



ミニ特集・3

チタンおよびチタン合金の現状と展望

# 鍛造 TiAl 基合金の現状と展望

—その組織設計哲学—

Current Trend and Prospect on Wrought Gamma TiAl Alloys

— The Philosophy of Microstructure Design —

竹山雅夫

Masao Takeyama

東京工業大学 大学院 理工学研究科  
材料工学専攻

## 1 はじめに

TiAl 基合金がよいよ民間航空機のジェットエンジンに適用され、2011年に飛び立つ。この分野に長年携わってきた筆者にとっては大変嬉しいニュースである。TiAl 基合金は、その比重がNi 基合金 (8.2g/cm<sup>3</sup>) の約半分であり、且つ、優れた高温強度を有することから、経済性の向上及び高出力化を実現する上でNi 基に替わるジェットエンジン部品への適用が期待され、1980年代後半から研究開発が行われてきた<sup>1-3)</sup>。その間、ジェットエンジンへの適用に先立って、三菱重工及び石川島播磨重工が自動車の過給機の翼車への実用化に成功し、すでに市販の自動車に搭載されている<sup>4,5)</sup>。

TiAl 基合金が適用されるのは、General Electric 社の新型ジェットエンジン GEnx の低圧タービン (LPT) 動翼である。このエンジンには Boeing 787 型機 (ドリームライナー) に搭載される LPT7 段構成の GEnx-1B (Fig.1) と B747-8 型機に搭載される 6 段構成の GEnx-2B の 2 種類があり、TiAl 基合金は前者ではその 6 段目と 7 段目に、また、後者ではその最終段に利用される。ジェットエンジンの動翼は言うまでもなく高

温・高圧下において高速回転するため、低段側の動翼が破損するとそれより後段側の動翼を破壊し、大事故を招く恐れがある。TiAl 製動翼が最終段のみならずその一段内側の 6 段目にも適用されることは、この材料の信頼性が著しく高いことを意味する。なお、最近度々 Boeing 787 型機の初飛行が遅延するという記事を目にするが、このエンジンテストは 2006 年にすでに終了しており、信頼性はすでに実証済みである<sup>6)</sup>。ここに遅延の原因がエンジンではないことは付記しておく。一方、もう一つのエンジンメーカーである英国ロールスロイス社 (RR) も、最近 TiAl 基合金 45XD<sup>7)</sup> をジェットエンジンに搭載することを決定し、近々エンジンテストを行う予定である。Table 1 に実用に供する TiAl 基合金の化学成分を示す。これらの合金は過給器も含めてすべて鍛造合金である。鍛造 TiAl 基合金の研究開発動向については、すでに本誌の「展望」(2006 年、No.8) で述べられている<sup>8)</sup>。

では鍛造合金の現状はどうであろうか。実は未だに民生用として実用化されたものはない。1990 年代前半に鍛造 TiAl 基合金の研究開発が活発に行われていた頃、実は筆者らは状態図の研究に基づいて bcc 構造の  $\beta$ -Ti 相を利用した鍛造 TiAl 基合金の開発の指針を示した<sup>9)</sup>。しかし、当時は誰もその研究成果に着目しなかった。いや、理解できなかったと言っても過言ではない。その理由の一つとして、TiAl は室温延性に乏しく、鍛造合金として利用するなど考えも及ばなかったことが挙げられる。しかし、最近では筆者らが提案した鍛造 TiAl 基合金の設計指導原理<sup>10-12)</sup> を応用した鍛造合金の開発が欧米を中心に盛んに行われ、LPT や圧縮翼への適用をにらんだ研究開発が進行しつつある。本稿では鍛造 TiAl 基合金の研究開発の動向とその実現のための組織設計哲学について述べる。

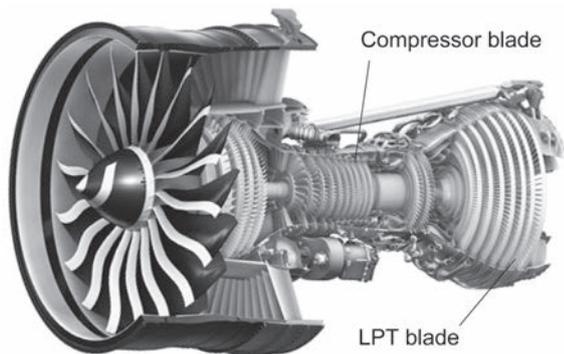


Fig.1 A cut-view of GEnx Engine

## 2 欧米におけるTiAl合金の最近の動向

上述したように、GEはTiAl合金のエンジンへの搭載を早くから決定し、今世紀初頭からエンジンテストを密に行っていた。一方、RRは今世紀初頭に一旦はTiAl合金の適用を断念したが、GEの動きを察して2005年頃から再び検討を始めた。それと連動するかのようには欧州では2004年からESA(欧州宇宙機構)を中心に欧州15カ国が参加した5カ年プロジェクト(PJ)「IMPRESS (Intermetallic Materials Processing in Relation to Earth and Space Solidification)」が始まった<sup>13)</sup>。このPJでは、鍛造TiAl合金をLPTに適用することを目的に、微小重力下における液相/固相の熱物性を求め、それらを利用して化合物の凝固時の偏析を低減させる鍛造プロセス技術を開発し、クリーブ特性に優れたTiAl合金を得ることが一つの柱である。本年5月にその成果報告会を兼ねた国際TiAlワークショップが英国Birmingham大学のIRC (Interdisciplinary Research Center)の主催で開催された。筆者とGEからの招待講演を除けば、大半が英国とドイツからの鍛造技術及び鍛造材の機械的特性に関するものであり、TiAlの適用によるエンジンのライフサイクル調査及び合金設計の報告もなされた。内容は応用技術に関するものが多かったが、Taを約8~9at%添加した合金の設計、製造、特性の報告が多かったのが印象に残った。なお、RRが候補とした鍛造45XD合金 (Table 1)に関するものは1件もない。したがって、IMPRESS PJはRRとはと無関係のように思われるが、実際に使おうとする合金の成果は特許の取得までは表に出さないのが普通、言い換えれば、表に出てきた研究は実用化を意識したものではなく、ある種のスケープゴートの役割を持たせた基礎研究である。例えば、Taのような高価な元素を多量に含む合金を本気で実用化させようと考えているとは到底思えない。TaはNbと同族元素であり、且つ、重い元素である。したがって、Ta添加合金の重力偏析やその低減法などを調べ、その結果をNb添加合金に応用発展させることは可能である。筆者は、このPJの成果はXD45合金の鍛造

時のNbの偏析の低減及びTiB<sub>2</sub>粒子を均一分散させるプロセス技術に間違いなく利用され、このPJそのものが実質的にはRRのためのPJであったと思っている。

では鍛造TiAl合金はどうであろうか。米国ではAir Forceを中心に鍛造合金の開発研究が90年代後半から行われた。その手法はhcp構造の $\alpha$ -Ti相を利用した恒温鍛造が中心であり、腫れ物に触るような手法で進められてきたが、結果的には失敗に終わった。しかし、数年前からは、次節で詳述する筆者らの考えを100%取り入れた $\beta$ -Ti相を利用した手法を用いて研究を継続している<sup>14)</sup>。一方、欧州でも90年代前半から鍛造合金以上に活発な研究が行われてきた。その開発の中心はオーストリアのPlansee社である。彼等はまずシートの開発に取り組み、そのプロセス技術を利用して2000年初頭にはF1カーのエンジンバルブに適用した。余談だが、このエンジンバルブの性能が良すぎたため、ある時期にバルブ材の比弾性率(ヤング率/比重)をある値以下にせよとの規制が適用された。Planseeはその規準をクリアするため、TiAl合金に重い金属元素を添加するのではなく、主構成元素のAlを42at%まで減らして比重を大きくしたところ熱間加工性が著しく向上することを見いだした。その理由も筆者らが提案した $\beta$ -Ti相の存在にあり、筆者が状態図に基づいて説明したところ、おおいに感心された。なお、TiAl製のバルブは性能が良すぎたため、その後F1カーでの使用が禁止され、Planseeは開発を止めてしまった。もったいない話である。その他、鍛造合金の開発にはGKSS (TNB合金)、オーストリアのLeoben大学 (TNM合金)、Birmingham大学らが取り組んでいる<sup>15-17)</sup>。

2006年にドイツのBambergで開催された3rd International Workshop on  $\gamma$ -TiAl Technologiesでは、発表のほとんどが $\beta$ -Ti相を利用した鍛造合金に関するものであり、ジェットエンジンではコンプレッサー翼の試作も行われていた<sup>18)</sup>。また、自動車用部品についてもエンジンバルブ、ターボ翼車のみならずコネクションロッドに至るまでTiAlの可能性を検討していた<sup>19)</sup>。また発電プラントの低圧タービン翼への適用も視野に入れた研究もなされている<sup>20)</sup>。 $\beta$ -Tiの有用性が分かって

Table 1 TiAl alloys developed/under development for commercial use

Application	Designation	Alloy Composition / at.%	Company	Process	Year in use	Ref.
Aircraft L.P.T	4822	Ti-48Al-2Nb-2Cr	GE	Cast	2011	[3]
	45XD	Ti-45Al-2Nb-2Mn-0.8 vol%TiB	RR	Cast	-	[7]
Automobile Turbo Charger	MHI	Ti-46Al-7Nb-0.7Cr-0.1Si-0.2Ni	MHI	Cast	1999	[4]
	IHIIR24T	Ti-48Al-0.8Mo-0.5V-0.2Si	IHI	Cast	2004	[5]

以来、鍛造合金開発のギヤが一段上がったことは間違いない。欧州においてTiAl 基合金開発のアクティビティが高いのは、環境に対する意識、すなわち化石燃料への依存度を下げたための高燃費化、高効率化に対しては軽い材料を積極的に利用しようとする姿勢が定着していることに加え、航空機産業と自動車産業が空と陸からアウトソーシングで大学に研究費を出すためである。

### 3 組織設計哲学

鍛造TiAl 基合金をLPTのみならず圧縮翼等に適用する場合、要求される特性は優れた熱間変形能に加えて使用温度における優れた破壊靭性、耐衝撃性、耐き裂進展性である。これらを同時に満足させることができるであろうか。答えは「Yes」である。その方法は、 $\beta$ -Ti相 (bcc) を利用した相変態による組織制御にある。

ここで本題に入る前にまずTi-Al<sub>2</sub> 元系の特徴を述べておく。この合金は、 $\gamma$ -TiAl相 (L1<sub>0</sub>) と平衡する $\alpha$ -Ti相 (hcp) のAlの溶解度が高温ほど大きくなるため、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を利用して組織を自在に変化させることができる。例えば $\alpha$ -transus ( $\alpha / \alpha + \gamma$ 相境界線) 以上の温度から徐冷すると $\alpha$ 相中に $\gamma$ 相がBlackburnの方位関係をもって板状に析出して粒毎に異なる方位を持った層状組織からなる多結晶フルメラ組織 (FL) を形成する<sup>21)</sup>。また、比較的Al濃度の高いTi-48Al (at%) 合金においては、 $\alpha + \gamma$ 2相領域で熱処理を施すと、その熱処理温度によってラメラ粒界に若干の $\gamma$ 粒を持つニアラメラ組織 (NL)、 $\gamma$ 粒とラメラ粒からなるDuplex組織 (DP)、 $\gamma$ 粒界近傍に僅かにラメラ粒を持つnear  $\gamma$ 組織 (NG) など様々な組織が得られる<sup>22)</sup>。Fig.2に、上述した種々の組

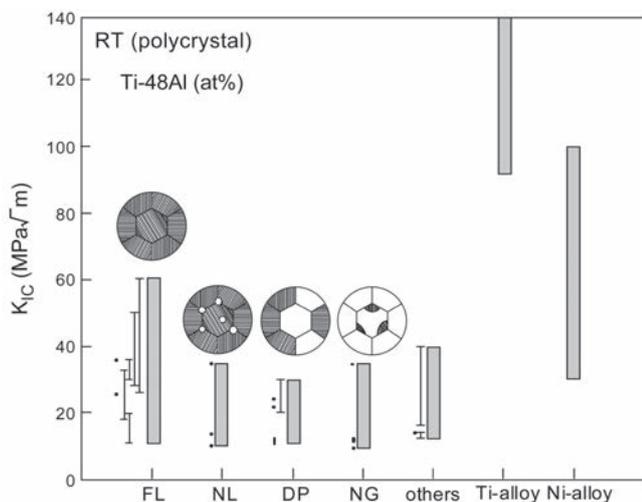


Fig.2 Room temperature fracture toughness of Ti-48 Al alloys with various microstructures

織を有するTi-48at%Al 基合金の破壊靭性値を、Ti合金及びNi 基合金のそれと併せて示す<sup>23)</sup>。これらの組織の中でも、その値は他の合金に比べれば小さいものの、FL組織が最も高い破壊靭性値を示す。したがって、破壊靭性値を向上させるためには組織をFLにできることが前提となる。では高靭性鍛造合金を実現するための理想的な組織はどうあるべきか。その組織をFig.3に模式的に示す。熱間自由鍛造を可能にするには鍛造プロセス温度において変形能の高い $\beta$ -Ti相を相当量含む組織が必要である (Fig.3 (a))。一方、使用温度において高靭性を得るにはフルメラ組織を有し、且つ、き裂の伝播経路となるラメラ界面上に析出相を分散させることが重要となろう (Fig.3 (b))。以下では、このような組織を得る手法を置換型元素と侵入型元素に分けて述べる。

#### 3.1 置換型元素を用いた組織制御

Ti-Al<sub>2</sub> 元系では $\gamma$ 相は $\beta$ 相とは平衡しない。しかし、これに $\beta$ -Ti安定化元素M (V, Nb, Cr, Mo等) を添加したTi-Al-M3元系では、いずれの系においても $\beta + \alpha + \gamma$ 3相共存領域が現れ、この領域は温度の上昇に伴い高Al且つ高M濃度側へ移動する。その一例としてTi-Al-V3元系の場合をFig.4 (a) に示す。3相共存領域の組成領域が温度によってこ

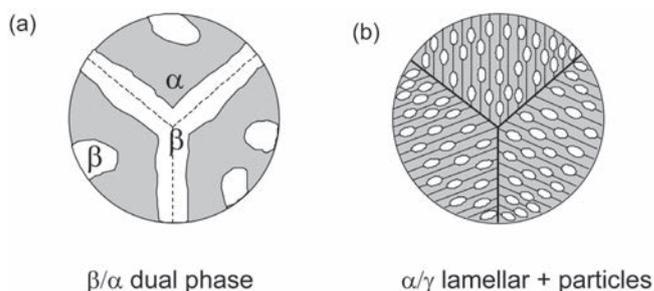


Fig.3 Ideal microstructures for wrought TiAl alloys: (a) in process, (b) in service

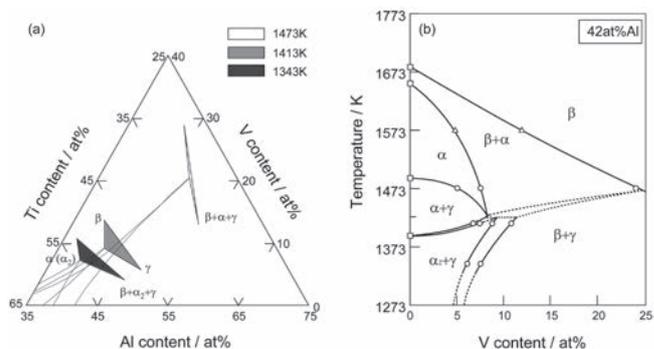


Fig.4 Ti-Al-V ternary phase diagram: (a) Isothermal section showing the change in the  $\beta + \alpha (\alpha_2) + \gamma$  three-phase coexisting region with temperature (b) Vertical section at 42 at.% Al

のように変化すると、例えばFig.4 (b) に示すようにAl濃度42at.%での等Al濃度縦断面図を描くと、 $\beta$ -Ti相は高温域及び低温域において安定相として存在するが、中間の温度域では存在しない組成域がV濃度5~8at.%の範囲において存在することが分かる。この領域では、高温から温度を下げると $\beta + \alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \beta + \gamma$ という反応経路を有する<sup>9-12)</sup>。熱間鍛造性と高靱性を両立させる組織制御には、合金組成がこの反応経路をもつ組成範囲にあることが必用条件となる。すなわち、まず高温側に存在する $\beta$ 相を利用するとFig.3 (a) に示す組織が得られ、熱間自由鍛造が可能となる。この高温 $\beta$ 相が現れる温度( $\alpha / \beta + \alpha$ 相境界線)は、合金中のAl濃度が低いほど、また、M濃度が高い程低温側にシフトする。

次にFig.3 (b) の組織制御であるが、Fig.5にTi-42Al-8VのTTP図を例にその方法を示す<sup>11,12)</sup>。まず第1段熱処理 (I) として、熱間鍛造後に比較的ゆっくりと制御冷却を行う。この段階では $\beta + \alpha \rightarrow \alpha$ 変態により鍛造時に利用した $\beta$ 相は消失させて組織を $\alpha$ 単相化する。そこからさらに冷却すると、 $\alpha$ 母相から $\gamma$ 相と $\beta$ 相が析出するが、その析出開始は結晶構造の類似性から $\beta$ 相に比べて $\gamma$ 相の方が早く、両相の析出開始線には時間差が生じる。この時間差を利用して、次に第2段熱処理 (II) として、 $\gamma$ 相の析出開始線( $\gamma_s$ )のみを通過するように制御冷却する。ここでは $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により $\gamma$ 相がBlackburnの方位関係をもって $\alpha$ 母相中に析出させて組織を

フルメラ化する。最後に、第3段熱処理 (III) として、ノーズ以下の温度において $\beta$ 相の析出開始線( $\beta_s$ )を通過するまで等温時効を施す。ここでは、 $\alpha$ 母相中へのさらなる $\gamma$ 板の析出によるラメラ組織の安定化に加えて、そのラメラ界面上に粒状の $\beta$ 相を微細分散析出させる。このような複数段熱処理を施して得られた組織の一例をFig.6に示す。後述するが、この組織を有する試料は優れたき裂伝播抵抗を示す。

では添加元素Mによって $\beta$ 相の生成能にはどのような違いがあるだろうか。Fig.7に各元素の $\beta$ 相の生成能(K)の温度依存性を示す。その詳細は他の文献に譲る<sup>11,12)</sup>が、Kの値はFig.4 (a) に示す3相共存領域のタイラインの傾き、すなわち、 $\alpha / \gamma$ 間及び $\beta / \gamma$ 間のAl及びM元素の分配係数に強く依存し、基本的にはK値が大きいほど $\beta$ 相の生成能が強い。したがって、第VI族元素、特にWとMoは $\beta$ 生成能が高く、その効果は低温程大きい。一方、第V族元素の $\beta$ 生成能はそれほど高くはなく、温度依存性も小さい。したがって、鍛造性を重視する場合には第VI族元素の添加が有効である。し

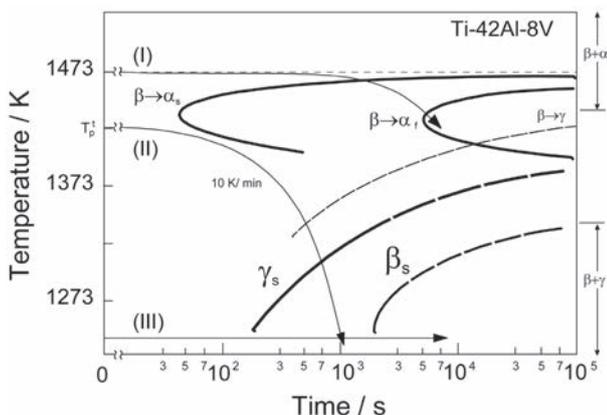


Fig.5 TTT diagram for Ti-42Al-8V with an initial microstructure of  $\beta$  and  $\alpha$  dual phases, showing the microstructure control method in Fig.3(b). The arrows represent a three-step heat treatment route:  
 (a) slow cool for  $\beta \rightarrow \alpha_s$  transformation (1473 K  $\rightarrow$  1423 K at 0.4 K/min)  
 (b) controlled cool for  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation (1423 K  $\rightarrow$  1023 K at 10 K/min  $\rightarrow$  WQ)  
 (c) isothermal aging at temperatures below nose of  $\beta_s$ , and  $\gamma_s$  for  $\gamma$  and  $\beta$  precipitations.  $\beta \rightarrow \alpha_{s(f)}$ : start (finish) of  $\beta \rightarrow \alpha$  transformation,  $\beta_s$ , ( $\gamma_s$ ): start of  $\beta$  ( $\gamma$ ) precipitation in  $\alpha$  phase.  $\beta \rightarrow \gamma$ : start of  $\gamma$  precipitation in the retained  $\beta$  phase

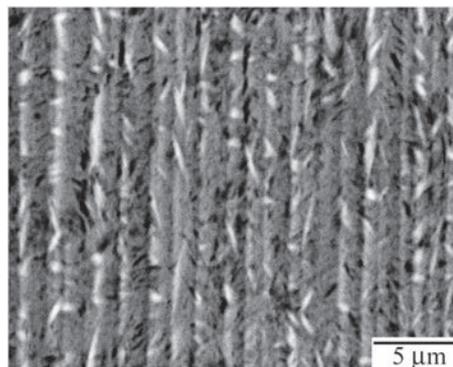


Fig.6 Microstructure of Ti-45Al-10V showing the  $\beta$  particles at the lamellar interfaces. The second (1545K/10.8ks  $\rightarrow$  10K/min  $\rightarrow$  873K  $\rightarrow$  W.Q.) and third (1073K/864ks  $\rightarrow$  W.Q.) treatments were employed

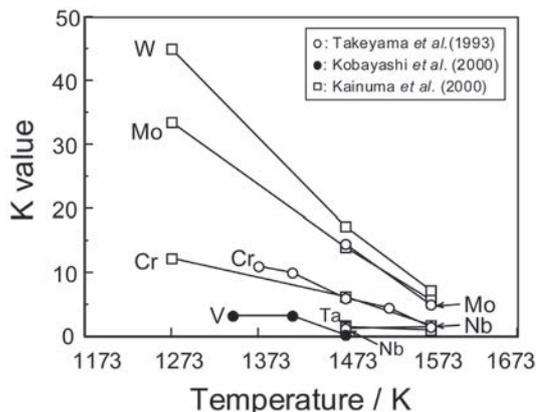


Fig.7 Potency for  $\beta$  phase formation (K) for various elements M as a function of temperature

しかし、 $\beta$ 相の生成能が高いとFig.5に示した $\beta_s$ が短時間側にシフトするため $\gamma_s$ と $\beta_s$ との時間差が縮まり、鍛造後の組織制御のwindowが狭くなる。すなわち、組織制御を重視する場合には第V族元素の添加が有効である。

Al濃度の観点から見ると、鍛造性のみを重視するのであれば、Al濃度を下げれば $\beta$ 相はより低温で現れ、鍛造温度も下げられる。しかし、Al濃度を低くしすぎるとラメラ組織中の $\gamma$ 相の体積率は減少する。したがって、優れた鍛造性を有し、且つ高靱性を図るにはAl濃度は42~43at.%程度が適当である。

### 3.2 侵入型元素を用いた組織制御

前節では、相平衡に及ぼす置換型固溶元素の効果を利用して鍛造性及び破壊靱性を向上させるための組織制御について述べた。特に破壊靱性の向上のためにラメラ界面上に $\beta$ 相粒子を析出させるという画期的な手法について述べた。しかし、変形能の高い $\beta$ 相は鍛造性の向上にとっては有効であるが、使用温度においては高温強度を低下させるという懸念がある。その場合、 $\beta$ 相に代わる粒子としては炭化物が考えられる。これまでもTiAl基合金への炭素の添加に関する報告は多々あるが、ほとんどが炭化物の種類及びその機械的性質に及ぼす効果にのみ興味注がれ<sup>24-34</sup>、固溶炭素の相安定性に及ぼす効果及び炭化物の析出形態制御に関する報告はない。筆者らは固溶炭素の相平衡に及ぼす効果及び炭化物のTTP図を明らかにし、炭化物を用いてもFig.3 (b)のような組織制御が可能であることを見いだしている<sup>35-37</sup>。

鍛造合金として炭素を含むTiAl基合金を考える場合、まずは固溶炭素の相安定性に及ぼす効果を知る必要がある。結論から言えば固溶炭素は $\beta$ 相に対して $\alpha$ 相を安定化させる効果が非常に高い。Fig.8にTi-Al-Nb3元系の42at.%Al等濃度縦断面図上に炭素を0.5at.%添加した場合の $\beta/\alpha/\gamma$ 各相領域を重ねて示す。僅か0.5at.%の炭素添加により、 $\alpha$ 相領域は高温側に移動し、 $\beta+\alpha/\alpha$ 相境界線は約40~50Kも上昇する。また、 $\alpha$  transus ( $\alpha/\alpha+\gamma$ 相境界線)温度も約20K上昇する。この系において1373K以上ではいずれの相においても炭化物は析出しないことを確認している。すなわち、鍛造温度近傍において炭素はすべて固溶する。その固溶炭素が $\alpha$ 相を安定化し、高温 $\beta$ 相を得られにくくするため、炭素の添加は鍛造性の観点からは好ましくない。

このような炭素添加合金の鍛造性を向上させる手法としては以下の3つが考えられる：(1)  $\beta$ 安定化能の高いM元素の添加、(2) M元素の複合添加、(3) Al濃度の更なる低減。(1)は自明であり、Fig.7からMo、Wが有望である。(2)において、筆者らは、Mが同族元素であっても、複合添加は $\beta$ 相をより低温域まで安定にすること見いだしており<sup>11,12,38</sup>、 $\alpha$ を

安定化させる炭素に対して複合添加は有効な手法となろう。

(3)では、Al濃度を下げるとより低温側まで $\beta$ 相の存在領域は拡大するものの $\gamma$ 相の体積率は減少する。しかし、Fig.8から分かるように、固溶炭素は $\alpha$ 相のみならず $\gamma$ 相をも安定化する。これは $\alpha+\gamma$ 相領域がより低Al濃度側に拡大することを意味する。したがって、炭素添加合金では、無添加合金と同程度の $\gamma$ 体積率を維持しつつ、高温 $\beta$ 相の量を増やす目的でAl濃度のさらなる低減が可能となる。

さて、炭素添加合金においてFig.3 (b)に示す組織を得るには低温側の $\beta$ 相は必要なく、高温での固溶炭素が炭化物として析出すればよい。したがって、反応経路としては $\beta+\alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha+\gamma \rightarrow \alpha+\gamma+\text{carbide}$ となる。そこで、その一例として、鍛造後に $\alpha$ 単相化したと仮定し、その後この反応経路を有するTi-46.5Al-7Nb-0.5CのTTP図を組織制御法と併せてFig.9に示す<sup>35-37</sup>。この合金では準安定なTi<sub>3</sub>AlC (P-type)と安定なTi<sub>2</sub>AlC (H-type)の2種類の炭化物が析出するが、これら炭化物の析出に先立ち、まず $\gamma$ 板が $\alpha$ 相中に析出してラメラ組織を形成する。次にP炭化物が析出し、その析出開始線(P<sub>1</sub><sup>0</sup>)は1223K近傍にノーズを持つC曲線となる。しかしこのP炭化物は準安定相であり、時効に伴って安定相H炭化物へと変化し、その析出開始線(P<sub>2</sub><sup>0</sup>)はP相よりも高温長時間側にある。このP炭化物の析出形態はノーズ温度以上と以下では大きく変わる。Fig.10にその析出開始直後のTEM組織を示す。ノーズ以上の1273K (a)では、P炭化物は主に $\gamma/\gamma$ 及び $\alpha_2/\gamma$ 界面あるいは $\gamma$ 板内のvariant界面に析出するのに対し、ノーズ以下の1173K (b)では厚い $\gamma$ 板内に微細均一に整合析出する。両者の析出形態を比べると、誰もが

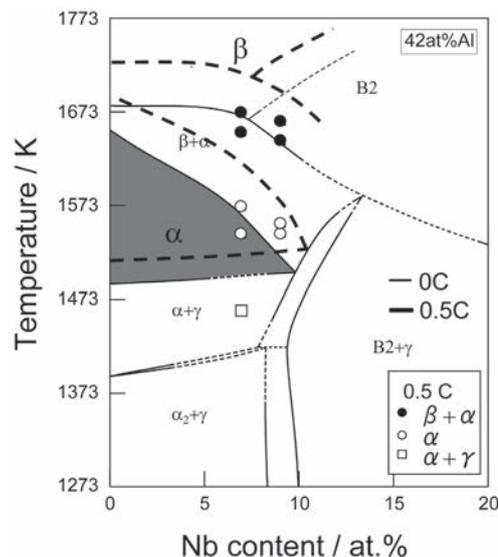


Fig.8 Change in phase equilibria among  $\beta$ ,  $\alpha$  and  $\gamma$  phases with 0.5 at.% carbon addition plotted in 42 at.%Al vertical section of Ti-Al-Nb ternary system

(b)の組織の方が機械的性質に対しては良いと思いがちである。しかし粒内はすでにラメラ組織で強化されており、その上微細な炭化物が $\gamma$ 板内に析出すると、粒内ばかりが強化され、粒界も含めた界面強度とのインバランスにより脆化を招く恐れがある。界面に沿ったき裂の伝播抵抗を向上させるにはむしろ炭化物はラメラ界面に析出させる方が良い。そこで組織制御法としては、Fig.9に示すような、3段階熱処理を施せばよい。すなわち、まず第1段(I)として $\alpha$ 単相から $L_f$ を通過するまで制御冷却するか、あるいは速やかに冷却して組織を全面 $\alpha_2$ 単相とする。次に、第2段(II)として炭化物析出

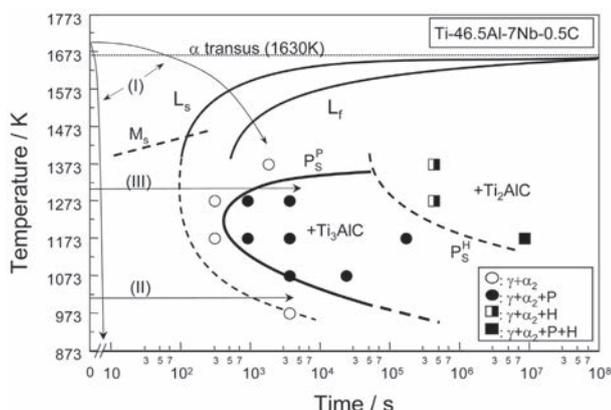


Fig.9 TTP diagram of Ti-46.5Al-7Nb-0.5C and the step-heat treatment method (I), (II) and (III) to produce lamellar microstructure with  $Ti_3AlC$  carbide at the interfaces.  $L_s$  ( $L_f$ ): precipitation start (finish) of gamma plate,  $M_s$ :  $\gamma$  massive transformation start,  $P_s^P$ : precipitation start of  $Ti_3AlC$  (P carbide),  $P_s^H$ : precipitation start of  $Ti_2AlC$  (H carbide)

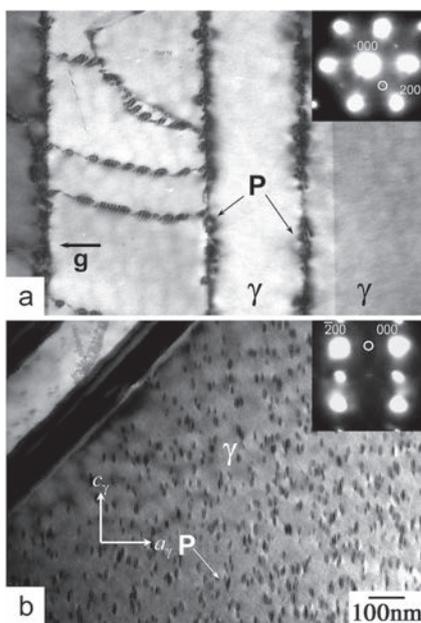


Fig.10 TEM microstructures of Ti-42Al-74Nb-0.5C aged for 0.9ks (a) above nose (1273K, B=001 $\nu$ ) and (b) below nose (1173K, B=010 $\nu$ )

のノーズ以下の低温において $L_s$ は通過し $P_s^H$ に達しない時間まで時効し、組織をフルラメラ化する。最後に、第3段(III)としてP相のノーズ温度以上にて時効し、炭化物を界面に析出させる。

ところで、炭化物の析出を利用した組織制御をする上で注意すべきことは、炭素の固溶限が $\gamma$ 相に比べて $\alpha$ 相で相当大きく、炭化物の析出がAl濃度依存性に強く依存する点である。筆者らの研究<sup>36,37</sup>ではAl濃度を44at.%まで下げたTi-44Al-7Nb-0.5Cに長時間時効を施しても炭化物は認められなかった。これは、同一の炭素量の場合、高Al濃度合金が $\alpha_2 + \gamma + \text{carbide}$  3相共存領域にあってはAl濃度が低くなると組成が $\alpha_2 + \gamma$  2相域に入るためである。前述したように鍛造性をも考慮するとAl濃度はできるだけ低い方が好ましく、したがって、炭化物を利用した高靱性鍛造合金の設計には、炭素量を高めると同時に強力な $\beta$ 安定化元素を複合添加して、高温 $\beta$ 相の生成温度を下げる制御をすることが重要となる。

## 4 衝撃特性

組織制御した鍛造TiAl合金の衝撃特性について簡単に触れる。Fig.11に計装化シャルピー試験により求めた衝撃吸収エネルギーに及ぼす組織の影響を示す<sup>39</sup>。試料には鍛造性を重視した $\beta$ 相の多いTi-42Al-5Crと組織制御を重視してほぼフルラメラ組織となるTi-48Al-8Vを用いた。これらの合金は $\beta + \alpha_2$ 相領域にて保持後、熱間自由鍛造により一回のストロークで約70%の鍛造を施した。なお、鍛造には特別な装置は必用とせず、鉄鋼材料を扱っている町工場の鍛造機で問題なく鍛造できる。組織制御には3.1節にて示した組織制御法によりラメラ体積率を変化させるとともにラメラ組織中に $\beta$ 相を分散析出させた。Ti-42Al-5Crにおいて、衝撃吸収

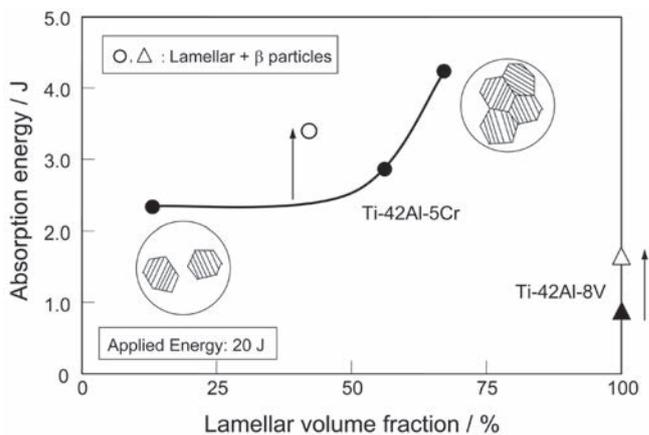


Fig.11 Effect of microstructure on absorption energy in wrought TiAl alloys obtained from Charpy Impact tests at ambient temperature

エネルギーはラメラ体積率が約50%まではほとんど変わらないが、50%を越えると急激に増大する。これは、同図中に模式的に示すように、体積率が多くなるとラメラ粒同士が互いに接してできるラメラ粒界の存在頻度の増加に起因する。すなわち、き裂はラメラ粒を横切って生じる。したがって、鍛造合金においても、Fig.2で示した高Al合金の場合と同様、ラメラ粒組織はき裂の伝播抵抗として効果的に働き、靱性の向上に有効である。また、ラメラ界面に $\beta$ 相を分散させると、ラメラ体積率が低い場合でも吸収エネルギーは約6割も増大する。この結果は、ラメラ体積率が低い試料においてもき裂はラメラ粒内を界面に沿って伝播し、 $\beta$ 相粒子がき裂の伝播抵抗として作用していることを意味する。また、本稿では触れなかったが、小林ら<sup>23)</sup>が提案した $\beta \rightarrow \alpha$  ( $\alpha_2$ ) マルテンサイトの焼戻しと時効を組合せた組織制御法によりフルラメラ組織中に $\beta$ 相を分散させたTi-48Al-8Vにおいても、その吸収エネルギーは約2倍に増大する。したがって、Fig.3に示した組織制御は鍛造TiAl基合金の高靱性化に有効である。

## 5 おわりに

本稿では、軽量高比強度な耐熱材料として期待され、20年にわたる研究成果を受けて航空機エンジン材料に適用された鍛造TiAl基合金の次のステップとして注目される鍛造TiAl基合金について、世界の動向及びその実現に向けた組織制御・組織設計指導原理を概説した。組織制御では、熱間鍛造性と靱性を同時に満足する上で、状態図及びそれを利用した相変態の重要性を指摘した。また、不十分ではあるが、要求される特性についても触れ、その指導原理が正しい方向にあることを示した。筆者は常々TiAl基合金は鉄鋼材料と同じであると思っている。Al濃度40~50at%近傍のTi-Al<sub>2</sub>元系状態図とFe-C系状態図を二つ並べて見ると、共析反応温度こそTi-Alの方が約400°Cも高いが、両者は丁度鏡に映した関係にあり、相変態を利用した組織制御を行う上で多くの類似性がある。鉄鋼材料では鋼種毎にCCT図やTTT図が整備され、組織制御による新たな特性発現や改善に貢献している。本稿で述べた組織制御法もCCT図やTTT図に基づいており、TiAl基合金においてもこれらは特性発現にとって大変重要な道具である。しかし、その情報量は圧倒的に少ない。これらの情報整備が今後の課題である。また、TiAlの実用化へのネックは製造プロセスコストの高さにあるとよく言われる。しかし、それが製品コストに反映されても、消費者ひとり一人が「割高でも環境・エネルギー問題に貢献している」と納得し、社会全体がそういうマインドになれば材料特性に優れたTiAlの用途は一層拡大するであろう。欧州におけるTiAlの研究開発のアクティビティが高いのは、そのマイ

ンド変化が底流にあるためと感じている。来年9月にはTiAlに関する国際会議「4th International Conference on Titanium Aluminides」がドイツで開催される。また、同時期にフランスで開催されるEUROMAT 2011でもTiAlが取り上げられる。日本でも低炭素社会の実現に向けて耐熱材料が脚光を浴び、地に根を生やしたうねりが確実に起きつつある。鍛造TiAl基合金は早晚必ず実用化される。鍛造TiAl基合金を民生用としていち早く実用化したのは日本であり、その潜在的技術開発能力は未だに世界最高峰にある。継続は力なり。やはり研究を続けることが次のステージに登る近道である。本稿がその一端でも担うことができれば幸いである。

## 謝辞

本研究の一部は(独)日本学術振興会科学研究費補助金(基盤研究 19360312)によって行われたことを付記して謝意を表します。

## 参考文献

- 1) Y.W.Kim : JOM, 46, 7 (1994) , 30.
- 2) Y.Nishiyama, T.Miyashita, S.Isobe and T.Noda : High Temperature Aluminides & Intermetallics, ed. by S.H.Whang et al., TMS, (1990) , 557.
- 3) D.S.Shih, S-C.Huang, G.K.Scarr, H.Jang and J.C.Chesnutt : Microstructure / Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys, TMS, (1990) , 135.
- 4) T.Tetsui : Materials Science and Engineering, A329-331 (2002) , 582.
- 5) 錦織貞郎 : 金属, Agne Gijutsu Center, Japan, 76 (2006) , 738.
- 6) Flight International, Power House, 20060-61300 (2006) , 42.
- 7) W.E.Voice, M.Henderson, E.F.J.Shelton and X.Wu : Intermetallics, 13 (2005) , 959.
- 8) 錦織貞郎 : ふえらむ, 11 (2006) 8, 26.
- 9) H.Nakamura, M.Takeyama, L.Wei, Y.Yamabe and M.Kikuchi : Intermetallic Compounds for High-Temperature Structural Applications, SAMPE (1993) , 1353.
- 10) 竹山雅夫, 菊池實 : まてりあ, 35 (1996) , 1058.
- 11) S.Kobayashi, M.Takeyama and T.Matsuo : Gamma Titanium Aluminide, TMS, (2003) , 165.
- 12) M.Takeyama and S.Kobayashi : Intermetallics, 13 (2005) , 993.
- 13) 欧州宇宙機構IMPRESSプロジェクトWebサイト, <http://www.spaceflight.esa.int/impres/>

- 14) D.S.Shih and Y-W.Kim : Ti-2007 Science and Technology, ed. by M.Ninomi et al., JIM, (2007) , 1021.
- 15) F.Appel, U.Brossmann, U.Christoph, S.Eggert, P.Janschek, U.Lorenz, J.Mullauer, M.Oehring and J.D.H.Paul : Advanced Engineering Materials, 2 (2000) , 699.
- 16) F.Appel, M.Oehring, J.D.H.Paul, Ch.Klinkenberg and T.Carneiro : Intermetallics, 12 (2004) , 791.
- 17) W.Wallgram, H.Clements, S.Kremmer, A.Ono and V, Guther : Mate. Res. Soc. Symp. Proc., 1128 (2009) , 109.
- 18) E.A.Loria : Intermetallics, 8 (2000) , 1339.
- 19) K.Gebauer : Intermetallics, 14 (2006) , 355.
- 20) A.Dlouhy, K.Kucharova and A.Orlova : Materials Science and Engineering, A510-511 (2009) , 350.
- 21) 山辺容子, 菊池實 : 日本金属学会会報, 30 (1991) , 37.
- 22) M.Takeyama : Microstructural Evolution and Tensile Properties of Titanium-rich TiAl Alloy, Materials Science and Engineering, A152 (1992) , 269.
- 23) 小林覚 : 学位論文 (東京工業大学) , (2002)
- 24) W.H.Tian, T.Sano and M.Nemoto : Phil. Mag. A, 68 (1993) 5, 965.
- 25) W.H.Tian and M.Nemoto : Intermetallics, 5 (1997) , 237.
- 26) P.I.Gouma, M.J.Mills and Y-W. Kim : Phil. Mag. Let., 78 (1998) 1, 59.
- 27) F.Perdrix, M.-F.Trichet, J.-L.Bonnentien, M.Cornet and J.Bigot : Intermetllics, 9 (2001) , 807.
- 28) M.Karadge, Y-W.Kim and P.I.Gouma : Gamma Titanium Aluminides 2003, TMS, (2003) , 437.
- 29) F.Appel, J.D.H.Paul, M.Oehring and C.Buque : Gamma Titanium Aluminides 2003, TMS, (2003) , 139.
- 30) P.I.Gouma, S.J.Davey and M.H.Loretto : Materials Science and Engineering, A241 (1998) , 151.
- 31) Y.S.Park, W.S.Ahn, S.W.Nam and S.K.Hwang : Materials Science and Engineering, A336 (2002) , 196.
- 32) W.E.Voice, M.Henderson, E.F.J.Shelton and X.Wu : Intermetallics, 13 (2005) , 959.
- 33) P.I.Gouma and M.Karadge : Materials Letters, 57 (2003) , 3581.
- 34) Y.Wu, Y.W.Park, H.S.Park and S.K.Hwang : Materials Science and Engineering, A347 (2003) , 171.
- 35) M.Kurashige, T.Matsuo and M.Takeyama : Titanium 2007 (2007) , 1321.
- 36) 倉茂将史, 松尾孝, 竹山雅夫 : 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告, 48 (2007) , 151.
- 37) 生沼駿, 倉茂将史, 松尾孝, 竹山雅夫 : 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告, 50 (2009) , 255.
- 38) S.Kobayashi, M.Takeyama, T.Motegi, N.Hirota and T.Matsuo : Mat. Res. Soc. Proc., 753 (2003) , 123.
- 39) 生沼駿, 菊川敏一, 松尾孝, 竹山雅夫 : 日本金属学会概要, 147 (2010) , 132.

(2010年10月6日受付)