

© 1990 ISIJ

## 論 文

Ti-10V-2Fe-3Al 合金の力学的性質に  
およぼす加工熱処理条件の影響本田弘之\*・新家光雄\*<sup>2</sup>・小林俊郎\*<sup>2</sup>・村岡義章\*<sup>3</sup>Effect of Thermomechanical Treatment Conditions on Mechanical  
Properties of Ti-10V-2Fe-3Al Alloys

Hiroyuki HONDA, Mitsuo NIINOMI, Toshiro KOBAYASHI and Yoshiaki MURAOKA

## Synopsis :

We examined Near  $\beta$  type Ti-10V-2Fe-3Al alloys applied to newly proposed thermomechanical treatment. Tensile tests, Charpy impact tests and dynamic fracture toughness tests were carried out on these treated specimens in order to compare their mechanical properties and toughness with those of typical STA treated (1 033 K, 1 h, WQ + 783 K, 8 h, AC) specimens. Alloys conducted with new thermomechanical treatment of 973 K, 1 h, WQ + 75% C.R + 1 033 K, 5 s, WQ + 783 K, 8 h, AC exhibited greater strength and toughness compared with typical STA treated alloys. Toughness of the former, in particular, was considerably greater than that of the latter. Dynamic fracture toughness and dynamic tearing modulus of thermomechanical treated alloys increased considerably with increasing solution treatment temperature after cold rolling of 75% compared with those of typical STA treated alloys.

This increase in toughness was considered to be caused by micro cracking near the crack tip, tortuosity of main crack and formation of secondary cracks. Eventually, newly proposed thermomechanical treatment in this study was found to be effective for improving the toughness of Ti-10V-2Fe-3Al alloys.

**Key words :** Ti-10V-2Fe-3Al alloys; thermomechanical treatment; cold rolling; solution treatment and aging; fracture toughness; tearing modulus; micro crack; stretched zone; secondary crack.

## 1. 緒 言

主にアメリカ合衆国で、航空宇宙機器の高性能化、信頼性の向上、燃費の向上を背景として、製産コストの維持さらには削減を目指して組織的に  $\beta$  型チタン合金の研究開発が行われた<sup>1)</sup>。この中でも、特に  $\beta$  型チタン合金への関心をより高めた合金の一つとして、Ti-10V-2Fe-3Al 合金を挙げることができる。この合金は、高強度および高靱性を示す Near  $\beta$  型チタン合金である。本合金は、鍛造性が良好なことから、Ti-6Al-4V 合金に替わる航空機用鍛造部材として期待され、恒温鍛造に関する研究が精力的に進められている<sup>2)3)</sup>。また、 $\alpha + \beta$  型チタン合金に比べ冷間圧延性に優れている<sup>4)</sup> ことから、冷間圧延と熱処理とを組み合わせた加工熱処理による組織制御により機械的性質の向上を図ることが可能な合金であると考えられる。しかし、本合金は、鉄系合金、高強度アルミニウム合金あるいは  $\alpha + \beta$  型チタン合金

の各鍛造品に代わるべきチタン合金として開発された合金<sup>5)</sup> であるため冷間圧延に関する研究はほとんど行われていない。そこで、本研究では Ti-10V-2Fe-3Al 合金について、筆者らの考案した冷間圧延と熱処理とを駆使した加工熱処理法を施した後、組織観察、引張試験、計装化シャルピー衝撃試験および動的破壊靱性試験を行い、従来からの代表的な溶体化時効処理材と組織および力学的性質について比較検討した。

## 2. 実 験 方 法

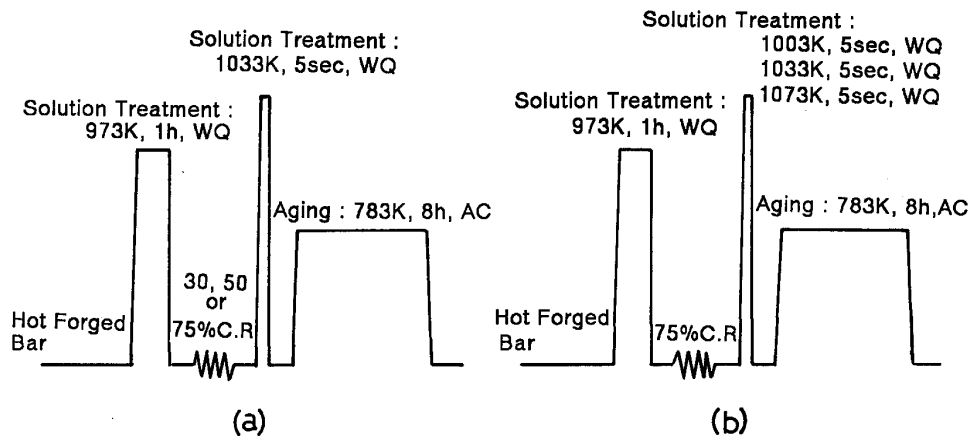
## 2.1 供試材および加工熱処理条件

供試材には、Ti-10V-2Fe-3Al 合金熱間鍛造丸棒 (直径 ( $\phi$ ): 110 mm, 長さ ( $l$ ): 485 mm, 化学組成 (mass%); V: 10.12, Fe: 2.01, Al: 3.03, C: 0.01, N: 0.008, O: 0.098) を用いた。この供試材より、長さ方向が丸棒の長さ方向と一致するように、(厚さ ( $t$ ): 16 mm, 幅 ( $w$ ): 17 mm, 長さ ( $l$ ): 60 mm) の冷間圧延用試料を

平成元年 9 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 3 月 2 日受付 (Received Mar. 2, 1990)

\* 豊橋技術科学大学大学院 (Graduate School, Toyohashi University of Technology)

\*<sup>2</sup> 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tenpaku-cho Toyohashi 440)\*<sup>3</sup> 住友金属工業(株)チタン技術部 (Titanium Division, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)



(a) Cold rolling reduction ratio changed between 30 and 75%  
 (b) Solution treatment temperature changed between 1003 and 1073K

Fig. 1. Schematic diagrams of thermomechanical treatment processes.

取し、以下の加工熱処理を施した。

加工熱処理条件を Fig. 1 に示す。まず冷間圧延率の影響を調べるために、溶体化処理 (973 K, 1 h, WQ) 後の冷間圧延率を 30, 50 および 75% と変化させ、その後短時間の溶体化処理 (1033 K, 5 s, WQ) を行い、次いで時効処理 (783 K, 8 h, AC) を施した (Fig. 1(a))。一方、冷間圧延後の溶体化処理温度の影響を調べるために、溶体化処理 (973 K, 1 h, WQ) 後の冷間圧延率を 75% と一定にし、短時間 (5 s) の溶体化処理温度を 1003, 1033 および 1073 K と変化させて、時効処理 (783 K, 8 h, AC) を行った (Fig. 1(b))。本研究で行った加工熱処理法適用材との比較材としては、本合金の代表的な溶体化時効処理条件である、1033 K, 1 h, WQ + 783 K, 8 h, AC を適用した材料を用意した。

上記いずれの熱処理も真空中で行った。その場合、WQ は、真空炉中より試料をすばやく取り出し、大気中の水中へ急冷する操作で行った。なお、本合金の  $\beta$  トランザスは、約 1063 K である。

## 2.2 組織観察

各熱処理後の材料の組織観察は、走査型電子顕微鏡 (SEM: 日立製作所製 X650) および透過型電子顕微鏡 (TEM: 日立製作所製 H800) により行った。SEM による組織観察は、研磨および腐食した試料につき行った。TEM 観察は、Twin-jet 法により作製した薄膜につき行った。

## 2.3 試験片および試験方法

加工熱処理後の試料より、引張方向が圧延方向と一致するように、標点間距離: 20 mm, 平行部幅: 3 mm, 平行部厚さ: 1.5 mm の引張試験片を、長さ方向が圧延方向と平行になるように ( $t: 3$  mm,  $w: 10$  mm,  $l: 55$  mm)

の動的破壊靱性測定用 3 点曲げ試験片ならびに ( $t: 2$  mm,  $w: 5$  mm,  $l: 55$  mm) の V ノッチシャルピー衝撃試験片をおのおの機械加工した。また、加工熱処理法適用材との比較のための代表的な溶体化時効処理材 (以後、標準 STA 材) の試験片についても同様に、試験片の長さ方向が供試熱間鍛造丸棒の長さ方向と一致するように機械加工した後、前述の熱処理を施した。

引張試験は、インストロン型引張試験機により、クロスヘッド速度  $8.3 \times 10^{-6}$  m/s にて行った。

計装化シャルピー衝撃試験には、容量 14.7 J の計装化シャルピー衝撃試験機を用い、衝撃速度 3.09 m/s にて行った。計装化シャルピー衝撃試験で得られる、荷重-変位曲線から演算装置により、全吸収エネルギー ( $E_t$ )、公称き裂発生エネルギー ( $E_i$ )、公称き裂伝播エネルギー ( $E_p$ ) および動的最大荷重 ( $P_m$ ) を評価した<sup>6)</sup>。

動的破壊靱性試験片には、ASTM E813<sup>7)</sup> に準拠して疲労予き裂を  $a_0/W = 0.6$  ( $a_0$ : 初期き裂長さ,  $W$ : 試験片幅) になるよう導入した。この試験片を用いて、最近筆者らの一人が開発した CAI システム (Computer Aided Instrumented Charpy Impact Testing System)<sup>8)</sup> により負荷速度 4.28 m/s で動的破壊靱性試験を行った。その後、動的破壊靱性値 ( $J_d$ ) および動的テアリングモジュラス (動的き裂進展抵抗靱性:  $T_{mat}^{(d)}$ ) を評価した。

## 2.4 破面横断面および破面観察

各破断試験片の破面横断面を研磨および腐食した後、光学顕微鏡観察および SEM による観察を行った。各破断試験片の破面観察および動的破壊靱性試験後の試験片のストレッチゾーン内全域のマイクロクラックの数の測定には、SEM を用いた。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 機械的性質および靱性におよぼす冷間圧延率の影響

標準 STA 材では、等軸状の初析  $\alpha$  相が析出し、再結晶した  $\beta$  粒内に時効析出  $\alpha$  相が析出したマイクロ組織であった。Fig. 1(a)の加工熱処理適用材では、冷間圧延率が增大するにつれて初析  $\alpha$  相が圧延方向に引き延ばされ針状の形態を呈していた。冷間圧延率 30% では、再結晶した  $\beta$  粒内に、冷間圧延率 50 および 75% では、未再結晶  $\beta$  粒内に、時効析出  $\alpha$  相が析出しているのが観察された。

機械的性質におよぼす本加工熱処理中の冷間圧延率の影響を調べたところ、標準 STA 材に比べ、冷間圧延率 30 および 50% の材料では 0.2% 耐力 ( $\sigma_y$ ) および引張強さ ( $\sigma_B$ ) が減少するが、冷間圧延率 75% の材料では  $\sigma_y$  および  $\sigma_B$  ともに増大するのが認められた。その場合、 $\sigma_y$  は 1.22 GPa、 $\sigma_B$  は 1.32 GPa で、後述する伸びは 10% であった。伸び ( $El$ ) および絞り ( $RA$ ) は、冷間圧延率が增大するにつれて増大する傾向が認められた。特に、 $RA$  は、標準 STA 材に比べ大きく増大するのが認められた。

引張試験後の試験片の破面の観察結果は次のようであった。すなわち標準 STA 材の破面では、ディンプルの寸法が大きく、かつ不均一で、へき開したと思われる平坦な部分を含んでいるのが観察された。一方、冷間圧延率が增大するにつれ、代表的な溶体化時効処理材に比べて、ディンプルがより微細となり、その寸法も均一になってゆくの観察された。また、ディンプルの深さも深くなっていた。このことは、冷間圧延率が增大するにつれ、標準 STA 材に比べて、 $El$  および  $RA$  が増大したことに対応していると考えられた。

Fig. 2 に、各計装化シャルピー衝撃特性値におよぼす加工熱処理中の冷間圧延率の影響を示す。冷間圧延率が增大するにつれて、標準 STA 材に比べ、公称き裂発生エネルギー ( $E_i$ )、公称き裂伝播エネルギー ( $E_p$ ) および全吸収エネルギー ( $E_t$ ) が増大しているのが認められる。特に、 $E_p$  および  $E_t$  は、標準 STA 材に比べ大きく増大しているのが認められる。この場合、冷間圧延に伴う  $E_i$  の増加率に比べ  $E_p$  の増加率の方が著しく大きいことから、冷間圧延による  $E_t$  の増大傾向は主に  $E_p$  の増大によっていることがわかる。冷間圧延率の増加に伴う  $E_i$  および  $E_p$  値の増加は、それほど大きくなく、両者の増加率にも大差はない。動的最大荷重 ( $P_m$ ) は、冷間圧延率 30 および 50% では、標準 STA 材に

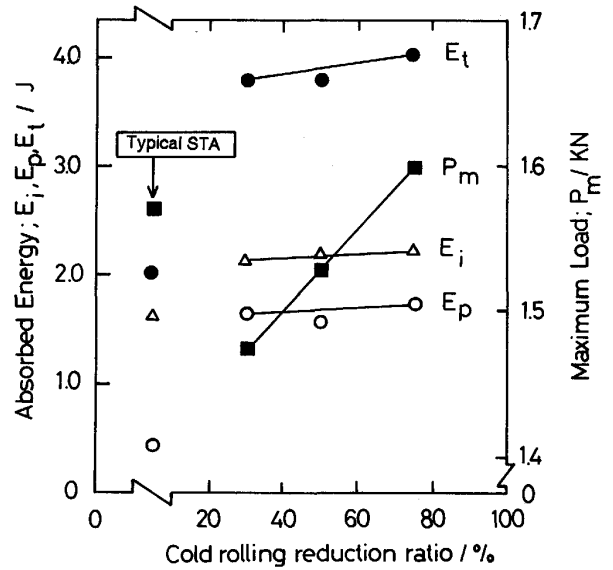


Fig. 2. Effect of cold rolling reduction ratio on Charpy absorbed energy ( $E_i$ ,  $E_p$  and  $E_t$ ) or maximum load ( $P_m$ ).

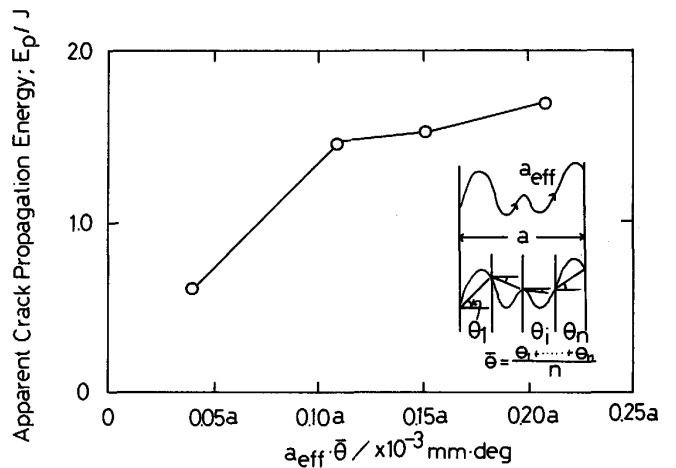


Fig. 3. Relationship between apparent crack propagation energy ( $E_p$ ) and  $a_{eff} \cdot \theta$ .

比べ減少しているが、冷間圧延率 75% では、増大しているのが認められる。

シャルピー衝撃試験後の破面横断面を光学顕微鏡にて観察したところ、標準 STA 材のき裂は、直線的に進展し、一方冷間圧延率が增大するにつれてき裂が、屈曲化してゆくの認められた。

そこで、公称き裂伝播エネルギー ( $E_p$ ) 値および破面粗さの尺度である有効き裂長さと平均偏倚角との積 ( $a_{eff} \cdot \bar{\theta}$ ) との関係<sup>9)</sup> を求め Fig. 3 に示す。有効き裂長さと平均偏倚角との積が増大するにつれて、 $E_p$  値は増大する傾向を示している。したがって、冷間圧延率が增大するにつれ、標準 STA 材に比べて、 $E_p$  が大きく増

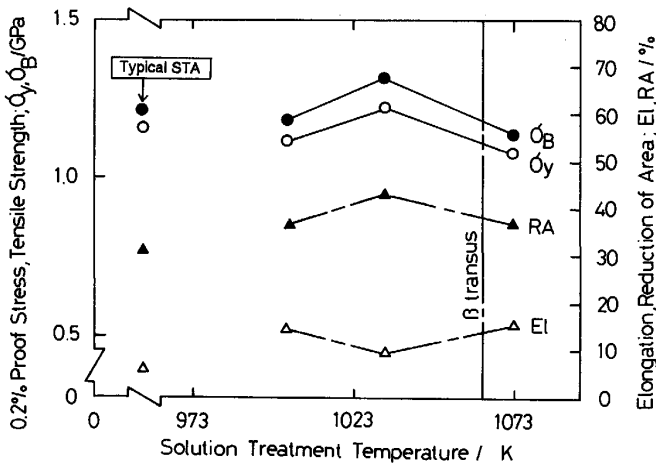


Fig. 4. Effect of solution treatment temperature after cold rolling on mechanical properties.

大したのは、主としてき裂の屈曲化であると考えられる。

### 3.2 機械的性質および靱性におよぼす冷間圧延後の溶体化処理温度の影響

冷間圧延後の溶体化処理温度の影響を検討するときの冷間圧延率は、前述したように冷間圧延率の影響を検討した結果、冷延率が75%の時、標準STA材に比べ強度および靱性がともに向上したことから冷間圧延率を75%とした。

Fig. 1(b)の加工熱処理適用材については、溶体化処理温度が上昇するにつれて針状に延ばされた初析 $\alpha$ 相の幅が狭くなっているのが観察された。また、冷間圧延後の溶体化処理温度が1003および1033Kの場合には未再結晶 $\beta$ 粒内に、1073Kの場合には再結晶 $\beta$ 粒内に時効析出 $\alpha$ 相が析出しているのが観察された。

Fig. 4に、機械的性質におよぼす冷間圧延後の溶体化処理温度の影響を示す。溶体化処理温度が1003および1073Kでは、標準STA材に比べ $\sigma_y$ および $\sigma_B$ が減少しているが、溶体化処理温度が1033Kでは、 $\sigma_y$ および $\sigma_B$ ともに増大しているのが認められる。この場合、 $\sigma_y$ は1.22GPa、 $\sigma_B$ は1.32GPaで、後述する伸びは10%である。EIおよびRAは、代表的な溶体化時効処理材に比べ、いずれの溶体化処理温度でも増大していることが認められる。EIは1073Kで、RAは1033Kで最大値を示している。

引張試験後の試験片の破面を観察したところ、ディンプルの寸法は、本加工熱処理中の溶体化処理温度1033Kで最も小さくなっていた。このことは、この溶体化処理温度で $\sigma_B$ 、 $\sigma_y$ およびRAが最大値をとることと対応していると考えられる。

Fig. 5に、各計装化シャルピー衝撃特性値におよぼ

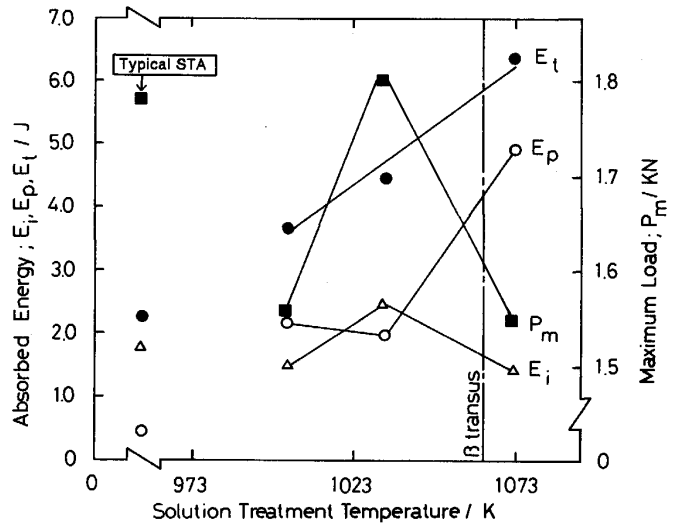


Fig. 5. Effect of solution treatment temperature after cold rolling on Charpy absorbed energy ( $E_i$ ,  $E_p$  and  $E_t$ ) or maximum load ( $P_m$ ).

す冷間圧延後の溶体化処理温度の影響を示す。溶体化処理温度が1003および1073Kでは、標準STA材に比べて $E_i$ が減少しているが、溶体化処理温度が1033Kでは、増大しているのが認められる。 $E_p$ は、溶体化処理温度によらず標準STA材に比べ、大きく増大している。 $E_t$ も溶体化処理温度が増大するにつれて、標準STA材に比べ、大きく増大しているのが認められる。 $P_m$ は、溶体化処理温度が1003および1073Kでは、標準STA材に比べ減少するのが、溶体化処理温度が1033Kでは、増大しているのが認められる。

計装化シャルピー衝撃試験で記録された標準STA材と各加工熱処理適用材の荷重-変位曲線を検討したところ、各荷重-変位曲線の動的最大荷重値( $P_m$ )までの変位は、約2mmであることが認められた。したがって、両材で最大荷重値までの変位が同程度である。また、標準STA材の $P_m$ に比べ溶体化処理温度が1003および1073Kでの $P_m$ は、減少しているのが認められた。このようなことから、溶体化処理温度が、1003および1073Kで、 $E_i$ が標準STA材に比べて減少した原因は、 $P_m$ が減少したためであると考えられる。また、 $E_p$ が大きく増大した理由は、破面粗さの尺度である有効き裂長さ $a_{eff}$ と平均偏倚角 $\bar{\theta}$ との積( $a_{eff} \cdot \bar{\theta}$ )を求めた結果、溶体化処理温度が1003、1033および1073Kの時、それぞれ $0.32a$ 、 $0.22a$ および $0.45a$ と溶体化温度1073Kのとき著しく大きくなること、すなわち破面粗さが増大することを示したので、靱性におよぼす冷間圧延率の影響で示したと同様にき裂の屈曲化が主原因であると考えられる。

Fig. 6 に、動的破壊靱性値 ( $J_d$ ) および動的テアリングモジュラス ( $T_{mat}^{(d)}$ ) におよぼす冷間圧延後の溶体化処理温度の影響を示す。溶体化処理温度が上昇するにつれて、 $J_d$  および  $T_{mat}^{(d)}$  が、標準 STA 材に比べ増大するのが認められる。

Photo. 1 に、代表的な溶体化時効処理適用材および加工熱処理適用材中で、 $J_d$  値と  $T_{mat}^{(d)}$  の最大値を示し

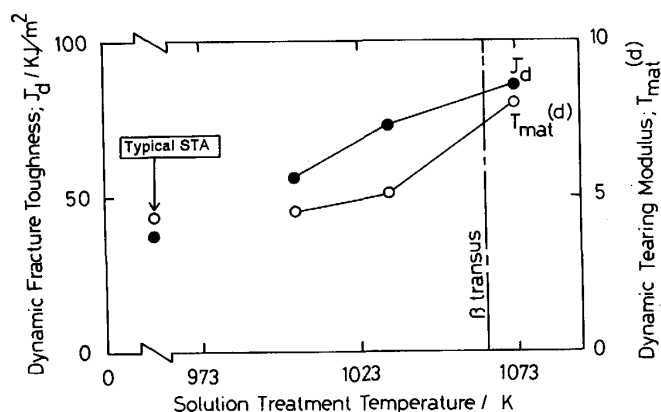
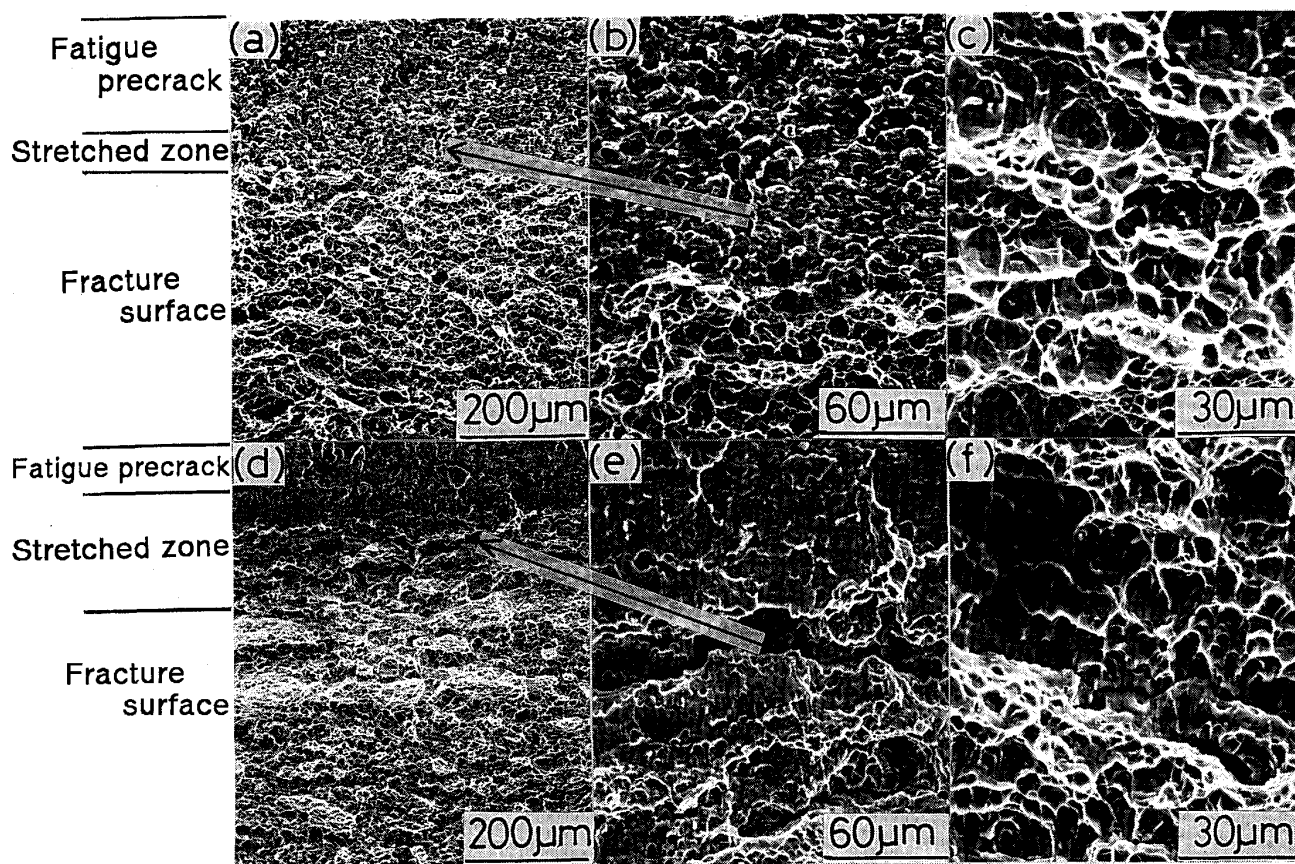


Fig. 6. Effect of solution treatment temperature after cold rolling on  $J_d$  and  $T_{mat}^{(d)}$ .

た冷間圧延後の溶体化処理温度が 1073 K の試料の動的破壊靱性試験後の破面写真を示す。標準 STA 材のストレッチゾーン幅<sup>10)</sup> (Photo. 1(a)) に比べ、冷間圧延後 1073 K で溶体化処理を施した試料のストレッチゾーン幅 (Photo. 1(d)) の方が、広いことが観察される。また、標準 STA 材のストレッチゾーン内 (Photo. 1(b)) には、割れは観察されないが、冷間圧延後 1073 K で溶体化処理を施した試料では、ストレッチゾーン内 (Photo. 1(e)) に微細な割れが観察される。このような、ストレッチゾーン内の微細な割れは、冷間圧延後の溶体化処理温度が 1003 および 1033 K の試料でも観察された。

そこで、Fig. 7 に、標準 STA 材および加工熱処理適用材の  $J_d$  値とストレッチゾーン幅との関係を調べた結果を示す。ストレッチゾーン幅の増加にともない  $J_d$  値が増大することが明らかである。

また、Fig. 8 に、代表的な溶体化時効処理適用材および加工熱処理適用材の  $J_d$  値とストレッチゾーン内の単位面積当たりの微細な割れの数との関係を示す。ストレッチゾーン内の微細な割れの数が増加するにつれて  $J_d$  値が増大するのが明らかである。これらのことから、



(a)(b) Crack initiation region (c) Crack propagation region; 1073K, 1h, WQ+783K, 8h, AC  
(d)(e) Crack initiation region (f) Crack propagation region; 973K, 1h, WQ+75%C.R+1073K, 5s, WQ+783K, 8h, AC

Photo. 1. SEM fractographs of dynamic fracture toughness tested specimens.

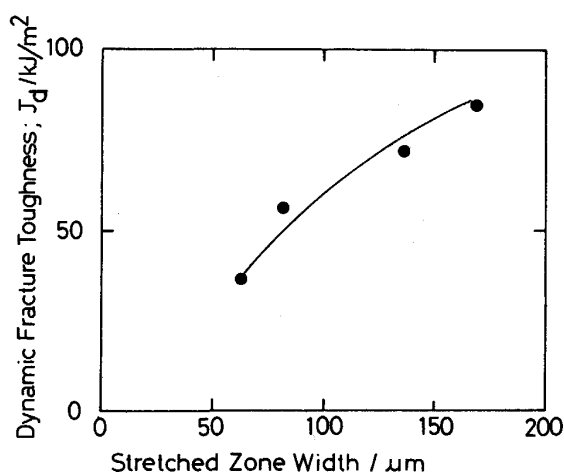


Fig. 7. Relationship between dynamic fracture toughness ( $J_d$ ) and stretched zone width.

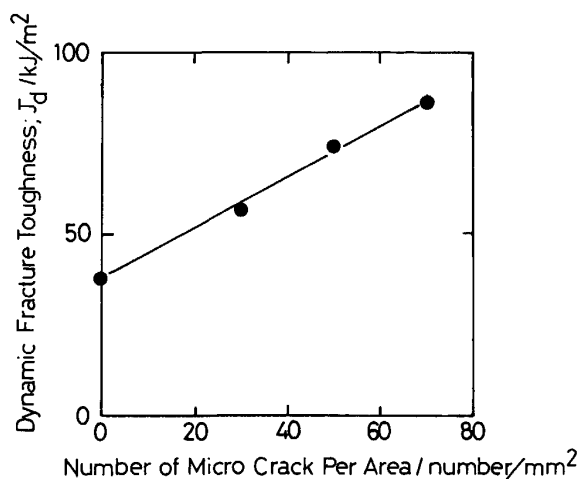
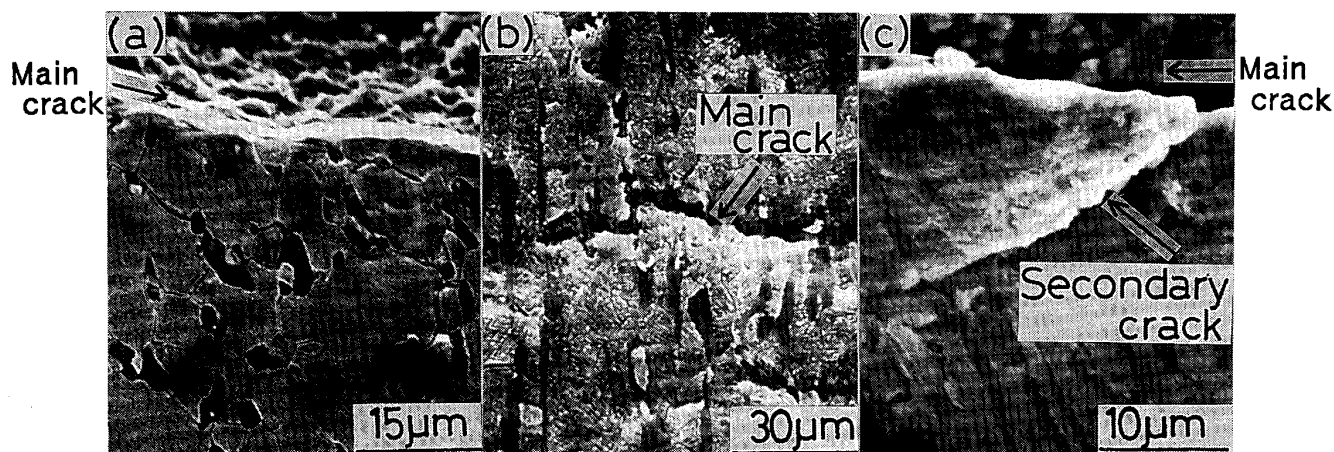


Fig. 8. Relationship between dynamic fracture toughness ( $J_d$ ) and number of micro crack per area in stretched zone.

標準 STA 材に比べ、冷間圧延後、1 003, 1 033 および 1 073 K で溶体化処理を施した試料の  $J_d$  値が大きく増大した原因は、き裂先端の鈍化量がより大きく、かつ鈍化の際に微細な割れが生じ、き裂先端の応力集中が緩和されたためと考えられる。一方、標準 STA 材のき裂伝播域のディンプル (Photo. 1(c)) に比べて、冷間圧延後 1 073 K の溶体化処理を施した試料のき裂伝播域のディンプル (Photo. 1(f)) は、大きく引き裂かれたような形態を呈しており、破面に、後述する 2 次き裂に相当する微細な割れが観察される。このようなき裂伝播域での微細な割れは、冷間圧延後の溶体化処理温度が 1 003 および 1 033 K の試料でも観察された。以上述べたように、加工熱処理適用材のストレッチゾーン内およびき裂伝播域のディンプル内に微細な割れが生じているのが認められた。この微細なき裂の発生点、針状化した初析  $\alpha$  相と  $\beta$  相との界面や  $\beta$  粒の 3 重点<sup>11)</sup> などが考えられるが、微細なき裂発生の詳細な機構については今後の検討課題である。Photo. 2 に、代表的な溶体化時効処理材および冷間圧延後の溶体化処理温度が 1 073 K の試料の動的破壊靱性試験後の破面横断面の SEM 写真を示す。標準 STA 材のき裂は、 $\beta$  粒界および初析  $\alpha$  相界面を通り直線的に進展しているのが観察される (Photo. 2(a))。冷間圧延後 1 073 K で溶体化処理を施した試料のき裂は、冷間圧延により針状化した初析  $\alpha$  相を切断しながら進展し、屈曲化しているのが観察される (Photo. 2(b))。また、主き裂から二次き裂が発生していることも明瞭に観察される (Photo. 2(c))。このような主き裂の屈曲化および二次き裂の生成は、冷間圧延後の溶体化処理温度が 1 003 および 1 033 K の試料でも観察された。



(a) 1033K, 1h, WQ+783K, 8h, AC (b)(c) 973K, 1h, WQ+75%C. R+1073K, 5s, WQ+783K, 8h, AC

Photo. 2. SEM micrographs on cross-section of fracture surface of dynamic fracture toughness tested specimens.

これらのことから、標準 STA 材に比べ、冷間圧延後、1073 K で溶体化処理を施した試料の  $T_{mat}^{(d)}$  が大きく増大した原因は、針状化した初析  $\alpha$  相の切断、き裂の屈曲化<sup>12)</sup> ならびに主き裂から生成した二次き裂の生成であると考えられる。

以上の結果から、本研究で行った加工熱処理法は、本合金の強度および靱性の向上に有効であり、特に靱性向上に有効であることが認められた。

### 3.3 機械的性質および靱性におよぼすマイクロ組織の影響

Fig. 9 に、標準 STA 材および Fig. 1(b) の加工熱処理適用材の  $J_d$  値と初析  $\alpha$  相の平均アスペクト比<sup>13)</sup> ( $\Phi$ ) の関係を示す。平均アスペクト比を求めるときに用いた式を図中に示す。式中の  $l$  は初析  $\alpha$  相の長さ、 $t$  は初析  $\alpha$  相の厚さである。平均アスペクト比が増大するほど  $J_d$  値が増大する傾向が認められる。

Photo. 3 に、標準 STA 材および Fig. 1(a) の加工熱

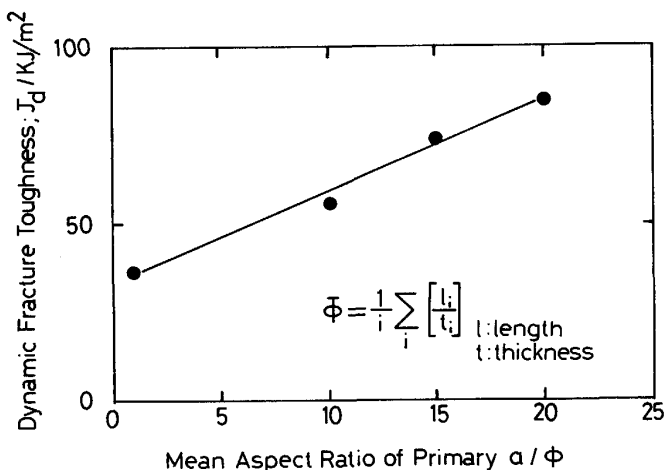


Fig. 9. Relationship between dynamic fracture toughness ( $J_d$ ) and mean aspect ratio of primary  $\alpha$  ( $\Phi$ ).

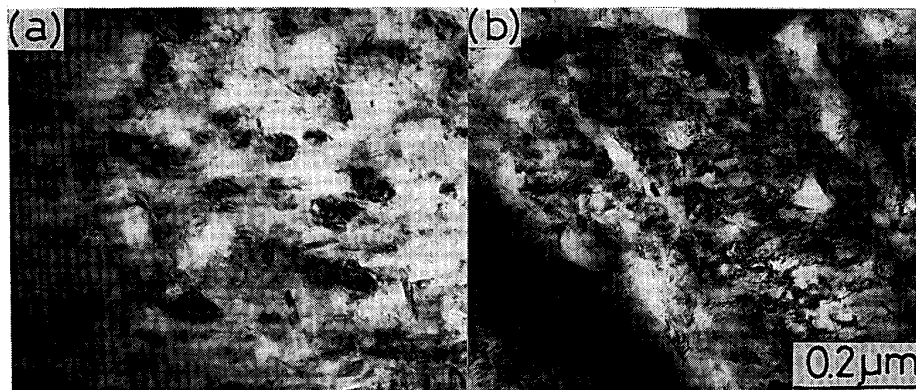
処理適用材のうち、代表的な溶体化時効処理材に比べ、強度、靱性ともに向上した加工熱処理条件 (973 K, 1 h, WQ + 75% C, R + 1033 K, 5 s, WQ + 783 K, 8 h, AC) の組織の TEM 写真を示す。標準 STA 材の時効析出  $\alpha$  相に比べ、均一でかつ微細に析出しているのが観察される。

このことから、冷間圧延後、短時間の溶体化処理を施すことにより  $\beta$  相下部組織を回復組織にし、その後の時効処理で時効析出  $\alpha$  相を均一にかつ微細に析出させることおよび初析  $\alpha$  相の形態を針状にすることで、強度と靱性のバランスに優れた材料が得られたと考えられる。また、 $\alpha + \beta$  型チタン合金では、初析  $\alpha$  相の形態が、等軸のとき、強度と靱性のバランスに優れることが知られている<sup>14)</sup>。しかし、本合金では、初析  $\alpha$  相の形態が、針状のとき強度と靱性のバランスに優れることが認められた。

Photo. 4 に、Fig. 1(b) の加工熱処理適用材で溶体化処理温度が 1003 および 1073 K の場合の組織の TEM 写真を示す。時効析出  $\alpha$  の大きさは、溶体化処理温度の高い方が粗大になっていることが観察される。このことから、溶体化処理温度 1073 および 1003 K の加工熱処理適用材では、標準 STA 材に比べて強度が低下したと考えられる。

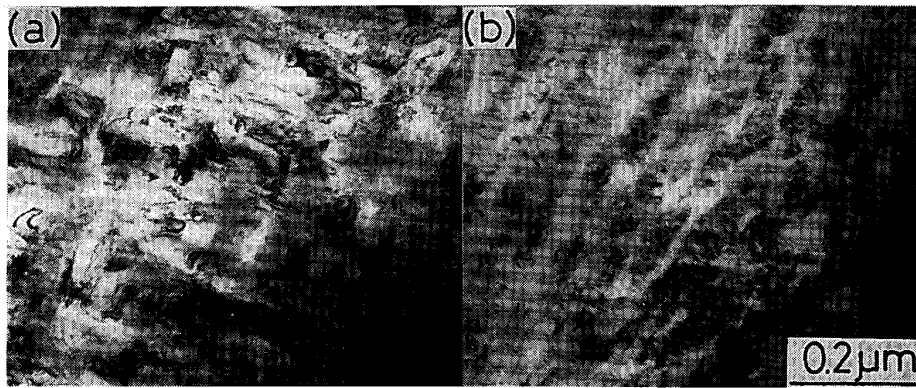
## 4. 結 言

Near  $\beta$  型チタン合金である Ti-10V-2Fe-3Al 合金につき、筆者らの考案した加工熱処理を施す際、加工熱処理中の冷間圧延率および冷間圧延後の溶体化処理温度を変化させた試料を作製し、マイクロ組織観察、引張試験、シャルピー衝撃試験および動的破壊靱性試験により、マイクロ組織、機械的性質および靱性について調査を行った。その後、本合金の標準 STA 材のマイクロ組織、機械的性



(a) 1033K, 1h, WQ+783K, 8h, AC (b) 973K, 1h, WQ+75%C, R+1033K, 5s, WQ+783K, 8h, AC

Photo. 3. TEM micrographs.



(a) 973K, 1h, WQ+75°C. R+1003K, 5s, WQ+783K, 8h, AC  
 (b) 973K, 1h, WQ+75°C. R+1073K, 5s, WQ+783K, 8h, AC

Photo. 4. TEM micrographs.

質および靱性と比較検討し以下の結果を得た。

(1)冷間圧延率が30および50%の加工熱処理適用材では、標準STA材に比べ、引張強さ( $\sigma_B$ )および0.2%耐力( $\sigma_y$ )が減少したが、冷間圧延率が75%での加工熱処理適用材では、増大するのが認められた。

加工熱処理適用材の伸び( $El$ )および絞り( $RA$ )は、冷間圧延率が増大するにつれて、標準STA材に比べ増大するのが認められた。

(2)加工熱処理適用材の公称き裂発生エネルギー( $E_i$ )、公称き裂伝播エネルギー( $E_p$ )および全吸収エネルギー( $E_t$ )は、冷間圧延率が増大するにつれて増大し、標準STA材に比べ、大きいことが認められた。この場合の、 $E_p$ の増大は、主としてき裂の屈曲化によることがわかった。

(3)冷間圧延後の溶体化処理温度が、1073および1003Kの加工熱処理適用材では、標準STA材に比べ、引張強さ( $\sigma_B$ )および0.2%耐力( $\sigma_y$ )が減少したが、その溶体化処理温度が、1033Kの加工熱処理適用材では、増大するのが認められた。加工熱処理適用材の、伸び( $El$ )および絞り( $RA$ )は、標準STA材に比べ、溶体化処理温度によらず増大するのが認められた。

(4)冷間圧延後の各溶体化処理温度にかかわらず、加工熱処理適用材の公称き裂伝播エネルギー( $E_p$ )および全吸収エネルギー( $E_t$ )は、標準STA材に比べ、大きいことがわかった。また、加工熱処理中の冷間圧延後の溶体化処理温度が上昇するにつれて、動的破壊靱性値( $J_d$ )および動的テアリングモジュラス( $T_{mat}^{(d)}$ )が、増大するのが認められた。これは、ストレッチゾーン幅の増大、き裂先端での微細な割れの発生、主き裂の屈曲化および主き裂から生成した二次き裂の発生によるものと考えられた。

(5) $\alpha + \beta$ 型チタン合金では、初析 $\alpha$ 相の形態が等軸状のとき、強度と靱性のバランスに優れることが知られているが、本合金では、初析 $\alpha$ 相の形態が針状のとき強度と靱性とに優れることが認められた。

(6)本研究で行った加工熱処理法は、本合金の強度および靱性の向上に有効であり、特に、靱性向上に有効であることがわかった。

最後に、供試材の御提供および研究遂行に御援助をいただきました住友金属工業株式会社に深く感謝いたします。

## 文 献

- 1) J. A. HALL: The Metallurgy of Light Alloys, ed. by R. J. TAUNT *et al.* (1983), p. 116
- 2) 佐藤恭博, 西口 勝, 岡田 稔: 材料とプロセス, 2 (1989), p. 1308
- 3) 中瀬和夫, 溝口裕明, 佐藤恭博, 木宮章吾, 西口 勝: 材料とプロセス, 1 (1988), p. 1357
- 4) 前田尚志, 岡田 稔, 西川富雄: 鉄と鋼, 71 (1985), S1644
- 5) 丹羽直毅: 金属, 2 (1988), p. 4
- 6) T. KOBAYASHI: Eng. Fract. Mech., 19 (1980), p. 49
- 7) ASTM E813-88, Standard Test Method for  $J_{IC}$ , A Measure of Fracture Toughness
- 8) 小林俊郎: 機械設計, 32 (1988), p. 91
- 9) M. NINOMI, I. INAGAKI and T. KOBAYASHI: Mater. Sci. Technol., 4 (1988)3, p. 803
- 10) 宮田隆司: 破壊強度学 (大路清嗣編) (1985), p. 158 [オーム社]
- 11) G. T. TERLINDE, T. W. DUERING and J. C. WILLIAMS: Metall. Trans. A, 14 (1983), p. 2101
- 12) G. T. TERLINDE, H. J. RATHJEN and K. H. SCHWALBE: Metall. Trans. A, 19 (1988), p. 103
- 13) I. WEISS, F. H. FROES, D. EYLON and G. E. WELSCH: Metall. Trans. A, 17 (1986), p. 1935
- 14) 小林俊郎, 新家光雄: 材料, 36 (1987), p. 831