

# 航空機用チタン合金の 材料特性および開発指針

北 嶋 具 教<sup>1)</sup> 御手洗 容 子<sup>2)</sup>

## 1. はじめに

日本の航空機・宇宙産業の生産高は年々伸びており、特に民間用航空機の伸びが著しい。現在では民間用航空機の高生産高が航空機・宇宙産業の生産高のおよそ50%を占めている<sup>(1)</sup>。世界に目を向けても民間航空機の需要は伸びており、現在までに19,200機、今後20年間でさらに17,560機導入されるという予測がある<sup>(2)</sup>。それに伴って、航空分野のCO<sub>2</sub>排出量も増えており、今後、航空機機体数の増加によりCO<sub>2</sub>がさらに増加すると考えられる。航空機のCO<sub>2</sub>排出量低減には航空機の軽量化とエンジン熱効率向上が有効であるため、航空機機体およびエンジンにおいてアルミ合金や鋼に比べて比強度が高いチタン合金の使用割合が増加している。さらにはエンジンコンプレッサーの高温部材として使用されるチタン合金の耐熱性を向上することでエンジン熱効率向上にも貢献してきた。米ボーイング社のB747(1969年)でのチタンの使用割合は2%だったのに対して、B757(1982年)で5%、B777(1995年)で8.5%、B787(2011年)で15%と増加している<sup>(3)</sup>。仏エアバス社A380(2005年)でも10%である。特に近年では航空機機体のCFRP使用量が増加しており、CFRPと腐食性や熱膨張率で相性が良いという理由でもチタンの使用量が増加している。本稿では航空機機体や航空機エンジンに使用されるチタン合金に求められる特性について述べるとともに、近年の航空機におけるチタン合金の適用例、合金開発指針、最近の研究について言及する。航空機エンジンのタービン後段動翼にTiAl系金属間化合物が実用化されているが、TiAl合金に関する記述は紙面の都合上、割愛する。

## 2. チタン合金の種類と航空機に用いられるチタン合金

チタンは1155 Kに $\alpha \leftrightarrow \beta$ 変態点があり、低温安定相は稠密六方晶(hcp)構造の $\alpha$ 相、変態温度以上では体心立方晶(bcc)構造を持つ $\beta$ 相である。 $\beta$ 相を安定化させる元素(Mo, Nb, W, Taなど)を添加していくと、純チタンの変態点以下の温度範囲でも $\beta$ 相を残すことができ、 $\alpha$ 相と $\beta$ 相の2相組織となり、さらに $\beta$ 安定化元素の添加量を増やすと $\beta$ 単相合金となる。 $\beta$ 安定化元素添加による $\beta$ 相の安定化は次のMo当量によって評価され、10以下では急冷して $\beta$ 相を残留することができるとして、 $\beta$ 相安定性の一つの指標になっている<sup>(4)</sup>。

$$\text{Mo 当量(mass\%)} = \text{Mo} + 0.67 \times \text{V} + 0.44 \times \text{W} + 0.28 \times \text{Nb} + 0.22 \times \text{Ta} + 2.9 \times \text{Fe} + 1.6 \times \text{Cr} - 1.0 \times \text{Al}$$

しかし、Ti-30Mo(Mo当量:30)は高温応力下において $\beta$ 相は安定ではなく、実際のところ $\beta$ 相を安定化するMo当量は不明である。一方で、 $\alpha$ 相を安定化する元素であるAlやO, Nを純チタンに添加すると $\beta$ 変態点が上昇する。 $\alpha + \beta$ の2相組織において、 $\alpha$ 安定化元素(Al, O, C, N, Ga)の添加量が多くなると、 $\alpha$ 相の体積率が増加し、さらに添加すると $\alpha_2$ 相が析出する。 $\alpha_2$ 相の析出はクリープ強度の向上に有効であるため、高温用合金では $\alpha_2$ 相を析出させている合金もある。しかし、 $\alpha_2$ 相の過剰析出や粗大化は延性を低下させるため、次に示すAl当量が9以下では $\alpha$ 相の規則化や $\alpha_2$ 相の析出による脆化を避けることができるとして指標に用いられている<sup>(5)</sup>。

$$\text{Al 当量(mass\%)} = \text{Al} + \text{Sn}/3 + \text{Zr}/6 + 10 \times (\text{O} + \text{N})$$

$\beta$ 変態点に影響が小さい元素は中性元素と言われ、Sn, Zr, Hf等が挙げられる。図1に $\alpha + \beta$ の状態図を模式的に示す。

\* 物質・材料研究機構 構造材料研究拠点 耐熱材料設計グループ: 1)主任研究員 2)グループリーダー  
Development and Material Properties of Titanium Alloys for Aeroengine and Airframe Applications; Tomonori Kitashima and Yoko Yamabe-Mitarai(High Temperature Material Design Group, Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba)  
Keywords: aircraft, titanium, alloy development, microstructure control, alloying effect  
2016年3月1日受理[doi:10.2320/materia.55.370]

$\beta$ 安定化元素の添加量が増加するにつれて、 $\beta$ 変態点が低下する。チタン合金は $\alpha$ 合金、 $\alpha+\beta$ 合金、 $\beta$ 合金と分類することができるが、 $\alpha$ 相の体積率が高い $\alpha+\beta$ 合金をニア $\alpha$ 合金、 $\beta$ 相の体積率が高い $\alpha+\beta$ 合金をニア $\beta$ 合金と呼ぶことがあり、本稿でもそのように呼ぶことにする。

チタン合金は航空機機体や航空機エンジンにおいて、様々な部位に用いられており、仏エアバス社製 A380における適用部位の例を図2に示す<sup>(6)</sup>。表1には近年の航空機に使用されている代表的なチタン合金を示しており、Al, Sn, Zr, Mo, Nb, V, Fe, Cr, Cu, Si等が添加されており、複雑な多元系で

あることがわかる<sup>(4)(7)-(20)</sup>。 $\beta$ 合金である Ti-10-2-3, Ti-5553は高強度合金として実用化されており、従来の4340M鋼に置き換えられて Ti-10-2-3は B777と A380のランディングギアで、Ti-5553は B787のランディングギアで使用されている<sup>(21)</sup>。B747ではフレームに Ti662が使用されたが、その後 Ti-10-2-3に置き換えられた。これら $\beta$ 合金では引張強度、破壊靱性、疲労強度、成形性、鍛造性(できるだけ低温)、 $\beta$ 安定性が重要となる。引張強度と破壊靱性は相反関係にあり、 $\alpha+\beta$ 合金よりも $\beta$ 合金がこれら特性に優れる<sup>(22)</sup>。米ジェネラル・エレクトリック社製エンジンで実用化されている Ti-17はファンや低圧コンプレッサーのディスク

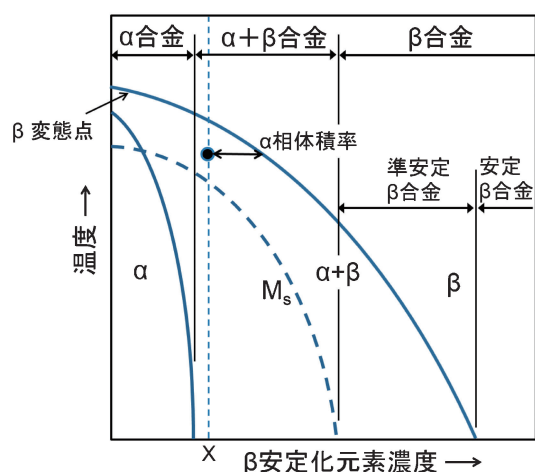


図1 模式的な $\alpha+\beta$ 合金の状態図。

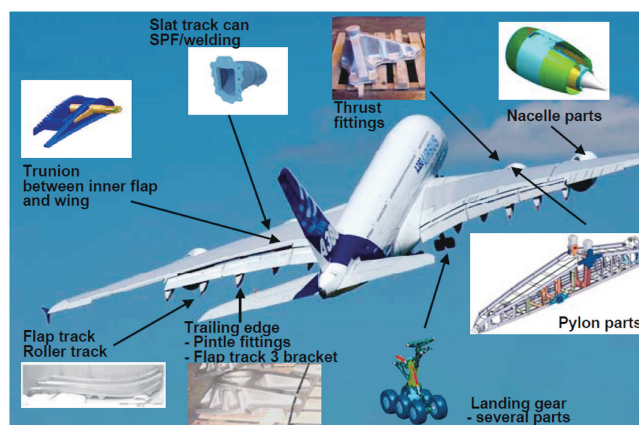


図2 エアバス社製 A380のチタン合金適用部位<sup>(6)</sup>。

表1 航空機(エンジンはターボファンエンジン)に用いられるチタン合金<sup>(4)(7)-(20)</sup>。Al当量では酸素濃度を計算していないが、原料によるものや製造プロセスの過程で酸素を0.1~0.2 mass%含有する場合、それぞれ1~2を加算する。HPC: 高圧コンプレッサー, LPC: 低圧コンプレッサー, MUT: 最高使用温度を意味する。

適用先 (機体/エンジン)	組成(mass%)・合金名	合金種類	Mo 当量	Al 当量	密度 (g/cm <sup>3</sup> )	適用部位
機体	Ti-3Al-2.5V	$\alpha+\beta$	-1.3	3	4.48	油圧管, ハニカムコア
	Ti-6Al-6V-2Sn-0.5Fe-0.5Cu(Ti-662)	$\alpha+\beta$	-1.98	6.7	4.54	鍛造品, 主脚支持構造部品(B747)
	Ti-10V-2Fe-3Al(Ti-10-2-3)	ニア $\beta$	9.5	3	4.65	鍛造品, 主脚(B777, A380)
	Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-0.5Fe(Ti-5553)	ニア $\beta$	9.6	5	4.67	主脚(B787)
	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr(Beta C)	準安定 $\beta$	16.0	3.7	4.82	ばね
	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn(Ti-15-3-3-3)	準安定 $\beta$	11.9	4	4.76	板, 鋳造品, ばね
機体およびエンジン	Ti-6Al-4V(Ti-64, IMI318)	$\alpha+\beta$	-3.3	6	4.43	一般部品, 機体鍛造品, ファスナー, ファンディスク・ブレード, LPC ディスク・ブレード
	Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si(Beta21S)	準安定 $\beta$	12.8	3	4.93	ナセル, プラグ, エンジンノズル
エンジン	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr(Ti-17)	ニア $\beta$	5.4	6.0	4.65	ファンディスク, コンプレッサーディスク(MUT: 673 K)
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo(Ti-6246)	$\alpha+\beta$	0	7.3	4.65	ディスク・ブレード(HPC, MUT: 723 K)
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo(Ti-6242)	ニア $\alpha$	-4	7.3	4.54	ディスク・ブレード(HPC, MUT: 723 K)
	Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si(IMI685)	ニア $\alpha$	-5.5	6.8	4.46	ディスク, ブレード(HPC, MUT: 793 K)
	Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-1Nb-0.25Mo-0.3Si(IMI829)	ニア $\alpha$	-5.0	7.2	4.55	ブレード(HPC, MUT: 853 K)
	Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si-0.06C(IMI834)	ニア $\alpha$	-5.1	7.7	4.55	ディスク, ブレード(LPC・HPC, MUT: 863 K)

表2 Ti-17開発時の目標<sup>(23)</sup>.

Tensile Properties	25-30% Higher than Ti64, Ultimate strength: 1172 MPa, 0.2% Yield strength 1103 MPa
Elevated Temp. Properties	25-30% Higher than Ti64 to 643 K
Fracture Toughness	66 MPa·m <sup>1/2</sup>
Through Hardening	Uniform properties in 152.4 mm section size

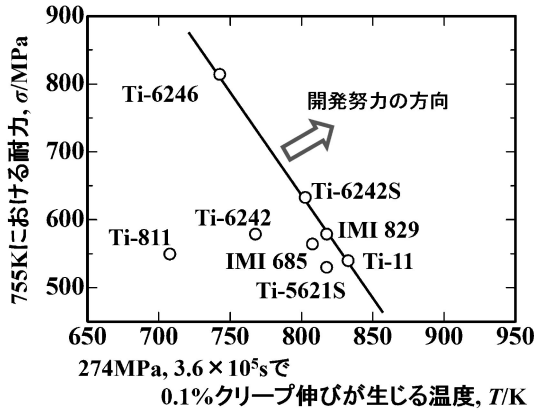


図3 高温用チタン合金の高温クリープ特性と高温強度<sup>(25)</sup>.

クに使用されており、この合金も強度と破壊靱性が重要である。Ti-17開発時の目標を表2に示す<sup>(23)</sup>。また、Ti-6246は高温強度と低温強度を兼ね備えた合金であり、破壊靱性値が高いβ鍛造材(後述)が高圧コンプレッサーディスクで使用されている。Ti-5553, Ti-17, Ti-6246は引張強度が1000 MPaを超え、破壊靱性値 $K_{IC}$ が60 MPa·m<sup>1/2</sup>を超えるように鍛造・熱処理プロセスにより組織制御されている。耐酸化性を低下させるVを含有するβ合金Ti-15-3-3-3に対して、β21SはMoを15 mass%含み、高耐酸化β合金として開発された<sup>(24)</sup>。冷間加工が可能であり、クリープ強度にも優れ、排気系のナセル部材や排気ノズルコーンとして使用されている(2016年1月に初飛行に成功したB737MAXでは排気ノズルコーンにSiC複合材料が使用されている)。ニアα合金であるTi-6242やIMI834は高圧コンプレッサー部材として使われており、耐熱性が高い。高圧・中圧コンプレッサーで使用される高温用チタン合金を開発するためにはクリープ強度と高温引張強度を向上させ(図3)、かつ疲労強度を向上させることが目標となる。高温で使用されるチタン合金は高温化によるエンジン熱効率向上と軽量化に貢献するため、多くの研究がなされてきた。次に高温用ニアαチタン合金について述べる。

### 3. 高温用チタン合金

航空機エンジン高温部材にはこれまでにTi-6242やIMI834に代表されるニアα合金が使用されている。このニアα合金の耐熱性を向上させるためには新しい合金組成を探索し、マイクロ組織を制御し、引張強度、クリープ特性、疲

表3 Ti-6242開発当時のプラット・アンド・ホイットニー社の10年後の耐熱合金開発目標<sup>(25)</sup>.

性質	試験温度 (K)	ディスク材 (応力, MPa)	ブレード材 (応力, MPa)
300時間に0.1%以下のクリープ	811	412	446
300時間に0.2%以下のクリープ	922	103	172
引張強度	922	721	755
922 K で300時間使用後の伸び	室温	10%	6%
10 <sup>7</sup> サイクルの疲労強度	811	549	549
塩をかぶった後、922 K で100時間稼働させた後の疲労強度	室温	172	172

労特性、破壊靱性を改善する必要がある。表3に米プラット・アンド・ホイットニー社がTi-6242開発時に掲げた10年後の目標を示す<sup>(26)</sup>。複数の特性を同時に改善し、信頼性を評価するためには多大なコスト、労力、時間を費やす。ここではα+β合金であるニアα合金の高温特性に影響する因子について述べる。

#### (1) プロセスとマイクロ組織と機械的特性

チタン合金のα相/β相の量比と組織形態は機械的性質に影響する。hcp構造のα相はbcc構造のβ相に比べてすべり系が少なく、また拡散が遅いことからクリープ変形抵抗が高く、高温用合金にはα相の体積率が大きいニアα合金が使われている(IMI834の等軸α体積率は1073 Kで95%ほど)。α+β合金の典型的な組織形態として、図4に示す通り、針状組織、等軸α組織、この2つの構造で構成されるBi-modal組織が挙げられる。針状組織は等軸α組織に比べてクリープ強度、破壊靱性に優れるが、引張延性、高温低サイクル疲労強度は低く、引張強さも少し劣る。Bi-modal組織は等軸αの体積率を調整することでクリープ強度と疲労強度のバランスに優れた組織に制御できる。これらの組織の主な因子として、等軸α体積率、等軸αサイズ、β粒サイズ、コロニーサイズ(後述)、ラメラ厚さが挙げられる。β相から変態したα相とβ相の界面は(110)<sub>β</sub>|| (0001)<sub>α</sub>, [111]<sub>β</sub>|| [1120]<sub>α</sub>のバーガース方位の関係にあり、この方位に沿って格子幅の差が大きい場合、α/βの相界面は半整合となる。α相とβ相の組成にもよるがこの格子ミスマッチは転位移動の障害となる。また、β粒界からα相とβ相のラメラ構造が成長するような組織ではラメラの成長方向が異なるコロニー領域が粒内に複数形成し、コロニーの界面は転位移動の障害となる。クリープ変形では転位の運動に加えて、β粒、コロニー、等軸αの粒界すべりも起こる。また、β粒界に層状α相が生成する場合はその厚さや体積率も機械的性質に影響する。

表1に示すIMI685は高温用合金としてクリープ強度に有利な針状組織で使用されたが、β粒を微細化し、疲労強度を改善した針状組織のIMI829が開発された。さらにその後、強度、疲労、クリープのバランスに優れたIMI834が開発され、等軸αの体積率が15~20%に制御されたBi-modal組織で使用されている。国内においても、耐熱合金である

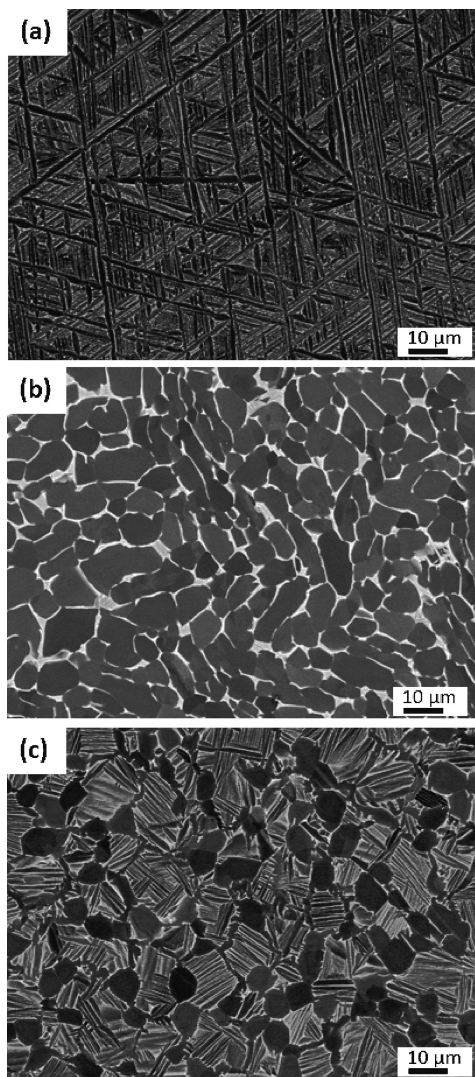


図4 典型的なマイクロ組織の(a)針状組織, (b)等軸 $\alpha$ 組織, (c)Bi-modal組織. 黒い部分が $\alpha$ 相, 白い部分が $\beta$ 相であり, (c)の丸い黒い部分が等軸 $\alpha$ .

DAT54 (Ti-5.8Al-4Sn-4.5Zr-2.8Mo-0.7Nb-0.4Si-0.06C, mass%)が開発されており, クリープ強度は540°CでIMI829と同等であることが報告されている<sup>(27)</sup>. この合金は等軸 $\alpha$ の体積率は17%程度のBi-modal組織に制御され, クリープ強度と疲労強度を兼ね備えるコンプレッサーディスク合金として開発された(図5). これらのマイクロ組織は鍛造・熱処理プロセスで作上げられるが, 合金によって $\beta$ 変態点,  $\alpha$ 相体積率の温度依存性, 拡散性等が異なるため, 各合金でプロセス条件が最適化される. 目指す組織によって様々な条件が考えられるが, 例として, 針状組織は $\beta$ 変態点より高い温度域で溶体化処理した後, 急冷もしくは空冷を行い, その後時効処理を行う. また, 等軸 $\alpha$ 組織は $\beta$ 変態点より50 Kほど低い $\alpha+\beta$ 温度域で鍛造比3以上の鍛造を行い,  $\beta$ 変態点直下の $\alpha+\beta$ 温度域で溶体化処理後, 炉冷等により冷却速度を遅くする. その後, 時効処理を行う. ここで,  $\alpha+\beta$ 温度域の溶体化処理の後, 急冷や空冷などで冷却速度を速くすると, 冷却過程で等軸 $\alpha$ の間の残留 $\beta$ に針状組織が形成され,

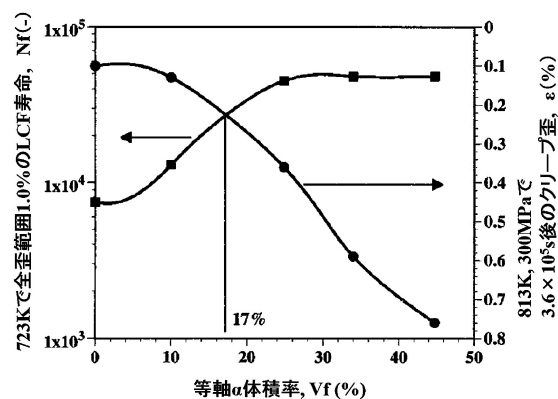


図5 低サイクル疲労特性とクリープ特性と等軸 $\alpha$ 体積率の関係<sup>(27)</sup>.

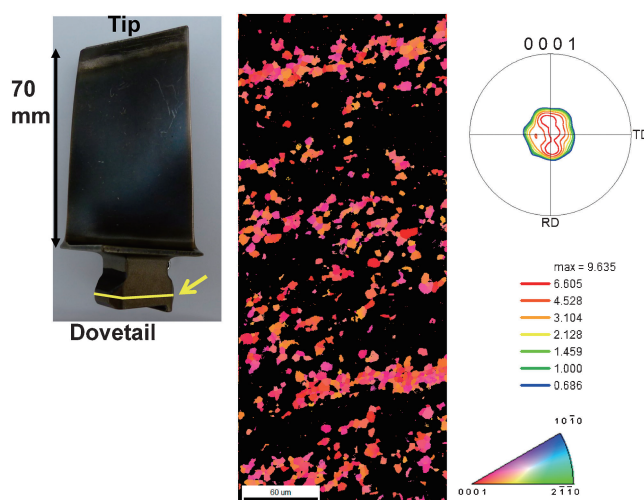


図6 ダブテイル中心部におけるEBSDマップ. 結晶方位分布から集合組織(マクロゾーン)が形成されている<sup>(28)</sup>.

Bi-modal組織となる.

図6はプラット・アンド・ホイットニー社製PW4077に搭載後, 廃棄されたTi-811 (Ti-8Al-1Mo-1V, mass%)の高圧コンプレッサー動翼の結晶方位分布である<sup>(28)</sup>. ディスクと結合するダブテイル部においてブレード長手方向の縦断面で[0001]方位の結晶粒が揃っている集合組織(マクロゾーン)が形成されている. このような集合組織は疲労寿命を低下させ, 特に応力下で保持状態のあるDwell Fatigueでは寿命低下が顕著である. この集合組織は鍛造や圧延プロセスにおいて形成する. 組織は鍛造・熱処理プロセスの鍛造温度, 鍛造比, 鍛造歪速度, 溶体化処理温度, 冷却速度によって変化するため, チタン合金の開発のためには材料組成の探索と併せて組織制御のための鍛造・熱処理プロセス条件の最適化が重要である. 近年, 欧米ではFEMソフトウェアを用いて, 鍛造材の温度分布や歪分布と局所的な降伏強度, 引張強度, 伸び, 断面積減少率の鍛造材分布を高精度に予測するモデルが開発されており, 今後, 日本でもこのようなモデルの開発が期待される<sup>(29)</sup>.



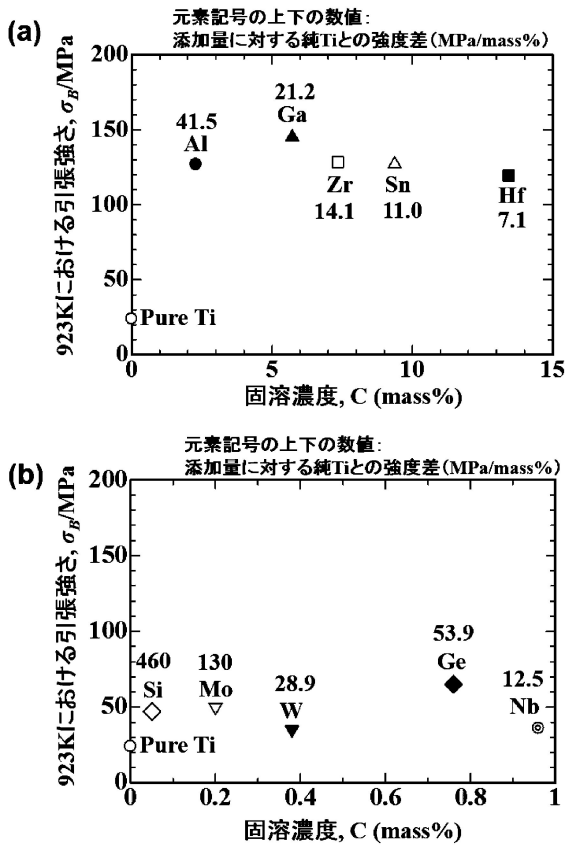


図7 引張強度に及ぼす元素添加の効果<sup>(30)</sup>. 酸素濃度は0.1 mass%未満. 各元素の添加量: Al(2.29 mass%, 4 mol%), Sn(9.37 mass%, 4 mol%), Ga(5.72 mass%, 4 mol%), Zr(7.36 mass%, 4 mol%), Hf(13.45 mass%, 4 mol%), Nb(0.96 mass%, 0.5 mol%), Mo(0.2 mass%, 0.1 mol%), W(0.38 mass%, 0.1 mol%), Si(0.05 mass%, 0.09 mol%), Ge(0.76 mass%, 0.5 mol%).

## (2) 固溶強化と析出強化

高温用ニア $\alpha$ 合金は主に元素固溶と析出物により強化されている。 $\alpha$ 相の体積率が高いことから $\alpha$ 相の機械的強度や耐環境性への元素添加の影響は大きい。図7には純 $\alpha$ チタンに第2元素を添加した合金の923 Kにおける引張強度を示す<sup>(30)</sup>。 $\alpha$ 安定化元素であるAl, Gaや中性元素であるSn, Zr, Hfは固溶限が大きく, Alは単位添加量当たりの強度向上が顕著である。 $\beta$ 安定化元素Mo, W, NbやSi, Geは $\alpha$ 安定化元素に比べて効果が高いものの $\alpha$ 相の固溶限が小さい。 $\beta$ 安定化元素の添加量が $\alpha$ 相固溶限を超えると $\beta$ 相の体積率が増加する。図7には示していないが, 酸素や窒素も固溶強化元素である。固溶強化能が高いAl, Ga, Snの添加量を増やすと, DO<sub>19</sub>結晶構造を持つ $\alpha_2$ 相が生成する。Ti-Al, Ti-Ga, Ti-Snの各2元素系においてDO<sub>19</sub>結晶構造を形成するが, 実用的な多元素合金においてこれらAl, Ga, Snの過剰添加は $\alpha_2$ 相析出による延性低下を招くため, Al当量式でこれらの元素の係数は大きい値を示す(Gaの係数は1/2)。

図7に示す通り, Siは固溶強化能が高いが, 固溶限が0.1~0.2 mass%ほどしかなく, Si添加量が増加するとシリサイ

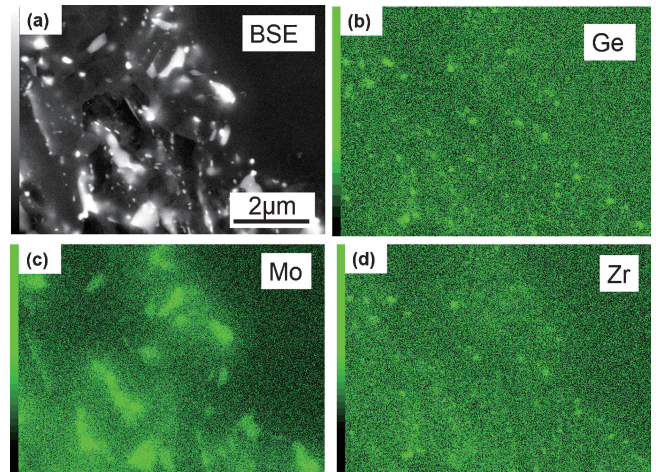


図8 クリープ変形中にゲルマナイドが微細析出した組織のEDS元素マップ<sup>(32)</sup>. Mo高濃度の $\beta$ 相とGeとZrが高濃度の微細なゲルマナイド。

ド $Ti_5Si_3$ が析出する。Tiと全率固溶のZrが添加されたチタン合金においては $(TiZr)_5Si_3$ が析出物となる。近年ではSiと全率固溶のGeを添加することにより固溶強化とゲルマナイド $Ti_5Ge_3$ の析出によって強度が向上することを報告している<sup>(31)</sup>。 $Ti_5Si_3$ と $Ti_5Ge_3$ は固溶体を形成し, 量比によって格子定数に変化するが, 複合添加による相乗効果はない。Geを単独添加したニア $\alpha$ 合金において $Ti_5Ge_3$ が微細に析出し(図8), 固溶限に近い1 mass%添加でその効果は高く, クリープ強度が向上する<sup>(32)</sup>。これら金属間化合物は固溶強化元素であるZrを含有するため, 析出により母相のZr固溶による強化度は下がる。SiやGeの添加量がマトリックス固溶限に近い場合, クリープ変形中に結晶粒内の転位上にシリサイドが核生成, 析出し, 転位を固着するため, これら析出物は強度向上に有効である。シリサイドやゲルマナイドは $\alpha_2$ 相と同様に, クリープなど高温で保持している間に, 粗大化し, 延性が低下するため, 長時間保持後の機械的性質も評価される(表3)。

## (3) 耐酸化性

組成やマイクロ組織が機械的性質に与える影響について述べたが, 高温においてクリープ強度や疲労強度は表面酸化により低下する。耐熱チタン合金の使用温度は上昇しており, 高温で使用される場合は表面酸化の影響は無視できない。IMI829やIMI834の耐熱合金においても耐酸化性向上のためにNbが添加されている。ここでは高温特性の一つである耐酸化性について述べる。

純チタンは高温において表面に $TiO_2$ が生成・成長すると同時に, 表面から基材中に酸素の拡散が起こる。 $\alpha$ チタンの酸素固溶限はおよそ30 mol%であるが, 基材の表面近傍では20 mol%ほどの酸素濃度が高い状態となる。酸素は格子間拡散し, 格子歪を生じ, 表面近傍は硬くなり, 酸素固溶は表面脆化につながる。純チタンの酸化被膜の成長速度と基材表面の酸素固溶深さの時間変化を図9に示す<sup>(33)</sup>。酸素の拡散は酸化被膜の成長よりも速いが, 酸化中の重量増加を比較

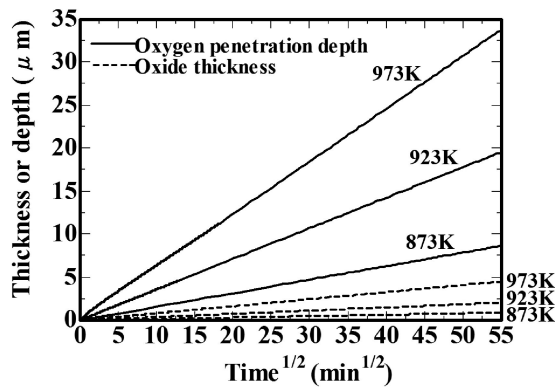


図9 純Tiの酸素固溶と被膜厚さの時間推移<sup>(33)</sup>.

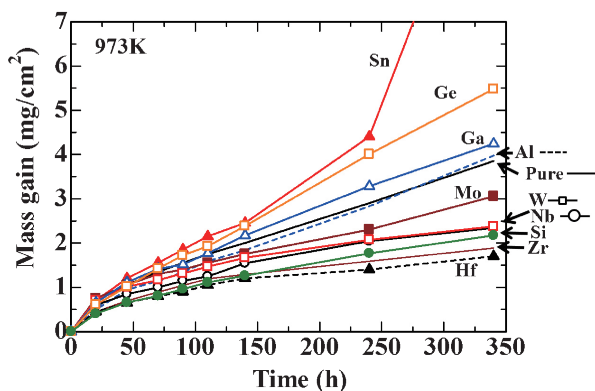


図10  $\alpha$ チタンにおける元素添加の酸化重量増加への影響<sup>(30)</sup>. 酸化試験には図7と同じ合金を用いた.

すると、酸素固溶による重量増加は873 Kにおいて全体の30%ほどであり、酸化膜成長の寄与が大きい<sup>(33)</sup>。 $\alpha+\beta$ 合金や $\beta$ 合金でも同様に、表面から酸素が拡散するが、酸素は $\alpha$ 相安定化元素であるため、表面近傍の酸素リッチ領域は $\alpha$ 相の体積率が大きくなり、この酸素リッチの領域は「 $\alpha$ ケース」と呼ばれる。この $\alpha$ ケース厚さへの元素や組織の影響については、2015年のチタン国際会議でもビッカース硬さ、EPMA線分析、光学顕微鏡を使って $\alpha$ ケース厚さを解析した結果が議論されている<sup>(34)</sup>。

図10は973 Kの酸化時の酸化試料重量増加に対して、純チタンにおける元素添加の影響を調査した結果である<sup>(30)</sup>。SnやGe添加により酸化重量が増加し、被膜の成長が加速され、酸化膜/基材界面の基材側で偏析し、酸化被膜の剥離が生じる。Hf、Zr等の中性元素、 $\beta$ 安定化元素であるMo、W、NbやSiは酸化重量増加を抑え、耐酸化性向上に有効であることがわかる。Ti-6242やIMI834はAlがおよそ6 mass%添加され、酸化過程において内側(基材側)にTiO<sub>2</sub>、外側(ガス側)にAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が生成する。緻密なAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>酸化膜内では酸素の拡散が抑えられるために、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>は保護的な役割を持つが、Alが6 mass%程度では連続的な保護膜は形成しない。耐酸化性を向上するためには、保護的な役割を持たないTiO<sub>2</sub>の成長を抑制するか、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の成長を促進することが有効である、 $\beta$ 相の体積率が小さいニア $\alpha$ 合金では、 $\alpha$ チタ

ンの酸化挙動と似た傾向を示す。前述のとおり、Si添加は固溶強化やシリサイド析出強化に有効であるが、耐酸化性向上にも効果的である。Siは酸化被膜中に不均一に分布し、耐酸化性向上に有効な微細なSiO<sub>2</sub>を形成している可能性がある<sup>(35)</sup>。組織の影響では、ラメラ組織とBi-modal組織の耐酸化性への影響が議論されており、結晶粒径が小さいBi-modal組織と粒径が大きいラメラ組織ではBi-modal組織の酸化重量増加がわずかに大きいとされているが、酸素の固溶深さや $\alpha$ ケースの厚さへの影響についても今後の解析が期待される。

これら酸化膜や $\alpha$ ケースの成長は部材の許容応力やクラックの生成に影響し、特に、肉厚の薄い部材(例えばコンプレッサー動翼)のクリープ強度や疲労強度を低下させる。著者らは $\alpha$ 相と $\alpha_2$ 相を固溶強化するGaを添加し、耐酸化性を低下させるSnの添加量を減らすことで耐酸化性を向上した高強度合金の研究・開発も行っている<sup>(36)</sup>。

#### 4. 溶解プロセスにおける介在物

航空機用チタン合金では消耗電極式アーク溶解(VARプロセス)により均質化のため2重もしくは3重溶解で作られており、VARインゴットの直径は510 mm~1250 mmである。この溶解方法では、融点が高いTiNなどの低密度介在物(LDI)やWや刃材の混入による高密度介在物(HDI)が溶解中にインゴットに介在する。1989年にアイオワ州でDC10航空機の事故により111名が犠牲になったが、これはLDIがコンプレッサーディスクの破壊起点となった。その後、アメリカにおいてJet Engine Quality Committeeが設置され、エンジン部材の大幅な品質改善につながった。しかし、依然として、WはHDIとして破壊の起点になりうるとして、工場への持ち込みが制限されている。インゴット中の欠陥検出には超音波探傷探査が行われているが、複雑な形状である鍛造材などの検査が行えない場合は、検出されないまま材料に残ってしまう。W添加はクリープ強度や耐酸化性を向上するものの、現在のところ、W添加合金は航空機エンジン材料に使用されていない。

#### 5. ブリスク搭載

ブレードとディスクを一体化したブリスクがコンプレッサーに実用化されている。ブリスクのメリットは、ブレードとディスクが一体化しているためにブレードとディスクの接触部でフレットング疲労が起こらず、また接触部でのガス漏れがないことにより効率が向上する。さらに、ブレードのルート部とディスクの接合部の肉厚を薄くできるため、従来の重量の20~30%を軽くすることができる。このブリスクは単一の材料から切削加工されるか、ブレードとディスクを溶接接合して形成される。エムティーユー・エアロエンジンズ社ではTi-6246とTi-17のポア材にTi-64、Ti-6242、Ti-6246のブレード材を線形摩擦接合で接合したブリスクを発表している<sup>(11)</sup>。また、A350XWBに搭載が決まっているロール

ス・ロイス製 Trent XWB エンジンのコンプレッサーにおいてもブリスク技術が使われている。今後、航空機エンジンの材料は適材適所のマルチマテリアル化が進むと考えられる。

## 6. ま と め

本稿では航空機に用いられるチタン合金に求められる特性や開発指針について述べるとともに、高温用チタン合金の機械的性質と耐酸化性に影響する組織因子と添加元素の効果について言及した。これまでほとんど報告されていない Ge や Ga 添加の効果についても紹介した。ニア  $\alpha$  チタン合金は  $\alpha$  相の体積率を大きくし、固溶強化、 $\alpha_2$  相とシリサイドの析出により強度向上が図られ、等軸  $\alpha$  体積率を制御した Bi-modal 組織のクリープ強度と疲労強度のバランスに優れた合金が開発されている。新合金の開発では組成や組織制御プロセス条件の探索、さらには複数の特性を改善し、信頼性評価を行うというクリアすべき項目が多い。また、原料、組成、製造プロセスが関与するコストの低減も合金開発において重要な要素であり、低コストチタン合金の開発も行われている。今後はブリスクや 3D プリンティング技術の向上とともに、航空機部材のマルチマテリアル化が進むと考えられる。物質・材料研究機構では新材料の開発を行うとともに、様々な元素の材料特性に与える影響をデータベース化しており、今後、材料開発期間の短縮に貢献できることを期待している。

## 文 献

(1) 日本航空宇宙工業会：航空宇宙産業データベース，(2014).  
(2) 日本航空機開発協会：民間航空機に関する市場予測2015-2034，(2015).  
(3) F. H. Froes: Titanium-Physical Metallurgy, Processing, and Applications, ASM International, Novelty, OH, (2015).  
(4) P. J. Bania: JOM, **46**(1994), 16-19.  
(5) H. W. Rosenberg: The Science, Technology and Application of Titanium, ed. by R.I. Jaffee, N.E. Promisel, Pergamon Press, Oxford, UK, (1970), 851-859.  
(6) K.-H. Rending: Airbus and Current Aircrafts Metal Technologies, [http://www.polishengineers.org/data/history\\_activities/18.pdf](http://www.polishengineers.org/data/history_activities/18.pdf)  
(7) R. R. Boyer: JOM, **44**(1992), 23-25.  
(8) R. R. Boyer and J. C. Williams: Proceedings of the 12<sup>th</sup> World Conference on Titanium, ed. by L. Zhou, H. Chang, Y. Lu, D. Xu, Science Press Beijing, China, (2012), 10-19.  
(9) D. Lehmhus, M. Busse, A. Herrmann and K. Kayvantash: Structural Materials and Processes in Transportation, Wiley-VCH, Germany, (2013).  
(10) The Aerospace, Aviation, & Defence Knowledge Transfer Network: UK Air Vehicle Technology-A review by the Materials & Structures National Technical Committee, (2011).  
(11) O. Roder, J. P. Ferte, E. Gach, J. Mendez, M. Anglada and A. Mateo: Development and Validation of A Dual Titanium Alloy Dual Microstructure BLISK, Fifth Aeronautic Days 2006, Vienna, Austria, (2006), [http://www.aerodays2006.org/sessions/B\\_Sessions/B5/B51.pdf](http://www.aerodays2006.org/sessions/B_Sessions/B5/B51.pdf).  
(12) A. K. Gogia: High Temperature Titanium Alloys, Defense Science Journal, **55**(2005), 149-173.  
(13) G. A. Kool: Proceedings of the International Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition, The American Society of Mechanical Engineers, USA, (1994), ASME-94-GT-475.  
(14) J. D. Cotton, R. D. Briggs, R. R. Boyer, S. Tamirisakandala, P.

Russo, N. Shchetnikov and J. C. Fanning: JOM, **67**(2015), 1281-1303.  
(15) Brian Smith: The Boeing 777, Advanced Materials & Processes, **161**(2003), 41-44.  
(16) M. Peters, J. Kumpfert, C. H. Ward and C. Leyens: Advanced Engineering Materials, **5**(2003), 419-427.  
(17) G. W. Meetham: The development of gas turbine materials, Springer, Berlin, Heidelberg, (1981).  
(18) C. Moura Branco, R. Ritchie and V. Sklenicka: Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, Springer, Berlin, Heidelberg, (1996).  
(19) G. Lütjering and J. C. Williams: Titanium, second ed., Springer, Berlin, Heidelberg, (2003).  
(20) CANADIAN AIRLINES INTERNATIONAL: Aviation Investigation Report A97F0059, (1997), <http://www.tsb.gc.ca/eng/rapports-reports/aviation/1997/a97f0059/a97f0059.asp>  
(21) R. R. Boyer and J. C. Williams: Proceedings of the 12<sup>th</sup> World Conference on Titanium, ed. by L. Zhou, H. Chang, Y. Lu and D. Xu: Science Press Beijing, China, (2012), 10-19.  
(22) Y. Kawabe and S. Muneki: ISIJ Int., **31**(1991), 785-791.  
(23) T. K. Redden: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. Boyer and H. W. Rosenberg, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1984), 239-254.  
(24) P. J. Bania: ISIJ Int., **31**(1991), 840-847.  
(25) 木村啓造：鉄と鋼，**72**(1986)，113-122.  
(26) 草道英武，村上陽太郎，木村啓造，和泉 修：金属チタンとその応用，日刊工業新聞社(1984).  
(27) 野田俊治，岡部道生，磯部 晋：電気製鋼，**67**(1996)，103-107.  
(28) T. Kitashima, K. S. Suresh and Y. Yamabe-Mitarai: Cryst. Res. Technol., **50**(2015), 28-37.  
(29) M. Glavicic, T. Morton, T. Broderick, V. Venkatesh, F. Zhang, D. Boyce, W. T. Wu, A. Salem, I. Dempster, V. Saraf, Y. Kosaka, A. Pilcha and C. Woodward: Proceedings of The 13th World Conference on Titanium (Ti-2015), 印刷中.  
(30) T. Kitashima Y. Yamabe-Mitarai, S. Iwasaki and S. Kuroda: Proceedings of The 13th World Conference on Titanium (Ti-2015), 印刷中.  
(31) T. Kitashima, K. S. Suresh and Y. Yamabe-Mitarai: Mater. Sci. Eng. A, **597**(2014), 212-218.  
(32) T. Kitashima, K. S. Suresh, Y. Hara, T. Hara, Y. Yamabe-Mitarai and Y. Toda: Proc. Int. Conf. on Processing and Manufacturing of advanced materials (THERMEC' 2016), 提出済.  
(33) T. Kitashima, L. J. Liu and H. Murakami: J. Electrochem. Soc., **160**(2013), C441-C444.  
(34) 北嶋具教：チタン，**63**(2015)，8.  
(35) T. Kitashima and Y. Yamabe-Mitarai: Metall. Mater. Trans. A, **46**(2015), 2758-2767.  
(36) 北嶋具教，御手洗容子，岩崎 智，黒田秀治：第128回春期大会講演概要，軽金属学会，(2015)，167-168.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★  
北嶋具教

2005年3月 九州大学大学院工学府博士課程修了

2005年4月 物質・材料研究機構 研究員

2008年7月～現在 同 主任研究員(現職)

2009年8月～2011年3月 英国ケンブリッジ大学 客員研究員(兼任)

2013年4月～現在 九州大学大学院工学府 連係准教授(兼任)

専門分野: チタン合金, 耐熱材料, 計算材料科学

◎高温Ti合金やNi基超合金の研究開発を行っているほか, 組織・特性予測モデルの開発も行っている。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



北嶋具教



御手洗容子