

分置

ステンレス鋼溶接金属の材料微視構造を考慮した  
クリープ疲労強度評価法の開発

—第1報 基礎解析—

1994年11月

動力炉・核燃料開発事業団

大洗工学センター

複製又はこの資料の入手については、下記にお問い合わせください。

〒311-13 茨城県東茨城郡大洗町成田町4002

動力炉・核燃料開発事業団

大洗工学センター システム開発推進部・技術管理室

Enquires about copyright and reproduction should be addressed to: Technology Management Section O-arai Engineering Center, Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation 4002 Narita-cho, O-arai-machi, Higashi-Ibaraki, Ibaraki-ken, 311-13, Japan

動力炉・核燃料開発事業団 (Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation)

1994年11月

## ステンレス鋼溶接金属の材料微視構造を考慮したクリープ疲労強度評価法の開発

### - 第1報 基礎解析 -

浅山泰、長谷部慎一、和田雄作\*

### 要 旨

高速炉の大型化に伴い、溶接部の使用範囲を拡大することにより建設コストの大幅な低減が期待できる。このような観点から、著者らは高速炉構造材料について溶接部のクリープ疲労評価法の開発を進めてきた。著者らは、これまでに溶接部のクリープ疲労強度の力学的な支配因子である母材・熱影響部・溶接金属の力学的特性の相対差に起因する応力・ひずみ集中について解析的評価モデルを開発した。一方、同強度の冶金学的な支配因子である高温長時間使用に起因する溶接金属の材質劣化による強度低下に関しては、現状では理論モデルによる定量的な検討例は皆無である。そこで著者らは、溶接金属の微視構造に基づく理論モデル(材料微視構造モデル)の開発を開始した。本モデルでは、溶接金属のクリープ疲労き裂が、 $\delta$ フェライトあるいは $\sigma$ 相近傍から発生・成長することに着目し、この近傍の応力・ひずみ集中とこれに起因するクリープ疲労損傷の集中に基づきクリープ疲労き裂の発生を評価する。本報では、308系溶接金属について基礎的な解析を行った。これにより以下の知見を得た。

- (1) 材料微視構造モデルは溶接金属のクリープ疲労破損形態を再現することができる。
- (2) 材料微視構造モデルは $10^3$ 時間程度のクリープ疲労強度を精度良く評価することができる。
- (3) 材料微視構造モデルは、モデルの最適化を行うことにより、長時間クリープ疲労強度も精度良く評価することができる。

さらに、材料微視構造モデルに必要な仮定の最適化項目を明らかにした。

---

\* 大洗工学センター 基盤技術開発部 構造材料技術開発室

NOVEMBER, 1994

Development of creep-fatigue evaluation method for stainless weld metal based on the microstructure of the material

- 1. Fundamental analysis for model development -

Asayama, T., Hasebe, S., Wada, Y.

Abstract

Construction cost of future large scale FBRs is expected to be much reduced by the wider application of welded joints. The authors have been developing the creep-fatigue evaluation method for structural materials of FBRs. The authors have developed an analytical model for the assessment of the stress/strain concentration within welded joints caused by the difference of mechanical properties of base metal, HAZ and base metal. On the other hand, no analytical model has been presented for the assessment of strength reduction of weld metal caused by the microstructural degradation due to long term high temperature service. The authors are now developing an analytical model called Material Microstructure Model. In the model, creep-fatigue crack initiation adjacent to the delta ferrite and sigma phase is evaluated by the analysis of micro-scale stress/strain concentration and creep-fatigue damage concentration. Fundamental analyses of the model were performed and the following observations were made.

- (1) The model well reproduced the creep-fatigue behavior of weld metal.
  - (2) The model well estimated the creep-fatigue life of weld metal up to  $10^3$  hrs.
  - (3) The model is expected to be reasonably applied to the much longer term creep-fatigue evaluation provided the assumptions needed are optimized.
- Furthermore, the assumptions to be optimized were examined.

---

\* Structure and material research section, Advanced technology division, OEC.

## 目 次

|  |    |
|--|----|
| 1. 緒言  | 1  |
| 2. ステンレス鋼溶接金属の金属組織の変化と破損形態                               | 2  |
| 2.1 供試材  | 2  |
| 2.2 金属組織変化   | 2  |
| 2.3 破損形態   | 2  |
| 3. 材料微視構造モデル   | 3  |
| 3.1 基礎概念   | 3  |
| 3.2 モデル  | 3  |
| 3.2.1 初期状態における $\delta$ フェライトの分布モデル                      | 3  |
| 3.2.2 $\delta$ フェライトの変態挙動のモデル                            | 3  |
| 3.2.3 $\delta$ フェライト及び $\sigma$ 相近傍のミクロな応力・ひずみ集中のモデル     | 3  |
| 3.2.4 ミクロなクリープ疲労損傷の集中のモデルと破損クライテリア                       | 4  |
| 4. 材料微視構造モデルによる解析  | 5  |
| 4.1 ミクロな応力・ひずみの集中  | 5  |
| 4.2 ミクロなクリープ疲労損傷の評価                                      | 5  |
| 4.3 溶接金属のクリープ疲労評価  | 5  |
| 5. 考察  | 6  |
| 5.1 材料微視構造モデルによる溶接金属の長時間クリープ疲労強度評価                       | 6  |
| 5.2 モデルの最適化  | 6  |
| 5.2.1 初期状態における $\delta$ フェライトの分布モデルの最適化                  | 6  |
| 5.2.2 $\delta$ フェライト変態挙動のモデル化                            | 6  |
| 5.2.3 $\delta$ フェライトおよび $\sigma$ 相近傍のミクロな応力・ひずみ集中モデルの最適化 | 6  |
| 5.2.4 ミクロな特性の最適化   | 6  |
| 5.2.5 ミクロなクリープ疲労損傷の評価法の最適化                               | 7  |
| 6. 結論  | 8  |
| 謝辞   | 9  |
| 参考文献   | 10 |

List of Tables

Table 1      Chemical composition of tested material

## List of Figures

- Figure 1 Precipitation of sigma-phase in 308 weld metal due to aging at 550°C
- Figure 2 Initiation and propagation of creep-fatigue crack adjacent to the sigma-phase
- Figure 3 Schematic illustration of Material Microstructure Model
- Figure 4(1) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase (Cr content:9%, strain range:0.5%, stress component of loading direction)
- Figure 4(2) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase (Cr content:9%, strain range:0.5%, strain component of loading direction)
- Figure 4(3) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase (Cr content:2%, strain range:0.5%, stress component of loading direction)
- Figure 4(4) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase (Cr content:2%, strain range:0.5%, strain component of loading direction)
- Figure 4(4) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase (Cr content:2%, strain range:0.5%, strain component of loading direction)
- Figure 4(5) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase (Sigma-phase, strain range:0.5%, strain component of loading direction)
- Figure 4(6) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase (Sigma-phase, strain range:0.5%, stress component of loading direction)
- Figure 5(1) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/sigma and austenite (Cr content:9%, strain range:0.5%, stress component)
- Figure 5(2) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/sigma and austenite (Cr content:9%, strain range:0.5%, strain component)
- Figure 5(3) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/sigma and austenite (Cr content:2%, strain range:0.5%, stains component)
- Figure 5(4) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/sigma and austenite (Cr content:2%, strain range:0.5%, stress component)
- Figure 5(5) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to

the interface of ferrite/σ and austenite  
(σ-phase, strain range:0.5%, strain component)

Figure 5(6) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to  
the interface of ferrite/σ and austenite  
(σ-phase, strain range:0.5%, stress component)

Figure 6(1) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(Ferrite, Cr content;9%, fatigue damage)

Figure 6(2) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(Ferrite, Cr content;9%, creep damage)

Figure 6(3) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(Ferrite, Cr content;2%, fatigue damage)

Figure 6(4) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(Ferrite, Cr content;2%, creep damage)

Figure 6(5) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(σ-phase, fatigue damage)

Figure 6(6) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(σ-phase, creep damage)

Figure 7 Creep-fatigue evaluation of weld metal by the Material Microstructure  
Model

Figure 8 Assumptions to be optimized in the Material Microstructure Model

## 1. 緒言

高速原型炉「もんじゅ」では、溶接部はクリープ疲労損傷の厳しい部位には使用しない設計とされたが、今後建設が予定される大型炉においては、溶接部の使用範囲を拡大することにより建設コストの大幅な低減が期待できる。このような観点から、著者らは、ステンレス鋼およびフェライト鋼構造材料について溶接部のクリープ疲労評価法の開発を進めてきた<sup>(1) - (5)</sup>。溶接部のクリープ疲労強度は、①母材・熱影響部・溶接金属の力学的特性の相対差に起因する応力・ひずみ集中による強度低下、②高温長時間使用に起因する溶接金属および熱影響部の材質劣化による強度低下、の2つによって決まる。

著者らはこれまでに、母材・熱影響部・溶接金属の力学的特性の相対差に起因する応力・ひずみ集中による強度低下に関して、SUS304鋼溶接継手、改良9Cr-1Mo鋼溶接継手の材料試験結果をベースとして力学的解析モデルを開発し、それぞれ2要素モデル<sup>(1) - (2)</sup>、3要素モデル<sup>(4) - (5)</sup>によって強度評価が可能であることを明らかにしている。

高温長時間使用に起因する溶接金属の材質劣化による強度低下に関しては、溶接割れ防止のために含まれるδフェライトの組織変化による $\sigma$ 相の析出がその原因であると言う定性的な指摘は従来より行われていたものの<sup>(6)</sup>、理論モデルによる定量的な検討例は現状では皆無である。そこで著者らは、溶接金属のクリープ疲労破損が、δフェライトあるいは $\sigma$ 相近傍から発生することに着目し、δフェライト及び $\sigma$ 相近傍の応力・ひずみ集中とこれに起因するクリープ疲労損傷の集中を評価し、これに基づきき裂の発生を予測することにより溶接金属の長時間クリープ疲労強度を理論的に評価するモデル(材料微視構造モデル)を開発することにした。本報では、308系溶接金属についてモデル開発のための基礎的な解析を行った結果を報告する。

## 2. ステンレス鋼溶接金属の金属組織の変化と破損形態

### 2.1 供試材

供試材はSUS304鋼の狭間先TIG溶接継手から採取した308系溶接金属である。化学成分を表1に示す。フェライト含有量は約7%である。

### 2.2 金属組織変化

供試材の550°Cにおける時効材の金属組織の変化挙動を観察した。この結果、約 $10^3$ 時間後に $\delta$ フェライト内部に炭化物を析出し始めるが、約 $10^4$ 時間後には炭化物の大部分は硬くて脆い金属間化合物である $\sigma$ 相に変態すること、この状態で $\sigma$ 相と合金元素含有量が減少して低合金化した残存フェライト(Cr濃度約10%程度)が共存すること、 $\delta$ フェライトの一部はオーステナイトに変態すること(図1)、約 $10^4$ 時間以降は組織変化の速度が減少し、組織は平衡状態に近づく傾向があること、この状態で $\sigma$ 相は初期 $\delta$ フェライトの約60%程度を占めることが明らかとなった。詳細については別報<sup>(7)</sup>で報告の予定である。

### 2.3 破損形態

供試材の550°Cにおけるクリープ疲労破損形態をSEMにより観察した。この結果、クリープ疲労き裂は $\sigma$ 相、オーステナイト相、残存フェライト相相互の界面近傍で発生し、界面に沿って進展していることが明らかになった(図2)。オーステナイト相にはクリープ疲労き裂は観察されなかった。詳細については別報<sup>(7)</sup>で報告の予定である。

### 3. 材料微視構造モデル

#### 3.1 基礎概念

本供試材の金属組織変化およびクリープ疲労破損形態の観察結果より、クリープ疲労破損の支配要因が、

① $\delta$ フェライトの変態による残存フェライト及び $\sigma$ 相の析出、

②残存フェライト及び $\sigma$ 相近傍のき裂の発生・進展

であることが明らかとなった。

したがって、本供試材のクリープ疲労強度評価のポイントは、次のように要約できる。

(1)初期状態における $\delta$ フェライトの分布のモデル化、

(2) $\delta$ フェライトの変態挙動のモデル化、

(3)残存フェライト及び析出した $\sigma$ 相近傍のミクロな応力・ひずみ集中のモデル化、

(4)ミクロな応力・ひずみ集中に起因するミクロなクリープ疲労損傷の集中のモデル化、

(5)ミクロなクリープ疲労損傷評価によるき裂発生の評価、

(6)き裂進展の評価、

である。

本報では、(1)から(5)までを対象としたが、(3)から(5)、すなわち、ミクロな応力・ひずみ集中からき裂の発生に重点を置いた。

#### 3.2 モデル

##### 3.2.1 初期状態における $\delta$ フェライトの分布モデル

$\delta$ フェライトの分布状態は、主として供試材の化学成分と溶接時の冷却速度によって決定される。本報では最も基本的な分布を考え、 $\delta$ フェライトの形状・寸法・配列の不規則性は考慮せず、オーステナイト(無限体と考える)中に無限長の円柱状の $\delta$ フェライトが等間隔に分布している状態(図3)を仮定した。ここでは供試材のSEM観察結果に基づき、 $\delta$ フェライトの直径を $5\mu\text{m}$ 、間隔を $25\mu\text{m}$ とした。

##### 3.2.2 $\delta$ フェライトの変態挙動のモデル

$\delta$ フェライトの変態挙動は、主としてCrの拡散に支配され、変態速度および平衡状態は熱力学的に決定される。しかしこの評価に必要な物性値の決定等は非常に困難であるため、本報では①残存フェライトの低合金化、② $\sigma$ 相の析出、の2点に絞ってモデル化を行った。いずれの場合も、厳密には現実と異なるが、これらの最大限の効果を評価するため、初期 $\delta$ フェライトのすべてが残存フェライトあるいは $\sigma$ 相に変化すると仮定した。

##### 3.2.3 $\delta$ フェライト及び $\sigma$ 相近傍のミクロな応力・ひずみ集中のモデル

$\delta$ フェライト及び $\sigma$ 相近傍のミクロな応力・ひずみ集中は、有限要素法(FINAS)により弾塑性クリープ解析を行い評価した。本報では平面ひずみ状態を仮定した。クリープ疲労負荷として、ひずみ範囲 $0.1\text{--}0.5\%$ 、ひずみ保持時間1時間の引張保持を想定した。 $\delta$ フェライトの軸と直角方向にひずみ範囲の半分のひずみを与えた。必要な物性値及び力学的特

性は、オーステナイトについてはSUS304鋼で、残存フェライトについてはCr濃度の等しいフェライト鋼で(Cr濃度が約2%に低下した時点を2 1/4Cr-1Mo鋼・約9%に低下した時点を改良9Cr-1Mo鋼)、 $\sigma$ 相については剛体で模擬できると仮定した。本報では、界面の物性はモデル化していない。

### 3.2.4 ミクロなクリープ疲労損傷の集中のモデルと破損クライテリア

残存フェライトおよび $\sigma$ 相近傍のミクロなクリープ疲労損傷の集中は、応力・ひずみ解析の結果に基づき評価した。すべての積分点における応力履歴・ひずみ履歴を時間消費型の線型損傷則<sup>(8)</sup>に適用して1サイクル当たりの疲労損傷、クリープ損傷を求めた。破損のクライテリアは応力・ひずみ解析に用いた材料のクライテリアとした。線型損傷則に適用する応力・ひずみ成分は、き裂が界面に沿って発生していることを考慮して、相界面の法線方向の応力・ひずみ成分とした。すべての積分点についてクリープ疲労寿命を求め、最も短い寿命とその寿命を与える積分点を、溶接金属のクリープ疲労き裂の発生寿命およびき裂の発生点とした。本報では、界面の破損は界面に最も近い積分点の破損で模擬されるものとした。

## 4. 材料微視構造モデルによる解析

### 4.1 ミクロな応力・ひずみの集中

ミクロな応力・ひずみの集中の評価結果の例を図4、図5に示す。図4は、0.25%の引張ひずみを与えた場合の残存フェライト(Cr濃度約2%、9%に相当)、 $\sigma$ 相近傍の負荷方向の応力ひずみ成分の分布を示したものである。低合金化 $\delta$ フェライト近傍の応力・ひずみの負荷方向成分の集中率は、Cr濃度に係わらず同程度で、ひずみ範囲が0.5%の場合に応力が1.23程度、ひずみが1.10程度である。 $\sigma$ 相近傍では集中は非常に大きくなり、応力が3.02程度、ひずみは6.92程度である。ひずみ保持とともに集中率は減少する。また、ひずみ範囲の減少とともに応力・ひずみの集中率も減少することが分かる。図5は、それぞれにおける界面の法線方向、接戦方向の応力ひずみ成分の界面に沿う分布を示した図である。ひずみは、界面と負荷方向が約45°をなす方向で最大となるが、応力は界面の方向が負荷方向と直交する方向で最大となることがわかる。

### 4.2 ミクロなクリープ疲労損傷の評価

ミクロなクリープ疲労損傷の評価結果の例を図6に示す。図6は、ひずみ範囲0.5%、ひずみ保持時間1時間のクリープ疲労負荷時の残存フェライト(Cr濃度約2%、9%に相当)、 $\sigma$ 相近傍の1サイクル当たりの疲労損傷、クリープ損傷の界面に沿う分布を示したものである。疲労損傷は周期的な分布を示すが、クリープ損傷は界面の方向が負荷方向と直交する方向で最大となることがわかる。

### 4.3 溶接金属のクリープ疲労強度評価

クリープ疲労損傷の評価結果に基づき、寿命評価を行った結果をクリープ疲労試験結果と合わせて図7に示す。残存フェライトのCr濃度の低下とともにクリープ疲労強度が低下する傾向が分かる。 $\delta$ フェライトがすべて $\sigma$ 相に変化した場合にはさらに強度が低下することが分かる。

Cr濃度が9%の評価結果は、ほぼ $10^3$ 時間程度の試験結果に相当するが、これは試験結果とおおむね一致していることが分かる。また、 $\sigma$ 相の評価結果はかなりの寿命低下を示しているが、この評価結果は、 $\delta$ フェライトのすべて(現実には一部)が負荷開始時から(現実には徐々に) $\sigma$ 相に変化しているという仮定に基づいたものであり、現実よりも数オーダー程度厳しいクリープ疲労強度となっている可能性があることに注意しなければならない。

## 5. 考察

### 5.1 材料微視構造モデルによる溶接金属の長時間クリープ疲労強度評価

本報告で開発した材料微視構造モデルは、フェライトの分布状態、変態挙動、ミクロの物性値の仮定などにおいて、かなり単純化した仮定を設けている。しかし、①クリープ疲労き裂の発生位置の再現に成功していること、②限られたデータではあるが、試験時間10<sup>3</sup>時間程度のクリープ疲労強度(残存フェライトのCr濃度が9%程度に対応)の予測精度が良好であることを考えると、本モデルは、モデルに必要な仮定の最適化を行うことにより、長時間クリープ疲労強度についても精度のよい予測が可能であることが期待できる。

### 5.2 モデルの最適化

以下に最適化を行うべき仮定を列挙する。

#### 5.2.1 初期状態におけるδフェライトの分布モデルの最適化

本報では、初期状態におけるδフェライトの分布状態として、同一直径の円柱状δフェライトが一様に配列している状態を仮定しているが、実際には、δフェライトの寸法・形状・配列は統計的に分布する。この統計的な分布を考慮して、初期状態のδフェライトの分布モデルを最適化する必要がある。

さらに、δフェライトの寸法・形状・配列の分布がミクロな応力・ひずみ集中に及ぼす影響について評価する必要がある。

#### 5.2.2 δフェライト変態挙動モデルの最適化

本報では、δフェライトのすべてが残存フェライトあるいは $\alpha$ 相に変態し、しかも負荷開始時にすでに変態が終了していると仮定したが、実際には、変態は負荷開始(加熱終了)とともに徐々に進行し、残存フェライトへの変態と $\alpha$ 相への変態が同時に進行する。この減少をモデルに取り入れる必要がある。

#### 5.2.3 δフェライトおよび $\alpha$ 相近傍のミクロな応力・ひずみ集中モデルの最適化

本報では、δフェライトおよび $\alpha$ 相近傍のミクロな応力・ひずみ集中を平面ひずみ状態を仮定して有限要素解析を行った。本モデルの応力・ひずみ解析は特性の異なる材料の界面近傍の応力・ひずみ解析であり、厳密には3次元解析を行わなければ正確な評価ができない<sup>(9)</sup>。このため3次元解析を行い、ミクロな応力・ひずみ集中モデルの最適化を行う必要がある。

#### 5.2.4 ミクロな特性の最適化

本報では、オーステナイトの特性(物性値・力学的特性)をSUS304鋼で模擬できると仮定した。残存フェライトの特性は、Cr濃度に着目し、Cr濃度が類似の既知のフェライト鋼の特性で模擬できると仮定した。 $\alpha$ 相については、硬くて脆い性質に着目し、剛体とした。実際には必ずしもこれらの仮定が正確でない可能性があり、試験などによりミクロの物性値を求め、モデルにおける仮定の最適化を行う必要がある。

### 5.2.5 ミクロなクリープ疲労損傷の評価法の最適化

本報では、ミクロなクリープ疲労損傷の支配因子は、き裂の発生方向が相界面方向であることから、相界面と法線方向の応力・ひずみ成分であると仮定した。また、クリープ疲労破損クライテリアについては、マクロのクライテリアがそのまま適用できると仮定した。界面近傍のミクロなクリープ疲労損傷の支配因子、クリープ疲労破損クライテリアは現在研究の黎明期にあり、活発な研究が行われている。今後十分な検討を行い、モデルを最適化する必要がある。

## 6. 結論

本報告では、ステンレス鋼溶接金属の材料微視構造を考慮したクリープ疲労強度解析法を開発することを目的として、基礎的な解析を行い、材料微視構造モデルを提案した。このモデルによって308系溶接金属のクリープ疲労強度を評価した。これにより以下の知見を得た。

- (1) 材料微視構造モデルは溶接金属のクリープ疲労破損形態を再現することができる。
- (2) 材料微視構造モデルは $10^3$ 時間程度のクリープ疲労強度を精度良く評価することができる。
- (3) 材料微視構造モデルは、モデルの最適化を行うことにより、長時間クリープ疲労強度も精度良く評価することが期待できる。

さらに、材料微視構造モデルに必要な仮定の最適化項目を明らかにした。

## 参考文献

- (1) 香川裕之、長谷部慎一、小峰龍司、加藤章一、青砥紀身、和田雄作、SUS304溶接継手の550℃におけるクリープ疲労強度とそのひずみ集中による検討、材料、39-440 (1990) 503.
- (2) Asayama, T., Kagawa, H., Hasebe, S. and Wada, Y., Creep-fatigue evaluation of SUS304 welded joint, SMiRT 11 Transactions Vol. E (1991) 185.
- (3) 長谷部慎一、奥石房樹、上野文義、香川裕之、和田雄作、SUS304溶接部のクリープ疲労破損形態に関する検討、第27回高温強度シンポジウム前刷集 (1989) 157.
- (4) 浅山泰、長谷部慎一、平川康、和田雄作、繰り返しひずみ軟化を考慮したMod. 9Cr-1Mo鋼溶接継手の疲労強度評価法、日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集 (1992) 487.
- (5) Asayama, T., Hasebe, S. Hirakawa, Y. and Wada, Y., Creep-fatigue evaluation method for Mod. 9Cr-1Mo weldment, SMiRT 11 Transactions Vol. L (1993) \*\*\*.
- (6) 例えば、Thomas, R. G., Low ductility creep failure in austenitic weld metals, Proc. Specialists Meeting on Mechanical Properties of Structural Materials Including Environment, Chester, U.K., IWGFR-49, 1983, Vol. I, pp. 297-326.
- (7) 長谷部慎一、動燃事業団成果報告書、執筆予定。
- (8) 和田、青砥、上野、ステンレス鋼のクリープ疲労損傷機構とその評価に関する研究、動燃技報、No. 87 (1993) 19.
- (9) 結城編、界面の力学、培風館、1993.

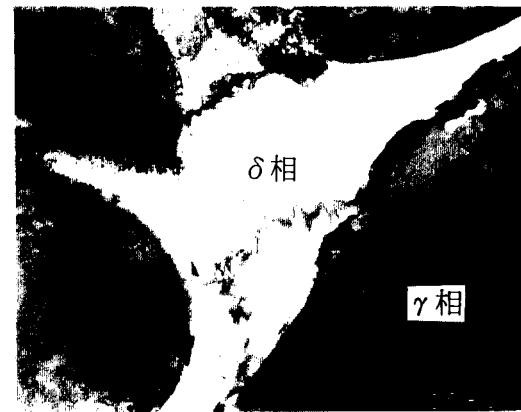
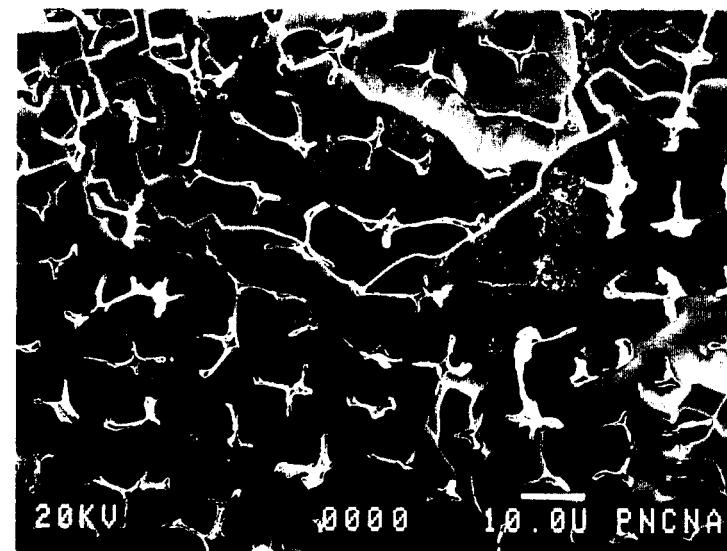
## 謝辞

本報告をまとめるにあたり、材料微視構造モデルに係わる有限要素解析全般について常  
用産業(株)の加藤猛彦氏の多大の助力を得た。ここに謝意を表する。

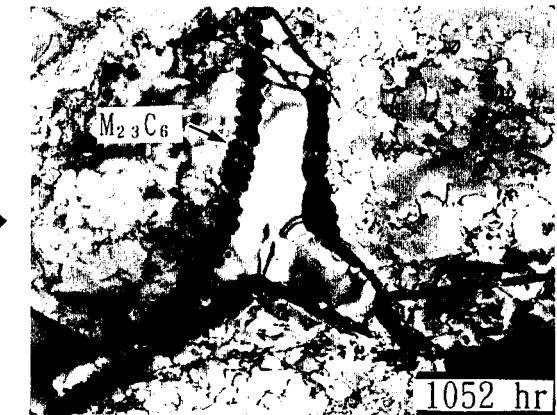
表1 供試材の化学成分

| C     | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr    | M    | N     | wt% |
|-------|------|------|-------|-------|------|-------|------|-------|-----|
| 0.055 | 0.35 | 1.45 | 0.007 | 0.002 | 9.87 | 19.77 | 0.03 | 0.032 |     |

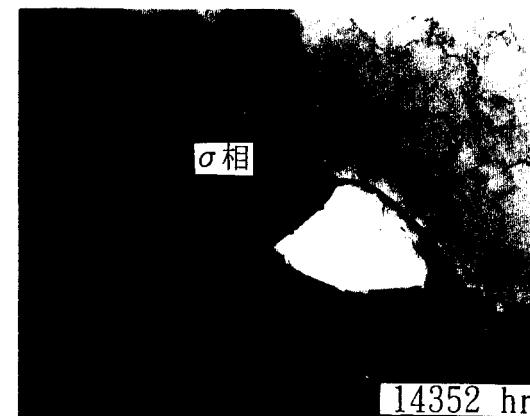
## ● ステンレス鋼溶接金属の特徴 – フェライトの組織変化



初期状態



中時間



長時間

オーステナイト中に含まれるフェライト

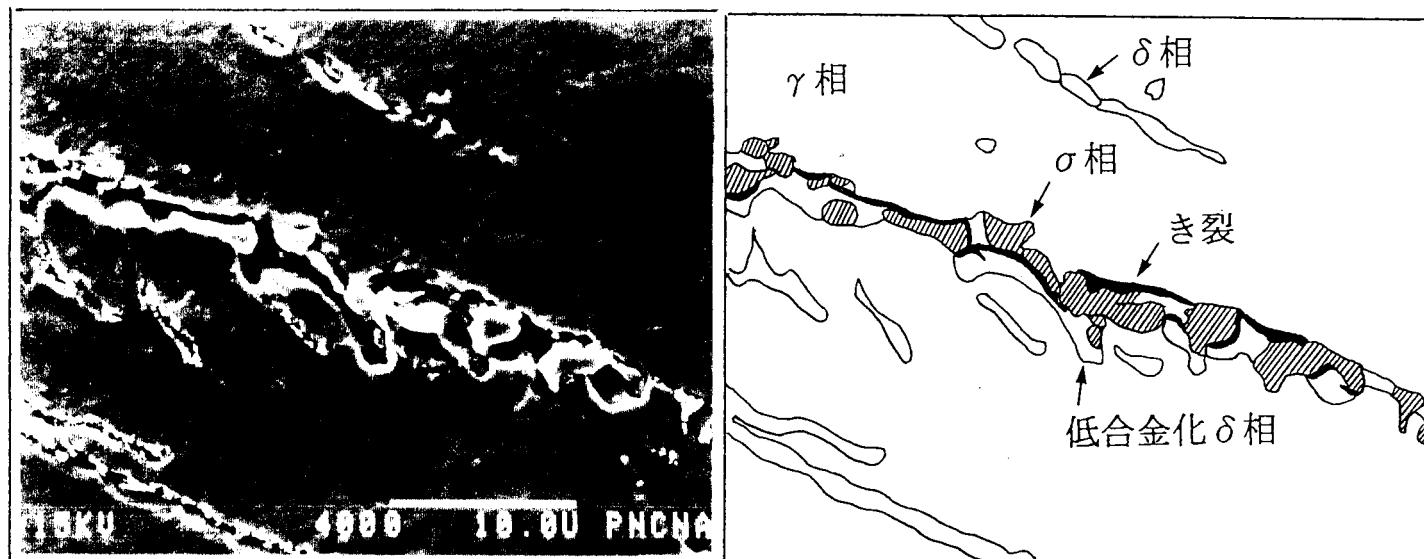
(308系溶接金属)

時効による組織の変化 (550°C)

Figure 1 Precipitation of sigma-phase in 308 weld metal due to aging at 550°C

## ● オーステナイト／フェライト界面近傍におけるき裂の発生

-13-



308系溶接金属, クリープ, 550°C

Figure 2 Initiation and propagation of creep-fatigue crack adjacent to the sigma-phase

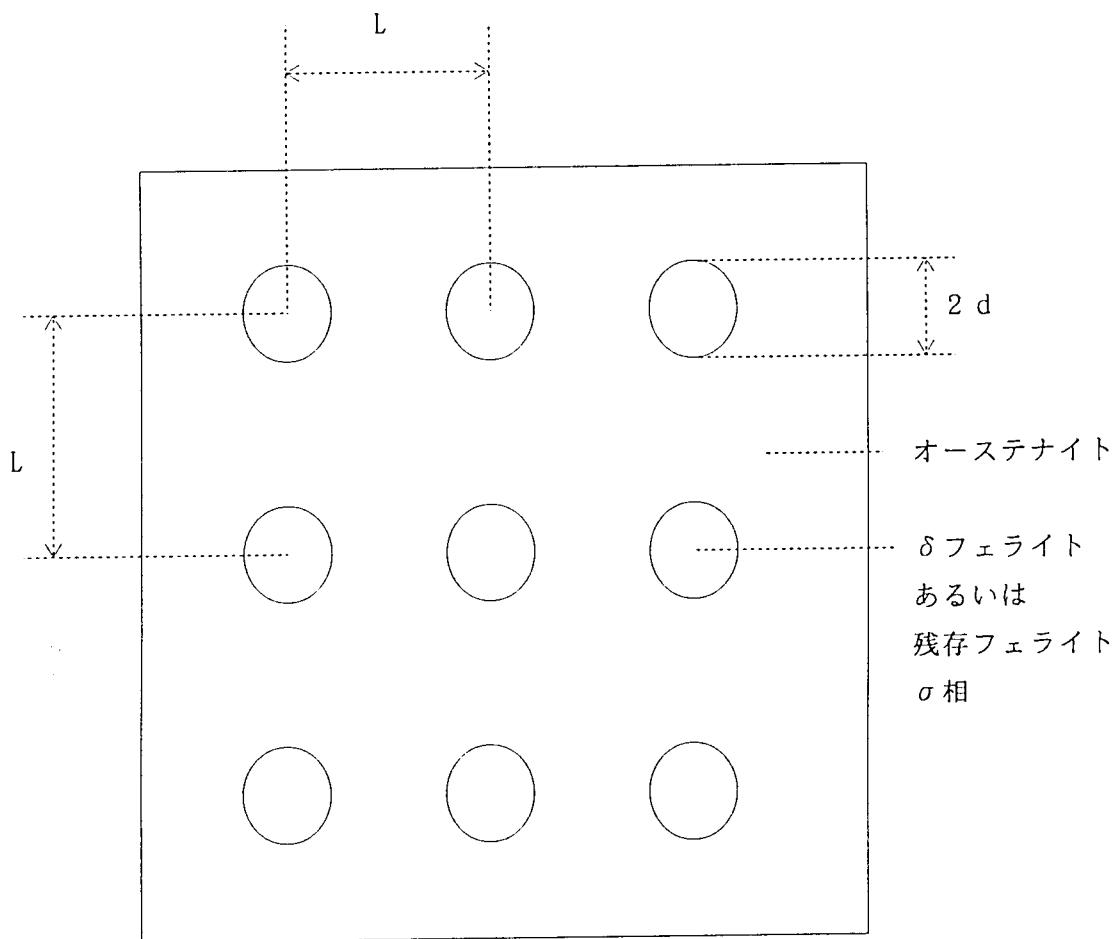


図3 材料微視構造モデルの概念図



Figure 4(1) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase  
(Cr content:9%, strain range:0.5%, stress component of loading direction)

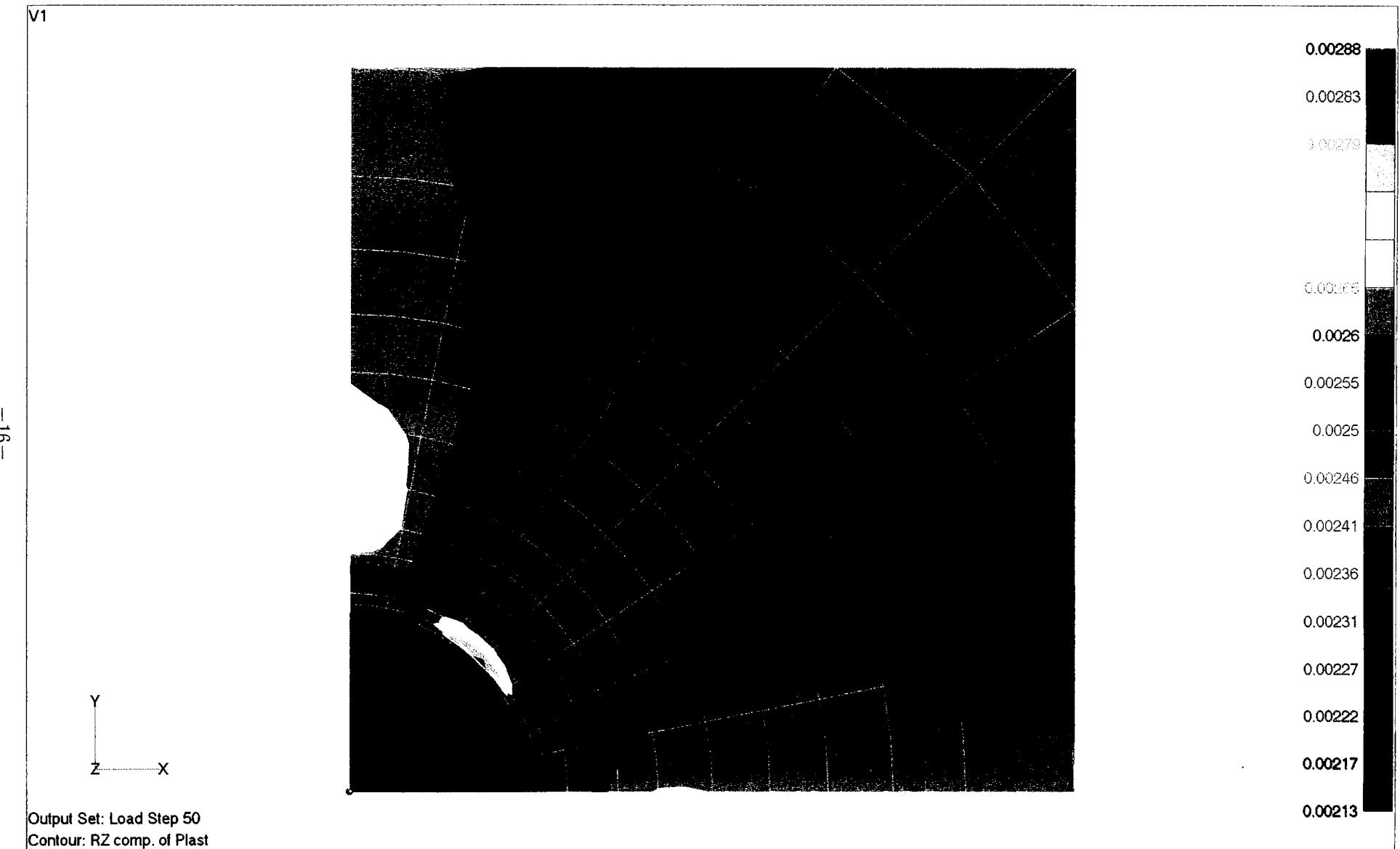


Figure 4(2) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase  
(Cr content:9%, strain range:0.5%, strain component of loading direction)



Figure 4(3) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase  
(Cr content:2%, strain range:0.5%, stress component of loading direction)

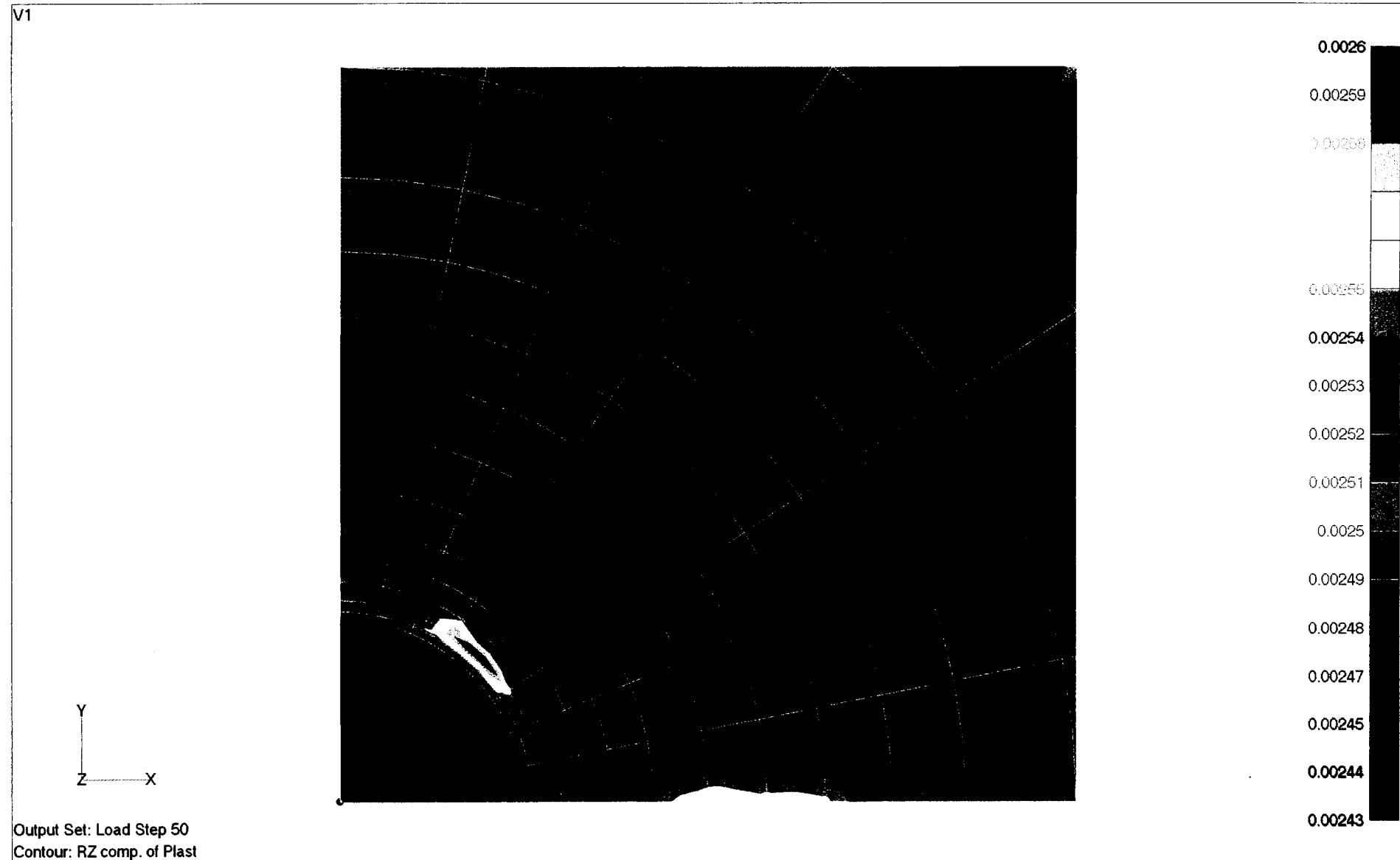


Figure 4(4) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase  
(Cr content:2%, strain range:0.5%, strain component of loading direction)



Figure 4(b) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase  
(Sigma-phase, strain range:0.5%, stress component of loading direction)

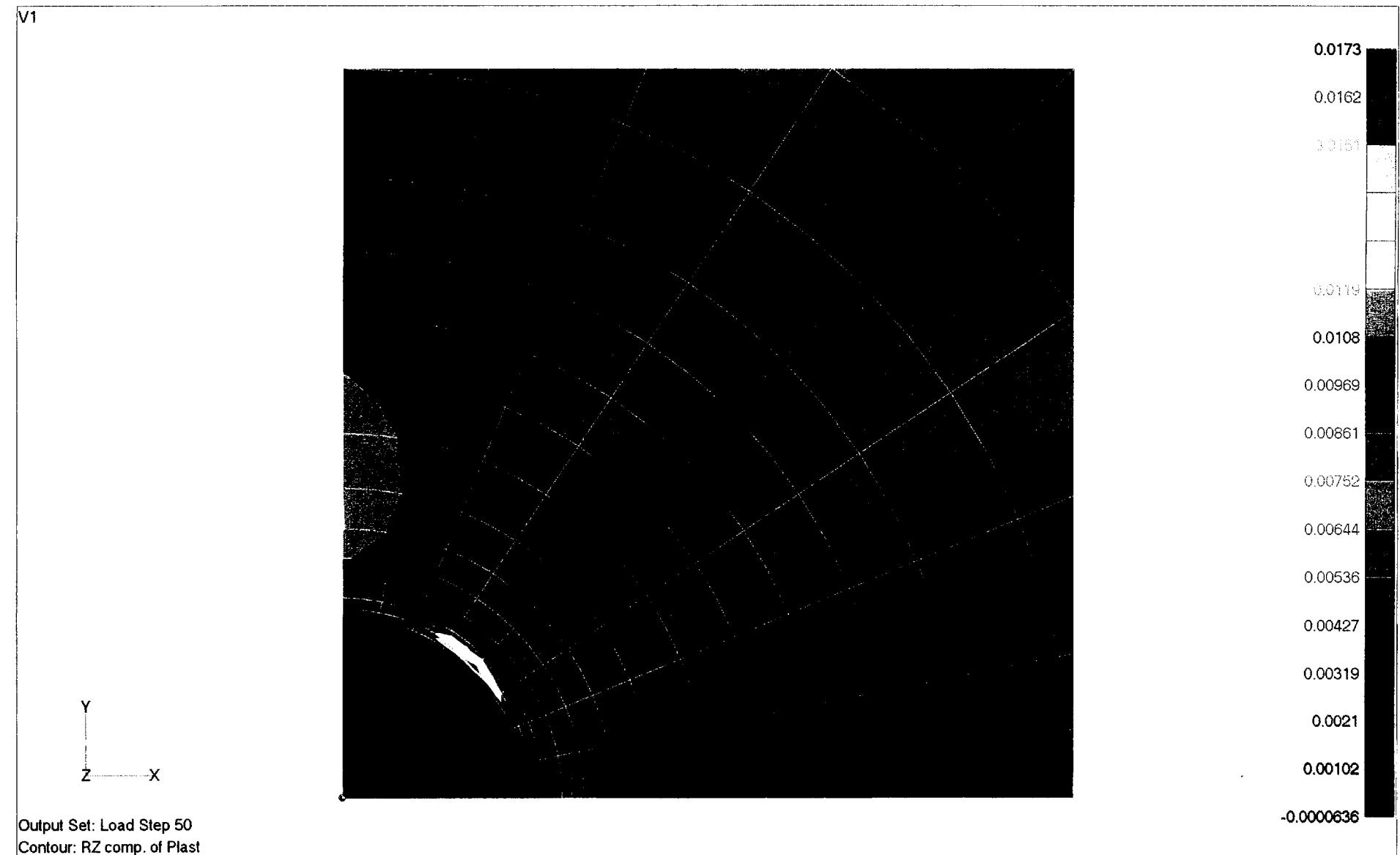


Figure 1(6) Stress/strain concentration adjacent to the ferrite and sigma-phase  
(Sigma-phase, strain range:0.5%, strain component of loading direction)

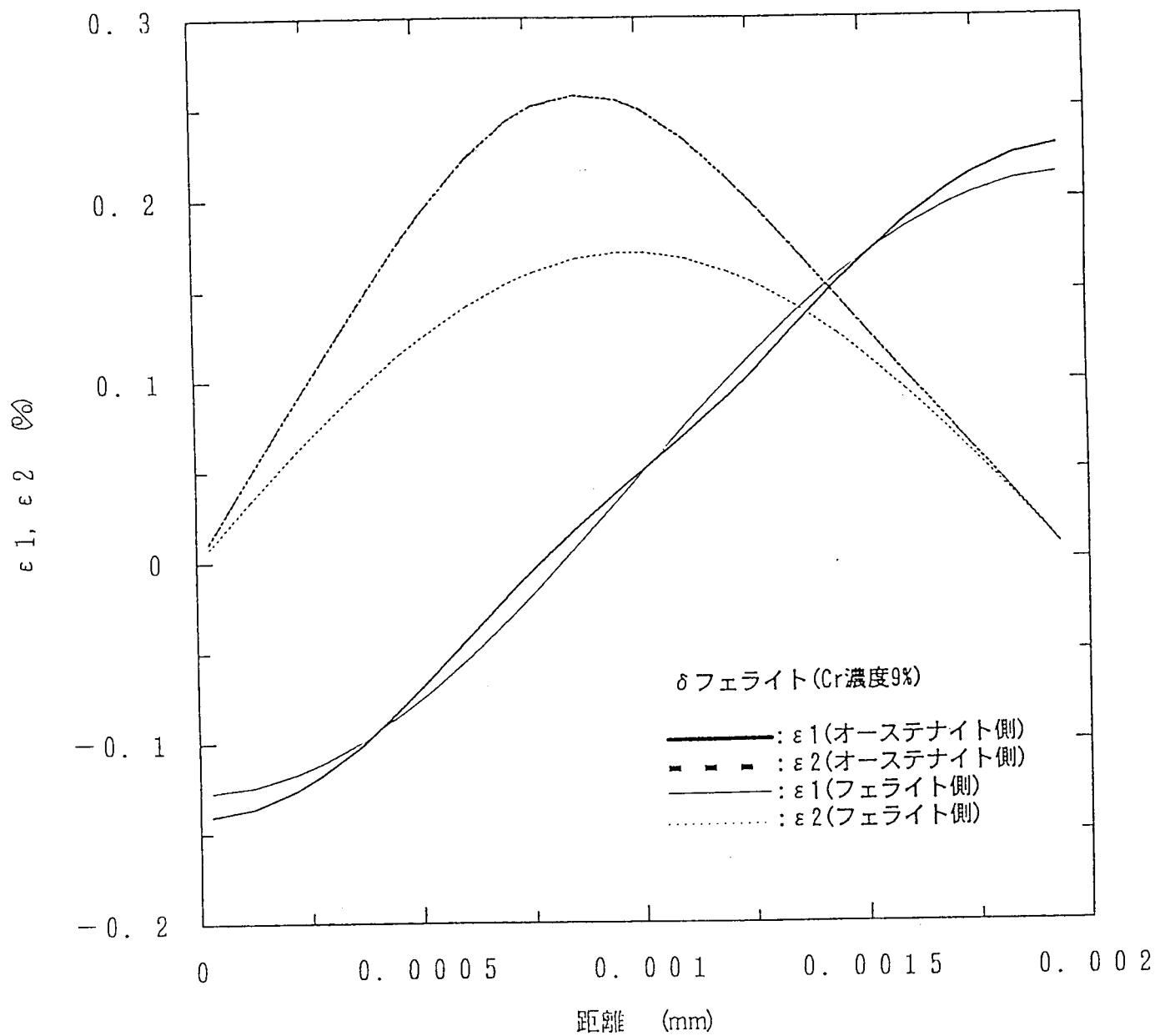


Figure 5(1) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/sigma and austenite (Cr content:9%, strain range:0.5%, stress component)

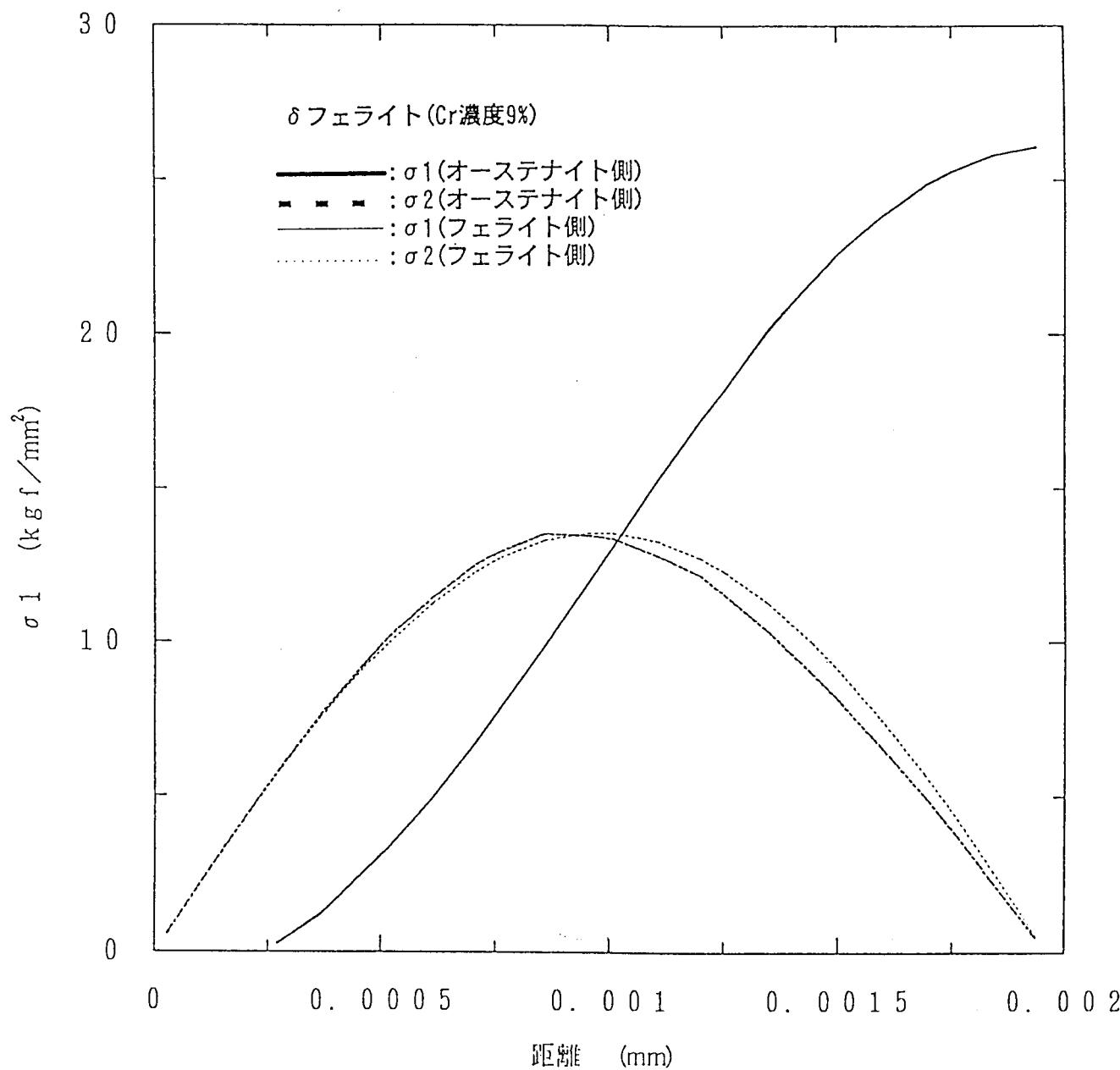


Figure 5(2) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/σ and austenite (Cr content:9%, strain range:0.5%, strain component)

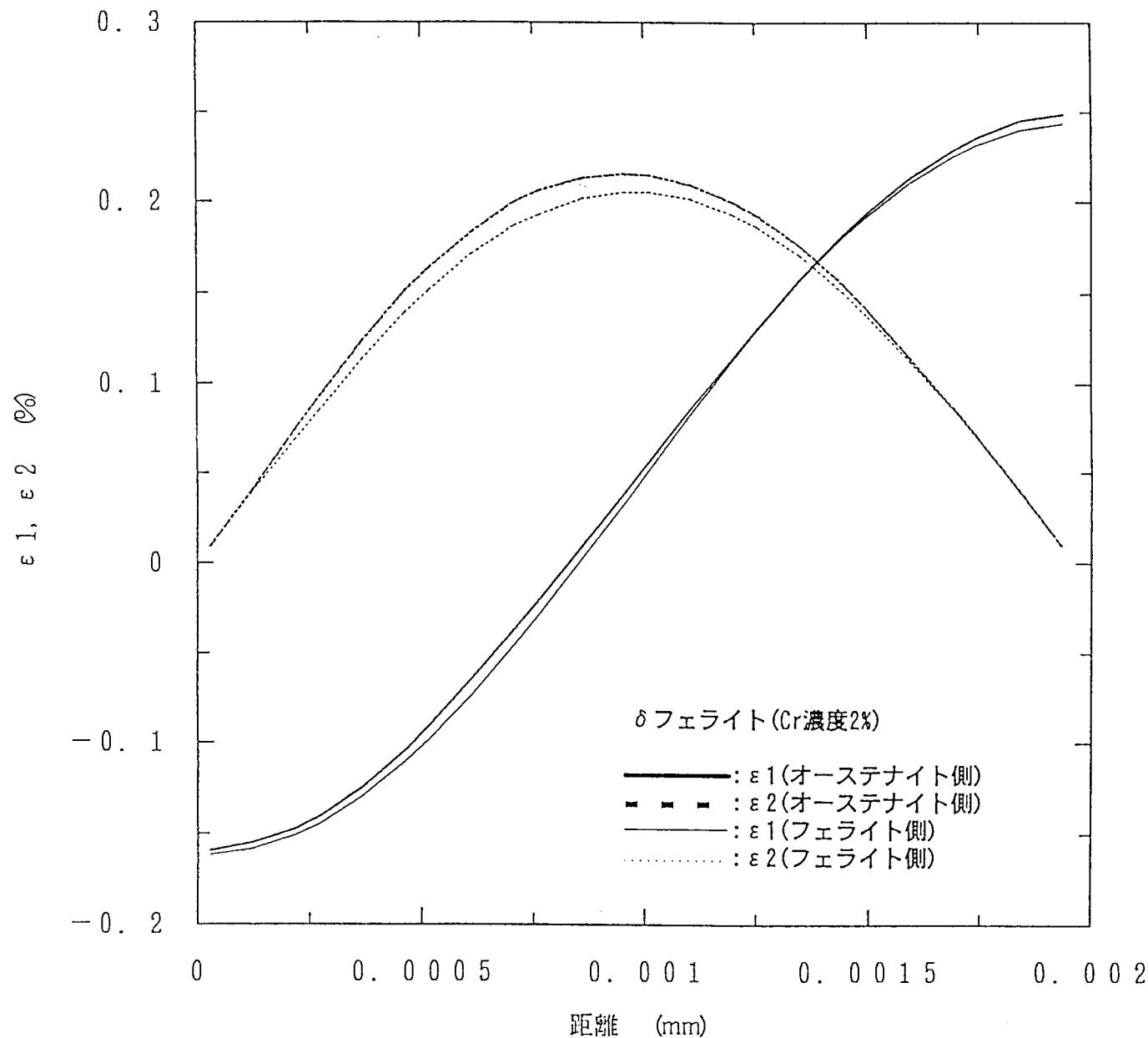


Figure 5(3) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/sigma and austenite (Cr content:2%, strain range:0.5%, stains component)

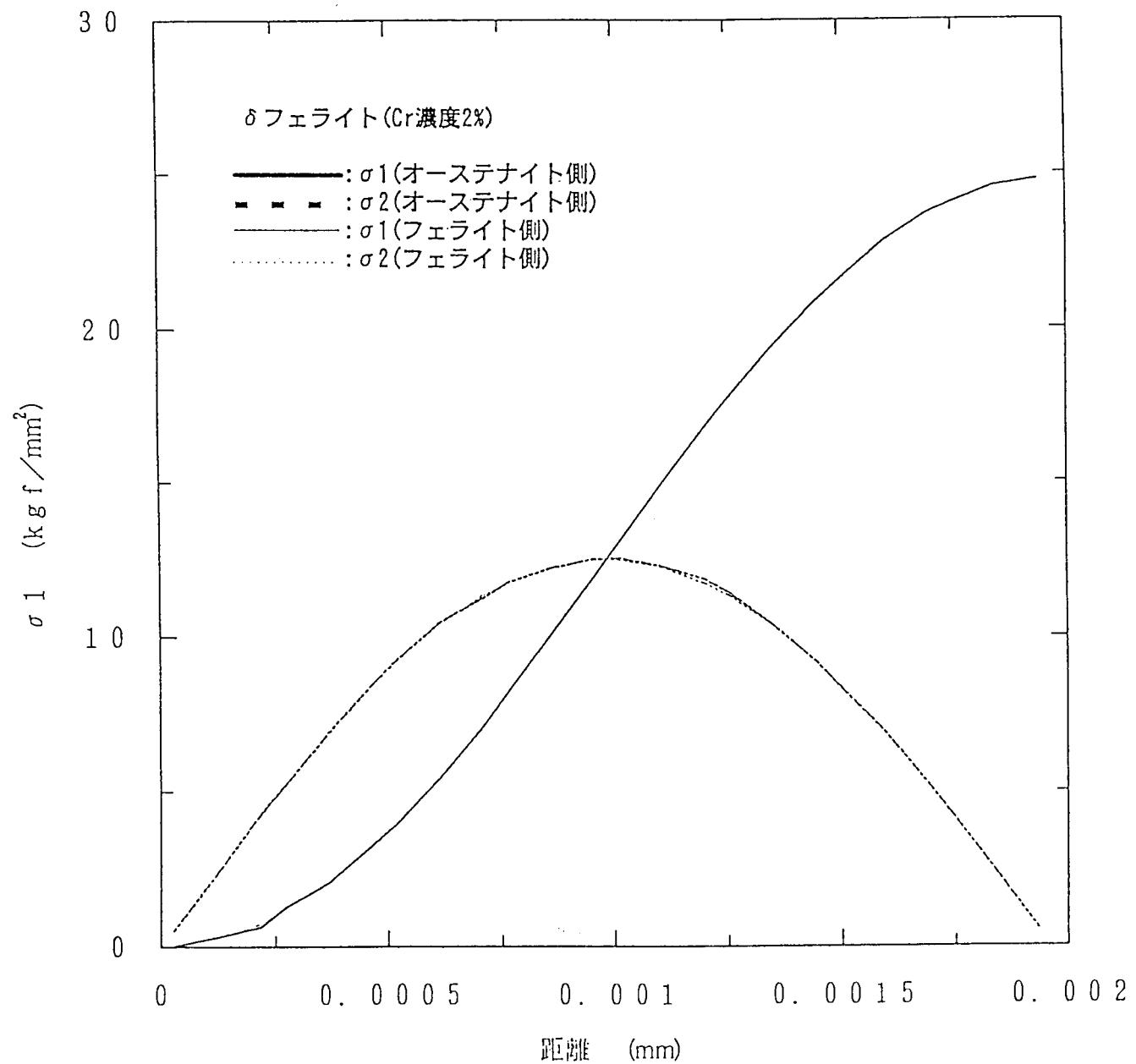


Figure 5(4) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/ $\sigma$  and austenite (Cr content:2%, strain range:0.5%, stress component)

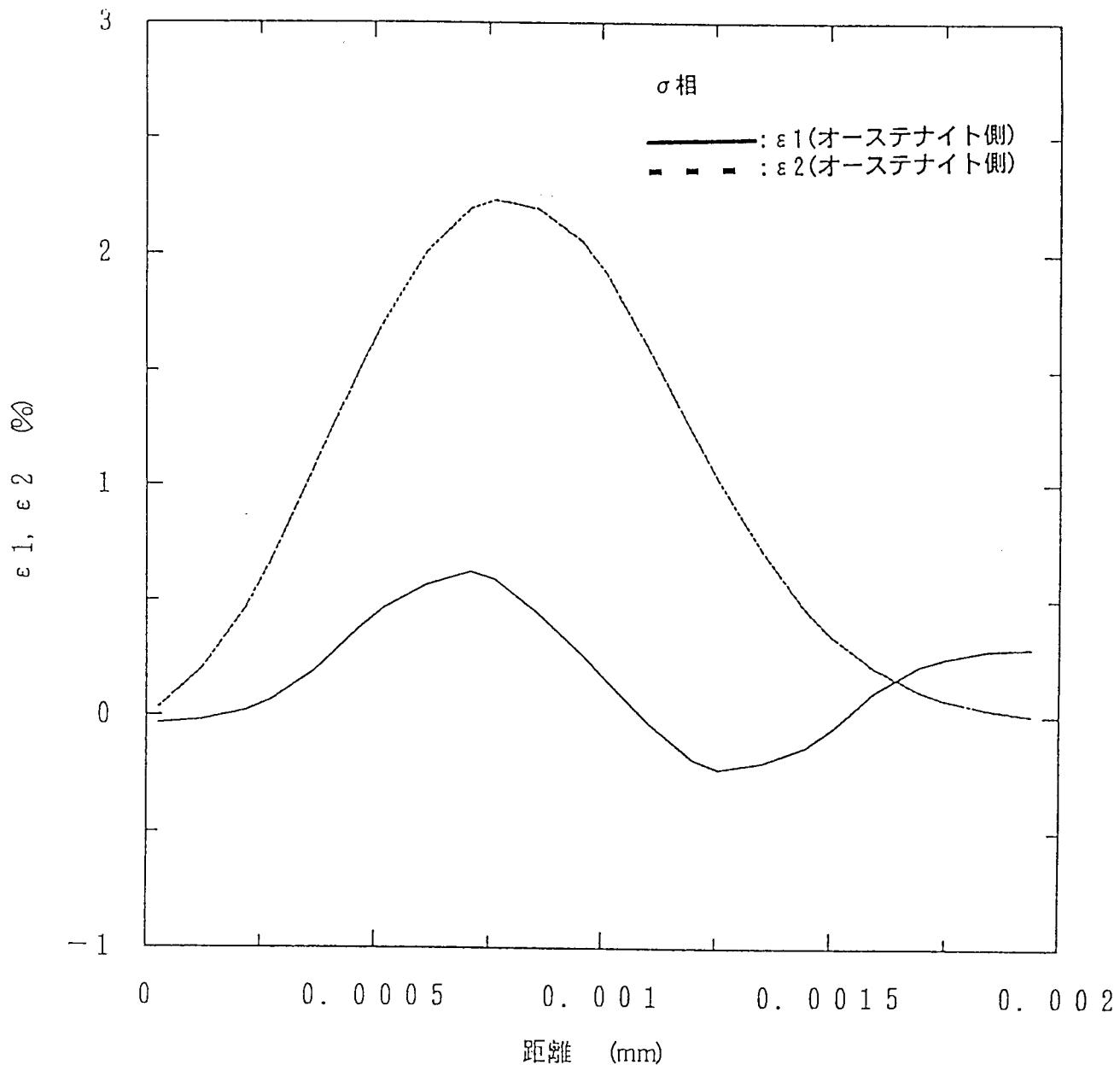


Figure 5(5) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/σ and austenite (σ phase, strain range: 0.5%, strain component)

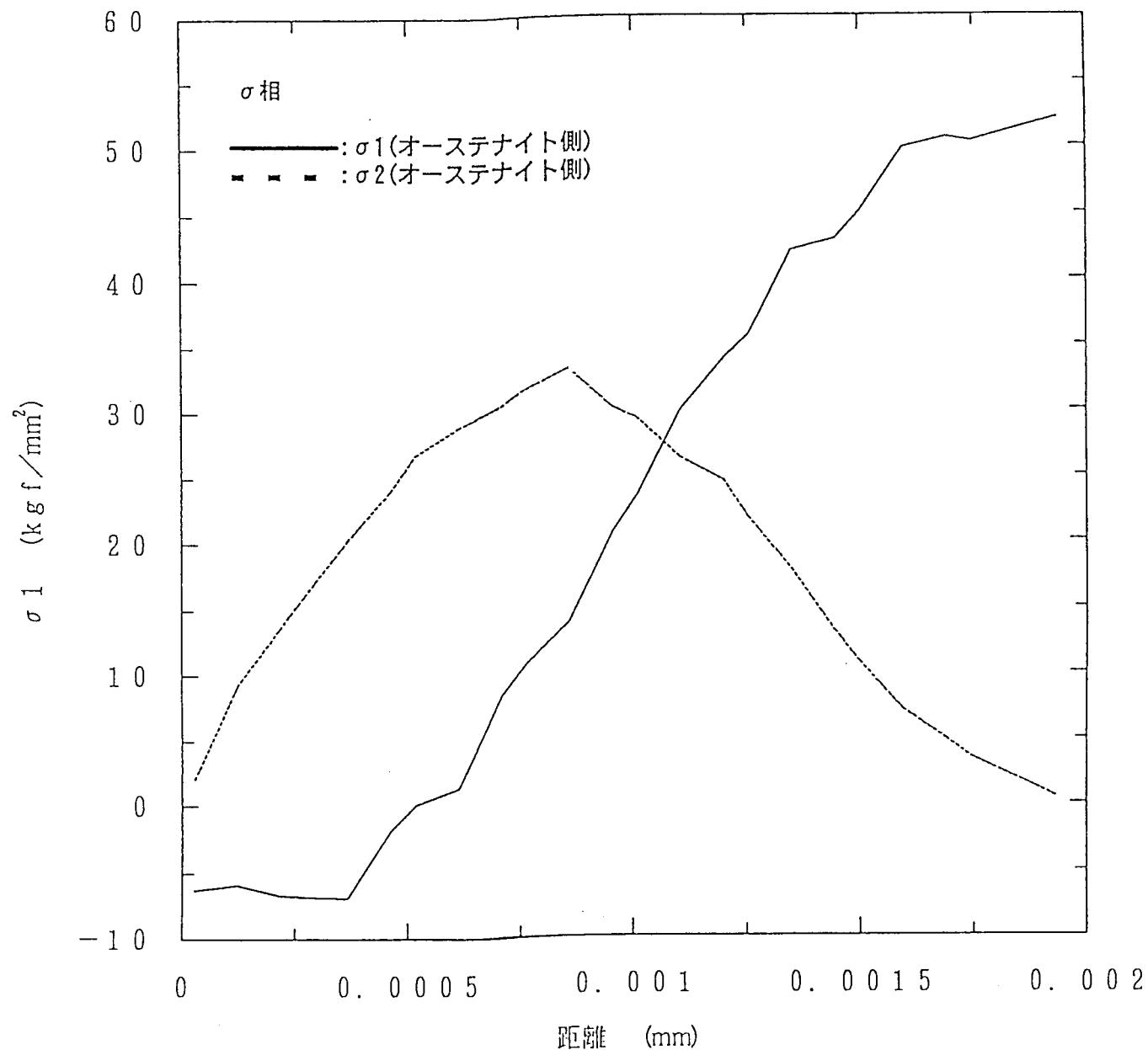


Figure 5(6) Concentration of stress/strain component perpendicular/parallel to the interface of ferrite/σ and austenite (σ-phase, strain range: 0.5%, stress component)

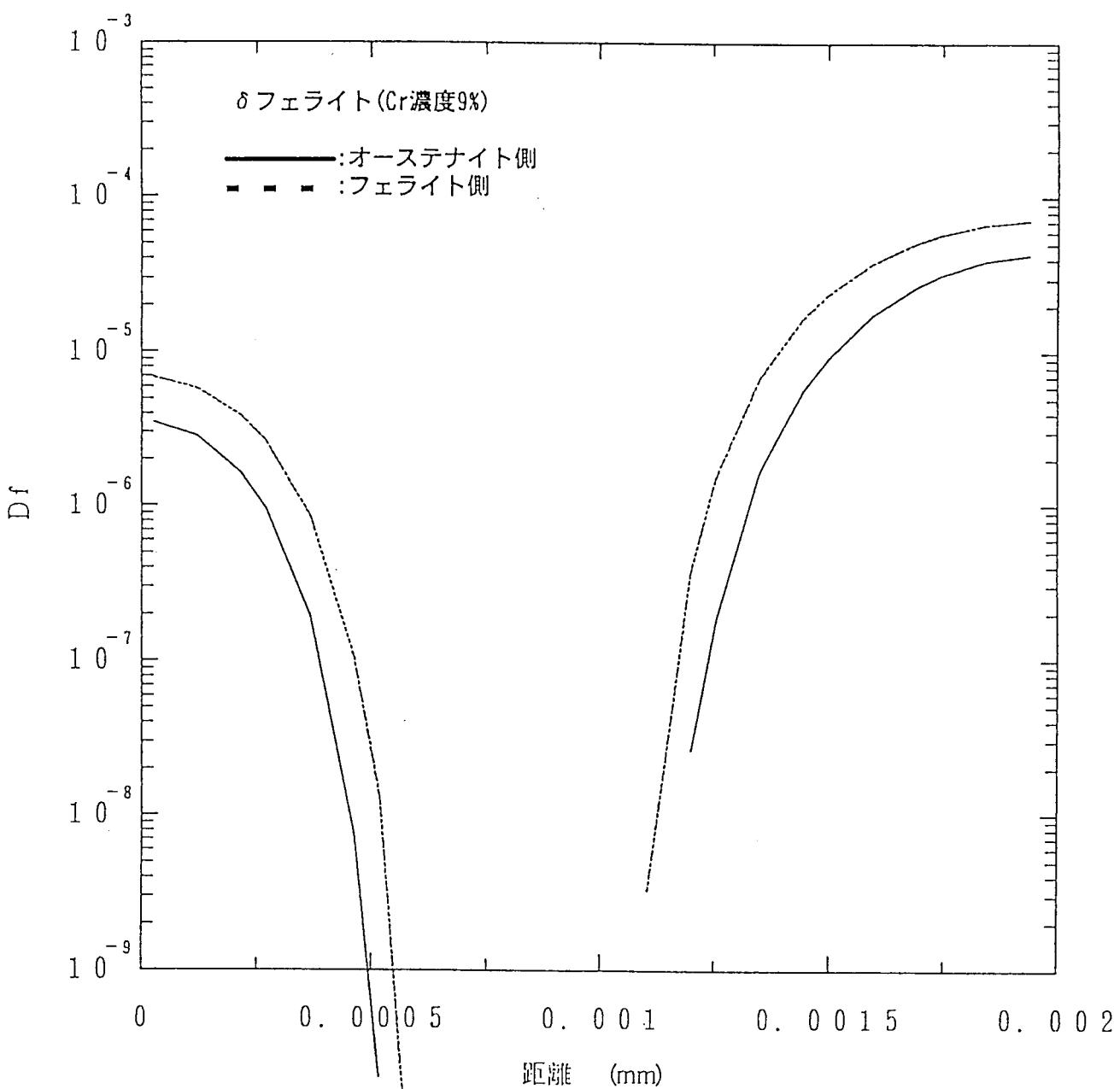


Figure 6(1) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(Ferrite, Cr content:9%, fatigue damage)

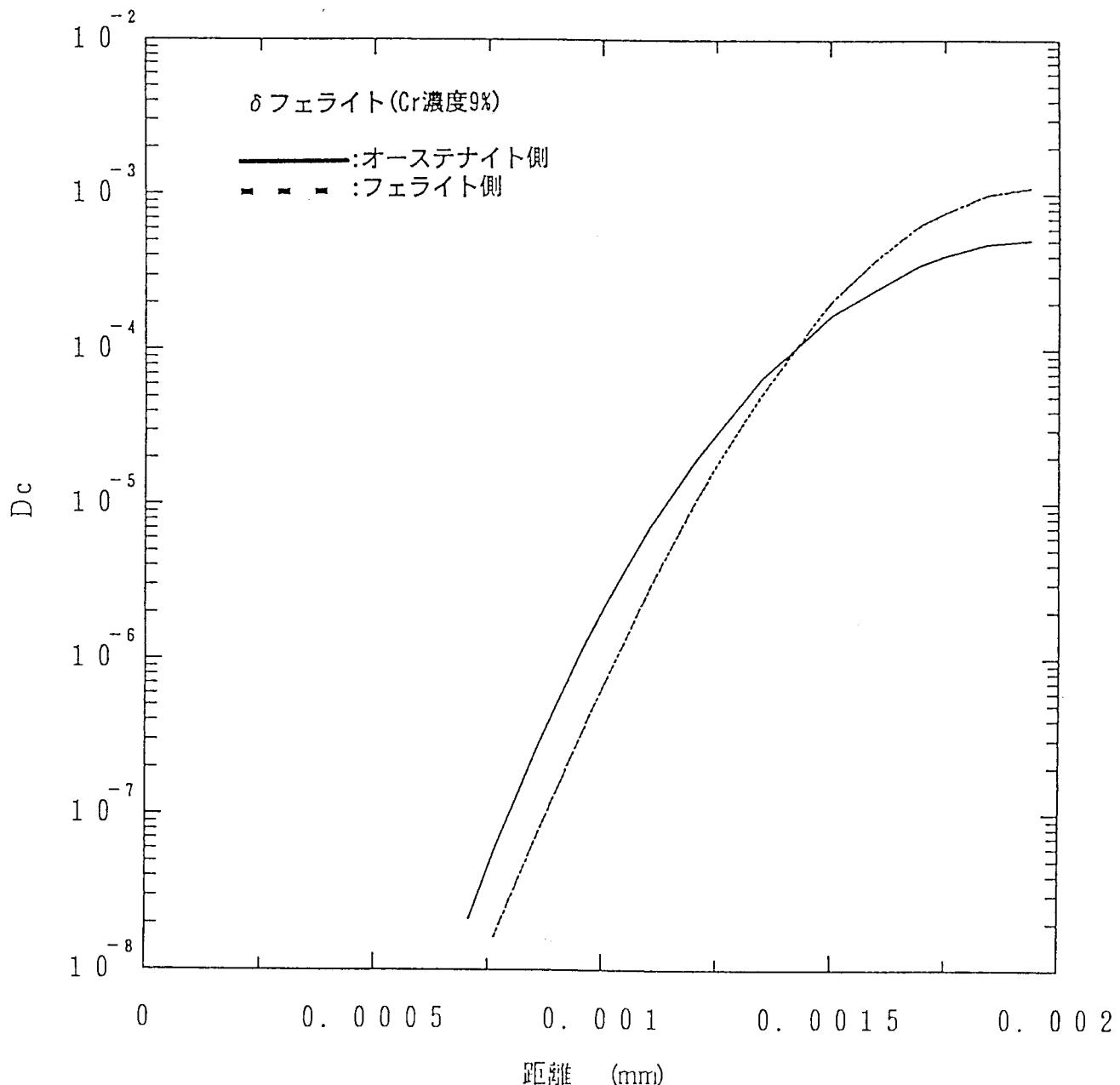


Figure 6(2) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(Ferrite, Cr content; 9%, creep damage)

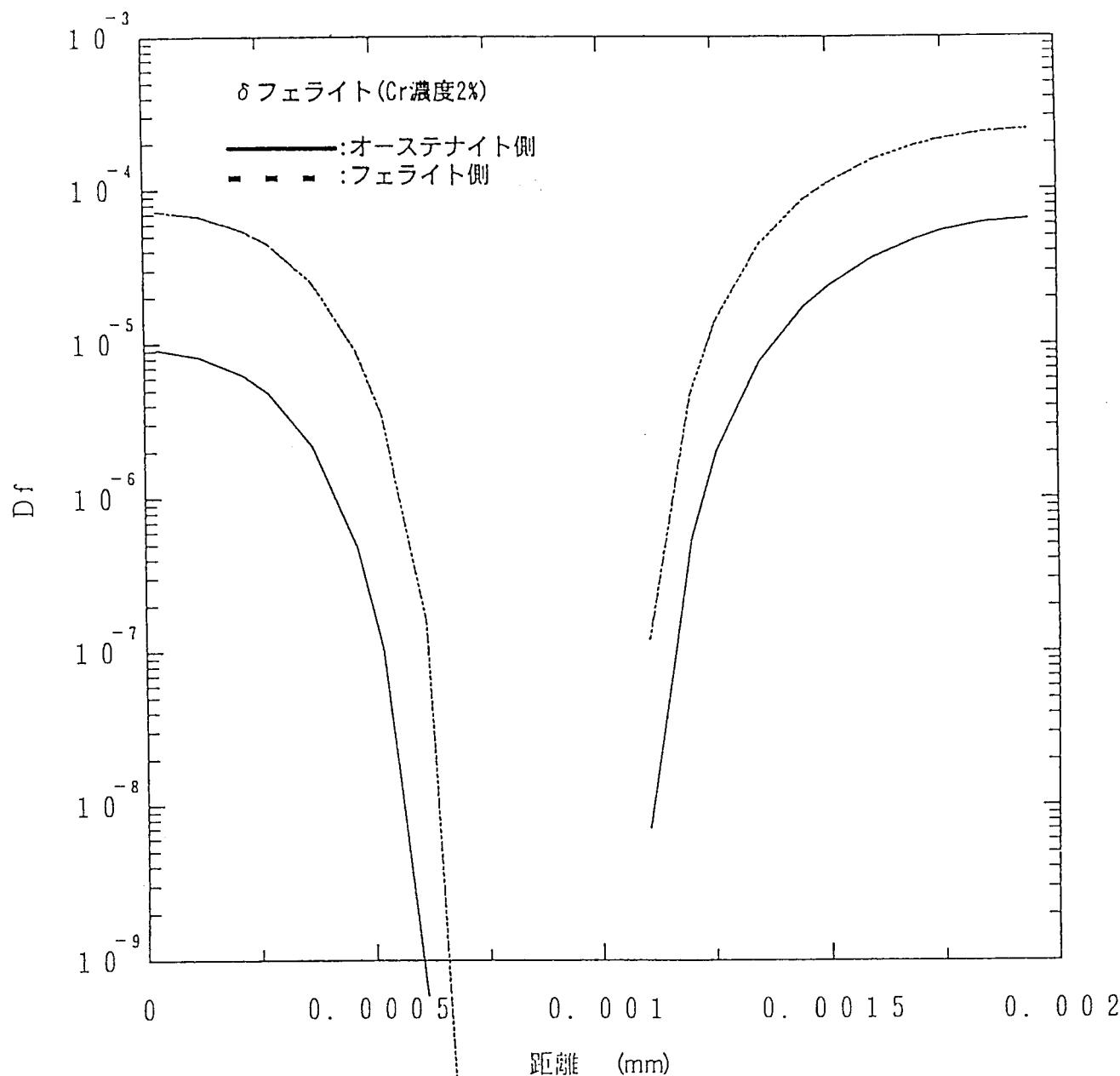
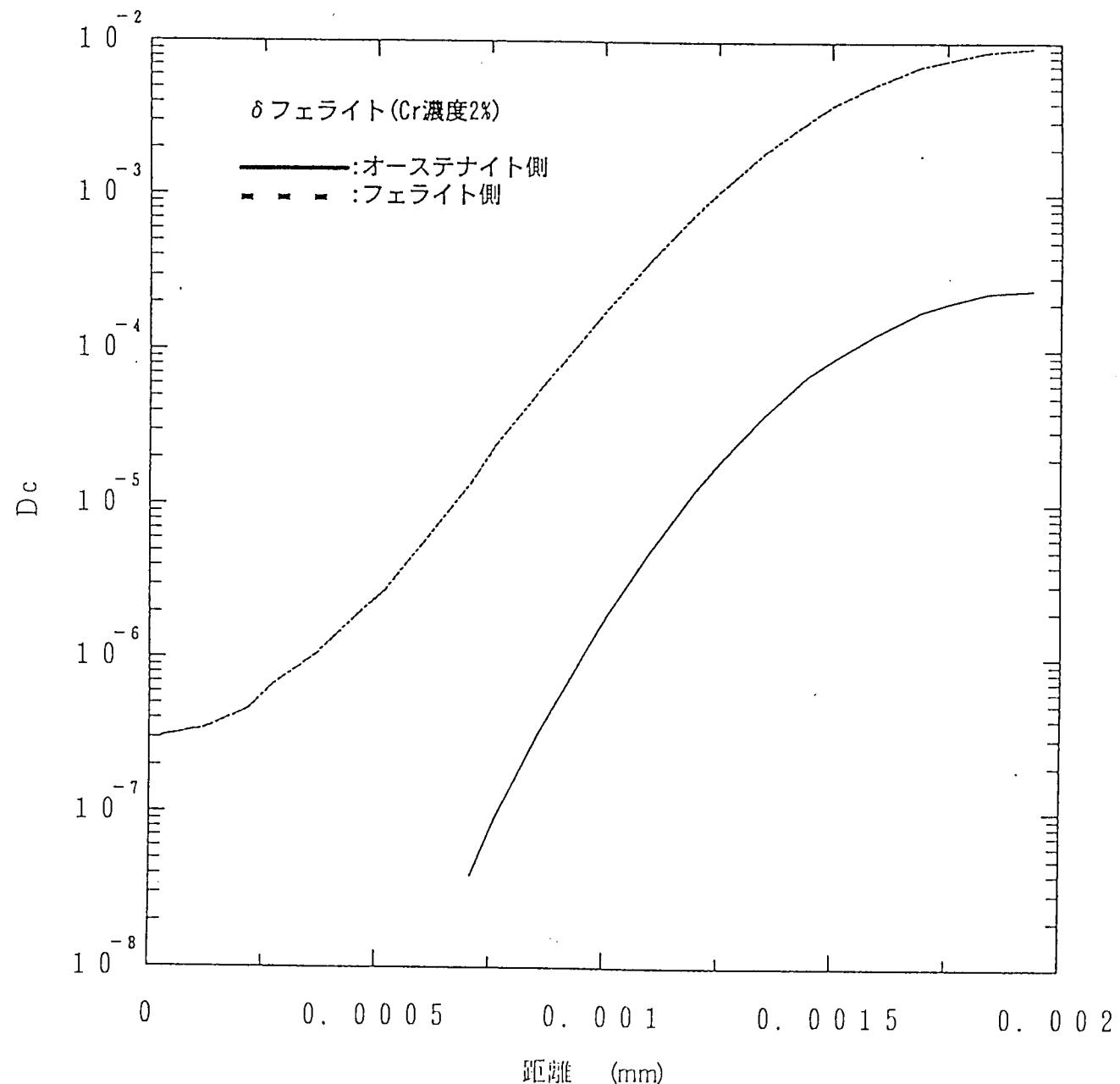
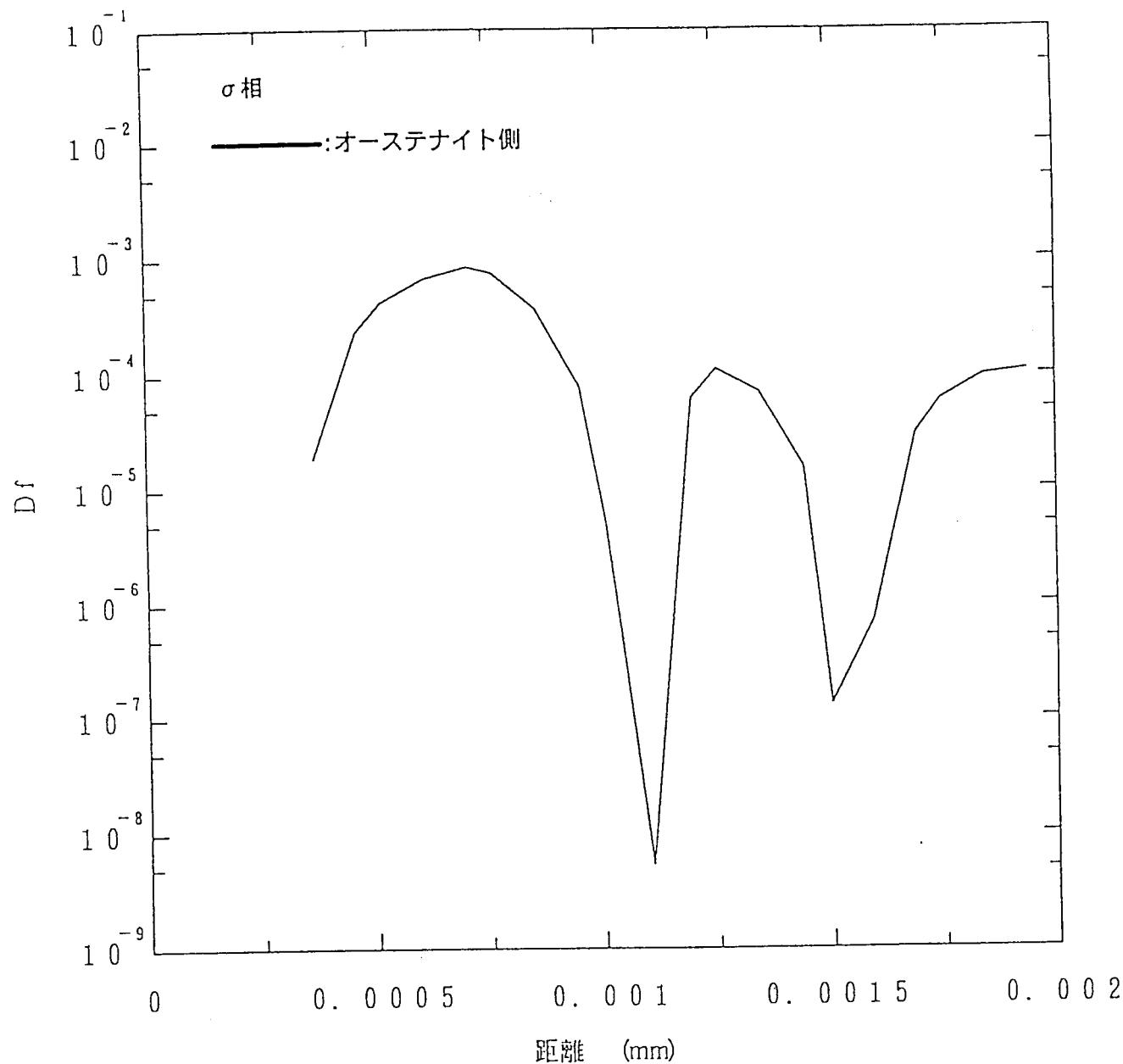
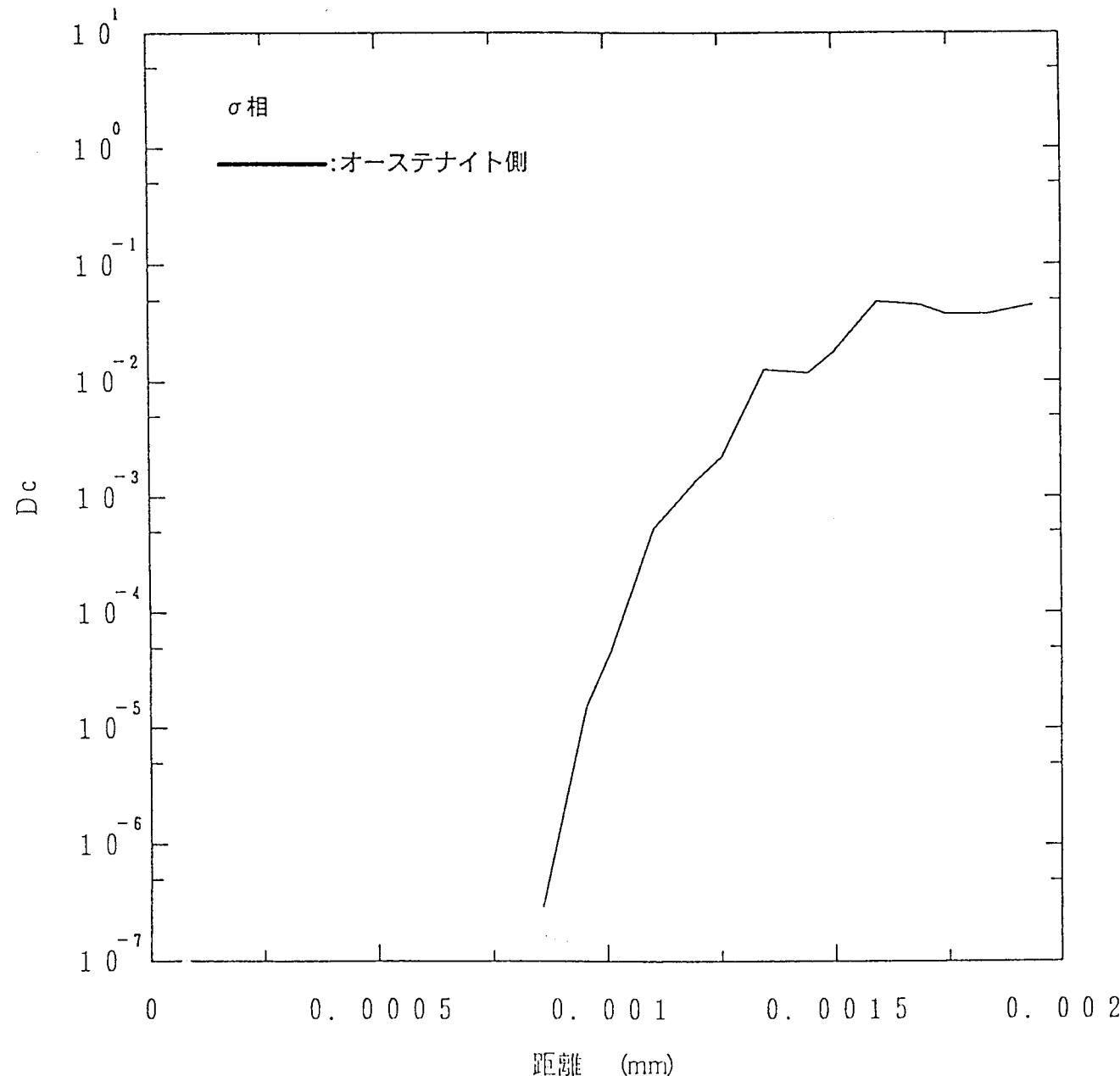


Figure 6(3) Creep-fatigue damage distribution adjacent to the interface  
(Ferrite, Cr content;2%, fatigue damage)







○ フェライトの材質変化がクリープ疲労強度に及ぼす影響

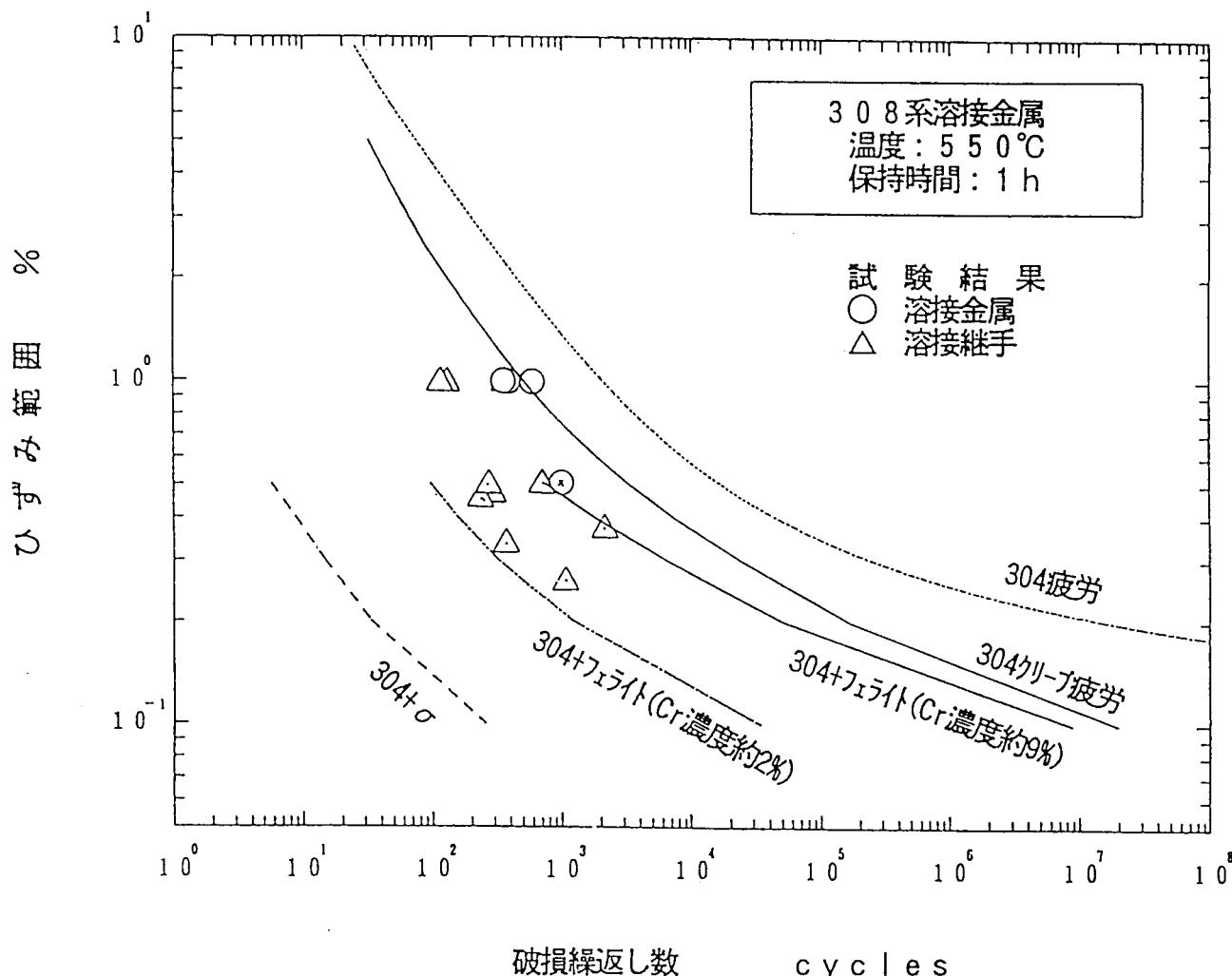


Figure 7 Creep-fatigue evaluation of weld metal by the Material Microstructure Model

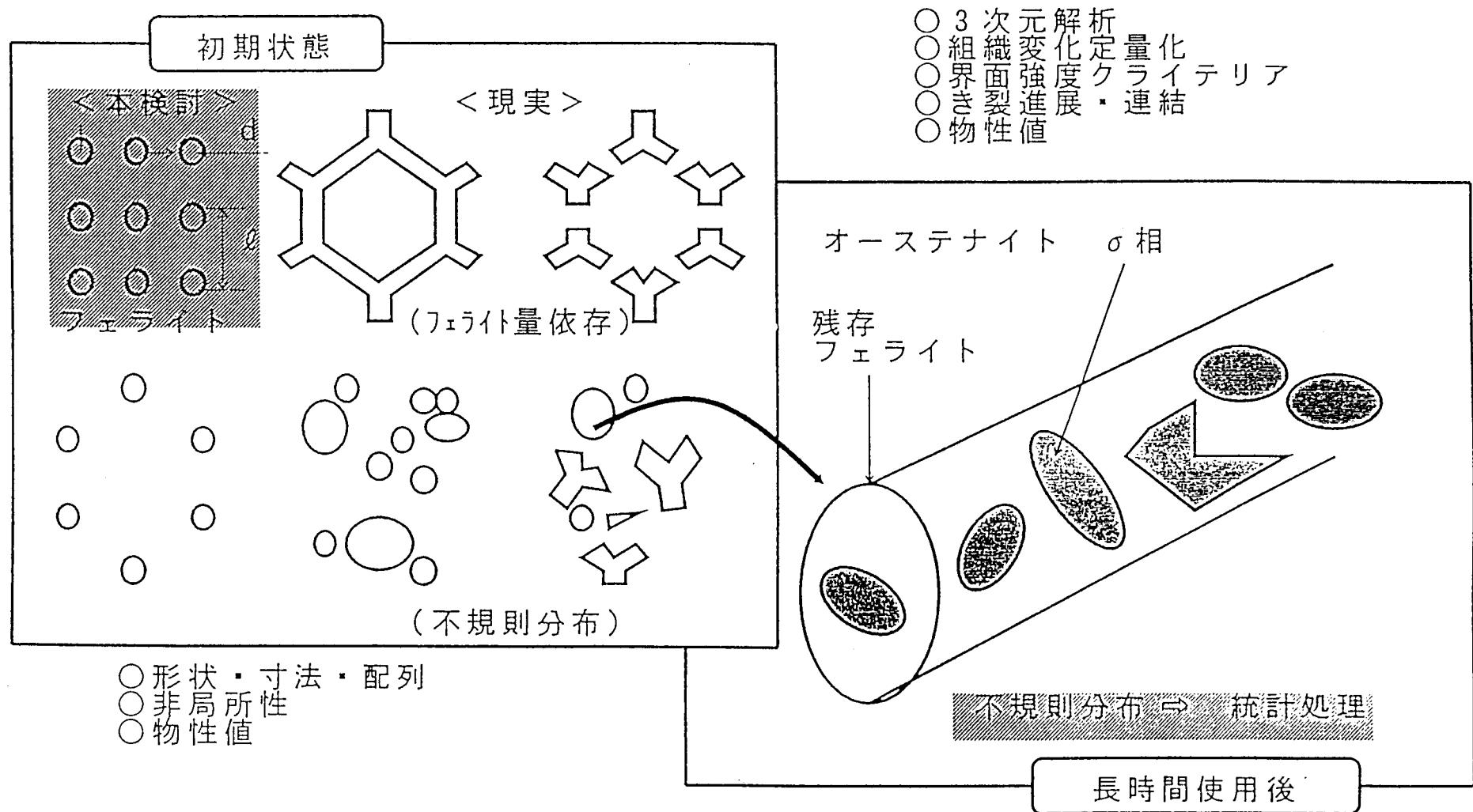


Figure 8 Assumptions to be optimized in the Material Microstructure Model

## 付録

### A. 1 相界面と法線/接線方向の応力・ひずみ成分

マトリックスとδフェライトあるいはσ相の界面の接線方向の応力成分 $\sigma_1$ と、法線方向の応力 $\sigma_2$ は式(A.1)により求めた。

$$\begin{aligned}\sigma_1 &= \frac{1}{2} (\sigma_x + \sigma_y) + \frac{1}{2} (\sigma_x - \sigma_y) \cos 2\theta \\ &\quad + (2\tau_{xy} + \tau_{yz} + \tau_{zx}) \cos \theta \sin \theta \\ \sigma_2 &= -\frac{1}{2} (\sigma_x - \sigma_y) \sin 2\theta + (\tau_{xy} + \tau_{yz}) \cos^2 \theta \\ &\quad - (\tau_{xy} + \tau_{zx}) \sin^2 \theta\end{aligned}\tag{A.1}$$

ただし、2次元解析では $\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$ である。ひずみ成分についても同様である。