

α - β 型チタン合金の組織制御を施した素粉末混合法による高性能化

萩原 益夫*・海江田義也*²・河部 義邦*
山口 弘二*²・下平 益夫*³・三浦 伸*⁴

Property Enhancement of α - β Titanium Alloys by Microstructure-controllable New Blended Elemental P/M Method

Masuo HAGIWARA, Yoshinari KAIEDA, Yoshikuni KAWABE,
Koji YAMAGUCHI, Masuo SHIMODAIRA and Shin MIURA

Synopsis:

A variety of α - β titanium alloys were produced by the microstructure-controllable new Blended Elemental (BE) P/M method, in which as-sintered material is water-quenched from the β -phase region prior to HIP'ing, with emphasis on relating composition/processing/microstructure to mechanical properties. Alloy composition was found to have a strong effect on the microstructure. In near α type α - β alloys such as Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo, the new BE method created a fine two phase structure in a relatively small β grain with lower aspect ratio α -platelets. This microstructure resulted in improved high cycle fatigue strength compared to those for conventional BE alloy. In contrast, in β -rich α - β alloys such as Ti-5Al-2Cr-1Fe, a massive α phase was formed on prior β grain boundaries. In this case poor improvement in fatigue strength was obtained because of the presence of this massive α . High temperature mechanical tests done on near α type alloys revealed that both creep resistance and low cycle fatigue strength were superior in new BE material than in conventional BE material. These findings demonstrated that the new BE method applied to near α type α - β alloys can give rise to better balance of mechanical properties compared with that of ingot metallurgy.

Key words: titanium alloy; powder metallurgy; blended elemental method; near α alloy; microstructure; fatigue; creep.

1. 緒 言

著者らは、先に、従来の製造手法とは異なる新しい素粉末混合法（以後、この手法を組織制御素粉末混合法、あるいは簡単に組織制御法と呼ぶことにする）を開発した¹⁾。本手法は、真空焼結合金をマルテンサイト単相組織とした後に α - β 2相温度域で熱間静水圧プレス（HIP）処理を行うもので、Ti-6Al-4V合金を、極低塩素純チタン粉末（Cl<10 ppm）を出発原料とし、この組織制御法を用いて製造した場合には、優れた延性値と溶解法合金の疲労データ幅の上限値に位置するような極めて高い高サイクル疲労強度が得られた^{2)~6)}。

チタン合金には、最も使用実績のあるTi-6Al-4Vの他にも、例えば、破壊靱性値が高い、高温特性が優れている、というように、ある特定の性質に優れた高強度合金がいくつか存在する。このような合金を本組織制御法により製造すれば、特定の性質のみならず高い高サイクル疲労強度と優れた延性をも併せ持つ高性能合金が新たに創製されよう。このような観点から、Near α 型の組成から β 相安定化元素を多く含む組成までの種々な α - β 型チタン合金をこの組織制御法を用いて製造し、高サイクル疲労特性を評価してみた。また得られた結果に基づいて、組成、金属組織、高サイクル疲労特性の関係を総合的に判断することを試みた。

平成2年9月本会講演大会にて発表 平成元年9月日本金属学会にて一部発表 平成3年1月8日受付
(Received Jan. 8, 1991)

* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305)

*² 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

*³ 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

*⁴ 昭和電工(株)秩父研究所 (Chichibu Research Laboratory, Showa Denko K. K.)

チタン合金を航空機エンジンなどの高温用部材として使用する場合には、クリープと低サイクル疲労が特に重要な特性である。本組織制御法により出現する金属組織は、前 β 粒径は比較的小さい、粒内はアスペクト比の小さい針状の α 相よりなる 2 相組織である、という特徴を持つもので、溶解法ではまだ得られていない金属組織である。この組織では、針状組織を持つことからクリープ特性に優れ、また延性に富むことから低サイクル疲労特性にも優れているのではないかと期待される⁷⁾⁸⁾。そこで本実験では、次に、Near α の組成の合金についてクリープ試験及び高温低サイクル疲労試験を行い、これらの結果より、本組織制御法により出現する金属組織の機械的特性上の優位性を検証した。

2. 製造合金および実験方法

2.1 製造合金

本研究で製造した合金を Table 1 に示す。①から④までは、Near α 型の高温用チタン合金⁹⁾である。①の Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-0.3Mo-1Nb-0.3Si (IMI 829)¹⁰⁾ は、現用の高温用合金の中では使用上限温度が 600°C と最も高い。②の Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si (IMI 685)¹¹⁾ は、特にヨーロッパで使用実績のある合金である。③④の Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo(-0.1Si)¹²⁾ は、上限温度は 450°C くらいであるが、現在最も広範囲に使用されている高温用合金である。⑤の Ti-6Al-4V は、基準材とした。⑥の Ti-5Al-2Cr-1Fe¹³⁾ は、 β 相安定化元素を多く含むことに特徴がある高強度合金である。⑦の Ti-5Al-4.5

Mo-1.5Cr (Corona 5)¹⁴⁾ は、高靱性合金として開発された。⑧の Ti-5Al-2.5Fe¹⁵⁾ は、人体に害を及ぼす元素が含まれていないことから生体用材料としての用途が期待されている。なお、⑤と⑧の合金の機械的性質に及ぼす微視組織の影響については既に前報で詳しく報告した⁶⁾¹⁵⁾。

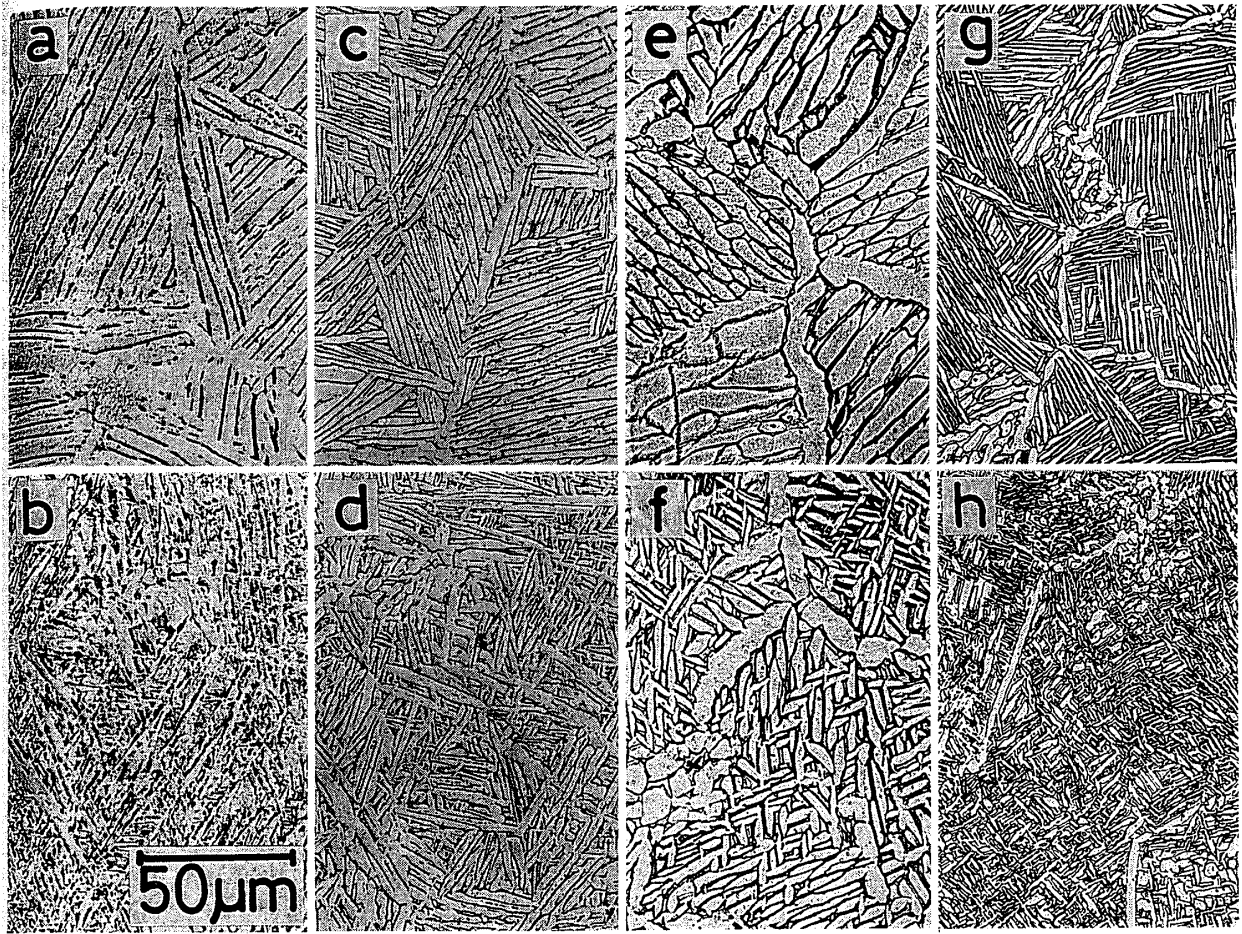
2.2 実験方法

原料チタン粉末は、極低塩素 (ELCL) チタン粉末 (Cl < 10 ppm 以下, 0 ~ 1 600 ppm) を使用した。母合金粉末は、アーク溶解により溶製した母合金ボタンを粉砕して製造した。母合金ボタンは、母合金組成によっては非常に硬く粉砕が不可能なものもあった。この場合には、母合金組成を 2 組の組成に分け、あるいはチタンを含む母合金組成として母合金ボタンの粉砕を可能にした¹⁶⁾。このようにして製造した母合金粉末と純チタン粉末とを V 型混合機により混合し、次いで、混合粉末を機械プレスあるいは冷間静水圧プレスにより所定の形状に圧粉・成形した。さらに 10^{-6} Torr の高真空中で 1 250°C/3 ~ 4 h の真空焼結を行い、焼結終了後は空冷した。従来法では、各真空焼結合金を直接 HIP 処理した。なお、合金中の酸素含有量は、約 2 500 ppm であった。本組織制御法では、各真空焼結合金を β 単相域に 15 min 保持したのち水中に焼き入れ、次いで、従来法と同じ条件で HIP 処理した。各合金の HIP 条件は Table 1 にまとめて示す。引張試験及び高サイクル疲労試験は前報¹⁾で示した方法と同じである。クリープ試験は、直径 4 mm、平行部 25 mm の平滑丸棒試験片を用い大気中で

Table 1. Summary of room temperature mechanical properties of extra low chlorine blended elemental α - β titanium alloys.

Alloy	Method	0.2% YS (kgf/mm ²)	UTS (kgf/mm ²)	EI (%)	RA (%)	σ_f at 10^7 (kgf/mm ²)
① Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-0.3Mo-1Nb-0.3Si (IMI 829)	P and S+930°C HIP	96	104	4	8	
	P and S+HT+930°C HIP	98	106	9	23	
② Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si (IMI 685)	P and S+930°C HIP	93	102	14	24	
	P and S+HT+930°C HIP	99	108	12	25	
③ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	P and S+930°C HIP	91	100	15	31	42
	P and S+HT+930°C HIP	101	111	15	26	66
④ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	P and S+930°C HIP	99	108	18	27	
	P and S+HT+930°C HIP	104	114	13	18	
⑤ Ti-6Al-4V Ti-6Al-4V (Ingot Met.)	P and S+930°C HIP	85	94	14	36	42
	P and S+HT+930°C HIP	88	97	15	42	60
	HT+930°C HIP	88	99	13	24	61
⑥ Ti-5Al-2Cr-1Fe	P and S+930°C HIP	96	102	18	40	
	P and S+HT+930°C HIP	97	105	19	42	56
⑦ Ti-4.5Al-5Mo-1.5Cr (Corona 5)	P and S+930°C HIP	94	103	19	40	
	P and S+HT+930°C HIP	95	104	20	45	56
⑧ Ti-5Al-2.5Fe	P and S+930°C HIP	90	99	18	35	45
	P and S+HT+930°C HIP	103	109	17	36	60

HT : Water quenching of sintered preform from the beta phase region
P and S : Press and sinter



a, b: Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si (IMI 685) c, d: Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo
e, f: Ti-5Al-2Cr-1Fe g, h: Ti-4.5Al-5Mo-1.5Cr (Corona 5)

Photo. 1. Microstructures of α - β titanium alloys produced by the conventional BE method (top photographs) and microstructure-controllable new BE method (bottom photographs).

行った。また高温低サイクル疲労試験は、直径 4 mm、平行部 8 mm の平滑丸棒試験片を用い、歪み制御方式、応力比 -1 の条件で大気中で行った。

3. 実験結果

3.1 金属組織

代表例として、②IMI 685、③Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo、⑥Ti-5Al-2Cr-1Fe および⑦Corona 5 の金属組織を Photo. 1 に示す。従来法で製造した場合には、各合金とも、粒界 (GB) には粒界を縁取る形で GB α 相が、また粒内には針状の α 相が層状に配列したいわゆるコロニー組織が存在しており、粗い金属組織である。従来法においては、HIP 処理は基本的には気孔の圧着だけであり、このような粗い金属組織は真空焼結後の冷却過程に出現した金属組織をそのまま受け継いだものである¹⁾。

組織制御素粉末混合法で製造した場合には、合金組成により金属組織には大きな違いが現れる。②及び③では、⑤の Ti-6Al-4V の場合と同様に、アスペクト比の小さい針状の α 相が主体の微細な α - β 2 相組織である。また GB α 相も存在するが、その長さ、幅は粒内の針状 α 相と同じであり両者を識別することは難しい。一方、本組織制御法を適用しても、 β 相の安定化度の高い⑥と⑦では GB α 相の存在が明瞭に認められる。Fe を含む⑥では、先に報告した⑧の Ti-5Al-2.5Fe の場合¹⁵⁾と同様に、極めてマッシュな GB α であり、また粒内 α 相も広幅であり、微細な組織とは言い難い金属組織である。Mo を多く含む⑦では、GB α 相及び粒内 α 相は未発達で共に細めである。

3.2 引張特性

各種高強度チタン合金の室温における引張試験結果を Table 1 に示す。Fig. 1 は、これらの結果に基づいて、

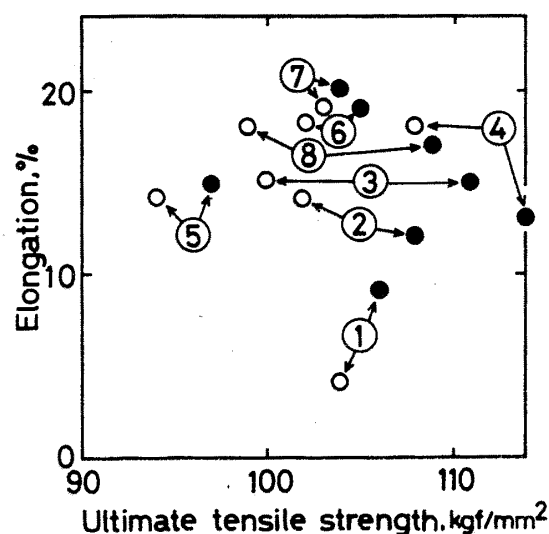


Fig. 1. Relationship between ultimate tensile strength and elongation for α - β titanium alloys listed in Table 1 produced by the conventional BE method (open circles) and the microstructure-controllable new BE method (closed circles).

各合金の伸びを引張強さに対してプロットしたものである。まず、強度、延性に及ぼす製造方法の影響では、いずれの組成の合金においても、これらの特性値は本組織制御法で製造した場合の方が優れた値を示している。強度、延性の関係を合金間で比較すると、③④⑥⑦及び⑧のように、 β 相安定化元素を比較的多く含む合金の方が、製造法によらず、良好な強度と延性の組合せが得られている。①および②のように、 α 相安定化元素及び中性元素を多く含む hcp 相が主体の合金では、特に延性が低い傾向にある。

3.3 高サイクル疲労特性

疲労特性の代表例として、③Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo、⑥Ti-5Al-2Cr-1Fe 及び⑦Corona 5 の疲労曲線を Fig. 2, Fig. 3 及び Fig. 4 にそれぞれ示す。③では、組織制御法の適用により、疲労強度は全サイクル域にわたって大幅に向上した。疲労強度比 S ($=$ 疲労強度/引張強さ) で比較すると、繰返し数 10^7 回における S 値は従来法合金では 0.44 であるのに対して、本組織制御法合金では、0.61 まで増加した。一方、⑥及び⑦の疲労挙動は③とは大きく異なる。まず、疲労データはばらつく傾向にあり、疲労強度は一本の曲線ではなく、データ幅で記す必要があった。このデータのばらつきは、極めて粗い組織が形成される⑥の方がより顕著である。また、データ幅の上限値も③あるいは④の Ti-6Al-4V⁶⁾と比較して全体的に低い値である。著者らは、先に、⑧の Ti-5Al-2.5Fe で、データのばらつき、低疲労強度を観

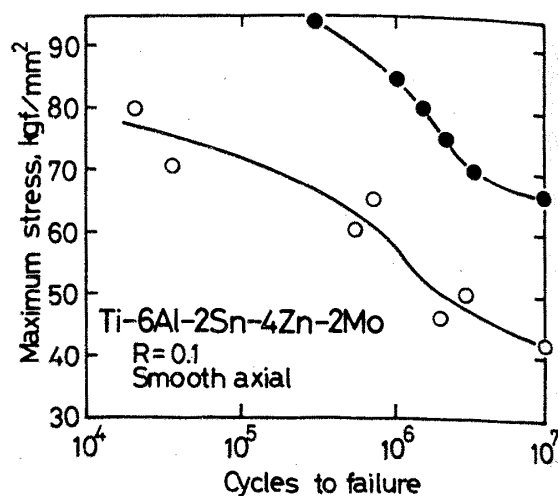


Fig. 2. Smooth fatigue data for Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo produced by the conventional BE method (open circles) and the microstructure-controllable new BE method (closed circles).

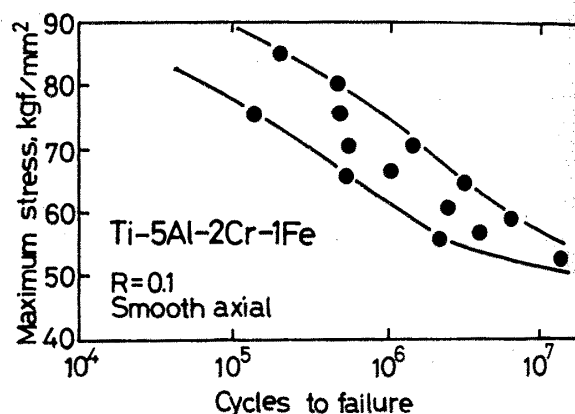


Fig. 3. Smooth fatigue data for Ti-5Al-2Cr-1Fe produced by the microstructure-controllable new BE method.

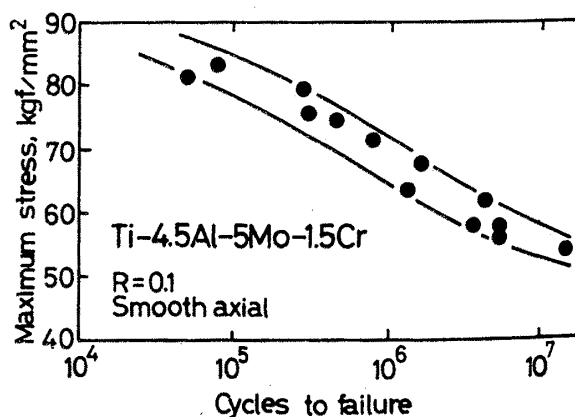


Fig. 4. Smooth fatigue data for Ti-4.5Al-5Mo-1.5Cr (Corona 5) produced by the microstructure-controllable new BE method.

察したが¹⁵⁾、本研究で更に確認したように、 β 相安定化元素を多く含む合金系に対しては、本組織制御法の適用による疲労特性の改善の効果はそれほど明瞭には認められない。Ti-5Al-2.5Fe での、精密切断法による疲労起点部のファセットと下地の金属組織との同時観察の結果¹⁵⁾を参照すると、⑥及び⑦のように、粒内は微細な針状 α 相組織を持つが粒界にはマッシュな GB α 相が存在するような金属組織では、疲労き裂は粒内の針状 α 相から発生する場合と、GB α 相から発生する場合とがあり、組織的不均一性に基づくこのようなき裂発生機構の違いが、データのばらつき、低い疲労強度をもたらしたと考えられる。

3.4 Near α 型チタン合金の高温特性

本組織制御素粉末混合法で製造した①IMI 829、②IMI 685、③Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 及び⑤Ti-6Al-4V の高温引張強さを Fig. 5 に示す。温度上昇に伴う強度の低下の傾向は各合金とも同じであり、室温における引張強さの大小関係が高温においてもそのまま維持されている。また各合金とも、300~500°C の温度範囲で強度の低下はいったん停滞するという現象を示している。

合金組成と強度、延性の関係を統一的に把握するために、Fig. 6 に、各合金の室温及び 500°C における引張強さを(1)式の Al 当量¹⁷⁾で整理してみた。この Al 当量は、各元素の α 相安定化能が Al のその何割に相当しているかを換算したものであり、 α 相内において Ti_3Al (α_2) が形成されるか否かを判断する目安に使われている。

$$\text{Al 当量} = \text{Al} + 1/3 \cdot \text{Sn} + 1/6 \cdot \text{Zr} + 10 \cdot \text{O}_2 \cdots \cdots (1)$$

室温及び 500°C とも、Al 当量値が増すとともに、引張強さは増加する傾向が理解できる。

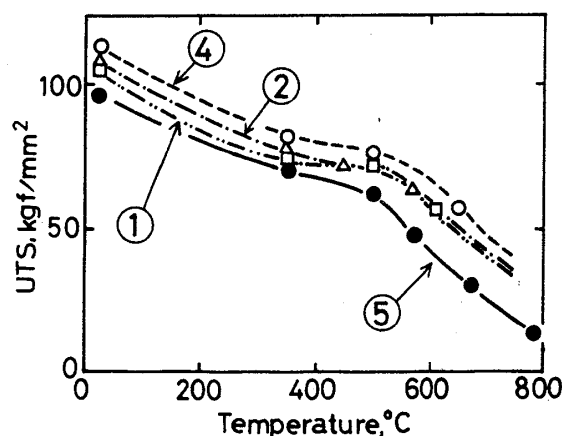


Fig. 5. High temperature ultimate tensile strength (UTS) for α - β titanium alloys produced by the microstructure-controllable new BE method.

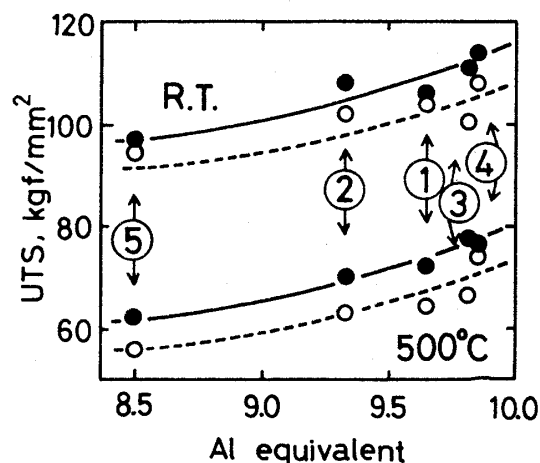


Fig. 6. Relationship between ultimate tensile strength (UTS) and Al equivalent for α - β titanium alloys produced by the conventional BE method (open circles) and the microstructure-controllable new BE method (closed circles).

Fig. 7 は、⑤Ti-6Al-4V を 400°C の一定温度において一定応力 50 kgf/mm² で負荷したときのクリープ曲線である。両製造法合金とも、この試験条件では、遷移クリープ、定常クリープ及び加速クリープの各段階が明瞭に認められる。定常クリープ速度は、本組織制御法合金の方が低く、従来法合金の約 1/3 である。Fig. 8 に、③Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo の 500°C におけるクリープ応力-破断時間の関係を示す。本合金でも、組織制御法合金の方が長時間側で破断している。以上調べたように、本組織制御法により出現する微細な針状の金属組織は、従来法合金のコロニー組織よりも優れたクリープ特性を持つことが明らかである。本組織制御法合金が優れたク

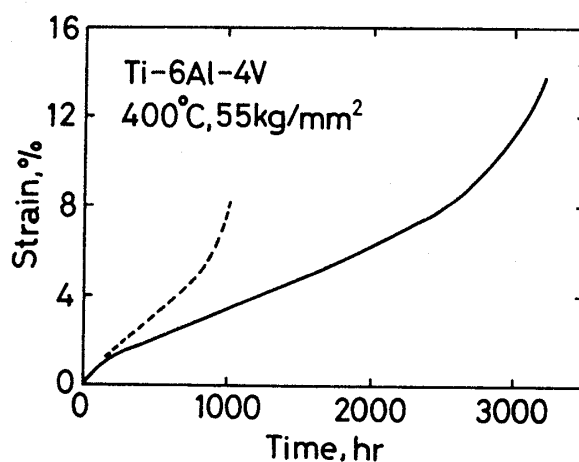


Fig. 7. Creep curves of Ti-6Al-4V produced by the conventional BE method (broken line) and the microstructure-controllable new BE method (solid line).

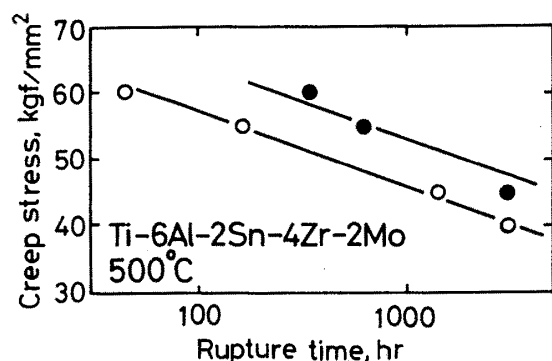


Fig. 8. Creep stress versus rupture data at 500°C for Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo produced by the conventional BE method (open circles) and the microstructure-controllable new BE method (closed circles).

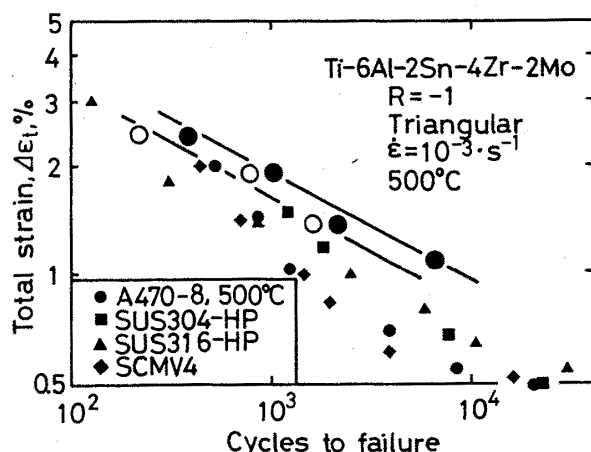


Fig. 9. Strain-controlled, low cycle fatigue data at 500°C for Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo produced by the conventional BE method (open circles) and the microstructure-controllable new BE method (closed circles) as compared with Fe-based heat-resistant alloys.

リープ特性を示す理由の一つとして、針状 α 相は 3 次元的に絡み合うような構造を持つために、針状 α 相粒界でのすべりが抑制される、ということが挙げられよう⁸⁾。

Fig. 9 は、③Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo の 500°C における歪み制御低サイクル疲労試験の結果である。また、この図には比較のために、NRIM 疲労データシート¹⁸⁾に掲載されているいくつかの国産実用耐熱材料の疲労データも併せて示す。この図より、両製造法合金とも、SUS 316-HP などの耐熱材料よりも高温低サイクル疲労寿命は著しく長いことが分かる。また、高温低サイクル疲労特性に対する本組織制御法の金属組織の優位性は

明らかであり、全歪み 1% において繰返し数約 10^4 回の疲労寿命を示した。これは、従来法合金と比較して約 1.5 倍長い疲労寿命である。

4. 考 察

4.1 素粉末混合法チタン合金における組成/金属組織/高サイクル疲労強度の関係

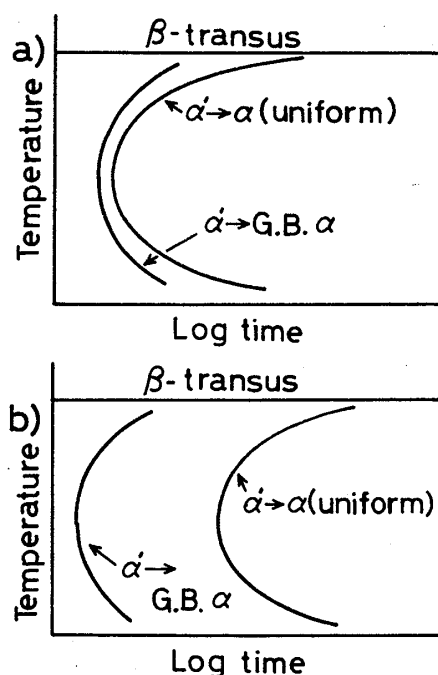
組織制御素粉末混合法で製造した合金の微視組織形態は、Photo. 1 に示したように、組成に大きく依存している。特に大きな組成依存性は、組成により GB α 相が明瞭に形成されるか否かである。 β 相の安定化度を示す目安である (2) 式の Mo 当量¹⁹⁾からもわかるように、Fe, Cr といった β 相安定化能の強い元素を含み、Mo 当量値が高い合金ほど、マッシュな GB α 相が顕著に形成される。

$$\text{Mo 当量} = \text{Mo} + 0.8\text{V} + 1.5\text{Cr} + 1.85\text{Mn} + 3\text{Fe}$$

$$\dots\dots\dots (2)$$

このように組成によって GB α 相の生成の難易性が異なる理由は、 α 相の析出のカイネティクスに及ぼす合金元素の効果の観点から、Fig. 10 に模式的に示した TTT 曲線により説明することができる。③の Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo のように β 相安定化度の低い組成の合金では、 α 相の量比が大きく、従って、 α 相の析出の駆動力も大きいため、GB α 相の析出開始の C 曲線と粒内に均一析出する場合の C 曲線とは、Fig. 10 a) に示したようにお互いに極めて接近しており、それゆえ、粒界、粒内と場所的に区別なく、両 α 相はほぼ同時多発的に核発生し、類似の大きさに成長していくと考えられる。一方、Mo 当量値が高い合金では、 α 相の量比も少なく、また従って、 α 相の析出の駆動力は小さいために、両 α 相の析出開始の C 曲線は、Fig. 10 b) に示したように離れており、まず GB α 相が粒界を縁取るような形で優先的に析出し、次に、GB α 相よりも細目の α 相が粒内に析出したと考えられる。

次に大きな微視組織の組成依存性は、GB α 相が形成される場合でも、⑦のように GB α 相と粒内 α 相とは共に細目の場合と、⑥のように両 α 相は太めの場合とがあり、 α 相の発達の程度が異なることである。このような組成により α 相の成長が十分に行われているか否かの違いは、Ti 中における溶質元素の拡散速度の大小の観点から説明できよう。 β 相安定化元素の中でも、特に Fe, Co, Ni の 3 元素は α -Ti 及び β -Ti 中での拡散が極めて速く、一方、Mo のそれは、これら元素の約 1/1000 であり、また Ti の自己拡散と比較しても約 1/10 と遅い²⁰⁾。このような溶質元素の拡散速度の違い



a) Near α alloy such as Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo
b) Highly β -stabilized alloy such as Ti-5Al-2Cr-1Fe

Fig. 10. Schematic transformation diagrams showing the difference in kinetics of heterogeneously nucleated grain boundary (GB) α and uniformly nucleated α .

は、 α 相析出開始のC曲線のNose位置にも大きな影響を与え、⑥、⑧のFeを多く含む合金では、Noseは極めて短時間側に位置するようになる²¹⁾。本実験で用いた930°C/3hのHIP条件では α 相は既に粗大化の段階にまで至ったと考えられ、今後は、Feなどの拡散係数の大きい元素を含む合金では、HIP処理は可能な限り低い温度で行う、などの配慮が必要である。

Fig. 11は、各合金の 10^7 回における疲労強度比 S を(2)式で示したMo当量で整理したものである。従来法で製造した場合には、合金系に関係なく、 S 値は0.44とほぼ一定の値をとる。先に報告したように⁶⁾、チタン合金の高サイクル疲労強度の高低は、等軸、針状、コロニー組織の区別なく、疲労き裂の発生段階におけるすべり線の長さの大小に対応している。従来法合金では、旧 β 粒内の一つのコロニーの端から端までを貫く剪断型の破壊が疲労き裂の発生段階に対応している。コロニーの大きさは、すなわち、すべり線の長さは、Photo. 1から明らかのように、組成によらず一定であるとみなせるので、各合金とも同じ疲労強度比を示したと考えられる。一方、本組織制御法の適用により、 S 値は増加することが理解できるが、今まで述べたように、GB α 相が明瞭に形成され、疲労データのばらつきが顕著な⑥⑦

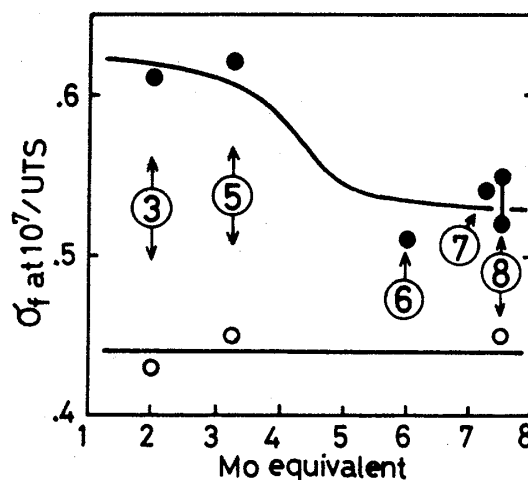


Fig. 11. Relationship between fatigue ratio at 10^7 cycles and Mo equivalent for α - β titanium alloys produced by the conventional BE method (open circles) and the microstructure-controllable new BE method (closed circles).

及び⑧のような合金では、増加分はわずかである。これより、本組織制御法の適用は、 β 相の安定化度の低いNear α かNear α に近い組成を持つ合金系に対してのみ効果的であるといえよう。

4.2 組織制御素粉末混合法合金の金属組織と溶解法合金のそれとの特徴の比較

溶解法で製造した α - β 型合金の金属組織は、鍛造、圧延後の熱処理をどの相領域で行うかにより大きな差異が生じ、またそれに付随して、異なった機械的特性が現れてくる。Near α 型合金では、特にクリープ特性をいっそう高めるために、合金を β 単相域に保持した後水冷あるいは徐冷し α 相のアスペクト比の長い針状組織あるいはコロニー組織とするような組織制御を行っているが⁸⁾、合金をこのように β 相域にいったん保持するという β 処理法では、5min程度の短時間保持であっても結晶粒は数100 μm 以上に著しく粗大化²²⁾、延性値は著しく低下する。また、それに対応して低サイクル疲労強度も大幅に低くなる。一方、 α - β 2相域に保持し、空冷あるいは炉冷を行うと等軸 α 粒組織となり、高い延性値と優れた低サイクル疲労特性が得られるが、クリープ特性は良好ではない。 α - β 2相域での二重溶体化処理は、低サイクル疲労特性とクリープ特性の両立が可能である²³⁾。これは、例えばTi-6Al-4Vでは、955°Cの温度から水冷した後、800°Cの温度に再度保持し水冷するもので、等軸 α 相と針状 α 相とが共存した金属組織が得られる。この二重溶体化処理の例で示したように、溶解法合金では、両特性を満足させるような金属組織とする

ためには、材料に前もって加工歪みを与えておくことが必要である。

溶解法合金の β 処理材における上記のような知見を参照すると、もし前 β 粒径が比較的小さく、すなわち、延性に優れ、かつ、針状 α 相は3次元的に絡み合ったような金属組織であれば、低サイクル疲労特性とクリープ特性の両立が可能になるわけであるが、この金属組織は、正に、組織制御素粉末混合法により出現する金属組織である。本組織制御法においては、真空焼結合金を β 単相域に保持しても合金中に存在する気孔が粒界の移動を阻止するために結晶粒の粗大化は起こらず、直径100~150 μm の粒寸法が維持される。その結果、真空焼結合金を水焼入れした際には微細なマルテンサイト組織が得られ、次いで、 α - β 2相域でHIP処理した際にはこのマルテンサイト組織はアスペクト比の小さい微細な針状 α 粒組織へと変態する。このように、組織制御素粉末混合法では、材料に加工歪みを与えることなく単純に熱処理のみで低サイクル疲労特性とクリープ特性の両立を可能にする金属組織が得られることを最大の特徴とするものである。

5. 結 言

本研究では、Near α 型から β 相安定化元素を多く含む組成までの種々な α - β 型チタン合金を組織制御素粉末混合法を用いて製造し、機械的特性を評価した。

(1)本組織制御法合金の金属組織は、前 β 粒径が100~150 μm と比較的小さく、粒内部は微細な針状 α 相を持つことを特徴とする。しかし、 β 相安定化元素を多く含む組成の合金では粒界 α 相の形成が明瞭に認められ、組織的不均一性を有していた。

(2)粗いコロニー組織を持つ従来法合金では、 10^7 回における疲労強度比 S は組成によらずほぼ一定値を示す。組織制御法の適用により S 値は増加するが、組成依存性を有しており、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2MoのようなNear α 型合金では $S=0.62$ と大幅に向上するのに対して、 β 相安定化元素を多く含む組成の合金では増加分はわずかであった。このような結果より、本組織制御法が最も効果的に適用できる合金系はNear α 型の合金であると結論づけられる。

(3)本組織制御法合金は、高温低サイクル疲労特性にも優れており、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Moでは、全歪み1%において、繰返し数約 10^4 回の疲労寿命を示した。ク

リープ特性も従来法合金よりも著しく優れていた。このように、組織制御法により出現する金属組織は、クリープ特性と低サイクル疲労特性の両立を可能にするものである。

文 献

- 1) 萩原益夫, 海江田義也, 河部義邦: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 685
- 2) M. HAGIWARA, Y. KAIEDA and Y. KAWABE: Proc. 6th World Conf. Titanium, 2 (1989), p. 673 [Societe Francaise de Metallurgie]
- 3) 萩原益夫, 河部義邦: 鉄と鋼, 75 (1989), p. 221
- 4) M. HAGIWARA, Y. KAIEDA and Y. KAWABE: Titanium Products and Applications (1987), p. 850 [TDA]
- 5) M. HAGIWARA, Y. KAIEDA and Y. KAWABE: PM Aerospace Materials 87 (1988), p. 20.1 [Metal Powder Report]
- 6) 萩原益夫, 海江田義也, 河部義邦, 三浦 伸: 鉄と鋼, 76 (1990), p. 2182
- 7) D. EYLON, F. H. FROES, D. G. HEGGIE, P. A. BLENKINSOP and R. W. GARDINER: Metall. Trans. A, 14 (1983), p. 2497
- 8) S. FUJISHIRO: 金属チタンとその応用 (草道英武編) (1983), p. 121 [日刊工業新聞社]
- 9) D. EYLON, S. FUJISHIRO, P. J. POSTANS and F. H. FROES: J. Met., 36 (1984), p. 55
- 10) S. FUJISHIRO, F. H. FROES, T. MATUMOTO and D. EYLON: Titanium Science and Technology, ed. by G. LUTJERING, U. ZWICKER and E. BUNK (1985), p. 593 [DGW]
- 11) D. EYLON and J. A. HALL: Metall. Trans. A, 8 (1977), p. 981
- 12) D. F. NEAL and P. A. BLENKINSOP: Titanium '80, ed. by H. KIMURA and O. IZUMI (1980), p. 1287 [AIME]
- 13) Z. TAKAO, H. KUSAMICHI, S. TOKUDA, K. MIYAMOTO and Y. FUKUHARA: The Science, Technology and Application of Titanium, ed. by R. I. JAFFEE and N. E. PROMISEL (1970), p. 891 [Pergamon Press]
- 14) F. H. FROES and W. T. HIGHBERGER: J. Met., 32 (1980), p. 57
- 15) 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), p. 139
- 16) 萩原益夫, 三浦 伸: 特願昭 63-329978, 63-329979, 63-329980, 63-329981
- 17) H. W. ROSENBERG: The Science, Technology and Application of Titanium, ed. by R. I. JAFFEE and N. E. PROMISEL (1970), p. 851 [Pergamon Press]
- 18) NRIM Fatigue Data Sheets (金属材料技術研究所編) (1979) 15, (1985) 49, (1987) 58, (1989) 62
- 19) R. I. JAFFEE: Trans. TMS-AIME, 230 (1964), p. 541
- 20) J. E. WERT and N. E. PATON: Metall. Trans. A, 14 (1983), p. 2535
- 21) 三田尾真司, 高坂洋司, 大内千秋: 鉄と鋼, 73 (1987), S706
- 22) 西村 孝, 福田正人: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1898
- 23) M. PETERS, A. GYSLER and G. LUTJERING: Titanium '80, ed. by H. KIMURA and O. IZUMI (1980), p. 1777 [AIME]