

© 1990 ISIJ

 論 文
 ///////////////
 ///////////////

Ti-8Al-1Mo-1V 合金の破壊靱性

堀谷 貴雄*・鈴木 洋夫*²・岸 輝雄*³

Fracture Toughness of Ti-8Al-1Mo-1V

Takao HORIYA, Hirowo G. SUZUKI and Teruo KISHI

Synopsis :

Effect of microstructure on fracture toughness of a near α Ti-8Al-1Mo-1V alloy was systematically examined.

At 0°C, β -processed specimens with acicular microstructure had higher fracture toughness at a given strength than those with equiaxed microstructure, because the former had a greater crack extension resistance than the latter. The embrittling phase, α_2 phase, which precipitated during furnace cooling after annealed at 650~950°C, reduced fracture toughness by more than 20 percent although that increased tensile strength. Precipitation of α_2 phase had a great influence on crack initiation and reduced CTOD value at crack initiation, δ_i , by 50 percent.

At -196°C, the specimens with acicular microstructure had higher fracture toughness than those with equiaxed microstructure similar to those tested at 0°C. The latter had lower fracture toughness than that of Ti-6Al-4V with equiaxed microstructure at a given strength, because the crack initiation of Ti-8Al-1Mo-1V were lower than that of Ti-6Al-4V.

It is concluded that the relationship between microstructure and crack initiation or crack extension resistance properties of microcracks preceding unstable fracture accounted for the changes in fracture toughness of Ti-8Al-Mo-1V.

Key words : Ti alloy ; fracture toughness ; microstructure ; strength ; heat treatment ; test temperature ; fracture mechanism ; microcrack ; crack initiation ; crack extension.

1. 結 言

航空機エンジン用部材として開発された Near α 型チタン合金の Ti-8Al-1Mo-1V 合金 (以下 Ti-8-1-1) は、高温強度、耐クリープ性に優れており、チタン合金中でも高いヤング率 (120 GPa) と低い比重 (4.37) を示す。常温強度は $\alpha + \beta$ 型合金の Ti-6Al-4V 合金 (以下 Ti-6-4) と同レベルであるが、 α 相分率が Ti-6-4 より高く、焼鈍組織には残留 β 相が存在するなど α 型合金の特徴を有している。また、500~600°C で徐冷または保持した場合、規則格子の α_2 相 (Ti₃Al) が析出し、延性や靱性が大幅に低下する¹⁾²⁾ ことも知られている。しかし、本合金の破壊靱性に関する報告は非常に少なく、本合金の各特徴と破壊靱性との関係については不明確な点が多い。

著者らはすでに $\alpha + \beta$ 型合金である Ti-6-4 の破壊機構と微視組織の関係を詳細に検討している³⁾⁴⁾。その結果、常温では微視組織の針状組織化が、また低温では不純物量の低減が、不安定破壊前に予き裂先端から発生する微視き裂の進展抵抗を高め、破壊靱性を向上させることを明らかにした。Ti-8-1-1 の破壊靱性におよぼす微視組織の影響を、微視き裂の発生および進展挙動の観察を基に検討することは、Near α 型合金の破壊機構の解明に必要なと思われる。

そこで、本研究では Ti-8-1-1 の製造条件を広範囲に変化させ、その時の破壊靱性を強度と関連づけて検討した。また、破壊機構の解明のため、Ti-6-4 の場合と同様に除荷法⁵⁾ を用い、不安定破壊前に予き裂先端から生成するき裂の発生特性と進展特性を Ti-6-4 の場合と比較しながら検討した。

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 8 月 1 日受付 (Received Aug. 1, 1989)

* 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*² 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター 工博 (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp.)

*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)

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。消耗電極式真空アーク炉で溶製した 500 kg 鑄塊を、熱間鍛造 (β 域, 1150°C) で 90 mm 角のスラブにした後, $\alpha+\beta$ 域 (980°C) または β 域 (1100°C) で 26 mm 厚の板に圧延した。本合金は通常 $\alpha+\beta$ 域で熱間加工されるが, 本実験では微視組織と破壊靱性の関係を広範囲に検討するため, β 域での加工も実施した。なお, 本供試材の β -transus は, 示差熱分析 (DTA) 法の測定⁵⁾ によると 1042°C であった。

上記の圧延板に Table 2 に示す熱処理を加えた。 $\alpha+\beta$ 域圧延材の加熱温度は, $\alpha+\beta$ 域の 650°C から β 域の 1100°C の範囲で 4 段階に変化させた。また, α_2 相析出の影響を検討するため, 加熱温度からの冷却方法を空冷 (平均冷却速度: 70°C/min) と炉冷 (平均冷却速度: 1°C/min) の 2 種類とした。また, $\alpha+\beta$ 域の 950°C および β 域の 1100°C から水焼入れし, その後 600°C × 24 h の時効処理をした場合についても検討した。 β 域圧延材は, 通常の焼鈍温度である 800°C で焼鈍した。

引張試験は前報³⁾と同様に, 直径が 6.25 mm, 標点間距離が 25 mm の丸棒試験片を用いた。破壊靱性試験は, COD 試験を行った。試験片は, 3 点曲げ試験片 ($B=10$ mm, $W=20$ mm, 支点間距離 = 80 mm) を板厚中心部から圧延方向に直角に採取した。予き裂は疲労き裂とし, 試験温度は前報³⁾と同様に 0 および -196°C とした。試験は BS 規格⁵⁾ に準拠して行った。また, 予き

Table 1. Chemical composition of Ti-8Al-1Mo-1V alloy used (mass%).

Al	Mo	V	O	N	C	Fe	H	Ti
8.13	1.04	1.02	0.12	0.006	0.006	0.08	0.003	Bal.

Table 2. Conditions of processing and heat treatment.

Rolling	Annealing	Cooling*	Aging
$\alpha+\beta$ (980°C)	650°C × 8h	AC FC	—
	800°C × 8h	AC FC	—
	950°C × 2h	WQ AC FC	600°C × 24h —
	1100°C × 2h	WQ AC FC	600°C × 24h —
β (1100°C)	800°C × 8h	AC FC	—

* AC: Air Cool FC: Furnace Cool WQ: Water Quench

裂先端に生成する微視き裂の進展挙動を調べるため, 上記 3 点曲げ試験片を用い除荷法で R カープ (δ_R - Δa , J_R - Δa , a : き裂長さ) を作成し, き裂の発生特性と進展抵抗を調べた。その際のき裂長さ (Δa) および CTOD 値, J 値の求め方は前報⁴⁾と同様である。なお, 応力付加後に予き裂先端から進展したき裂と予き裂との区別が明確になるように, 予き裂は機械切欠きとした。その他, SEM, 光学顕微鏡による微視組織および破面の観察, X線回折による相の同定を行った。

3. 実験結果

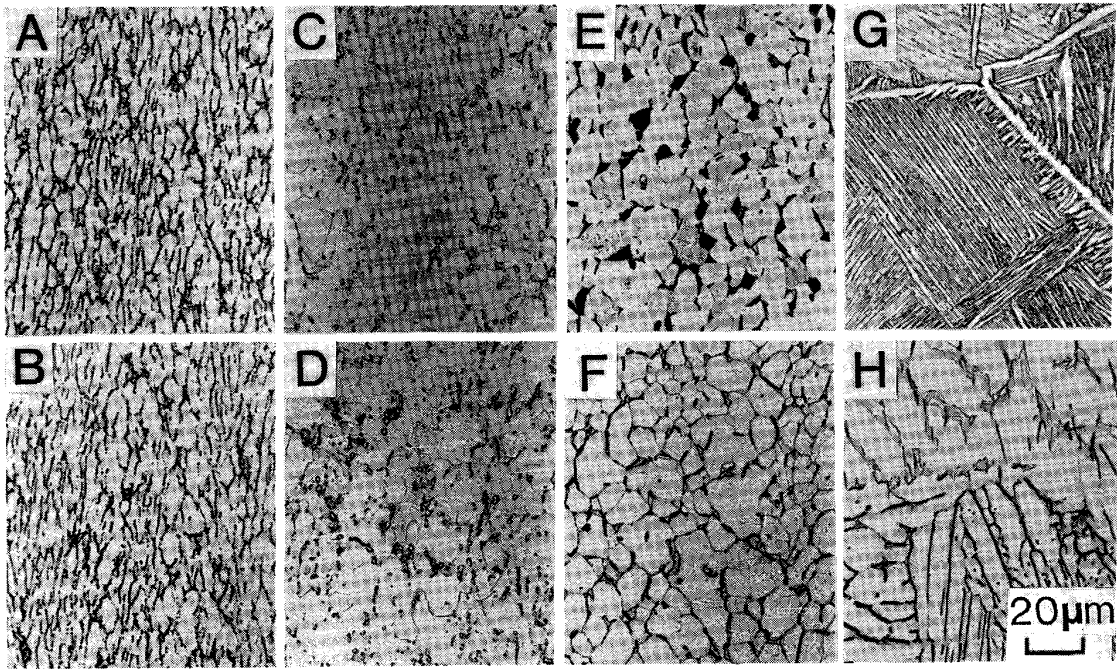
3.1 微視組織

Photo. 1 に $\alpha+\beta$ 域圧延材の各焼鈍温度での光学顕微鏡組織を示す。650°C 焼鈍材では一部再結晶が進行しているが, 大部分の α 相は圧延方向に伸展したままで, 圧延のままの組織とほとんど変わらない。800°C 焼鈍材では, 10~20 μm 径の再結晶した等軸 α 相とその界面に 1~2 μm 径の残留 β 相が点在する組織となる。650 および 800°C 焼鈍材では炉冷材と空冷材の組織に大きな差は認められない。950°C 焼鈍材も等軸 α 相組織を示すが, 初析 α 相はやや粗大化し, Transformed β 相の割合が 800°C の場合より増加している。空冷材では β 相が微細な針状 α 相組織に, 炉冷材では α 相にそれぞれ変態している。 β -transus 以上の 1100°C 焼鈍材では, 空冷材は Ti-6-4 の場合と同様に粒界 α 相を含む針状 α 相組織になっている。炉冷材は, 空冷材に比べ針状 α 相が著しく粗大化し, ラス幅が 10~20 μm となっている。旧 β 粒径は空冷材, 炉冷材とも 800~1000 μm である。

なお, 950°C から水冷後時効した試料 (以下水冷・時効材) は, 初析 α 相とその間にマルテンサイトの時効組織が認められ, 1100°C から水冷した場合は, 全面が微細な針状 α 相組織を示した。また, β 域圧延材は, $\alpha+\beta$ 域圧延材の 1100°C 焼鈍材 (空冷) とほぼ同様の針状組織を示したが, 旧 β 粒が圧延方向に著しく伸展していた。

3.2 X線回折

X線回折により α_2 相の同定を行った結果を Fig. 1 に示す。800 および 950°C 焼鈍材では, α_2 相に対応するピークが炉冷材に現れている。両者とも空冷材では, α_2 相のピークが認められないことから, α_2 相が炉冷中に析出したことが確認できる。650°C 焼鈍材では α_2 相のピークが炉冷材と空冷材の両方で認められ, 650°C の等温保持中にも α_2 相が析出することを示している。なお, 950°C から水冷後 600°C で時効した場合にも α_2 相の



A, B: 650°C C, D: 800°C E, F: 950°C G, H: 1100°C

Photo. 1. Microstructures of $\alpha + \beta$ rolled specimens annealed at different temperatures and air-cooled (above) or furnace-cooled (below).

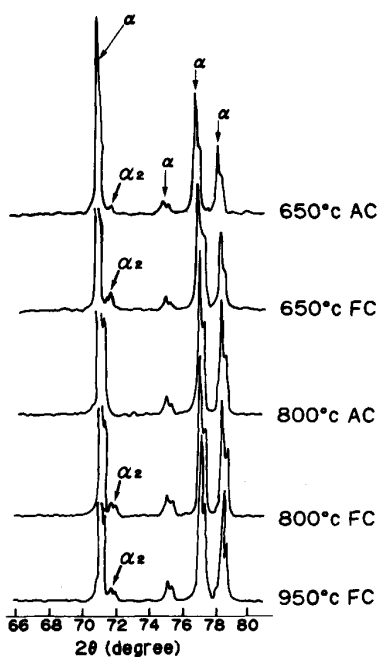


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of Ti-8Al-1Mo-1V alloy annealed at $\alpha + \beta$ region and air-cooled (AC) or furnace-cooled (FC).

ピークが現れ、600°Cの時効中に α_2 相が析出することが確認できた。また、 β 域の1100°Cから炉冷した場合および β 域圧延材で800°C焼鈍後炉冷した場合、いずれも α_2 相のピークが現れた。

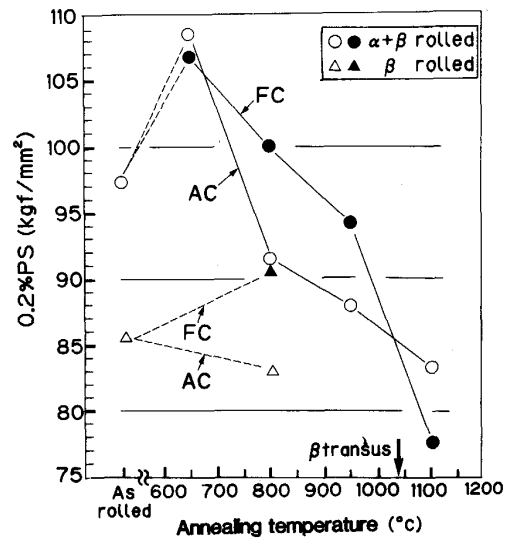


Fig. 2. Influence of processing and heat treatment conditions on 0.2% proof stress of Ti-8Al-1Mo-1V.

3.3 引張特性

Fig. 2に0.2%耐力と焼鈍温度の関係を示す。 $\alpha + \beta$ 域圧延材の強度(0.2%耐力)は、空冷、炉冷材ともに焼鈍温度の上昇に伴い低下する。 α_2 相が析出する650°C焼鈍材は空冷材、炉冷材とも圧延のまま材より約20 kgf/mm²強度が上昇し、最も高い強度(108 kgf·mm⁻²)を示す。800および950°C焼鈍材は、 α_2 相の析

出している炉冷材の方が空冷材より約 10% 強度が高くなっている。1100°C 焼鈍空冷材は、950°C 焼鈍空冷材より強度が $5 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-2}$ 以上低下する。また、 α_2 相の析出している 1100°C 焼鈍炉冷材は空冷材より強度が低い。 β 域圧延材は、圧延のままでは $\alpha+\beta$ 域圧延材より強度が約 $10 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 以上低下する。 $\alpha+\beta$ 域圧延材と同様に β 域圧延材（針状組織）でも、800°C で焼鈍した場合 α_2 相析出による炉冷材と空冷材の強度差が認められる。また、水冷・時効材は、950 および 1100°C の場合とも、空冷材より 20% 以上高い強度 ($102 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-2}$) を示した。なお、引張延性（伸び、絞り値）は、 α_2 相が析出した場合および針状組織にした場合に大きく低下した。例えば、800 および 950°C 焼鈍炉冷材では、絞り値は空冷材の 1/3 から 1/4 に低下した。

3.4 破壊靱性

Fig. 3 に 0°C の破壊靱性値 (δ_c 、不安定破壊開始時の CTOD 値) と熱処理温度の関係を示す。 $\alpha+\beta$ 域圧延材の炉冷および空冷材では、焼鈍温度の上昇にともない δ_c 値は上昇する。特に、針状組織を示す 1100°C 焼鈍材では δ_c が著しく上昇し、950°C 焼鈍材の 2 倍以上の値を示す。空冷材と炉冷材とで強度に大きな差があった 800 および 950°C 焼鈍材の δ_c は、いずれも強度の低い空冷材の方が 20~30% 高い。針状組織のラス幅に大きな差が見られた 1100°C 焼鈍材の空冷材と炉冷材では、Ti-6-4 の場合⁴⁾ と異なり炉冷材の δ_c の方がやや低い。 $\alpha+\beta$ 域圧延材と β 域焼鈍材を 800°C 焼鈍材について比較すると、針状組織を示す β 域圧延材の方が著しく靱性が高い。水冷・時効材は、同温度に保持した後空冷あるいは炉冷した試料に比べ靱性は低い。また、-196°C での各靱性値は 0°C の場合よりいずれも低下するが、全体の傾向は 0°C の場合とほぼ同様であった。なお、

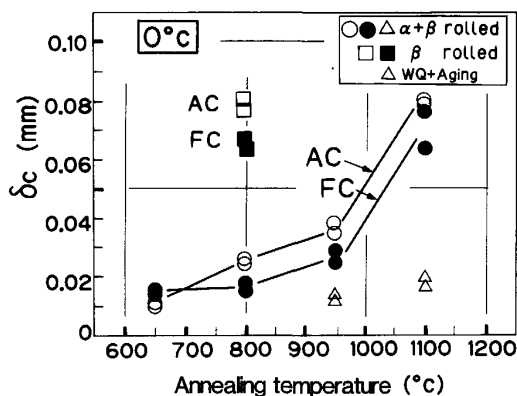


Fig. 3. Influence of processing and heat treatment conditions on critical CTOD value (σ_c) at 0°C for Ti-8Al-1Mo-1V alloy.

破壊靱性を K 値で評価した場合も、 δ_c 値の場合とほぼ同様の傾向を示した。

Fig. 4 に 0°C における強度 (0.2% 耐力) と δ_c の関係を示す。図中の点線のバンドは、前報³⁾ の Ti-6-4 (通常材および ELI 材) の結果から得られている。本合金の場合、微視組織に応じて二つのバンドに分類される。すなわち、「針状組織」および「等軸組織」の二つである。ただし、水冷・時効材の結果は等軸材のバンドに含まれる。針状材のグループは、Ti-6-4 の針状材のバンドにほぼ含まれる。また、本合金の等軸組織のバンドは、Ti-6-4 の等軸材のバンドの中の低靱性側に位置する。また、 α_2 相が析出し δ_c の低下した炉冷材と水冷・時効材は、いずれも空冷材と同じバンドに入っており、強度・靱性バランスの顕著な低下は認められない。

-196°C における強度と δ_c の関係を Fig. 5 に示す。図中には、Ti-6-4 (通常材) の場合のバンド³⁾ も示す。Ti-6-4 の場合、微視組織に関係なく一つのバンドで整理された。しかし、本合金の場合、0°C の場合と同様に -196°C でも微視組織の影響が認められ、針状組織と他の組織間で二つのバンドに分類される。すなわち、針状

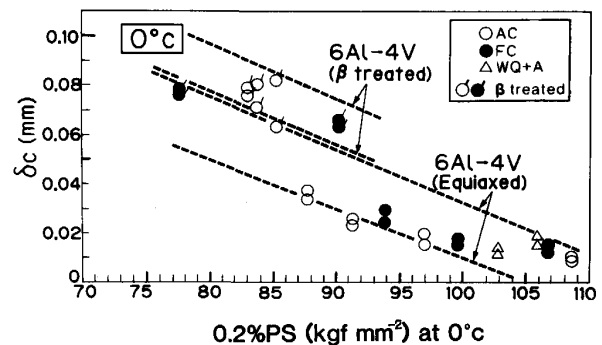


Fig. 4. Relationship between 0.2% proof stress and critical CTOD value at 0°C for Ti-8Al-1Mo-1V alloy.

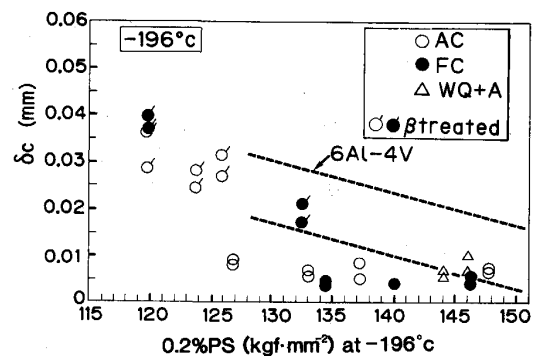


Fig. 5. Relationship between 0.2% proof stress and critical CTOD value at -196°C for Ti-8Al-1Mo-1V alloy.

材は等軸材より高い δ_c を示し、Ti-6-4 とほぼ同じバンドに含まれる。しかし、等軸材の結果はほとんどが Ti-6-4 のバンドより低靱性側に位置し、強度に関係なく δ_c は 0.005~0.01 mm の範囲内でほぼ一定の値を示す。さらに、 α_2 相が析出している炉冷材は、いずれも空冷材よりやや低い δ_c を示す。

3.5 破面観察

Photo. 2 に等軸材 (800°C 焼鈍空冷材) と針状材 (1100°C 焼鈍空冷材) の予き裂先端近傍の破面を示す。等軸材の破面は、巨視的には平坦な破面で、主として細かいディンプル型破面からなる。ディンプルの径および深さは、初析 α 相の大きさにほぼ対応している。なお、焼鈍温度が上昇し初析 α 相の粒径が大きくなると、ディンプルの径および深さも大きくなる傾向を示した。また、空冷材と炉冷材の破面に顕著な差は認められなかった。 β 域処理をした針状材は、巨視的に凸凹の大きい破面を示し、擬へき開破面、「Elongated dimple」破面⁷⁾およびディンプル型破面などが混在する破面を示す。なお、予き裂近傍の破面と不安定破壊後の破面は、全く同じ破面を示した。-196°C では、等軸および針状材とも「Flutes」または「Groove」状の破面⁸⁾が増加するが、

全体的には 0°C とほぼ同様な破面であり、温度変化による破面形態の差は少ない。以上の破面形態と微視組織の関係は、Ti-6-4 の場合³⁾ とほぼ同様である。

3.6 Rカーブ

Fig. 6 に 800°C 焼鈍材の R カーブ ($\delta_R - \Delta a$) を示す。図中には、比較のため前報⁴⁾ で得られた Ti-6-4 (等軸材) の R カーブも示した。なお、 δ_R の代わりに J_R で整理

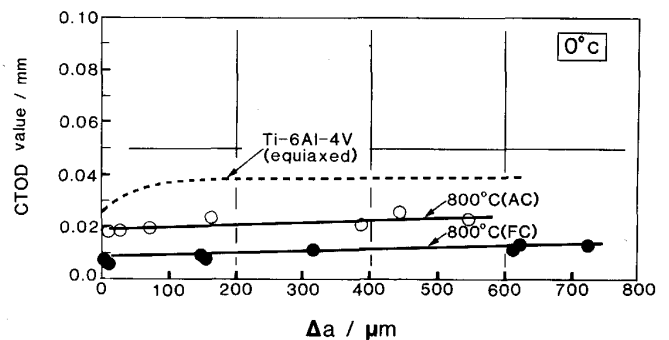
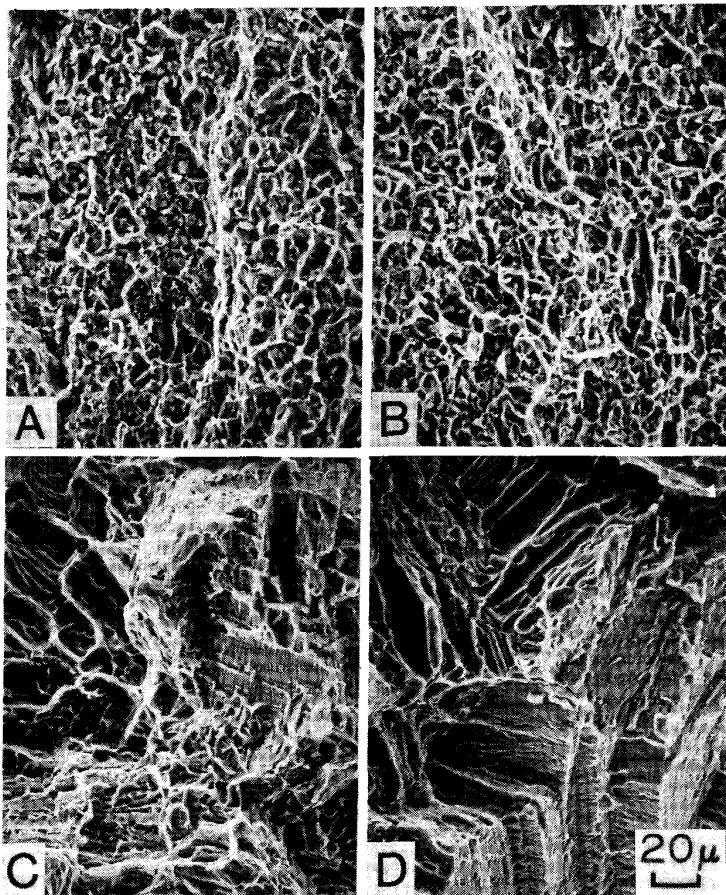


Fig. 6. Comparison of R curves (CTOD vs. Δa) at 0°C between air-cooled (AC) specimen and furnace-cooled (FC) after annealed at 800°C. A dotted line indicates a R curve of Ti-6Al-4V alloy with equiaxed microstructure.



A, B : 800°C annealed (AC)
C, D : 1100°C annealed (AC)

Photo. 2. Comparison of fractographs near the fatigue crack tip of COD specimens tested at 0°C (Left) and -196°C (Right).

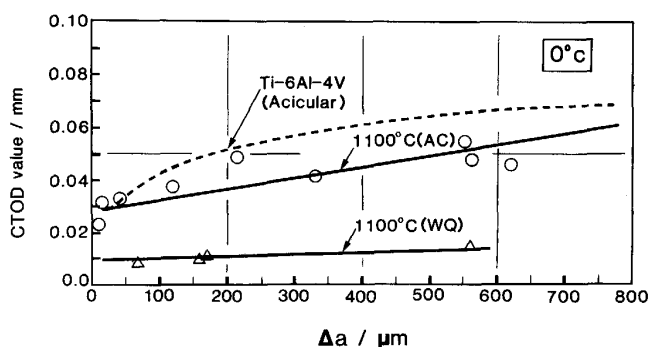


Fig. 7. Comparison of R curves (CTOD vs. Δa) at 0°C between air-cooled (AC) specimen and water quenched specimen after annealed at 1100°C (Above β -transus). A dotted line indicates a R curve of Ti-6Al-4V alloy with acicular microstructure.

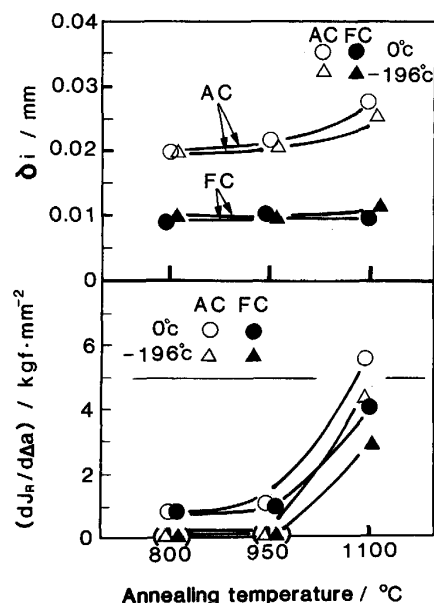
した場合も全く同じ傾向が得られた。

空冷および炉冷材ともに R カーブはほぼ直線となり、傾き、すなわちき裂の進展抵抗は両者ともほぼ同じである。一方、発生特性の指標となるき裂発生時の CTOD (δ_i , δ_R at $\Delta a=0$) は両者間で大きく異なり、炉冷材は空冷材の約 1/2 に低下する。この R カーブを Ti-6-4 の場合と比較すると、き裂進展初期 ($\Delta a \leq 100 \mu\text{m}$) における R カーブの傾きは、Ti-6-4 の方がやや大きい。また、 δ_i は Ti-8-1-1 の方が低く、空冷材で約 20% 低い。

Fig. 7 に 1100°C 加熱材 (空冷および水冷・時効材) の R カーブを示す。図中には Ti-6-4 の β 域加熱材 (空冷) の R カーブ²⁾ も示した。この場合も R カーブの傾きは進展初期からほぼ一定で直線となる。空冷材の R カーブの傾きは、Fig. 7 の等軸材より大きく、 δ_i も約 20% 高い。一方、 α_2 相が存在する水冷・時効材では、 δ_i および R カーブの傾きともに空冷材より著しく低い。Ti-6-4 の針状材と Ti-8-1-1 の針状材 (空冷) を比較すると、き裂の発生特性 (δ_i) は同じで、き裂進展初期の R カーブの傾きは Ti-6-4 が大きい。

Fig. 8 に各焼鈍材の 0°C および -196°C における δ_i とき裂進展抵抗を表す R カーブの傾き ($T = dJ_R/d\Delta a$) をまとめて示す。き裂発生特性の δ_i を比較すると、 0°C の場合、 850 および 950°C 焼鈍材 (等軸材) はいずれも 0.02 mm 前後でほとんど変わらず、 1100°C 焼鈍材 (針状材) はこれよりやや高い値を示す。 α_2 相が析出している炉冷材の δ_i は、いずれの組織でも 0.01 mm 前後の値を示す。 -196°C では、空冷および炉冷材とも、 0°C の場合とほぼ同じ δ_i を示す。

一方、き裂進展抵抗の T を比較すると、 0°C では 1100°C 加熱材の T は等軸材より 3~5 倍高い値を示す。



() in the figure indicates no stable crack growth.

Fig. 8. Relationship between crack initiation (δ_i , above), crack extension resistance ($dJ_R/d\Delta a$, below) values and annealing temperature of Ti-8Al-1Mo-1V alloy.

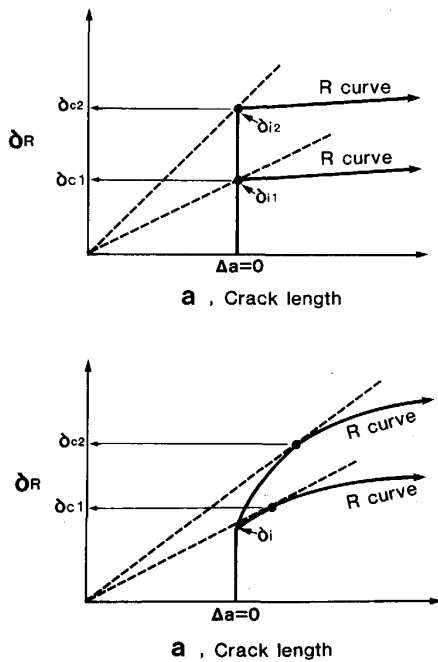
空冷材と炉冷材を比較すると、等軸材では両者ともほとんど同じ T を示すのに対し、針状材では炉冷材の方がやや低い値を示す。 -196°C の場合、いずれの組織でも進展抵抗は 0°C の場合より低くなる。等軸材では不安定破壊前にき裂の進展は認められない。針状材の T は、 0°C の場合より 20~30% 低くなる。

なお、微視き裂の進展経路は、等軸材及び針状材とも Ti-6-4 の場合⁴⁾ とほぼ同様であった。また、予き裂先端付近のボイドの生成位置は、空冷材と炉冷材で特に差は認められなかった。

4. 考 察

本実験結果から、 0°C では微視組織に関係なく、不安定破壊以前に予き裂先端から微視き裂が生成すること、微視き裂の破面はデンプル型破面が多く、しかも不安定破壊後の破面と同様の破面形態を示すことが明らかになった。これは、Ti-8-1-1 の破壊形態が Ti-6-4 の場合と同様に、基本的には延性破壊であることを示している。すなわち、Ti-8-1-1 の破壊はボイドの発生・合体、微視き裂の発生および進展、それに次ぐ不安定破壊のプロセスをとると考えられる。従って、本合金の破壊靱性と微視組織の関係を解明するためには、不安定破壊前に予き裂先端から生成するき裂の挙動を「発生特性」と「進展特性」とに分離して考察する必要がある。

ところで、Fig. 9 は破壊靱性値 (δ_c)、き裂発生時の



Dotted lines are COD crack extension curves at a constant load
Solid circles indicate the point of fracture instability.

Fig. 9. Schematic representation of crack growth resistance (CTOD: δ_R) curves for specimens: (1) with different δ_i and the same slope of R curves (above), (2) with the same δ_i and different slope of R curves (below).

CTOD (δ_i) および Rカーブとの関係を模式的に示したものである。破線は、荷重一定下での CTOD とき裂進展長さ (Δa) との関係を表すいわゆるき裂進展力曲線であり、この曲線と Rカーブの接点が不安定破壊点 (δ_c) を示す⁹⁾。Rカーブの傾きすなわち、き裂進展抵抗がほぼ同一で、しかもき裂進展抵抗が小さい場合 (Fig. 9 上図)、 δ_c は δ_i の大きさでほぼ決まり、 δ_i が大きい方が高い δ_c を示す。また、 δ_i が同一でき裂進展抵抗に差がある場合 (Fig. 9 下図) は、き裂進展抵抗が大きいほど高い δ_c を示す。なお、本実験では機械ノッチ付きの試験片を使用してき裂の挙動を検討した。 δ_i にはノッチ底の曲率半径が影響することが知られており⁹⁾、機械ノッチで得られた δ_i は、疲労予き裂の場合より高くなると思われる。しかし、微視組織や試験温度が変化した場合の δ_i の相対評価としては、本実験は有効であると考えられる。

4.1 微視き裂の発生特性

Ti-6-4 の δ_i は、強度、組織、不純物、試験温度等ほとんど影響されずほぼ一定の値を示した⁴⁾。本合金では、Fig. 8 に示したように δ_i は強度、試験温度にはほとんど影響されないが、微視組織、特に α_2 相の析出に

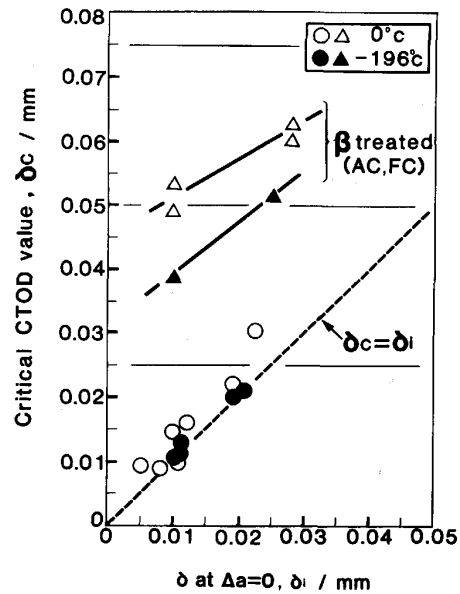


Fig. 10. Relationship between crack initiation (δ_i) and critical CTOD value (δ_c) of Ti-8-1-1 alloy.

より δ_i が大きく低下することが明らかになった。

α 型合金の α_2 相の析出については M. J. BLACKBURN¹⁾ が詳しく報告しており、熱処理条件により α_2 相の析出形態は変化し、500~600°C 間を徐冷した場合非常に微細な α_2 相 ($\leq 300\text{\AA}$) が析出すると報告している。本実験では、 α_2 相が析出した場合のポイドの生成位置は、析出のない場合と同じであった。しかし、炉冷材の方が δ_i が低いにもかかわらず、予き裂先端付近のポイドの密度は空冷材と同程度であった。また従来の研究では、ポイドは等軸材ではおもに初析 α 相と Transformed β 相の界面が、また針状材ではラスコロニー界面やラス界面が、それぞれへき開的に分離して生成すると考えられている^{3,4,10)}。これらのことから、 α_2 相析出により δ_i が低下したのは、微細な α_2 相の析出により微視的な塑性変形が抑制され、 α 相界面やラス界面での応力集中度が大きくなり、低応力で界面にポイドが多数発生し、き裂が生成しやすくなったためと考えられる。

Fig. 10 に δ_i と破壊靱性 (δ_c) の関係をまとめて示す。この図から、 β 域処理材 (空冷および炉冷) の場合、 δ_c は δ_i の 2~3 倍高く、き裂の進展特性が破壊靱性の大きな部分を支配していることがわかる。一方、き裂進展抵抗の小さい等軸材や水冷・時効材の δ_c は、温度にかかわらず δ_i とほぼ等しく、発生特性により δ_c がほぼ決定されることを示している。従って、Fig. 5 で等軸材および水冷・時効材の -196°C の δ_c が、強度にかかわらずほぼ一定で、しかも炉冷材の方が低い値を示したのは、 δ_i が強度によらず一定であること、ならびに炉冷

材の δ_i が空冷材より低いためであると考えられる。さらに、 -196°C で等軸材や水冷・時効材の δ_c が、同一強度の Ti-6-4 の δ_c より低かったのは、本合金の δ_i が Ti-6-4 合金の δ_i ($\approx 0.025\text{ mm}$) より低いためであると思われる。

4.2 微視き裂の進展特性

Fig. 4 に示したように、 0°C での強度と δ_c の関係は、Ti-6-4 の場合と同様に等軸材と針状材の二つのバンドに分けられる。両者の δ_i にほとんど差がないことから、 δ_c の差は、Fig. 9 の下図に示したように、両者のき裂進展抵抗が異なっているためと考えられる。き裂進展抵抗の差には、前報⁴⁾ の Ti-6-4 の場合と同様に、等軸材と針状材のき裂進展経路の違いが大きく影響を及ぼしていると考えられる。また、 -196°C では、強度と破壊靱性の関係は Ti-6-4 の場合と異なり微視組織の違いで二つのバンドに分かれた。これは、等軸材ではき裂進展抵抗が 0°C より低下するため、 δ_c は δ_i の値でほぼ決まる (Fig. 9)。一方、針状材では -196°C でもき裂進展抵抗がまだ高いため、不安定破壊前に安定き裂が成長し、 δ_c は δ_i より高くなり、両者に差が生じたものと思われる。

さて、650 および 800°C 焼鈍材では、微視組織が α 相マトリックスに残留 β 相が点在する α 型合金特有の形態を示す。その場合のき裂進展経路は、 α 相と残留 β 相の界面や α/α 相界面である。しかし、き裂進展抵抗は、 α 相と Transformed β 相からなる等軸材 (950°C 焼鈍材) と比較して大差はなかった。このことから、マトリックスに点在する残留 β 相は、Ti-8-1-1 の場合き裂進展抵抗には大きな影響を及ぼしていないと思われる。

次に、 α_2 相とき裂進展特性の関係について考える。 α_2 相の析出による進展抵抗への影響には二つの場合が考えられる。一つは、主き裂先端の近傍に α_2 相が起点となってポイドが多数生成することによりき裂進展が促進される場合である。もう一つは、そのポイドが合体して生成した多数の微小き裂が、進展き裂のごく近傍に生ずることにより応力集中が緩和される場合である。両者はき裂進展に対し相反する影響をおよぼす。本実験では針状材の場合、 α_2 相が析出している炉冷材のき裂進展抵抗は、空冷材とほぼ同じである。これは前報の Ti-6-4 の場合⁴⁾ と大きく異なっている。炉冷材では粗大な針状組織が存在しラスブロックやラス界面などき裂進展への障害物が多いため、き裂進展抵抗は空冷材より大きくなると思われる。しかし、Ti-8-1-1 では前述した α_2 相の析出によるき裂進展促進効果の方が大きく影響したため、き裂進展抵抗がそれほど向上しなかったも

のと思われる。

以上のように、本合金の靱性値 (δ_c) の微視組織および試験温度による変化は、不安定破壊前に予き裂先端から進展するき裂の発生および進展特性の変化を考慮することにより統一的に説明できることが明らかになった。

5. 結 論

Ti-8Al-1Mo-1V 合金の破壊靱性 (δ_c) と微視組織の関係を検討した結果、以下のことが明らかになった。

1) 0°C では、 β 域処理をした針状組織材は、等軸組織材や水冷・時効材より高い δ_c を示す。これは、Ti-6-4 の場合と同じく、不安定破壊前に予き裂先端から進展するき裂の伝播抵抗の差に起因している。

2) -196°C では、針状組織材は Ti-6-4 と同様の δ_c を示す。しかし、等軸組織材は同一強度の Ti-6-4 より δ_c が低い。これは、 δ_c がき裂の発生特性でほぼ決まり、その発生特性が Ti-6-4 より低いことによる。

3) α_2 相の析出により強度は約 10% 上昇するが、 δ_c は約 20% 低下する。 α_2 相は、主に進展き裂の発生特性に大きな影響を及ぼし、微視組織に関係なく発生特性を約 1/2 に低下させる。

4) Ti-8-1-1 の破壊は、基本的には $\alpha+\beta$ 型の Ti-6-4 と同じくポイド合体型の延性的な破壊様式を示す。破壊靱性の変化は、不安定破壊前に生成するき裂の発生特性および進展特性と微視組織の関係から統一的に説明できる。

文 献

- 1) M. J. BLACKBURN: Trans. AMS, **59** (1966), p. 694
- 2) Metals Handbook (9th Edition), Vol. 3 (1980), p. 361 [ASM]
- 3) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 151
- 4) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 2250
- 5) 堀谷貴雄, 内藤浩光, 矢田 浩: 日本金属学会春期大会一般講演概要 (1985), p. 353
- 6) British Standard Institution, BS 5762-1976, Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing
- 7) R. H. STONE, J. R. LOW, Jr. and J. L. SHANNON, Jr.: Metall. Trans. A, **9** (1978), p. 539
- 8) K. NAGAI, K. HIRAGA, T. OGATA and K. ISHIKAWA: Trans. Jpn. Inst. Met., **26** (1985), p. 405
- 9) 延性破壊力学 (町田 進編) (1984), p. 44 [日刊工業新聞社]
- 10) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 123