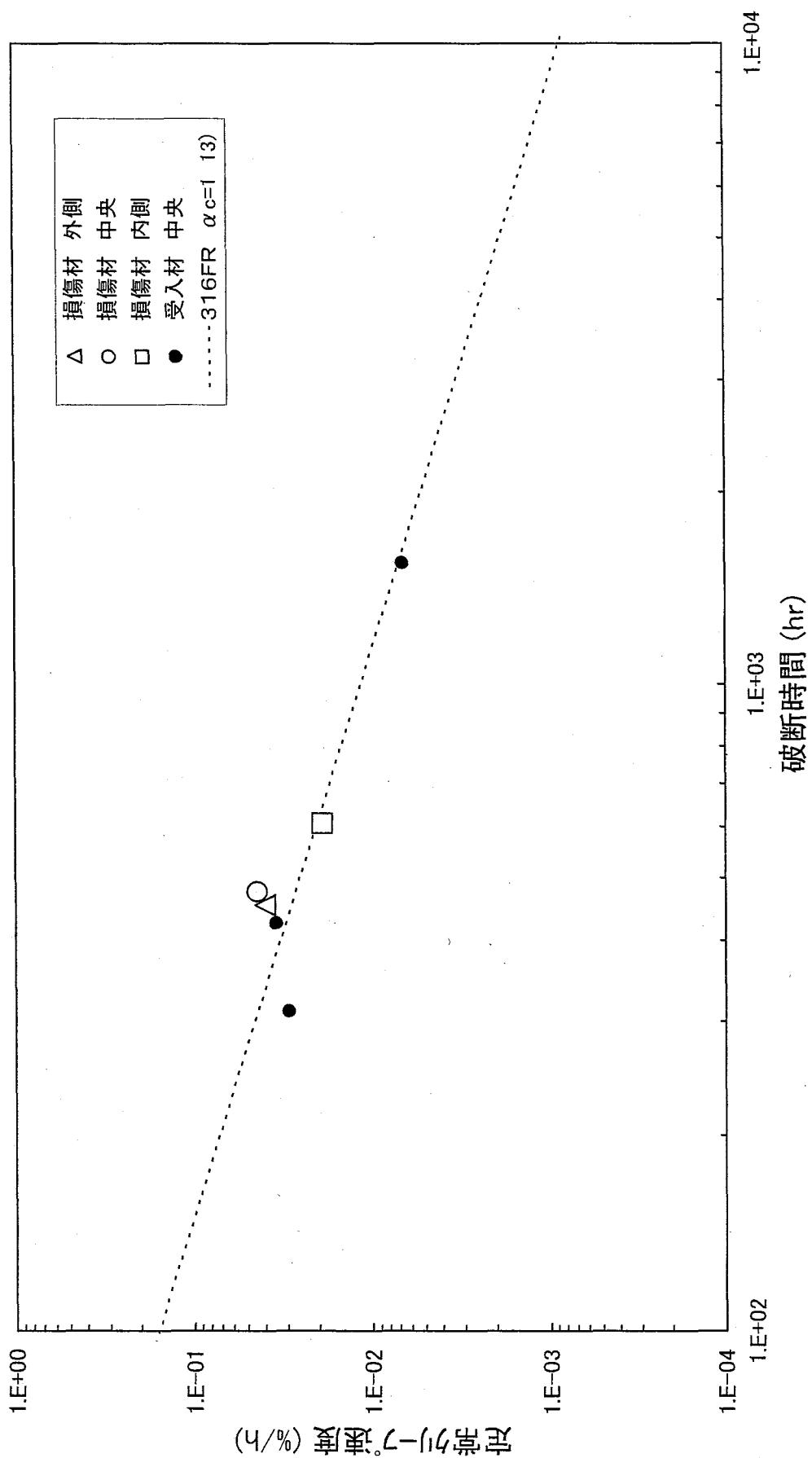


図16 316FR損傷材の定常クリープ速度(600°C)

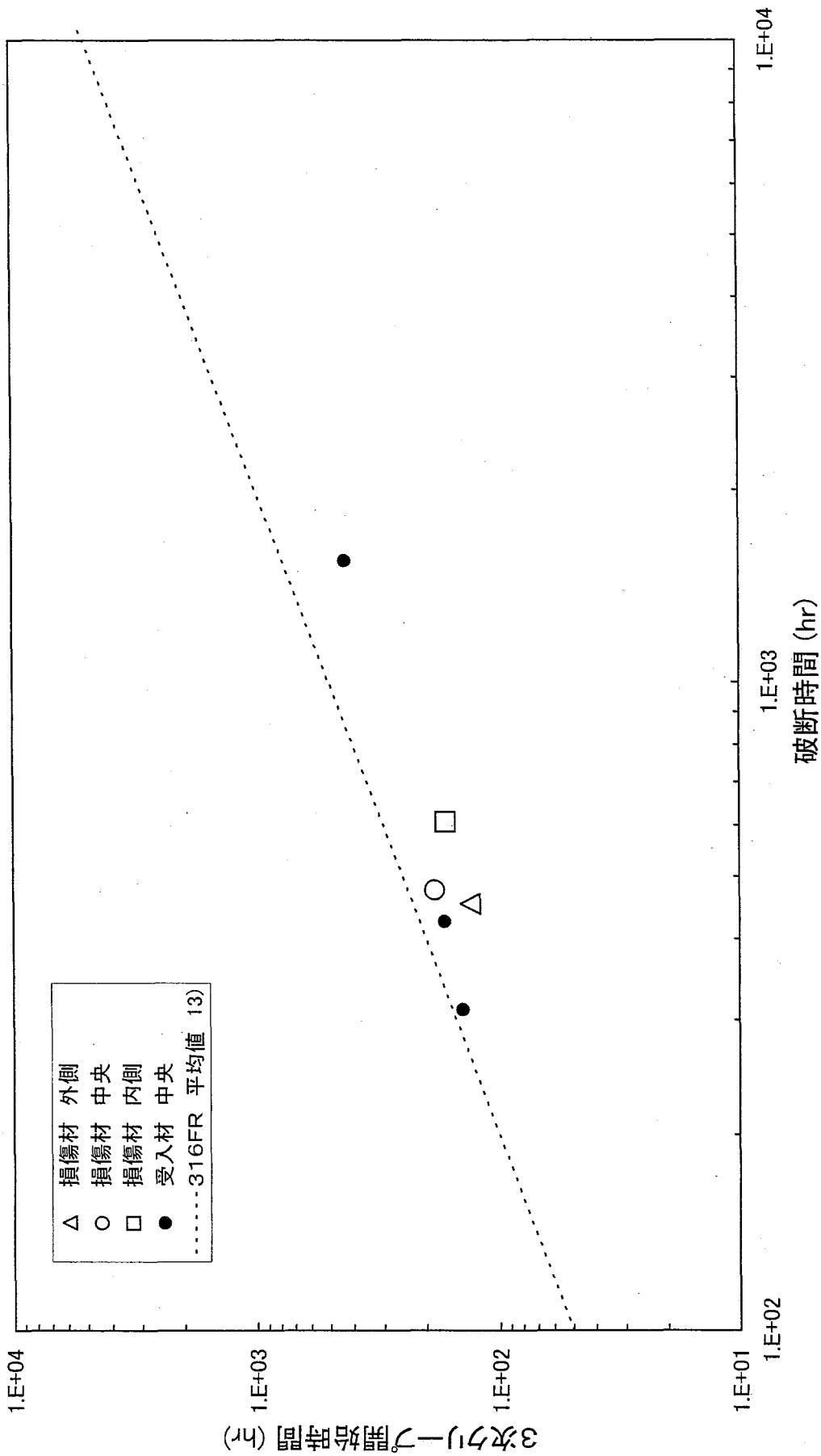


図17 316FR損傷材の3次クリープ開始時間(600°C)

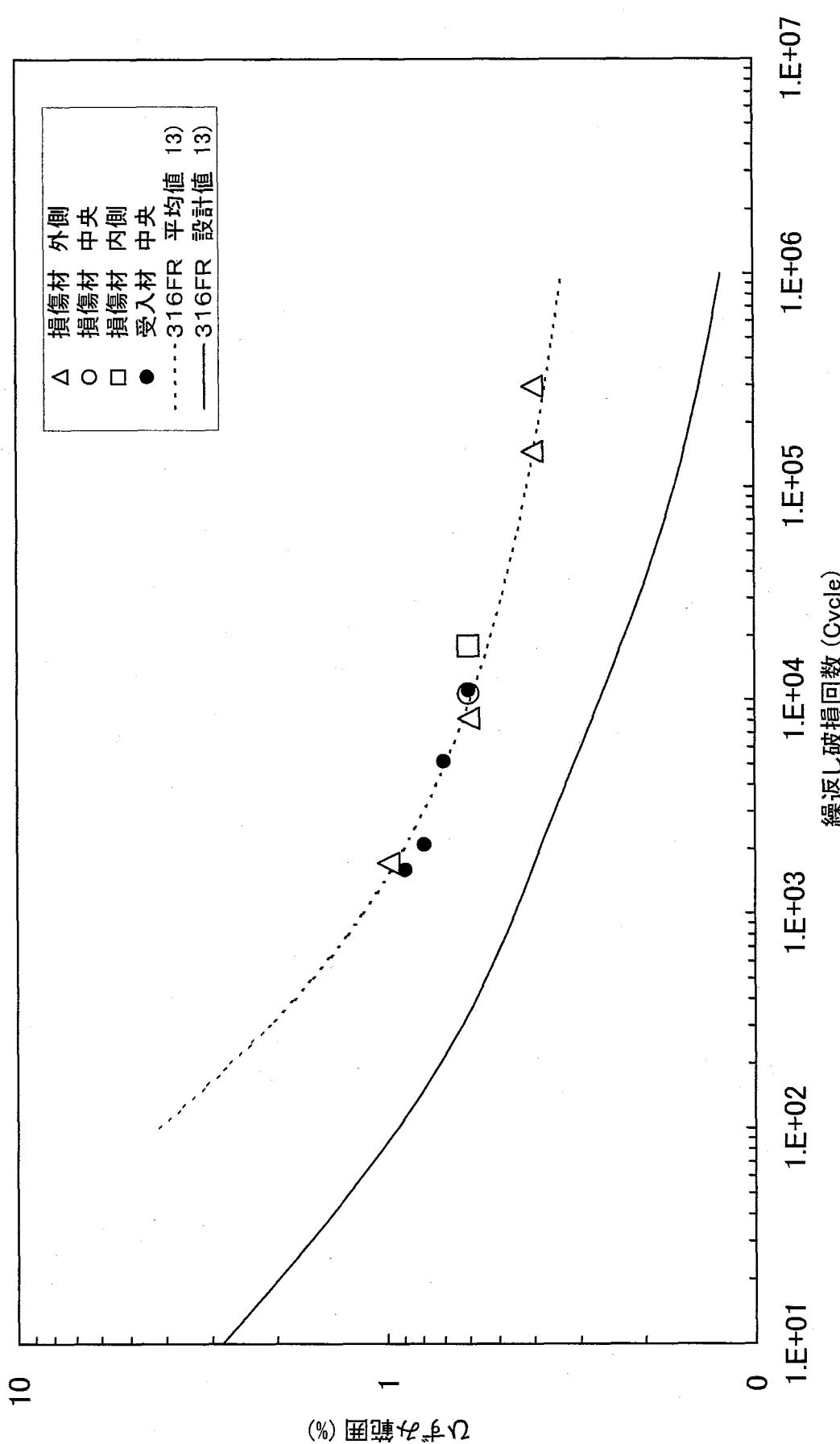


図18 316FR損傷材の疲労強度 (600°C)

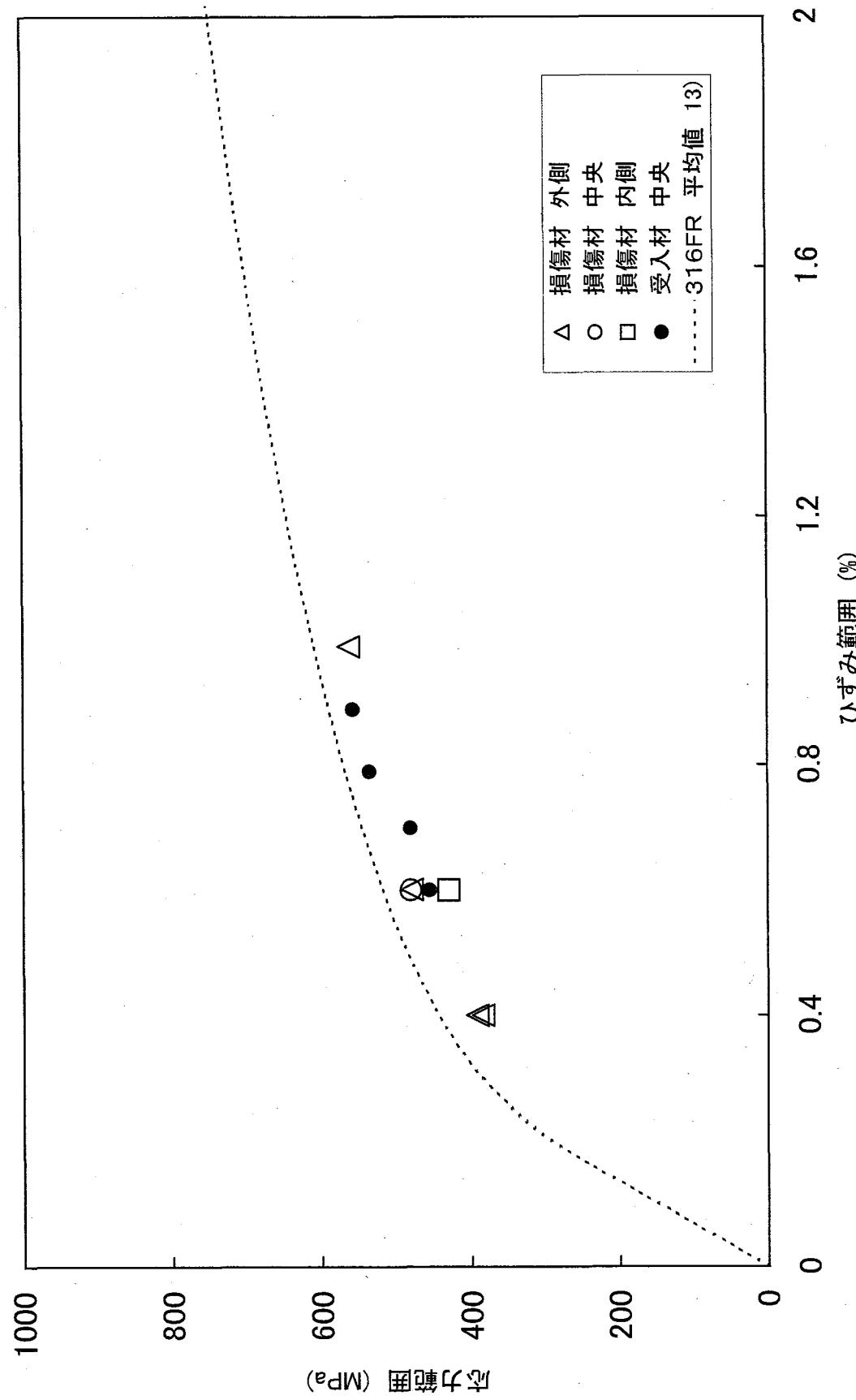


図19 316FR損傷材の動的応力－ひずみ関係 (600°C)

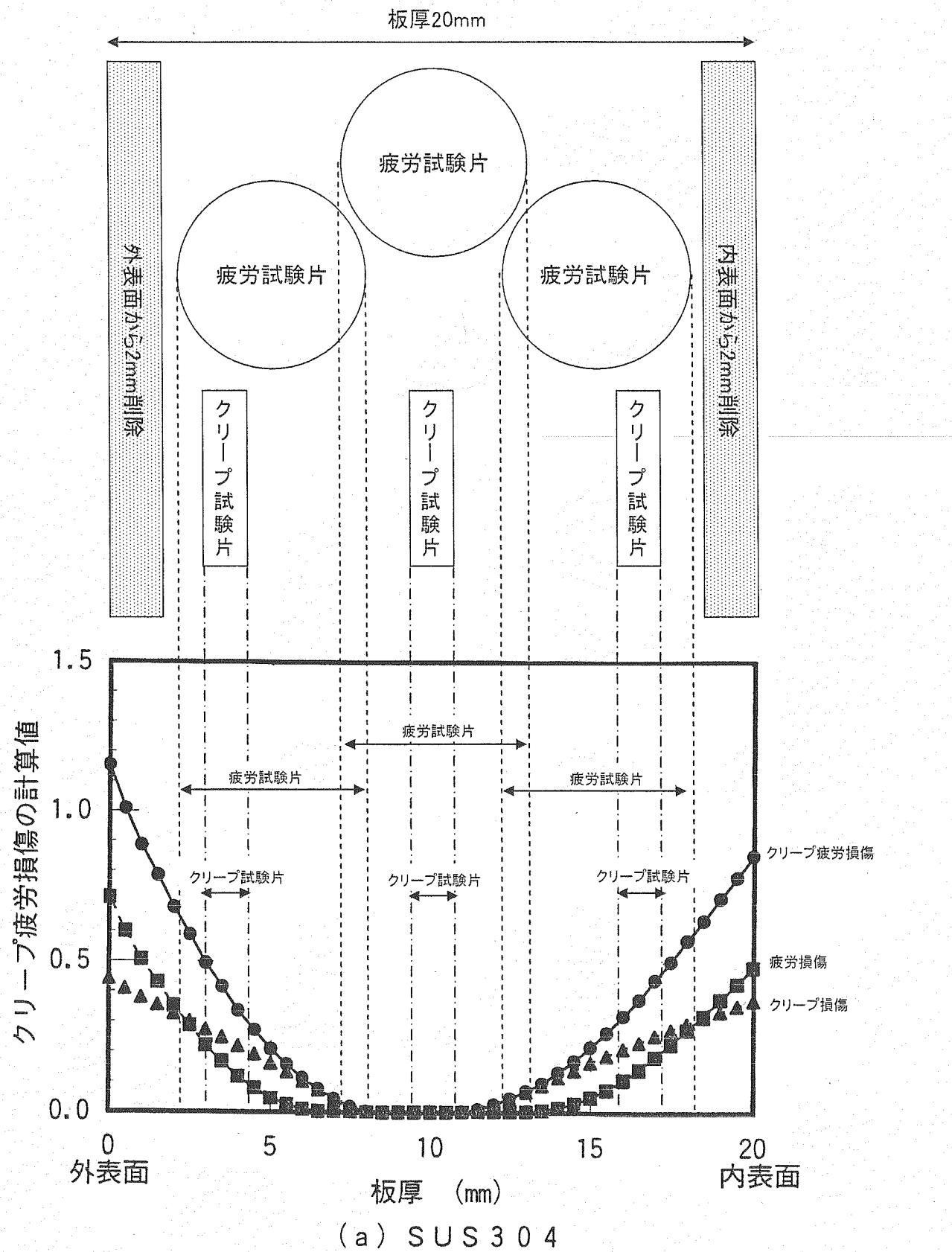


図20 板厚断面における損傷分布と試験片採取位置

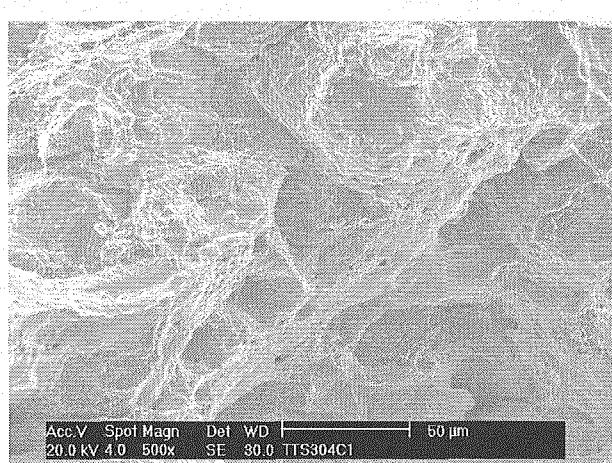
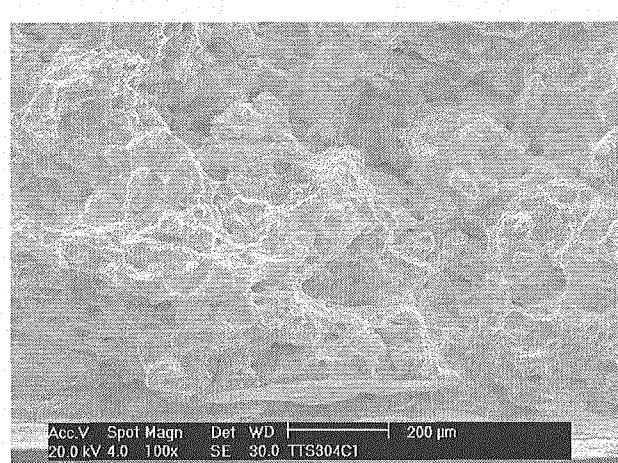
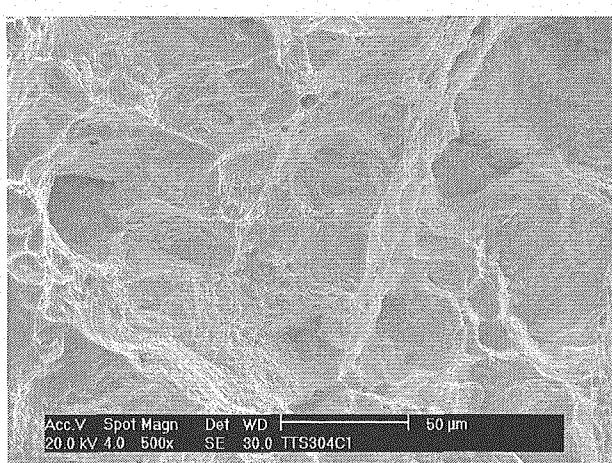
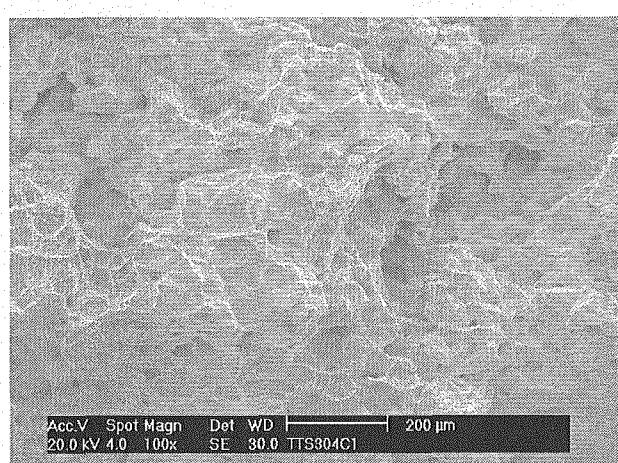
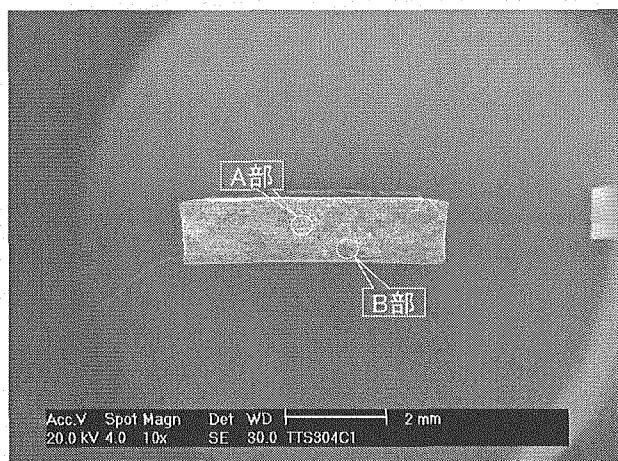
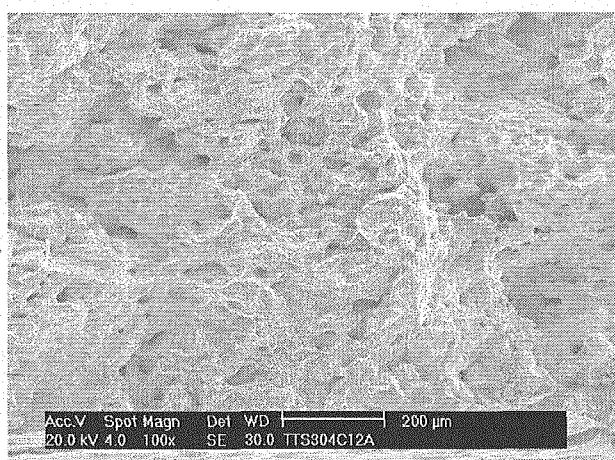


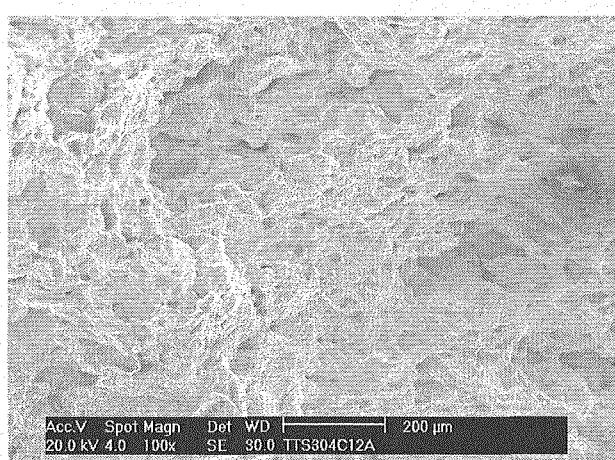
図21(1) SUS304のクリープ破面組織(TTS-304-C1 外側)



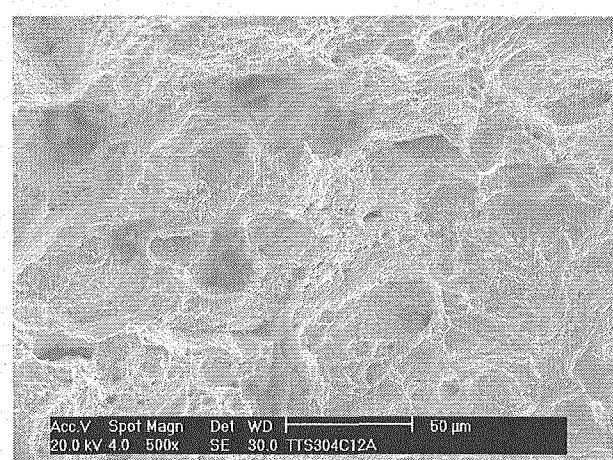
破面全体 10倍



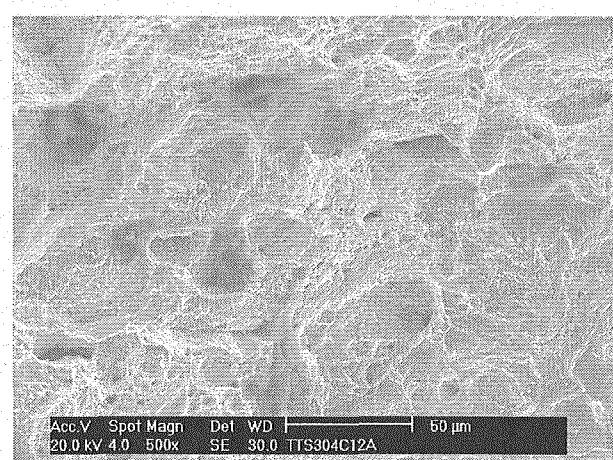
A部 100倍



A部 500倍

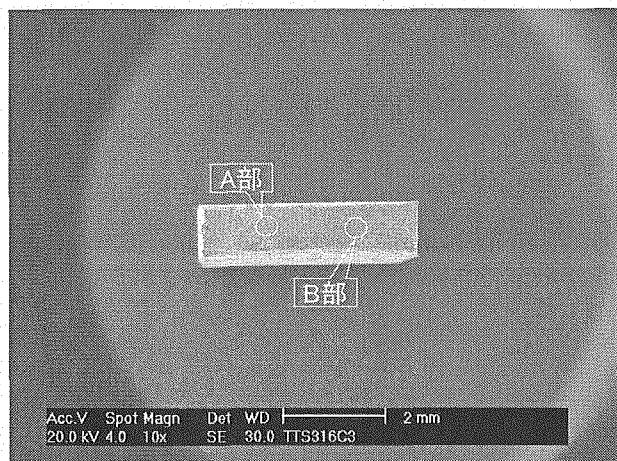


B部 100倍

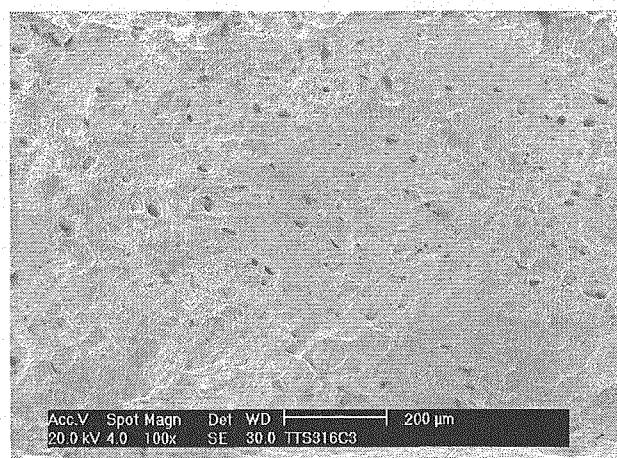


B部 500倍

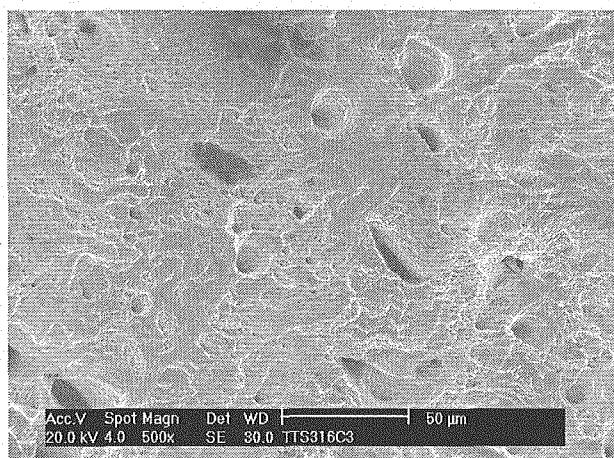
図21(2) SUS304のクリープ破面組織(TTS-304-C12 中央)



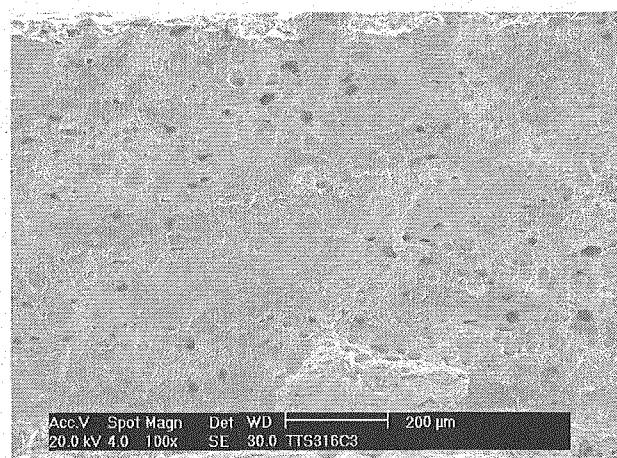
破面全体 10倍



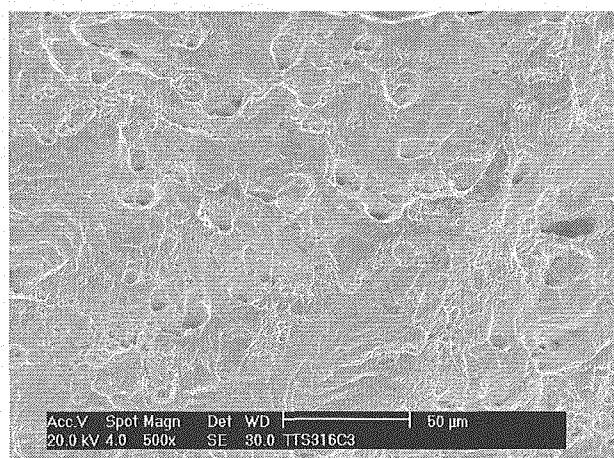
A部 100倍



A部 500倍

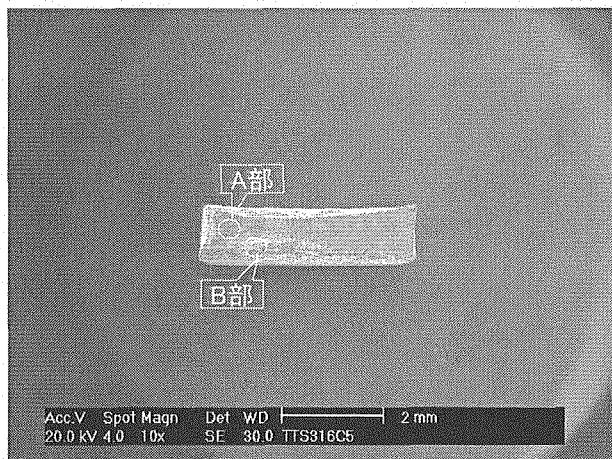


B部 100倍

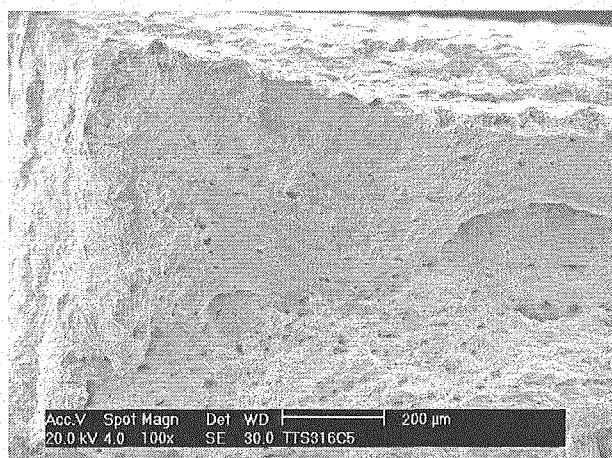


B部 500倍

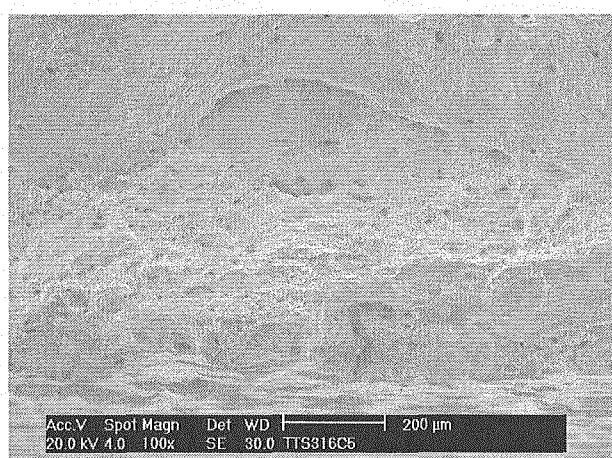
図21(3) 316FRのクリープ破面組織(TTS-316-C3 中央)



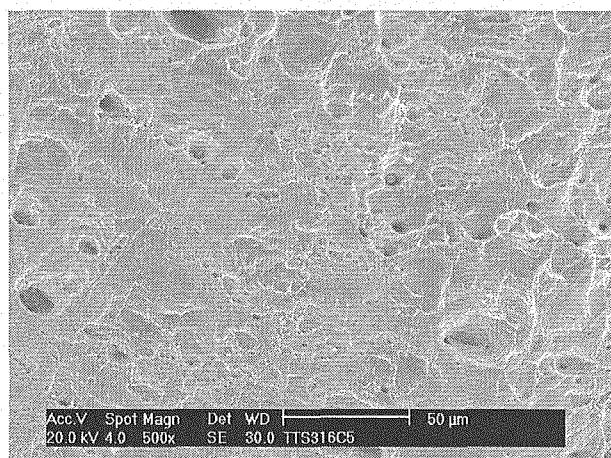
破面全体 10倍



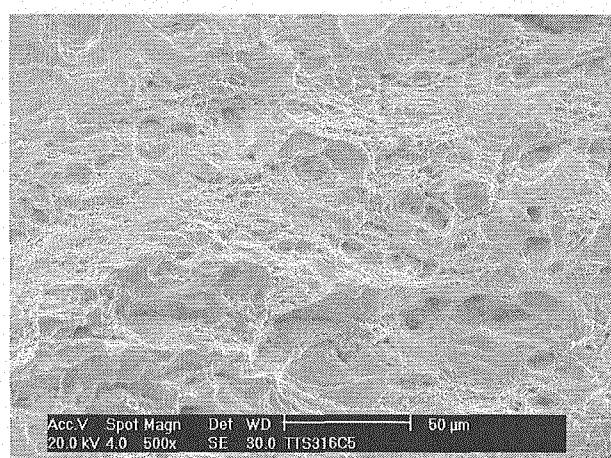
A部 100倍



B部 100倍

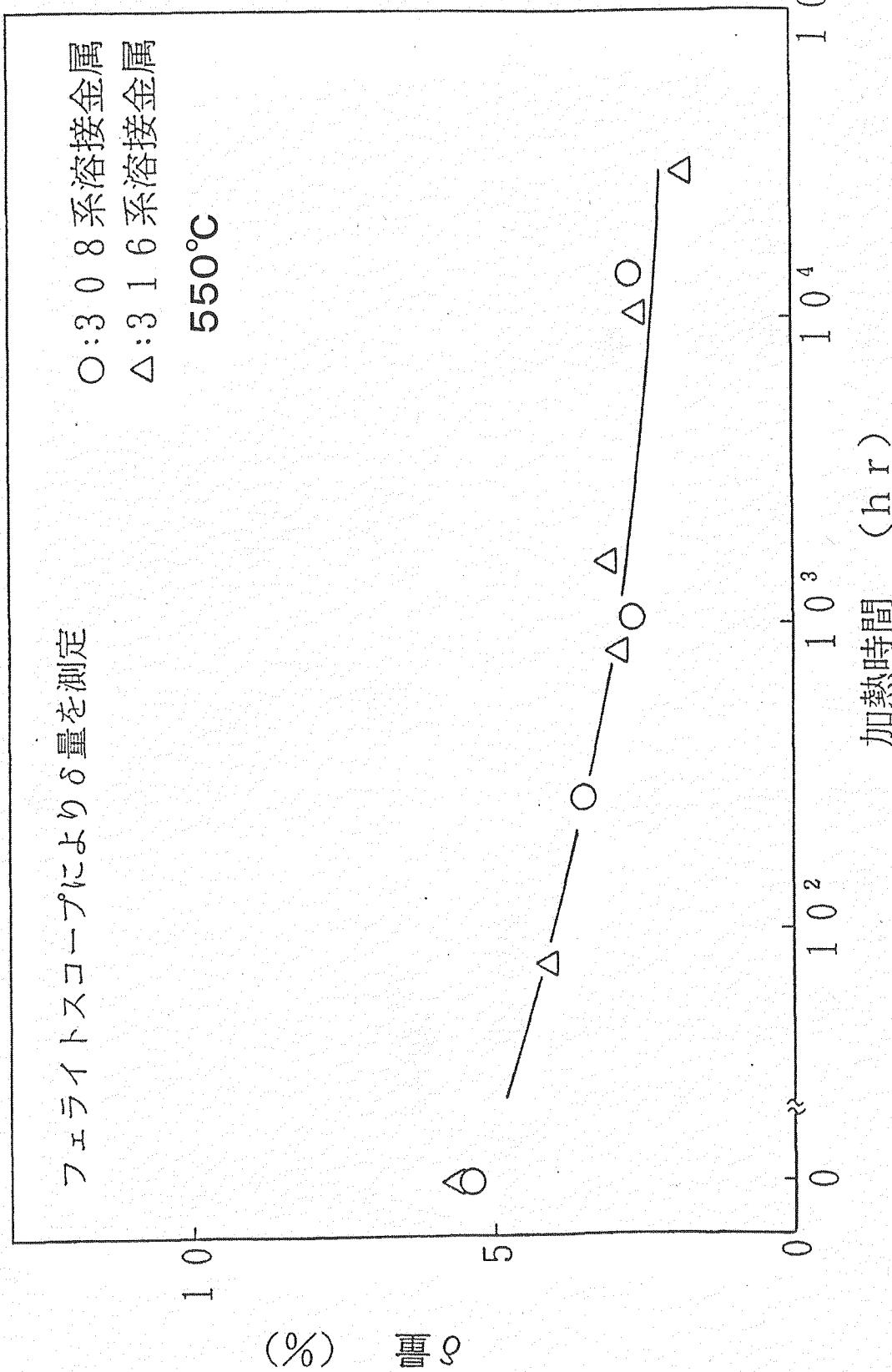


A部 500倍



B部 500倍

図21(4) 316FRのクリープ破面組織(TTS-316-C5 内側)

図22 加熱に伴うδフェライト量の減少傾向<sup>14)</sup>

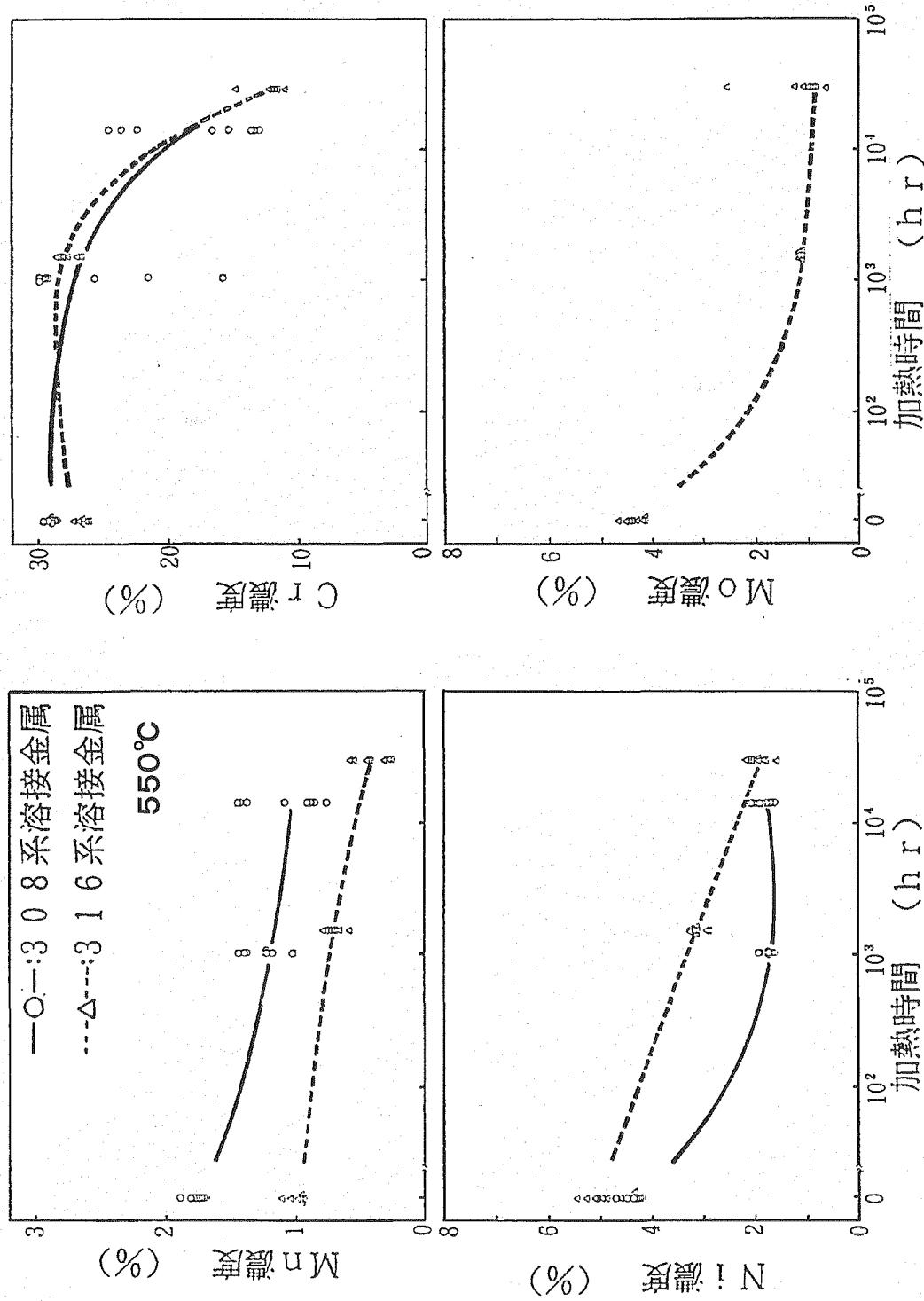
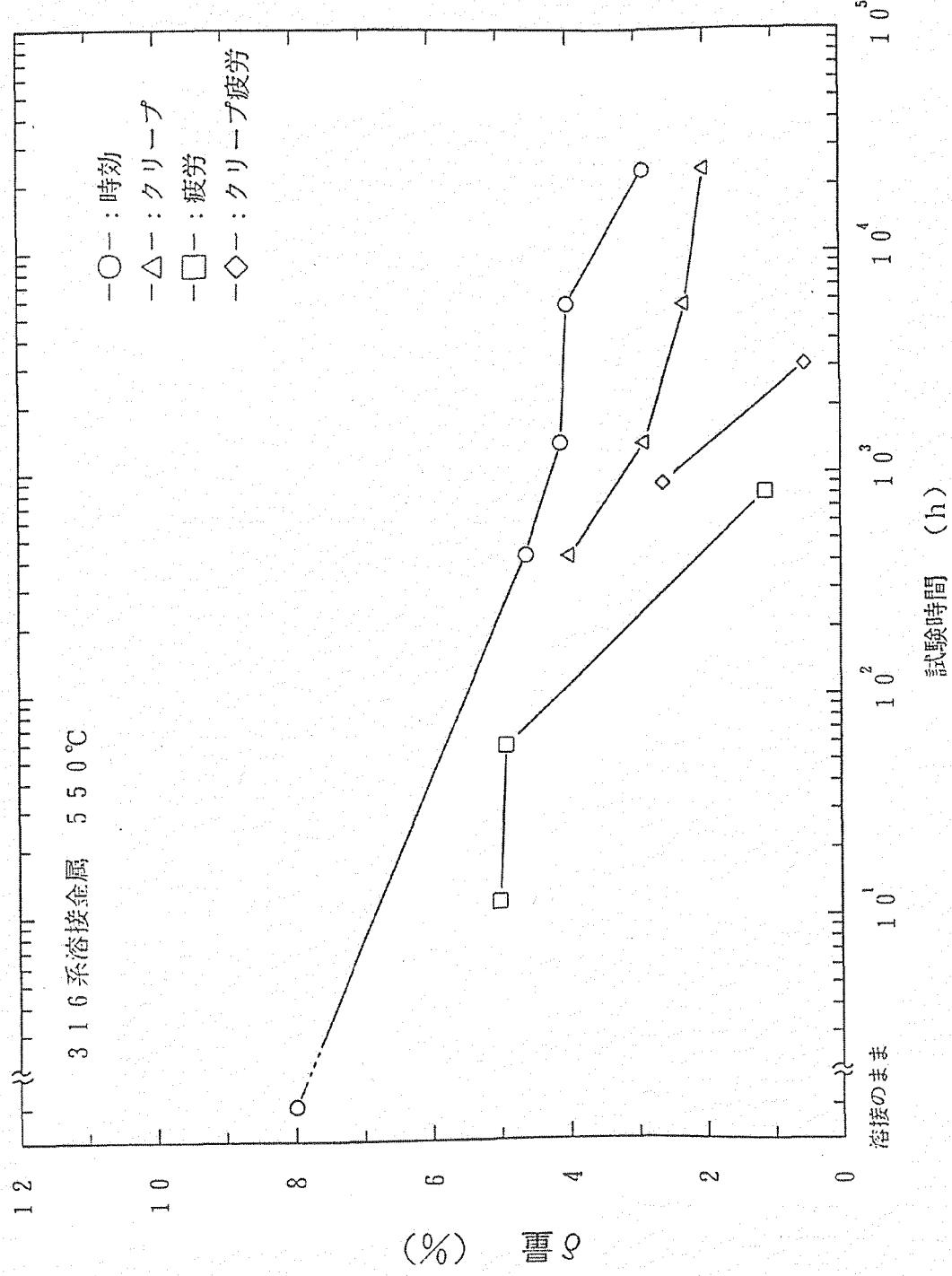


図23 加熱に伴うδフェライト相の低合金化傾向<sup>14)</sup>

図24 δフェライト量の減少に及ぼす負荷形態の影響<sup>14)</sup>

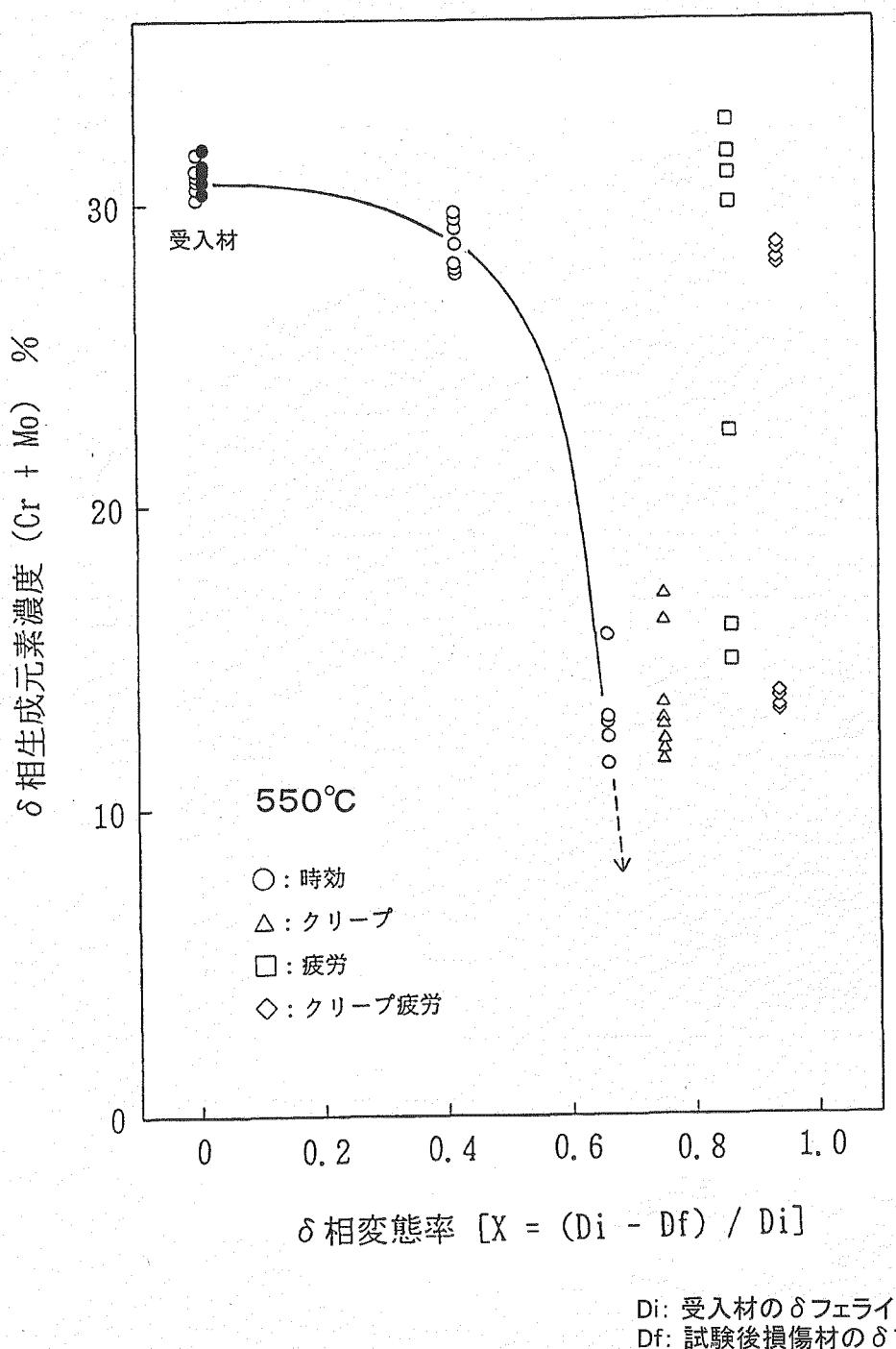
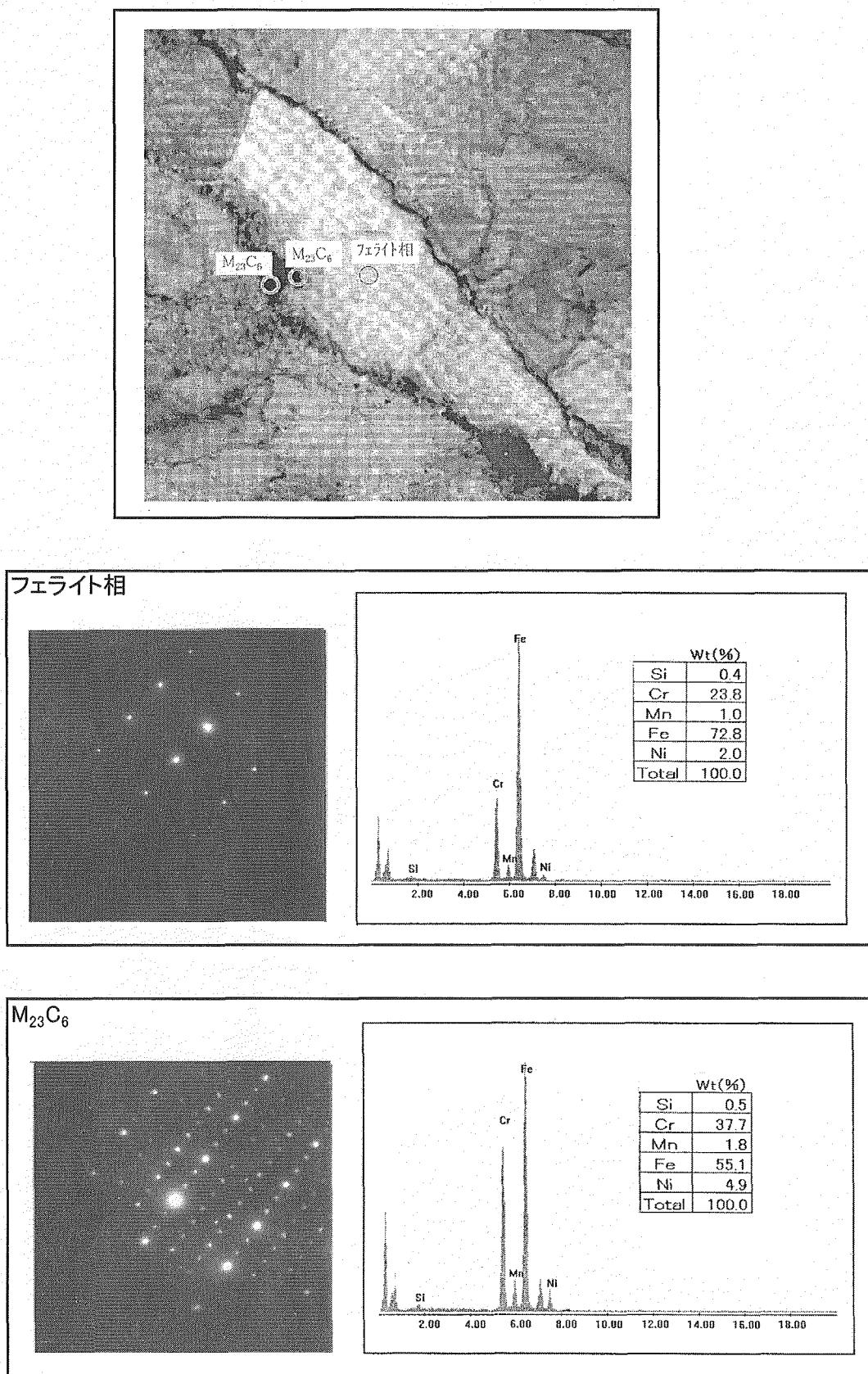


図25  $\delta$  フェライト相のCr、Mo濃度の低下に及ぼす負荷形態の影響<sup>14)</sup>

図26(1)  $\delta$  フェライト相の析出物同定結果(外側)

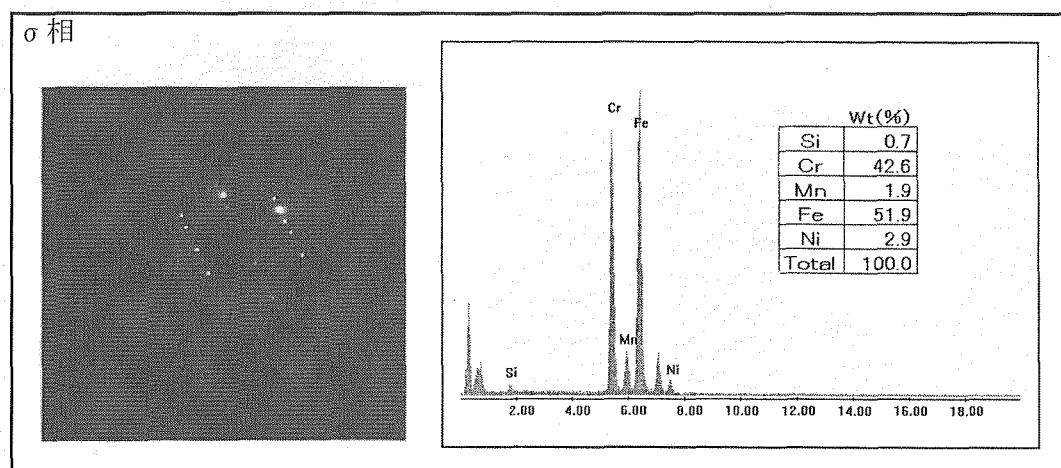
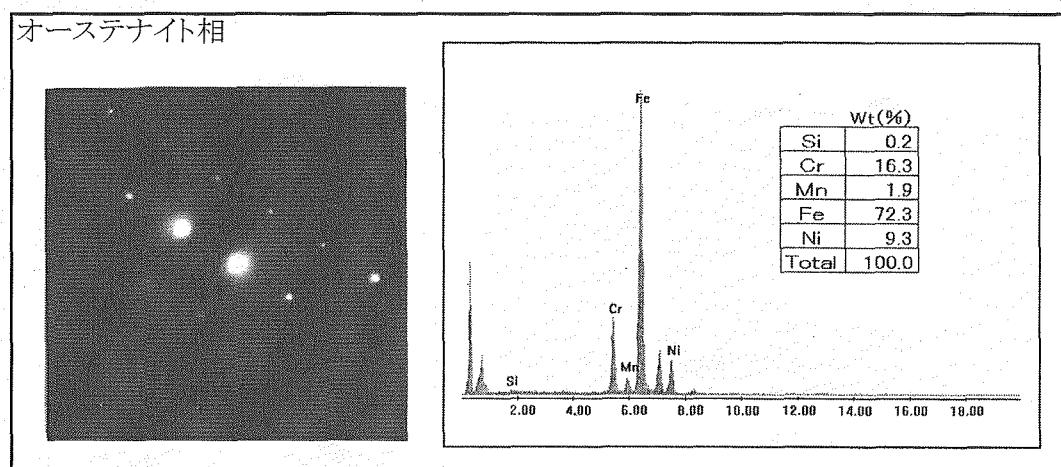
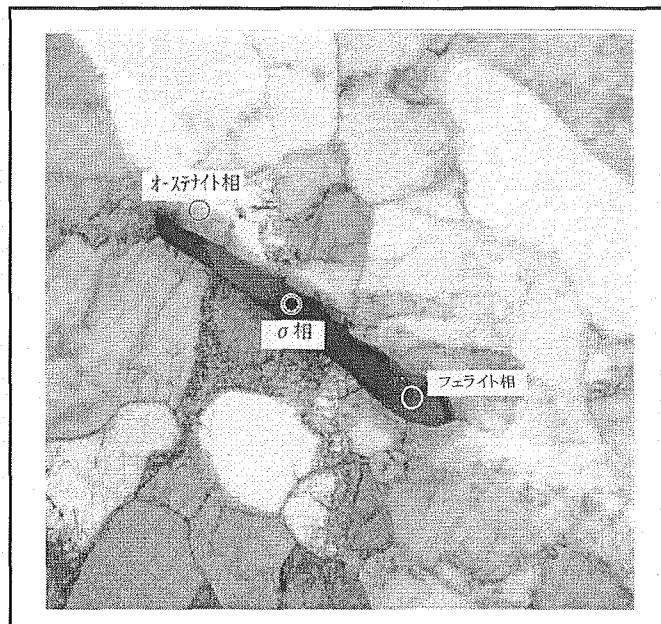


図26(2) δフェライト相の析出物同定結果(外側)

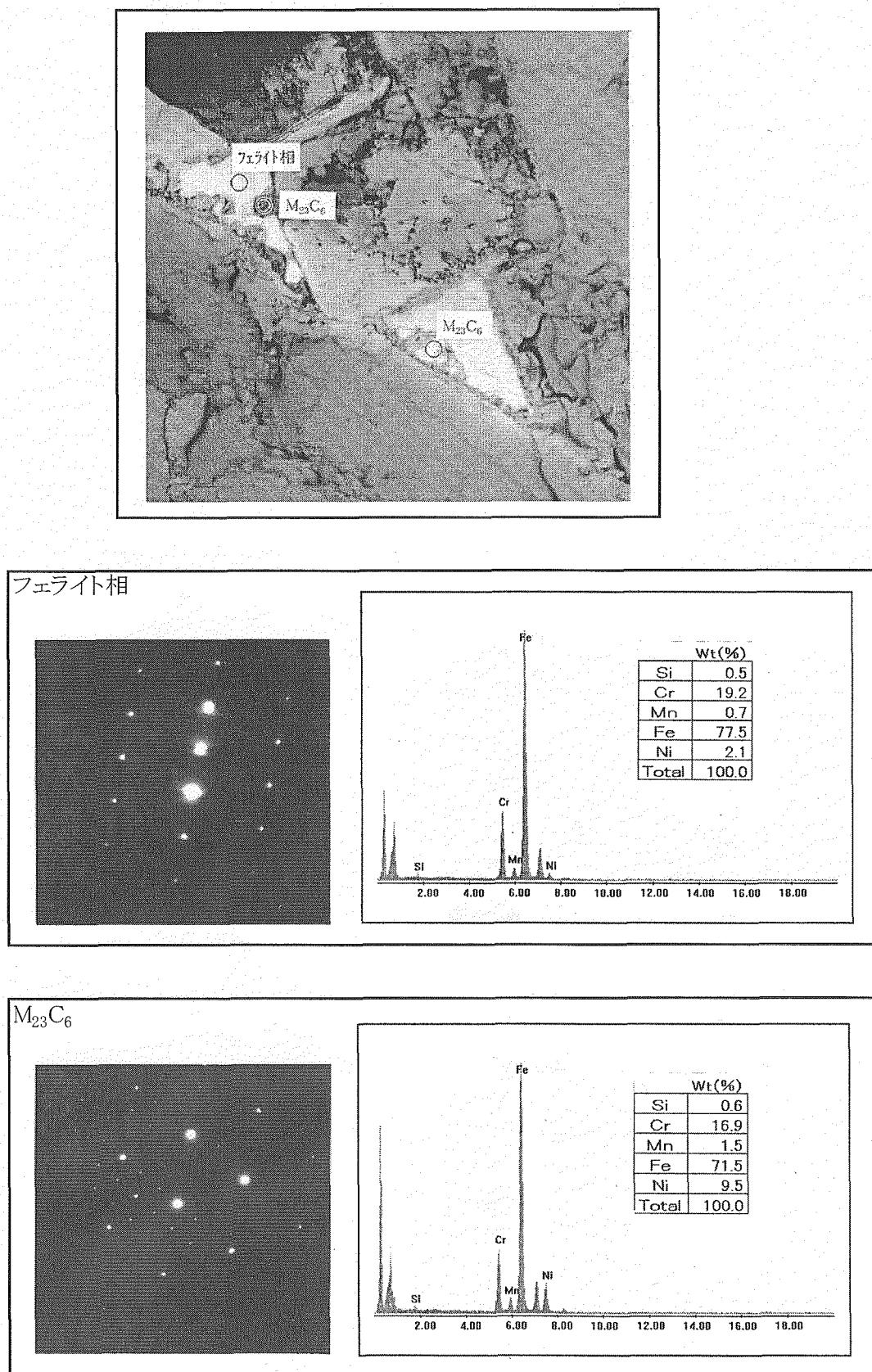
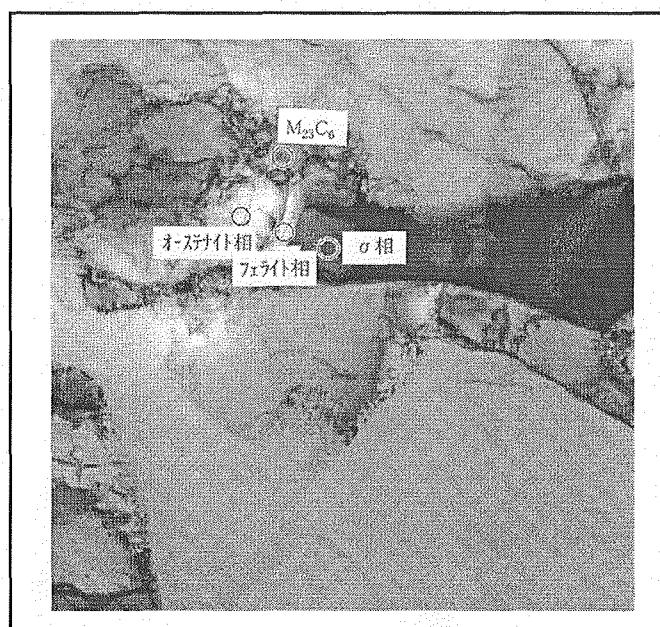
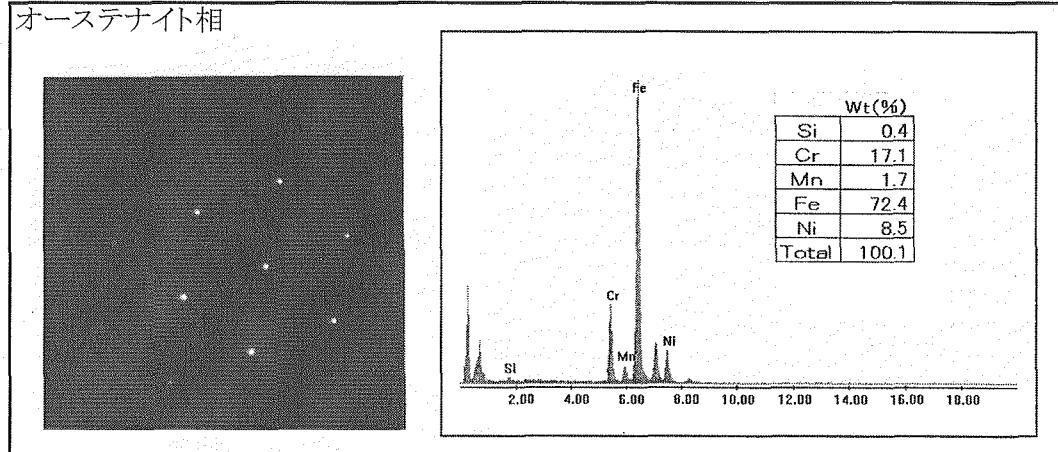


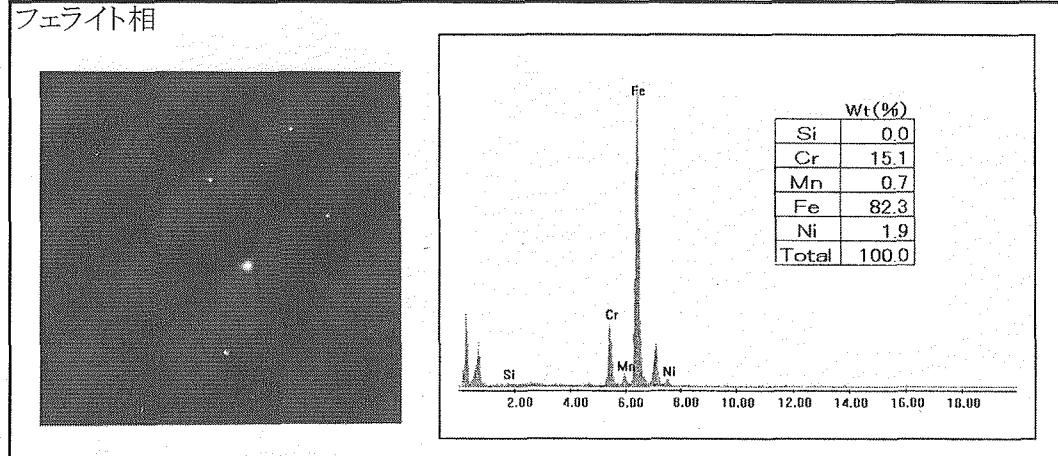
図26(3)  $\delta$  フェライト相の析出物同定結果(内側)



オーステナイト相



フェライト相

図26(4)  $\delta$  フェライト相の析出物同定結果(内側)

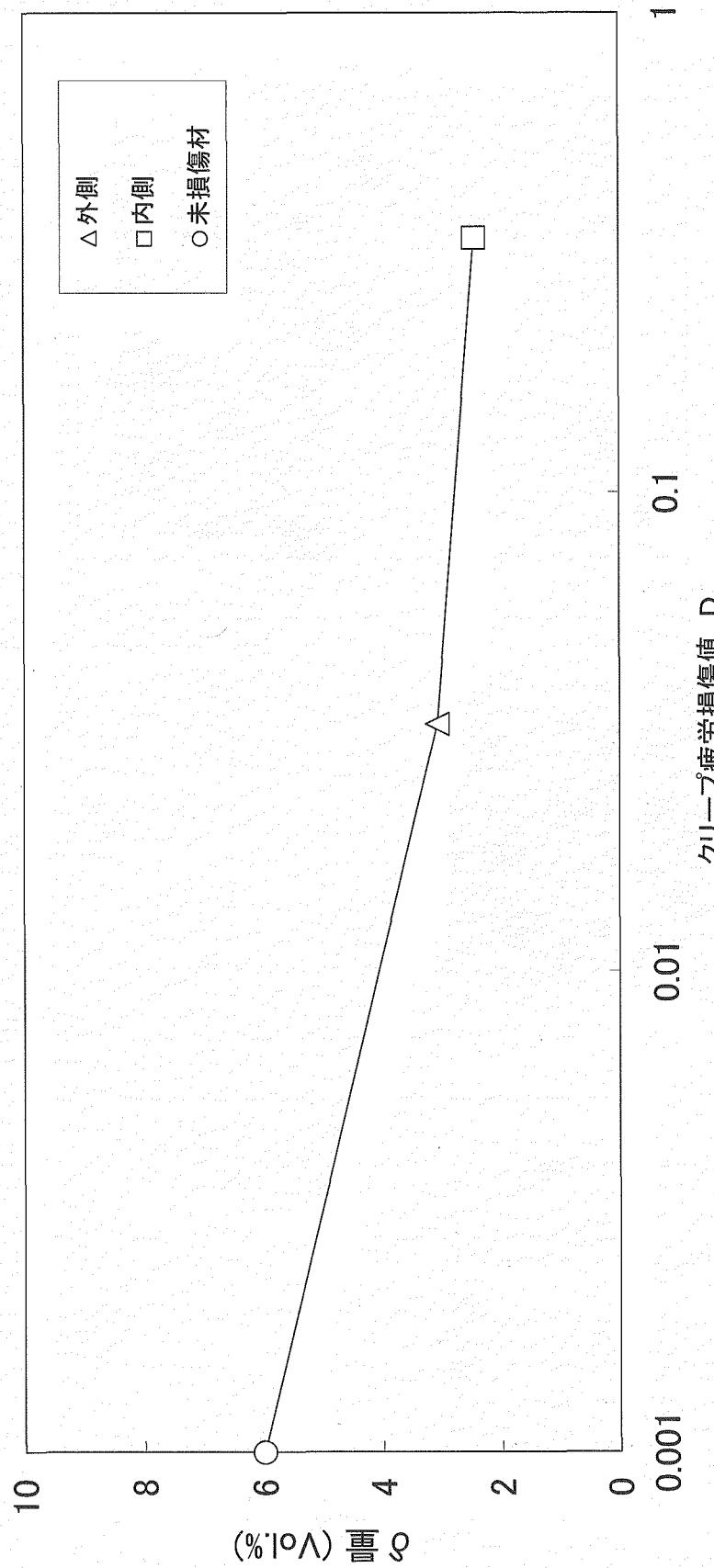


図27 δフェライト量とクリープ疲労損傷値の関係

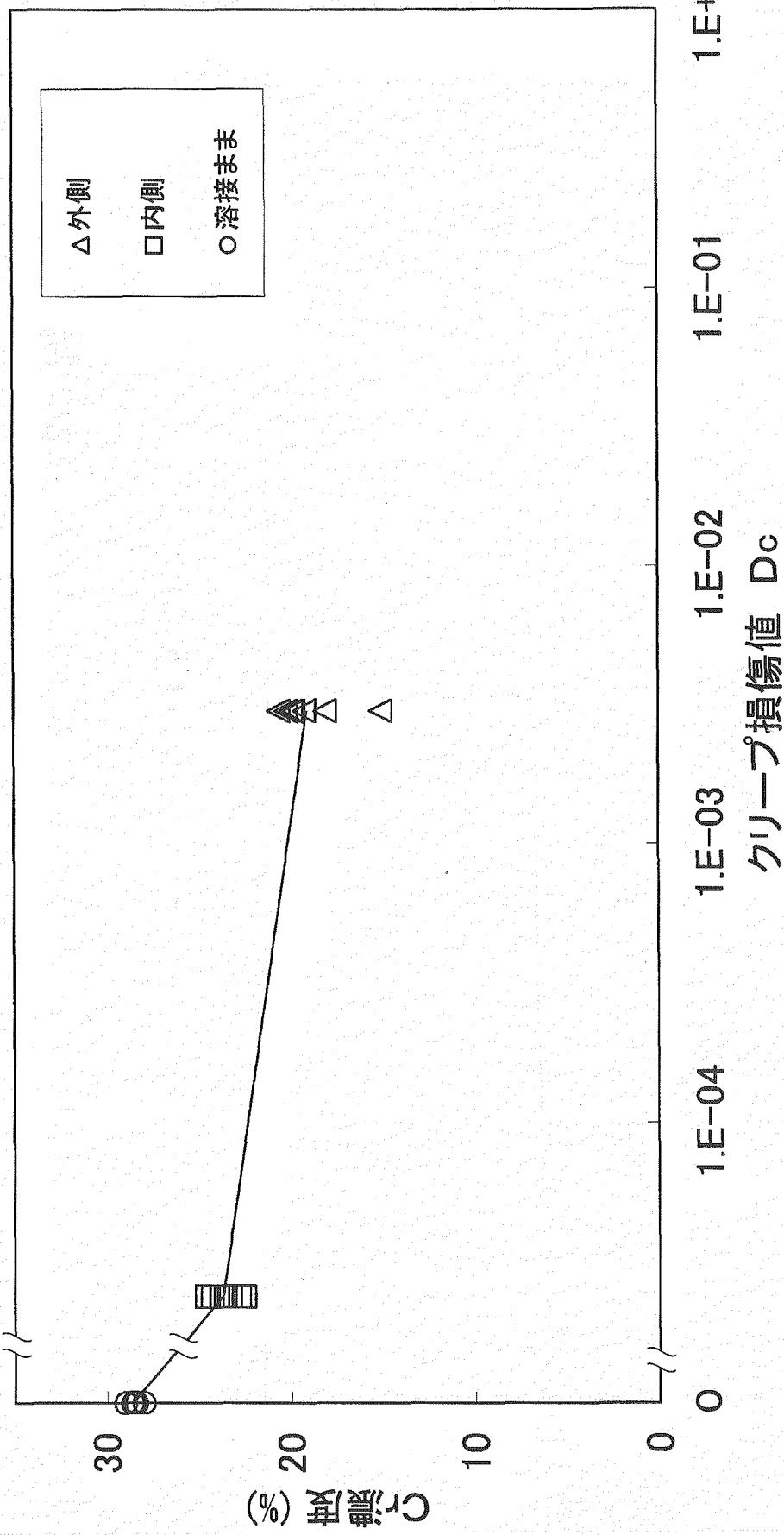
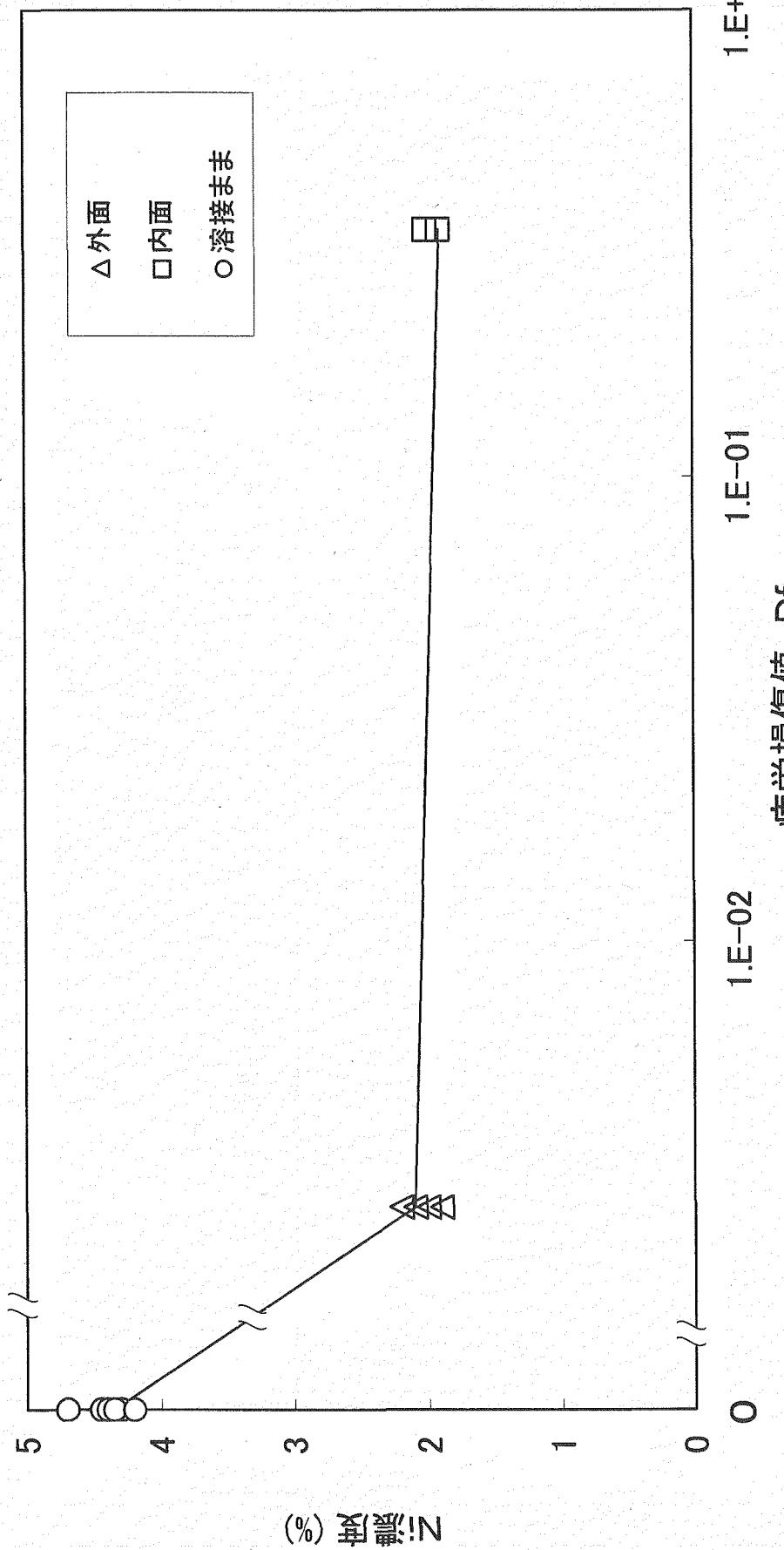


図28(1)  $\delta$ フェライト相のCr濃度とクリープ損傷値の関係

図28(2)  $\delta$  フェライト相のNi濃度と疲労損傷値の関係