Ni 基超合金単結晶の高温強度に及ぼす 塑性異方性の影響

寛 幸 次

東京都立大学大学院工学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 63, No. 3 (1999), pp. 326-332

Influence of Plastic Anisotropy on High Temperature Strength of Single Crystals of a Nickel-Base Superalloy

Koji Kakehi

*Department of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Tokyo Metropolitan University,
Hachioji 192-0397*

The effects of crystallographic orientation on the tensile and creep strength of the notched specimens of single crystals of a nickel-base superalloy have been examined at 900°C. The different plastic anisotropy among four kinds of the notched specimens was interrupted by changing the arrangement of slip systems. The tensile and creep strength of the notched specimens were affected by the crystallographic orientations not only in the tensile direction but also in the thickness direction. At 700°C, assuming that $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ type slip systems were operated in the tensile tests and the $\{111\}\langle112\rangle$ type slip systems in the creep tests, the test results could be explained very well. In this study, at 900°C, the results of the tensile tests and creep tests were discussed on the assumption of that $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ type slip (octahedral slip) systems were in operation. The test results could not be explained just by the operation of the $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ slip system. Therefore, it was assumed that the operation of $\{010\}\langle101\rangle$ type slip (cube slip) systems and diffusion-controlled deformation mechanisms should be taken into account at this temperature.

(Received May 27, 1998; In Final Form September 2, 1998)

Keywords: single crystals, crystallographic orientation, a nickel-base superalloy, plastic anisotropy, tensile strength, creep strength, arrangement of slip systems

I. 緒 言

ガスタービン動翼として、航空機で既に実用化されている Ni 基超合金単結晶を、発電用タービンへ適用することが検討されている。ガスタービンの動、静翼では、起動、停止に伴う温度変動と周囲の拘束により繰り返し熱応力が生じ、これが部材損傷の主要因となっている。単結晶材の場合、損傷はすべり系の活動と密接な関係があることから、単結晶材の寿命は、すべり系の拘束条件の影響を受けることが考えられる。単結晶は本質的に顕著な塑性異方性をもつ材料である。単結晶の塑性異方性は、板状試験片において、応力負荷方向および板厚方向の結晶方位によって定まるすべり系の配置によって決まる。こうしたことから、板状試験片の応力負荷方向および板厚方向の結晶方位の組合せが単結晶材料の切欠き強度に大きな影響を及ぼすと考えられる。したがって、応力負荷方向と板厚方向の結晶方位をどのように選択するかが、単結晶材を有効利用するために実用上重要である⁽¹⁾⁽²⁾。強度のピーク温度以下の引張試験では $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ すべり系⁽³⁾の活

動を、また、クリープ試験では $\{111\}\langle112\rangle$ すべり系⁽⁴⁾の活動を考えることにより、塑性異方性の影響について合理的に説明できた⁽⁵⁾。本研究では、強度のピーク温度を越えた高温域(900°C)において、4種類の方位関係をもつ薄板切欠き試験片を用いて、Ni 基超合金単結晶材の高温引張強度およびクリープ強度に及ぼす塑性異方性の影響について検討した。

II. すべり系の配置と塑性異方性

切欠き材の強度と延性は、応力状態に強く依存し、平面応力状態と平面歪状態とは大幅に異なる。単軸引張を受ける多結晶切欠き材の切欠き先端領域での変形様式を大別すると Fig. 1 に示すように、平面応力状態では面外すべりからなる45°せん断型の変形、平面ひずみ状態では面内すべりからなる Hinge type の変形が起こることが Hahn らにより報告されている⁽⁶⁾。Hahn らの結果は、単に板厚が変化することによる応力状態の変化に起因するものである。一方、単結晶材においては、すべり系の配置を変えることによって塑性異方性が著しく変化するため、上記変形様式の変化が顕著に生

Fig. 1 Schematic drawing of two types of deformation associated with (a) the 45°-shear-type and (b) the hinge-type plastic zone.

じることが考えられる。したがって、単結晶材のように、顕著な塑性異方性をもつ材料では、応力状態のみならず塑性異方性も大きな影響を及ぼし、両者の組合せ方によって切欠き強度と延性が大幅に変化することは容易に予想できる。本章では単結晶材の結晶方位を適宜選ぶことによって4種類の塑性異方性をもつ板材を想定し、それらのもつ塑性異方性について詳細に検討した。

Fig. 2 に、試験片座標系 (X_1, X_2, X_3) とすべり系座標系 (x_1, x_2, x_3) を示す。

σ_{22} に加えて、 σ_{11} と σ_{33} が同時に作用する多軸応力状態にあって、各すべり系に作用する分解せん断応力、およびひずみの値を **Table 1**⁽¹⁾ に示す。 g_t, g_w は、それぞれ、板厚、板幅方向に発生するせん断ひずみ (shear distortion) である。

なお、以下の説明では、単純な1軸引張変形において板厚を減少させるすべり系をTグループ、板幅を減少させるすべり系のグループをWグループと呼ぶ。

Fig. 2 The test-piece coordinate system X_i ($i=1, 2, 3$) are taken along the width, the tensile and the thickness directions of the specimen, respectively. The axes of the slip-system coordinate system x_j ($j=1, 2, 3$) are taken for each principal slip system.

1. $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系が活動するとき

$\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系が活動するときの切欠き強度に及ぼす因子としては、次の3つが考えられる。

(1) 切欠き拘束効果

Fig. 3 に、4種類の塑性異方性をもつ板材の結晶方位と活動するすべり系の幾何学的関係を示す。図示した $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系は、最も大きい分解せん断応力が作用するすべり系である。このすべり系を主すべり系 (Principal Slip System) と呼び、この主すべり系の活動のみを考える。平滑試験片に、1軸引張応力 σ_{22} のみが作用するとき、不安定すべりが生じないと仮定すれば、すべての主すべり系には、等しい大きさの分解せん断応力 $\sigma_{22}/\sqrt{6}$ が作用する。

4種類の塑性異方性をもつ板材の塑性異方性について述べる。

A 方位：

平滑試験片に1軸引張応力 σ_{22} が作用するとき、4つの主すべり系には、同じ大きさの分解せん断応力とせん断ひずみが発生する。横方向の塑性ひずみとしては厚さ方向の塑性ひずみ ϵ_{33} のみが発生し、幅方向の塑性ひずみ ϵ_{11} は0である。したがって、A方位の塑性異方性は、 $r=0$ と表すことができる。Table 1 に示すように、多軸応力状態においては、主すべり系に作用する分解せん断応力は板厚方向の引張応力 σ_{33} のみによって低下し、幅方向の応力 σ_{11} の影響は受けない。薄板材では、 $\sigma_{33} \approx 0$ であるため、すべり系上に作用するせん断応力 τ は低下せず、切欠き強さは低いであろう。

B 方位：

B方位には8つの主すべり系がある。1軸引張応力 σ_{22} が作用すると、8つの主すべり系には等しい大きさの分解せん断応力が作用する。各すべり系は等量すべり、 $r=1$ である。

Table 1 Resolved shear stress on each slip system τ , plastic distortion ε_{ij} , Lankford's r value, and combination for the Lomer-Cottrell barrier. g_t and g_w are the total distortion of the T- and W-Group slip systems, respectively.

Specimen orientation	Group	Principal slip system	Combination for C-L barrier	τ	ε_{ij}	r value
A	T	1. $(111)[\bar{1}01]$ 2. $(111)[\bar{1}10]$ 3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 4. $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$		$\frac{1}{\sqrt{6}} (\sigma_{22} - \sigma_{33})$	$\varepsilon_{22} = g_t/\sqrt{6}$ $\varepsilon_{11} = 0, \varepsilon_{33} = -\varepsilon_{22}$	0
B	T	1. $(111)[\bar{1}01]$ 2. $(111)[101]$ 3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 4. $(\bar{1}\bar{1}1)[\bar{1}01]$		$\frac{1}{\sqrt{6}} (\sigma_{22} - \sigma_{33})$	$\varepsilon_{22} = g_t/\sqrt{6}$ $\varepsilon_{11} = 0, \varepsilon_{33} = -\varepsilon_{22}$	0 } 1 extrinsic ∞
	W	5. $(111)[0\bar{1}1]$ 6. $(\bar{1}\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ 7. $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$ 8. $(111)[011]$		$\frac{1}{\sqrt{6}} (\sigma_{22} - \sigma_{11})$	$\varepsilon_{22} = g_w/\sqrt{6}$ $\varepsilon_{11} = -\varepsilon_{22}, \varepsilon_{33} = 0$	
C	T	1. $(111)[\bar{1}01]$ 2. $(111)[011]$ 3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 4. $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$		$\frac{1}{\sqrt{6}} (\sigma_{22} - \sigma_{33})$	$\varepsilon_{22} = g_t/\sqrt{6}$ $\varepsilon_{11} = 0, \varepsilon_{33} = -\varepsilon_{22}$	0 } 1 extrinsic ∞
	W	5. $(\bar{1}\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ 6. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 7. $(111)[\bar{1}01]$ 8. $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$		$\frac{1}{\sqrt{6}} (\sigma_{22} - \sigma_{11})$	$\varepsilon_{22} = g_w/\sqrt{6}$ $\varepsilon_{11} = -\varepsilon_{22}, \varepsilon_{33} = 0$	
D	W	1. $(111)[\bar{1}01]$ 2. $(111)[\bar{1}10]$ 3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 4. $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$		$\frac{1}{\sqrt{6}} (\sigma_{22} - \sigma_{11})$	$\varepsilon_{22} = g_w/\sqrt{6}$ $\varepsilon_{11} = -\varepsilon_{22}, \varepsilon_{33} = 0$	∞

Fig. 3 Arrangement of $\{111\}\langle 101 \rangle$ slip systems for four kinds of specimens.

しかし、Table 1 に示すように、多軸応力下では、4つの主すべり系に作用する分解せん断応力は、残りの4つの主すべり系に作用する分解せん断応力と異なる。もし $\sigma_{11} > \sigma_{33}$ ならば、T グループに属する4つの主すべり系が優先的に活動し、このグループは試験片の厚さのみを減少させる。このグループに起因する塑性異方性はA方位の塑性異方性と同じである。もし $\sigma_{11} < \sigma_{33}$ ならば、W グループに属する4つの主すべり系が優先的に活動し、試験片の幅のみを減少させる。このグループに起因する塑性異方性はD方位と同じである。したがって、B方位の r 値は応力状態に応じて0～ ∞ まで変化する。一方、B方位をもつ薄板切欠き材においては、T グループに属するすべり系が切欠き周辺部による拘束をほとんど受けないため、切欠き引張強さは低いであろう。

C 方位：

B方位の板を X_2 軸のまわりに45°回転するとC方位の板になる。C方位の塑性異方性はB方位と同様に応力状態に応じて0から ∞ まで変化する。しかし、両方位は、後に述べるように、Lomer-Cottrell 障壁形成の点で異なっている。

D 方位：

A方位の結晶を X_2 軸のまわりに90°回転するとD方位の結晶が得られる。この方位の4つの主すべり系は板幅のみ減少させるので $r = \infty$ である。主すべり系に作用する分解せ

せん断応力は幅方向の応力 σ_{11} のみの影響を受けるので、切欠き引張強さは高いであろう。

(2) Lomer-Cottrell 障壁の形成

4 種類の方位において Lomer-Cottrell 障壁を形成するすべり系の組み合わせを Table 1 に示す。活動するすべり系の間で Lomer-Cottrell 障壁を形成する場合、ひずみ硬化を促し、強度を高めると考えられる。

(3) すべり系の安定性

引張軸方位が $[011]$ 方位である A, D 方位においては、ひとつあるいは 2 つのすべり系のみが優先的にすべり、不安定すべりを起こす可能性がある。しかし、引張軸方位が $[001]$ 方位である B, C 方位では、不安定すべりは起こりにくいと考えられる。

2. $\{010\}\langle 101 \rangle$ 型すべり系が活動するときの塑性異方性

Fig. 4 に A, D 方位試験片の結晶方位とすべり系との幾何学的関係を示す。なお、B, C 方位においては、 $\{010\}$ 面上でのせん断応力が 0 になるため省略した。

A 方位 ($r=\infty$) :

Table 2 に示すように、せん断応力 τ は板厚方向の応力 σ_{11} の影響を受けるので、切欠き周辺部による拘束のため、4 つのすべり系は活動しにくい。

D 方位 ($r=0$) :

Fig. 4 Arrangement of $\{010\}\langle 101 \rangle$ slip systems for two kinds of specimens.

薄板材では、両切欠きを結ぶ線上で $\sigma_{33} \approx 0$ なので切欠き拘束がない。また、すべての $\{111\}\langle \bar{1}01 \rangle$ 型すべり系 (Fig. 3(d)) が拘束されるため、このすべり系が活動する可能性がある。

III. 実験方法

Table 3 に示す化学成分をもつ Ni 基超合金を高純度 Ar 雰囲気中で溶解し、ブリッジマン法により単結晶化した。方位解析ののち、平滑引張試験片 (平行部寸法 $3.0 \times 2.8 \times 18.5 \text{ mm}^3$) および第 II 章で述べた 4 種類の方位関係をもつ切欠き薄板引張試験片 (Fig. 5) をワイヤカット放電加工機を用いて切り出した。試験片切り出し後、 1255°C で 10 h の溶体化熱

Table 3 Chemical composition (mass%).

Cr	Mo	Co	W	Ta	Ti	Al	Si	V	Ni
10.11	2.50	9.97	0.04	0.07	4.75	5.73	>0.01	0.93	Bal.

Fig. 5 Notched specimen (mm).

Table 2 Resolved shear stress on each slip system τ , plastic distortion ε_{ij} , and Lankford's r value. g_t and g_w are the total distortion of the T- and W-Group slip systems, respectively.

Specimen orientation	Group	Principal slip system	τ	ε_{ij}	r value
A	W	1. $(010)[101]$	$\frac{\sqrt{2}}{4}(\sigma_{22} - \sigma_{11})$	$\varepsilon_{22} = (\sqrt{2}/4)g_w$ $\varepsilon_{11} = -(\sqrt{2}/4)g_w, \varepsilon_{33} = 0$	∞
		2. $(010)[\bar{1}01]$			
		3. $(001)[\bar{1}10]$			
		4. $(001)[110]$			
D	T	1. $(010)[101]$	$\frac{\sqrt{2}}{4}(\sigma_{22} - \sigma_{33})$	$\varepsilon_{22} = (\sqrt{2}/4)g_t$ $\varepsilon_{11} = 0, \varepsilon_{33} = -(\sqrt{2}/4)g_t$	0
		2. $(001)[110]$			
		3. $(010)[\bar{1}01]$			
		4. $(001)[\bar{1}10]$			

処理とそれに続いて1100°C-10 h 空冷+850°C-20 h 空冷の時効熱処理を施した。熱処理後の試料では、立方体形状の γ' 粒子が規則正しく配列し、平均粒子径は0.39 μm 、体積率は60%であった。熱処理終了後、切欠き底半径0.15 mmの切欠きを入れた。引張試験における引張速度は、平滑試験片では0.5 mm/min($4.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)、切欠き試験片では0.05 mm/minで行った。クリープ試験は、平滑試験片では平行部断面積に対し、また、切欠き試験片では切欠き底の有効断面積に対して、応力350 MPaを負荷した。試験は、900°Cで行った。

IV. 実験結果および考察

1. 引張強度に及ぼす塑性異方性の影響

切欠き引張強さおよび切欠きクリープ特性に影響を及ぼす因子としては、切欠きに起因する塑性拘束効果がまず考えられる。この切欠き拘束効果について第II章で行った予想と試験結果を対照して検討する。

Minerら⁽⁷⁾は、René N-4 単結晶合金の引張試験において、室温から980°Cの広い温度範囲で、 $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系が活動することを報告している。このすべり系の活動を仮定して(Fig. 3)、本研究の900°Cにおける結果について考えてみる。応力軸方位が $[001]$ および $[011]$ 方位にある場合、 $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系に対するシュミット因子は0.4714であり、Fig. 3中の $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ すべり系に対するせん断応力は、平滑材の場合、すべて等価となる。平滑引張試験片の応力-ひずみ曲線をFig. 6(a)に示す。また、切欠き引張試験片の公称応力-伸び線をFig. 6(b)に示す。平滑材においては、平行部が一樣に変形するので公称ひずみを用いたが、切欠き材の場合変形する部分が特定できないため、横軸に伸びを示した。平滑材(Fig. 6(a))では、 $[001]$ 方位の方が $[011]$ 方位に比べ、降伏強度および引張強度とも高い。切欠き材の引張強度について比較すると(Fig. 7)、引張方向が $[011]$ であるAおよびD方位より、引張方向が $[001]$ であるB方位およびC方位の方が若干高い。これは、 $[001]$ 方位の引張強度が $[011]$ 方位より高いことに起因しているものと考えられる。

A方位($r=\infty$)では、切欠き強さが最小であった。A方位においては、主すべり系の活動は板厚方向の応力 σ_{33} の影響のみを受けるが(Table 1)、薄板切欠き材においては、 $\sigma_{33} \approx 0$ であるため、主すべり系の活動は切欠きの存在による拘束をほとんど受けない。A方位の切欠き強さが最小となったことに対する主たる原因はこの点にある。D方位の場合、II.1.(1)節で述べたように、主すべり系は面内すべりを起こし、板幅を収縮させるが、これが切欠き周辺部によって拘束されて板幅方向の高い引張応力 σ_{11} が発生する。その結果、主すべり系を活動させるためには引張方向の高い引張応力 σ_{22} が必要になる。これがD方位の切欠き強さがA方位より高かった主たる原因である。

D方位は、すべての $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系の活動が切欠

き周辺部により拘束されるため最も強いはずであるが、実際のD方位の引張強度はC方位およびB方位よりも低い。D方位では、Fig. 8に示すように $\{010\}$ 面に沿った破面が観察された。L1₂型金属間化合物では高温で $\{010\}\langle 101\rangle$ 型すべり系(Fig. 4)が活動すると考えられている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。この金属間

Fig. 6 Stress strain curves of (a) the smooth and (b) the notched specimens. Tensile tests were carried out in air with a strain rate of $4.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ for the smooth specimens, and with a crosshead speed of 0.05 mm/min for the notched specimens.

Fig. 7 Comparison of tensile strength of four kinds of the notched specimens.

Fig. 8 Fracture surface of the D-orientation specimen which showed the cube slip plane macroscopically.

化合物を強化相とする Ni 基超合金単結晶でも、このすべり系が高温域で活動することが十分考えられる⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。したがって、D 方位では $\{111\}$ 面をすべり面とするすべり系(Fig. 3)は切欠き周辺部による拘束を受けるため活動せず、拘束を受けない $\{010\}\langle 101 \rangle$ 型すべり系が活動したため強度が低かったものと考えられる。

2. クリープ強度に及ぼす塑性異方性の影響

Leverant⁽¹²⁾は Mar-M200 合金単結晶の857°Cのクリープにおいて $\{111\}\langle \bar{1}01 \rangle$ 型すべり系が活動することを示唆していることから、本研究の900°Cにおける結果においても、 $\{111\}\langle \bar{1}01 \rangle$ 型すべり系(Fig. 3)の活動を仮定して考察する。

Fig. 9 に900°Cのクリープ試験結果を示す。平滑材では(Fig. 9(a))、 $[001]$ 、 $[011]$ 方位とも破断寿命はほぼ同じであったが、破断ひずみは $[001]$ 方位の方が著しく大きい。次に、切欠き材について検討してみると(Fig. 9(b))、C 方位が他方位に比較して優れた切欠きクリープ特性を示した。すなわち、C 方位の破断時間は最も長く、破断伸びは大きい。D 方位は C 方位に次ぐ性質を示した。A、B 方位の破断時間は短く、破断伸びは小さい。平滑材では $[001]$ 方位の方が3倍以上も破断ひずみが大きいのにに対して、切欠き材では、引張軸方位が $[011]$ 方位である D 方位の破断伸びが、 $[001]$ 方

Fig. 9 Creep curves of (a) the smooth and (b) the notched specimens. Creep rupture tests were carried out under a nominal stress of 350 MPa for the smooth specimens. In the case of the notched specimens, the stress was equally applied for the initial net cross-sectional area.

位を引張軸とする B 方位よりも大きく、900°Cのクリープにおいても応力軸方位だけでなく板厚方向の結晶方位の影響を受けることは明らかである。

引張方位が $[001]$ 方位にある場合を考えてみる。C 方位の破断時間と破断伸びが B 方位の約 2 倍であった。B 方位と C 方位では、薄板切欠き材では $\sigma_{33} \approx 0$ であるため T グループに属するすべり系はほとんど拘束を受けず優先的に活動し、このグループは試験片の厚さのみを減少させる。しかし、C 方位の方が B 方位に比べ、破断寿命および破断伸びともに大きい。これは、Table 1 に示したように、C 方位においては拘束を受けないすべり系(T グループのすべり系)の間で Lomer-Cottrell 障壁が形成されるのに対し、B 方位においては形成されないためであると考えられる。

引張方向が同じ $[011]$ 方位である A 方位と D 方位を比べてみると、切欠き周辺部による拘束を受ける D 方位の破断時間と破断伸びとも A 方位の約 2 倍近くになっている。D 方

位の場合、前節(Ⅳ.1.)で述べたように、主すべり系は面内すべりを起こし板幅を収縮させるが、これが切欠き周辺部によって拘束されて板幅方向の高い引張応力 σ_{11} が発生する。その結果、主すべり系を活動させるためには引張方向の高い応力 σ_{22} が必要になる。これが D 方位のクリープ寿命が A 方位より長かったことに対する主たる原因である。そして、破断伸びが最小となった A 方位では、両切欠きを結ぶ狭い領域に変形が局所化され、板厚が著しく減少することが考えられる。これらの実験結果は、 $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系の活動を仮定した結果とほぼ一致している。しかしながら、このすべり系の活動が切欠き周辺部によって拘束される D 方位では、クリープ変形抵抗が最も高いはずであるが、Fig. 9(b)に示すように、C 方位と比べて寿命は短い。これは、900°Cでは、 $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ すべり系の活動以外に、前節で述べた $\{010\}\langle 101\rangle$ 型すべり系の活動、および $\gamma-\gamma'$ 界面における転位の上昇運動⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾などの拡散支配の変形メカニズムが強度に影響しているためと考えられる。

V. 結 言

Ni 基超合金単結晶の平滑および薄板切欠き試験片を用いて、900°Cにおいて、高温引張試験およびクリープ試験を行った。切欠き引張強さおよび切欠きクリープ強さと破断延性は、単に引張方向の結晶方位に依存するだけでなく板厚方向の結晶方位にも強く依存することが明らかになった。実験結果は、 $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ 型すべり系の活動を仮定するとほぼ説明できた。しかしながら、このすべり系の活動が切欠き周辺部

によって拘束される D 方位は最も強度が高いはずであるが、いずれの試験でも、C 方位の方が強度が高かった。これは、強度のピーク温度を越えた900°Cでは、単に $\{111\}\langle\bar{1}01\rangle$ すべり以外に、 $\{010\}\langle 101\rangle$ すべりおよび拡散支配の変形メカニズムが強度に影響するためである。

文 献

- (1) K. Sugimoto, T. Sakaki, T. Horie, K. Kuramoto and O. Miyagawa: *Metall. Trans. A*, **16A**(1985), 1457.
- (2) 坂木庸晃, 杉本公一, 宮川大海: 日本機械学会論文集 A, **48**(1982), 1332.
- (3) T. Sakaki, K. Kakehi, T. Adachi and T. Tanaka: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, The Institute of Metals, London, (1990), 313.
- (4) K. Kakehi, T. Sakaki, J. M. Gui and Y. Misaki: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, The Institute of Materials, London, (1993), 221.
- (5) 筧 幸次, 坂木庸晃, 新谷晋由: 高温における力学的挙動(日本金属学会シンポジウム予稿集), (1992), 19.
- (6) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield: *Acta Metall.*, **13**(1965), 293.
- (7) R. V. Miner, T. P. Gabb, J. Gayda and K. J. Hemker: *Metall. Trans. A*, **17A**(1986), 491.
- (8) S. M. Copley and B. H. Kear: *Trans. TMS-AIME*, **239**(1967), 977.
- (9) A. E. Staton-Bevan and R. D. Rawlings: *Philos. Mag.*, **32**(1975), 787.
- (10) R. Völkl, U. Glatzel and M. Feller-Kniepmeier: *Scripta Metall. Mater.*, **31**(1994), 1481.
- (11) G. E. Bobeck and R. V. Miner: *Metall. Trans. A*, **19A**(1988), 2733.
- (12) G. R. Leverant, B. H. Kear and J. M. Oblak: *Metall. Trans.*, **4**(1973), 355.
- (13) C. Carry and J. L. Strudel: *Acta Metall.*, **25**(1977), 767.
- (14) C. Carry and J. L. Strudel: *Acta Metall.*, **26**(1978), 859.