

© 1986 ISIJ

針状 α 組織を有する Ti-6Al-4V 合金の
き裂進展機構と破壊靱性

論 文

岸 輝雄*・大山 英人*²・金 教漢*³Crack Growth Mechanism and Fracture Toughness in Acicular α
Structure of Ti-6Al-4V Alloy

Teruo KISHI, Hideto OHYAMA and Kyo-han KIM

Synopsis :

To understand the microfracture process, Acoustic Emission three dimensional location, Acoustic Emission source characterization and fractography method have been applied for fracture toughness testing of acicular α structure in Ti-6Al-4V alloy. In this fracture process, quasi-cleavage microcracks of about 200 μm diameter were nucleated at the pre-fatigue crack tip along crack front, of which distribution in the direction normal to fracture surface was about $\Delta z=1.2$ mm. Main crack growth is related to the condition where the coalescence of these microcracks occurs through specimen thickness. From these results, fracture toughness K_{IC} and crack tip opening displacement $CTOD_C$ were evaluated quantitatively, using ductile fracture criterion, and it could be concluded that these microcrackings enhance the fracture toughness of acicular α -Ti alloy.

1. 緒 言

高比強度材料は、強度、延性と共にき裂進展抵抗力としての高い靱性を必要とする。Ti-6Al-4V 合金においても、従来、等軸 α 組織を有する材料が、強度と延性のバランスのとれた合金として用いられてきたが、近年靱性向上を目的に、二重溶体化処理などにより針状の α 組織を含む合金が開発されている¹⁾²⁾。

靱性を向上させるためには微細均質組織を得ることが必要となるが、たとえば、同一強度で靱性を向上させるためにはき裂先端に塑性変形、双晶、相変態、微視割れなどを合理的に導入し、き裂の応力集中を緩和し、結果として破壊エネルギーを上昇させなくてはならない。

この塑性域内の微視割れなどの挙動は、従来、ブラックボックスとして取り扱われ、定量的な解析があまりなされていながつたが、破壊力学に関連した破壊プロセスを理解するには、主き裂先端のこれらの微視割れ形成の時間的側面はもとより、その三次元位置、割れモード、および割れの大きさなどを定量的に把握し、その合体プロセスを明らかにする必要がある。しかしながら、現在のところ、たとえば、破面観察に頼る実験手法のみで

は、これらの微視割れプロセスを定量的に追求するのが難しく、この分野の研究には新たな実験、解析手法の開発が待たれている状況といえる。

本研究では著者らの開発したアコースティック・エミッション (AE) の原波形解析手法³⁾を、針状 α 組織を有する Ti-6Al-4V 合金の破壊靱性試験に適用し、き裂先端に生ずる微視割れの位置、モード、大きさを定量的に評価し、その破壊機構を明らかにすると同時に破壊靱性 K_{IC} の値を強度、伸びの値より評価し、破壊靱性を向上する微視組織の寄与に関する知見を深めようとしたものである。

2. AE 原波形解析の原理

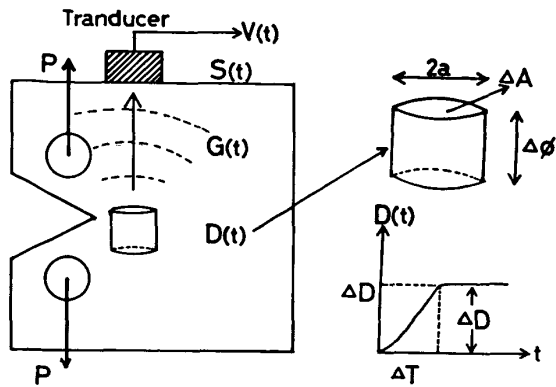
Fig. 1 に示すようにき裂先端に微視割れが生ずる場合を考える。この微視割れ生成に伴い弾性波としての AE 波が発生し、それが試片表面の変換子により検出される。引張開口のモード I 型の微視割れの形状を円柱で近似する場合、面積 ΔA (半径 a)、開口量 $\Delta\phi$ とすると、割れ形成の原波形 $D(t)$ (地震学の seismic moment に相当) は、

$$D(t) = (\lambda + 2\mu) \cdot \Delta A(t) \cdot \Delta\phi(t) \dots\dots\dots (1)$$

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 8 月 22 日受付 (Received Aug. 22, 1985)

* 東京大学工学部境界領域研究施設 工博 (Institute of Interdisciplinary Research, Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 4-6-1 Komaba Meguro-ku, Tokyo 153)

*² (株)神戸製鋼所材料研究所 (Material Research Institute, Kobe Steel, Ltd.)*³ 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)



$D(t)$: Dipole source function (seismic moment).
 $G(t)$: Dynamic Green function of media,
 $S(t)$: Response function of measuring system,
 $V(t)$: Detected AE signals,
 ΔD : The strength of source function,
 ΔT : Rising time of micro fracture,

Fig. 1. Schematic representation of AE source characterization.

Table 1. Chemical composition, heat treatment condition and tensile properties in Ti-6Al-4V

(a) Chemical composition (wt%)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.37	4.22	0.27	0.009	0.004	0.0057	0.18	bal.

(b) Heat treatment condition and prior β grain size in acicular structure (AC: air cooling).

Acicular	1343K-0.5h-AC; 0.8mm
	1343K-2h-AC; 1.4mm
	1343K-8h-AC; 1.9mm
Equiaxed	1223K-1h-AC
	993K-2h-AC

(c) Tensile properties.

	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	ϵ_f (%)	RA (%)
Acicular	89.6	100.0	9.6	14
Equiaxed	89.6	94.7	12.0	24

と与えられる⁴⁾。ここに、 λ, μ はラーメの定数である。

AE 波の伝播を示す媒体の動的グリーン関数を $G(t)$ 、変換子を含む計測系の応答関数を $S(t)$ とすると、線形応答の成り立つ範囲では検出波形 $V(t)$ は⁵⁾⁶⁾⁷⁾、

$$V(t) = S(t) \otimes G(t) \otimes D(t) \dots \dots \dots (2)$$

で与えられる。 \otimes は時間に関するたたみ込み積分を示す。それゆえ、(2)式より $V(t)$ の逆たたみ込み積分の演算により $D(t)$ が求まり、その原波形の大きさ ΔD より割れの体積 $\Delta A \cdot \Delta \phi$ が定まる。さらに、この微視割れが応力 σ の一様応力場に生じたときには、破壊力学的取扱いによりき裂の半径 a が次式で定まる⁷⁾。

$$a = \left\{ \frac{3E}{8\pi(1-\nu^2)} \cdot \frac{\Delta A \cdot \Delta \phi}{\sigma} \right\}^{1/3} \dots \dots \dots (2)$$

以上の手法により、かつ Appendix に示した複数個の

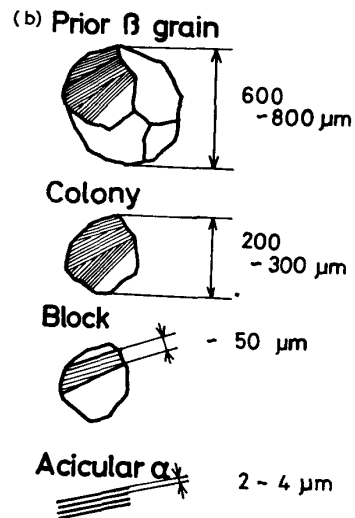


Photo. 1. (a) Light micrograph and (b) its schematic micro structure in acicular α structure.

変換子を用いた放射型式の取扱いによつて微視割れの発生時刻：三次元位置標定はもとより、引張り型、せん断型などの割れのモード、および割れの大きさが決められる。

3. 実験方法

3.1 材料と試験片

用いた材料は、Table 1(a) に示す化学組織を有する Ti-6Al-4V 合金である。熱間鍛造したインゴットを 950°C で 15 パスの熱延を行い、板厚 37 mm とし、その後、Table 1(b) に示す熱処理を施した。

Photo. 1(a) に、本合金の針状組織よりなる顕微鏡写真を示す。白色の α 相とそれを囲む形で 15~20% の β 相より成っている。Photo. 1(b) に、模式的に示したようにこの組織は、旧 β 粒の内部にコロニー、およびブロック組織を有し、平均旧 β 粒の大きさは 800 μm 、コロニーは 200~300 μm 、ブロックの幅は 50 μm 程度であり、それを構成する針状組織の幅は 2~4 μm であった。

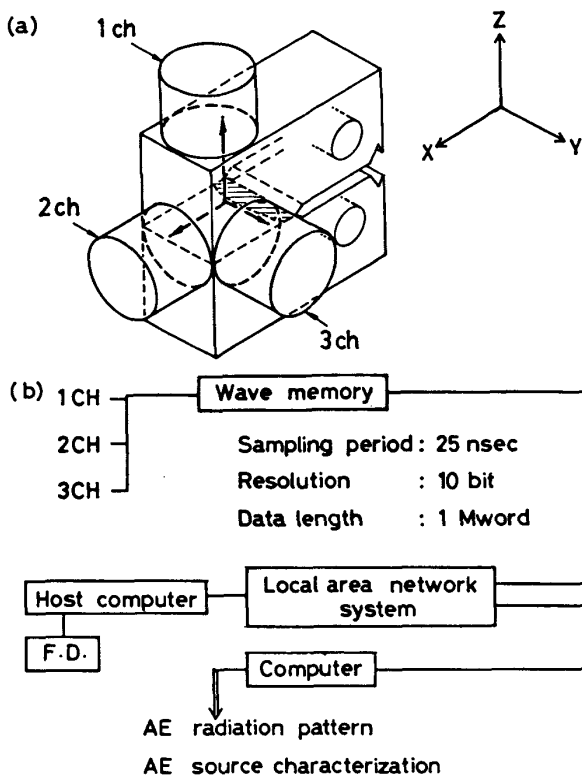


Fig. 2. (a) 1 inch compact tension specimen and (b) block diagram for AE data acquisition and analysis.

このほかに微視割れのユニットの大きさを変化させる目的で、溶体化保持時間を 2 h, 8 h と長くした針状 α 組織 (旧 β 粒径 1.4 mm, 1.9 mm), および比較材として等軸 α 組織の材料を用いた。引張試験の結果が Table 1(c) に示されている。両組織で強度はほぼ等しく、伸び、絞りは等軸材がすぐれている。

試験片は圧延方向にき裂を進展させるように切り出した 1 インチ厚のコンパクトテンション破壊靱性試験片 (1 TCT-TL) であり, Fig. 2(a) に示す形状を有し, AE の変換子を表面に装着している。疲労予き裂は $K_{max} = \Delta K = 85 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ の条件で約 2 mm 導入し, ASTM 規格 (ASTM-E399) に従って K_{IC} を求めた。

3.2 AE 計測システム

計測に用いた AE システムのブロック図を Fig. 2 (b) に示す。用いた変換子は直径 25 mm 径の広帯域変換子 FC-500 であり, その変換子の感度は変換子面積の全域で同一の特性分布を有し, また, 周波数特性は $\sim 13 \text{ MHz}$ であつた。この結果より, 変換子全域で第一到達波が AE 発生源に最も近い試片表面の位置で正確に検出されることを示しており, 三次元位置標定が可能となつた。

増幅器は $\sim 70 \text{ MHz}$ まで平坦な特性を有する NF-

BX-31 を用い, 増幅率は 40 dB である。ウェーブ・メモリーは AE-9620 で, その最大時間分解能は 40 MHz (25 ns), 10 ビット, 記憶容量 2 M バイトである。収録波形は HP-9835 のカセットに転送され解析されている。

Fig. 2 (a) に示すように 3 個の変換子を用いて, 破壊靱性試験における微視割れの三次元位置標定, および波形の放射型式を求めた。

計測系の応答関数 $S(t)$, および媒体の動的グリーン関数 $G(t)$ は, 一括してペンシル圧折の擬似音源 (解放荷重 5 N, 周波数帯域 $\sim 5 \text{ MHz}$) を用いて求めている。原波形導出の演算は求めた応答関数を用い, (2) 式を時間に関し離散化して求めた。

4. 実験結果

4.1 破壊靱性

Fig. 3 に計測された荷重 (P)-開口変位 (COD) 曲線と, 同時に計測された AE の事象数, および最大振幅の二乗で定義した AE エネルギーの累積値を示す。

図から明らかなように同一温度で延性がすぐれているにもかかわらず, 等軸材の方が荷重は低く, 求めた破壊靱性 K_Q は Table 2 に示すように針状材に比較して劣っている。なお, 本試験条件では材料板厚は, 平面ひずみ条件を満足しているため, $K_Q = K_{IC}$ とした。

4.2 AE 特性

Fig. 3 に示したように破壊靱性の高い針状組織材は, $K = K_{AE}(S) = 0.4 \sim 0.5 K_{IC}$ の値より小振幅の AE が観察され, $K = K_{AE}(L) = 0.7 K_{IC}$ のあたりより大振幅の AE が突発的に 10~20 個観察され, AE エネルギーが段階的に急増している。この関係を振幅分布で表示したのが Fig. 4 であり, プリアンプの入力換算 10 mV 以下の小振幅と, 10 mV 以上の大振幅 AE に分離される。大振幅分布の AE は $K \geq 0.7 K_Q (= K_{AE}(L))$ より計測されたが, 小振幅 AE は $K \geq 0.5 K_Q (= K_{AE}(S))$ 以降全域で計測されている。この振幅分布の整理により, AE 発生機構が二つに分けられるので⁸⁾, 以後, 小振幅, 大振幅 AE に分けて考察を進める。

一方, K_Q の低い等軸材は全荷重域を通して AE の事象数は少なく, かつ, K_{IC} 以前に大振幅 AE は全く観察されない。以上, K_Q 以前に大振幅 AE は数多く観察

Table 2. Plane strain fracture toughness K_{IC} .

	β -grain size	K_{IC} (kgf/mm ^{3/2})
Acicular α structure	0.8 mm	280
Equiaxed α structure		220

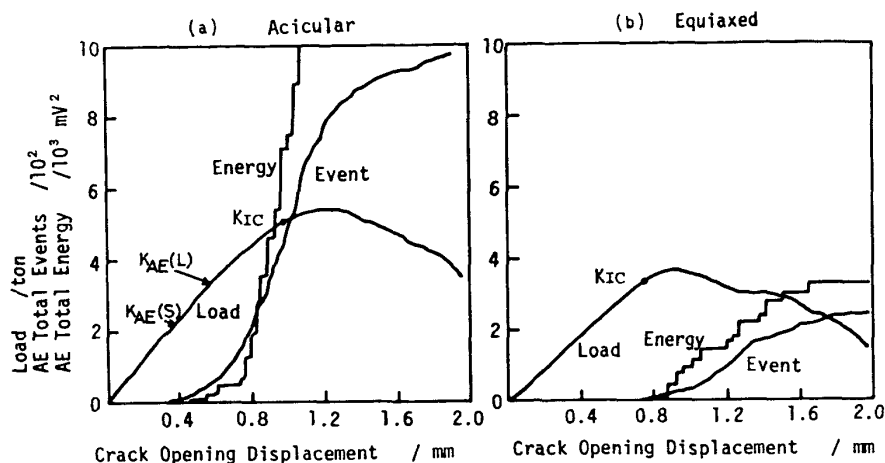


Fig. 3. Load-deflection curves with AE event counts and energy during fracture toughness testing in (a) acicular α and (b) equiaxed α structures.

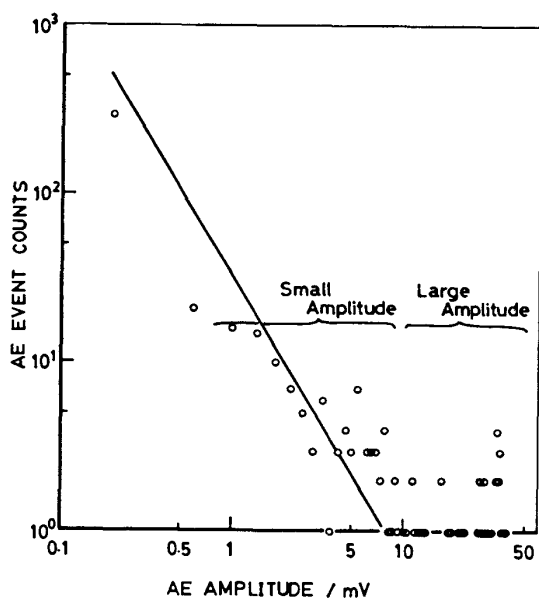


Fig. 4. Amplitude distribution of detected AE events in acicular α structure, showing small and large amplitude signals.

される針状材が K_{IC} が高く、以下に考察されるように微視割れ形成が靱性向上に寄与していることを示している。

4.3 AE 波性と割れモード

Fig. 4 に示した針状材の大振幅 AE の波形解析を以下に進めた。Fig. 5 に三つの変換子により計測された大振幅 AE の波形が示されている。観察された波形の初動立ち上がり部分の位相は、三つの波形で同一であり、かつ、ch. 1 と ch. 2 の振幅の比はほぼ 2:1 である。Appendix の Fig. 11 に示したようにこの AE 波の放射型は、純粋なモード I 型の割れに対応する。すなわち、Fig. 4 の大振幅 AE は、すべてモード I の引張開口型の割れにより生じたものであり、モード II、III

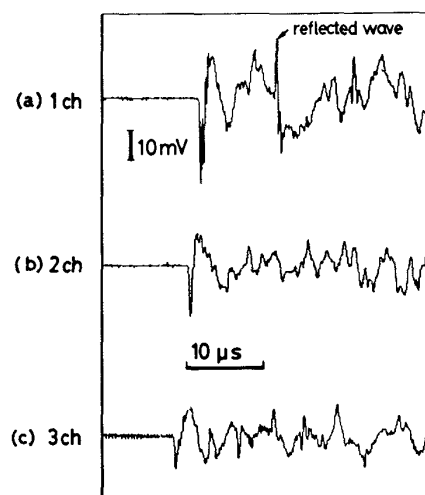


Fig. 5. Waveforms of large amplitude AE signals in acicular α detected by three wide band transducers of Fig. 2(a).

のせん断割れ、および塑性変形、双晶変態による AE は含まれていない。

4.4 モード I 微視割れの三次元位置標定

Fig. 5(a) において、初動の AE 波より約 $10 \mu\text{s}$ 後に、試片底面からの反射波が観察されている。この時間差の計測によりき裂面に対して垂直方向 (Z 方向) の微視割れの位置が、ウェーブ・メモリーの時間分解能 25 ns 、本合金の縦波音速 6000 m/s を用いることにより、 $150 \mu\text{m}$ の分解能で得られる。Z 方向の位置を決定した後、ch. 1 と ch. 2、および ch. 2 と ch. 3 との到達時間差を計測することにより X-Y 面上の位置標定が可能となり、求めた三次元位置標定の結果を Fig. 6 に示す。Fig. 6 のアラビア数字は Fig. 3 の $K_{AE}(L) = 0.7 K_{IC}$ から生じた大振幅 AE の発生順序を示す。注目すべき点は、微視割れは Z 方向 $\Delta Z = 1.2 \text{ mm}$ の範囲に生

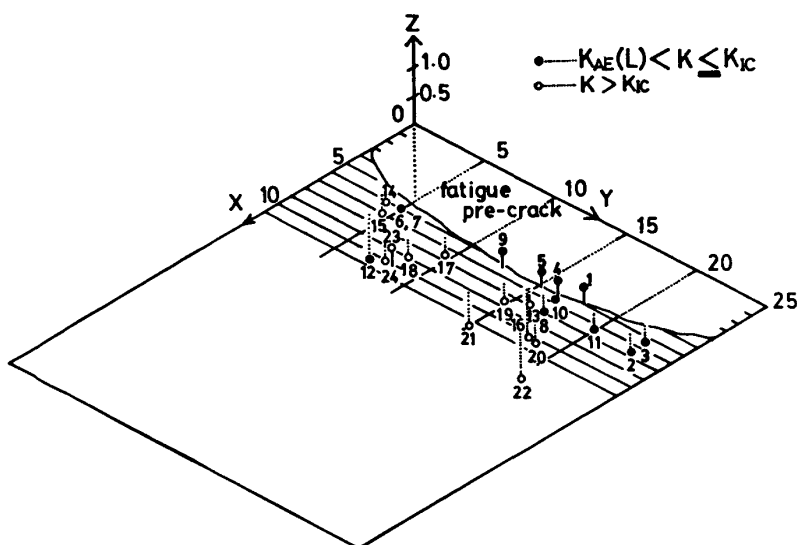


Fig. 6. Three dimensional location of large amplitude AE signals. Arabic numbers show the time sequence of detected signals.

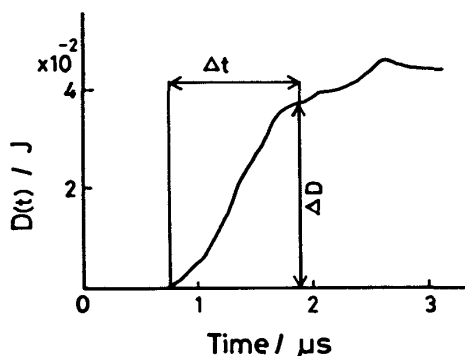


Fig. 7. A source function $D(t)$ estimated by deconvolution process from AE signal in Fig. 5(a).

じており、また、これらの微視割れは疲労き裂先端に黒丸で示した①～⑩が $K_{AE}(L) < K < K_{IC}$ で板厚方向に帯状に生じ、その後、 $K > K_{IC}$ の領域でその前方に⑪～⑳の割れが同じく板厚方向に並んで生じている。

この結果は、まず、微視割れがき裂前方に生じ、それが板厚方向に合体して巨視割れが進展し、 K_{IC} を与え、その後、同一の割れのプロセスが次々生じて主き裂が進展するプロセスを示す。

4.5 微視割れの大きさ

割れのモード、および位置が決定されたので、原波形解析の結果よりその大きさを評価する。Fig. 7 は Fig. 5(a) の検出波形 $V(t)$ より(2)式を用いて、逆たたみ込み積分により求めた AE 原波形 $D(t)$ の一例である。

この材料の $K = K_{AE}(L) \sim K_{IC}$ における塑性域の大きさは、 σ_{ys} を降伏応力とすると

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{ys}} \right)^2$$

より約 500～900 μm となり、Fig. 6 の①から⑩の微視

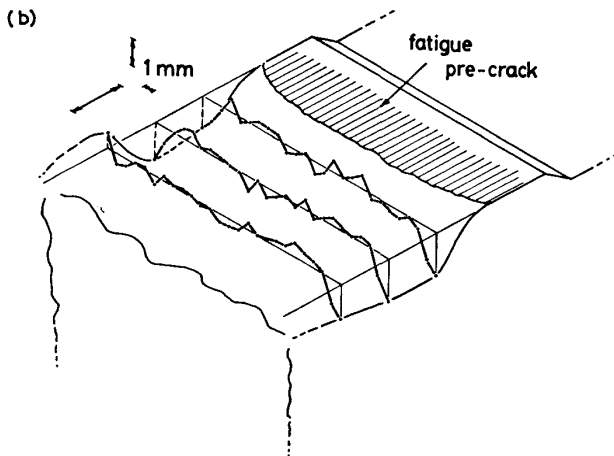
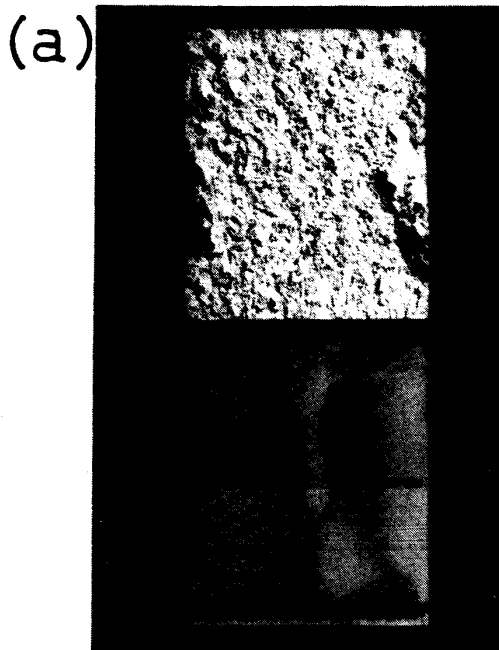
Table 3. Cracking diameter and rising time of large amplitude signals obtained by AE source characterization.

Number of emission	Diameter/ μm	Rising time/ μs
1	190	1.1
2	160	1.2
3	260	1.2
4	160	0.6
5	200	1.2
6	190	1.0
7	150	1.0
8	260	1.2
9	190	1.0
10	280	1.3
11	180	1.1

割れは、ほぼ塑性域内に生じたものといえる。加工硬化の小さい本材料においては、平面ひずみ条件が成立する場合、塑性域内では $\sigma = 3\sigma_{ys}$ の一様応力が加わつていると考えられるので、(3)式より微視割れの大きさ $2a$ を求めると、Table 3 に示すように $2a \approx 160 \sim 280 \mu\text{m}$ の値が得られた。

4.6 破面解析

Photo. 2 に破面のマクロ写真とその模式図を示す。針状材は等軸材に比べて破面の凹凸が極端に大きい、この凹凸の高低底はほぼ 1～1.5 mm であり、Fig. 6 の微視割れの Z 方向の位置標定分布とよい一致を示している。これは微視割れが核になり、板厚方向にそれらが合体した破壊プロセスを示すと思われる。Photo. 3 は走査電顕による破面観察の結果である。凹凸のはげしい破面であるが、特徴的なことは 100～300 μm の平坦な擬へき開模様のファセットが観察されていることである。このファセットは細かく見ると、はく離しやすい針状 α 相組織に沿った割れがブロックの単位で生じ、それがいくつかが合体したコロニーの大きさに相当している。このファセットの破面率は約 10% 位であり、その間は細か



(a) Fracture surface observed by light microscope.
 (b) Schematic feature of fracture surface.

Photo. 2. Fracture surface of compact tension specimen.

いディンプルで結がり、大きな凹凸の原因になっている。

5. 考 察

5.1 微視ファセットと大振幅 AE

大振幅 AE の発生源となつた微視割れと、破面解析で得られたファセットの対応が考えられる。そこで種々の K 値まで引張負荷し、そのときの大振幅 AE の累積数を計測した。その後、疲労破壊させた材料のファセットの数を計測すると、AE の事象数と 20~30% の範囲でよい一致を示した。さらに、Table 4 に示すようにへき開ファセットの破面率から求めた平均ファセットの大きさは、表中に示すように 180~290 μm であり、AE

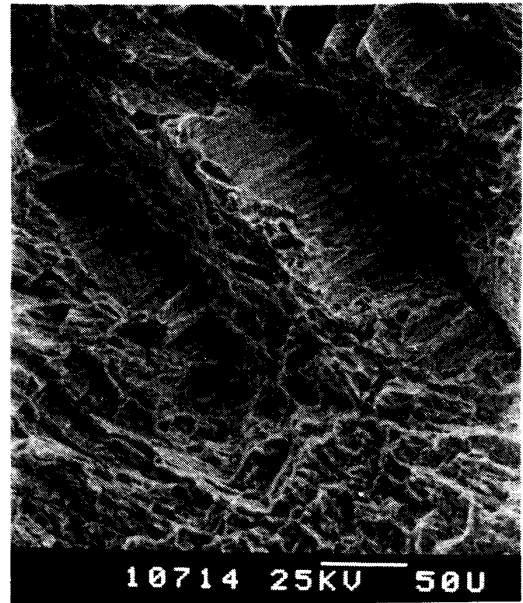


Photo. 3. Scanning electron fractograph around a crack tip.

Table 4. The number of cumulative large amplitude AE events and mean diameter of cracking facet observed on the fracture surfaces during stable crack growth.

Specimen	Number of large amplitude AE events	Mean cracking diameter μm
1	31	230
2	51	180
3	13	350
4	25	250
5	20	290
6	22	270
7	2	220

原波形解析より得られた微視割れの大きさとよい一致をみた。

また、このへき開ファセットは、コロニーの大きさの割れ単位により生じたと考えられる。旧 β 粒径を大きくするとコロニーの大きさもそれに伴い大きくなることを利用し、旧 β 粒径の大きさを変化させた試片について破壊靱性試験を行い、原波形解析を行った。Fig. 8 に得られた結果を示すが、旧 β 粒の粗大化に伴い割れの平均径は増大している。

以上、 $K < K_{IC}$ 以前に発生する大振幅 AE は、コロニー組織を単位としたへき開ファセットの形成により生じたものであり、この微視割れの形成が針状組織の破壊靱性向上に寄与しているものと結論できる。

5.2 破壊機構

破面解析、AE 信号解析の結果より本合金のき裂進展は、Fig. 9 に示すように三つの Step より成る。まず、Step 1 では $K_{AE}(S) = 0.5 K_{IC}$ の応力レベルより、 α - β

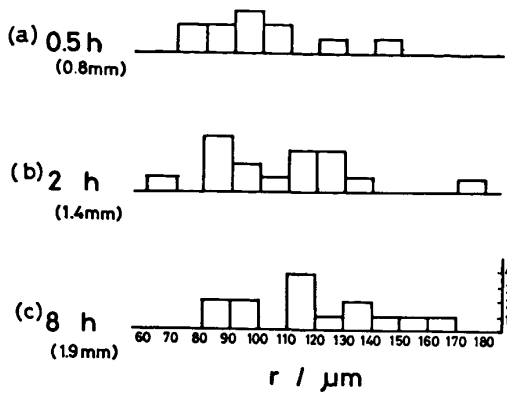


Fig. 8. Distribution of cracking radius in β -grain sizes of (a) 0.8 mm, (b) 1.4 mm, (c) 1.9 mm.

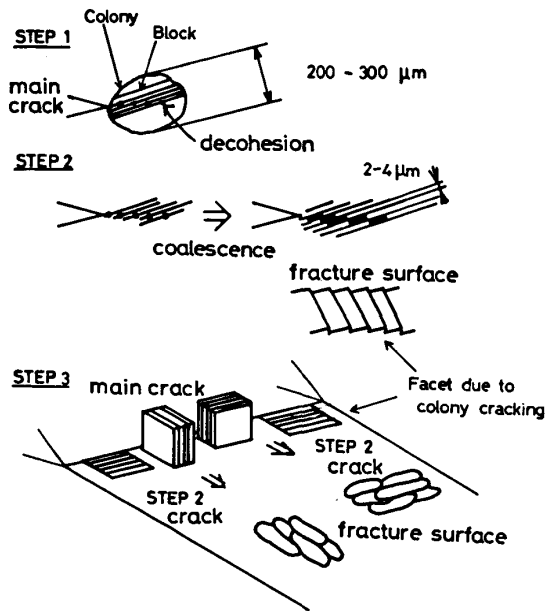


Fig. 9. Schematic crack growth process during fracture toughness testing in acicular α Ti-6Al-4V alloy.

相界面のはく離などによる極微細な割れが塑性域内に生じる。この小さな割れは、小振幅 AE として観察される。次に、Step 2 では Step 1 で生じたはく離割れなどが核となり、コロニーの大きさを単位として擬へき開ファセットを形成する。これらファセットは $K \approx 0.7 K_{IC}$ で生じ、その大きさは $200 \mu\text{m}$ 程度であり、疲労き裂に沿って上下面 1.2 mm の範囲に存在した。

Step 3 ではこれらのファセットが、 $K = 0.95 K_{IC}$ あたりよりせん断により板厚方向に合体し、巨視的なき裂進展を生じ、 K_{IC} を与える。また、へき開ファセットの上下面の位置のばらつきに対応して、破面上に $1 \sim 2 \text{ mm}$ の大きな凹凸が観測されている。

また、 $K > K_{IC}$ の領域でも、はく離の形式 \rightarrow 三次元へ

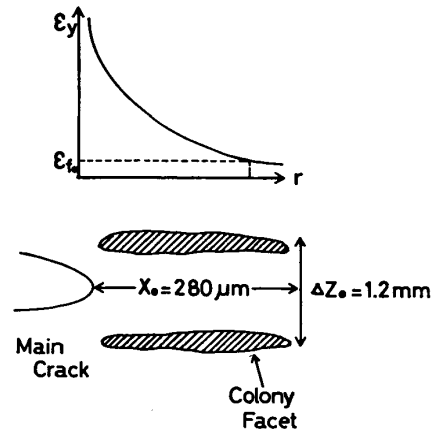


Fig. 10. Schematic representation of plane strain fracture toughness K_{IC} and crack tip opening displacement δ_c as a function of characteristic distance X_0 and ΔZ_0 around a crack tip.

き開ファセットの形成 \rightarrow その板厚方向への合体という過程のくり返しで、き裂が進展することが三次元位置標定により確認された。

5.3 破壊靱性 K_{IC} の評価

同一強度で延性が低いにもかかわらず、針状材は等軸材より破壊靱性が高いのは、き裂先端にへき開ファセットが生じ、主き裂の応力集中を緩和し、かつ、これらが合体するときディンプルを形成し、大きな塑性変形を示すことに起因すると結論する。

次に、 K_{IC} と引張試験により得られる値との関連について検討を進める。 K_{IC} と引張特性の関係は、介在物の間隔⁹⁾、介在物、粒界における微視割れ応力¹⁰⁾、およびある特性距離のひずみが、破断ひずみにいたる¹¹⁾ という取扱いにより得られている。

本材料の場合、上述のようなき裂先端の $160 \sim 280 \mu\text{m}$ のファセットが板厚方向に合体して K_{IC} が定義される場合、Fig. 10 に示すようにき裂先端 $280 \mu\text{m}$ における伸びひずみが破断ひずみに達すると、主き裂進展、すなわち K_{IC} が定義しうる。RICE によれば、主き裂面上に x の位置における y 方向のひずみ分布 ϵ_y は、

$$\epsilon_y = \lambda \epsilon_{ys} \left(\frac{\omega}{x} \right)^{1/1+n} \dots \dots \dots (5)$$

で表せる。ここに n は、加工硬化係数、 λ は塑性拘束係数、 ϵ_{ys} は降伏伸びひずみ、 ω は塑性域の大きさで、

$$\omega = \frac{1}{\beta} \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^2 \dots \dots \dots (6)$$

と与えられる。

破壊条件は ϵ_{f0} を破断ひずみとすると、

$$\epsilon_y \text{ (at } x = X_0) \geq \epsilon_{f0} \dots \dots \dots (7)$$

となり、(4)(5)式より次式が得られる。

$$K_{IC} = (\beta X_0 / \lambda^{1+n})^{1/2} \sigma_{ys} \left(\frac{\epsilon_f}{\epsilon_{ys}} \right)^{1+n/2} \dots \dots \dots (8)$$

$\beta=3\pi$, $\lambda=3$, $n=0$ として, かつ三軸応力状態にあるき裂先端での破断ひずみ ϵ_{f0} を $\epsilon_{f0}=1/2 \epsilon_f$ (ϵ_f は単軸引張試験の伸びひずみ) とすると¹²⁾, $K_{IC}=260 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 得られ, 実測した K_{IC} とよい一致を示した.

一方, き裂先端開口変位 (CTOD) は, Fig. 6 に示すように微視割れがき裂面の上下 $\Delta z=1.2 \text{ mm}$ の範囲で生じていることにより, この Δz 領域が破断ひずみ $\epsilon_f^0=1/2 \epsilon_0=0.05$ に達したことにより定義され, CTOD $=1.2 \times 0.05=60 \mu\text{m}$ となり, これは開口変位より WELLS の式¹³⁾により換算して求められた CTOD の値 $70 \mu\text{m}$ とよい一致を示した.

6. 結 言

針状組織を有する Ti-6Al-4V 合金の破壊機構を理解し, かつ, そのすぐれた破壊靱性の原因を解明することを目的に AE 原波形解析, 三次元位置標定, および破面解析を行い, き裂先端に生ずる微視割れの定量評価を進め, 以下の結果を得た.

(1) 強度が同一で延性が劣るにもかかわらず, 針状組織材は等軸組織材より高い破壊靱性を示した. 破面解析によると, 針状組織は凹凸のはげしい破面であり, かつ擬へき開ファセットが約 10% の破面率で観察された.

(2) 針状材では $K \leq K_{IC}$ の領域で多くの大振幅 AE が観察されたが, 等軸材ではこの領域でそのような AE は全く観察されない. 原波形解析によると, これらの大振幅 AE は, 疲労き裂前縁に沿って生成したモード I 型の割れにより生じ, その大きさは $X_0=160 \sim 280 \mu\text{m}$ と評価された. また, これらの割れはき裂長さ垂直方向 $z_0=1.2 \text{ mm}$ 内に分布していた.

(3) 大振幅 AE の要因となつた割れは, コロニー組織単位のへき開ファセットの形式により生じたものであり, 主き裂進展はこれらのファセットが板厚方向に合体することにより生ずることが明らかとなつた.

(4) X_0 , および ΔZ_0 を用いることにより, 破壊靱性 K_{IC} , およびき裂開口変位 δ_L が延性破壊モデルにより定量的に評価された.

(5) 針状組織の高い破壊靱性は, き裂先端に生ずる微視ファセット生成による応力集中の緩和と, 凹凸のはげしい破面形成に基づくものと結論された.

Appendix

破壊, 変形による変位のくいちがいを表すテンソル量 D_{jk} が AE 原波形であり, (1)式の $D(t)$ はその中で

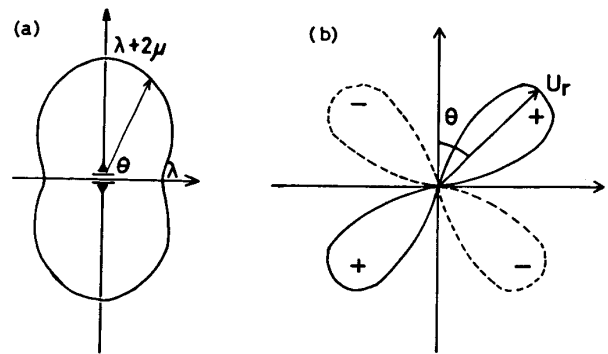


Fig. 11. Radiation pattern of emitted AE signals due to mode I and mode II cracking.

のモード I の割れを表示している. 一方, グリーン関数 G_{ij} として無限媒体の解を用いると, 位置 X' , 時刻 t' に生じた D_{jk} は, 任意の位置 X , 時刻 t における変位 $U_i(X, t)$ を次式で与える.

$$U_i(X, t) = G_{ij, k'} \otimes D_{jk}$$

ここに $G_{ij, k'} = \partial G_{ij} / \partial k'$ である.

引張り型, 及びせん断型における far field term (遠距離音場) の縦波初動の大きさの分布が, この $U_i(X, t)$ より得られる. Fig. 11 がモード I, モード II の放射型式を示すが, モード I 型では全方向同符号, モード II 型では 90° ごとに位相が逆転しており, 複数列の変換子を用いることにより, 割れのモードを決定できる⁴⁾.

文 献

- 1) 草道英武, 村上陽太郎, 木村啓造, 和泉 修: 金属チタンとその応用 (1983), p. 57 [日刊工業新聞社]
- 2) J. C. CHESNUTT, C. G. RHODES and J. C. WILLIAMS: ASTM STP, 600 (1975), p. 99
- 3) T. KISHI: Progress in Acoustic Emission II, The Japanese Society for Non-Destructive Inspection (1984), p. 302
- 4) K. AKI and P. G. RICHARDS: Quantitative Seismology I (1970), p. 599 [W. H. Freeman and Company, San-Francisco]
- 5) N. N. Hsu and S. C. HARDY: Elastic Wave and Non-Destructive Testing of Materials, AMD 29 (1978), p. 255 [ASME, New York]
- 6) H. N. G. WADLEY, C. B. SCRUBY and G. SHRIMPTON: Acta. Metall., 29 (1981), p. 399
- 7) T. KISHI and T. OHIRA: Trans. JIM., 24 (1983), p. 255
- 8) 岸 輝雄: 材料, 29 (1980), p. 765
- 9) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: Metall. Trans., 6A (1975), p. 653
- 10) C. Q. CHEN and J. F. KNOTT: Met. Sci., 15 (1981), p. 357
- 11) F. MUDRY: Doctor's These of Universite de Technologie de Compiègne (1982)
- 12) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: ASTM STP, 432 (1968), p. 5
- 13) British Standard Institution DD 19 (1972)