

JAERI-Research
98-027



Ni-22Cr-18Fe-9Mo合金のクリープ曲線
形状の変化とθ投影法の適用性

1998年5月

倉田有司・内海宏和*

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

本レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。

入手の問合せは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越しください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費領布をおこなっております。

This report is issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Research Information Division, Department of Intellectual Resources, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, 319-1195, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1998

編集兼発行 日本原子力研究所
印 刷 いばらき印刷(株)

Ni-22Cr-18Fe-9Mo合金のクリープ曲線形状の変化と θ 投影法の適用性

日本原子力研究所東海研究所材料研究部

倉田 有司・内海 宏和*

(1998年4月3日受理)

高温ガス炉の中間熱交換器用に開発されたNi-22Cr-18Fe-9Mo合金の固溶化熱処理材、熱時効材について、800および1000°Cの定荷重クリープ試験を実施し、得られたクリープ曲線に対して θ 投影法の適用性を調べ、以下の結果を得た。

- 1) この合金の800°Cにおけるクリープ曲線は、固溶化熱処理材、熱時効材とも、わずかに1次クリープが認められる場合もあるが、加速クリープ域がそのほとんどを占める3次クリープ主体のクリープ曲線である。
- 2) 固溶化熱処理材の1000°Cにおけるクリープ曲線は、初期に、低いクリープ速度の領域を持ち、その後、定常、加速クリープ域のある不規則な形状をしている。この低いクリープ速度の領域は、熱時効によって消失する。熱時効材の1000°Cにおけるクリープ曲線は、正常型のクリープ曲線である。
- 3) 1000°Cでの熱時効により、800および1000°Cのクリープ曲線は、クリープ速度が増加する。この効果は、1000°C低応力側では、小さくなる。熱時効で形成した結晶粒界上の炭化物は、ボイドやクラックの形成、成長を抑え、クリープ破断ひずみは増加する。
- 4) 正常型のクリープ曲線を示した熱時効材の1000°Cのクリープ試験結果は、4つの θ を用いる θ 投影法によってクリープ曲線の近似がなされ、 θ パラメータの応力依存性を簡単な式で表すことができる。
- 5) はっきりした1次クリープがみとめられない3次クリープ支配型のクリープ曲線を示した他の条件のクリープ試験結果に対し、4つの θ を用いる θ 投影法をそのまま適用することはできない。そのため、2つの θ を用いた3次クリープ項のみの θ 投影法の適用を検討し、その方法により、クリープ曲線の近似が行えることを示した。

Change in Creep Curve Shapes and Applicability of θ Projection
Method of Ni-22Cr-18Fe-9Mo Alloy

Yuji KURATA and Hirokazu UTSUMI*

Department of Materials Science and Engineering
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received April 3, 1998)

Change in creep curve shapes and applicability of θ projection method of a Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy developed for an intermediate heat exchanger of high temperature gas-cooled reactors have been investigated with the following results: 1) Creep curves at 800 °C for this alloy, in solution treated and in aged conditions, are tertiary creep dominated ones where most of the life is an accelerating creep stage although a primary creep stage is slightly recognized in some cases. 2) Creep curves at 1000°C for this alloy in a solution treated condition are irregular ones which have a region with a low creep rate preceding the steady-state creep rate and accelerating creep rate. This low creep rate stage diminishes after ageing at 1000°C. Creep curves at 1000°C for the aged alloy are normal type ones. 3) Creep rates at 800 and 1000°C increase after ageing at 1000°C. This effect is small under low stresses at 1000°C. Rupture strain of the aged alloy increases because carbides formed on grain boundaries by ageing suppress formation and growth of voids and cracks. 4) Normal type creep curves obtained at 1000°C for aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy are fitted using the θ projection method with four θ parameters. Stress dependence of θ parameters can be expressed in terms of simple equations. 5) The θ projection method with four θ parameters cannot be applied to the remaining creep curves where most of the life is occupied by a tertiary creep stage. Therefore, the θ projection method consisting of only the tertiary creep component with two θ parameters was applied. The creep curves can be fitted using this method.

Keywords: Creep, θ Projection Method, Nickel-22chromium-18iron-9molybdenum Alloy,
Solution Treatment, Ageing, Primary Creep, Tertiary Creep, Normal Creep Curve,
Irregular Creep Curve

* Tohoku University

目 次

1. 緒 言	1
2. 実験方法	2
2. 1 供試材	2
2. 2 クリープ試験および組織観察	3
3. 実験結果および考察	4
3. 1 クリープ特性	4
3. 2 クリープ破断材の組織観察	5
3. 3 800°Cのクリープ曲線の熱時効による変化	5
3. 4 1000°Cのクリープ曲線の熱時効による変化	6
4. θ 投影法	8
5. 解析結果および考察	8
5. 1 打切りひずみの設定	8
5. 2 θ 投影法の適用性	9
5. 3 3次クリープ項のみの θ 投影法の適用	11
5. 4 θ 投影法を用いた破断寿命の予測	12
6. 結 言	14
謝 辞	15
参考文献	16

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental Procedure	2
2.1 Material	2
2.2 Creep Tests and Microstructure Observation	3
3. Experimental Results and Discussion	4
3.1 Creep Properties	4
3.2 Microstructure Observation of Creep-ruptured Specimens	5
3.3 Change in Creep Curves at 800°C by Ageing	5
3.4 Change in Creep Curves at 1000°C by Ageing	6
4. θ Projection Method	8
5. Results and Discussion of Analysis	8
5.1 Determination of Cut-off Strain	8
5.2 Applicability of θ Projection Method.....	9
5.3 Applicability of θ Projection Method with Only Tertiary Creep Component	11
5.4 Prediction of Rupture Life Using θ Projection Method	12
6. Conclusions	14
Acknowledgements	15
References	16

1. 緒 言

高温構造物の設計および寿命評価を行うためには、短時間強度だけでなく、時間に依存するクリープ変形およびクリープ破壊を考慮しなければならない。そのため、高温で使用される材料のクリープおよびクリープ破断試験が行われるとともに、クリープの解析方法が開発されてきた。クリープ温度域を対象とした高温構造設計指針である ASME B&P Vessel Code[1]では、設計許容応力を定めるため、次のようなデータを必要としている。

- (1) クリープ破断時間と応力
- (2) 1%ひずみ到達時間と応力
- (3) 3 次クリープ開始時間と応力
- (4) 2 次クリープ速度

クリープ温度域において、高温構造設計を行うためには、材料のクリープ変形を記述する構成方程式が必要となる。このため、従来より、クリープ曲線は1次(遷移)、2次(定常)、3次(加速)クリープ領域からなるとした上で、2次クリープ領域までのクリープ変形を記述する構成方程式を用いた解析および変形速度の代表値としての2次クリープ速度を用いた解析が行われてきたが、破壊の過程までを含んだクリープ曲線全体を解析に用いるまでには至っていない。

近年、3次クリープ領域までを含んだクリープ曲線全体を表現できる構成方程式として、Evans、Wilshire によって、 θ 投影法が提案された[2,3]。 θ 投影法は、定応力のクリープ曲線全体を、4つのパラメータを用いて、1次クリープと3次クリープの和で表している。この方法によると、クリープ曲線全体をほぼ破断直前まで表現できるとともに、 θ 投影法によって得られるパラメータを用いて、長時間の寿命および変形の予測を行うことができるとされている。 θ 投影法は、0.5Cr-0.5Mo-0.25V 鋼[2,3]、鑄造 Ni 基超合金 IN100[4,5]、多結晶銅[6]、TiN 分散強化ステンレス鋼[7]の長時間寿命および変形の予測に適用された。また、丸山らは、 θ 投影法の1次クリープと3次クリープの速度定数(θ_2 と θ_4)が等しいとして、修正 θ 投影法を提案し、CrMoV 系耐熱鋼、SUS316 ステンレス鋼などの定荷重クリープデータにこの方法を適用した[8~11]。さらに、小林らは、SUS304 ステンレス鋼、2.25Cr-1Mo 鋼などの平滑材および切欠材の定荷重クリープ曲線に θ 投影法を適用し、クリープ特性の予測を行った

[12,13]。

一方、Prager[14,15]および遠藤ら[16,17]は、1.25Cr-0.5Mo鋼、2.25Cr-1Mo鋼などの定荷重クリープデータを真ひずみを用いて解析し、クリープ速度の対数とひずみが1本の直線関係で表されることから、クリープ曲線を3次クリープのみで表すΩ法を提案した。

ガスタービンや高温ガス炉などでみられるように、クリープ温度域で使用される高温機器の設計および運転温度は上昇し、さらに超高温で使用される先端材料なども開発されている。このような状況の中で、実用材料でみられるクリープ曲線は、必ずしも定常クリープ領域を持った従来のクリープ曲線で表現されるわけではなく、3次クリープを主体としたクリープ曲線などが認められることが明らかになってきた。そのため、クリープ構成方程式を考える上でも、クリープ変形を従来の1次および2次クリープのみで扱うのでは不十分であり、3次クリープまでを含んだ構成方程式が必要になってきている。このようなクリープ曲線全体を表現する構成方程式の適用を考える上で、変形初期から破断にいたるまでの正確なクリープ曲線を得るとともに、クリープ曲線形状の応力・温度依存性、熱時効などによる変化に関する知見を得ることが重要である。

本研究では、日本における最初の高温ガス炉である高温工学試験研究炉(High Temperature Engineering Testing Reactor; HTTR)[18,19]の中間熱交換器に用いられているNi-22Cr-18Fe-9Mo合金のクリープ曲線の変化を、試験温度、応力、材料の熱処理条件を変えて調べ、クリープ曲線全体を表現するクリープ構成式の適用性という観点から、クリープ曲線形状の変化を検討する。3次クリープ領域までを含むクリープ曲線全体を表現できる構成方程式として、最初に提案され、多くの材料に適用されているθ投影法の適用性を調べ、さらに、3次クリープ主体のクリープ曲線に対しては、3次クリープ項のみのθ投影法による解析を検討する。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に用いた材料はHTTRの中間熱交換器に用いられているNi-22Cr-18Fe-9Mo合金(ハステロイXR)である。この合金は耐熱、耐食合金であるハス

テロイ X の規格[20]を基に、主に、高温ガス炉冷却材の微量の不純物ガスを含んだヘリウム中における耐食性を改良するため、Mn, Si, Co などの微量成分の最適化を行ったものである[21]。実験に用いた合金の化学組成を Table 1 に示す。この合金は、真空誘導溶解、エレクトロスラグ溶解の後、熱間鍛造、熱間圧延により製造した厚さ 15mm の板である。クリープ曲線形状に及ぼす熱処理の影響を調べるため、次の 2 種類の材料を準備した。1 つは 1190°C、1 h の加熱後、水冷の固溶化熱処理材、もう 1 つは、それを 1000°C で 1000h 加熱した熱時効材である。熱時効の条件は、クリープ試験温度を考慮し、析出物が十分成長し、安定な組織となる条件として選んだ。それぞれの素材から、Φ 6 mm × 30GL mm のつば付きクリープ試験片を作製し、試験に供した。

実験に用いた合金の固溶化熱処理材、熱時効材の光学顕微鏡による組織写真を Fig. 1 に示す。固溶化熱処理材は 1190°C で熱処理を行ったものであるが、まだ一部に未固溶の析出物が残っている。1000°C で 1000h 加熱した熱時効材では粒界は析出物で覆われている。これらの析出物は Cr 量の多い $M_{23}C_6$ 型の炭化物と Mo 量の多い M_6C 型の炭化物である[22,23]。これらの材料の結晶粒度は ASTM No.2 である。

2. 2 クリープ試験および組織観察

容量 1t および 3t のレバー式の単式クリープ試験機を用いて、大気中で、定荷重のクリープ試験を実施した。全てのクリープ試験について、試験片標点間の伸びを連続的に測定し、クリープ変形過程全域における時間-ひずみデータを求めた。試験片標点間の伸びは、最小の読みとり量が 1 μm で室温変動による誤差の少ないデジタルリニアゲージにより測定し、時間-ひずみデータをコンピューターに収録した。時間-ひずみデータは、クリープ試験終了後、データ解析用に各試験約 400 点のデータにまとめた。試験温度は 800°C、1000°C とし、800°C では 68.6～107.9 MPa、1000°C では 16.0～27.5 MPa の応力範囲で、各温度 4 応力水準のクリープ試験を実施した。また、クリープ破断材について、光学顕微鏡による組織観察を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 クリープ特性

Table 2 および 3 にクリープ破断時間、定常クリープ速度などのクリープ試験結果を示す。Fig. 2 は、クリープ試験により得られた応力と破断時間の関係であり、800°Cでは、クリープ破断時間は固溶化熱処理材の方が熱時効材よりも長い。1000°Cでは、高応力側では固溶化熱処理材の破断時間が長いが、低応力側では破断時間の差がなくなる傾向を示した。Fig. 3 にクリープ破断ひずみとクリープ破断時間との関係を示す。この図より、破断ひずみは全体に大きく、さらに、固溶化熱処理材よりも熱時効材の方が破断ひずみが大きいことがわかる。破断絞りについても、破断ひずみと同様の結果が得られた。

800°Cにおける固溶化熱処理材と熱時効材のクリープ曲線の比較を Fig. 4 および 5 に、1000°Cにおけるクリープ曲線の比較を Fig. 6 および 7 に示す。これらの図では、ひずみ一時間プロットだけでなく、クリープ速度一時間プロットの比較も示した。なお、ひずみは公称ひずみである。Fig. 4 および 5 より、800°Cでは、わずかに遷移クリープが認められる場合があるが、2つの応力レベルとも、寿命の多くを加速クリープ域が占める3次クリープ支配型のクリープ曲線であることがわかる。1000°Cでの熱時効により、800°Cにおけるクリープ曲線のクリープ速度は、変形初期から破断まで全体にわたって増加し、破断寿命は減少する。Fig. 6 および 7 より、固溶化熱処理材の1000°Cのクリープ速度は、変形初期に低い値を示した後、上昇してから、ほぼ一定の値を示す領域があり、その後、再び上昇して加速域に入り、破断に至る。熱時効材の1000°Cのクリープ曲線は、800°Cの場合より明瞭な遷移クリープを示した後、定常、加速クリープ域を経て破断に至る。固溶化熱処理材の1000°Cにおけるクリープ曲線の初期にみられる低いクリープ速度の領域は熱時効により消失する。Fig. 7 の低応力の結果では、固溶化熱処理材の初期にみられた低いクリープ速度の領域を除くと、熱時効材と固溶化熱処理材のクリープ速度はほぼ同じとなる。

定常クリープ速度をクリープ速度がほぼ一定となる領域の速度として整理したときの定常クリープ速度と応力の関係を Fig. 8 に示す。定常クリープ速度 $\dot{\varepsilon}_s$ と応力 σ の関係は、一般に、次式のべき乗則で表される。

$$\dot{\varepsilon}_s = A \cdot \sigma^n \quad (1)$$

最小2乗法により求めた Fig. 8 の直線の応力指数 n は、800°Cでは固溶化熱処理材が 5.2、熱時効材が 4.4、1000°Cでは固溶化熱処理材が 3.8、熱時効材が 5.1 であった。応力指数 n は、試験温度、熱処理条件によって異なっているが、

ほぼ4~5の値である。熱時効材の1000°Cの定常クリープ速度は、高応力側は固溶化熱処理材より大きいが、低応力側では熱時効材の値に近づいていく。

3.2 クリープ破断材の組織観察

Fig. 9 は固溶化熱処理材、熱時効材の800°C、80.4 MPaにおけるクリープ破断材、均一伸び部の光学顕微鏡写真である。800°Cのクリープ破断材では、固溶化熱処理材よりも熱時効材の結晶粒の変形が非常に大きく、熱時効材では、粒界ボイドがあまり観察されないことがわかる。また、固溶化熱処理材では結晶粒の内部に微細な析出物が非常に多く見られる。一方、熱時効材では、粒界析出物は粗大化しており、結晶粒の内部には微細な析出物はほとんど見られない。固溶化熱処理材では、クリープ試験中に変形を起こしながら微細な析出物が形成したことを見ている。粒界析出させた熱時効材では、ボイドが形成・成長しにくいということは、注目すべき点であり、熱時効材の破断延性が高くなつた原因である。

Fig. 10 は、固溶化熱処理材、熱時効材の1000°C、16.0 MPaにおけるクリープ破断材、均一伸び部の光学顕微鏡写真である。1000°Cになると、固溶化熱処理材と熱時効材で組織の差はあまり見られず、粗大な析出物およびボイド・クラックが観察される。固溶化熱処理材と熱時効材で、1000°C、16.0 MPaでのクリープ破断時間や定常クリープ速度などの違いがわざかになつたのは、このように組織の差がなくなつたことに対応している。また、1000°Cのクリープでは、結晶粒界の識別が困難となり、Fig.10 中に矢印で示したように、粒界移動が起こるとともに粒界近傍を中心に再結晶粒が形成しているのがわかる。クリープ試験における引張応力は写真の上下方向にかかっているが、この引張方向と垂直な粒界(引張応力のかかる粒界)に、ボイド・クラックが形成し、析出物が凝集している。

3.3 800°Cのクリープ曲線の熱時効による変化

固溶化熱処理材の800°Cにおけるクリープ曲線は、寿命の多くを加速クリープが占める3次クリープ支配型のクリープ曲線であった。1000°C、1000hの熱時効を行つたこの合金の800°Cにおけるクリープ曲線では、熱時効によって、クリープ曲線全体にわたつてクリープ速度は増加したが、1次クリープは明瞭にならず、3次クリープ主体のクリープ曲線を示し、クリープ曲線形状は変化しなかつた。1000°Cでは析出物の成長が速く、1000hの時効では、粒界が粗大な

析出物で覆われるようになった。ここで用いた合金の母合金であるハステロイXでは、700～800°C付近に炭化物析出のノーズがあることから[24]、800°Cの熱時効では、粒内および粒界上により微細な析出物が存在し、その場合、800°Cのクリープ曲線に及ぼす影響が異なることも考えられた。そのため、800°C、1000hの熱時効を行った合金について、800°Cでのクリープ挙動を検討した。

Fig. 11 に800°C、1000hの熱時効材の光学顕微鏡組織を示す。Fig. 1 の1000°C、1000hの熱時効材に比べ、粒内に微細な析出物が存在し、1000°Cほど粗大化していないが、粒界にも析出物が認められる。この800°C、1000h熱時効材の800°Cにおけるクリープ速度一時間プロットを、固溶化熱処理材および1000°C熱時効材の結果と比較して、Fig. 12 に示す。800°C、1000hの熱時効材のクリープ速度は、固溶化熱処理材より大きく、1000°C、1000hの熱時効材よりわずかに小さい程度で、遷移クリープ領域はほとんど認められず、やはり、3次クリープ支配型のクリープ曲線を示した。

このように、固溶化熱処理材、1000°C熱時効材、800°C熱時効材のクリープ曲線が、800°Cではいずれも3次クリープ支配型のクリープ曲線を示したということは、この合金のような弱析出、固溶強化型のNi基耐熱合金がこの温度域で示す本質的な特性であると考えられる。固溶体の転位クリープの理論では、転位のすべりを律速過程とし逆遷移クリープのみられるⅠ型と転位の上昇を律速過程とし遷移クリープのみられるⅡ型があり[25]、固溶体の種類によりⅠ型をとる場合と純金属と同じⅡ型をとる場合がある。また、溶質原子と溶媒原子のミスマッチが大きい元素が固溶するとⅡ型からⅠ型になるといわれている[26]。Ni-22Cr-18Fe-9Mo合金の1000°Cクリープ破断材で調べた炭化物析出後のマトリックスの組成は23.4 mass%Cr、18.4 mass%Fe、7.7 mass%Moを含んでいる[23]。Ni基合金におけるMoは溶媒であるNi原子に比べ、原子半径が大きく、その固溶によりクリープ挙動をⅠ型にする作用があり、このような元素を多く固溶したNi基合金では、Ⅰ型の固溶体のクリープ曲線を示すようになるとされる。このような点は、高純度のNi-Cr合金に固溶元素を添加し、クリープ変形挙動を調べることにより、より定量的な評価が可能となるであろう。

3.4 1000°Cのクリープ曲線の熱時効による変化

固溶化熱処理材の1000°Cにおけるクリープ曲線は、初期に、低いクリープ速度の領域を持った特異な形状をしており、この領域は熱時効により消失すると

いう特徴があった。同様の現象は、インコネル 617 合金についても認められている[27]。Ni-22Cr-18Fe-9Mo 合金の延べ試験時間 2×10^5 h の長時間試験においても、900°C を越える温度域のクリープで、初期に低いクリープ速度の領域を持った特異なクリープ曲線が認められている[28]。また、温度域は異なるが、2.25Cr-1Mo 鋼についても、2 段の定常域があるという報告がある[29,30]。2.25Cr-1Mo 鋼のクリープでは、1 段目の低い定常クリープ速度は、Mo-C クラスターの霧囲気を引きずる転位の動きにより、2 段目の定常クリープ速度は Mo₂C が析出した後のそのような霧囲気を引きずらない転位の動きによっているとされている[29,30]。本研究で用いた合金は、0.08mass% の C を含んでおり、1000°C、1000h の熱時効で、Cr 量の多い M₂₃C₆ 型および Mo 量の多い M₆C 型の炭化物が析出する。この熱時効により初期の低いクリープ速度の領域が消失することから、この低クリープ速度の領域は Mo-C などの霧囲気を転位が引きずることによって生じるものと考えられる。

固溶化熱処理材と熱時効材の 2 次クリープ速度およびクリープ破断時間を比較すると、1000°C 高応力側では、熱時効により、2 次クリープ速度は増加しクリープ破断時間は減少する。この結果は、熱時効による析出物の粗大化とそれに起因するクリープ抵抗の減少として理解できる。1000°C, 16.0 MPa の破断時間は、固溶化熱処理材で 1980.94ks、熱時効材で 2101.64ks であった。熱時効材のクリープ破断時間が 1000°C 低応力側では固溶化熱処理材と同程度あるいはそれよりやや長くなったのは、この条件では、Fig. 7 に示したように、熱時効によるクリープ抵抗の減少は初期を除いてほとんどなくなり、熱時効材の破断延性が増加したことによる。熱時効材の破断延性の増加は、粒内の微細析出物が少なく、結晶粒界が析出物で覆われた熱時効材の方が、粒界ボイドの形成、成長を遅くしたからであると考えられる。

4. θ 投影法

θ 投影法は、1 次(遷移)クリープと 3 次(加速)クリープの和で、クリープ曲線全体を表す構成方程式であり、2 次(定常)クリープの存在を仮定していない。1 次クリープでは変形が進むとともにクリープ速度は減少し、一定値に達する。3 次クリープでは、クリープの初期から、徐々にクリープ速度が加速する。θ 投影法では、クリープひずみを次の式(2)のように指數関数の形で表す。

$$\varepsilon_c = \theta_1 \{1 - \exp(-\theta_2 t)\} + \theta_3 \{\exp(\theta_4 t) - 1\} \quad (2)$$

ε_c は時間 t におけるクリープひずみを表し、 $\theta_1 \sim \theta_4$ は実験データとのフィッティングにより決定される材料定数である。前半が 1 次クリープ、後半が 3 次クリープに対応する。 θ_1 、 θ_3 は 1 次、3 次クリープのひずみ量を決め、 θ_2 、 θ_4 は 1 次、3 次クリープの曲率を特徴づける速度定数である。

本研究では、4 つの θ 値を求める θ 投影法の計算には Evans、Wilshire らによって作成されたプログラム[3]を使用した。このプログラムをそのまま使用した場合、本研究で用いた Ni-22Cr-18Fe-9Mo 合金のクリープ曲線では、 θ 値が負となる場合がしばしばあり、クリープ曲線が 1 次クリープと 3 次クリープの和ではなく、2 つの 3 次クリープを表す曲線の和または差で表される場合が認められた。このような場合、クリープひずみを 3 次クリープのみで表す次式を用いた計算も行うこととした。

$$\varepsilon_c = \theta_3 \{\exp(\theta_4 t) - 1\} \quad (3)$$

そのため、Evans、Wilshire らによって作成されたプログラムに、式(3)を追加し、シリコングラフィックス(SG)社製ワークステーション(フォートラン 77)用にプログラムを書き換えて、計算を行った。

5. 解析結果および考察

5.1 打切りひずみの設定

クリープ曲線を式(2)で近似するとき、あてはめの精度およびパラメータ $\theta_1 \sim \theta_4$ の値は、どこまでのデータを近似計算に用いるかによって変化する。そのため、この近似計算に用いる打切りひずみの設定方法を最初に検討する。

近似計算によって得られた曲線が元のクリープ曲線をどの程度近似しているかは、一般に、次式で定義される標準誤差 S_e によって表される。

$$S_e = \sqrt{\phi/(m-1)} \quad (4)$$

ここで、 ϕ は誤差の 2 乗和、 m は計算に使用したデータ点の個数である。

打切りひずみの決定法として、次の 2 つの方法が報告されている。1 つは、打切りひずみを変えて計算を行い、 $\theta_1 \sim \theta_4$ の値の打切りひずみ依存性を調べ、

$\theta_2 = \theta_4$ となる場合を打切りひずみとする方法[8~11]であり、1次クリープと3次クリープの速度定数が等しいという仮定に基づいている。また、式(4)で得られた標準誤差をその計算で用いた打切りひずみ ε_{cut} で割って規準化した標準誤差 S_{es} の値がある決められた値(1%)となる場合を打切りひずみとする方法[12,13]も用いられている。

$$S_{es} = S_e / \varepsilon_{cut} \quad (5)$$

この方法は、式(2)によるクリープ曲線の近似では、破断時間に近づくほど誤差が大きくなることから、標準誤差を打切りひずみで割って規準化した値を用いた方が、3次クリープを含むクリープ曲線のあてはめの精度を比較する上では、合理的であると考えられたからである。

Fig.13 に、本解析で得られた打切りひずみとパラメータ $\theta_1 \sim \theta_4$ の関係を示す。パラメータ $\theta_1 \sim \theta_4$ は、打切りひずみを変えることにより、変化することがわかる。パラメータ θ_2 と θ_4 の値が交差しその値が等しくなったときを打切りひずみとするという方法[8~11]は、この図に示されているように、この材料のデータに対しては、採用することができなかった。また、Fig.14 は標準誤差および規準化した標準誤差と打切りひずみとの関係を示したものである。本論文の解析では、規準化した標準誤差の値が非常に小さく、温度、応力条件によりその値が一桁違うということもあり、一定の値の規準化した標準誤差を打ち切りひずみとする[12,13]ことも困難であった。

Fig.14 にみられるように、規準化した標準誤差は、打切りひずみが小さくなるにつれ徐々に下がり、極小値を持った後、再び急上昇する。この傾向は、他の温度、応力条件でも大体同じであった。そこで、本研究においては、打切りひずみとしては、規準化した標準誤差が極小値を示すときの値をとした。このようにして打切りひずみを決め、クリープ曲線の近似を行った結果を Fig.15 に示す。θ 投影法による推定クリープ曲線は、実線で示してある。図中の破線で示した打ち切りひずみはそのデータまで近似計算に用いたことを示す。推定クリープ曲線は破断点近くまでの実験データを比較的よく近似している。Table 4 および 5 に、各クリープ曲線に対して、このような打ち切りひずみの設定法を用いて得られた θ 値を示す。

5.2 θ 投影法の適用性

ここでは、クリープ曲線が1次クリープと3次クリープの和からなるとした式(2)の適用性を検討する。Evans、Wilshire らによって作成されたプログラム[3]をそのまま使用すると、クリープ曲線に1次クリープがほとんど認めら

れない場合、式(2)の θ_1 と θ_2 は負となる。固溶化熱処理材および熱時効材の800°Cのクリープ曲線の解析では、1例を除いてパラメータ θ_1 と θ_2 が負となった。Fig.16に、この場合の近似クリープ曲線を示す。図中の点線、破線は式(2)の第1項、第2項である。パラメータ θ_1 と θ_2 が負となったということは、クリープ曲線が1次クリープと3次クリープの和ではなく、2つの指數関数で表した3次クリープの和で表現されたことを示している。固溶化熱処理材、熱時効材の800°Cのクリープ曲線では、初期にわずかに1次クリープ域が認められる場合もあるが、クリープ曲線全体に式(2)のθ投影法を適用したとき、 θ_1 と θ_2 は負となり3次クリープのみでクリープ曲線が表されるようになる。

800°Cにおいて今回実験を行った応力域の範囲では、クリープ曲線全体をθ投影法で解析すると、ほとんどの場合、クリープ構成方程式上1次クリープ域が現れなくなり、θ投影法をそのまま適用することは困難であることがわかった。

固溶化熱処理材、1000°Cの試験条件では、先に述べた方法により打切りひずみを決定した場合、パラメータ θ_1 、 θ_2 、 θ_3 が負になる場合および θ_1 、 θ_2 が負になる場合があった。固溶化熱処理材、1000°Cでのクリープ曲線は、先に検討したように、クリープ変形の初期にクリープ速度が低く、それからクリープ速度が上昇し、ほぼ一定のクリープ速度に達した後、加速クリープに入るといった複雑なクリープ曲線を示した。このような複雑な形状のクリープ曲線を式(2)で示したθ投影法で表そうとしたとき、本来、正の値をとると考えていた4つの θ_i のうち、かなりの部分が負となった。Fig.17(a)に固溶化熱処理材、1000°Cの場合のθ投影法のあてはめの例を示す。この例は、 θ_1 ～ θ_3 が負になったものであり、クリープ曲線が3次クリープを表す2つの指數関数の差により表されるようになった。

熱時効材、1000°C試験データの解析結果は、パラメータ θ_1 が全て正となり、本来のθ投影法の仮定を満足するものであった。熱時効材、1000°C試験データをθ投影法で近似した結果をFig.17(b)に示す。点線で示した式(2)の第1項は破断時間近くでは θ_1 に収束し、クリープ曲線はこれと破線で示した3次クリープとの和で示される。実験結果で示したように、熱時効材の1000°Cのクリープ曲線あるいはクリープ速度と時間の関係より、この条件では比較的明瞭な1次クリープ域と3次クリープ域が存在し、正常型のクリープ曲線を示していた。

Fig.18に熱時効材、1000°Cでの試験データを解析して得られたパラメータ θ_1 と応力との関係を示す。データのはらつきは比較的少なく、 $\log \theta_1$ と応力は直線で近似できる。θ投影法ではパラメータ θ_1 を温度・応力の関数で表せると考え、次の式(6)のような関係があるとする。

$$\log \theta_i = a_i + b_i \sigma + c_i T + d_i \sigma T \quad (6)$$

T は温度、 σ は応力、 a_i 、 b_i 、 c_i 、 d_i は定数である。この式(6)を用いて、任意の試験条件におけるパラメータ θ_i を求めることができるが、本研究では、熱時効材、1000°Cの試験において、この条件で $\log \theta_i$ を応力の関数として表した。すなわち、パラメータ θ_i を式(6)の右辺第1項、第2項のみの関数として仮定し、次の式(7)のように表す。

$$\log \theta_i = a_i + b_i \sigma \quad (7)$$

Fig.18 に示した実線はパラメータ θ_i と応力の関係を式(7)で表せるとして求めたものであり、最小2乗法で a_i 、 b_i を求めた。ここで求めたパラメータ θ_i に対する a_i 、 b_i の値を Table 6 に示す。

5.3 3次クリープ項のみのθ投影法の適用

1次クリープ領域がわずかであるかほとんど認められないようなクリープ曲線に対して、θ投影法の計算プログラムをそのまま適用することは困難であることがわかった。正の値をとるべき θ が、負の値をとることになってしまふことは、式(2)の前提条件が満たされないとともに、 θ の温度、応力依存性を求める上で式(6)が成り立たないことを示している。Fig.16、17(a)で示されたように、3次クリープをいくつかの指數関数で表すことは、あてはめ曲線の近似度を高める上では有効である[9,10]が、各々の θ 値の温度、応力依存性を表す上で困難を生じ、長時間予測を行うためには、できるだけパラメータの数が少ない方が有利である。そこで、2つの θ を用いて3次クリープのみを表す式(3)によりクリープ曲線の近似を行い、それを用いたクリープ変形および破断時間の予測の可能性を検討した。打切りひずみの決定法は、4 θの式(2)を用いた場合と同様とした。

Fig.19 に、3次クリープ項のみのθ投影法である式(3)を用いて、800°Cのクリープ曲線を近似した結果を示す。Fig.16、17(a)の3次クリープを表す2つの指數関数の和または差による曲線に比べ、破断に近い部分の近似は劣るもののクリープ曲線のかなりの部分を近似できる。破断ひずみの大きい熱時効材の方が、Fig.19(b)に示されているように、破断に近い部分の近似は悪くなっている。Fig.20 には、初期に低いクリープ速度の領域を持ち、その後、定常、加速域のある複雑な形状をしたクリープ曲線を持つ固溶化熱処理材の1000°Cのクリープ曲線へのあてはめを示す。この図に示したように、初期の低クリープ速度の領域と破断時間近くでの近似はやや悪くなるが、クリープ曲線のかなりの部分をこの2つの θ を用いる式(3)により表せている。式(3)をあてはめて

求めた θ_3 および θ_4 の応力および温度依存性を Fig.21 に示す。ここで、固溶化熱処理材の θ_3 および θ_4 の応力および温度依存性は式(6)によって求め、熱時効材に対しては、800°Cのみ式(3)による θ_3 、 θ_4 が求められているので、式(7)により応力依存性を求めた。固溶化熱処理材の θ_3 および θ_4 に対する a_i 、 b_i 、 c_i 、 d_i の値を Table 7 に、熱時効材に対する a_i 、 b_i の値を Table 8 に示す。

5.4 θ 投影法を用いた破断寿命の予測

破断寿命を予測するには、破壊の条件を定義する必要がある。ここでは、短時間試験で得たクリープ破断ひずみ ε_r を任意の試験条件に外挿し、式(2)または式(3)によって求められるクリープひずみが ε_r に達する時間を破断時間 t_R とする。 ε_r は、温度・応力により変化するので、次の式(8)のように表す。

$$\varepsilon_r = a_r + b_r \sigma + c_r T + d_r \sigma T \quad (8)$$

a_r 、 b_r 、 c_r 、 d_r は定数である。

Fig.22 にクリープ破断ひずみと応力との関係を示す。図中の実線は、各熱処理材のクリープ破断ひずみと応力の関係が式(8)で表せるとして求めたものであり、最小2乗法により a_r 、 b_r 、 c_r 、 d_r を求めた(Table 9, 10)。

θ 投影法では、式(2)より、任意のクリープひずみ ε^* における時間は次の式(9)で表すことができる。

$$\theta_1 \{1 - \exp(-\theta_2 t)\} + \theta_3 \{\exp(\theta_4 t) - 1\} - \varepsilon^* = 0 \quad (9)$$

破断時の条件 $\varepsilon^* = \varepsilon_r$ 、 $t = t_R$ を式(9)に代入すると、

$$\theta_1 \{1 - \exp(-\theta_2 t_R)\} + \theta_3 \{\exp(\theta_4 t_R) - 1\} - \varepsilon_r = 0 \quad (10)$$

となる。また、3次クリープのみの式(3)の場合には、破断時間は次式となる。

$$t_R = \frac{1}{\theta_4} \ln \left(\frac{\varepsilon_r}{\theta_3} + 1 \right) \quad (11)$$

これらの式を用いて θ 投影法による破断寿命の予測を行った。熱時効材の 1000°C におけるクリープ曲線に対しては、4 θ を用いた式(2)を適用し、式(7)、(8)、(10)を用い、熱時効材の 800°C におけるクリープ曲線に対しては、2 θ を用いた式(3)を適用し、式(7)、(8)、(11)を用いた。また、固溶化熱処理材の 800 および 1000°C におけるクリープ曲線に対しては、2 θ を用いた式(3)を適用し、式(6)、(8)、(11)を用いた。破断寿命の予測結果を Fig.23 に示

す。図中の曲線はθ投影法を用いたクリープ破断寿命の予測曲線であり、実験結果をかなりよく予測している。熱時効材の800°Cのクリープ破断寿命の予測曲線は、実験データよりやや長寿命を予測している。これは、他の条件では、破断寿命の85～90%までのクリープ曲線が式(2)あるいは式(3)により記述されているのに対し、この条件では、Fig.19(b)に示されているように、寿命の約70%が式(3)により記述され、クリープ曲線の近似度が低いことによっている。この場合でも、寿命の90%近くまでを記述するように打切りひずみを大きくすれば、式(3)による破断寿命の予測精度はよくなることが確かめられた。

このように、θ投影法を耐熱合金のクリープ曲線の構成方程式として用い、変形や破断時間などの予測に用いる場合、クリープ曲線形状に応じて、正常型のクリープ曲線に対しては4θの式を用い、3次クリープ支配型のクリープ曲線に対しては2θの式を用いることにより、クリープ変形や破断寿命の予測がかなりよく行えることを示した。

6. 結言

高温ガス炉の中間熱交換器に用いられている Ni-22Cr-18Fe-9Mo 合金のクリープ曲線の変化を、試験温度、応力、材料の熱処理条件を変えて調べ、クリープ曲線全体を表現するクリープ構成式の適用性を考慮して、クリープ曲線形状の変化を検討するとともに θ 投影法の適用性を検討した結果、以下のことことが明らかとなった。

- (1) この合金の 800°Cにおけるクリープ曲線は、固溶化熱処理材、熱時効材とも、初期にわずかに 1 次クリープが認められる場合もあるが、加速クリープ域がそのほとんどを占める 3 次クリープ主体のクリープ曲線である。
- (2) 固溶化熱処理材の 1000°Cにおけるクリープ曲線は、初期に、低いクリープ速度の領域を持ち、その後、定常、加速クリープ域のある特異な形状をしている。この初期の低いクリープ速度の領域は、熱時効によって消失し、熱時効材の 1000°Cにおけるクリープ曲線は、1 次、2 次、3 次クリープからなる正常型のクリープ曲線となる。固溶化熱処理材の初期の低いクリープ速度の領域は、炭化物が析出する前に、Mo-C などの雰囲気を転位が引きずることによって生じるものと考えられる。
- (3) 800、1000°Cのクリープ曲線とも、熱時効により、クリープ速度は増加する。この効果は、1000°C低応力側では、小さくなる。熱時効で形成した結晶粒界上の炭化物は、ボイドやクラックの形成、成長を抑え、クリープ破断ひずみを増加させる。
- (4) 正常型のクリープ曲線を示した熱時効材の 1000°Cのクリープ試験結果は、4 つの θ を用いる θ 投影法によってクリープ曲線の近似がなされ、 θ パラメータの応力依存性を簡単な式で表すことができた。
- (5) はっきりした 1 次クリープがみとめられない 3 次クリープ支配のクリープ曲線を示した他の条件のクリープ試験結果に対し、4 つの θ を用いる θ 投影法を適用すると、2 つあるいは 3 つの θ の値が負となり、 θ 投影法をそのまま適用することはできなかった。そのため、2 つの θ を用いた 3 次クリープ項のみの θ 投影法の適用を検討し、その方法により、3 次クリープ支配のクリープ曲線の近似が行えることを示した。
- (6) クリープ曲線形状に応じて、2 つの θ あるいは 4 つの θ を用いて θ 投影法を適用することにより、 θ の応力あるいは温度依存性を数式化し、クリープ破断寿命の予測が行えることを示した。

謝 辞

本研究を実施する上で、ご支援と適切な助言をいただいた東北大学大学院工学研究科・近藤達男教授、日本原子力研究所・材料応用工学研究室、前室長、新藤雅美氏および辻宏和室長に感謝する。また、 θ 投影法の計算を行うため、SG 社製ワークステーションを使用させていただくとともに結果のとりまとめに際して貴重なコメントをいただいた日本原子力研究所・高温材料強度研究室、菊地賢司氏に感謝する。

参考文献

- [1]Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Division 1-Subsection NH , ASME (1995).
- [2]R.W.Evans, J.D.Parker and B.Wilshire:Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Ed. by B.Wilshire and D.R.J.Owen, Pineridge Press, Swansea, (1982) 135.
- [3]R.W.Evans and B.Wilshire: Creep of Metals and Alloys, The Institute of Metals, London, (1985) 197.
- [4]S.G.R.Brown, R.W.Evans and B.Wilshire: Mat. Sci. Eng., **84**(1986)147.
- [5]R.W.Evans and B.Wilshire: Mat. Sci. Technol., **3**(1987) 701.
- [6]S.G.R.Brown, R.W.Evans and B.Wilshire: Mat. Sci. Technol., **3**(1987)23.
- [7]I.Beden, S.G.R.Brown, R.W.Evans and B.Wilshire: Res Mechanica, **22**(1987)45.
- [8]丸山公一、及川洪：日本金属学会誌、**50**(1986) 701
- [9]丸山公一：まりあ、**33**(1994) 601.
- [10]K.Maruyama, C.Tanaka and H.Oikawa: Trans. ASME J. Press. Vess. Technol., **122**(1990) 92.
- [11]K.Maruyama, C.Harada and H.Oikawa: Trans. ISIJ, **26**(1986) 212.
- [12]小林謙一、神林秀樹：日本機械学会論文集 **58-546**, A(1992) 268.
- [13]小林謙一、横堀壽光、菊地賢司：日本機械学会論文集 **63-612**, A(1997-8) 1737.
- [14]M.Prager: ASME-PVP, **288**(1994) 401.
- [15]M.Prager:Strength of Materials, ed. by H.Oikawa et al., Jpn. Inst. Met., Sendai , (1994) 665.
- [16]T.Endo and J. Shi: Strength of Materials, ed. by H.Oikawa et al., Jpn. Inst. Met., Sendai , (1994)571.

- [17]石 建中、載 国政、遠藤孝雄：鉄と鋼、**81** (1995) 839.
- [18]日本原子力研究所：高温工学試験研究の現状, (1996).
- [19]Japan Atomic Energy Research Institute : Present Status of HTGR Research & Development, (1996).
- [20]American Society for Testing Materials (ASTM) B435 (1987).
- [21]M.Shindo and T.Kondo: Proc. Conf. on Gas-cooled Reactors Today, Bristol/UK, British Nuclear Energy Society, **2** (1982) 179.
- [22]Y.Kurata, Y.Ogawa, T.Suzuki, M.Shindo, H.Nakajima and T.Kondo : J. Nucl. Sci. Technol.,**32** (1995) 1108.
- [23]小川 豊、倉田有司、門馬義雄、芳須 弘、鈴木富男、近藤達男：鉄と鋼、**83**(1997) 329.
- [24] H.Kirchhoefer, F.Schubert and H.Nickel : Nucl. Technol., **66**(1985) 139.
- [25] O.D.Sherby and P.M.Burke: Prog. Mat. Sci., **13**(1967) 325.
- [26] W.R.Cannon and O.D.Sherby: Met. Trans., **1** (1970) 1030.
- [27] K.Schneider and W. Hartnagel: Nucl. Technol., **66**(1985) 289.
- [28]芳須 弘、門馬義雄、馬場栄次、倉田有司、中島 甫、鈴木富 男：日本原子力研究所研究報告、JAERI-M 93-231,(1993).
- [29]R.Klueh: Mat. Sci. Eng., **35**(1978) 239.
- [30]R.Klueh: Metall. Trans.A, **9A**(1978) 1591.

Table 1 Chemical composition of the tested alloy. (mass %)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	W	Fe	Ni	B	Al	Ti
0.08	0.89	0.31	<0.005	0.002	21.56	0.06	9.06	0.48	18.31	Rem.	<0.001	0.02	<0.01

Rem.; Remainder

Table 2 Creep test results of solution treated Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

Test piece No.	Temp. (°C)	Stress (MPa)	Time to rupture (ks)	Rupture strain	Reduction of area	Steady- state creep rate (/s)
XRR29	800	68.6	2592.72	0.527	0.417	4.73E-08
XRR26	800	80.4	1061.5	0.527	0.507	1.61E-07
XRR23	800	95	594.72	0.557	0.41	1.72E-07
XRR25	800	95	528.8	0.727	0.602	3.22E-07
XRR20	800	107.9	303.84	0.803	0.652	6.39E-07
XRR27	1000	16	1980.94	0.443	0.276	1.04E-07
XRR15	1000	20.6	937.47	0.513	0.365	2.75E-07
XRR30	1000	23.5	573.08	0.48	0.321	4.05E-07
XRR12	1000	27.5	292.32	0.553	0.411	8.48E-07

Table 3 Creep test results of aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

Test piece No.	Temp. (°C)	Stress (MPa)	Time to rupture (ks)	Rupture strain	Reduction of area	Steady- state creep rate (/s)
XRA13	800	68.6	1925.93	0.742	0.654	1.83E-07
XRA08	800	80.4	924.16	1.04	0.71	3.83E-07
XRA06	800	95	428.04	0.87	0.709	6.90E-07
XRA01	800	107.9	193.82	0.978	0.737	1.45E-06
XRA10	1000	16	2101.64	0.62	0.362	1.22E-07
XRA05	1000	20.6	682.2	0.637	0.47	4.12E-07
XRA12	1000	23.5	350.68	0.55	0.494	8.80E-07
XRA07	1000	27.5	186.41	0.76	0.565	1.87E-06

Table 4 θ values determined for each creep curve of solution treated Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

Test piece No.	Temp. (°C)	Stress (MPa)	θ 1	θ 2 (/s)	θ 3	θ 4 (/s)
XRR29	800	68.6	-0.069872	-6.972E-07	2.4583E-06	3.4523E-06
XRR26	800	80.4	-0.09715	-1.253E-06	0.0013938	4.4209E-06
XRR23	800	95	-0.42918	-4.437E-08	0.01632	5.2911E-06
XRR25	800	95	0.036542	5.8301E-06	0.027512	5.3984E-06
XRR20	800	107.9	-0.68174	-8.709E-07	0.001648	1.7535E-05
XRR27	1000	16	-0.078899	-9.413E-07	-0.026045	9.2745E-07
XRR15	1000	20.6	-0.019382	-2.538E-06	0.089458	1.0794E-06
XRR30	1000	23.5	-0.062615	-2.818E-06	0.017033	2.8726E-06
XRR12	1000	27.5	-0.079273	-8.196E-06	-0.023008	9.9908E-06

Table 5 θ values determined for each creep curve of aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

Test piece No.	Temp. (°C)	stress (MPa)	θ 1	θ 2 (/s)	θ 3	θ 4 (/s)
XRA13	800	68.6	-1.1445	-1.521E-07	0.00021876	3.5941E-06
XRA08	800	80.4	-0.96038	-3.871E-07	0.00061116	6.6453E-06
XRA06	800	95	-0.88928	-7.393E-07	0.0013222	1.2603E-05
XRA01	800	107.9	-0.248	-5.39E-06	0.0000366	0.0000463
XRA10	1000	16	0.40442	3.1304E-07	0.0022549	2.2869E-06
XRA05	1000	20.6	0.3491	1.4524E-06	0.00081757	8.3821E-06
XRA12	1000	23.5	0.31199	3.4138E-06	0.0027957	1.2327E-05
XRA07	1000	27.5	0.29892	0.00000711	0.0077877	0.0000196

Table 6 Coefficients of eq.(7) for θ analysis
of creep cruves at 1000°C of aged
Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

θ_1	a_1	b_1
θ_1	-0.2112569	-0.0118207
θ_2	-8.3481755	0.11912666
θ_3	-3.761144	0.05306082
θ_4	-6.8444314	0.08040456

Table 7 Coefficients of eq.(6) for θ analysis with only θ_3 and θ_4 of
creep cruves of solution treated Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

θ_1	a_1	b_1	c_1	d_1
θ_3	-5.123523	0.00393914	0.03624874	-3.38E-05
θ_4	-6.0996411	-0.0012182	-0.2261912	0.0003026

Table 8 Coefficients of eq.(7) for θ analysis
with only θ_3 and θ_4 of creep cruves at
800°C of aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

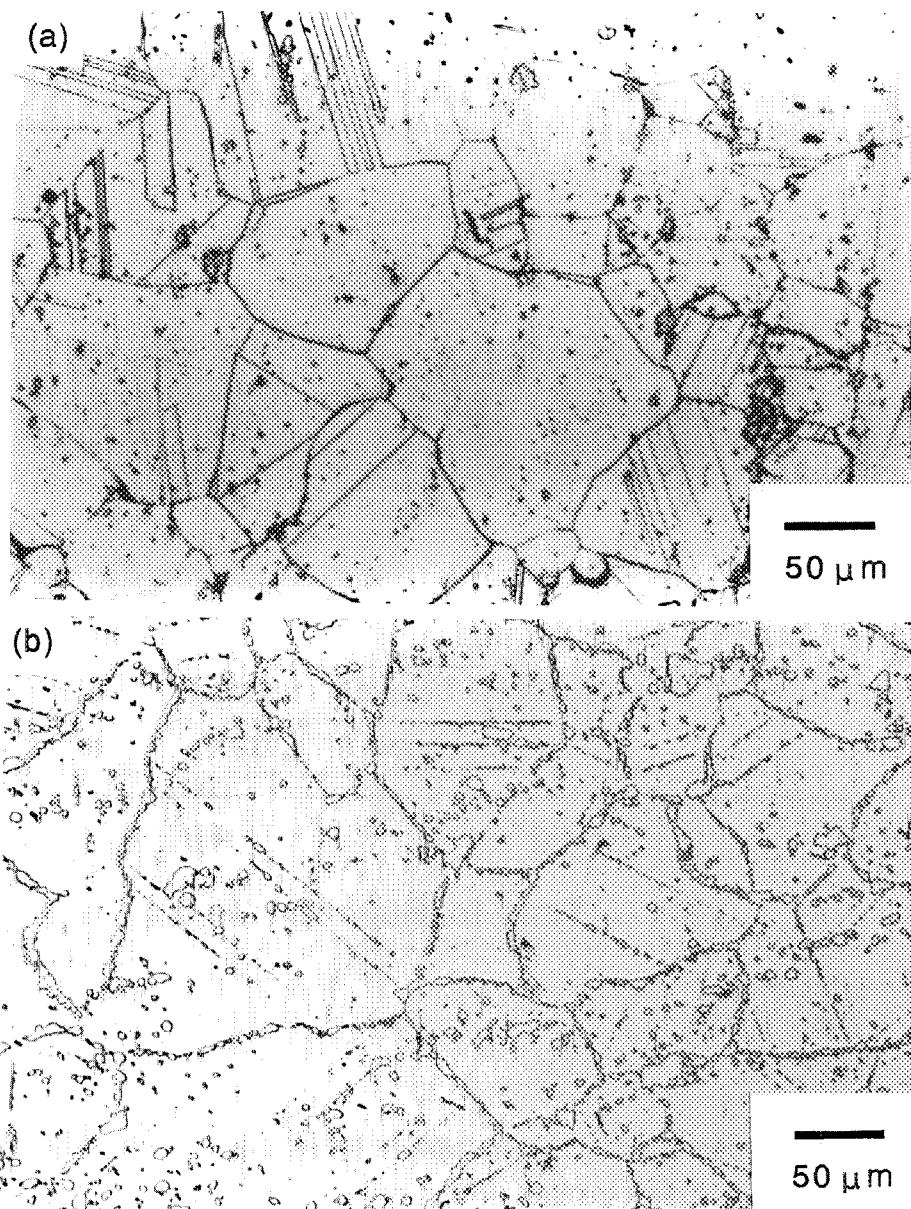
θ_1	a_1	b_1
θ_3	-0.539127	-0.0023147
θ_4	-8.1482321	0.02788456

Table 9 Coefficients of eq.(8) for creep rupture strain of solution treated Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

	a_r	b_r	c_r	d_r
ε_r	-1.2368607	0.00155243	0.00167399	6.622E-06

Table 10 Coefficients of eq.(8) for creep rupture strain of aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy

	a_r	b_r	c_r	d_r
ε_r	1.10569374	-0.0006661	-0.0178959	2.7125E-05



**Fig.1 Optical micrographs of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy;
(a) Solution treated and (b) Aged at 1000°C for 1000h.**

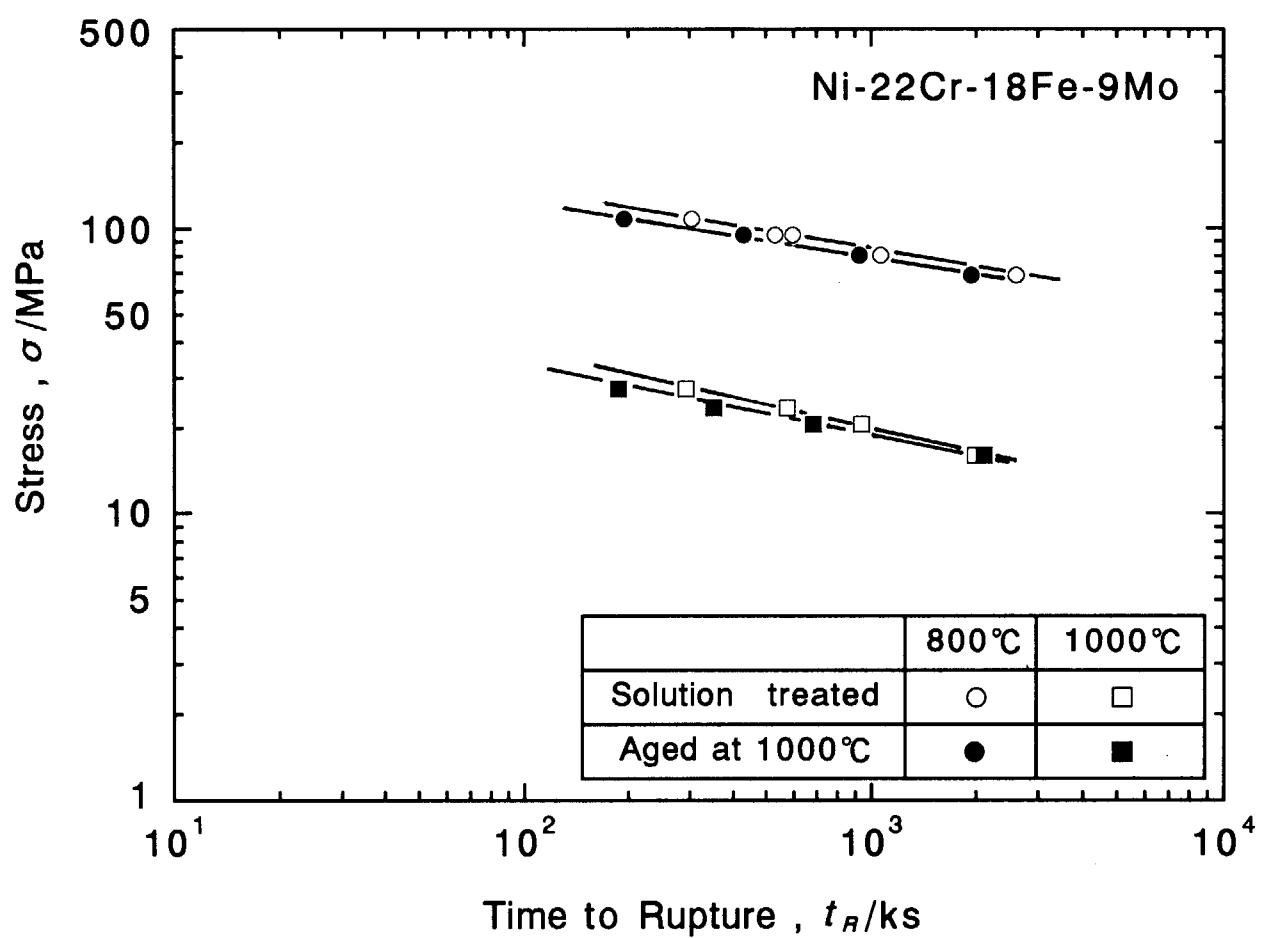


Fig.2 Stress versus time to rupture for Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy
in solution treated and in aged conditions.

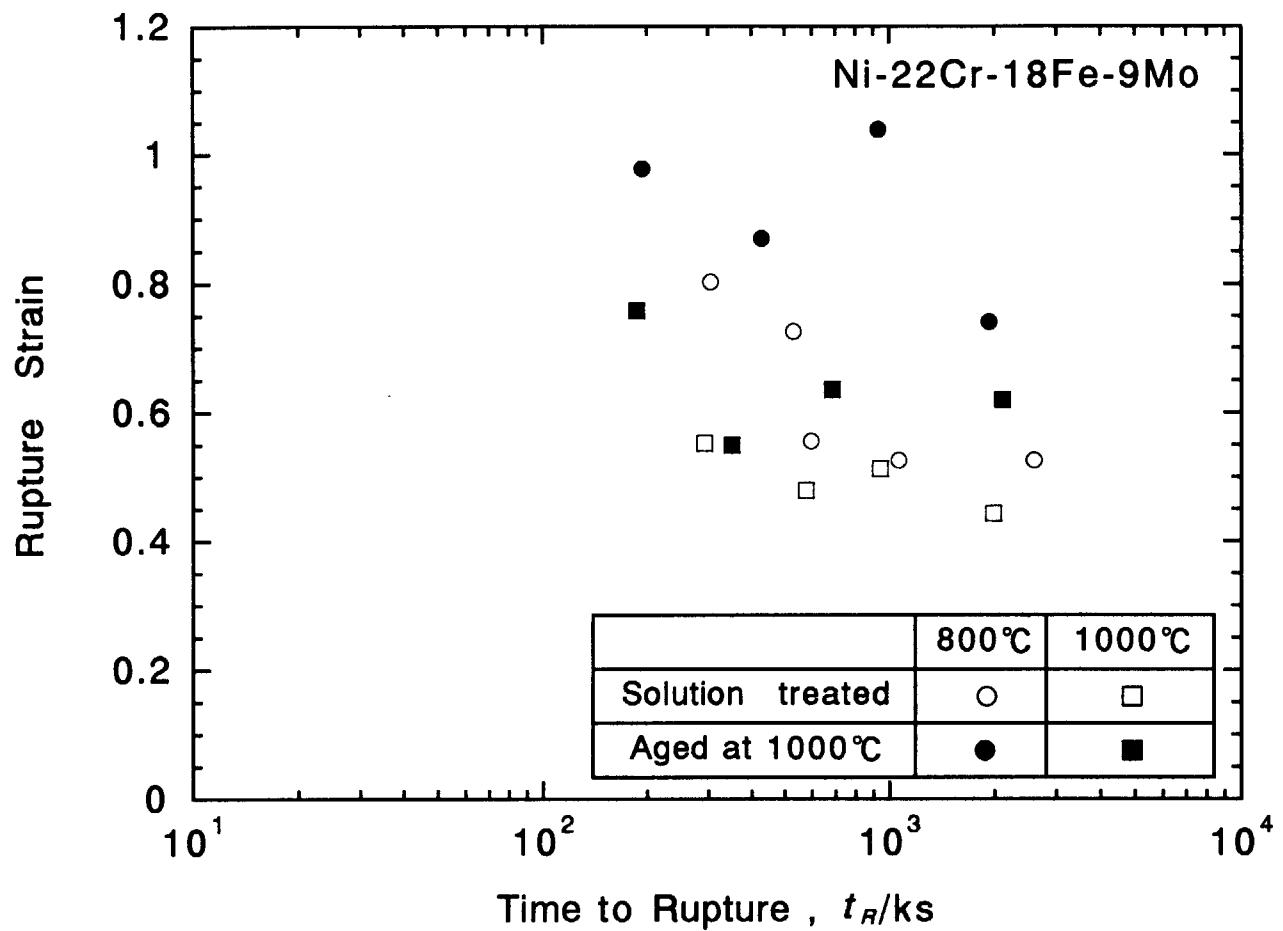


Fig.3 Rupture strain versus time to rupture for Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy in solution treated and in aged conditions.

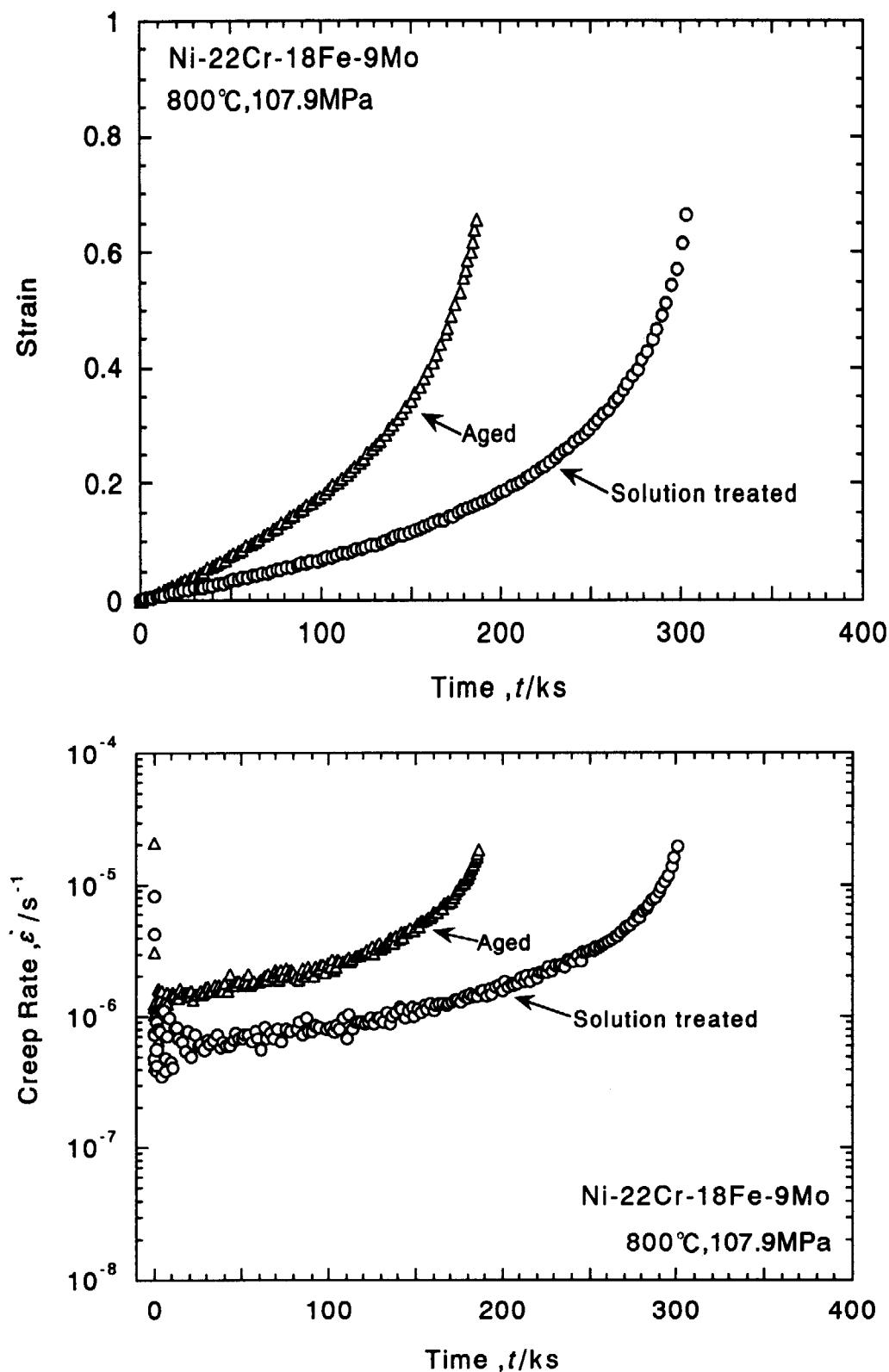


Fig.4 Effect of ageing on creep curve of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy at 800°C under 107.9MPa.

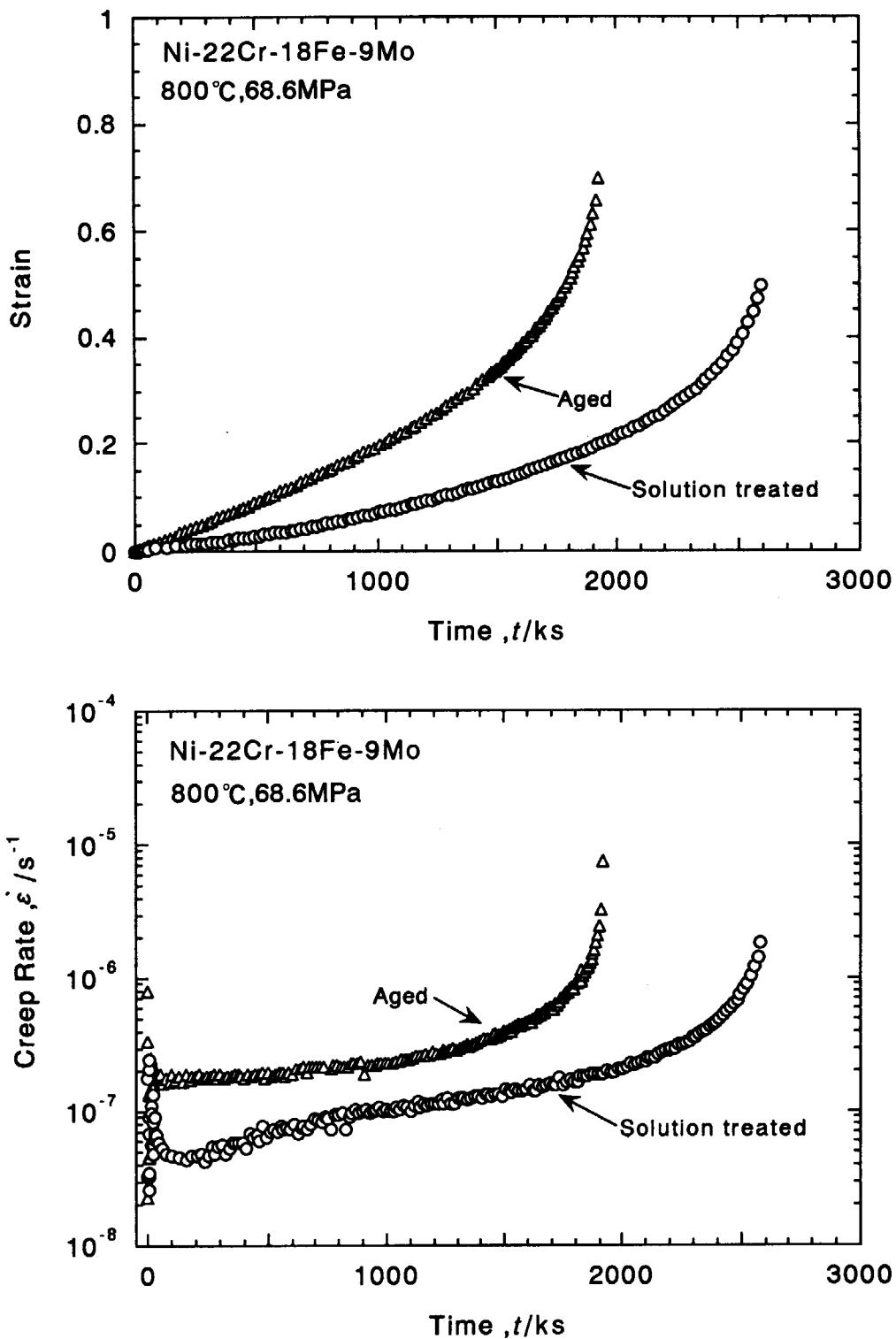


Fig.5 Effect of ageing on creep curve of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy at 800°C under 68.6MPa.

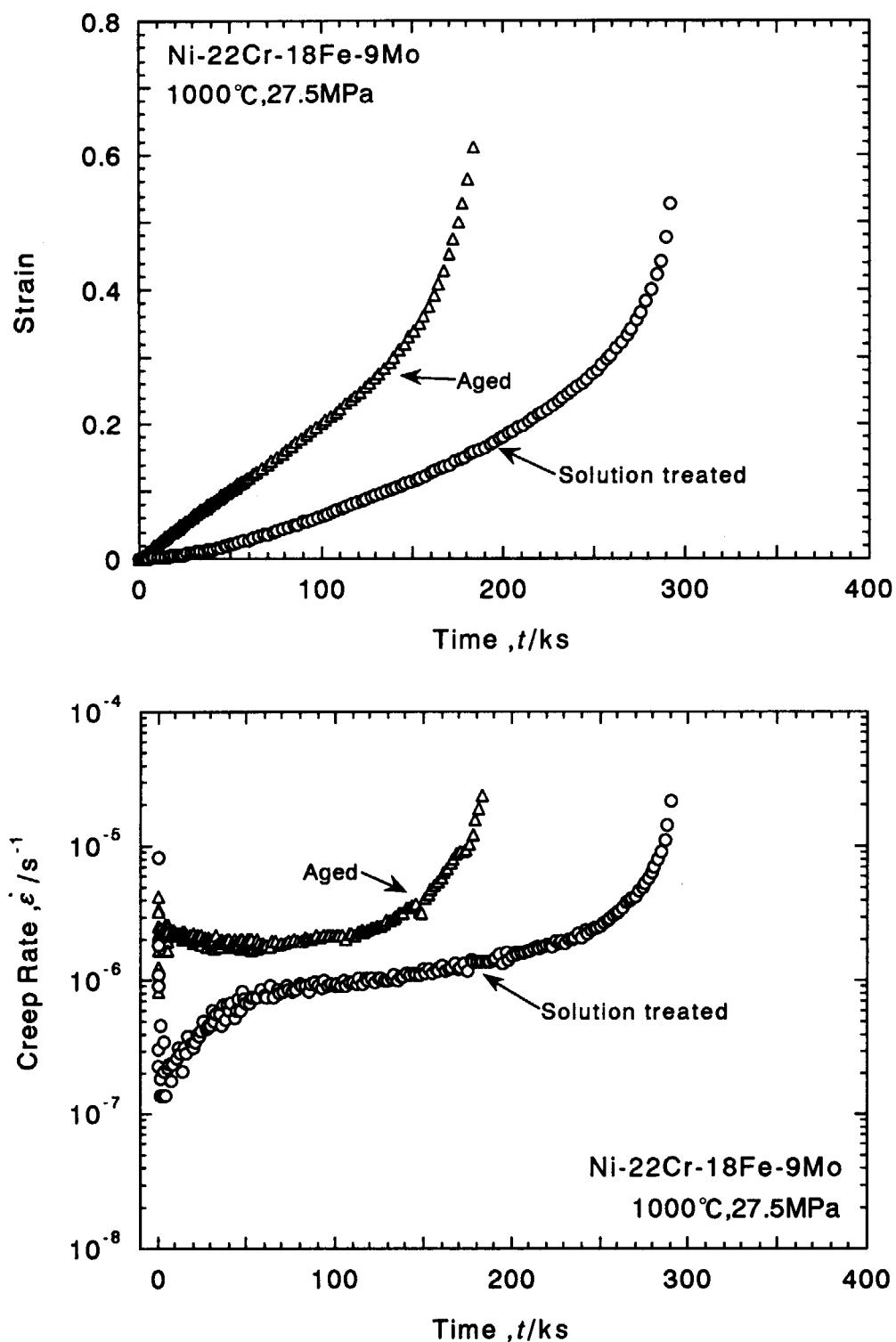


Fig.6 Effect of ageing on creep curve of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy at 1000°C under 27.5 MPa.

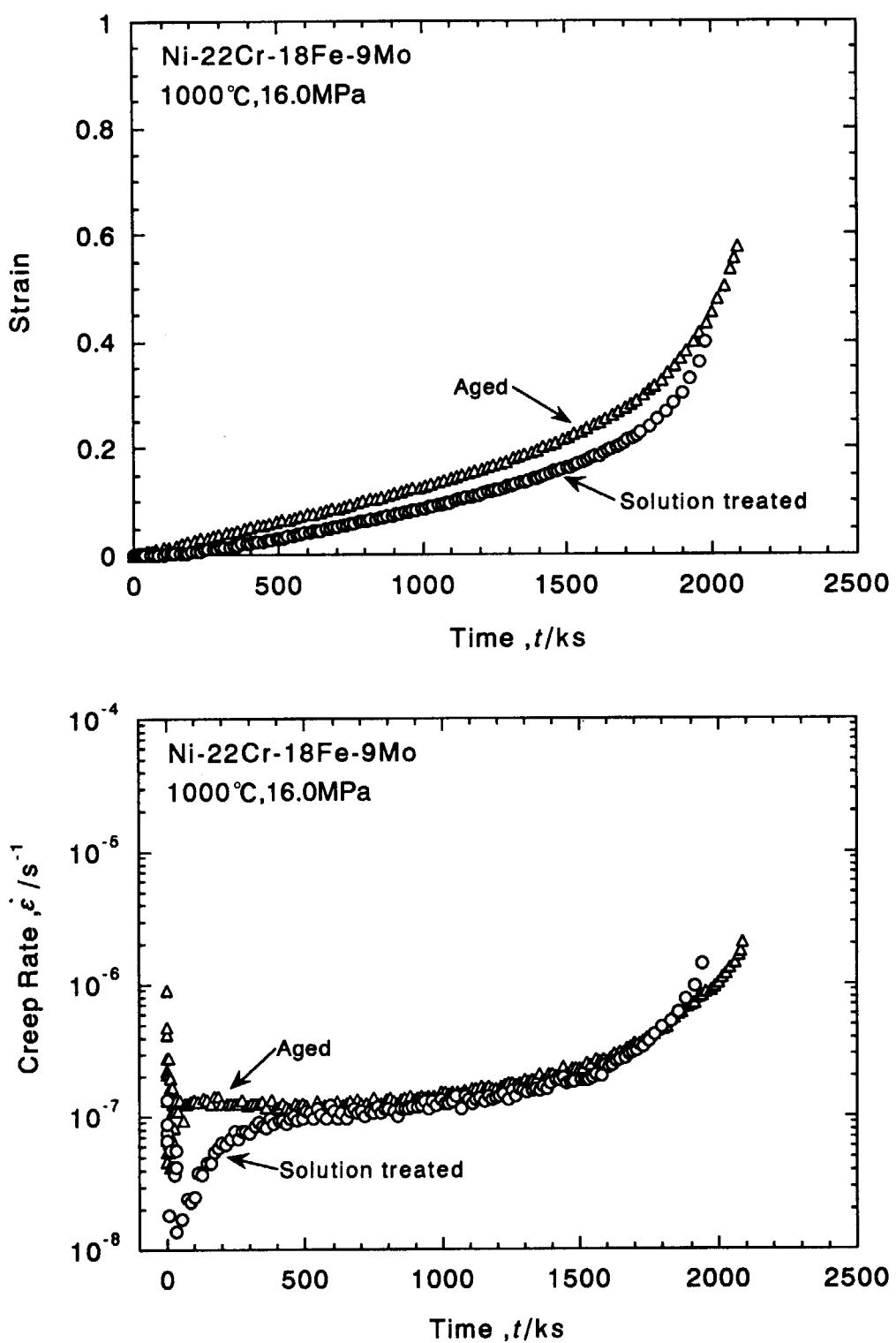


Fig.7 Effect of ageing on creep curve of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy at 1000°C under 16.0MPa .

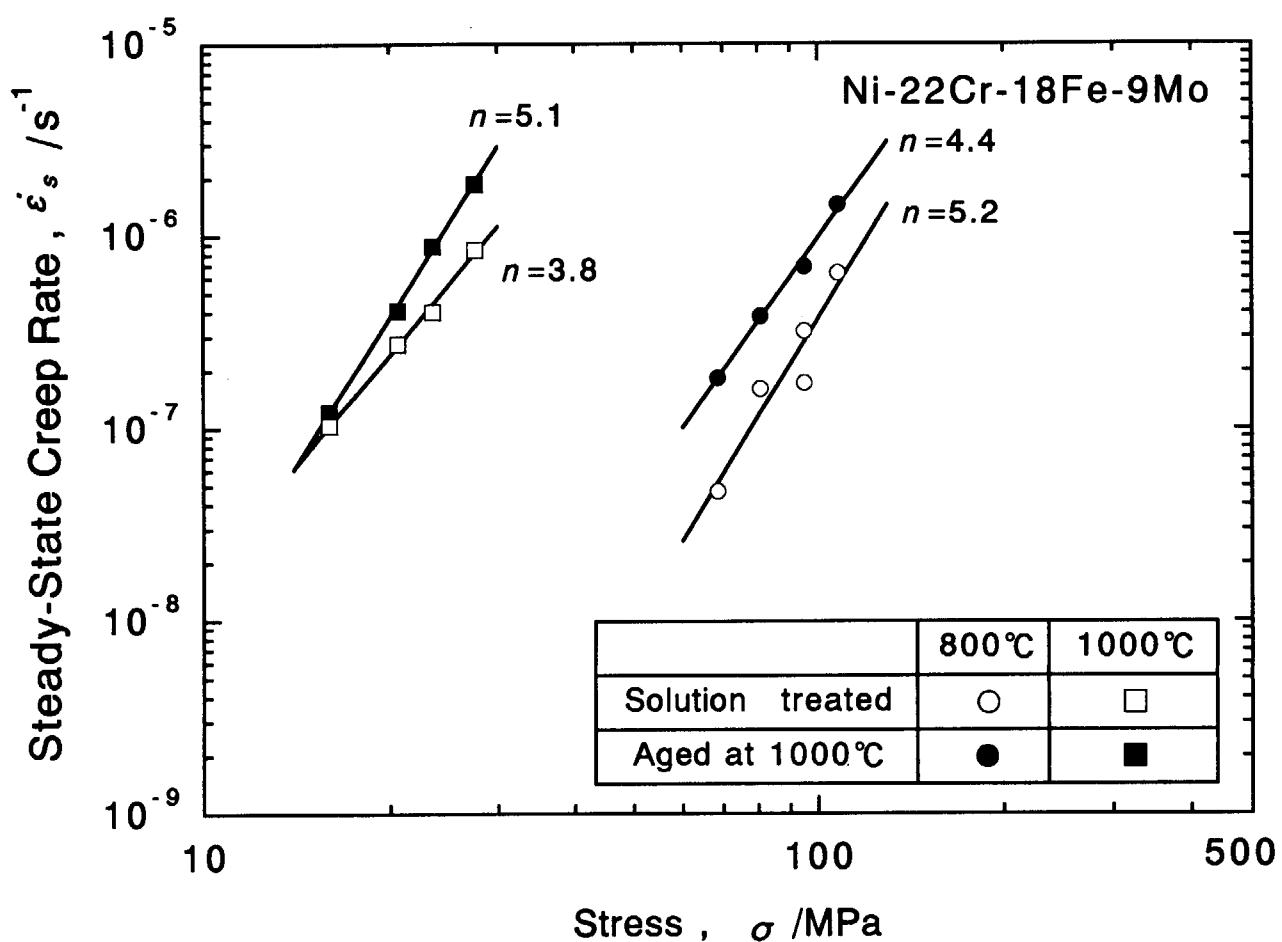


Fig.8 Steady-state creep rate versus stress for Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy in solution treated and in aged conditions.

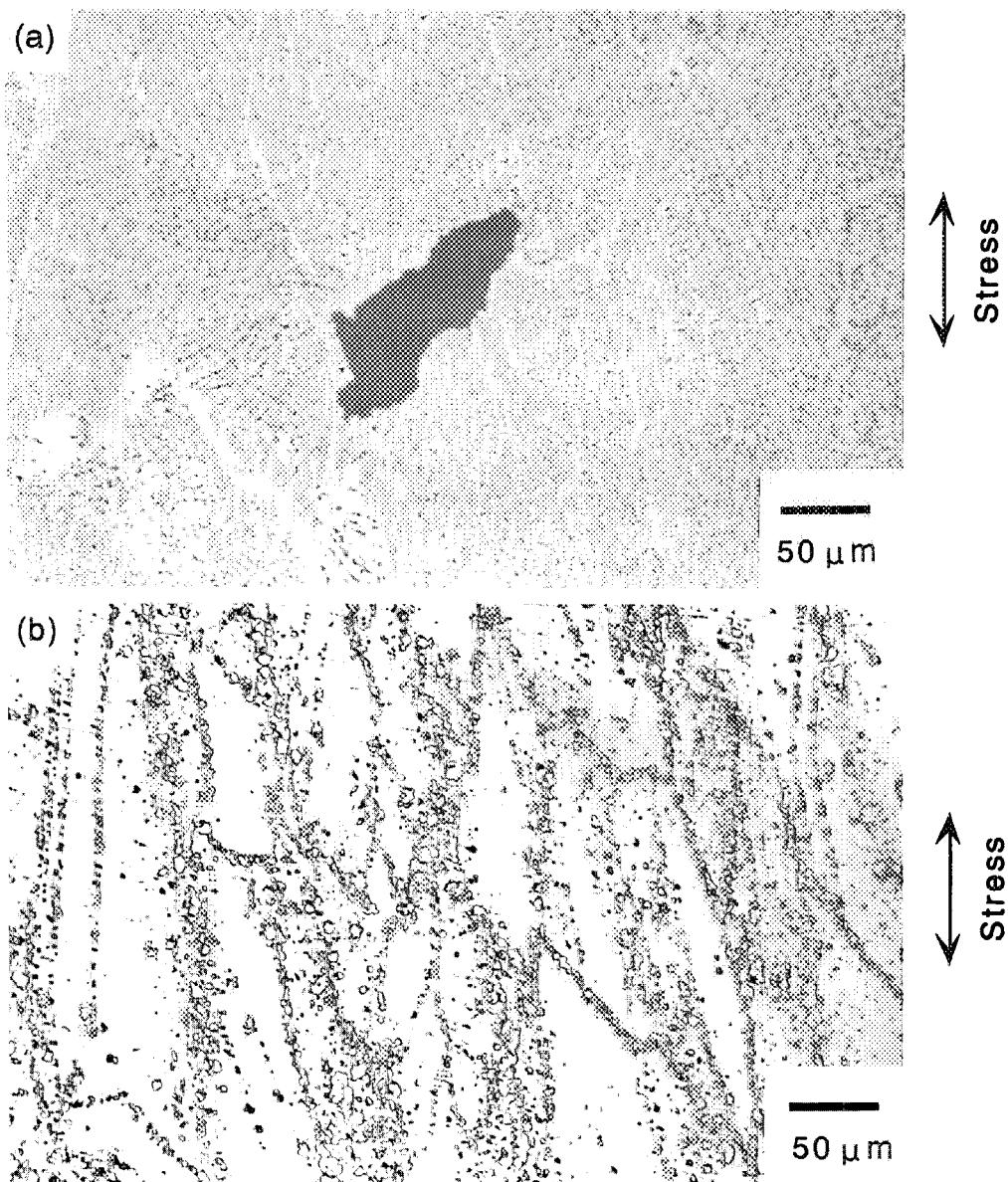


Fig.9 Optical micrographs of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy ruptured at 800°C under 80.4 MPa; (a) Solution treated and (b) Aged at 1000°C for 1000h.

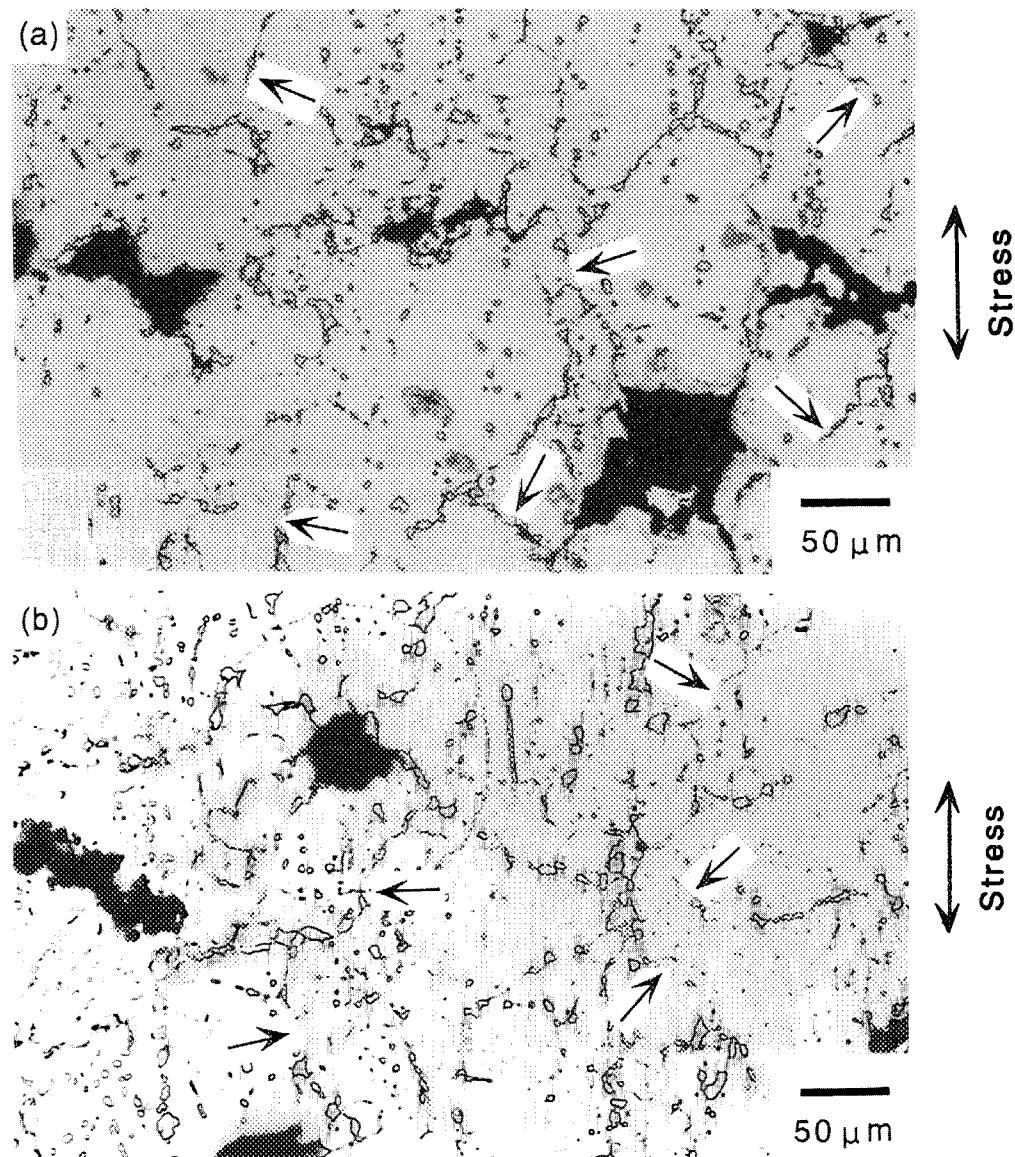


Fig.10 Optical micrographs of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy ruptured at 1000°C under 16.0 MPa; (a) Solution treated and (b) Aged at 1000°C for 1000h. Arrows in photographs indicate grain boundary migration.

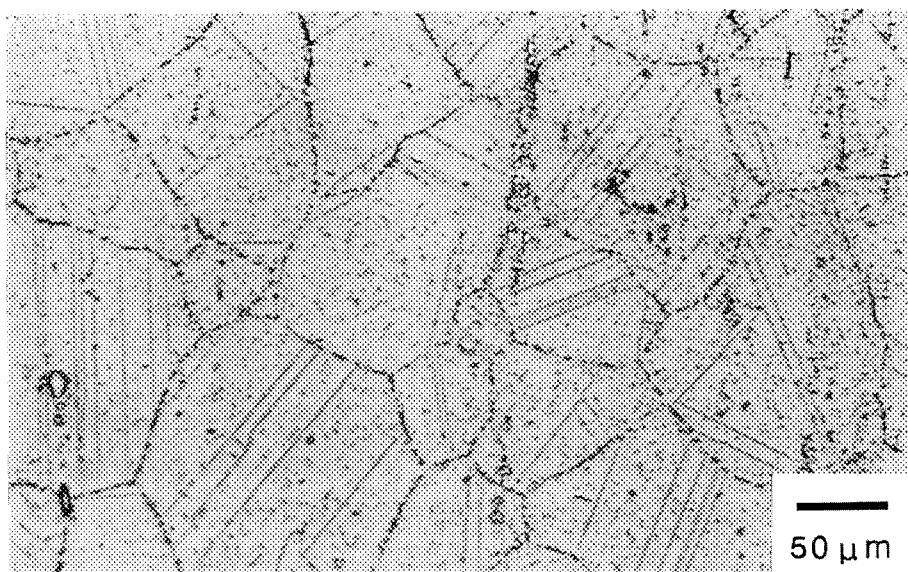


Fig.11 Optical micrograph of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy aged at 800°C for 1000h.

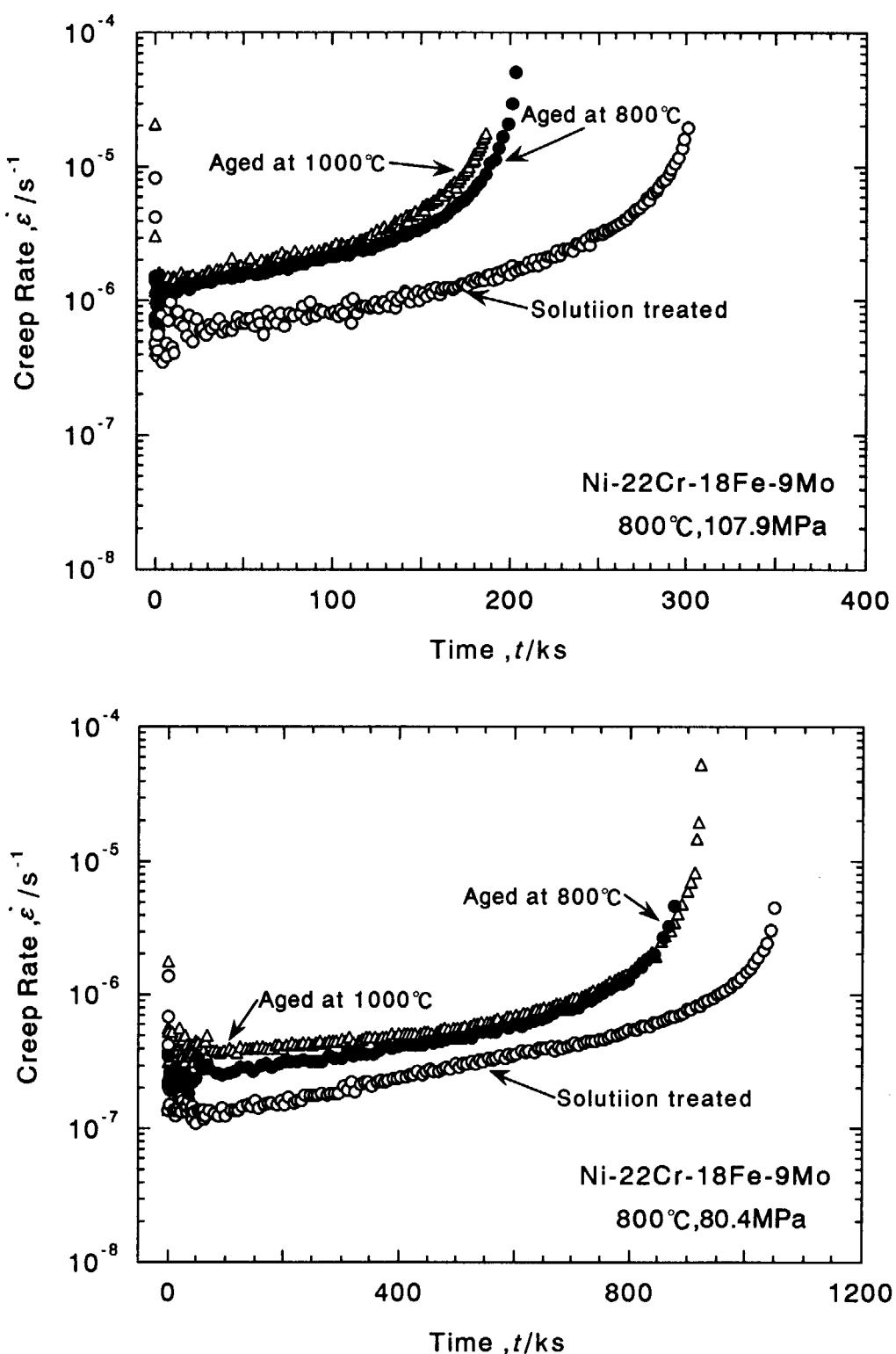
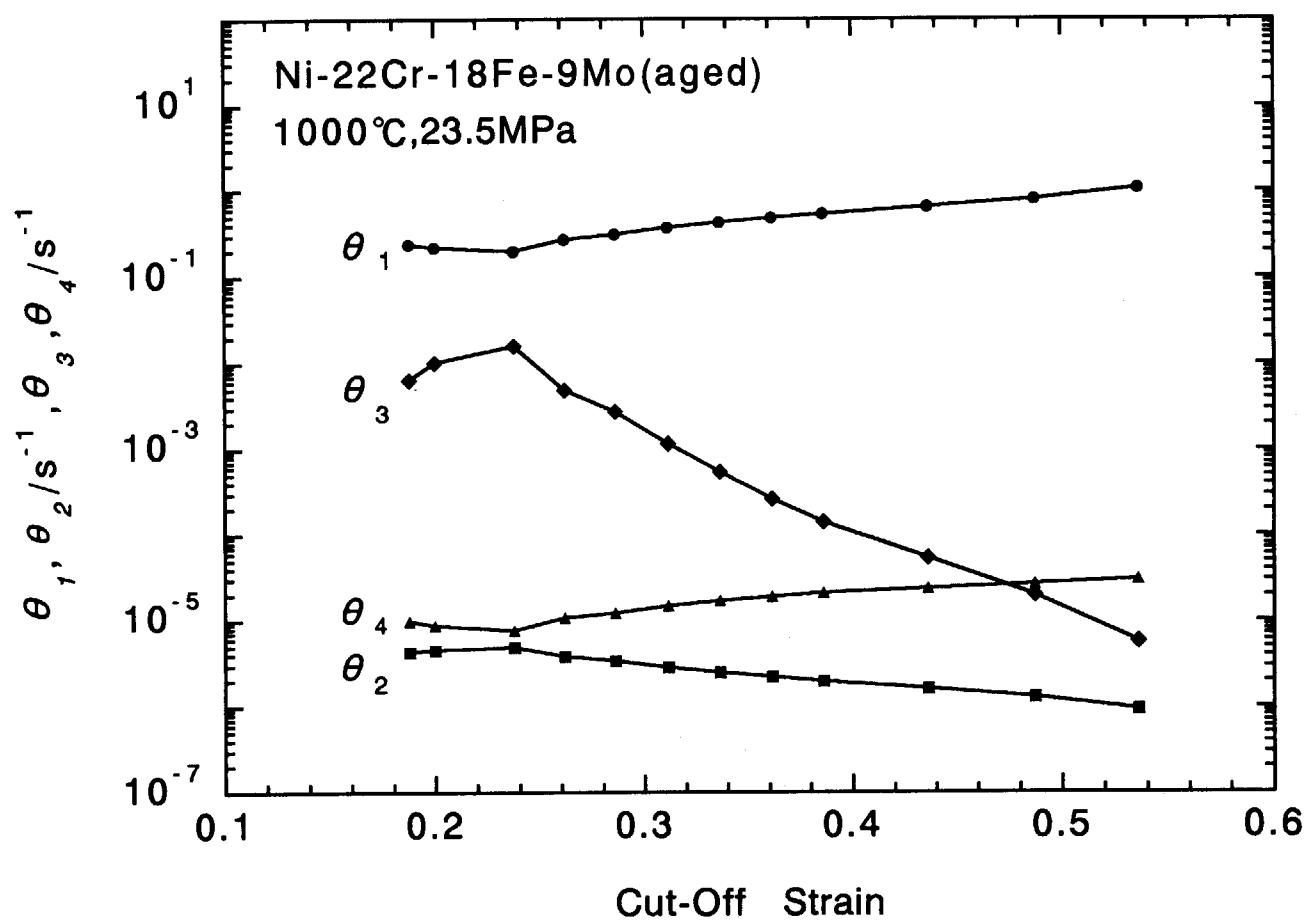


Fig.12 Effect of ageing at 800°C on creep curves at 800°C of Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy.

Fig.13 Relationship between parameter θ_1 and cut-off strain.

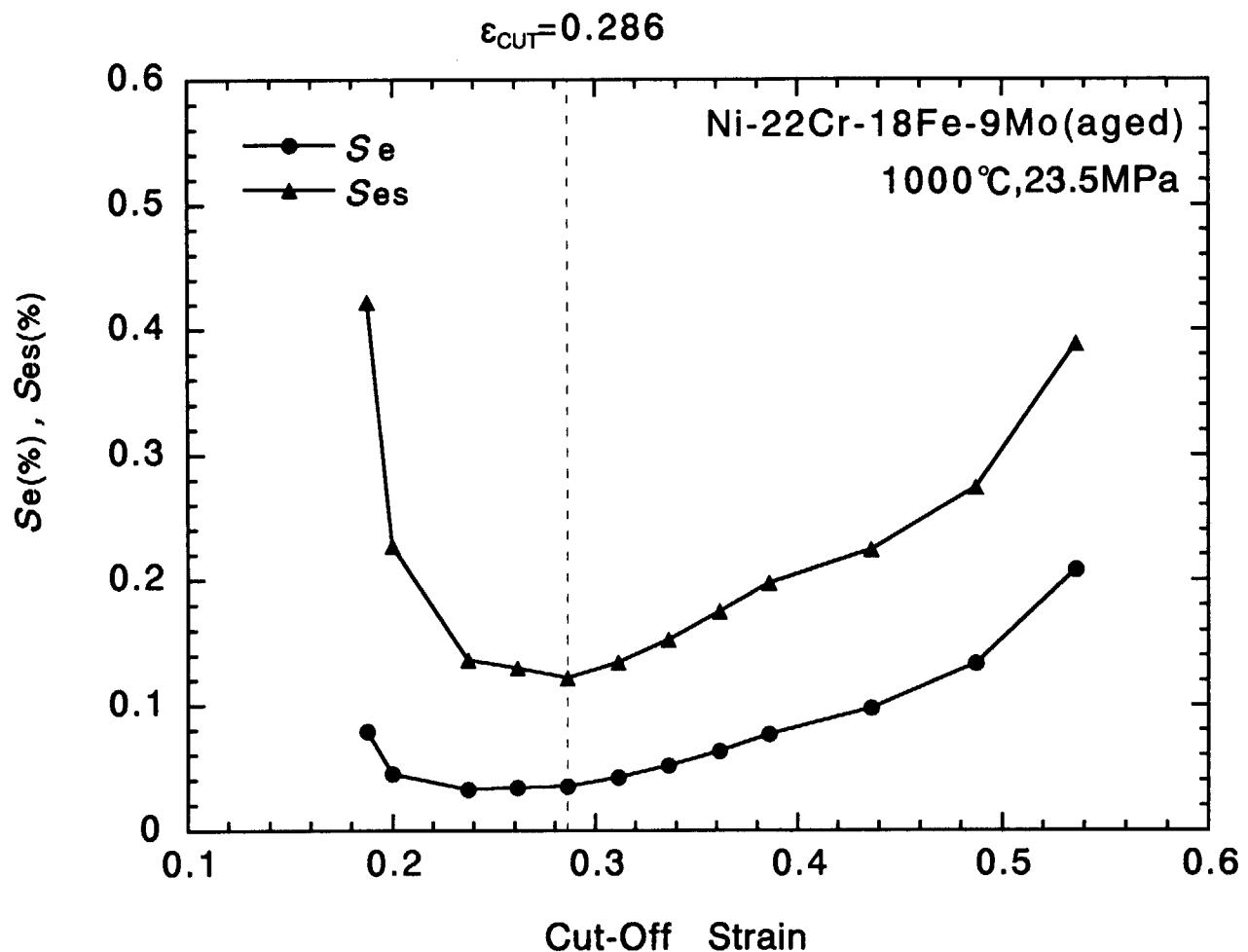


Fig.14 Relationship between standard error of estimate(Se) or scaled standard error of estimate (Ses) and cut-off strain.

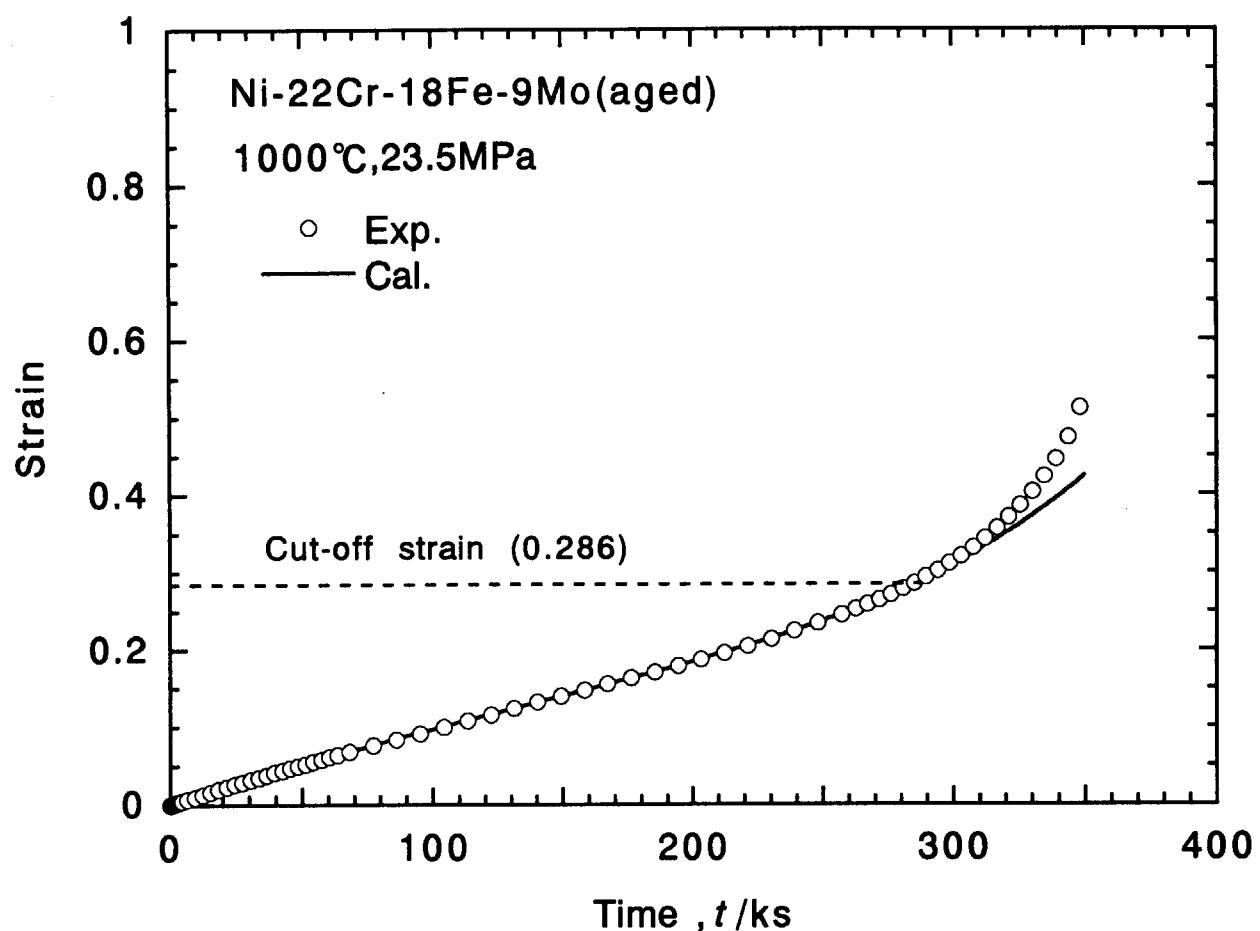


Fig.15 Fitted and experimental creep curves for aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy. Solid line indicates a creep curve fitted using eq. (2).

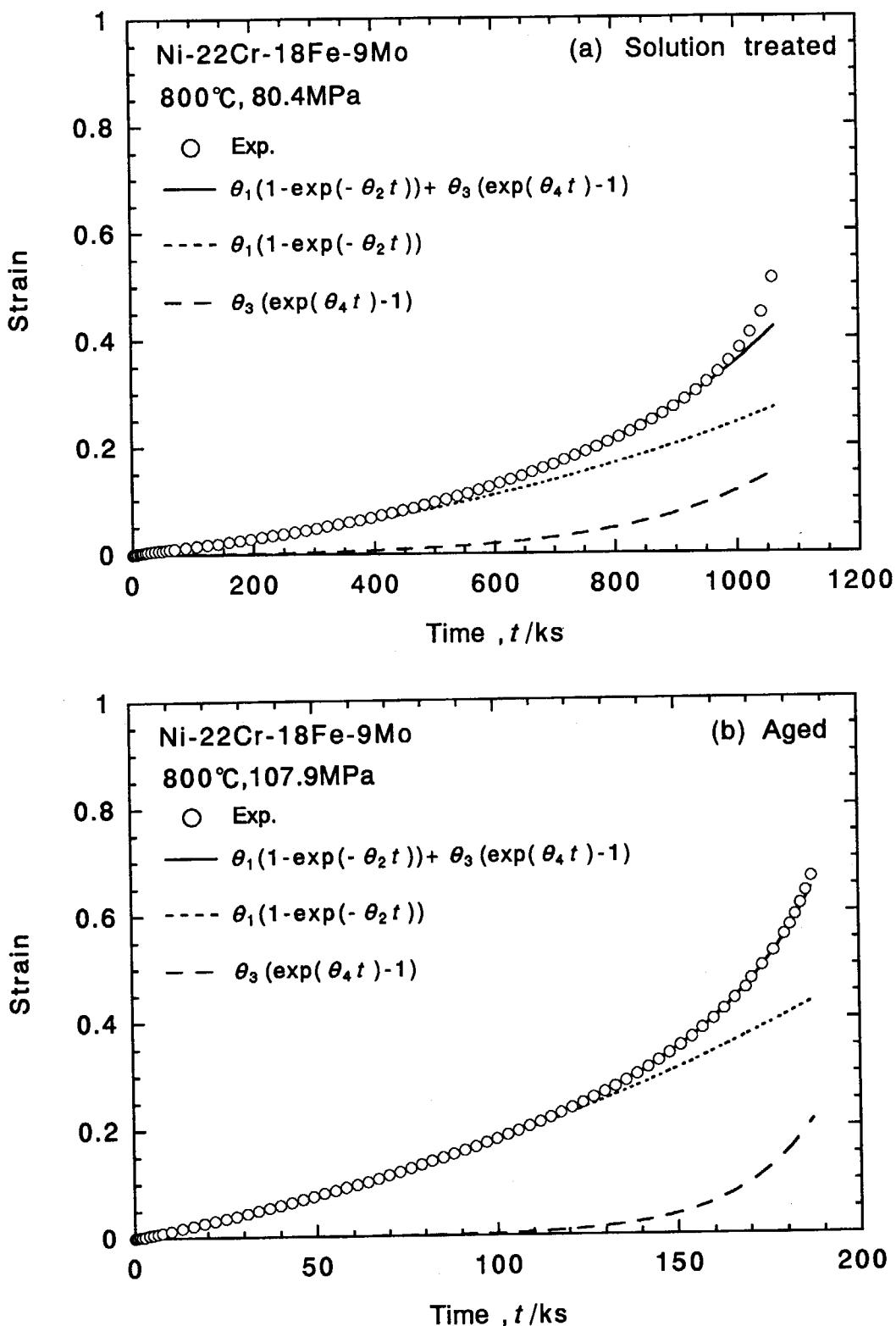


Fig.16 Fitted and experimental creep curves for Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy tested at 800°C. (a) : Solution treated, (b) : Aged at 1000°C for 1000h. In these examples, θ_1 and θ_2 values are negative.

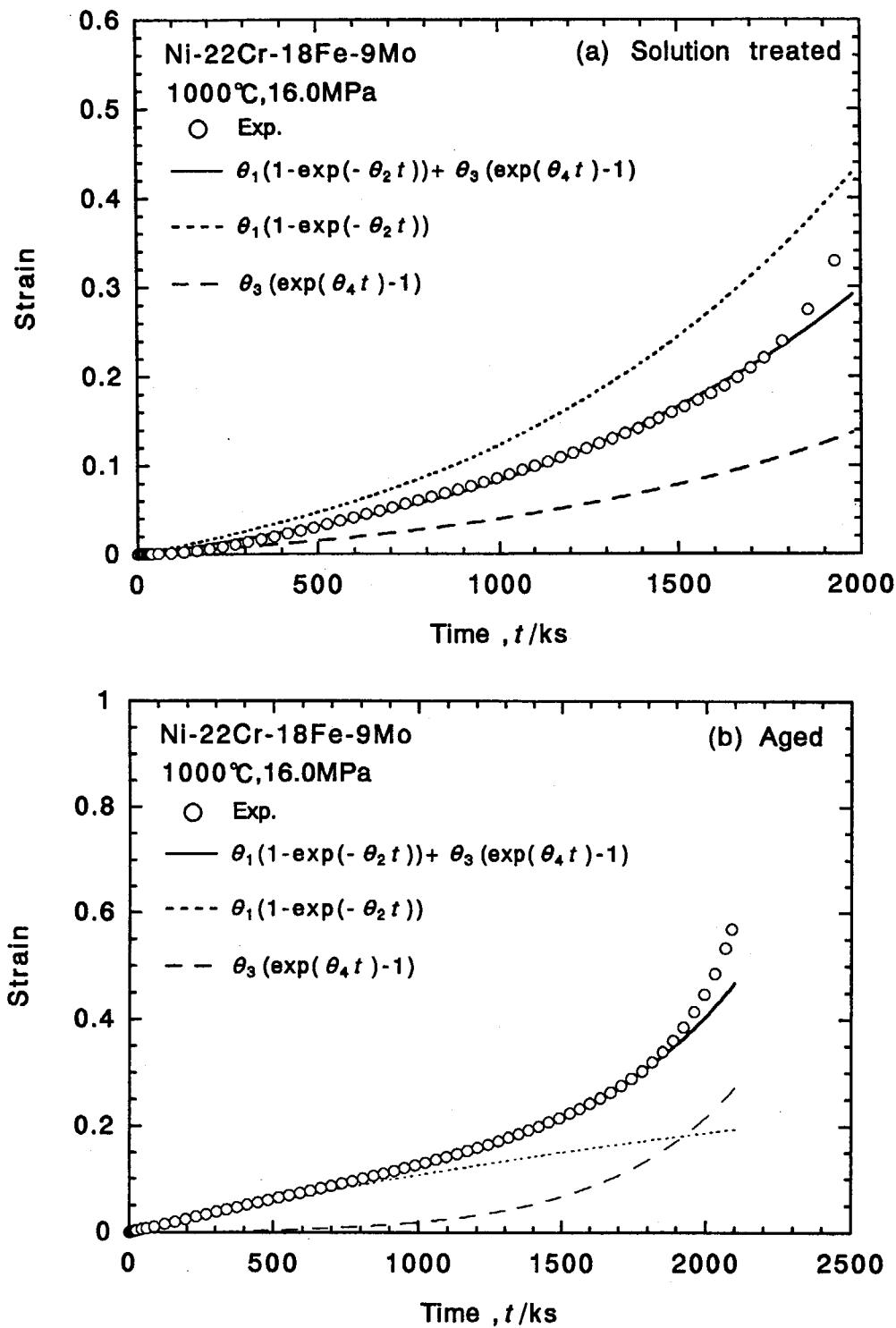


Fig.17 Fitted and experimental creep curves for Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy tested at 1000°C. (a) : Solution treated, (b) : Aged at 1000°C for 1000h. In (a), θ_1 , θ_2 and θ_3 values are negative. In (b), the creep curve is expressed by the sum of transient and accelerating creep stages because all θ values are positive.

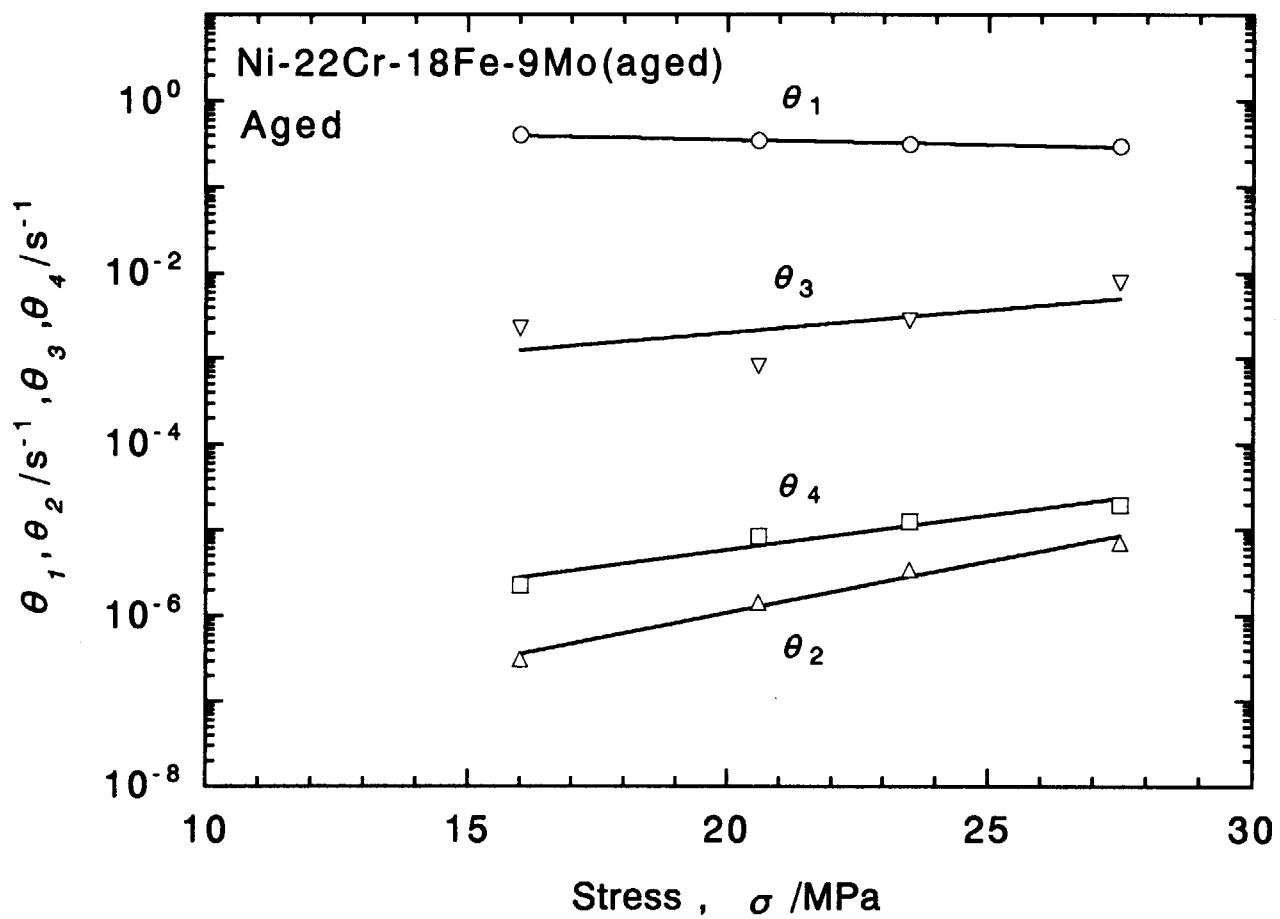


Fig.18 Relationship between θ_1 and stress for aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy tested at 1000°C.

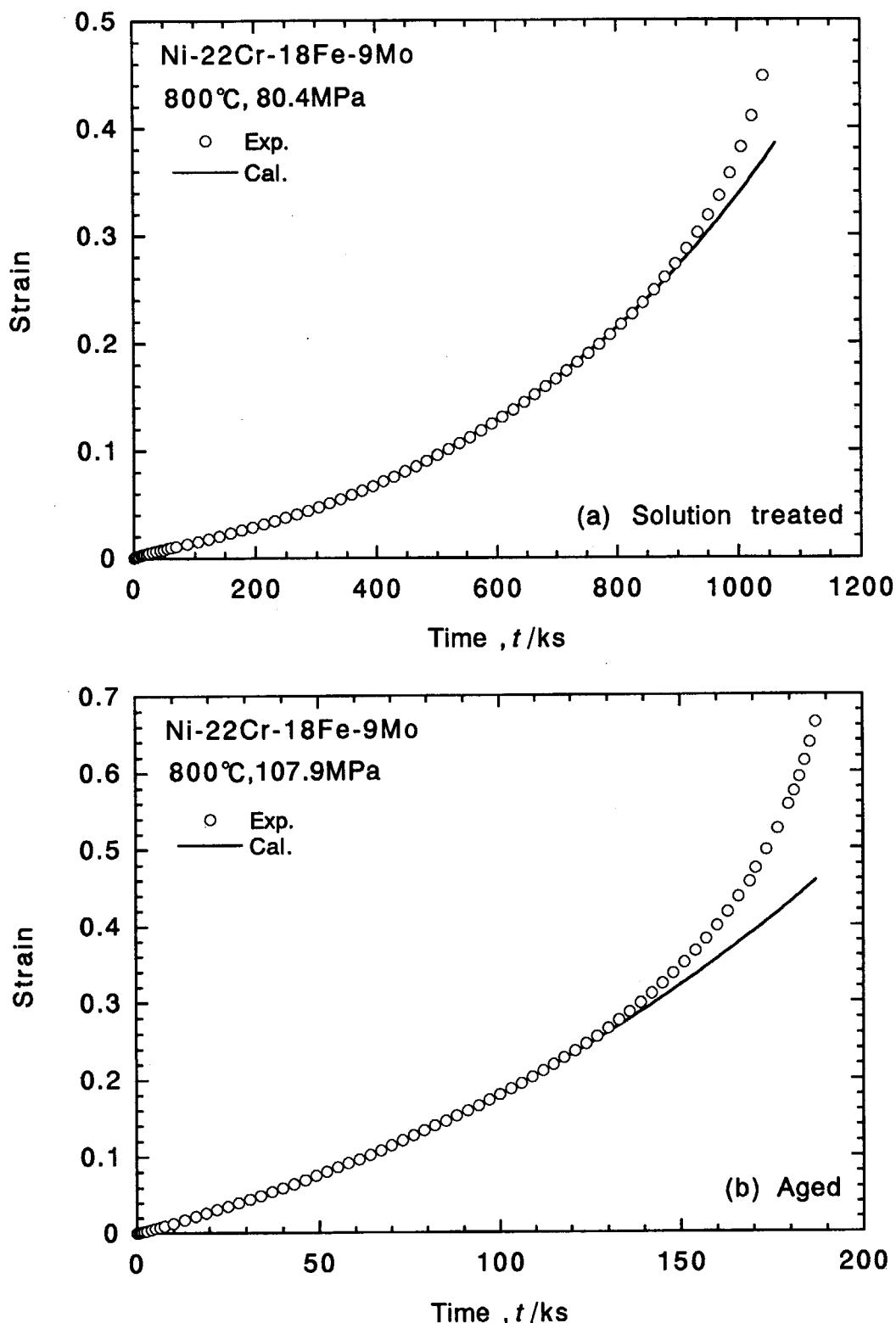


Fig.19 Fitted and experimental creep curves for Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy tested at 800°C. (a) : Solution treated, (b) : Aged at 1000°C for 1000h. In these examples, solid line indicates a creep curve fitted using eq. (3) with only θ_3 and θ_4 .

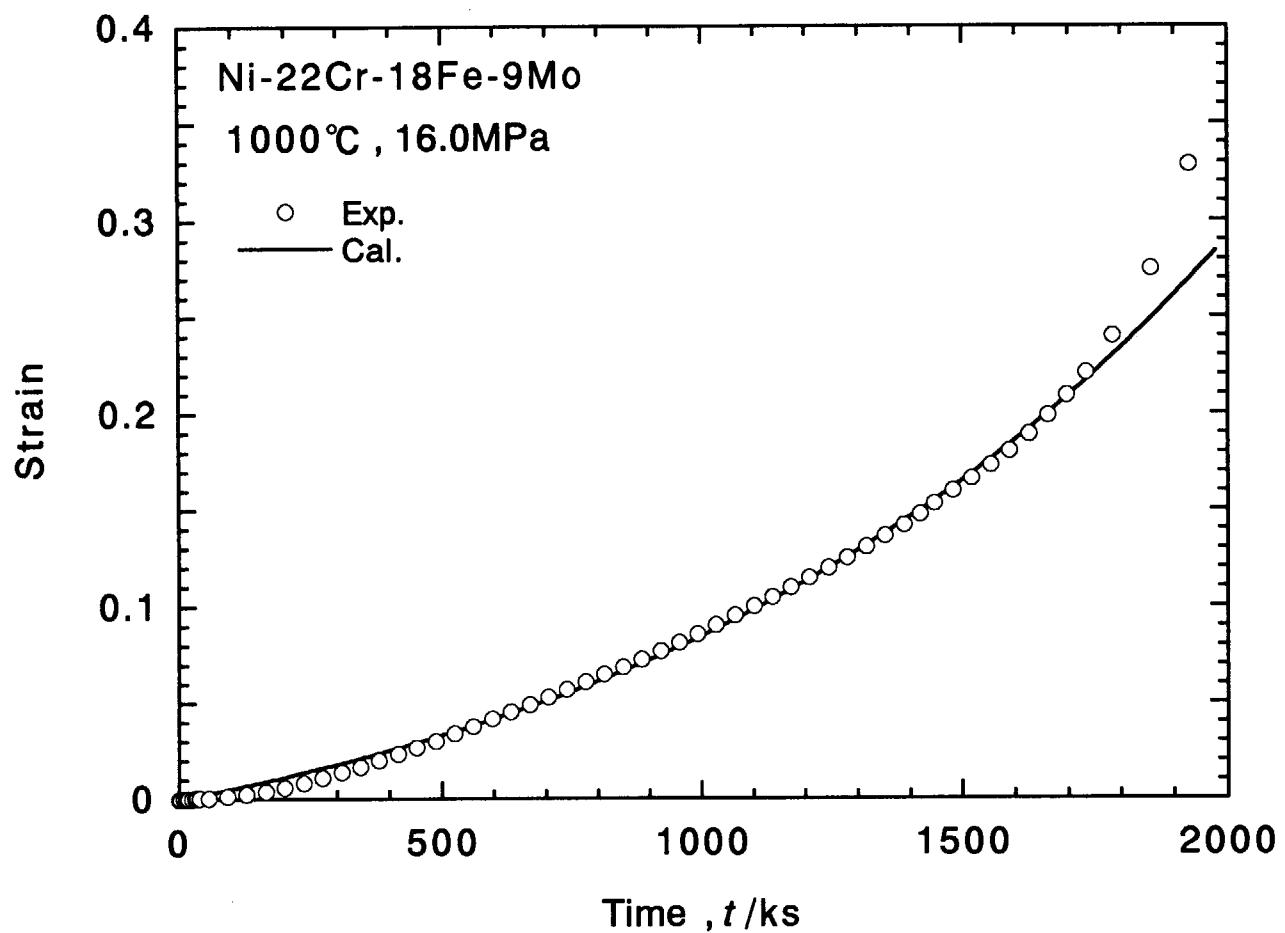


Fig.20 Fitted and experimental creep curves for solution treated Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy. Solid line indicates a creep curve fitted using eq. (3) with only θ_3 and θ_4 .

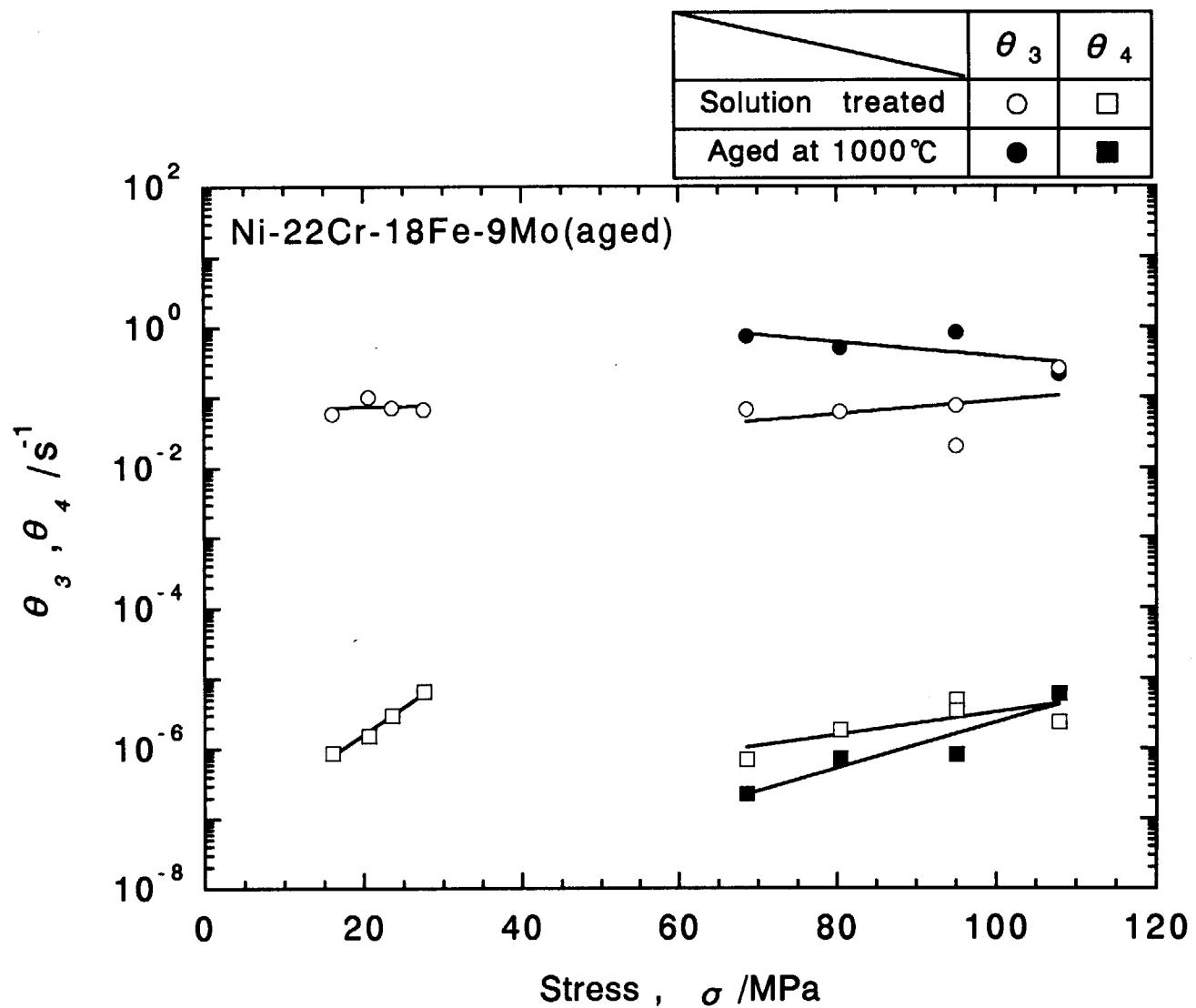


Fig.21 Stress dependence of θ_3 and θ_4 obtained by application of eq. (3).

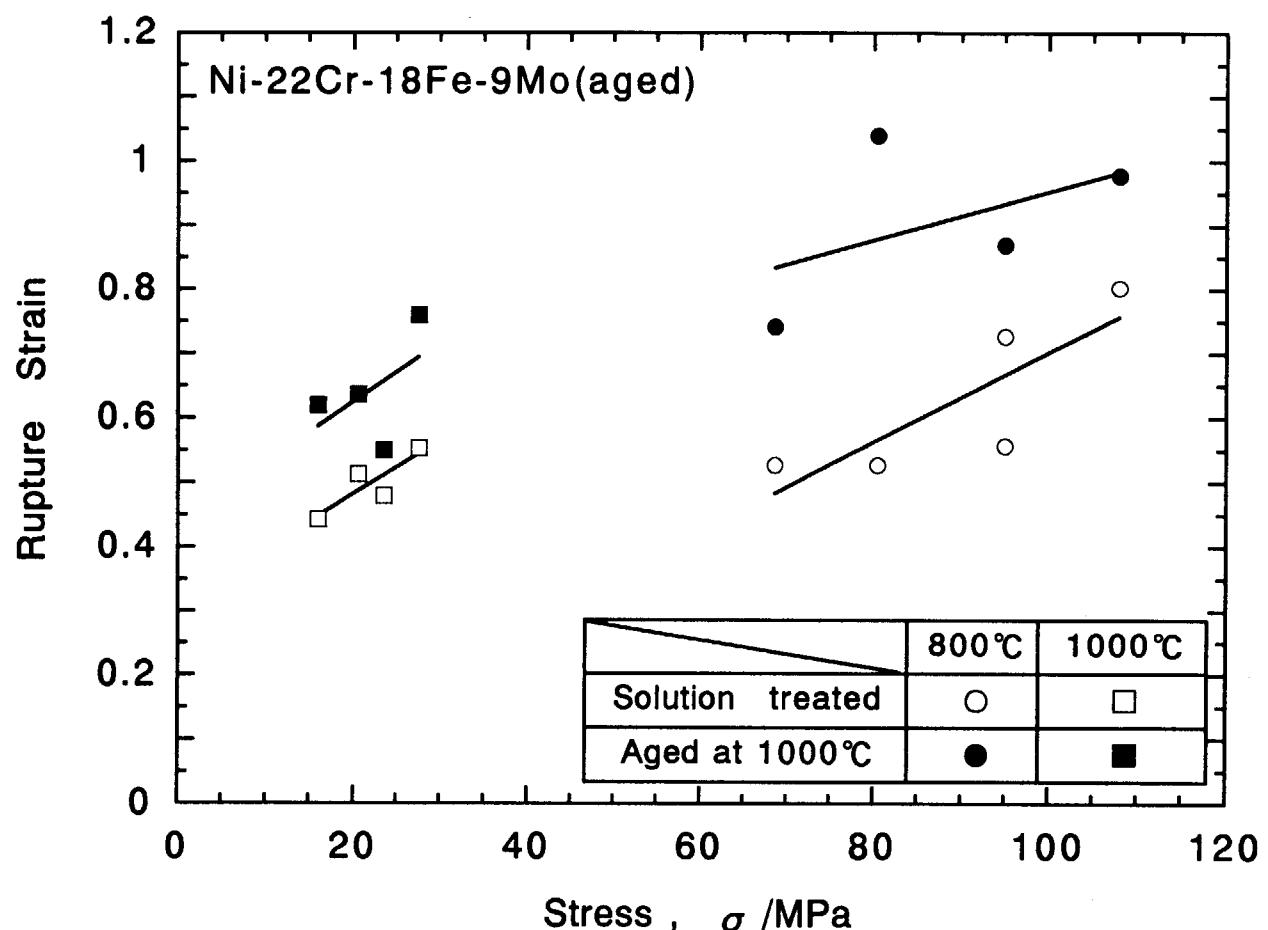


Fig.22 Relationship between rupture strain and stress for Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy.

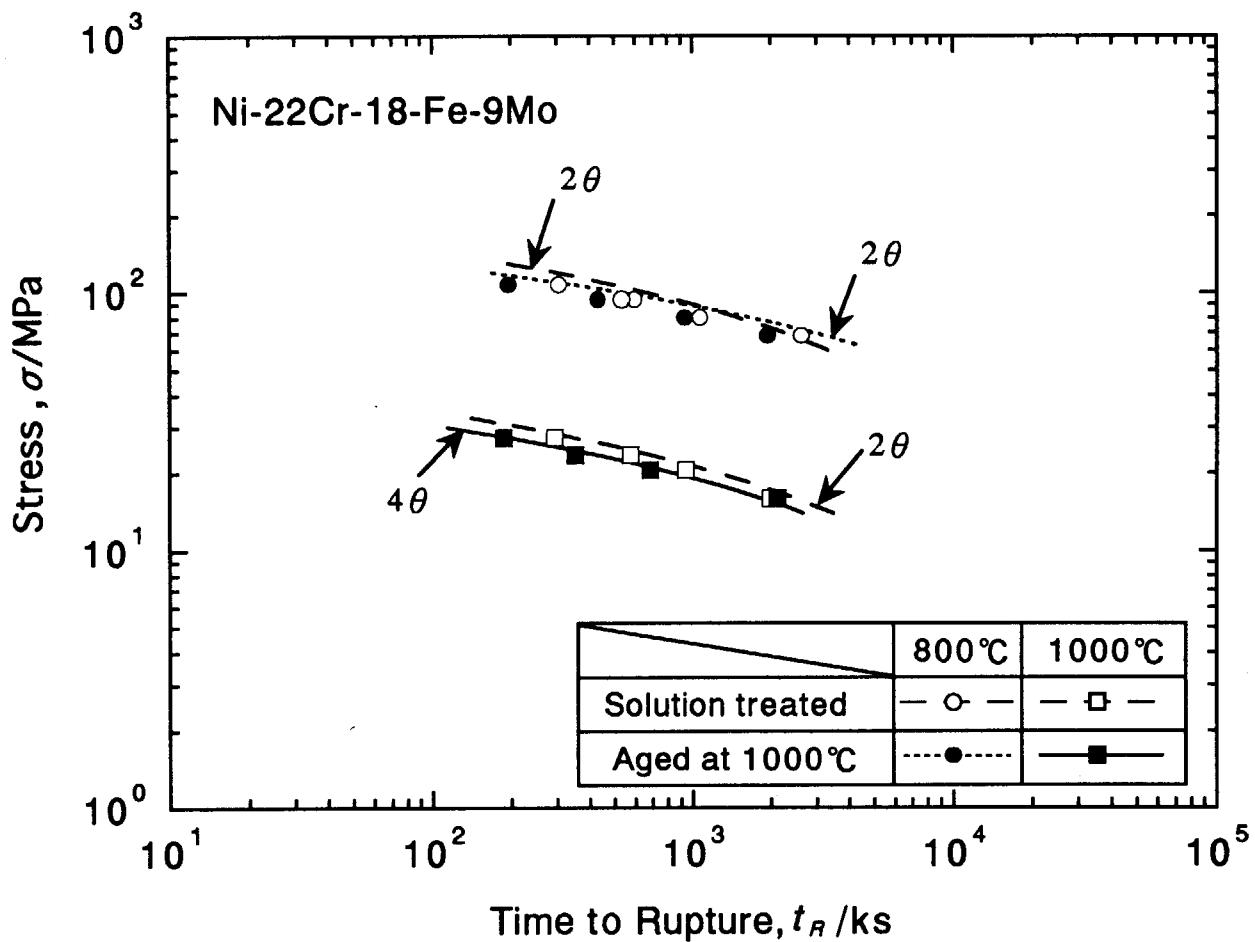


Fig.23 Prediction of rupture time using the θ projection method.

The rupture time for aged Ni-22Cr-18Fe-9Mo alloy tested at 1000°C was predicted using eq. (2). The rest were predicted using eq. (3) with only θ_3 and θ_4 .

This is a blank page.

国際単位系(SI)と換算表

表1 SI基本単位および補助単位

量	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質量	モル	mol
光强度	カンデラ	cd
平面角	ラジアン	rad
立体角	ステラジアン	sr

表3 固有の名称をもつSI組立単位

量	名称	記号	他のSI単位による表現
周波数	ヘルツ	Hz	s ⁻¹
力	ニュートン	N	m·kg/s ²
圧力、応力	パスカル	Pa	N/m ²
エネルギー、仕事、熱量	ジュール	J	N·m
功率、放射束	ワット	W	J/s
電気量、電荷	クーロン	C	A·s
電位、電圧、起電力	ボルト	V	W/A
静電容量	ファラード	F	C/V
電気抵抗	オーム	Ω	V/A
コンダクタンス	ジーメンス	S	A/V
磁束密度	ウェーバ	Wb	V·s
磁束密度	テスラ	T	Wb/m ²
インダクタンス	ヘンリー	H	Wb/A
セルシウス温度	セルシウス度	°C	
光束度	ルーメン	lm	cd·sr
照度	ルクス	lx	lm/m ²
放射能	ベクレル	Bq	s ⁻¹
吸収線量	グレイ	Gy	J/kg
線量等量	シーベルト	Sv	J/kg

表2 SIと併用される単位

名 称	記 号
分、時、日	min, h, d
度、分、秒	°, ', "
リットル	l, L
ト	t
電子ボルト	eV
原子質量単位	u

$$1 \text{ eV} = 1.60218 \times 10^{-19} \text{ J}$$

$$1 \text{ u} = 1.66054 \times 10^{-27} \text{ kg}$$

表4 SIと共に暫定的に維持される単位

名 称	記 号
オングストローム	Å
バーアン	b
バール	bar
ガル	Gal
キュリ	Ci
レントゲン	R
ラド	rad
レム	rem

$$1 \text{ Å} = 0.1 \text{ nm} = 10^{-10} \text{ m}$$

$$1 \text{ b} = 100 \text{ fm}^2 = 10^{-28} \text{ m}^2$$

$$1 \text{ bar} = 0.1 \text{ MPa} = 10^5 \text{ Pa}$$

$$1 \text{ Gal} = 1 \text{ cm/s}^2 = 10^{-2} \text{ m/s}^2$$

$$1 \text{ Ci} = 3.7 \times 10^{10} \text{ Bq}$$

$$1 \text{ R} = 2.58 \times 10^{-4} \text{ C/kg}$$

$$1 \text{ rad} = 1 \text{ eGy} = 10^{-2} \text{ Gy}$$

$$1 \text{ rem} = 1 \text{ cSv} = 10^{-2} \text{ Sv}$$

表5 SI接頭語

倍数	接頭語	記号
10^{18}	エクサ	E
10^{15}	ペタ	P
10^{12}	テラ	T
10^9	ギガ	G
10^6	メガ	M
10^3	キロ	k
10^2	ヘクト	h
10^1	デカ	da
10^{-1}	デシ	d
10^{-2}	センチ	c
10^{-3}	ミリ	m
10^{-6}	マイクロ	μ
10^{-9}	ナノ	n
10^{-12}	ピコ	p
10^{-15}	フェムト	f
10^{-18}	アト	a

(注)

- 表1～5は「国際単位系」第5版、国際度量衡局1985年刊行による。ただし、1eVおよび1uの値はCODATAの1986年推奨値によった。
- 表4には海里、ノット、アール、ヘクタールも含まれているが日常の単位なのでここでは省略した。
- barは、JISでは流体の圧力を表わす場合に限り表2のカテゴリーに分類されている。
- EC関係理事会指令ではbar、barnおよび「血圧の単位」mmHgを表2のカテゴリーに入れている。

換 算 表

力	N(-10^5 dyn)	kgf	lbf
	1	0.101972	0.224809
	9.80665	1	2.20462
	4.44822	0.453592	1

$$\text{粘度 } 1 \text{ Pa}\cdot\text{s}(\text{N}\cdot\text{s}/\text{m}^2) = 10 \text{ P(ポアズ)}(\text{g}/(\text{cm}\cdot\text{s}))$$

$$\text{動粘度 } 1 \text{ m}^2/\text{s} = 10^4 \text{ St(ストークス)(cm}^2/\text{s)}$$

圧	MPa($=10$ bar)	kgf/cm ²	atm	mmHg(Torr)	lbf/in ² (psi)
	1	10.1972	9.86923	7.50062×10^3	145.038
力	0.0980665	1	0.967841	735.559	14.2233
	0.101325	1.03323	1	760	14.6959
	1.33322×10^{-4}	1.35951×10^{-3}	1.31579×10^{-3}	1	1.93368×10^{-2}
	6.89476×10^{-3}	7.03070×10^{-2}	6.80460×10^{-2}	51.7149	1

エネルギー・仕事・熱量	J($=10^7$ erg)	kgf·m	kW·h	cal(計量法)	Btu	ft·lbf	eV	1 cal = 4.18605J (計量法)	
	1	0.101972	2.77778×10^{-7}	0.238889	9.47813×10^{-4}	0.737562	6.24150×10^{-8}	= 4.184J (熱化学)	
	9.80665	1	2.72407×10^{-6}	2.34270	9.29487×10^{-3}	7.23301	6.12082×10^{-9}	= 4.1855J (15°C)	
	3.6×10^6	3.67098×10^5	1	8.59999×10^5	3412.13	2.65522×10^6	2.24694×10^{-25}	= 4.1868J (国際蒸氣表)	
	4.18605	0.426858	1.16279×10^{-6}	1	3.96759×10^{-3}	3.08747	2.61272×10^{-19}	仕事率 1 PS(仮馬力)	
	1055.06	107.586	2.93072×10^{-4}	252.042	1	778.172	6.58515×10^{-21}	- 75 kgf·m/s	
	1.35582	0.138255	3.76616×10^{-7}	0.323890	1.28506×10^{-3}	1	8.46233×10^{-18}	= 735.499W	
	1.60218×10^{-19}	1.63377×10^{-20}	4.45050×10^{-26}	3.82743×10^{-20}	1.51857×10^{-22}	1.18171×10^{-19}	1		

放射能	Bq	Ci	吸収線量	Gy	rad
	1	2.70270×10^{-10}		1	0.01
	3.7×10^{10}	1			

照射線量	C/kg	R
	1	3876
	2.58×10^{-4}	1

線量当量	Sv	rem
	1	100
	0.01	1

(86年12月26日現在)

Ni-22Cr-18Fe-9Moの熱被覆コーティング技術の開発とその応用