



スペシャルレビュー

レビュー

自動車エンジン部品用にデザインされた低コスト高性能Ti/TiB複合材料： 材料設計、製造プロセス、そして残された課題

齋藤 卓

2020年3月20日受理

■ **要旨** ■ 1998年秋、トヨタ自動車は世界に先駆けて、チタン基複合材料製のエンジンバルブを量産車に採用した。本稿では、まず、豊田中央研究所において1980年代半ばより開始した、チタン部品の低コスト化製造プロセスの開発と、本プロセスを活用した、画期的なチタン基複合材料の創製について解説する。そして、本材料をトヨタグループ各社との連携により、自動車部品として実用化するまでの流れを述べ、さらに、自動車用材料として、チタンを広く活用するために残された課題を解説する。

■ **キーワード** ■ チタン合金、金属基複合材料、MMC、TiB、粉末冶金、素粉末混合法、焼結、自動車、エンジン部品、排気バルブ、F1

目次

1. はじめに
2. 自動車用材料としてのチタン合金の課題
3. チタン部品の低コスト化へ向けたチャレンジ
 - 3.1 粉末冶金技術の可能性
 - 3.2 焼結チタン合金の密度と残留空孔
4. 焼結チタン合金の高性能化へ向けたチャレンジ
 - 4.1 高密度化、残留空孔微細化、組織改良を鼎立させる新プロセスの開発
 - 4.2 焼結チタン合金特有の組織制御
 - 4.3 プロセスおよび合金組成改良による機械的性質の改善
5. 高性能チタン基複合材料(MMC)の開発
 - 5.1 チタン基MMCに最適な強化相の選定
 - 5.2 TiB粒子強化チタン基MMC用マトリックス合金の最適化
 - 5.3 TiB粒子強化チタン基MMCの熱間加工性
6. チタン基MMC製エンジンバルブの開発
 - 6.1 開発目標の設定
 - 6.2 究極の超低コストプロセス
 - 6.3 合金組成の選定と熱処理条件の最適化
 - 6.4 機械的性質と熱間加工性に及ぼすTiB粒子量の影響
 - 6.5 排気バルブとしての耐久性および信頼性
 - 6.6 エンジンバルブとしての性能
7. 開発チタン基MMCのトヨタF1エンジンへの適用
8. さらなるコストダウンの追求
 - 8.1 量産車エンジン部品としての課題
 - 8.2 超高密度金型成形技術の開発
 - 8.3 連続焼結炉による生産性向上
9. チタンの汎用化に向けた提言(結言に代えて)

1. はじめに

エンジンの往復運動部品をチタン化できれば、従来の鋼製部品に比べ、大幅な高回転化が可能となるため、レーシングカーの世界では、チタン合金製のコネクティングロッドが多用されている。また、往復運動部品のもう一つの代表であるエンジンバルブについても、古くから軽量化が取り組まれている。しかし、市販のスポーツカーにおいて、吸気バルブにチタン合金を採用したケースはあるが、排気バルブまでチタン化した例はなかった。これは、コストの問題以前に、自動車エンジンの燃焼排気ガス中で、長時間耐えられるチタン合金が存在しなかったからである。

トヨタ自動車株式会社(以下、トヨタ)は、今から22年前(1998年)に、TiB粒子強化型チタン基複合材料(TiB/Ti-MMC [Metal Matrix Composites])製の排気バルブと、焼結チタン合金製の吸気バルブを同時採用したエンジン(3S-GE)を搭載した量産乗用車(アルテッツァ)を発売した(**Fig. 1**)。本TiB/Ti-MMC技術のオリジンは株式会社豊田中央研究所(以下、豊田中研)にあり⁽¹⁻⁶⁾、トヨタ生技開発部、株式会社ファインセンター、愛三工業株式会社との共同開発により実用化に至ったものである⁽⁷⁻⁹⁾。そして、9年後の2007年からは、トヨタのF1エンジンにも、本技術(高性能版)が横展開され⁽¹⁰⁾、好成績を収めたのは記憶に新しい。さらに、本エンジンバルブは、2010年に限定販売された超高性能スポーツカー、トヨタLF-A用のエンジン(1LR-GUE)に採用され⁽¹¹⁾(**Fig. 2**)、2014年からは、レクサスRC-F用のエンジン(2UR-GSE)にも搭載された⁽¹²⁾。一方、アルテッツァ発売直後の2000年からは、ヤマハ発動機株式会社において、モトクロス用バイク(YZ-250F)エンジンへの搭載が始まり、現在でも多量に使用されている。

本稿では、トヨタはなぜ、レーシングカーではない量産大衆車の、吸気バルブと排気バルブを同時にチタン化できたのか、について解説したい。さらに、本技術は道半ばにして適用車種の拡大が停滞しているが、その理由、ならびに今後に残された課題と、その解決策についても言及したい。



Fig. 1 The first mass-produced car in the world to feature TiB/Ti-MMC engine valves.



1LR-GUE



Fig. 2 Appearance of Lexus LFA and its NA 4.8-liter V10 1LR-GUE engine.

2. 自動車用材料としてのチタン合金の課題

Fig. 3は、代表的な構造用金属材料の比強度(抗張力/比重)を比較したもので、その序列は、凡そ、普通鋼<強力アルミニウム合金<高張力鋼<強力マグネシウム合金<アルミニウム基複合材料<マルエージ鋼<チタン合金の順である。このように、チタン合金は、実用金属材料の中では、最も比強度の高い材料として知られている。このため、軽量化が必須の、航空、宇宙、兵器、レーシングカー、スポーツ用品などの分野では不可欠の材料として多用されている。また、チタン合金の優れた特性の一つとして挙げられるのが、類まれな耐食性である。この性質を利用した用途としては、耐候性建材、船舶、海洋構築物、調理器具、食器などが知られている。さらには、チタンは、人体に対する毒性が極めて低いため、人工骨、インプラント、カテーテル、歯科矯正器具など、医療分野でも欠かすことのできない素材である。

以上のような、構造用金属材料として、数々の優れた特性を有しているにもかかわらず、その利用範囲が限定されている理由は、チタンの製品価格が極めて高いためである。金属元素の中では、地殻中の含有量は比較的高く、シリコン、アルミニウム、鉄、マグネシウムに次ぐ資源量であり、クロムやニッケル、銅、マンガン、炭素、燐、硫黄などに比べると桁違いに多く存在するにもかかわらず、チタン製品は極めて高価である。その理由は二つある。ひとつは、酸素との結合力が極めて強く、難還元性(易酸化性)であるため、鉱石(酸

化物)からの単離(製錬)が難しいこと。そして、もう一つは難加工性の問題。すなわち、熔融チタンは溶解ルツボや鋳型との反応性が極めて高いことに起因する「難鋳造加工性」、結晶構造が六方晶であることに加え、結晶粒成長速度が著しく速いことに起因する「難鍛造加工性」、さらには、刃工具との凝着反応性が著しいことに起因する「難切削・研削加工性」の問題を抱えている。一方で、これらの難加工性は、材料歩留まりの大幅な低下をもたらし、さらなるコストアップに繋がる。Fig. 4に、一例として、チタン合金製のエンジン部品(トヨタF1エンジンのコネクティングロッド)の実体写真を示す。右が、鍛造加工後バリ取りを施した状態の素形材で、左が切削加工後の最終製品である。重量は、鍛造素形材が約850g、切削加工後の製品は約250gで、材料歩留まりはわずか30%程度しかない。航空機などの複雑形状部品では、材料歩留まりがさらに低下し、10%に満たないことも珍しくない。

チタン合金を、量産大衆車の運動部品に採用するためには、まずは、以上述べてきたコストの壁を乗り越えなければならない。一方で、チタン合金は「比強度」において、現用の鋼に対し圧倒的優位にある事は前述した通りであるが、これを自動車の運動部品に採用しようとする、いくつかの問題点が浮上する。第一に、「剛性」の問題がある。構造用金属材料(鋼、チタン合金、アルミニウム合金、マグネシウム合金、銅合金、等)の「比剛性」(ヤング率/比重)は、なぜか金属の種類によらず、何れも25GPa/cc/g付近にある。この

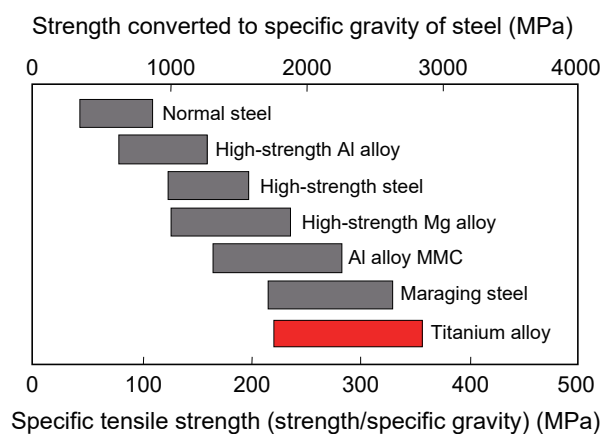


Fig. 3 Comparison of specific strength (tensile strength/specific gravity) of various structural metals.



Fig. 4 Titanium alloy (SP-700) connecting rod for Toyota F1 engine (left) machined from hot forged preform (right).

ことは、「強度」よりも「剛性」が設計基準となるような部品の場合、材料の代替による大幅な軽量化は望めないことを意味している。次に「耐摩耗性」の問題。自動車エンジン用部品には、多かれ少なかれ、優れた摺動特性が要求されるが、鋼に比べ、チタン合金の耐摩耗性は低く、しかも安価な「表面処理技術」がない。そして最後に「耐熱性」の問題。チタン合金は、アルミニウム合金やマグネシウム合金に比べれば、耐熱性に優れるが、自動車エンジンの排気系部品にとり、一般に使用されている「耐熱鋼」を凌駕するような、高温特性を有する耐熱チタン合金は皆無である。

以上述べてきたように、チタン合金を量産車部品に採用するためには、二つの大きな課題をクリアしなければならない。まずは、現用の鋼製部品に対抗できるレベルの、安価な部品製造コスト(原材料、加工プロセス、加工歩留まり、表面改質、等々)の実現。そして、比強度以外の材料特性(比剛性、耐摩耗性、耐熱性、等)の飛躍的な改善。これらの課題を同時に解決しない限り、現在の量産大衆車に使用されている鋼製の部品を、チタン合金に置き換えることはできない。

3. チタン部品の低コスト化へ向けたチャレンジ⁽¹³⁻¹⁵⁾

3.1 粉末冶金技術の可能性

チタン合金部品のコストを引き上げている理由は、前節で列記した通りであるが、これらを根本的に見直さない限り、飛躍的なコストダウンは不可能である。まず、原料素材コストに関しては、材料特性を低下させずに、何処まで不純物の混入を許容できるか、が課題である。次に、材料歩留まりを徹底的に向上させるための、安価なネットシェイプ加工技術へのチャレンジ。そして、低コスト表面処理技術や、切削加工技術の開発。さらに、これらの製造技術の飛躍的改善のためには、生産加工に適した合金組成や組織制御技術の高度化も、併せて取り組まなければならない。

そこで、私たちが注目したのが粉末冶金技術である。金属粉末を金型内で圧縮成形し、高温で焼結して製品化する粉末冶金技術が、1970年代から、鉄鋼部品の安価な成形加工技術として大いに注目され、自動車部品にも採用され始めていた。私たちが、チタン合金を自動車部品に適用できないかを検討していた当時(1980年代半ば)は、チタンの粉末冶金の研究も、軍事目的を中心に、主に米国において取り組まれ始め⁽¹⁶⁻¹⁸⁾、世の中には二つの大きな流れが

存在していた。ひとつは、合金粉末法と呼ばれる方法で、目標とする組成のチタン合金粉末を、予め、ガスアトマイズ法⁽¹⁸⁾や、回転電極法⁽¹⁹⁾(REP法)などのプロセスで製造し、それを金属製の缶に封入した後、熱間静水圧成形法⁽²⁰⁾(HIP)で真密度化する方法。もうひとつは、素粉末混合法⁽²¹⁾(B/E法)と呼ばれる方法で、純チタン粉末と強化用の母合金粉末とを混合し、金型により部品形状にプレス成形した後、真空焼結法により緻密化する方法である。

前者の合金粉末法は、合金粉末の製造やHIP処理に多大なコストがかかるのみならず、材料歩留まりが極めて低い(ネットシェイプ成形が不可能)ため、従来の溶製鍛造法に比べて、コストメリットは全くないが、均一組成および均一組織の、高性能チタン合金素形材の製造技術として注目されていた。一方の素粉末混合法は、安価な純チタン粉末(スポンジファインや水素化脱水素粉末)と、安価な母合金粉末(溶解铸造⇒粉碎粉)を混合し、金型成形により製品形状に成形した後、真空焼結により高密度化する方法で、ニアネットシェイプの製品を直接製造することが可能である。このため、溶製鍛造法や合金粉末法に比べ、遥かに低コストで部品を製造できる。しかし、この方法は、「安かろう、悪かろう」の諺どおり、材料特性が鍛造法で製造したものよりも遥かに劣る。特に、材料特性の中でも、実用上極めて重要な“疲労強度”が、通常溶製鍛造法による製品と比べ、著しく低いことが致命的な問題とされていた⁽²²⁾。Fig. 5は、代表的なチタン合金として知られるTi-6Al-4V(mass%)合金を、素粉末混合焼結法によって製造した場合(○、◇)と、焼結後HIP処理した場合(□)の疲労特性(引張り圧縮疲労試験：応力比 $R=0.1$)を比較した結果である。素粉末混合法による焼結材は、使用した原料粉末により特性に幅はあるが、HIP処理材(□)との疲労特性の差は歴然としており、本プロセスが信頼されない理由がよく分かる。なお、HIP処理を施した焼結チタン合金の疲労特性は、溶製鍛造法により製造した素材と比較しても全く遜色がない⁽¹⁷⁾。

素粉末混合法本来のコストメリットを活かしつつ、疲労特性を改善できる方法を見つけれれば、量産自動車部品としてチタン合金が使えるようになるかもしれない、ということが、1980年代半ばに、私たちが研究に着手した最初のモチベーションである。素粉末混合法による焼結チタン合金には、空孔が残留するため、その切欠き効果で、疲労特性が劣ると考えられていた。したがって、焼結材はHIP処理を施して残留空孔を完全に除去しなければ、重要部品には

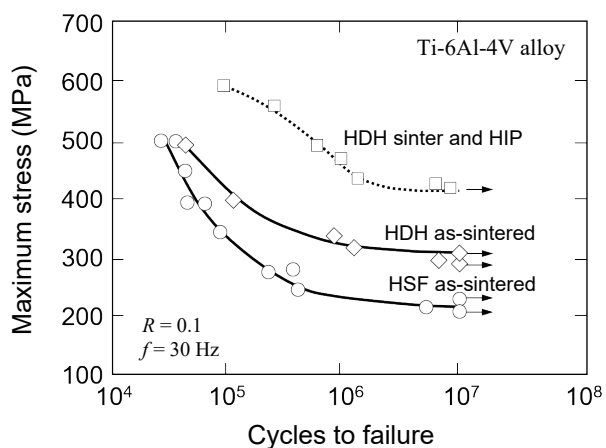


Fig. 5 Comparison of fatigue properties of B/E as-sintered Ti-6Al-4V alloy using different type of titanium powders and post sinter HIP'ing.

使えない、というのが当時の定説であった⁽¹⁷⁾。しかし、焼結チタン合金では、どの程度の大きさの空孔が、どの程度存在すると、疲労強度がどのくらい低下するのか、などの基本的な研究は報告されていなかった。そこで、私たちは、なぜ、焼結材の疲労強度は低いのか、を調査することから着手した。

3.2 焼結チタン合金の密度と残留空孔

Fig. 6に、典型的なTi-6Al-4V焼結合金の組織を示す。**Fig. 6(a)**は、チタン粉末として、不純物は多く含まれるが、安価なHunter法スポンジファイン(HSF)を原料とした場合で、**Fig. 6(b)**は、不純物含有量は低いが、比較的高価な水素化脱水素粉末(HDH)を用い、いずれも、392MPaの圧力で金型成形後、真空焼結(1300°C×4時間)した場合の組織である。どちらも、焼結体の密度は真密度の97%程度に達しているが、残留空孔の分布や形態が大きく異なる。HSF粉末を原料とした場合は、残留空孔の分布が不均一で、しかも、空孔のサイズも不ぞろいである。**Fig. 5**の疲労特性線図中の◇印がHDH粉末、○印がHSF粉末を原料として用いた結果である。これらの結果から、残留空孔のサイズや分布が疲労特性に大きく影響すること、ならびに、高価なHDH粉末を用いた場合でも、この程度の密度と空孔分布状態では、疲労特性が通常の溶製鍛造材や、合金粉末法による焼結合金には遠く及ばないことが明らかになった。

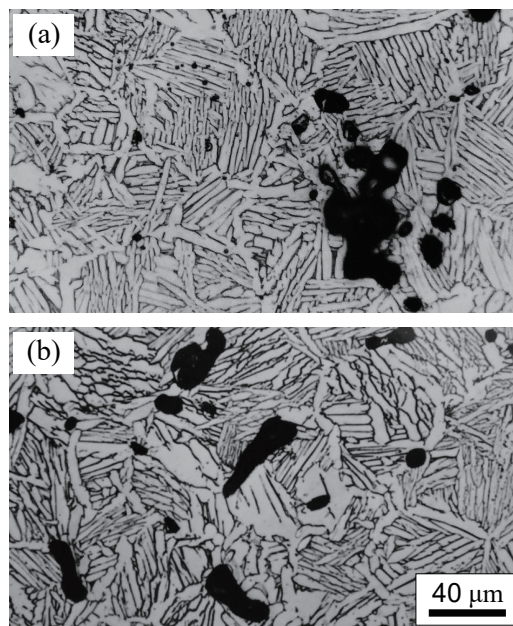


Fig. 6 Change in sintered microstructure of Ti-6Al-4V alloys using different type of titanium powders: (a) HSF powder and (b) HDH powder.

私たちは、安価なHSF粉末を使用した場合に、残留空孔を何処まで均一かつ微細にできるか、にチャレンジすることとした。**Table 1**は、HSF粉末とHDH粉末の化学分析値と、当時(1985年頃)の価格を比較したものであるが、両者の粉末には3つの大きな相違点がある。すなわち、①HSF粉末の価格は、HDH粉末より著しく安価、②HSF粉末には、HDH粉末には含まれないナトリウム(Na)と塩素(Cl)が多量に残留している、そして、③HSF粉末の酸素含有量はHDH粉末の半分程度と低い。これらの相違は、両チタン粉末の製造工程に起因するもので、以下に簡単に説明する。

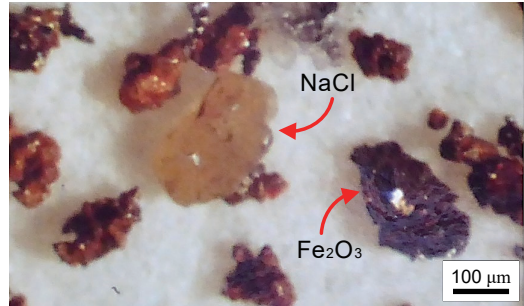
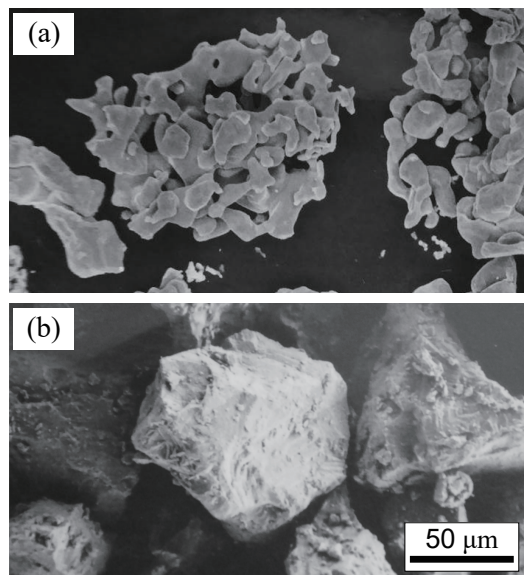
まず、HSF粉末は、Hunter法(ナトリウム還元法)によるスポンジチタン製造時に副産物として発生する、他に利用価値の少ない、微粉末である。このため、価格は安く、また、スポンジチタンそのものであるため、酸素含有量は低い。しかし、四塩化チタンを金属ナトリウムで還元するHunter法では、副産物として生成する多量のNaClを、水で洗浄分離する工程を経なければならず、粉末中へのNaClの残留は避けられない。**Fig. 7**に、市販のHSF粉末から篩分離した介在物(主にNaCl粒子とFe₂O₃粒子)の写真を示す。一方、HDH粉末は、Kroll法(マグネシウム還元法)により製

Table 1 Chemical analysis of applied titanium powders.

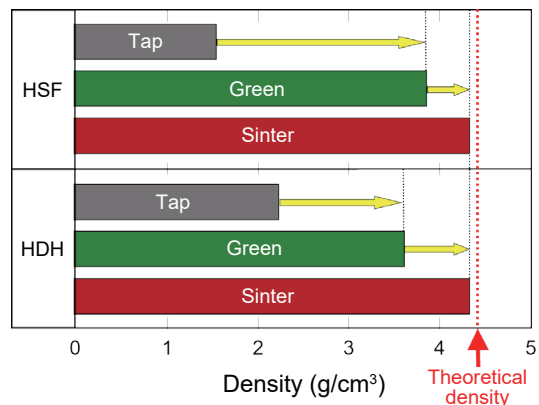
Powder	O	Cl	Na	Mg	Fe	Ti	Price (U.S. \$/kg)
HSF	0.11	0.08	0.078	---	0.02	99.6	5 to 10
HDH	0.19	<0.002	---	<0.001	0.029	99.8	20 to 40

造したスポンジチタンを、一旦、水素化して脆化させ、粉碎工程を経て粉末化した後、500°C付近で真空脱水素処理を施して製造されたチタン粉末である。Kroll法では、製錬時に生成したMgCl₂は、真空処理で除去回収できるため、Hunter法のような、水洗浄工程を必要とせず、スポンジチタン中の塩化物の残留は極めて少ない。ただ、この粉末は複数の熱処理工程を経て製造されるため、製造コストの上昇とともに、酸素含有量が比較的高くなりやすい。Fig. 8に、HSF粉末とHDH粉末の形状を比較したSEM像を示す。HSF粉末は、スポンジチタン特有のイレギュラーな形状を呈しており、一方、HDH粉末は、破碎粉特有の角型塊状を呈している。

Fig. 9は、HSF粉末とHDH粉末を用いた場合の、粉末嵩密度(Tap)、圧粉体密度(Green)、焼結体密度(Sinter)を比較したグラフである。HSF粉末使用材は、HDH粉末使用材に比べ、流動性に劣るため嵩密度は著しく低いが、酸素含有量が少なく軟らかいために変形しやすく、圧粉体密度はHSF粉末使用材の方が高くなる。しかし焼結時には、HSF粉末使用材の緻密化は進行しにくく、最終的に、両者はほぼ同等の密度(約97%)に到達する。HSF粉末使用材の焼結性が劣る理由は、混入したNaClが、焼結温度においてもチタン中に溶解せず、チタン粒子間に取り残され、焼結による収縮を阻害するからである。Fig. 6(a)の100μmを越える巨大な空孔は、この、NaCl粒子に起因するものと推察される。

**Fig. 7** Inclusion particles extracted from the HSF titanium powder.**Fig. 8** Appearance of (a) HSF and (b) HDH titanium powders (#150).

Titanium powders: #150, Compacting: 392 MPa, Sintering: 1300°C for 4 hours

**Fig. 9** Comparison of tap, green, and sintered densities of Ti-6Al-4V alloy manufactured by conventional B/E method using different type of titanium powders.

4. 焼結チタン合金の高性能化へ向けたチャレンジ

4.1 高密度化、残留空孔微細化、組織改良を鼎立させる新プロセスの開発

安価なHSF粉末を用いた焼結体には粗大な空孔が残留するが、その原因は、粗大なNaCl粒子が混入しているためと推察された。その生成メカニズムから、私たちは、粉末に混入しているNaCl粒子を微細化すれば、粗大残留空孔は除去できるのではないかと考え、チタン粉末に混入したNaCl粒子を破砕することを目的に、高エネルギーボールミルを用いて、チタン粉末にkneading(混錬処理)を施すことを試みた。母合金粉末は粒径が細かいほど、チタンの焼結を促進することが分かっているため、まずは、高エネルギーボールミルを用いて、所定量の母合金を投入し微粉砕した後、引き続きミル中にHSFチタン粉末を投入し、短時間の混合とともに、チタン粉末に「混錬処理」を施した。Fig. 10に、処理後のHSFチタン粉末の外観を示す。Fig. 8に示した、処理前のHSF粉末に比べ、粉末の形状は丸みを帯びた塊状となり、粗大なNaCl粒子は微粉化され、母合金粉末とともに、チタン粉末の表面に微細粉末として付着している。また、この「混錬処理」で、粉末の流動性は著しく改善され、粉末の嵩密度は50%近く上昇した。

Fig. 11は、上記「混錬処理」を含む、新プロセスで作製したTi-6Al-4V合金の焼結組織である。原料チタン粉末の種類によらず、Fig. 6に示した通常の方法で作製した場合と比較して、同一の成形および焼結条件でありながら、残留空孔が激減するとともに微細化し、相対密度は99%に到達している。さらに、チタン合金の組織形態にも粉末処

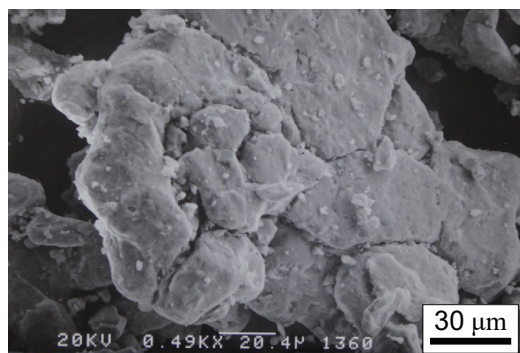


Fig. 10 Surface morphology of HSF powder after kneading.

理の影響が強く現れている。すなわち、HSF粉末使用材では、微細化されたNaCl粒子は、チタンに全く固溶しないので、この「ピン留め効果」により、 β 相の粒成長が抑制されるとともに、粒内 α 相が「針状」から「等軸状」に変化する。一方、HDH粉末使用材では、焼結時の緻密化に伴い残留空孔が減少すると、介在物粒子のピン留めが働かないために、 β 粒が著しく成長し、冷却時に生成する粒内の針状 α 相は粗大化することが分かった。

4.2 焼結チタン合金特有の組織制御

Ti-6Al-4Vに代表される($\alpha + \beta$)型のチタン合金は、Fig. 6, 11に示したように、焼結温度(β 相安定領域)から徐冷されると、粗大な針状($\alpha + \beta$)組織となる。このような、方向性を持った粗大針状組織は、疲労特性や、延性などの機械的性質に悪影響を及ぼすので、組織調整のための後熱処理が必要である。しかし、焼結温度から徐冷した状態で均一微細な組織にできれば、焼結後の熱処理を省略することが可能となる。

徐冷状態で組織の微細化を実現するためには、 $\beta \Rightarrow \alpha$ 変態を遅らせることが重要であり、このためには、 $\beta \Rightarrow \alpha$ 変態温度を下げ(β 安定化)、しかも、 β チタン合金の中で、自己拡散係数の小さい元素の添加が有効と考えられる。そこで、 β チタン中での拡散係数を調査した結果⁽²³⁾、特異的に拡散係数の小さい、Moの添加が最も効果的であると結論された(Table 2)。予想通り、微量のMo添加が、針状 α 相の微細化には極めて有効であることが判明した(Fig. 12)。ただし、Moを添加すると、焼結時に粗大化した β 相の粒界に沿って、冷却時に網目状の α 相が析出しやすくなることも分かった(Fig. 12(a))。この網目状粒界 α 相の析出を抑制するには、焼結時に、 β 相の結晶粒成長を抑制する微細析出物の分散が有効ではないかと考え、チタンとの相互溶解度が小さく、高温においても、チタンに溶け込まない粒子を探索した。その結果、前出のNaClを含め、 Y_2O_3 、 YCl_3 、Bなどを微量添加した場合に、焼結時の異常粒成長を効果的に抑制するとともに、針状 α 相が等軸化することが判明した。代表例として、Fig. 12(b)に、Ti-6Al-4V合金に、少量のMoとBとを複合添加した焼結合金の徐冷組織を示す。Mo添加で微細化した針状 α 相が、B添加により等軸化するとともに、網目状の粒界 α 相は消失し、極めて微細かつ均一な等軸状組織となっている。ここで注目すべ

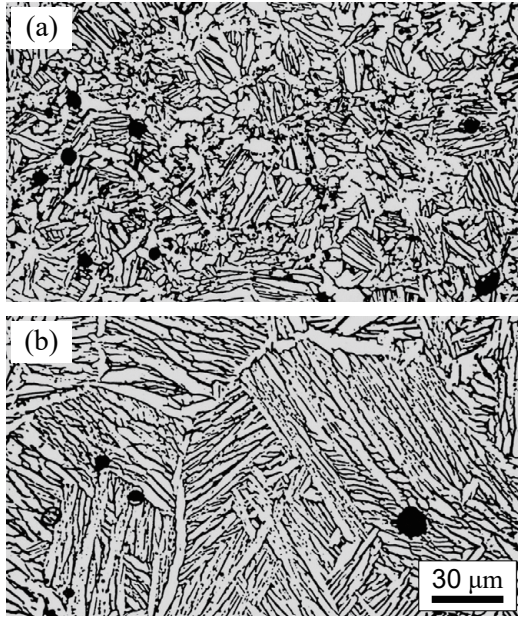


Fig. 11 Change in sintered microstructure of Ti-6Al-4V alloys using new mixing process and different titanium powders: (a) HSF and (b) HDH. The sample preparation conditions were the same as the alloys shown in Fig. 6.

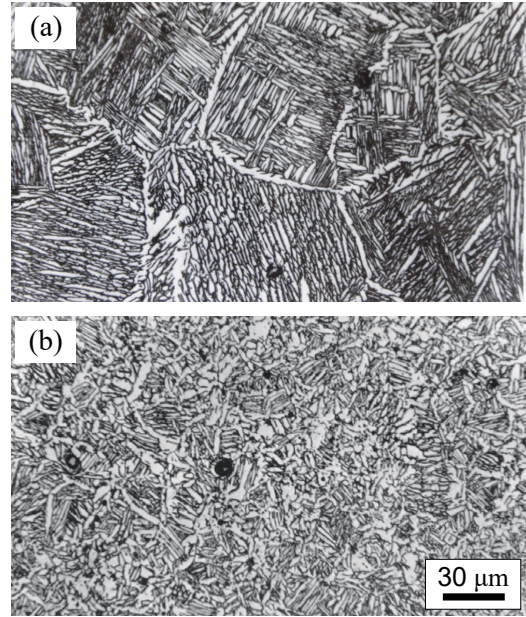


Fig. 12 Effect of Mo and B addition on the microstructure of HDH Ti-6Al-4V alloy: (a) Ti-6Al-4V-1Mo and (b) Ti-6Al-4V-1Mo-0.3B. Other conditions are the same.

Table 2 Comparison of impurity diffusivity of several β -stabilizing elements in β -titanium at 900°C, normalized by the self-diffusivity of titanium.

Element	Ni	Co	Fe	Mn	Cr	Ti	V	Nb	Mo
Diffusivity	56	42	18	4.9	1.8	1	0.7	0.6	0.2

き現象として、添加したBは、チタン合金中で熱力学的に安定な、微細TiB粒子として分散していることを見いだした。このTiB粒子の微細分散が、焼結時の β 結晶粒の粗大化を抑制するとともに、冷却時に α 相析出の核となり、等軸化を促進したものと考えられる。この発見が、後のチタン基複合材料開発への大きなヒントとなった。

4.3 プロセスおよび合金組成改良による機械的性質の改善

Table 3は、代表的なTi-6Al-4V焼結合金において、原料チタン粉末の種類(HSF or HDH)、Al-40V母合金粉末

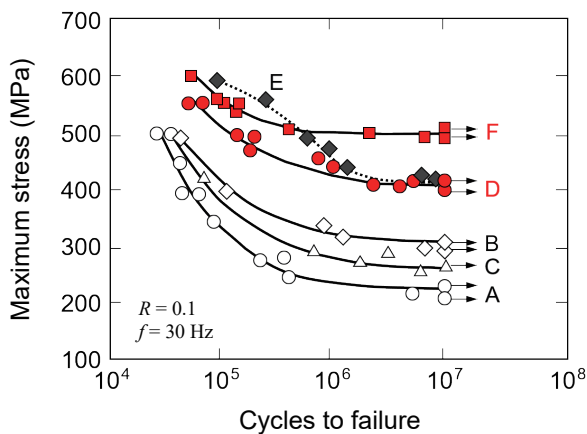
のサイズ(平均粒径:40 μ m or 9 μ m)、粉末の「混錬処理」の有無、ならびに、組織改良成分(Mo+B)添加の有無による、焼結密度、最大残留空孔サイズ、引っ張り特性、を比較した結果で、また、**Fig. 13**は、**Table 3**に示した6種類の試料A~Fの、疲労特性を比較した結果である。

これらの結果を纏めると、安価なHSFチタン粉末を用いても、粉末に適度な「混錬処理」を施すだけで、高価なHDHチタン粉末を用いたHIP処理材にはほぼ匹敵する強度特性(静的、疲労)が得られる。このことから、残留空孔の最大径が20 μ m未満であれば、疲労特性に大きくは悪影響を及ぼさないことも判明した。さらには、微量の組織改良成分の添加と「混錬処理」との組み合わせで、安価なHSF

Table 3 Comparison of static mechanical properties of B/E titanium alloys and manufacturing conditions.

Common conditions: titanium powder size = #150, compacting at 392 MPa, sintering at 1300°C for 4 hours

Sample	Titanium powder	Powder treat.	Al ₃ V powder (μm)	Sintered density (%)	Max. pore size (μm)	Tensile strength (MPa)	Tensile elongation (%)	Alloy composition
A	HSF	None	40	96.5	150	840	3.7	Ti-6Al-4V
B	HDH	None	40	97.0	60	870	14.5	Ti-6Al-4V
C	HSF	None	9	99.1	100	923	6.3	Ti-6Al-4V
D	HSF	Kneading	9	99.2	20	922	15.0	Ti-6Al-4V
E	HDH	None	40	100.0 (HIP)	0	945	17.0	Ti-6Al-4V
F	HSF	Kneading	9	99.5	10	1010	12.5	Ti-6Al-4V-1Mo-0.3B

**Fig. 13** Comparison of fatigue properties of blended elemental Ti-6Al-4V alloys prepared under the various conditions listed in Table 3.

チタン粉末を用いた場合でも、高価なHDH粉末を使用した、HIP処理材を大幅に超える機械的性質が、焼結のまま得られることが分かった。

以上、安価な素粉末混合法でも、粉末処理プロセスと添加成分の改良で、高価な溶製鍛造材と遜色のない材料特性が、容易に得られることが判明した。しかし、「1. はじめに」でも指摘したように、チタン合金を自動車用構造材料として考えると、そのパフォーマンスは十分とは言えず、さらなる高性能化が不可欠である。そこで次に私たちは、低コストかつ高性能なチタン基複合材料の開発を目指した。

5. 高性能チタン基複合材料(MMC)の開発⁽¹⁻⁶⁾

5.1 チタン基MMCに最適な強化相の選定

高温で焼結する素粉末混合法を前提とした場合、チタン合金を強化するための理想的な複合強化相としての条件は、①強度、硬さ、耐熱性、剛性が高い、②高温から低温まで、チタン合金の中で熱力学的に安定、③強化相を構成する元素がチタンマトリクス中に固溶しにくい、④マトリクス/強化相間の熱膨張差が小さい、⑤マトリクス/強化相間の結合強度が高い、などを挙げる事ができる。しかし、当時(1980年代後半)、米国を中心に研究が開始されていた、チタン基複合材料の強化相(TiC、SiC、TiN、Al₂O₃など)は、いずれも、チタン合金中での熱力学的な安定性が低い、あるいは、相互溶解度が大きいなどの理由で、本来、強化相としては不向きである。しかし彼らは、強化相とチタンマトリクス間の界面を修飾するなどの方法で、界面反応を抑制して高性能化しようと試みていた⁽²⁴⁾。

一方、私たちが独自にたどり着いたのが、前節で述べたTiBという化合物粒子の複合化である。この化合物は、熱力学的性質において、上記の既存強化相よりも好ましいことが、**Fig. 14**に示したTi-B系平衡状態図からも容易に想像できる。すなわち、室温から融点直下の高温まで、ホウ素は、チタン中にはほとんど固溶せず、また、TiB相はTi : B = 50 : 50の化学量論化合物であり、ほとんど固溶幅をもたない。このことは、チタン合金中では、TiB粒子は熱力学的に極めて安定で、しかも、チタンマトリクスの機械的性質に悪影響を及ぼさないことを示唆している。さらに、**Table 4**に示すように、TiBは、強度、弾性率が極めて高いばかりでなく、線膨張

係数がチタン合金とほぼ等しい、という、チタン合金の強化相として、まさに理想的な性質を有していることが推察された。

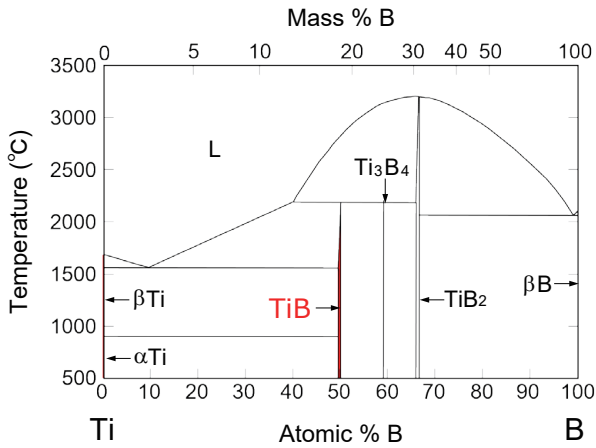


Fig. 14 Phase diagram of Ti-B binary system.

以上の事前調査から、私たちは、素粉末混合法によるチタン合金の強化相としてTiBを適用すれば、飛躍的な特性向上が期待できることを確信した。TiBは、チタン合金の中でこそ安定に存在できるが、それ自身は不安定なため、粉末として入手することはできない。ただ、原料粉末として各種硼化合物粉末を用いれば、硼化合物を構成する硼素原子が、焼結過程において、より親和力の強いチタン原子と再結合して、安定なTiB粒子に変化する。Fig. 15は、HSFチタン粉末と、Al-40V母合金粉末とTiB₂粉末とを、高エネルギーボールミル中で攪拌混合し、392MPaの圧力で金型成形後、1300°C×16hr真空焼結した合金(10vol%TiB/Ti-6Al-4V)の組織写真である。角板状のTiB粒子が均一に分散しており(a)、拡大写真(b)から、TiB粒子とマトリクス合金との界面は直線的で、電子線ステレオ解析の結果、βチタンマトリクスとTiB粒子界面の整合性が極めて良好であることが分かった(c)。Fig. 16は、HSFチタン粉末を用いて新

Table 4 Adaptability of reinforcement compounds for titanium matrix composites.

Compound	Knoop hardness (GPa)	Young's modulus (GPa)	Coefficient of linear expansion ($\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$)	Maximum solubility [Matrix] [Particle] (atomic%)	Estimation
TiB	28.0	550	8.6	< 0.001 1.0	Excellent
TiC	24.7	460	7.4	1.2 15.0	Passable
TiN	24.0	250	9.3	22.0 26.0	Unacceptable
SiC	25.0	420	4.3	Unstable in Ti alloy	Unacceptable
Si ₃ N ₄	14.7	320	3.2	Unstable in Ti alloy	Unacceptable
TiB ₂	34.0	529	6.4	Unstable in Ti alloy	Unacceptable
B ₄ C	27.5	449	4.5	Unstable in Ti alloy	Unacceptable
Al ₂ O ₃	22.5	350	8.1	Unstable in Ti alloy	Unacceptable

The coefficient of linear expansion of titanium alloy is around $9.0 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$

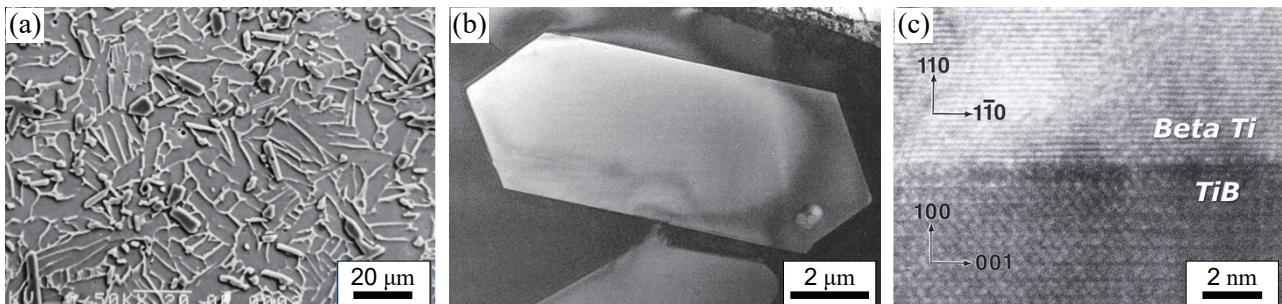


Fig. 15 Microstructure of B/E 10 vol% TiB/Ti-6Al-4V MMC: (a) macro image (SEM), (b) TiB particle (TEM) and (c) TiB/b Ti interface (TEM).

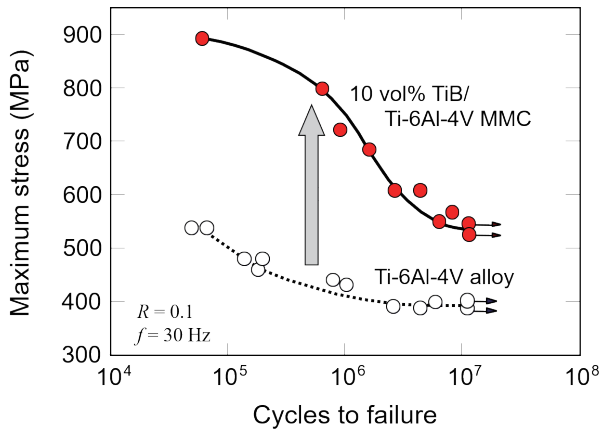


Fig. 16 Increase in fatigue strength of Ti-6Al-4V sintered alloy by addition of 10 vol% TiB particles obtained by the new B/E process.

プロセスで製造したTi-6Al-4V焼結合金と、Ti-6Al-4V合金に10vol%TiBを複合化したMMCの疲労特性を比較した結果で、TiB粒子の複合化により、疲労特性が飛躍的に向上していることが分かる。通常の金属材料では、粒子複合化により、静的な強度や、剛性、耐摩耗性を向上させることは比較的容易であるが、疲労特性や衝撃特性を向上させることは極めて困難であると言われている。その理由は、一般にマトリックス合金と強化相との界面の結合強度が不十分なことから、応力集中によって、界面が疲労亀裂発生の起点となりやすく、また、界面に沿って亀裂が進展しやすいためである。しかし、TiB粒子とチタンマトリックスの界面は、Fig. 15(c)に示したように、結晶整合性が極めて高く、強固に結合しており、また、Table 4から明らかのように、線膨張係数もほぼ一致していること、などの理由で、疲労特性が著しく向上したものと推察される。以上の結果から、TiBがチタン合金の強化相として理想的であることが実証された。

5.2 TiB粒子強化チタン基MMC用マトリックス合金の最適化

Fig. 16に示したデータは、Ti-6Al-4V合金をベースとした場合であるが、素粉末混合焼結法では、母合金粉末を調整することで、マトリックス合金の組成を自由に変更することができるのが特長である。Table 5は、私たちが調査し

Table 5 Combinations of master alloy compounds for manufacturing B/E titanium alloys.

Target titanium alloy composition	Combinations of master alloy compounds (mass%)
Ti-6Al-4V, Ti-3Al-2V	Al-40V
Ti-6Al-4V-1Mo-0.2B	Al-40V + pure Mo + TiB ₂
Ti-8Al-1Mo-1V	Al-38Ti + Al-40V + pure Mo
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.2Si	Al-14Sn-28Zr-1.4Mo-1.4Si
Ti-6.5Al-4.5Sn-4.5Zr-1Nb-1Mo-0.35Si	Al-25Sn-25Zr-5.6Nb-5.6Mo-1.9Si
Ti-5Al-12Cr-3.3V	Al-40V + pure Cr
Ti-10V-2Fe-3Al	Al-40V + Fe-80V (ferro-V)
Ti-4.5Fe-7.0Mo-1.5Al-1.5V	Al-50V + Fe-62Mo (ferro-Mo)
Ti-33.5Al	Al-38Ti

た、各種チタン合金を製造するために採用した母合金粉末の組み合わせを示したものである。使用した母合金は、何れも粉砕可能な組成を選定しており、一部、純金属粉末も含まれている。例えば、強度および剛性のバランスの良い($\alpha + \beta$)型MMCとしては、Ti-6Al-4V合金や、Ti-3Al-2V合金をマトリックスとしたMMCを調査した。また、コンロッドなどへの適用を考え、究極の強度を目指したMMCとして、 β 型のTi-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V合金をマトリックスとしたMMCの鍛造加工材を検討した。

Fig. 17は、母合金にAl-50VとFe-62Mo(Ferro Molybdenum)とを用いて作製した20vol%TiB/Ti-7Mo-4Fe-1.5Al-1.5V MMC焼結鍛造品の各種特性を、Ti-6Al-4V焼結合金と比較した結果である。静的および疲労強度は、それぞれ2倍以上、また、ヤング率は約1.5倍の160GPaに達し、耐摩耗性も極めて高い。

さらに、エンジン排気バルブ用として、究極の耐熱性を目指した(near- α)型のTi-6Al-4.5Sn-4.5Zr-1Mo-1Nb-0.3Si合金をマトリックスとするMMCを調査した。従来、チタン合金の耐熱性の限界と考えられてきた、650°Cを優に越える850°Cの高温でも、耐熱鋼を上回る疲労特性が得られることが分かった(Fig. 18)。

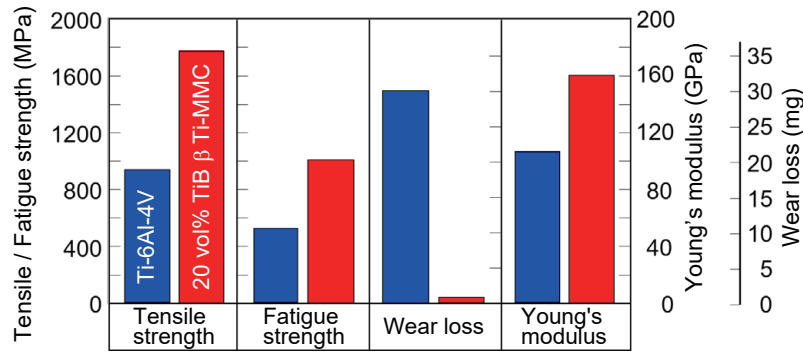


Fig. 17 Comparison of mechanical properties of 20 vol% TiB reinforced β Ti-MMC with conventional Ti-6Al-4V alloy.

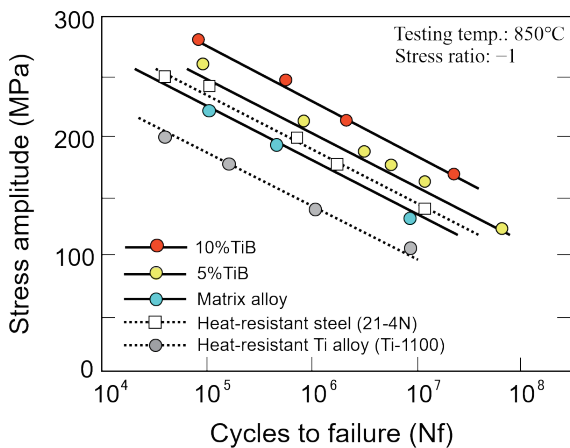


Fig. 18 Effect of TiB particle content on fatigue strength at 850°C of the developed TiB/Ti-6.6Al-4.6Sn-4.6Zr-0.9Nb-1.0Mo-0.35Si MMC.

5.3 TiB 粒子強化チタン基 MMC の熱間加工性⁽²⁵⁾

チタン合金は、通常、室温付近では稠密六方構造(HCP)の α 相であるが、高温になると、体心立方構造(BCC)の β 相に転移する。 β チタン相は、自己拡散係数が大きく、急激な結晶粒成長を起こす。従って、 β 転移温度を超える高温に加熱すると、結晶粒が著しく粗大化して、鍛造割れが発生しやすくなる。このため、熱間鍛造加工は、変形抵抗の大きい、比較的低温の($\alpha + \beta$) 2相温度領域にて行わなければならない。しかし、 β 単相領域に加熱しても結晶粒成長を抑制できれば、変形抵抗が小さく、かつ変形能の大きい超高温領域での鍛造が可能となり、ネットシェイプ化(材料歩留

まり向上、機械加工最小化)、鍛造型の長寿命化などの相乗効果で、加工コストの大幅低減に繋がる。

Fig. 19 は、(a) ($\alpha + \beta$) 型の Ti-6Al-4V 合金と、(b) β 型の Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V 合金、そして、(b) に TiB 粒子を 20vol% 複合化した、(c) 20vol% TiB/Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V MMC の熱間変形抵抗を比較した結果で、**Fig. 20** は、円筒状試験片を、800°C で 75% 圧縮(据込み)加工後の試料側面の写真である。粒子が複合化されていない、(a) の Ti-6Al-4V 合金は、1300°C の焼結過程で β 結晶粒が著しく粗大化し、焼結後の冷却過程で、粗大な ($\alpha + \beta$) 組織を形成しているため、800°C 付近では変形抵抗が大きいだけでなく、変形能も極めて小さく、圧縮率が 75% に達する以前から試料側面に割れが発生している。一方、(b) の β 合金と、(c) の β 合金マトリックス MMC の場合、加工温度(800°C)は β 単相領域にあり、いずれも、($\alpha + \beta$) 型の Ti-6Al-4V 合金より著しく変形抵抗が低く、また、変形能も高いことが見て取れる。特に、(c) は、20vol% もの TiB 粒子を複合化しているにもかかわらず、変形抵抗が、(b) のマトリックス合金とほぼ同等であるばかりでなく、試料側面は極めて滑らかであり、変形能はマトリックス合金よりも、むしろ優れていることを示唆している。

Fig. 21 は、**Fig. 19**, **20** に示した、(a) β マトリックス合金と、(b) 20vol% TiB β マトリックス MMC 材の焼結組織を比較した結果で、MMC 材では多量に分散した TiB 粒子のピン止め効果により、 β 相の結晶粒成長が抑制されていることが分かる。以上の結果から、TiB 粒子を複合化することで、これまでのチタン合金では、非現実的と考えられていた、超高温 β 領域での熱間加工が可能となる。**Fig. 22** は、(c) 20vol% TiB/Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V MMC の丸棒焼

結体(φ40mm)を、大気中、1200°C以上の高温において、一発でコンロッド形状に鍛造加工した写真である。TiB粒子を多量に含有しているにもかかわらず、熱間鍛造加工によって、非常に薄いフラッシュが、割れもなく綺麗に広がっており、この複合材料(MMC)の熱間加工性が極めて高いことが理解できる。常識的には、熱間加工性を損なうのではないかと危惧されたTiB粒子複合化は、逆に、熱間加工性を向

上させるという、特筆すべき事実を発見した。この性質は、次節のバルブ製造に際し、決定的なアドバンテージとなった。

以上、開発した素粉末混合法によるTiB粒子複合型チタン基MMCは、従来のチタン合金より、大幅に低コストで製品化が可能でありながら、従来のチタン合金のレベルを遥かに超える材料特性のポテンシャルを有していることが明らかになった。

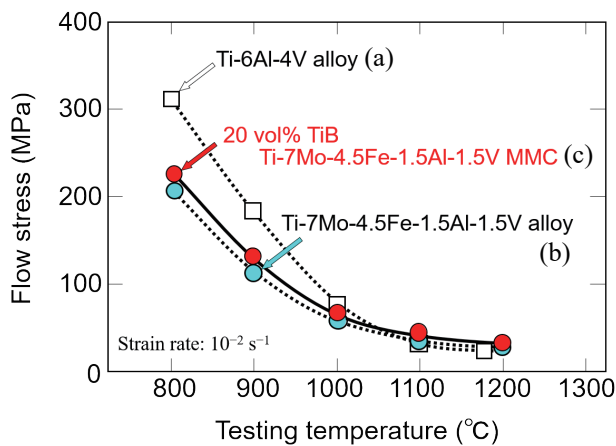


Fig. 19 Change in hot deformability of β Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V alloy by addition of 20 vol% TiB particles compared with $\alpha + \beta$ Ti-6Al-4V alloy.

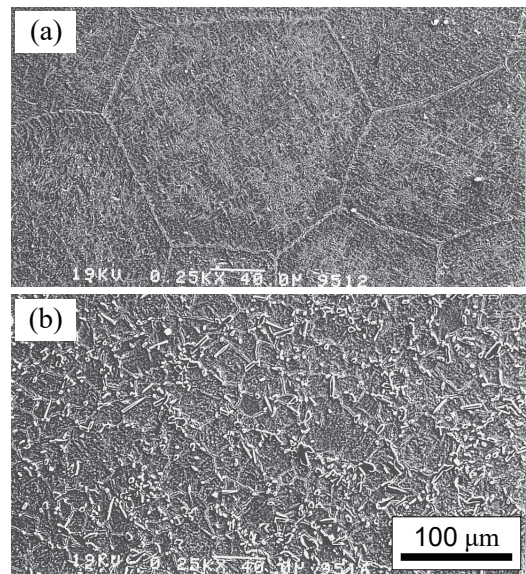
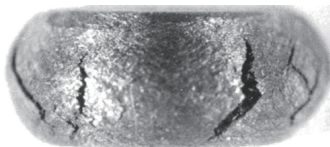
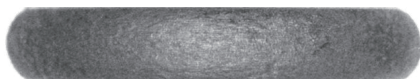


Fig. 21 Pinning effect of the TiB particle on the β grain growth during sintering. (a) β matrix alloy, (b) 20 vol% TiB MMC.

(a) Ti-6Al-4V alloy ($\alpha + \beta$ type)



(b) Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V alloy (β type)



(c) 20 vol% TiB/Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V MMC (β type)

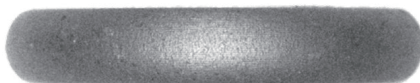
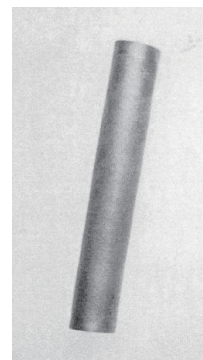


Fig. 20 Side view of upset forging test specimens compressed at 800°C: (a) Ti-6Al-4V alloy, (b) β Ti matrix alloy, and (c) 20 vol% TiB MMC.

(a) Sintered blank



(b) Hot-forged product



Fig. 22 Connecting rod formed by one-heat-forging at 1200°C using sintered 20 vol% TiB/Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V β -Ti MMC.

6. チタン基 MMC 製エンジンバルブの開発^(7-9,26)

6.1 開発目標の設定

チタン合金を量産車へ適用するための、コスト的なハードルが最も低い往復運動部品は、吸気バルブであり、さらに開発チタン基 MMC を適用すれば、排気バルブにも適用できる可能性もある。そこで、吸気バルブと排気バルブとを同時に開発することを目標としたフィージビリティスタディーを開始した(1991年)。ターゲットエンジンは、1990年代後半に市販が予定される、スポーツタイプの4気筒2000cc自然吸気エンジンに設定した。当時、本田技研工業株式会社(以下、ホンダ)から近々リリースされると噂されていた、2000ccクラスの高性能スポーツカー(後の Honda S-2000)のライバル車としての位置づけであった。ホンダは、独自のVTEC技術を用いた、超高回転型のショートストローク自然吸気エンジンを開発してくると予想されていたので、当初は、私たちも、エンジンの許容回転数を8500~9000rpmに設定して開発に取り組んだ。このような超高回転型のエンジンを実現するためには、バルブの大幅な軽量化が必須であった。しかし、軽量バルブの製造に割けるコストアップの許容量はわずかしかなかく、製造コストが現用の耐熱鋼製バルブを大きく上回ることは許されなかった。もしも、チタン製のバルブが低コストで製造可能なら、是非採用したい、というヨタエンジン設計部門からの強い要請で、開発に着手することとなった。

耐熱鋼エンジンバルブの製造コストは、1本あたり150~350円程度であるが、当時、チタン合金製バルブ(吸気バルブ)の製造コストは、優に1000円/本を超えると言われていた。一方、冷却効率の低い量産車エンジンの、排気バルブに適用できる耐熱チタン合金は、世の中に存在しなかった。そこで私たちは、吸気側と排気側の双方に適用できる

性能を有し、かつ、コスト300円/本以下で製造可能な、高性能チタンバルブを開発することを目標に設定した。

6.2 究極の超低コストプロセス

最終的に決定された、バルブの製造プロセスを Fig. 23 に示す。原料チタン粉末には、HDH 純チタン粉末よりも安価な、水素化チタン粉末を、強化用の母合金粉末としては、排気バルブ用の超高耐熱性を狙いとして、Al-25Sn-25Zr-6Nb-6Mo-1.2Si(mass%)組成の母合金粉末を開発した。さらに、TiB 粒子を複合化させるための硼素源として、TiB₂粉末を使用した。製造工程を要約すると以下の通り。各粉末を所定の割合に秤量⇒攪拌混合⇒割り金型プレス成形により、円柱状のビレット(16φ×42mm)に成形⇒真空炉中にて昇温し脱水素⇒1300℃で相対密度95%以上まで緻密化⇒焼結ビレットを、大気中にて高周波加熱により1250℃まで加熱⇒サイアロン(約50年前に豊田中研で発見された新しいセラミックス⁽²⁷⁾)製の型内でステム部押し出し⇒最終バルブ形状に鍛造加工⇒焼鈍処理⇒最終製品形状に削り出し⇒約900℃の大気中加熱でシート当たり面とステム部を酸化処理⇒曲がり矯正⇒検査⇒製品。

開発した上記粉末冶金プロセスの適用で、従来のチタンバルブより遥かに低コストで製品化が可能となり、当初の目標どおり、現用の耐熱鋼製排気バルブに近い、製造コスト:280円/本が達成できた。低コスト化の要因は、以下の4点に集約される。①安価な水素化チタン粉末の適用、②混粉⇒成形⇒脱水素⇒焼結の連続工程により、材料歩留まりほぼ100%で、押し出し鍛造用ビレットを製造、③TiB粒子複合化により超高温鍛造を可能とし、最終バルブ形状に押し出し鍛造成形、④生産性が極めて高く、かつ安価な大気中酸化処理による耐摩耗性の付与。

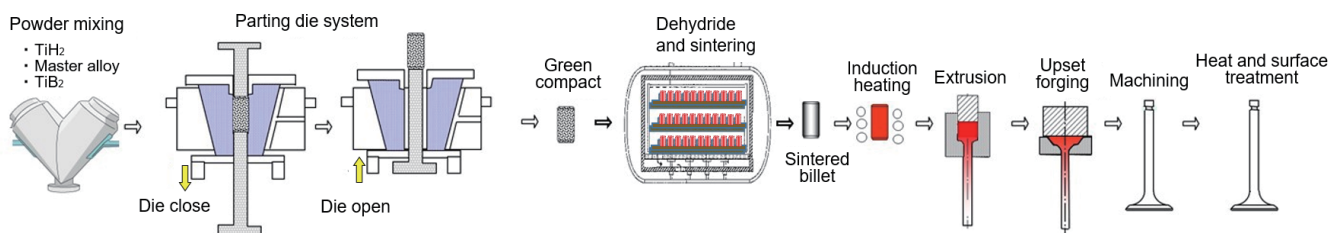


Fig. 23 The developed low-cost engine valve manufacturing process for the TiB particle reinforced B/E Ti-MMC.

6.3 合金組成の選定と熱処理条件の最適化

開発チタン基MMCの優れた材料特性は、超高耐熱マトリックスと複合強化粒子(TiB)との相乗効果により達成される。マトリックスの基本組成は、高温疲労とクリープ特性を考慮し、Ti-6Al-4Sn-4Zr-1Nb-1Mo-0.2Si(mass%)に、また高温強度特性に加え、部品製造に際して重要な、延性、熱間加工性、被削性、ならびにコストを考慮し、TiB粒子量を5vol%に、それぞれ決定した。

チタン合金の材料特性は強い組織依存性があり、特に、マトリックスの組織形態は、高温クリープ特性や高温疲労特性に強い影響を与える。すなわち、粗大な針状組織を有するとクリープ特性に優れ、一方、微細な針状あるいは等軸組織とすれば疲労特性に優れる。そこで、通常の耐熱チタン合金の組織は、クリープ特性と疲労特性とが高度にバランスするよう、熱処理(溶体化+時効)条件により微妙に調整される。

開発材では、TiB粒子複合化によるβ結晶粒成長抑制効果を有効に活用することで、一般のチタン合金では結晶粒粗大化のために適用が困難な、β単相温度領域での焼鈍処理を採用するとともに、生産性が低くコスト高に繋がる時効処理は省略した。

6.4 機械的性質と熱間加工性に及ぼすTiB粒子量の影響

Fig. 24に、室温ならびに800~850°Cにおける材料特性に及ぼすTiB粒子の影響を、纏めて示す。室温強度、高温強度、室温疲労強度ならびに高温疲労強度、いずれもTiB粒子量の増加とともに上昇していることが分かる。特に、排気バルブ特性として、極めて重要な、高温(850°C)疲労強度に及ぼすTiB粒子の効果は著しく、5vol%TiB程度の複合化でもバルブ鋼(21-4N)を凌駕している。

一方、高温クリープ特性は、TiB粒子複合化により若干低下する傾向を示す。粒子複合量の増加に伴って、マトリックスの針状α相が、微細化されるとともに等軸化することが、その主原因と考えられる。ただし、TiB粒子量の影響はわずかであり、10vol%TiB材でも、21-4N鋼より優れたクリープ特性を維持している。

室温延性は、TiB粒子量によらず、ほぼ一定であるが、高温延性は、少量のTiB粒子添加で大幅に向上する。すなわち、5vol%のTiB添加で約12%の最大値を示したのち、

10vol%TiBでも約10%の延性を維持している。

次に、実際のバルブ鍛造温度領域(1200~1250°C)での、高速熱間変形能に及ぼすTiB粒子の影響について紹介する。バルブ鍛造温度領域における、高速(500%/s)変形時の延性をTiB量で整理すると、Fig. 25のようになる。Fig. 24に示した、800°Cでの低速(10%/s)変形時の伸びと、その傾向はほぼ一致しており、適切な量のTiB粒子の添加が、熱間加工性を大幅に改善し得ることを示唆している。これは、TiB粒子の複合化によって、加熱時のβ結晶粒成長が抑制され、熱間加工ウインドウを、加工の容易な高温側まで拡張できるためである。

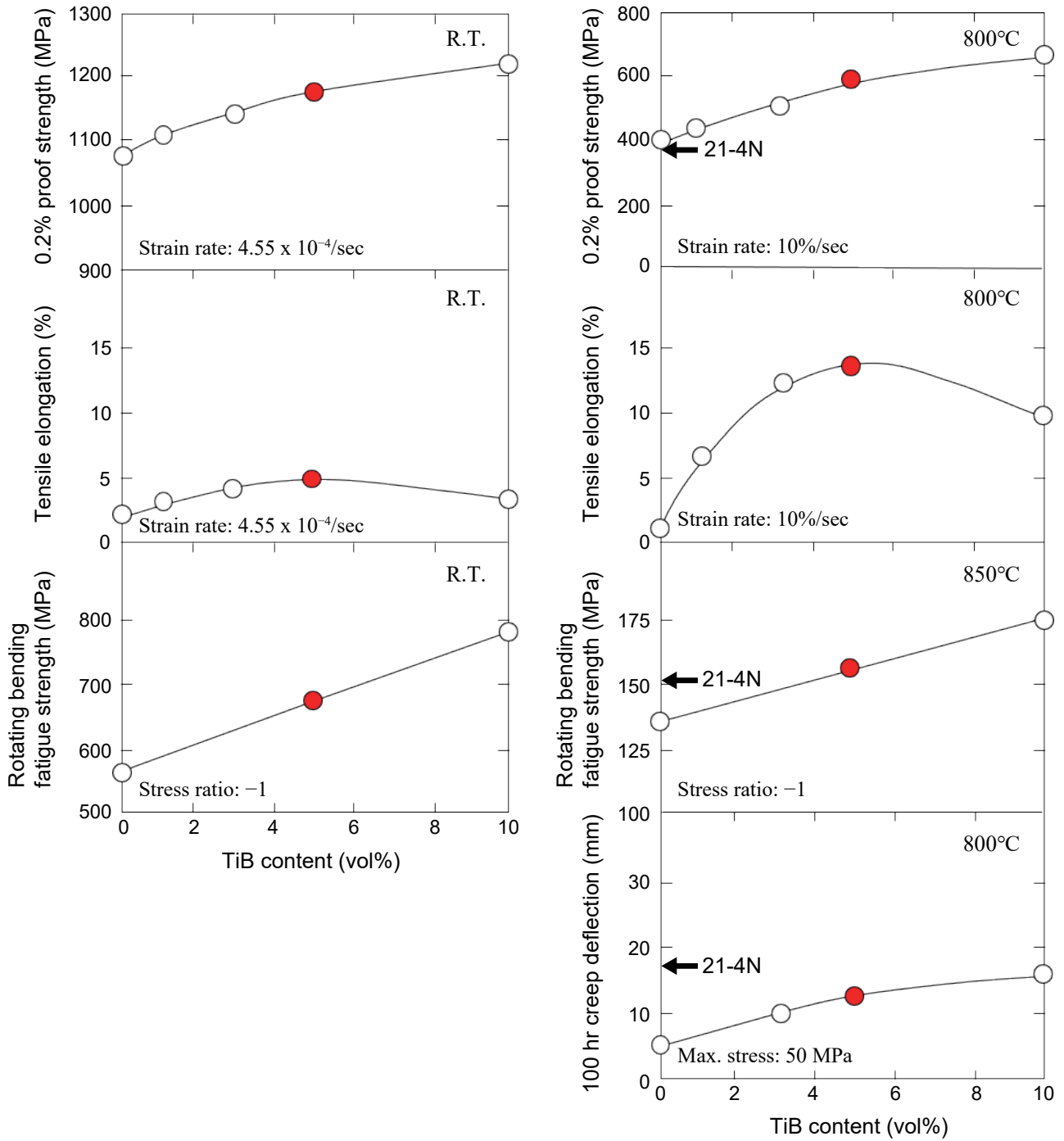


Fig. 24 Changes in mechanical properties of the developed Ti-MMC in accordance with TiB particle content at room and elevated temperatures.

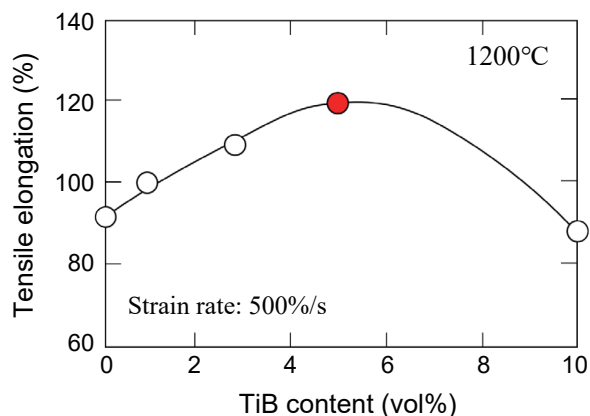


Fig. 25 Effect of TiB particle content on high-temperature ductility at a rapid strain rate.

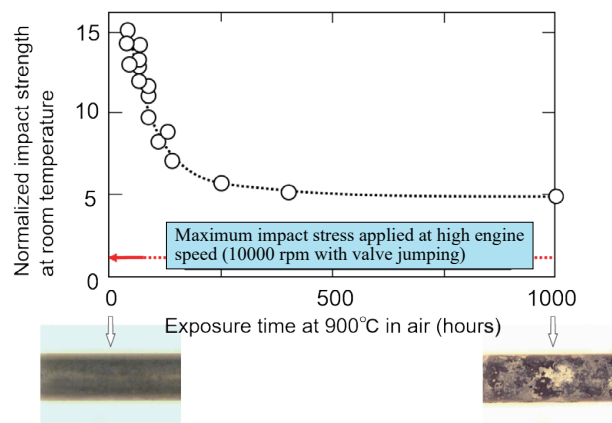


Fig. 26 Example of reliability test results for the developed exhaust valve (impact strength after long term exposure to air at high temperature).

6.5 排気バルブとしての耐久性および信頼性

開発 MMC の高温強度特性は、現用のバルブ鋼と同等以上であることは前節で示した通りであるが、バルブとして重要な耐摩耗性の確保が不可欠である。チタン製のバルブに対しては、従来は Mo 溶射や CrN コーティングなど、極めて高価な表面処理が不可欠と考えられていた。しかし、私たちは、安価かつ効果的な方法として、大気中での高温酸化処理法を開発した。酸化処理により、表面付近のチタン合金マトリックス中に、適量の酸素を固溶させ、耐摩耗性を向上させる狙いである。TiB 粒子の複合化と、この大気中酸化処理の組み合わせにより、排気バルブとして十分な、バルブシート当たり面の高温耐摩耗性、バルブステム部の耐摺動摩耗特性、ならびに頭頂部の耐焼き着き性を確保することができた。

次に、チタン合金は、耐熱鋼に比べて耐酸化性に劣るため、高温の燃焼ガス中で長時間使用した際の、酸化の問題が懸念された。バルブとしての信頼性とは、第一に、絶対に折れてはならないことである。高温で使用している間は、これまで示したように、優れた強度と延性とを有しているため、バウンス発生を伴うような、超高速耐久試験（～9500rpm）でも、まったく問題は発生していない。課題は、室温付近において衝撃的な荷重が負荷された場合の信頼性である。そこで、室温における耐衝撃特性を信頼性の指標とした。

Fig. 26 には、過酷な使用環境での高温酸化を想定し、900°C で 1000 時間まで大気中暴露した後の、室温での衝撃試験結果を示す。長時間の高温大気中酸化により、衝

撃強度は大幅に低下するが、それでも、バルブが異常運動（ジャダリング）した際に想定する、最大衝撃荷重の約 5 倍の室温衝撃強度を有していることが分かった。このように、開発チタン基 MMC 製の排気バルブは、実使用環境下において十分な信頼性を有していることが証明された。

6.6 エンジンバルブとしての性能

新たに開発した焼結チタンバルブを搭載した新型エンジンは、諸般の事情により、最高回転数が、当初目標値の 9000rpm から 7700rpm まで大幅に下げられてしまったが、それでも、旧型エンジンに比べ 500rpm 高回転化し、当時の 2000cc 自然吸気エンジンとしては最高の 210 馬力を達成した。バルブ重量を 40%、バルブスプリング重量を 16%、それぞれ軽減できたことで、高回転領域での騒音を 30% 低減、カム駆動トルクを 20% 低減し、高性能化と低燃費化とを両立させた。ただ、翌年ホンダからリリースされた S-2000 は、2000cc 自然吸気エンジンでありながら、独自の可変バルブタイミングおよびリフト機構（VTEC）と超ショートストロークを採用することで、耐熱鋼製のバルブを採用していながら、最高回転数 9000rpm を実現し、250 馬力を達成している。

7. 開発チタン基MMCのトヨタF1エンジンへの適用^(10,28,29)

超高速回転化が要求されるレーシングエンジンでは、往復運動部品の軽量化が極めて重要である。レース車両では、比較的コストの制約が少ないため、これまでも広くチタン合金が使われてきた。開発した焼結チタン基MMC部品は、従来製法のチタン合金部品に比べ、大幅に低コストで製造が可能のため、量産車に採用することができた。しかし、量産車エンジンでは、本材料のポテンシャルを十分には活かし切れておらず、本材料のもつ優れた比強度、比剛性、耐熱性を活かした究極の設計を行えば、部品のさらなる軽量化、高性能化、低燃費化が可能となる。

上記チタン基バルブを搭載した量産車アルテッツァを市場投入した翌年の1999年に、トヨタはF1レースへの参戦を表明し、ドイツケルン市郊外のToyota Motorsport GmbH (TMG)を母体として、エンジンとシャシー双方の開発を行うコンストラクターチーム(Panasonic TOYOTA Racing)を発足させ、2002年度から実戦投入を開始した。その後、FIA (Fédération Internationale de l'Automobile)のレギュレーション変更により、規格がV10からV8に変更されたエンジンでも、20000rpmを超える超高速回転化が要求され、バルブトレインもさらなる軽量化が必要となった。そこで、TMGのF1エンジン部門のテクニカルディレクターであったルカ・マルモリーニ(Dr. Luca Marmorini)の目に留まったのが、私たちが市販車用に開発した焼結チタン基MMCである。当時、全てのF1チームのエンジンには、米国Del West社製のチタンバルブが使用されており、トヨタチームも

同様であった。しかし、私たちの開発した新材料は、強度、剛性ならびに耐熱性において、Del West社が使用していた耐熱チタン合金(Ti-1100:Ti-6Al-2.7Sn-4Zr-0.4Mo-0.45Si)より遥かにポテンシャルが高く、バルブのさらなる高性能化が期待できた。

F1用のエンジンは、シリンダヘッドの冷却性能が量産車よりも大幅に優れているため、排気バルブの温度上昇を低く抑えることが可能である。そのため、排気バルブに関しては、基本的に、量産車(アルテッツァ)用に開発した材料で十分対応できた。一方、F1エンジン用の吸気バルブは、吸気側のポート温度が量産車に比べ大幅に高く、バルブも比較的高温に晒されるため、吸気バルブ用のTi-6Al-4V合金では耐熱性が不足した。さらに、F1エンジン用の吸気バルブは、吸気効率向上のため、傘径を大きく、またステム径は細く設計したいので、材料には、より高い強度、剛性に加え耐クリープ特性が要求される。そこで、マトリクス合金の組成を、排気バルブ用材料と同じ、耐熱性の高いTi-6Al-4Sn-4Zr-1Mo-1Nb-0.2Si(mass%)ベースのNear- α 合金組成に変更するとともに、複合化するTiB粒子量を、排気バルブ用MMCの2倍(10vol%)に増加させた。Fig. 27に、市販車(アルテッツァ)エンジン用とF1エンジン用の吸気バルブの外観を比較してある。傘径とステム径との違いに注目して頂きたい。

Fig. 28は、F1エンジンの吸気バルブ用に新たに開発した材料(MMC)と、アルテッツァに採用した旧材料(Ti-6Al-4V合金)の、相対的な特性を比較した結果である。Fig. 28から、F1用材料の方が、強度、剛性、耐熱性いずれにおいても、

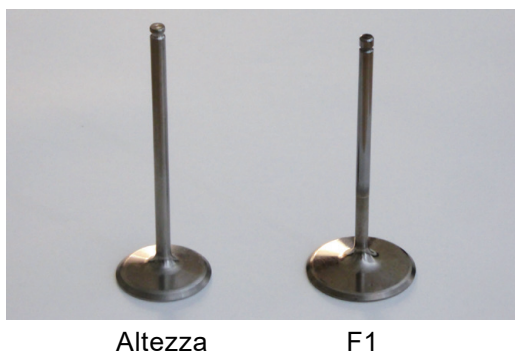


Fig. 27 Different appearances of the intake valves for the mass-produced 3S-GE engine (left) and RVX-09 racing engine (right).

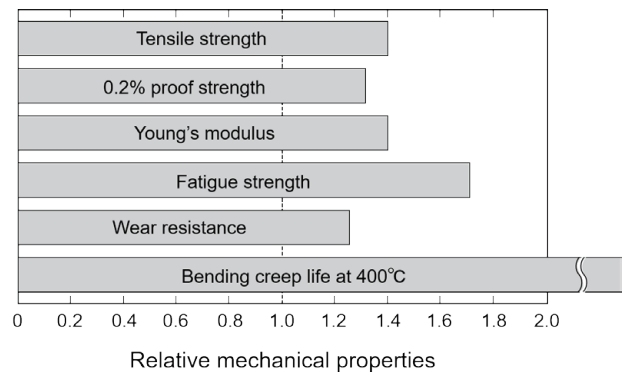


Fig. 28 Comparison of the mechanical properties of the developed MMC for F1 intake valves relative to those of the Altezza intake valve.

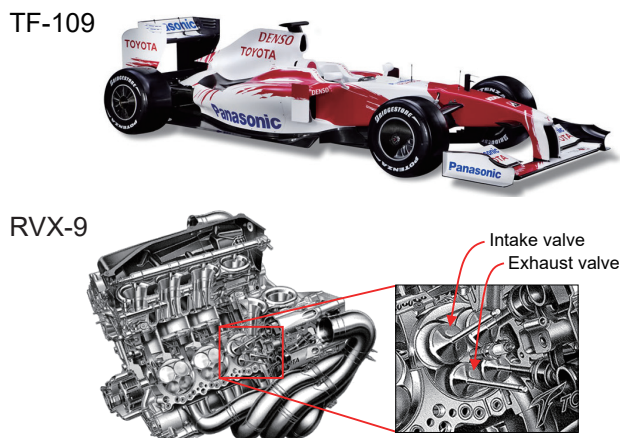


Fig. 29 Appearance of Panasonic-Toyota Racing F1 car (TF-109) and cutaway view of 2398 cc NA V8 engine (RVX-09).

圧倒的に優れていることが分かる。特に疲労強度の向上と、耐クリープ特性の向上は、部品の耐久性に余裕をもたらすので、より軽量、かつ、吸気効率の高い形状の設計が可能となるだけでなく、年々、厳しさを増すレギュレーション変更にも余裕をもって対応できた。すなわち、V10からV8にエンジンレギュレーションが変更された2006年度、エンジンの耐久性は2レース(走行距離換算で500km程度)までもてばよかったが、2009年度には、8レース(走行距離換算2200km以上)までエンジン交換が不可とされ、各チームはその対応に四苦八苦していた。このような条件下でも、トヨタが余裕をもって大幅な出力向上を実現できたのは、私たちが開発したチタン基MMCバルブの貢献が極めて大きいといわれている。

開発したチタン基MMC製のエンジンバルブを搭載したエンジンは、2007年度から実戦投入され、少なくとも、エンジン性能においては他チームを圧倒した。トヨタがF1レースから撤退する直前の2009年度(**Fig. 29**)だけを見ても、Pole Positionを1回、Fastest Lapを2回、そして、表彰台も5回獲得した。ただ、一度も表彰台の中央に立つことができなかったのが心残りである。

8. さらなるコストダウンの追求

8.1 量産車エンジン部品としての課題

開発した焼結チタン基MMCバルブの製造コストは、当初の見込みどおり、従来のチタンバルブよりも遥かに廉価な、300円/本未満を達成し、耐熱鋼製バルブと同等レベルまで到達できた。

以上述べてきたように、チタン合金を量産車に適用する、という初期の目標は達成できたが、残念ながら、自動車用の汎用材料として定着したとは言いがたい。エンジンバルブは、元来、耐熱鋼という高価な材料が使用されてきた部品であるが故、何とか、チタン化が実現できたが、その他、比強度、比剛性を要求される多くの部品にチタン合金を適用するには、さらなるコストダウンが不可欠である。

これまで述べてきたエンジンバルブは、単純な円柱状のピレットを、チタン加工の常識を超えた、1200℃以上という超高温で押し出し鍛造するという、比較的シンプルな工程で、歩留まり良くネットシェイプ化できる特殊なケースであった。しかし、一般的な機械部品は、複雑な形状をしているのが常であり、ネットシェイプ化するためには、**Fig. 4**に示したように、鍛造加工した素形材に、多大な機械加工を施さなければならず、材料歩留まりが著しく低下する。一方、素粉末混合法では、原料粉末をネットシェイプに金型成形し、これを焼結したままで部品として使用できれば、究極の低コスト化が達成できるはずである。これは、現用の焼結鋼部品の製造プロセスそのものであって、これを実現するためには、最低限、以下に述べる条件をクリアしなければならない。

- ① 焼結のまま、機械的性質や信頼性が確保されること。
- ② 機械加工なしで、部品としての使用に耐え得る寸法精度が確保されること。
- ③ 連続焼結炉を使用した大量生産が可能なこと。

開発したプロセスを適用すれば、焼結のままでも、97%を超える高密度を達成でき、残留空孔も微細化されるが、十分な信頼性を得るには、さらなる高密度化の実現が望まれる。

8.2 超高密度金型成形技術の開発⁽³⁰⁾

焼結体の密度を、限りなく真密度に近づけるためには、成形体の密度を上げるのが近道であるが、むやみに成形圧力を高めることはできない。チタンは金型に凝着しやすいため、

高圧で成形を行うと、金型の「かじり」が発生するからである。一般に、少量の潤滑剤を粉末に混合して焼き付き防止を図るが、潤滑剤の添加量を増やすと、脱蠟加熱中にチタンと反応して、不純物として取り込まれ、製品の特性を損なうので、潤滑剤の添加は最小限にとどめなければならず、600MPaを超える成形圧力の適用は難しかった。これに対し私たちは、画期的な金型潤滑技術を開発し、2000MPaの圧力でも成形が可能な、超高压粉末成形技術を見いだした。以下に、技術の概略を説明する。

本開発技術のキーは、金型潤滑剤としてのステアリン酸リチウム(Lithium Stearate : Li-Ste.)と、約150°Cの温間成形の組み合わせの発見である。これは、当時(1990年代後半)、ドイツのブラウンホーファー研究所より豊田中研に実習に来ていた留学生が、鉄粉の金型成形用の潤滑剤を探索している中で、偶然発見した方法である。当初は、鉄粉の金型潤滑法として検討したのであるが、これをチタン粉末に適用した結果、鉄粉よりもさらに驚異的な潤滑効果を発揮することが判明した。Fig. 30に、開発した成形法の模式図を示す。約150°Cに保温した金型内部に、1mass%のLi-Ste.を含有させた水溶液を吹き付け、金型壁にLi-Ste.の皮膜を形成させてから、原料粉末を充填し、成形を行う方法である。Fig. 31は、通常の型潤滑剤である、ステアリン酸亜鉛(Zinc Stearate : Zn-Ste.)を塗布した常温金型で、チタン粉末(HDH: -#150)を成形した場合と、Li-Ste.を塗布した150°Cに加熱した金型で温間成形した場合の、成形後の金型の「抜き圧」と成形圧力との関係を比較した結果である。通常の成形法では、成形圧力の増加とともに「抜き圧」は上昇し続けているのに対し、開発法では、「抜き圧」の上昇は成形圧力600MPa付近で飽和し、それ以上の圧力では、成形圧力の増加とともに逆に低下し始め、1000MPa

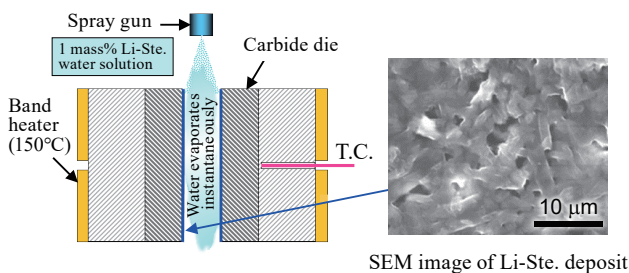


Fig. 30 Configuration of the metallic mold for the ultra-high-pressure warm compaction.

付近からほぼ一定値となり、1960MPaに到達しても、約5MPaという、極めて低い値に収まっている。Fig. 31の結果は、鉄系の粉末で得られたデータとほぼ同等であったが、チタンのスプリングバック量が鉄の3倍近くあることを考慮すると、潤滑の効果は、鉄粉よりもチタン粉の方がより強く現れていることを意味している。次に、粒径の小さいチタン粉末(HDH: -#350)を用い、同様の実験を行った結果をFig. 32に示すが、1960MPaまでのほぼ全ての成形圧力で、成形後の抜き圧は1MPaを超えない。すなわち、超高压力で圧縮後の成形体が、わずかに数kg/cm²の力で金型から抜き出せる

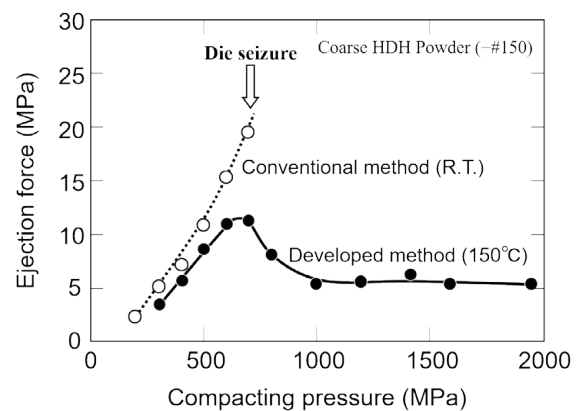


Fig. 31 Relationship between ejection force and compacting pressure for conventional compaction and the developed warm compaction using a coarse HDH titanium powder (TS-150).

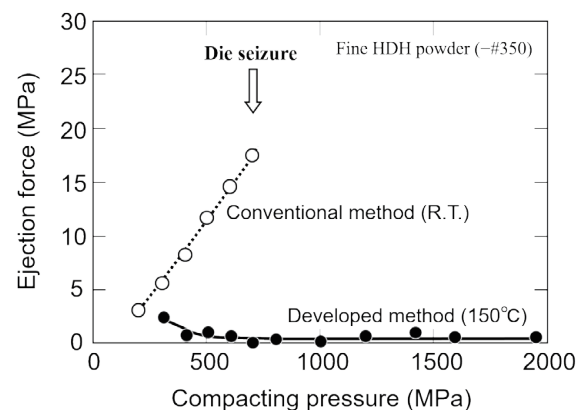


Fig. 32 Relationship between ejection force and compacting pressure for conventional compaction and the developed warm compaction using a fine HDH titanium powder (TS-459).

のである。弾性的に圧縮されたチタン圧粉体の、スプリングバックにより発生する応力を考えると、摩擦力が限りなくゼロに近づく、超潤滑現象が起こっていることを物語っている。

Fig. 33は、純チタン圧粉成形体の金型摺動面を比較したもので、左は通常の金型成形で、686MPaの成形圧力、右は開発法で、成形圧力1960MPaで圧粉した成形体である。通常の方法では、686MPaの圧力で、明らかに、金型へのチタンの凝着(型かじり)が認められ、成形圧力の限界を超えていることが分かる。一方、開発法の1960MPa成形体の表面は光沢を保っており、全く凝着は生じていない。

推察される超潤滑のメカニズムを**Fig. 34**に示す。成形体表面のTOF-SIMS(Time of Flight Secondary Ion Mass Spectrometer)分析の結果から、室温成形品(25℃、588MPa)では、成形体表面には金型に塗布したLi-Ste.が、そのまま付着しているのに対し、温間・高圧成形品(150℃、

1192MPa)では、成形体表面にステアリン酸チタニウム(Titanium Stearate : Ti-Ste.)の膜が形成されていることが認められた。これは、適度な温度(150℃)と高圧(600MPa以上)の相互作用により、金型に塗布したLi-Ste.が、チタン粉末(あるいは、粉末表面のチタニア皮膜)とメカノケミカル反応を起こして、ステアリン酸チタニウムに変性したと解釈できる。このTi-Ste.皮膜は、チタン粉末(成形体)表面に強固に化学吸着しており、このTi-Ste.皮膜と、金型表面に物理吸着したLi-Ste.との間で、上記の超潤滑現象が発生したものと推察される。

Fig. 35は、開発成形法を用いて金型成形したTi-6Al-4V合金の、成形体ならびに焼結後(1300℃×4時間)の、相対密度と成形圧力の関係を示した結果である。成形圧力の上昇とともに焼結体の相対密度は上昇し、490MPa成形では96%程度であったものが、成形圧力1000MPa以上では99%を超えている。このように、ほぼ真密度の焼結体が得られることは、信頼性の向上に繋がるのは勿論であるが、さらに重要な点は、成形圧力の上昇とともに、成形体密度と焼結体密度の差が縮まっていることである。**Fig. 36**は、焼結後の寸法変化と成形圧力の関係を示したもので、通常の成形圧力では、焼結過程で3%を超える寸法収縮を起こすのに対し、成形圧力の上昇とともに寸法変化は減少していき、1000MPaを超えると、1%以下の極めて小さい寸法変化に収まっている。これは、成形圧力を高くすればするほど、焼結後の機械加工を最小化できることを意味している。焼結後の機械加工を省略できれば、製品の大幅な低コスト化に繋がるが、究極は、機械加工なし、焼結肌のままで使用できるのが理想である。焼結肌のままで、疲労強度をどの程度確保できるかが問題である。**Fig. 37**は、金型プレス面を上下にした、薄板焼結品(Ti-6Al-4V合金)の4点曲げ疲労試験の結果で、通常の392MPa成形・焼結品と開発1568MPa成形・焼結品の、焼結肌のままの試験結果を比較したものである。10⁵サイクル以上で、明らかに高密度成形品と通常成形品の差が認められ、10⁷サイクル耐久強度は5倍もの差が生じている。また、高密度成形品は、溶製鍛造材(I/M)の機械加工品と比べても、全サイクル領域で、ほぼ同等の特性を示しており、高密度成形を行えば、焼結肌のままでも、機械加工品と遜色ない疲労特性が得られることが実証された。**Fig. 38**は、392MPa成形品と1562MPa成形品の焼結体表面を比較したもので、通常品の表面粗さはRa=3.0μm程度であるが、高圧成形品ではRa=0.5μm以下で、機械加工品と遜色ない平滑度であった。

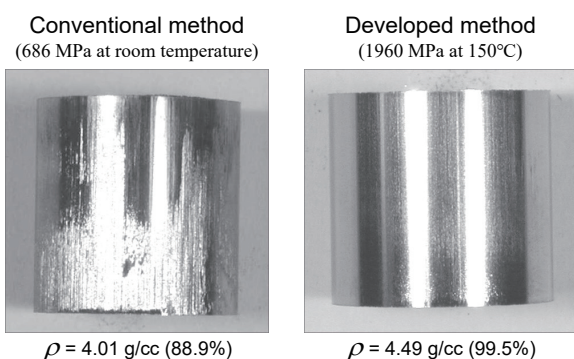


Fig. 33 Appearance of pure titanium green compacts (HDH: TS-150).

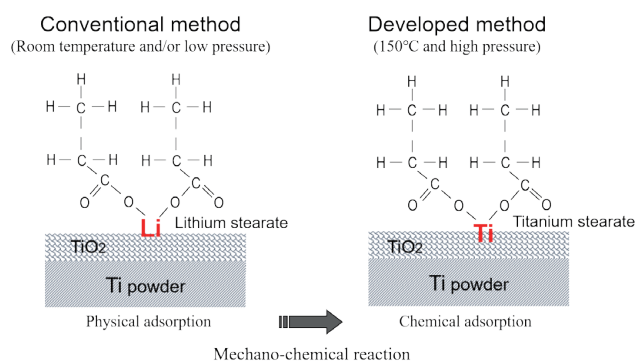


Fig. 34 Outline of lubricating film transformation on the surface of titanium particles during high pressure warm compaction (TOF-SIMS).

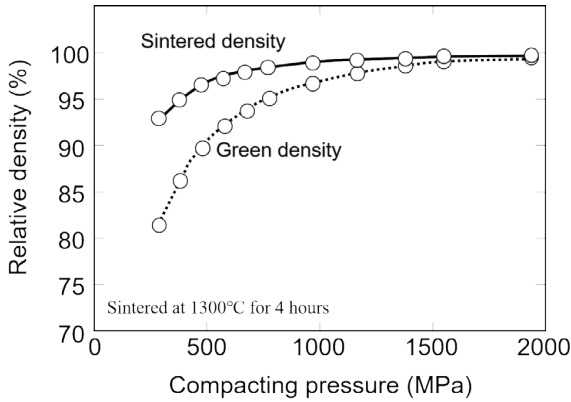


Fig. 35 Relationship of green and sintered densities with compacting pressure for the developed warm compaction using a coarse HDH titanium powder (TS-150).

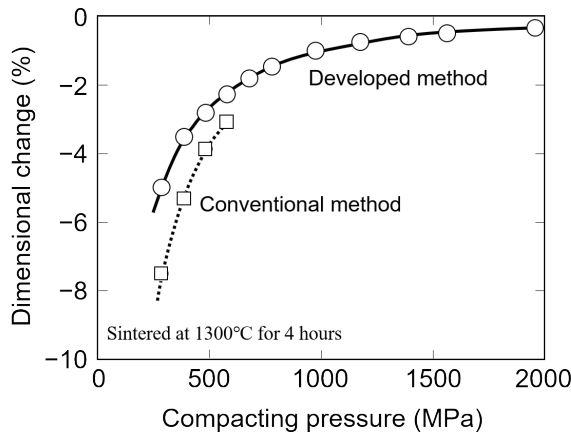


Fig. 36 Relationship between dimensional change after sintering and compacting pressure for the developed warm compaction using a coarse HDH titanium powder (TS-150).

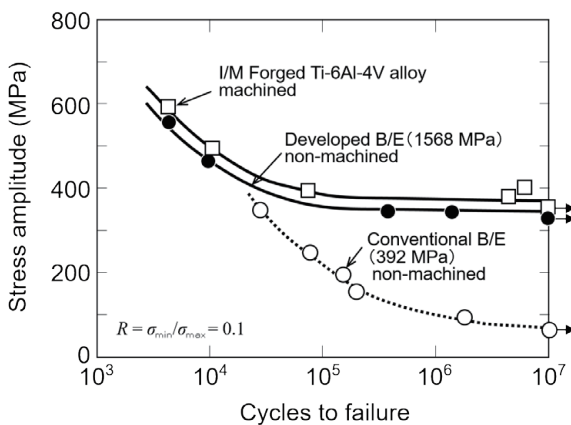


Fig. 37 Comparison of four-point bending fatigue property of as-sintered Ti-6Al-4V alloy via different method carried out on non-machined surface.

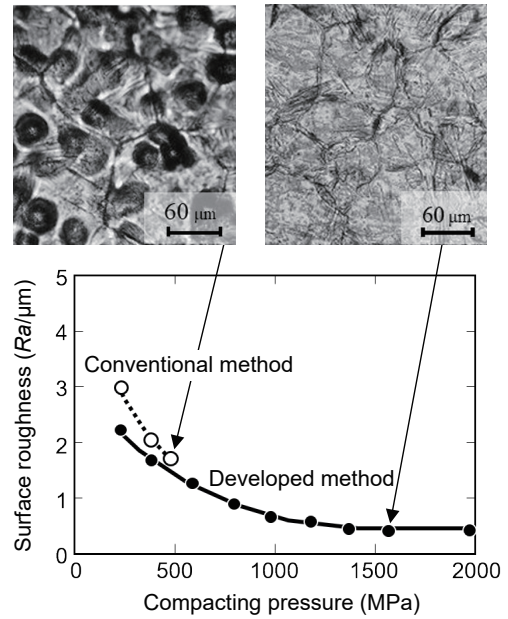


Fig. 38 Comparison of the surface roughness and morphology of sintered compacts manufactured using the conventional and developed compacting methods.

8.3 連続焼結炉による生産性向上^(31,32)

前節の検討で、素粉末混合焼結法でも、焼結肌のまま、高価な溶製鍛造法の機械加工品と遜色のない機械的特性が得られることを実証できたが、焼結工程は真空焼結(バッチ操業)であり、生産性が低く、コスト低減に対する大きな壁となっている。これを、通常の焼結鋼部品製造に用いられている、ベルト式の連続焼結炉に置き換えることができれば、さらに大幅なコストダウンが可能となる。私たちが注目したのは、当時(1990年代後半)、関東冶金工業株式会社で開発された、超低酸素分圧連続炉⁽³³⁾(後の商品名：Oxynton)である。この炉は、基本的には、不活性ガス雰囲気のリフト炉であるが、メッシュベルト、マッフルを含め、炉の内部が全てカーボンで作られていることを特徴とする。雰囲気の不活性ガス中にわずかに含まれる酸素($< 10^{-3}$ atm)と、炉内部の炭素と反応して $2C + O_2 \Rightarrow 2CO$ で表されるブルドア(Boudoir)平衡が成り立つ。これにより、炉内は $10^{-20} \sim 10^{-27}$ atm という、とてつもなく低い酸素分圧になり、焼結温度の $1200 \sim 1300^\circ\text{C}$ でも、チタンに対し還元雰囲気となっている。Fig. 39に、Oxynton炉の構成の概略図を示す。Fig. 40は、真空炉($< 10^{-5}$ torr)とOxynton炉

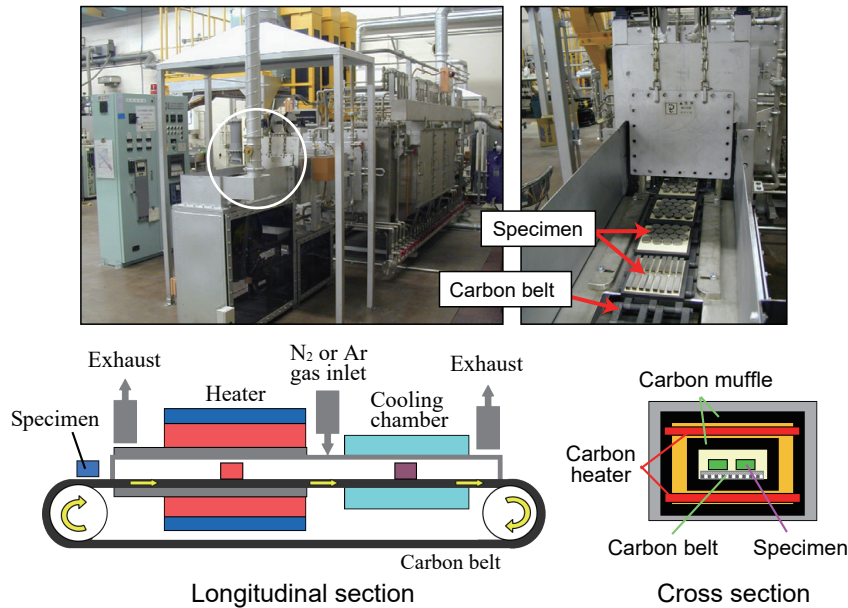


Fig. 39 Configuration of the ultra-low oxygen partial pressure continuous furnace (Oxynton).

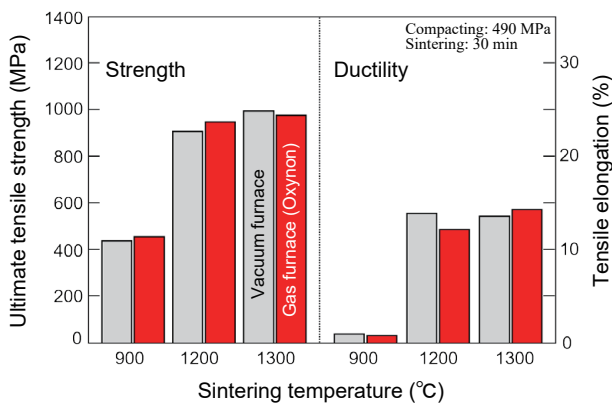


Fig. 40 Comparison of tensile properties of B/E Ti-6Al-4V alloy with different types of sintering furnace.

(アルゴン雰囲気)で製造したTi-6Al-4V焼結合金の強度特性を比較した結果で、焼結温度によらず、機械特性に相違は認められない。このように、連続大量生産が可能なベルト炉でも、真空炉と全く遜色のない品質で、チタン部品の焼結が可能であることが実証された。

9. チタンの汎用化に向けた提言(結言に代えて)

チタンは高価であるから量産自動車部品には使えない、という、従来の先入観を払拭するために、私たちは、1980年代半ばから2000年初頭までの約15年間、チタン部品の究極の低コスト化と、究極の高性能化とを両立させる手法を追及し、コスト/パフォーマンスにおいて、従来のチタン合金を圧倒する領域にまで到達した(Fig. 41)。また、コストのみならず、性能面においても、実現不可能と考えられてきた、量産車用エンジンの吸気・排気バルブの同時チタン化を達成した(1998年)。さらに、2007年からは、その高性能版がパナソニック・トヨタチームのF1エンジンにも採用された。

バルブの実用化と並行して取り組んだ「超高密度成形技術」や「連続焼結技術」の開発で、チタン部品製造のさらなる低コスト化に向け、大きく進展し、従来チタン合金の概念を覆す低コスト化は達成できた。しかし、「鋼部品並みの製造コスト」を目指した当初の目標達成には、いまだ至っていない。自動車用の汎用材料として位置づけるためには、原料チタン粉末の価格が高すぎるのである。究極の高密度化と寸法精度の両立で、材料歩留まりは限りなく100%に近づき、機械加工コストも最小化される。さらに、連続焼結の適用で、生産性が飛躍的に向上する。このため、部品製造コストは、原料粉末のコストと、混粉⇒成形⇒焼結のラン

ニングコストの合計となるが、生産量の増加とともにランニングコストは低下し、製品価格は原料粉末の価格に限りなく近づく。私たちが、焼結チタンの研究を始めた1980年代には、極めて安価(< U.S.\$ 10/kg)かつ高性能な、Hunter法スポンジファインが入手できたが、1990年代前半までに、世界規模で、Hunter法によるチタンの製錬技術が、Kroll法に駆逐されてしまったため、1990年代以降は、Kroll法スポンジチタンから製造される、高価なHDH粉末(> U.S.\$ 20/kg)しか入手できなくなった。今回のバルブ製造に用いた安価な水素化チタン粉末は、圧粉体⇒脱水素⇒真空焼結⇒熱間押し鍛造工程、で製造するプロセスには、たまたま適していたが、前節で解説した、究極の「超高密度粉末成形」と、「大気圧連続焼結」の組み合わせとは相性が悪い。純チタン粉末の価格が、以前のスポンジファイン並(< U.S.\$ 10/kg)に下がれば、バルブ以外の多くの自動車部品にも、高性能な焼結チタン基MMCを適用することが夢ではなくなる。Hunter法スポンジファイン並の、安価な純チタン粉末の再登場を期待している。

1980年代前半に、トヨタが世界に先駆けて自動車用の鋼製コネクティングロッドに採用し⁽³⁴⁾、その後、世界の自動車メーカーにも波及した「焼結鍛造法」は、通常の溶製鍛造品と比べ、製品重量の精度が極めて高く、高品質な低コストプロセスとして定着している。この焼結鍛造法は、その

まま、チタン基MMC部品の製造にも適用が可能と考えられる。すなわち、ニアネットシェイプの焼結プリフォームを、Oxynon連続炉で焼結後、焼結体を焼結温度に保ったままプレス型に搬送し、直接、熱間鍛造加工で製品化するのである。超高性能チタン基MMC製品の、低コスト製造プロセスとして大いに期待したい。

Fig. 42は、自動車への適用を検討した、素粉末混合法によるチタン基MMC製の試作部品例を示す。市販車用として量産化したエンジンバルブ以外にも、平歯車、コネクティングロッド、バルブリフター、バルブリテーナー、中空バルブなどのフィージビリティスタディーを行った。これらの中で、特に本MMC材料の特長を活かした応用例を紹介して本稿を閉じたい。Fig. 42に示した部品例中の平歯車は、焼結と熱間加工を併用して作製したもので、20vol%TiB/Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V組成のリング形状焼結体の、円周部のみを大気中で高周波加熱し、転造加工によって歯車形状に成形したものである。歯車を軽量化したいというニーズは極めて高いが、高負荷のかかる歯車には、高い剛性ととも、転動摩耗疲労特性が求められるため、鋼以外の材料を適用しようという発想は皆無であった。しかし、開発したチタン基MMCは、TiB粒子を多量に含有させれば、超軽量(鋼の6割以下)でありながら鋼並の剛性が得られ、また疲労強度や耐摩耗性も極めて高い。

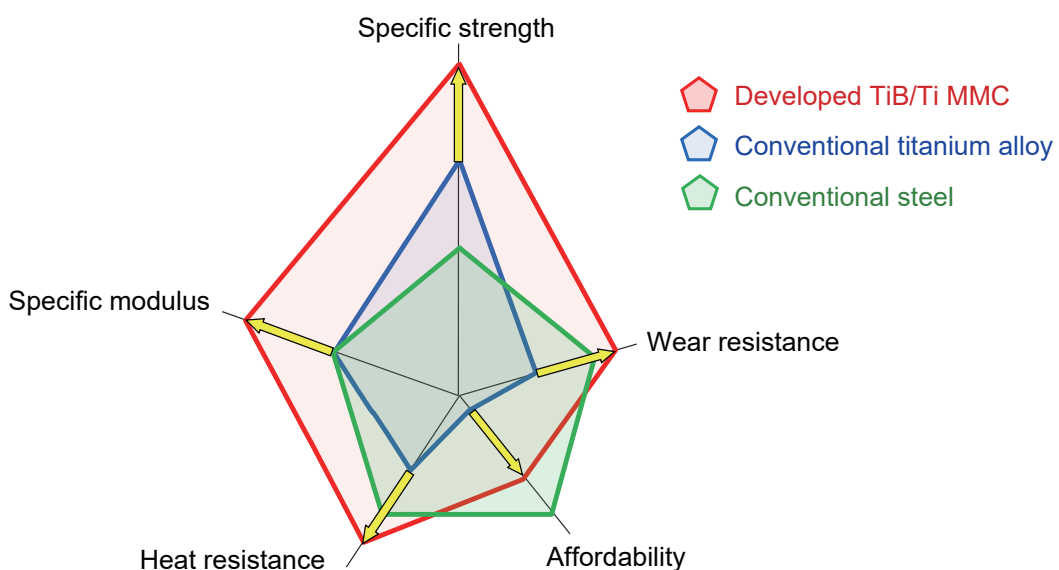


Fig. 41 Radar chart comparing typical properties of the developed TiB/Ti-MMC, conventional titanium alloy, and conventional steel.

しかも、前出の高密度成形技術を適用しなくとも、マトリックス合金組成を最適化すれば、TiB粒子を30%以上複合化しても、98%以上の緻密な焼結体が得られる場合がある (Fig. 43, 44)⁽³⁵⁾。大量のTiB粒子を複合化した場合の、極端な高密度化現象は、B、Fe、Moの共存によってもたら

されるユニークな活性化焼結メカニズムによって達成されることが検証された。さらに、このMMCは熱間加工性にも優れる⁽²⁵⁾ため、熱間転造加工により、容易に、写真に示すような歯車が成形できる。今後の、チタンの用途を広げる可能性の一つとして提案しておきたい。



Fig. 42 Prototype automotive parts made of TiB/Ti-MMC produced by the developed B/E process: spur gear, connecting rod, valve lifter, valve retainer, and hollow valve, etc.

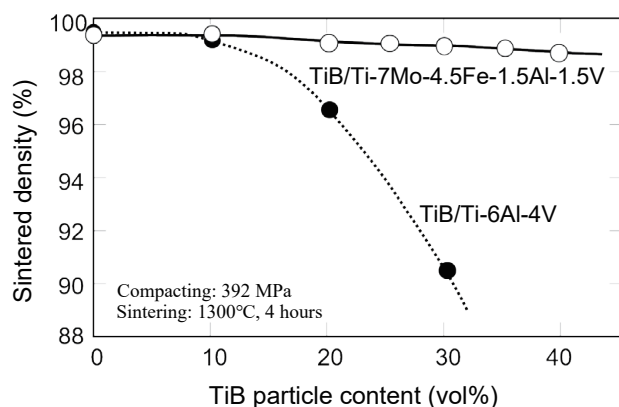


Fig. 43 Relationship of sintered density of Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V based and Ti-6Al-4V based MMCs with TiB particle content obtained by the developed B/E process.

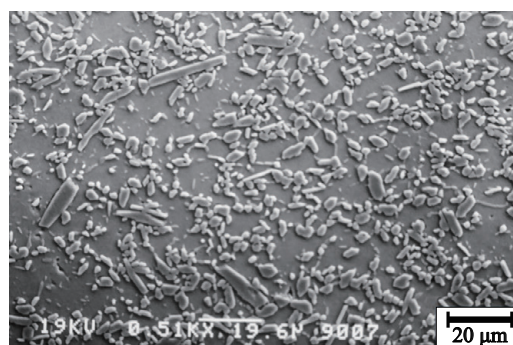


Fig. 44 Sintered microstructure of 30 vol% TiB/Ti-7Mo-4.5Fe-1.5Al-1.5V MMC compacted at 392 MPa followed by sintering at 1300°C for 4 hours ($\rho/\rho_0 = 99\%$).

参考文献

- (1) 古田忠彦, 齋藤卓, “反応焼結法によるチタン基MMC”, 材料とプロセス, Vol. 4, No. 5 (1991), p. 1740.
- (2) Saito, T., Furuta, T., Yamaguchi, T. and Ogino, K., “A New Low-cost MMC of TiB Particle Dispersed in Titanium Alloy”, *Proc. Powder Metall. World Congr.* (1993), pp. 642-645, JSPM.
- (3) 齋藤卓, 古田忠彦, “高性能チタン基複合材料の開発”, 豊田中央研究所R&Dレビュー, Vol. 29, No. 3 (1994), pp. 49-60.
- (4) Saito, T., Furuta, T. and Yamaguchi, T., “A Low Cost Titanium Alloy Matrix Composites”, *Metall. Technol. Pract. Titanium Alloys, Proc. 1st Int. Symp. Metall. Tech. Pract. Titanium Alloys* (1994), pp. 351-362, TMS.
- (5) Saito, T., Furuta, T. and Yamaguchi, T., “Development of Low Cost Titanium Matrix Composite”, *Recent Advances in Titanium Metal Matrix Composites: Proc. Symp. Held during Materials Week* (1995), pp. 33-44, TMS.
- (6) Saito, T., “A Cost-effective P/M Titanium Matrix Composite for Automobile Use”, *Advanced Performance Materials*, Vol. 2, No. 2 (1995), pp. 121-144.
- (7) Yamaguchi, T., Morishita, H., Iwase, S., Yamada, S., Furuta, T. and Saito, T., “Development of P/M Titanium Engine Valves”, *SAE Tech. Pap. Ser.*, No. 2000-01-0905 (2000).
- (8) 古田忠彦, 齋藤卓, 山口登土也, “チタン基複合材料製排気エンジンバルブの開発”, 豊田中央研究所R&Dレビュー, Vol. 36, No. 1 (2001), pp. 51-56.
- (9) Furuta, T., Yamaguchi, T., Shibata, Y. and Saito, T., “P/M Titanium Metal Matrix Composite for Exhaust Valve”, *Titanium '99: Science and Technology: Proc. 9th World Conf. Titanium* (2000), pp. 1917-1924, CRISM.
- (10) 竹内一雄, 矢嶋洋, “トヨタF1エンジンの開発”, エンジンテクノロジーレビュー, Vol. 2, No. 1 (2010), pp. 14-20.
- (11) 岡本高光, 永井正勝, 川村博, 塚本啓介, 丸山平二, “LEXUS LFA用1LR-GUEエンジンの開発”, *Toyota Technical Review*, Vol. 57, No. 2 (2011), pp. 67-71.
- (12) 菅原順也, 鈴木千雅, 木下裕治, 塚本啓介, 多田博, 川村博, “LEXUS プレミアムスポーツRC F用新2UR-GSEエンジンの開発”, ヤマハ発動機技報, Vol. 51 (2015), pp. 10-15.
- (13) 齋藤卓, 古田忠彦, “Ti-6Al-4V焼結合金の緻密化と組織”, 材料とプロセス, Vol. 4, No. 5 (1991), pp. 1738-1739.
- (14) 齋藤卓, 古田忠彦, “焼結チタン合金: 素粉末混合法の機械的性質”, 豊田中央研究所R&Dレビュー, Vol. 26, No. 1 (1991), pp. 44-61.
- (15) Saito, T. and Furuta, T., “A New B/E Process for High Strength P/M Titanium Alloy”, *Proc. Powder Metall. World Congr.* (1993), pp. 606-609, JSPM.
- (16) Froes, F. H. and Eylon, D., “Powder Metallurgy of Titanium Alloys: A Review”, *Titanium: Science and Technology* (1985), pp. 267-286, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde.
- (17) Froes, F. H., Eylon, D. and Bomberger, H., *Titanium Technology: Present Status and Future Trends* (1985), 191p., Titanium Development Association.
- (18) Roberts, P. R. and Lowenstein, P., “Titanium Alloy Powders Made by the Rotating Electrode Process”, *Powder Metallurgy of Titanium Alloys* (1980), pp. 21-35, The Metall. Soc. AIME.
- (19) Kosinski, E. J. “The Mechanical Properties of Titanium PM Parts Produced from Superclean Powders”, *Progress in Powder Metallurgy*, Vol. 38 (1982), pp. 491-502, MPIF.
- (20) Kelto, C. A., “Rapid Omnidirectional Compaction”, *Metals Handbook*, Vol. 7 (1984), pp. 542-546, ASM.
- (21) Andersen, P. J. and Eloff, P. C., “Development of Higher Performance Blended Elemental Powder Metallurgy Ti Alloys”, *Powder Metallurgy of Titanium Alloys* (1980), pp. 175-187, The Metall. Soc. AIME.
- (22) Eylon, D., Vogt, R. G. and Froes, F. H., “Property Improvement of Low Chlorine Titanium Alloy Blended Elemental Powder Compacts by Microstructure Modification”, *Progress in Powder Metallurgy*, Vol. 42 (1986), pp. 625-634.
- (23) Graham, D., “A Summary of the Impurity Diffusion to Beta Phase of Titanium”, *Diffusion in Body-centered Cubic Metals* (1965), pp. 27-35, American Society for Metals.
- (24) Froes, F. H. and Storer, J., *Recent Advances in Titanium Metal Matrix Composites* (1995), 293p., TMS.
- (25) Saito, T., Takamiya, H. and Furuta, T., “Thermomechanical Properties of P/M β Titanium Metal Matrix Composite”, *Material Science and Engineering*, Vol. 243, No. 1-2 (1998), pp. 273-278.
- (26) Saito, T., “The automotive Application of Discontinuously Reinforced TiB-Ti Composites”, *JOM*, Vol. 56, No. 5 (2004), pp. 33-36.
- (27) Oyama, Y. and Kamigaito, O., “Solid Solubility of Some Oxides in Si_3N_4 ”, *Jpn. J. Appl. Phys.*, Vol. 10, No. 11 (1971), pp. 1637-1642.
- (28) 鈴木智博, 池畑秀哲, 高宮博之, 齋藤卓, “粒子強化型チタン合金のF1エンジンへの適用”, 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告 第23回討論会, Vol. 54, No. 3 (2013), pp. 357-365.
- (29) “トヨタ RVX-09 (2009)”, モーターファン・イラストレーテッド特別編集 (2010), pp. 16-23.
- (30) Takamiya, H., Kondoh, M. and Saito, T., “Ultra-high Pressure Warm Compaction for P/M Titanium Components”, *Cost-affordable Titanium* (2004), pp. 185-192, TMS.
- (31) Saito, T., “Ti-B Alloy for Automobile Use: Remaining Issues”, presented at: Titanium Alloys Modified with Boron Workshop; 2005 October 11, Dayton, OH, TMS.

- (32) Saito, T., "New Titanium Products via Powder Metallurgy Process", Ti-2003, *Science and Technology: Proc. Conf. 10th World Conf. Titanium* (2003), pp. 399-410, Wiley-VCH.
- (33) 神田輝一, "雰囲気連続炉(オキシノン炉)の開発と実用新技術", *Journal of Advanced Science*, Vol. 16, No. 1 (2004), pp. 7-11.
- (34) 大西利美, 高橋昭夫, 積木千明, 永礼一郎, "焼結鍛造コンロッドの開発", *日本金属学会会報*, Vol. 22, No. 6 (1983), pp. 537-539.
- (35) Saito, T., Furuta, T. and Takamiya, H., "Sintering Behavior and Thermal Stability of a TiB Particle Reinforced PM Beta-Titanium Matrix Composite", *Titanium '95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. Titanium* (1995), pp. 2763-2770.

Fig. 1 (upper row)

Reprinted from Altezza Qualitat catalog (2000), © 2000 TOYOTA CUSTOMIZING & DEVELOPMENT Co., Ltd., with permission from TOYOTA CUSTOMIZING & DEVELOPMENT Co., Ltd.

Fig. 2 (upper row)

Reprinted from LFA photo gallery (<https://lexus.jp/models/lfa/gallery/>), © 2020 LEXUS.

Fig. 2 (lower row)

Reprinted from Motor Fan Illustrated, Special Edition (2010), pp. 16-23, Toyota RVX-09 (2009), © 2010 SAN-EI CORPORATION, with permission from SAN-EI CORPORATION.

Figs. 5, 10, 13-14 and Tables 1-3

Reprinted from R&D Rev. Toyota CRDL, Vol. 29, No. 3 (1994), Saito, T. and Furuta, T., Development of High Performance Titanium Matrix Composite, © 1994 TOYOTA CRDL, INC.

Figs. 24-25

Reprinted from SAE Tech. Pap. Ser., No. 2000-01-0905 (2000), Yamaguchi, T., Morishita, H., Iwase, S., Yamada, S., Furuta, T. and Saito, T., Development of P/M Titanium Engine Valves, © 2000 SAE International, with permission from SAE International.

Fig. 29 (upper row)

Reprinted from Toyota Gazoo Racing, TOYOTA F1 Archive 2002-2009, TF109 (<https://toyotagazooracing.com/archive/ms/jp/F1archive/team/tf109/index.html>), © 2009 Toyota Motor Corporation with permission from Toyota Motor Corporation.

Fig. 29 (lower row)

Reprinted from Motor-Fan TECH (<https://motor-fan.jp/tech/10012932>), © 2019 SAN-EI CORPORATION, with permission from SAN-EI CORPORATION.

Fig. 38

Reprinted from Cost-affordable Titanium (2004), pp. 185-192, Takamiya, H., Kondoh, M. and Saito, T., Ultra-high Pressure Warm Compaction for P/M Titanium Components, © 2004 TMS, with permission from John Wiley & Sons.

Fig. 43

Reprinted from Titanium '95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. Titanium (1995), pp. 2763-2770, Saito, T., Furuta, T. and Takamiya, H., Sintering Behavior and Thermal Stability of a TiB Particle Reinforced PM Beta-Titanium Matrix Composite, © 1995 The Institute of Materials, with permission from Taylor & Francis.

Tables 4-5

Reprinted from Recent Advances in Titanium Metal Matrix Composites: Proc. Symp. Held during Materials Week (1995), pp. 33-44, Saito, T., Furuta, T. and Yamaguchi, T., Development of Low Cost Titanium Matrix Composite, © 1995 TMS, with permission from The Minerals, Metals & Materials Society.

齋藤 卓 Takashi Saito

分野: 金属物理、合金設計、粉末冶金

学位: 工学博士

所属学会: 日本金属学会

日本鉄鋼協会

The Institute of Materials, Minerals and Mining

自動車技術会

受賞歴: 1994、1995、1996、1998、2004年日本金属学会技術開発賞

1996、1998年R&D100選

1999年日本材料学会技術賞

2000年日本粉末冶金工業会新製品賞

2000年日本チタン協会技術賞

2002年日本ガスタービン学会論文賞

2003年文部科学大臣賞研究功績者

