

## 論 文

強靱チタン合金 Ti-17 の機械的性質におよぼす  
鍛造, 熱処理条件の影響松 本 年 男\*・西 村 孝\*<sup>2</sup>Effects of Forging and Heat Treatment Conditions on Mechanical  
Properties of a High Strength Titanium Alloy, Ti-17

Toshio MATSUMOTO and Takashi NISHIMURA

## Synopsis :

This report was to study the dependence of mechanical properties of a Ti-17 forging on processing variables such as final hot working reduction rate and its temperature, and heat treatment.

The major results obtained are as follows :

(1) In the case of equiaxed  $\alpha$  microstructures, a larger final forging reduction was desirable for raising ductility and also unnotched fatigue strength, and on the other hand a lesser one greatly improved fracture toughness. Putting these results together, it was concluded that the way of raising fracture toughness would be favorably adopted.

(2) Double solution heat treatment was proved a better way to improve fracture toughness than conventional single solution treatment. Basic data for solution and aging temperature for controlling mechanical properties were acquired.

(3)  $\beta$ -processed acicular microstructure, which gave the best fracture toughness, showed inferior ductility in the transverse direction of a forged bar, of which problem needs further studies to solve.

## 1. 緒 言

Ti-17 合金は near  $\beta$  チタン合金であり, 公称成分は 5%Al-2%Sn-2%Zr-4%Mo-4%Cr であり, 全合金元素成分 17% を含有する. 本合金は, 重量軽減を目的とし, 新型ジェットエンジン用ファンおよびコンプレッサーディスク材料として 1970 年代前半に GE 社により開発された. 最も多用されている Ti-6Al-4V (以下 Ti-6-4) を比較材として, これより焼入性が良好であり, 室温では 0.2% 耐力 (以下耐力) が 112.5 kgf/mm<sup>2</sup> 以上, 引張強さが 119.5 kgf/mm<sup>2</sup> 以上であること, 破壊靱性値が 210 kgf/mm<sup>2</sup>· $\sqrt{\text{mm}}$  以上であることなどが開発目標とされた<sup>1)</sup>. 靱性をそこなうことなく, チタン合金の高強度化をはかることは古くからの重要テーマであるが, この合金についての研究は少ない.

本報告は, Ti-17 の製造条件と機械的性質の関係を把握することを目的とし, あわせて, 同様に新型ジェットエンジン用高強度材である Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (以下 Ti-6-2-4-6) や Ti-10V-2Fe-3Al (以下 Ti-10-2-3) との機械的性質を比較する.

## 2. 実験方法

VAR にて, 直径 480 mm, 1 t の铸塊を溶製した. 铸塊の top, middle, bottom 部で加熱, 水冷後顕微鏡による組織観察する方法により  $\beta$  変態点を測定したが, 865 °C $\pm$ 5 であつた.  $\beta$  域 920°C で分塊鍛造,  $\alpha+\beta$  域 820°C で 25% の加工率を与え, 910°C, 1 h 保持後水冷するという  $\beta$  処理を施した. その後, 仕上鍛造で加工率と温度を変えてすべて 100 mm 角の角棒を製作した. すなわち,  $\alpha+\beta$  域 820°C で加工率 50% と 70%, および  $\beta$  域 920°C で加工率 70% の鍛造材を準備した. これら鍛造条件と組み合わせた熱処理条件を Table 1 に示す. 溶体化温度としては, 高強度が得られるように高温とし,  $\beta$  変態点  $T_{\beta}$  を基準にして  $T_{\beta}-55^{\circ}\text{C}$  ( $=810^{\circ}\text{C}$ ) と  $T_{\beta}-28^{\circ}\text{C}$  ( $=837^{\circ}\text{C}$ ) の 2 水準の温度を採用した. 靱性を上げる可能性のある 2 重溶体化も行うよう計画した. 時効温度は, 高強度を得るため低温 593°C と強度を下げ延性向上の程度をみるため高温 649°C の 2 水準とした.

熱処理後, Table 1 に示す○印の供試材について諸

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 7 月 1 日受付 (Received July 1, 1985)

\* (株)神戸製鋼所チタン本部 工博 (Titanium Metals Division, Kobe Steel, Ltd., 2-3-1 Shinhamma Arai-cho Takasago 676)

\*<sup>2</sup> (株)神戸製鋼所材料研究所 工博 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Heat treatment schedule, and metallographic and mechanical property testing items.

T<sub>β</sub>: 865°C (1590°F)

Heat treatment no.		HT1	HT2	HT3	HT4	HT5	HT6
1st sol	Temp (°C)				837 (T <sub>β</sub> -50°F)	837 (T <sub>β</sub> -50°F)	
	Time (h)				4	4	
	Cool				WQ	AC	
2nd sol	Temp (°C)	810 (T <sub>β</sub> -100°F)	810 (T <sub>β</sub> -100°F)	837 (T <sub>β</sub> -50°F)	810 (T <sub>β</sub> -100°F)	810 (T <sub>β</sub> -100°F)	810 (T <sub>β</sub> -100°F)
	Time (h)	4	4	4	4	4	4
	Cool	WQ	WQ	WQ	WQ	WQ	WQ
Age (Cool: AC)	Temp (°C)	593 (1100°F)	648 (1200°F)	593 (1100°F)	593 (1100°F)	593 (1100°F)	593 (1100°F)
	Time (h)	8	8	8	8	8	8
Finish red rate (%)		50, 70	70	70	50, 70	70	70 (β forge)
Test items	Microstructure (T,L)	○ ○	○	○	○ ○	○	○
	Macrostructure (T,L)	○ ○					○
	RT tensile	○ (T,L) ○ (T,L)	○ (L)	○ (L)	○ (L) ○ (L)	○ (L)	○ (T,L)
	HT(427°C) tensile	○ (T,L) ○ (T,L)					○ (T,L)
	Fracture toughness	○ ○	○	○	○ ○	○	○
	Unnotched fatigue (L)	○ ○					○
	dn/dN		○			○	○

Note: 1) T<sub>β</sub> indicates beta transus temperature.

試験を行つた。表中および以下の記述における T, L は次の意味をもつ記号である。断面 100×100 mm の角棒の横断面を T 面，T 面上で長手方向にある鍛造面と直角方向を T 方向とし，長手方向にある鍛造面およびそれに平行な面を L 面，長手向を L 方向とする。引張試験片はその平行部中央が，供試角材横断面中心線に沿つて表層部近傍，1/4, 1/2 厚の位置にくるように採取した。マイクロ組織試験も同様な位置から採つた。室温，高温引張試験片は，ともに平行部直径 6.25 mm の JIS 3 号試験片であり，後者はつばつきである。破壊靱性試験片および疲労き裂成長試験片は，角材の 1/4 厚み部から，き裂面が角材横断面に一致し，切り欠き底がほぼ角材横断面中心線を通るよう，それぞれ，25.4 mm および 12.7 mm 厚さの CT 試験片を ASTM E 399 および E 647 に従つて製作，試験した。平滑疲労試験片は角材の 1/4 厚み部で L 方向から平行部 25 mm，直径 6.25 mm の試験片を切り出し，鏡面バフ仕上げした。これら疲労試験は，室温，応力比 R=0.1，正弦波，定荷重であり，繰返速度は前者が 20 Hz，後者が 25 Hz である。

### 3. 実験結果

#### 3.1 鑄塊の評価

鑄塊の top, middle, bottom から横断面スライスを採り，ブルーエッチ試験を行つたが偏析は認められなかつた。これらのすべての円形スライスについて，スライス外縁近傍，中心部，これら 2 者の中央部よりブロックを

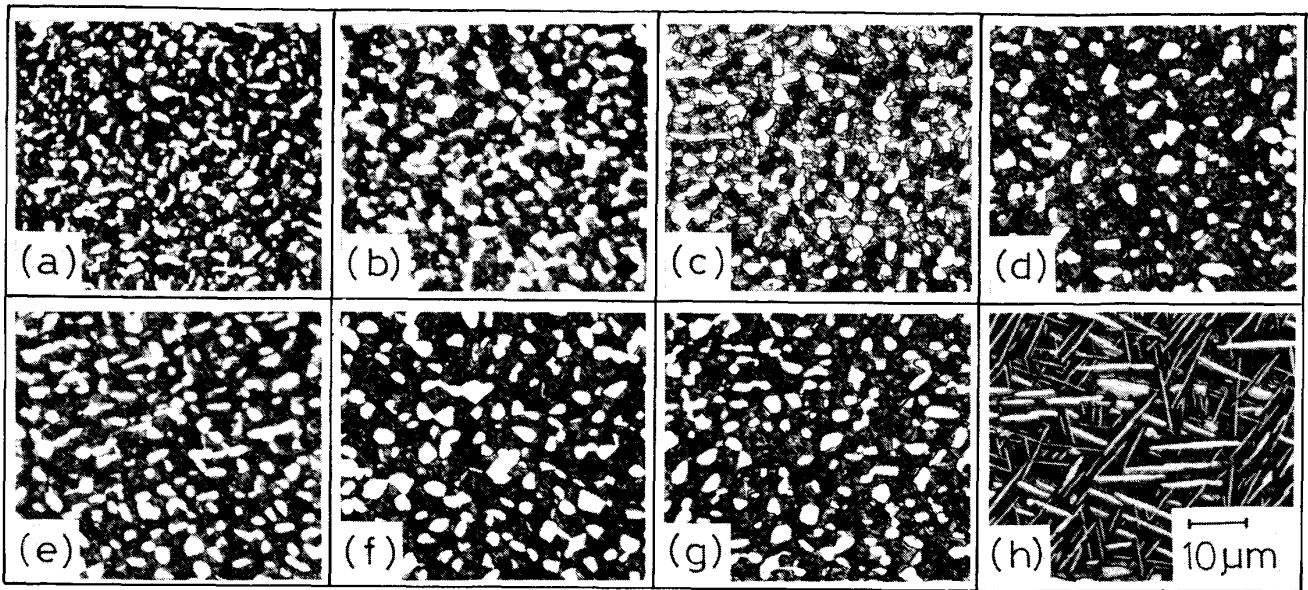
切り出し化学分析を行つた。Al : 4.84~4.99, Sn : 1.93~1.99, Zr : 1.81~1.96, Mo : 3.88~4.08, Cr : 3.80~3.99, O : 0.080~0.082, Y : <0.0010, Cu : <0.005, Mn : <0.005, C : <0.005, N : 0.0036, H : <0.0010 (重量%) であつた。化学成分は目標値<sup>1)</sup>を満足し，かつ鑄塊各部にわたつて均一であり，不純物成分も十分低い。

#### 3.2 マクロ組織観察

Table 1 に示す供試材について試験したが，α+β 域加工材のマクロ組織は微細，均一であり，一方 β 域加工材のそれは若干粗かつた。これらマクロ組織はいずれも溶体化，時効後観察したものであるが，β フレックは全く観察されなかつた。

#### 3.3 ミクロ組織観察

熱処理後のミクロ組織を Photo. 1 に示す。角材の 1/4 厚さ部で L 面の写真である。観察した倍率 1000 倍では試料採取位置，面による顕著な差は観察できなかつた。熱処理番号 (以下 HT) HT 1, 4 から，加工率 50% では 70% の場合に比べて若干伸びた初析 α 粒が認められるが，いずれもほぼ等軸 α 粒を形成している。時効温度を変えた HT 2, 1 から，高温時効でマトリックスの針状 α が粗大化している。HT 3, 1 より，溶体化温度を上げると初析 α 粒の占有面積が減る。2 重および 1 回溶体化の HT 4, 5 および 1 より，1 回目に高温で溶体化した前者では初析 α 粒の面積が少ないが，マトリックスについては観察した倍率では差は分別で



(a) HT1, FR(α+β), 50% (b) HT1, FR(α+β), 70% (c) HT2, FR(α+β), 70% (d) HT3, FR(α+β), 70%  
 (e) HT4, FR(α+β), 50% (f) HT4, FR(α+β), 70% (g) HT5, FR(α+β), 70% (h) HT6, FR(β), 70%

Photo. 1. Microstructures showing effects of the processing conditions studied.

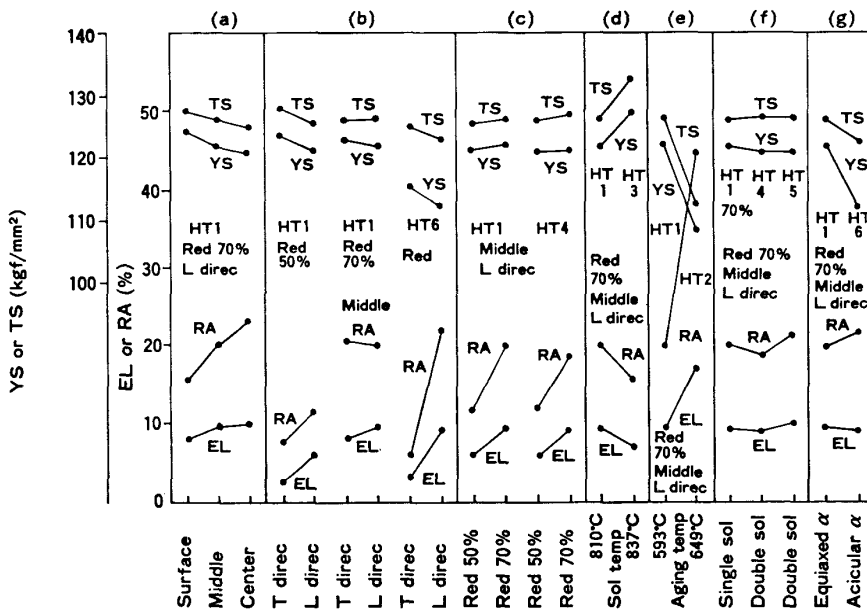


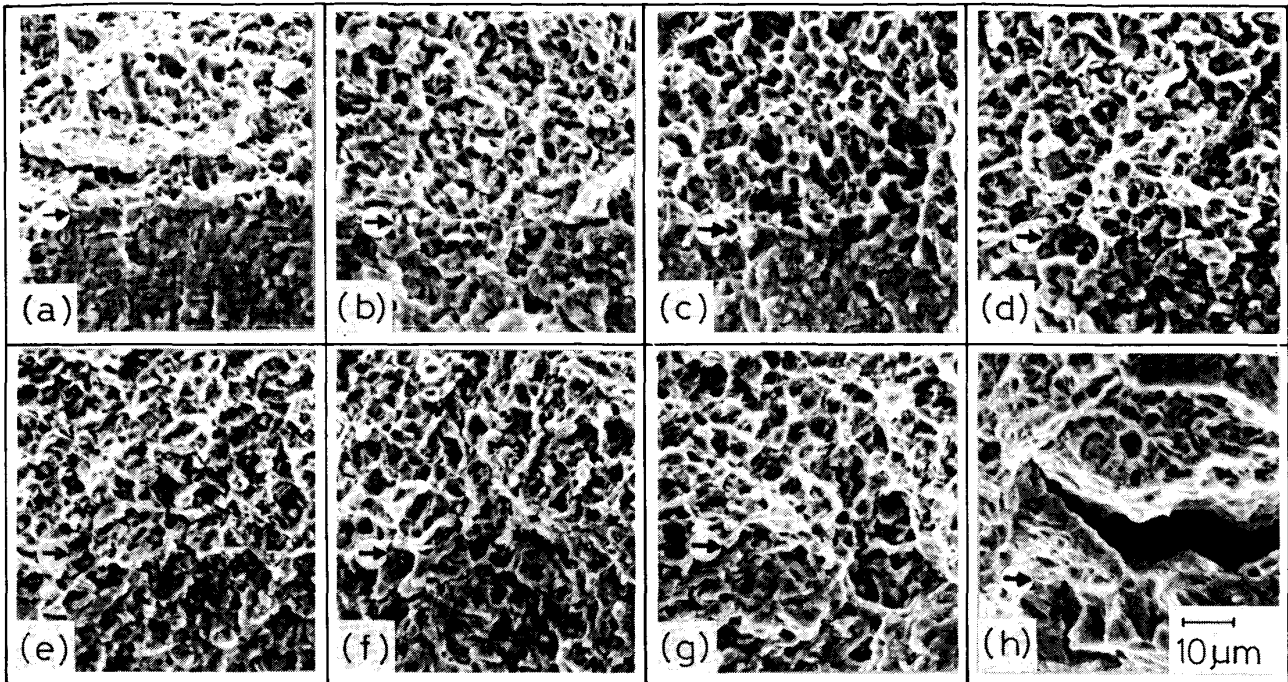
Fig. 1. Room temperature tensile properties showing effects of the processing conditions studied.

きない。β 域加工材 HT 6 は針状 α 組織である。

3-4 引張性質

室温引張試験結果を Fig. 1 に示す。図中の(a)は焼入性の程度を示す。熱処理はすべて 100 mm 角材で行ったが、表層と中心部での耐力、引張強さの差は 2~3 kgf/mm<sup>2</sup> 程度である。T, L 方向の引張性質を比較した例を図中の(b)に示す。T 方向が若干強度が高く、延性が低下する傾向がある。とくに、β 域鍛造材の引張方向による延性の差が著しい。図中の(c)は等軸組織について加工率の影響を示すが、加工率を上げると延性が向

上する。図中の(d)は、溶体化温度が高くなると強度が上り、延性が低下することを示す。図中の(e)に時効温度の影響を示すが、時効温度が 56°C 上がると強度は下がるが、延性が大幅に改善される。1 回および 2 重溶体化の場合を図中の(f)に示すが、強度、延性とも大きな差はない。図中の(g)に等軸および針状組織材の場合を比較するが、針状組織材の強度、とくに耐力の低下が大きい。Table 1 に示したように 427°C 高温引張試験も行ったが、延性は十分高く、耐力、引張強さは室温強度に比べて、それぞれ、ほぼ 72% および 76% に低下し



(a) HT1, FR(α+β), 50% (b) HT1, FR(α+β), 70% (c) HT2, FR(α+β), 70% (d) HT3, FR(α+β), 70%  
 (e) HT4, FR(α+β), 50% (f) HT4, FR(α+β), 70% (g) HT5, FR(α+β), 70% (h) HT6, FR(β), 70%

Photo. 2. SEM observations of fracture toughness tested fracture surfaces.

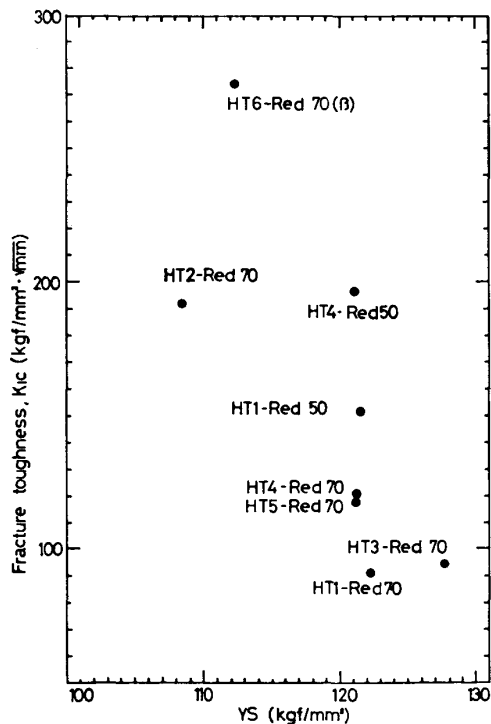


Fig. 2. Dependence of fracture toughness values on the processing conditions tested.

た。

### 3.5 破壊靱性性質

Fig. 2 に破壊靱性値を耐力に対してプロットした。ここで使った耐力は、角材の 1/4 厚さ部，L 方向引張

試験から求めた値である。HT 1, 4 から，加工率を 70% から 50% に下げると，耐力はほとんど変わらないが破壊靱性値が大きく改善され約 1.6 倍になる。時効温度を変えた HT 1, 2 より，高温時効により耐力が低下しているため直接比較はできないが，高温時効により破壊靱性値は大幅に上昇する。溶体化温度を変えた HT 3, 1 より，高温溶体化により耐力が高くなっているにもかかわらず破壊靱性値は低下していない。HT 4, 5 の 2 重溶体化と HT 1 の 1 回溶体化の場合を比べると，2 重溶体化は破壊靱性値を大きく向上させている。2 重溶体化の場合，1 回目溶体化後の冷却速度を変えた HT 4, 5 を比較すれば，破壊靱性値に差はない。針状組織材 HT 6 は，破壊靱性値が約 270 kgf/mm<sup>2</sup>·√mm と高く，破壊靱性値にとって針状組織が有利であることを示している。

Photo. 2 は破壊靱性試験破面の SEM 写真である。各写真の下部の平坦部は疲労による予き裂，上部が破壊靱性破面に対応する。加工率を変えた HT 1 の場合，破壊靱性値の高い低加工率材ではディンプル破面の割合が多く，破壊靱性値が低い高加工率材は凝へき開破面に近い。時効温度を上げ破壊靱性値が高くなった HT 2 はディンプル破面に近い。溶体化温度を上げて高強度になつた割には破壊靱性値が低下しなかつたが，破壊靱性値としては低い水準にある HT 3 は凝へき開破面を呈

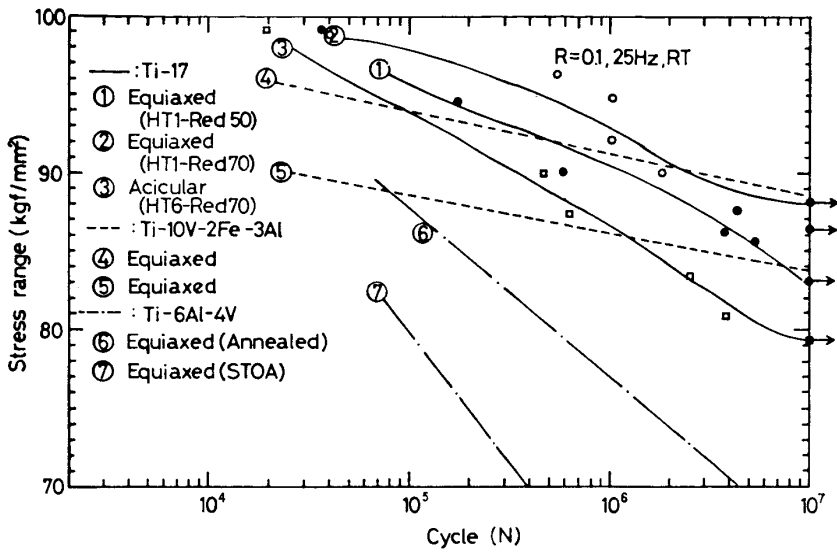


Fig. 3. Comparison of unnotched fatigue strengths of Ti-17 with those of other titanium alloys.

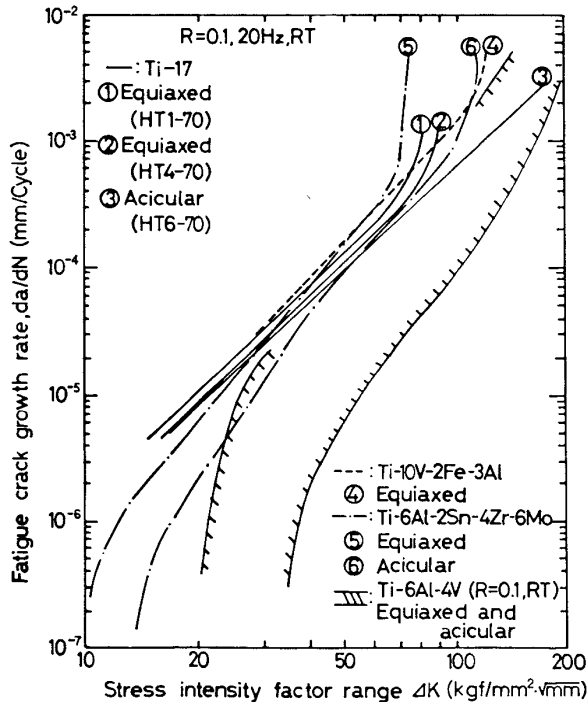


Fig. 4. Comparison of fatigue crack growth characteristics of Ti-17 with those of other titanium alloys.

している。1回溶体化した HT 1 と、破壊靱性値が改善された 2 重溶体化材 HT 4, 5 の場合を比較する。加工率 50% の場合を比べると、上述の破面傾向とは逆に、破壊靱性値の高い 2 重溶体化材の方が凝へき開破面の様相を呈している。しかし、2 重溶体化したときには、予き裂破面から破壊靱性破面に移行する領域に微細な 2 次割れが観察される。加工率 70% 同士の場合を比較する。2 重溶体化材では若干破壊靱性値が高いが、これら 2 重溶体化、1 回溶体化材とも破壊靱性値はともに

低く、破面はともに凝へき開破面の様相を呈している。破壊靱性値が優れていた HT 6 では凝へき開破面であるが、大きな 2 次割れが存在した。

### 3.6 疲労性質

HT 1 の加工率 50%, 70% の等軸組織, HT 6 の針状組織平滑材について疲労試験を行ったが、S-N 曲線を他の合金と比較して Fig. 3 に示す。10<sup>7</sup> 回疲労強度は、全応力振幅でそれぞれ 83, 88 および 79 kgf/mm<sup>2</sup> である。等軸組織材では加工率が高い方が疲労強度が高く、針状組織材のそれは若干劣る。

一部の試料について疲労き裂成長特性も調べた。平滑材疲労試験した HT 1 の加工率 70% 材, HT 6 材のほかに、HT 4 の加工率 70% の 2 重溶体化材を供試材とした。結果を他の合金と比較して Fig. 4 に示す。等軸組織材についていえば、1 回溶体化より 2 重溶体化材の方が疲労き裂成長速度が遅い。針状組織材が最も疲労き裂成長速度が遅く、かつ高い応力拡大係数範囲までき裂が急速成長しない。

## 4. 考 察

本 Ti-17 がいくつかの実験条件下で示した機械的性質の特徴について述べ、さらに、適切な製造条件を採れば達成できると思われる機械的諸性質の可能性を考え、合わせて他の高強度チタン合金との機械的性質の比較を行う。

本材の焼入性は Ti-6-4 より相当優れている。直径 25 mm 丸棒について HT 1 と同一熱処理を施したものについて別途引張試験を行ったが、同じ熱処理をした 100 mm 角材中心部の耐力、引張強さの差はともに 4 ~ 5 kgf/mm<sup>2</sup> であつた。溶体化、時効処理した Ti-6-4

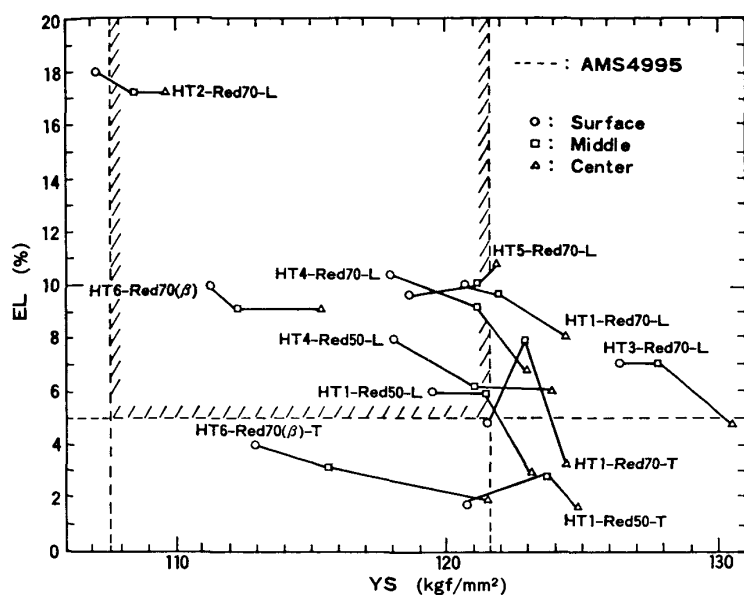


Fig. 5. Yield strengths and elongations showing their dependence on the processing conditions studied.

の焼入れ性データ<sup>2)</sup>によれば、25 mm から 100 mm 厚さになると、耐力、引張強さがともに約 16 kgf/mm<sup>2</sup> 低下している。

次に、室温引張性質におよぼす製造条件を総合的に考える。耐力と伸びとの関係で全実験点をプロットしたのが Fig. 5 である。同一処理材に 3 点プロットがあるが、耐力が高い順に角棒の表層部、1/4 厚み、1/2 厚みの位置での値である。ここで今、引張性質の要求条件の一つとして AMS 仕様書を採用する。Ti-17 鋳塊材についての AMS 仕様は未発行であるので、粉末冶金材ではあるが同じ Ti-17 のガスタービンエンジン等の回転体用鍛造ビレットについての AMS 4995 を要求条件と考える。これによれば、耐力 107.6~121.6 kgf/mm<sup>2</sup>、引張強さ 114.6~128.6 kgf/mm<sup>2</sup>、伸び 5% 以上、絞り 10% 以上である。既述の引張強度についての GE 開発目標値は上記強度範囲のほぼ中間値である。この AMS 要求条件は、Fig. 5 中に点線で示す。まず、等軸組織材について要求耐力範囲を満足する溶体化、時効温度を検討する。時効温度 593°C では、1 回および 2 重溶体化の場合も含めて実験したすべての溶体化温度で表層部、場合によっては 1/4 厚み部まで耐力上限値を越える。時効温度を上げ 649°C とすると、実験した溶体化温度 810°C では角棒中心部が耐力下限値を下まわる。HT 1, 4, 5 と 2 から、耐力要求値を満足する熱処理条件は、溶体化温は、1 回溶体化のときは 810°C、2 回溶体化のときには 1 回目 837°C、2 回目 810°C とし、時効温度は 593°C と 649°C の間にあるといえる。この時効温度範囲内で耐力が直線的に変化する<sup>3)</sup>とすれば上記のほぼ中間が適切な時効温度である。溶体化温度が最も

高く最も高強度である HT 3 の溶体化温度 837°C のときの最適時効温度選定についてはさらに実験して決める必要がある。HT 4, 5 の 2 重溶体化の場合と HT 1 の 1 回溶体化の場合の強度を比較する。時効温度が同じであれば、2 重溶体化しても強度は 2 回目の溶体化温度で決まるとすると状態図的には考えやすいが、本実験では 2 重溶体化の方が強度が若干低下している。マイクロ組織が強度に影響をおよぼしているのか、その他  $\alpha/\beta$  界面の微細構造などの要因によるものかその理由は明らかではない。しかし、2 重溶体化しても強度低下はわずかであるので、2 回目の溶体化温度が強度を決めると考えてもよいものとする。針状組織についていえば、本実験熱処理条件で耐力要求値をほぼ満たす。しかし、同一熱処理されても、針状組織材の耐力は等軸組織材のそれより低く、引張強さにはあまり差がないので、後述するように加工率の検討も含め、針状組織材の熱処理条件を選定する必要がある。次に、伸びについてであるが、実験によつて確かめる必要はあるが、Fig. 5 から、強度を下げれば延性が高くなるので、等軸組織材では、上述の耐力を決めるための熱処理条件を採用すれば伸びも満足される可能性は十分考えられる。耐力と伸びとの関係のみならず、耐力、引張強さ、および伸び、絞りなどの他の強度-延性関係についても検討したが上記結論は変わらなかった。なお、本実験では溶体化時間および時効時間は Table 1 に示したようにすべて一定に設定した。なお、溶体化温度をかなり大きく変えた場合には、強度と延性を制御するための時効条件を別途実験によつて決める必要があるが、本実験では高強度が得られるかなり高い溶体化温度で実験しているので、必要な延性が確保で

きるかぎり、高強度を指向する本材の実験としては妥当なものであると考える。

破壊靱性特性について述べる。near  $\beta$  合金は、高強度であるということに加えて、破壊靱性値が優れているということが重要な特性として課せられる。等軸組織材で最も優れた破壊靱性値は、加工率 50% で 2 重溶体化材の  $197 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  と、加工率 70% で時効温度を上げ強度を下げたものについての  $191 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  であった。破壊靱性値を高める主要因子は、加工率を下げる、2 重溶体化すること、時効温度を上げ強度を下げることであった。いま、高い破壊靱性値が得られる製造条件を検討する。上記の破壊靱性値  $197 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  を示した材料は若干高強度であるので、時効温度を上げ強度を下げたとき達成される値を推定する。材料と溶体化条件が与えられたとき、時効温度を変えて強度を変化させた場合、耐力と破壊靱性値は比較的狭い耐力の変化に対して直線関係となる<sup>1)</sup>。Fig. 2 を参考にして、加工率 70% で時効温度を変えた HT 1 と 2 を結ぶ線に対して、加工率 50% で 2 重溶体化した HT 4 を通る線が平行に位置するとすれば、時効温度を上げた HT 2 の耐力に対応する破壊靱性値は約  $300 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  となる。ここで、加工率が破壊靱性値に大きく影響するという点を強調しておきたい。熱処理のみによって破壊靱性値を制御する実験はあるが、仕上げ加工率の影響について検討された例は少なく、Ti-17 材については必ずしも今まで本チタン材の破壊靱性値開発目標は達成されていない<sup>1)</sup>。なお、針状組織材では優れた破壊靱性値が得られたが、既述のごとく本実験範囲内では延性の異方性に問題が残っているため将来の検討を要する。

今回得られたすべての破壊靱性値を他のいくつかのチタン合金についての破壊靱性値データ<sup>3)</sup>の上にプロットしたのが Fig. 6 である。本 Ti-17 は、適切な条件で製造すれば、破壊靱性が優れた near  $\beta$  合金 Ti-10-2-3、さらには  $\beta$  合金と同等であつて優れている。

本材と他の高強度材 Ti-10-2-3<sup>4)</sup>、および若干低強度ではあるが多用される Ti-6-4<sup>4)</sup> との疲労強度を比較したのが既出の Fig. 3 である。本 Ti-17 の疲労強度は加工率が低いと若干低下することは既述したが、加工率の影響は破壊靱性値が受けるほど敏感ではない。Ti-17 の引張性質は Fig. 1 に示されているが、Fig. 3 中の Ti-10-2-3 の番号④、⑥は、 $\alpha + \beta$  域で 70% 仕上げ加工し熱処理した等軸組織材であり、引張強さはそれぞれ  $134$  および  $117 \text{ kgf/mm}^2$  であり、延性も Ti-17 材にはほぼ等しい。両チタン材とも繰返し数  $10^7$  回疲労強度に

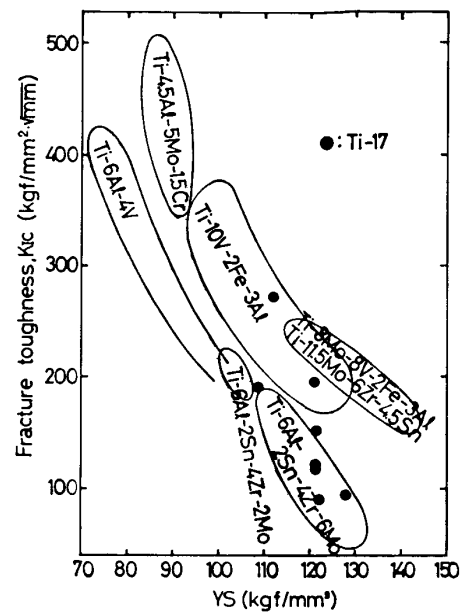


Fig. 6. Comparison of fracture toughness values of Ti-17 with those of other titanium alloys.

対する引張強さの比は同等であり、ともに疲労強度が優れている。しかし、Ti-10-2-3の方が疲労曲線の傾きが小さく、低寿命側では Ti-17の方が優れている。代表的チタン材 Ti-6-4の疲労曲線も示したが、上記二つの高強度チタン材に比べて疲労強度はかなり低い。なお、既述のごとく Ti-17の引張性質を調整するために提案した熱処理条件を採ると若干軟くなるので、硬度低下にともなう疲労強度の多少の低下は予想される。

繰返し荷重が作用する航空機部品等にとっては平滑材疲労強度特性のみならず、疲労き裂成長特性も重要な材料評価項目である。繰返し荷重により疲労き裂が発生した場合、疲労き裂成長速度が遅く、急速破断に至るまでの荷重繰返し数が多いことが望ましい。本 Ti-17 材の結果も含めて、他の高強度材 Ti-10-2-3<sup>4)</sup>、Ti-6-2-4-6<sup>6)</sup> やその他 Ti-6-4<sup>4)</sup> の疲労き裂成長特性を同一図に示したのが Fig. 4 である。Ti-10-2-3 は、平滑材疲労試験した Fig. 3 中の番号④と同一材である。Ti-6-2-4-6 は、 $\alpha + \beta$  域で 70% 加工後熱処理した等軸組織材と、 $\alpha + \beta$  域で同様に仕上げ加工後  $\beta$  域で溶体化し等軸組織材と同一温度で時効した針状組織材である。前者および後者の引張強さは、それぞれ  $129$  および  $125 \text{ kgf/mm}^2$  であり、他の 2 種類の高強度チタン材と強度はほぼ等しい。  $da/dN - \Delta K$  の両対数図で疲労き裂成長速度が直線近似できる領域では、これら 3 種類の高強度チタン合金の疲労き裂成長速度は組織の影響は受けるが、大きな差はなく、比較的狭い帯の中に収まるといえる。その帯は、多くのデータについて整理した Ti-6-4 の疲労き裂成長

速度の上限に位置する。なお、Ti-6-4 の場合、データの帯の上限は高強度に熱処理された等軸組織、下限は針状組織材が位置する傾向にある。わずかの  $\Delta K$  の増加によつて疲労き裂が急速成長し、急に破断に導かれる領域に着目する。疲労き裂を急速成長させる  $\Delta K$  値が破壊靱性値に比例するか否かは速断できないが、本 Ti-17 についてみれば、破壊靱性値が高いほどこの  $\Delta K$  値が高い傾向にある。もし疲労き裂を急速成長させる  $\Delta K$  値が破壊靱性値に比例するとすれば、破壊靱性を向上させる製造条件を採ることが有効な手段となる。破壊靱性について既述したように、適切な製造条件を採ればさらに向上した破壊靱性が得られる可能性があることを指摘したが、本 Ti-17 材の破壊靱性を向上させ、疲労き裂成長の急速成長域をより低強度である Ti-6-4 と同程度近くまで改善する可能性を追求することは次の仕事である。

## 5. 結 論

Ti-17 の比較的大型の健全鑄塊を溶製し、鍛造、熱処理条件と組織、機械的性質について実験し、次のような結論を得た。

(1) まず、等軸  $\alpha$  組織材について、仕上加工率としては、とくに延性、また平滑材疲労強度の面からは高いほど好ましいが、破壊靱性の面からは低いほうがよい。加工率と各種機械的性質について総合判断すると破

壊靱性を上げる方が好ましい。疲労き裂成長特性も改善される可能性がある。

(2) 溶体化法としては、破壊靱性を向上させる 2 重溶体化法が好ましい。溶体化温度としては高温度を採用し、時効温度で強度を調整することを提案した。

(3) Ti-17 は、他の高強度チタン合金 Ti-6-2-4-6 や Ti-10-2-3 と同等あるいはそれ以上の各種機械的性質を有することが評価できた。

(4)  $\beta$  域加工した針状組織材で最も高い破壊靱性値が得られたが、引張方向による延性低下の問題があった。鍛造加工率と延性についてさらに実験を行う必要がある。

おわりに、破壊靱性破面観察に御協力された当社、材料研究所大山英人氏に感謝いたします。

## 文 献

- 1) T. K. REDDEN: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. BOYER and H. W. ROSENBERG (1984), p. 239 [Metall. Soc. AIME]
- 2) O. BERTEA: Titanium and Its Alloys, ed. by H. D. KESSLER (1968) [ASM]
- 3) G. W. MEETHAM: Titanium and Superalloys Conf., New York (1982) Oct.
- 4) 松本年男: 未発表
- 5) S. FUJISHIRO and T. MATSUMOTO: AIME Fall Meeting, Louisville, KY (1981)
- 6) 草道英武, 松本年男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1215