

塑性加工適用による先進単結晶ニッケル基超合金の高度化

東京都立科学技術大学 機械システム工学科
准教授 笥 幸次
(平成16年度研究開発助成AF-2004018)

キーワード：塑性異方性，単結晶ニッケル基超合金，クリープ

1. 研究の目的と背景

燃料費の高騰やCO₂削減目標などの制定により，航空機エンジ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℃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．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．Ni基超合金単結晶の高温強度について，応力負荷方位の結晶方位と板厚方向の結晶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るにもかかわらず，研究はほとんどなされていない．そこで，本研究では，4種類の方角関係をもつ薄板切り欠き試験片を用いて，国際的に最も多用されているタービンプレード用Ni基超合金CMSX4の高温強度に及ぼす塑性異方性の影響について検討した．

2. 実験方法

本研究では，実際に航空機エンジンのタービン動翼に使わ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．試験片形状を図2に示す．また単結晶合金は塑性異方性を有し，低温(700~850℃)において{111}<112>すべり系が活動する¹⁾²⁾³⁾．そ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．各試験片の方角関係を図3に示す．図4にすべり系の配置の詳細図を示す．矢印は{111}<112>すべり系を示しており，順にA方位，B方位，C方位，D方位試験片と呼ぶ．この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℃/2 h，1290℃/2 h，1320℃/2 hで保持した後空冷した．AC(Air Cooled)材は，1140℃/4 hの時効熱処理後空冷した．標準熱処理材(ST材)は，その後，870℃/20h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℃，試験応力を切り欠き部の断面に対して750 MPaとした．破断面は走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて観察した．また750℃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，クリープ破断試験を行った．{111}<112>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，<001>方位から10°離れた方位([118]方位)試験片を用いた．その際の分解せん断応力が[001]方位と同じになるように，引張応力は708 MPaとした．試験終了後，引張クリープ変形後の結晶格子の方角回転を解析するために後方散乱電

子回折パターン法(EBSP：Electron Backscatter Diffraction Pattern)を用いた．

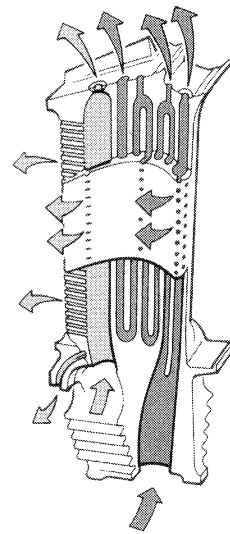


図1 空冷流路を有するタービン翼の薄肉構造

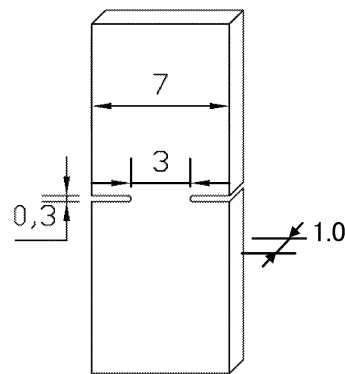


図2 切り欠き試験形状(mm)

表1 供試材の化学組成 (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.

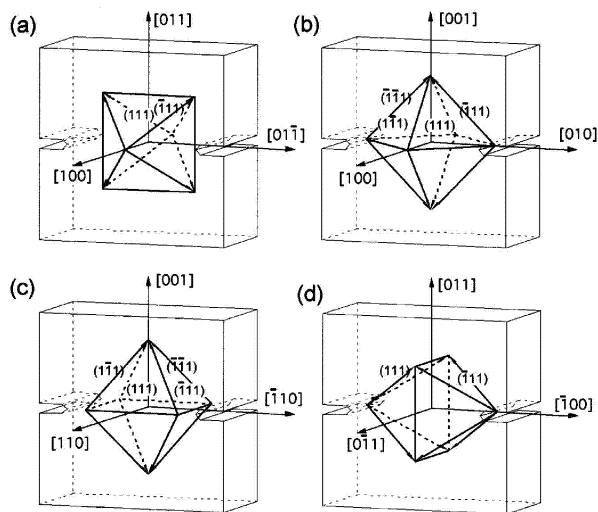


図3 4種類の塑性異方性をもつ切り欠き試験片の結晶方位と主すべり面の幾何学的関係

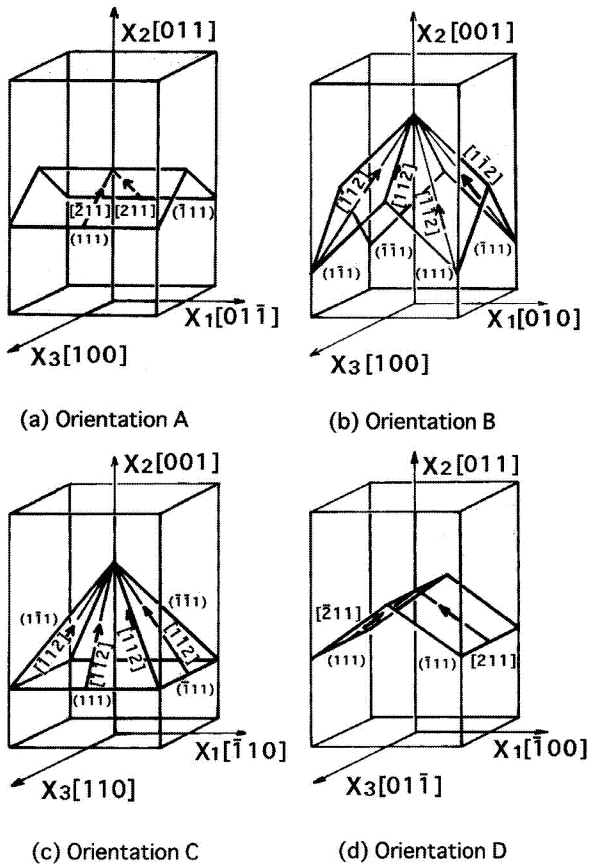


図4 4種類の単結晶試験片における{111}<112>すべり系の配置

3. 実験結果

3.1 時効熱処理後の組織

図5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、 γ チャンネル中に2次析出 γ' 粒子が観察された。AC材の2次析出 γ' 粒子は、均一に微細分散していたが、ST材では粒成長して分散は不均一化していた。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。

時効熱処理条件	AC	ST
粒子の平均径 (μm)	0.42	0.44
体積率(%)	64.7	66.2

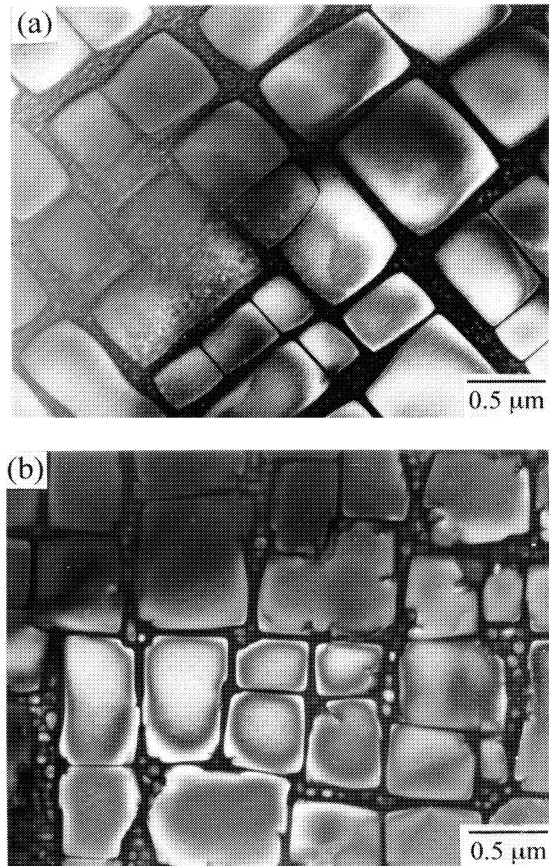


図5 熱処理後の組織 : (a) AC材, (b)ST材

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6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7に示すように、両試験片とも{111}<112>すべりに起因するひずみ軟化が観察された。図8にクリープ試験後のEBSP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。この試験片の引張方位では{111}<112>すべり系は単一すべりこのことから、CMSX4の750°Cのクリープにおいて{111}<112>すべり系が活動することがわかった。

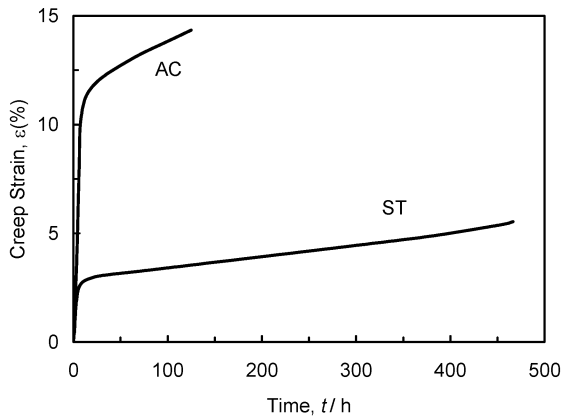


図6 平滑試験片のクリープ曲線

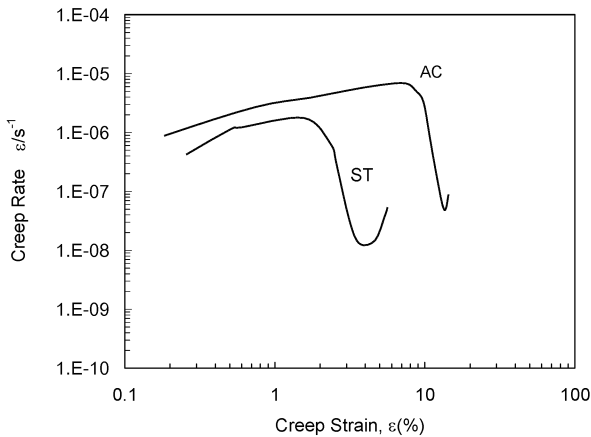


図7 平滑試験片のクリープひずみとクリープ速との関係

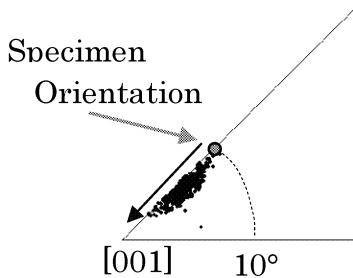


図8 [118]方位試験片のクリープ変形による結晶格子回転. 矢印方向の[112]方向に回転している.

3.3 切り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9と図10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り欠きの幅とした。平滑材では、AC材の方が、1次クリープひずみが大きく、{111}<112>すべりが顕著であることから、AC材をこの試験に用いた。[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方位が一番短い破断寿命を示し、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、切り欠き材では、引張方位は[001]方位であるB,C方位とも観察されなかったことから、<112>すべりが効果的に拘束されたと考えられる。図12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。

4. 考察

EBS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>すべり系と切り欠きの幾何学的配置から考察することにする。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それぞれが大幅に異なることはよく知られている。単軸引っ張りを受ける多結晶切り欠き材の切り欠き先端領域での変形様式を大別すると図11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(同図(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(同図(b))が起こることが、Hahnら⁴⁾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。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強度と延性が大幅に変化することは容易に予想できる。両端に切り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、面外すべりである 45°-shear-typeは拘束をうけない。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詳細に検討した。

[001]引張であるB方位では4つの{111}<112>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}<112>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}<112>すべり系が拘束されたのに対して、C方位では2つの{111}<112>すべり系が自由に活動できたので、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}<112>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}<112>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}<112>方向の双晶²⁾が変形を支配してい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。また、図12の破断面からは{111}主すべり破断しており、{111}面状のすべりが生じたことがわかる。

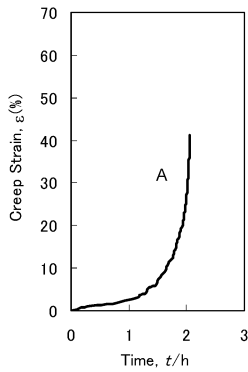
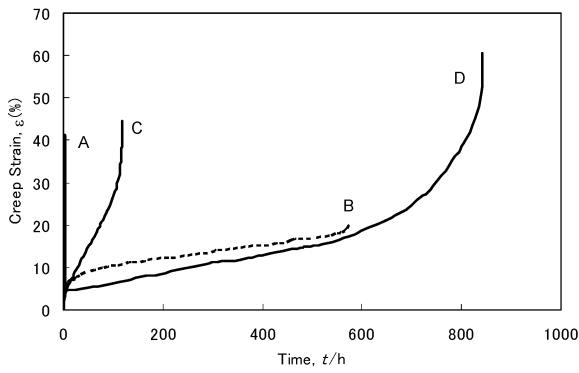


図9 切り欠き試験片のクリープ曲線

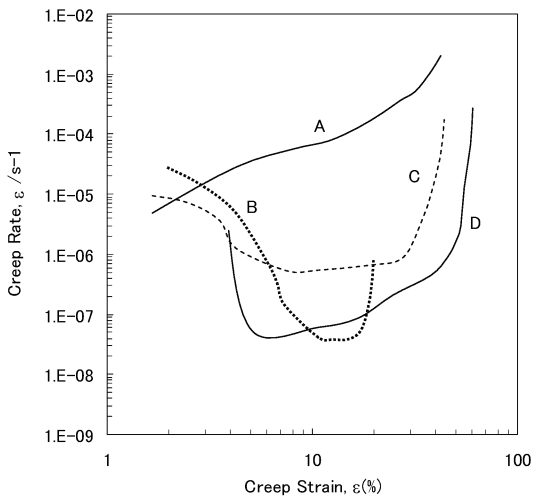


図10 切り欠き試験片のクリープひずみとクリープ速度との関係

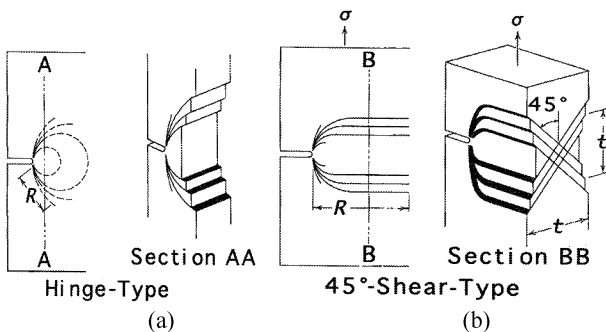
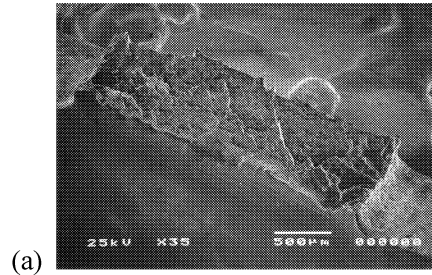
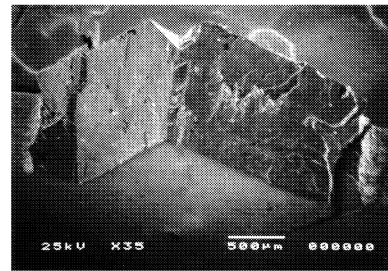


図11 切り欠き先端の塑性域の広がり



(a)



(b)

図12 切り欠き試験片の破面：(a) 方位A, (b) 方位B

5. 結言

- (1) 単結晶 Ni 基超合金 CMSX4 の 750° C の低温域のクリープ変形において、EBSP 解析から {111} <112> すべり系が活動することが明らかとなった。
- (2) 切り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。切り欠き試験片では、{111} <112> すべり系に起因する塑性異方性が顕著になり、クリープ寿命に 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} <112> すべり系の配置を考慮することで、すべり系の活動が拘束を受ける場合のクリープ挙動を説明することができた。

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。また、本研究の遂行にあたり実験を担当した大学院生の渡邊哲史君に感謝の意を表します。

参考文献

- 1) G.R. Leverant and B.H. Kear: Metall. Trans., 1970, vol. 1, pp. 491-98
- 2) R.A. MacKay and R.D. Maier: Metall. Trans. A, 1982, vol. 13A, pp.1747-54
- 3) K. Kakehi, Metall. and Mater. Trans. A. 30A, 1249 (1999)
- 4) G.T. Hahn and A.R. Rosenfield, Acta Metall, 13(1965), pp.293-105