

Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-6 Mo 合金のき裂進展特性におよぼす旧 β 粒内下部組織の影響

//////////
論 文
//////////

新家 光雄*・稲垣 育宏*²・小林 俊郎*

Effect of Substructure Formed in Prior β Grain on Crack Initiation and Propagation Toughness of Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-6 Mo Alloy

Mitsuo NIINOMI, Ikuhiro INAGAKI and Toshiro KOBAYASHI

Synopsis:

The instrumented Charpy impact test, static and dynamic fracture toughness tests were carried out on Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy in which the prior β grain size was variously changed by heat treatments. Then, the effect of microstructure on the toughness was examined.

The elongation, crack initiation and propagation toughness increased with the slight decrease in strength in the specimens with the increased prior β grain size with prolonged solution treatment time in the β region. In particular, the crack propagation toughness increased remarkably. The colony size, width of grain boundary α , width and spacing of widmanstätten α also increased, but the subcolony spacing decreased with the increase in the prior β grain size.

The increase in the crack initiation toughness was mainly caused by the increase in the widmanstätten α lath or lath spaing. The increase in the crack propagation toughness was caused by the deflection of the crack pass, which was brought by the decrease in the intersubcolony spacing. The intersubcolony spacing decreased with the increase in the number of α nucleation during diffusion-controlled $\alpha \rightarrow \beta$ transformation; such nucleation sites increased with the increase in the prior β grain size. In such situation, α nucleated in the interior of the β grain and it increased its number by the introduction of the working strain.

Key words: Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy; substructure; prior β grain size; intersubcolony spacing; colony size; crack initiation toughness; crack propagation toughness; grain boundary α ; widmanstätten α .

1. 緒 言

Ti-6 Al-4 V や Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-6 Mo 合金などの ($\alpha + \beta$) 型チタン合金では、一部等軸 α 組織合金で異なる結果の報告がなされてはいるが¹⁾、等軸 α 組織合金の場合初析 α やそれを取り囲む針状 α が、針状 α 組織合金の場合コロニー、針状 α や粒界 α などのマイクロ組織因子が粗大であるほど、破壊靱性値が高く、疲労き裂伝播速度も遅延することが知られている^{1)~11)}。

筆者らも Ti-6 Al-4 V および Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-6 Mo 合金について、計装化シャルピー衝撃試験、動的および静的破壊靱性試験を行い、マイクロ組織と靱性との関係を検討し、特に針状 α 組織で、旧 β 粒径を粗大化すると、種々の靱性値が向上する傾向にあることを報告した¹²⁾¹³⁾。その場合、Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-6 Mo 合金では、溶体化保持時間を長くして、旧 β 粒径を粗大化させ、し

かも溶体化後徐冷（炉冷）した針状 α 組織で、特にシャルピー吸収エネルギーが旧 β 粒径の増大に伴い著しく上昇することを見出している。

旧 β 粒径の粗大化は、コロニー寸法の増大につながり、き裂の伝播経路の直線性からの偏倚現象を増大させるので疲労き裂伝播抵抗が高いことが報告⁴⁾されている。このき裂の偏倚現象の増大は、破壊靱性値の上昇の主原因としても列挙されているが、疲労き裂伝播抵抗の増加への効果が大きいこととシャルピー吸収エネルギーが特に上昇することを考慮すると、靱性値の中でも、特にテアリングモジュラス (T_{mat})¹⁴⁾ に代表されるき裂進展抵抗靱性の改善に有効であることが予測される。

ところで、旧 β 粒径の粗大化に伴い靱性が向上することは、多くの金属材料で知られている結晶粒微細化により靱性が向上するという一般的事実とは逆の傾向である。高強度鋼では、結晶粒の粗大化に伴い靱性が増加す

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 4 月 15 日受付 (Received Apr. 15, 1987)

* 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)

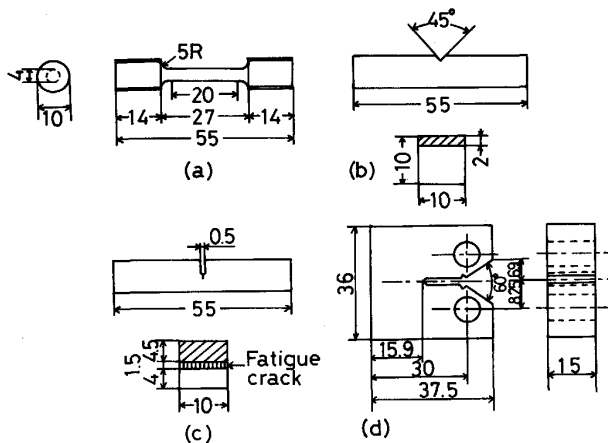
るという報告例もあるが、その場合には、予き裂先端に粒界割れを伴った安定き裂成長が生じるため、結晶粒が粗大な方が、き裂面が荷重軸に対する垂直面上から大きく傾くため、有効応力拡大係数が低下することで説明されている¹⁵⁾¹⁶⁾。

針状 α 組織を有するTi-6Al-4V合金では、この粒界割れによる有効応力拡大係数の低下に相当する説明が、岸ら¹⁷⁾によつてき裂先端に生じるマイクロ割れ(Microcracking)モデルを用いてなされているが、旧 β 粒の粗大化に伴う靱性に対する検討はなされていない。また、旧 β 粒径の粗大化に伴う靱性の向上原因をマイクロ組織と明確に結び付けた報告例も乏しい。

そこで、本研究では、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo合金につき、溶体化後の冷却条件および時効条件を同一として溶体化温度保持時間を長くし、旧 β 粒径を粗大化させた場合の靱性とマイクロ組織、特に旧 β 粒を構成する下部マイクロ組織との関係をさらに詳細に検討した。

2. 実験方法

供試材には、($\phi 130 \times 678$) $\times 10^{-3}$ mの β 鍛造を施したTi-6Al-2Sn-4Zr-6Mo(Ti-6.2.4.6)合金丸棒を用いた。この供試材より、Fig. 1に示す各試験片を機械加工した。Fig. 1(a)の引張試験片では引張方向が丸棒



(a) Tensile test specimen
(b) Standard V-notch Charpy specimen
(c) Deep notch fatigue cracked specimen
(d) Compact tension specimen

Fig. 1. Geometries of specimens.

Table 1. Heat treatment conditions of specimens.

Specimen	Solution treatment	Aging treatment
A	1338 K \times 3.6 ks, FC	863 K \times 21.6 ks, AC
B	1338 K \times 86.4 ks, FC	863 K \times 21.6 ks, AC
C	1338 K \times 345.6 ks, FC	863 K \times 21.6 ks, AC
D	1338 K \times 3.6 ks, AC	863 K \times 21.6 ks, AC
E	1338 K \times 3.6 ks, WQ	863 K \times 21.6 ks, AC
F	1338 K \times 3.6 ks, WQ	978 K \times 21.6 ks, AC

FC: Furnace Cooling AC: Air Cooling WQ: Water Quenching

試料の長さ方向と平行になるように、Fig. (b), (c)および(d)の各試験片ではスリットあるいは切欠きが丸棒試料の長さ方向に垂直となるように採取した。これらの試験片には、Table 1に示す各熱処理を真空炉中にて施した。表中A, BおよびCは、溶体化後の冷却条件を炉冷(FC)、時効条件を863 K, 21.6 ksとし、溶体化保持時間を変化させてマトリックス組織を同一とし旧 β 粒径を大幅に変化させる熱処理であり、D, EおよびFは、A, BおよびCと比較検討するために行つた熱処理である。

引張試験は、Fig. 1(a)の試験片を用い、インストロン型引張試験機により試験温度293 Kにて、クロスヘッド速度 8.3×10^{-6} m/sにて行つた。計装化シャルピー衝撃試験は、Fig. 1(b)の試験片を用い、容量98 Jの試験機にて、試験温度293 K, 衝撃速度2.5 m/sで行つた。この場合、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)、動的降伏荷重(P_y)および動的最大荷重(P_m)を評価¹⁸⁾した。

一方、Fig. 1(b)および(d)の試験片には、ASTM E 813に準拠して、おのおの $a_0/W=0.6$ および0.55(a_0 :初期き裂長, W :試験片幅)になるように疲労き裂を付加し、おのおの静的および動的破壊靱性試験に供した。静的破壊靱性試験は電位差法により行い、動的破壊靱性試験は最近筆者らが開発した計装化シャルピー衝撃試験法により行つた¹⁹⁾。これらの破壊靱性試験では、き裂進展開始靱性(J_{1c} , J_{1d} :おのおの静的および動的破壊靱性値)およびき裂進展抵抗靱性($T_{mat}^{(s)}$, $T_{mat}^{(d)}$:おのおの静的および動的テアリングモジュラス)の両者を評価した。

次いで、破断後の試験片について、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(SEM:日立 \times 650型)により、マイクロ組織観察および破面観察を行つた。旧 β 粒径、コロニー寸法およびサブコロニー寸法は、光学顕微鏡による組織写真につきビデオパターンアナライザー(レスカ(株)製)を用いて測定した。また、光学顕微鏡により撮影した破面横断面写真につき、有効き裂長さ(a_{eff})をマップメーターにより測定し、疲労予き裂先端より3 mmまでの破面横断面につき、き裂の平均偏倚角度($\bar{\theta}$)を偏倚角のタンジェントの平均を求め評価した。

3. 実験結果

3.1 光学顕微鏡組織

試料A, BおよびCでは、溶体化温度保持時間を広範に変化させており、それに応じて旧 β 粒径も変化し、そ

の大きさは溶体化温度保持時間が長くなるほど、すなわち試料A, BおよびCへと増大している。

ところで、チタン合金のマイクロ組織を表す用語は、必ずしも研究者間で統一されておらず、一貫性がない。この傾向は、特に針状α組織（ここでは、Widmanstätten および Acicular α組織の両者を統一してこのように表現する）において著しい。針状α組織試料、特に溶体化後炉冷した試料に注目してマイクロ組織を観察してみると、光学顕微鏡観察段階では、旧β粒は粒界α、コロニーあるいはパケットなどと呼称²⁰⁾されている同一方位の針状αが集合した領域内には、さらに微細でこれとは方位の異なつた同一方位の針状αの集合した領域が認められる。そこで、本研究では、Fig. 2に模式的に示すように、旧β粒を構成する下部マイクロ組織に対する用語を定義して用いることにする。実際には、溶体化後の冷却

速度の違いによりマトリックス組織が異なるため全試料につき同一の用語を用いていくことは必ずしも適切ではないと思われるが、本研究では混乱を防ぐため、全試料につき Fig. 2に示した同一の用語で表現する。特に新しく定義する用語としてサブコロニー (Subcolony) がある。これは、後述するようにβ域より徐冷したとき生成するWidmanstätten (針) 状αが旧β粒内で核生成して成長段階にあるものと考えられる。針状αは、バーガースの方位関係 $\{110\}_\beta // (0001)_\alpha$, $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ により生成されるが、β中の $\{110\}$ 面には6組の非平行な面があり $\langle 111 \rangle_\beta$ も2方向があるため、結局12のバリエーションを持つ針状αが生成しうることになる²¹⁾。

サブコロニーは、Photo. 1から定性的にわかるように、実験範囲内では溶体化後の冷却速度が遅いほど、また溶体化温度保持時間が長いほど数が多くなり、コロ

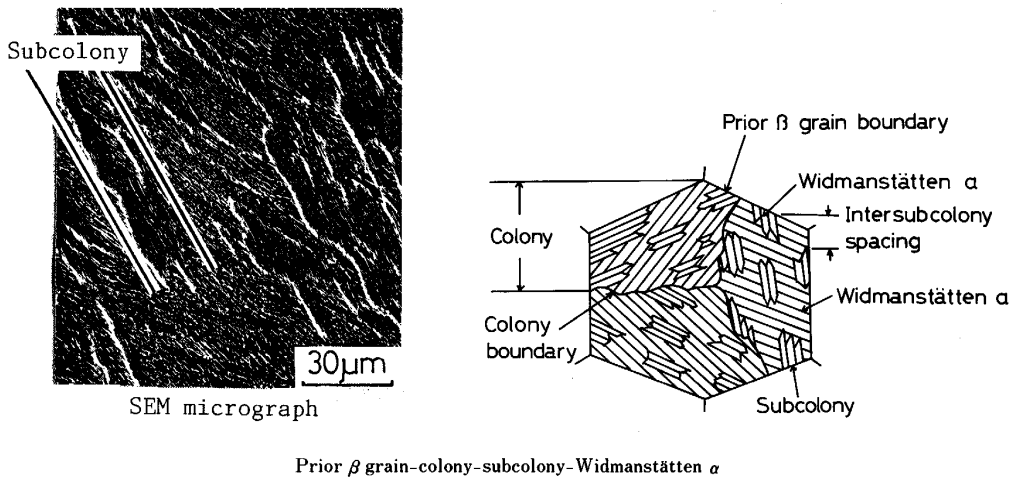


Fig. 2. Schematic presentation of submicrostructure in prior β grain.

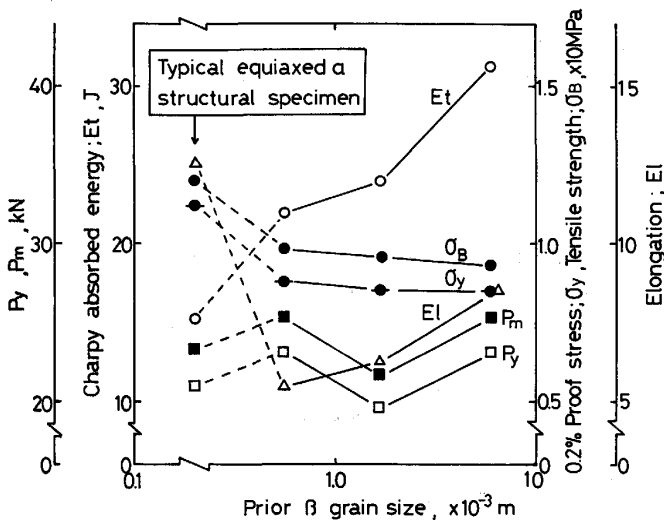
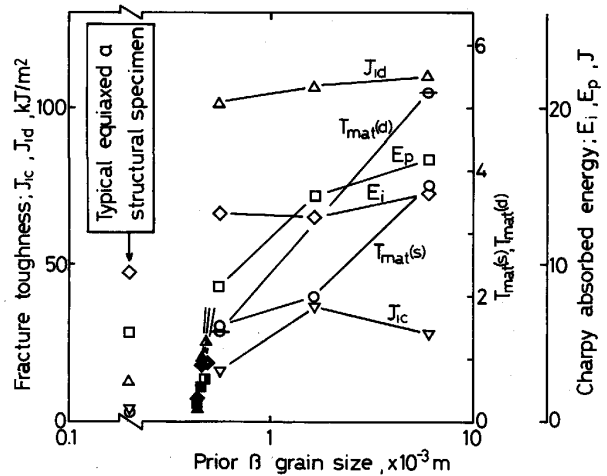


Fig. 3. Effect of prior β grain size on mechanical properties.



Open, half closed and closed marks are furnace cooled, air cooled and water quenched specimens after solution treatment, respectively

Fig. 4. Relationship between prior β grain size and E_i , E_p , J_{1c} , J_d , $T_{mat}^{(s)}$, or $T_{mat}^{(d)}$.

ニーをより微細に分断するように生成する。後述するように、破壊の単位としてはこのサブコロニー間距離が重要と考えられる。したがって、本研究では Fig. 2 に模式的に示したが、サブコロニー自体の大きさではなく、サブコロニーによつて微細分断されているコロニー領域内のユニット大きさをサブコロニー間距離 (Intersubcolony spacing) として用いることとする。

3.2 旧β粒径の粗大化と機械的性質および靱性値

Fig. 3 および 4 におのおの旧β粒径と機械的性質 ($\sigma_{0.2}$: 0.2% 耐力, σ_B : 引張強さ, El : 伸び, P_y , P_m) および靱性値 (E_i , E_p , J_{1c} , J_{1d} , $T_{mat}^{(s)}$, $T_{mat}^{(d)}$) との関係を示す。この場合、代表的な等軸α組織試料で得られた各特性値および前回報告した³⁾ E_i 値と旧β粒径との関係も併記してある。また、各靱性値を示す Fig. 4 には、溶体化後の冷却条件を空冷および水冷とした場合についても併記してある。

溶体化後炉冷の条件で溶体化温度保持時間を変化させ、旧β粒を増大させると、強度特性を示す σ_y , σ_B , P_y および P_m はやや減少するが、伸び (El) が回復して上昇し、その上昇率は強度特性値の低下率に比べかなり大きい。

一方、各靱性値も旧β粒の増大に伴い上昇する。その場合、き裂進展開始靱性を示す E_i , J_{1c} および J_{1d} (本実験での値は J_{1d} に関する試験片寸法 Valid 基準を満たしている) 値の上昇に比べ、き裂進展抵抗靱性を示す E_p , $T_{mat}^{(s)}$ および $T_{mat}^{(d)}$ の上昇が著しい。したがって、 E_i 値の旧β粒粗大化に伴う上昇は、主に E_p 値の上昇に因つていることもわかる。さらに、ここで注目すべき点は、 $J_{1d} > J_{1c}$, $T_{mat}^{(d)} > T_{mat}^{(s)}$ と通常の材料の場合とは異なり、動的な靱性値が静的な場合より大きくなつている点である。これは Ti 合金の場合にはき裂先端プロセスゾーンで Microcracking の生成とき裂の偏倚現象が特徴的であり、動的な負荷条件下でより顕著に現れやすいためではないかと推定するが、詳細は今後に待ちたい。

ところで、強度が同程度の場合、等軸α組織試料に比べ針状α組織試料では靱性に優れるが、その場合伸びの低下の著しいことが知られている²²⁾。本研究でも旧β粒を粗大化させ、最も高靱性の得られるとき、等軸α組織試料に比べ、 El が低下し、 $\sigma_{0.2}$ および σ_B も低下しているが、各靱性値は増加しており、前者の低下率に比べ後者の増加率の方が極めて大きい。また El はこのようなβ粒の粗大化処理によつて回復傾向を示している。このような点を考えると、今後特に高靱性を必要とするような場合にその応用が考えられる。特に動的なき裂進展抵抗靱性の改善に対し有効であることから、損傷許容設

計や動的な負荷を配慮する設計構造への適用が期待される。

3.3 旧β粒粗大化に伴う靱性向上のミクロ機構

延性破壊挙動を示す材料では、あるミクロ組織上の特性距離 l_0^* の領域が限界歪み (ϵ_f^*) に達したとき、破壊が発生するとする歪み支配型破壊モデルが提唱されており、RITCHIE および THOMPSON²³⁾ によれば、破壊靱性値 J_{1c} は次式で与えられる。

$$J_{1c} \approx l_0^* \sigma_0 \epsilon_f^* \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_0 : 流動応力 ($=(\sigma_B + \sigma_{0.2})/2$), σ_B : 引張強さ, $\sigma_{0.2}$: 0.2% 耐力, $\epsilon_f^* = 1/3 \epsilon_f$, ϵ_f : 単軸引張試験での真の破壊歪みである。

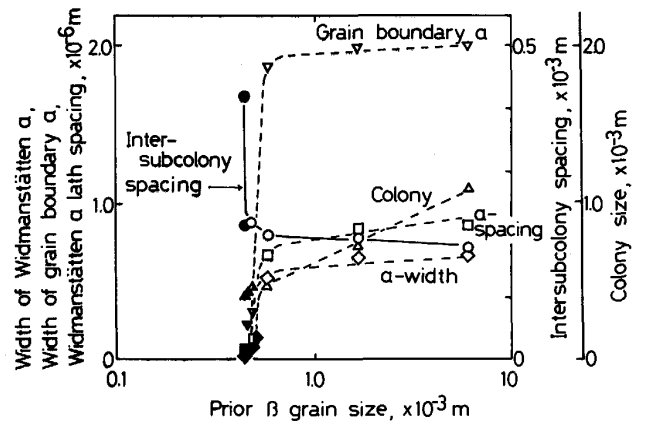
一方、き裂進展抵抗靱性 $T_{mat}^{(s)}$ は、次式で与えられる。

$$T_{mat}^{(s)} \approx \lambda J_{1c} E / l_0^* \sigma_0^2 \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 λ : 定数 (≈ 0.2), E : ヤング率である。

(1) および (2) 式を用いて、溶体化後の冷却条件が炉冷の場合について J_{1c} および $T_{mat}^{(s)}$ を支配する l_0^* を求めると Table 2 のようになる。ここで、 J_{1c} および $T_{mat}^{(s)}$ を支配する l_0^* を $l_0^*(J_{1c})$ および $l_0^*(T_{mat}^{(s)})$ とする。この表中には、比較のために、針状α間隔およびサブコロニー間距離を併記してある。

ここで、Fig. 5 に旧β粒径と粒界αの幅、針状αの



Open, half closed and closed marks are furnace cooled, air cooled and water quenched specimens after solution treatment, respectively

Fig. 5. Relationship between prior β grain size and width of grain boundary α, width of widmanstätten α, widmanstätten α lath spacing, colony size or intersubcolony spacing.

Table 2. Characteristic distances ($l_0^*(J_{1c})$, $l_0^*(T_{mat}^{(s)})$) and microstructural factors of widmanstätten α structural specimens.

Specimen (μm)	A	B	C
$l_0^*(J_{1c})$	41.9	128	90.7
$l_0^*(T_{mat}^{(s)})$	231	392	206
Widmanstätten α lath spacing	0.68	0.84	0.87
Intersubcolony spacing	200	195	179

幅および間隔，コロニー寸法ならびにサブコロニー間距離との関係を示す。この図には、溶体化後の冷却条件あるいは時効条件の異なる試料での結果も同時に示してある。 $l_0^*(J_{1c})$ の大きさは、旧β粒径、コロニーおよびサブコロニー寸法に比べかなり小さく、主として本合金が粒内破壊を呈することを考慮すれば、針状αラスの幅および間隔などのある集合距離に相当するであろうことを示唆している。これらのマイクロ組織因子は、旧β粒の粗大化に伴い増大するが、溶体化後の冷却条件を炉冷一定とし、溶体化温度保持時間を変化させることによる旧β粒の粗大化では、増加率はそれほど大きくなく、溶体化後の冷却条件が水冷から空冷、炉冷へと変化する場合に著しく増大する。このことは拡散型変態における核生成-成長機構が大きな影響を持つことを示唆している。粒界αの幅、針状αラスの幅および間隔の旧β粒径の粗大化に伴う変化傾向は、Fig. 4に示したき裂進展開始靱性を示す、 E_i 、 J_d および J_{1c} の旧β粒の粗大化に伴う変化傾向と一致していることがわかる。

一般に、

$$J_{1d}, J_{1c} \approx \sigma_y COD \quad \dots\dots\dots (3)$$

σ_y : 降伏応力, COD : 限界き裂先端開口変位量の関係が認められている^{24)~26)}から、き裂進展開始靱性は、上記の旧β粒を構成する下部マイクロ組織の粗大化に伴い、破壊を支配するマイクロ組織上の特性距離(l_0^*)が増大し、 COD の増大に至ったことに起因すると推定される。このことは、模式的にFig. 6のように説明されよう。この場合、 α - β 界面自体の構造²⁷⁾にも変化が生じている可能性も考えられるが、この点の詳細は、今後待ちたい。以上のことに加え、旧β粒が増大すると方位の大きく異なるサブコロニーがコロニー中に核生成し、後述するようにその数が増大するため、コロニーが微細分断されることから、旧β粒が粗大化するとサブコロニーにより、粗大な平面すべりの形成が阻止され、例

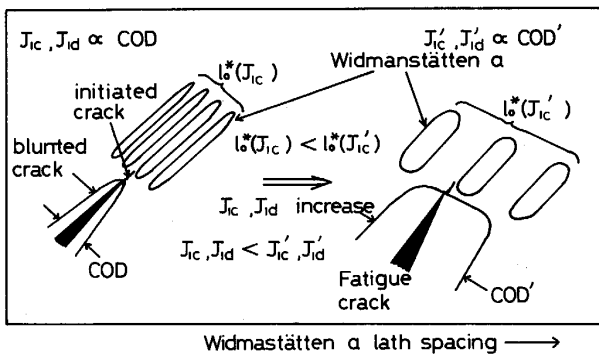


Fig. 6. Schematic interpretation of the increase in crack initiation toughness with the increase of widmanstätten α lath spacing.

えばFig. 7に模式的に説明するように、粒界などへの局所的な応力集中が分散される効果も重畳すると考えられる。今後このサブコロニーの導入を積極的に計るための加工熱処理法の開発等も必要と思われる。

次に、その改善効果が著しいき裂進展抵抗について考える。シャルピー衝撃試験の場合の各試料の破面横断面組織を例にとり、き裂の伝播経路を観察したところ、き裂は、粒界および粒内を伝播し、粒界、コロニー境界およびサブコロニー境界で偏倚する傾向にあり、偏倚量は旧β粒が増大するにつれ大きくなるのが認められた。したがって、実際のき裂の伝播距離(有効き裂長さ: a_{eff})およびき裂の偏倚角度とき裂進展抵抗靱性との相関性が推定される。そこで、代表例として、 $T_{mat}^{(s)}$ および有効き裂長さ(a_{eff})とき裂の平均偏倚角度($\bar{\theta}$)との積の関係をFig. 8に示す。両者は、良好な相関性を示している。したがって、前報¹³⁾でも一部述べたが、旧β粒の増大に伴い、き裂の伝播経路が直線から偏倚するようになり、破面形成に大きなエネルギーが必要になると考えられ、YODERら⁴⁾による疲労き裂伝播速度が旧β粒の粗大化に伴い低下していくことの説明理由と同様である。

き裂の伝播経路の直線からの偏倚は、粒界αおよび旧β粒の粗大化それ自体によつてももたらされる場合があると考えるが、本合金では、これらのマイクロ組織因子の

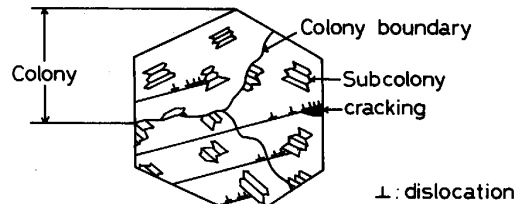


Fig. 7. Schematic interpretation on prevention of stress concentration to grain boundary by subcolony.

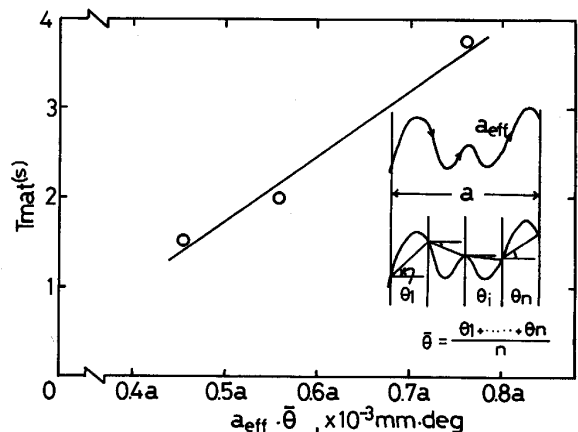


Fig. 8. Relationship between $T_{mat}^{(s)}$ and $a_{eff}\bar{\theta}$.

粗大化に伴い, Fig. 5で示したように, サブコロニー寸法が逆に減少し, 後述するようにその数が増加している. これは, 鋼で加工オーステナイトから生成するマルテンサイトでは, 加工後の歪み量の増大とともにパケット寸法は増大するが, ブロック寸法が減少する傾向と類似している²⁷⁾.

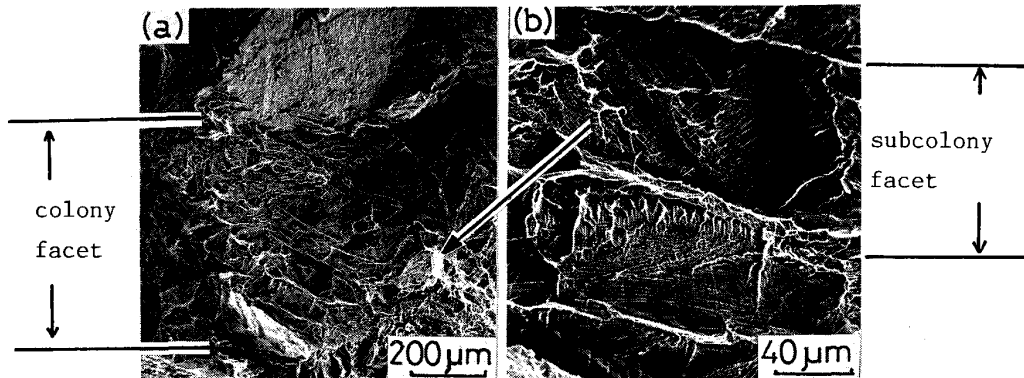
さらに, Table 2に示したように, き裂進展抵抗靱性 ($T_{mat}^{(s)}$) を支配するミクロ組織上の特性距離 l_0^* ($T_{mat}^{(s)}$) の大きさが, ほぼサブコロニー間距離に一致しており, Photo. 1にき裂伝播部の代表的な破面を示すように, き裂の偏倚現象の結果形成されたと考えられるブロック状破面が存在するが, その最小単位の大きさはサブコロニー間距離の大きさにほぼ等しく, サブコロニーが破面単位になつていると言える. さらに(2)式ではこの l_0^* ($T_{mat}^{(s)}$) の減少が T_{mat} の増大を示唆しており, 本現象に対応している. これらのことから, 方位の大きく異なるサブコロニーによるき裂の偏倚により, 破

面形成エネルギーが増大するとともに, Mode I型の K (応力拡大係数) 値が減少するため靱性への影響が極めて大きく表れると考えられる. つまり破面単位としてのサブコロニー間距離を微細化することが靱性改善に重要であり, β 粒の粗大化自体はこれに付随した現象としてむしろ理解しておくべきであると思われる.

3.4 旧 β 粒径の粗大化に伴うサブコロニー間距離の減少

旧 β 粒の粗大化に伴い, サブコロニー寸法の減少することを述べた. しかし, 旧 β 粒が粗大化するにつれサブコロニーの核生成数が増加する結果と思われたので, まず単位面積あたりに存在するサブコロニーの数を求めた. その結果を Fig. 9に示す. この図からわかるように, 旧 β 粒径が増大するにつれ, 単位面積あたりのサブコロニーの数が増加する傾向を示している.

Photo. 2は, β 域での溶体化後, 炉冷途中の各段階で急冷し, 針状 α の析出状態を調べた例である. この写



Specimen B (a): Low magnification (b): High magnification

Photo. 1. SEM micrographs of fracture surface under static loading condition.

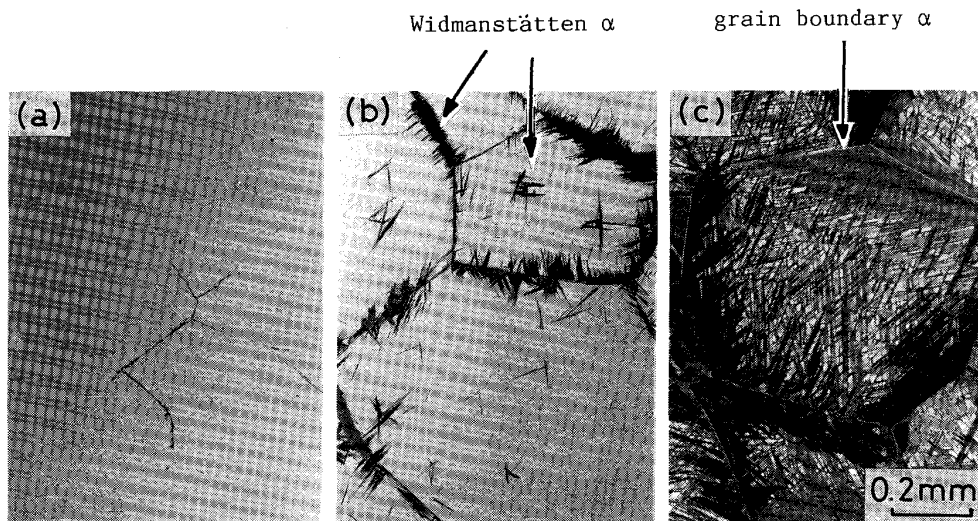


Photo. 2. Precipitating process in widmanstätten α structural specimens quenched from (a) 1123 K, (b) 1073 K and (c) 1023 K during furnace cooling process from 1338 K.

真からわかるように、まず粒界αが析出し、その後粒界αより針状αが粒内に向かつて析出成長するが、Photo. 2(b)から明瞭にわかるように、粒内からも針状αが析出しており、これがサブコロニーを形成すると考えられる。したがって、旧β粒を粗大化すると粒内でも針状αの核生成サイトが増加し、サブコロニーの核生成数が増加すると考えられる。このサブコロニーの核生成機構としては、合金元素濃度のゆらぎに加え、熱収縮に伴う粒内転位の増殖による粒内針状α核生成サイトの形成あるいは粒界からのαの析出に伴う弾性応力場の形成により、粒内に押し出される転位が針状αの核生成サイトとして有効に作用すること²⁸⁾などが考えられる。

そこで、1338 K、3.6 ksの溶体化後同温度にて0、7および10%の予歪みを与え炉冷後863 K、21.6 ks時効した試料および1338 K、3.6 ksの溶体化後1123 Kまで炉冷し、その温度で3.6 ks保持後炉冷し、863 K、

21.6 ks時効した試料を作製し、サブコロニー寸法および数を調べた結果をFig. 9中に示す。歪み量が増大するとサブコロニー間距離が減少し、その数が増加していることがわかる。一方、後者の熱処理では、サブコロニーが粗大化し、数が減少している。これは、1123 Kに3.6 ks保持することにより、試料内の歪みが緩和された結果によると考えられる。以上のことから、サブコロニーの核生成に対しては、歪みの存在が大きく影響していると考えられる。これを模式的に説明するとFig. 10のようになると思われる。歪みの導入が、前述したいずれの作用によつてなされるかは、現在のところ明らかにできていないが、歪みの導入によりサブコロニーの核生成が促進され、AARONSONによつて提案されている共鳴核生成 (Sympathetic nucleation) 機構に類似した成長のし方をすると推定している。いずれにしても、今後有効な加工熱処理法を開発する上で示唆に富む結果であると考えられる。

4. 結 論

Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-6 Mo 合金につき、旧β粒径を熱処理により変化させたときの旧β粒を構成する下部マイクロ組織とシャルピー吸収エネルギー (E_i , E_p , E_t)、静的および動的き裂進展開始靱性 (J_{1c} , J_{1d}) ならびに静的および動的き裂進展抵抗靱性 ($T_{mat}^{(s)}$, $T_{mat}^{(d)}$) との関係を検討し、次の結果を得た。

(1) β域での溶体化温度で長時間保持し、その後炉冷・時効する熱処理では、旧β粒が粗大化し、き裂進展開始および抵抗靱性が向上するが、特にき裂進展抵抗靱性の上昇が顕著である。その場合、若干の強度低下を伴うが、伸びがかなり増大する傾向を認めた。また本合金では、動的な J_{1d} , $T_{mat}^{(d)}$ が静的な J_{1c} , $T_{mat}^{(s)}$ より大きく現れるという特徴を認めた。

(2) 旧β粒を粗大化すると、コロニー寸法、粒界αの幅、針状αの幅および間隔などは増大するが、サブコロニー間距離が減少する。このため旧β粒の粗大化は二次的因子であり、実際には旧β粒を構成するマイクロ組織が靱性に影響すると思われる。

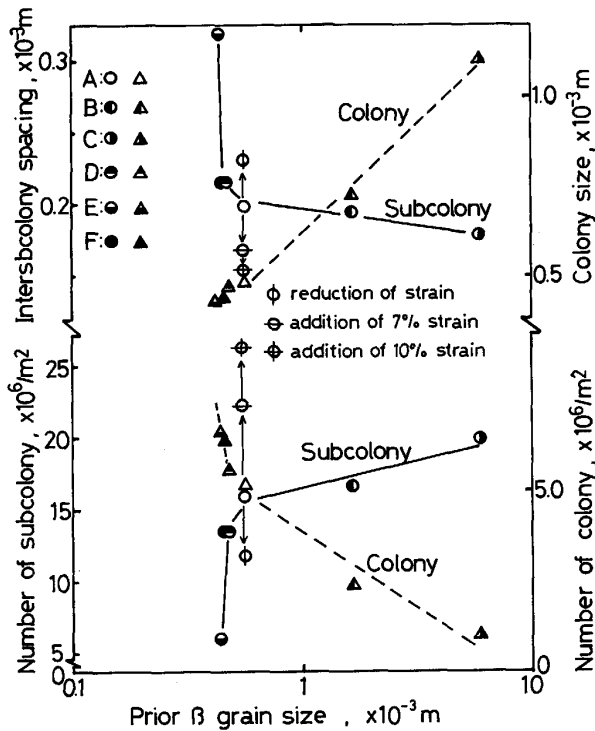


Fig. 9. Relationship between prior β grain size and number of subcolony, number of colony, intersubcolony spacing or colony size.

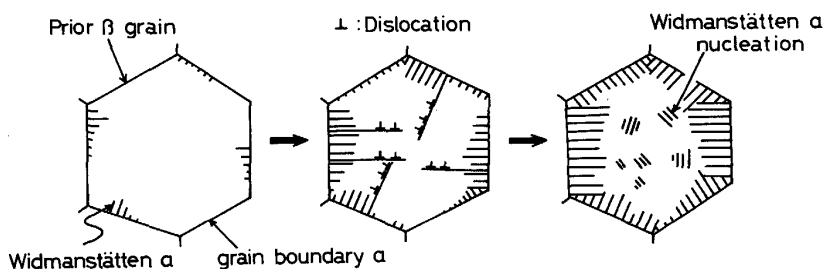


Fig. 10. Schematic interpretation of intragranular widmanstätten α nucleation induced by strain.

(3)旧 β 粒の粗大化によるき裂進展開始靱性の上昇は主として針状 α ラスおよびそのラス間隔の肥大により、き裂進展抵抗の上昇は主としてサブコロニー数の増加による破面単位としてのサブコロニー間距離の減少によつてき裂の偏倚量が増大し破面形成エネルギーが増大するとともに Mode I 型の K 値も減少するためと考えられた。特に後者による靱性向上が著しく、その応用が期待される。

(4)旧 β 粒の粗大化に伴い、粒内針状 α の核生成サイト数が増加し、サブコロニー間距離が逆に減少することが判明した。

(5)粒内針状 α の核生成サイトの増大は、粒内に導入される歪みに大きく影響されると考えられた。今後加工熱処理法による靱性向上を目指す上で重要な示唆であると考えられる。

最後に、Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-6 Mo 合金試料を提供下さつた(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。

文 献

- 1) H. MARGOLIN: Metall. Trans. A, **13** (1982), p. 2191
- 2) W. J. OBERPARLEIT and H. ZEITLER: Titanium Science and Tehnology, Proc. the Fifth Int. Conf. on Titanium, ed. by G. LÜTJERING, U. ZWICKER and W. BUNK, Deutsche Gesellschaft E. V. (1984), p. 1993
- 3) A. GYSLER and G. LÜTJERING: 同上, p. 2001
- 4) G. R. YORDER, L. A. COOLEY and T. W. CROOKER: Metall. Trans. A, **9** (1978), p. 1413
- 5) M. PETERS and G. LÜTJERING: EPRI CS-2933 (1983)
- 6) G. LÜTJERING and A. GYSLER: Titanium Science and Tehnology, Proc. the Fifth Int. Conf. on Titanium, ed. by G. LÜTJERING, U. ZWICKER and W. BUNK, Deutsche Gesellschaft E. V. (1984), p. 2065
- 7) M. F. AMATEAU, W. D. HANNA and E. G. KENDALL: Mechanical Behavior, Proc. the Int. Conf. on Mechanical Behavior of Materials, The Society of Material Science, Japan **2** (1972), p. 77
- 8) A. W. THOMPSON, J. C. WILLIAMS, J. D. FRANDSEN and J. C. CHESNUTT: Preprint #SC-P. 76-141, Rockwell International Science Center, Thousand Oaks, California (1976年9月)
- 9) D. EYLON and C. M. PIERCE: Metall. Trans. A, **7** (1976), p. 111
- 10) M. PETERS, A. GYSLER and G. LÜTJERING: Titanium '80 Science and Tehnology, Proc. the Fourth Int. Conf. on Titanium, ed. by H. KIMURA and O. IZUMI, AMS-AIME (1980), p. 1778
- 11) 伊藤喜昌, 高島孝弘, 西村 孝: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 383
- 12) 新家光雄, 小林俊郎, 佐々木伸行: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 633
- 13) 新家光雄, 稲垣育宏, 小林俊郎: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 1397
- 14) P. C. PARIS, H. TADA, A. ZAHOR and H. ERNST: ASTM STP 668 (1979), p. 5
- 15) 吉川一男, 溝口孝遠, 太田定雄, 佐藤栄一: 材料, **31** (1982), p. 265
- 16) 河部義邦, 宗木政一, 高橋順次: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 145
- 17) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, **61** (1986), p. 61
- 18) T. KOBAYASHI: Eng. Frac. Mech., **19** (1980), p. 49
- 19) T. KOBAYASHI, I. YAMAMOTO and M. NIINOMI: Eng. Frac. Mech., **24** (1986), p. 773
- 20) W. A. REISCH: Met. Progress, (1982), p. 51
- 21) D. EYLON: Metall. Trans. A, **10** (1979), p. 311
- 22) 例えば, 草道英武, 松本年男: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 1215
- 23) R. O. RITCHIE and A. W. THOMPSON: Metall. Trans. A, **16** (1985), p. 233
- 24) 小林俊郎, 橋 敬, 八木 涉, 上田徹完: 日本金属学会誌, **46** (1982), p. 433
- 25) J. R. RICE: Journal of Applied Mechanics, **35** (1968), p. 379
- 26) J. R. RICE and D. M. TRACEY: Numerical and Computer Methods in Structural Mechanics, ed. by S. J. FENVES *et al.*, Academic Press, New York (1973), p. 585
- 27) I. TAMURA, K. TSUZAKI and T. MAKI: Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformation (ICOMAT-82), Leuven, Belgium, **9** (1982)
- 28) T. W. DUERIG, G. T. TERLINDE and J. C. WILLIAMS: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 1987