



Title	多結晶金属材料のマイクロ構造とマクロ変形の相互作用を考慮した粘塑性構成式に関する研究
Author(s)	眞山, 剛
Citation	北海道大学. 博士(工学) 乙第6503号
Issue Date	2006-12-25
DOI	10.14943/doctoral.r6503
Doc URL	http://hdl.handle.net/2115/28108
Type	theses (doctoral)
File Information	thesis2006.pdf



[Instructions for use](#)

多結晶金属材料のマイクロ構造とマクロ変形の
相互作用を考慮した粘塑性構成式に関する研究

平成18年12月
眞山 剛

目次

第1章 緒言

- 1.1 本研究の背景と目的 1
- 1.2 構成式に関する最近の研究動向と本研究の位置付け 5

第2章 粘塑性変形の実験的観察

- 2.1 緒言 9
- 2.2 実験装置および実験方法 10
- 2.3 塑性とクリープにおける背応力の等価性に関する実験的観察 . . . 12
- 2.4 結言 20

第3章 現象論的粘塑性構成式の構築

- 3.1 緒言 21
- 3.2 現象論的粘塑性構成式の構築 22
- 3.3 構成式の基本的な概念について 28
- 3.4 結言 30

第4章 現象論的構成式の記述性検証

- 4.1 緒言 31
- 4.2 ステンレス鋼による単軸実験結果による検証 32
- 4.3 ステンレス鋼による二軸負荷試験による検証 45
- 4.4 銅材による高温変形への適用性の検証 56
- 4.5 結言 67

第5章 繰返し負荷による後続変形特性変化と転位組織化

- 5.1 緒言 68

5.2	繰返し塑性による後続粘塑性変形への影響に関する実験観察	69
5.3	繰返し負荷による転位組織への影響	74
5.4	繰返しねじり負荷と非比例繰返し負荷による結果	82
5.5	転位構造と巨視的な実験結果の関連についての考察	92
5.6	結言	93
第6章 転位組織化を考慮したモデリングとその検証		
6.1	緒言	94
6.2	転位組織発展のマクロ構成式への導入について	95
6.3	転位組織変化考慮モデルの後続負荷試験への適用	97
6.4	結言	101
第7章 総括		
7.1	結論	102
7.2	展望	104
参考文献		106
図・表一覧		115
発表論文リスト		119
謝辞		120

List of Symbols

\cdot	Scalar product of vectors or contracted tensors
$:$	Tensor product contracted twice
\otimes	Tensor product
$\langle \rangle$	MacAuley bracket
F	Viscoplastic potential
G	Plastic modulus
W^v	Viscoplastic work
R	Flow stress
T	Temperature
$\boldsymbol{\varepsilon}$	Strain tensor
$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^v$	Equivalent viscoplastic strain
$\boldsymbol{\varepsilon}^e$	Elastic strain tensor
$\boldsymbol{\varepsilon}^v$	Viscoplastic strain tensor
$\boldsymbol{\varepsilon}^R$	Residual strain tensor
ε_t	Axial strain
γ	Shear strain
$\boldsymbol{\sigma}$	Stress tensor
$\bar{\sigma}$	von Mises equivalent stress
$\boldsymbol{\sigma}^s$	Quasi-static stress tensor
σ_t	Axial stress
τ	Shear stress
\mathbf{X}	Back stress tensor
\mathbf{X}^R	Residual back stress tensor
\mathbf{C}	4 th rank anisotropic modulus

第1章 緒言

1.1 本研究の背景と目的

1638年にガリレオ・ガリレイが著書「Two New Science」において、体系的な応力解析手法について論じて以来、固体材料の強度予測と変形モデリングは、自然科学の中心的な問題である[1-3]。従来、材料挙動のモデリングは膨大な微視的素過程の結果として表れる巨視的な挙動を、対象とする特性の本質を失わずに単純化し表現することを意味してきた。しかしながら近年のCPUの高速化は、微視構造の変化を陽に含むモデルを用いた大規模計算を可能とし、新たな展開を見せ始めている[4]。例えば、微視的には複数の異なる相からなる非均質なミクロ構造の解析を行うことで巨視的な特性を導き出す均質化理論[5-11]、多結晶金属材料の大変形に伴う異方性の発展を個々の結晶粒レベルから記述する結晶塑性論[12-22]、金属材料の塑性変形を内在する膨大な線欠陥（転位）を追跡することにより再現する離散転位動力学法[23-29]、材料を構成する全ての原子に対して古典力学の運動方程式を解くことにより時間発展を得る分子動力学法[30-38]等がある。さらに、原子間の相互作用を量子力学に基づき導出する第一原理計算[39-44]も盛んに行われ、合金設計への応用が期待されている。また、それぞれの手法を連結するマルチスケールモデリング[45-49]に関する研究も盛んに行われている。こうした動向は、従来は工学と理学の各分野で別々に発展してきた様々な学問が、コンピュータの高性能化により時間・空間スケールの隔たりを克服し、大きく統合されつつある動きと称することもできる。

一方、従来巨視的な人工物の設計を対象としてきた機械工学の分野においても、より高精度な設計を目指すために微視的組織スケールにおける現象を取り入れた解析は重要性を増してきている。例えば、化石燃料の枯渇に対して持続可能な発展を可能とするためには、人工物の設計における過剰な安全率の見積もりや試行錯誤的な試作をなるべく減少させ、消費エネルギーを低下させることが必要である。工学および工業的な視点では、高精度な理論の完成を待つ時間的余裕がなく、それよりもある程度信頼性のある巨視的モデルによる迅速な

見積もりが求められる。したがって、既存の巨視的なモデルが持つ精度を犠牲にとすることなく理論を深化させることが重要である。その際に、完全に巨視的な視点にのみ立脚したモデルでは、その構築時に対象とした現象以外の記述は原理的に不可能である。それに対して、対象とするスケールよりも微視的な内部情報含むボトムアップ的なモデリングには付加的な情報を得られる可能性があり、非経験的な理論予測を期待できる。すなわち、巨視的な人工物に対しても不均質な微視的内部構造を陽に取り入れた解析手法の構築を目指すことは、人工物の設計にエネルギー効率の向上、環境調和性の向上といった点で大きな技術革新をもたらす人類の持続的な発展を可能とすることに結びつく重要な課題である。

本論文の目的はほとんどの機器に使用されている多結晶金属材料の転位組織変化を考慮した粘塑性構成式を構築し、代表的な機器構成材料であるステンレス鋼、銅および医療材料に適用することである。

現在までに転位組織化とマクロ挙動に対するモデリングは様々な手法により行われているが、両者を結合したマルチスケールモデリングは全く確立していない。すなわち、転位組織化を取り入れたマクロ挙動のモデリングは、転位組織化とマクロ挙動のモデリング手法を適切に選択する必要がある。そこで本研究では、粘塑性ポテンシャルに基づいた新たなマクロ変形モデルを構築し、その内部関数を転位組織化に関連づけることによりモデリングを行う。実験対象は、材料挙動の安定性や転位組織観察の信頼性等の点からオーステナイト系ステンレス鋼および銅を用い、材料試験、現象論的構成モデルの構築、電子顕微鏡による転位組織変化の観察を行い、最終的にこれらを結びつけて異なるスケール間を結びつけるモデリングを行う。

図 1.1 に本論文の構成を示す。まず、第 1 章では材料の微視的構造を巨視的構成式へ導入する手法に関する最近の研究動向について述べる。第 2 章ではオーステナイト系ステンレス鋼の室温下における粘塑性変形に関する実験結果より、非弾性変形による材料内部組織変化を現象論的に表現する背応力の特性につい

て論ずる。第3章では、実験結果に基づき現象論的構成式を構築し、その一般形をテンソル表記で示す。第4章では、構成式の妥当性を検証するため、室温下におけるオーステナイト系ステンレス鋼の繰返し負荷とクリープ試験を組み合わせた実験と二軸ラチェット試験の記述、さらに異なる材料・環境への適応性を検証するため、銅材を用いた高温変形の記述を行う。第5章では、マクロな視点からのみでは説明できない現象をより微視的スケールから検討する。そのために、金属材料の非弾性変形により材料内部に誘起される転位組織をマクロな連続体とミクロな原子系を結びつける中間的なメゾ構造と位置づけ、透過型電子顕微鏡による転位組織観察を行い、繰返し負荷に伴うメゾ構造発展を明らかにする。さらにマクロ挙動の実験結果と転位組織観察結果の関係について考察する。第6章では、転位組織変化とマクロ構成式の関連について検討し、転位組織化を内部関数表現することによりメゾ - マクロ連携モデリングを行う。また、構築したモデルを用いて塑性変形とクリープ変形の相互関係を記述可能であることを示す。第7章では、本論文により得られた結論と今後の展望について論ずる。

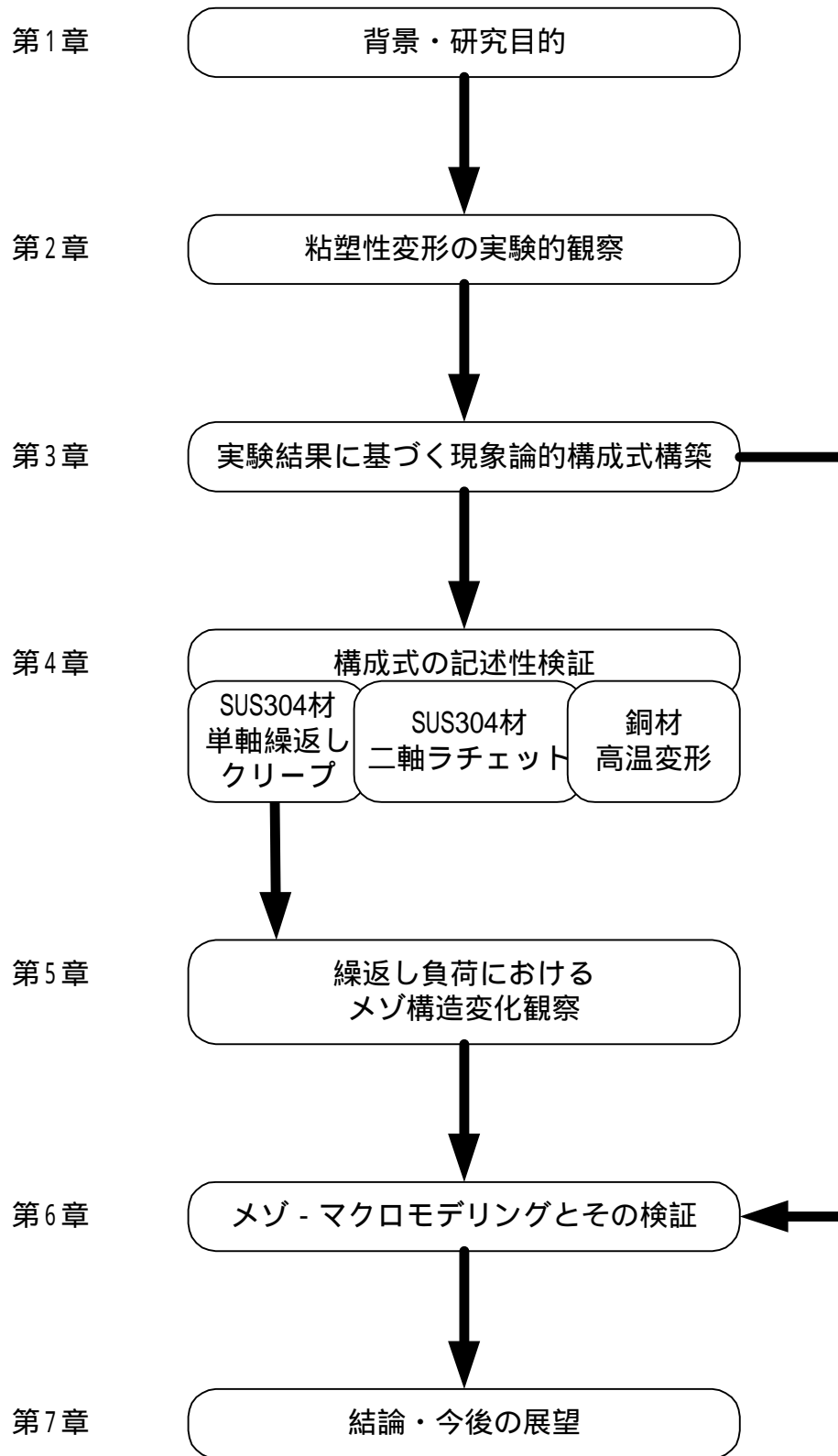


Fig.1.1 The flow of the thesis

1.2 構成式に関する最近の研究動向と本研究の位置付け

等方硬化の構成式は、1871年に St. Venant が定式化されたが、実際の応用は1950年頃に極限解析が登場して可能となった[50]。そして、1970年頃のコンピュータの登場とそのCPUスピードの高速化に伴い、現象論的構成式はより広い負荷条件への対応を目指し複雑化してきた[51-62]。Chaboche は粘塑性ポテンシャルを提案し、様々な材料、負荷条件、周囲環境へ対応した統一型構成式を構築している[53, 56, 63]。また、Krempf らは室温クリープの実験結果に基づく過応力理論を提案し、粘塑性変形を準静的な負荷からの超過応力によるものと解釈する簡明な構成式を導出している[55, 64, 65]。これらの構成式は市販の汎用有限要素解析コードにも導入されるなど、広く普及していることから、現時点では標準的な現象論的構成式と言う事ができる。

さらに1990年代の後半頃からは、異なるスケールの現象を取り込むマルチスケール的なマクロ構成式が現れてきている。例えば、Estrin らは非弾性変形に伴う転位密度変化を考慮したモデルを提案し[66]、大ひずみ領域におけるひずみ硬化[67]や強変形による超微細結晶粒径化への応用[68]へと理論を発展させている。彼らの第一世代モデル[66]では、内部関数として現転位密度と初期転位密度の比を採用することにより、実験では定量的な測定が困難である転位密度を、理論的な枠組み内で議論することを可能としている。さらに彼らは第二世代モデル[67]では、転位セル組織を非弾性変形において形成される普遍的な構造と解釈することにより、セル壁とセル内部とを別々の相として取扱い、それぞれを硬い相と軟らかい相と見なすことにより、仮想的な複合材料としてモデル化している。また、Teodosiu らは結晶粒内の転位組織化を考慮したモデルを提案し[69]、材料加工時の負荷方向変化[70]や自動車用超高強度鋼板への適応[71]へと発展させている。彼らは、実験的に観察される比例負荷と非比例負荷の違いを、一方方向への負荷中に組織化する転位が他の負荷へ潜在硬化として寄与するためであるという転位論的な考察から、現負荷のすべり面上における硬化と潜在硬化のそれぞれに対して発展式を与え、負荷方向変化時に連携させるモデル化を行っ

ている。こうした材料内部組織を考慮したモデリングは、今世紀に入ってからますます盛んになっており、特に有限要素法へ導入し、実際の工業製品を製造・加工する過程までを視野に入れた研究が行われている[72-74]。

以上に挙げたモデリング手法は大きく、Chaboche、Krempf らの「(A)現象論的モデリング」と Estrin、Teodosiu らの「(B)物理ベースモデリング」とに大別される。図 1.2 はそれぞれのモデリング手法を図示したものである。すなわち、(A)現象論的モデリングとは、材料試験の結果得られる応力とひずみの関係から数学的な関係式を導出し、それらを用いて実験結果を記述し妥当性を検証した上で、実機設計へと応用する巨視的手法である。こうしたモデリングにより得られる構成式は、対象とする材料や負荷条件が異なると、再度パラメータ同定を行うだけでは不十分で、構成式全体の再構築が必要となることもある。一方、(B)物理ベースモデリングとは、材料試験と微視的観察あるいは離散的な微視構造からの考察により得られる材料科学や転位論の知識に基づき、より広範囲なスケールの現象を取扱う理論を構築する手法である。こうした手法は現象論的モデリングよりも遥かに広い適用範囲を持つように思われるが、実際には時空間スケールのギャップや膨大すぎる素過程により厳密な理論の構築は困難である。そのため、マクロな挙動をモデリングするためには思い切った粗視化が必要であり、現象論的理論よりも物理的意味は明確であるもののパラメータフィッティングに頼らざるを得ない。また、物理ベースモデルの妥当性についても材料パラメータのフィッティングを行い、実験結果の巨視的な挙動が一致するという点で確認されている場合がほとんどであり、モデルで仮定している転位組織発展の検証は、ほとんど行われていない。これは、図 1.2 の(B)で示すように、微視的構造観察と実験結果の記述の間に、2段階のモデリング（例えば転位論と物理ベースモデル）が必要となるためである。

本研究で提案するモデリング手法は図 1.2 の(C)に示すように、まず実験結果に基づき現象論的な構成式を構築した後に、電子顕微鏡観察により得られた転位組織観察と実験結果の比較検討より、微視的な構造発展を理論へ導入し構成

式を改良する。このようにして得られたメゾ - マクロ構成式を用い、巨視的現象の記述を行うことにより妥当性を検証する。すなわち、微視的構造発展の観察と巨視的な実験結果の記述がモデリングを介して行われるため、微視的構造発展と巨視的変形の対応が明確である。本モデリング手法の難点としては、微視的構造変化と巨視的挙動が一對一に対応している保証はどこにも無い点である。しかしながら、現在までに転位組織レベルの構造発展に対する一般的なモデルが存在しない以上、本研究で行うトップダウン的なアプローチによる有効理論の構築は工学的に重要であると考えられる。

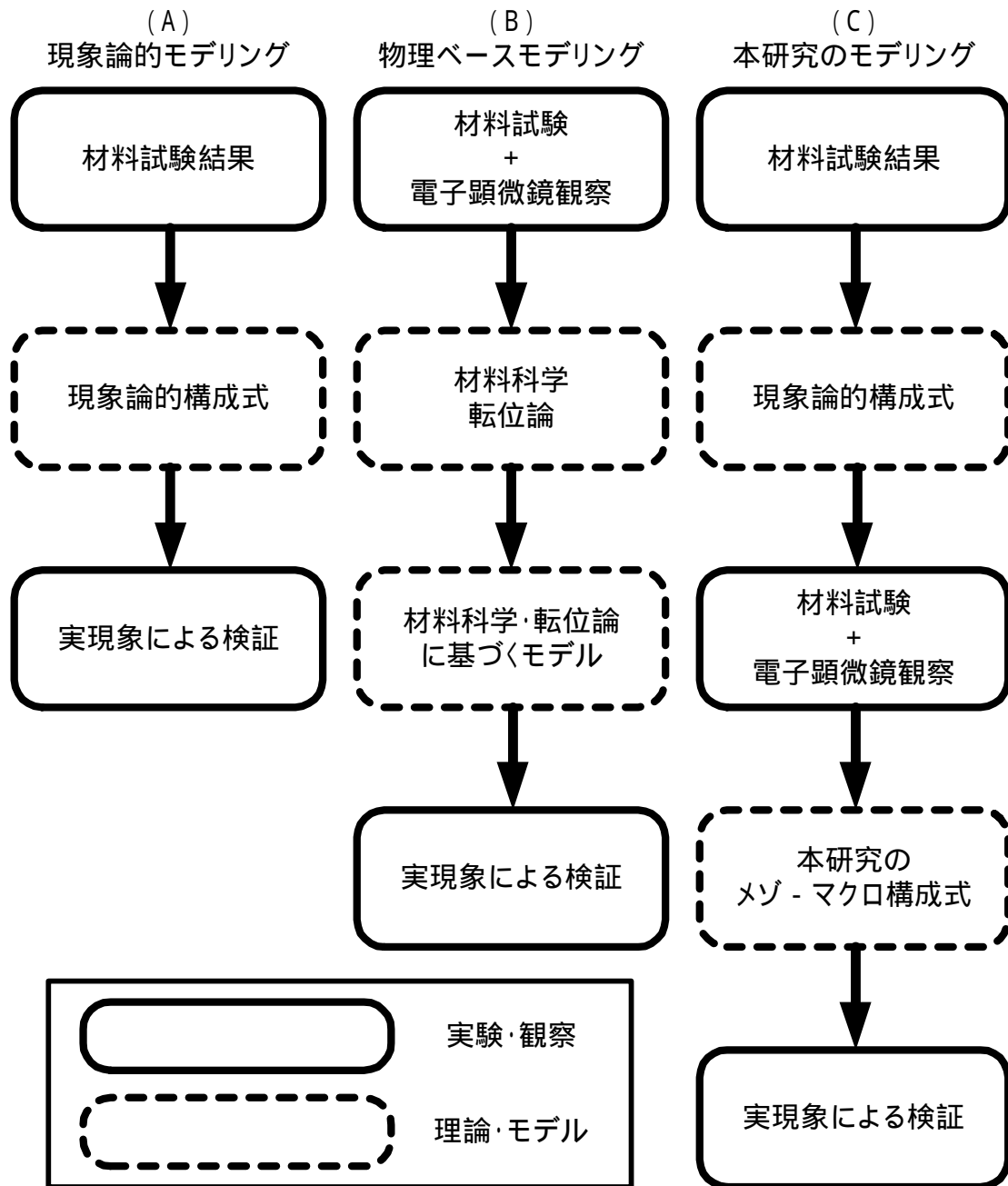


Fig.1.2 Schematic diagram of modeling methods

第2章

粘塑性変形の実験的観察

2.1 緒言

現象論的構成式は実験結果の巨視的材料変形挙動を実用上十分な精度で記述可能となるように定式化する。したがって、膨大な負荷条件を与えられるデータをフィッティングすることで、構成式の適用範囲を広くすることは可能であるが、数値解析における実用性や試行錯誤的な経済性を考慮すると工学的に適切であるとは言えない。すなわち、より広範囲の変形挙動に影響をおよぼす現象に関する系統的な実験観察を行い、なるべく単純な形式の構成式を構築することが重要である。

粘塑性変形は変形が履歴に依存することが、弾性変形との大きな違いである。これは、粘塑性変形が熱力学的に非平衡状態であることに起因しており、材料の変形挙動を決定するためには、熱弾性での温度と変形勾配の2つに加えて、さらに多くの状態変数が必要であることを意味している[3, 75, 76]。こうした未知の状態変数は、様々な微視的非平衡現象と対応していることは明らかであるが、巨視的構成式では実用的な単純さが求められているため、状態変数は膨大な微視的現象が重なり合い平均化された量として仮定される。

本章では、粘塑性変形において最も重要な非可逆変形を表現するために用いられる背応力に関する実験結果について述べる。まず、本研究で行った実験で用いた実験装置および実験方法について述べる。次に、オーステナイト系ステンレス鋼を用いた実験により得られた結果を示し、その結果から塑性とクリープ変形中に生ずる背応力の等価性について述べる。

2.2 実験装置および実験方法

本研究で用いた実験装置の概要を図 2.1 に示す。主な装置は、I.パーソナルコンピュータ(PC)、II.a ファンクションジェネレータ(FG)、II.b データロガー、III. 動ひずみ計、IV.制御器、V.試験機本体である。I.(PC)は Microsoft 製 Visual Basic により作製した制御プログラムが動作する Windows マシン、II.a,b は横河電器製のファンクションジェネレータとデータロガーの一体型 WE7000 を使用した。III. の動ひずみ計は共和電業社製の DPM-700、IV.の制御器、V.の試験機本体は島津製作所製サーボパルサーを用いた。以下にそれぞれの役割を示す。

I. PC 制御信号を作成し FG へ送信(I II.a)および II.b データロガーより実験データを取得し可視化する(II.b I)。

II.a FG PC により作成された制御信号を受取り(I II.a)任意の周期で IV.制御器へ送信する(II.a IV)。

II.b データロガー 動ひずみ計および制御器によりそれぞれ得られる、ひずみと荷重の値を任意のタイミングで取得し(III II.b および IV II.b)、PC へと送信する(II.b I)。

III. 動ひずみ計 ひずみゲージの抵抗値を増幅し、電圧へ変換するために用いられ(V III)、データロガーと制御器に送信される(III II.b および III IV)。

IV. 制御器 FG より取得した制御信号(II.a IV)に基づき、任意のひずみ又は荷重量となるよう試験機の荷重を制御する(IV II.a)。ここで、ひずみと荷重は、それぞれ動ひずみ計と試験機より送られてくる信号を基に制御される(III IV および V IV)。

V. 試験機本体 試験機に取付けられた試験片への荷重は制御器により制御され(IV V)、その結果得られる荷重値とひずみは、それぞれロードセルとひずみゲージ(又は伸び計)により取得され、制御器および動ひずみ計へ送信される(V IV および V III)。

以上の関係を模式的に図 2.2 に示す。本試験装置を用いることにより応力制御およびひずみ制御の実験が可能である。

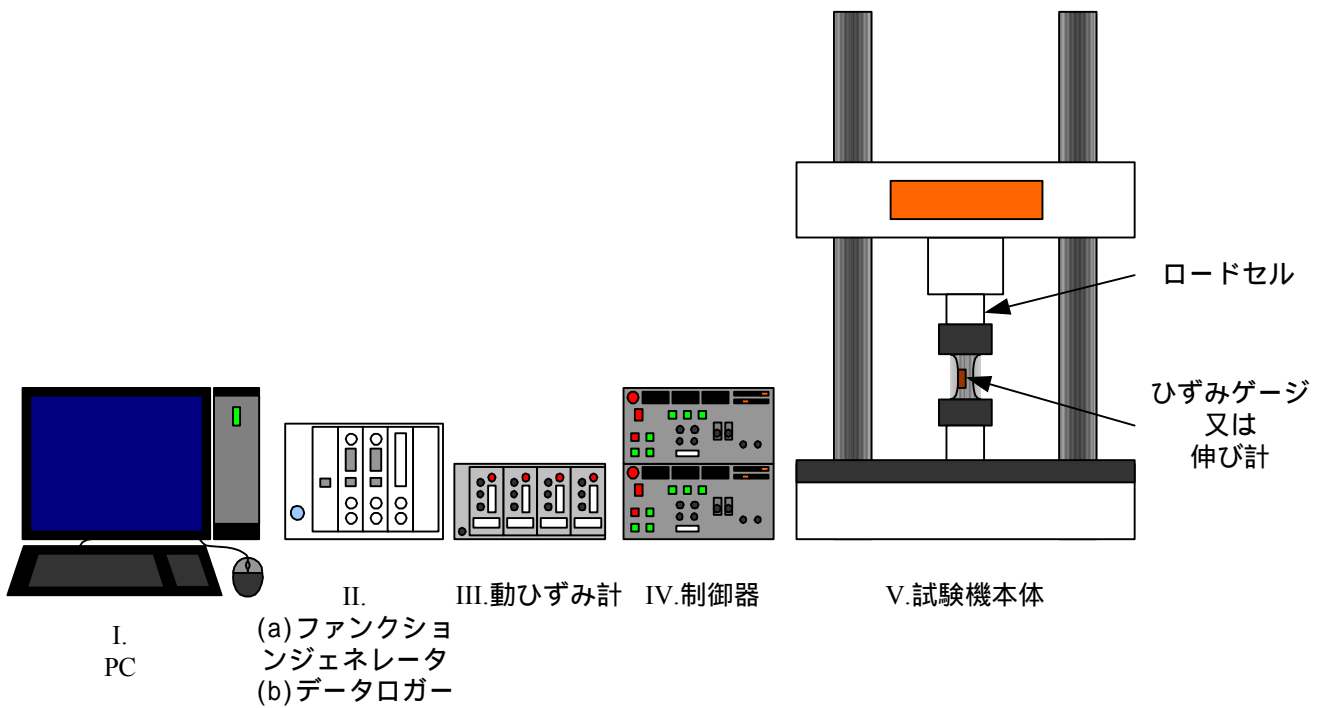


Fig.2.1 Schematic diagram of the experimental equipments

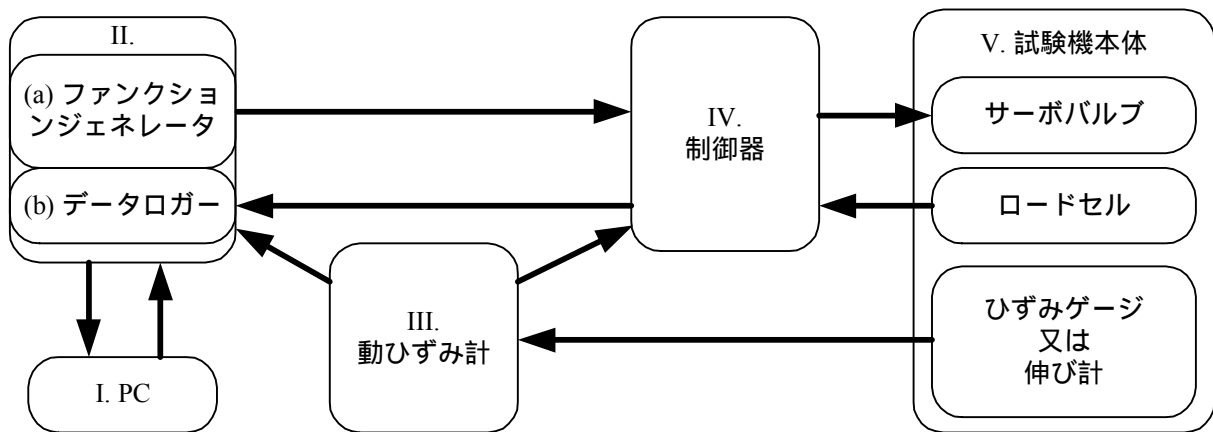


Fig.2.2 Schematic diagram of the control and feedback system

2.3 塑性とクリープにおける背応力の等価性に関する実験的観察

2.3.1 本実験の意義

ほとんどの金属材料はある方向に負荷を受け非弾性変形が生ずることにより、逆方向の負荷に対して降伏点が減少するバウシinger効果を示す。バウシinger効果の微視的要因は、単結晶においては転位のオロワン機構により定性的な説明がされているが[77]、多結晶金属の定量的な記述が重要となる巨視的な構成モデルでは、多くの場合現象論的な内部関数である背応力を用いて記述している。

等方材料の場合、背応力とは応力空間中に仮定される半径 σ_y の降伏曲面の中心位置として定義されている。したがって、簡単のため引張・圧縮負荷のみを受ける単軸状態を考えると、図 2.3 に実線で示すように、 Y_1 点で巨視的な降伏応力 σ_y に達した材料は、塑性ひずみに伴い加工硬化により応力が増加する。このとき、応力と同様に背応力も増加すると考えると、図 2.3 に一点鎖線で示すように降伏曲面の中心は移動する。その結果、塑性ひずみと応力が A 点($\varepsilon^\alpha, \sigma^\alpha$)に達したときに、塑性ひずみと背応力は B 点($\varepsilon^\alpha, X^\alpha$)に達している。ここで、除荷すると弾性変形領域となり、背応力は移動しない。さらに逆向きに負荷を与え続けると、 $|\sigma - X^\alpha| = \sigma_y$ を満した時点(ここでは Y_2 点($\varepsilon^\alpha, \sigma_y^\alpha$))で、再度巨視的な降伏が生ずる。ここで、 $|\sigma^\alpha| > |\sigma_y^\alpha|$ が成り立つことから、背応力によりバウシinger効果を記述可能であることがわかる。

ところで、一般に金属材料のクリープ変形は、高温(それぞれの材料が持つ融点の約 1/2 以上の温度)において粒界すべりが支配的な要因であることはよく知られている(例えば[25-27])。一方で、ステンレス鋼、純チタン材、チタン合金、マグネシウム合金等のような一般構造材料中には、常温クリープが観察される材料が存在する。しかしながら、常温でクリープの変形機構には未だに不明な点も多い。例えば、室温クリープにおいては非弾性変形に伴い増加した転位が、熱活性化により高温変形と同様に回復するとは考えにくい。また、常温でのクリープ変形が高温変形時と同様に粒界すべりが支配的であるとの報告も

ほとんどなされていない。

本研究では、まず常温クリープを示すオーステナイト系ステンレス鋼を対象として、巨視的な統一型粘塑性構成モデルの構築を行う。その際に、塑性とクリープ変形による背応力の発生量の違いを実験的に明らかにすることは、モデル構築には不可欠である。そこで、本章では塑性とクリープを組み合わせた実験を行い、背応力と塑性変形およびクリープ変形との関係を検討する。

2.3.2 試験片と試験方法

本章の実験で用いた供試材は、外形 32mm、内径 20mm のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 材であり、1070 で固溶体化処理されている。化学成分は表 2.1 に示すとおりである。試験片は供試材より、外形 23mm、内径 20mm、評点間距離 50mm の薄肉円管試験片に加工されたものを用いた。図 2.4 に試験片形状を示す。

前節 2.2 で示した実験装置を用い下記の実験を行った。ただし、ひずみの測定は実験(1)では伸び計、実験(2)(3)ではひずみゲージを用いた。

- (1) 純粋引張中のクリープ試験(異なる応力レベル): 応力速度 10MPa/sec の純粋引張中に 300、350、400、450MPa の各応力レベルで 300 秒間のクリープ試験をそれぞれ挿入する。
- (2) 純粋引張中のクリープ試験(同一応力レベル): 応力速度 10MPa/sec の純粋引張中において、まず 240MPa の応力レベルで 300 秒間のクリープ試験を挿入する。その後、純粋引張りで 280MPa に達した時点で 240MPa まで除荷した後、その応力レベルで 300 秒間のクリープ試験を挿入する。
- (3) クリープ試験後と純粋引張り後の一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷: 256MPa の応力レベルで 1000 秒間のクリープ変形を与えた試験片と、このクリープ変形と同一のひずみまで純粋引張りにより負荷した試験片それぞれに、ひずみ振幅 0.25%、ひずみ速度 0.01%/s の引張り・圧縮繰返し負荷を 100 サイクル与える。

2.3.3 実験結果と考察

(1) 純粋引張中のクリープ試験 (異なる応力レベル)

図 2.5 の実線は応力速度 10MPa/sec による純粋引張負荷中、300、350、400、450MPa の各応力レベルで、300 秒間のクリープ試験を挿入したときの応力 - ひずみ曲線である。また、図 2.5 の破線はクリープ試験を挿入せずに、応力速度 10MPa/sec による純粋引張試験を行ったときの応力 - ひずみ曲線である。各応力レベルで 300 秒のクリープ試験後、再度負荷したときの応力 - ひずみ曲線は、純粋引張りの応力 - ひずみ曲線に一致することが図 2.5 よりわかる。これは、クリープ変形中にひずみ硬化が生じており、その量が純粋引張りによるひずみ硬化量と等しいことを示している。すなわち、この結果から純粋引張りとはクリープ変形中に生ずる背応力が量的に一致すると推定できる。

(2) 純粋引張中のクリープ試験 (同一応力レベル)

図 2.6 の実線は、応力速度 10MPa/sec による純粋引張負荷中に応力レベル 240MPa となった時点(図 2.6 中の A 点)で 300 秒間のクリープ試験を挿入し、その後再度純粋引張負荷し、280MPa に達した時点で応力レベル 240MPa まで除荷し(図 2.6 中の B 点)、300 秒間クリープ試験を再度挿入した実験の応力 - ひずみ曲線である。また、図 2.6 の破線は、クリープ試験を挿入せずに、応力速度 10MPa/sec による純粋引張試験を行ったときの応力 - ひずみ曲線である。図 2.6 より、1 度目のクリープ試験では顕著なクリープひずみが生じているのに対して、280MPa から除荷した後に応力レベル 240MPa(B 点)で行ったクリープ試験では、ほとんどクリープひずみが生じないことがわかる。この現象は、280MPa まで引張り負荷を受けることにより、加工硬化のため背応力が増加し、有効応力(負荷応力から背応力を減じた値)が減少したためと考えられる。このことから、クリープ変形に関わる背応力と、塑性変形に関わる背応力の等価性が推定できる。

(3) クリープ試験後と純粋引張り後の一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷

図 2.7 に、応力レベル 256MPa で 1000 秒間のクリープ試験後、ひずみ振幅 0.25% で 100 サイクルの引張・圧縮繰返し負荷を行ったときの応力 - ひずみ関係を示

す。また図 2.8 に、図 2.7 のクリープ試験終了時のひずみ量である 0.59%と同じひずみ量まで純粋引張りを行い、その後 100 サイクルの引張・圧縮繰返し負荷を行ったときの応力 - ひずみ関係を示す。図 2.7 と図 2.8 を比較すると、繰返し負荷の応力 - ひずみ曲線のループ形状がほぼ一致していることがわかる。

図 2.9 に、図 2.7、2.8 で示した繰返し負荷部分のサイクル毎の最大ひずみ時での応力を示す。図 2.9 から、クリープ変形と純粋引張負荷を行った後の繰返し負荷中のループ端応力の変化にはほとんど違いが見られないことがわかる。このことは、クリープ変形と純粋引張りにより生ずる背応力の変化は同一であることを示している。すなわち、このことからクリープ変形と塑性変形により生ずる背応力は量的にほぼ等しいことが推定できる。

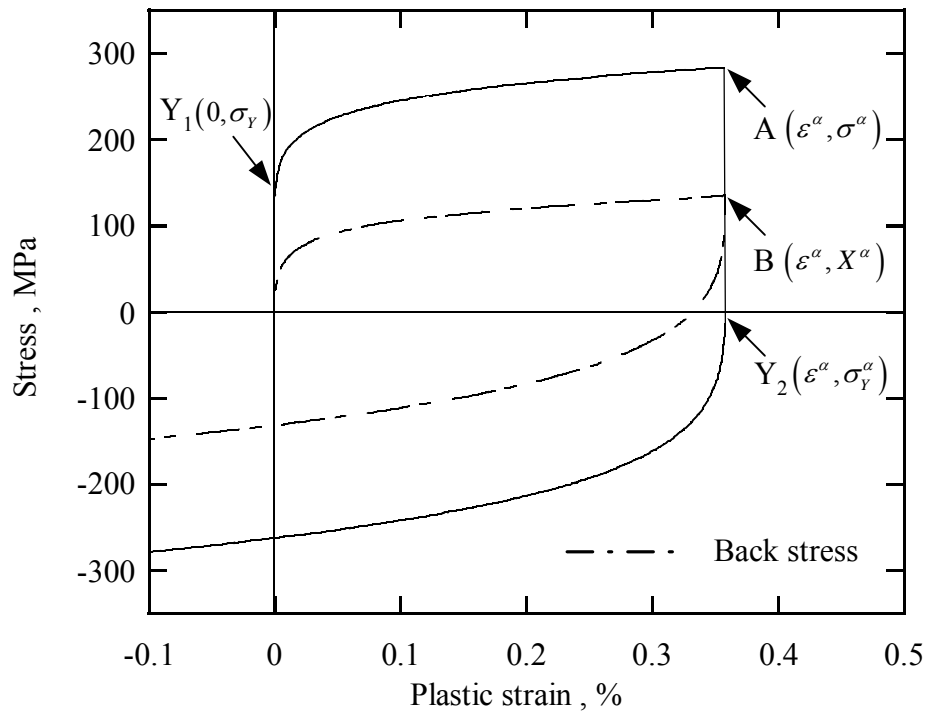


Fig.2.3 Schematic diagram of backstress

Table 2.1 The chemical composition of specimens (SUS304 stainless steel)

C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr
0.06	0.51	1.06	8.81	0.028	0.012	18.38

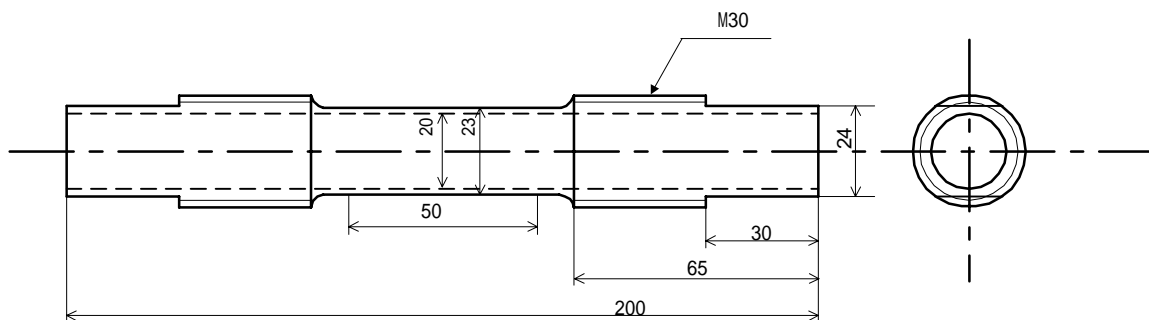


Fig.2.4 The geometry of specimens (Stainless steel)

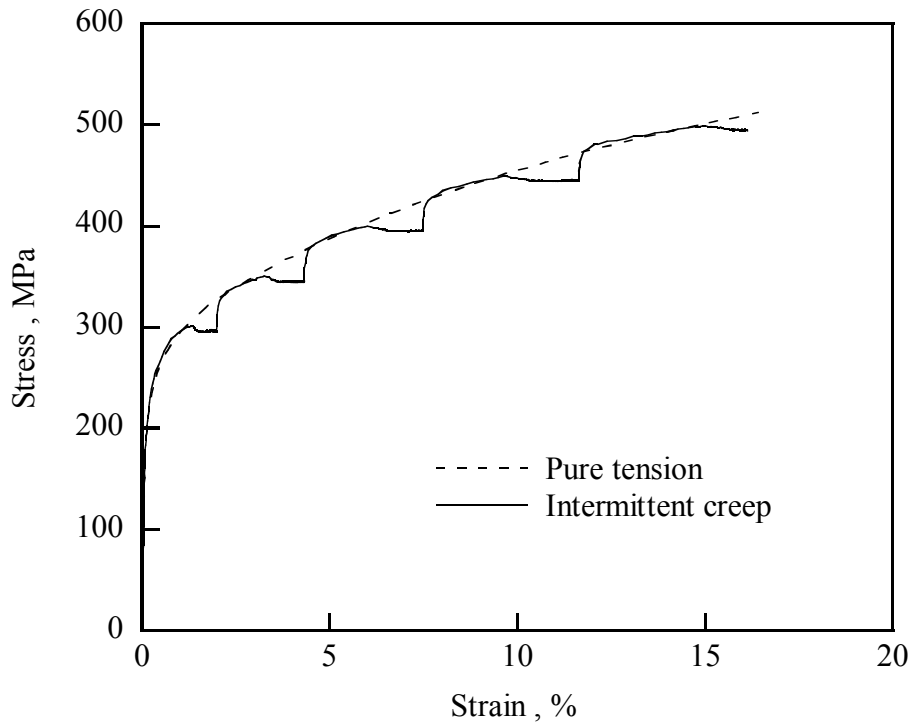


Fig.2.5 Stress-strain curves of intermittent creep tests

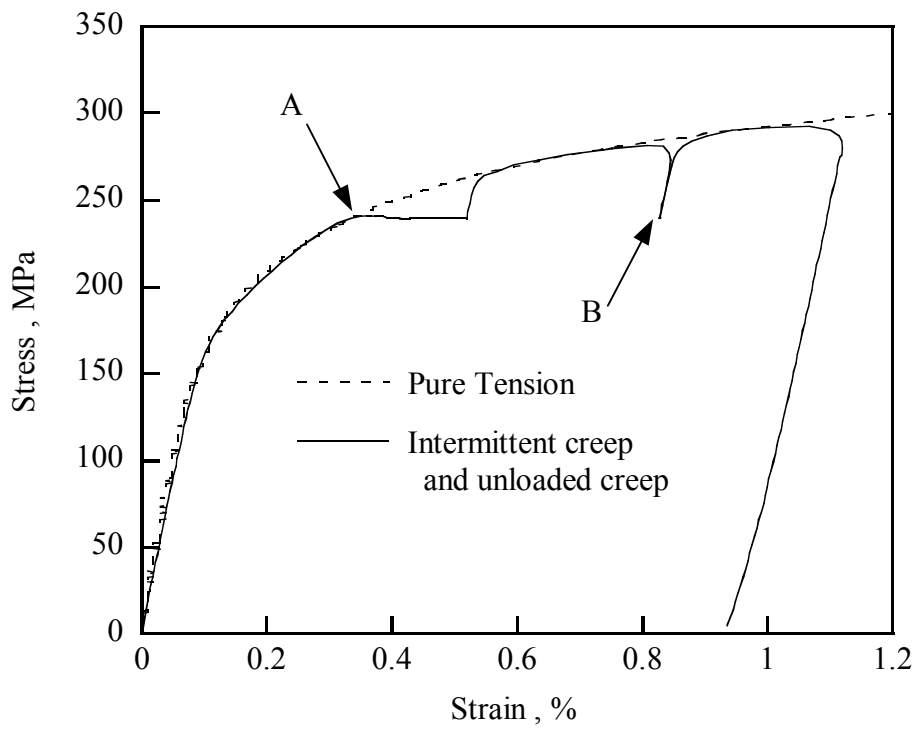


Fig.2.6 Stress-strain curves of intermittent creep and unloaded creep

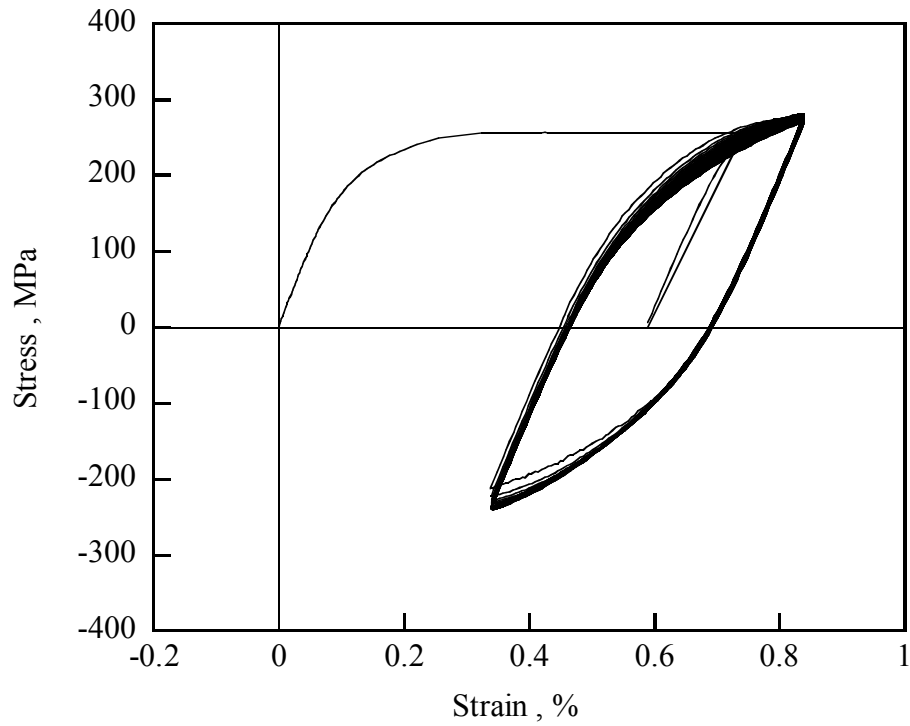


Fig.2.7 Stress-strain curve of cyclic loading after creep test

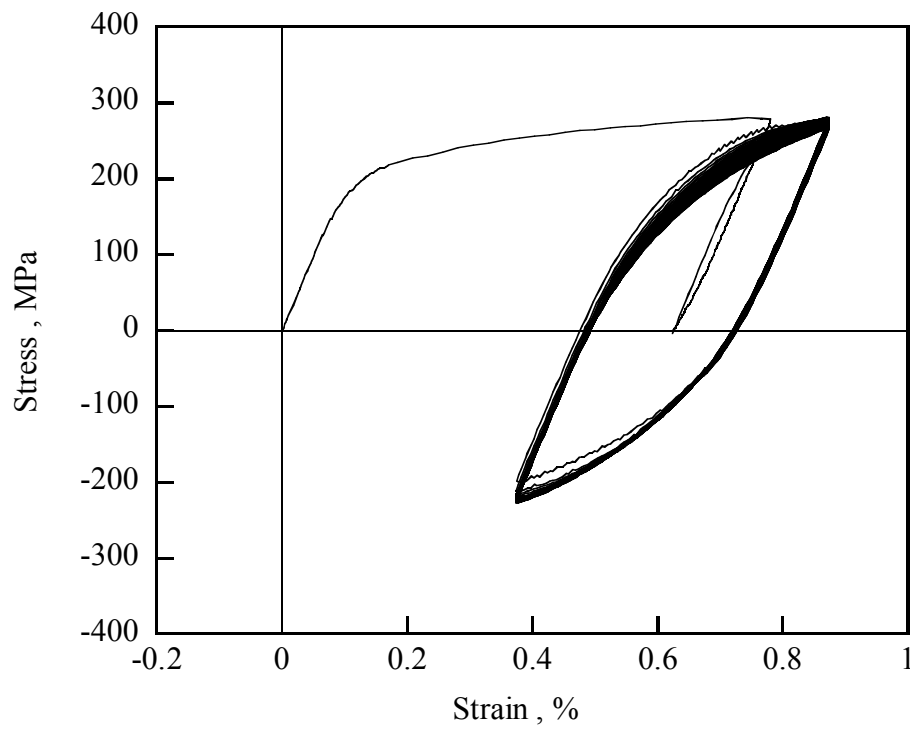


Fig.2.8 Stress-strain curve of cyclic loading after pure tension

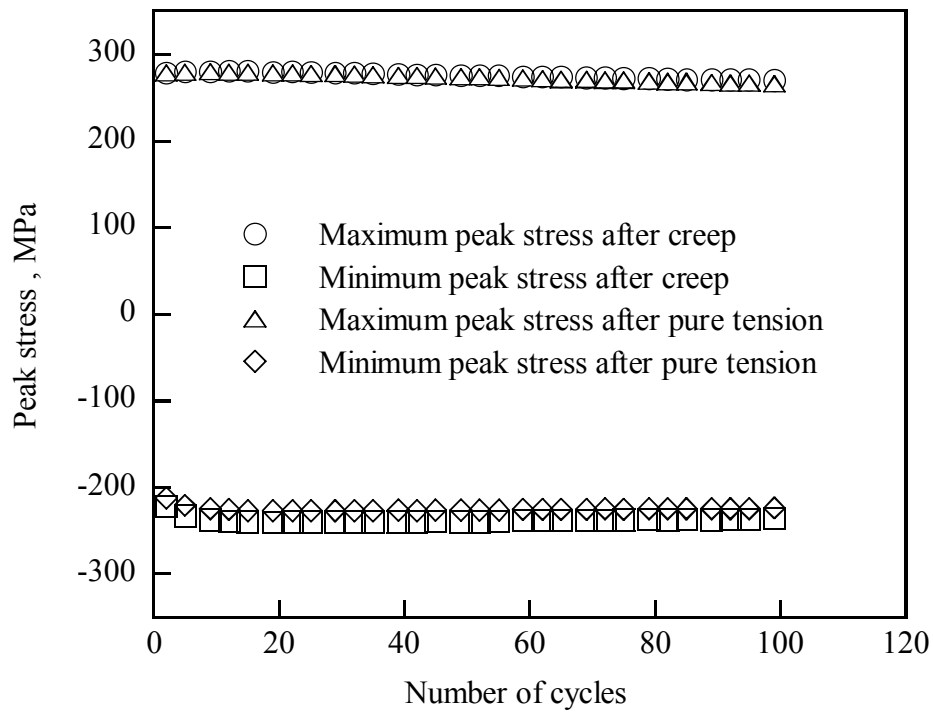


Fig.2.9 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loading

2.4 結言

本章では、本研究で行った実験に用いた実験装置について述べた後、巨視的粘塑性構成式の構築に際して必要となる背応力の性質について検討した。具体的には、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 材を用いて室温下における塑性変形と断続的なクリープ変形の結果を比較することにより以下の結論を得た。

(1) 純粋引張試験と断続的なクリープ試験より、応力 - ひずみ曲線は非弾性ひずみ量自体に依存し、そのひずみが生じた負荷様式には依存しない。

(2) 純粋引張りとクリープ変形後の一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷試験より、繰返し負荷におけるループ端応力のサイクル毎の推移は、ほぼ等しい。

(3) 以上のことから、室温下におけるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 材の塑性変形とクリープ変形による背応力の移動量はほぼ等しいと考えられる。

第3章

現象論的粘塑性構成式の構築

3.1 緒言

実験結果に基づく現象論的なマクロ構成モデルは、ある程度の共通点や等価性を持ちながらも様々な形式で発展してきた[78-81]。20世紀初頭から線形粘弾性と粘性流体の基本概念では分類できない粘性材料の存在が明らかとなっていたが、主に速度非依存型の塑性構成モデルが研究されていた。しかしながら、高温変形や衝撃などが工業的に重要となるとともに、より任意の変形挙動が記述できる粘塑性構成式の重要性が認識され、盛んに構築・改良が行われている。

本章では、粘塑性ポテンシャルに基づき粘塑性構成モデルを構築する。

3.2 現象論的粘塑性構成式の構築

時間依存性材料の変形挙動を記述するための構成式を構築する。本構成式は粘塑性変形に伴う降伏曲面の中心移動と降伏曲面の大きさ変化、さらに負荷速度依存性を考慮した粘塑性構成式である。したがって、例えば繰返し負荷とクリープ変形を連続的に組み合わせたような複雑な負荷に対しても、全く同一の式と材料パラメータで統一的に記述可能である。

微小ひずみを仮定すると、全ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は弾性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^e$ と粘塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^v$ の和で与えられる。

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^e + \dot{\epsilon}^v \quad (3.1)$$

弾性ひずみはフックの法則に従う。

まず粘塑性ポテンシャルを次式で仮定する。

$$F = \frac{H}{n+1} \left\langle \frac{\bar{\sigma} - R}{H} \right\rangle^{n+1} \quad (3.2)$$

ここで n と H は材料定数、 $\langle \cdot \rangle$ は $\langle x \rangle = \frac{1}{2}(x + |x|)$ で定義される MacAuley 括弧である。また、 R は流れ応力であり後に定義する。 $\bar{\sigma}$ は異方性を考慮した von Mises 型の相当応力であり次式で定義される。

$$\bar{\sigma} = \left\{ \frac{3}{2} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \right\}^{1/2} \quad (3.3)$$

ここで、“ $:$ ”は2階縮約のテンソル積を示している。また、 $\boldsymbol{\sigma}$ と \mathbf{X} はそれぞれ、応力テンソルと背応力テンソルである。 \mathbf{C} は粘塑性変形により誘起される異方性を示す4階のテンソルであり、Ishikawa[83]の定式化による次式を用いる。

$$\mathbf{C} = \mathbf{I} + \mathbf{A} \quad (3.4)$$

ここで、 \mathbf{I} は4階の等方テンソルであり、クロネッカーのデルタを用いて

$$\mathbf{I} = I_{ijkl} = \frac{1}{2} \left(\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk} - \frac{2}{3} \delta_{ij} \delta_{kl} \right) \quad (3.5)$$

一方、式(3.4)中の \mathbf{A} は次式で定義されている。

$$\mathbf{A} = \frac{\boldsymbol{\varepsilon}^v \otimes \boldsymbol{\varepsilon}^v}{|\boldsymbol{\varepsilon}^v \otimes \boldsymbol{\varepsilon}^v|} A_1 \left\{ \exp \left(A_2 |\boldsymbol{\varepsilon}^v| |\boldsymbol{\varepsilon}^v| \right) - 1 \right\} \quad (3.6)$$

ここで、 A_1 と A_2 は材料定数であり、 \otimes はテンソル積を示している。

垂直則を用いることにより粘塑性ひずみ速度は次式となる。

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^v = \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \left\langle \frac{\bar{\sigma} - R}{H} \right\rangle^n \frac{3}{2\bar{\sigma}} \mathbf{C} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \quad (3.7)$$

ところで、粘塑性仕事速度は

$$\dot{W}^v = \bar{\sigma} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^v = (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^v \quad (3.8)$$

により定義される。式(3.7)を式(3.8)に代入すると、

$$\bar{\sigma} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^v = \frac{3}{2\bar{\sigma}} \left\langle \frac{\bar{\sigma} - R}{H} \right\rangle^n (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) = \bar{\sigma} \left\langle \frac{\bar{\sigma} - R}{H} \right\rangle^n \quad (3.9)$$

であるから次式が得られる。

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^v = \left\langle \frac{\bar{\sigma} - R}{H} \right\rangle^n \quad (3.10)$$

つぎに、式(3.7)と式(3.10)から、流れ則が次式で与えられる。

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^v = \frac{3\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^v}{2\bar{\sigma}} \mathbf{C} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \quad (3.11)$$

式(3.2)、(3.7)、(3.9)、(3.10)中の流れ応力 R は、様々な巨視的構成式で用いられている累積相当粘塑性ひずみの関数である次式により仮定する。

$$R = R_0 \left\{ 1 - \gamma \exp \left(- \frac{\int d\bar{\varepsilon}^v}{c} \right) \right\} \quad (3.12)$$

ここで R_0 、 γ 、 c は材料定数である。

式(3.10)から相当応力は次式となる

$$\bar{\sigma} = R + H \left(\dot{\bar{\varepsilon}}^v \right)^{1/n} \quad (3.13)$$

ここで、右辺第2項はひずみ速度に依存した応力項であり、過応力または粘性応力と呼ばれている。次に式(3.13)を時間微分すると次式が得られる。

$$\dot{\bar{\sigma}} = \dot{R} + \frac{H \ddot{\bar{\varepsilon}}^v}{n} \left(\dot{\bar{\varepsilon}}^v \right)^{1-n/n} \quad (3.14)$$

一方、式(3.3)の微分は

$$\dot{\bar{\sigma}} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{3}{4\bar{\sigma}} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\mathbf{C}} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \frac{3}{2\bar{\sigma}} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : \dot{\mathbf{X}} \quad (3.15)$$

ここで、背応力の移行式として、次式に示す Ziegler の発展式を用いる。

$$\dot{\mathbf{X}} = (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \dot{\mu} \quad (3.16)$$

式(3.16)を式(3.15)に代入すると、

$$\begin{aligned}\dot{\bar{\sigma}} &= \frac{3}{2\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{3}{4\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\mathbf{C}} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \\ &\quad - \frac{3}{2\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \dot{\mu} \\ &= \frac{3}{2\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{3}{4\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\mathbf{C}} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \bar{\sigma} \dot{\mu} \quad (3.17)\end{aligned}$$

式(3.14)と式(3.17)から、 $\dot{\mu}$ は次式で示される。

$$\dot{\mu} = \frac{3}{2\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{3}{4\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\mathbf{C}} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \frac{H \dot{\bar{\varepsilon}}^v}{n\bar{\sigma}} (\dot{\bar{\varepsilon}}^v)^{\frac{1-n}{n}} - \frac{\dot{R}}{\bar{\sigma}} \quad (3.18)$$

式(3.18)を式(3.16)に代入することにより、背応力の移行式は具体的に次式となる。

$$\dot{\mathbf{X}} = \left\{ \frac{3}{2\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{3}{4\bar{\sigma}}(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\mathbf{C}} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \frac{H \dot{\bar{\varepsilon}}^v}{n\bar{\sigma}} (\dot{\bar{\varepsilon}}^v)^{\frac{1-n}{n}} - \frac{\dot{R}}{\bar{\sigma}} \right\} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \quad (3.19)$$

Armstrong-Frederick 則[82]のような背応力の発展則を用いた構成式では、応力 - ひずみ曲線の非線形性が背応力を非線形に移行させることにより得ることができる。一方、本構成式では背応力の移行式を相当応力の時間微分と背応力の移動方向を与える Ziegler 則により導出されていることから、応力 - ひずみ曲線の非線形性を直接表現することができず、塑性係数を決定する式の導入が必要である。すなわち、本構成式における背応力は、巨視的な応力 - ひずみ挙動を表現するための式と内部関数変化の結果から自然に得ることができる。

本研究では、単純に塑性係数を表すため累乗則型の次式を用いることにする。

$$\hat{\varepsilon}^v = \frac{K}{E} \left(\frac{\hat{\sigma}}{D} \right)^m \hat{\sigma} \quad (3.20)$$

ここで、 E は縦弾性係数、 K は材料定数を示す。また、 m と D はそれぞれ後に定義する硬化指数と参照応力を示している。 $\hat{\sigma}$ と $\hat{\varepsilon}^v$ はそれぞれ式(3.21)と(3.22)

で定義される。

$$\hat{\sigma} = \left\{ \frac{3}{2} \left(\sigma^{s'} - \mathbf{X}^{R'} \right) \cdot \left(\sigma^{s'} - \mathbf{X}^{R'} \right) \right\}^{1/2} \quad (3.21)$$

$$\hat{\varepsilon}^v = \left\{ \left(\varepsilon^v - \varepsilon^R \right) \cdot \left(\varepsilon^v - \varepsilon^R \right) \right\}^{1/2} \quad (3.22)$$

ここで、“ \cdot ”はテンソルのスカラー積を示している。また、 $\sigma^{s'}$ と $\mathbf{X}^{R'}$ はそれぞれ、 σ^s と \mathbf{X}^R の偏差応力テンソルである。 σ^s 、 \mathbf{X}^R および ε^R はそれぞれ、準静的応力、残留背応力、残留粘塑性ひずみを示している。まず、準静的応力とはひずみ速度が極限まで0に近い場合の応力 - ひずみ関係を仮定した場合の各ひずみ量での応力値を示し、幾つかのひずみ速度による実験結果より予測される。

次に、残留背応力と残留粘塑性ひずみにより表される“記憶点”を定義する。すなわち、負荷方向が変化し有効応力が降伏応力以下（弾性変形）となった時点で、その瞬間の粘塑性ひずみ ε^v と背応力 \mathbf{X} が“記憶点”として、それぞれ残留背応力 ε^R および残留粘塑性ひずみ \mathbf{X}^R に代入される。そして、再び降伏した後の負荷では、この記憶点が負荷原点として式(3.20)、(3.21)、(3.22)を用いて応力 - ひずみ曲線が記述される。

記憶点は再度負荷方向が変化するまでの間、その値が保たれるため式(3.20)の時間微分は次式となる。

$$\dot{\varepsilon}^v = \frac{K}{E} (m+1) \left(\frac{\hat{\sigma}}{D} \right)^m \dot{\hat{\sigma}} \quad (3.23)$$

したがって、塑性係数 G は次式となる。

$$G = \frac{\dot{\hat{\sigma}}}{\dot{\varepsilon}^v} = 1 / \left\{ \frac{K}{E} (m+1) \left(\frac{\hat{\sigma}}{D} \right)^m \right\} \quad (3.24)$$

式(3.20)、(3.23)、(3.24)中の m と D はそれぞれ、“記憶点”における累積相当粘塑

性ひずみの関数として、次式により仮定される。

$$D = D_i \left\{ 1 - \alpha_h \exp \left(- \frac{\int_i d\bar{\varepsilon}^v}{a_h} \right) \right\} \quad (3.25)$$

$$m = m_i \left\{ 1 - \beta \exp \left(- \frac{\int_i d\bar{\varepsilon}^v}{b} \right) \right\} \quad (3.26)$$

ここで、 D_i 、 α_h 、 a_h 、 m_i 、 β 、 b は材料定数である。なお、 $\int_i d\bar{\varepsilon}^v$ 、 D_i と m_i に含まれる i は、 i 番目の負荷を示し、負荷方向変化時に値が変化する。しかしながら、通常の場合には D_i と m_i に関しては $i \leq 2$ 番目までに値が収束し以後 D_2 と m_2 と同じ値が用いられる。これらの材料定数の変化は、変形誘起異方性によるものと考えられる。すなわち、式(3.25)、(3.26)で異方性が考慮されているため、式(3.21)、(3.22)へさらに異方性係数を含める必要が無くなっている。

3.3 構成式の基本的な概念について

ここで、構築した粘塑性構成モデルによる粘塑性変形の記述に関して説明する。まず、式(3.20)、(3.23)、(3.24)のいずれかにより、“記憶点”からの準静的な応力 - ひずみ関係が決定される。ここで、応力速度と準静的応力速度の方向が等しいと仮定すると、応力は準静的応力に過応力（式(3.13)の右辺第2項 $H(\dot{\epsilon}^v)^{1/n}$ ）を加えることにより求まる。また、背応力は式(3.19)により計算される。図3.1は、応力空間における“記憶点”を中心とする準静的応力曲面と背応力を中心とする粘塑性降伏曲面の関係を模式的に示している。

簡単のため等方性を仮定すると、単軸状態では式(3.13)は $\sigma = X + R + H(\dot{\epsilon}^v)^{1/n}$ となる。すなわち、応力は背応力 X 、流れ応力 R 、過応力 $H(\dot{\epsilon}^v)^{1/n}$ の和で表されることがわかる。これを模式的に示したのが図3.2である。図3.2の実線、破線、一点鎖線はそれぞれ、単軸引張りにおける応力 - ひずみ曲線、準静的応力 - ひずみ曲線および背応力 - ひずみ曲線を示している。すなわち、等方性単軸状態においては、準静的応力 σ^s が背応力 X と流れ応力 R の和により表されることがわかる。他方、より一般の負荷状態においては、それぞれの関係式はさらに複雑となるが、基本的な概念は不変である。

さらに、単軸等方状態においてひずみ速度非依存とし、移動硬化と等方硬化を省略した場合は、式(3.20)だけを考慮すればよく、さらに式中の $\hat{\epsilon}^v$ と $\hat{\sigma}$ は通常非弾性ひずみと応力に置き換わり、 D と m も定数となり累乗則と完全に一致する。したがって、本構成式は解析対象により重要ではない効果を段階的に省略可能であり、パラメータフィッティングや解析時間に要する時間を容易に低減させることができる。

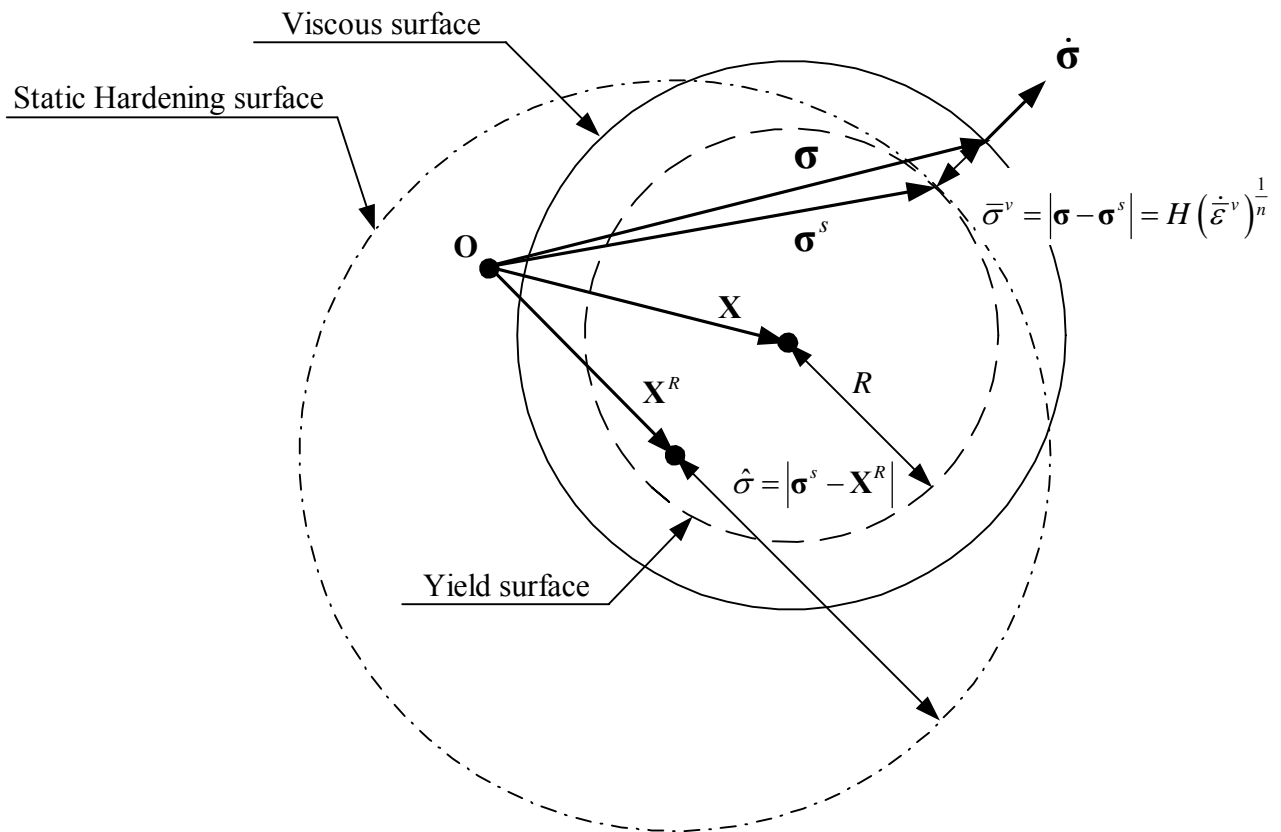


Fig.3.1 Schematic diagram of the constitutive model in the stress space

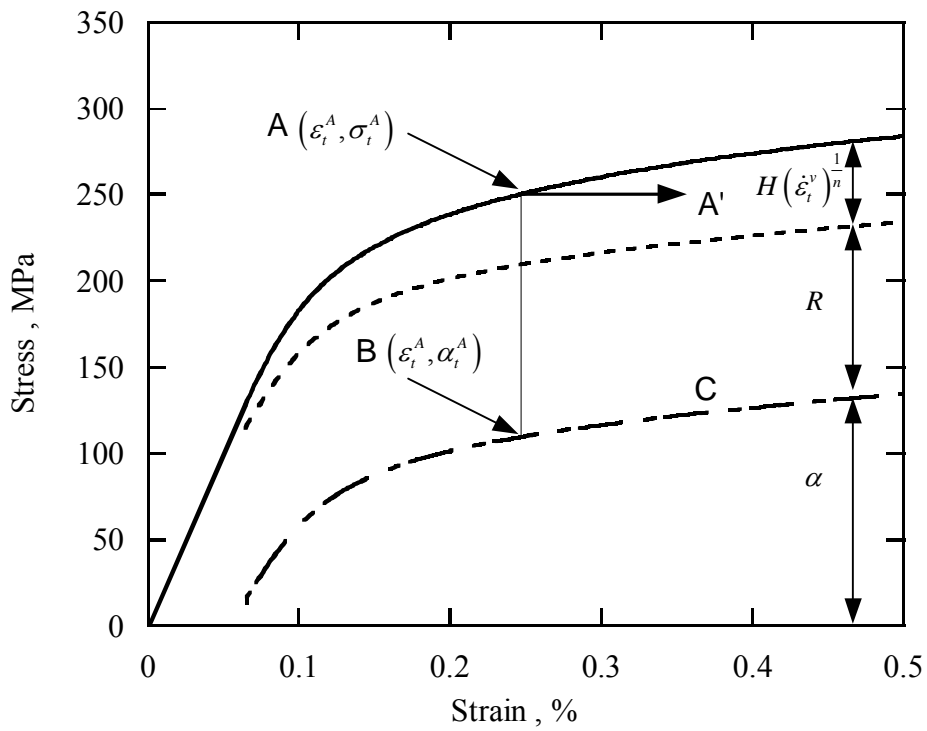


Fig.3.2 Schematic diagram of the concept of stress components

3.4 結言

本章では、粘塑性ポテンシャルと累乗則に基づき統一型粘塑性構成式の一般形を導出した。本構成式の特徴は以下のとおりである。

(1) 粘塑性ポテンシャルから導出される関係式と累乗則型の構成式を用いることにより、背応力の移行式が導き出される。

(2) 背応力の“記憶点”を仮定することにより、繰返し塑性であっても“記憶点”を負荷原点と見なし、累乗則による純粋引張試験と同様の計算が行える。

(3) ひずみ速度依存性、移動硬化、等方硬化等の段階的な省略を行うことが可能であり、最も単純な形では累乗則と一致する。

第4章

現象論的構成式の記述性検証

4.1 緒言

構築した現象論的構成モデルの精度評価は、実機に想定される負荷の記述性により行うことができる。対象と使用環境により負荷履歴は無限に考えられるが、特に重要な負荷については、実験的・理論的に盛んに研究されている。まず、粘塑性構成モデルである以上は純粋引張り、クリープ、繰返し塑性を記述可能であることは最低限必要であるが、繰返し塑性の振幅依存性や複雑な履歴を適切に記述する試みが盛んである[84-86]。また、圧力容器やボルト等が平均応力 0MPa 以外の条件で繰返し負荷を受けると、非弾性ひずみが蓄積される。この蓄積されたひずみは、ラチェットひずみと呼ばれ、定量的な予測が必要であり多くの研究がなされている[87-92]。さらに、過酷な環境下で使用される部材については高温変形が支配的となり、高温クリープの適切な予測能力向上は重要な課題である[93-97]。

本章では、前章で構築した粘塑性構成式の適用性を検証するため、以下の実験結果の記述を行う。まず、オーステナイト系ステンレス鋼を用いて塑性とクリープの相互作用を含む単軸負荷試験への適用について示す。次に、同じステンレス鋼を用いた二軸ラチェット試験への適用例を示す。最後に銅材を用いた高温変形への適用を示す。

4.2 ステンレス鋼による単軸実験結果による検証

4.2.1 試験片と実験方法

本実験で使用した試験片は2.3.2節で用いたものと同一である。ひずみの測定は、すべて単軸ひずみゲージを用いた。

本実験では以下の4種類の実験を行った。

- (1) 純粋引張り試験：応力速度 0.5 および 5MPa/sec の純粋引張り試験を行った。
- (2) 純粋クリープ試験：応力速度 5MPa/sec の引張りにより 250、275、300MPa の各応力レベルに到達後 300 秒間保持するクリープ試験をそれぞれ行った。
- (3) 一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷中のクリープ試験：一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷で応力 - ひずみ関係が安定後に、いくつかの応力レベルで 300 秒間のクリープ試験をそれぞれ挿入する。図 4.1 はその説明図であり、実線が繰返し負荷の応力 - ひずみ曲線を示している。例えば、図 4.1 中の A、B 点で応力を一定に保つことにより破線で示したようにクリープひずみが生ずる。繰返し負荷中のクリープ試験の実験条件を表 4.1 に示す。ひずみ振幅 0.25、0.375% の場合は、繰返し負荷のひずみ速度を 0.01%/sec で行い、その後 100、200、250MPa の3種類の応力レベルでクリープ試験を行った。ひずみ振幅 0.5% の場合は、ひずみ速度 0.1、0.01、0.001%/sec により繰返し負荷を行い、その後それぞれ 100、200、250、275MPa の4種類の応力レベルでクリープ試験を行った。
- (4) 繰返し負荷のループ端を越える応力でのクリープ試験：一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷で応力 - ひずみ関係が硬化安定後に、ループ端応力を越える応力で 300 秒間のクリープ試験を行った。図 4.1 中の一点鎖線は繰返し負荷後の引張り負荷の応力 - ひずみ曲線を示している。また、図 4.1 中の C 点で応力を一定にすることにより繰返し負荷のループ端を越える応力でのクリープ試験を行った。表 4.2 はこのときの実験条件を示し

ている。ひずみ振幅 0.25%では 10、30、60 回の繰返し負荷後に 300MPa、ひずみ振幅 0.375%では 10、25、45 回の繰返し負荷後に 325MPa、ひずみ振幅 0.5%では 10、20、30 回の繰返し負荷後に 350MPa の応力レベルでクリーブ試験を行った。

4.2.2 単軸負荷形の粘塑性構成式

本実験は単軸負荷であるため、前章で構築した構成式の一般形を単軸形へ単純化する。以下に単軸形の粘塑性構成式を示す。

まず、式(3.3)、(3.8)はそれぞれ式(4.1)、(4.2)となる。

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}} C_t |\sigma_t - X_t| \quad (4.1)$$

$$\dot{\varepsilon}_t^v = \sqrt{\frac{3}{2}} C_t \dot{\varepsilon}^v \text{sign}(\sigma_t - X_t) \quad (4.2)$$

ここで、 C_t 、 σ_t 、 X_t 、 $\dot{\varepsilon}_t^v$ はそれぞれ、異方性係数、応力、背応力、粘塑性ひずみ速度の単軸成分を示している。また、 $\text{sign}(\)$ は $\text{sign}(x) = x/|x|$ で定義される。異方性係数の単軸成分は式(3.24)、(3.25)、(3.26)より、

$$C_t = \frac{2}{3} - A_1 \left\{ \exp\left(A_2 (\dot{\varepsilon}_t^v)^2\right) - 1 \right\} \quad (4.3)$$

と表示される。したがって、式(3.7)は式(4.1)、(4.2)を用いて次式で表される。

$$\dot{\varepsilon}_t^v = \left\langle \frac{\sqrt{\frac{3}{2}} C_t |\sigma_t - X_t| - R}{H} \right\rangle^n \sqrt{\frac{3}{2}} C_t \text{sign}(\sigma_t - X_t) \quad (4.4)$$

また、式(3.18)、(3.19)はそれぞれ式(4.5)、(4.6)となる。

$$\hat{\sigma} = |\sigma_t^s - X_t^R| \quad (4.5)$$

$$\hat{\varepsilon}^v = |\varepsilon_t^v - \varepsilon_t^R| \quad (4.6)$$

ここで、 σ_t^s 、 X_t^R 、 ε_t^R はそれぞれ、準静的応力 σ^s 、残留背応力 X^R 、残留粘塑性ひずみ ε^R の単軸成分を示している。式(4.5)、(4.6)を式(3.17)に代入すると次式が得られる。

$$|\varepsilon_t^v - \varepsilon_t^R| = \frac{K}{E} \left(\frac{|\sigma_t^s - X_t^R|}{D} \right)^m |\sigma_t^s - X_t^R| \quad (4.7)$$

なお、式(3.9)、(3.22)、(3.23)に示した内部関数については、累積相当粘塑性ひずみ増分が粘塑性単軸ひずみの絶対値増分に置き換えた以下の形となる。

$$R = R_0 \left\{ 1 - \lambda \exp \left(- \frac{\int |d\varepsilon_t^v|}{c} \right) \right\} \quad (4.8)$$

$$D = D_i \left\{ 1 - \alpha_h \exp \left(- \frac{\int |d\varepsilon_t^v|}{a_h} \right) \right\} \quad (4.9)$$

$$m = m_i \left\{ 1 - \beta \exp \left(- \frac{\int |d\varepsilon_t^v|}{b} \right) \right\} \quad (4.10)$$

以上の式に含まれる材料パラメータは簡単な実験結果に基づき決定される。

4.2.3 実験結果および考察

(1) 純粋引張り試験

図4.2に示している、印はそれぞれ応力速度5、0.5MPa/secによる純粋引張り試験の応力-ひずみ曲線である。速度依存性により応力-ひずみ曲線が異なっていることがわかる。純粋引張り試験の結果より、粘塑性構成式に含まれる材料パラメータを表4.3に示すように決定した。図4.2の実線、一点鎖線は、それぞれ粘塑性構成式による計算の結果得られた応力-ひずみ曲線と背応力-

ひずみ曲線である。図 4.2 より、実験と計算の応力 - ひずみ曲線がよく一致していること、および背応力は応力速度が違ってほとんど変わらないことがわかる。

(2) 純粋クリーブ試験

図 4.3 の 、 、 印は応力速度 5MPa/sec による純粋引張り負荷を行い、応力がそれぞれ 250、275、300MPa に達した時点より 300 秒間のクリーブ試験を行った際のクリーブ曲線である。また、図 4.3 の実線は粘塑性構成式による計算結果である。実験結果と計算結果は全体的によく一致している。

(3) 一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷中のクリーブ試験

図 4.4 はひずみ振幅 0.5%、ひずみ速度 0.01%/sec の引張・圧縮繰返し負荷で応力 - ひずみ関係が安定後に図 4.4 の a~d 点の各応力レベルで 300 秒間のクリーブ試験を挿入したときの応力 - ひずみ関係を示す。ここで a~d 点はそれぞれ 100、200、250、275MPa の応力レベルである。粘塑性構成モデルにより本実験の計算を行うためには、まず引張・圧縮繰返し負荷の計算を行う必要がある。図 4.5 に一例としてひずみ振幅 0.5%、ひずみ速度 0.01%/sec の引張・圧縮繰返し負荷で応力 - ひずみ関係が安定後の 10 サイクル目の応力 - ひずみ曲線を示す。印が実験結果で実線が計算結果、一点鎖線が計算により得られる背応力を示している。すべてのひずみ速度・ひずみ振幅における計算から粘塑性構成式中の材料パラメータのうち D_i が、ひずみ速度とひずみ振幅に依存することがわかった。そこで、最初の負荷、最初の負荷方向変化後の負荷、2 度目の負荷方向変化後以降の負荷で、それぞれ以下に示す D_1 、 D_2 、 $D_{\geq 3}$ と変化させる。

$$D_1 = 225.2 \left\{ 1 - 0.094 \exp \left(-\frac{\dot{\varepsilon}^v}{2.1 \times 10^{-4}} \right) \right\} \quad (4.11)$$

$$D_2 = 250.2 \left\{ 1 - 0.042 \exp \left(-\frac{\dot{\varepsilon}^v}{2.6 \times 10^{-4}} \right) \right\} \quad (4.12)$$

$$D_{\geq 3} = d \left\{ 1 - 0.034 \exp \left(-\frac{\dot{\varepsilon}^v}{7.2 \times 10^{-4}} \right) \right\} \quad (4.13)$$

上式(4.13)中の d は粘塑性ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon^v = \int_{i-1} |d\dot{\varepsilon}_i^v| - \int_{i-2} |d\dot{\varepsilon}_i^v|$ の関数となり、式(4.14)のように表される。ここで、 $\int_{i-1} |d\dot{\varepsilon}_i^v|$ は $i-1$ 回の負荷反転までの累積粘塑性ひずみ、 $\int_{i-2} |d\dot{\varepsilon}_i^v|$ は $i-2$ 回の負荷反転までの累積粘塑性ひずみである。

$$d = 245.3 \left\{ 1 - 0.48 \exp \left(- \frac{\Delta\varepsilon^v}{1.2 \times 10^{-3}} \right) \right\} \quad (4.14)$$

さらに、材料パラメータ m_i は、最初の負荷方向変化後の負荷で $m_2 = 5.67$ 、2 度目の負荷方向変化後以降の負荷で $m_{23} = 5$ と変化させた。

図 4.6 はループ内クリープ試験のクリープ曲線であり、 \square 、 \circ 、 \triangle 、 \times 印はそれぞれ 100、200、250、275MPa の応力レベルでのクリープ試験の実験結果、実線が計算結果である。実験結果と計算結果が非常によく一致している。また、表 4.1 に示した他の実験条件でも全ての条件で同様に、本粘塑性構成式により実験結果をよく記述できた。例えば図 4.7 の \square 、 \circ 、 \triangle 、 \times 印はそれぞれ、同一応力レベル 250MPa において、ひずみ振幅とひずみ速度を、0.375%と 0.01%/sec、0.5%と 0.001%/sec、0.5%と 0.01%/sec、0.5%と 0.1%/sec として行った繰返し負荷中のクリープ試験の実験結果である。図 4.7 中の実線は計算結果を示しており、ひずみ振幅やひずみ速度の異なる条件であっても、粘塑性構成モデルでよく記述できていることがわかる。

(4) 繰返し負荷のループ端応力を超える応力でのクリープ試験

図 4.8 は、ひずみ振幅 0.25%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷の応力 - ひずみ関係安定後に、引張り側のループ端から応力速度 5MPa/sec で繰返し負荷中の最大応力を超える 300MPa まで負荷した後、300 秒間保持しクリープ試験を行った実験の応力 - ひずみ曲線である。図 4.8 の \square 、 \circ 、 \triangle 印はそれぞれ、繰返し予負荷が 10、30、60 サイクル後の応力 - ひずみ曲線であり、図中の A 点はクリープ開始点、B、C、D 点はそれぞれ 60、30、10 サイクル予負荷後の 300 秒のクリープ試験終了点を示している。図 4.8 から、繰返し回数にか

かわらず、クリープ開始点 A までの応力 - ひずみ曲線は一定であることがわかる。

まず、クリープ開始までの応力 - ひずみ曲線の計算を試みた。図 4.8 中の実線が応力 - ひずみ曲線の計算結果で、一点鎖線が背応力 - ひずみ曲線である。粘塑性構成式により実験で得られた応力 - ひずみ曲線がよく記述できている。

図 4.9 の 、 、 印はそれぞれ 10、30、60 サイクルの繰返し予負荷後のクリープ試験により得られたクリープ曲線である。図 4.9 より、繰返し負荷後のクリープひずみは、繰返し負荷のサイクル数が増加することにより減少していることがわかる。クリープひずみの減少要因としては、有効応力の減少が考えられるが、図 4.8 でクリープ開始までの応力 - ひずみ曲線が繰返し回数によらず一定であったこと、および第 2 章で示した塑性とクリープの背応力の等価性を考慮すると、後続クリープ開始時の有効応力は、繰返し回数にかかわらず一定であると考えられる。そこで、繰返し回数の違いによる後続クリープひずみの変化を表すため、構成式中に繰返し負荷により蓄積される仕事の関数を導入し、後続クリープの記述を試みた。

まず、これまでの負荷条件では一定としていた式(3.2)中の材料パラメータ H を、繰返し予負荷の安定時ループ端応力を超える負荷の場合には、繰返し予負荷中に蓄積される累積粘塑性仕事の関数として次式のように表す。

$$H = h_0 \left\{ 1 - \phi \exp \left(- \frac{\int_{i-1} dW^v}{17} \right) \right\} \quad (4.15)$$

式(4.15)中の h_0 、 ϕ は、繰返し予負荷とその後のクリープ開始までの負荷による粘塑性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon^v$ の関数であり、それぞれ式(4.16)、(4.17)で表される。粘塑性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon^v$ を図 4.8 中に図示する。

$$h_0 = 156 + 0.00042 \exp \left(\frac{\Delta \varepsilon^v}{0.00075} \right) \quad (4.16)$$

$$\phi = 0.175 + \exp\left(\frac{\Delta\varepsilon^v - 0.0079}{0.00072}\right) \quad (4.17)$$

以上の式を用いて繰返し負荷後の後続クリープ試験の計算を行った。図 4.9 に実線で繰返し予負荷後のクリープ曲線の計算結果を示す。実験結果と計算結果がよく一致している。また、表 4.2 に示した他の実験条件の結果を図 4.10 に示す。図 4.9 と図 4.10 より、全ての実験条件において繰返し負荷後のクリープ試験の実験結果を粘塑性構成式により記述可能であることがわかる。

Table 4.1 Test conditions of intermittent creep tests

Strain amplitude, %	0.25	0.375	0.5
Strain rate, %/sec	0.01		0.1, 0.01, 0.001
Creep stress, MPa	100, 200, 250		100, 200, 250, 275

Table 4.2 Test conditions of subsequent creep tests

Strain amplitude, %	0.25	0.375	0.5
Strain rate, %/sec	10, 30, 60	10, 25, 45	10, 20, 30
Creep stress, MPa	300	325	350

Table 4.3 Material constants

a	b	c	m_1	K	H
0.04	0.02	0.0015	8.44	0.05	140
α	β	λ	R_0 (MPa)	n	E (GPa)
0.2	0.1	0.26	100	10.4	200

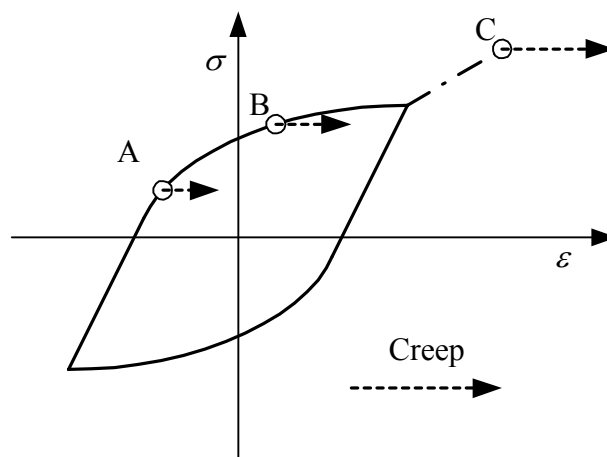


Fig.4.1 Schematic diagram of intermittent creep and subsequent creep

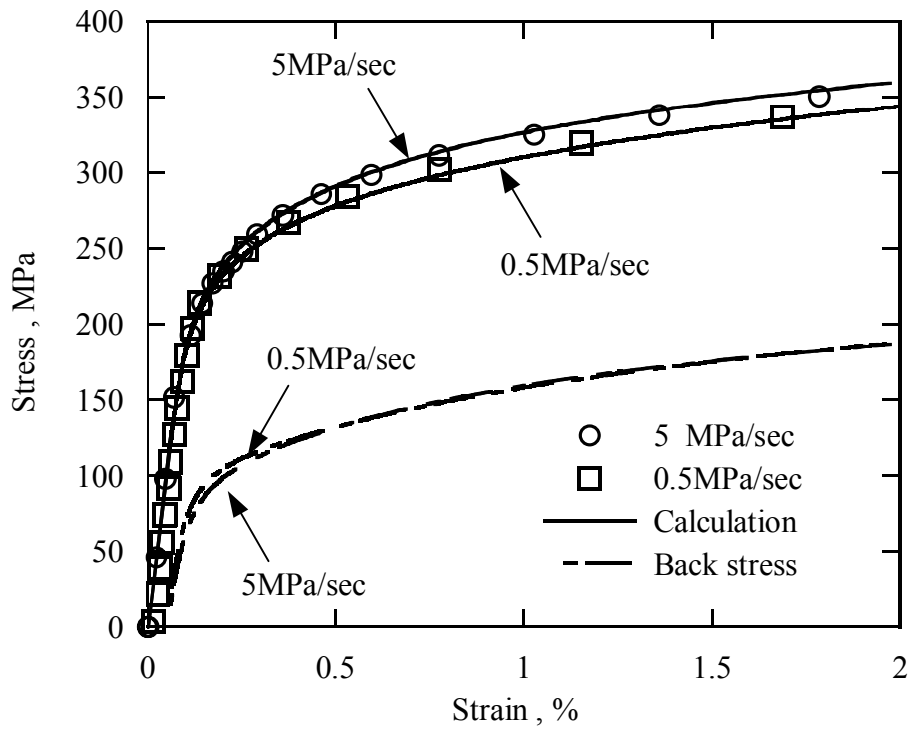


Fig.4.2 Stress-strain curves of pure tensile tests

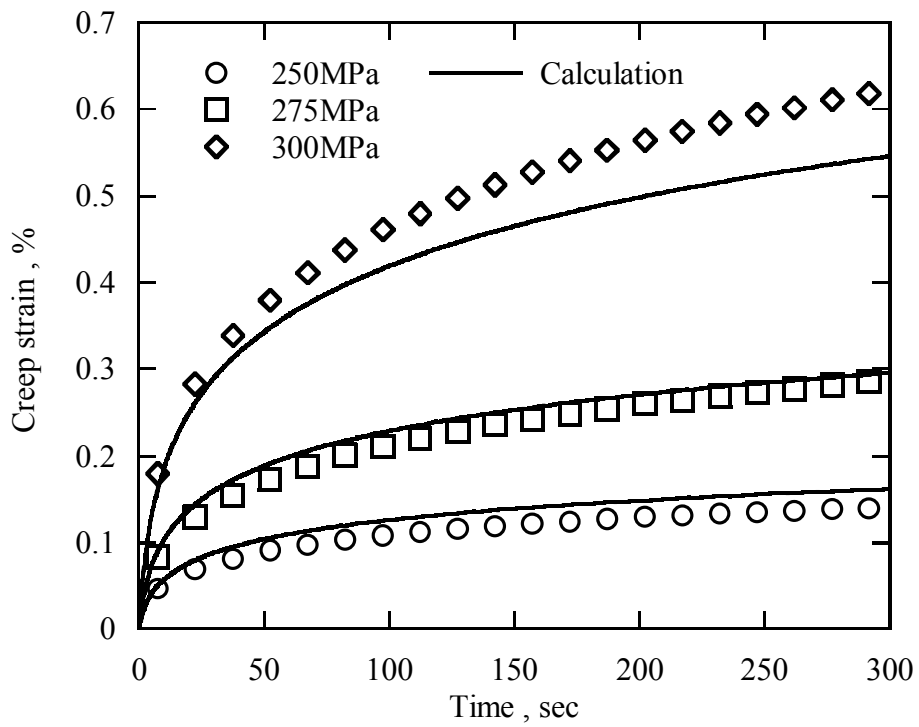


Fig.4.3 Creep curves of pure creep tests

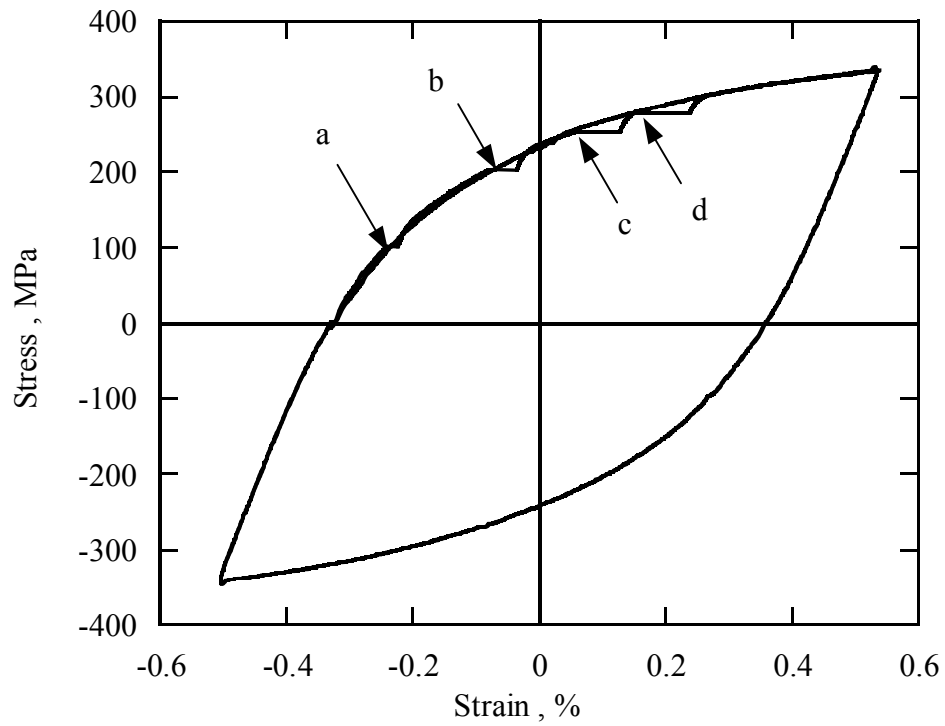


Fig.4.4 Stress-strain curve of intermittent creep test during cyclic loading

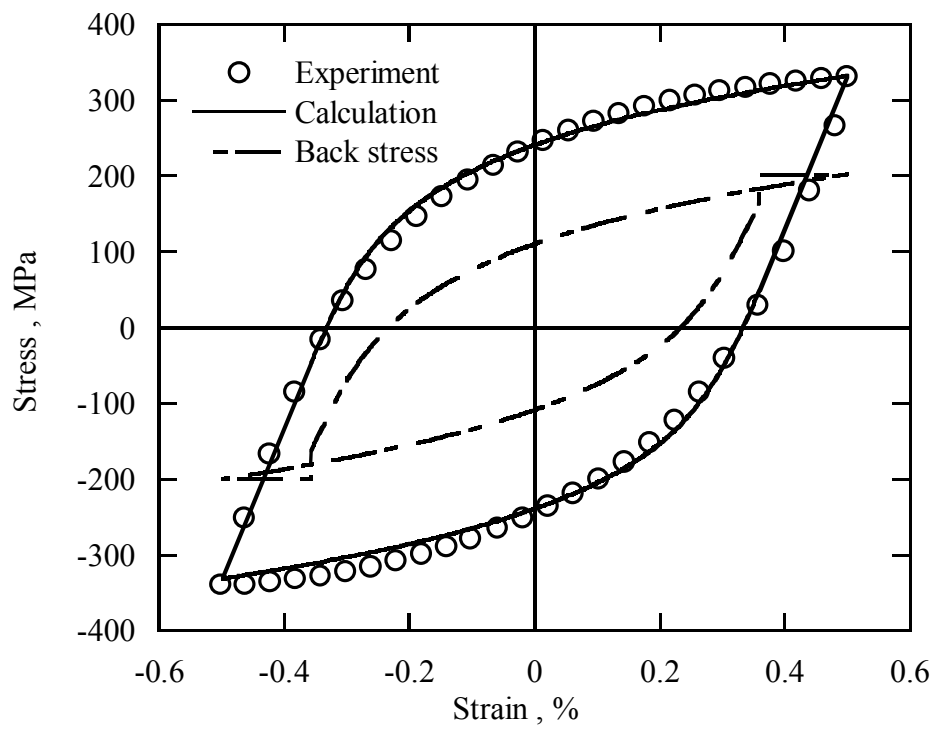


Fig.4.5 Stress-strain curve of cyclic loading

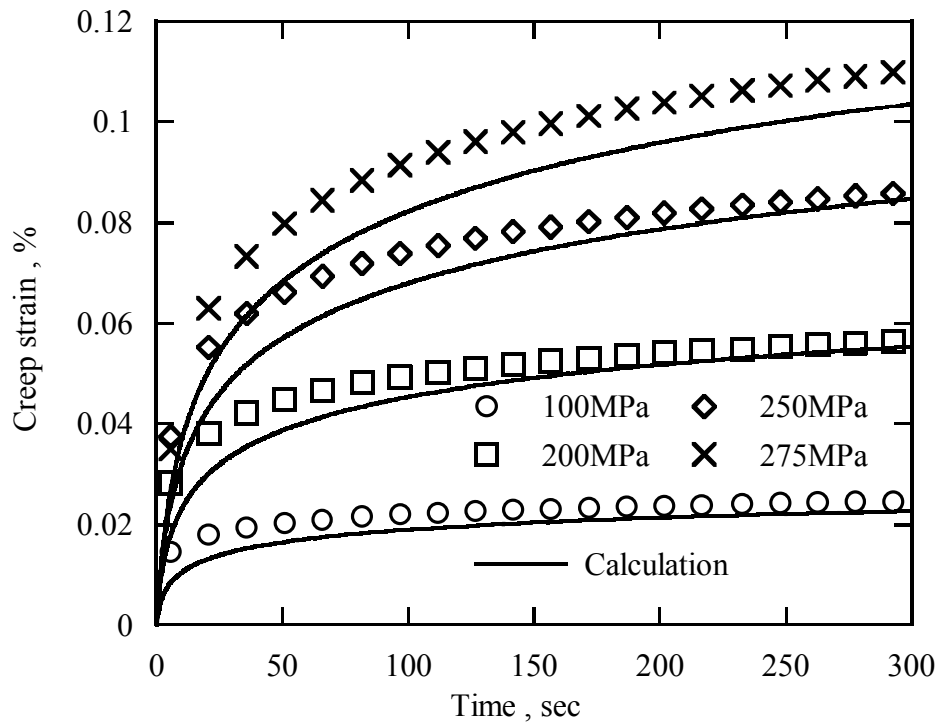


Fig.4.6 Creep curves of intermittent creep tests (Strain amplitude = 0.5%)

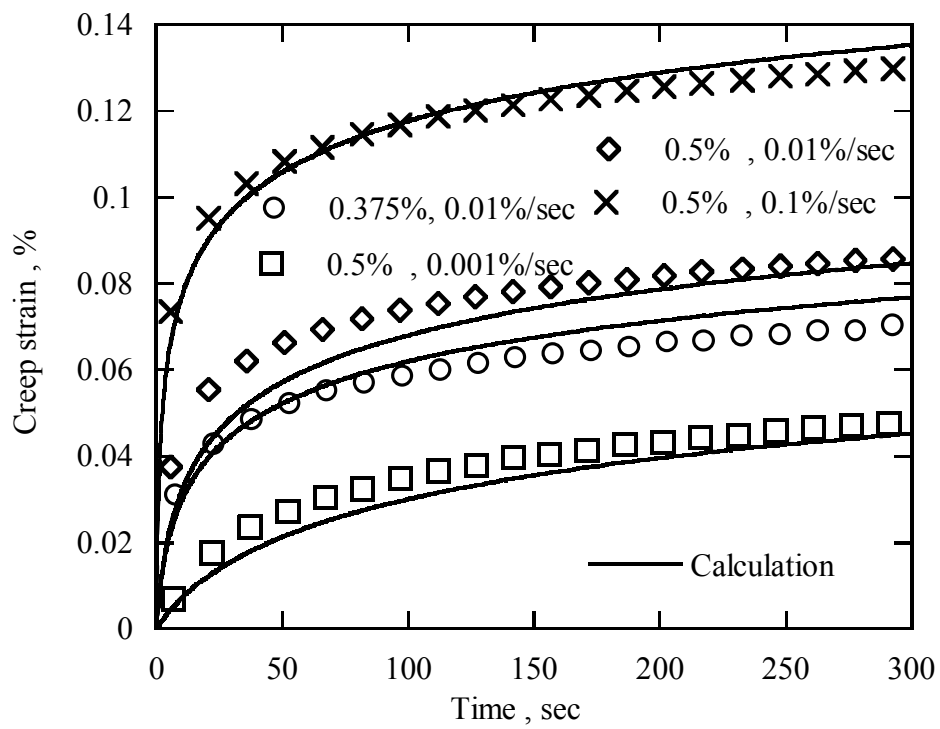


Fig.4.7 Creep curves of intermittent creep tests (Creep stress = 250MPa)

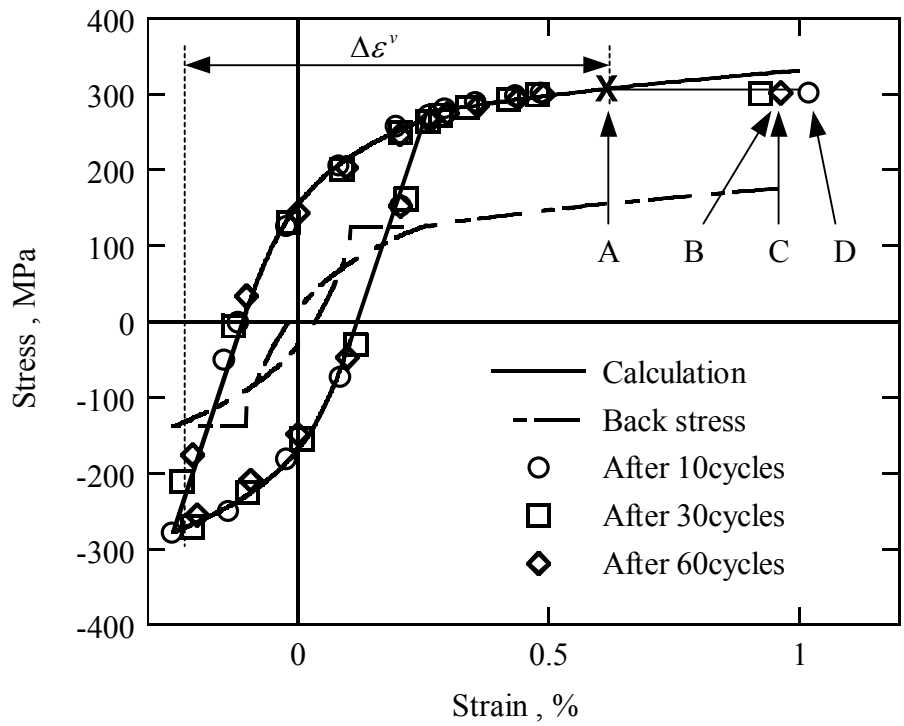


Fig.4.8 Stress-strain curve of subsequent creep test

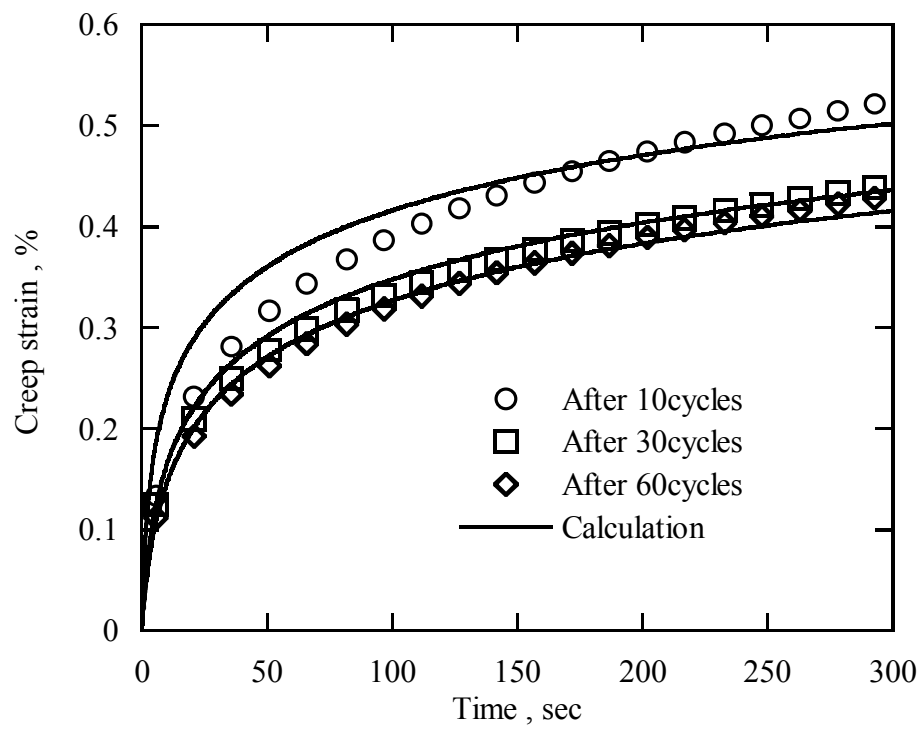


Fig.4.9 Subsequent creep curves after cyclic preloading (Strain amplitude = 0.25%)

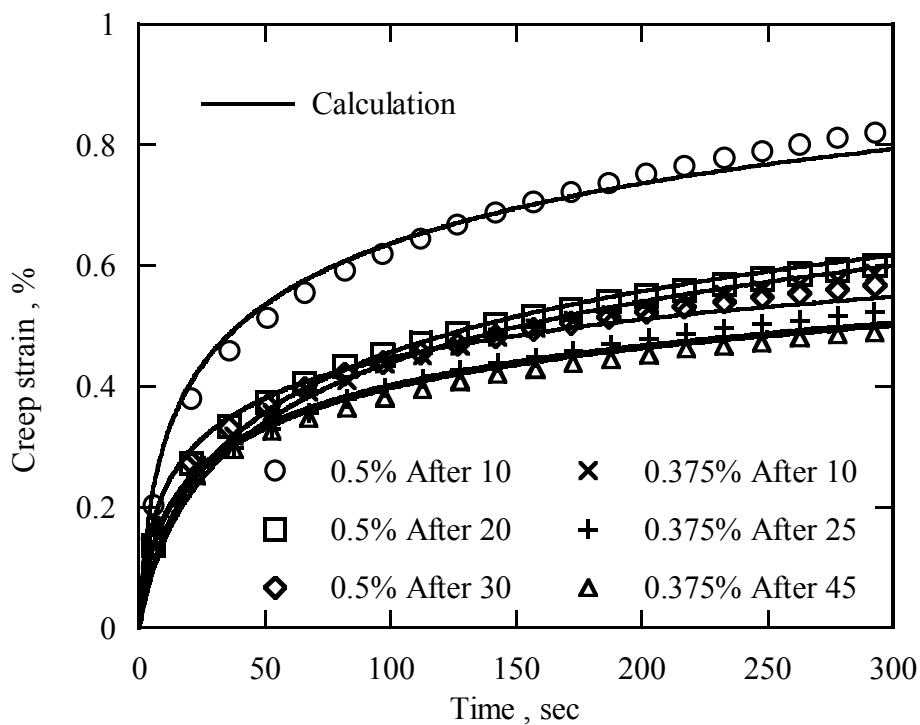


Fig.4.10 Subsequent creep curves after cyclic preloading

4.3 ステンレス鋼による二軸負荷試験による検証

4.3.1 試験片と実験方法

本実験で使用した試験片形状は 2.3.2 節および 4.3.1 節で用いたものと同一である。ひずみの測定は 2 軸ひずみゲージを用いた。

図 4.11 に本実験で行った二軸ラチェット試験の負荷状態を模式的に示す。まず、図 4.11 中に破線で示すように引張・圧縮方向に一定応力（以下、重畳応力と呼ぶ）を試験片に加える、次に図 4.11 中に実線で示すように一定せん断ひずみ振幅、一定せん断ひずみ速度による繰返しねじり負荷をせん断応力 - せん断ひずみ関係が安定するまで加える。その際、引張・圧縮方向に生ずるひずみをラチェットひずみとして測定する。実験は表 4.4 に示す実験条件で計 13 種類の二軸ラチェット試験を行った。

4.3.2 二軸負荷状態の粘塑性構成式

本実験は二軸負荷であるため、前章で構築した構成式の一般形を二軸状態へ単純化可能である。以下に二軸状態の粘塑性構成式を示す。

まず、式(3.3)は、二軸状態では次式となる。

$$\bar{\sigma} = \left\{ \frac{3}{2} C_t (\sigma_t - X_t)^2 + 6C_{ts} (\sigma_t - X_t)(\tau - X_s) + 6C_s (\tau - X_s)^2 \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (4.18)$$

ここで、 C_{ts} 、 C_s 、 τ 、 X_s はそれぞれ、異方性係数の $C_{1112} = C_{1121} = C_{1211} = C_{2111}$ 、 $C_{1212} = C_{1221} = C_{2112} = C_{2121}$ 、応力および背応力のせん断成分を示している。また、式(3.8)については、単軸方向およびせん断方向がそれぞれ式(4.19)、(4.20)となる。

$$\dot{\varepsilon}_t^v = \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^v}{\bar{\sigma}} \left\{ \frac{3}{2} C_t (\sigma_t - X_t) + 3C_{ts} (\tau - X_s) \right\} \quad (4.19)$$

$$\dot{\gamma}^v = \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^v}{\bar{\sigma}} \left\{ 3C_{ts} (\sigma_t - X_t) + 6C_s (\tau - X_s) \right\} \quad (4.20)$$

ここで、 $\dot{\gamma}^v$ は粘塑性せん断ひずみ速度を示している。異方性係数 C_{ts} および C_s は式(3.24)、(3.25)、(3.26)よりそれぞれ、

$$C_{ts} = \text{sign}(\varepsilon_i^v \dot{\gamma}^v) A_1 \left\{ \exp\left(\frac{A_2}{2} |\varepsilon_i^v \dot{\gamma}^v|\right) - 1 \right\} \quad (4.21)$$

$$C_s = \frac{1}{2} + A_1 \left\{ \exp\left(\frac{A_2}{2} (\dot{\gamma}^v)^2\right) - 1 \right\} \quad (4.22)$$

と表示される。したがって、式(3.7)と式(4.18)~(4.22)を用いて、応力とひずみ成分が全て求まる。

また、式(3.18)は式(4.23)となる。

$$\hat{\sigma} = \left\{ (\sigma_t^s - X_t^R)^2 + 3(\tau^s - X_s^R)^2 \right\}^{1/2} \quad (4.23)$$

ここで、 τ^s と X_s^R はそれぞれ、準静的応力 σ^s 、残留背応力 X^R のせん断成分を示している。式(4.23)を式(3.20)に代入すると次式が得られる。

$$\dot{\varepsilon}^v = \dot{\hat{\varepsilon}}^v = \frac{K}{E} (m+1) \left(\frac{\hat{\sigma}}{D} \right)^m \frac{1}{\hat{\sigma}} \left\{ (\sigma_t^s - X_t^R) \dot{\sigma}_t^s + 3(\tau^s - X_s^R) \dot{\tau}^s \right\} \quad (4.24)$$

以上、式(4.18)~(4.24)と式(3.12)、(3.25)、(3.26)に示した内部関数、および式(3.10)を用い、式に含まれる材料パラメータを決定することにより、基本的な二軸負荷の計算が可能である。しかしながら、二軸ラチェット試験のように非比例負荷の場合には、比例負荷と比較して著しい硬化が生ずることがよく知られている。したがって、非比例負荷の記述のために粘塑性構成式の修正を行う。

まず、式(3.13)に示した Ziegler 則を次式のように修正する。

$$\dot{\mathbf{X}} = (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \dot{\mu} + \dot{\mathbf{g}} \quad (4.25)$$

ここで、 $\dot{\mathbf{g}}$ は多軸非比例負荷により生ずる二次硬化を記述するための記憶項であり次式で仮定する。

$$\dot{\mathbf{g}} = \zeta \left(\dot{\bar{\chi}} - \frac{\bar{\chi} \dot{\bar{\varepsilon}}^v}{d} \right) \exp \left(- \frac{\int d \bar{\varepsilon}^v}{d} \right) \quad (4.26)$$

ここで、 $\dot{\bar{\chi}}$ 、 $\bar{\chi}$ 、 d はスカラー関数でありそれぞれ式(4.27) ~ (4.29)で定義される。

$$\dot{\bar{\chi}} = \sum_{i \neq j} |\dot{X}_{ij}| \quad (4.27)$$

$$\bar{\chi} = \sum_{i \neq j} |X_{ij}| \quad (4.28)$$

$$d = d_1 + |2\delta H(\boldsymbol{\sigma}) - 1| d_2 \Delta \bar{\varepsilon}^v \quad (4.29)$$

ここで、 $H(x)$ は Heaviside 関数を表し、 $x < 0$ で $H(x) = 0$ 、 $x = 0$ で $H(x) = 1/2$ 、 $x > 0$ で $H(x) = 1$ となる。また、式(4.29)中の d_1 、 d_2 は材料パラメータ、 δ は Kronecker のデルタを示す。

一方、式(4.26)の ζ はテンソル関数であり、次式で定義される。

$$\zeta = \{c_1 + c_2 |\delta| \text{sign}(\boldsymbol{\sigma})\} \boldsymbol{\sigma}^{\epsilon_3} - c_4 \delta (1 - |2H(\boldsymbol{\sigma}) - 1|) \quad (4.30)$$

ここで、 c_1 、 c_2 、 c_3 、 c_4 は材料パラメータである。

式(4.25) ~ (4.30)より背応力の移行式は次式となる。

$$\dot{\mathbf{X}} = \left\{ \frac{3}{2\bar{\sigma}^2} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : (\dot{\boldsymbol{\sigma}} - \dot{\mathbf{g}}) + \frac{3}{4\bar{\sigma}^2} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\mathbf{C}} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \frac{R}{\bar{\sigma}} \right\} \times (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) + \dot{\mathbf{g}} \quad (4.31)$$

また、式(3.26)中の材料パラメータ m_i は、非比例負荷では式(4.32)に示す応力速

度と有効応力がなす角(非比例角)を用い、式(4.33)より計算されると仮定する。

$$\sin \theta = \sqrt{1 - \left(\frac{(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \cdot \dot{\boldsymbol{\sigma}}}{\sqrt{(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \cdot (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \sqrt{\dot{\boldsymbol{\sigma}} \cdot \dot{\boldsymbol{\sigma}}}} \right)^2} \quad (4.32)$$

$$m_i = m_{00} - m_{01} \sin \theta \quad (4.33)$$

ここで、 m_{00} 、 m_{01} は材料パラメータである。構成式中の材料定数は実験結果より表4.5に示すように決定した。

4.3.3 実験結果および考察

(1) 非比例負荷の影響

図4.12と図4.13はそれぞれ軸方向に重畳応力0MPaおよび100MPaの一定応力を加え相当ひずみ速度0.01%/sec、相当ひずみ振幅0.5%で30サイクルの繰返しねじり負荷試験を行った際のせん断応力-せん断ひずみ曲線である。図4.12と図4.13を比較すると、重畳応力が加わることで、繰返し硬化が大きくなっていることがわかる。これは重畳応力が作用する二軸ラチェット試験は、応力テンソルの主軸が繰返し負荷中に回転するいわゆる非比例負荷であり、その影響が表れているためと考えられる。図4.14と図4.15はそれぞれ、図4.12と図4.13に示した結果の計算結果である。重畳負荷の有無による繰返し負荷に伴う応力-ひずみ関係の違いがよく記述できている。また、図4.16は繰返し負荷中のループ端せん断応力のサイクル毎の変化を示している。図4.16の、×印はそれぞれ重畳応力0MPaおよび100MPaでの実験結果、実線は計算結果を示している。ループ端せん断応力が飽和安定するまでに要するサイクル数が重畳応力の有無で大きく異なる様子を、粘塑性構成式による計算結果がよく表している。

(2) ひずみ振幅依存性

図4.17の実線、破線、一点鎖線はそれぞれ、相当ひずみ振幅を0.75、0.5、0.25%とし、相当ひずみ速度0.01%/sec、軸方向に重畳応力100MPaを加えて30サイク

ルの繰返しねじり負荷を与えた実験のラチェットひずみ - せん断ひずみ曲線を示している。図 4.17 より繰返しねじり負荷中にラチェットひずみが蓄積していく様子がわかる。図 4.18 は図 4.17 の実験におけるラチェットひずみと繰返し回数との関係を示している。図 4.17 および図 4.18 より、ひずみ振幅が大きくなるとラチェットひずみも大きくなることわかる。また、図 4.18 中の実線は粘塑性構成式による計算結果であり、実験結果をよく記述している。

(3) ひずみ速度依存性

図 4.19 の ○、△、□印はそれぞれ、相当ひずみ速度を 0.1、0.01、0.001%/sec とし、相当ひずみ振幅 0.5%、軸方向に重畳応力 100MPa を加えて 30 サイクルの繰返しねじり負荷を与えた実験のラチェットひずみとサイクル数の関係を示している。図 4.19 より、ひずみ速度が小さくなると生ずるラチェットひずみは大きくなっていることがわかる。また、図 4.19 中の実線は粘塑性構成式による計算結果であり、実験結果の速度依存性をよく表していることがわかる。

(4) 重畳応力依存性

図 4.20 の ○、△、□、◇、+、×、▽、△印はそれぞれ、軸方向に重畳応力+130、+100、+65、+30、0、-30、-65、-100、-130MPa を加え、相当ひずみ速度 0.01%/sec、相当ひずみ振幅 0.5%で 30 サイクルの繰返しねじり負荷を与えた実験のラチェットひずみとサイクル数の関係を示している。プラスの重畳応力は引張り、マイナスの重畳応力は圧縮負荷を表す。図 4.20 より、重畳応力の絶対値が大きくなるとラチェットひずみも大きくなること、また、絶対値の等しい重畳応力で比較した場合、引張負荷を加えた方が圧縮負荷を加えた場合よりも大きなラチェットひずみが生ずることがわかる。さらに図 4.21 の ○は重畳応力 0MPa の実験結果を拡大したものであるが、重畳応力 0MPa の場合においても無視することのできないラチェットひずみが引張方向に生じていることがわかる。以上の結果を粘塑性構成式により記述した結果を図 4.20 と図 4.21 中に実線で示す。実験結果と計算結果はよく一致しており、重畳応力の負荷方向依存性を含めて粘塑性構成式は二軸ラチェット変形を定量的に記述可能である。

Table 4.4 Test condition for biaxial ratchetting tests

Shear strain amplitude , $\Delta\gamma/\sqrt{3}\%$	± 0.25	± 0.5			± 0.75
Shear strain rate , $\dot{\gamma}/\sqrt{3}\%/sec$	0.01	0.1	0.01	0.001	0.01
Superposed stress σ_s , MPa	100	100	0, ± 30 , ± 65 ± 100 , ± 130	100	100

Table 4.5 Material constants

E	K	n	P	α	β	λ	c_1	c_2	c_3	c_4	d_1	d_2
198	0.05	10.4	80	0.2	0.1	0.1	-6.6×10	-1.5×10	2.7	0.12	0.0028	16
D_0	D_1	m_0	m_{10}	m_{11}	R_0	A	B	C	a	b	c	
180	155	7.6	4.5	0.5	150	-0.22	-520000	2000	0.04	0.02	0.0015	

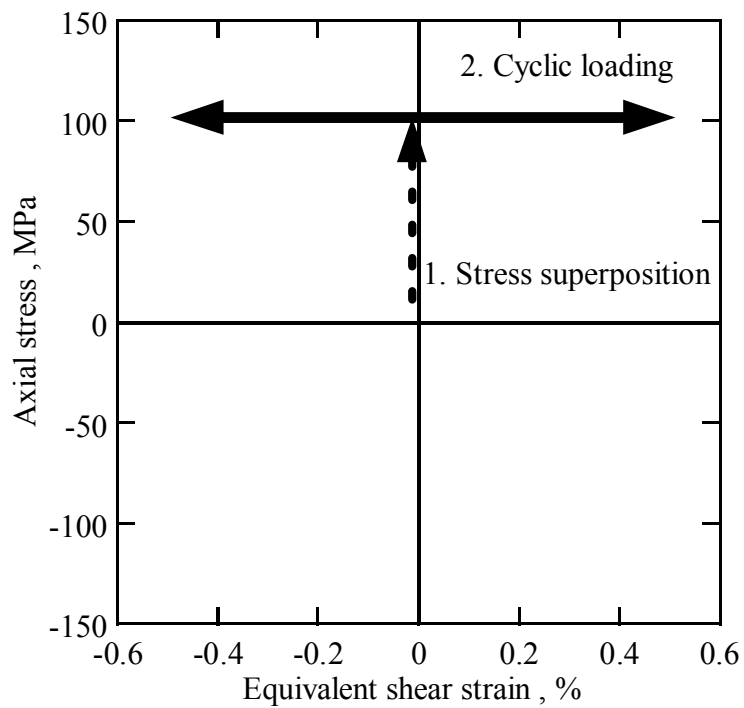


Fig.4.11 Schematic of biaxial ratchetting test

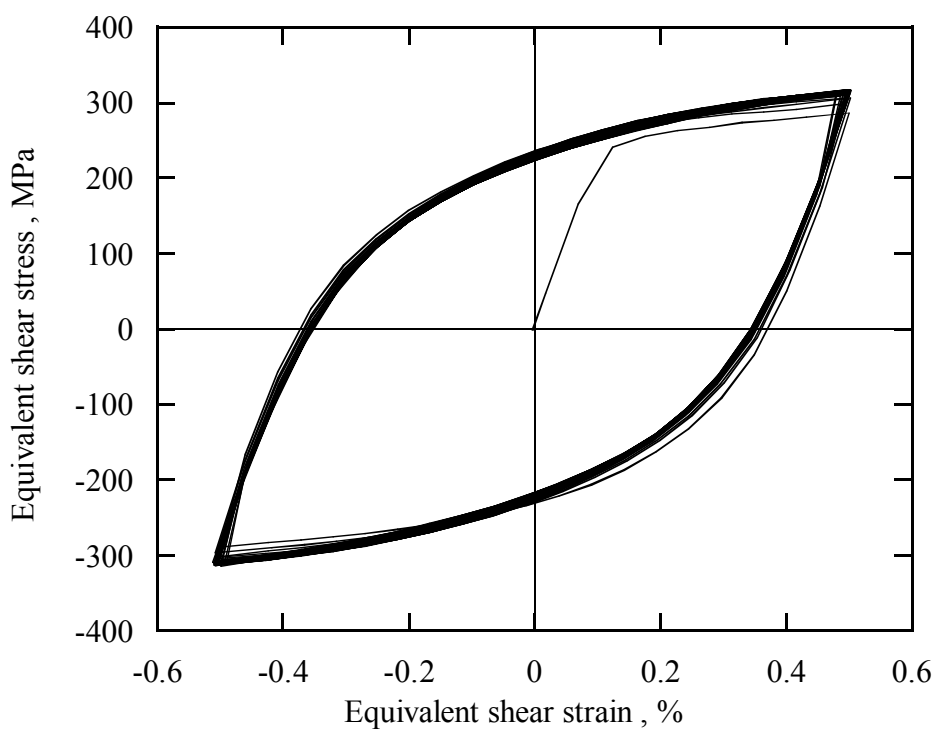


Fig.4.12 Equivalent stress-strain curve of cyclic torsional loading
(Without superposed stress)

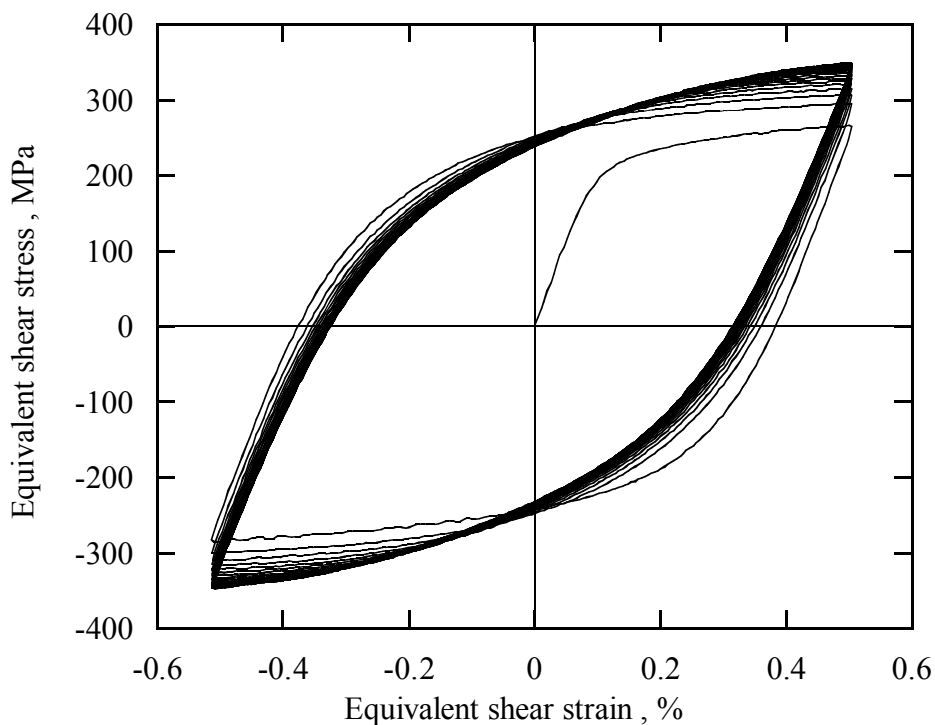


Fig.4.13 Equivalent stress-strain curve of cyclic torsional loading
(Superposed stress = 100MPa)

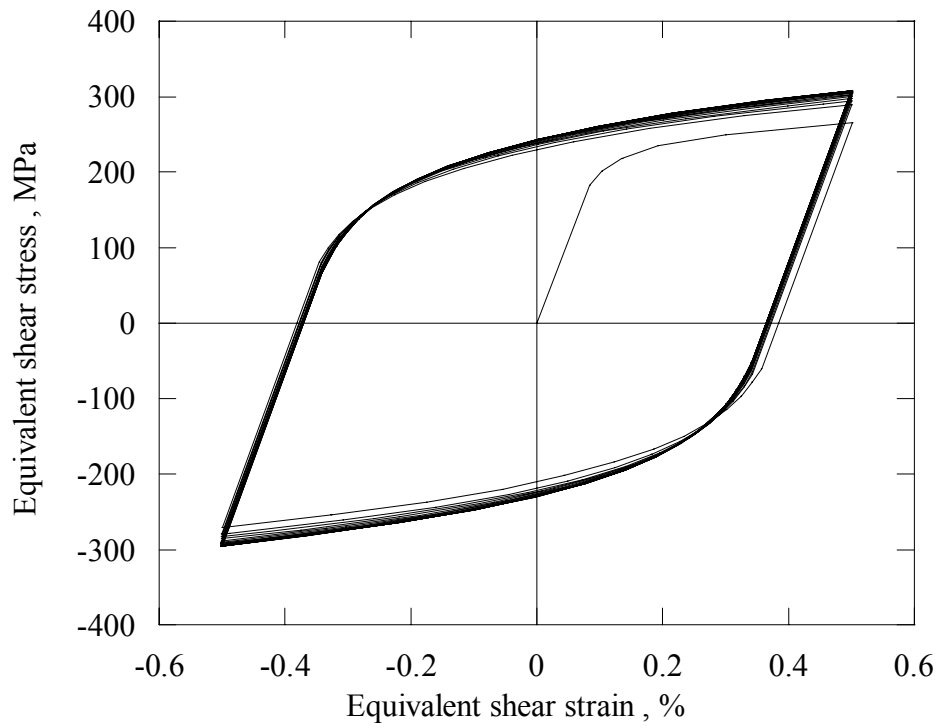


Fig.4.14 Model prediction of stress-strain curve in Fig.4.12

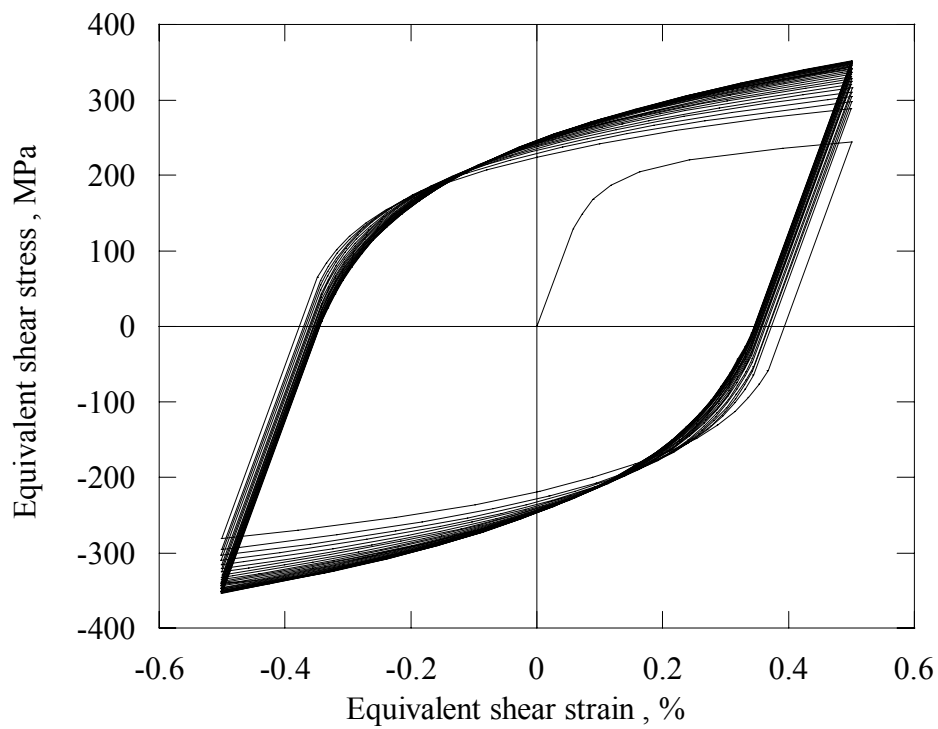


Fig.4.15 Model predictions of stress-strain curve in Fig.4.13

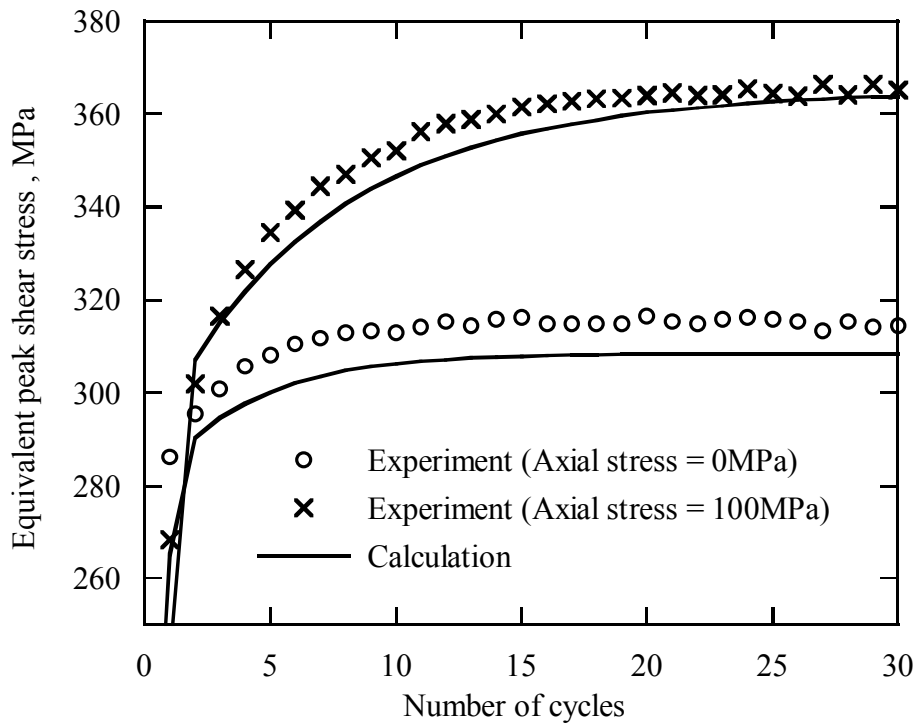


Fig.4.16 Equivalent peak shear stress versus the number of cycles during cyclic loading

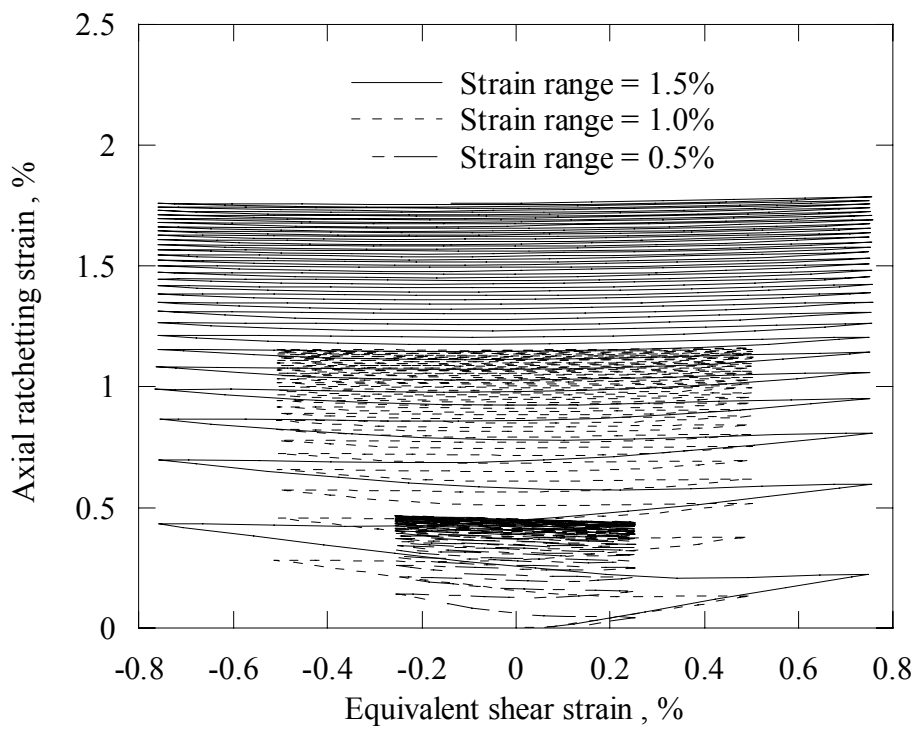


Fig.4.17 Axial ratchetting strain versus shear strain (Experiments)

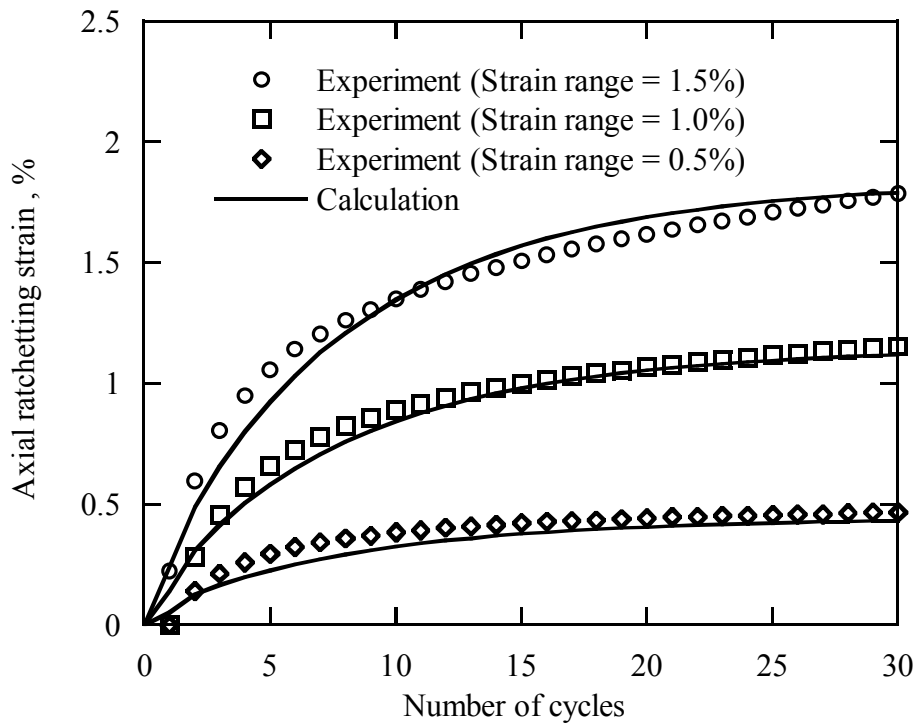


Fig.4.18 Ratchetting strain versus the number of cycles (Strain range dependency)

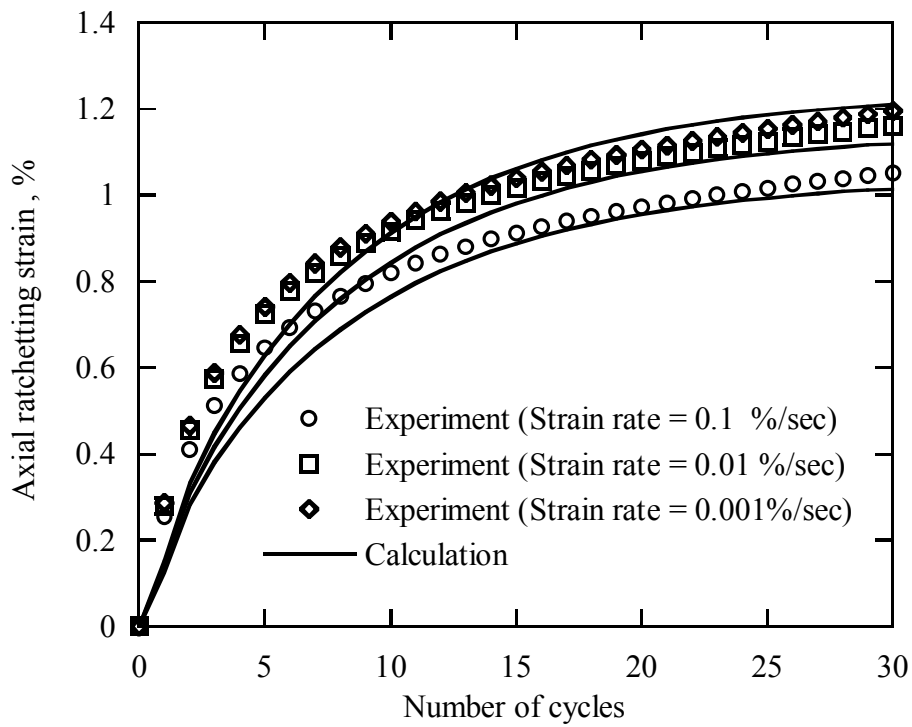


Fig.4.19 Ratchetting strain versus the number of cycles (Strain rate dependency)

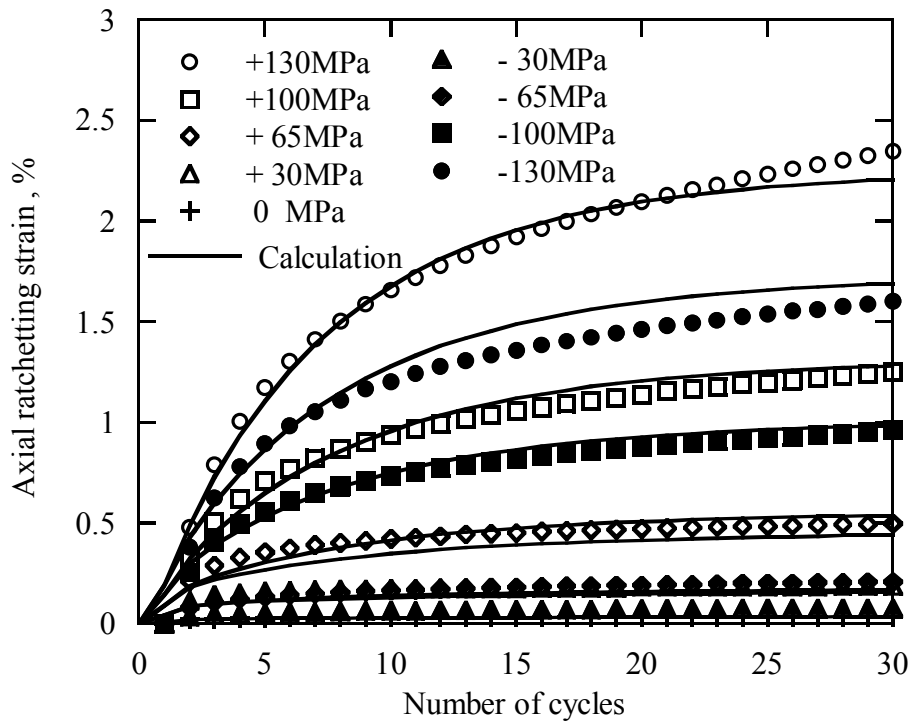


Fig.4.20 Ratchetting strain versus the number of cycles
(Superimposed stress dependency)

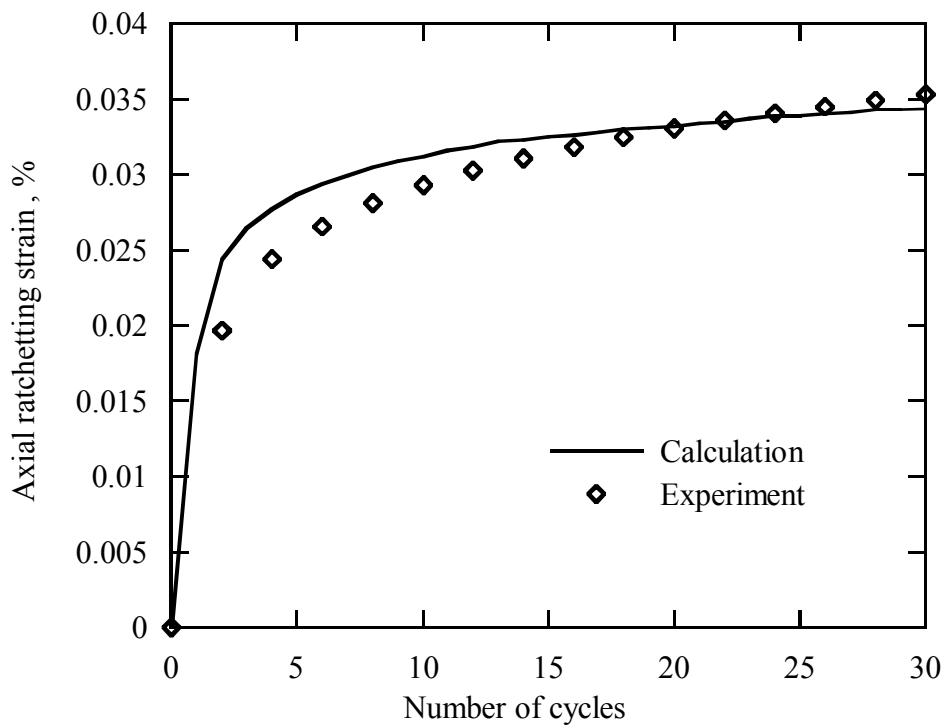


Fig.4.21 Ratchetting strain versus the number of cycles (Without superimposed stress)

4.4 銅材による高温変形への適用性の検証

4.4.1 試験片と実験方法

本実験で使用した供試材は Cu が 99.96%以上の無酸素銅(OFC)であり、外形 30mm、内径 16mm の継ぎ目無し円管である。その供試材より、外形 19mm、内径 16mm、評点間距離 50mm の薄肉円管試験片に加工されたものを試験片として用いた。図 4.22 に試験片形状を示す。また、加工時の残留応力を取除く目的で、試験片は 400 で 150 分間保持後炉冷の真空応力除去焼鈍し処理を施した。また、ひずみの測定には高温用箔ひずみゲージを用い、加熱装置として赤外線瞬間加熱装置と温度制御装置を用いた。

本実験では以下の 3 種類の実験を行った。

(1) 引張・圧縮繰返し負荷試験：ひずみ振幅 0.25%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷試験を一定雰囲気温度 296、373、423、473K でそれぞれ行った。

(2) クリープ試験：クリープ試験は保持する応力レベルが同一であっても、雰囲気温度により生ずるクリープひずみが大きく異なることから、雰囲気温度ごとに表 4.6 に示す応力レベルで 1000 秒間のクリープ試験を行った。各応力レベルに達するまでは、応力速度 5MPa/sec の引張り負荷とした。

(3) 段階的温度変化を伴う繰返し負荷試験：一定雰囲気温度下でひずみ振幅 0.25%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷試験を行った後、さらに雰囲気温度を変化させ一定雰囲気温度下で繰返し負荷試験を行い、繰返し塑性変形の温度履歴依存性を測定する。試験は表 4.7 に示す 2 通りの温度履歴で行った。

4.4.2 単軸負荷形の粘塑性構成式

本実験は単軸負荷であるため、4.2.2 節に示した単軸状態の式を使用することができる。しかしながら、本実験で取扱う高温状態では異方性係数の決定が困難であることから、ここでは試験片を等方性材と仮定する。その結果、式(4.3)

から導出される異方性係数は $C_t = 2/3$ となり、式(4.1)、(4.2)、(4.4)はそれぞれ、式(4.34)、(4.35)、(4.36)と表される。

$$\bar{\sigma} = |\sigma_t - X_t| \quad (4.34)$$

$$\dot{\varepsilon}_t^v = \dot{\bar{\varepsilon}}^v \text{sign}(\sigma_t - X_t) \quad (4.35)$$

$$\dot{\varepsilon}_t^v = \left\langle \frac{|\sigma_t - X_t| - R}{H} \right\rangle^n \text{sign}(\sigma_t - X_t) \quad (4.36)$$

それ以外は、4.2.2 節に示した構成式と同一形である。

4.4.3 実験結果および考察

(1) 引張・圧縮繰返し負荷試験

図 4.23 の 、 、 ×印はそれぞれ、雰囲気気温度 296、373、423、473K におけるひずみ振幅 0.25%、ひずみ速度 0.01%/sec で 60 サイクルの引張・圧縮繰返し負荷を行った実験の引張り側ループ端応力とサイクル数の関係を示している。図 4.23 より雰囲気気温度が低いほど著しい繰返し硬化が生じていることがわかる。

図 4.24 の 、 、 ×印は図 4.23 の実験で応力 - ひずみ関係が飽和収束したサイクル数での応力 - ひずみ曲線を示している。図 4.24 から、雰囲気気温度が低いほど収束後の応力が大きくなり、応力 - ひずみ曲線の形状は大きく異なることがわかる。これらの実験結果より粘塑性構成式中の材料パラメータを決定した。その結果、材料パラメータ中の H 、 R_0 、 E 、 D_2 、 D_{23} は温度 T (K) の関数として次式のように表される。

$$H = 6.6 + 0.16 \exp\left(\frac{T}{100}\right) \quad (4.37)$$

$$R_0 = 105 - 3.52 \exp\left(\frac{T}{174}\right) \quad (4.38)$$

$$E = 143 - 0.06 \exp\left(\frac{T}{174}\right) \quad (4.39)$$

$$D_2 = 14.4 - 0.1 \exp\left(\frac{T}{181}\right) \quad (4.40)$$

$$D_{\geq 3} = 49 - 1.9 \exp\left(\frac{T}{221}\right) \quad (4.41)$$

また、他の材料定数は表 4.8 に示すように一定の値となった。

以上の材料定数を用いて繰返し負荷の計算を行った。図 4.23 と図 4.24 中の実線は粘塑性構成式による計算結果である。図 4.23 より実験と同様に雰囲気温度の違いによる繰返し硬化の様子がよく表されていることがわかる。また、図 4.24 より繰返し負荷により収束した応力 - ひずみ曲線の雰囲気温度依存性についても記述できていることがわかる。

繰返し負荷中の応力 - ひずみ曲線の計算について、図 4.23、4.24 で行った雰囲気温度 296K による結果を図 4.25、4.26 に示す。図 4.25 は実験結果、図 4.26 は計算結果を示している。図 4.25 と図 4.26 を比較すると応力 - ひずみ挙動についても計算結果と実験結果はよく一致していることがわかる。

(2) クリープ試験

図 4.27 の 、 、 印はそれぞれ応力レベル 30、40、50MPa で雰囲気温度 296K において行ったクリープ試験の結果を示している。また、図 4.28 の 、 、 印はそれぞれ応力レベル 30、35、40MPa で雰囲気温度 373K において行ったクリープ試験の結果を示している。図 4.27 と図 4.28 より、いずれの雰囲気温度でも応力レベルのわずかな違いにより生ずるクリープひずみは明確に異なる、強い応力依存性が示されている。

図 4.29 の 、 、 印は雰囲気温度をそれぞれ 296、373、473K として、応力レベル 40MPa でクリープ試験を行った実験のクリープ曲線である。図 4.29 か

らは、応力レベルが同じクリープ試験であっても、雰囲気温度が高くなると生ずるクリープひずみは明らかに大きくなり、クリープ変形の雰囲気温度依存性が示されている。

図 4.27、4.28、4.29 中の実線は、粘塑性構成式によるクリープ試験の計算結果を示している。応力レベルの低いクリープ試験では、実験と計算結果に若干のずれが見られるが、全体としてはよく一致している。なお、表 4.6 に示した他の実験条件についても粘塑性構成モデルにより同様な精度で記述できることを確認している。

(3) 階段的温度変化を伴う繰返し負荷試験

図 4.30 と図 4.31 中の印はひずみ振幅 0.25%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷を、表 4.7 に示した試験条件で温度変化させて行った実験の引張り側のループ端最大応力とサイクル数の関係である。図 4.30 と図 4.31 より、温度変化後ループ端応力は繰返し硬化または軟化を起こし徐々に一定値に収束している。この収束値は、温度変化後の雰囲気温度における初期材を用いて行った繰返し負荷のループ端応力収束値とほぼ等しい。このことは、銅材の一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷において、繰返し硬化および軟化収束後の応力 - ひずみ曲線は温度変化後の雰囲気温度のみに依存し、温度履歴依存性が認められないことを示している。

次に粘塑性構成式を用いて実験結果の記述を試みた。実験結果を考慮し、式(4.8)中 $\int |d\varepsilon_t^v|$ で示した累積粘塑性ひずみが温度変化により 0 となるとし、式(4.8)を次式に置き換える。

$$R = R_0^{pre} + (R_0^{cur} - R_0^{pre}) \left\{ 1 - \lambda \exp \left(- \frac{\int |d\varepsilon_t^v|}{c} \right) \right\} \quad (4.42)$$

上式中、 R_0^{pre} と R_0^{cur} はそれぞれ温度変化前と温度変化後現在の雰囲気温度での R_0 を示していて式(4.38)より求まる。なお、初期材による実験の場合は $R_0^{pre} = 0$ とすると式(4.8)と一致する。式(4.42)を導入した粘塑性構成式による計算結果を図

4.30 と図 4.31 中の実線で示す。計算により温度変化を伴う繰返し負荷の実験結果をよく表していることがわかる。

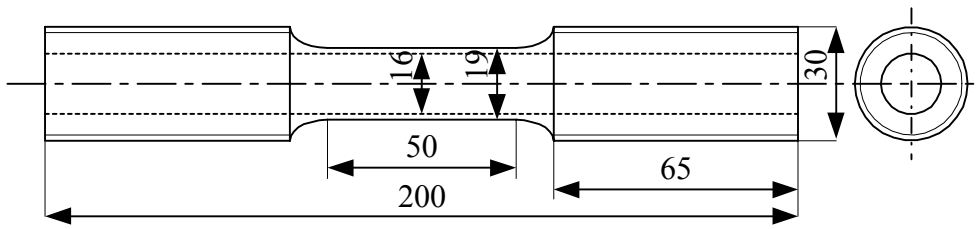


Fig.4.22 The geometry of specimens (OFC)

Table 4.6 Test condition for creep tests

Temperature [K]	296	373	473
Stress level [MPa]	30, 40, 50	30, 35, 40	30, 40

Table 4.7 Test condition for cyclic loading tests under temperature variation

Test 1	Temperature [K]	423	473	423	373	423
	Number of cycle	100	100	100	100	100
Test 2	Temperature [K]	473	296	373	423	473
	Number of cycle	100	70	50	50	30

Table 4.8 Material constants

K	n	D ₁	α	β	λ
0.05	10	12	0.8	0.1	0.8
m ₁	m ₂	m ₀	a	b	c
7.6	4.5	0.5	0.04	0.02	0.06

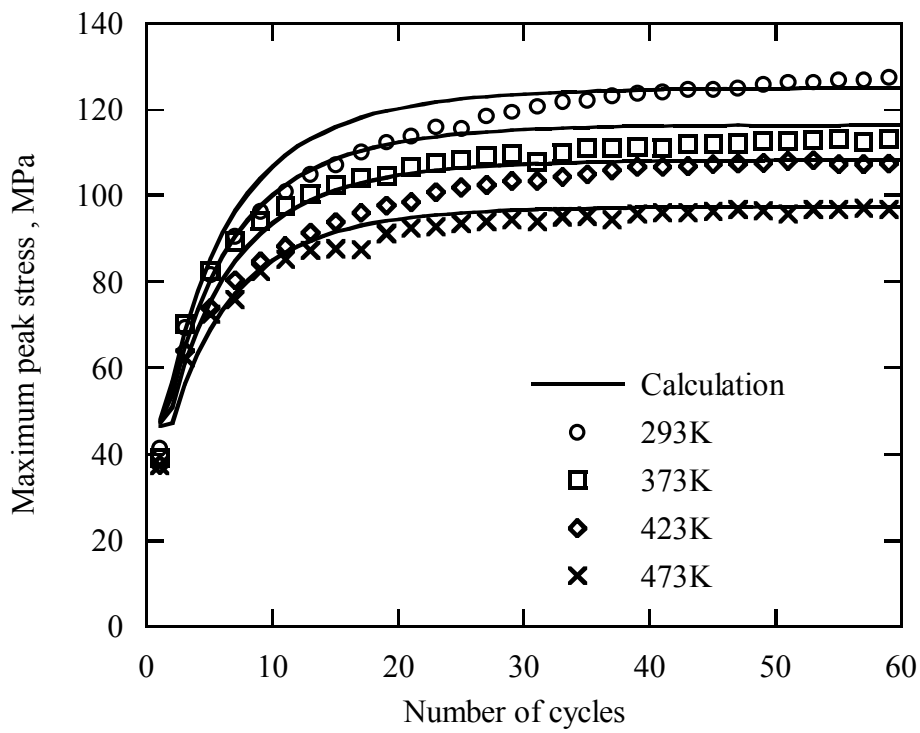


Fig.4.23 Maximum peak stress versus the number of cycles
(Temperature dependency)

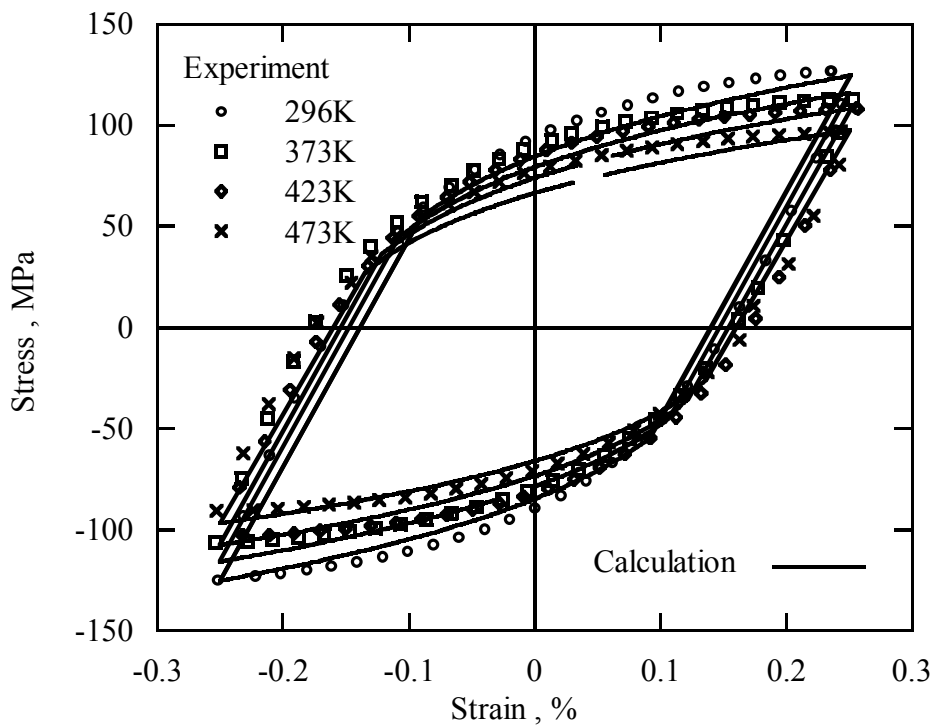


Fig.4.24 Stress-strain curves of cyclic loading
(Temperature dependency)

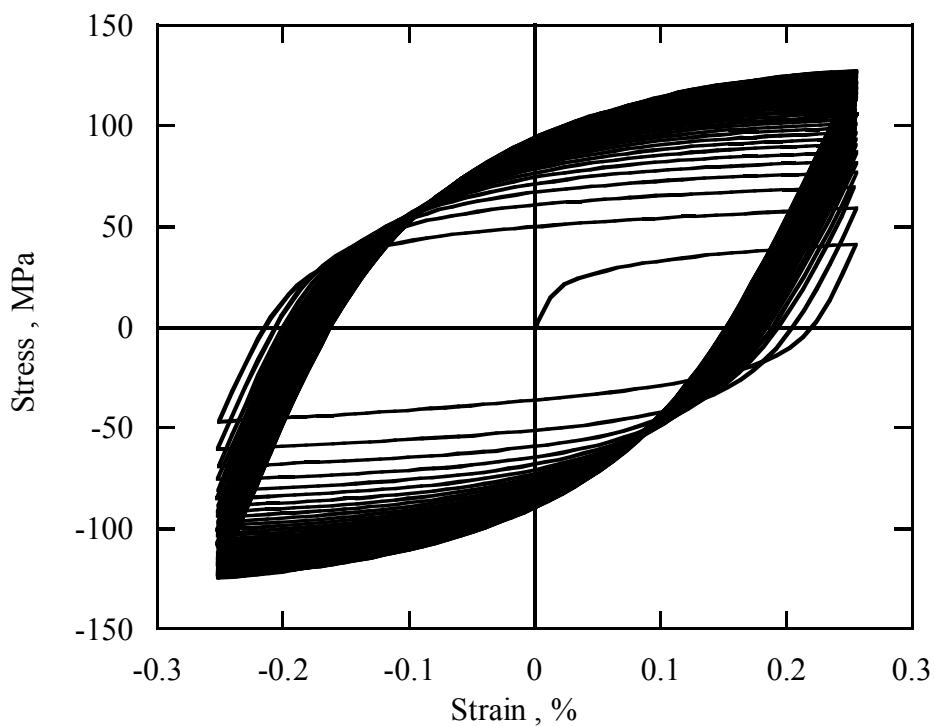


Fig.4.25 Stress-strain curve of cyclic loading (Temperature = 296K)

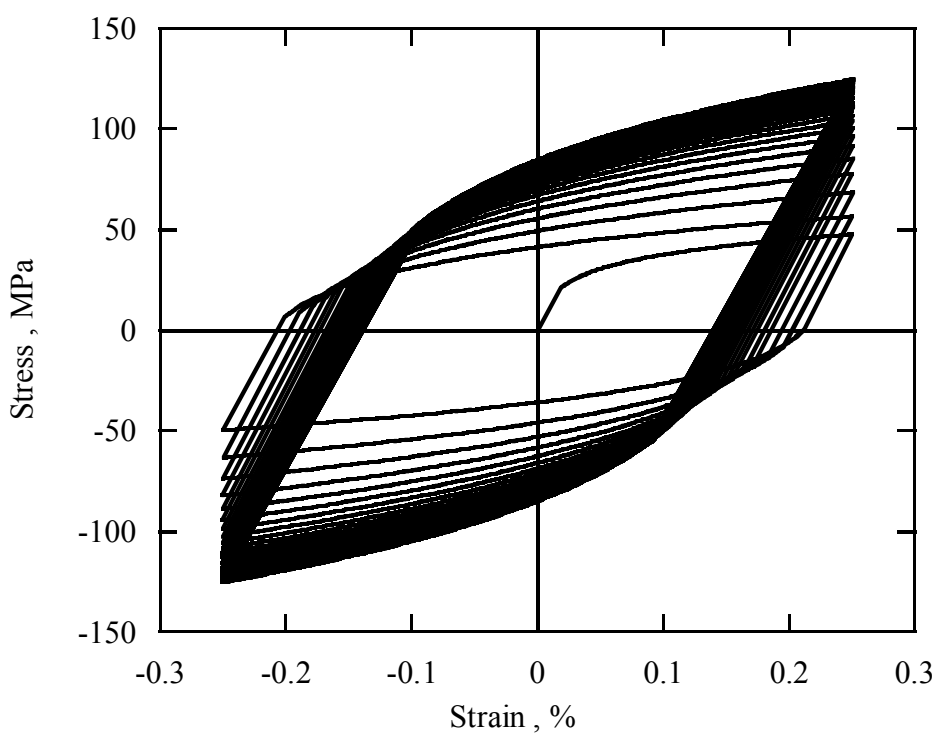


Fig.4.26 Model prediction of stress-strain curve of cyclic loading in Fig.4.23

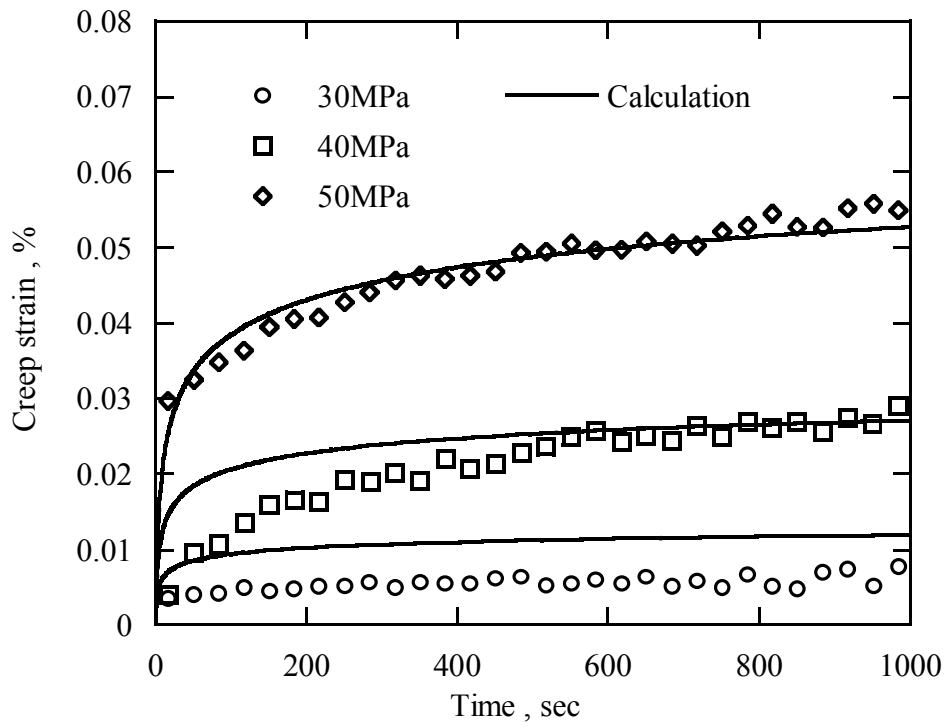


Fig.4.27 Pure creep curves (Temperature = 296K)

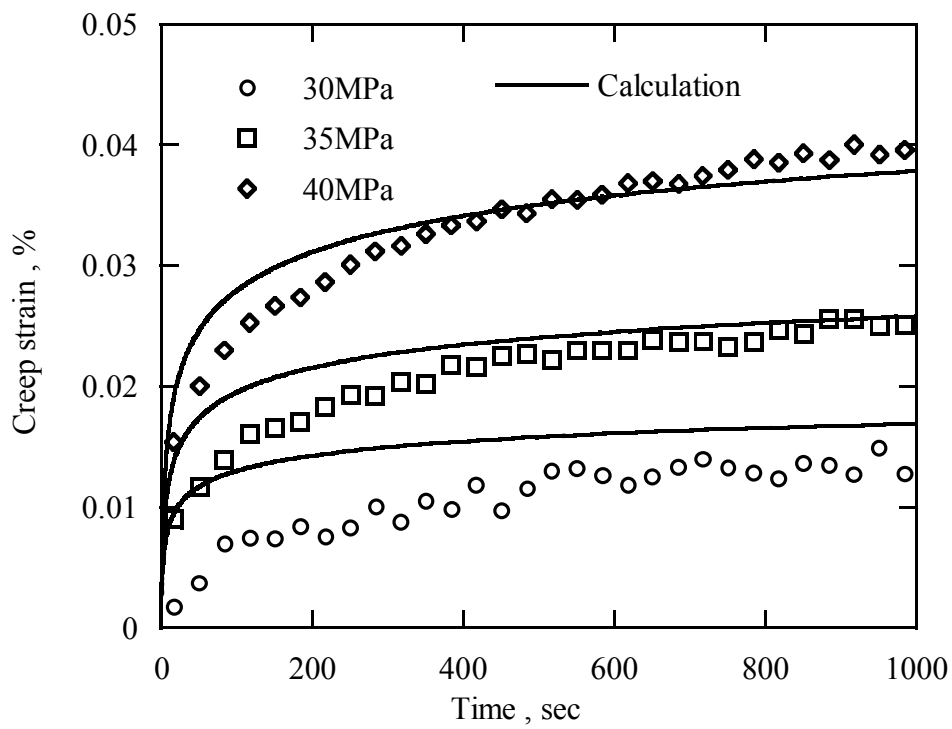


Fig.4.28 Pure creep curves (Temperature = 373K)

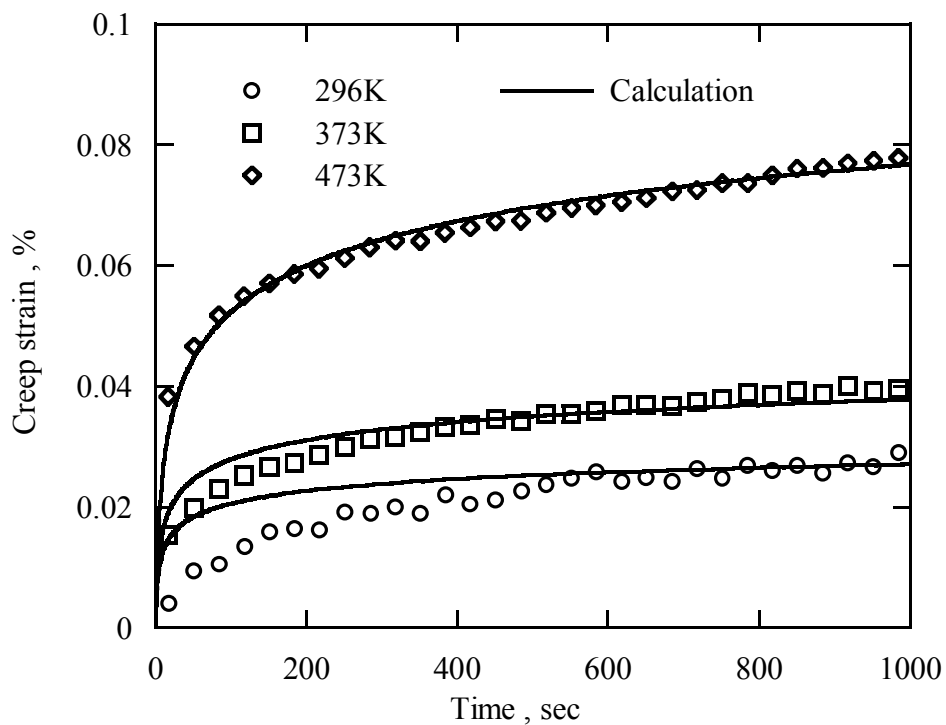


Fig.4.29 Pure creep curves (Creep stress = 40MPa)

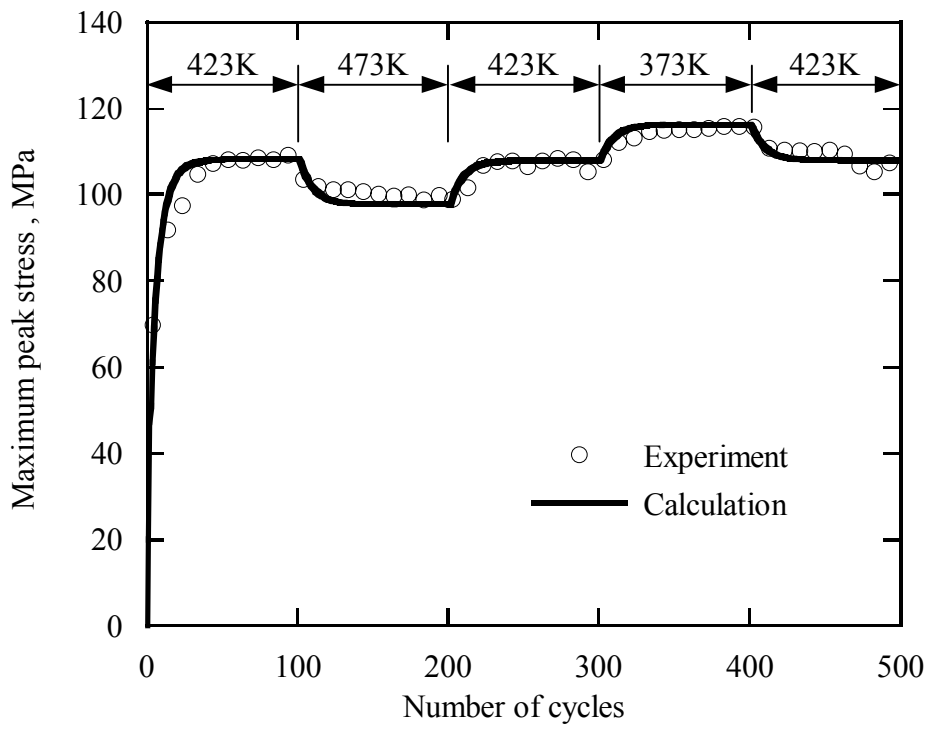


Fig.4.30 Maximum peak stress versus the number of cycles
(Cyclic loading with temperature variation : Test 1)

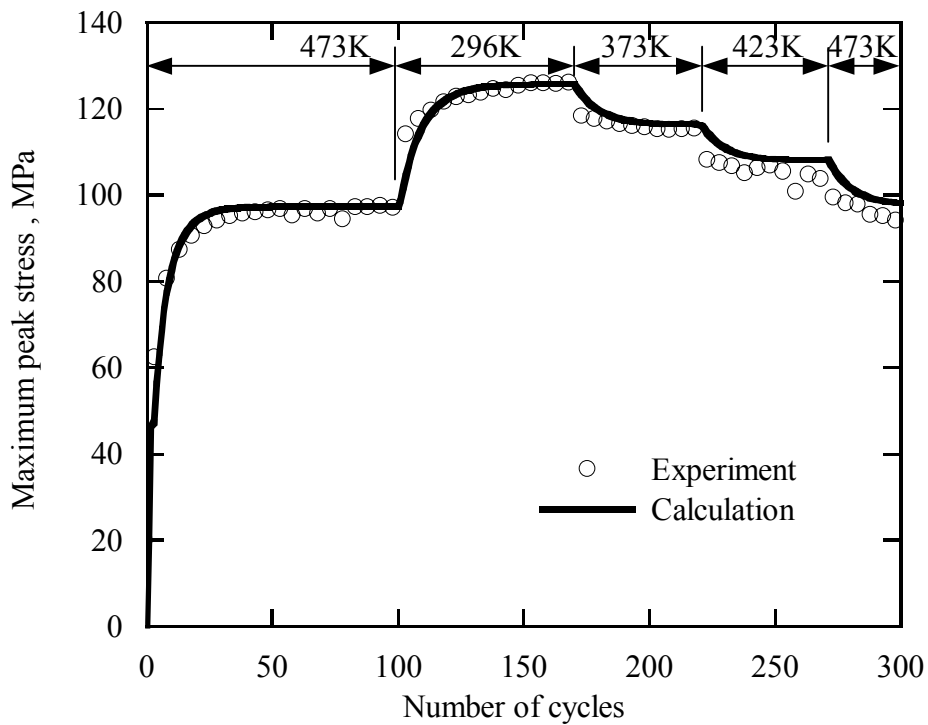


Fig.4.31 Maximum peak stress versus the number of cycles
(Cyclic loading with temperature variation : Test 2)

4.5 結言

本章では、前章で構築した巨視的粘塑性構成式の適用性を検証するために、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 材を用いた室温下における実験および無酸素銅を用いた高温下における実験の記述を試みた。その結果以下のような結論を得た。

(1) 本研究で構築した粘塑性構成式により室温下における SUS304 材の粘塑性変形挙動を精度良く記述可能である。特に、繰返し負荷中のクリープ試験におけるひずみ振幅依存性や二軸ラチェット試験において加える重畳応力の負荷方向依存性といった従来の構成モデルでは記述が困難な複雑な負荷条件においても定量的によく一致する。

(2) 本構成式は、無酸素銅を用いた高温下の変形挙動も記述可能であり、温度変動を伴う繰返し負荷のようなより一般的な状況下にも適用可能であることがわかった。

第5章

繰返し負荷による後続変形特性変化と転位組織化

5.1 緒言

結晶構造を持つ固体の非弾性変形は主に転位により支配されている。したがって、材料の巨視的挙動は転位レベルから理解することが原理的には可能であると考えられる。しかしながら、転位が線欠陥であり体積を持たずマクロスケールと大きなギャップが存在すること、塑性変形下では膨大な数の転位が複雑に相互作用している多体問題であること、転位の運動を非破壊的にその場観察することが困難であること等により、現在でも転位論とマクロな変形挙動を定量的に連携させた解析手法は完成していない。一方、様々な分野でミクロとマクロ間を結びつけるためには、その中間スケールにあたるメゾスケールの現象を理解することが重要であるとの認識が広がりつつある。固体の非弾性変形におけるメゾスケールとは、膨大な転位が形成する転位組織のスケールであると考えられ、実験および理論的な研究が盛んである[98-102]。

本章では、前章 4.2 節で行った実験を対象として巨視的変形挙動と転位組織化の関係を明らかにするため、透過型電子顕微鏡を用いた転位組織観察について述べる。前章 4.2 節で行った実験では、繰返し負荷後にクリープ試験を行うと繰返し回数に依存して異なるクリープひずみ量が実験的に観察された。前章の 4.2.3 では粘塑性構成式に繰返し負荷中に蓄積される仕事の関数として潜在的な硬化を導入することにより、巨視的挙動を記述した。すなわち、潜在的な硬化の物理的起源については全く考慮していなかった。それに対して本章では、繰返し負荷と粘塑性変形の関係に関する実験および繰返し負荷に伴う転位組織変化の電子顕微鏡観察に基づき、繰返し負荷における潜在的な硬化と転位組織化の関連について述べる。

5.2 繰返し塑性による後続粘塑性変形への影響に関する実験観察

5.2.1 試験片と実験方法

本実験で使用した試験片はオーステナイトステンレス鋼 SUS316L 材である。試験片形状および熱処理条件については第2章および第3章で用いた SUS304 材と同様であるが、化学成分については表 5.1 に示すように異なる。そのため、SUS304 材の実験結果と比較して応力やひずみの大きさに若干の違いが生じたが、定性的な傾向にはほとんど違いは見られなかった。ひずみの測定はひずみゲージを用いた。

本実験では以下の3種類の実験を行った。

(1) 一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷試験：室温下において、ひずみ振幅 0.5%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷試験を 100 サイクル行う。

(2) 繰返し負荷後の後続クリープ試験：室温下において、ひずみ振幅 0.5%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷試験を 10 および 50 サイクル行った後の試験片を用いて、同じ応力レベルで 1000 秒間の後続クリープ試験を行う。

(3) 繰返し負荷後の後続応力緩和試験：室温下において、ひずみ振幅 0.5%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷試験を 10 および 50 サイクル行った後の試験片を用いて、同じひずみで 1000 秒間の応力緩和試験を行う。

5.2.2 実験結果および考察

(1) 一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷試験

図 5.1 はひずみ振幅 0.5%、ひずみ速度 0.01%/sec による引張・圧縮繰返し負荷試験の最大応力・最小応力と繰返し負荷のサイクル数の関係を示している。図 5.1 より、繰返し負荷の初期に著しい繰返し硬化を示した後、繰返し硬化はほぼ飽和し最大・最小応力はほぼ一定の値を示している。しかしながら、図 5.1 中の破線で囲われた部分を拡大した図 5.2 より、最大応力の変化を詳細に観察すると、一定応力となっている部分はほとんど存在せず、約 25 サイクル目を境に繰返し

硬化から繰返し軟化へと遷移していることがわかる。したがって、繰返し硬化中と繰返し軟化中で最大応力が等しくなるサイクル数が存在する。例えば、図 5.2 に破線で示した応力レベル 315MPa の直線と交差する 2 点(図中の A、B 点) より、10 サイクル目と 50 サイクル目の最大応力がほぼ等しいことがわかる。そこで、以降では 10 サイクル目と 50 サイクル目の繰返し予負荷を比較対象とする。

図 5.3 の 印と実線は図 5.1 の実験条件による繰返し負荷 10 サイクル目と 50 サイクル目の応力 - ひずみ曲線を示している。図 5.3 より、繰返し硬化中の 10 サイクル目と繰返し軟化中の 50 サイクル目では、最大応力だけでなく応力 - ひずみ曲線もほぼ等しいことがわかる。

(2) 繰返し負荷後の後続クリープ試験

図 5.4 の 、 印はそれぞれ、10 サイクルおよび 50 サイクルの繰返し負荷後に 315MPa で 1000 秒間の後続クリープ試験を行った結果のクリープ曲線である。図 5.4 より繰返し予負荷のサイクル数が 10 サイクルから 50 サイクルに増加することにより、クリープひずみは小さくなることがわかる。図 5.3 と図 5.4 の結果を比較すると、繰返し負荷を 10 サイクルと 50 サイクル受けた材料は、繰返し負荷の応力 - ひずみ挙動が等しくても異なるクリープ変形特性を持っていることを示している。すなわち、繰返し予負荷を受けることにより、材料はクリープ変形に対して潜在的に硬化していると言える。

(3) 繰返し負荷後の後続応力緩和試験

図 5.5 の 、 印はそれぞれ、10 サイクルおよび 50 サイクルの繰返し負荷後に引張りひずみ 0.5% で 1000 秒間保持する後続応力緩和試験を行った結果の応力緩和曲線である。図 5.5 より繰返し予負荷のサイクル数が 10 サイクルから 50 サイクルに増加することにより、応力の緩和量は小さくなることがわかる。このことは図 5.4 で示した後続クリープひずみの減少と同様に、繰返し負荷のサイクル数の増加に伴い粘塑性変形が減少していることを示している。

Table 5.1 Chemical composition of specimens

C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr
0.06	0.51	1.06	8.81	0.028	0.012	18.38

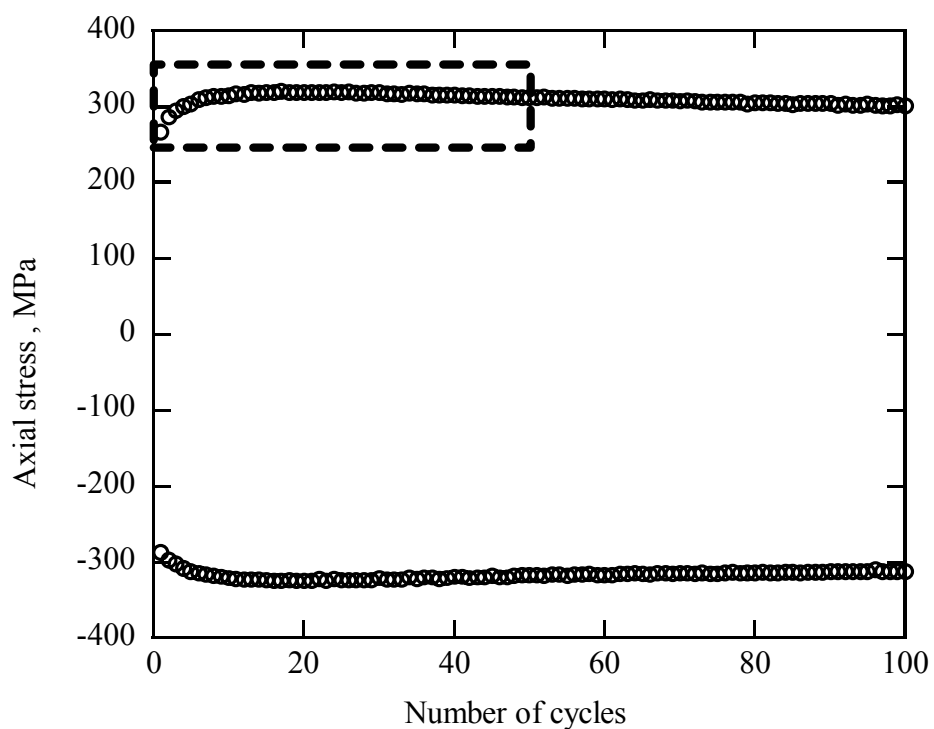


Fig.5.1 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loading

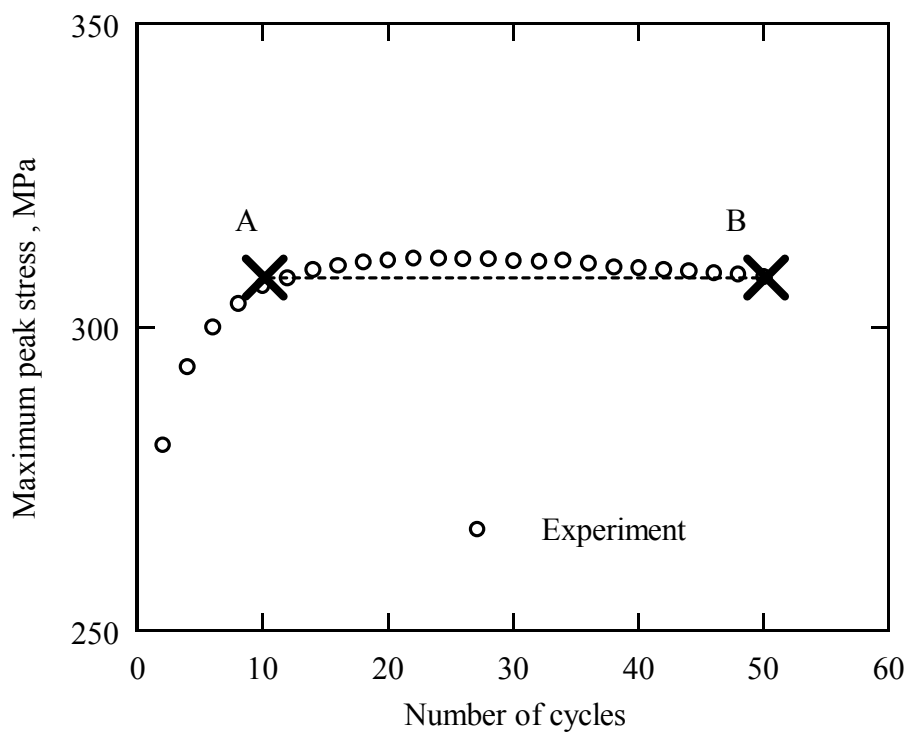


Fig.5.2 Enlargement of Fig.5.1

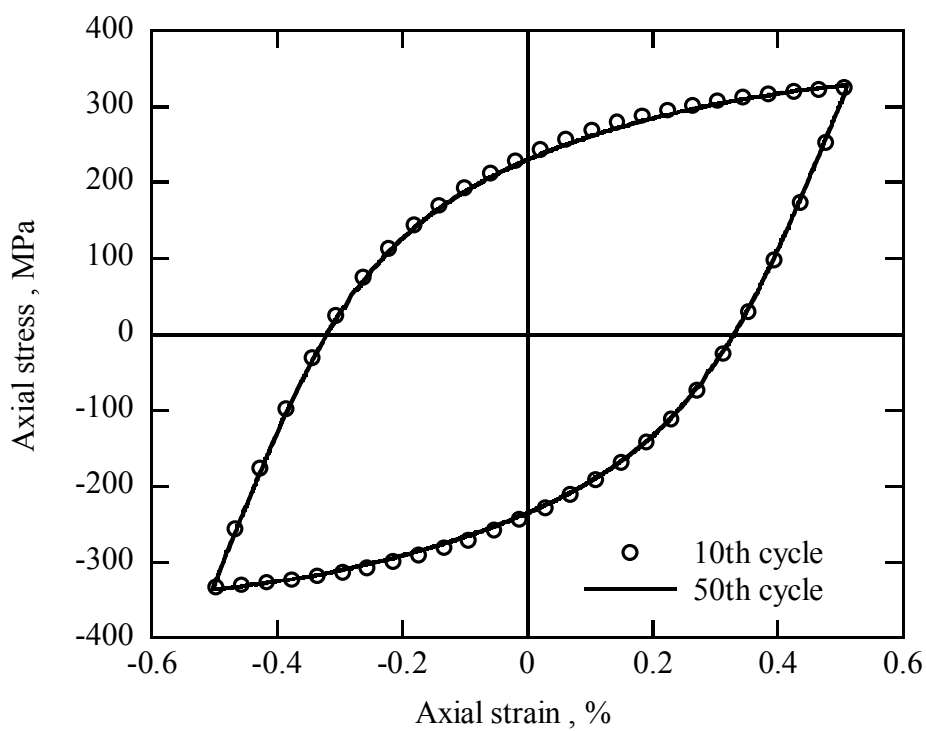


Fig.5.3 Stress-strain curves at the 10th and 50th cycle of cyclic loading

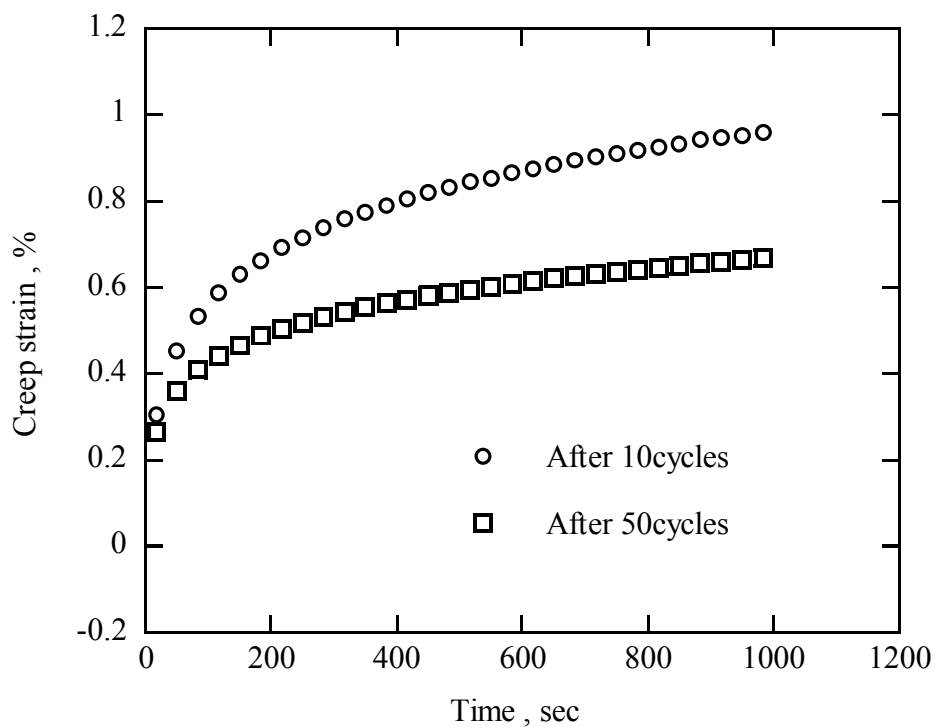


Fig.5.4 Subsequent creep curves after the 10 and 50 cycles of cyclic preloading

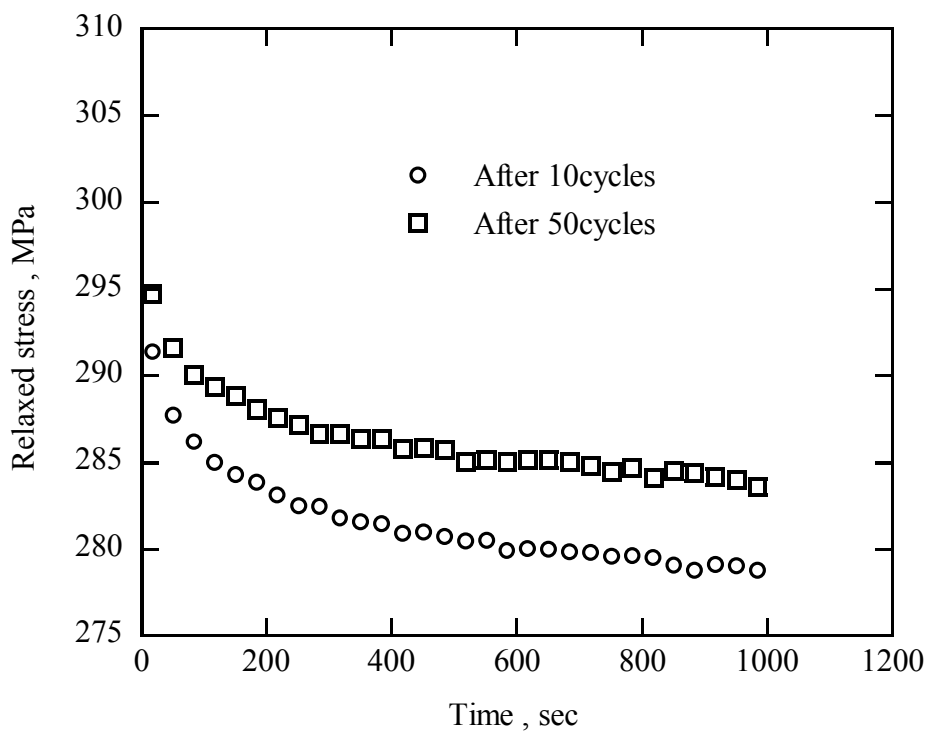


Fig.5.5 Subsequent stress relaxation curves after 10 and 50 cycles of cyclic preloading

5.3 繰返し負荷による転位組織への影響

前節 5.2 で得られた、繰返し負荷による粘塑性変形特性変化の原因を材料の内部組織観察を行い検討した。多結晶金属材料の非弾性変形を支配するメカニズムは、大きく結晶粒界すべりと結晶粒内の転位すべりに分けられる。通常の金属材料であれば、高温変形は結晶粒界すべりが支配的であるとされている。しかしながら、第2章で示した塑性とクリープにより生ずる背応力の等価性および背応力が結晶粒界すべりよりも結晶粒内の転位すべりとの関係がより深いと考えられることより、本研究で用いたオーステナイト形ステンレス鋼の粘塑性変形は転位すべりが支配的であると推察できる。そこで本研究では、繰返し負荷を受けたステンレス鋼の転位組織を透過型電子顕微鏡(TEM)により観察し、巨視的な実験結果との対応について検討した。

5.3.1 観察試料と観察方法

電子顕微鏡観察により得られる転位組織像とマクロスケールの実験結果を対応付ける際の注意点として、観察スケールによる材料内部の不均質性消滅の問題がある。すなわち、多結晶金属材料は異方性を有する単結晶の集合体であり、結晶粒毎に異なる結晶方位を持つ。また、1つの結晶粒内でも応力状態は不均質であることはよく知られている。通常の巨視的な実験では、結晶粒が十分多く含むことによりその不均質性が平均化されるが、電子顕微鏡観察の高倍率観察では1結晶粒内の局所的な観察となる。しかしながら、局所的な観察により得られる情報がその材料全体を特徴付けているという保障は全く無い。そこで、本研究では電子顕微鏡観察としては比較的低倍率で隣接する複数結晶粒におよぶ転位組織観察を行うことにより、大域的な平均的構造を把握した。

5.3.2 観察結果と考察

図 5.6(a)~(d)はそれぞれ、繰返し負荷を 0、10、50、100 サイクル受けた試験片の透過型電子顕微鏡像である。ここで、繰返し負荷 0 サイクルとは、繰返し

負荷を受けていない焼鈍し後の試験片を意味する。図 5.6 は低倍率観察による試料の観察結果であり、顕微鏡像中の明確な線は結晶粒界を示している。一方、結晶粒内ではわずかに転位組織が観察可能な部分も存在するが、ほとんどのコントラストは試料のゆがみにより発生する干渉縞であり本質的なものではない。

図 5.7(a)は図 5.6(a)に示した繰返し負荷を受けていない焼鈍し後の試験片の結晶粒構造の模式図である。図 5.7(A)~(E)に図 5.7(a)中の A~E で示した5つの結晶粒を高倍率で転位コントラストを整えて観察した TEM 像を示す。焼鈍し後の試験片であっても転位が存在している様子がわかる。転位密度が低いため結晶粒内で転位が存在する部分と存在しない部分は明確だが、結晶粒の平均的様子は A~E の結晶粒間でほとんど変わらないことがわかる。

図 5.8(a)は図 5.6(b)に示した繰返し負荷を 10 サイクル受けた試験片の結晶粒構造の模式図である。図 5.8(A)~(E)に図 5.8(a)中に A~E の示した結晶粒の TEM 像を示す。繰返し負荷を 10 サイクル受けることにより図 5.7 に比べて転位が著しく増加していることがわかる。また、転位は結晶粒内に比較的一様に散乱しており、結晶粒の平均的な転位の状態も(A)~(E)で大きな違いは見られない。

図 5.9(a)は図 5.6(c)に示した繰返し負荷を 50 サイクル受けた試験片の結晶粒構造の模式図である。図 5.9(A)~(E)に図 5.9(a)中の A~E で示した結晶粒の TEM 像を示す。繰返し負荷を 50 サイクル受けることにより図 5.8 に示した 10 サイクル後に比べて(A)、(B)ではさらに転位が増加していることがわかる。その一方で(C)、(D)、(E)では転位が集積している部分が見られる。特に(C)では明確なセル組織化が開始していることがわかる。

図 5.10(a)は図 5.6(d)に示した繰返し負荷を 100 サイクル受けた試験片の結晶粒構造の模式図である。図 5.10(A)~(E)に図 5.10(a)中の A~E で示した結晶粒の TEM 像を示す。繰返し負荷を 100 サイクル受けることにより図 5.9 に示した 50 サイクル後に比べて転位が集積がより著しくなっていることがわかる。特に(A)、(B)、(C)、(D)では顕著な転位の組織化が観察される。

以上の観察結果から、繰返し負荷が 0 から 10 サイクルの間は結晶粒内に一様

に増加している様子が観察され、50 サイクルから 100 サイクルの間には転位の集積による組織化が発展する様子が観察された。また、10 サイクルから 50 サイクルでは、結晶粒毎に一樣な転位の増加と組織化が混在し、転位組織化への遷移領域であると推察できる。



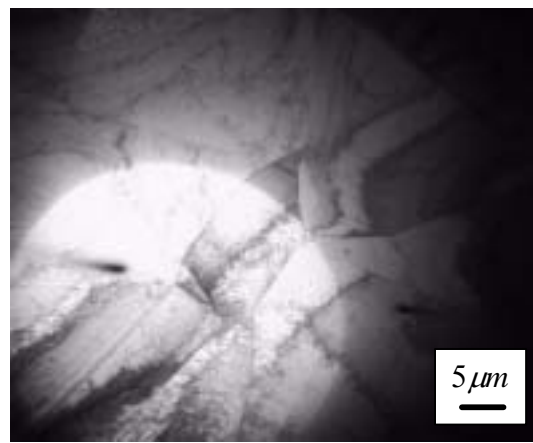
(a) 0cycle



(b) 10cycle

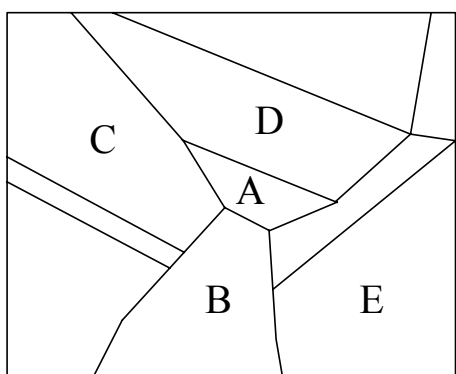


(c) 50cycle



100cycle

Fig.5.6 Transmission electron microscope (TEM) images of multi-grains observation



(a) Schematic diagram of grains



(A)



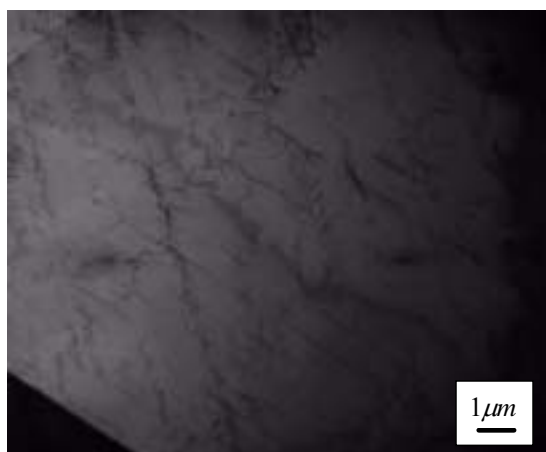
(B)



(C)

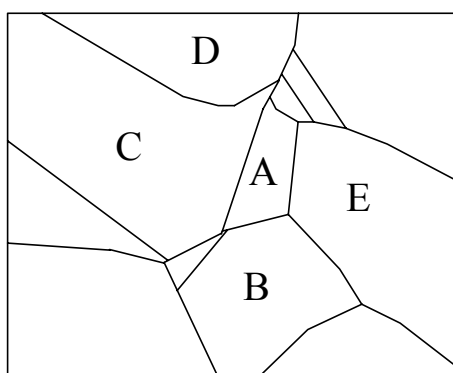


(D)



(E)

Fig.5.7 TEM images of multi-grain observation (0cycle)



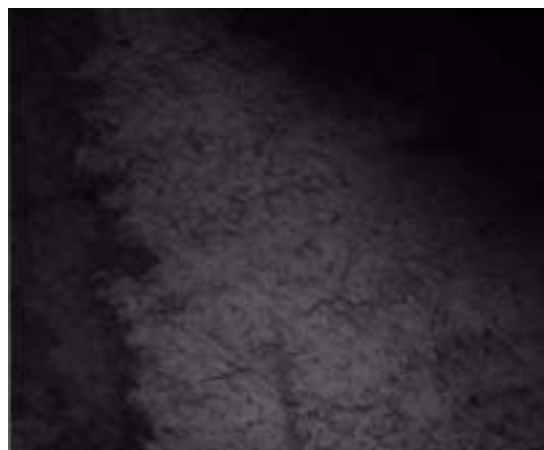
(a) Schematic diagram of grains



(A)



(B)



(C)

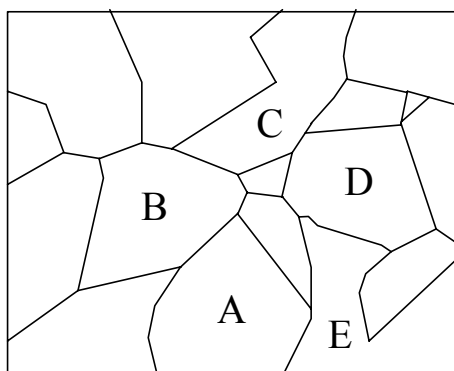


(D)

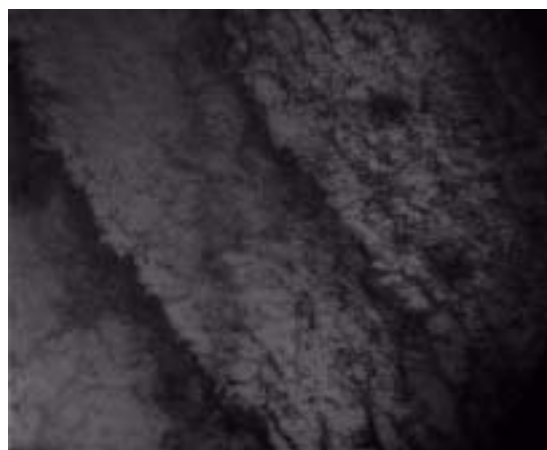


(E)

Fig.5.8 TEM images of multi-grain observation (10cycles)



(a) Schematic diagram of grains



(A)



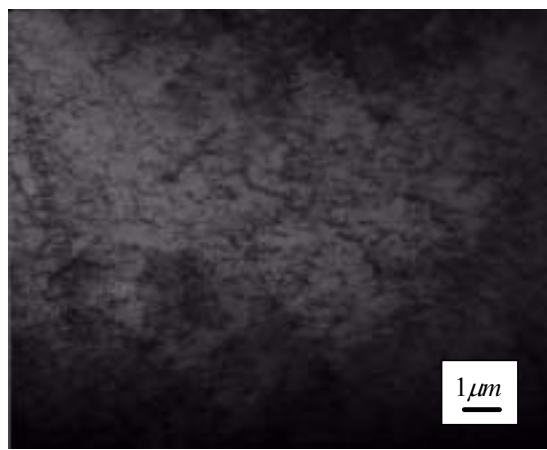
(B)



(C)

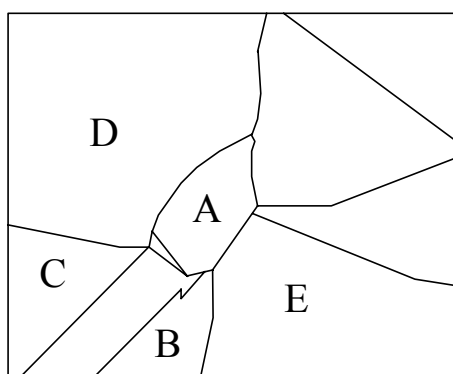


(D)



(E)

Fig.5.9 TEM images of multi-grain observation (50cycles)



(a) Schematic diagram of grains



(A)



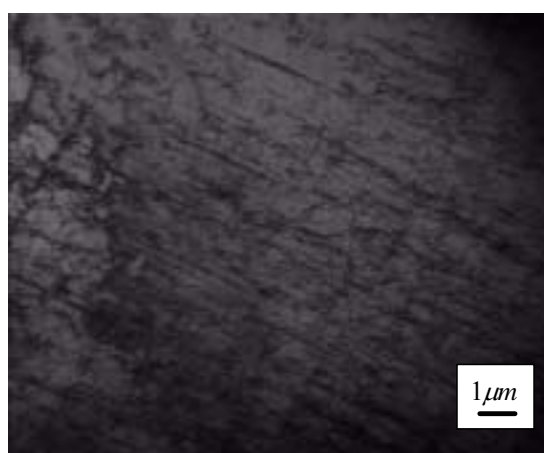
(B)



(C)



(D)



(E)

Fig.5.10 TEM images of multi-grains observation (100cycles)

5.4 繰返しねじり負荷と非比例繰返し負荷による結果

5.4.1 試験片と実験方法

前節までに行った実験結果のより広い負荷条件に対する妥当性について検証するため、繰返しねじり負荷と非比例繰返し負荷を予負荷として与える実験を行い、後続変形試験と転位組織観察を行った。本実験では、第2章および第3章で用いた SUS304 材と同様の形状および化学成分の試験片を用いた。実験条件は以下に示す3種類である。

(1) 繰返しねじり負荷後の後続クリープ試験：室温下において、相当ひずみ振幅 0.5%、相当ひずみ速度 0.01%/sec による繰返しねじり負荷試験を 10、30 サイクル行った後の試験片を用いて、それぞれ相当応力レベル 315MPa で 1000 秒間のクリープ試験を行う。

(2) 繰返し十字負荷後の後続クリープ試験：室温下において、相当ひずみ振幅 0.25%、相当ひずみ速度 0.01%/sec による繰返し十字負荷試験を 30、300 サイクル行った後の試験片を用いて、それぞれ相当応力レベル 333MPa で 1000 秒間のクリープ試験を行う。応力平面における負荷経路を図 5.11(a)に示す。

(3) 繰返し円負荷後の後続クリープ試験：室温下において、相当ひずみ振幅 0.25%、相当ひずみ速度 0.01%/sec による繰返し円負荷試験を 25、300 サイクル行った後の試験片を用いて、それぞれ相当応力レベル 375MPa で 1000 秒間のクリープ試験を行う。応力平面における負荷経路を図 5.11(b)に示す。

5.4.2 実験結果および考察

(1) 繰返しねじり負荷後の後続クリープ試験

図 5.12 の 印は相当ひずみ振幅 0.5%、相当ひずみ速度 0.01%/sec による繰返しねじり負荷試験中の最大相当応力とサイクル数の関係を示している。この図より、繰返し負荷の初期に繰返し硬化した後、繰返し軟化していることがわかる。この傾向は図 5.12 中に 印で示した引張・圧縮繰返し負荷試験と同様であり、最大相当応力レベルとサイクル数の定量的な関係もほぼ等しい。

次に、繰返し負荷中の最大応力がほぼ等しい 10 サイクル目と 30 サイクル目に着目し、応力 - ひずみ曲線および後続クリープ挙動を比較した。図 5.13 の 印および実線は、それぞれ 10 サイクル目と 30 サイクル目の応力 - ひずみ曲線を示している。この図より、応力 - ひずみ曲線は、繰返しねじり負荷の 10 サイクル目と 30 サイクル目でほぼ一致することがわかる。図 5.14 中の 印および実線は、それぞれ 10 サイクル、30 サイクルの繰返しねじり負荷後に 315MPa で 1000 秒間の後続クリープ試験を行った結果のクリープ曲線である。図 5.14 より、クリープひずみは繰返し負荷のサイクル数が増加することにより小さくなっていることがわかる。この結果は図 5.4 に示した引張・圧縮繰返し負荷試験の結果と同様の傾向である。

図 5.15(a)、(b)はそれぞれ繰返しねじり負荷を 10、30 サイクル受けた試験片の TEM 像である。10 サイクル後には散在していた転位が、30 サイクル後には集積し、迷路状組織（ラビリンス構造）となっていることがわかる。

(2) 繰返し十字負荷後の後続クリープ試験

図 5.12 の 印は相当ひずみ振幅 0.25%、相当ひずみ速度 0.01%/sec による繰返し十字負荷試験中の最大相当応力とサイクル数の関係を示している。この図より、繰返し負荷の初期に著しく繰返し硬化した後、繰返し軟化していることがわかる。この傾向は図 5.12 中に 、 印で示した引張・圧縮繰返し負荷および繰返しねじり試験と同様であるが、繰返し十字負荷の場合にはより著しい繰返し硬化が生じている。これは、繰返し十字負荷が非比例繰返し負荷であること

が原因であると考えられる。

次に、繰返し負荷中の最大応力がほぼ等しい30サイクル目と300サイクル目に着目し、応力 - ひずみ挙動および後続クリープ挙動を比較した。図5.16の実線と印は、それぞれ30サイクル目と300サイクル目の応力経路を示している。図5.11(a)と図5.16より、30サイクル目と300サイクル目のひずみ制御経路と応力経路が共に一致することから、繰返し十字負荷の応力 - ひずみ曲線は、30サイクル目と300サイクル目でほぼ一致することがわかる。また、図5.17中の、

印は、それぞれ30サイクル、300サイクルの繰返し十字負荷後に333MPaの引張り負荷で1000秒間の後続クリープ試験を行った結果のクリープ曲線である。図5.17より、クリープひずみは繰返し負荷のサイクル数が増加することにより小さくなっていることがわかる。この結果は図5.4と図5.14に示した比例負荷試験の結果と同様の傾向となっている。

図5.18(a)、(b)はそれぞれ繰返し十字負荷を30、300サイクル受けた試験片のTEM像である。30サイクル後には散在していた転位が、300サイクル後には集積し、セル組織を形成していることがわかる。

(3) 繰返し円負荷後の後続クリープ試験

図5.12の×印は相当ひずみ振幅0.25%、相当ひずみ速度0.01%/secによる繰返し円負荷試験中の最大相当応力とサイクル数の関係を示している。この図より、繰返し負荷の初期に著しく繰返し硬化した後、繰返し軟化していることがわかる。この傾向は図5.12中に印で示した繰返し十次負荷試験と同様であり、非比例繰返し負荷のために比例負荷よりも著しい繰返し硬化が生じている。

次に、繰返し負荷中の最大応力がほぼ等しい25サイクル目と300サイクル目に着目し、応力 - ひずみ挙動および後続クリープ挙動を比較した。図5.19の実線と印は、それぞれ25サイクル目と300サイクル目の応力経路を示している。図5.11(b)と図5.19より、25サイクル目と300サイクル目のひずみ制御経路と応力経路が共に一致することから、繰返し円負荷の応力 - ひずみ曲線は、25サイクル目と300サイクル目でほぼ一致することがわかる。また、図5.20中の、

印は、それぞれ 25 サイクル、300 サイクルの繰返し円負荷後に 375MPa の引張り負荷で 1000 秒間の後続クリープ試験を行った結果のクリープ曲線である。図 5.20 より、クリープひずみは繰返し負荷のサイクル数が増加することにより小さくなっていることがわかる。この結果は図 5.4、図 5.14、図 5.17 に示した他の負荷条件の結果と同様の傾向となっている。

図 5.21(a)、(b)はそれぞれ繰返し円負荷を 25、300 サイクル受けた試験片の TEM 像である。25 サイクル後には散在していた転位が、300 サイクル後には集積し、セル組織を形成していることがわかる。

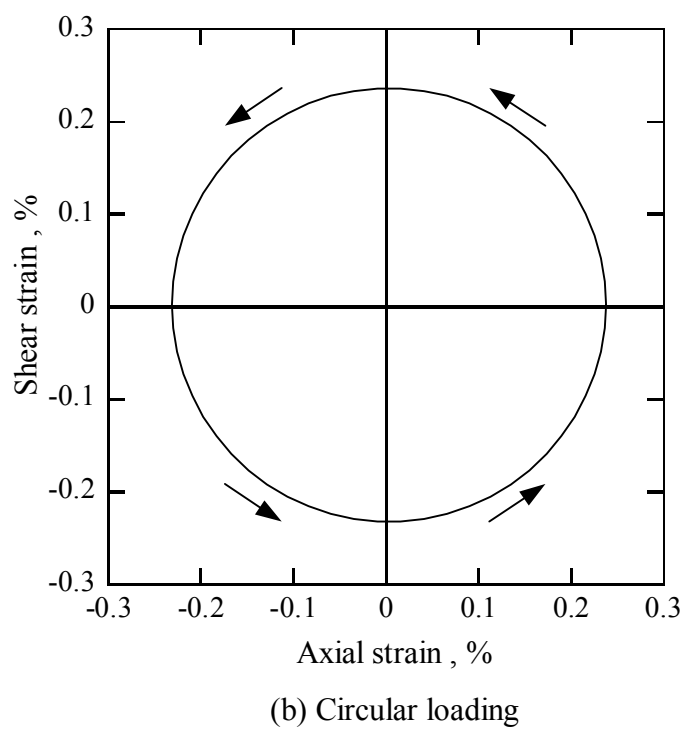
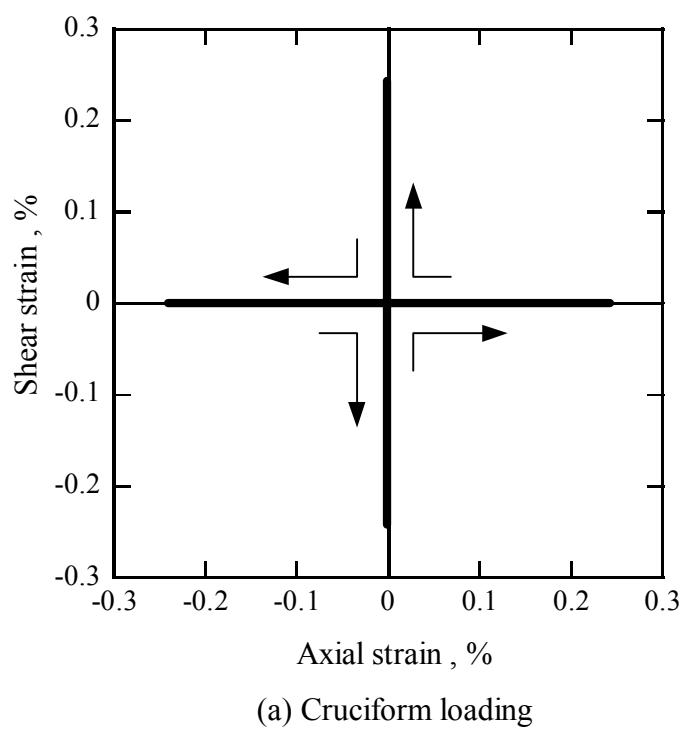


Fig.5.11 Loading paths of non-proportional loadings

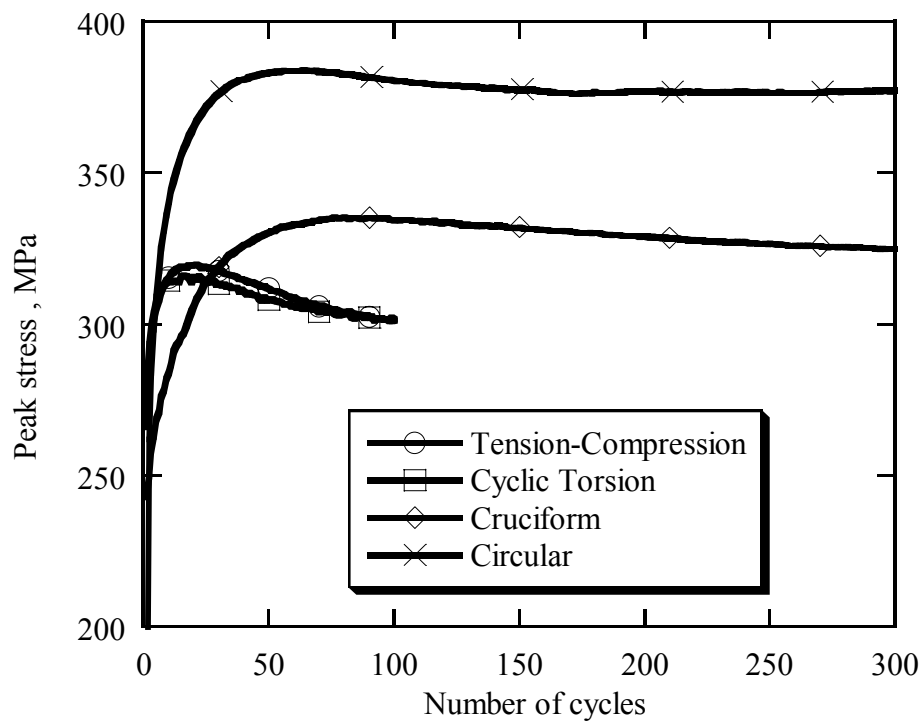


Fig.5.12 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loadings

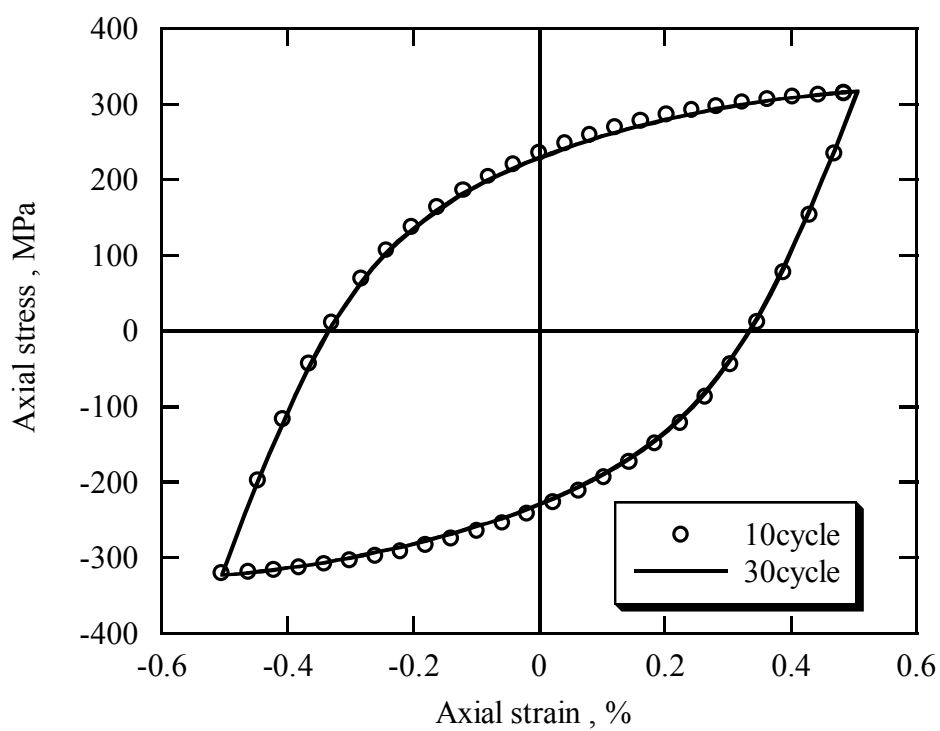


Fig.5.13 Stress-strain curves at 10th and 50th cycle of cyclic torsional loading

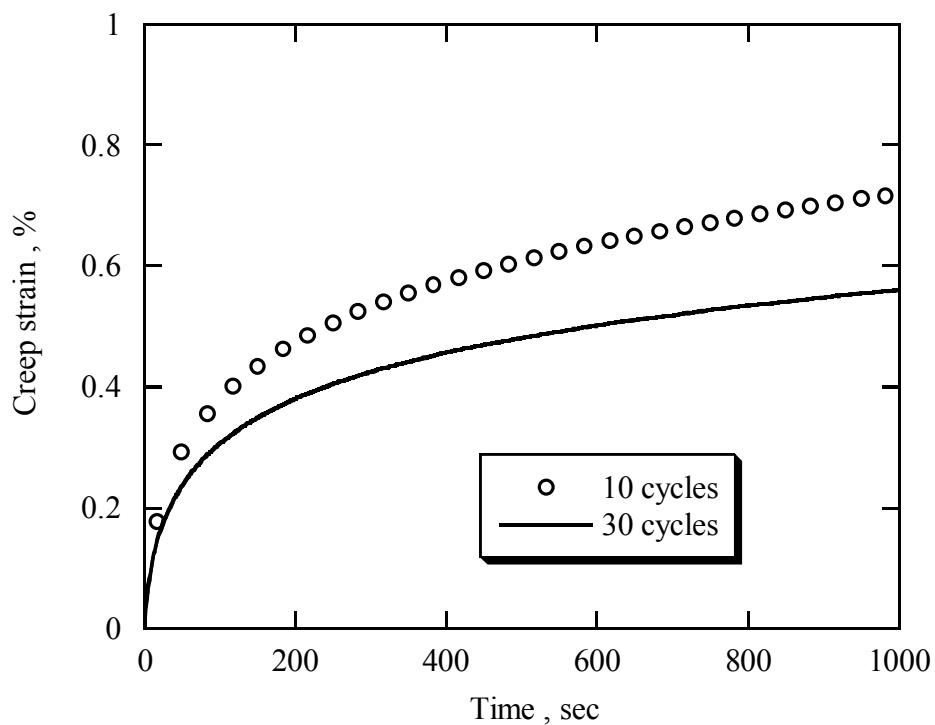


Fig.5.14 Subsequent creep curves after the 10 and 30 cycles of cyclic preloading

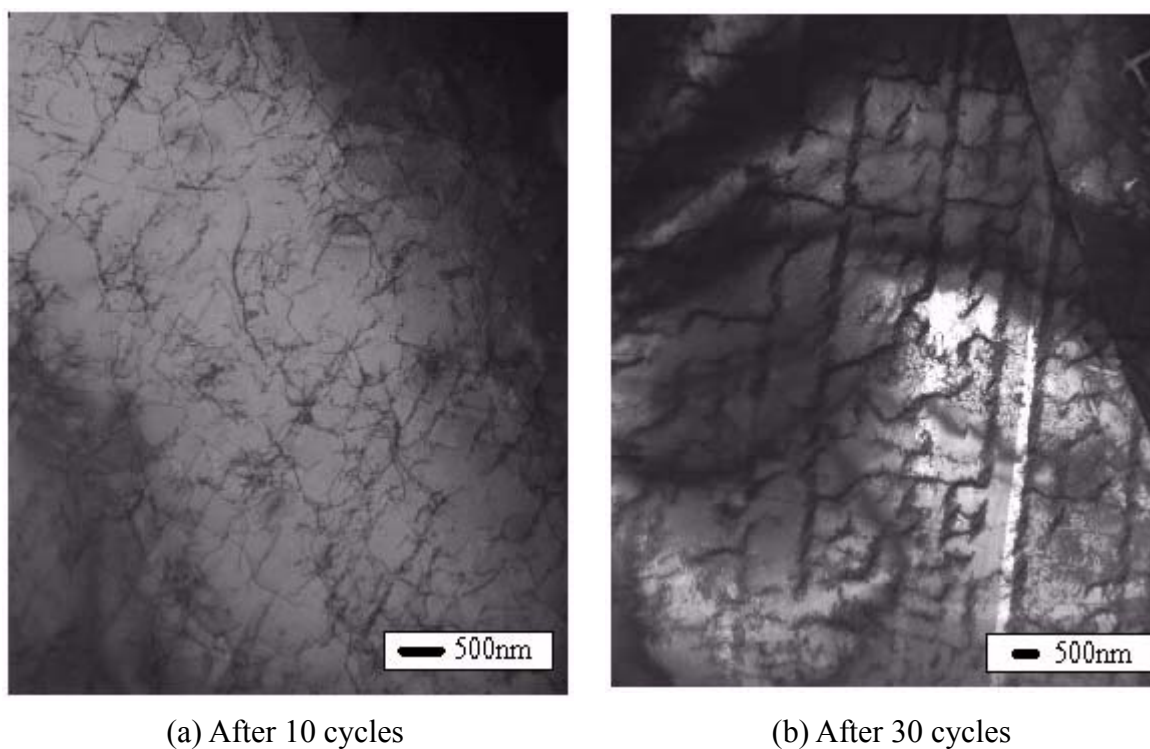


Fig.5.15 TEM images of dislocation structures after cyclic torsional loading

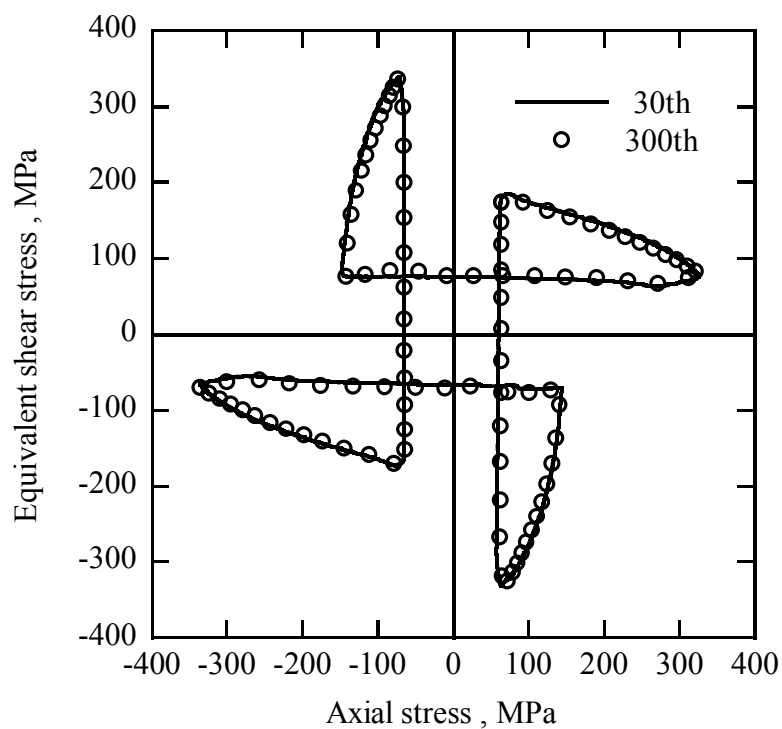


Fig.5.16 Stress trajectories at 30th and 300th cycle of cyclic cruciform loading

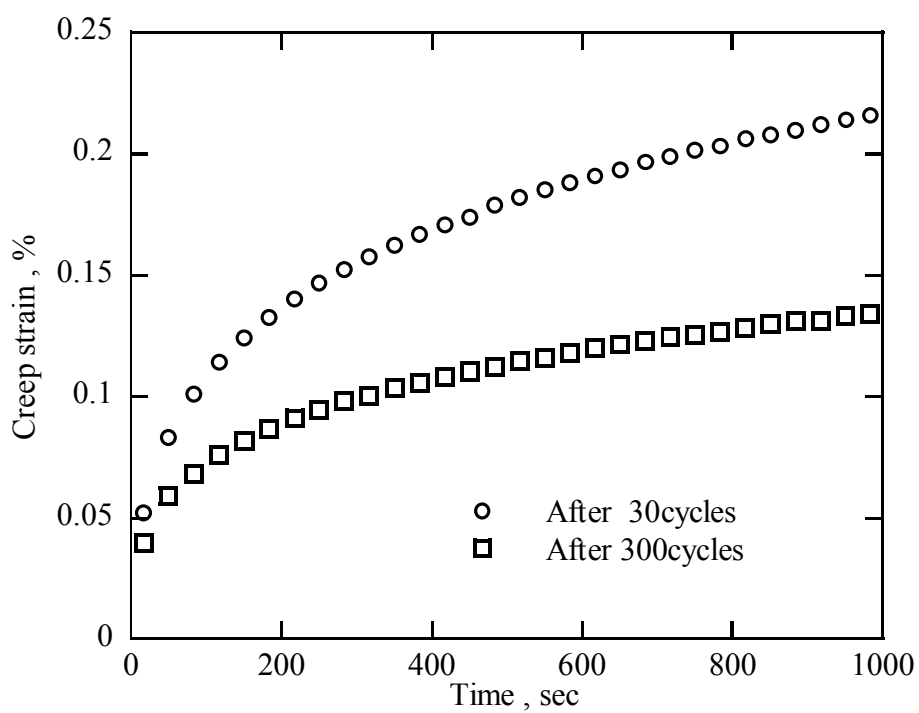
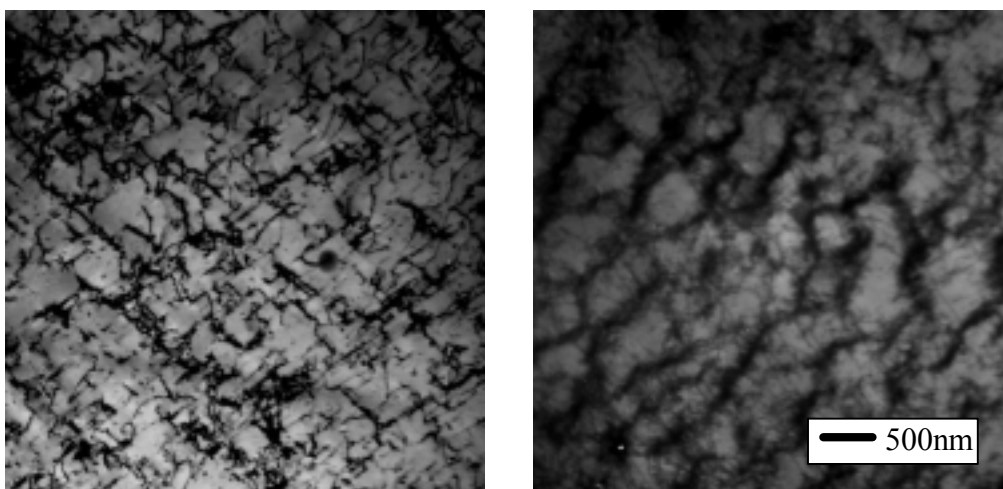


Fig.5.17 Subsequent creep curves after the 30 and 300 cycles of cyclic preloading



(a) After 30 cycles

(b) After 300 cycles

Fig.5.18 TEM images of dislocation structures after cyclic preloading

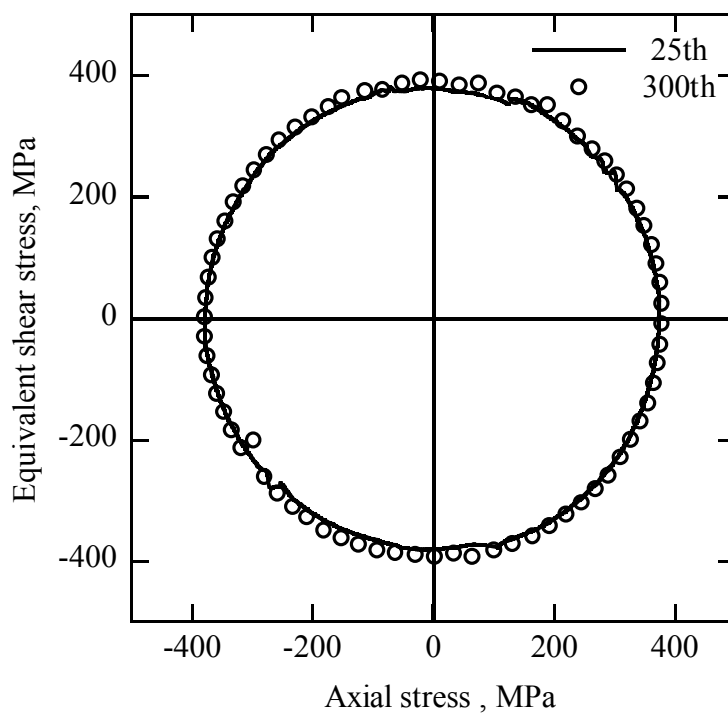


Fig.5.19 Stress trajectories at 25th and 300th cycle of cyclic circular loading

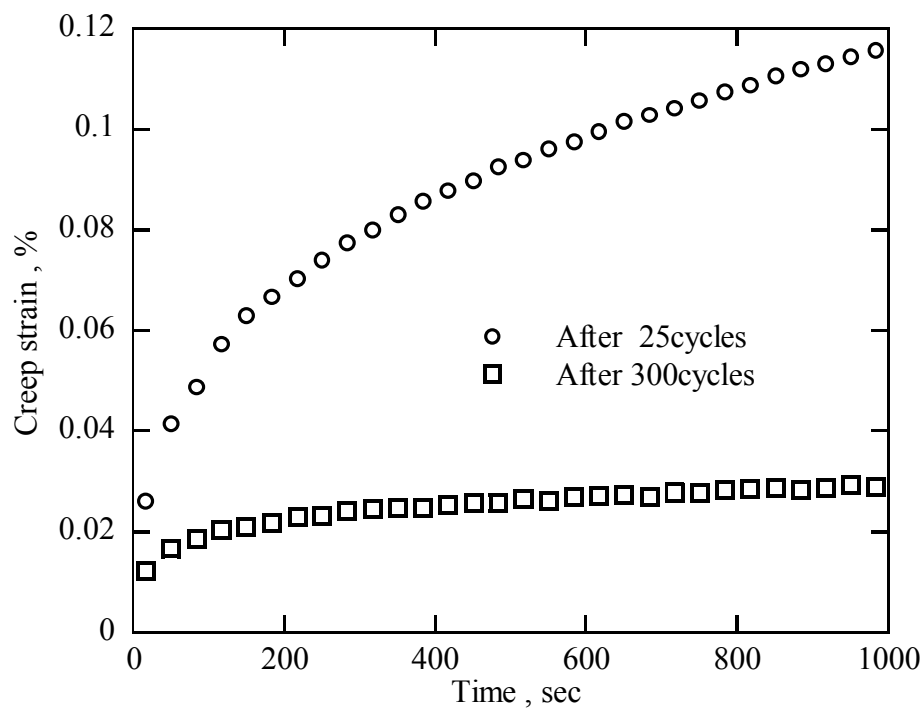
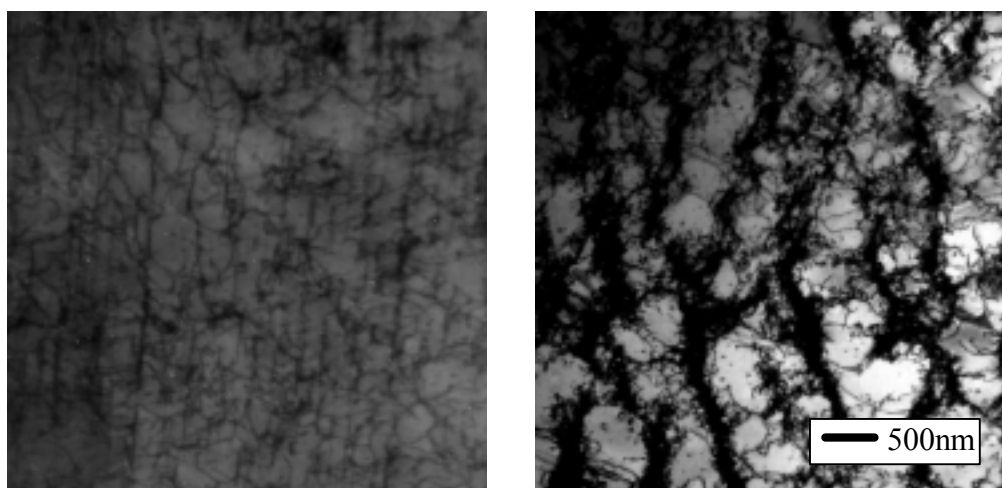


Fig.5.20 Subsequent creep curves after the 25 and 300 cycles of cyclic preloading



(a) After 25 cycles

(b) After 300 cycles

Fig.5.21 TEM images of dislocation structures after cyclic circular loading

5.5 転位構造と巨視的な実験結果の関連についての考察

本章で行った実験結果より、オーステナイト系ステンレス鋼の微小ひずみ振幅による繰返し負荷では、負荷条件によらず繰返し負荷の初期に繰返し硬化の後、繰返し軟化が生じた。このため、繰返し硬化中と繰返し軟化中で応力 - ひずみ曲線がほぼ等しくなるサイクル数が存在した。硬化中と軟化中で同じ応力 - ひずみ曲線が得られるサイクルまでの繰返し負荷を予負荷として与えた試験片を用い後続粘塑性変形試験を行ったところ、繰返し回数の増加により粘塑性変形は減少することがわかった。一方、転位組織観察結果からは全体として、繰返し硬化中には転位が一様に増加し、繰返し軟化中は転位の組織化（セル組織、ラビリンス組織）が見られた。したがって、本実験条件においては転位の一様な増加が繰返し硬化に寄与し、転位の組織化が繰返し軟化の要因となっていること、および組織化した転位は後続粘塑性変形に対しては障害となると推察できる。

5.6 結言

本章では、繰返し塑性変形を受けた材料の後続材料試験と透過型電子顕微鏡観察を行い、繰返し負荷により誘起される転位組織が後続変形に及ぼす影響について検討した。その結果、以下に示す結論を得た。

(1) 室温下におけるオーステナイト系ステンレス鋼による微小ひずみ振幅での繰返し変形では繰返し硬化後に繰返し軟化を示す。

(2) 繰返し負荷後のクリープ試験と応力緩和試験の結果から、繰返し予負荷のサイクル数が増加することにより後続変形量は減少する。

(3) 以上の実験結果は、繰返し軟化中であっても、クリープや応力緩和に対しては潜在的に硬化していることを示している。

(4) 繰返し負荷後の転位観察により、繰返し負荷の初期に転位は一様に増加し、その後、転位組織化(セル組織化・ラビリンス構造)が生ずることがわかった。

(5) 以上の実験および観察結果から、転位組織は負荷条件により安定な構造が異なり、繰返し負荷に対して安定な構造は繰返し軟化を引き起こす一方で、その構造はクリープや応力緩和に対しては障害となり硬化を引き起こすと推察される。

第6章

転位組織変化を考慮したモデリングとその検証

6.1 緒言

従来のマクロ構成モデルは巨視的変形挙動を表現できることを目的としており、数学的に微分方程式を構築することができれば、材料内部の物理的要因との対応は考える必要が無い。しかしながら、そうした試行錯誤的な試みでは、適用範囲を広げるために膨大な実験データが必要となり、経済的に望ましくない。そこで、非弾性変形に伴う材料の微視的变化を定性的に取り入れたマクロ構成モデルの構築に関する研究が近年盛んにおこなわれている[66-74]。

本章では、第5章5.2節で実験的に観察された繰返し予負荷による後続粘塑性変形変化のモデリングについて述べる。すなわち、第5章5.3節で行った電子顕微鏡観察による転位組織観察に基づき、第3章で提案したマクロモデルへ導入する手法を示した後、実験結果の記述を行い妥当性について検証する。

6.2 転位組織発展のマクロ構成式への導入について

繰返し負荷による後続クリープひずみ量の変化については、既に第4章 4.2.3で潜在的な硬化を仮定して記述を行った。しかしながら、第4章で行った定式化は材料の内部構造を全く考慮しておらず、潜在硬化が有効になるタイミング等についても一般論に拡張することが難しく、FEMへの導入と応用には不向きであった。それに対して本章では、第5章の実験結果と電子顕微鏡観察より潜在硬化の物理的要因が推察されたことから、転位組織の変化を取り入れた統一的なマクロ挙動のモデリングを行う。

まず、図5.2に示した繰返し負荷の詳細な観察より、ステンレス鋼の繰返し負荷中には、繰返し硬化後に繰返し軟化が生じていることがわかった。したがって、式(3.25)を次式に示すように修正する。

$$D = D_i \left\{ 1 - \alpha_h \exp\left(-\frac{\int_i d\bar{\varepsilon}^v}{a_h}\right) + \alpha_s \exp\left(-\frac{\int_i d\bar{\varepsilon}^v}{a_s}\right) \right\} \quad (6.1)$$

ここで、 α_s と a_s は材料定数を示している。また、第4章では材料定数 H を繰返し負荷中に蓄積する仕事の関数として式(4.15)により仮定していたが、ここでは以下の形に仮定する。

$$H = H_{sat} \left\{ 1 + \eta \exp\left(-\frac{\int d\dot{\varepsilon}^v}{h_s}\right) \right\} \quad (6.2)$$

ここで、 H_{sat} 、 η 、 h_s は材料定数を示している。式(6.2)は第4章で仮定した式(4.15)とは異なり、変形中に常に更新される。したがって、予負荷が後続粘塑性変形に与える影響を統一的に予測可能である。また、式(6.2)の導入に伴い H も時間微分可能となるため、式(3.14)は次式となる。

$$\dot{\sigma} = \dot{R} + \dot{H} \left(\dot{\varepsilon}^v\right)^{1/n} + \frac{H \ddot{\varepsilon}^v}{n} \left(\dot{\varepsilon}^v\right)^{1-n/n} \quad (6.3)$$

その結果、背応力の移行式(3.19)は次式に修正される。

$$\dot{\mathbf{X}} = \left\{ \frac{3}{2\bar{\sigma}} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{C} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{3}{4\bar{\sigma}} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) : \dot{\mathbf{C}} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \frac{\dot{H}}{\bar{\sigma}} (\dot{\varepsilon}^v)^{\frac{1}{n}} - \frac{H\ddot{\varepsilon}^v}{n\bar{\sigma}} (\dot{\varepsilon}^v)^{\frac{1-n}{n}} - \frac{\dot{R}}{\bar{\sigma}} \right\} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \quad (6.4)$$

以上が粘塑性構成式の修正点である。

次に修正された粘塑性構成式の巨視的な概念について説明する。図 6.1 の実線と破線はそれぞれ、本構成式の応力空間における粘性曲面と降伏曲面を示している。ここで降伏曲面とは内部関数 R で示される準静的な時間非依存の降伏曲面を示しており、粘性曲面と降伏曲面の原点はどちらも背応力の点で一致しているものとする。超過応力は粘性曲面と降伏曲面の半径差に相当する $H(\dot{\varepsilon}^v)^{1/n}$ により表される。したがって、実際に実験的に測定される時間依存の降伏曲面は R と $H(\dot{\varepsilon}^v)^{1/n}$ の和で表される。さらに、ここで R と H がどちらも累積相当粘塑性ひずみの関数と仮定しており、本実験のステンレス鋼の場合には、それぞれ増加関数と減少関数となっている。その結果、図 6.1 に示すように実線で示した時間依存降伏曲面の大きさが等しい場合でも、破線に示す時間非依存降伏曲面の大きさが異なることが可能であり、異なる超過応力の大きさを持つことになる。これにより、繰返し負荷による粘塑性変形特性変化を統一的に表現可能となっている。

最後に、粘塑性構成式と転位組織の対応について述べる。第5章の考察から、転位の一様な増加が硬化に寄与することから、降伏曲面の膨張を表現する内部関数 R が転位密度増加と関連付けることができる。また、転位の組織化が軟化に寄与していることから、降伏曲面の収縮を表現する内部関数 H が転位の組織化と結びつけて議論することが可能であると考えられる。一方で式(3.20)の内部関数との対応については、式(6.1)の右辺第2項が硬化すなわち転位密度増加、第3項が軟化すなわち組織化と関連している。

6.3 転位組織変化考慮モデルの後続負荷試験への適用

本節では、前節 6.2 で修正した粘塑性構成モデルを用いて、第5章 5.2 節に示した実験結果の記述を行い転位組織変化の観察に基づき修正された構成式を検証する。

(1) 一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷試験の計算結果

図 6.2 中の実線は図 5.2 に示した一定ひずみ振幅引張・圧縮繰返し負荷試験の繰返し負荷中の最大応力とサイクル数の関係の計算結果である。図 6.2 中の 印で示した実験結果と計算結果がよく一致し、繰返し硬化と軟化の両方が記述可能であることがわかる。また、図 6.3 の 印と実線は繰返し負荷中の 10 サイクル目と 50 サイクル目の応力 - ひずみ曲線の計算結果である。図 6.3 より図 5.3 に示した実験結果と同様に異なるサイクル数であっても、応力 - ひずみ曲線はほぼ一致していることがわかる。

(2) 繰返し負荷後の後続クリープ試験の計算結果

図 6.4 の実線は図 5.4 に示した繰返し予負荷後の後続クリープ試験の計算結果である。 印で示した実験結果とよく一致している。

(3) 繰返し負荷後の後続応力緩和試験の計算結果

図 6.5 の実線は図 5.5 に示した繰返し予負荷後の後続応力緩和試験の計算結果である。 印で示した実験結果とよく一致している。

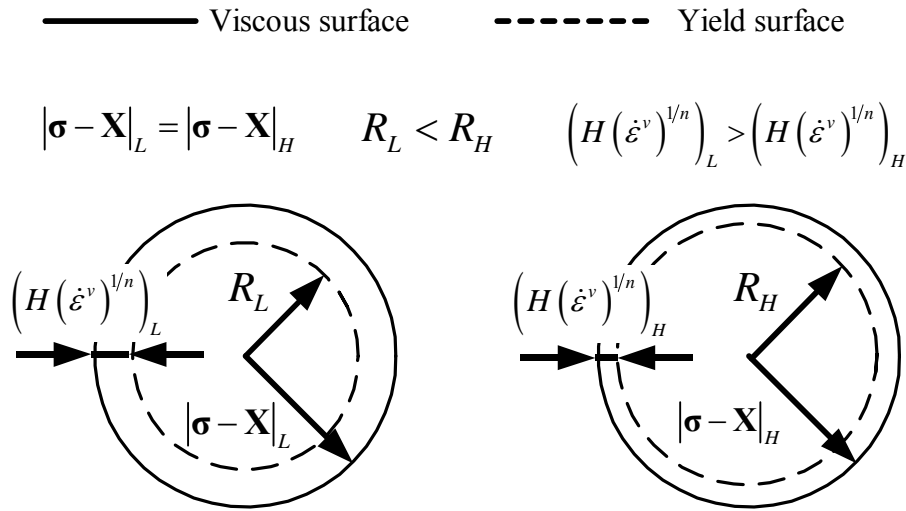


Fig.6.1 Schematic diagram of the relationship between viscous surface and yield surface

Table 6.1 Material constants

K [MPa]	D ₀ [MPa]	a _h	α _h	m ₀	b	R ₀ [MPa]	c	λ	
0.05	110	0.1	0.37	6	0.1	130	0.01	0.1	
E [GPa]	D ₁ [MPa]	a _s	α _s	m ₁	β	H _{sat} [MPa]	n	η	h _s
200	175	0.55	0.02	4.5	0.1	110	7	0.6	0.2

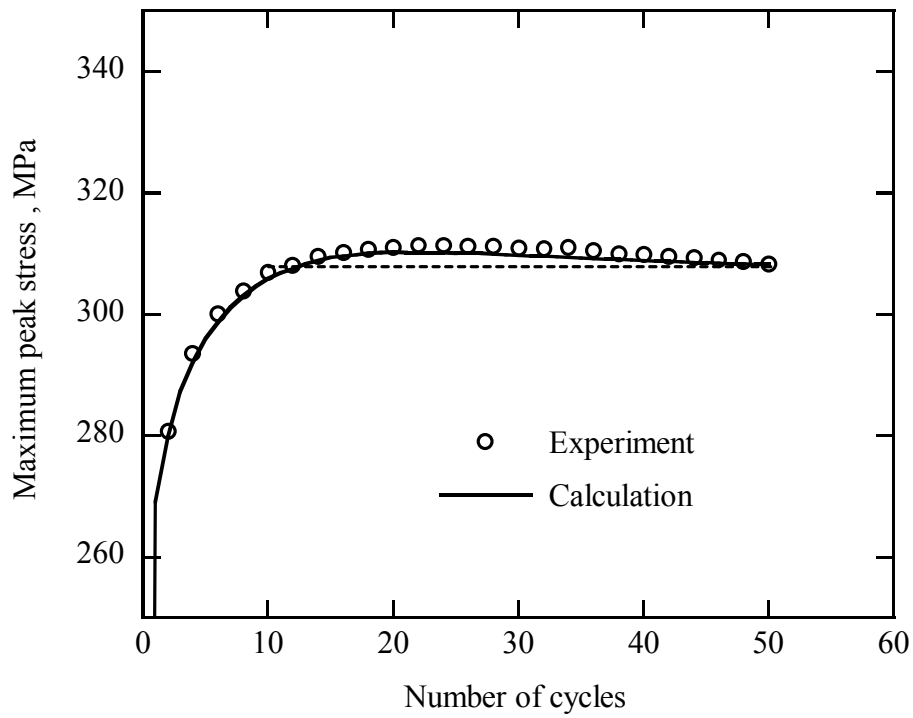


Fig.6.2 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loading

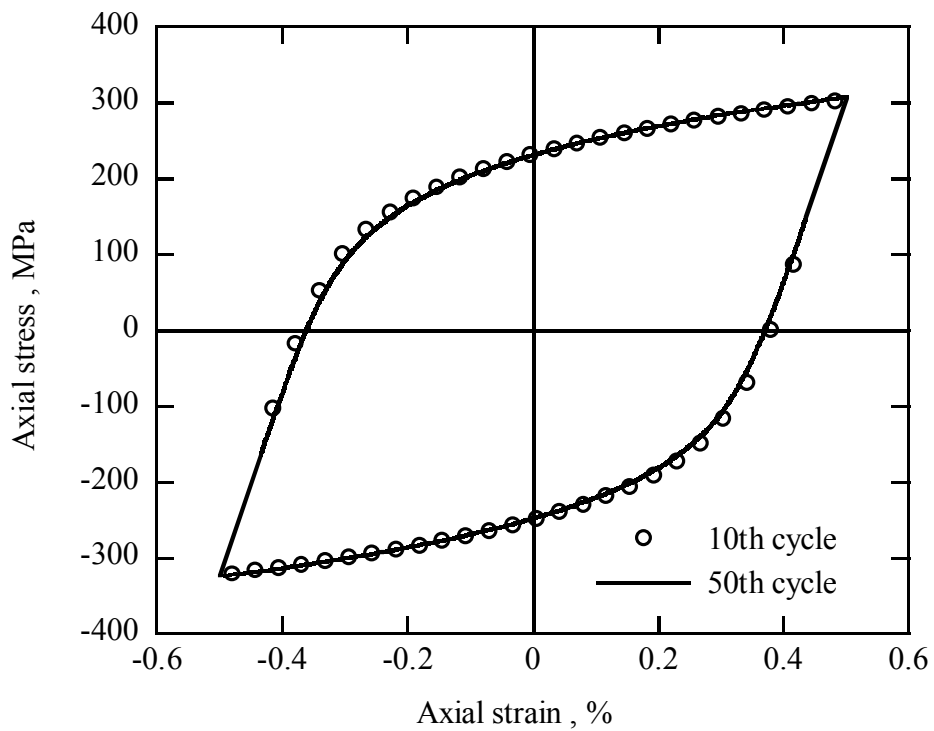


Fig.6.3 Stress-strain curves at the 10th and 50th cycle of cyclic loading

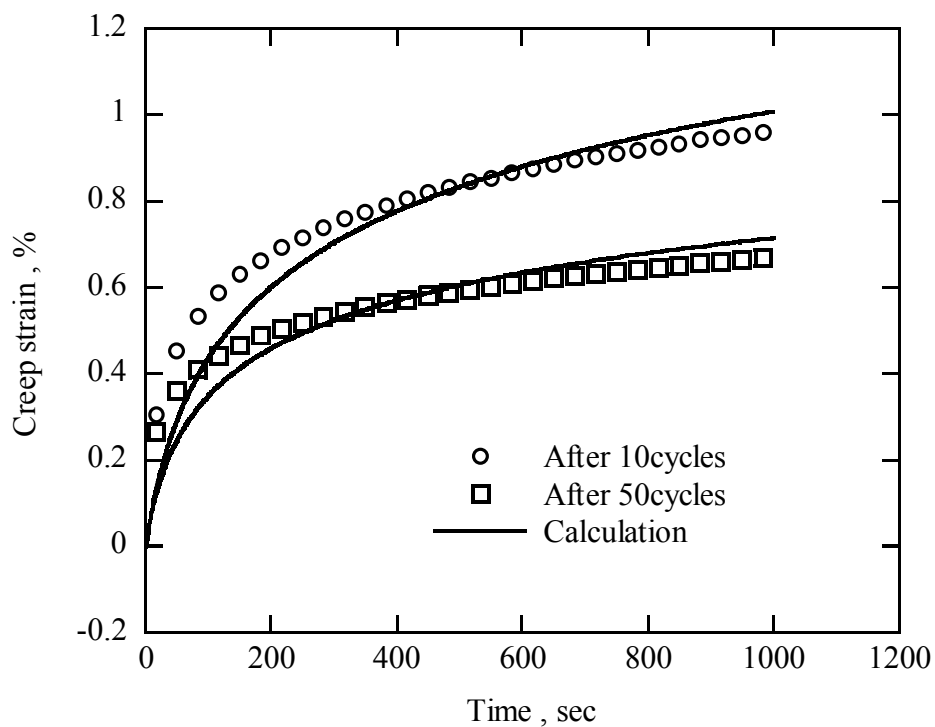


Fig.6.4 Subsequent creep curves after the 10 and 50 cycles of cyclic preloading

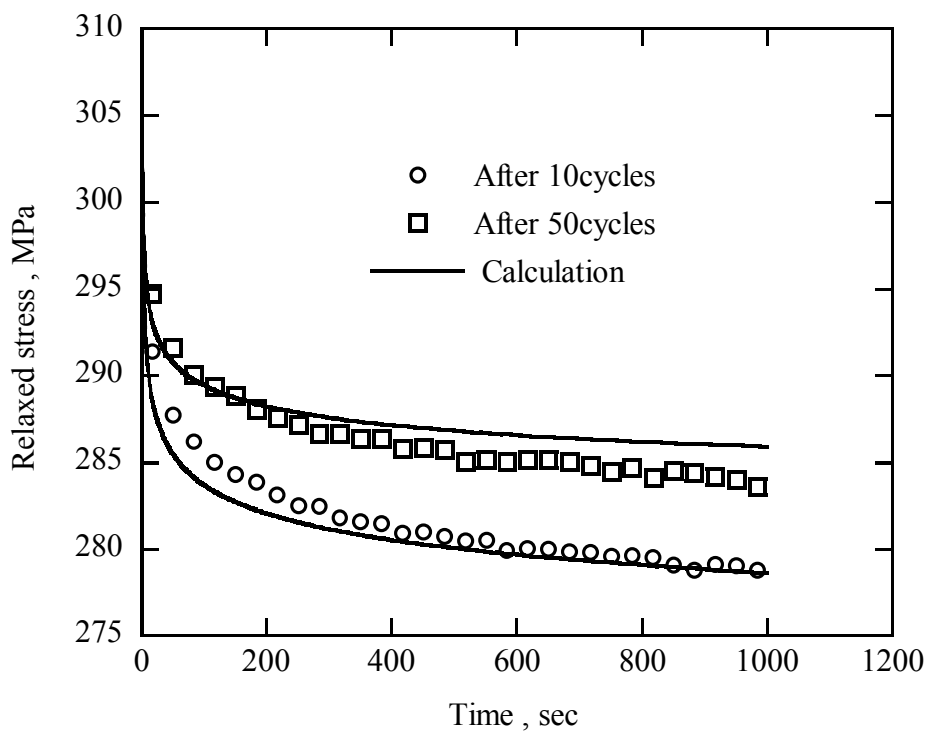


Fig.6.5 Subsequent stress relaxation curves after 10 and 50 cycles of cyclic preloading

6.4 結言

本章では、前章で行った転位組織観察の結果に基づき、第3章で構築した統一型粘塑性構成式の改良を行った。また、後続時間依存変形の統一的な記述を行うことにより改良した構成式の適応性を検討し、以下の結論を得た。

(1) 繰返し負荷における繰返し硬化と繰返し軟化の両方を記述可能となるように内部関数を改良した。また、ひずみ速度依存性の大きさを示す係数を累積塑性ひずみの関数とすることにより、繰返し負荷において同じ応力 - ひずみ関係を示している材料であっても、異なる時間非依存応力（降伏応力）と時間依存応力（超過応力）を取ることを可能とした。

(2) 改良した構成式を用いることにより、繰返し塑性と後続時間依存変形の統一的な記述を行うことができ、実験結果と計算結果が定量的に良く一致する。

第7章

総括

7.1 結論

本論文の目的は、マクロスケールの変形と微視的な転位組織の発展を結びつけることにより、従来では統一的な記述が不可能であった負荷条件を含めた、より広い負荷履歴に対して高精度な適応性を持つ構成式を構築することである。

第1章では、様々なスケールにおける固体材料の変形モデリング手法を概説し、本研究の位置づけと目的について述べた。

第2章では材料試験の実験結果より、巨視的な実験からは直接的に定まらない内部状態変数である背応力の特性について検討した。塑性変形とクリープ変形を複合した実験を行うことにより、塑性変形とクリープ変形により生ずる背応力の等価性を見出した。この結果、構成モデルの構築、非弾性変形の計算、材料パラメータの決定が塑性変形とクリープ変形を統一して行うことが可能であることがわかった。

第3章では粘塑性ポテンシャルと Ziegler 則、および修正累乗則より現象論的な粘塑性構成式を構築し、その一般形を示した。第4章では、第3章で構築した構成式を比例、非比例、高温下による実験結果に適用し構成式の適用性を検証した。その結果、行った全ての実験結果に対して定量的に十分な精度の記述が可能であることがわかった。

第5章では、繰返し塑性による粘塑性変形特性変化に関する実験と電子顕微鏡観察に基づき、マクロスケールの変形と転位組織変化の関連について検討した。また、従来の局所的な転位組織観察では特定困難であった転位組織の特徴を、隣接する複数結晶粒におよぶ観察を行うことにより、多結晶材料の平均的なマクロスケール挙動との対応について議論が可能となった。第6章では、第3章で構築した巨視的な粘塑性構成式に第5章で得られた知見を導入し、巨視

的構成モデルと転位組織を結びつける定式化を行った。その結果、従来では統一的な記述が不可能であった負荷履歴に対しても構成式が適用可能となった。また、内部関数と転位組織を対応させた検討が可能となり、転位組織に関する物理量として転位密度と転位構造を分離することの有効性が示唆された。

7.2 展望

本論文で構築した構成式を実際の設計に役立てるためには、有限要素法などの数値解析へ導入する必要がある。その際に第3章 3.2 節でも述べたとおり、解析に必要な効果を適切に表現できる範囲で構成式を単純化することにより解析時間の短縮を実現可能である。例えば、図 7.1 は近年血管疾患の治療に盛んに用いられている医療機器、バルーン拡張ステント[103]の汎用有限要素コード(MSC社製 Marc/Mentat)による変形解析のシミュレーション結果である。バルーン拡張ステントの変形には負荷方向変化が伴うため、材料挙動を適切に表現する構成関係として、本研究で構築した構成モデルの簡易型を用いている。図 7.2 は有限要素シミュレーションにより得られた、構成材料による変形挙動の違いである。同じ形状で、構造体全体としての変形量が同じであっても、局所的な応力-ひずみ関係が材料により大きく異なることがわかる。

また、本論文で構築した転位組織変化に基づくマクロスケール変形モデルは、転位組織に関する内部関数が含まれている。したがって、適応範囲についての慎重な検討は必要であるが、巨視的挙動の記述により得られる内部状態変数の変化から、転位組織の発展を予測することも可能である。また、本研究で得られた繰返し塑性による内部組織変化と後続変形特性変化の性質は、繰返し強変形によるナノ結晶創成プロセスと類似しており、より大きなひずみ領域へと本モデルを拡張し、有限要素法に代表される数値解析へ導入することにより、高機能材料創製プロセスシミュレータへと発展させることが可能である。

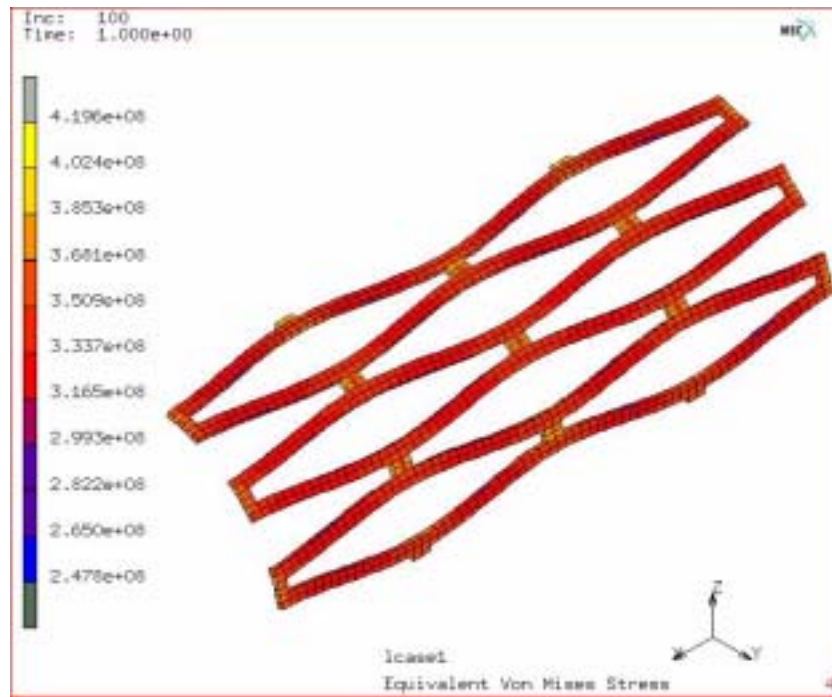


Fig.7.1 Simulated result of deformation of a STENT

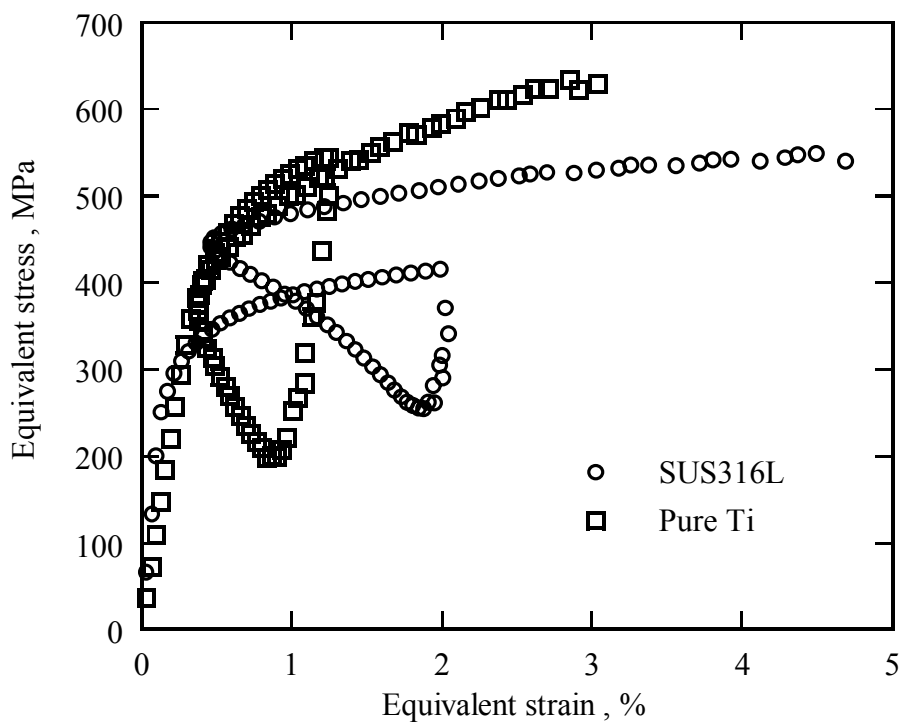


Fig.7.2 Comparison of deformation of STENTS made of SUS316L and Pure Ti

参考文献

- [1] 材料力学史, Timoshenko, S.P. (最上武雄 監訳, 川口昌宏 訳), 鹿島出版会, (1974)
- [2] Gordon, J.E., The new science of strong materials or why you don't fall through the floor (2nd edition), Penguin, (1976)
- [3] Mathematical Modelling of Inelastic Deformation, J.F. Besseling and E. van der Giessen, Chapman & Hall, (1993)
- [4] コンピュータ材料科学, Raabe, D. (酒井信介, 泉 聡志 訳), 森北出版, (2004)
- [5] 均質化法入門, 寺田賢二郎, 菊池 昇, 丸善, (2003)
- [6] Chaboche, J.L., Kanouté, P. and Roos, A., On the capabilities of mean-field approaches for the description of plasticity in metal matrix composites, International Journal of Plasticity, Vol.21 (2005) pp.1409-1434.
- [7] González, C., Segurado, J. and LLorca, J., Numerical simulation of elasto-plastic deformation of composites: evolution of stress microfields and implications for homogenization models, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.52 (2004) pp.1573-1593.
- [8] Carrere, N., Valle, R., Bretheau, T. and Chaboche, J.L., Multiscale analysis of the transverse properties of Ti-based matrix composites reinforced by SiC fibres: from the grain scale to the macroscopic scale, International Journal of Plasticity, Vol.20 (2004) pp.783-810.
- [9] Iwamoto, T., Multiscale computational simulation of deformation behavior of TRIP steel with growth of martensitic particles in unit cell by asymptotic homogenization method, International Journal of Plasticity, Vol.20 (2004) pp.841-869.
- [10] Matsuda, T., Ohno, N., Tanaka, H., and Simizu, T., Effects of fiber distribution on elastic-viscoplastic behavior of long fiber-reinforced laminates, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.45 (2003) pp.1583-1598.
- [11] Ohno, N., Okumura, D., and Noguchi, H., Microscopic symmetric bifurcation condition of cellular solids based on a homogenization theory of finite deformation, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.50 (2002) pp.1125-1153.
- [12] Asaro, R.J., Micromechanics of Crystals and Polycrystals, Advances in Applied Mechanics

- (Hutchinson, J.W. and Wu, T.Y. Eds.), Vol.23 (1983) pp.1-115.
- [13] Asaro, R.J., Crystal plasticity, *Journal of Applied Mechanics* Vol.50 (1983) pp.921-934.
- [14] Yang, W. and Lee, W.B., *Mesoplasticity and its application*, Springer-Verlag, (1992)
- [15] 多結晶塑性論, 高橋 寛, コロナ社, (1999)
- [16] Ohashi, T., Numerical modelling of plastic multislip in metal crystals of f.c.c. type, *Philosophical Magazine A*, Vol.70 (1994) pp.793-803.
- [17] Kothari, M. and Anand, L., Elasto-viscoplastic constitutive equations for polycrystalline metals: application to tantalum, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.46 (1998) pp.51-83.
- [18] McGinty, R.D. and McDowell, D.L., Multiscale polycrystal plasticity, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.121 (1999) pp.203-209.
- [19] Toth, L.S., Molinari, A. and Zouhal, N., Cyclic plasticity phenomena as predicted by polycrystal plasticity, *Mechanics of Materials*, Vol.32 (2000) pp.99-113.
- [20] Kuroda, M., Crystal plasticity model accounting for pressure dependence of yielding and plastic volume expansion, *Scripta Materialia*, Vol.48 (2003) pp.605-610.
- [21] Clayton, J.D. and McDowell, D.L., A multiscale multiplicative decomposition for elastoplasticity of polycrystals, *International Journal of Plasticity*, Vol.19 (2003) pp.1401-1444.
- [22] Ohashi, T., Three dimensional structures of the geometrically necessary dislocations in matrix-inclusion systems under uniaxial tensile loading, *International Journal of Plasticity*, Vol.20 (2004) pp.1093-1109.
- [23] Rhee, M., Hirth, J.P. and Zbib, H.M., A superdislocation model for the strengthening of metal matrix composites and the initiation and propagation of shear bands, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol.42 (1994) pp.2645-2655.
- [24] Raabe, D., On the consideration of climb in discrete dislocation dynamics, *Philosophical Magazine A*, Vol.77 (1998) pp.751-760.
- [25] Zbib, H.M. and Aifantis, E.C., Size effects and length scales in gradient plasticity and dislocation dynamics, *Scripta Materialia*, Vol.48 (2003) pp.155-160.
- [26] Brinckmann, S. and Van der Giessen, E., A discrete dislocation dynamics study aiming at

understanding fatigue crack initiation, *Materials Science and Engineering A*, Vols.387-389 (2004) pp.461-464.

[27] Nicola, L., Van der Giessen, E. and Gurtin, M.E., Effect of defect energy on strain-gradient predictions of confined single-crystal plasticity, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.53 (2005) pp.1280-1294.

[28] Yashiro, K., Kurose, F., Nakashima, Y., Kubo, K., Tomita, Y. and Zbib, H.M., Discrete dislocation dynamics simulation of cutting of γ' precipitate and interfacial dislocation network in Ni-based superalloys, *International Journal of Plasticity*, Vol.22 (2006) pp.713-723.

[29] Needleman, A., Van der Giessen, E. and Deshpande, V.S., Statistical aspects of discrete dislocation plasticity, *Scripta Materialia*, Vol.54 (2006) pp.729-733.

[30] 初心者のための分子動力学法, 北川 浩, 北村隆行, 澁谷陽二, 中谷彰宏, 養賢堂, (1997)

[31] Abraham, F.F., The atomic dynamics of fracture, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.49 (2001) pp.2095-2111.

[32] Frankland, S.J.V., Harik, V.M., Odegard, G.M., Brenner, D.W. and Gates, T.S., The stress-strain behavior of polymer-nanotube composites from molecular dynamics simulation, *Composites Science and Technology* 63 (2003) 1655-1661.

[33] Wei, C., Cho, K. and Srivastava, D., Tensile strength of carbon nanotubes under realistic temperature and strain rate, *Physical Review B* 67 (2003) 115407

[34] Yamakov, V., Wolf, D., Phillpot, S.R. and Gleiter, H., Dislocation-dislocation and dislocation-twin reactions in nanocrystalline Al by molecular dynamics simulation, *Acta Materialia*, Vol.51 (2003) pp.4135-4147.

[35] Zhu, T., Li, J., Van Vliet, K.J., Ogata, S., Yip, S. and Suresh, S., Predictive modeling of nanoindentation-induced homogeneous dislocation nucleation in copper, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.52 (2004) pp.691-724.

[36] Shimokawa, T., Nakatani, A. and Kitagawa, H., Grain-size dependence of the relationship between intergranular and intragranular deformation of nanocrystalline Al by molecular dynamics

simulations, Physical Review B71 (2005) 224110

[37] Saitoh, K., Namba, H., Inaba, T. and Shinke, N., Molecular dynamics study of nano-size silica melting by high heat flux, Vol.32 (2005) pp.66-84.

[38] Potirniche, G.P., Horstemeyer, M.F., Wagner, G.J. and Gullet, P.M., A molecular dynamics study of void growth and coalescence in single crystal nickel, International Journal of Plasticity, Vol.22 (2006) pp.257-278.

[39] Martin, R.M., Electronic structure, Cambridge, (2004)

[40] Umeno, Y. and Kitamura, T., Ab initio simulation on ideal shear strength of silicon, Materials Science and Engineering B, Vol.88 (2002) pp.79-84.

[41] Ogata, S. and Shibutani, Y., Ideal tensile strength and band gap of single-walled carbon nanotubes, Physical Review B, Vol.68 (2003) 165409

[42] Yashiro, K., Oho, M. and Tomita, Y., Ab initio study on the lattice instability of silicon and aluminum under $[0\ 0\ 1]$ tension, Computational Materials Science, Vol.29 (2004) pp.397-406.

[43] Clerc, D.G. and Ledbetter, H., Second-order and third-order elastic properties of diamond: an ab initio study, Journal of Physics and Chemistry of Solids 66 (2005) pp.1589-1597.

[44] Woodward, C., First-principles simulations of dislocation cores, Materials Science and Engineering A, Vols.400-401 (2005) pp.59-67.

[45] Ogata, S., Lidorikis, E., Shimojo, F., Nakano, A., Vashishta, P. and Kalia, R.K., Hybrid finite-element/molecular-dynamics/electronic-density-functional approach to materials simulations on parallel computers, Computer Physics Communications, Vol.138 (2001) pp.143-154.

[46] Clayton, J.D., McDowell, D.L. and Bammann, D.J., A multiscale gradient theory for single crystalline elastoviscoplasticity, International Journal of Engineering Science, Vol.42 (2004) pp.427-457.

[47] Guo, Z. and Yang, W., MPM/MD handshaking method for multiscale simulation and its application to high energy cluster impacts, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.48 (2006) pp.145-159.

[48] 材料と評価の最前線, 日本材料学会編, 培風館, (2001)

- [49] 日本機械学会誌 Vol.108 (2005) pp.763-817.
- [50] Lemaitre, J. and Chaboche, J.L., *Mechanics of Solid Materials*, Cambridge, (1990)
- [51] Perzyna, P., *Fundamental problems in viscoplasticity*, *Advances in Applied Mechanics*, Vol.9 (1966) pp.243-377.
- [52] Valanis, K.C., *On the foundations of the endochronic theory of viscoplasticity*, *Archives of Mechanics*, Vol.27 (1975) pp.857-868.
- [53] Chaboche, J. L., *Viscoplastic constitutive equations for the description of cyclic and anisotropic behavior of metals*, *Bulletin de L'academie Polonaise des Sciences Serie des science technique* Vol.25 (1977) pp.33-42.
- [54] Ohno, N., *A constitutive model of cyclic plasticity with a nonhardening strain region*, *Journal of Applied Mechanics*, Vol.49 (1982) pp.721-727.
- [55] Krempl, E., *Models of viscoplasticity. Some comments on equilibrium (back) stress and drag stress*. *Acta Mechanica* Vol.69 (1987) pp.25-42.
- [56] Chaboche, J. L., *Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity*, *International Journal of Plasticity* Vol.5 (1989) pp.247-302.
- [57] Freed, A.D. and Walker, K.P., *Viscoplasticity with creep and plasticity bounds*, *International Journal of Plasticity*, Vol.9 (1993) pp.213-242.
- [58] Auricchio, F., *A Viscoplastic constitutive equation bounded between two generalized plasticity models*, *International Journal of Plasticity*, Vol.13 (1997) pp.697-721.
- [59] Yoshida, F., *A constitutive model of cyclic plasticity*, *International Journal of Plasticity*, Vol.16 (2000) pp.359-380.
- [60] Mayama, T., Sasaki, K. and Ishikawa, H., *Unified constitutive model considering equivalence of back stress due to plastic and viscoplastic deformation*, *Key Engineering Materials* Vols.233-236 (2003) pp.83-88.
- [61] Kang, G., Ohno, N. and Nebu, A., *Constitutive modeling of strain dependent cyclic hardening*, *International Journal of Plasticity*, Vol.19 (2003) pp.1801-1819.
- [62] Hashiguchi, K., Okayasu, T. and Saitoh, K., *Rate-dependent inelastic constitutive equation: the*

- extension of elastoplasticity, *International Journal of Plasticity*, Vol.21 (2005) pp.463-491.
- [63] Chaboche, J. L., On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratcheting effects. *International Journal of Plasticity* Vol.7 (1991) pp.661-678.
- [64] Krempl, E., An experimental study of room-temperature rate sensitivity, creep and relaxation of Type 304 stainless steel. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* Vol.27 (1979) pp.363-375.
- [65] Yao, D., and Krempl, E., Viscoplasticity theory based on overstress: The prediction of monotonic and cyclic proportional and nonproportional loading paths of an aluminum alloy. *International Journal of Plasticity* Vol.1 (1985) pp.259-274.
- [66] Estrin, Y., Braasch, H., and Brechet, Y., A dislocation density based constitutive model for cyclic deformation. *Journal of Engineering Materials and Technology* Vol.118 (1996) pp.441-447.
- [67] Estrin, Y., Toth, L. S., Molinari, A., and Brechet, Y., A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation. *Acta Materialia* Vol.46 (1998) pp.5509-5522.
- [68] Baik, S., Estrin, Y., Kim, H. S., and Hellmig, R. J., Dislocation density-based modeling of deformation behavior of aluminum under equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A351* (2003) pp.86-97.
- [69] Teodosiu, C. and Hu, Z., Evolution of the intragranular microstructure at moderate and large strains: modelling and computational significance. In: Shen, s., Dawson, P.R. (Eds.), *Proceedings of Numiform'95 on Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications*. Balkema, Rotterdam, (1995) pp.173-182.
- [70] Hiwatashi, S., Bael, A. V., Houtte, P. V., and Teodosiu, C., Modelling of plastic anisotropy based on texture and dislocation structure, *Computational Materials Science* Vol.9 (1997) pp.274-284.
- [71] Uenishi, A. and Teodosiu, C., Constitutive modeling of the high strain rate behaviour of interstitial-free steel. *International Journal of Plasticity* Vol.20 (2004) pp.915-936.
- [72] Voyiadjis, G. Z. and Abed, F. H., Microstructural based models for bcc and fcc metals with temperature and strain rate dependency. *Mechanics of Materials* Vol.37 (2005) pp.355-378.
- [73] Bouvier, S., Alves, J. L., Oliveira, M. C., and Menezes, L. F., Modelling of anisotropic work-hardening behaviour of metallic materials subjected to strain-path changes. *Computational*

Materials Science Vol.32 (2005) pp.301-315.

[74] Kuroda, M., Uenishi, A., Yoshida, H., and Igarashi, A., Ductility of interstitial-free steel under high strain rate tension: Experiments and macroscopic modeling with a physically-based consideration. International Journal of Solids and Structures in press.

[75] 固体の非線形力学, 石川 博将, 養賢堂, (2000)

[76] Ziegler, H., An Introduction to Thermomechanics (2nd edition), North-Holland, (1983)

[77] 材料強度の考え方 (改訂版), 木村 宏, アグネ技術センター, (2002)

[78] Lubliner, J., Plasticity Theory, Macmillan, (1990)

[79] Krausz, A.S. and Krausz, K., Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation, Academic Press, (1996)

[80] Khan, A.S. and Huang, S., Continuum Theory of Plasticity, A Wiley-Interscience Publication, (1995)

[81] Ottosen, N.S. and Ristinmaa, M., The Mechanics of Constitutive Modeling, Elsevier, (2005)

[82] Armstrong, P.J. and Frederick, C.O., A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect, CEGB Report RD/B/N731. Central Electricity Generating Board., Berkeley, UK, (1966)

[83] Ishikawa H., Subsequent yield surface probed from its current center, International Journal of Plasticity Vol.13 (1997) pp.533-549.

[84] Chaboche, J.L., Thermodynamic formulation of constitutive equations and application to the viscoplasticity and viscoelasticity of metals and polymers, International Journal of Solids and Structures, Vol.34 (1997) pp.2239-2254.

[85] Dieng, L., Abdul-Latif, A., Haboussi, M. and Cunat, C., Cyclic plasticity modeling with the distribution of nonlinear relaxations approach, International Journal of Plasticity, Vol.21 (2005) pp.353-379.

[86] Kaneko, K. and Oyamada, T., A viscoplastic constitutive model with effect of aging, International Journal of Plasticity, Vol.16 (2000) pp.337-357.

[87] Ohno, N. and Wang, J.D., Kinematic hardening rules for simulation of ratcheting behavior,

European Journal of Mechanics A/Solids, Vol.13 (1994) pp.519-531.

[88] Xia, Z. and Ellyin, F., Biaxial ratcheting under strain or stress-controlled axial cycling with constant hoop stress, Journal of Applied Mechanics, Vol.61 (1994) pp.422-428.

[89] Bari, S. and Hassan, T., Kinematic hardening rules in uncoupled modeling for multiaxial ratcheting simulation, International Journal of Plasticity 17 (2001) pp.885-905.

[90] Mayama, T., Sasaki, K. and Ishikawa, H., Biaxial ratchetting deformation of type 304 stainless steel: effect of memorization of back stress, J. Mechanical Engineering Science Vol. 218 Part C (2004), pp.901-908.

[91] Yaguchi, M. and Takahashi, Y., Ratchetting of viscoplastic material with cyclic softening, part 1: experiments on modified 9Cr-1Mo steel, International Journal of Plasticity, Vol.21 (2005) pp.43-65.

[92] Johansson, G., Ekh, M. and Runesson, K., Computational modeling of inelastic large ratcheting strains, International Journal of Plasticity, Vol.21 (2005) pp.955-980.

[93] Tanner, A.B., McGinty, R.D. and McDowell, D.L., Modeling temperature and strain rate history effects in OFHC Cu, International Journal of Plasticity, Vol.15 (1999) pp.575-603.

[94] Khan, A.S., Suh, Y.S. and Kazmi, R., Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys, International Journal of Plasticity, Vol.20 (2004) pp.2233-2248.

[95] Sauzay, M., Mottot, M., Allais, L., Noblecourt, M., Monnet, I. and Périnet, J., Creep-fatigue behaviour of an AISI stainless steel at 550°C, Nuclear Engineering and Design, Vol.232 (2004) pp.219-236.

[96] Nemat-Nasser, S. and Guo, W.G., Thermomechanical response of HSLA-65 steel plates: experiments and modeling, Mechanics of Materials, Vol.37 (2005) pp.379-405.

[97] Nabarro, F.R.N., Creep in commercially pure metals, Acta Materialia, Vol.54 (2006) pp.263-295.

[98] Doong, S.H., Socie, D.F. and Robertson, I.M., Dislocation substructures and nonproportional hardening, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.112 (1990) pp.456-464.

[99] El-Madhoun, Y., Mohamed, A. and Bassim, M.N., Cyclic stress-strain response and dislocation

substructures in polycrystalline aluminum, *Materials Science and Engineering A*, Vol.359 (2003) pp.220-227.

[100] Jia, W.P. and Fernandes, J.V., Mechanical behaviour and the evolution of the dislocation structure of copper polycrystal deformed under fatigue-tension and tension-fatigue sequential strain paths, *Materials Science and Engineering A*, Vol.348 (2003) pp.133-144.

[101] Mayama, T. and Sasaki, K., Investigation of subsequent viscoplastic deformation of austenitic stainless steel subjected to cyclic preloading, *International Journal of Plasticity*, Vol.22 (2006) pp.374-390.

[102] Gazder, A.A., Torre, F.D., Gu, C.F., Davies, C.H.J. and Pereloma, E.V., Microstructure and texture evolution of bcc and fcc metals subjected to equal channel angular extrusion, *Materials Science and Engineering A*, Vol.415 (2006) 126-139.

[103] 心臓インターベンションハンドブック、Morton, J.K. and Deligonul, U. (芹澤 剛 監訳) メディカル・サイエンス・インターナショナル, (1999)

図・表一覧

Fig.1.1 The flow of the thesis

Fig.1.2 Schematic diagram of modeling methods

Fig.2.1 Schematic diagram of the experimental equipments

Fig.2.2 Schematic diagram of the control and feedback system

Fig.2.3 Schematic diagram of backstress

Fig.2.4 The geometry of specimens (Stainless steel)

Fig.2.5 Stress-strain curves of intermittent creep tests

Fig.2.6 Stress-strain curves of intermittent creep and unloaded creep

Fig.2.7 Stress-strain curve of cyclic loading after creep test

Fig.2.8 Stress-strain curve of cyclic loading after pure tension

Fig.2.9 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loading

Fig.3.1 Schematic diagram of the constitutive model in the stress space

Fig.3.2 Schematic diagram of the concept of stress components

Fig.4.1 Schematic diagram of intermittent creep and subsequent creep

Fig.4.2 Stress-strain curves of pure tensile tests

Fig.4.3 Creep curves of pure creep tests

Fig.4.4 Stress-strain curve of intermittent creep test during cyclic loading

Fig.4.5 Stress-strain curve of cyclic loading

Fig.4.6 Creep curves of intermittent creep tests (Strain amplitude = 0.5%)

Fig.4.7 Creep curves of intermittent creep tests (Creep stress = 250MPa)

Fig.4.8 Stress-strain curve of subsequent creep test

Fig.4.9 Subsequent creep curves after cyclic preloading (Strain amplitude=0.25%)

Fig.4.10 Subsequent creep curves after cyclic preloading

Fig.4.11 Schematic of biaxial ratchetting test

Fig.4.12 Equivalent stress-strain curve of cyclic torsional loading (Without superimposed stress)

Fig.4.13 Equivalent stress-strain curve of cyclic torsional loading (Superimposed stress = 100MPa)

- Fig.4.14 Model prediction of stress-strain curve in Fig.4.11
- Fig.4.15 Model prediction of stress-strain curve in Fig.4.12
- Fig.4.16 Equivalent peak shear stress versus the number of cycles during cyclic loading
- Fig.4.17 Axial ratchetting strain versus shear strain (Experiments)
- Fig.4.18 Ratchetting strain versus the number of cycles (Strain range dependency)
- Fig.4.19 Ratchetting strain versus the number of cycles (Strain rate dependency)
- Fig.4.20 Ratchetting strain versus the number of cycles (Superimposed stress dependency)
- Fig.4.21 Ratchetting strain versus the number of cycles (Without superimposed stress)
- Fig.4.22 The geometry of specimens (OFC)
- Fig.4.23 Maximum peak stress versus the number of cycles (Temperature dependency)
- Fig.4.24 Stress-strain curves of cyclic loading (Temperature dependency)
- Fig.4.25 Stress-strain curve of cyclic loading (Temperature = 296K)
- Fig.4.26 Model prediction of stress-strain curve of cyclic loading in Fig.4.23
- Fig.4.27 Pure creep curves (Temperature = 296K)
- Fig.4.28 Pure creep curves (Temperature = 373K)
- Fig.4.29 Pure creep curves (Creep stress = 40MPa)
- Fig.4.30 Maximum peak stress versus the number of cycles
(Cyclic loading with temperature variation : Test 1)
- Fig.4.31 Maximum peak stress versus the number of cycles
(Cyclic loading with temperature variation : Test 2)
- Fig.5.1 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loading
- Fig.5.2 Enlargement of Fig.5.1
- Fig.5.3 Stress-strain curves at the 10th and 50th cycle of cyclic loading
- Fig.5.4 Subsequent creep curves after the 10 and 50 cycles of cyclic preloading
- Fig.5.5 Subsequent stress relaxation curves after 10 and 50 cycles of cyclic preloading
- Fig.5.6 Transmission electron microscope (TEM) images of multi-grains observation
- Fig.5.7 TEM images of multi-grains observation (0cycle)

- Fig.5.8 TEM images of multi-grains observation (10cycles)
- Fig.5.9 TEM images of multi-grains observation (50cycles)
- Fig.5.10 TEM images of multi-grains observation (100cycles)
- Fig.5.11 Loading paths of non-proportional loadings
- Fig.5.12 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loadings
- Fig.5.13 Stress-strain curves at 10th and 50th cycle of cyclic torsional loading
- Fig.5.14 Subsequent creep curves after the 10 and 30 cycles of cyclic preloading
- Fig.5.15 TEM images of dislocation structures after cyclic torsional loading
- Fig.5.16 Stress trajectories at 30th and 300th cycle of cyclic cruciform loading
- Fig.5.17 Subsequent creep curves after the 30 and 300 cycles of cyclic preloading
- Fig.5.18 TEM images of dislocation structures after cyclic preloading
- Fig.5.19 Stress trajectories at 25th and 300th cycle of cyclic circular loading
- Fig.5.20 Subsequent creep curves after the 25 and 300 cycles of cyclic preloading
- Fig.5.21 TEM images of dislocation structures after cyclic circular loading
- Fig.6.1 Schematic diagram of the relationships between viscous surface and yield surface
- Fig.6.2 Maximum peak stress versus the number of cycles during cyclic loading
- Fig.6.3 Stress-strain curves at the 10th and 50th cycle of cyclic loading
- Fig.6.4 Subsequent creep curves after the 10 and 50 cycles of cyclic preloading
- Fig.6.5 Subsequent stress relaxation curves after 10 and 50 cycles of cyclic preloading
- Fig.7.1 Simulated result of deformation of a STENT
- Fig.7.2 Comparison of deformation of STENT made of SUS316L and Pure Ti
-
- Table 2.1 The chemical composition of specimens (SUS304 stainless steel)
- Table 4.1 Test conditions of intermittent creep tests
- Table 4.2 Test conditions of subsequent creep tests
- Table 4.3 Material constants
- Table 4.4 Test condition for biaxial ratchetting tests

Table 4.5 Material constants

Table 4.6 Test condition for creep tests

Table 4.7 Test condition for cyclic loading tests under temperature variation

Table 4.8 Material constants

Table 5.1 Chemical composition of specimens

Table 6.1 Material constants

発表論文リスト

- 1 . 佐々木克彦、眞山 剛、石川 博將, “ 背応力の等価性を考慮した後続クリープの定式化 ” 機械学会論文集, A 66 (2000), pp.1666-1673.
- 2 . 眞山 剛、佐々木克彦、石川 博將, “ 統一型構成モデルによる粘塑性変形解析 ” 機械学会論文集, A 67(2001), pp.1768-1775.
- 3 . 眞山 剛、佐々木克彦、石川 博將, “ 背応力の記憶項を考慮した統一型構成モデルによる二軸ラチェットのシミュレーション ” 機械学会論文集, A 68(2002), pp.1582-1587.
- 4 . 眞山 剛、佐々木克彦、石川 博將, “ 高温下における銅材の粘塑性変形シミュレーション ” 機械学会論文集, A 68(2002), pp.1737-1743.
- 5 . T. Mayama, K. Sasaki, and H. Ishikawa, Unified Constitutive Model Considering Equivalence of Back Stress Due to Plastic and Viscoplastic Deformation, Key Engineering Materials Vols. 233-236 (2003), pp.83-88.
- 6 . T. Mayama, K. Sasaki, and H. Ishikawa, Biaxial Ratchetting Deformation of Type 304 Stainless Steel: Effect of Memorization of Back Stress, J. Mechanical Engineering Science Vol. 218 Part C (2004), pp.901-908.
- 7 . T. Mayama, K. Sasaki, and H. Ishikawa, Constitutive Model for the Subsequent Time-Dependent Deformations of Type 304 Stainless Steel at Room Temperature, Key Engineering Materials Vols. 274-276 (2004), pp.229-234.
- 8 . T. Mayama and K. Sasaki, Investigation of Subsequent Viscoplastic Deformation of Austenitic Stainless Steel Subjected to Cyclic Preloading, International Journal of Plasticity, Vol.22 (2006), pp.374-390.

謝辞

本研究にあたり、研究および論文作成について具体的にご指導して下さいました北海道大学大学院工学研究科成田吉弘教授ならびに佐々木克彦助教授に深く感謝致します。また、北海道大学大学院工学研究科石川博將名誉教授（現・九州産業大学教授）には、研究の基礎段階から現在に至るまで多大なご指導・叱咤激励を頂きました。この場を借りて深く感謝します。また、実験装置の使用法から試験片の作成に至るまで平賀正秋技官には大変お世話になりました。ありがとうございました。

北海道大学大学院エネルギー変換マテリアル研究センター、柴山環樹助教授には電子顕微鏡の使用法から試料作成、さらには材料の微細構造に関する専門的なご助言を頂きました。本論文が完成したのも柴山先生のご指導の賜物であり深く感謝しております。また、菅原健治技官には、実際の電子顕微鏡操作をご指導頂きました。改めて感謝いたします。

最後に北海道大学工学研究科人間機械システムデザイン専攻マイクロシステム講座インテリジェントデザイン研究室（旧：機械科学専攻設計機能工学講座変形制御学分野）で共に勉強・研究した卒業・修了生および現在のメンバーに心から感謝します。