

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 28 年 10 月 19 日現在

機関番号：16201

研究種目：若手研究(A)

研究期間：2013～2015

課題番号：25709068

研究課題名(和文)チタン合金の革新的な組織制御法と低温・高速化される超塑性機構の新しい指導原理

研究課題名(英文) New principle for low-temperature-high-strain-rate superplasticity in Titanium alloy by means of novel microstructural control technique

研究代表者

松本 洋明(Hiroaki, Matsumoto)

香川大学・工学部・准教授

研究者番号：40372312

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 19,700,000円

研究成果の概要(和文)：本研究より、新しいプロセスで製造した超微細粒組織Ti-6Al-4V合金は世界最高レベルの低温・高速超塑性を示し、変形課程の動的な析出が応力緩和機構として作用する事が大きな役割を担う。また粒界すべりも変形初期はBall-Hutchisonモデルで起き、変形後期ではGifkins Core-Mantleモデルで起き、動的な析出と関係する機構であることを明らかとした。マルテンサイトの変形では変形で動的再結晶が活性化し、これが応力緩和と粒界すべりを促進させ、優れた高温延性を示す。Ti-6242合金でも同様な現象が確認され、Ti合金において準安定組織を活用する事で超塑性は低温・高速化される。

研究成果の概要(英文)：This work revealed that ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy (γ -UFG) produced by new type of processing exhibited low-temperature-high-strain-rate superplasticity at the highest level. Herein, dynamic precipitation from a metastable single α starting microstructure (occurred under deformation) contributed to a stress-accommodation mechanism. Accompanied by this dynamic α -precipitation, grain boundary sliding mode of the γ -UFG dynamically evolved from the type of the Ball-Hutchison model to the type of the Gifkins Core-Mantle model. In addition, high ductility at high temperature is also obtained in the martensite starting microstructure. This is due to the frequent occurrence of dynamic recrystallization during deformation, resulting in enhancement of stress-accommodation and grain-boundary-sliding. Similar behavior has been also confirmed in Ti-6242 alloy. So, formation of metastable starting microstructure was found to be new concept for enhancing the superplastic property.

研究分野：金属組織学・強度学

キーワード：航空機チタン合金 超塑性 マルテンサイト 超微細粒組織 変形機構

1. 研究開始当初の背景

Ti 合金(とりわけ Ti-6Al-4V 合金)は比強度特性、耐食性に優れるため、航空機用部材に実用化され、CFRP との相性の良さから、今後もその需要は拡大している。一方、Ti 合金は塑性加工性が悪く、複雑形状への成形には航空機分野を中心として、超塑性加工が実用化されている。Ti-6Al-4V 合金($d \geq 3\mu\text{m}$)は 850°C 以上で超塑性現象を示す。しかし低速変形に伴う生産性の低さや高温酸化の問題で、更なる低温-高速化が望まれている。これまで、著者は α' マルテンサイト組織を出発組織とした適切な条件下での熱間加工にて不連続動的再結晶が活発に発現し、超微細粒組織が形成される事を見出し、2012 年度、本組織の Ti-6Al-4V 合金(α' -UFG)は優れた低温-高速超塑性特性を発現する事を明らかとした。

2. 研究の目的

α' -UFG の変形機構とその特異性の解明、準安定組織(マルテンサイト組織)の高温変形特性に及ぼす影響を明らかとするために、①~③について研究を遂行する。また、Ti-6Al-4V 合金で得られたコンセプトを Ti-6242 合金に展開して、超塑性の低温・高速化の可能性を評価する(研究項目④)。それにより Ti 合金にて超塑性の低温・高速化を実現する微細粒・準安定状態を基盤とした新規コンセプトの提案を目指す。

① α' -UFG の低温・高速超塑性の発現原理(変形機構の解析)の解明

② 準安定 α' マルテンサイト組織を有する Ti-6Al-4V 合金の高温変形特性の評価

③ 微細粒組織を有する Ti-6Al-4V 合金の統合型超塑性-粘塑性構成モデルの構築

④ Ti-6242 合金のマルテンサイトを出発組織とした微細粒組織形成の可能性と高温変形特性(超塑性特性)の評価

3. 研究の方法

①~③の研究にて合金は Ti-6Al-4V 合金を使用する。④では Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si (in wt.%) (Ti-6242) 合金を使用する。Ti-6Al-4V 合金を 1100°C で溶体化焼入れ処理を施し、マルテンサイト単相組織を得て、②ではこれを直接引張変形する事により変形機構を評価した。またこのマルテンサイト組織を出発組織として、 750°C で熱間圧延(圧延率 68%)を行い、超微細粒組織を有する Ti-6Al-4V 合金を得た。今後、この試料を α' -UFG と称す。①では $650^\circ\text{C} \sim 750^\circ\text{C}$ の範囲で引張試験を行い、詳細な組織評価および塑性構成モデルの構築を行った。また、この結果を受けて③では Ti-6Al-4V 合金の粒径値を考慮した統合型粘塑性モデルの構築を行った。④では Ti-6242 合金に展開して、①の方法と

同様に高温変形特性を評価した。

4. 研究成果

① α' -UFG の低温・高速超塑性の発現原理

(変形機構の解析)

本項では、開発した α' -UFG の高温変形特性についてまとめるとともに、低温・高速超塑性の発現原理(変形機構)について概説する。図 1 は α' -UFG の組織形態((a)EBSD 像、(b)TEM 像)を示している。これより、 α' -UFG はわずかに圧延方向に伸長した加工組織が残存するものの、平均径 $0.4\mu\text{m}$ の微細等軸組織が占める組織形態を呈す事が分かる。またここで特異的な特徴として、TEM 制限視野回折図形や XRD 解析から、 α' -UFG は準安定 α 単相組織である事が分かった。ここで、平衡な β 相が形成されない理由としては、詳細は不明であるが、 α' -UFG は HCP 単相の α' マルテンサイトを出発組織として、1pass で熱間圧延しており、迅速に加工処理しているため、平衡な β 相が析出しなかった事が挙げられる。

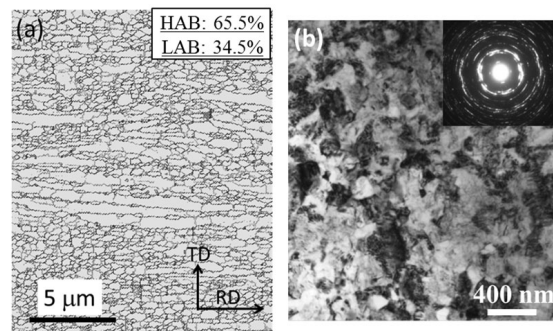


図 1: α' UFG 組織形態 (a)EBSD 像, (b)TEM 像

次に、 α' -UFG の高温変形特性について報告する。図 2 は 650°C 、 700°C 、 750°C で高温引張試験を行った際の α' -UFG の全伸び値をひずみ速度に対してまとめている。図には航空機用で実用化されている微細粒 Ti-6Al-4V 合金(粒径: $3\mu\text{m}$)の 800°C での伸び値、また強加工手法で製造された超微細粒 Ti-6Al-4V 合金(粒径: $0.2 \sim 0.4\mu\text{m}$)の伸び値も併せて示している。これより、 α' -UFG の伸び値は粒径 $3\mu\text{m}$ 材の 800°C の伸び値より優れており、結晶粒微細化により高温延性が著しく増加している事が分かる。また後述するように、 α' -UFG では超塑性が発現しており、従来の微細粒材と比較して 150°C 以上の超塑性の低温化が達成している事が理解できる。また、同様な粒径値を有す強加工材の伸び値と比較しても同等以上の優れた伸び値を示し、 α' -UFG にて優れた超塑性特性を示す事が分かる。

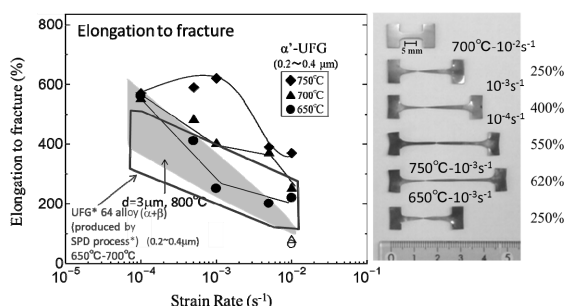


図2: α' -UFG および各種粒径の Ti-6Al-4V 合金の全伸びのまとめと引張試験片外観

超塑性発現の指標としてひずみ速度感受性指数 ($m = \partial(\ln \sigma) / \partial(\ln \dot{\epsilon})$) の値で示され、0.3 以上で超塑性が発現する事が知られている。 α' -UFG のひずみ速度感受性指数は、0.31 (650°C), 0.38 (700°C), 0.49 (750°C) であり、いずれの温度も 0.3 以上を示し、超塑性が発現している事が確認できる。

図3は α' -UFG の700°Cにおける引張試験による真応力-真ひずみ曲線を示している。高速変形 (SR: 10^{-2}s^{-1}) では均一変形域が小さく、大きな絞り変形域 (不均一変形域) が観察され、ひずみ速度の増加とともに均一変形域が大きくなり、定常的な変形挙動を示す事が分かる。一方、ひずみ速度が 10^{-4}s^{-1} の低速になると、特異的な流動特性を示し、定常的な塑性挙動を示した後、大きな加工硬化を伴った流動特性に変化する。この現象については後述の古典的な粘塑性モデルと併せた議論にて報告する。

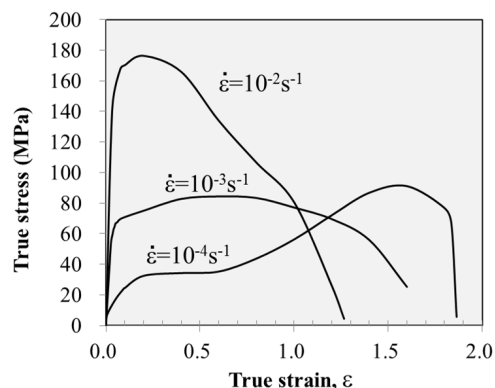


図3: α' -UFG の真応力-真ひずみ曲線 (700°C)

図4は高速変形 (SR: 10^{-2}s^{-1}) した際の破断後の Gage 部 (変形域) の EBSD-方位像および Gage 部と Grip 部 (未変形域) の ND 方位を示した逆極点図を示している。EBSD 像から超微細粒な等軸組織 (粒径: $0.95 \mu\text{m}$) が維持されており、高角粒界の頻度が 94% までに増加している事が分かる。逆極点図からも、未変形域な Grip 部では [0001] に近い方位で結晶が配向する様子が観察されるが、変形域の Gage 部では結晶はランダムに配向している事が観察される。この結果は、これまでに報告されている超塑性を示す金属合金の変形機構と同様に α' -UFG においても粒界すべりが支配

的に活動し、これが高温で巨大伸びを示す要因となる。図4は $700^\circ\text{C}-10^{-2} \text{s}^{-1}$ の試験条件での結果であるが、他の試験温度およびひずみ速度でも同様な結果が得られており、いずれの試験条件においても変形機構は粒界すべりが支配的である。

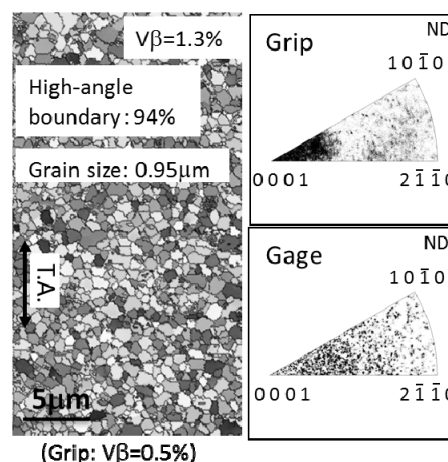


図4: α' -UFG の $700^\circ\text{C}-10^{-2} \text{s}^{-1}$ で変形・破断後の組織形態 (EBSD 方位像と ND の逆極点図)

粒界すべりは超塑性を示す Ti 合金にて現れる一般的な変形機構であり、ではなぜ α' -UFG にて他の超微細粒材 (強加工材) と比較しても良好な高温伸びを示したのであろうか。図5(a)は $700^\circ\text{C}-10^{-2} \text{s}^{-1}$ の変形過程における変形量と準安定 α 単相状態からの β の析出量の関係を示している。これより、未変形部の Grip 部では変形初期から β 量に大きな違いは観察されないが、Gage 部の変形域では変形過程で β が析出している様子が観察され、100% までの塑性伸びまで多く析出し、その後は破断まで緩やかに析出量は増加する傾向にある。図5(b)は破断後における TEM 明視野像を示している。 α 粒の粒界三重点にて微細な β 粒が析出している様子が観察される。この結果は変形過程にて、粒界部に優先的に β が析出して、応力緩和機構として強く作用している事を示唆している。更に図5(b)より、 α/β 界面の α 側で転位が多く集積しており、粒界すべりは α/β 界面で優先的に活動する事を示唆している。実際に、Ti 合金の超塑性過程にて、 α/α 界面、 α/β 界面、 β/β 界面の中で、 α/β 界面にて粒界すべりは起こりやすい事が報告されている。 α' -UFG は超微細等軸形態を呈すとともに準安定 α 単相の状態であり、以上の結果からこれが鍵となり、良好な低温・高速超塑性を示すようになる。つまり、 α' -UFG は微細粒組織であるため粒界すべりが活性化されるが、粒界での応力集中を緩和するため、 β が粒界に析出し、その後、 α/β 界面のすべりを促進させる。そのため粒界すべりがより促進され、良好な超塑性特性を示すようになると考えられる。また、より高温・低速変形にて多量の β が析出する事が確認されている。

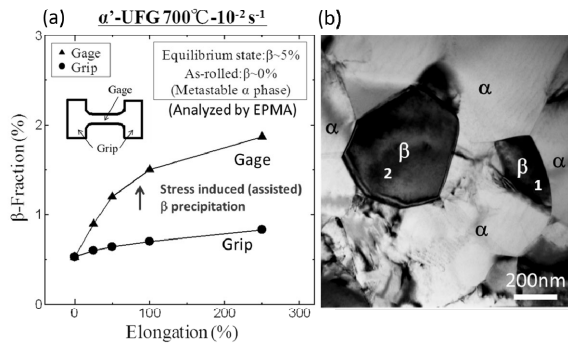


図 5: α' -UFG の変形過程 ($700^{\circ}\text{C}-10^{-2}\text{s}^{-1}$) における (a) β 析出量とひずみ量の関係, (b) 破断後の組織形態 (TEM 明視野像)

次に α' -UFG の粒界すべりの変形機構についてより詳細に言及する。図 6 は $700^{\circ}\text{C}-10^{-2}\text{s}^{-1}$ の変形過程 (塑性ひずみ (a) 50%, (b) (c) 100%) における幾何学的に必要な転位 (GND) の密度分布を示している。これは EBSD で得られた局所方位差のデータから、 $\rho_{\text{GND}} = 2\Delta\theta / (\mu b)$ の式より、算出して、分布形態を表している。これより、50%のひずみ量では GND は不均質な分布形態をとり、ひずみがより蓄積した粒とひずみフリーな粒が混在した形態である事が分かる。一方で 100%の塑性ひずみまで増加すると、粒内は全体としてひずみフリーな均質な分布形態をとる事がわかる。これは出発材の蓄積された加工ひずみの回復過程に対応した結果とも考えられるが、引張前の昇温過程にて、一旦は回復が完了しているために、図 6 は塑性ひずみ量に依存して変形機構が変化している事を示唆していると推察される。図 6(c) は 100%の塑性ひずみの際の高倍での GND 分布形態であり、粒内では低い転位密度で均一な形態をとっているが、粒界部に注目すると転位が集積した粒界と転位密度が小さい粒界がある事に気付く。この分布形態はまさに Gifkins Core-Mantle モデルの粒界すべりの特徴と一致している。この Gifkins Core-Mantle モデルは転位すべり緩和型の粒界すべりで、粒界上のマントル部で転位運動・消滅を繰り返し、粒界すべりが起きる機構であり、Ti 合金の超塑性過程で起きる機構としても知られている。そのため、 α' -UFG でも同様に変形後期のひずみ量 (100%) では Gifkins Core-Mantle モデルで粒界すべりが起きる事が分かる。一方、変形中期 (ひずみ量: 50%) の GND 分布形態は Gifkins Core-Mantle モデルよりむしろ Ball-Hutchison モデルもしくは Cooperative-GBS モデルで説明できる。この 2 つのモデルは結晶粒が群をなして粒界すべりを起こし、3 重点近傍の粒にて転位すべりを起こして応力緩和される粒界すべりの機構である。そのため、転位密度の分布形態は転位集積した粒としていない粒の混在した不均質な形態をとる。これらの結果は α' -

α' -UFG の低温・高速超塑性の過程において、変形機構は粒界すべりが支配的であるが、より詳細には変形初期・中期では Ball-Hutchison モデルの粒界すべりが支配的で、変形後期では Gifkins Core-Mantle モデルの粒界すべりが活性化される。では、なぜ粒界すべりの機構がひずみ量とともに変化したのであろうか。これは、出発状態が準安定 α 単相で変形初期・中期は α/α 粒界すべりがより支配的に起き、また動的な β 変態が活発に起きて、それに対応して Ball-Hutchison モデルの粒界すべりが活発的に起きたと考えられる。

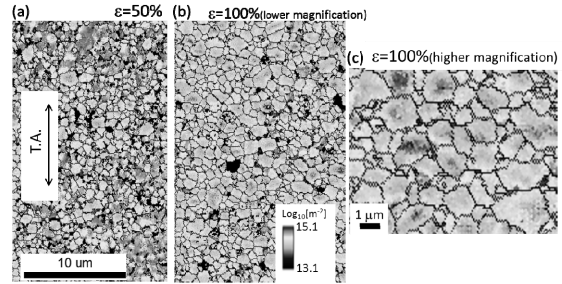


図 6: α' -UFG の $700^{\circ}\text{C}-10^{-2}\text{s}^{-1}$ 変形における GND 分布 (塑性ひずみ (a) 50%, (b) (c) 100%)

超塑性の構成モデルから塑性流動特性を評価し、それと比較する事で α' -UFG の変形特性について評価・解析した。ここでは下記 (図 7) で示した古典的なモデルより評価・議論した。

① Bird-Mukherjee-Dorn (BMD) model	② Modified BMD model with consideration of grain growth
$\dot{\epsilon} = \left(\frac{ADGb}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{G} \right)^{n(=1/m)} \left(\frac{b}{d} \right)^p$	$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \left(\frac{d}{d_{\alpha 0}} \right)^{p/n}$
③ Grain growth	④ ϵ dependent material parameter
$d_{\alpha}^3 - d_{\alpha 0}^3 = Kd(t - t_0)$	$\left(\frac{1}{AD} \right)^m = 0.217\epsilon^{-0.03} (700^{\circ}\text{C} - 10^{-2}\text{s}^{-1})$
$= (K_d / \dot{\epsilon})(\epsilon - \epsilon_0)$	$\left(\frac{1}{AD} \right)^m = 0.408\epsilon^{0.201} (700^{\circ}\text{C} - 10^{-4}\text{s}^{-1})$

図 7: 超塑性構成モデル, 粒成長モデル

図 8 は図 7 の構成モデルで予測された α' -UFG の流動特性をまとめている。プロットで示された曲線が実験結果であり、 10^{-2}s^{-1} では粒成長を加味した構成式 (②) よりむしろ BMD モデル (①) により近い。これは、高速の変形過程においては、ひずみ量に対し様に粒界すべりが活動している事を示唆している。一方で 10^{-4}s^{-1} の低速変形では、変形初期では実験の流動特性は BMD モデルの結果と合致し、変形後期には粒成長を加味した構成式 (②) の結果と同等になるまで加工硬化する。この結果はまさに、低速変形下では粒成長が顕著となりそれが塑性流動特性に強く影響を及ぼす事を示唆している。つまりは、変形初期は粒界すべりが支配的であるため、BMD モデルの流動特性と合致するが、動的な粒成長とともに、支配的な変形機構が粒界すべり

から転位すべりに変遷し、変形途中で著しく加工硬化される。ここで、この変形過程の遷移点に着目すると、粒径が $3.6\mu\text{m}$ 程度までに粒成長すると粒界すべりから転位すべりが強く活性化されるようである。

以上から、本研究で開発した Ti-6Al-4V 合金(α' -UFG)は世界最高レベルの低温・高速超塑性特性を示し、これは微細粒組織よる粒界すべりの活性化と準安定 α 組織からの動的 β 変態による応力緩和機構としての寄与が強く作用したためである。また粒界すべりの機構もひずみ量に依存し、初期はBall-Hutchisonモデルの機構が、後期はGifkins Core-Mantleモデルの機構が作用する。これは変形過程の動的 β 変態の程度と関係すると考えられる。

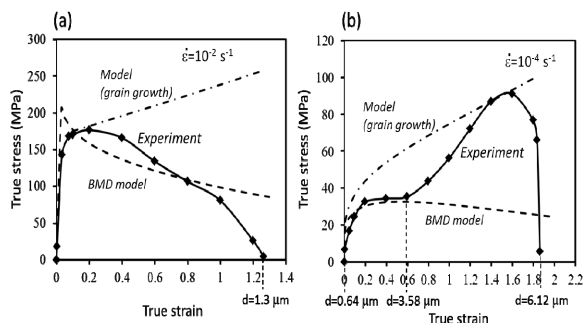


図 8: α' -UFG の塑性流動特性(実験と理論)

② 準安定 α' マルテンサイト組織を有する Ti-6Al-4V 合金の高温変形特性

これまでの研究から Ti 合金の超塑性の低温・高速化へのアプローチとして超微細粒組織を呈するとともに、準安定状態を出発組織とする事で変形過程で動的相変態が起き、これが応力緩和機構として作用して超塑性の低温・高速化に貢献する事を明らかとした。本研究では、出発組織を α' マルテンサイトとし直接的に高温引張変形する事で、準安定状態の高温変形特性に及ぼす影響を評価した。

図 9 はマルテンサイトを出発とした STQ 材、平衡($\alpha+\beta$)のラメラ組織を出発とした ST-FC 材の高温引張試験 ($700\sim 900^\circ\text{C}$) 後の全伸びをまとめた図である。STQ 材および ST-FC 材ともに針状もしくはラメラの同様な形態を有しているにも関わらず、STQ 材で良好な全伸びを示している事が分かる。ひずみ速度感受性指数(m)をみると、 700°C にて STQ 材では 0.23、ST-FC 材では 0.15 とマルテンサイトを出発組織とする事で超塑性の発現基準である 0.3 には届かないが高い m 値を示す事が分かる。

では、なぜ準安定な α' マルテンサイトを出発組織として良好な高温延性を示したのであろうか。図 10 は STQ 材にて $800^\circ\text{C}-10^{-2}\text{s}^{-1}$ の高速変形下における組織変化をまとめている。これより、針状のマルテンサイト組織は塑性ひずみ 50% の変形で、微細な等軸粒が

形成(形成率: 27%)しており、145%の変形後はほぼ全面が微細な等軸組織で占める事が観察される。一方、ST-FC 材では変形後も等軸化は進行せず、ラメラ組織のままである。この結果は、準安定な α' マルテンサイトを出発組織とする事で、変形で不連続動的再結晶および β 析出が促進され、これが応力緩和機構として強く作用し、更には等軸化の進行で変形途中から、粒界すべりが活性化され、優れた高温延性を示したと考えられる。この変形途中から粒界すべりが活性化される点については変形途中のひずみ速度急変試験の結果から、 m 値が 800°C で 0.59 までに増加しており、明らかとされている。これより、準安定状態は変形過程の応力緩和に貢献し、動的再結晶の促進により粒界すべりを活性化させるため、超塑性の低温・高速化を実現する新しい組織設計としての活用が期待される。

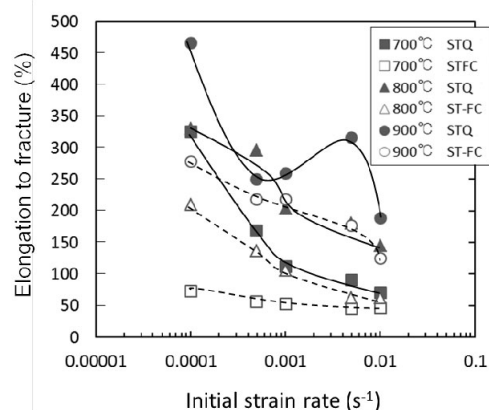


図 9: マルテンサイト組織および平衡($\alpha+\beta$)ラメラ組織を出発組織とした STQ 材および ST-FC 材の高温引張試験後の全伸び

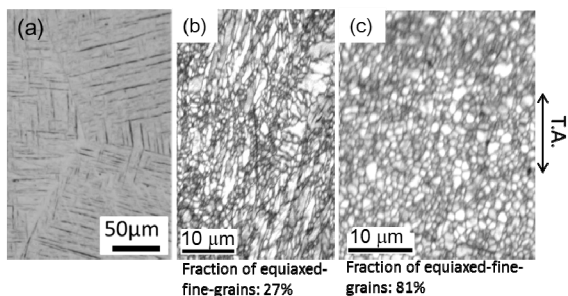


図 10: STQ 材の $800^\circ\text{C}-10^{-2}\text{s}^{-1}$ での変形過程における組織変化

③ 微細粒組織を有する Ti-6Al-4V 合金の統合型超塑性・粘塑性構成モデルの構築

本研究では、Ti-6Al-4V 合金にてこれまで体系的に行ってきた実験結果をベースとして、初期粒径および変形過程の粒成長を考慮した超塑性の構成モデルを構築し、その塑性流動特性をシミュレートした。図 11 は使用した構成モデルを示している。図 12 はこの構成モデルで構築した塑性流動特性および実験で得られた応力-ひずみ曲線を比較している。この図 12 では、(a)初期粒径 $3\mu\text{m}$ の

Ti-6Al-4V 合金の 870℃での流動特性，(b) α' -UFG の 700℃での流動特性を示している。これより，構築したモデルと実験結果がよく合致している事が理解できる。一方でこの構成モデルでは，動的な相変態の影響は考慮されておらず，この影響は等方硬化則を表した Q に影響する事が考えられ，この Q の精密な構成式の構築が今後課題となる。

<p>*塑性流動特性</p> $\dot{\Omega}(f) = \left(\frac{f}{K}\right)^n; f = \sigma_{eq} - R - \sigma_0$ $R = Q(1 - e^{-br}) \quad D_p = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma} = \Omega(f) \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} p \frac{S}{\sigma_{eq}}$ $\dot{\sigma} = 2GD_e + \lambda T \tau(D_e) \quad Q = Q_0 e^{\gamma \Delta d}$	$K = K_1 \left(\frac{d}{\lambda(d_0)}\right)^{\frac{2}{n}}; n = n_1 \left(\frac{d}{\lambda(d_0)}\right)^{\alpha}$ <p>*粒成長(静的, 動的)</p> $\dot{d} = \dot{d}_s + \dot{d}_d$ $\dot{d}_s = A_1 d^{-m_1}; \quad \dot{d}_d = A_2 d^{m_2} d^{-m_2}$
--	--

図 11：粘塑性構成モデル，粒成長モデル

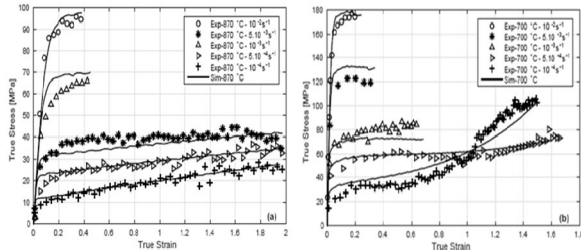


図 12：塑性流動特性 (a) $d=3 \mu\text{m}$, (b) $d=0.5 \mu\text{m}$

④ Ti-6242 合金のマルテンサイトを出発組織とした微細粒組織形成の可能性と高温変形特性(超塑性特性)の評価

紙数の都合上，詳細は割愛するが，本研究では，Ti-6Al-4V で得られたコンセプトを Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si に展開して，マルテンサイト組織を出発組織とした超微細粒形成の可能性と高温変形特性の評価を行った。その結果，約 $0.8 \mu\text{m}$ の微細粒組織形成が可能で， 700°C 以上にて超塑性が発現する事が明らかとなった (700°C - m 値: 0.36, 700°C - 10^{-3}s^{-1} : 伸び 225%)。この変形では Ti-6Al-4V の α' -UFG と同様に，準安定 α 組織からの β 析出が応力緩和機構として作用する。

5. 主な発表論文等

(研究代表者、研究分担者及び連携研究者には下線)

[雑誌論文] (計 6 件)

- ① H. Matsumoto, V. Velay, A. Chiba, “Flow behavior and microstructure in Ti-6Al-4V alloy with an ultrafine-grained α -single phase microstructure during low-temperature-high-strain-rate superplasticity”, Mater. Design, 査読有 66 (2015) 611-617. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.05.045
- ② T. Nishihara, H. Matsumoto, Y. Iwagaki, T. Shiraishi, Y. Ono, “High temperature tensile deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy with the acicular α' martensite microstructure”, Mater. Sci. Forum., 査読有 838-839 (2015) 243-248.
- ③ V. Velay, H. Matsumoto, V. Vidal, L. Penazzi, F. Nazaret, Y. Marcel, M. Bouillane: “Hot forming process analysis of Ti-6Al-4V alloy: experiment, behavior modeling and finite element simulation”, Mater. Sci. Forum., 査読有,

838-839 (2016) 183-189.

- ④ V. Velay, H. Matsumoto, V. Vidal, A. Chiba: “Behavior modelling and microstructural evolutions of Ti-6Al-4V alloy under hot forming conditions”, International Journal of Mechanical Sciences, 査読有, 108-109 (2016) 1-13. DOI:10.1016/j.ijmecsci.2016.01.024
- ⑤ H. Matsumoto, T. Nishihara, Y. Iwagaki, T. Shiraishi, Y. Ono, A. Chiba: “Microstructural evolution and deformation mode under high-temperature-tensile-deformation of the Ti-6Al-4V alloy with the metastable α' martensite starting microstructure”, Mater. Sci. Eng., 査読有, A661 (2016) 68-78. DOI: 10.1016/j.msea.2016.02.089
- ⑥ H. Matsumoto, V. Velay, A. Chiba: “Superplasticity of the ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy with a metastable α -single phase microstructure”, 査読無, Proceedings of the 13th World Conference of Titanium, Sandiego, (2015).

[学会発表] (計 6 件)

- ① 松本洋明, V. Velay, 小野芳樹, 千葉晶彦: “準安定 α 単相の超微細粒組織を有する航空機用 Ti-6Al-4V 合金の超塑性特性”, 2014 年春期日本金属学会講演大会, 東京工業大学
- ② 松本洋明, 千葉晶彦, V. Velay, “微細粒組織を有する Ti-6Al-4V 合金の超塑性変形の流動特性”, 2014 年度秋期日本鉄鋼協会, 名古屋大学
- ③ H. Matsumoto, V. Velay, A. Chiba: “Superplasticity of the ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy with a metastable α -single phase microstructure”, the 13th World Conference of Titanium, Sandiego, (2015).
- ④ H. Matsumoto, V. Velay, A. Chiba, Y. Iwagaki: “Superplastic deformation mode of Ti-6Al-4V alloy with an ultrafine-grained α -single phase microstructure under the low-temperature-high-strain-rate”, ICSAM2015, Tokyo, 2015.
- ⑤ T. Nishihara, H. Matsumoto, Y. Iwagaki, T. Shiraishi, Y. Ono, “High temperature tensile deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy with the acicular α' martensite microstructure”, ICSAM2015, Tokyo, 2015.
- ⑥ V. Velay, H. Matsumoto, V. Vidal, L. Penazzi, F. Nazaret, Y. Marcel, M. Bouillane: “Hot forming process analysis of Ti-6Al-4V alloy: experiment, behavior modeling and finite element simulation”, ICSAM2015, Tokyo, 2015.
- ⑦ 松本洋明, 千葉晶彦, “Ti-6Al-4V 合金の (α + β) 域鍛造における組織形成・材質予測”, 2015 年度秋期軽金属学会講演大会, 日本大学

6. 研究組織

(1) 研究代表者

松本 洋明 (MATSUMOTO Hiroaki)

香川大学 工学部 准教授

研究者番号: 40372312