

粒子強化型 P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/TiB 複合材料の基質の金属組織制御による 高サイクル疲労強度の向上

萩原 益夫*・金 成俊*²・江村 聡*・河部 義邦*³

Improvement of High Cycle Fatigue Strength of P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/TiB
Particulate Composites by the Modification of Matrix Microstructure

Masuo HAGIWARA, Sung-Joon KIM, Satoshi EMURA and Yoshikuni KAWABE

Synopsis : The present authors have previously shown that in the Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB particulate composites the fatigue fracture originated neither from the interior of particulate nor from the particulate/matrix interface, but rather from the matrix area of the composites. This finding strongly suggested that the high cycle fatigue strength is related with the matrix microstructure. Therefore, the present study aimed at improving the high cycle fatigue strength by the modification of matrix microstructure.

The Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB particulate composites were produced by the blended elemental P/M method using extra low chlorine titanium powder smaller than 45 μm in diameter. The smooth axial fatigue tests were carried out at an R ratio of 0.1 in the load-controlled mode.

The matrix microstructure was highly dependent on the cooling rate after the sintering treatment. The faster cooling rate of 10K/sec produced the well-defined colony microstructure. The massive colony microstructure was obtained by the cooling rate slower than 0.3K/sec. The modification of the matrix microstructure from a colony into a fine acicular α microstructure resulted in the increase in high cycle fatigue strength. For example, fatigue strength at 10^7 cycles was increased from 490 MPa to 550 MPa. The three main contributions to the fatigue strength were suggested as the contribution from the increase in Young's modulus (18%), tensile strength (39%) and microstructural modification (43%), respectively.

Key words: particulate composites; titanium alloy; powder metallurgy; high cycle fatigue strength; microstructure modification.

1. 緒言

チタン合金基質中に TiB, TiC などのセラミック粒子を分散させる複合材料化は、チタン合金の機械的、物理的特性を人為的に、より一層向上させることを意図した新しい試みである¹⁻⁶⁾。このような粒子強化型チタン基複合材料の製造手法には、溶解法、素粉末混合法、超急凝固法、自己燃焼法などがあるが¹⁾、これらの中で素粉末混合法は、基質合金と強化セラミック粒子との組み合わせが任意に選べること、多量のセラミック粒子が添加できること、ニアネットシェイプ成型により製造コストの低減が可能になることなどの理由により、一般的な製造手法として有望視されている²⁻⁵⁾。筆者らも、今までに、本手法の製造条件について検討を行い、均質な複合材料を製造するためには、粒径が 45 μm 以下のチタン粉末及び母合金粉末を用い、かつ混合工程に強制攪拌混合手法を採用することが必要であることを明らかにした⁴⁾。また、このような最適製造条件

を用いて TiB を強化粒子とした Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金基の複合材料 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/TiB と略す) を製造し、その機械的特性を評価したところ、延性、破壊靱性値⁷⁾は低下するものの、引張り強さ、ヤング率、クリープ、高サイクル疲労強度は、未強化の基質合金と比較して、大幅に向上することを確認した。

このように、粒子強化型チタン基複合材料は、耐熱性、剛性さらには耐摩耗性にも優れていることから、具体的な用途として、航空機、自動車などの輸送機器の構造部材への適用が期待されている。これらの部材では、絶えず周期的な変動荷重を長期間にわたって受けることから、信頼性の確保の観点からも、複合材料の高サイクル疲労強度は可能な限り高めておくことが必要である。

高サイクル疲労強度を向上させるための最も単純な方策は、セラミック粒子の含有量をさらに増加させることである。しかしながら、含有量の増加は、必然的に延性、破壊靱性値の急激な減少をもたらすので、含有量の増加にはお

平成 10 年 3 月 13 日受付 平成 10 年 6 月 4 日受理 (Received on Mar. 13, 1998; Accepted on June 4, 1998)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

* 2 韓国機械研究院 (Korea Institute of Machinery and Materials)

* 3 金属材料技術研究所 (現: 千葉工業大学) (National Research Institute for Metals, now Chiba Institute of Technology)

のずと限界がある。機械的特性の全般のバランスを考えると、含有量は、10%程度が適正である。従ってセラミック粒子の含有量の増加とは別の観点から、疲労強度をより一層向上させるための方策を講じる必要がある。

既報⁴⁾において報告したように、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB複合材料の疲労き裂の発生箇所は、粒子の内部あるいは粒子と基質との界面ではなく、常に複合材料の基質中に存在していることを見出した。チタン合金では、その高サイクル疲労強度は金属組織に大きく依存して変化する⁸⁾。このような知見と疲労き裂は基質から発生するという事実とを繋ぎ合わせると、複合材料の高サイクル疲労強度の増加の程度は、基質の金属組織にも依存するのではないかと考えられる。

そこで、本研究では、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB複合材料を対象にし、基質部の金属組織を適正な形態に制御することにより高サイクル疲労強度をより一層向上させることを試みた。また、疲労強度の向上に寄与する各因子について、その具体的な寄与率をモデル式等を用いて解析することを試みた。

2. 複合材料の基質部の金属組織制御法

チタン合金では、同一の組成であっても、鍛造、熱処理などの履歴の違いにより種々な形態の金属組織が出現する。これらの金属組織は、基本的には、等軸 α 粒組織、針状(棒状という場合もある) α 相組織、コロニー組織(針状の α 相が一方に揃って層状をなしている金属組織。一つの結晶粒内において、針状の α 相が一方に揃っている領域をコロニー粒と呼ぶ)の3種類に大別できる。針状 α 相組織、コロニー組織は熱処理のみで出現するが、等軸 α 粒組織を得るためには加工歪を与えた後熱処理を行うことが必要である。このような3種類の金属組織と高サイクル疲労強度との関連性は詳細に調べられており、これらによると、高サイクル疲労強度に及ぼす金属組織因子とは、具体的には、等軸 α 粒の直径、針状 α 相の幅、コロニー粒の直径であり、これらの直径あるいは幅が小さいほど疲労強度は高くなるということが明らかにされている。等軸 α 粒組織と針状 α 相組織とで比較すると、熱処理・加工履歴を変化させても等軸 α 粒の直径と針状 α 相の幅とは概略的にほぼ等しい場合が多く、そのため、両金属組織の疲労強度には大きな差はない。一方、コロニー組織は β 単相域から冷却した際に得られるもので、通常個々のコロニー粒の直径は極めて大きく、そのため疲労強度は常に低い値しか得られない⁸⁾。

素粉末混合法の製造プロセスでは、真空焼結は β 単相域で行われ、その後真空炉内で冷却されるので複合材料の基質部にはコロニー組織が形成される。その後の熱間静水圧プレス(HIP)は β 変態温度以下の2相温度域で行われるの

で、空洞が封滅するのみで金属組織は基本的に変化しない。高サイクル疲労強度と金属組織に関する上記のような知見を参照すると、基質部のコロニー組織を微細な等軸 α 粒あるいは針状 α 相組織へと制御すれば、高サイクル疲労強度は大幅に向上することが期待される。前述のように、等軸 α 粒組織を得るためには、加工歪を導入する必要がある。しかしながら、粉末冶金法で製造した部材に歪を印加することは、製法のメリットを損なうもので非現実的である。そこで、本研究では、基質部を針状 α 相組織へと制御することにより、疲労強度の向上を試みた。

微細な針状 α 相組織を得るための具体的な熱処理法としては、(a)真空焼結のままの複合材料を β 相から焼入れてマルテンサイト組織とし、次いで α - β 相2相域でHIP処理する。HIP時にマルテンサイト組織は微細な針状 α - β 相2相組織に変態する⁹⁾。(b)HIP処理後の複合材料を高温の β 相域から水中に焼入れてマルテンサイト組織とし、次いで α - β 相2相域に保持する、という2通りの手法が考えられるが、今回は、後者のいわゆる後熱処理型の組織制御法を適用した。

3. 実験方法

素粉末混合法によるTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB複合材料の製造手法は前報⁴⁾と全く同じである。製造工程をFig. 1に示す。

原料チタン粉末として極低塩素粉末(塩素量は0.002 mass%以下)を、また、セラミック粉末として平均粒径が $2\mu\text{m}$ のTiB₂粉末を用いた。この粉末は真空焼結時にTiBに変態し強化セラミック粒子となる。また母合金粉末として①26.7Ti-33.3Al-26.7Sn-13.3Mo(数字はmass%)および②41.2Ti-47.1Zr-11.8Moの2種類の粉末を用いた。チタン粉末及び母合金粉末の粒径は $45\mu\text{m}$ 以下である。次にチタン粉末、母合金粉末①、母合金粉末②およびTiB₂を重量比で79.6:6.75:7.65:6.0の割合で混合した。またTiB₂を均一に分散させるためにメカノヒュージョンという混合手法を取り入れた。本混合手法は、V型混合器であらかじめ混合した原料粉末を狭い隙間を強制的に通過させる

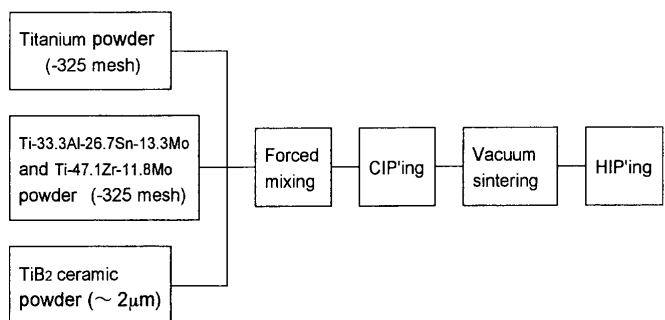


Fig. 1. Processing steps for fabrication of blended elemental (BE) P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB particulate composites.

ことにより TiB_2 粉末をバラバラに攪拌して分解し、混合粉末中に均一に分散させるものである。圧縮成型は主として冷間静水圧プレス(CIP)を用いた。また、真空焼結は 1573K で 10.8ks 間行い、HIP は 200MPa, 1203K, 10.8ks の条件を用いた。なお、原料チタン粉末、基質合金および複合材料中の酸素含有量は、それぞれ、0.25 mass%, 0.40 mass%, 0.45 mass% であった。

高サイクル疲労試験は、直径 3.0 mm, 平行部 16 mm の平滑丸棒試験片を用い、電磁共振型疲労試験機により周波数約 75 Hz, 応力比 0.1 の条件で行った。

4. 実験結果

4.1 基質合金及び複合材料の製造時の金属組織

コロニー組織の形態は、 β 相域からの冷却速度に影響を受けることが知られている。焼結後の焼結体の冷却速度は常に一定とは限らず、焼結体の寸法、用いた焼結炉の形式などに依存する。従って、基本的な知見として、複合材料の基質部のコロニー組織の形態と冷却速度との関係を把握しておくことは重要である。このような観点から、本実験ではまず基質部の金属組織に及ぼす冷却速度の影響を調べた。ただし、同一の真空焼結炉内で冷却速度を種々変化させることは現実的に無理なので、HIP 処理後の複合材料を、再度、1573K より空冷あるいは炉冷し、これらを各々、早い冷却速度および遅い冷却速度の代表例とした。なお、これら材料の 1573K から 873K 付近までの平均冷却速度は、空冷の場合で 10 K/sec, 炉冷の場合で 0.03 K/sec であった。

また、真空焼結炉内での焼結体の平均冷却速度は、0.3 K/sec と見積もられた。

基質合金および複合材料の製造時の金属組織、ならびに複合材料を 1573K から空冷あるいは炉冷した際の金属組織を Fig. 2 に示す。基質合金(Fig. 2a)の金属組織は、典型的なコロニー組織である。コロニー粒の直径は 100 μm 程度である。複合材料を空冷した場合の基質部の金属組織(Fig. 2b)はやはり明瞭なコロニー組織であるが、TiB の存在により前 β 粒径が基質合金よりも大幅に小さくなったことに起因して、コロニー粒の直径は約 20 μm と極めて小さい。一方、製造のままの複合材料(Fig. 2c)と炉冷材(Fig. 2d)の場合には、細長い α 相同士は合体し、一見等軸 α 粒組織のような形態を呈している。冷却速度が遅い炉冷材の方が α 相はよりマッシブである。

4.2 組織制御を施した複合材料の金属組織

本研究で用いた組織制御法では、基質部の金属組織の微細化の程度は水焼入れ後に α - β 2 相域内の何 $^{\circ}\text{C}$ で保持するかにより影響を受けよう。そこで、HIP 処理後の複合材料を水中に焼入れ後、 α - β 2 相域内の 1123K (850 $^{\circ}\text{C}$), 1203K (930 $^{\circ}\text{C}$), 1273K (1000 $^{\circ}\text{C}$) の三つの異なる温度に保持して金属組織を観察してみた。なお、1123K では 50 ks, 1203K では 5.4 ks, 1273K では 3.6 ks 間保持した。結果を Fig. 3 にまとめて示す。焼入れ後の基質部の α' マルテンサイト (hcp 相) 組織は、Fig. 3a のようである。なお、この写真より、複合材料の前 β 粒径は、20 μm 程度であることが明瞭に観察できる。焼入れ材を α - β 2 相域内に保持すると白く見える針状の α 相と黒く見える β 相との 2 相組織に

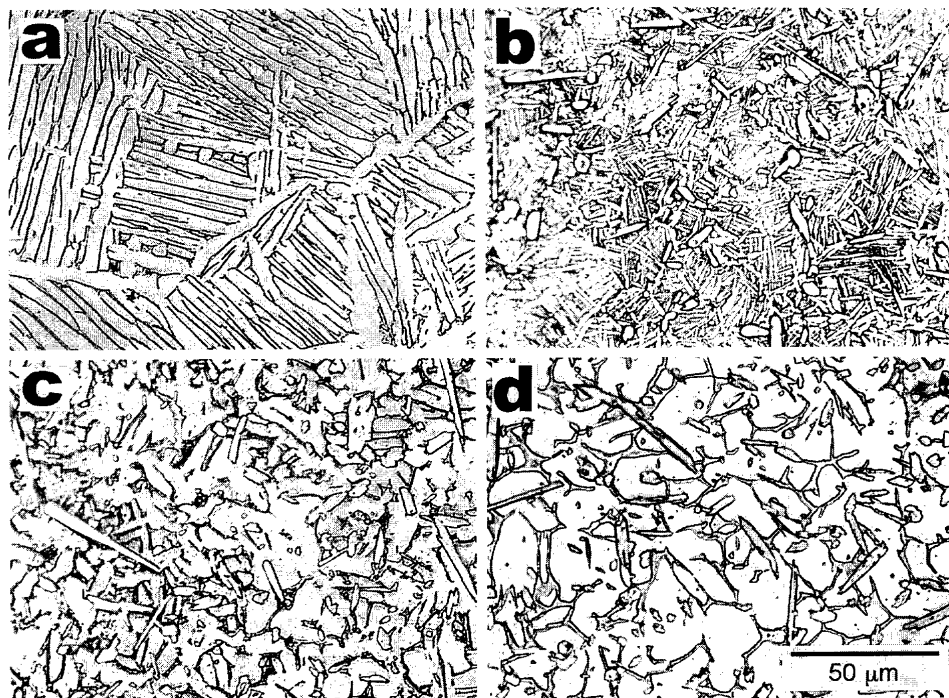


Fig. 2. Microstructures of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB composites cooled with varying cooling rate after sintering treatment. a: Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo matrix alloy. Cooling rate: 0.3K/sec, b: Cooling rate: 10K/sec, c: Cooling rate: 0.3K/sec, d: Cooling rate: 0.03K/sec

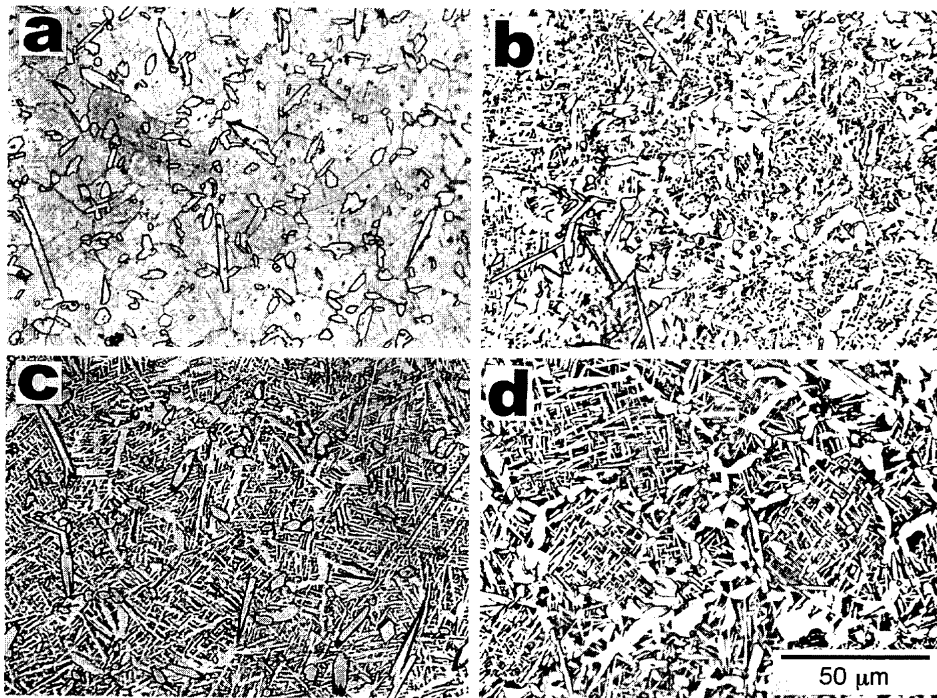


Fig. 3. Microstructures of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB subjected to the post-HIP heat treatment. a: Water quenching from above the β -transus temperature (β -WQ), b: β -WQ and annealing at 1123K for 50 ks, c: β -WQ and annealing at 1203K for 5.4 ks, d: β -WQ and annealing at 1273K for 3.6 ks.

Table 1. Mechanical properties of BE P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and BE P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB.

	Processing steps	UTS MPa	EI %	E GPa	α MPa	Jic kJ/m ²
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	P&S + HIP	1059	15	119	330	92
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	P&S + β -WQ + HIP	1109	15	119	550	
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo ⁽¹⁾	P&S + HIP	980	15		412	
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo ⁽¹⁾	P&S + β -WQ + HIP	1088	15		647	
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB	P&S + HIP	1253	2	140	490	37
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB	P&S + HIP + β -HT	1273	2	140	590	

β -WQ : 1323K/0.9ks/Water quench
 β -HT : β -WQ + (α - β) anneal (1203K/5.4ks)
 HIP : 1203K/10.8ks/100MPa

変態する。微細な金属組織を得るためには、保持温度は出来るだけ低いことが望まれるが、1123Kと低い温度で保持した場合(Fig. 3b)には、前 β 粒内の α 相は確かに微細化されているが粒界 α 相の存在も顕著に認められ均一な金属組織とは言い難い。1203 K (Fig. 3c)では、粒内 α 相と粒界 α 相を区別することは難しく、均一な金属組織である。1273K (Fig. 3d)と保持温度が高くなると粒内 α 相の分布が疎となり、また粒界 α 相がマッシュな形態で出現するようになる。マッシュな粒界 α 相が存在する場合には、粒界 α 相の境界に沿って疲労き裂が発生し易くなり、疲労強度は低下することが報告されている¹⁰⁾。このことを考慮すると均一な金属組織が得られた1203Kが適切な保持温度と考えられる。

4.3 組織制御を施した複合材料の高サイクル疲労特性

Table 1に基質合金および複合材料の室温での引張り特性、ヤング率、破壊靱性値⁴⁾をまとめて示す。

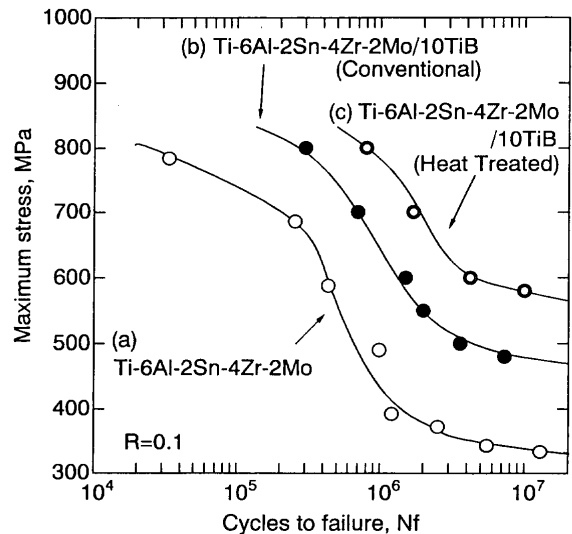


Fig. 4. High cycle fatigue curves of conventional BE P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Curve a), conventional BE P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB (Curve b) and BE P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB subjected to the post-HIP heat treatment (β -WQ and annealing at 1203K) (Curve c).

従来の製造手法で製造した基質合金、複合材料および水焼入れ後1273Kに保持する組織制御法を施した複合材料の高サイクル疲労曲線をFig. 4に示す。この図より、従来の手法で製造した場合でも、複合材料の高サイクル疲労強度(曲線b)は基質合金(曲線a)と比較して大幅に向上しているが、基質の組織制御の結果、疲労強度は全サイクル域にわたって、さらに一層向上していることが認められる。これより、複合材料の基質部の金属組織をコロニー組織か

ら微細な針状の α - β 2相組織に制御することは、疲労強度の改善に極めて効果的であることが確認できた。繰返し数が 10^7 回で比較すると、組織制御材では590 MPaが得られ、基質合金(330 MPa)あるいは従来法による複合材料(490 MPa)と比較して著しく高い疲労強度を示している。基質合金との疲労強度の差は、260 MPaである。

5. 考察

本考察では、高サイクル疲労強度の向上に寄与する因子の具体的な寄与率について解析を試みる。

高サイクル疲労強度が増加した理由については、まず、引張り強さの上昇およびヤング率の上昇の二つが挙げられる。またマイクロメカニックス的な視点からは、基質中の転位の動きが阻止され、それ以上の運動にはさらに高い応力が必要とされるというオロワン強化、基質と粒子との熱膨張係数が異なることに基づく熱膨張係数不整合強化、塑性的基質と弾性的粒子との間の格子不整合に基づく加工硬化および本研究の主題である基質部の金属組織の微細化が考えられる^{1,11)}。

オロワン強化に関しては、粒子径が $5\mu\text{m}$ 以下の場合にのみ有効であるとされている¹¹⁾。本複合材料では、TiBの平均幅は $2\mu\text{m}$ であるが平均長さは $20\mu\text{m}$ にも達しているのでオロワン機構は有効に作動していないと考えるのが妥当であろう。また、チタン合金とTiBとは室温から高温に至るまで熱膨張係数はほぼ等しいとされている³⁾。さらに、チタン合金とTiBとの界面は整合であることが報告されている³⁾。従って、本複合材料では、熱膨張係数不整合強化や格子不整合に基づく加工硬化は無視しても差し支えないと考えられる。このようなことから、疲労強度の向上に寄与する因子としては、引張り強さの上昇、ヤング率の上昇および基質部の金属組織の微細化の三つが特に重要と考えられる。組織制御を施したTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiBの 10^7 回における疲労強度について、以下に三つの因子の具体的な寄与分を検討してみる。

(1) 引張り強さの上昇による寄与

α - β 型チタン合金では、同一組成であっても金属組織が異なれば引張り強さも疲労強度も異なった値を取る。Ti-6Al-4V合金において種々な金属組織を出現させ、これらを応力比 $R=0.1$ で疲労試験を行うと、繰返し数 10^7 回での疲労強度 σ_f と引張り強さ σ_B の間には次の関係があった¹²⁾。

$$\sigma_f = 3/5 \times \sigma_B \dots \dots \dots (1)$$

この関係がTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo合金にも当てはまると仮定すると、Table 1に記してあるように、組織制御を施した複合材料の引張り強さは基質合金と比較して214 MPa上昇していることより、引張り強さの上昇に起因した高サイク

ル疲労強度の増加分 $\Delta\sigma_f$ は次式のように見積もられる。

$$\Delta\sigma_f = 3/5 \times 214 = 128 \text{ MPa} \dots \dots \dots (2)$$

(2) ヤング率の上昇による寄与

Table 1に示したように、TiBを10%分散させた複合材料のヤング率は140 GPaであり、基質合金と比較して17.6%増加する。高サイクル疲労試験に際して、基質も粒子も同じ量だけ歪む(弾性変形する)と仮定すると、複合材料の基質部と未強化の基質合金とに同じ量の歪を与えるためには、複合材料では17%増しの高い応力を負荷することが必要である。逆に言うと、複合材料の高サイクル疲労強度は、未強化の基質合金と比較して17%増加するというのである。すなわち、ヤング率の上昇に起因した高サイクル疲労強度の増加分 $\Delta\sigma_f$ は、以下のようになる。

$$\Delta\sigma_f = 330 \text{ MPa} \times 0.176 = 58 \text{ MPa} \dots \dots \dots (3)$$

(3) 基質部の金属組織の微細化による寄与

本効果を具体的に見積もるためには、未強化の基質合金の金属組織を針状 α 相組織に制御して、その高サイクル疲労強度を評価してみるのが効果的である。ただし、本複合材料では、原料TiB₂粉末からの汚染により、基質合金と比較して不純物元素である酸素を多く含んでいるので、疲労強度に及ぼす酸素含有量の影響も考慮する必要がある。すなわち、チタン合金では、酸素含有量が多くなると疲労き裂発生時のすべり変形モードは局在化し¹³⁾疲労強度は低下する⁹⁾と報告されているので、複合材料の基質部では、疲労き裂は、基質合金と比較して、より低い応力で発生したと考えられる。なお、チタン合金の疲労寿命の大部分は疲労き裂の発生に費やされており、き裂の発生は直ちに疲労破断へと繋がっている¹⁴⁾。従って、基質部の微細化による寄与は、酸素量が0.45%の組織制御材と通常の方法で製造した酸素量が0.25%の基質合金との疲労強度差として求める方が適切である。また、酸素量が0.45%にまで増加したことにより、引張り強さも大きく上昇したと考えられるので、微細化による寄与分を計算するに際しては、この引張り強さの増加に基づく疲労強度の上昇分を差し引いておく必要がある。

基質合金において針状 α 相を出現させるための熱処理としては、合金を β 単相域から焼入れてマルテンサイト組織としその後 α - β 2相域で保持する方法と、真空焼結のままの合金を β 単相域から焼入れてマルテンサイト組織とし、その後 α - β 2相域でHIP処理するという新しい素粉末混合法による方法⁹⁾の2通りが考えられるが、本研究では後者の方法を採用した。なお、複合材料の金属組織制御法と条件を揃えるために、HIP処理は、1203K(930°C)で行った。その金属組織をFig. 5に示す。本金属組織において、針状 α 相のアスペクト比は組織制御材の基質部のそれとは著しく異なるが、 α 相の幅は同一である。針状 α 相組織を持つ

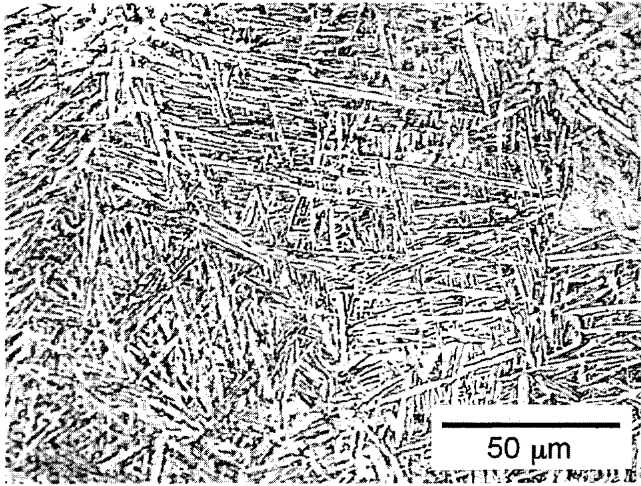


Fig. 5. Microstructure of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo produced by the new BE P/M method, in which a water quenching step is added prior to final HIP'ing.

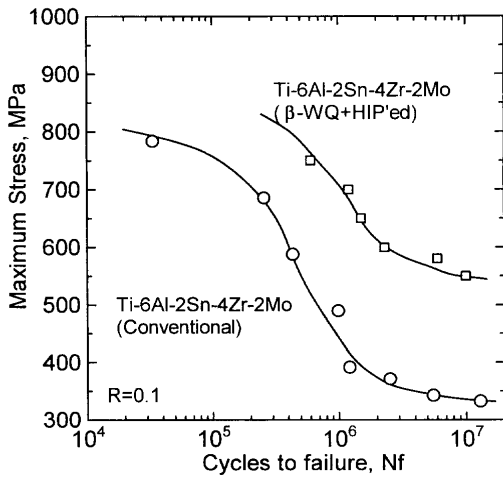


Fig. 6. Comparison of high cycle fatigue curves of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo produced by the conventional BE P/M method and the new BE P/M method (β-WQ+HIP'ed). The oxygen level of each alloy was 0.40 mass%.

チタン合金の高サイクル疲労強度は、 α 相の長さではなく、 α 相の幅に依存することが明らかにされており⁸⁾、従って、化学成分など他の条件が同じであれば、Fig. 5の金属組織と複合材料の基質部の金属組織のそれとは等しい疲労強度を示すと考えられる。

0.45%の酸素を含む複合材料の基質部の疲労強度は、本研究で新たに求めた疲労データおよび既存のデータ¹²⁾から、外捜法により推定した。まず、酸素含有量が0.40%であるFig. 5に示した金属組織を持つ組織制御材の高サイクル疲労曲線をFig. 6に示す。製造時のコロニー組織を針状 α 相組織に制御することにより、疲労強度は大幅に向上した。一方、著者らは、以前に、粒径が150 μ m以下の極低塩素チタン粉末を使用して、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Moを製造することを試みている¹²⁾。その場合の合金中の酸素含有量は、0.25重量%であった。疲労試験結果をFig. 7に、また

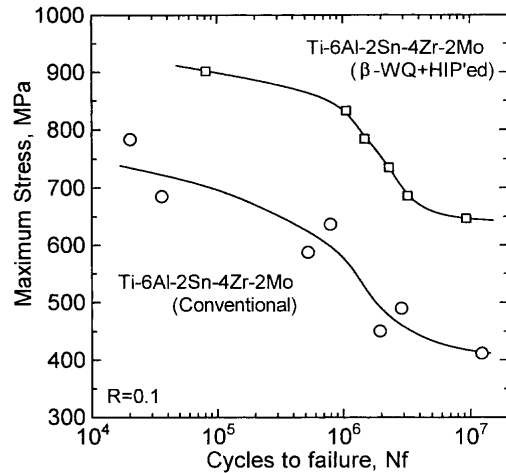


Fig. 7. Comparison of high cycle fatigue curves of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo produced by the conventional BE P/M method and the new BE P/M method (β-WQ+HIP'ed). The oxygen level of each alloy was 0.25 mass%.

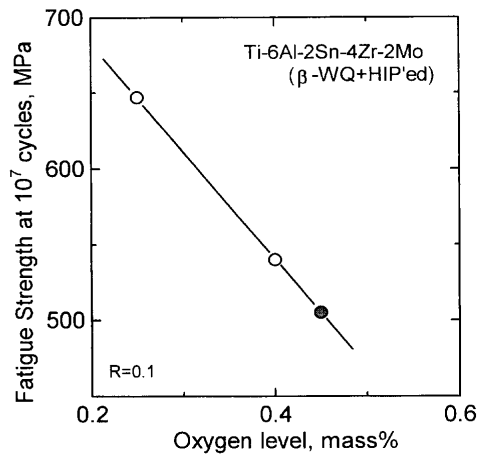


Fig. 8. Effect of oxygen content on the high cycle fatigue strength at 10⁷ cycles of new BE P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (β-WQ+HIP'ed).

本合金の機械的特性値をTable 1に示す。Fig. 6とFig. 7とを比較して明らかなように、高サイクル疲労強度は合金中の酸素量に大きな影響を受けており、通常の方法で製造した場合で比較すると、酸素含有量が0.25重量%の場合には疲労強度は412 MPaであるが、酸素含有量が0.40重量%と多くなると330 MPaにまで低下する。組織制御を行った場合でも、疲労強度はそれぞれ617 MPaおよび550 MPaであり、酸素濃度が高い合金の方が低い疲労強度を示している。但し、組織制御に伴う疲労強度の増加分は酸素含有量にかかわらずほぼ一定である。

Fig. 8は、組織制御を施した基質合金の繰返し数10⁷回における疲労強度を、Fig. 6およびFig. 7のデータに基づいて、酸素量に対してプロットしたものである。疲労強度は直線的に変化すると仮定すると、酸素量が0.45%の場合の疲労強度は、505 MPaと見積もられる。Fig. 9は、Table 1より、組織制御材の引張り強さを酸素量に対してプロットしたも

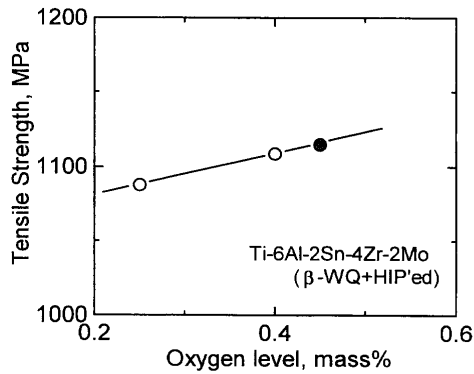


Fig. 9. Effect of oxygen content on the tensile strength of new BE P/M Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (β -WQ+HIP'ed).

ので、この図より、酸素量が0.45%の組織制御材の引張り強さは、1115 MPaと見積もられる。これらの値を用いると、金属組織の微細化に基づく疲労強度の増加分 $\Delta\sigma_{FM}$ は、

$$\begin{aligned} \Delta\sigma_{FM} &= \sigma(\text{組織制御材}) - (\text{従来法}) \\ &= -3/5 \{ \text{TS}(\text{組織制御材}) - \text{TS}(\text{従来法}) \} \\ &= (505 - 330) - 3/5(1115 - 1059) = 141 \text{ MPa} \dots \dots \dots (4) \end{aligned}$$

が得られる。

(2), (3)および(4)を足し合わせると疲労強度の増加分は327 MPaとなる。増加量の実測値は260 MPaであることから、計算値よりも68 MPa低い値であるが、両者は良い一致と見なせよう。また、寄与率で整理すると、引張り強さの上昇、ヤング率の上昇及び基質部の微細化による寄与は、それぞれ、39%、18%及び43%となり、金属組織の微細化による寄与が一番大きな割合を占めている。

6. 結言

本研究は、基質の金属組織を微細に制御することによりTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiB複合材料の高サイクル疲労特性のより一層の高性能化を試みたものである。

(1) 製造時の複合材料の金属組織は真空焼結温度からの冷却速度に依存し、早い冷却速度(例えば10K/sec)の

場合には個々の細長い α 相を識別できるような明瞭なコロニー組織であったが、一方、遅い冷却速度(例えば0.03K/sec)の場合には細長い α 相は合体し、マッシブなコロニー組織を呈していた。

(2) 複合材料を高温の β 単相域から焼入れて基質の金属組織をマルテンサイト組織とし、次いで α - β 2相域に保持すると、このマルテンサイト組織は微細な針状の α - β 2相組織に変態する。このような組織制御により高サイクル疲労強度は大幅に増加した。例えば 10^7 回における疲労強度は、製造時の複合材料が490 MPaであるのに対して、590 MPaにまで増加した。

(3) 高サイクル疲労強度の増加に寄与する主要な因子は基質部の金属組織の微細化の他に、引張り強さの上昇及びヤング率の上昇の二つも考えられ、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/10TiBについて解析を行った結果、これら因子の具体的な寄与率は、それぞれ、43%、18%及び39%と見積もられた。

文 献

- 1) S.Ranganath: J.Mater. Sci., **32** (1997), 1.
- 2) S.Abkowitz, P.Weihrauch and S.Abkowitz: Titanium '92, ed. by F.H.Froes and I.L.Caplan, TMS, Warrendale, (1993), 2511.
- 3) 齊藤 卓, 古田忠彦: 豊田中央研究所 R&D レビュー, **29** (1994), 49.
- 4) 萩原益夫, 江村 聡, 河部義邦: 鉄と鋼, **83** (1997), 821.
- 5) 藤井秀樹, 藤澤和郎: までりあ, **34** (1995), 212.
- 6) 高橋 涉, 岡田 稔, 志田善明, 中西睦夫: 鉄と鋼, **77** (1991), 1336.
- 7) 新家光雄, 高橋志郎, 萩原益夫, 江村 聡, 河部義邦, 金成俊: 鉄と鋼, **84** (1998), 452.
- 8) 萩原益夫: までりあ, **37** (1998), 35.
- 9) 萩原益夫, 河部義邦: 鉄と鋼, **75** (1989), 221.
- 10) 萩原益夫, 海江田義也, 河部義邦, 三浦 伸, 平野忠男, 長崎俊介: 鉄と鋼, **77** (1991), 139.
- 11) D.J.Lloyd: Int. Met. Rev., **39** (1994), 1.
- 12) M.Hagiwara, Y.Kawabe, Y.Kaieda and S.Miura: ISIJ Int., **31** (1991), 922.
- 13) H.Margolin, J.C.Williams, J.C.Chesnutt and G.Luetjering: Titanium '80, ed. by H.Kimura and O.Izumi, TMS, Warrendale, (1980), 169.
- 14) D.Eylon, Y.Mahayan, N.R.Ontko and F.H.Froes: Powder Metallurgy of Titanium Alloys, ed. by F.H.Froes and J.E.Smugersky, TMS, Warrendale, (1980), 93.