

各種チタン合金の破壊靱性におよぼす温度と加工誘起変態の影響

小林 俊郎*・新家 光雄*・稲垣 育宏*²

Effects of Strain-induced Transformation and Temperature on Fracture Toughness of Titanium Alloys

Toshiro KOBAYASHI, Mitsuo NIINOMI and Ikuhiro INAGAKI

Synopsis :

It is highly expected that the ductility and toughness of titanium alloys bearing unstable β phase may be developed by the stress relaxation caused by strain-induced transformation. In this study, tensile test, Charpy impact test, static and dynamic fracture toughness tests were carried out at various temperatures on typical titanium alloys bearing unstable β phase. The strain-induced α'' martensitic transformation occurred in the $(\alpha+\beta)$ type Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy and the dynamic fracture toughness of this alloy increased considerably at 223 K. The strain-induced α' martensitic transformation occurred in the $(\alpha+\beta)$ type Ti-6Al-4V alloy, and the static and dynamic fracture toughness increased considerably at 123 and 223 K respectively and strength increased at low test temperatures in this alloy. The mechanical twin occurred in the β type Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alloy and the elongation of this alloy increased considerably at 123 K.

Key words : fracture ; $(\alpha+\beta)$ type titanium alloys ; β type titanium alloys ; unstable β phase ; strain-induced transformation ; martensite ; twin ; fracture toughness ; tearing modulus ; mechanical properties.

1. 緒 言

$(\alpha+\beta)$ および β 型チタン合金は、熱処理等により準安定な β 相を導入した場合、加工歪みが与えられると準安定な β 相が α' (六方晶マルテンサイト), α'' (斜方晶マルテンサイト), ω 相あるいは双晶等に加工誘起変態 (Strain-induced Transformation) することがよく知られている^{1)~3)}。

鋼等では、例えば TRIP 鋼のように意図的にオーステナイトを残留させ、応力が加わったときにオーステナイト→マルテンサイト変態を起こさせることで破壊に対する抵抗を高めるといった強靱化が積極的に取り入れられ、実際に各種の分野で実用化されている⁴⁾。鋳鉄においても、オーステナイトを残留させることで、加工誘起変態による延性の向上に成功している⁵⁾。チタン合金についても、 $\beta \rightarrow \alpha'$, α'' あるいは ω , 双晶等への加工誘起変態現象は、鋼等と同様に靱性あるいは延性の改善をもたらすことが期待される。しかし、これらの現象の機械的性質あるいは疲労強度等への影響に関する一部の報

告⁶⁾を除き、靱性等への影響、特に破壊靱性値におよぼす加工誘起変態の影響についての詳細な研究はほとんどない。

そこで、本研究では $(\alpha+\beta)$ 型チタン合金として Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo および Ti-6Al-4V 合金、さらには β 型チタン合金として Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr および Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr 合金につき、室温で最も多量の β 相が存在するような熱処理を施した後、種々の温度下で、引張試験、シャルピー衝撃試験、静的および動的破壊靱性試験を行い、各合金の機械的性質および靱性におよぼす加工誘起変態の影響について検討した。

2. 実験方法

供試材には、熱間鍛造丸棒の Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6.2.4.6, $(\alpha+\beta)$ 型) および Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (Ti-3.8.6.4.4, β 型) 合金、また熱間圧延板の Ti-6Al-4V (Ti-6.4, $(\alpha+\beta)$ 型) および Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr (Ti-15.3, β 型) 合金を用いた。これらの供試材より、引張方向が丸棒および板材の長さ方向と

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 4 月 18 日受付 (Received Apr. 18, 1988)

* 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka, Tempaku-cho Toyohashi 440)

*² 豊橋技術科学大学 大学院 (現:住友金属工業(株)) (Graduate School, Toyohashi University of Technology, Now Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

平行になるように、 $\phi 4$ mm、標点間距離 20 mm の引張試験片を、試験片の長さ方向が丸棒および板材の長さ方向と平行になるように ($t 10$ mm, $w 10$ mm, $l 55$ mm) の静的および動的破壊靱性測定用 3 点曲げ試験片ならびに ($t 5$ mm, $w 10$ mm, $l 55$ mm) の無溝および V ノッチシャルピー衝撃試験片を機械加工した。これらの Ti-6.2.4.6, Ti-6.4, Ti-15.3 および Ti-3.8.6.4.4 合金の試験片につき、真空中にておのおの 1173, 1088, 1073 および 1073 K で 1 h の溶体化後水冷の熱処理を施した。これらの熱処理により、室温で最も多量に β 相を残留させることができる。熱処理後の組織は、Ti-6.2.4.6 および Ti-6.4 合金では、等軸 α および β 相から成る二相組織、また Ti-15.3 および Ti-3.8.6.4.4 合金では β 一相組織となつている^{7,8)}。

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 8.3×10^{-6} m/s にて行つた。無溝シャルピー衝撃試験については、容量 490 J の計装化シャルピー衝撃試験機を用い、衝撃速度 4.16 m/s にて、V ノッチシャルピー衝撃試験については、容量 98 J の計装化シャルピー衝撃試験機を用い、衝撃速度 3.35 m/s にて行つた。シャルピー衝撃試験後、荷重-変位曲線から演算装置により、全吸収エネルギー (E_i)、公称き裂発生エネルギー (E_s)、公称き裂伝播エネルギー (E_p)、動的降伏荷重 (P_y) および動的最大荷重 (P_m) を評価した⁸⁾。なお、一部の試料については、V ノッチ以外に無溝の場合についてもその値を評価しているが⁹⁾、ここで得られる E_i , E_p 等は、それぞれ塑性拘束度の異なる条件下での定性的なき裂発生抵抗、伝播抵抗を知る尺度を与えるものである。静的および動的破壊靱性試験片には、ASTM E 399 に準拠して疲労予き裂を付加し、 $a_0/W = 0.6$ (a_0 : 初期き裂長さ, W : 試験片幅) とした。静的破壊靱性試験は、負荷速度 8.3×10^{-6} m/s のもとで、直流電位差法により行い、静的破壊靱性値 (J_{Ic}) および静的テアリングモジュラス (静的き裂伝播抵抗靱性: $T_{mat}^{(s)}$) を評価した。一方、動的破壊靱性試験は、最近著者らの一人が開発した CAI システム (Computer Aided Instrumented Charpy Impact Testing System)¹⁰⁾ により行つた。この場合、負荷速度 1.85 m/s のもとで行い、動的破壊靱性値 (J_d) および動的テアリングモジュラス (動的き裂伝播抵抗靱性: $T_{mat}^{(d)}$) を評価した。以上の試験では、試験温度を 77 から 473 K まで種々変化させた。その場合、77 から 273 K まではイソペンタンおよび液体窒素の混合浴中に試験片を浸せきさせて行つた。また、273 から 473 K までは、引張試験の場合電気炉を用い、シャルピー衝撃試験および動的破壊靱性試験

の場合シリコン油中にて試験片を加熱した後行つた。

試験後の試料につき、破面横断面を研磨および腐食した後、光学顕微鏡観察を行つた。また、Twin-jet 法により薄膜を作成した後、透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察を行つた。破面観察には、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。各合金の各相の同定は、X 線回折および電子線回折図形の解析により行つた。

3. 実験結果および考察

3.1 Ti-6.2.4.6 合金の機械的性質および靱性におよぼす加工誘起変態の影響

1173 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-6.2.4.6 合金の、種々の試験温度における機械的性質の変化を Fig. 1 に示す。試験温度の低下に伴い、引張強さ (σ_B) は増大し、伸び (El) および絞り (RA) は減少する傾向にあるが、0.2% 耐力 (σ_y) は 223 K で最小となる特異な傾向が認められる。荷重-変位曲線上には、二段階の加工硬化部が認められ、これは他のチタン合金における加工誘起変態 (本研究では、応力および歪みにより誘起される変態を総称して、加工誘起変態と定義することにする) の現象でもよく見られる¹⁾。そこで、変形後の試料を用いて相を同定したところ、 β 基地中で β 相が α'' (斜方晶マルテンサイト) 相に変態しているのが認められた。この場合の 223 K における引張試験後の試料の TEM 組織を Photo. 1 に示す。鋼等では、加工誘起変態が生じると伸びが著しく増大することが知られている⁴⁾ が、本研究では特に認められない。

そこで、破壊靱性におよぼす加工誘起変態の影響について調査した。Fig. 2 および 3 に、種々の試験温度における J_{Ic} , J_d および $T_{mat}^{(s)}$, $T_{mat}^{(d)}$ の変化についてそれぞれ示す。 J_{Ic} は試験温度の低下に伴い減少するが、 J_d ,

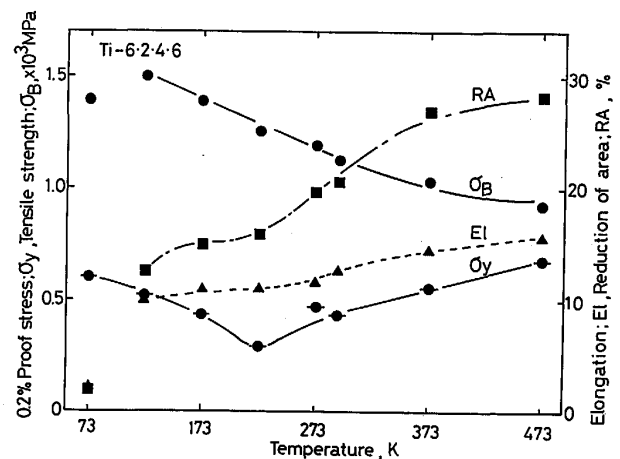


Fig. 1. Relationship between test temperature and σ_y , σ_B , El or RA of as-quenched Ti-6.2.4.6 alloy.

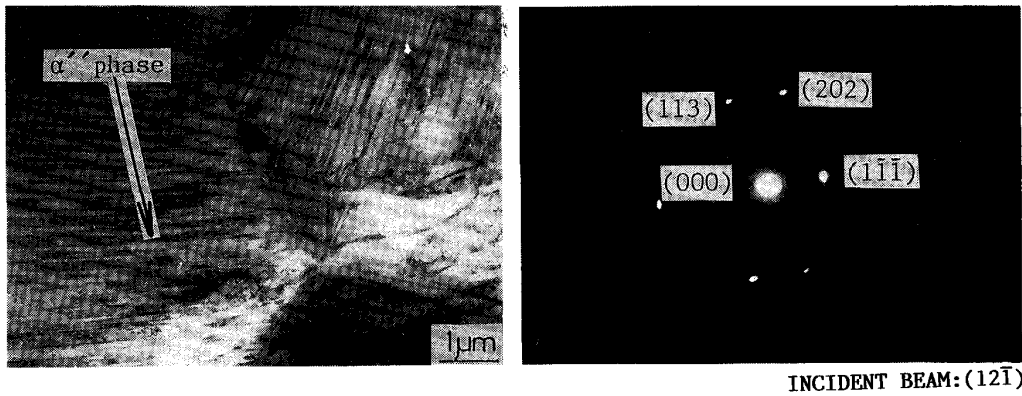


Photo. 1. TEM micrographs indicate strain-induced orthorhombic α'' phase of as-quenched Ti-6.2.4.6 alloy.

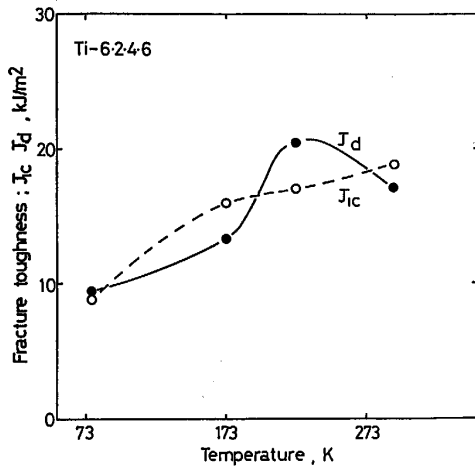


Fig. 2. Relationship between test temperature and J_c or J_d of as-quenched Ti-6.2.4.6 alloy.

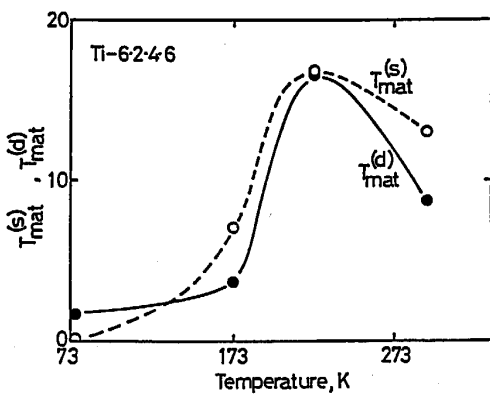


Fig. 3. Relationship between test temperature and $T_{mat}^{(s)}$ or $T_{mat}^{(d)}$ of as-quenched Ti-6.2.4.6 alloy.

$T_{mat}^{(s)}$ および $T_{mat}^{(d)}$ は 223 K で著しく増大する傾向にある。これは、223 K で σ_y が著しく低下したことに対応している。 J_{Ic} については、ピーク値は認められないが、173~223 K 付近における低下が抑制される傾向にあると考えられる。加工誘起変態は、試験温度および歪み速

度に敏感であることがよく知られており¹¹⁾、本合金では動的な場合に有効であったと考えられる。

鋼等においては、一度き裂先端前方に早期に脆硬なマルテンサイトが誘起されると、き裂が伝播する際にはかえって脆化する傾向にあると言われている¹⁾。しかし本研究で、 $T_{mat}^{(s)}$ および $T_{mat}^{(d)}$ は増大しており、脆化の傾向は認められない。これは、ここでのマルテンサイト変態（チタン合金では鋼のように著しい硬化は示さない）が膨張を伴うため、変態誘起によるき裂閉口現象（Crack Closure）¹²⁾ あるいは変態組織の針状化に伴うき裂伝播経路の屈曲化等が生じたためと考えられる。いずれにしても、加工誘起変態は、靱性を向上させるための一つの手段であることが認められた。

293 K における本合金の機械的性質および靱性を、時効材と比較したところ、 σ_y および σ_B は、加工誘起変態を生じる試料（SIT 材）では、時効材（AGE 材）に比べて著しく低下しており、 σ_y では 67% の減少となった。一方、 EL 、破壊歪み (ϵ_f) および J_d は、AGE 材に比べ SIT 材の方が大きく、 EL については 1065% の増加を示した。このように、本合金の SIT 材では、強度が著しく低下し、延性が著しく増大することを考慮すると、従来から加工が困難とされてきた ($\alpha+\beta$) 型チタン合金の冷間加工性の改善に積極的に利用することが考えられる。

3.2 Ti-6.4 合金の機械的性質および靱性におよぼす加工誘起変態の影響

1088 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-6.4 合金の、試験温度に伴う機械的性質の変化を Fig. 4 に示す。本合金の場合、Ti-6.2.4.6 合金で見られた σ_y の大きな低下は認められず低温域における RA および EL の減少が抑えられる傾向が認められる。TEM により 223 K における引張試験後の組織を観察してみると、Photo. 2 に

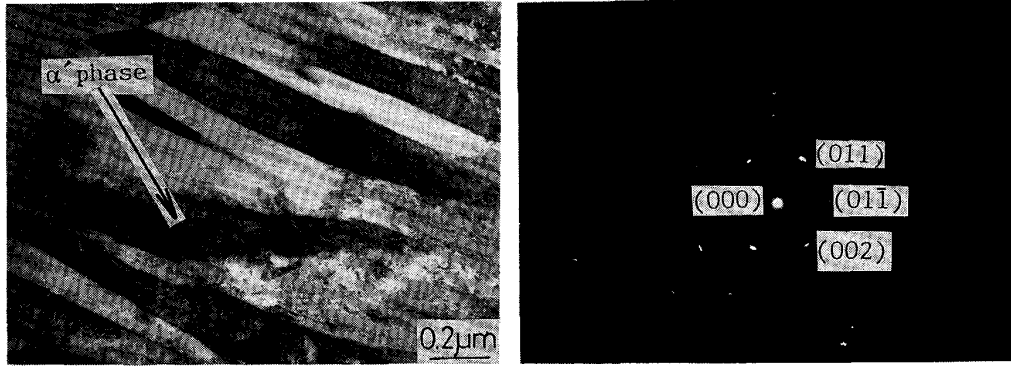


Photo. 2. TEM micrographs indicate strain-induced hexagonal α' phase of as-quenched Ti-6.4 alloy.

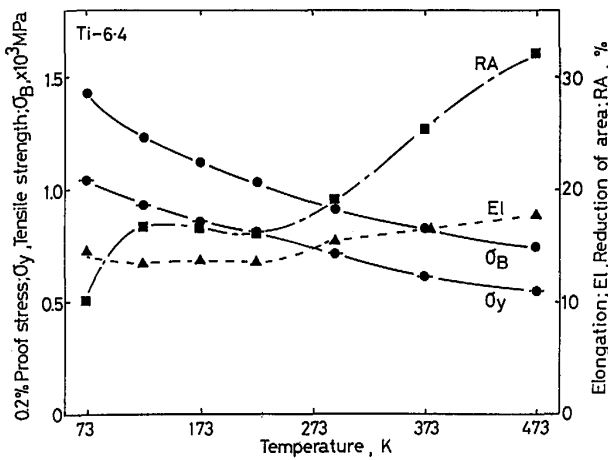


Fig. 4. Relationship between test temperature and σ_y , σ_B , El or RA of as-quenched Ti-6.4 alloy.

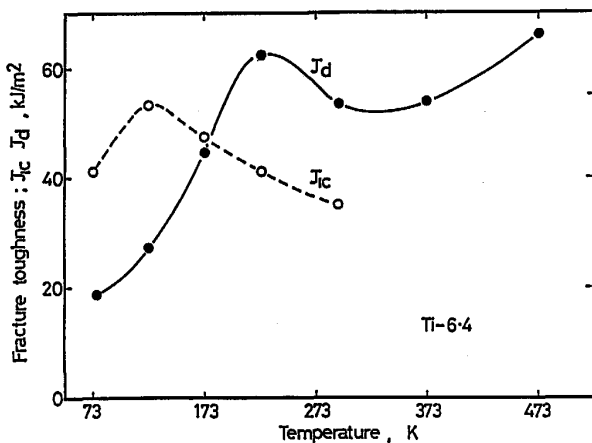


Fig. 5. Relationship between test temperature and J_{Ic} or J_d of as-quenched Ti-6.4 alloy.

示すように β 基地中で β 相が、 α' (六方晶マルテンサイト) 相に加工誘起変態しているのが認められた。

Fig. 5 および 6 に、種々の試験温度における J_{Ic} , J_d および $T_{mat}^{(s)}$, $T_{mat}^{(d)}$ の変化についてそれぞれ示す。

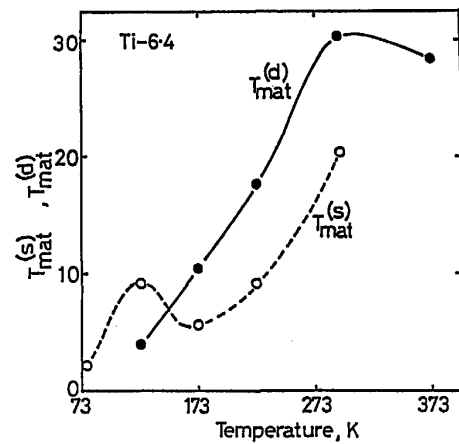


Fig. 6. Relationship between test temperature and $T_{mat}^{(s)}$ or $T_{mat}^{(d)}$ of as-quenched Ti-6.4 alloy.

J_{Ic} は 123 K で、 J_d は 223 K で著しく上昇する傾向が認められる。また $T_{mat}^{(s)}$ は 123 K で、 $T_{mat}^{(d)}$ は 293 K 付近で上昇する傾向にある。そこで強度と破壊靱性のバランスについて検討した。Fig. 7 に 0.2% 耐力 (σ_y) と静的および動的破壊靱性値 (J_{Ic} , J_d) との相関について示す。本合金の場合、77~123 K では J_{Ic} が、また 173~223 K では J_d が σ_y の増大に伴い上昇しており、低温域での優れた特性が認められる。 J_{Ic} および J_d ならびに $T_{mat}^{(s)}$ および $T_{mat}^{(d)}$ では、それらの値が上昇する場合の試験温度に差異が認められるが、これは、試験温度と歪み速度の影響のためと考えられる。すなわち、加工誘起変態が、き裂先端で有効に作用するためには、ある程度のすべりの拘束が必要となってくる。このすべりの拘束は、温度を下げるか、歪み速度を大きくすれば達成されるため、動的試験では、より高温側で、静的試験ではより低温側で破壊靱性値が上昇したものと考えられる。なお、一般にチタン合金の熱伝導率は小さく、き裂先端での温度上昇が起りやすいと考えられるが¹³⁾ この影響については今後の検討課題としたい。

本合金の SIT 材と AGE 材の機械的性質および靱性の比較を行ったところ、例えば 223 K では、SIT 材は AGE 材に比べ、 σ_y および σ_B はおのこの 23 % および 6 % 程度低下するものの、 J_d および $T_{mat}^{(d)}$ がおのこの 50 % および 85 % の増大を示しており、強度の低下が少なく大きな靱性の改善が認められる。以上のことより、今後特に低温における構造部材への適用が期待される。

3.3 Ti-15.3 合金および Ti-3.8.6.4.4 合金の機械的性質と靱性におよぼす加工誘起変態の影響

1 073 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-15.3 合金に

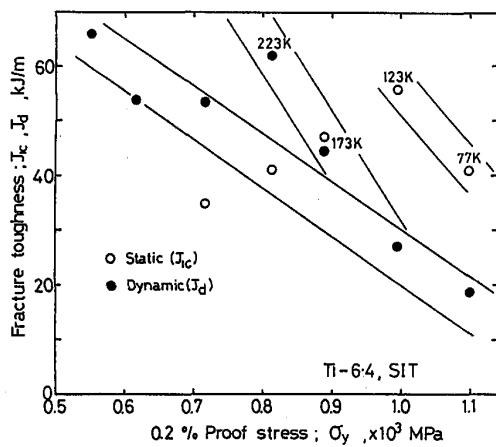


Fig. 7. Relationship between σ_y and J_{Ic} or J_d of as-quenched (SIT) Ti-6.4 alloy.

つき、種々の温度で引張試験を行った結果を Fig. 8 に示す。試験温度の低下に伴い σ_B は上昇し、RA は減少する傾向にあるが、 σ_y は 173 K まで上昇し、その後ほぼ一定となるような傾向が認められる。また、123 K では異常伸びが認められる。そこで各温度における引張破断面の横断面につき、光学顕微鏡観察を行った。その結果を、Photo. 3 に示す。 σ_y がほぼ一定となつた 77~173 K では β 粒内に双晶と思われる変形組織が認められ、異常伸びの認められた 123 K では最も多量に認め

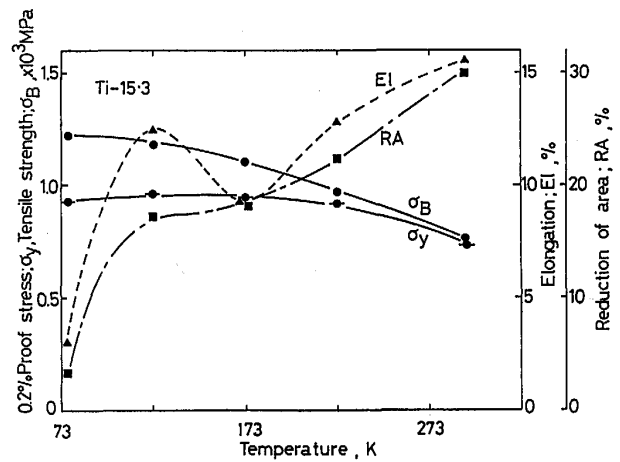


Fig. 8. Relationship between test temperature and σ_y , σ_B , El or RA of as-quenched Ti-15.3 alloy.

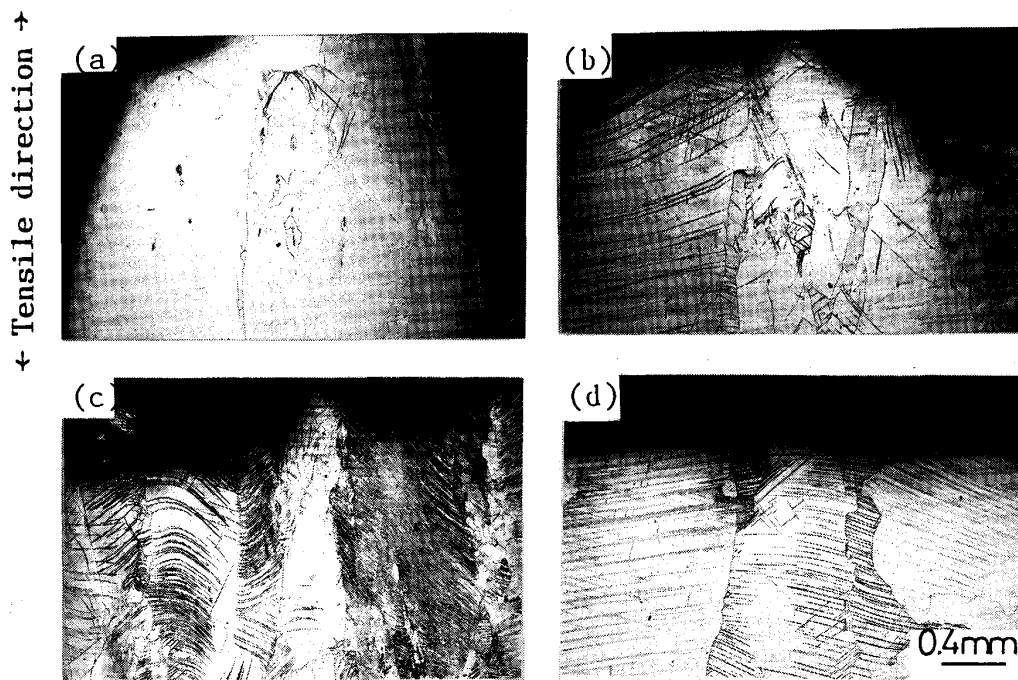


Photo. 3. Optical micrographs of cross sections of as-quenched Ti-15.3 alloy tested at (a) Room Temperature, (b) 173 K, (c) 123 K and (d) 77 K.

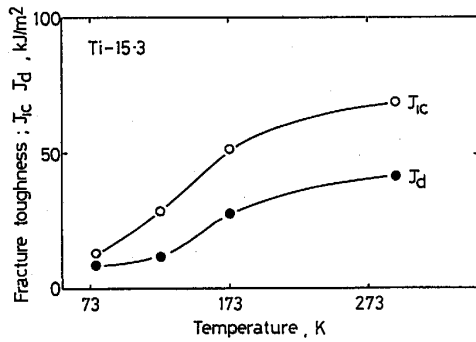


Fig. 9. Relationship between test temperature and J_{Ic} or J_d of as-quenched Ti-15.3 alloy.

られる。X線回折および TEM 組織観察の結果、これらの変形組織が双晶であることが認められた。準安定 β 型チタン合金で、双晶が生じることは、従来からよく知られている現象である¹⁴⁾。特に $\{332\}$ 型双晶形成では同時に伸びも向上し、応力誘起変態の特徴が明瞭に観察されている¹⁴⁾。各温度における引張試験後の破面を SEM により観察した結果、123 K で最も微細かつ均一なディンプルが認められ、伸びが増大したことと一致する。すなわち、123 K では変形初期にある程度すべりが抑制されるためにせん断応力が高まり、それによつて変形双晶を多数生じるが ($\{332\}$ 型双晶と思われるが、その詳細は今後の課題としたい)、その最中に双晶による応力の緩和あるいは他のすべり系の活性化が生じ、延性が増大したものと考えられる。著者らは、従来より鉄鋼でのこのような場合の双晶形成も一種の広義な TRIP 現象として定義している¹⁵⁾¹⁶⁾。ここでもその定義に従い以下の議論を行うこととする。

本合金についても、静的および動的破壊靱性試験を各温度で行った。その結果を Fig. 9 に示す。Ti-6.2.4.6 および Ti-6.4 合金では、ある試験温度下で、加工誘起変態により破壊靱性値が上昇する傾向が認められたが、Ti-15.3 合金の場合 J_{Ic} および J_d ともに試験温度の低下に伴い単調に減少しており、破壊靱性の改善は認められない。そこで、無溝および V ノッチシャルピー衝撃試験を行った。Fig. 10 および 11 にそれぞれ、種々の温度における無溝シャルピー衝撃試験および V ノッチシャルピー衝撃試験の結果を示す。Fig. 11 の無溝シャルピー衝撃試験では、試験温度の低下に伴い、動的降伏荷重 (P_y) および動的最大荷重 (P_m) は増大し、全吸収エネルギー (E_t) および公称き裂伝播エネルギー (E_p) は単調に減少する傾向にあるが、公称き裂発生エネルギー (E_i) は 123 K で上昇する傾向が認められる。一方、Fig. 12 の V ノッチシャルピー衝撃試験結果では、試験

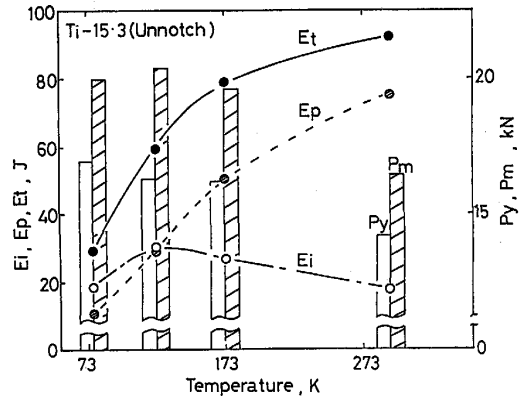


Fig. 10. Relationship between test temperature and E_i , E_p , E_t , P_y or P_m obtained from unnotch Charpy impact test on as-quenched Ti-15.3 alloy.

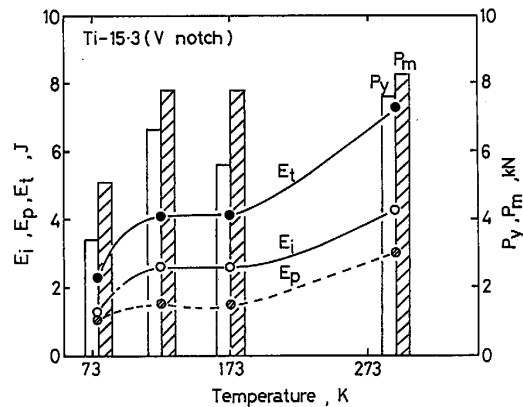


Fig. 11. Relationship between test temperature and E_i , E_p , E_t , P_y or P_m obtained from V notch Charpy impact test on as-quenched Ti-15.3 alloy.

温度の低下に伴い E_b , E_i , E_p および P_m は減少する傾向にあるが、123 K では E_b , E_i , E_p および P_y の減少が抑制される傾向にあるのが認められる。

以上を考慮すると、破壊靱性試験用の予き裂付試験片よりも V ノッチシャルピー衝撃試験片、また V ノッチシャルピー衝撃試験片よりも無溝シャルピー衝撃試験片で、その靱性指標である E_i または J_{Ic} (J_d) の室温での値に対する低温での低下率が小さいのが認められる。そこで、123 K におけるおのおのの試験片の破面横断面組織について観察した。その結果を Photo. 4 に示す。Photo. 4 (a) の無溝シャルピー衝撃試験片では変形双晶が多量に認められるが、(b) の V ノッチシャルピー衝撃試験片ではその量はかなり減少している。さらに、(c) の予き裂付きの破壊靱性試験片ではほとんど双晶は認められない。このことは、各試験片での上述の E_i または J_{Ic} の降温に伴う低下率の傾向とよく一致している。すなわち、本合金での $\beta \rightarrow$ 双晶の一種の加工誘起

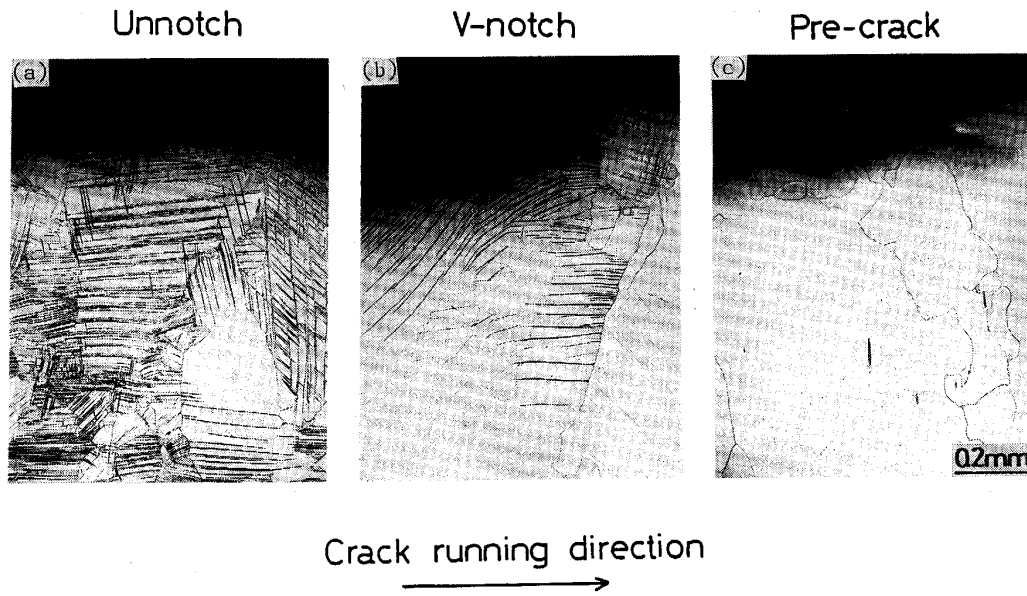


Photo. 4. Optical micrographs illustrating cross section of fractured surfaces of (a) unnotch Charpy, (b) V notch Charpy and (c) pre-cracked specimens of as-quenched Ti-15.3 alloy tested at 123 K.

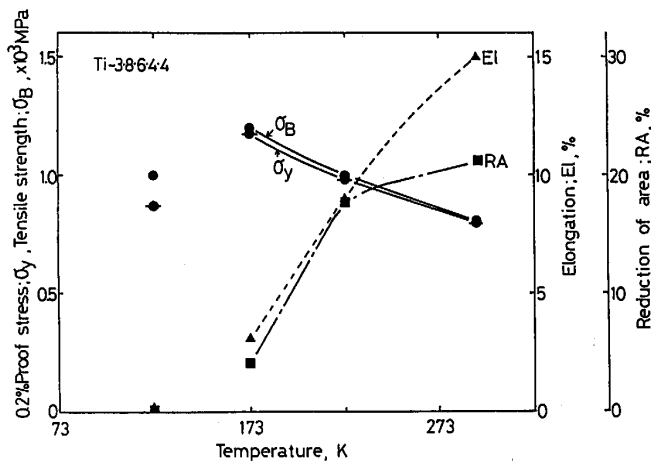


Fig. 12. Relationship between test temperature and σ_y , σ_B , El or RA of as-quenched Ti-3.8.6.4.4 alloy.

変態現象は、無溝シャルピー衝撃試験片のように、変形時に塑性あるいは高歪み域が大きく広がり塑性拘束が小さい場合には双晶が多数発生し、その靱性改善に有効であるが、Vノッチあるいは予き裂材のように、この領域が著しく小さく塑性変形が拘束されているような場合には、その発生は抑えられ、靱性改善に結びつかなくなると思われる。また、今後は形成される双晶の結晶学的な形態等についても詳細な検討が必要であると考え。ところで 1073 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-3.8.6.4.4 合金につき種々の温度で引張試験を行つ

た結果を Fig. 12 に示す。試験温度の低下に伴い、 σ_y および σ_B は上昇し、El および RA は急激に減少する傾向が認められる。本合金についても引張試験後の試料の破面横断面を観察したが、この場合双晶等の生成物はほとんど認められなかった。

3.4 代表的チタン合金の加工誘起変態におよぼす β 相の安定度の影響

以上述べてきたように、チタン合金における加工誘起変態はその合金に含まれる元素の種類および量により異なる。つまり、 β 相の安定性に大きく左右される。そこで各合金の焼入れ状態の試料につき、 β 相の安定性を検討するため X 線回折を行つた。その結果を Fig. 13 に示す。本実験試料は特殊な熱処理を行つていることもあり、必ずしも正確な Mo 当量で表示することは難しいが、一応化学組成に基づいた公称の Mo 当量も併記した。合金中に β 安定化元素を多量に含むと、それらの元素は置換型固溶するため、 β 相の格子定数は減少し、 β 相は安定化する。 $(\alpha+\beta)$ 型チタン合金である Ti-6.2.4.6 および Ti-6.4 合金では β 相が比較的的不安定であり、おのおの $\beta \rightarrow \alpha''$ および α' に加工誘起変態する。 β 相がかなり安定化すると、Ti-15.3 合金のように結晶構造を変化させず双晶が生じる。さらに β 相が著しく安定化すると、すべり変形が支配的となるため、低温では延性の低下が著しくなる。本研究では、特に $\beta \rightarrow \alpha'$ の加工誘起変態が生じる Ti-6.4 合金で、靱性の改善が大きく、その有効性が認められた。

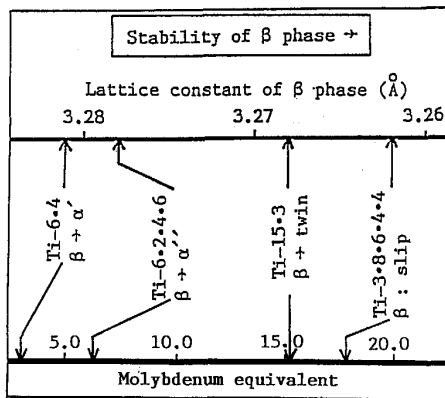


Fig. 13. Effect of stability of β phase on strain-induced transformation.

4. 結 言

($\alpha + \beta$) 型チタン合金である Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6.2.4.6) および Ti-6Al-4V (Ti-6.4) 合金, β 型チタン合金である Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr (Ti-15.3) および Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (Ti-3.8.6.4.4) 合金につき, 室温で最も多量の β 相が存在するような熱処理を施した後, 種々の温度下で引張試験, シャルピー衝撃試験, 静的および動的破壊靱性試験を行い, 各合金の機械的性質および靱性におよぼす加工誘起変態の影響について検討し, 以下の結果を得た.

(1) 1173 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-6.2.4.6 合金の場合, $\beta \rightarrow \alpha''$ (斜方晶マルテンサイト) の加工誘起変態が生じ, 223 K では 0.2% 耐力 (σ_y) の著しい低下を伴い動的破壊靱性値 (J_d), 静的および動的テアリングモジュラス ($T_{mat}^{(s)}$, $T_{mat}^{(d)}$) が上昇する傾向が認められた.

(2) 1088 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-6.4 合金の場合, $\beta \rightarrow \alpha'$ (六方晶マルテンサイト) の加工誘起変態が生じ, 強度の低下なしに 123 K で静的破壊靱性値 (J_{Ic}) および静的テアリングモジュラス ($T_{mat}^{(s)}$) が, 223 K で動的破壊靱性値 (J_d) が, また 293 K で動的テアリングモジュラス ($T_{mat}^{(d)}$) が上昇する傾向にあるのが認められた.

(3) 1073 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-15.3

合金の場合, $\beta \rightarrow$ 双晶の一種の加工誘起変態が生じ, 123 K で異常伸びが認められた. この双晶変形は, 破壊靱性には影響をおよぼさず, ある程度塑性域が広がる場合にのみ, 靱性の改善に有効であると考えられた.

(4) 1073 K で溶体化後水冷処理を施した Ti-3.8.6.4.4 合金の場合, β 相が著しく安定であるために, すべり変形が支配的であり, 低温では靱性および延性が著しく低下するのが認められた.

(5) チタン合金の加工誘起変態は, β 相の安定性により種々変化するが, 本研究では Ti-6.4 合金での $\beta \rightarrow \alpha'$ の加工誘起変態が強靱化に対し, 最も有効であるのが認められた.

最後に, 供試材の御提供および研究遂行にご援助をいただきました住友金属工業(株)ならびに(株)富士電機総合研究所に深く感謝致します. なお, 本研究の一部は, 昭和 61 年度石原・浅田研究助成金を受けて行われた.

文 献

- 1) T. W. DUERIG, J. ALBRECHT, D. RICHER and P. FISCHER: *Acta Metall.*, **30** (1982), p. 2161
- 2) S. HANADA and O. IZUMI: *Metall. Trans. A*, **17** (1986), p. 1409
- 3) R. DAVIS, H. M. FLOWER and D. R. F. WEST: *J. Mater. Sci.*, **14** (1979), p. 712
- 4) 田村今男: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 429
- 5) 小林俊郎, 山本 勇, 高林幸央: 鋳物, **59** (1987), p. 147
- 6) I. N. HALL and C. HAMMOND: *Titanium and Titanium Alloys*, Proc. of the Third Int. Conf. on Titanium, ed. by J. C. WILLIAMS and A. F. BELOV (1976), p. 601
- 7) 小林俊郎, 新家光雄: 材料, **36** (1987), p. 831
- 8) T. KOBAYASHI: *Eng. Fract. Mech.*, **19** (1980), p. 49
- 9) T. KOBAYASHI: *Trans. Iron Steel*, **19** (1979), p. 676
- 10) 小林俊郎: 機械設計, **32** (1988), p. 91
- 11) G. W. FORM and W. H. BOLDWIN, Jr: *Trans. ASM*, **48** (1956), p. 474
- 12) R. M. MCMEEKING and A. G. EVANS: *J. Am. Ceram. Soc.*, **65** (1982), p. 242
- 13) J. D. BRYANT, D. D. MAKEL and H. G. F. WILSDORF: *Mater. Sci. Technol.*, **77** (1986), p. 85
- 14) 花田修治: 日本金属学会会報, **25** (1986), p. 755
- 15) 小林俊郎, 若井直人, 八木 涉, 梶野利彦, 上田徹完: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1178
- 16) T. KOBAYASHI and H. YAMAMOTO: *Metall. Trans. A*, **19** (1988), p. 319