

© 1989 ISIJ

論 文

# Ti-6Al-4V合金の $R$ カーブに及ぼす 微視組織及び不純物の影響

堀谷 貴雄\*・鈴木 洋夫\*<sup>2</sup>・岸 輝雄\*<sup>3</sup>

## Effect of Microstructure and Impurity Content on Microcrack Initiation and Extension Properties of Ti-6Al-4V Alloys

Takao HORIYA, Hirowo G. SUZUKI and Teruo KISHI

### Synopsis:

Effect of microstructure, impurity content and testing temperature on crack initiation ( $\delta_i$ ) and crack extension (slope of  $R$  curve) properties of Ti-6Al-4V alloys was examined.  $\delta_i$  values and  $R$  curves were obtained by accurate measurement of microcrack length at a notch tip of unloaded specimens.

At 0°C, microcracks of 10-1800 $\mu$ m in length preceded unstable fracture at a notch tip irrespective of microstructures examined. Specimens with a variety of microstructures had almost the same  $\delta_i$  values, but showed a remarkable difference in the slope of  $R$  curves. A specimen with acicular microstructure, which have a higher fracture toughness ( $\delta_c$ ) at a given strength, showed a greater crack extension resistance than one with equiaxed microstructure.

At -196°C, little difference in the crack initiation was obtained among the specimens with different kinds of microstructures and difference in the crack extension resistance was also greatly reduced. But specimens with lower impurity contents, ELI grade, which had a higher  $\delta_c$ , showed a greater crack extension resistance than specimens with standard impurity contents.

It is concluded that the difference in fracture toughness at a given strength for Ti-6Al-4V alloy was largely dependent on crack extension resistance of microcracks preceding unstable fracture rather than crack initiation property.

**Key words:** Ti alloy; fracture toughness;  $R$  curve; microstructure; impurity; test temperature; fracture mechanism; microcrack; crack initiation; crack extension.

## 1. 緒 言

チタン合金の中で最も幅広く使用されている Ti-6Al-4V 合金 (以下 6-4 合金) の破壊靱性については数多くの報告がある。しかし、本合金の破壊靱性に関してはまだいくつかの問題点が残っている。例えば、現在幅広く使用されている  $K_{IC}$  試験法<sup>1)</sup> で 6-4 合金を評価した場合、高靱性材や板厚の小さい材料では平面歪み条件を満足しない場合が多く、 $K_{IC}$  値の有効性に疑問がある。また、針状組織材 (以下針状材) では  $P_Q$  点 ( $K_Q$  に対応する荷重点) よりかなり低い荷重点でノッチ先端に長い微視き裂が生成したり<sup>2)~4)</sup>、 $P_Q$  点と  $P_{max}$  点 (最高荷重点) の間で荷重を保持するとき裂が進展する (Sustained cracking)<sup>4)</sup>、などの現象が見いだされている。これらは、6-4 合金の破壊機構と密接に関係する問題で

あり、チタン合金の最適な破壊靱性評価法も、破壊の微視的機構を無視しては確立できないと思われる。

著者らは前報<sup>3)</sup> で、6-4 合金の破壊靱性と微視組織、不純物量および試験温度の関係を検討し、強度・破壊靱性の関係には、0°C では微視組織が、-196°C では不純物量がそれぞれ支配的な影響を及ぼすことを報告した。さらに、この靱性の変化には、不安定破壊前にノッチ先端部から進展する微視き裂の発生および伝播挙動が重要な影響を及ぼしており、破壊機構の解明にはこの微視き裂の  $R$  カーブ (伝播抵抗特性) を正確に求めることの必要性を述べた。

6-4 合金の  $R$  カーブに関しては、いくつかの報告がある。D. MUNZ ら<sup>5)</sup> は、CT 試験片を用い電位差法で  $R$  カーブを求め、平面歪み状態でも不安定破壊が生ずる前に微視き裂がノッチ先端部から進展し、この微視き裂の進

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 3 月 6 日受付 (Received Mar. 6, 1989)

\* 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター 工博 (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 東京大学先端科学技術研究センター (Research Center for Advanced Science and Technology, The University of Tokyo)

展初期の R カーブの勾配により  $K_Q$  (または  $K_{IC}$ ) が大きく変化することを報告している。小林ら<sup>6)</sup>も同様の方法で R カーブ ( $J_R - \Delta a$ ) を求め、微視組織の違いにより R カーブの勾配が大きく異なることを報告している。G. S. HALL ら<sup>7)</sup>は、試験片幅を変化 ( $W = 76 \sim 208$  mm) させた場合、R カーブの形状は変わらないが、試験片幅が大きいほど得られる  $K_Q$  値は高いと報告している。しかし、微視き裂の発生特性及び伝播特性と微視組織、不純物または試験温度との関係については、まだ不明確な点が多い。

本報告では、Multi-specimen 法でノッチ先端部の微視き裂進展長さを詳細に測定し、R カーブおよび  $\delta_i$  を求めこれらのパラメーターに及ぼす微視組織、不純物量および試験温度の影響を検討した。

## 2. 実験方法

供試材は前報<sup>3)</sup>と同様に、6-4 合金の通常材 (Standard 材) と不純物である鉄及び酸素の含有量を通常材の 1/2 以下に低減した ELI (Extra Low Interstitials) 材の 2 種である。供試材の化学成分を Table 1 に示す。両者とも、消耗電極式真空アーク炉 (VAR) で溶解した 500 kg 鋳塊を熱間鍛造で 32 mm 厚の板にした後、 $\alpha + \beta$  域 ( $900^\circ\text{C}$ ) で、13 mm 厚まで圧延した。その後、等軸組織と針状組織を得るため、Table 2 に示すような熱処理を加えた。針状材は、ラスの形態を大きく変化させるため  $\beta$  域からの冷却条件を、前報<sup>3)</sup>と同一の空冷 (AC) の他に水冷 (WQ) と炉冷 (FC) を加え 3 条件とした。

この試験材を用い、引張試験、破壊靱性試験、微視組

織観察、破面観察などを行った。引張試験は、径が 6.25 mm、標点間距離 25 mm の丸棒試験片を、板厚中央部から圧延直角方向に採取して行った。破壊靱性試験は、板厚中央部から圧延直角方向に採取した 3 点曲げ試験片 ( $B = 10$ ,  $W = 40$ , スパン: 80 mm) を用いた。またノッチ加工は、ノッチと荷重付加後に生成する微視き裂の区別が明瞭になるように機械ノッチ (スリット幅: 0.10 mm) とした。

R カーブは Fig. 1 に示す方法で求めた。すなわち、各試験条件ごとに 7-12 本の 3 点曲げ試験片を用い、不安定破壊 (最高荷重点) 以前の任意の荷重点で除荷し、試験片を板厚断面の 1/4, 1/2, 3/4 で切断した後、それぞれ光学顕微鏡および走査型電顕 (SEM) でノッチ先端部の進展き裂を観察した。き裂の進展長さ ( $\Delta a$ ) はノッチ先端部からき裂先端までの直線距離を測定し、3 断面における平均値を採用した。また、荷重-クリッ

Table 1. Chemical composition of Ti-6Al-4V alloys used.

	(wt%)						
	Al	V	Fe	C	O	N	H
Standard	6.31	4.29	0.17	0.01	0.14	0.01	0.0082
ELI	6.59	4.13	0.07	0.01	0.05	0.01	0.0071

Table 2. Conditions of heat treatment.

Holdig condition	Coolig rate	Microstructure
$850^\circ\text{C} \times 30\text{h}$	AC ( $1.3^\circ\text{C/s}$ )*	Equiaxed
$1050^\circ\text{C} \times 0.5\text{h}$	WQ ( $65^\circ\text{C/s}$ ) AC ( $1.3^\circ\text{C/s}$ ) FC ( $0.016^\circ\text{C/s}$ )	Acicular (fine) Acicular Acicular (coarse)

\* Average coolig rate from  $800^\circ\text{C}$  to  $400^\circ\text{C}$

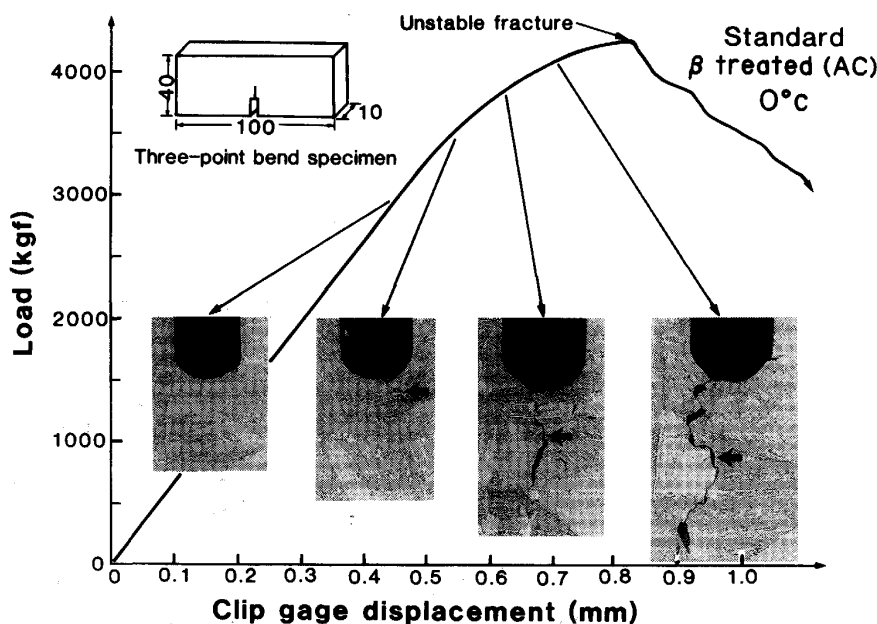
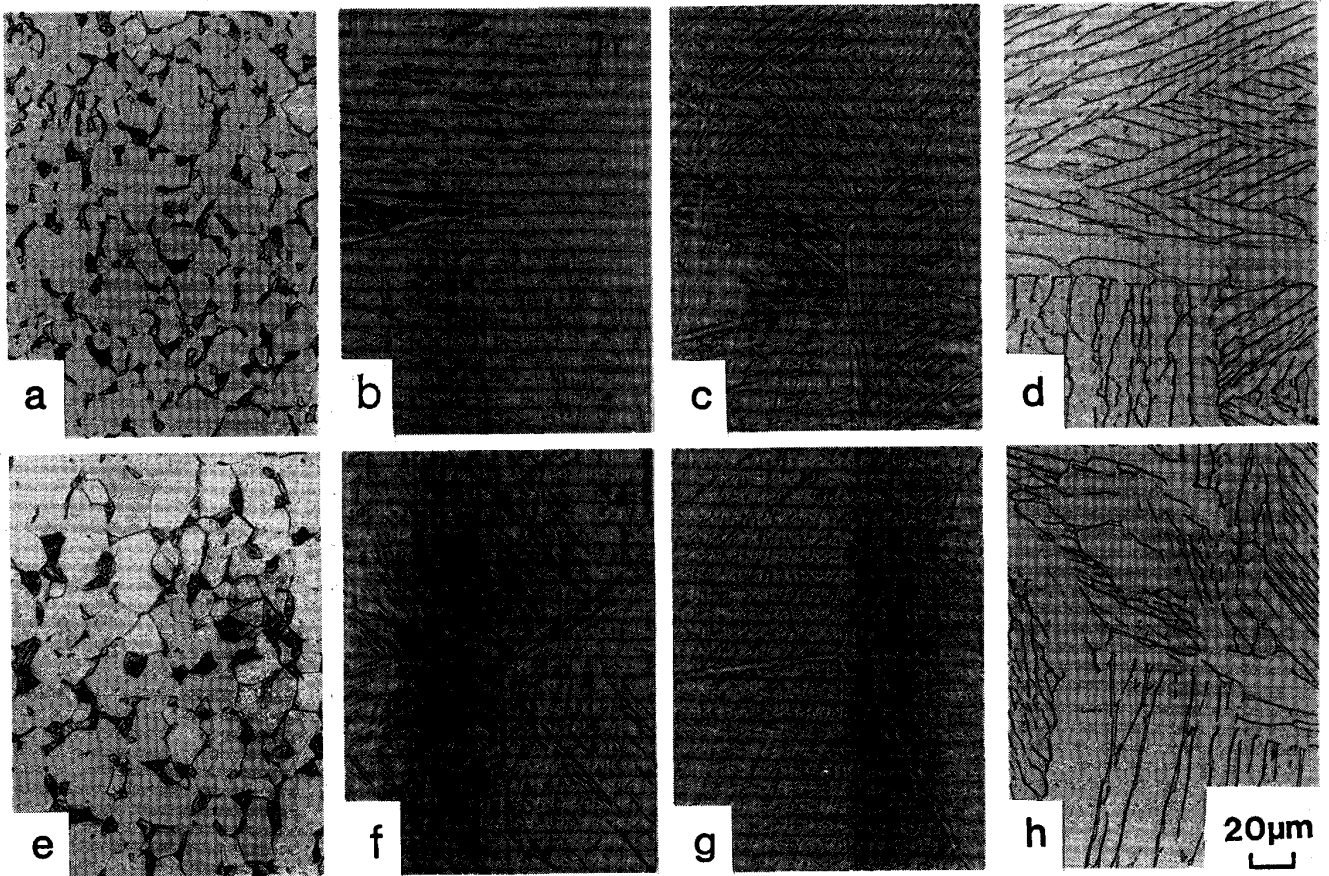


Fig. 1. An example of unloading points in a load vs. COD curve and micrographs showing notch tip configurations of unloaded specimens. Arrows in photographs indicate microcracks preceding unstable fracture.



a, e:  $\alpha + \beta$  annealed b, f:  $\beta$  treated (water quenched) c, g:  $\beta$  treated (air cooled) d, h:  $\beta$  treated (furnace cooled)  
 Photo. 1. Light micrographs of standard (above) and ELI (below) grade Ti-6Al-4V alloys.

プゲージ変位曲線から COD 値 ( $\delta_R$ )<sup>8)</sup> および  $J$  値 ( $J_R$ )<sup>9)</sup> を求め、 $\Delta a$  に対してプロットし、 $R$  カープを求めた。

各試験の試験温度は前報と同じく  $0^\circ\text{C}$  と  $-196^\circ\text{C}$  である。

### 3. 実験結果

#### 3.1 微視組織

Photo. 1 に通常材および ELI 材の光学顕微鏡組織を示す。 $\alpha + \beta$  域焼鈍材は、通常材、ELI 材とも初析  $\alpha$  相の粒径が  $15\text{--}25\ \mu\text{m}$  の典型的な等軸組織を示す。 $\beta$  域から水冷した試料 (以下水冷材) は、細かい直線状のラスからなる微細な針状組織、空冷した試料 (以下空冷材) は粒界  $\alpha$  相と  $2\text{--}3\ \mu\text{m}$  幅の層状  $\alpha$  相からなる針状組織、炉冷した試料 (以下炉冷材) は約  $10\ \mu\text{m}$  幅の層状  $\alpha$  相からなる粗大針状組織を示す。 $\beta$  粒径はいずれも約  $300\ \mu\text{m}$  である。通常材と ELI 材の微視組織の大きな違いは認められない。

#### 3.2 強度および破壊靱性特性

各試料の強度 (0.2% 耐力) と限界 COD 値 ( $\delta_c$ ) の

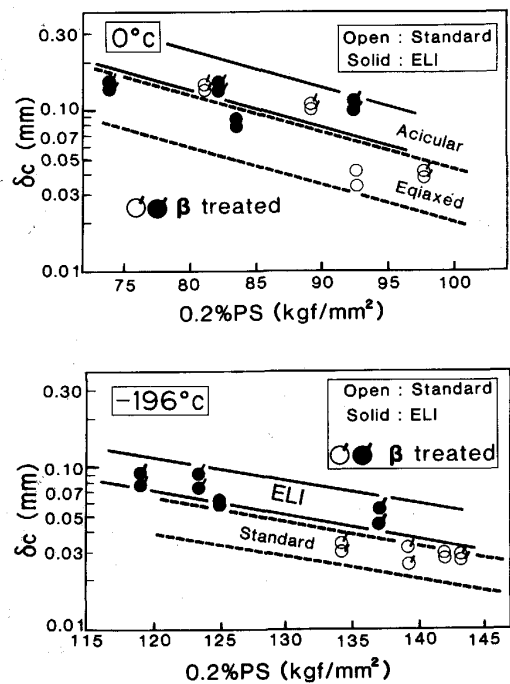


Fig. 2. Relationship between 0.2% proof stress and COD value (above:  $0^\circ\text{C}$ , below:  $-196^\circ\text{C}$ ).

関係を Fig. 2 に示す。図中のバンドは、前報<sup>3)</sup>の疲労ノッチの場合に得られた直線のバンドを、高  $\delta_c$  方向に平行移動して示したものである。0°C の場合、前報では強度と  $\delta_c$  の関係が、針状組織材と等軸組織材（以下等軸材）との二つに大きく分類された。本実験でも同様に微視組織の違いにより二つに分類されることが確認できる。なお、 $\beta$  処理材の強度は炉冷材→空冷材→水冷材の順に大となるが、 $\delta_c$  値は逆に炉冷材が最も高く、水冷材が最も低い。-196°C の場合も、各試料の強度と靱性の関係は、ほぼ前報と同じように分類される。すなわち、微視組織による靱性差はほとんどなくなり、不純物量の差によって、ELI 材がすべて上のバンドに、通常材が下のバンドに分けられる。

以上の結果より、機械ノッチの場合、疲労ノッチで得られる  $\delta_c$  よりやや高くなるが、強度と破壊靱性の関係の分類は、疲労ノッチの場合と差がないことが確認できた。

### 3.3 Rカーブ

Fig. 3 は 0°C における通常材の R カーブを示す。縦軸に COD 値 ( $\delta_R$ ) を採用したが、J 値 ( $J_R$ ) で整理した場合もほぼ同様の結果が得られた。

等軸材も含めいずれの試料でも最大荷重点以前に 300  $\mu\text{m}$  以上の微視き裂が進展している。最高荷重点付近の微視き裂の進展長さは、等軸材→炉冷材→空冷材→水冷材の順に大きくなる。R カーブと縦軸との交点は微視き裂の発生時の COD 値を示すが、各試料ともほとんど同じレベルである。しかし、R カーブの勾配は微視組織により大きく変化している。特に、微視き裂発生初期 ( $\Delta a < 200 \mu\text{m}$ ) では、組織による差が明瞭に認められる。き裂が進展するに従い ( $\Delta a > 500 \mu\text{m}$ )、各曲線の勾配の差は減少する。なお、ELI 材の場合も通常材と同じような R カーブの変化を示す。

Fig. 4 に ELI 材の -196°C における R カーブを示

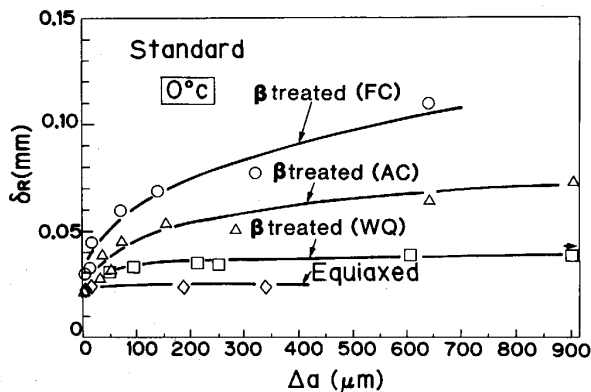


Fig. 3. COD vs. crack extension curves for standard specimen at 0°C.

す。いずれの組織でも不安定破壊に先立ち微視き裂が進展するが、不安定破壊が生ずるまでのき裂進展長さは 0°C の場合より著しく短い。微視き裂の発生特性は各組織材ともほぼ同じである。また、0°C の場合と異なり微視組織による R カーブの差は非常に小さい。なお、通常材の場合も R カーブは ELI 材と同じ変化を示すが、破壊靱性値 ( $\delta_c$ ) の低い等軸材および水冷材では、不安定破壊前に微視き裂の進展は認められなかった。

前報<sup>3)</sup>で、同一強度の  $\delta_c$  に大きな差が認められた試料の R カーブ ( $\Delta a < 200 \mu\text{m}$ ) を比較したものを Fig. 5 に示す。上図は 0°C の等軸材と針状材 (FC) の場合、下図は -196°C の ELI 材と通常材の場合である。い

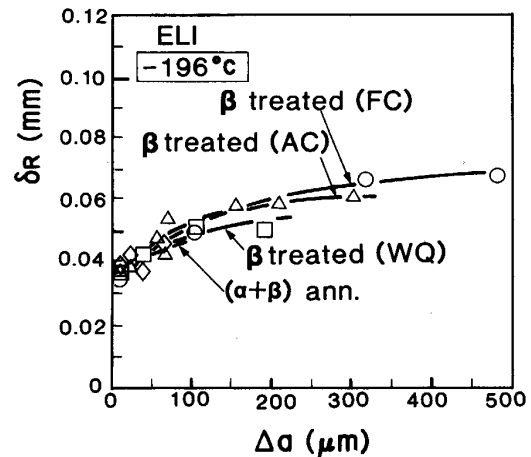


Fig. 4. COD vs. crack extension curves for ELI specimen at -196°C.

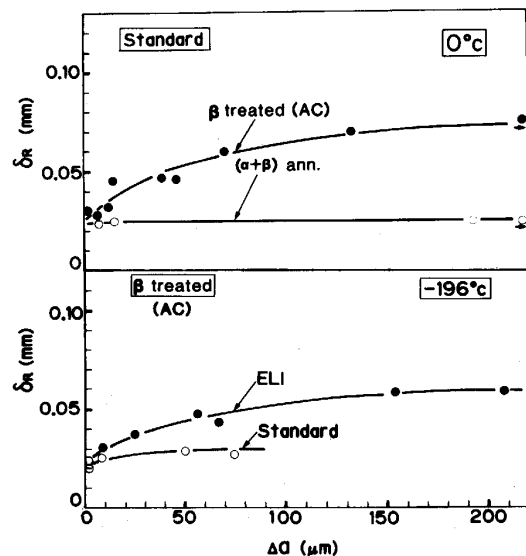


Fig. 5. Comparison of COD vs.  $\Delta a$  curves, (above) at 0°C between standard specimens with equiaxed and acicular microstructures, (below) at -196°C between standard and ELI specimens with acicular microstructure.

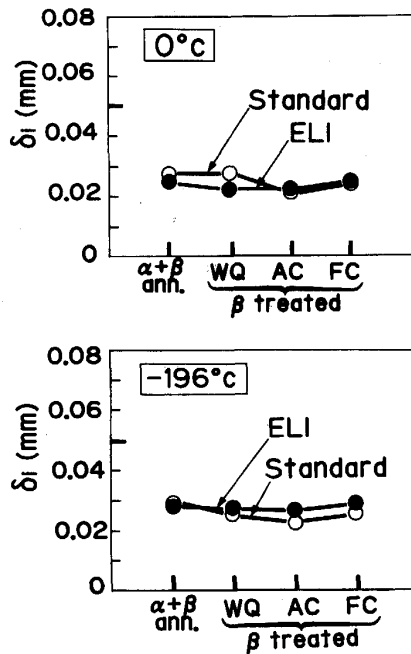


Fig. 6. Relationship between crack initiation ( $\delta_i$ ) and heat treatment conditions of Ti-6Al-4V alloys.

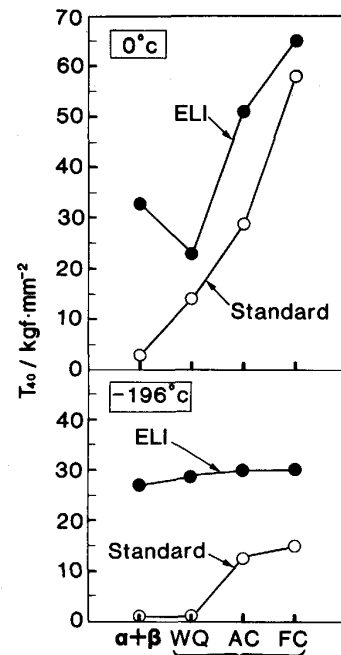
れも微視き裂の発生特性は同じであるが、微視き裂進展初期の  $R$  カーブの勾配に顕著な差が認められる。

以上の結果を定量的に評価するため、微視き裂の発生特性を  $\Delta a = 0$  における COD 値の  $\delta_i$ 、伝播抵抗を  $\Delta a = 40 \mu\text{m}$  (ASTM 規格<sup>1)</sup> の 95% オフセット線に対応するき裂進展量の 10% に相当) での  $R$  カーブの勾配、 $dJ_R/d\Delta a$  (以下  $T_{40}$  と称す) を用いて検討した。

Fig. 6 に  $\delta_i$  と熱処理条件との関係を示す。0°C では通常材、ELI 材とも  $\delta_i$  は 0.025 mm 前後でほぼ一定である。また、 $\delta_c$  値に大きな差のあった等軸材と針状材においても  $\delta_i$  に大差はない。-196°C では、 $\delta_i$  は 0°C の場合よりやや高くなる (0.025~0.030 mm) が、この場合も  $\delta_i$  は微視組織や不純物量に依存せずほぼ一定である。以上から、 $\delta_i$  は微視組織、強度、不純物量、試験温度にほとんど影響されずほぼ一定であることが明らかとなった。

Fig. 7 に  $T_{40}$  と熱処理条件の関係を示す。0°C では、微視組織により  $T_{40}$  は大きく変化する。通常材の場合、 $T_{40}$  は等軸材→水冷材→空冷材→炉冷材の順に大きくなる。ELI 材の場合はいずれの組織でも通常材よりやや高い  $T_{40}$  を示す。 $\beta$  処理材の組織による変化は通常材と同じ傾向を示すが、等軸材は水冷材より  $T_{40}$  が高く、水冷材が最も低い  $T_{40}$  を示す。以上の  $T_{40}$  の変化は、Fig. 3 で示した破壊靱性 ( $\delta_c$ ) の変化とよい対応を示す。

-196°C の場合、 $T_{40}$  の値は 0°C の場合より著しく低下し、特に通常材では各試料ともほとんどゼロになる。



$T_{40} : (dJ/d\Delta a)$  at  $\Delta a = 40 \mu\text{m}$

Fig. 7. Relationship between crack extension resistance ( $T_{40}$ ) and heat treatment conditions of Ti-6Al-4V alloys.

また組織による差も著しく小さくなる。しかし、ELI 材と通常材では、いずれの組織でも 15-20 kgf/mm<sup>2</sup> の差が常に存在し、この場合も  $\delta_c$  の変化とよい対応が認められる。

### 3.4 微視き裂進展経路の観察

Photo. 2 は通常材の等軸組織および針状組織 (空冷) のノッチ先端部の 0°C における微視き裂を示す。前報<sup>3)</sup>でも述べたように、等軸組織の場合、き裂は主に初析  $\alpha$  相界面や初析  $\alpha$  相と Transformed  $\beta$  相の界面に沿ってほぼ直線的に進展する。ノッチ先端部付近には、2-3  $\mu\text{m}$  径の円形のポイド (矢印) が存在している。ポイドの生成する位置は、 $\alpha/\alpha$  相界面や  $\alpha/\text{Transformed } \beta$  相界面である。これらのポイドはノッチ先端部付近に多く認められるが、き裂の周囲にも認められる。また微視き裂の周囲にはポイドの他に、初析  $\alpha$  相に沿って 20-30  $\mu\text{m}$  の細長い微小き裂が存在する。

一方、針状組織の場合、微視き裂はラス界面に沿ったり、ラスを横断したりして進展するが、ラスコロニー境界<sup>2)</sup>や粒界  $\alpha$  相で微視き裂の直進を阻止され、進路はジグザグに大きく屈曲している。この場合も、ノッチ先端部のラス界面やラスコロニー界面には楕円形のポイド (矢印) が認められる。ポイドの形状、分布は等軸材の場合と顕著な違いはない。また、進展したき裂の周囲にはポイドのほかに 10  $\mu\text{m}$  以上の微小き裂が認められる。

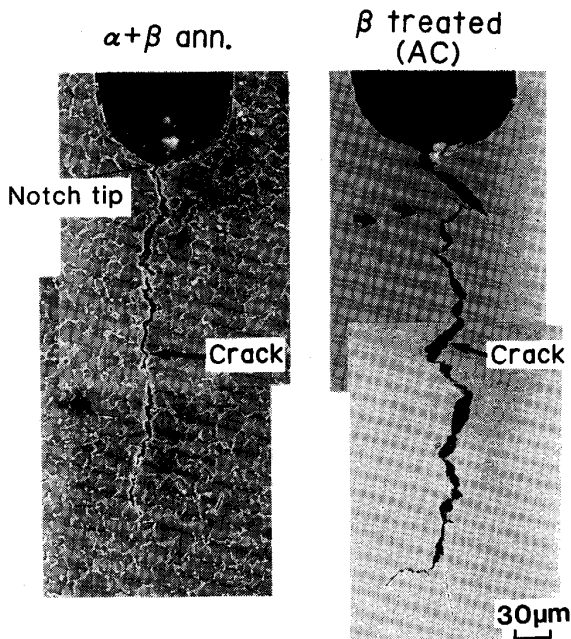


Photo. 2. SEM micrographs showing microcracks at 0°C around the notch tips preceding unstable fracture of standard specimens with equiaxed (left,  $\alpha + \beta$  annealed) and acicular (right,  $\beta$  annealed and air cooled) microstructures. Short arrows indicate microvoids around the main crack.

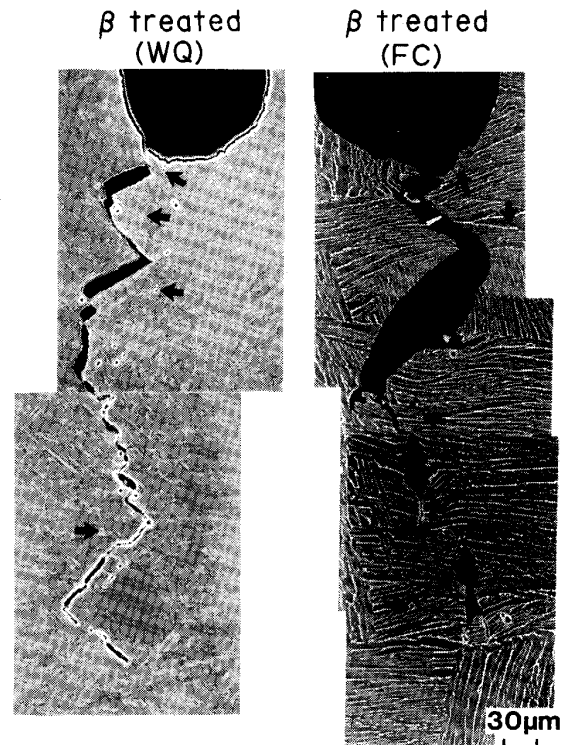


Photo. 3. SEM micrographs showing microcracks at 0°C around the notch tips preceding unstable fracture of  $\beta$ -treated ELI specimens with fine acicular (left, water quenched) and coarse acicular (right, furnace cooled) microstructures. Arrows indicate microvoids around the main crack.

Photo. 3 は、ELI 材の  $\beta$  処理材において伝播抵抗値 ( $T_{40}$ ) が最小の水冷材と、最大の炉冷材の 0°C における微視き裂を示す。水冷材の場合、き裂は微細針状組織の直線状のラスの界面に沿って進展する。水冷材ではラスがほぼ直角に交差しており、従ってき裂もラスやラスコロニー界面ではほぼ直角に屈曲しながらジグザグに進展する。しかし、き裂進展に伴う母相の塑性変形はほとんど認められない。一方、炉冷材の場合も、空冷材と同様に微視き裂は大きく屈曲して進展しており、ラスコロニー境界、粒界  $\alpha$  相がき裂の直進を阻止している。さらに、粗大化したおのおののラスの境界もき裂進展の障害になっており、ラス境界でのき裂の屈曲がひんぱんに生じている。また、き裂進展にともなう母相 ( $\alpha$  相) の塑性変形量が非常に大きいことも特徴的である。水冷材、炉冷材とも微視き裂の周囲にはポイド (矢印) や微小き裂が、空冷材の場合と同様に認められる。

#### 4. 考 察

従来、6-4 合金の破壊靱性を、ノッチ先端から生成する微視き裂の発生特性と進展特性に分けて詳しく検討した例は少ない。しかし、本実験結果からも明らかのように、6-4 合金の破壊靱性の微視機構を考える場合、微視き裂の発生特性と進展特性に分けて考えることが重要で

ある。

なお、本実験では機械ノッチ付きの試験片を使用した。 $\delta_i$  にはノッチ底の曲率半径が影響することが知られており<sup>11)</sup>、機械ノッチで得られた  $\delta_i$  は、疲労予き裂の場合より高くなると思われる。しかし、微視組織や試験温度が変化した場合の  $\delta_i$  の相対評価としては、本実験は有効であると考えられる。

#### 4.1 微視き裂の発生特性

チタン合金で、ノッチ先端から生成する微視き裂の発生点を  $\delta_i$  で評価した報告はほとんど見当たらない。しかし鉄鋼材料では、安定き裂開始点である  $\delta_i$  について数多くの報告があり、 $\delta_i$  は試験片形状、試験温度、歪み速度に依存しない値であるとされている<sup>10)</sup>。本実験では、 $\delta_i$  は試験温度以外にも、微視組織、強度、不純物量にもほとんど影響されないことが明らかになった。

一般に小規模降伏・平面歪み条件が成立する場合、 $\delta_i$  は  $K_i$  (微視き裂発生点の  $K$  値) と次式で関係づけられる<sup>10)</sup>。

$$K_i = \sqrt{E} \times \sigma_{fs} \times \delta_i / (1 - \nu^2) \dots \dots \dots (1)$$

$$\sigma_{fs} = (\sigma_B + \sigma_y) / 2, \sigma_B: \text{引張強度}, \sigma_y: \text{耐力}, \nu: \text{ポアソン}$$

Table 3.  $K_i$  values calculated from  $\delta_i$  of Ti-6Al-4V alloys.

	$K_i/\text{kgf}\cdot\text{mm}^{-3/2}$			
	Standard		ELI	
	0°C	-196°C	0°C	-196°C
$\alpha+\beta$ annealed	179(0.68)*	230(0.77)	162(0.51)	214(0.58)
$\beta$ treated (WQ)	188(0.77)	228(0.91)	162(0.54)	222(0.61)
$\beta$ treated (AC)	168(0.55)	205(0.60)	155(0.50)	206(0.53)
$\beta$ treated (FC)	162(0.49)	206(0.70)	152(0.49)	209(0.54)

\* Figures in parentheses indicate ratio of  $K_i$  to  $K_{max}$ . The  $K_{max}$  is  $K$  value at the maximum load.

ン比,  $E$ : ヤング率

(1)式から求めた  $K_i$  および  $K_i$  と最大荷重点に対応する  $K_{max}$  との比を Table 3 にまとめて示す。  $K_{IC}$  試験や COD 試験から得られた破壊靱性値 ( $\delta_c$  または  $K_{IC}$ ) が高い針状組織の空冷材と炉冷材の  $K_i$  は、いずれの条件でも  $\delta_c$  の低い等軸材、水冷材よりむしろ低い。また、通常材と ELI 材では  $\delta_c$  の高い ELI 材の方が低い  $K_i$  を示す。前報<sup>3)</sup>でも指摘したように、6-4 合金の破壊靱性向上に有効と考えられるのは、組織の針状化および不純物の低減であるが、これらの変化はいずれも微視き裂の発生特性を低下させていることが分かる。以上より、6-4 合金では微視き裂の発生特性と破壊靱性値 ( $\delta_c$ ,  $K_{IC}$ ) の間には相関がなく、むしろ逆の傾向が存在することが明らかである。

また、 $K_i/K_{max}$  は、 $K_i$  の低い針状組織の空冷材、炉冷材の方が等軸材より低い。同じ傾向が ELI 材と通常材の間にも認められ、 $K_i$  が低い ELI 材の方が逆に  $K_{max}$  は高くなっている。これは、微視き裂の発生特性が不安定破壊の開始点とも直接の関係がないことを示している。

ところで、 $\delta_i$  には微視き裂先端部に生成するボイドの挙動が大きな影響を及ぼすことが予想される。ボイドが生成するのはいずれも相界面であり、微視組織や不純物量が変化すると界面の結合状態は大きく変化すると思われる。著者らの AE による検討<sup>2)12)</sup>によれば、ボイドの生成は等軸材より針状材の方が、また通常材より ELI 材の方がそれぞれ容易である。しかし、これらのボイドの生成しやすさの違いは、 $\delta_i$  値自体にはほとんど影響を及ぼしていない。ボイドの生成挙動と微視き裂の発生特性の関係は今後さらに検討が必要である。

以上より、本実験の範囲では  $\delta_i$  (または  $K_i$ ) の差は、破壊靱性値 ( $\delta_c$  または  $K_{IC}$ ) の差と比べると非常に小さく、破壊靱性値を支配する主要因子ではないと結論できる。

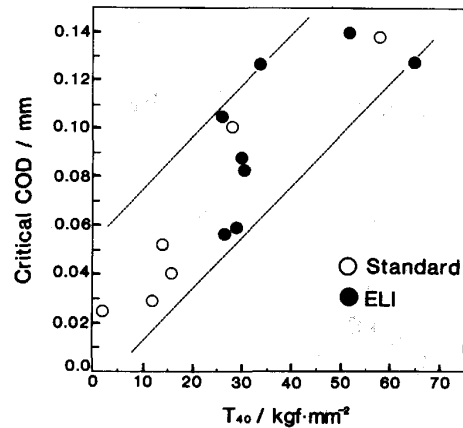


Fig. 8. Relationship between critical COD ( $\delta_c$ ) and crack extension resistance ( $T_{40}$ ) of Ti-6Al-4V alloys.

#### 4-2 微視き裂の伝播特性

前報<sup>3)</sup>では、不安定破壊前にノッチ先端に微視き裂が存在することおよび微視き裂の進展長さ  $\delta_c$  が良い対応があることを示した。しかし、本実験では不安定破壊が発生するまでの微視き裂長さ ( $\Delta a_c$ ) が最大であったのは  $\delta_c$  の低い水冷材であり、 $\delta_c$  が最も高い炉冷材は、水冷材や空冷材より微視き裂長さは短い。本来、 $\Delta a_c$  は材料のき裂進展抵抗を表す  $R$  カープ ( $J_R-\Delta a$ ) と、試験片形状等によって決まるき裂進展力曲線 (荷重一定) の関係から定まるものである<sup>10)</sup>。本実験の結果は、 $\delta_c$  ( $K_{IC}$ ) の大きさとき裂進展長さとの関係は、試験片形状などの試験条件により大きく変化することを示している。従って、ここでは  $\delta_c$  と  $R$  カープの形状との関係に注目して考察する。

本合金の  $R$  カープで特徴的なことは、微視き裂進展初期 ( $\leq 200 \mu\text{m}$ ) に  $R$  カープの勾配が大きく変化し、特に 0°C では微視組織による  $R$  カープの勾配に明瞭な差が認められることである。また、き裂が約 200  $\mu\text{m}$  以上進展した後ではその差が小さくなる。このような  $R$  カープの傾向は、Munz<sup>4)</sup> や小林ら<sup>5)</sup>の結果でも認められている。本実験では、 $R$  カープの勾配 ( $T_{40}$ ) と  $\delta_c$  は良い対応があることを示したが、Fig. 8 は  $T_{40}$  と  $\delta_c$  の関係を本実験の全データについてプロットしたものである。微視組織、不純物量や試験温度に依存せず、両者には高い相関が存在する。同様の結果が  $T_{40}$  と  $K_{IC}$  の間にも認められた。この結果は、本合金では微視組織および不純物量が主にき裂進展初期の進展抵抗 ( $T_{40}$ ) に大きな差を生じさせ、その差がそのまま COD 試験や  $K_{IC}$  試験で得られる破壊靱性値の差となって現れることを示している。すなわち、不安定破壊が生ずる前に主き裂先端から生成する微視き裂の進展抵抗が、本合金の破壊靱



性値を大きく支配していると結論できる。

チタン合金の R カーブやその勾配, すなわち微視き裂の伝播抵抗を支配している冶金因子については, 今十分な検討が行われておらず, 定量的な取扱いもされていない。ここでは, 得られた観察結果に基づき, 伝播抵抗と微視組織の関係を定性的に考察する。

等軸材と針状組織(空冷材)のき裂進展経路を比較すると, 前報<sup>3)</sup>でも述べたように, 初析  $\alpha$  相界面をほぼ直線的に進展する等軸材より, ラスコロニー境界や, 粒界  $\alpha$  相で屈曲シクザグな進展経路を示す針状材の方がより進展抵抗が高いと考えられる。しかし, 本実験の結果はこれが必ずしも成り立たないことを示している。

Photo. 3 に示すように, 水冷材は微視き裂がラスに沿って鋭角に曲がりシクザグに進展しているにもかかわらず, き裂の進展抵抗 ( $T_{40}$ ) は ELI 材の中で最も低い。これは水冷材の場合, 微細針状組織のラス界面におけるき裂進展抵抗が著しく低いため, き裂経路の屈曲が生じても全体としてのき裂伝播抵抗は非常に低くなったものと思われる。すなわち, き裂経路の屈曲による進展抵抗向上の効果が, き裂の経路であるラス界面の進展抵抗の著しい低下により隠ぺいされたものと思われる。ノッチ先端や微視き裂の先端に生成する微少き裂やき裂自体の分岐 (Branching) についても, 同様のことがいえる。すなわち, 水冷材や等軸材では, 微視き裂の周囲に微少き裂やき裂の分岐が認められるものの, 伝播抵抗は逆に小さく, 微少き裂の存在やき裂の分岐がき裂進展抵抗の向上に必ずしも寄与していないことを示している。

また, 針状材で炉冷した場合, き裂進展抵抗は空冷材より大きくなっている。これは炉冷した場合, ラスの幅が拡大すること,  $\alpha$  相と  $\beta$  相の成分分配が進み母相の  $\alpha$  相が安定化してき裂進展抵抗が高くなることにより, 個々のラスの界面がひんぱんにき裂進展の障害物になり, そこでき裂経路が屈曲すること, およびき裂が針状  $\alpha$  相を横断して進展する際,  $\alpha$  相の塑性変形量が著しく大きくなるのが原因と考えられる。

以上のように, 従来き裂進展抵抗の向上に有効であると考えられてきた各因子の他に, 微視き裂進展の経路となるラス相界面や  $\alpha$  相自体の進展抵抗の大きさも, R カーブの形状に顕著な影響を及ぼすことが考えられる。特に,  $-196^{\circ}\text{C}$  での不純物低減による伝播抵抗向上の機構を考える場合, 微視き裂の進展経路が  $0^{\circ}\text{C}$  の場合と大きな差がないことから, 相界面および母相自体の伝播抵抗の変化が大きな影響を及ぼしていると考えられる。これらの定量的な取扱いは今後の課題である。

## 5. 結 論

Ti-6Al-4V 合金のき裂発生特性およびき裂伝播特性におよぼす微視組織, 不純物量および試験温度の影響を調べ以下のような結果が得られた。

1)  $0^{\circ}\text{C}$  では, 等軸組織, 針状組織にかかわらず不安定破壊を生ずる前にノッチ先端から微視き裂が生成する。同一強度での  $\delta_c$  に差があった等軸材と針状材(空冷材)では, 微視き裂の発生特性に大きな差はなく, R カーブの初期の勾配, すなわちき裂進展初期の伝播抵抗に顕著な違いがあり, 破壊靱性値は, 微視き裂の発生特性より伝播抵抗に著しく支配される。

2)  $0^{\circ}\text{C}$  の R カーブの勾配の差には, 微視組織の違いが大きく影響しており,  $\alpha$  相界面, ラスコロニー界面, 粒界  $\alpha$  相のほか, ラス界面および  $\alpha$  相自体のき裂進展に対する抵抗の大きさも顕著な影響を及ぼしていると考えられる。

3)  $-196^{\circ}\text{C}$  では, 微視き裂の発生特性に大きな差はなく, 微視組織による R カーブの勾配の差も減少する。同一強度で  $\delta_c$  に差があった通常材と ELI 材では, 組織に関係なく微視き裂の伝播抵抗に差が認められ, これが  $\delta_c$  の差の主要な原因と考えられる。

以上のように Ti-6Al-4V 合金の破壊靱性値には, 不安定破壊前にノッチ先端から安定的に成長する微視き裂の発生特性よりも伝播抵抗特性が大きな影響を及ぼしている結論できる。

## 文 献

- 1) ASTM Designation E399-81: Standard Test Method for Plane-strain Fracture Toughness of Metallic materials
- 2) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 123
- 3) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 151
- 4) A. GYSLER and G. LUETJERING: Titanium 84', Science and Technology, **3** (1984), p. 2004
- 5) K. H. GELDA, D. MUNZ and K. H. SCHWALBE: Proc. 3rd. Int. Conf. on Titanium, Moscow, **1** (1982), p. 649
- 6) 新家光雄, 小林俊郎, 佐々木伸行: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 63
- 7) G. S. HALL, S. R. SEAGLE and H. B. BOMBERGER: ASTM STP 651 (1978), p. 227 [ASTM]
- 8) British Standard Institution, BS 5762-1976: Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing
- 9) J. D. G. SUMPTER and C. E. TURNER: ASTM STP 601 (1976), p. 3 [ASTM]
- 10) 延性破壊力学 (町田進編) (1984), p. 44 [日刊工業新聞社]
- 11) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 大橋 真, 柏木陽一郎: 日本造船学会論文集 (1974) 135, p. 307
- 12) S. MASHINO, T. KISHI, T. HORIYA and H. G. SUZUKI: Progress in Acoustic Emission IV (1988) p. 559 [The Japanese Society for Non-Destructive Inspection]