ニッケル基単結晶超合金のクリープ強度におよぼす 2 次結晶方位の影響

寛 幸次^{*1}

Effect of secondary orientation on the creep strength of single crystal of a nickel-based superalloy

Koji KAKEHI^{*1}^{*1} Tokyo Metropolitan Univ., Dept. of Mechanical Engineering
1-1 Minami-osawa, Hachioji-shi, Tokyo 192-0397, Japan

Received 21 December 2015

Abstract

The effect of plastic anisotropy, which is caused by the arrangement of slip systems, on the creep strength of notched specimens of Ni-based superalloy single crystal, CMSX4, is described. It was revealed that the creep strength of the notched specimens was affected by the crystallographic orientation, not only in the tensile direction, but also in the thickness direction. The creep strength was superior in the notched specimen with the [011] tensile and [011] plate-normal orientations, whereas the notched specimen with [011] tensile and [100] plate-normal orientations exhibited extremely poor creep strength. In the case of specimens whose tensile orientation was [011], results of the creep-rupture tests at 750 °C were in agreement with the assumption of the operation of $\{111\}\langle 112 \rangle$ slip systems. The creep strength in the notched specimen with [001] tensile and [100] plate-normal orientations was superior to that in the notched specimen with [001] tensile and [011] plate-normal orientations. When the tensile orientation was [001], the results of the creep-rupture tests were in agreement with the assumption of the operation of $\{111\}\langle 112 \rangle$ slip systems during primary creep region and $\{111\}\langle 101 \rangle$ slip systems during secondary creep region.

Key words : Superalloy, Single crystal, Nickel-based superalloy, Creep, Plastic anisotropy, Secondary orientation, Slip system

1. 緒 言

CO₂ 削減目標などの制定により、航空機エンジンや発電用ガスタービンは高効率化が求められている。高効率化を達成するためには、エンジンのタービン入口温度を上げることが不可欠である。そのため、タービン翼材として 1000 °C 以上の高温クリープ強度に優れた単結晶 Ni 基超合金(以下、単結晶合金と表記)が開発されてきた。タービンプレードにおいて、[001]方位はクリープ強度および熱疲労特性に優れることから、長手方向となる主方位は、[001]方向になるように設計されている。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強度と加工性に大きな影響を及ぼすと考えられる。単結晶合金の高温強度について、応力負荷方位の主方位と板厚方向の 2 次方位をどの様に選ぶかは、単結晶材を有効利用するために実用上重要であり、主として疲労き裂進展挙動に関する研究(向井他, 2014; Kagawa and Mukai, 2012)が行われているが、塑性異方性が影響する引張強度(Kakehi, 2000)やクリープ変形に関する研究(Sugimoto et al., 1985)は少ない。そこで、本研究では、4 種類の方角関係をもつ薄板切欠き試験片を用いて、タービンプレード用 Ni 基超合金 CMSX4 のクリープ強度に及ぼす 2 次結晶方位の影響について検討した。

No.15-00673 [DOI:10.1299/transjsme.15-00673], J-STAGE Advance Publication date : 27 May, 2016

^{*1} 正員, 首都大学東京大学院 理工学研究科 (〒192-0397 東京都八王子市南大沢 1-1)

E-mail of corresponding author: kakehi@tmu.ac.jp

2. 実験方法

本研究では、Rolls-Royce 社の Trent エンジンのタービン動翼として実機使用されている単結晶合金 CMSX4 を供試材とした。化学組成を表 1 に示す。試験片形状はタービン動翼の空冷流路付近である肉厚が薄い場所を想定し、厚さは 1.0 mm とした。試験片形状と試験片・すべり系座標系を図 1 に示す。図 1(b)に示すように引張方向を X_2 、板幅方向を X_1 、板厚方向を X_3 とする。試験座標系(X_1, X_2, X_3)に加え、すべり系座標軸(x_1, x_2, x_3)を定める。 x_2 はすべり方向、 x_3 はすべり面の法線方向、 x_1 は x_2, x_3 の両方向に直交する方向にとる。また単結晶合金は、低温(700 ~ 850°C)において $\{111\}\langle 112 \rangle$ および $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべり系が活動する(Leverant and Kear, 1970; MacKay and Maier, 1982; Kakehi, 1999)。特異な $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりは、 $a\langle 112 \rangle$ 転位リボンの粘性すべりにより生じる (Rae et al., 2001; Rae and Reed, 2007)。単結晶特有の異方性を考慮するために結晶方位の異なる 4 種類の試験片を作製し試験を行った。試験片の方位関係を図 2 に示す。順に A 方位、B 方位、C 方位、D 方位試験片と呼ぶ。試験片には次のような熱処理を施した。固溶化熱処理は、1280 °C/2 h, 1290 °C/2 h, 1320 °C/2 h で保持した後空冷した。AC(Air Cooled)材は、1140 °C/4 h の第 1 段階時効熱処理後空冷した。標準熱処理材(ST 材)は、第 1 段階時効熱処理後、さらに 870 °C/20 h の 2 段階目の時効熱処理を施した。クリープ破断試験は、塑性異方性が顕著な 750 °C、試験応力を切欠き部の断面に対して 750 MPa とした。また 750 °C において結晶格子の回転方向を調べるため、長方形断面(縦 2.7 mm, 横 3.0 mm)の平滑試験片を用いて、破断部近傍から断面減少が少ない部位にかけて後方散乱電子回折パターン法(EBSP: Electron Backscatter Diffraction Pattern)により、結晶格子の方位回転を解析した。 $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系に対するシュミット因子を最大の 0.5 とするため、 $\langle 001 \rangle$ 方位から 10°離れた方位($[\bar{1}18]$ 方位)試験片を用いた。試験片座標系で表した応力を σ_{ij} (i は応力方向、 j は応力の作用する面)とし、すべり面上ですべり方向に作用する分解せん断応力はすべり系座標系を用いて τ_{23} と表すと、 $\tau_{23} = \sigma_{ij} l_{ij} l_{22}$ となる。ここで、 l_{ij} は試験片座標 X_i 軸とすべり系座標 x_j 軸の方向余弦であり、引張応力は σ_{22} であり、 $\tau_{23} = \sigma_{22} l_{23} l_{22}$ ($l_{23} l_{22}$ はシュミット因子 (Schmid's factor)) となる。 $[\bar{1}18]$ 方位の分解せん断応力 τ_{23} が $[001]$ の分解せん断応力と等価になるように、負荷応力 σ_{22} を 708 MPa とした。本論文では、分解せん断応力 τ_{23} を、以後簡単のために τ と表記する。

Table 1 Chemical composition (mass %).

Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Ta	Re	Hf	Ni
6.4	9.6	0.6	6.5	1.0	5.67	6.5	2.9	0.1	bal.

Table 2 Size and volume fraction of γ' precipitates after heat treatment of AC and ST specimens.

Heat Treatment	AC	ST
Average size (μm)	0.42	0.44
Volume fraction (%)	64.7	66.2

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

Fig. 2 Four kinds of single-crystal specimens and arrangement of $\{111\}\langle 110 \rangle$ slip systems

3. 実験結果

3・1 時効熱処理後の組織

図 3 は、各熱処理後の試料の TEM 組織である。いずれの熱処理試料でも γ' 粒子は規則正しく配列した立方体形状をしており、界面転位は観察されず整合界面である。AC 材および ST 材において、1 次粒子に加え、 γ チャンネル中に 2 次析出 γ' 粒子が観察された。2 次析出 γ' 粒子は、AC 材では均一に微細分散していたが、2 段階の時効熱処理を施した ST 材では粒成長して明確に観察されるようになった。SEM 組織写真から求めた 1 次析出 γ' 粒子の平均粒子径と体積率の結果を表 2 に示す。粒子径および体積率とも、ST 材の方が AC 材より若干大きかった。

Fig. 3 γ' microstructure of (a) AC (aged at 1140 °C/4 h and air cooled), (b) ST (standard-heat-treated) specimens.

3・2 平滑試験片におけるクリープ

750°C におけるクリープ曲線を図 4 に示す。[001] 方位では、時効熱処理は 1 次クリープに大きな影響を与えた。1 段階時効材である AC 材の 1 次クリープひずみは 11.0% であり、2 段階時効材である ST 材の 2.6% に比べて著しく大きい。また、図 5 に示すように、両試験片とも、ひずみの増加とともに、クリープ速度（ひずみ速度）が大きくなるひずみ軟化が観察された。図 6 に AC 材のクリープ試験後の EBSD 解析結果を示す。[112] 方向に結

晶格子が回転していることが明らかになった。この試験片の回転方位は、 $\{111\}\langle 112\rangle$ すべり系は単一すべり方向と一致することから、CMSX4-AC材の750℃クリープにおいて $\{111\}\langle 112\rangle$ すべり系が活動したことがわかった。

Fig. 4 Creep curves of the smooth specimens.

Fig. 5 Plot of creep rate vs creep strain in the smooth specimens.

Fig. 6 Lattice rotation of $[118]$ -oriented smooth specimen after creep deformation. The rotation to $[112]$ was observed.

3・3 切欠き試験片のクリープ破断試験

4つの方位のクリープ曲線とクリープひずみ-クリープ速度線図を、それぞれ、図7と図8に示す。クリープひずみを算出する上でのゲージ長さは切欠きの幅とした。平滑材では、AC材の方が、1次クリープひずみが大きく、格子回転から(図6) $\{111\}<112>$ すべりが明確であることから、AC材をこの試験に供した。[001]引張方位であるB方位とC方位では、B方位の方がC方位よりも約5倍の長い破断寿命を示した。一方[011]引張方位であるA方位とD方位では、D方位の方が約400倍も長い破断寿命を示した。また、4つの方位の中で、A方位が全クリープ域においてひずみ軟化を生じ最も短い破断寿命を示し、それに対し、D方位が一番長い破断寿命を示した。平滑試験片では $\{111\}<112>$ すべりに起因するひずみ軟化がみられたのに対し、切欠き材では、引張方位が[001]方位であるBおよびC方位の切欠き試験片では、平滑試験片のようにひずみ軟化域(図5)は明確ではないが、初期においてひずみ硬化がゆるやかな領域が存在し、B方位の方がひずみ硬化が著しい。図9に方位Aと方位Bのクリープ後の破断面を示す。主すべり面である $\{111\}$ 面に沿って破断していた。

Fig. 7 Creep curves of the notched specimens.

Fig. 8 Plot of creep rate vs creep strain in the notched specimens.

4. 考察

4・1 単結晶材の塑性異方性

単結晶は本質的に異方性を有する材料であり弾性異方性がよく知られている。例えば、純Niにおいて、[001]方位で弾性係数が最小となり、最大の $[\bar{1}11]$ 方位の弾性係数は、[001]方位の2.8倍になり (Yamazaki, M.ed.,

1991), 熱疲労において、弾性係数が低い方が優位なため、Ni基超合金タービンブレードの長手方向は[001]方位になるように設計されている。また、単結晶合金に強度を及ぼす結晶異方性として引張方位依存性が知られている (MacKay and Maier, 1982; Kakehi, 1999). この研究では、単に引張方位だけでなく、板幅方向、板厚方向の

影響まで考えた塑性異方性を考える。一般に塑性異方性は r 値 (Lankford 値) によって表される。塑性異方性は結晶の配向と関係し、例えば、フェライト鋼の深絞り性向上には、 $\{111\}$ 再結晶集合組織と密接な関係にある r 値の向上が有効である(矢沢他, 2008)。正方断面を有する異方性のない多結晶試験片の単軸引張変形では、幅方向と厚さ方向に均等に収縮するため $r=\epsilon_{11}/\epsilon_{33}=1$ である。それに対し、多結晶材の切欠き試験片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ひずみ状態とは大幅に異なる。単軸引張り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図 10 に示すように、平面ひずみ状態では面内すべりからなる Hinge type の変形(図 10(b))が起こり、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(図 10(b))が起こることが、Hahn ら(Hahn and Rosenfield, 1965)により報告されている。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。さらに、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じることが考えられる。したがって、単結晶材のように、材料が顕著な塑性異方性をもつ場合は、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。両端に切欠きが対称に存在する平面応力状態では、面内すべりである Hinge-type は拘束されるが、面外すべりである 45° -shear-type は拘束を受けず、結果として、単結晶では $r(=\epsilon_{11}/\epsilon_{33})$ は理論上 0 から ∞ まで変化する。ただし、面外すべりを生じる 45° -shear-type においても、切欠きの極近傍(図 10(b))では切欠き拘束により複雑な変形を生じるが、表 3,4 に示すように、 $[001]$ 方位では 8 つの $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりと 4 つの $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり、計 12 のすべり系、一方、 $[011]$ では 4 つの $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりと 2 つの $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり、合わせて 6 つのすべり系が活動でき、「結晶を任意の形に変形させるには少なくとも 5 つの独立なすべり系が必要である」というフォン・ミーゼスの条件を満たし、持続的な塑性変形が可能となる。上に述べた考え方によって、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 種類の顕著な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検討する。

Fig. 9 Fracture surface of the specimens showing crystallographic $\{111\}$ facets. Fracture occurred along the $\{111\}$ planes. These slip planes correspond to the slip planes in Fig. 2: (a)orientation A, and (b) orientation B.

Fig. 10 Schematic drawing of the type of deformation associated with (a) the 45 deg-shear-type and (b) the hinge-type plastic zones.

4・2 すべり系の安定性

一般に、引張軸方位が[011]方位であるとき、1つのすべり系のみが優先的にすべる不安定すべりを起こして、すべり間の相互作用によるひずみ硬化がなく強度が低い。それに対し、引張軸方位が[001]方位であるとき安定多重すべりが生じ強度が高い。図7の結果は、単に引張軸方位のみの影響で説明できないことは明らかである。

4・3 {111}<112>すべりによる塑性異方性

EBSP解析より {111}<112>すべり系が活動することが明らかとなっているので、クリープ挙動について、{111}<112>すべり系と切欠きの幾何学的配置から考察する。図11に、4種類の単結晶試験片と{111}<112>型すべり系の配置を示す。単純な1軸引張試験変形(X_2 軸方向の引張)において、最大の分解せん断応力の作用する主すべり系のみが活動するものと仮定する。AおよびD方位においてはこの主すべり系はそれぞれ2個あり、BおよびC方位ではそれぞれ4個ある。軸応力 σ_{11} 、 σ_{22} 、 σ_{33} が作用するとき、各主すべり系に作用する分解せん断応力および主すべり系に発生するせん断ひずみと軸ひずみとの関係を表3に示す。図11において矢印で示した<112>方向、すなわち矢印方向に変位を生じる。すべり系の活動による変位が板厚方向のみに生じ、板厚の寸法減少のみを起こすすべり系Tグループと板幅の寸法減少のみを起こすすべり系のWグループ、板厚と板幅に同時に変位を生じ両方向の寸法を減少させるすべり系のTWグループに分類できる(Sugimoto et al.,1985)。もし $\sigma_{11} > \sigma_{33}$ ならば、表3に示した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、試験片の幅のみ減少させる。

A方位($r=0$)：単純な1軸引張変形におい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、この異方性をLankfordの r 値を用いて簡潔に表すと $r=0$ である。主すべり系に属する2つのすべり系1,2は、 X_2 方向の1軸引張またはそれに近い応力状態において、板厚のみ減少させ板幅は変化させない。多軸応力状態(σ_{22} 、 σ_{11} 、 σ_{33} が存在)で、すべり系1,2に作用する分解せん断応力 τ は

$$\tau = (\sqrt{2}/3)(\sigma_{22} - \sigma_{33}) \quad (1)$$

従って、板幅方向の応力 σ_{11} は全く拘束効果に関与せず、薄板切欠き材の場合は両切欠きを結ぶ線上で $\sigma_{33} \approx 0$ であるため、切欠きに起因する拘束効果は無く、切欠き試験片の強度は低い。

B方位：B方位の塑性異方性は真性 (intrinsic) $r=1$ である。これは多成分の応力が同時に作用する複雑な応力下においても、板厚方向の収縮と板幅の収縮が相伴って発生するという塑性異方性であり、応力状態等の外的要因に依存しないことを意味する。すなわち、TおよびWグループに属する4つのすべり系1~4は、その内の一つのみが活動しても必ず板厚と板幅の減少を相伴って起こす。従って、板幅方向の変形が切欠き周辺部によって拘束されることにより σ_{11} が発生する。多軸応力状態で、すべり系1~4に作用する分解せん断応力 τ は

$$\tau = (\sqrt{2}/3)[\sigma_{22} - (\sigma_{33} + \sigma_{11})/2] \quad (2)$$

これらのすべり系は σ_{11} と σ_{33} の両方による拘束を受ける。薄板切欠き材の場合は両切欠きを結ぶ線上で $\sigma_{33} \approx 0$ であるが板幅方向の σ_{11} が存在するため、すべり系が切欠き拘束を受けるので、切欠き試験片の強度は高い。

C方位：単純な平滑試験片による1軸引張変形においては、板厚と板幅が均等に減少するため、 $r=1$ である。しかし、TグループとWグループとははっきり分かれているため、どちらかのグループに属するすべり系のみが優先的に活動して、 $r=0 \sim \infty$ の値を示す可能性がある。応力状態の外的因子に依存して変化するため、C方位の異方性を擬似 (extrinsic) $r=1$ と呼ぶ。Tグループに属する2つのすべり系に対しては、多軸応力下で、

$$\tau = (\sqrt{2}/3)(\sigma_{22} - \sigma_{33}) \quad (3)$$

薄板切欠き材では $\sigma_{33} \approx 0$ なので拘束を受けない。Wグループに属する2つのすべり系に対しては、

$$\tau = (\sqrt{2}/3)(\sigma_{22} - \sigma_{11}) \quad (4)$$

従って、切欠きがあれば、 σ_{11} が発生するので、これによる拘束を受ける。Wグループの3と4は活動しないが、

薄板切欠き材では、T グループの 1 と 2 が拘束を受けることなく活動する。すなわち、薄板切欠き材の場合、W グループは拘束を受けるが、T グループは拘束を受けず変形抵抗は低い。

D 方位($r=\infty$)：単純な 1 軸引張変形においては、板厚は全く減少せず板幅のみが収縮する。したがって、 $r=\infty$ である。多軸応力状態で、すべり系 1, 2 に作用する分解せん断応力 τ は

$$\tau = (\sqrt{2}/3)(\sigma_{22} - \sigma_{11}) \quad (5)$$

従って、両すべり系は板幅方向の σ_{11} によってのみ拘束を受け、板厚方向の σ_{33} には影響されない。W グループに属する 2 つのすべり系 1, 2 は、 X_2 方向の 1 軸引張またはそれに近い応力状態において、板幅のみ減少させ、板厚は変化させない。板幅方向の変形が切欠き周辺部によって拘束されることにより σ_{11} が発生する。このことから、D 方位の切欠き材は σ_{11} による拘束を受け、切欠き試験片の強度が高い。

[001]引張である B 方位では 4 つの $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系が、すべて幅方向の面内すべり成分をもっている。このためすべてのすべり系が拘束を受けたと考えられる。同じく [001]引張である C 方位では 4 つの $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系があり、そのうちの 2 つが面外すべり、残りの 2 つが幅方向に面内すべりを生じる。つまり C 方位では幅方向のすべり系は拘束されたと考えられるが、厚み方向のすべり系は拘束されず、破断までこのすべり系が働いたと考えられる。B 方位はすべての $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系が拘束されたのに対して、C 方位では 2 つの $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系が拘束を受けないので、C 方位よりも B 方位の方が高い強度を示したと考えられる。[011]引張の A 方位では 2 つの $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系があり、その両方とも厚み方向に変位を生じる。この 2 つの $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系は拘束を受けず、クリープ強度は著しく低下したと考えられる。C 方位よりも強度が低かったのは、[011]引張で生じる $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方向の双晶 (Kakehi, 1999) による容易すべりが生じたためと考えられる。同じく [011]引張である D 方位では、すべてのすべり系が幅方向に変位を生じる。そのため、すべり系が完全に拘束されたと考えられる。B 方位は、すべり系は厚み方向の成分をもっていたのに対して、D 方位はすべりが幅方向に生じ、すべりが完全に拘束されたために優れたクリープ強度が得られたと考えられる。

Fig. 11 (a) through (d). Arrangement of $\{111\}\langle 112 \rangle$ slip systems for four kinds of specimens.

Table 3 Resolved shear stress on each of $\{111\}\langle 112 \rangle$ slip systems.

Specimen Orientation	Group	Principal Slip System	τ
A	T	1. $(111)[\bar{2}11]$	$\frac{\sqrt{2}}{3}(\sigma_{22} - \sigma_{33})$
		2. $(\bar{1}11)[211]$	
B	TW	1. $(111)[\bar{1}12]$	$\frac{\sqrt{2}}{3}\left(\sigma_{22} - \frac{\sigma_{11} + \sigma_{33}}{2}\right)$
		2. $(\bar{1}11)[1\bar{1}2]$	
		3. $(111)[112]$	
		4. $(\bar{1}\bar{1}1)[\bar{1}12]$	
C	T	1. $(111)[\bar{1}12]$	$\frac{\sqrt{2}}{3}(\sigma_{22} - \sigma_{33})$
		2. $(\bar{1}11)[112]$	
	W	3. $(111)[112]$	$\frac{\sqrt{2}}{3}(\sigma_{22} - \sigma_{11})$
		4. $(\bar{1}\bar{1}1)[\bar{1}12]$	
D	W	1. $(111)[\bar{2}11]$	$\frac{\sqrt{2}}{3}(\sigma_{22} - \sigma_{11})$
		2. $(\bar{1}11)[211]$	

4・4 $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりによる塑性異方性

$\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりの配置と各すべりに働くせん断応力とすべりの種別をそれぞれ図 12, 表 4 に示す.

A 方位($r=0$): この方位には, 4 つの主すべり系がある. もし, この方位をもつ平滑試験片の 1 軸引張応力 σ_{22} が作用するとき, 各主すべり系には同じ大きさの分解せん断応力が作用する. したがって, もし不安定すべりが生じないと仮定すれば, 各すべり系には等しい大きさのせん断ひずみが発生する. A 方位の塑性異方性は, $r=0$ と表される. 主すべり系に作用する分解せん断応力は板厚方向の σ_{33} に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, $\sigma_{33} \approx 0$ であるので切欠き試験片の強度は低い.

B 方位(擬似 $r=1$): B 方位には 8 つの主すべり系がある. 1 軸引張りのとき, 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し, 各すべり系は等量ずつすべる. したがって, $r=1$ である. このグループに起因する塑性異方性は D 方位のそれと同じである. したがって, B 方位の r 値は応力状態に応じて 1 から 0 まであるいは 1 から ∞ まで変化する擬似である. 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拘束をほとんど受けないため, 切欠き試験片の強度は低い.

C 方位(擬似 $r=1$): 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 C 方位と同様に擬似 $r=1$ である.

D 方位($r=\infty$): 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ん断応力は幅方向の応力 σ_{11} のみの影響をうけるので, 切欠き試験片の強度は高い.

4・5 $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりと $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりの影響の総括

単結晶 Ni 基超合金では, ひずみ軟化領域を含む 1 次クリープ域で $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりが, 2 次クリープ域 (回復と硬化が釣り合いクリープ速度がほぼ一定になる領域, 図 8 では最小クリープ速度の周辺域) で $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりが活動する (MacKay and Maier, 1982; Kakehi, 1999). 図 8 において, A 方位は全クリープ域においてひずみ軟化が生じており $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりが生じている. B および C 方位の切欠き試験片では平滑試験片 (図 5) のようにひずみ軟化域は明確ではないが, 初期のひずみ軟化がゆるやかな領域で $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりが生じていると考えられ, すべての $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりが拘束される B 方位の方がひずみ硬化が著しい. 一方, $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりに関しては, B および C 方位では, T グループと W グループが同等に存在するのですべりに関して同等であ

り，異方性はクリープ強度に影響を及ぼさない．すなわち，B, C 方位間の強度差は $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりに起因する．一方，D 方位は， $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりに加え， $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりも拘束されたため，急速にひずみ硬化が生じて最もクリープ強度が高くなったと考えられる．それに対し，A 方位は，両すべり系とも切欠拘束を受けないため，クリープ強度が最小になった．

Fig. 12 (a) through (d) arrangement of $\{111\}\langle 110 \rangle$ slip systems for four kinds of specimens.

Table 4 Resolved shear stress on each of $\{111\}\langle 110 \rangle$ slip systems.

Specimen	Group	Principal Slip System		τ
A	T	1. $(111)[\bar{1}01]$	3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$	$\frac{1}{\sqrt{6}}(\sigma_{22} - \sigma_{33})$
		2. $(111)[\bar{1}10]$	4. $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$	
B	T	1. $(111)[\bar{1}01]$	3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$	$\frac{1}{\sqrt{6}}(\sigma_{22} - \sigma_{33})$
		2. $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$	4. $(111)[\bar{1}01]$	
	W	5. $(111)[0\bar{1}1]$	7. $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$	$\frac{1}{\sqrt{6}}(\sigma_{22} - \sigma_{11})$
		6. $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$	8. $(111)[0\bar{1}1]$	
C	T	1. $(111)[\bar{1}01]$	3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$	$\frac{1}{\sqrt{6}}(\sigma_{22} - \sigma_{33})$
		2. $(111)[0\bar{1}1]$	4. $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$	
	W	5. $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$	7. $(111)[\bar{1}01]$	$\frac{1}{\sqrt{6}}(\sigma_{22} - \sigma_{11})$
		6. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$	8. $(111)[011]$	
D	W	1. $(111)[\bar{1}01]$	3. $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$	$\frac{1}{\sqrt{6}}(\sigma_{22} - \sigma_{11})$
		2. $(111)[\bar{1}10]$	4. $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$	

5. 結言

Ni 基単結晶超合金 CMSX4 を供試材とし、クリープ強度におよぼす 2 次結晶方位の影響について調べた。その結果、以下の知見が得られた。

- (1) 750°C のクリープ変形において、EBSP 解析から $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべり系が活動することが明らかとなった。
- (2) 切欠き試験片の強度特性は、単に引張り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。切欠き試験片では、すべり系に起因する塑性異方性が顕著になり、クリープ破断時間に 400 倍以上の差が現れることが明らかとなった。
- (3) 試験片の幾何学形状と $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりと $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりの活動を考慮することで、実機搭載されている単結晶 Ni 基超合金 CMSX4 クリープ挙動を説明することができた。 $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりに関して、B および C 方位では、T グループと W グループが同等に存在するので同等であり、塑性異方性はクリープ強度に影響を及ぼさない。すなわち、B, C 方位間の強度差は $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりに起因する。B 方位は $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりがすべて拘束を受けるので、拘束を受けないすべり系を有する C 方位よりクリープ強度が高い。一方、D 方位は、 $\{111\}\langle 112 \rangle$ すべりに加え、 $\{111\}\langle 101 \rangle$ すべりも拘束されたため、最もクリープ強度が高くなったと考えられる。それに対し、A 方位は、両すべり系とも切欠き拘束を受けないため、クリープ強度が最小になった。

謝 辞

本研究は、天田金属加工機械技術振興財団の平成 16 年度研究開発助成 (AF-2004018) を受けて行われた。ここに記して、同財団に謝意を表します。

文 献

- Hahn, G.T. and Rosenfield, A.R., Local yielding and extension of a crack under plane stress, *Acta Metallurgica*, Vol.13, Issue 3 (1965), pp.293-105.
- Kagawa, H. and Mukai, Y., The effect of crystal orientation and temperature on fatigue crack growth of Ni-based single crystal superalloy, *Superalloys 2012* (2012), pp.225-233.
- Kakehi, K., Influence of secondary precipitates and crystallographic orientation on the strength of single crystals of a Ni-based

- superalloy, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.30A (1999), pp.1249-1259.
- Takehi, K., Effect of Plastic Anisotropy on Tensile Strength of Single Crystals of a Ni-Base Superalloy, Scripta Materialia, Vol.42 (2000), pp. 197-202.
- Leverant, G.R. and Kear, B.H., The mechanism of creep in gamma prime precipitation-hardened nickel-base alloys at intermediate temperatures, Metallurgical Transactions, Vol. 1(1970), pp. 491-498.
- MacKay, R.A. and Maier, R.D., The influence of orientation on the stress rupture properties of nickel-base superalloy single crystals, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A(1982), pp.1747-1754.
- 向井康博, 香川裕之, 阪口基己, 岡崎正和, Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 の熱機械疲労き裂進展挙動の評価, 日本機械学会論文集, Vol.80, No.818 (2014), DOI:10.1299/transjsme.2014smm0294.
- Rae, C.M.F., Matan, N. and Reed, R.C., The role of stacking fault shear in the primary creep of [001]-oriented single crystal superalloys at 750°C and 750 MPa, Materials Science and Engineering A, Vol. A300 (2001) , pp.125-134.
- Rae, C.M.F. and Reed, R.C., Primary creep in single crystal superalloys: origins, mechanisms and effects, Acta Materialia, Vol. 55 (2007), pp.1067-1081.
- Sugimoto, K., Sakaki, T., Horie, T., Kuramoto, K. and Miyagawa, O., The effects of orientation and thickness on the notch-tensile creep strength of single crystals of a nickel-base superalloy, Metallurgical Transactions A, Vol. 16A(1985), pp. 1457-1466.
- 矢沢好弘, 加藤康, 宇城工, 深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼板, JFE 技報, No. 20, (2008), pp. 72-78
- 山崎道夫編, 高性能結晶制御合金技術ハンドブック, 日本規格協会 (1991), p.126.

References

- Hahn, G.T. and Rosenfield, A.R., Local yielding and extension of a crack under plane stress, Acta Metallurgica, Vol.13, Issue 3 (1965), pp.293-105.
- Kagawa, H. and Mukai, Y., The effect of crystal orientation and temperature on fatigue crack growth of Ni-based single crystal superalloy, Superalloys 2012 (2012), pp.225-233.
- Takehi, K., Influence of secondary precipitates and crystallographic orientation on the strength of single crystals of a Ni-based superalloy, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.30A (1999), pp.1249-1259.
- Takehi, K., Effect of Plastic Anisotropy on Tensile Strength of Single Crystals of a Ni-Base Superalloy, Scripta Materialia, Vol.42 (2000), pp. 197-202.
- Leverant, G.R. and Kear, B.H., The mechanism of creep in gamma prime precipitation-hardened nickel-base alloys at intermediate temperatures, Metallurgical Transactions, Vol.1(1970), pp. 491-498.
- MacKay, R.A. and Maier, R.D., The influence of orientation on the stress rupture properties of nickel-base superalloy single crystals, Metallurgical Transactions A, Vol.13A (1982), pp.1747-1754.
- Mukai, Y., Kagawa, H., Sakaguchi, M. and Okazaki, M., Evaluation of thermo-mechanical fatigue crack propagation behavior of Ni-based single crystal superalloy CMSX-4, Transactions of the JSME, Vol. 80, No. 818 (2014) (in Japanese), DOI:10.1299/transjsme.2014smm0294.
- Rae, C.M.F., Matan, N. and Reed, R.C., The role of stacking fault shear in the primary creep of [001]-oriented single crystal superalloys at 750°C and 750 MPa, Materials Science and Engineering A, Vol.A300 (2001) , pp.125-134.
- Rae, C.M.F. and Reed, R.C., Primary creep in single crystal superalloys: origins, mechanisms and effects, Acta Materialia Vol. 55 (2007), pp.1067-1081.
- Sugimoto, K., Sakaki, T., Horie, T., Kuramoto, K. and Miyagawa, O., The effects of orientation and thickness on the notch-tensile creep strength of single crystals of a nickel-base superalloy, Metallurgical Transactions A, Vol.16A (1985), pp. 1457-1466.
- Yazawa, Y., Kato, Y. and Ujio, T., Ferritic stainless steel sheets with deep drawability, JFE technical report, No. 20 (2008), pp. 72-78 (in Japanese).
- Yamazaki, M.ed., Handbook for advanced alloys with controlled crystalline structures (1991), p.126 (in Japanese).