Ti-6Al-4V 合金の破壊靱性試験における安定き裂成長

岸 輝 雄*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 46, No. 12 (1982), pp. 1120-1124

Stable Crack Growth during Fracture Toughness Testing in Ti-6Al-4V Alloy

Teruo Kishi*

Fracture toughness testing in a Ti-6Al-4V alloy with acicular micro-structure was carried out using 20 mm thickness compact tension specimens, hot-rolled in β -phase temperature range. During the test, the amplitude distribution of Acoustic Emission signals were monitored, and these detected signals were classified into small and large amplitude distributions. With the aid of light micro-photography and electron fractography, it was revealed that small amplitude emissions result from micro-cracking due to inclusions and α - β phase boundary, and large emissions from the coalescence of these micro-crackings, that is, micro pop-in, in the unit of blocking prior β grain. The onset of stable crack growth, therefore, can be defined by the appearance of large amplitude emissions, and it can be concluded that the dynamic fracture process can be understood by the measurement of AE amplitude distribution.

(Received August 4, 1982)

I. 緒 言

高比強度材料としてのチタン合金の利用が拡がり⁽¹⁾⁽²⁾, 強度, 靱性, 耐食性など最もバランスのとれた材料として Ti-6Al-4V 合金の需要が一段と高まりつつある. このような高強度材を用いるにあたっては, 切欠き感受性が重要な材料評価因子であり, 破壊靱性の評価が必要になる^{(3)~(5)}. 普通, 平面ひずみ破壊靱性 K_{Ic} が, 破壊靱性の下限界値として用いられているが, この値は明確なポップインのない材料においては, ASTM E399-74 の規格⁽⁶⁾に従い, 約 2% のき裂進展に対応する応力拡大係数 K_{Ic} として定義されている. それ故, K_{Ic} 到達以前にすでに安定き裂の成長が生じていることになるが, この場合き裂がどのレベルの応力拡大係数の値から生じているかを知ること, そして, 生じたき裂の進展機構を明らかにすることは, 設計はもとより, 材料開発を進めるにあたり大きな知見を与えるものと考えられる. すなわち, 材料は一般に複合組織を有しており, 延性破壊モデルでは, き裂の進展も微視的には, 例えば介在物のはく離などは非常に低い K 値でき裂先端塑性域内に生じ, これらがある K 値で主き裂と合体している場合が多く, き裂進展の挙動を理解するには微視割れの動的な挙動を把握する必要がある⁽⁷⁾.

しかしながら, 普通割れは板厚中心に生ずる場合が多く, 表面観察はもとより, 動的な計測はフラクトグラフィにおいても難しいと言わざるをえない. このために電位差法⁽⁸⁾⁽⁹⁾, 超音波⁽¹⁰⁾, および AE⁽¹¹⁾⁽¹²⁾などの適用が考え

られているが, 電位差法, 超音波法等は平均的な割れの結果を計測しうるのみで, 微視割れに関する情報を与えるものではない.

AE に関しては割れ挙動を動的に把握する手法として当初より注目をあびていたが, さらに近年その取り扱いに大きな進歩があり, 変換子特性, 伝播特性に依存しない原波形を定量的に求めることも可能になってきた. それらの結果によると⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾, 短時間に大きな割れが生じた場合には大振幅の AE が計測されることが理論的にもかなり明確にされつつあり, 振幅の変化に注目した AE 計測により微視割れの挙動に関する情報が得られることが期待される.

本論文の目的は針状組織を有する $\alpha+\beta$ 型, Ti-6Al-4V 合金の破壊靱性試験における安定き裂成長の開始点を振幅の大きさに注目した AE 計測により検出すること, およびその微視割れのユニットに代表される微視的破壊挙動をこの振幅分布に注目した AE 計測, および破面解析, 表面観察の結果より明らかにしようとするものである.

II. 実 験

1. 材料と試験片

用いた Ti-6Al-4V 合金の化学組成は Table 1 に示してある. 30 mm の板厚まで β 温度領域で圧延加工し, その後, 空冷した材料を用いている. 材料組織は, Photo. 1 に示すように α 相と β 相の 2 相混合の針状組織であり, また, 200~300 μm 径の旧 β 相の結晶粒界が観察されてい

* 東京大学工学部境界領域研究施設 (Institute of Interdisciplinary Research, Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Tokyo)

Table 1 Chemical composition of specimen.

Al	V	Fe	C	O	N	H
6.13	4.08	0.200	0.018	0.154	0.0036	0.0013

Photo.1 Light micrograph of Ti-6Al-4V alloy, hot-rolled in β -phase temperature range.

Fig.1 Shape and size of compact tension specimens used.

る。この板材より Fig.1 に示す板厚 20 mm の CT 試験片を作製した。き裂進展方向は圧延方向に直角である。また、引張試験は板厚 3 mm の試験片を圧延方向に平行、および 45° 方向に切り出したものを用いて行なっている。

2. AE 計測

AE の計測は、試験片の上端部および下端部に 140 kHz の共振周波数を持つ PZT 圧電素子を 2 個取りつけ、コインデンス法によりき裂先端部より生ずる AE のみを検出している。いま、Ti 合金中の縦波速度を 6000 m/s とすると 2 μ s の時間差による空間フィルターは、き裂進展の上下 6 mm 範囲の割れの AE のみを検出していることになる。変換子を通過した信号は前置増幅器 (40 dB 増幅)、主増幅器 (20~30 dB 増幅)、フィルター (50~300 kHz) を通過し、包絡線検波した信号の事象数、およびその波高値

(振幅値) が計測されている。同時に 12 チャンネルの等分割波高分析器により、波高電圧の分布 (振幅分布) の時間変化が連続的に記録されている。また、しきい値電圧はセンサー出力換算 100 μ V である。引張試験における AE は板材の未変形部に変換子を取りつけて計測している。この場合には大振幅の AE が少なかったので主に R.M.S. (実効値) 電圧を計測している。

3. 試験方法

CT 試験片に疲労予き裂を導入したが、荷重 11.8 kN で 5×10^4 回の繰返しを加え、約 2 mm のき裂を入れてある。いくつかの試験片には、表面におけるき裂の進展を検出するため、き裂先端にクラックゲージがはりつけてある。これは、き裂の進行方向に 0.1 mm 間隔で直角にならんだグリッドがき裂の進行により切断されたときの抵抗値の変化を読み取り、き裂の長さを測定するものである。また、き裂開口変位 (COD) はクリップゲージを装着して計測している。

破壊靱性試験、引張試験共にインストロン型引張試験機 (IS-10T) を使い、引張速度 0.0083 mm/s (0.5 mm/min) で試験を行なっている。用いた応力拡大係数 K の計算には次式を用いている⁽⁶⁾。

$$K = P / (W^{1/2} \cdot B) \cdot f(a/W)$$

$$f(a/W) = 29.6 (a/W)^{1/2} - 185.5 (a/W)^{3/2} + 655.7 (a/W)^{5/2} - 1017 (a/W)^{7/2} + 638.9 (a/W)^{9/2}$$

ここで P は荷重、 a はき裂長さ、 B は板厚、 W は板幅を表わしている。

III. 実験結果

1. 引張試験に伴う AE 計測

引張試験における AE 計測の結果が Fig.2 に示されている。引張試験の AE はほぼ連続型を呈するので R.M.S. 電圧で示してあるが、そのエネルギーは非常に低く、間欠的に双晶に起因すると考えられる突発型の AE も計測されているが、その場合の波高値も高々センサー出力 500 μ V

Fig.2 R.M.S. voltage of Acoustic Emission signals detected in tensile testing. 0° and 45° show the tensile direction angle to final hot-rolled direction.

程度であった。また、六方晶金属ゆえに異方性の影響を知るために圧延方向に平行、およびそこから 45° 方向に切り出した二つの試験片を用いているが、その AE 活動度にはほとんど差がない。いずれにせよ、この材料では引張変形に伴う AE は若干双晶に伴う突発型のものがあるが、その活動度は低く、次に示す割れに伴う大振幅 AE に比較してその振幅値も小さいと言える。

2. 破壊靱性試験とそれに伴う AE

Fig.3 は、荷重 - 荷重点変位 (開口変位) の関係とそのとき生ずる AE 事象の計数を示している。ASTM 規格による K_{IC} は $K_{IC} = 80.6 \text{ MN/m}^{3/2}$ であり、これを $K_{IC}(\text{ASTM})$ と表示してある。この時、平面ひずみの板厚条件は $2.5(K_{IC}/\sigma_y)^2 = 19.1 \text{ mm}$ であり、板厚 20 mm より小さく平面ひずみの条件は満足されている。AE は $K_{IC}(\text{ASTM})$ の約 60% の荷重 ($K_I = 45.2 \text{ MN/m}^{3/2}$) より生じ、かつ 85~90% の荷重 ($K_{IC}(\text{AE}) = 68.2 \text{ MN/m}^{3/2}$) より急増している。この急増点を AE により観察された破壊靱性として本論文では以後 $K_{IC}(\text{AE})$ と定義している。この時の波形をブラウン管オシロスコープ上で観察したものが **Photo.2** である。(a) 図はバックグラウンドノイズであり、(b) 図は $K_{IC}(\text{AE})$ 以前に観察された AE であり、ピーク電圧の一番大きなもので変換子出力換算 0.8 mV 程度である。一方、(c) 図は $K_{IC}(\text{AE})$ から $K_{IC}(\text{ASTM})$ に至る荷重範囲で観察されたもので、波高値電圧が 1 mV 以上の大振幅 AE が生じている。

この点をより明確にするために、破壊靱性試験中の種々

Fig.3 Acoustic Emission event counts during fracture toughness testing.

の K 値に対応する累積 AE 事象の振幅分布を計測した結果が **Fig.4** に示されている。 $K_I = 45 \text{ MN/m}^{3/2}$ より AE が発生するが、この領域では $V_p < 0.8 \text{ mV}$ 以下の小振幅 AE のみが計測されている。 $K_I = 68.2 \text{ MN/m}^{3/2}$ の AE 急増点 $K_{IC}(\text{AE})$ 近くより $1.0 \text{ mV} < V_p < 2.0 \text{ mV}$ の大きな振幅の

Fig.4 Amplitude distribution of emission signals during fracture toughness testing. Distribution I shows the distribution of small amplitude emissions and II shows that of large amplitude.

Fig.5 Surface observation of crack growth by crack gauge and optical microscope.

Photo.2 Wave forms observed in oscilloscope. (a) noise, (b) small amplitude acoustic emission signals between $K_I(\text{AE})$ and $K_{IC}(\text{AE})$, (c) large amplitude AE between $K_{IC}(\text{AE})$ and $K_{IC}(\text{ASTM})$.

AE が計測され、図に示したような振幅分布の表示を行なうと高振幅側に振幅分布のピークが存在することになる。このように AE の振幅分布に注目すると、 $V_p=0.8\sim0.9$ mV を境にしてき裂進展の挙動が低振幅 (I 型) と高振幅 (II 型) の AE 信号に対応する 2 つの過程に分類されることが推察される。

Fig.5 はクラックゲージ、および側微鏡による側面のき裂進展長さの測定結果を示している。 $K_{Ic}(AE)$ に対応する K 値では表面においてもすでに約 0.1 mm の安定き裂成長が生じている。これはき裂長さ $a=20$ mm のほぼ 0.5% である。一方、 $K_{Ic}(ASTM)$ に相当する開口変位では 0.5~0.6 mm, すなわち、約 2~3% 近くのき裂進展が生じていることになる。

3. 破面観察

破壊後の試験片の破面観察の結果の一例が Photo.3 に示されている。この写真は $K_{Ic}(AE)$ と $K_{Ic}(ASTM)$ の間の K 値に対応した領域を示しているが、局所的なディンプル破面とそのなかにへき開模様破面が混在している。また、一つの大きな特徴は矢印で示す領域で大きなステップが観察されていることであり、割れがこのブロックの単位で進展していることが推察される。このブロックの大きさは約 300 μm の径を有しており、Photo.1 に示す旧 β 粒の大きさにほぼ対応していると考えられる。

Photo.3 Electron scanning fractograph of stable crack growth at the stress intensity factor level of $K_{Ic}(ASTM)$.

IV. 検 討

Fig.3 に見られるように K_{Ic} よりかなり低い領域から AE が生じているが、AE 計数率が急増し、かつ Fig.4 に見られるように大振幅の AE が生じはじめる $K_{Ic}(AE)$ を境にして割れ挙動に差異が生じているものと推察される。すなわち、Fig.5 の振幅分布において一つの割れ機構は一つの AE 振幅分布に対応すると考えられ⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、また、一方、低・中強度鋼において介在物の割れ、はく離とその合体過程における AE 振幅の相異に関する報告⁽¹⁷⁾ などから検討すると、Fig.4 に示したように $K_{Ic}(AE)$ 以前の小振幅 AE の振幅分布 I を生ぜしめた機構と、大振幅の分布 II を生ぜしめた割れ機構を分離して検討する必要がある。

ここで大振幅 AE の発生要因を検討してみる。いま、 $K_{Ic}(AE)$ から $K_{Ic}(ASTM)$ の間に生じている大振幅 AE (分布 II) の総数は約 100~200 個である。小振幅 AE (分布 I) の累積数は AE 計測のしきい値電圧の大きさによりその数は変化し、累積数の絶対値について言及するのは意味がないが、Fig.4 の II に示したような分布を取るものに対しては、この分布に存在する計測数を検討することは破壊のユニットを考慮するのに有益となる。この大振幅 AE 1 個が生じた場合の平均割れ面積を ΔS とすると、 B を試験片板厚、 Δa を $K_{Ic}(AE)$ より K_{Ic} の領域でのき裂進展長さ、 N を計測された大振幅 AE の累積数とすると、

$$\Delta S = \frac{\Delta a \cdot B}{N}$$

で与えられる。本実験においては $\Delta a=0.4\sim0.5$ mm, $B=20$ mm として $N=100\sim200$ ゆえに $\Delta S=0.03\sim0.04$ mm² となる。これを円で近似してその直径 $2R$ を求めると

$$2R = 2\sqrt{\frac{\Delta S}{\pi}} = 195\sim226 \mu\text{m}$$

となる。

この値は Photo.1 における旧 β 結晶粒の大きさに、また、Photo.3 における大きなステップ状の階段の示す割れユニットの大きさにほぼ等しい。もちろん、後者の関係はそれ程明確なものとはいえないが、AE1 事象が安定き裂成長時の旧 β 粒の単位の割れ進展に対応していることが理解される。

一方、小振幅 AE (I) は塑性域拡大、または微視割れに伴って生じたものと考えられる。しかしながら、この材料では Fig.2 に示すように双晶変形を含めて塑性変形に伴う AE の活動度は低い。それゆえ、これらの AE は、一部双晶変形に起因するものも含むが、鋼の場合と同様に介在物⁽¹⁸⁾、または α - β 相境界に生ずる微視割れを検出したものと考えられる。

以上の関係を模式的に示したのが Fig.6 である。(a) 図に示す荷重-開口変位関係において小振幅 AE が $K=K_{Ic}(AE)$ の荷重あたりより生じ、これは (b) 図の (1), (2) に示すように旧 β 粒界内の α - β 相境界、または介在物の割れに対応していると考えられる。(a) 図の (3) ($K=K_{Ic}(AE)$) において (c) 図に見られるように大振幅 AE が生じ始め、かつ AE 事象数も急増している。ここでは、(b) 図の (3) に示すように先に生じた微視割れが合体してほぼ旧 β 粒の大きさの割れ進展が生じたものと考えられ、 $K=K_{Ic}(AE)$ において安定き裂成長が開始したものと定義されうる。このことは Fig.5 における側面観察の結果ともよく一致しており、振幅に注目した AE 計測が主き裂進展を検出するのに有効な手法と結論される。また、 $1/3\pi(K_I/\sigma_y)^2$ により求められる $K_{Ic}(AE)$ における塑性域の大きさは約 0.8 mm であり、旧 β 粒の大きさよりは大きく、上述の過程がこの塑性域内で生ずることの妥当性は十分に考えられる。

Fig.6 Schematic crack growth model and acoustic signals' characteristics during fracture toughness testing.

(3)を越えると、き裂は以上のプロセスを繰り返して進展し、 $K_{Ic}(ASTM)$ に相当する所では $0.5 \sim 0.6$ mm, すなわち、約 $2 \sim 3\%$ のき裂進展を生じていることになる。

以上、AEの振幅分布に注目することにより、本合金のき裂進展が微視割れの生成-合体という組織に依存した不連続な挙動を取ることが動的に把握され、AE計測が割れ挙動を理解するに有力な手法となることが示されたと言える。

V. 結 言

β 温度域で圧延加工した針状組織を有する Ti-6Al-4V の 20 mm 板厚のコンパクト・テンション試験片(C-T試験片)を用いて破壊靱性試験を行ない、同時に2チャンネル・コインシデンス法により振幅分布に注目したAE計測を行ない安定き裂成長開始の検出とその割れ機構に関し、次の知見を得ている。

(1) ASTM規格に伴う K_{Ic} は $K_{Ic} = 80.6 \text{ MN/m}^{3/2}$ であり、この時試片表面で約 $2 \sim 3\%$ の安定き裂の成長が観察された。

(2) 破壊靱性試験に伴い生ずるAEは、その振幅分布を計測することにより小振幅と大振幅のAEに分類された。小振幅のAEは K_{Ic} の約 60% の K 値より生じ、一方大振幅のAEは K_{Ic} の約 85% より生じている。この大振幅AEの発生点は安定き裂成長開始点に対応し、 $K_{Ic}(AE)$ と定義された。

(3) 顕微鏡組織、および破面解析の結果の検討より大振幅AEの各事象は、旧 β 粒の単位の割れ進展により生じていることが推察された。

(4) 本合金の安定き裂成長は、小振幅AEの原因である微視割れの生成と、大振幅AEの要因である旧 β 粒単位のそれらの合体によるモデルによりその割れ機構が理解され、振幅分布に注目したAE計測がき裂進展の動的挙動の理解に有効であることが示された。

本研究を進めるにあたり有益な助言をいただいた日産自動車宇宙航空部 垣見恒男氏、中之瀬恩氏、および宇宙科学研究所 堀内 良教授、斉藤 敏氏、および研究室の各位に謝意を表わします。

文 献

- (1) 木村啓造 他：金属，**52**(1982)，No.3, 1.
- (2) 草道英武，北国一泰，西村 孝，森口康夫：材料，**30**(1981)，1061.
- (3) 小幡義彦，森 康彦，青木頭一郎：金属，**52**(1982)，No.3, 32.
- (4) H.Margolin, J.C.Williams, J.C.Chesnutt and G.Luetjering: Proc. 4th International Conference on Titanium, Ed. by H.Kitamura and O.Izumi, Vol.1, AIME, (1980), 169.
- (5) R.A.Wood and R.J.Favor: *Titanium Alloy Handbook*, Metals and Ceramics Information Center, (1972).
- (6) Annual Book of ASTM Standard, Part 31, (1970), 911.
- (7) 岸 輝雄，栗林一彦：日本金属学会会報，**20**(1981)，167.
- (8) R.O.Richie and K.J.Bathe: Int. J. of Fracture, **15**(1979)，1, 47.
- (9) 布村成具，肥後矢吉：鉄と鋼，**67**(1981)，A117.
- (10) 平野一美，小林英男，中沢 一：非破壊検査，**29**(1980)，198.
- (11) H.Takahashi, M.A.Khan and M.Suzuki: Experimental Mechanics, **21**(1980)，89.
- (12) 岸 輝雄，高橋秀明，北川英夫：非破壊検査，**30**(1981)，932.
- (13) H.N.G.Wadley, C.B.Scruby and G.Shrimpton: Acta Met., **29**(1981)，399.
- (14) 大平貴規，岸 輝雄：日本金属学会誌，**46**(1982)，518.
- (15) H.Nakasa: Proc. 4th AE Symp., (4) -1-21, Tokyo, (1978).
- (16) 岸 輝雄：材料，**29**(1980)，765.
- (17) 高橋秀明，新妻弘明，鈴木正彦，森 康彦：非破壊検査，**30**(1981)，890.
- (18) K.Ono, R.Landy and C.Ouchi: Proc. 4th AE Symp., (4) -4-33, Tokyo, (1978).