

Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金の破壊靱性 におよぼすマイクロ組織の影響

岡 勉*・前 義治²・岸 輝雄*³

The Effect of Microstructure on Fracture Toughness of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo Alloy

Tsutomu OKA, Yoshiharu MAE and Teruo KISHI

Synopsis :

The effect of microstructure on fracture toughness of near α titanium alloy Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo was investigated by Acoustic Emission three dimensional location, Acoustic Emission source characterization and fractography method. The fracture toughness of alloy with acicular α structure was superior to that of alloy with equiaxed α structure at the same yield strength level. It was considered that the result was based on the number of large amplitude Acoustic Emission events prior to KIC and on the deflection of the crack path. The large amplitude Acoustic Emission events corresponded to microcracks of 50-80 μm which nucleated at the pre-fatigue crack tip along crack front in both structures. Macroscopic crack growth occurred where these microcracks coalesced in the direction to specimen thickness. These microcracks lower the stress concentration at the crack tip. Thus it was concluded that microcrackings enhanced the fracture toughness of titanium alloy with acicular α structure.

Key words : titanium base alloy ; fracture toughness ; Acoustic Emission ; equiaxed α ; acicular α .

1. 緒 言

α , β 二相チタン合金のマイクロ組織は熱間加工条件やその後の熱処理によつてさまざまに変化し, その機械的性質におよぼす影響は大きい. それゆえ, ミクロ組織と機械的性質の関係に関する研究は従来から多数なされ^{1)~5)}, 等軸組織が強度, 延性に優れる一方, 針状組織は靱性に優れていることが明らかになり, 両者の特性をいかして靱性, 強度, 延性の調和を図つた混合組織を生み出す手法も開発されている²⁾. このように, チタン合金が構造材料として使用される際に重要な機械的性質とマイクロ組織の関係は明瞭になりつつある. しかしながら, 大部分の研究は強度とマイクロ組織に関して定性的な取扱いに終始しているため, 機械的性質を支配する材料因子がいまだ明確にされておらず, 新しい材料開発に役立つ手法を与えるには至つていなかった.

岸らは, Ti-6Al-4V 合金の破壊靱性に関してその破壊の素過程を検討し, 針状組織が高い破壊靱性を示すのは, き裂前縁に生ずる微視ファセットによる応力集中の

緩和 (Shielding 効果) とそれに関連する凹凸の激しい破面の形成によるということを報告した⁶⁾. このことから, き裂先端に微視割れ, 塑性変形, 相変態, 枝分れなどを導入するとき裂先端の応力集中を緩和することになり, 同一強度でも破壊靱性を向上させることが可能であると結論する.

本研究は Ti-6Al-4V 合金の結果をもとに, Near α 型 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金の破壊靱性と針状, 等軸, 混合組織の関係およびそれらの破壊素過程について検討を進め, 新しいチタン合金の開発に役立つ知見を深めようとするものである.

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は消耗電極式真空アーク二重溶解により溶製された 1.8t インゴットを β 域で分塊鍛造し, さらに $\alpha + \beta$ 圧延 (950°C 加熱) または β 圧延 (1050°C 加熱) した板厚 30 mm の厚板である. 化学組成を Table 1 に示す. この厚板に Table 2 に示す熱処理を施した. Con-

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 1 月 13 日受付 (Received Jan. 13, 1988)

* 三菱金属(株)中央研究所 (Central Research Institute, Mitsubishi Metal Corporation, 1-297 Kitabukuro-machi Omiya 330)

*2 三菱金属(株)中央研究所 工博 (Central Research Institute, Mitsubishi Metal Corporation)

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

dition 1 (以下 C 1) は Aerospace Material Specification (AMS 規格) の焼鈍条件, C 2 は AMS 規格の溶体化時効条件に相当し, C 3 および C 4 は二重溶体化時効処理で溶体化後の冷却を水冷および空冷とした場合である. 得られたマイクロ組織を Photo. 1 に示す. $\alpha + \beta$ 圧延材は等軸の初析 α を β 圧延材は針状の初析 α を有しており, 以降等軸初析 α 材, 針状初析 α 材と称す. いずれも C 1 では初析 α と変態 β (Transformed β), C 2 では初析 α と時効 β マトリックス (Matrix), C 3 では初析 α と向きがランダムな微細二次析出針状 α および時効 β マトリックス, C 4 では初析 α と向きがそろい C 3

に比べて粗大な二次析出針状 α および時効 β マトリックスとなつている. これらのマイクロ組織を有する供試材の引張性質を Table 3 に示す. 等軸初析 α 材の方が針状初析 α 材よりも伸び, 絞りに関していずれの状態と比較しても優れており, 耐力も同熱処理条件で比べると 20 ~ 80 MPa 高くなつている. また, 等軸初析 α 材, 針状

Table 2. Heat treatment schedules.

Condition	1.	2.	3.	4.
	900°C×1h AC+595°C×8h AC	975°C×1h WQ+595°C×8h AC	975°C×1h WQ+900°C×1h WQ+595°C×8h AC	975°C×1h AC+900°C×1h AC+595°C×8h AC

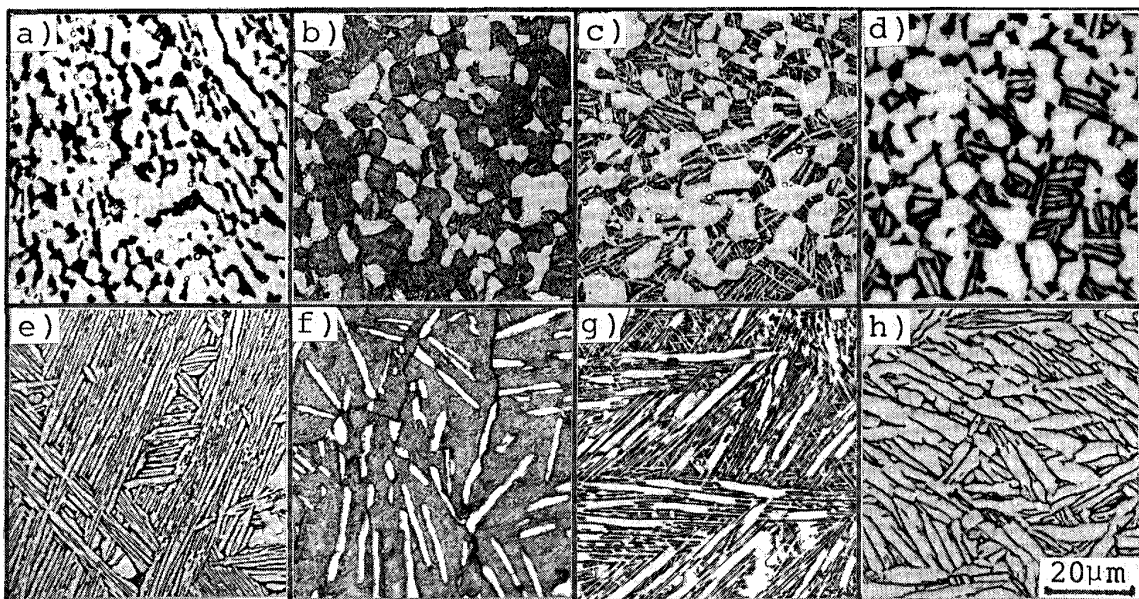
AC : Air Cool WQ : Water Quench

Table 1. Chemical composition of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo Alloy used in the work (wt%).

Element	Al	Zr	Sn	Mo	Fe	Si	O	C	N	H	Ti
Concentration	6.15	4.04	1.87	1.82	0.056	0.006	0.082	0.004	0.002	0.002	Bal.
AMS 4919 A	Min	5.50	3.50	1.80	1.80						
	Max	6.50	4.50	2.20	2.20	0.25	0.10	0.15	0.05	0.015	Bal.

Table 3. Tensile properties.

Condition	Direction	$\alpha + \beta$ rolled plate				β rolled plate			
		UTS (MPa)	0.2% YS (MPa)	El (%)	RA (%)	UTS (MPa)	0.2% YS (MPa)	El (%)	RA (%)
C1	L	994	934	14.8	32	979	851	12.8	22
	T	983	918	17.4	40	994	885	15.0	23
C2	L	1078	989	15.9	38	1038	933	7.9	14
	T	1082	977	17.4	34	1077	957	9.4	15
C3	L	1040	941	16.7	33	1007	911	10.0	14
	T	1069	953	15.4	34	1020	918	8.7	14
C4	L	953	901	17.9	35	941	841	11.6	20
	T	962	884	18.1	36	961	862	14.5	25



a), b), c), d) : $\alpha + \beta$ rolled, C1, C2, C3, C4

e), f), g), h) : β rolled, C1, C2, C3, C4

Photo. 1. Microstructures of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy used in this work.

初析 α 材のいずれも若干T方向（圧延方向に直角）がL方向（圧延方向に平行）に比較し高い強度を示すものの異方性は小さいといえ、溶体化時効状態のC2、二重溶体化時効処理の水冷C3、焼鈍状態のC1、二重溶体化時効処理の空冷C4の順に高い強度を示す。

2.2 試験方法

破壊靱性試験はき裂が圧延方向と直角（L-T方向）となる1インチ厚さのCT試験片を用い、ASTM-E399に準じて行つた。また同時にAE計測およびその原波形解析も合わせて行つた。AE計測は変換子R-15を用いてプリアンプ20dB、メインアンプ40dB、しきい値0.1mVの条件でPAC3004により行つた。原波形解析は変換子FC-500およびP-50を用い、BX-31で増幅、ウェーブメモリーAE9620に収録、HP216に転送

し解析した。原波形解析の原理をAppendixに、計測システムをFig.1に示す。

破壊靱性試験後の破面観察は走査型電子顕微鏡により、き裂進展の観察は破壊靱性試験を中断し、き裂進展部分を切断、エポキシ樹脂に埋め込み、研磨、エッチング後、光学顕微鏡により行つた。

3. 実験結果

3.1 破壊靱性

Fig.2に等軸初析 α 材と針状初析 α 材の荷重-開口変位曲線を各熱処理ごとに示す。いずれも針状初析 α 材の方が荷重は高く、 K_{IC} 値および K_{IC} 値以降の破壊抵抗が高いことがわかる。これらの荷重-開口変位曲線から求めた破壊靱性値をTable4に、耐力との相関関係をFig.3に示す。等軸初析 α 材と針状初析 α 材ともに耐

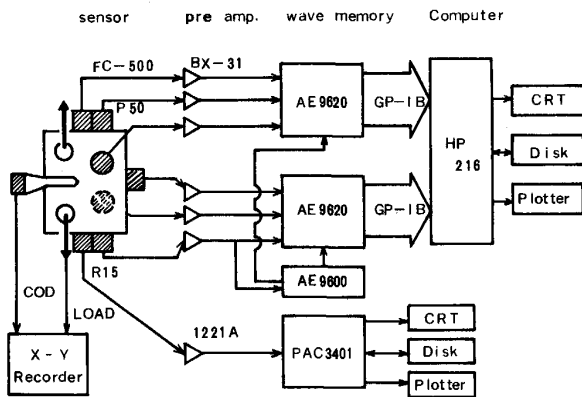


Fig. 1. Block diagram for AE analysis.

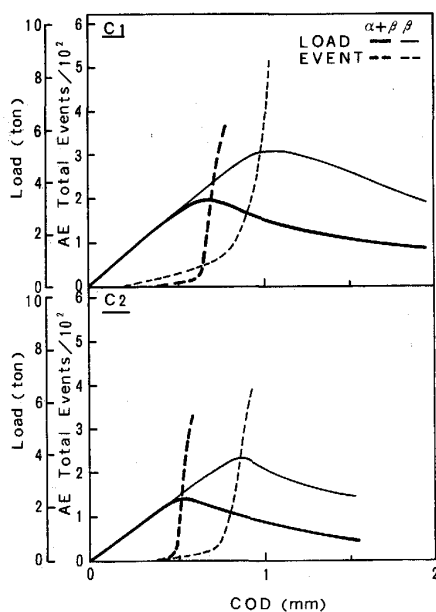


Fig. 2. Load-COD curves with AE event counts during fracture toughness testing in condition 1 and condition 2.

Condition	Direction	$\alpha + \beta$ rolled plate			β rolled plate		
		$K_{IC}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$			$K_{IC}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$		
C1	L-T	53	57	58	82	85	87
	T-L	56	58	—	*93	—	—
C2	L-T	39	43	—	70	74	—
C3	L-T	50	52	—	76	76	79
C4	L-T	62	62	72	*93	94	95

* K_Q

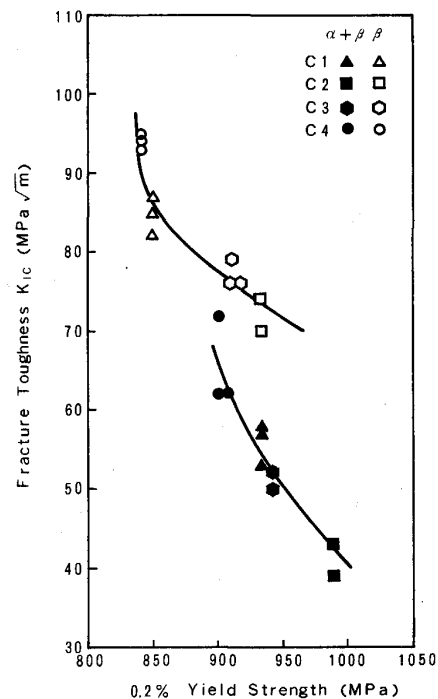
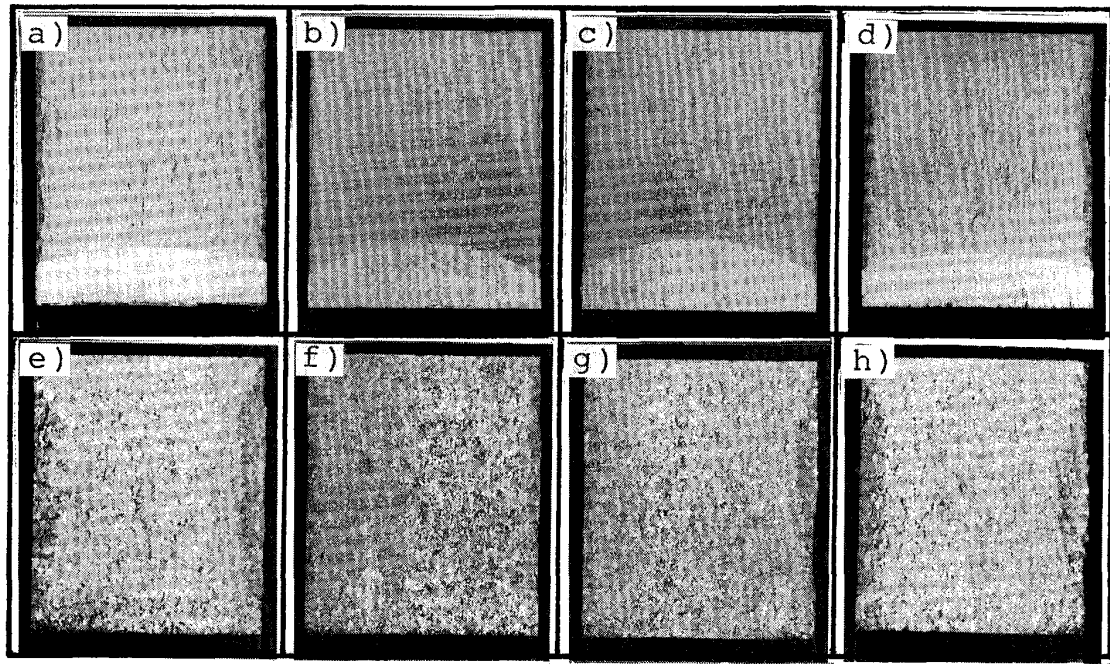


Fig. 3. Relationship between fracture toughness and 0.2% yield strength in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy.

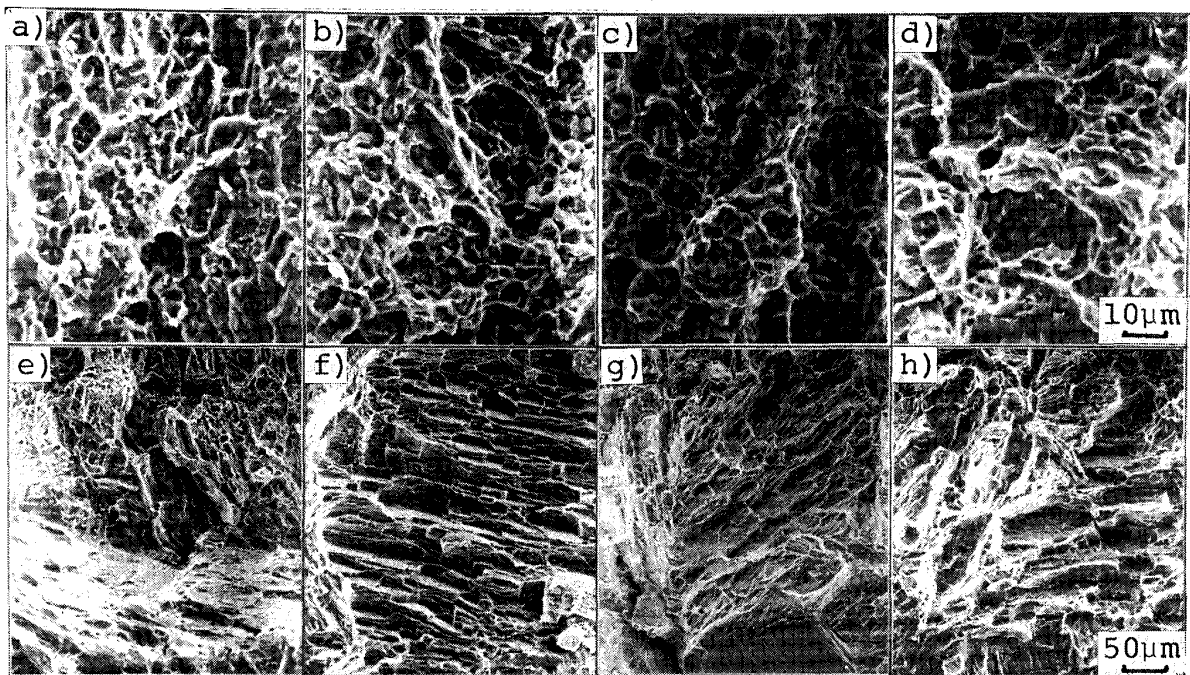
力と負の相関関係を示し、耐力が低下すると破壊靱性値は向上する。同一耐力で破壊靱性値を比較すると針状初析 α 材の方が高い値を有し、延性では等軸初析 α 材に劣るものの靱性では有利であることがわかる。しかしながら、耐力 932 MPa では $20\sim 25 \text{ MPa}\sqrt{m}$ の K_{IC} 値の差

も耐力が低下するにつれて小さくなる傾向にある。等軸初析 α 材についてマイクロ組織と破壊靱性の関係は、初析 α と時効 β マトリックスの状態 (C2) に向きがランダムで微細な二次針状 α を析出させる (C3) と靱性は向上するが、初析 α と変態 β の焼鈍状態 (C1) にはおよ



a), b), c), d): $\alpha + \beta$ rolled, C1, C2, C3, C4
e), f), g), h): β rolled, C1, C2, C3, C4

Photo. 2. Macroscopic observations of fracture surfaces.



a), b), c), d): $\alpha + \beta$ rolled, C1, C2, C3, C4
e), f), g), h): β rolled, C1, C2, C3, C4

Photo. 3. Scanning electron fractographs of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy.

ばず、二次針状 α の向きをそろえ幅を大きくする (C 4) とさらに靱性が向上するといえる。この傾向は針状初析 α 材についてもいえる。

3.2 破面観察

Photo. 2 に試験片のマクロ破面を、Photo. 3 にミクロ破面を示す。Photo. 2 から等軸初析 α 材は平坦な、針状初析 α 材は凹凸の激しい破面の様相を呈していることがわかる。さらにPhoto. 3 から等軸初析 α 材は初析 α やその間隔に相当する大きさの等軸ディンプルが認められ、一方針状初析 α 材は針状の向きがそろったブロックに相当する擬へき開ファセットとその間をつなぐ伸長ディンプルが認められる。擬へき開ファセットが破面に占める割合は 40~50% 程度である。このように等軸初析 α 材と針状初析 α 材で破面の相違が明らかである。しかし、等軸初析 α 材間および針状初析 α 材間での破面の違いは明瞭には認められない。

3.3 き裂進展経路

き裂がマイクロ組織のどの部分を進展しているかを Photo. 4 (C 2- β は欠) に示す。等軸初析 α 材は α 粒と β の界面および β マトリックス中をき裂が進展し、その経路は平坦である。一方、針状初析 α 材は α 粒と β の界面を針状 α の向きに沿ってき裂が進展し、その経路はジグザグの様相を呈している。また、向きを変える際 α 粒を貫通する部分も認められる。

3.4 AE 特性

ほぼ同一耐力である等軸初析 α 材と針状初析 α 材につ

いて、計測された AE の事象数を荷重-開口変位曲線とともに Fig. 4 に示す。上段が等軸初析 α 材 C 4、針状初析 α 材 C 3 であり、下段がそれぞれ C 1、C 2 である。どちらも AE は K_{IC} 以前から計測されている。しかしながら、等軸初析 α 材で $0.7 K_{IC}$ から針状初析 α 材で $0.4 K_{IC}$ から計測され、 K_{IC} までに計測される AE 事象数は等軸初析 α 材よりも針状初析 α 材の方がはるかに多

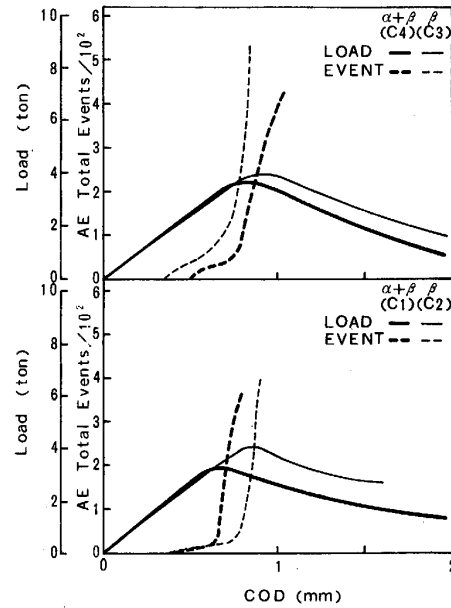
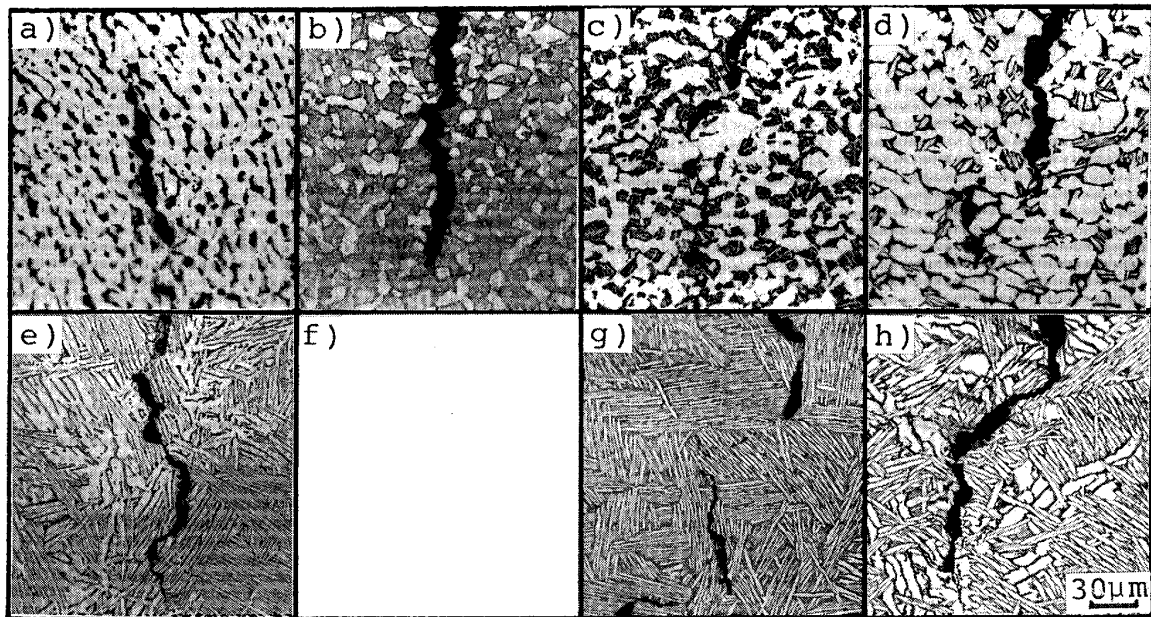


Fig. 4. Load-COD curves with AE event counts during fracture toughness testing in the same yield strength specimens.



a), b), c), d): $\alpha + \beta$ rolled, C1, C2, C3, C4
e), f), g), h): β rolled, C1, C2, C3, C4

Photo. 4. Micrographs of crack path in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy.

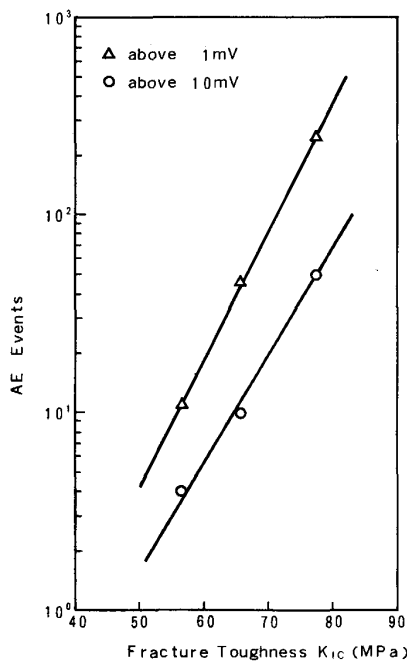


Fig. 5. Amplitude distribution of detected AE events.

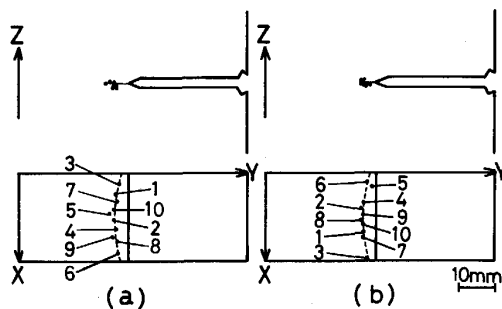


Fig. 6. Three dimensional location of large amplitude AE signals in (a) $\alpha + \beta$ rolled, C4 and (b) β rolled, C3.

いことがわかる。すなわち、AE 計数度が高いほど靱性は向上すると言えよう。

この計測された AE を振幅で整理したものが Fig. 5 である。1 mV 以上の振幅、10 mV 以上の振幅の AE について示したが、いずれも破壊靱性値が高くなるにつれて計測される AE 事象数も多くなっていることがわかる。従つて、これらのことから K_{IC} 以前に微視割れが生じ、その数の多い方が破壊靱性値が高いと結論する。

そこで、振幅が 10 mV 以上である AE に注目し、原波形解析により微視割れの位置および大きさを求めた。位置標定の結果を Fig. 6 に示す。微視割れは等軸初析 α 材、針状初析 α 材ともにき裂前縁に生じており、塑性域の大きさが

Table 5. Cracking diameter, fracture surface and cracking path morphology in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy.

	Diam. μm	Fracture surface	Crack path morphology
$\alpha + \beta$ C4	50 80 (max 130)		
β C3	50 80 (max 165)		

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

から等軸初析 α 材で $180 \mu\text{m} \sim 560 \mu\text{m}$ 、針状初析 α 材で $630 \mu\text{m} \sim 1340 \mu\text{m}$ となるため、これらの微視割れはいずれもほぼ塑性域内に生じたものである。また、Appendix に示す(3)式より位置標定された個々の微視割れの大きさを求めると、等軸初析 α 材で最大 $130 \mu\text{m}$ 、針状初析 α 材で最大 $160 \mu\text{m}$ 、大部分は $50 \sim 80 \mu\text{m}$ であつた。

Table 5 に破面、側面き裂進展および微視割れの大きさをまとめて示す。針状初析 α 材の $50 \sim 80 \mu\text{m}$ の割れは、破面の擬へき開ファセットに対応するものと考えられる。

4. 考 察

最初にマイクロ組織と破壊靱性の関係を定性的に述べると、針状初析 α 材は同一耐力で等軸初析 α 材よりも靱性に優れており、また、針状初析 α 材と等軸初析 α 材のどちらも初析 α と時効 β マトリックス中に向きがランダムな微細針状 α を生じると靱性は向上するが、破壊靱性値としては初析 α と変態 β 組織の焼鈍状態におよぼさず、二次針状 α の向きをそろえ、幅を大きくするとさらに靱性を向上させることができるといえる。この結果は Ti-6Al-4V 合金における結果⁴⁾⁷⁾と類似している。

針状初析 α 材が等軸初析 α 材よりも靱性に優れている

ことに対して、Fig. 6 に示したようにき裂前縁に生じた微視割れが大きく関与しているのは AE 特性から明白である。この微視割れの大きさは原波形解析により 50~80 μm と評価された。これを破面およびき裂進展経路と対応させてみる。Table 5 から等軸初析 α 材においては等軸ディンプルが数個合体した 50~80 μm の割れが認められ、針状初析 α 材においては針状の向きがそろったブロックの大きさに相当する 50~80 μm の擬へき開ファセットが認められる。また、き裂は等軸初析 α 材でも針状初析 α 材でも程度の大小はあるが、50~80 μm 単位で進展方向を変えていることがわかる。従つて、これらのことから同一耐力で針状初析 α 材が等軸初析 α 材より靱性に優れているのは二つの要因によると考えられる。ひとつは同一耐力で比較しているため、塑性変形を同じだけ受けるものと考え、 K_{IC} 以前に発生する微視割れの大きさが同じであるので、その微視割れの数の違いによると結論できる。すなわち、針状初析 α 材の方が K_{IC} 以前に発生する微視割れの数が多く、き裂先端の応力集中を緩和する効果が大きいといえる。このことは KACHANOV⁹⁾ が数値計算によつて求めているように、主き裂面と離れた位置に微視割れが生ずると見かけの応力拡大係数 K_I が低下するといえ、シールドイング (Shielding) 効果—結果としてマイクロクラックタフニング (Microcrack toughening) —として理解される。もうひとつはき裂進展経路がジグザグであるために、微視割れと主き裂が連結する破壊経路が長くなることである。等軸初析 α 材に比べ破壊経路が長くなるということは、吸収されるエネルギーが多くなることも意味し、それゆえ破壊靱性値は高くなる可能性がある。

次に混合組織について考える。混合組織は等軸 α 組織と針状 α 組織の中間の挙動を示す。いま、初析 α と時効 β マトリックス組織において二次析出針状 α を生ずると、き裂は初析 α と時効 β マトリックスの界面および時効 β マトリックス中を進展するので、針状 α による枝分れ (Branching) が起こり、靱性が向上すると考えられる⁹⁾。この二次析出針状 α は幅が大きく向きがそろった微小ブロック単位の方が靱性の向上に寄与する。この場合、微小ブロック単位の微視割れが生じ、き裂先端の応力集中を緩和すると思われる。

破壊靱性と引張性質の相関関係は従来より多数のモデルが検討されている¹⁰⁾。いま、Ti-6Al-4V 合金での結果にもとづき、ひずみ律速の延性破壊モデルを用いた次式で破壊靱性値 K_{IC} が定義されるものと仮定する⁶⁾¹¹⁾。

$$K_{IC} = \sqrt{(\beta/\lambda) \cdot E \cdot \sigma_{YS} \cdot \epsilon_C \cdot X_0}$$

この式は、特性距離 X_0 におけるひずみが三軸応力下

の破断ひずみ ϵ_C に達すると K_{IC} が定まるということの意味し、 β : 定数、 λ : 塑性拘束係数、 E : ヤング率、 σ_{YS} : 降伏強度である。この際、マイクロ組織因子は X_0 に含まれる。

いま、同一耐力 (932 MPa) の針状初析 α 材、等軸初析 α 材に上式の適用を試みてみる。針状初析 α 材について X_0 を求めると 300~400 μm となり、コロニーファセットの大きさと一致する。従つて、針状初析 α 材では AE 原波形解析により求めた 50~80 μm のブロックを単位とした微視割れがき裂前縁の上下方向に起こり、これが板厚方向に合体しつき裂が進展し、300~400 μm のちよどこの材料のコロニーファセットの大きさに相当する距離だけき裂が進展したところで破壊靱性値 K_{IC} が定まったといえる。等軸初析 α 材では X_0 が 100~150 μm となる。これは微視割れの大きさの 2 倍に相当する。一方、Wells の式¹²⁾よりき裂先端開口量 (CTOD) を求めると 30~40 μm となり、プロセスゾーンが 2 倍の CTOD で表されるので¹³⁾、微視割れはプロセスゾーンの大きさに相当する。すなわち、等軸初析 α 材では塑性変形によりディンプル破面を呈しながら徐々にき裂が進む。この際、数個の微視割れをき裂前縁に生じる。そしてき裂がプロセスゾーンの大きさの 2 倍の距離進展したところで K_{IC} が定まるといえる。この特性距離 X_0 はマイクロ組織との対応がつかないため検討を要するが、上述のように考えるならば、本質的に特性距離 X_0 におけるひずみが破断ひずみに至るという考え方が、等軸初析 α 材については成り立たないというべきかもしれない。また、針状初析 α 材では X_0 がコロニーファセットの大きさと対応したが、前述の関係式はき裂のジグザグ挙動や枝分れを含めていない。これらの要因は巨視的な破壊靱性値を向上させるものであり、考慮されなければならない。従つて、等軸初析 α 材における特性距離 X_0 とマイクロ組織の対応およびき裂のジグザグ挙動や枝分れを含めた関係式を明らかにすることが次の課題である。

5. 結 論

Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金の破壊靱性と針状、等軸、混合組織の関係およびその破壊素過程について検討を進め、以下の知見を得た。

(1) 同一耐力において、針状初析 α 材は等軸初析 α 材よりも高い破壊靱性を示した。また、混合組織では二次析出針状 α の幅が大きく、向きをそろえた微小ブロック単位である方が破壊靱性は高くなつた。

(2) AE 計測により K_{IC} 以前で AE が計測され、

10 mV 以上の大振幅 AE の数の多い方が破壊靱性が高くなることが観察された。この大振幅 AE はき裂前縁に生じた微視割れであり、その大きさは原波形解析により 50~80 μm と評価された。針状初析 α 材では、この微視割れの大きさは針状 α の向きがそろったブロックの大きさに相当し、等軸初析 α 材でも数個のディンプルが合体した 50~80 μm のファセットの大きさに対応している。

(3) 同一耐力で針状初析 α 材が等軸初析 α 材より高い破壊靱性を示すのは、き裂前縁の上下方向に微視割れが多数生じ、き裂先端の応力集中を緩和するシールドイング (Shielding) 効果とその微視割れが板厚方向に合体し、主き裂進展となる際、き裂進展距離が長くなることによるものと結論できる。

Appendix

き裂先端に微視割れを生ずると、弾性波としての AE 波が発生する。この原波形を $D(t)$ 、検出波形を $V(t)$ とし、AE 発生から変換子による出力までを時間に関する線形系とみなすと (1) 式が成立する。

$$V(t) = G(t) \otimes S(t) \otimes D(t) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $G(t)$ は媒体のグリーン関数、 $S(t)$ は計測系の応答関数であり、 \otimes は時間に関するたたみ込み積分を表す。

いま、き裂先端に生ずるモード I 型の微視割れの形状を円柱で近似すると、面積 ΔA (半径 a)、開口量 $\Delta\phi$ を用いて $D(t)$ は次式で表される。

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

ここで、 λ 、 μ はラーメの定数である。

従つて、(1) 式より $V(t)$ の逆たたみ込み積分により $D(t)$ が求まり、さらに (2) 式より割れの体積 $\Delta A \cdot \Delta\phi$ が求まる。この微視割れが応力 σ の一様応力場で生じたときには、

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

の関係から、半径 a が求まる。

文 献

- 1) 新家光雄, 稲垣育宏, 小林俊郎: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1397
- 2) J. A. HALL, C. M. PIERCE, D. L. RUCKLE and R. A. SPRAGUE: Mater. Sci. Eng., 9 (1972), p. 197
- 3) N. L. RICHARDS and J. T. BARNBY: Mater. Sci. Eng., 26 (1976), p. 221
- 4) J. C. CHESNUTT, C. G. RHODES and J. C. WILLIAMS: ASTM STP, 600 (1976), p. 99
- 5) 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]
- 6) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 123
- 7) 岸 輝雄, 金 教漢: 鉄と鋼, 72 (1986), S1580
- 8) M. KACHANOV: Int. Journ. of Fracture, 30 (1986), R 65
- 9) D. EYRON and C. M. PIERCE: Metall. Trans. A, 7 (1976), p. 111
- 10) J. P. HIRTH and F. H. FROES: Metall. Trans. A, 8 (1977), p. 1165
- 11) 岸 輝雄, 金 教漢: TNT 研究会資料 (1985)
- 12) British Standard Institution DD 19 (1972)
- 13) J. R. RICE and M. A. JOHNSON: Inelastic Behaviour of Solids (1970) [McGraw-Hill]