

多結晶 α -Ti におけるすべり系活動度のひずみ速度依存性の数値解析

岡本 泰生* 河野 義樹** 眞山 剛***
光原 昌寿**** 山崎 重人***** 佐藤 満弘**

Numerical Analysis of Strain Rate Dependency on Activities of Slip Systems in Polycrystalline α -Ti

by

Taiki OKAMOTO*, Yoshiki KAWANO**, Tsuyoshi MAYAMA***,
Masatoshi MITSUHARA****, Shigeto YAMASAKI***** and Michihiro SATO**

Uniaxial tensile deformation of single-crystalline and polycrystalline α -Ti models was numerically simulated with strain rates ranging from 10^{-4} to 10^{-1} [1/s] using a crystal plasticity finite element method, and we investigated the relationship between the activities of the basal and prismatic $\langle a \rangle$ slip systems and the critical resolved shear stresses (CRSSs) depending on the strain rates. The simulation of single-crystalline model showed that CRSS of prismatic $\langle a \rangle$ slip system was easier to increase than that of basal slip system although CRSS of both slip systems increased with strain rates. The nature of strain rate dependency affected the deformation mechanism of polycrystalline model: the simulation of polycrystalline model showed that the activity of basal slip system increased locally with strain rates, instead of reducing that of prismatic $\langle a \rangle$ slip system. However, the local activation of basal slip system was inhibited when 1st pyramidal $\langle a \rangle$ slip system was activated. These results indicate that the local activation of basal slip system can occur by strain redistribution between preferred regions for basal and prismatic $\langle a \rangle$ slips with strain rates while activation of another slip system can inhibit that of the basal slip system.

Key words:

α -Ti, Crystal plasticity analysis, Image-based simulation, Strain rate sensitivity, Activities of slip systems

1 緒 言

Ti 合金は、高比強度、高耐食性等の優れた機械的特性を有するため、構造材として過酷な環境に長時間さらされる部品に用いられ、航空宇宙分野や医療分野において高い需要を確立している。その重要性から、Ti 合金の疲労や破壊特性に関する研究が数多く実施されてきたが、その複雑さのために、それらに関わる変形機構には未解明な点が数多く残されている。その一つとして、一定加重保持を含んだ疲労負荷における Ti 合金の疲労寿命の低下の問題がある¹⁾。それには、Ti 合金の変形機構のひずみ速度依存性が関わっていると考えられているが、その詳細は不明である。

Ti 合金は、結晶構造から、hcp 構造を有する α -Ti、bcc 構造を有する β -Ti、両相を有する($\alpha+\beta$)型 Ti の 3 つに大別できる。最も使用実績がある Ti 合金は、2 相合金の Ti-6Al-4V であるが、体積割合ではその大部分を α 相が占める。

したがって、 α -Ti の変形機構を明らかにすることは、 α -Ti から成る製品だけでなく、より広範な Ti 合金から成る製品の信頼性と性能の更なる向上に繋がる可能性がある。取分け、Ti 合金では、 α 相中の底面すべり系が活発な結晶粒でき裂が発生しやすいことが示されており²⁾⁵⁾、 α 相のすべり系活動度の上昇機構を明らかにする必要がある。

これまで、 α 相中のき裂発生に繋がる変形機構の研究では、変形しやすい Soft な結晶粒と変形しにくい Hard な結晶粒間に生じる応力の再分配とき裂発生機構の関係が主に議論されてきた⁶⁾⁸⁾。例えば、Dunne らは、 α -Ti の Soft な結晶粒と Hard な結晶粒間の応力の再分配において、時間経過に依存する応力の局在化を確認し、ひずみ速度依存性がき裂の発生や進展に関わる可能性を示している⁹⁾。一方で、 α -Ti では主要なすべり系の加工硬化率が低く、場合によっては加工軟化を起こすことが報告されている¹¹⁾。したがって、加工硬化による変形の均一化が起こりに

† 原稿受理 令和 2 年 6 月 11 日 Received June 11, 2020 ©2021 The Society of Materials Science, Japan

* 北見工業大学大学院工学研究科機械工学専攻 〒090-8507 北見市公園町

Graduate School of Engineering, Mechanical Engineering, Kitami Institute of Technology, Kouen-cho, Kitami 090-8507.

** 正会員 北見工業大学大学院工学研究科機械工学専攻 〒090-8507 北見市公園町

Graduate School of Engineering, Mechanical Engineering, Kitami Institute of Technology, Kouen-cho, Kitami 090-8507.

*** 熊本大学大学院先端科学研究部物質材料生命工学部門 〒860-0862 熊本市中央区

Faculty of Advanced Science and Technology, Biotechnology Department, Kumamoto university, Chuo-ku, Kumamoto 860-0862.

**** 正会員 九州大学大学院総合理工学研究院物質科学部門 〒816-8580 春日市春日公園

Department of Advanced Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering Sciences, Kyushu university, Kasugakouen, Kasuga 816-8580.

***** 九州大学大学院工学研究院材料工学部門 〒819-0395 福岡市西区

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Kyushu University, Nishi-ku, Fukuoka 819-0395.

く場合、領域間でのひずみの授受（ひずみの再分配）によって、局所的なひずみの上昇、即ちすべり系の活動度の上昇が起こる可能性がある。

近年、ひずみの再分配によって起こるひずみの集中機構に関する研究がなされている。Kawano らは、結晶塑性解析により、繰り返し負荷中における α 相の粒界三重点（線）近傍で起こるすべり系活動度の変化の機構が、結晶粒の変形抵抗の変化に伴う結晶粒間のひずみの再分配によって起こり、そのひずみの集中は回位型の変位場を用いて説明可能であることを示した¹²⁾。また、Kawano らは、 α -Ti 多結晶の一軸引張過程の結晶塑性解析を実施し、負荷方向のひずみの再分配とすべり系の活動度の変化との関係を調査し、 α -Ti におけるひずみの再分配には、隣接する結晶粒間の変形抵抗の違いだけでなく、より広範な領域が関わることを示した¹³⁾。

以上の様に、各結晶粒の変形抵抗の変化は、局所的なすべり系活動度の上昇を誘発することが示唆されている。各結晶粒の変形抵抗は、各結晶粒の結晶方位と主すべり系の臨界分解せん断応力（Critical resolved shear stress: CRSS）によって決まる。したがって、 α -Ti の各すべり系の CRSS とひずみの再分配の関係を調査することは、Ti 合金の破壊に繋がる変形機構の理解に繋がる。しかしながら、 α -Ti の CRSS の比は、報告によって違いがあり、それらの関係を定量的に評価することは容易ではない。

α -Ti の CRSS の比を変化させる要因の一つとして、CRSS のひずみ速度依存性がすべり系ごとに異なることが挙げられる。実際、底面と柱面 $\langle a \rangle$ すべり系では、単結晶および多結晶のどちらにおいても、CRSS のひずみ速度依存性が異なることが報告されている^{14), 15)}。即ち、ひずみ速度が変化すると、CRSS の変化によって、各すべり系の活動度が変化する可能性がある。

本研究では、 α 相において活動が活発な柱面 $\langle a \rangle$ およびき裂の発生が多く観察される底面すべり系を主な対象として、すべり系ごとに異なる CRSS のひずみ速度依存性が、ひずみの再分配によるひずみの局所化に与える影響を調査する。調査手法として結晶塑性解析を用いる。近年では、結晶方位マップ作製技術の向上や計算機の飛躍的な発達により、材料微視組織画像を直接用いた結晶塑性解析（イメージベース結晶塑性解析）が可能になっており^{13), 16)-18)}、その解析結果は、実験により得られた結晶粒レベルでの不均一変形や、それを担うすべり系の活動度をよく模擬することが報告されている。

本研究では、まず初めに、単結晶 α -Ti モデルを用いて、各すべり系の変形抵抗の速度依存性を調査する。次に、イメージベース結晶塑性解析により、多結晶 α -Ti におけるひずみ速度の変化に伴う各すべり系の CRSS の変化が各すべり系の活動度に与える影響を調査する。

2 解析手法

2.1 イメージベース結晶塑性解析の概要

本解析手法の概要は次の通りである。まず、Electron

Back-Scattered Diffraction (EBSD) により材料の微視組織画像を取得する。次に、データ変換インターフェース¹⁹⁾を用いて微視組織画像を結晶塑性有限要素法（Crystal Plasticity Finite Element Method: CPFEM）用の幾何モデルに変換し、結晶塑性解析を実施する。この EBSD データから幾何モデルへの変換の際には、幾何モデルの各有限要素に EBSD データから取得した代表結晶方位や相の情報を与えるほか、必要に応じて微細な結晶粒の削除等、微視組織の粗視化を行う。

2.2 結晶塑性解析手法

本研究では、CPFEM を用いて解析を実施する。本解析に用いた構成式を以下に記す。すべり系の活動は Schmid 則に従うと仮定し、各すべり系のせん断ひずみ増分は、次式で求める。

$$\dot{\gamma}^{(i)} = \dot{\gamma}_0 \text{sign}(\tau^{(i)}) \left| \frac{\tau^{(i)}}{g^{(i)}} \right|^{1/m} \quad (1)$$

ここで、 $\dot{\gamma}$ はせん断ひずみ速度、 i はすべり系の番号、 m はひずみ速度感性指数、 $\dot{\gamma}_0$ は参照せん断ひずみ速度、 τ は材料に働く分解せん断応力である。また、 g はすべり系に対する抵抗を表し、次に示す Voce 硬化則に従う。

$$\dot{g}^{(i)} = \frac{d\hat{\tau}^{(i)}}{d\Gamma} \sum_j h_{ij} \dot{\gamma}^{(j)} \quad (2)$$

$$\hat{\tau}^{(i)} = \tau_0^{(i)} + (\tau_1^{(i)} + \theta_1^{(i)} \Gamma) \left\{ 1 - \exp\left(-\frac{\theta_0^{(i)} \Gamma}{\tau_1^{(i)}}\right) \right\} \quad (3)$$

ここで、 $\hat{\tau}^{(i)}$ は i 番目のすべり系の抵抗、 Γ は全すべり系の累積せん断ひずみ、 h_{ij} は変形機構 i と j の相互作用を考慮した硬化係数行列を表し、 τ_0 、 τ_1 、 θ_0 、 θ_1 は硬化則を決定するパラメータである。上記の構成則では、各すべり系の加工硬化特性は式(3)に従う。

3 解析モデルと解析条件

本研究では、単結晶モデルを用いた解析と、多結晶モデルを用いた解析を実施する。多結晶モデルは、 α -Ti の供試材から取得した逆極点図（Inverse pole figure: IPF）マップより作製する。以下にそれらのモデルの作製方法および解析条件を記す。

3.1 供試材の結晶方位マップ

多結晶モデルの元になる IPF マップを Fig. 1 に示す。本 IPF マップは、溶解－熱間圧延－冷間圧延し、650°C で 2 時間の熱処理を経た工業用純 Ti より、EBSD 法を用いて

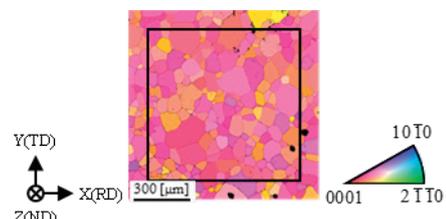


Fig. 1 IPF map of the test material²⁰⁾.

取得した。この IPF マップには、信頼性指数 (Confidence Index: CI) が 0.1 未満のデータに対してデータクリーニングを実施してある。データクリーニングは、EBSD 測定装置に付属する TSL Solutions 社製の OIM Analysis を用いて実施した。

3.2 CPFEM 用幾何モデル

本解析で用いる単結晶モデルおよび多結晶モデルを、Fig. 2 (a), (b)にそれぞれ示す。IPF マップには奥行き方向の情報が無いので、IPF マップから作製した幾何モデルの厚さは任意に設定する必要がある。本研究では、Fig. 1 に示す通り単結晶モデルと多結晶モデルで厚さを同一とし、立方体要素で要素分割した。単結晶モデルの結晶方位は、X 方向に対して底面すべり系の Schmid 因子が 0.5 になるもの (以降、BS-condition とする) と柱面<a>すべり系の Schmid 因子が 0.5 になるもの (以降、PS-condition とする) の 2 パターンを用意した。多結晶モデルは、Fig. 1 の IPF マップから黒線で囲んだ領域を抜き出した後、データ変換インターフェースを用いて作製しており¹⁹⁾、その結晶方位は、供試材の結晶方位と一致することを確認した。

3.3 解析条件

単結晶モデルおよび多結晶モデルの左端面を X 方向に固定し、右端面に対して X 方向に引張の強制変位を与える一軸引張の変形解析を実施する (Fig. 2)。本研究では、ひずみ速度依存性を調査するため、 $1.0 \times 10^{-4} - 1.0 \times 10^{-1}$ [s] の範囲でのひずみ速度の条件で解析を実施した。単結晶モデルおよび多結晶モデルを用いた解析の条件を以下にそれぞれ記す。

3.3.1 単結晶モデルの解析条件 単結晶モデルを用いた解析は、底面および柱面<a>すべり系における CRSS のひずみ速度依存性をそれぞれ調査するため、それぞれのすべり系のみが活動する BS-condition と PS-condition の 2 つの結晶方位で実施する (Fig. 2)。弾性コンプライアンスは、Table 1 に示す純 Ti のもの²¹⁾を用いた。底面と柱面<a>すべり系のすべりに対する抵抗 $\hat{\tau}$ (式(3)参照) を決定するパラメータを Table 2 の Basal と Pri<a>にそれぞれ示す。なお、パラメータの τ_0 は、 α -Ti の CRSS¹¹⁾を参考にして決定した。底面と柱面<a>すべり系が単独で活動するとき、加工硬化率が低いことが報告されているため¹¹⁾、本解析においても加工硬化がほぼ起こらないものとした。このときの底面および柱面<a>すべり系における $\hat{\tau}$ と Γ の関係を Fig. 3 の Basal および Pri<a>に示す。

速度敏感性指数 (m 値) を Table 3 に示す。底面および柱面<a>すべり系における m 値は、Chatterjee らが多結晶 α -Ti の引張試験から求めたそれぞれのすべり系の各 5 つの m 値¹⁵⁾を平均したものを用いた。ここでは、底面よりも柱面<a>すべり系の方が高い m 値を示すが、これはマイクロピラーを用いた α 相単結晶の圧縮試験でも同様の傾向が得られている²²⁾。

3.3.2 多結晶モデルの解析条件 底面および柱面<a>すべり系のみ活動する場合 (以降、BP-condition とする) と、

すべてのすべり系が活動する場合 (以降、AS-condition とする) の 2 種類の解析を実施する。ただし、簡単のため双晶変形は考慮しないものとする。これら 2 つの条件で実施する解析により、底面および柱面<a>すべり系の活動度のひずみ速度依存性を調査すると共に、これらの結果の比較により、底面および柱面<a>すべり系の活動度に対する他のすべり系の活動による影響も調査する。解析に用いた弾性コンプライアンス、すべり系の $\hat{\tau}$ を決定するパラメータおよび m 値を、Table 1, Table 2, Table 3 に示す。これらの値は単結晶モデルの場合と同様である。ただし、単結晶モデルでは、底面と柱面<a>以外のすべり系は活動

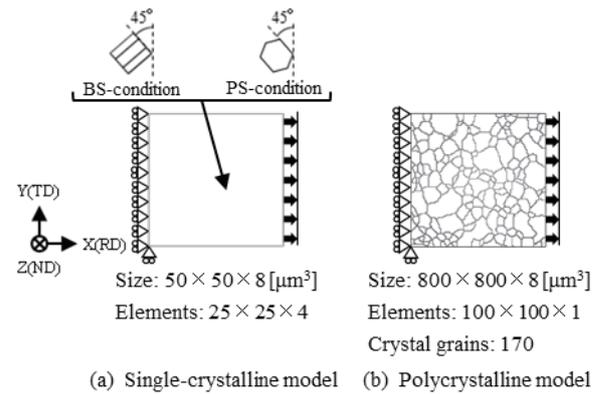


Fig. 2 Geometric model for CPFEM.

Table 1 Elastic compliance of pure titanium [(TPa)⁻¹]²¹⁾.

S_{11}	S_{12}	S_{13}	S_{33}	S_{44}
9.581	-4.623	-1.893	6.983	21.413

Table 2 Values used for the Voce equation [MPa]¹¹⁾.

Slip systems	τ_0	τ_1	θ_0	θ_1
Basal	220.0	400.0	100.0	200.0
Pri<a>	210.0	400.0	100.0	200.0
Pyr-1<a>	BP-condition	Non active		
	AS-condition	225.0	400.0	100.0
Pyr-1&Pyr-2<c+a>	BP-condition	Non active		
	AS-condition	369.0	50.0	3000.0

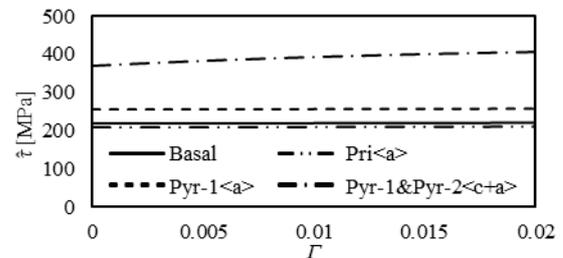


Fig. 3 CRSS for each slip system as a function of slip strain¹¹⁾.

Table 3 Conditions of strain rate sensitivity m ¹⁵⁾.

Basal	Pri<a>	Pyr-1<a>	Pyr-1&Pyr-2<c+a>
0.025	0.041	0.020	0.020

していない。それらのすべり系の τ を決定するパラメータは文献¹¹⁾を参考にして決定し、それらの m 値は実験値が見当たらないため、Hasijaら²³⁾やHamaら²⁴⁾が解析に用いた値を参考にして決定した。

4 解析結果と考察

4.1 すべり系のCRSSにおけるひずみ速度依存性

まず、単結晶モデルを用いた解析により、底面および柱面<a>すべり系におけるCRSSのひずみ速度依存性が再現されるかを調査する。Fig. 4は、ひずみ速度 1.0×10^{-4} [s]および 1.0×10^{-1} [s]におけるBS-conditionおよびPS-conditionの応力-ひずみ線図である。Fig. 4より、どちらのすべり系もひずみ速度の増加に伴って降伏点が上昇するが、互いのひずみ速度依存性が異なるために、ひずみ速度によって両者の塑性流動応力の大小関係が変化することが確認できる。

Fig. 5に、応力-ひずみ関係 (Fig. 4) の降伏点から算出した底面と柱面<a>すべり系のCRSSの速度依存性を示す。Fig. 5より、低ひずみ速度の場合には、底面すべり系のCRSSは柱面<a>すべり系のものを上回っており、 1.0×10^{-4} [s]時では約17[MPa]の差が生じた。しかしながら、ひずみ速度の上昇と共にその差は減少し、 1.0×10^{-1} [s]時ではCRSSの大きさが逆転した。即ち、すべり系間のひずみ速度依存性の違いにより、速度上昇に伴って、底面すべり系が柱面<a>すべり系よりも相対的に活動しやすくなることが再現されているのを確認した。

4.2 多結晶体におけるひずみ再分配と局在化

α -Ti 多結晶体モデルのBP-conditionにおける解析結果を、Fig. 6-8に示す。Fig. 6は、ひずみ速度 1.0×10^{-4} [s]および 1.0×10^{-1} [s]の条件における応力-ひずみ線図であり、単結晶モデルの場合と同様に、ひずみ速度の増加に伴い降伏点の上昇が確認できる。Fig. 7は底面および柱面<a>すべり系の公称ひずみ2.0%時での塑性せん断ひずみ分布であり、底面すべり系では分布に大きな変化がないのに対し、柱面<a>すべり系では、ひずみ速度の上昇に伴って大域的にひずみが減少した。即ち、ひずみ速度の条件によって、巨視的な応力-ひずみ関係だけでなく、両すべり系の塑性せん断ひずみ分布の変化に違いが現れた。

次に、X方向のラインプロファイルを用いて、上述の塑性せん断ひずみの速度依存性をより詳細に調べる。データ取得位置と取得したプロファイルを図. 8に示す。Fig. 8(b), (c)より、ひずみ速度の増加に伴って柱面<a>すべり系

でひずみの大域的な減少が起こるだけでなく、底面すべり系のひずみの局所的な上昇傾向が見られる。この底面すべり系の活動度の局所的な上昇は、柱面<a>すべり系の方が底面すべり系よりもCRSSのひずみ速度依存性が高いために起こった。即ち、ひずみ速度が増加することで柱

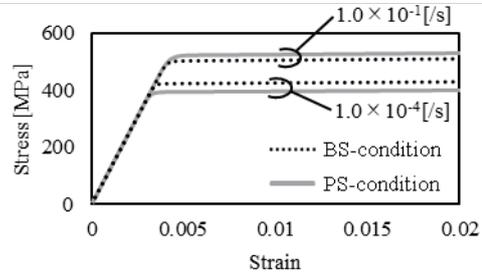


Fig. 4 Stress-strain relationship in a single crystal model.

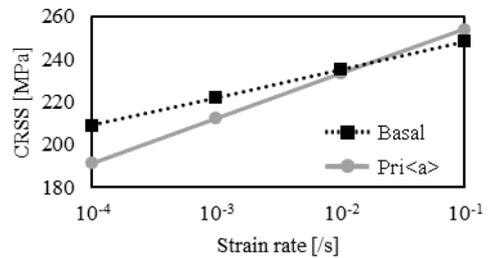


Fig. 5 Relationship between CRSS and strain rates.

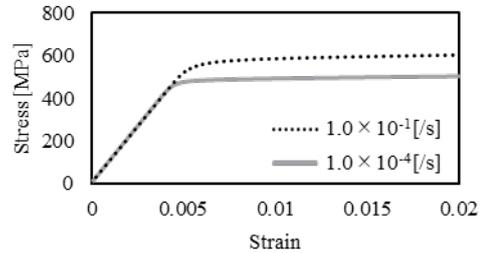


Fig. 6 Stress-strain relationship in a polycrystalline model under BP-condition.

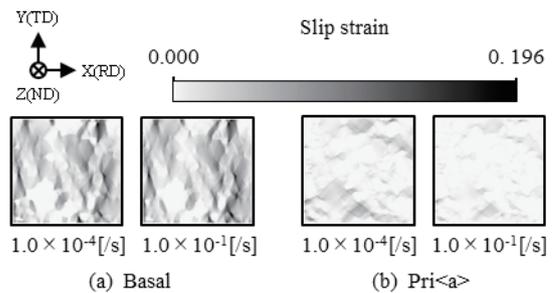


Fig. 7 Distributions of slip strain for the basal and prismatic <a> slip systems at different strain rates under BP-condition. Normal strain is 2.0%.

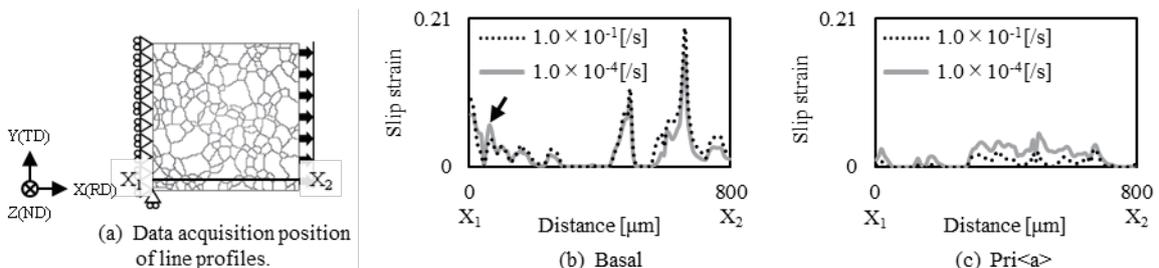


Fig. 8 Line profiles of plastic shear strain under BP-condition.

面<a>すべり系とする領域の変形量が減少し、この変形量の低下を補う為に底面すべり系の活動度が上昇したと考えられる。この様なすべり系間での CRSS の変化に伴うひずみの再分配と局所的なすべり系活動度の上昇は、Kawano らによる報告^{12),13)}でも示されている。即ち、本解析結果は、ひずみの再分配による局所的なひずみの上昇が、ひずみ速度の変化によっても起こり得ることを示している。

一方、上述のひずみ速度上昇に伴う底面すべり系の局所的な活性化とは異なり、Fig. 8(b)の矢印に示す領域では、底面すべり系の活動がひずみ速度と共に低下した。この原因は、各領域の変形のしやすさは、対象の領域自体の変形抵抗だけでなく、その周囲の領域との力学的相互作用が関わるためだと考えられる。このような結晶粒の集団としての領域の変形のしやすさを評価することは、今後解決すべき課題である。

4.3 その他のすべり系による影響

AS-condition で実施した解析結果を、Fig. 9–11 に示す。Fig. 9 はひずみ速度 1.0×10^{-4} [s] および 1.0×10^{-1} [s] における応力-ひずみ線図である。Fig. 10 は、公称ひずみ 2.0% の時の底面、柱面<a>、1次錐面<a>すべり系の塑性せん断ひずみの分布である。Fig. 11 は、Fig. 10 より取得した X 方向の塑性せん断ひずみのラインプロファイルであり、データ取得位置は Fig. 8(a) と同じである。なお、本解析では、1次および2次錐面<c+a>すべり系はほとんど活動しなかったため、それらの結果は省略する。

BP-condition の場合と同様に、AS-condition においても、ひずみ速度の増加に伴う塑性流動応力の上昇が確認できる (Fig. 9)。底面と柱面<a>すべり系の塑性せん断ひずみの分布 (Fig. 10(a), (b)) も、BP-condition の場合の変化とはほぼ同じであり、底面すべり系では大きな変化が見られないが、柱面<a>すべり系において大域的なひずみの減少が起こる。また、1次錐面<a>すべり系 (Fig. 10(c)) では、大域的にひずみやや上昇する傾向が見られる。

次に、塑性せん断ひずみのラインプロファイル (Fig. 11) を観察すると、底面すべり系の活動度の変化は、BP-condition の場合とは異なることがわかる。即ち、ひずみ速度の上昇と共に、柱面<a>すべり系だけでなく、底面すべり系でも塑性せん断ひずみの減少が見られ、その局所的な上昇は起こらなかった。

底面すべり系の活動度のひずみ速度依存性が、BP-condition と AP-condition で異なる原因について考える。両

者の解析条件の違いは、1次錐面<a>すべり系の活動の有無だけである。ひずみ速度の上昇に伴って、柱面<a>すべり系の活動度は低下するが (Fig. 11(b))、1次錐面<a>すべり系の塑性せん断ひずみは上昇した (Fig. 11(c))。したがって、AP-condition における底面すべり系の活動度の低下は、底面すべり系の代わりに、1次錐面<a>すべり系が活動したためと考えられる。

以上の結果より、次のことが言える。CRSS のひずみ速度依存性が底面すべり系よりも柱面<a>すべり系の方が大きい場合、ひずみ速度の増加に伴って、柱面<a>すべり系の活動度が低下し、ひずみの再分配によって、柱面<a>すべり系の代わりに底面すべり系の活動度が局所的に上昇する可能性がある。しかし、底面すべり系と柱面<a>すべり系以外にもすべり系が活動する場合には、そのすべり系の活動によって、底面すべり系の活性化は抑えられる。即ち、各すべり系の CRSS に加えて、それらの速度

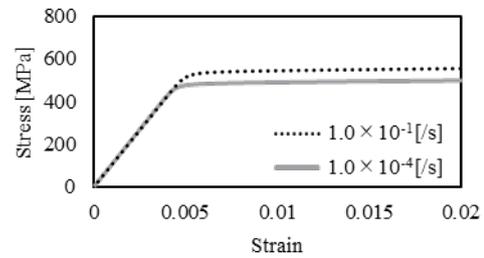


Fig. 9 Stress-strain relationship in a polycrystalline model under AS-condition.

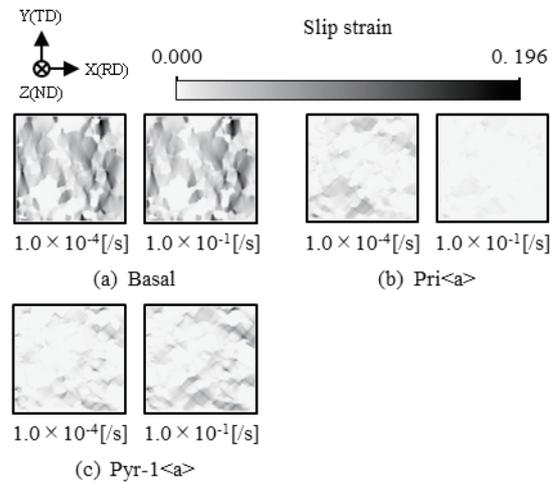


Fig. 10 Distribution of slip strain for the basal, prismatic <a>, and 1st pyramidal <a> slip systems at different strain rates under AS-condition. Normal strain is 2.0%.

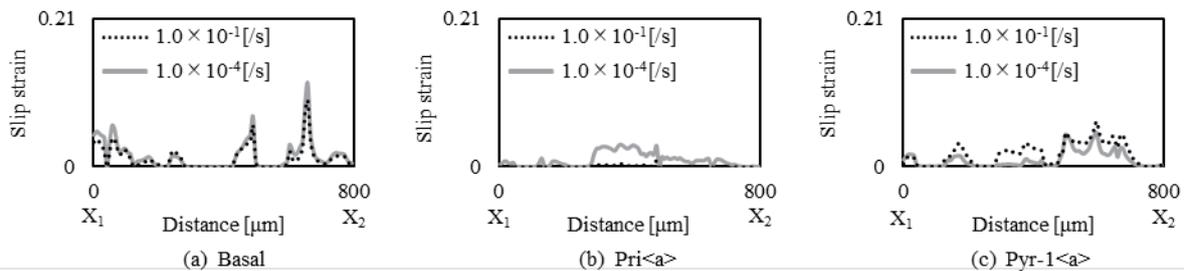


Fig. 11 Line profiles of plastic shear strain under AS-condition.

依存性も、ひずみの再分配による局所的なひずみの集中とその抑制に強く影響する。

本研究では、Fig. 1に示す集合組織を持つ α -Tiを対象として、ひずみの再分配によるすべり系活動度の局所的な上昇のひずみ速度依存性を調査した。しかしながら、その機構は集合組織ごとに異なる可能性があり、 α -Tiにおけるひずみ再分配機構の速度依存性を明らかにするためには、様々な集合組織について調査する必要がある。これは今後の課題である。

5 結 言

本研究では、 α -Ti のイメージベース結晶塑性解析を実施し、CRSS のひずみ速度依存性が結晶粒レベルでの変形機構に及ぼす影響について検討した。結果を以下に示す。

- (1) 底面すべり系よりも柱面 $\langle a \rangle$ すべり系の方が CRSS のひずみ速度依存性が高いため、ひずみ速度の上昇と共に底面すべり系よりも柱面 $\langle a \rangle$ すべり系の方が相対的に活動度は下がりやすい。
- (2) ひずみ速度の増加に伴う CRSS の上昇により、柱面 $\langle a \rangle$ すべり系の活動度が低下する代わりに、底面すべり系の局所的な活性化を確認した。ただし、これは他のすべり系が活動することで抑制される可能性があり、本解析の場合は、1次錐面 $\langle a \rangle$ すべり系が底面すべり系の活動を抑制した。

本研究の一部は、JSPS 科研費 (JP19K04983) および天田財団奨励研究助成 (若手研究者) を受けたものです。

参 考 文 献

- 1) M.R.Bache, "A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions", *International Journal of Fatigue*, Vol.25, Issues 9-11, pp.1079-1087 (2003).
- 2) K.L. Biavant, S. Pommier and C. Prioul, "Local texture and fatigue crack initiation in a Ti-6Al-4V titanium alloy", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.25, Issue 6, pp.527-545 (2002).
- 3) F. Bridier, P. Villechaise and J. Mendez, "Slip and fatigue crack formation processes in an α/β titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales", *Acta Materialia*, Vol.56, Issue 15, pp.3951-3962 (2008).
- 4) I. Bantounas, D. Dye and T.C. Lindley, "The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti-6Al-4V subjected to high-cycle fatigue", *Acta Materialia*, Vol.58, Issue 11, pp.3908-3918 (2010).
- 5) C. Lavogiez, S. Hémerly and P. Villechaise, "On the mechanism of fatigue and dwell-fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V", Vol.183, pp.117-121 (2020).
- 6) F.P.E. Dunne, A. Walker and D. Rugg, "A systematic study of hcp crystal orientation and morphology effects in polycrystal deformation and fatigue", *Proceedings of the royal society A*, Vol.463, Issue 2082, pp. 1467-1489 (2007).
- 7) K. Kirane and S. Ghosh, "A cold dwell fatigue crack nucleation criterion for polycrystalline Ti-6242 using grain-level crystal plasticity FE Model", *International Journal of Fatigue*, Vol.30, Issue 12, pp.2127-2139 (2008).
- 8) M.H. Pourian, F. Bridier, P. Pilvin and P. Bocher, "Prediction of crack initiation sites in alpha Ti-alloys microstructures under dwell-fatigue using Cellular Automaton simulation method", *Acta Materialia*, Vol.85, pp.85-97 (2016).
- 9) F.P.E. Dunne and D. Rugg, "On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.31, Issue 11, pp.949-958 (2008).
- 10) F.P.E. Dunne, D. Rugg and A. Walker, "Lengthscale-dependent, elastically anisotropic, physically-based hcp crystal plasticity: Application to cold-dwell fatigue in Ti alloys", *International Journal of Plasticity*, Vol.23, pp.1061-1083 (2007).
- 11) D.C. Pagan, P.A. Shade, N.R. Barton, J.S. Park, P. Kenesei, D.B. Menasche and J.V. Bernier, "Modeling slip system strength evolution in Ti-7Al informed by in-situ grain stress measurements", *Acta Materialia*, Vol.28, pp.406-417 (2017).
- 12) Y. Kawano, T. Ohashi, L. T. Mayama and R. kondo, "Crystal plasticity analysis of change in incompatibility and activities of slip systems in α -phase of Ti alloy under cyclic loading", *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.146-147, pp.475-487 (2018).
- 13) Y. Kawano, T. Ohashi, T. Mayama, M. Tanaka, Y. Okuyama and M. Sato, "Investigation of strain redistribution mechanism in α titanium by image-based crystal plasticity analysis", *The European Physical Journal B* 92, Article number 204 (2019).
- 14) Z. Zhang, T.S. Jun, T.B. Britton and F.P.E. Dunne, "Intrinsic anisotropy of strain rate sensitivity in single crystal alpha titanium", *Acta Materialia*, Vol.118, pp.317-330 (2016).
- 15) K. Chatterjee, J.Y.P. Ko, H.T. Philopp, J. Becker, P. Purohit, S.M. Gruner and A.J. Beaudoin, "Study of residual stresses in Ti-7Al using theory and experiments", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.109, pp.95-116 (2017).
- 16) A.C. Lewis and A.B. Geltmacher, "Image-based modeling of the response of experimental 3D microstructures to mechanical loading", *Scripta Materialia*, Vol.55, Issue 1, pp81-85 (2006).
- 17) A. Guery, F. Hild, F. Latourte and S. Roux, "Identification of crystal plasticity parameters using DIC measurements and weighted FEMU", *Mechanics of Materials*, Vol.100, pp55-71 (2016).
- 18) Z. Zhang, D. Lunt, H. Adbolvand, A.J. Wilkinson, M. Preuss and F.P.E. Dunne, "Quantitative investigation of micro slip and localization in polycrystalline materials under uniaxial tension", *International Journal of Plasticity*, Vol.108, pp.88-106 (2018).
- 19) Y. Kawano, T. Ohashi, T. Mayama, M. Tanaka, M. Sakamoto, Y. Okuyama and M. Sato, "Development of a EBSD-FEM data conversion interface and the image-based crystal plasticity analysis", *Transactions of the JSME*, Vol.84, No.860, pp.17 (2018).

- 20) Y. Kawano, M. Sato, T. Mayama, M. Mitsuhara and S. Yamasaki, "Quantitative evaluation of slip activity in polycrystalline α -titanium considering non-local interactions between crystal grains", *International Journal of Plasticity*, Vol.127, pp.12638:1-16 (2020).
- 21) E. S. Fisher and C. J. Renken, "Single-crystal elastic moduli and the hcp \rightarrow bcc transformation in Ti, Zr, and Hf", *Physical Review Journals Archive*, Rev.135, No.2A, pp.A482-A494 (1964).
- 22) T.S. Jun, Z. Zhang, G. Sernicola, F.P.E. Dunne and T.B. Britton, "Local strain rate sensitivity of single α phase within a dual-phase Ti alloy", *Acta Materialia*, Vol.107, pp.298-309 (2016).
- 23) V. Hasija, S. Ghosh, M.J. Mills and D.S. Joseph, "Deformation and creep modeling in polycrystalline Ti-6Al alloys", *Acta Materialia*, Vol.51, Issue 15, pp.4533-4549 (2003).
- 24) T. Hama, A. Kobuki and H. Takuba, "Crystal-plasticity finite-element analysis of anisotropic deformation behavior in a commercially pure titanium Grade 1 sheet", *International Journal of Plasticity*, Vol.91, pp.77-108 (2017).