

## 論 文

## Ti-6Al-4V 合金圧延材の機械的性質の異方性

宗木 政一\*・河部 義邦\*<sup>2</sup>・高橋 順次\*

## Anisotropy of Mechanical Properties in Ti-6Al-4V Hot Rolled Plates

Seiichi MUNEKI, Yoshikuni KAWABE and Junji TAKAHASHI

## Synopsis :

When the  $\alpha+\beta$  type titanium alloys are not subjected to the proper hot rolling process, the anisotropy in the microstructure appears even after the solution treatment and aging. This study was conducted to examine the anisotropy in mechanical properties of two heats (A and B) of Ti-6Al-4V alloy hot rolled plates which are subjected to the solution treatment and aging, and the mechanical anisotropy was correlated with the microstructural anisotropy. Tensile properties shows isotropic nature for both alloys.  $K_{Ic}$  and  $K_{Isc}$  of alloy A are slightly reduced for transverse direction. On the other hand,  $K_{Ic}$  of alloy B is not reduced in T direction and  $K_{Isc}$  is markedly increased for T direction. The  $K_{Isc}$  in T direction is higher than  $K_{Ic}$  in the same direction. It was found that stress corrosion cracking of alloy B in transverse direction which was formed at the tip of pre-fatigue crack propagated with some branching along the primary  $\alpha$  phase boundaries, leading to the apparent increase in  $K_{Isc}$ .

## 1. 結 言

近年、航空宇宙および海洋開発用高強度構造材料としてチタン合金が注目され、その優れた比強度と耐食性を生かす用途への適用が広がりつつある<sup>1)</sup>。ところが、チタン合金には稠密六方晶の  $\alpha$  相が存在するため、鍛造や圧延により加工された素材の機械的性質が、集合組織にもとづく異方性を示す場合がある<sup>2)</sup>。またこの集合組織は、圧延温度、圧延方向、加工度などの圧延条件のほかに、熱処理や不純物によつても影響される<sup>3)</sup>。そして、集合組織にもとづく異方性が、引張特性、破壊靱性および疲労特性に影響をおよぼすことが知られている<sup>4)5)</sup>。そこで、チタン合金を製造する際、集合組織を制御するために圧延温度の精密な制御やクロス圧延の導入がなされている<sup>6)</sup>。

代表的なチタン合金である Ti-6Al-4V の応力腐食割れにおよぼす組成、組織と集合組織の影響について、BOYER ら<sup>7)</sup>は商用 46 種の試験データを用いて、 $K_{sc}$  と金属学的パラメーターとの相関を示す回帰分析式を作成している。そして、多量の酸素量、強い集合組織および  $\alpha$  相の規則化などが、 $K_{sc}$  の低下をもたらすと結論づけている。

本研究は、(溶体化+時効)処理を施した国産 2 社の市販の Ti-6Al-4V 合金圧延板を用い、平滑および切欠

引張試験、平面歪破壊靱性試験、そして人工海中での遅れ破壊試験を行い、これらの機械的性質の異方性を調べ、それがどのような組織変化に起因するかを検討したものである。

## 2. 実験方法

用いた 2 種類の Ti-6Al-4V 合金の化学組成を Table 1 に示す。合金 A は酸素が 0.18%，水素が 44 ppm で、合金 B は酸素が 0.13%，水素が 22 ppm であつた。これら 30 mm 厚の熱間圧延板から、合金 A は 933°C で 50 min の溶体化処理後水冷して 545°C で 6 h の時効処理、合金 B は 955°C で 90 min の溶体化処理後水冷して 538°C で 6 h の時効処理を行つた。これらの熱処理は、Ti-6Al-4V 合金における標準的な溶体化+時効処理である。熱処理終了後、次の要領で所定寸法の試料を切り出した。すなわち、平滑引張り、切欠引張りおよび遅れ破壊の引張型試験片については、荷重軸が圧延方向に平行なものを L、直角なものを T と定め、また 3 点曲げの  $K_{Ic}$  試験片については、き裂の伝播方向が圧延方向に平行となるものを T、直角となるものを L と定め、L、45°、T の 3 方向の試験片を切り出し、Fig. 1 に示す寸法の試験片を作製した。

平滑引張試験には、全長 90 mm、平行部長さ 30 mm、直径 3.5 mm、標点間距離 24.5 mm の丸棒試験片、ま

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 7 月 4 日受付 (Received July 4, 1985)

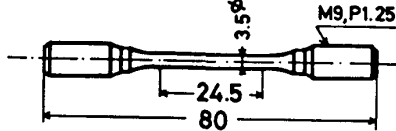
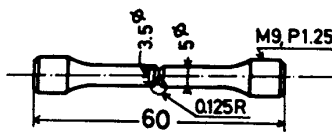
\* 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakura-mura Niihari-gun Ibaraki pref. 305)

\*<sup>2</sup> 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

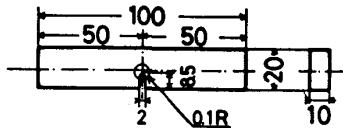
Table 1. Chemical composition of Ti-6Al-4V alloys used (wt%).

	Al	V	Fe	C	N	O	H	Ti
alloy A	6.54	4.30	0.274	0.011	0.0041	0.187	0.0044	Bal.
alloy B	6.55	4.20	0.28	<0.005	0.007	0.13	0.0022	Bal.

a) Smooth tensile specimen

b) Notch tensile specimen ( $K_t: 3.5$ )

c) Plane strain fracture toughness specimen



d) Delayed fracture specimen

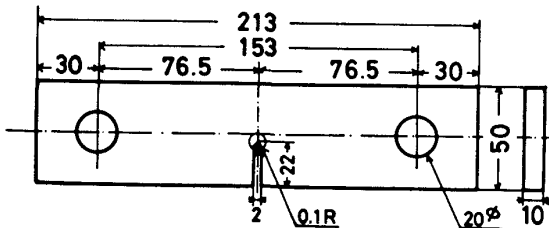


Fig. 1. Dimension of test specimens used for the present investigation (mm).

た切欠引張試験には、全長 60 mm,  $K_t$  3.5 の円周切り欠きを挿入した切欠底部直径 3.5 mm の丸棒試験片を用い、いずれも 0.1 mm/min のクロス・ヘッド速度で試験した。

平面歪破壊靱性 ( $K_{Ic}$ ) 試験には、長さ 100 mm, 幅 20 mm, 厚さ 10 mm の 3 点曲げ試験片を用い、ASTM 規格にもとづいて行つた。

遅れ破壊試験は、長さ 213 mm, 幅 50 mm, 厚さ 10 mm の片側切欠引張試験片を用い、水温 30°C の人工海水を循環しながら一定荷重を負荷する方式で行つた。なお、試験時間が 6000 min に達して破断しなかつた場合は、試験を中断して  $K_{Isc}$  を求めた。

上記の各種試験の繰返し数は、平滑引張りと同切欠引張試験は各方向 3 本,  $K_{Ic}$  試験は各方向 5 本である。また遅れ破壊試験は、各方向 10 本の試験片を用いて遅れ破壊曲線を作成して  $K_{Isc}$  を求めた。

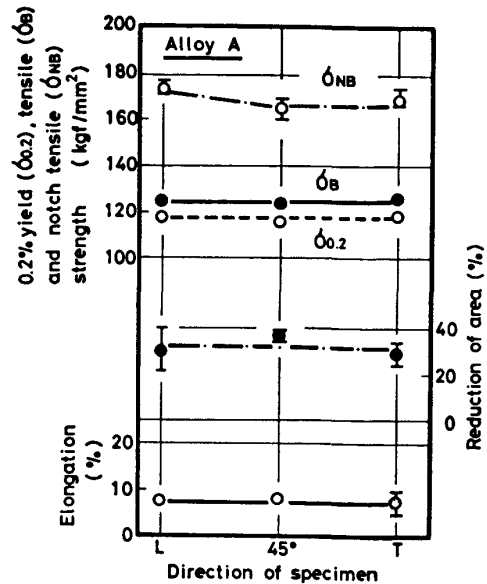
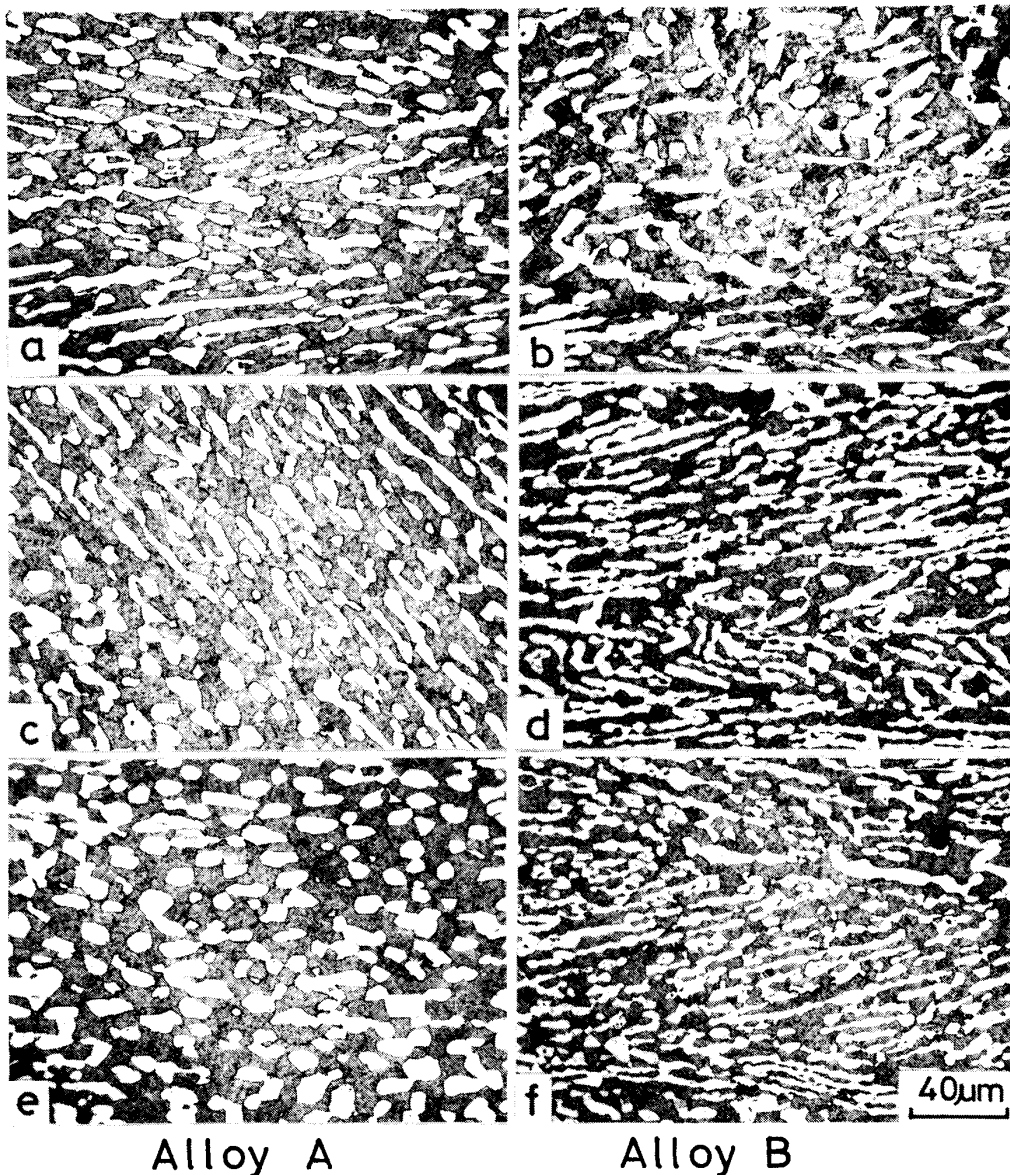


Fig. 2. Effect of specimen directions on tensile properties of alloy A. Specimens are solution treated at 933°C for 1h, water quenched and aged at 545°C for 6h, and air cooled.

### 3. 結 果

Photo. 1 は、L, 45°, T の 3 方向の引張試験片のチャック部から、荷重軸に垂直な断面を切り出して観察した両合金の光学顕微鏡組織である。白い部分が初析  $\alpha$  相、黒い部分が溶体化温度で  $\beta$  相であつた部分である。この  $\beta$  相は、溶体化温度から水冷の際  $\alpha'$  (マルテンサイト) 相にほぼ変態し、その後の時効により微細な  $\alpha$  相が析出している部分である。この写真から明らかなように、両合金はほぼ同量の初析  $\alpha$  相が析出しているが、合金 B の初析  $\alpha$  相は引き伸ばされてアスペクト比が合金 A の場合よりやや大きい。また、両合金とも針状  $\alpha$  組織は認められない。

Fig. 2 は、合金 A の平滑および切欠引張性質におよぼす圧延方向の影響を示したものである。引張強さは、3 方向とも約 125 kgf/mm<sup>2</sup> を示し、圧延方向の影響はみられない。また、伸びは約 7.5% のほぼ一定で、絞りも L 方向で若干ばらつきがみられるが 30% 以上を示し、延性もほとんど圧延方向の影響はみられない。切欠引張強さは、45° でやや低く 165 kgf/mm<sup>2</sup> を示すが、この方向においても著しい切欠強化の状態で、切欠強度



a), b) Longitudinal cross section, c), d) 45° cross section, e), f) Transverse cross section  
 Photo. 1. Optical micrographs showing the morphology of the primary  $\alpha$  phase in three cross sections of alloy A and B.

比は約 1.3 であつた。

Fig. 3 に合金 B の結果を示したが、引張強さは L, 45° で変化なく約 120 kgf/mm<sup>2</sup> を示し、T 方向で若干上昇しているが大きな変化ではない。ところが、切欠引張強さはいずれも約 170 kgf/mm<sup>2</sup> を示し、切欠強度比も約 1.4 に達し、圧延方向の影響はまったく認められない。

Fig. 4 は、合金 A の遅れ破壊試験の結果を、初期設定応力拡大係数 ( $K_{Ii}$ ) と破断時間の関係として示したものである。L と 45° については、破断時間 0 min と 6000 min 負荷後も破断しない場合の  $K_{Ii}$  にほとんど違いがなく、いわゆる GO-STOP 試験の様相を呈している。それに対して、T 方向では 2 min までの範囲で

$K_{Ii}$  が徐々に低下し、遅れ破壊が発生した。

Fig. 5 は、合金 B について同様の関係を示したものである。L, 45°, T のいずれの方向においても合金 A の T 方向と同様に、2 min までの短時間の範囲で  $K_{Ii}$  がゆるやかに減少し、遅れ破壊が発生し、合金 A にくらべ遅れ破壊が起りやすい合金であることがうかがえる。そして、破断時間 0 min における  $K_{Ii}$  は、合金 A にくらべ 3 方向ともやや高くなる現象が認められた。

Fig. 6 は、合金 A の  $K_{Ic}$  と  $K_{Isc}$  におよぼす圧延方向の影響を示したものである。 $K_{Ic}$  は、L と 45° では変化なく約 130 kgf·mm<sup>-3/2</sup> を示し、T 方向で約 115 kgf·mm<sup>-3/2</sup> に減少している。 $K_{Isc}$  も同様の傾向を示し、L と 45° では約 120 kgf·mm<sup>-3/2</sup> であるが、T 方

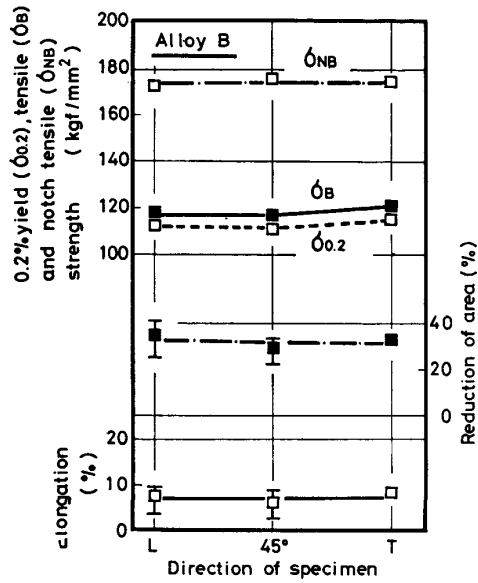


Fig. 3. Effect of specimen directions on tensile properties of alloy B. Specimens are solution treated at 955°C for 90 min, water quenched and aged at 538°C for 6h, and air cooled.

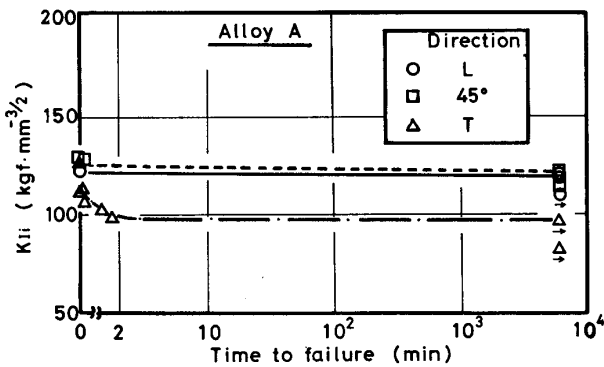


Fig. 4. Sustained loading characteristics of alloy A in synthetic sea water at 30°C.

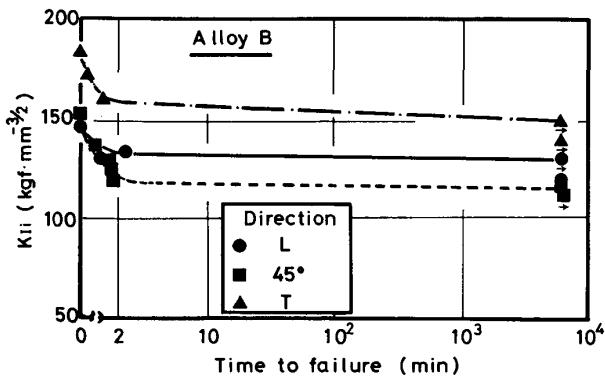


Fig. 5. Sustained loading characteristics of alloy B in synthetic sea water at 30°C.

向で約 95 kgf·mm<sup>-3/2</sup> に減少している。したがって、 $K_{Isc}/K_{Ic}$  は、Lと 45° では 0.93~0.92、T 方向でやや低い 0.84 であつた。すなわち、合金 A の T 方向では大気中および人工海水中のいずれにおいても靱性がやや

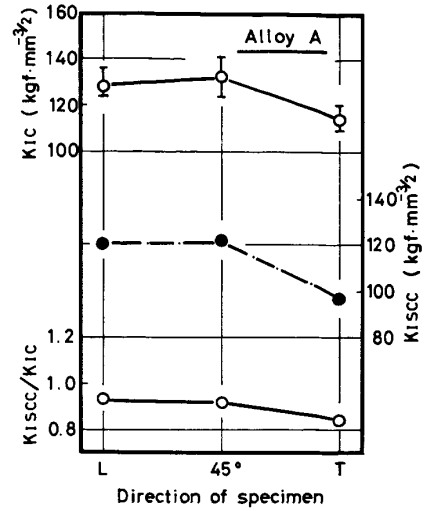


Fig. 6. Effect of specimen directions on  $K_{Ic}$ ,  $K_{Isc}$  and  $K_{Isc}/K_{Ic}$  of alloy A.

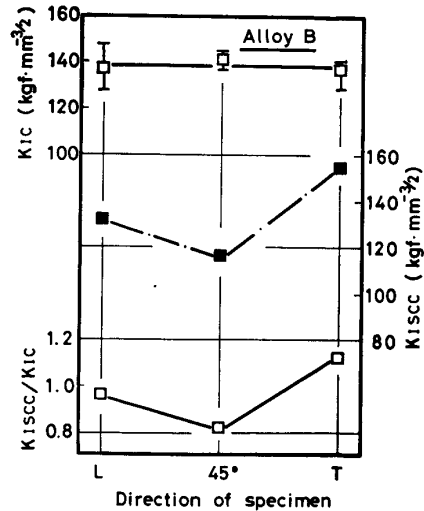


Fig. 7. Effect of specimen directions on  $K_{Ic}$ ,  $K_{Isc}$  and  $K_{Isc}/K_{Ic}$  of alloy B.

低下するという弱い異方性が認められた。

合金 B は、合金 A とは異なつた挙動を示す。すなわち、Fig. 7 に示すように、 $K_{Ic}$  が 3 方向ともほぼ一定の約 135~140 kgf·mm<sup>-3/2</sup> を示すのに対し、 $K_{Isc}$  は L から 45° にかけてやや低下するが、T 方向で逆に上昇して 155 kgf·mm<sup>-3/2</sup> に達している。この T 方向の  $K_{Isc}$  は異常に高く、 $K_{Isc}/K_{Ic}$  は 1 を超えている。

以上の結果、合金 A については、強度、延性および切欠強度に明瞭な異方性は認められず、 $K_{Ic}$  と  $K_{Isc}$  に弱い異方性が認められた。これに対して、合金 B では強度に弱い異方性がみられるが、 $K_{Ic}$  は異方性を示さない。しかしながら、 $K_{Isc}$  は L から 45° にかけてやや低下するが、45° から T にかけては逆に上昇して  $K_{Ic}$  を超えるという特異な現象が認められた。

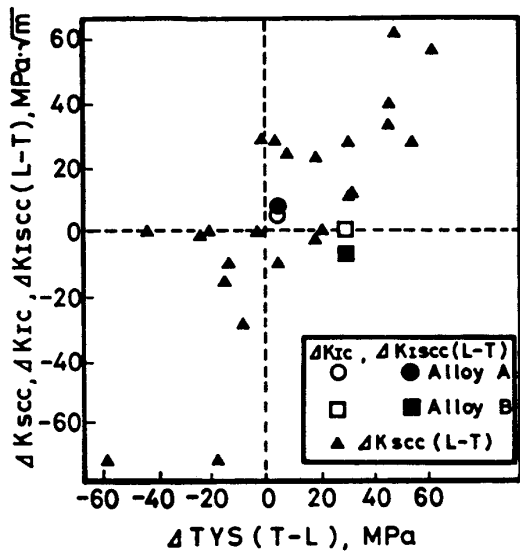


Fig. 8. Delta stress corrosion resistance and fracture toughness (longitudinal minus transverse) as a function of crystallographic texture as presented by delta strength (transverse minus longitudinal).

4. 考 察

上述のように、引張特性はほとんど異方性を示さないのに対し、 $K_{Ic}$  は弱い異方性を、 $K_{Isc}$  は明瞭な異方性を示し、特に合金BのT方向では  $K_{Isc}$  が  $K_{Ic}$  よりも大きくなるという異常な現象が認められた。そこで、それらの異方性がどのような組織変化に起因するかを検討する。

まず、集合組織にもとづく異方性が考えられるが、本実験では集合組織を直接測定していないので、BOYER<sup>7)</sup>が報告した Fig. 8 の関係を用いて集合組織の影響度を検討する。この図は、集合組織が発達するとL方向よりT方向の強度が上昇し、一方 basal 面近傍でのへき開破壊が生じやすくなるため、L方向よりT方向での  $K_{sc}$  が低下することを示したものである。すなわち、材料に集合組織が形成されると、 $\Delta TYS(T-L)$  と  $\Delta K_{sc}(L-T)$  の関係は右上がりの傾向となる。そこで、この図中に本実験の  $\Delta K_{Ic}$  と  $\Delta K_{Isc}$  をプロットすると、合金Aは  $\Delta K_{Ic}$  も  $\Delta K_{Isc}$  も原点近傍に位置し、しかも右上がりの傾向の範囲に入っていることから、合金AのT方向における靱性のわずかな低下は、弱い集合組織によるといってもよい。それに対して、合金Bでは  $\Delta TYS(T-L)$  は右側に移動する、すなわち合金Aより集合組織が形成されているが、 $\Delta K_{Ic}$  は 0、 $\Delta K_{Isc}$  は逆にマイナスになっている。したがって、合金Bにおける  $K_{Isc}$  の異方性は、集合組織によるものではないと考えられる。

また、Photo. 1 で両合金の初析  $\alpha$  相の形状に多少の

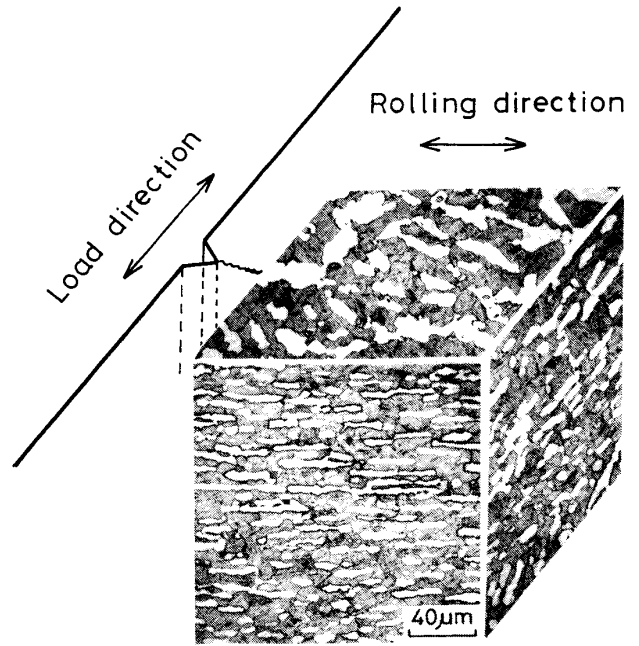
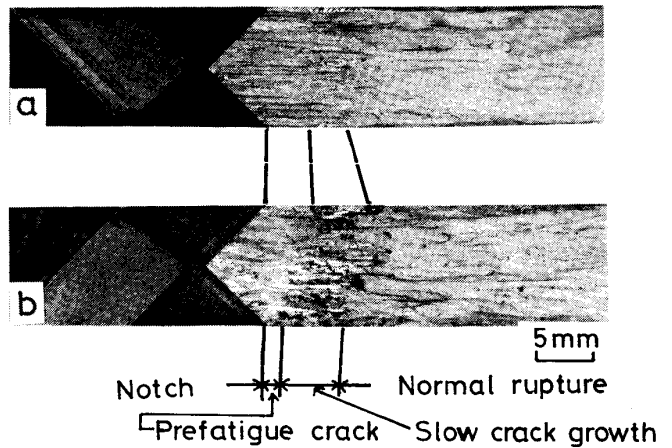


Photo. 2. Optical micrographs of delayed fracture specimen of alloy B in T direction showing the primary  $\alpha$  phase morphology in three cross sections.



- a) Alloy A  $K_{Ic}$  : 98.1 kgf·mm<sup>-3/2</sup>  
Time to failure : 1.6 min
- b) Alloy B  $K_{Ic}$  : 159.8 kgf·mm<sup>-3/2</sup>  
Time to failure : 1.1 min

Photo. 3. Comparison of fractured surface of alloy A and B of delayed fracture specimens in T direction.

違いがあることを述べたが、初析  $\alpha$  相の形態をさらに詳しく調べるため、板面に平行な面での形状を観察した。Photo. 2 は、 $K_{Isc}$  に異常な異方性が認められた合金BのT方向材について、試験片切欠先端部における板厚方向2断面と板表面に平行な面の光学顕微鏡組織を示したものである。この板厚方向断面の2視野は、

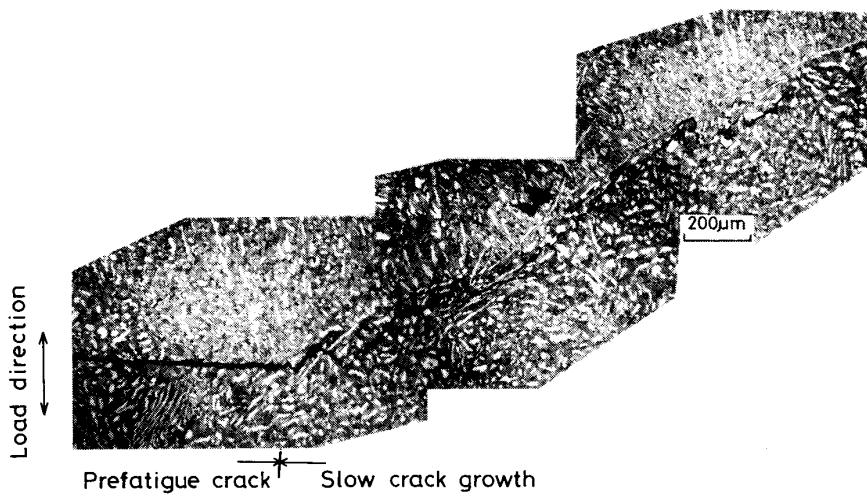


Photo. 4. Crack profile of delayed fracture specimen of alloy B in T direction sustained loaded just below  $K_{Isc}$  for 6 000 min.

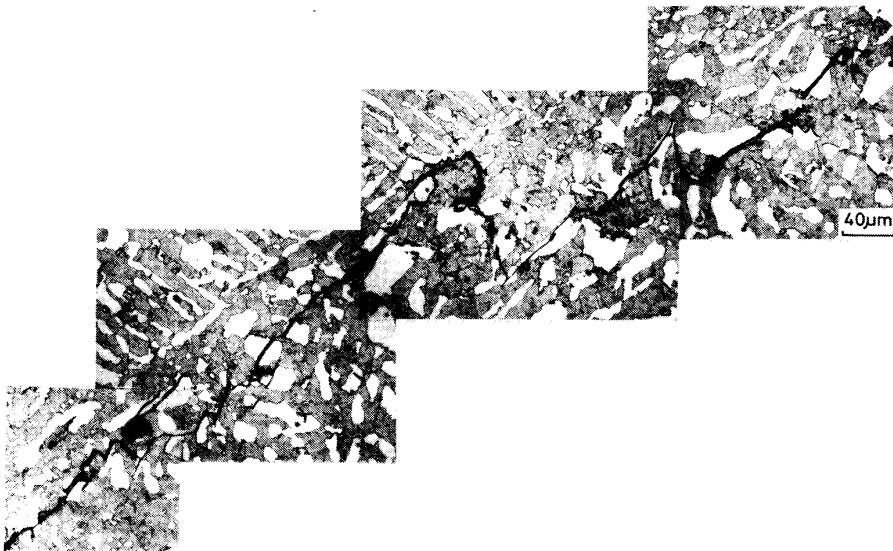


Photo. 5. Crack path morphology in slow crack growth region of Photo. 4.

Photo. 1 における L, T 断面に相当する組織で、いずれも圧延により初析  $\alpha$  粒が引き伸ばされ、また押しつぶされていることがわかる。ところが、板表面に平行な面では、他の 2 面と初析  $\alpha$  粒の形状が異なり、幅広の初析  $\alpha$  相が認められる。このように 3 方向からの  $\alpha$  相の形態を観察した結果、塊状の初析  $\alpha$  相が圧延にともない押しつぶされて、最終的にこの形状になったことがわかる。そして、この面はき裂伝播に責任を有する面にあたるため、このような形状の  $\alpha$  粒がき裂先端に層状に存在することは、き裂伝播に影響をおよぼすことが考えられる。なお、このような初析  $\alpha$  相の形態は合金 B で著しく、合金 A ではほとんど認められなかつた。

Photo. 3 は、2 min 以内で遅れ破壊を起こして破断した両合金 T 方向材の破面のマクロ的な様相を示したものである。疲労き裂先端に急速破断部とは異なる領域が観察される。これは、WILLIAMS<sup>8)</sup> や CURTIS ら<sup>9)</sup> が示し

た slow crack growth が生じた領域であり、その領域は合金 A に比べ合金 B の方が凹凸が激しい。なお、ここに示した合金 B の  $K_{Ii}$  は、すでに  $K_{Ic}$  を上回る値である。このような現象は、疲労き裂の先端が変化しないかぎり起こり得ないので、合金 B の T 方向材では非常に短時間で破断した場合においても、遅れ破壊がき裂先端に生じて  $K_{Ii}$  を  $K_{Ic}$  より高めることを可能にしたと考えられる。

$K_{Isc}$  と  $K_{Ic}$  の比を用いて遅れ破壊感受性を調べた研究は、チタン合金に関して数多く行われている。しかし、いずれも遅れ破壊を抑制することによつて  $K_{Isc}/K_{Ic}$  の向上を図つたという報告<sup>10)11)</sup>である。それに対して、今までの説明から明らかなように本実験での  $K_{Isc}$  の増加は、遅れ破壊に対する感受性は高く、遅れ破壊き裂を生じさせるにもかかわらず、 $K_{Isc}/K_{Ic} > 1$  となる結果であり、極めて特異な現象である。

Photo. 4 は, 合金 B・T 方向材について,  $K_{Isc}$  直下の応力拡大係数で負荷した場合の疲労き裂先端を, 板表面方向から観察した光学顕微鏡組織である. 疲労き裂先端から遅れ破壊き裂がジグザグに伝播して停止している. このき裂先端を拡大したのが Photo. 5 である. き裂が枝分かれをともないながら, 大きな  $\alpha$  粒の界面に沿って, また一部切断して, そしてマクロ的には初析  $\alpha$  相の流れに沿って遅れ破壊き裂が伝播して停止している. このような枝分かれをともなつたジグザグの遅れ破壊き裂の発生が, き裂先端での応力拡大係数を下げ, T 方向の  $K_{Isc}$  を見掛け上高めたものと考えられる. このように, き裂先端の枝分かれと鈍化による靱性の向上は, 見掛け上  $K_{Ic}$  を高める現象としてすでに 18Ni マルエージ鋼<sup>12)</sup>と工具鋼<sup>13)</sup>について報告されており, 今回の結果はそれに類似した現象であると思われる.

したがって, 結論的には合金 B・T 方向材における  $K_{Isc}$  の異常な挙動は, 集合組織にもとづくものではなく, 初析  $\alpha$  相の形態に起因して, 疲労き裂先端で発生した遅れ破壊き裂が応力拡大係数を下げ, 見掛け上  $K_{Isc}$  を高めたものと理解することができる.

## 5. 結 論

(溶体化+時効) 処理を施した 2 種類の商用 Ti-6Al-4V 熱間圧延板について, 機械的性質の異方性を検討した. その結果, 次のことが明らかとなつた.

- 1) 両合金とも引張強さは 120~125 kgf/mm<sup>2</sup>, 伸び 7.5%, 絞り 30%, 切欠引張強さ 165 kgf/mm<sup>2</sup> 以上で切欠強度比は 1.3~1.4 に達し, いずれもほとんど異方性を示さない.
- 2) 合金 A の  $K_{Ic}$  と  $K_{Isc}$  は, T 方向で若干低下す

るという弱い異方性が認められた.

3) 一方, 合金 B の  $K_{Ic}$  は, 圧延方向によらず一定となるのに対し,  $K_{Isc}$  は T 方向で  $K_{Ic}$  を上回る異常に高い値を示すという異方性が認められた.

4) この  $K_{Isc}$  の異常な上昇は, 集合組織の形成によるものではなく, 初析  $\alpha$  相の形態に起因し, 疲労き裂先端で発生した遅れ破壊き裂の枝分かれと鈍化により見掛け上の上昇であることを示した.

## 文 献

- 1) Metal Progress, ed. by H. E. CHANDLER (1985), p. 43
- 2) 木村啓造: 日本金属学会会報, 16 (1977) 12, p. 829
- 3) A. TANABE, T. NISHIMURA, M. FUKUDA, K. YOSHIDA and J. KIHARA: Titanium '80 Science and Technology, 2 (1980), p. 937 [AIME]
- 4) R. M. TCHOZEWSKI and W. B. HUTCHINSON: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1113
- 5) T. NISHIMURA, Y. SUGIYAMA, Y. ITO and H. KUSAMICHI: Titanium '80 Science and Technology, 2 (1980), p. 973 [AIME]
- 6) R. A. FISHBURN, W. T. ROBERTS and D. V. WILSON: Met. Technol., 3 (1976), p. 310
- 7) R. R. BOYER and W. F. SPURR: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1443
- 8) J. C. WILLIAMS: Trans. ASM, 60 (1967), p. 646
- 9) R. E. CURTIS and W. F. SPURR: 同上, 61 (1968), p. 115
- 10) D. N. FAGER and W. F. SPURR: 同上, 61 (1968), p. 283
- 11) R. E. CURTIS, R. R. BOYER and J. C. WILLIAMS: 同上, 62 (1969), p. 457
- 12) 河部義邦, 中沢興三, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1613
- 13) 吉川一男, 溝口孝遠, 太田定雄, 佐藤栄一: 材料, 31 (1982) 342, p. 265