

© 1987 ISIJ

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金の衝撃靱性に
及ぼすマイクロ組織因子の影響

論文

新家 光雄*・稲垣 育宏*²・小林 俊郎*Effect of Microstructural Factor on Impact Toughness of
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo Alloy

Mitsuo NIINOMI, Ikuhiro INAGAKI and Toshiro KOBAYASHI

Synopsis :

The instrumented Charpy impact test and dynamic fracture toughness test are carried out on variously heat treated Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy, and the effect of microstructure on toughness under impact loading is examined.

In equiaxed α structural specimens, Charpy absorbed energy (E_t) value increases with the increase of solution treatment temperature below 1123 K, and then decreases with increase of solution treatment temperature above 1123 K. E_t value is strongly influenced by the cooling rate after solution treatment. In equiaxed α structural specimens, the tendency of the change in dynamic fracture toughness (J_d) with solution treatment temperature is similar to that of E_t value. However, the degree of the change in J_d value and the effect of cooling rate after solution treatment on J_d value are significantly small. E_t and J_d values are remarkably large in acicular structural specimens which are furnace cooled after solution treatment in the β region. In acicular α structural specimens, E_t and J_d values increase with the increase of prior β grain size. However, in equiaxed α structural specimens, E_t value rather decreases with increase of prior β grain size although J_d value increases. E_t and J_d values increase with the increase of the roughness of fracture surface.

Key words : titanium base alloy ; impact toughness ; microstructural factor ; heat treatment.

1. 緒 言

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金は、同じく ($\alpha+\beta$) 型合金である Ti-6Al-4V 合金などに比べ β 相の量が多く、これらの合金に比べ、高い比強度および優れた熱処理性を有し、クリープ特性および高温強度などに関しても優れていることが知られている¹⁾。しかし、この合金は靱性が低く、よりいっそう強靱化が必要とされている。

($\alpha+\beta$) 型チタン合金では、製造プロセスおよび熱処理によりマイクロ組織が複雑に変化するため、マイクロ組織の変化に伴い靱性が大きく変化する。このため、靱性とマイクロ組織との関係を明確にすることが必要であり、Ti-6Al-4V 合金のように実用実績期間が長く広範に用いられている合金でさえもいまだに両者の関係で明瞭にされていない点が多く、多数の議論がなされている²⁾。

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金は、Ti-6Al-4V 合金に比べ、

比較的新しく開発された合金であり、この合金の靱性とマイクロ組織との関係に関する報告は少ないのが現状である。

そこで、本研究では Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (以下 Ti-6・2・4・6) 合金につき、溶体化温度、溶体化後の冷却条件および時効条件を種々変化させた場合の衝撃荷重下での靱性におよぼすマイクロ組織の影響を検討した。

また、Ti-6Al-4V 合金ではマイクロ組織の粗大化により靱性が向上することを前報³⁾にて一部報告したが、本合金においてもこの点を検討するために、溶体化温度での保持時間を変化させ、マイクロ組織の大きさを制御した場合の靱性についても検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

供試材には、Table 1 に化学組成を示す ($\phi 130 \times 678$)

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 8 月 4 日受付 (Received Aug. 4, 1986)

* 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)

$\times 10^{-3}$ m の β 鍛造を施した Ti-6.2.4.6 合金丸棒を用いた。この丸棒より、 $(11 \times 11 \times 55) \times 10^{-3}$ m の角材を採取し、Table 2 に示す種々の熱処理を真空中で施した。この場合、水冷には 273 K の水を使用した。表中 J, K, T, U は、ミクロ組織因子を粗大化させるために 86.4 および 345.6 ks の長時間溶体化処理を行った。また、O および S は、時効温度の影響を調べるために 978 K で時効を行った。本合金の β 転変温度は約 1228 K¹⁾ であり、978 から 1213 K で溶体化処理した A から

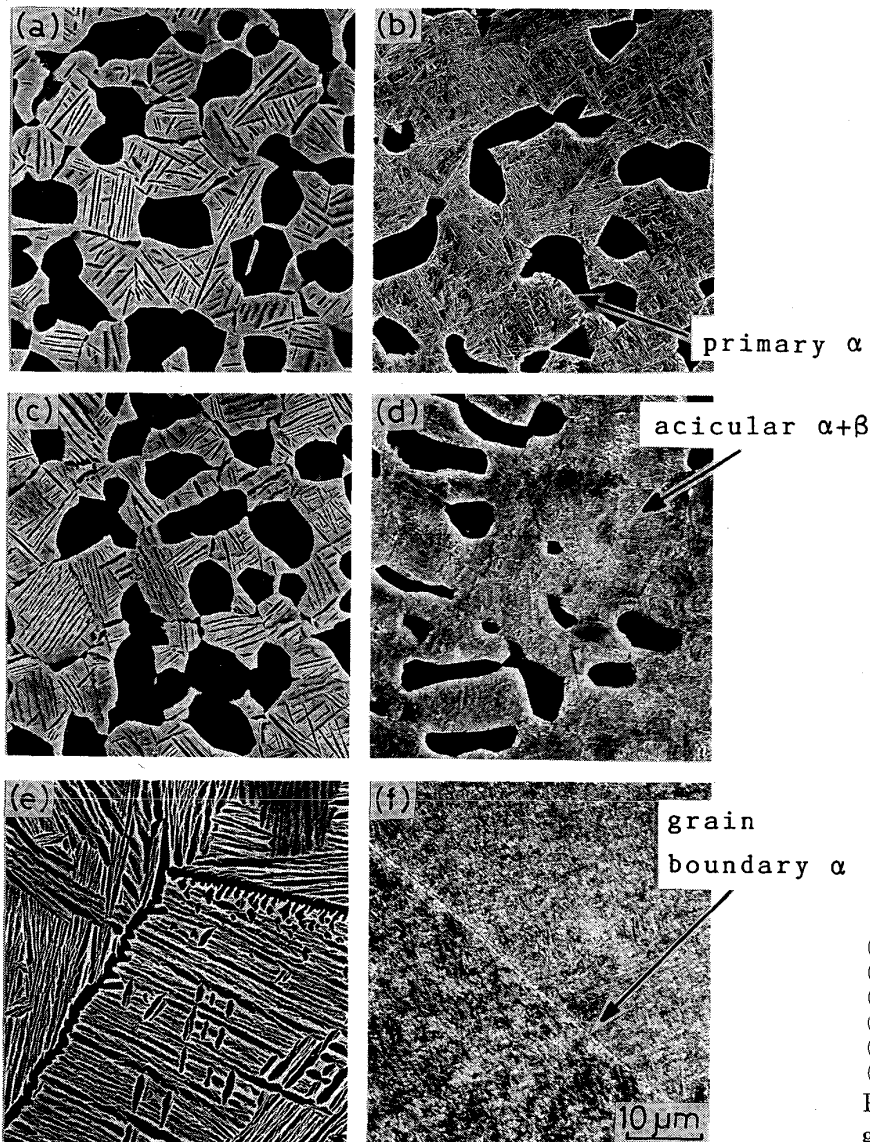
Table 1. Chemical composition of material (mass%).

Al	Sn	Zr	Mo	Fe	O	C	H	N
6.33	2.10	4.12	6.14	0.075	0.110	0.008	0.006	0.003

Table 2. Heat treatment condition of specimen.

Specimen	Solution treatment			Aging treatment	Microstructure
A	978 K,	3.6 ks	AC	863, 21.6 ks AC	equiaxed α
B	"	"	WQ	"	"
C	1073 K,	3.6 ks	AC	"	"
D	"	"	WQ	"	"
E	1123 K,	3.6 ks	FC	"	"
F	"	"	AC	"	"
G	"	"	WQ	"	"
H	1173 K,	3.6 ks	AC	"	"
I	"	"	WQ	"	"
J	"	86.4 ks	AC	"	"
K	"	345.6 ks	AC	"	"
L	1213 K,	3.6 ks	FC	"	"
M	"	"	AC	"	"
N	"	"	WQ	"	"
O	"	"	"	978 K, 21.6 ks AC	"
P	1338 K,	3.6 ks	FC	863 K, 21.6 ks AC	acicular α
Q	"	"	AC	"	"
R	"	"	WQ	"	"
S	"	"	"	978 K, 21.6 ks AC	"
T	"	86.4 ks	FC	863 K, 21.6 ks AC	"
U	"	345.6 ks	FC	"	"

FC : Furnace cooling AC : Air cooling WQ : Water quenching



- (a) F: 1123 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC
 (b) M: 1213 K, 3.6 ks AC, "
 (c) G: 1123 K, 3.6 ks WQ, "
 (d) N: 1213 K, 3.6 ks WQ, "
 (e) P: 1338 K, 3.6 ks FC, "
 (f) R: 1338 K, 3.6 ks WQ, "

Photo. 1. Typical SEM micrographs of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy.

Oの試料は等軸 α 組織を、1338 Kで溶体化処理したPからUの試料は、針状 α 組織を呈している。これらの試料の代表的なマイクロ組織をPhoto. 1に示す。

2.2 Vノッチシャルピー衝撃試験および動的破壊靱性試験

Vノッチシャルピー衝撃試験は、Fig. 1(a)に示す試験片を用い、容量98 Jの計装化シャルピー衝撃試験機にて試験温度293 Kおよび衝撃速度2.5 m/sの条件下で行った。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)および公称き裂伝播エネルギー(E_p)を評価した⁴⁾。一方、動的破壊靱性試験は、Fig. 1(b)に示した試験片に、ASTM E399²⁾に準拠して $a_0/W=0.6$ (a_0 :初期き裂長、 W :試験片幅)になるように疲労き裂を入れた後、計装化シャルピー衝撃試験機により、衝撃速度1.00あるいは1.85 m/s、および試験温度293 Kの条件下で行った。試験後、荷重-変位曲線からき裂発生点が最大荷重点と一致するとしてRICEの簡便式を用い動的破壊靱性値(J_d)を求めた⁴⁾⁶⁾⁷⁾。

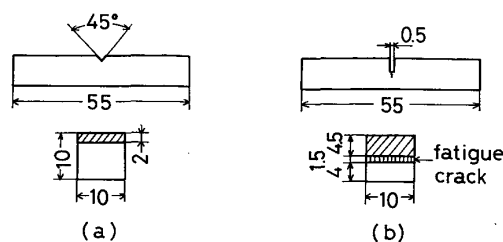
2.3 ミクロ組織および破面観察

ミクロ組織観察は、破断後の試験片につき、バフ研磨仕上げ後(3%HF+10%HNO₃)水溶液⁸⁾にて腐食し、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(以下SEM;日立X650型)により行なった。等軸 α 組織試料については、光学顕微鏡によるミクロ組織写真につき初析 α 相の面積率をビデオパターン・アナライザ(レスカ(株)製)にて測定し、初析 α 相間の平均間隔(λ_m)の計算⁹⁾に用いた。また、透過型電子顕微鏡(以下TEM;日立H800)観察は、(62.5%CH₃OH+31%CH₃(CH₂)₂CH₂OH+6.5% HClO₄)⁸⁾の電解溶液中で、液温243 K、電解電圧14 VにてTwin-Jet法により作製した薄膜試料につき行なった。試験後の試料の破面の観察には、SEMを用いた。破面の粗さの測定には、3次元画像解析装置Shonic GA(昭和電工(株)製)を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 Vノッチシャルピー衝撃靱性

Fig. 2に全吸収エネルギー(E_t)値と溶体化処理温度との関係を示す。この図には、前報³⁾のTi-6Al-4V(以下Ti-6.4)合金の結果も併記した。溶体化処理温度が(α + β)域の1123 Kまでは、空冷(以下AC)および水冷(以下WQ)材ともに、溶体化処理温度の上昇に伴い E_t 値はゆるやかに増加し、1123 K以上になると、溶体化温度の上昇に伴い減少する傾向が認められる。いずれの溶体化温度でも溶体化後WQを行うよりもAC



(a) Standard V-notch Charpy specimen
(b) Deep notch fatigue cracked specimen

Fig. 1. Geometries of specimen. (in mm)

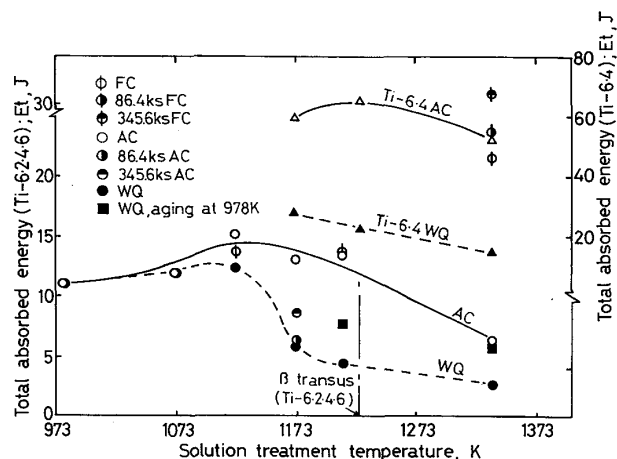


Fig. 2. Relation between total absorbed energy (E_t) and solution treatment temperature.

を行なった方が高い E_t 値を示している。この傾向は、Ti-6.4合金の場合と同様であることがわかる。溶体化温度が β 域の場合には、溶体化後炉冷(以下FC)を行うと、溶体化後ACおよびWQを施した場合に比べ著しく E_t 値が上昇する傾向が認められ、Ti-6.4合金では等軸 α 組織で最も高い E_t 値が得られた点³⁾と異なる。また、溶体化温度が β 域で、溶体化後FC処理の場合を除き、Ti-6.4合金の E_t 値よりも低いことがわかる。

溶体化保持時間を長くし組織の粗大化を図った場合、Fig. 2あるいはFig. 3に示すように、等軸 α 組織試料(Photo. 2)では E_t 、 E_p および E_i 値は減少する傾向にあるが、針状 α 組織試料(Photo. 3)ではいずれの値も増加する傾向にあり、特に E_p 値の上昇が著しく、き裂進展抵抗靱性(破壊力学でいう T_{mat} ¹⁰⁾)の改善が大きいといえる。

3.2 動的破壊靱性(J_d)

Fig. 4に、動的破壊靱性値(J_d)と溶体化温度との関係を前報³⁾のTi-6.4合金の代表例とともに示す。等軸 α 組織試料に関しては、 J_d におよぼす溶体化処理温

度, 溶体化保持時間, 溶体化後の冷却条件および時効条件の影響が E_t 値の場合に比べ著しく小さくなっており, 特に溶体化後の冷却条件の影響はほとんど認められない。しかし, 針状 α 組織試料では, 溶体化後の冷却条件により, 顕著に J_d 値が変化しており, 特に溶体化後

FC を行くと著しく J_d 値が上昇し, Ti-6.4 合金の最も高い J_d 値が得られた場合に匹敵するようになる。溶体化保持時間を長くした場合, 等軸 α 組織および針状 α 組織ともに J_d 値が向上するが, その上昇程度は低い。

J_d 値による靱性の評価では, 溶体化後 AC した場合に, 針状 α 組織の J_d 値の方が等軸 α 組織のそれよりも大きく, E_t 値による靱性評価とは逆の傾向を示している。また, 等軸 α 組織で溶体化温度での保持時間を長くしたときの E_t および J_d による靱性評価も逆の評価を

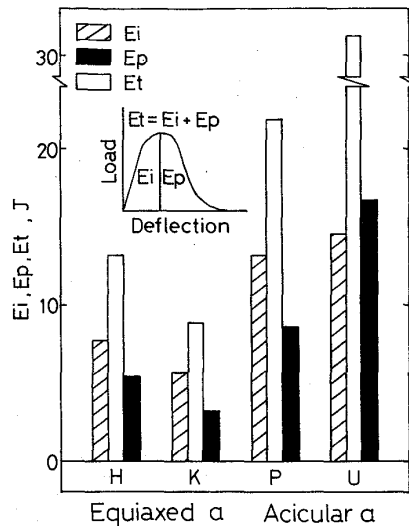


Fig. 3. Apparent crack initiation energy (E_i), apparent crack propagation energy (E_p) and total absorbed energy (E_t) obtained by instrumented Charpy impact test in the case of H, K, P and U.

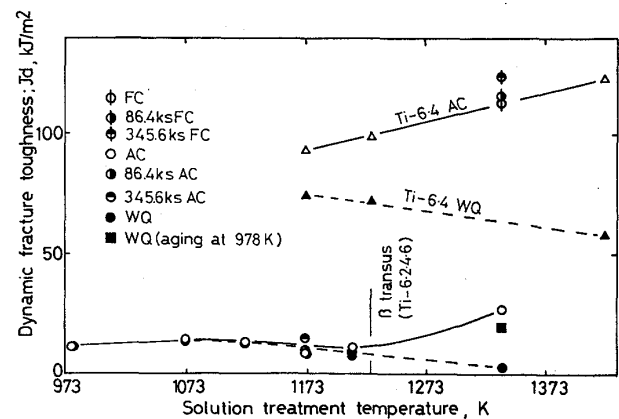


Fig. 4. Relation between dynamic fracture toughness (J_d) and solution treatment temperature.

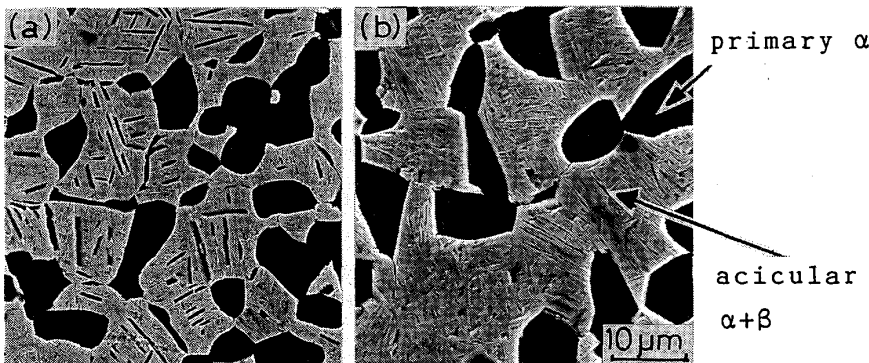


Photo. 2. SEM micrographs of (a) J: 1173 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC and (b) K: 1173 K, 345.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC.

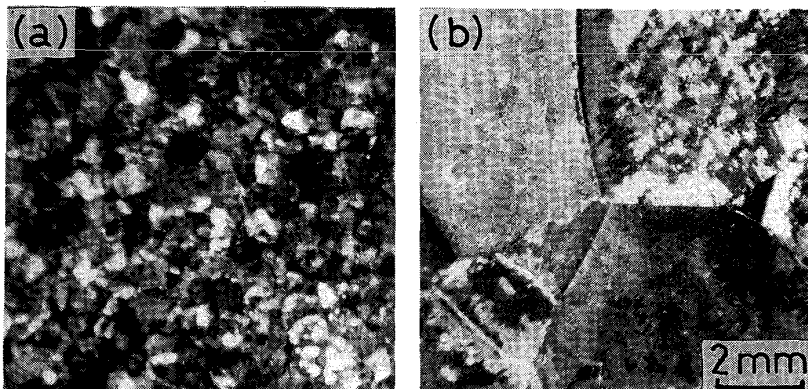


Photo. 3. Optical macrographs of specimen (a) P: 1338 K, 3.6 ks FC, 863 K, 21.6 ks AC and (b) U: 1338 K, 345.6 ks FC, 863 K, 21.6 ks AC.

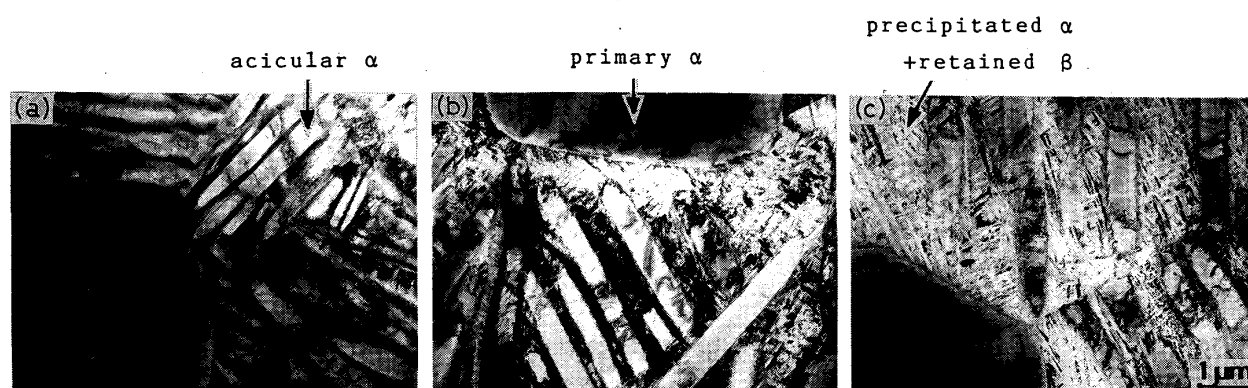


Photo. 4. Typical TEM micrographs of (a) A: 978 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC, (b) F: 1123 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC and (c) H: 1173 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC.

与えている。さらに、上述したように、等軸 α 組織の E_t 値による靱性評価では溶体化後の冷却条件の影響が比較的明瞭に現われていたが、 J_d 値による靱性評価ではほとんど認められていない。前者の針状および等軸 α 組織間での E_t および J_d 値による靱性評価の違いは、前報³⁾のTi-6.4合金においても認められ、その原因を両試験法でのき裂先端半径の違い、すなわち破壊を支配するマイクロ組織上の特性距離の違いによると説明した。本合金の E_t および J_d の靱性評価の違いの傾向も、これと同様の理由と考えられる。

3.3 各靱性値(E_t , J_d)とマイクロ組織

3.3.1 等軸 α 組織

Photo. 4に、溶体化温度の変化に伴うマイクロ組織の変化を示す。溶体化温度が高くなるにつれ、受入れ材の状態で存在していたと思われる粗大針状 α の量が減少するとともに、これと初析 α 相との間隔が増大し、粗大針状 α および初析 α 相間に存在する(微細析出 $\alpha+\beta$)領域が増大してゆくことがわかる。一般に、($\alpha+\beta$)型合金では、初析 α/β 界面でき裂の発生が起こる¹¹⁾¹²⁾。本合金でも初析 α /(粗大針状+微細析出 $\alpha+\beta$)界面でき裂の発生が生じると考えられる。事実、Photo. 4(a)の組織でき裂伝播経路の観察によりこのことが認められた。したがって、初析 α 間の平均間隔が増大する方向(Fig. 5参照)、すなわち溶体化温度が高く、初析 α -粗大針状 α 間が増大する方向で、Ti-6.4合金で認められた³⁾と同様、靱性値は増大すると思われる。前に示したFig. 2および6より溶体化温度が約1123 Kまでは、この傾向が認められる。しかし、この温度以上では逆の傾向となり、初析 α 間の平均間隔が増大しても靱性の上昇につながっておらず、低下する傾向にある。伊藤ら¹³⁾によると、本合金では、1173 K以上の温度から急冷した場合に α'' -マルテンサイトが生成される。空冷の

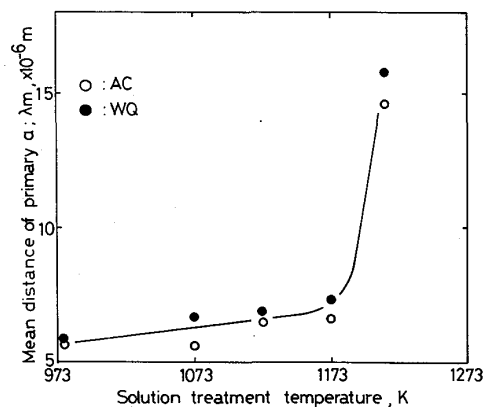


Fig. 5. Relation between solution treatment temperature and mean distance of primary α (λ_m).

場合には、 α' -マルテンサイトが生成されると考えられる¹⁴⁾。本合金の靱性が低下し始める溶体化温度もほぼこのマルテンサイトが形成される温度に一致する。マルテンサイト量は、溶体化温度の上昇とともに増大する¹³⁾ことから、本研究の1123 K以上の溶体化温度の上昇に伴う靱性の低下に一致する。マルテンサイトは、初析 α および針状 α に対しバーガースの関係にないため¹⁵⁾¹⁶⁾、マルテンサイトによる塑性拘束が生じることは既にBANERJEEら¹⁵⁾によつて指摘されている。また、初析 α 量が減少してくると、初析 α/β 界面だけでなく、初析 α を取囲む(微細析出 $\alpha+\beta$)マトリックス中でもき裂が発生することがGYSLERら¹¹⁾によつて報告されており、本合金でもPhoto. 5に示すようにこのことが認められる。したがって、後者の破壊発生サイトの変化も上記現象の一原因として考えられる。

ところで、溶体化温度1123 Kにて保持時間を変化させ、組織の大きさを変化させた試料では、 E_t と J_d 値とで靱性の評価が異なり、これを破壊を支配するマイクロ組織上の特性距離の違いにより既に一部説明した。ここで

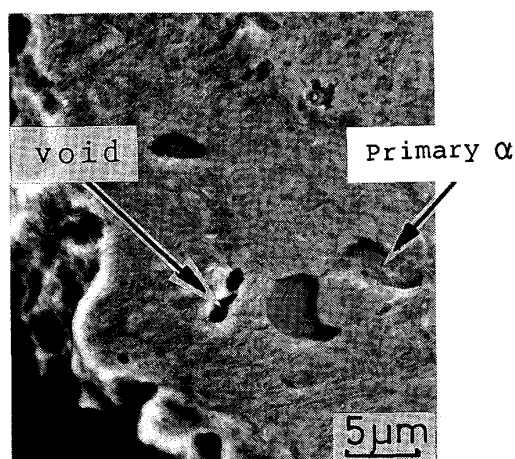
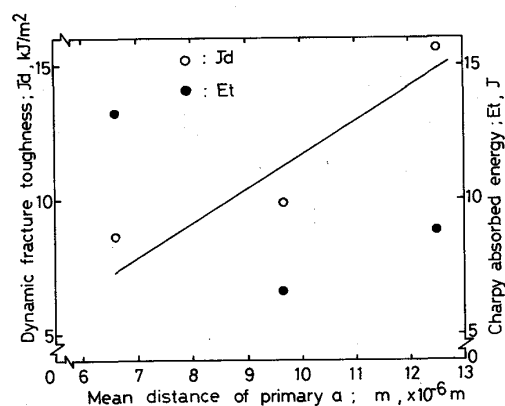
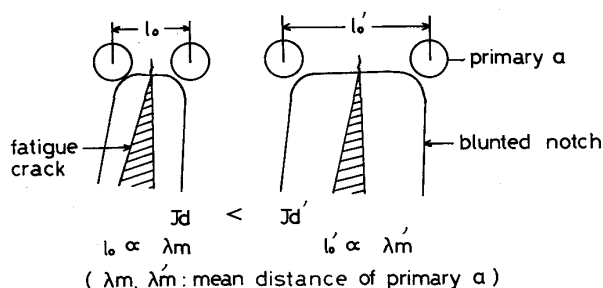
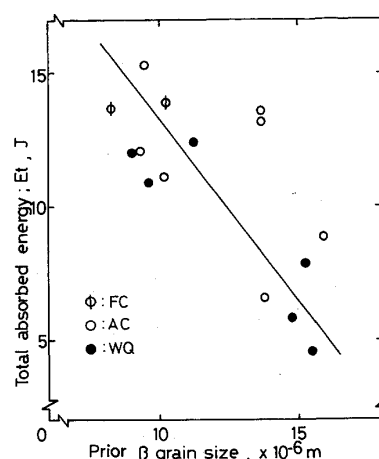
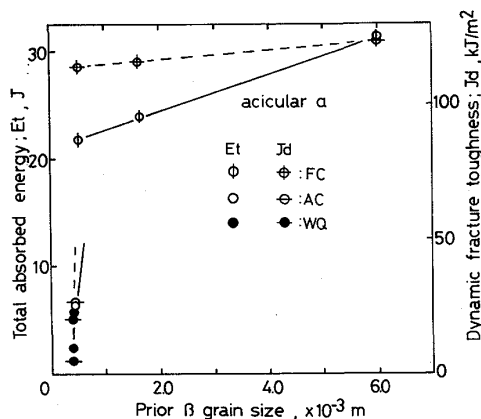


Photo. 5. Void formation in aged matrix.

Fig. 6. Relations between dynamic fracture toughness (J_d) or Charpy absorbed energy (E_t) and mean distance of primary α (λ_m) in the case of coarsened equiaxed α structure.Fig. 7. Schematic interpretation on increase of J_d with λ_m .

は、組織を粗大化したときの J_d および E_t 値による靱性評価の違いを具体的にミクロ組織因子を考察してみる。組織を粗大化させた場合、 J_d 値は、Fig. 6 に示すように、ばらつきはあるが初析 α 相間の平均間隔に比例して増大する傾向にあり、したがって Fig. 7 に模式的に示すように破壊のミクロ組織単位が増大した結果と考

Fig. 8. Relation between total absorbed energy (E_t) and prior β grain size of equiaxed α structure for all the heat treatment conditions.Fig. 9. Relation between total absorbed energy (E_t) or dynamic fracture toughness (J_d) and prior β grain size (acicular α).

えられる。しかし、 E_t 値は、この傾向にない。そこで、旧 β 粒径と全熱処理試料の E_t 値との関係を調べたところ、Fig. 8 に示すように、両者に負の相関性が認められる。したがって、シャルピー試験の切欠き先端半径では、 J_d 試験のき裂先端半径 ($\rho \approx 0$) の場合に対し、旧 β 粒径の影響を大きく受けるようになり、両靱性基準による評価の違いに至っていると考えられる。このことは、溶体化後の冷却速度の影響が E_t 値による評価で大きく現れたことの原因としても考えられる。

3.3.2 針状 α 組織

Fig. 9 に E_t および J_d 値と旧 β 粒径との関係を示す。この図からわかるように、針状 α 組織では、前報³⁾ の Ti-6.4 合金の場合と同様、旧 β 粒径が増大するとともに、各靱性値が増大し、等軸 α 組織の場合とは全く逆の

傾向を示し、銅やアルミニウム合金で一般的に知られている結晶粒径と靱性との関係とも逆の結果を示している。しかし、前報でも一部指摘したが、旧 β 粒径よりも旧 β 粒径を構成するコロニの大きさ、あるいは針状 α の大きさなどにより関係していると考えられる。これらのマイクロ組織因子と旧 β 粒径との間には正の相関性を認めており、したがってコロニあるいは針状 α の粗大化に伴い靱性が向上する結果となる。ごく最近、著者らはコロニ内部にさらに方位の異なつた領域が存在し、き裂伝播経路を偏倚させることを報告している¹²⁾¹⁷⁾が、この組織の寸法と靱性との間に上記旧 β 粒径と靱性との関係とは、逆の相関性を見出している。したがって、この組織が大きく靱性に影響していることが考えられるが、この点に関しては、別報にて詳細に述べる予定である。

3.4 破面情報と靱性

本合金でも、Ti-6.4 合金と同様、Photo. 6 に代表例を示すように、等軸 α 組織試料では破面全体が等軸ディンプルによって覆われており、針状 α 組織試料では凹凸の激しいブロック状破面およびディンプル破面とからなっている。そこで、いずれの場合についても、破面の粗さと靱性値との関係を調べた。破面粗さは、等軸 α 組織ではディンプルの深さに、針状 α 組織ではブロック状破面の高さにはほぼ対応する因子であるといえる。その結果を Fig. 10 および 11 に示す。等軸 α 組織試料では E_t 値と、針状 α 組織試料では E_t および J_d 値と破面粗さの間に正の相関性が認められる。特に、針状 α 組織試料ではき裂伝播経路の偏倚現象が靱性向上の主要原因であると考えられており¹⁸⁾、この結果もき裂伝播経路の偏倚現象を反映していると考えられる。

一般に、き裂進展開始靱性と良く相関するとされる破面情報に、き裂の進展開始前の塑性鈍化量に対応するストレッチ・ゾーン幅 (SZW) がある。チタン合金では、SZW が不明瞭であるといわれている¹⁹⁾が、本合金でも同様であり特に針状 α 組織でこの傾向が強かったが、明瞭に観察できる部分につき測定し、 J_d 値との関係を

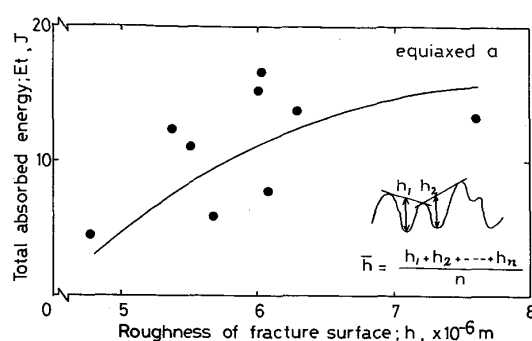


Fig. 10. Relation between total absorbed energy (E_t) and roughness of fracture surface (equiaxed α).

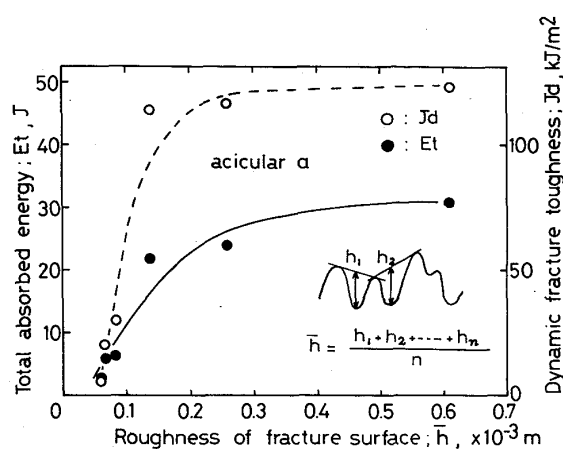


Fig. 11. Relation between total absorbed energy (E_t) and roughness of fracture surface (acicular α).

調べた。Fig. 12 のように、針状 α 組織では不明瞭であるが等軸 α 組織では、SZW の増加とともに J_d 値が上昇しており、両者間に良い相関性が認められた。SZW と破壊靱性値との関係については、小林ら²⁰⁾によって定式化されており、材料によらず両者には一定の関係式がなり立つとされているが、種々のチタン合金に関してのデータには乏しく、今後の検討課題である。

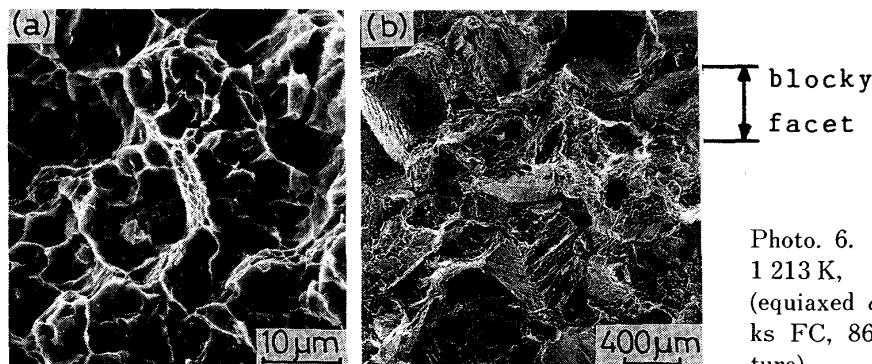


Photo. 6. Typical SEM fractographs of (a) M: 1 213 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC, (equiaxed α structure) and (b) P: 1 338 K, 3.6 ks FC, 863 K, 21.6 ks AC, (acicular α structure).

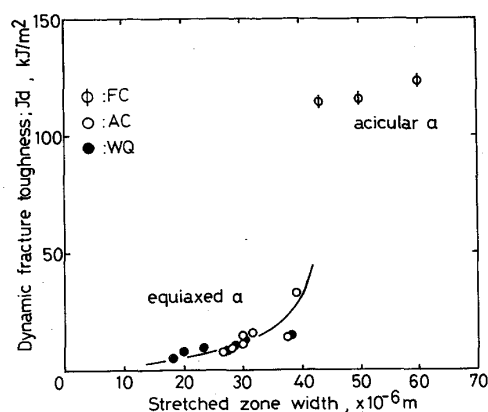


Fig. 12. Relation between dynamic fracture toughness (J_d) and stretched zone width.

4. 結 言

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金につき、熱処理条件を種々変化させた場合の衝撃荷重下での靱性に及ぼすマイクロ組織の影響につき、計装化シャルピー衝撃試験および動的破壊靱性試験を行い検討した結果、以下の結論を得た。

(1) V ノッチシャルピー吸収エネルギー E_t 値は、等軸 α 組織試料では溶体化後の冷却条件によらず、溶体化温度が 1123 K までは溶体化温度の上昇とともに増加するが、それ以上の溶体化温度になると溶体化温度の上昇とともに減少する傾向が認められた。また、 E_t 値の大きさは溶体化後の冷却速度の影響を大きく受ける。

(2) 動的破壊靱性値 (J_d) の溶体化温度に伴う変化傾向は、等軸 α 組織試料では E_t 値のそれとほぼ同様であるが、変化量は E_t 値のそれに比較すると著しく小さい。また、等軸 α 組織試料では J_d 値への溶体化後の冷却条件の影響はほとんど認められない。

(3) E_t および J_d 値による靱性評価が異なる場合が認められたが、これはき裂先端半径の違い、すなわち破壊のマイクロ組織上の特性距離の違いによると考えられた。

(4) E_t および J_d 値とも、 β 域で溶体化後炉冷した針状 α 組織試料で著しく上昇した。

(5) 針状 α 組織試料では、旧 β 粒径が増大するとともに、 E_t および J_d 値ともに上昇するが、等軸 α 組織では

これとは逆の傾向を示す。

(6) 破面粗さの増大とともに E_t および J_d 値はともに増大する。

(7) ストレッチ・ゾーン幅および J_d 値に関しては、等軸 α 組織で両者に良好な相関性が認められる。

最後に、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金試料を提供下さった(株)富士電機総合研究所ならびに研究遂行に御援助いただいた住友金属工業(株)に深く感謝致します。また、実験の一部に協力された豊橋技術科学大学院生(在住友電工(株))佐々木伸行君に感謝致します。

文 献

- 1) 西村 孝, 安価健一, 矢野博俊, 松本年男, 津森芳勝: 神戸製鋼技報, **34** (1984), p. 89
- 2) 例えば, 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 123
- 3) 新家光雄, 小林俊郎, 佐々木伸行: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 633
- 4) T. KOBAYASHI: Eng. Frac. Mech., **19** (1980), p. 49
- 5) ASTM E399-74, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials (1974)
- 6) T. KOBAYASHI: Int. J. of Fracture, **23** (1983), p. 105
- 7) 小林俊郎, 橋 敬: 日本金属学会誌, **45** (1981), p. 155
- 8) G. PETZOW: Metallographisches Älzen, (1978) [アグネ]
- 9) 金属便覧 (日本金属学会編) (1971), p. 614 [丸善]
- 10) 新家光雄, 安達 真, 小林俊郎: 軽金属, **36** (1986), p. 215
- 11) A. GYSLER and G. LÜETJERING: Proc. of 5th Int. Conf. on Titanium, **4** (1984), p. 2001
- 12) 小林俊郎, 新家光雄: 日本鉄鋼協会チタン材料研究会資料, No. TMC-2-2
- 13) 伊藤喜昌, 森口康夫, 西村 孝: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 625
- 14) 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. 58
- 15) D. BANERJEE, D. MUKHERJEE, R. L. SACHA and K. BOSE: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 413
- 16) D. M. BOWDER and E. A. STARK Jr: Metall. Trans. A, **15** (1984), p. 1687
- 17) 稲垣育宏, 新家光雄, 小林俊郎: 鉄と鋼, **72** (1986), S1582
- 18) 例えば, J. P. HIRTH and F. H. FROES: Metall. Trans. A, **8** (1977), p. 1165
- 19) 藤本隆史, 大路清嗣, 小倉敬二, 康 祥隆, 喜多孝夫: 日本機械学会関西支部第 54 期定時総会講演会講演論文集, (1979), p. 53
- 20) 中村春夫, 小林英男, 中沢 一: 日本機械学会論文集 (A 編), **45** (1979), p. 336