

Ti-6Al-4V 合金の靱性とマイクロ組織因子

論文

新家 光雄*・小林 俊郎*・佐々木伸行*²

Toughness and Microstructural Factor of Ti-6Al-4V Alloy

Mitsuo NIINOMI, Toshiro KOBAYASHI and Nobuyuki SASAKI

Synopsis :

Instrumented Charpy impact test, dynamic fracture toughness test and static fracture toughness test by DC electrical potential method were carried out on Ti-6Al-4V alloys with various microstructures to investigate the effect of microstructural factors including fractographic measurements on various toughness criteria, i.e., Charpy absorbed energy (E_t : total absorbed energy, E_i : apparent crack initiation energy, E_p : apparent crack propagation energy), dynamic fracture toughness (J_d), static fracture toughness (J_{IC} or K_Q), static crack propagation resistance curve (J_R curve), and static tearing modulus (T_{mat}).

Evaluated toughness of Ti-6Al-4V alloy appeared different between Charpy test and dynamic toughness test mainly because the microstructural unit which controls the fracture may be different between these tests. Evaluated toughness by J_R curve or T_{mat} did not necessarily coincide with that by J_{IC} . Thus, it is necessary to use a proper toughness criterion according to the method of design. It was found that microstructure had a more significant role in influencing the T_{mat} rather than J_{IC} . Further, the relationships between microstructural factors, i.e., areal fraction of primary α , mean free path of primary α , depth of dimples, prior β grain size, and block size, and various toughness criteria mentioned above are clearly defined.

1. 緒 言

($\alpha + \beta$) 型チタン合金である Ti-6Al-4V 合金は、熱処理によりマイクロ組織が多様に変化するため、強度および靱性を目的に応じて制御することが可能であり、他の諸性質を加味した場合にも各特性のバランスが比較的良好である¹⁾ ことから、チタン合金中で最も多用されている。したがって、本合金の強靱性に関する研究報告も多く、最近では、2 段階溶体化法などの比較的複雑な熱処理法も報告され成果を挙げている²⁾。しかし、本合金の靱性とマイクロ組織との関係は、依然として明瞭にされていないのが現状であると言える。

また、Ti-6Al-4V 合金は、高強度であるため、主として線型破壊力学を基礎とする ASTM E399³⁾ に準拠した平面歪み破壊靱性 (K_{Ic}) 試験により靱性が評価されてきているが、実際の試験では、かなりの塑性変形を伴って破壊が発生している場合が多く、弾塑性破壊力学、すなわち J 積分による靱性評価が有効と考えられる。

J 積分による靱性評価法には種々あるが、特に最近では、破壊発生後のき裂進展抵抗曲線 (R 曲線) に関心がもたれ、新しい靱性評価基準としてテアリングモジュラス (T_{mat})⁴⁾ が提案され、構造物の設計に応用しようと

する姿勢が見られる。

以上のことから、本研究では、種々の熱処理を施した Ti-6Al-4V 合金の靱性を動的条件下については計装化シャルピー衝撃試験法により、静的条件下については直流電位差法により上記弾塑性破壊力学に基づく最新評価基準を中心として評価し、マイクロ組織との関係について検討した。

2. 実験方法

本研究には、Table 1 に化学組成を示す板厚 12 mm の Ti-6Al-4V 合金圧延板を供した。この板材より、Fig. 1 に示す各試験片を機械加工により作製した。各試験片の熱処理は、Table 2 に示す 11 種類について行つたが、動的および静的破壊靱性測定試験片については、計装化シャルピー衝撃試験の結果を考慮して、これらのうち代表的な熱処理を選び施した。なお、A~F の試料は等軸 α 組織を、G~K の試料は針状 α 組織を

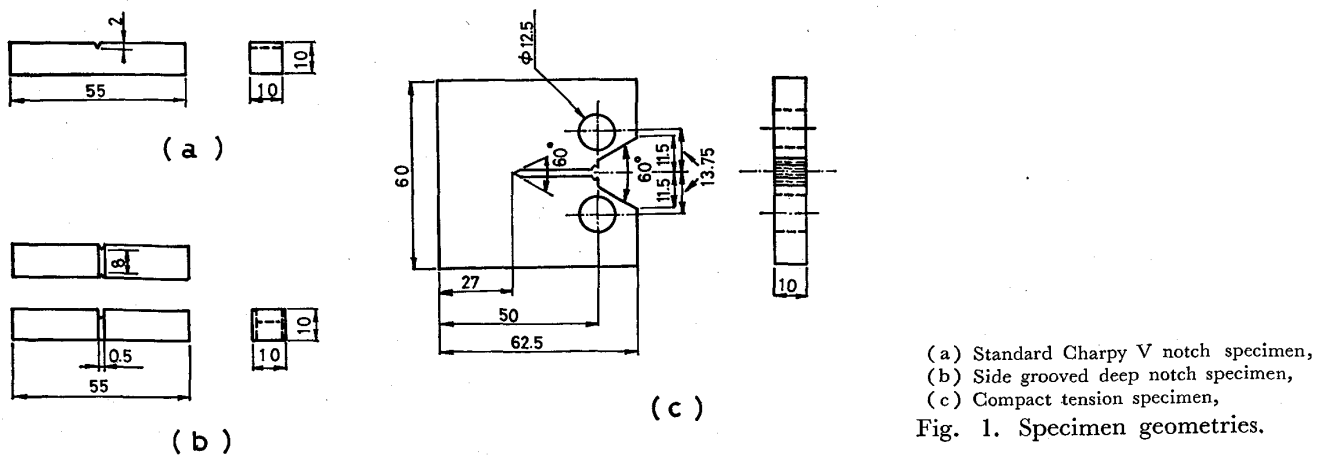
Table 1. Chemical composition of material. (mass%)

Material	Al	V	Fe	O	C	H	N
Ti-6Al-4V	6.37	4.01	0.15	0.101	0.008	0.0029	0.0099

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 6 月 18 日受付 (Received June 18, 1985)

* 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka, Tempaku-cho Toyohashi 440)

*² 豊橋技術科学大学大学院 (Graduate School, Toyohashi University of Technology)



(a) Standard Charpy V notch specimen,
 (b) Side grooved deep notch specimen,
 (c) Compact tension specimen,
 Fig. 1. Specimen geometries.

Table 2. Heat treatment condition of specimen.

Specimen	Solution treatment	Aging treatment	Microstructure	HV
A	978k × 2h, Annealing		Equiaxed α structure	308
B	1 173k × 1h AC	813k × 4h AC	"	312
C	" WQ	"	"	337
D	1 228k × 1h AC	"	"	305
E	" WQ	"	"	360
F	" "	978k × 4h AC	"	309
G	1 338k × 1h WQ	813k × 4h AC	Acicular α structure	368
H	" WQ	978k × 4h AC	"	389
I	1 423k × 1h FC	813k × 4h AC	"	300
J	" AC	"	"	345
K	" WQ	"	"	444

FC: Furnace cooling, AC: Air cooling, WQ: Water quenching, HV: Vickers hardness

呈している。

計装化シャルピー衝撃試験は、破壊靱性試験を行うための基礎資料を得るために、Fig. 1 (a) の試験片を用いて行つた。試験後、荷重-変位曲線から、演算装置により、全吸収エネルギー (E_t)、公称き裂発生エネルギー (E_i)、公称き裂伝播エネルギー (E_p) などを計算した。

動的破壊靱性試験および静的破壊靱性試験では、おのおの Fig. 1 (b) および (c) に示した試験片に ASTM E399³⁾ に準拠して疲労き裂を付加し、おのおの $a_0/W = 0.6$ および 0.55 (a_0 : 初き裂長さ, W : 試験片幅) になるようにした後、前者については計装化シャルピー衝撃試験法⁵⁾により動的破壊靱性値を、後者については直流電位差法 (EPM)⁴⁾ により静的破壊靱性値および R (J_R) 曲線を求めた。その場合、動的破壊靱性試験では、き裂発生エネルギーを最大荷重点までのエネルギーとした。一般に、き裂発生点は必ずしも最大荷重点と一致するとは限らず、材料特性および塑性拘束度などにより変化する。しかし、本研究では、サイドグループを付加し、塑性拘束度を高めていること、ならびに簡便法として、き裂発生点が最大荷重点と一致するとして解析を進めた⁷⁾。また、直流電位差法による静的破壊靱性試験でのき裂発生点は第1の電位差立ち上がり点から検出し、

J_R 曲線を求める際にはき裂進展量の補正を考慮した、ASTM E813 の推奨式⁸⁾を用いて J 積分を計算した。

各靱性評価試料については、走査型電子顕微鏡により破面形態の観察を行い、さらに等軸 α 組織の試料については初析 α 相の面積率、粒径などを、針状 α 組織の試料については旧 β 粒径などをビデオパターンアナライザーにて解析した。

3. 実験結果および考察

3.1 動的条件下での靱性評価

3.1.1 計装化シャルピー衝撃試験

Fig. 2 に計装化シャルピー衝撃試験によつて解析された各熱処理試料の各吸収エネルギー値 (E_i , E_p および E_t) を示す。

各吸収エネルギーは、等軸および針状 α 組織のいずれを呈するかにかかわらず、溶体化後の冷却速度が大きい場合、すなわち水冷 (WQ) の場合よりも、冷却速度が遅い場合、すなわち空冷 (AC) あるいは炉冷 (FC) の場合の試料の方がより高い値を示す傾向にあり、靱性の高いことを示している。また、同一溶体化処理条件では、時効温度が高い場合に各吸収エネルギーが高い傾向も認められる。

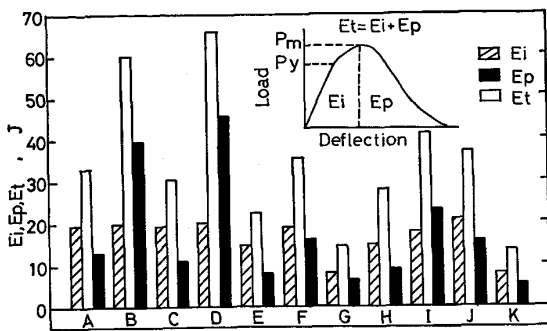


Fig. 2. Apparent crack initiation energy (E_i), apparent crack propagation energy (E_p) and total absorbed energy (E_t) obtained by instrumented Charpy impact test.

各吸収エネルギー値について、さらに詳細に検討すると、 E_i 値については、各試料間での差は小さいが、等軸 α 組織を呈する場合には、1173 および 1223 K で 1 h 溶体化後 AC し、813 K で 4 h 時効したとき (B および D) が他に比較して大きく、良好な破壊靱性値 (K_{IC}) を示す可能性を示している。針状 α 組織を呈する場合には、1423 K で 1 h 溶体化後 AC し、813 K で 4 h 時効したとき (I) に最も大きな値を示す。この値は、等軸 α 組織である B および D の熱処理試料に波若若干小さい。

一方、 E_p 値については、各熱処理条件間で明瞭な差が認められ、等軸 α 組織を示す熱処理条件 B および D で、他に比較して著しく高い値が得られている。等軸 α 組織の試料では、溶体化後の処理が AC の場合には、溶体化温度が高いほど、 E_p 値が大きく、溶体化後の処理が WQ の場合には、これとは逆に小さくなる傾向が明白に認められる。

E_t 値の各熱処理条件による違いは、主に E_p 値の各熱処理条件による違いの傾向とほぼ同一である。

以下の動的および静的破壊靱性値の評価については、以上の計装化シャルピー衝撃試験の結果を考慮し、等軸 α 組織を示す場合には、高靱性の得られた熱処理条件 B および D ならびにそれらとの比較のために熱処理条件 A の試料につき行い、針状 α 組織を示す場合には、高靱性を示す熱処理条件 I および J ならびにそれらとの比較のために熱処理条件 K の試料につき行うこととした。

3.1.2 動的破壊靱性

Fig. 3 に、前述した代表的熱処理条件の試料について得られた動的破壊靱性値 (J_d) を、シャルピー吸収エネルギー値 (E_t) とともに示す。得られた動的破壊靱性値はいずれも疲労き裂導入条件および板厚に関する Valid 条件を満足しているが、前述したように、本研究では便宜上見かけのき裂発生点を採用しているため、 J_d

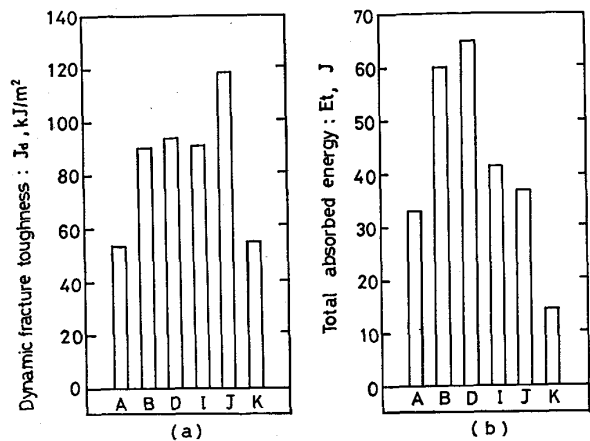


Fig. 3. Comparison between (a) dynamic fracture toughness (J_d) and (b) total absorbed energy (E_t).

となつている。

Fig. 3 からわかるように、Vノッチシャルピー試験による靱性評価では等軸 α 組織の靱性が針状 α 組織に比較して優れているのに対し、 J_d 値による靱性評価では針状 α 組織で最も優れた結果が得られており、両試験間で靱性評価が異なる。このような現象は、既に鋼やアルミニウム合金について著者らの一人によつて報告されている⁷⁾⁹⁾¹⁰⁾が、本研究結果によつて Ti 合金でも同様な現象が生じることがわかる。

いま、き裂先端の破壊を支配するマイクロ組織単位 (長さ l_0) にわたる領域が限界歪み (ϵ_f) に達したとき、破壊が発生すると考えると、限界開口変位 (δ_c) および切欠き先端半径 (ρ) を用いて、見かけの J_c は一般に次の関係で表される⁹⁾¹⁰⁾。

$$J_c \propto \sigma_y \epsilon_f \rho \quad (\sigma_y: \text{降伏応力}) \dots \dots \dots (1)$$

この関係は、動的条件下でも成立する⁹⁾¹⁰⁾。したがつて、切欠き先端半径の大きさ ρ に比例して J_d は上昇し l_0 以下の ρ では一定の J_d 値となることは容易に理解できる。等軸 α 組織と針状 α 組織とでは、この破壊を規定するマイクロ組織単位が異なることが、シャルピー試験での評価と相異なる主要原因であると推定される⁷⁾。このことは、模式的に Fig. 4 のように説明できると考えられる。

3.2 静的条件下での靱性評価

3.2.1 静的破壊靱性値

直流電位差法により、各代表的熱処理条件の試料について決定された静的弾塑性破壊靱性値 J_{IC} を Table 3 に示す。同表には、[ASTM E399 規定³⁾に基づく 5% off set 点から決定される K_Q 値および J_{IC} (EPM) 値より換算される $K_{IC}(J)$ 値ならびに $K_{IC}(J)/K_Q$ 値も示

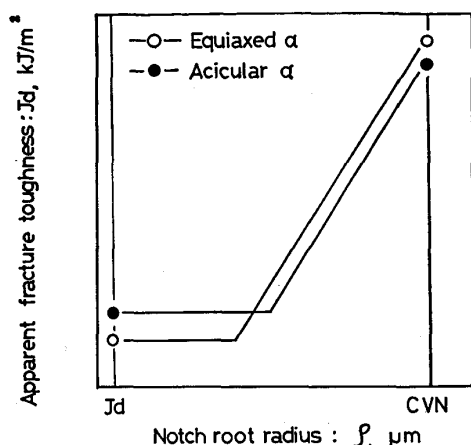


Fig. 4. Schematic representation of the difference of toughness evaluation between Charpy V notch (CVN) test and dynamic fracture toughness test.

Table 3. J_{IC} determined by DC electrical potential method ($J_{IC}(EPM)$), K_Q determined according to ASTM-E399, $K_{IC}(J)$ converted from $J_{IC}(EPM)$ and $K_{IC}(J)/K_Q$.

Specimen	A	B	D	I	J	K
$J_{IC}(EPM)$ (kJ/m ²)	37.3	47.3	55.3	27.0	31.8	19.6
K_Q (MPam ^{1/2})	68.8	81.1	87.0	90.6	86.9	82.9
$K_{IC}(J)$ (MPam ^{1/2})	65.0	75.4	81.0	60.8	66.9	49.4
$K_{IC}(J)/K_Q$	0.94	0.93	0.93	0.67	0.77	0.60

$$K_{IC}(J) = \sqrt{J_{IC}(EPM) \cdot E / (1 - \nu^2)}, E: \text{Young's modulus}, \nu: \text{Poisson's ratio}$$

した。等軸 α 組織試料では、 K_Q 値および $K_{IC}(J)$ 値は、ほぼ一致する傾向にあるが、針状 α 組織試料では K_Q 値に比べ $K_{IC}(J)$ 値が著しく小さく、しかも針状 α 組織試料の J_{IC} 値は等軸 α 組織試料のそれと比較し著しく小さい。しかし、 K_Q 値に注目した場合、針状 α 組織試料での値が最も大きく得られており、 J_{IC} 値とは全く逆の靱性評価を与えている。針状 α 組織試料では、AE 測定による破壊靱性評価においても、AE により評価される $K_{IC}(AE)$ 値と ASTM E399⁹⁾ に基づく K_{IC} 値との間に大きな差が認められており、この原因として後述する針状 α コロニーの大きな割れ (50~300 μm 程度) がかなり低荷重側で既に生じていることによるとしている¹¹⁾。本研究の現象も同様の理由と考えられる。したがって、針状 α 組織での直流電位差に基づく J_{IC} 値は、針状 α コロニーの割れを破壊発生とした靱性値であり、 K_Q 値には針状 α コロニーの割れを含めた安定き裂成長の影響がかなり含まれていると考えられる。針状 α 組織では、後述するように、破面の凹凸が激しく、破面単位が大きいほど K_Q 値が向上する。この事実は、安定成長き裂面が荷重軸に対して垂直でなく、3 次元的にもかなり折れ曲がった状態にあることを示す。

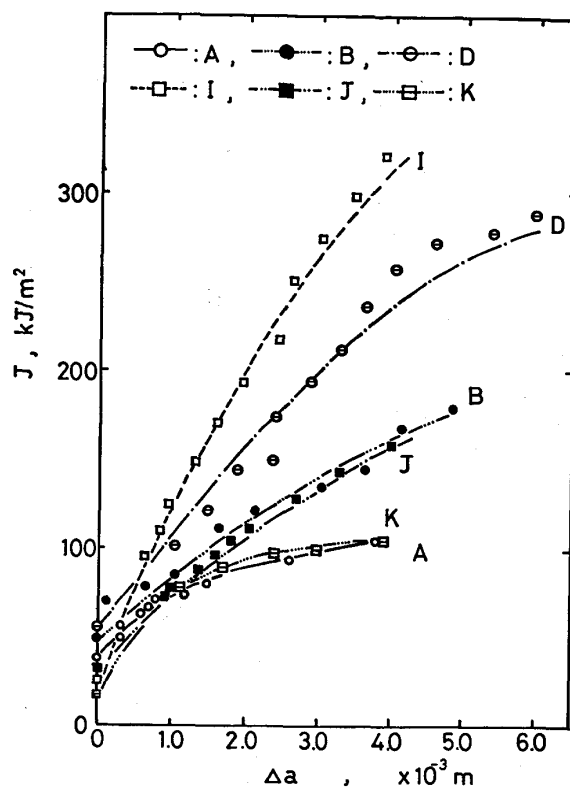


Fig. 5. Change of J integral value with crack extension (Δa).

すなわち、破面単位が大きいほど、き裂進展方向が偏倚する。このことは、作用する有効な応力拡大係数レベルの減少に直接結びつく¹²⁾¹³⁾と考えられ、その結果、臨界の K_Q 値の上昇につながったと結論できる。

3.2.2 J_R 曲線および T_{mat}

Fig. 5 に破壊靱性試験を行つた場合と同様の熱処理条件の試料につき、電位差法により測定した R 曲線 (J_R 曲線) を示す。いずれの試料でもき裂の進展とともに J 値は放物線的な増大化傾向を示している。き裂進展量が極めて小さい範囲では、等軸 α 組織試料に比べ、針状 α 組織試料での J 値の方が小さく、き裂進展抵抗が小さいが、き裂進展量が大きな領域では、むしろ針状 α 組織試料での J 値が大きくなる場合が認められ、この組織試料でのき裂進展抵抗が大きくなる傾向がある。次に、この J_R 曲線の傾きから得られる材料のき裂進展への安定性を示す T_{mat} ($= (E/\sigma_0^2) \cdot (dJ/da)$, $\sigma_0 = (\sigma_y + \sigma_B)/2$, σ_0 : 流動応力, σ_B : 引張強さ) のき裂進展量に対する変化を Fig. 6 に示す。 T_{mat} は、き裂進展初期に大きな値を示し、き裂進展量が 1 ないし 2 mm 以内で比較的急激に低下しほぼ一定値に近づく傾向を示しており、他材料で報告¹⁴⁾されている T_{mat} のき裂進展に対する変化傾向と類似している。安定き裂成長が不安定き裂成長へ移行するときの条件は、負荷系のテアリング

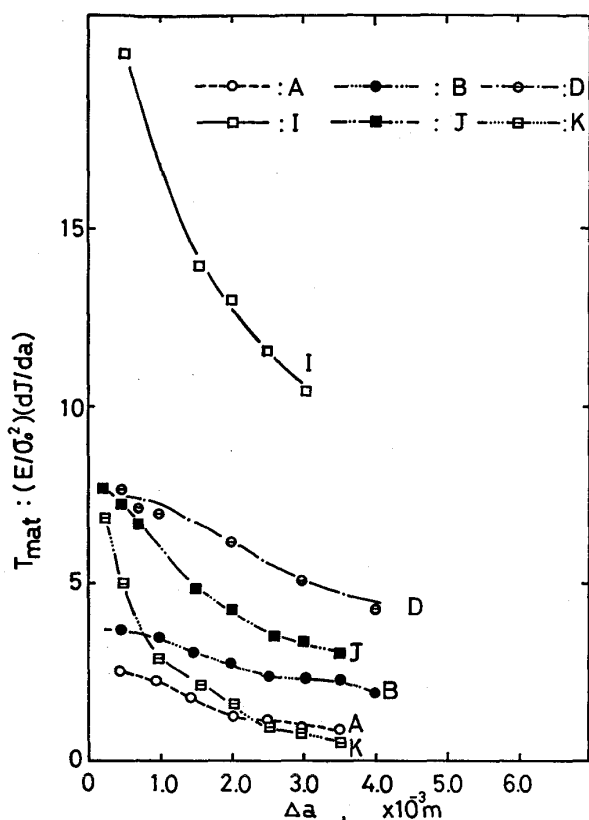


Fig. 6. Change of tearing modulus (T_{mat}) with crack extension (Δa).

モジュラスを T_{app} とすると $T_{app} > T_{mat}$ である⁴⁾ ことから、 T_{mat} の大きな材料ほど不安定き裂成長への抵抗が大きく、き裂が発生した後ただちに急速破壊へ進展する可能性が小さいことを示す。本研究では、針状 α 組織を呈する熱処理条件 I の試料の T_{mat} が最も大きく、不安定き裂進展への抵抗が最も大きいことがわかる。このような点は、必ずしもシャルピー試験や J_{IC} 試験では判定できない重要な示唆である。針状 α 組織試料では、き裂進展初期の T_{mat} は大きい、き裂進展量が大きくなつた場合には、かなり低下し、不安定化しやすいと思われる。等軸 α 組織では、き裂進展量に対する T_{mat} の変化は小さい。

ここで、各靱性値 (E_i , E_p , E_t , K_Q および J_{IC}) と T_{mat} との関係を Fig. 7 に示す。この場合、JSME-SO01 J_{IC} 試験法¹⁵⁾ で R 曲線の決定に許される最大き裂進展量 ($\Delta a=1$ mm) での T_{mat} 値を用いた。等軸および針状 α 組織間で各異なつた相関ではあるが、 T_{mat} はき裂発生抵抗を表す E_i および J_{IC} に対してよりも、き裂進展抵抗を表す E_p あるいは、前述の議論からき裂進展抵抗をかなり反映している E_t および K_Q との相関性が良好であり、き裂進展開始靱性 (特に、 J_{IC}) およびき裂進展抵抗靱性 (T_{mat}) 間での靱性評価には、大

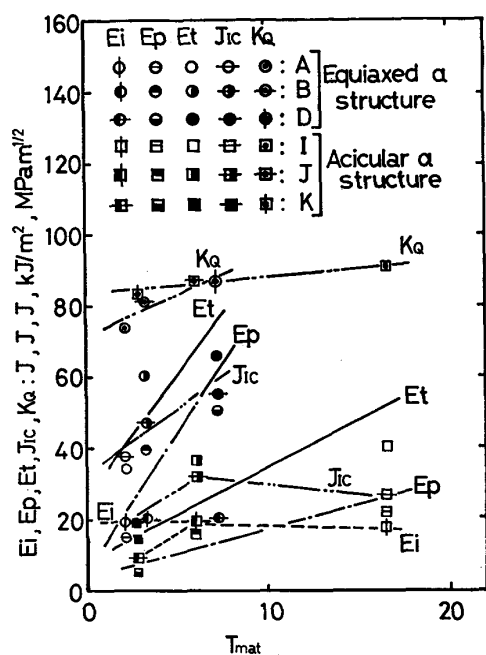


Fig. 7. Relation among E_i , E_p , E_t , J_{IC} , K_Q and T_{mat} .

きな差異が認められ、最近注目されている損傷許容設計を行うような場合には、き裂進展開始靱性だけを考慮したのでは過剰設計となり、誤つた結果を導く可能性があるといえる。また、シャルピー吸収エネルギーは、主にき裂進展抵抗を反映しやすいという点も注目値する。

最近、マイクロ組織の影響は、き裂進展開始靱性に対してよりもき裂進展抵抗靱性に対して明瞭に現れることが指摘されているが¹⁶⁾、後述するように、 T_{mat} とマイクロ組織との間に良好な相関性が認められ、本研究結果もこれを支持している。したがって、熱処理工の試料の T_{mat} が高いのは、この試料での破面単位が大きく、き裂の進展方向が大きく偏倚する結果の反映と考えられる。

3.3 各靱性値 (E_i , J_d , J_{IC} , K_Q および T_{mat}) とマイクロ組織単位との関係

3.3.1 等軸 α 組織

Fig. 8 に E_t および初析 α 相面積率間の関係を示す。両者の関係は、溶体化後の冷却速度に依存しており、溶体化後 AC した場合には、負の相関性を示す。このことは、熱処理条件により、初析 α 相の破壊に対して果す役割が異なることを示しているとも考えられるが、むしろこの付近の β 量 ($\approx 20\sim 30\%$) の所で、 β 相の破壊に関与する連続性が変化することが主因ではないかと思われる。つまり、 β 相の基地中での連続性が失われると負の相関性が認められ、き裂は優先的に初析 α 相あるいは α/β 界面を伝播経路として脆化しやすくなるとと思われる。

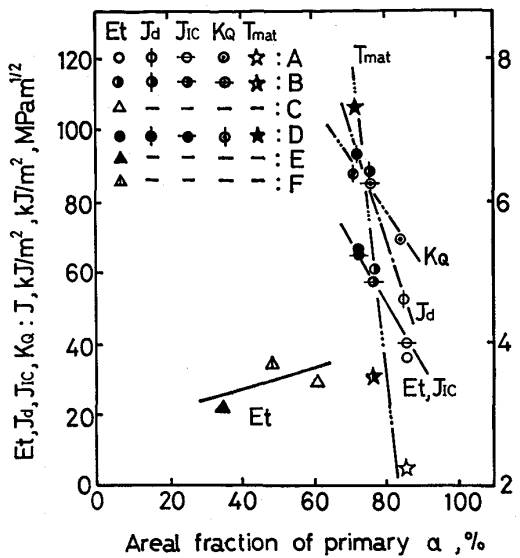


Fig. 8. Relation among E_t , J_d , J_{IC} , K_Q , T_{mat} and areal fraction of primary α (Equiaxed α structure).

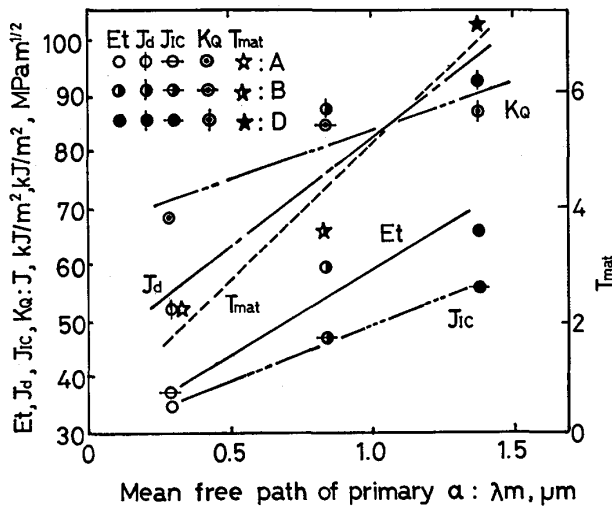


Fig. 9. Relation among E_t , J_d , J_{IC} , K_Q , T_{mat} and mean free path of primary α (Equiaxed α structure).

さらに、Fig. 8 には、 J_d 、 J_{IC} 、 K_Q および T_{mat} と初析 α 相面積率との関係についても示す。各靱性値は、初析 α 相面積率に対し E_t と類似した相関性を示すことがわかる。したがって、靱性値が初析 α 相面積率に対し負の相関性を示すようなときには、初析 α 相がき裂の発生源および伝播経路形成源として作用することがより主張される。

次に、上記の場合について E_t 、 J_d 、 J_{IC} 、 K_Q および T_{mat} と初析 α 相の平均自由距離 (λ_m) との関係を図 9 に示す。この場合、初析 α 相を球形と仮定し次式¹⁷⁾により平均自由距離 (λ_m) を計算した。

$$\lambda_m = (4R_0/3f) \cdot (1-f) \dots\dots\dots (2)$$

(R_0 : 初析 α の半径, f : 初析 α 相面積率 (%) / 100)

いずれの靱性値も初析 α 相の平均自由距離と良好な相関性を示していることがわかる。

前述したように、破壊靱性値は、き裂先端が鈍化し限界開口変位 (δ_c) に達するまでに示す材料の抵抗を示す。したがって、Fig. 9 の試料では初析 α 相の平均自由距離 λ_m および限界開口変位 (δ_c) 間には、 $\delta_c = k \cdot \lambda_m$ (k : 定数) なる関係が予測され、破壊を支配するマイクロ組織単位距離 (l_0) は λ_m に対応していることが推定される。

3.3.2 針状 α 組織

Fig. 10 に E_t 、 J_d 、 J_{IC} 、 K_Q および T_{mat} と旧 β 粒径との関係を示す。 E_t および K_Q と旧 β 粒径との間には明らかに相関性が認められ、旧 β 粒径の粗大化に伴って E_t 、 K_Q および T_{mat} が増大し、靱性が向上する傾向にある。これは、鋼やアルミニウム合金で知られているような結晶粒微細化により靱性値が向上するという一般的事実とは逆の結果となつている。しかし、本研究では、 E_t 、 K_Q および T_{mat} の値は後述する破面観察からより明白となるが、旧 β 粒径よりもむしろ旧 β 粒を構成する下部組織である針状 α コロニーの大きさとより相関していると考えられ、旧 β 粒の大きさと針状 α コロニーの大きさとがほぼ比例関係にあることから本現象が生じたと思われる。しかし、組織の粗大化に伴い E_t 、 K_Q および T_{mat} が上昇する傾向にかわりはない。

3.4 破面単位と靱性との関係

Photo. 1 に代表例を示すように、等軸 α 組織を示す試料では、破面全体が等軸ディンプルによつて形成されており、針状 α 組織を示す試料では凹凸の激しいプロ

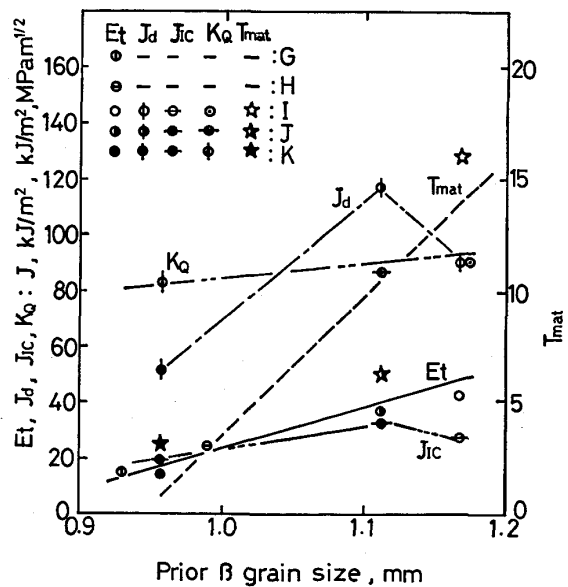


Fig. 10. Relation among E_t , J_d , J_{IC} , K_Q , T_{mat} and prior β grain size (Acicular α structure).

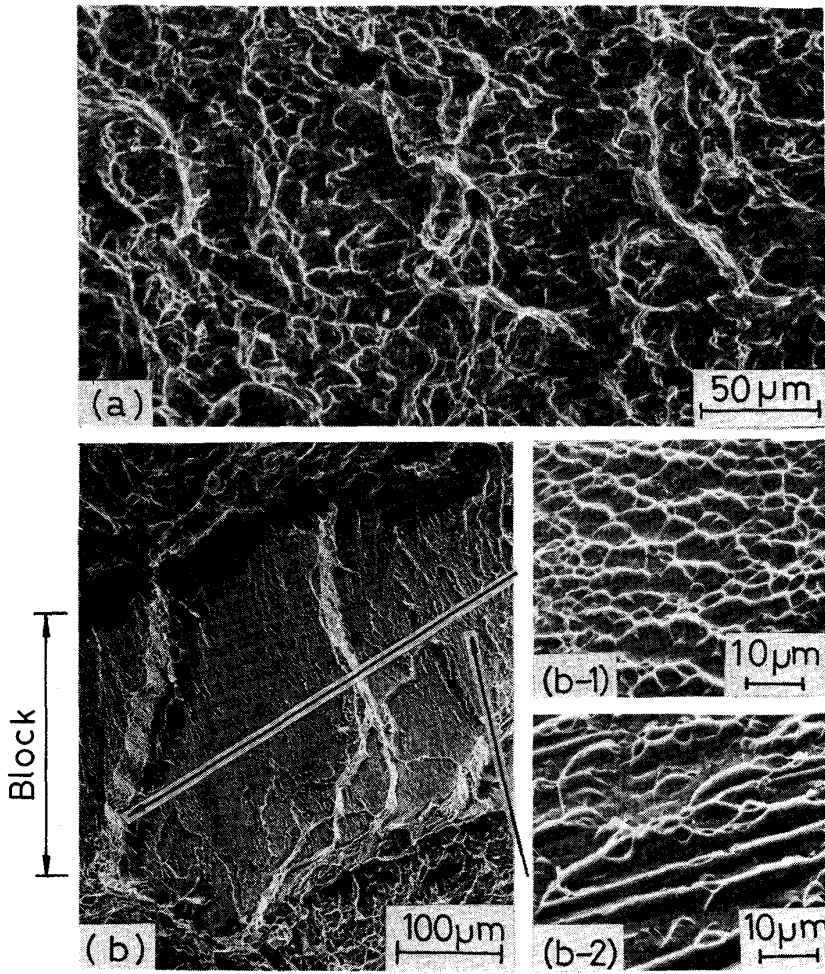


Photo. 1. Typical fractographs of (a) : equiaxed α structural material and (b) : acicular α structural material ((b) : low magnification, (b-1), (b-2) : high magnification).

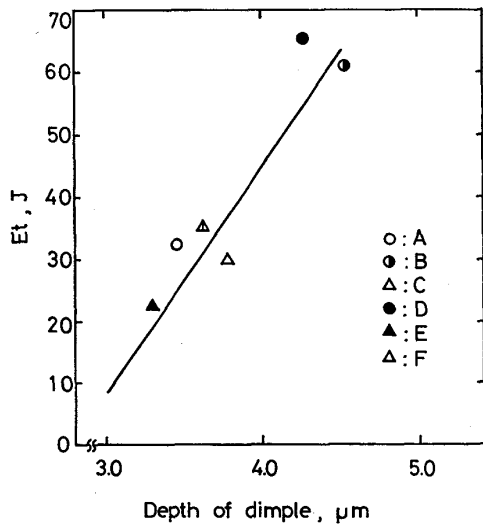


Fig. 11. Relation between E_t and depth of dimple (Equiaxed α structure).

ック状破面とディンプルとからなり、ブロック状破面は、低倍率の観察では平滑な面で囲まれているように見えるが、高倍率で観察すると非常に微細なディンプルで

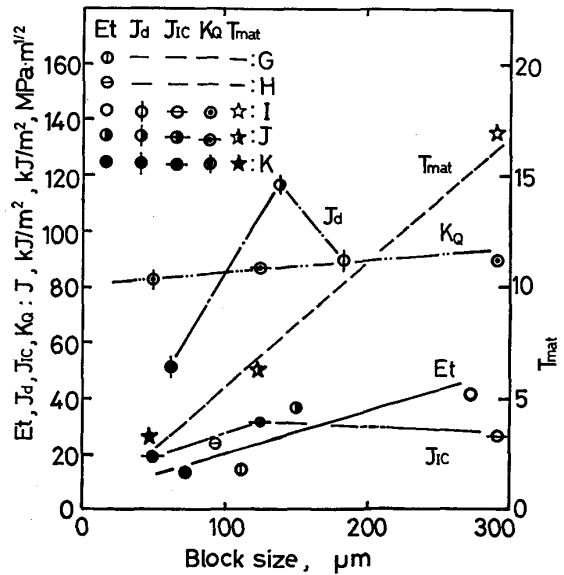


Fig. 12. Relation among E_t , J_d , J_{IC} , K_Q , T_{mat} and block size (Acicular α structure).

おおわれており、いずれも延性破面を呈している。そこで、等軸 α 組織試料の破面ではディンプルの深

さに、針状 α 組織ではブロックの大きさに注目し、靱性との関係を検討した。Fig. 11 に等軸 α 組織試料で観察されたディンプルの深さと E_t 値との関係を示す。両者には相関性が認められ、特に靱性が低く現れた溶体化後 WQ した試料および靱性が高く現れた溶体化後 AC した試料間で明瞭な差が認められる。なお、 J_d 、 J_{IC} 、 K_Q および T_{mat} 値測定試料に関してはこの関係を明白にできなかった。

次いで、Fig. 12 に針状 α 組織試料の場合について、ブロックの大きさと各靱性値との関係を示す。旧 β 粒径と各靱性値との関係 (Fig. 10) 同様、 E_t および K_Q 値とブロックの大きさとの間に相関性が認められる。ブロックの大きさは、旧 β 粒径よりも小さく、旧 β 粒を構成する下部組織の大きさに対応すると思われ、光学顕微鏡観察との対応により針状 α コロニーの大きさとほぼ一致することがわかった。したがって、針状 α 組織では、主として針状 α コロニー単位で破壊が進行すると考えられ、しかも破面単位、すなわち針状 α コロニーが大きいほど靱性が向上する傾向を示している。この理由については、既に 3.2.1 にて述べた。ただし、 J_d および J_{IC} 値とブロックの大きさとの間には明白な相関関係は認められておらず、針状 α コロニーの割れを含めたき裂発生挙動には、さらに針状 α コロニーを形成する下部組織単位 (例えばラメラ間隔) の影響がおよんでいると思われるが、今後の検討課題である。

4. 結 論

熱処理により、マイクロ組織を種々変化させた Ti-6Al-4V 合金につき、計装化シャルピー衝撃試験、動的破壊靱性試験および直流電位差法による静的破壊靱性試験を行い、靱性とマイクロ組織因子とにつき検討した結果次のことがわかった。

(1) シャルピー衝撃試験では等軸 α 組織試料で、動的破壊靱性試験では針状 α 組織試料で、靱性値が高く評価され、両試験で異なつた靱性評価となるが、これは両試験での破壊を支配するマイクロ組織単位の違いが主因と考えられる。

(2) 針状 α 組織試料で電位差法により求めた J_{IC} 値から換算される $K_{IC}(J)$ は、 K_Q 値に比較して著しく小さく評価された。

(3) J_R 曲線および T_{mat} の大きさの順は、必ずしも J_{IC} 値の大きさの順と対応せず、設計法に応じて適切な靱性基準を選択しなければならないことが判つた。また、 J_{IC} 値に比べ、 T_{mat} に対して、マイクロ組織の影

響がより明瞭に現れることを示した。

(4) 等軸 α 組織試料では初析 α 相面積率と E_t あるいは初析 α 相平均自由距離と E_t 、 J_d 、 K_Q 、 J_{IC} および T_{mat} 、針状 α 組織では旧 β 粒径の大きさと E_t 、 K_Q および T_{mat} との間に相関性が認められる。

(5) さらに、等軸 α 組織試料ではディンプルの深さと E_t 、針状 α 組織試料では針状 α コロニーと対応するブロックの大きさと E_t 、 K_Q および T_{mat} との間に相関性が認められる。後者ではブロックの大きさ、すなわち針状 α コロニーの大きい方が E_t 、 K_Q および T_{mat} が向上する。これは、き裂伝播経路が直線性より偏倚することによるものと考えられる。

最後に、Ti-6Al-4V 合金試料を提供下さつた住友金属工業株式会社ならびに研究遂行に御援助頂いた株式会社富士電機総合研究所に深く感謝致します。また、動的破壊靱性試験に御協力下さつた豊橋技術科学大学大学院生山本勇君に感謝致します。

文 献

- 1) 草道英武, 松本年男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1215
- 2) 西村 孝, 安井健一, 矢野博俊, 松本年男, 津森芳勝: 神戸製鋼技報, 34 (1982) 2, p. 89
- 3) ASTM E399-74, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials" (1974)
- 4) 新家光雄, 牧清二郎, 中村雅男, 小林俊郎: 軽金属, 33 (1983) 9, p. 555
- 5) T. KOBAYASHI: Engineering Fracture Mechanics, 19 (1984) 1, p. 49
- 6) T. KOBAYASHI: Engineering Fracture Mechanics, 19 (1984) 1, p. 67
- 7) 小林俊郎: 鉄と鋼, 71 (1985) 6, p. 654
- 8) ASTM E813-81, "Standard Test for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness" (1981)
- 9) 小林俊郎, 橋 敬, 上田徹完: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1054
- 10) 小林俊郎, 加藤鋭次, 清水伸浩, 上田徹完: 軽金属, 31 (1981) 4, p. 248
- 11) 岸 輝雄: 第 26 回 TNT (1984 年 6 月) 資料 No. 176
- 12) 吉川一男, 溝口孝遠, 太田定雄, 佐藤栄一: 材料 31 (1982) 342, p. 265
- 13) 河部義邦, 宗木政一, 高橋順次: 鉄と鋼, 69 (1983) 1, p. 145
- 14) C. F. SHIH, H. G. de LORENZI and W. R. ANDREWS: ASTM STP 668 (1979), p. 65
- 15) JSME S001-81, 日本機械学会基準, 弾塑性破壊靱性 J_{IC} 試験方法 (1981)
- 16) R. O. RITCHIE and A. W. THOMPSON: Metall. Trans., 16A (1985) 2, p. 233
- 17) 金属便覧 (日本金属学会編) (1971), p. 614 [丸善]