

# 低温・高速超塑性を実現する新しいタイプの航空機用チタン合金の国際展開 Globalization of new type of Ti alloy exhibiting low temperature-high speed superplasticity for airplane application

香川大学 (旧所属：東北大学金属材料研究所) 松本 洋明  
派遣期間 2013年4月30日～2013年7月26日  
研究機関 Department of Composite Materials and Structural Group, Ecole des  
Mines d'Albi, Campus Jarlard, F-81013 ALBI CT Cedex 09, France  
研究指導者 Prof. Gerard Bernhart, Asso. Prof. Vincent Velay

Grain refinement of Ti-6Al-4V alloy is well recognized as a method for revealing the superplasticity at lower temperature or higher strain rates. This work examines the superplastic flow behavior of the ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy ( $d\alpha=0.4\ \mu\text{m}$ ) (hereafter designed as the  $\alpha'$ -UFG) consisting of single  $\alpha$  phase in relation to microstructural evolution during deformation. The superplastic model of the  $\alpha'$ -UFG could be successfully established especially at higher strain rates region. The detailed microstructural observation revealed that the dynamic  $\beta$ -precipitation at grain boundary of  $\alpha/\alpha$  contributed to an enhancement of grain boundary sliding. In addition, the constitutive model during superplastic deformation of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si alloy was established on basis of experimental results of grain growth.

## 研究目的

航空宇宙産業におけるチタン(Ti, Ti-6Al-4V)合金は、航空機エンジン用ならびに機体用素材としての需要分野を確立している。最近ではC/Cコンポジットの相性の良さからアルミニウム(Al)合金に代わりTi合金の需要が急速に増加し(使用率で1995年に比べて2倍)、最近のエアバスA380やボーイング787などの航空機用金属素材の主役となっている。これらについて、我が国は航空機産業で特に規模の違いから欧米や欧州に遅れをとっているのが現状であり、航空機産業の無い日本においてTi合金の航空機用途への世界展開は悲願である。

これまでに航空機用チタン(Ti)合金において $\alpha'$ マルテンサイトを利用した新しい組織制御技術を提案した。具体的には最適な条件下で加工を施すことにより、結晶異方性のない素形材製造と超微細粒組織形成を可能とする。開発した超微細粒組織を有する航空機用Ti合金は従来よりも低温・高速変形域で巨大伸び(超塑性)が発現し、Ti合金の生産性が飛躍的に向上することを見出した。更に加工後も高強度特性が維持されており、“加工し易くて強いTi合金”の開発に成功している。しかしながら、これまでの研究は素材開発からのアプローチであり、実際の塑

性加工(航空機用)と組織変化機構、また加工過程の応力・ひずみ分布(巨視的および局所的)は未だ明らかでなく、本研究ではこれらについて先導的研究を行っているアルビ鉱山大学(フランス)のG.Bernhart教授のグループと協力することにより、日本発のTi合金素材について超塑性加工・組織変化機構・変形機構・局所ひずみ分布解析を基礎的に解明する。更にG.Bernhart Grではヨーロッパの大手航空機メーカーと密接に研究開発を遂行しており、滞在中にTi合金の先端的な加工技術を習得するとともに、応用面でも日本発の航空機用Ti合金材の優位性を実証する。本研究では下記2テーマについて協同的に研究を遂行する。

- ・新たに開発した超微細粒組織を有するTi-6Al-4V合金( $\alpha'$ -UFG材)の超塑性加工

大型試験片を用いた $\alpha'$ -UFG材の超塑性成形評価を行う。またシミュレーション技術を駆使しながら、複雑形状への超塑性加工の可能性を評価し、また微細粒径の超塑性特性に及ぼす影響について基礎的な解明も行う。また、この一連の研究から、新たに開発した $\alpha'$ -UFG材の優位性を実証し、フランスへの国際展開を目指す。

- ・航空機用Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si(Ti-6242)合金の

超塑性成形評価とシミュレーションを駆使した新しい超塑性モデルの構築

現在、ヨーロッパで注目されている Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si 合金の組織評価、超塑性の特性評価、およびシミュレーションを駆使した最適な超塑性モデルの構築を行う。

## 研究経過

### 新規な加工プロセス(α' プロセッシング)により製造された超微細粒組織を有する Ti-6Al-4V 合金(α' -UFG)の超塑性特性の評価と塑性加工シミュレーション

Albi 鋳山大学では特殊に制御され、また大型素材の試験に対応可能な引張試験装置を所有しており、その装置を利用して、大型素材を用いて引張試験(700°C)を行った。Fig. 1(a)は700°Cで初期ひずみ速度を変化させた時の応力-ひずみ曲線を示している。ひずみ速度の低下とともに変形応力値が減少して、また均一変形のひずみ域が増加していることが分かる。0.01s<sup>-1</sup>の高速変形においても200%以上の良好な塑性伸びを示しており、超塑性現象が明らかに発現していることが示唆できる。また、ひずみ速度感受性指数(m 値)を評価したところ、0.39(ε=0.1)の高い値を示し、超塑性が発現する指標である0.3以上を示すことから、いずれの変形速度でも超塑性が発現されることが明らかである。Fig. 1(b)はAlbi 鋳山大学で所有する高精度試験機を用いて試験(700°C-0.001s<sup>-1</sup>)を行った試験片の外観である。これより変形(低温-高速域)で巨大伸びが発現している事が理解できる。

超塑性とはある特定の温度・ひずみ速度の条件にて、変形過程で巨大伸びを発現する現象であり、粒界すべりが支配的になることは良く知られている。高温での変形のため、静的かつ変形誘起での粒成長

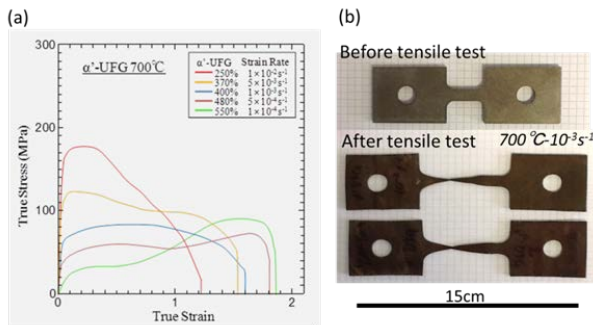


Fig.1 (a)Stress-strain curves of α'-UFG tested at 700°C and (b) appearance of tensile specimens.

が起こり、粒界すべりが支配的であるものの機構がひずみ量に対して経時的に複雑に変化しているのが実際である。そのため、超塑性成形過程の変形挙動を理解するには、まず組織変化過程を詳細に理解する必要があり、ここでは静的および変形誘起の粒成長に注目して、詳細な組織評価を行った。また、ここで得られた結果は複雑形状への加工を想定した加工の可能性について評価した後述するシミュレーションに展開している。

Fig. 2(a)は超塑性変形前の独自に開発した超微細粒組織(結晶粒径:0.4μm)を有する Ti-6Al-4V 合金(以後、α' -UFG 材と称す)の組織形態を示している。これより独自開発したα' -UFG 材は均質な超微細粒形態を有していることが確認できる。Fig. 2(b)は700°Cにおける静的な粒成長挙動と変形過程(引張変形)での粒成長挙動をまとめた図を示している。プロット点が実際の実験値で、破線は以下の粒成長モデル Lin の式に実験値に合わせ込んで材料パラメータ(α, γ<sub>0</sub>, β, φ)を求めて、導出した以下の式の曲線である。700°Cの温度はTi合金の加熱-変形過程で中温域に相当するが、図より静的状態および変形過程ともに粒成長が起き、特に変形誘起で粒成長が著しいことが分かる。そのため、変形過程で粒成長に伴い、変形機構も複雑に変化していることが推察できる。

ここでは、α' -UFG 材の複雑形状への低温・高速下での超塑性成形の可能性を評価するために実験で得られた基礎データをベースとして V. Velay 博士の指導の下、汎用の有限要素プログラムである ABAQUS を用いてシミュレーション解析を行った。

まずは、クラシカルなモデルとして以下の Power-law モデルを用いた。本研究では(2)式の Bird-Mukherjee-Dorn generalized 構成式を用いた。

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \dots (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = \left( \frac{ADGb}{kT} \right) \left( \frac{\sigma}{G} \right)^n \left( \frac{b}{d} \right)^p \dots (2)$$

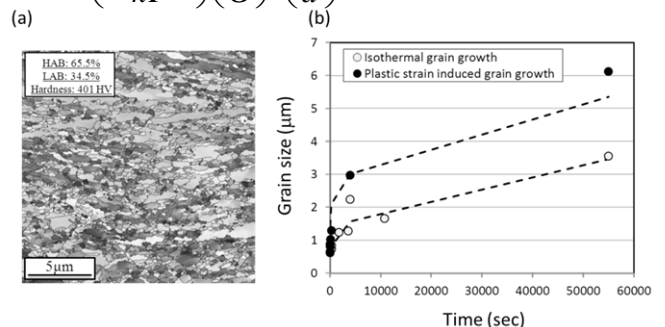


Fig.2 (a) Microstructure of the α'-UFG and (b) Grain growth during static heat treatment and

この構成式は、物理的な構成モデルで実験的な現象をベースとして構築されたモデルであり、超塑性を発現する素材に応じて、補正した式が多く報告されている。ここでは、低温-高速域の変形である  $700^{\circ}\text{C}-0.001\text{s}^{-1}$  の超塑性変形条件を考慮する。Table 1 は実験で得られたデータをベースとした  $\alpha'$ -UFG 材の材料パラメーターを示している。Fig.3(a) は  $700^{\circ}\text{C}-0.001\text{s}^{-1}$  の引張条件における応力-ひずみ曲線(実験値、モデル値)である。流動応力値は実験結果と良く整合していることが確認できる。この結果は超微細粒組織を有する Ti-6Al-4V 合金( $\alpha'$ -UFG 材)においても超塑性変形現象が(2)式の関係で定性的に説明出来ることを示している。一方で(2)式において塑性不安定域および粒成長の影響は考慮されておらず、Fig. 3(a)においてモデルの結果は均一変形域において実験値と良く整合することが理解できる。また、Fig.3(b)はシミュレーションにおける変形前後の試験片の Mises 応力分布であり、試験片全体で均一変形が進行している様子が観察される。

更に、変形過程における組織を詳細に評価した結果、準安定  $\alpha$  相組織から  $\beta$  相が粒界上で析出している様子が観察され、周辺の転位集積の形態と併せて考えると、この動的な  $\beta$  析出が応力緩和機構として強く作用し、超塑性特性の改善に貢献した事が推察された。一方で、ひずみ速度が低速( $0.0001\text{s}^{-1}$ )な変形の場合、動的な粒成長が著しく、流動特性にも大きな影響を及ぼし、Fig.3(a)とは異なり、変形後期で著しい加工硬化が観察されるようになる。そのため、(2)式で流動特性を再現するのは困難で、今後、低速変形においても対応可能な、粒成長モデルを更に最適化させた構成式の構築が必要となる。

これらの結果から、応用面においても実験および理論的(シミュレーション)なアプローチから、 $\alpha'$ -UFG 材の新しい可能性(加工の低温・高速化)をポジティブに評価頂く事が出来、今後も共同研究体制を継続し、まずはより精密な加工シミュレーションの実施と構成式の構築を行う。その後、素材の大型加工の可能性、また日本発の提供を目指していく。

### Ti-6242 合金 超塑性成形シミュレーション (最適な粘塑性モデルの構築と展開)

ここでは現在、ヨーロッパで注目されている Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si 合金の組織評価、超塑性の特性評価、およびシミュレーションを駆使した最適な超塑性モデルの構築を行った。

複雑形状への加工を可能とする超塑性加工において、いかに実際の加工を模擬するためのシミュレーションモデルを構築できるかが重要視される。経験的な要素は時間とコストを要し、特に航空機用の素形材分野では扱う規模が大きく、試作・生産におけるトライアンドエラーは極力無くす必要があり、シミュレーション技術の進展は現在も強く要望されている課題である。用いるモデルは粘塑性構成モデルである。前述した通り、超塑性変形過程では動的な粒成長を伴うため、複雑に変形モードが変化する。これをいかに考慮出来るかが鍵となり、粒成長挙動を実験的に詳細に評価し、精密な粒成長モデル(構成式)の構築を行い、変形モデルを構築した。

Table 2 は使用した粘塑性構成モデルの構成式および、Ti-6242 合金において  $730^{\circ}\text{C}\sim 930^{\circ}\text{C}$  で粒成長挙動の実験結果を利用して算出した粒成長モデルの材料定数を示している。Fig.4 はこの構成モデルを用い

Table 1 Material parameters of  $\alpha'$ -UFG

| Material parameter of $\alpha'$ -UFG<br>( $700^{\circ}\text{C}$ test) |                                  |
|---|----------------------------------|
| d   | 0.64 $\mu\text{m}$               |
| AD ( $\epsilon=0.3$ )   | 22.51 $\mu\text{m}^2/\text{sec}$ |
| T   | 973 K                            |
| m   | 0.3875                           |
| G   | 25175 MPa                        |
| k   | 1.4E-23 J/K                      |
| b   | 0.295 nm                         |
| p   | 2                                |
| SR  | 0.001 $\text{s}^{-1}$            |

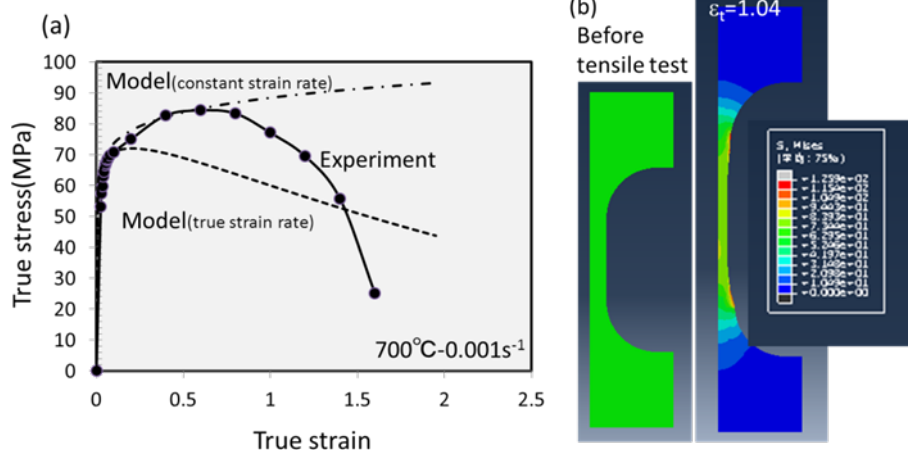


Fig. 3 (a) stress-strain curves (Experimental result and simulated result) of  $\alpha'$ -UFG and (b) Mises-stress distribution analyzed by FEM simulation.

て計算した応力-ひずみ曲線(実線)を実験結果(プロット)と併せて示している。この応力-ひずみ曲線は730°Cの変形の結果であり、両者よく整合している事が確認できる。これから超塑性変形過程を再現する最適な構成モデルが構築できた事が分かる。Fig.5は実際に Ti-6242 合金板材を超塑性プレス加工した外觀図であるが、クラックの形成も無く、健全に複雑形状への加工が可能であることが分かる。

### 考察

本研究では、最新の評価設備を駆使して、新たに開発した超微細粒組織を有する Ti-6Al-4V 合金 ( $\alpha'$ -UFG 材)の大型試験片を用いた超塑性加工の評価および塑性加工の最適な構成モデルの構築を行い、またヨーロッパで注目されている航空機用 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si(Ti-6242)合金の超塑性成形評価とシミュレーションを駆使した新しい超塑性モデルの構築を行った。その結果、最適な構成モデルの構築技術を習得するとともに、超塑性加工の適切な評価を行う事が出来た。

学術的には $\alpha'$ -UFG 材の変形過程で、動的な $\beta$ 変態・析出が超塑性変形を促進する要因の一つである事を見出し、一方で粒成長速度が異常に速く、流動特性に大きな影響を及ぼす事を明らかとした。

今後は、習得した技術(シミュレーション)を駆使して新たに開発した $\alpha'$ -UFG材の特性評価を国内で加速的に行うとともに、低温(700°Cクラス)での実験的な超塑性評価を継続して、フランスで実施する予定である。

Table 2 Constitutive equations of viscoplastic deformation and calculated material parameters based on experimental result.

| Grain growth equation  |  | *Determined grain growth parameters |               |                       |                    |                       |
|--|--|-------------------------------------|---------------|-----------------------|--------------------|-----------------------|
| $\dot{d} = \alpha d^{-\gamma_0} + \beta \dot{\epsilon}_p d^{-\phi}$  |  |                                     |               |                       |                    |                       |
| 1. Isothermal grain growth (static)  |  |                                     |               |                       |                    |                       |
| $d = \left[ d_0^{\gamma_0+1} + (\gamma_0 + 1) \alpha t \right]^{1/(\gamma_0+1)}$                               |  |                                     |               |                       |                    |                       |
| 2. Plastic-strain-induced grain growth   |  |                                     |               |                       |                    |                       |
| $d = \left[ d_0^{\phi+1} + (\phi + 1) \beta \left( \epsilon_T - \frac{\sigma}{E} \right) \right]^{1/(\phi+1)}$ |  |                                     |               |                       |                    |                       |
|  |  | $\gamma_0$                          |               | $\alpha$              |                    |                       |
|  |  | $\alpha$ phase                      | $\beta$ phase | $\alpha$ phase        | $\beta$ phase      |                       |
|  |  | 730°C                               | 5.71          | 0.011                 | 7.36               | $7.96 \times 10^{-4}$ |
|  |  | 840°C                               | 32.78         | $6.19 \times 10^{11}$ | 9.917              | 0.0896                |
|  |  | 920°C                               | 10.5          | 36.76                 | 16.35              | 49.64                 |
|  |  | $\phi$                              |               | $\beta$               |                    |                       |
|  |  | $\alpha$ phase                      | $\beta$ phase | $\alpha$ phase        | $\beta$ phase      |                       |
|  |  | 730°C                               | 173.46        | 1.41                  | $1 \times 10^{60}$ | $4.3 \times 10^{-4}$  |
|  |  | 840°C                               | 0             | 0.421                 | 0                  | 0.0356                |
|  |  | 920°C                               | 13.27         | $1 \times 10^8$       | 163.19             | $2.82 \times 10^9$    |

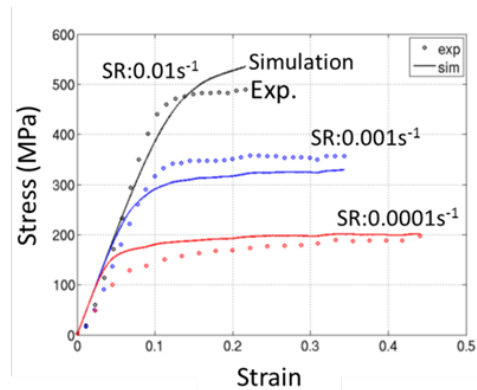


Fig.4 Stress-strain curves (experimental and simulated results) tested at 730°C.

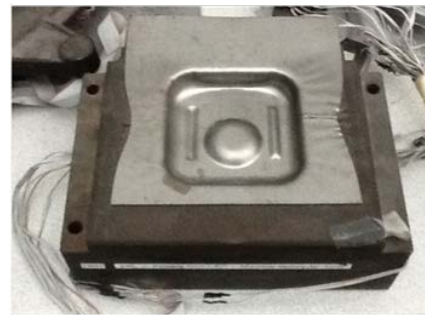


Fig.5 Appearance of superplastic deformation pressing of Ti-6242 alloy.

### 研究の発表

#### 口頭発表

1. 松本洋明, Vincent Velay, 千葉晶彦, “準安定 $\alpha$ 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”, 日本金属学会 春期講演大会 (2014. 3.22) 東京工業大学
2. 松本洋明, Vincent Velay, 千葉晶彦, “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”, 日本金属学会 秋期講演大会 (2014. 9.25) 名古屋大学

#### 誌上発表

1. V. Velay, H. Matsumoto, L. Sasaki, V. Vidal: “Investigation of the mechanical behaviour of Ti-6Al-4V alloy under hot forming conditions: experiment and modelling”, Materials Science and Engineering Technology, (2014).