

© 1990 ISIJ

論文

Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金の破壊靱性に
及ぼす微視組織の影響堀谷 貴雄*・鈴木 洋夫*²・岸 輝雄*³Effect of Microstructure on Fracture Toughness of
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al Alloy

Takao HORIYA, Hirowo G. SUZUKI and Teruo KISHI

Synopsis:

Effect of microstructure on fracture toughness of β type Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy (Ti-15-3) was systematically examined.

At 0°C, fracture toughness (δ_c) is gradually decreased as strength (0.2%PS) increased. A linear relationship is obtained between fracture toughness and strength, regardless of microstructure: morphology of precipitated α phase or β grain size. Compared with ($\alpha + \beta$) type Ti-6Al-4V alloy (Ti-6-4), Ti-15-3 has almost the same δ_c in the strength range of 80 to 90 kgf/mm² and has a higher fracture toughness above the strength of 100 kgf/mm². The difference in fracture toughness between Ti-15-3 alloy and Ti-6-4 alloy is attributed to the difference in crack extension resistance of microcracks developed at the notch tip before unstable fracture.

At -196°C, fracture toughness is linearly decreased with increasing strength, independent of microstructure. However, the decrease in fracture toughness is rather small. Contrary to the case at 0°C, Ti-15-3 had a lower fracture toughness near the strength of 150 kgf/mm² than that of Ti-6-4. This is because Ti-15-3 had a lower crack initiation toughness (δ_i) than Ti-6-4 at -196°C.

It was found that crack initiation toughness (δ_i) of Ti-15-3 has a close relationship with reduction of area in the round bar tensile test. And crack resistance property was greatly influenced by both strength and the size of α phase precipitated during aging.

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

1. 緒 言

チタン合金は高い比強度を有するため、宇宙・航空分野の強度部材として広く使用されている。しかし、現在主に使用されている $\alpha + \beta$ 型合金の最大の問題点は、加工性が悪く、製造コストが高いことである。従って最近では、 $\alpha + \beta$ 型より高強度で、しかも冷間加工性に優れた β 型合金が注目されている。なかでも、航空機部品用として近年開発された Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金(以下 Ti-15-3)は、冷間加工性、製品の均質性などを重視した高強度高靱性合金であり、Ti-6Al-4V 合金(以

下 Ti-6-4)の代替品として期待されている。

Ti-15-3の破壊靱性については、従来からいくつか報告があるが^{1)~3)}、製造条件が大きく変化した場合の破壊靱性の変化について系統的に検討した報告は少ない。Ti-15-3は、時効温度や時効時間により析出 α 相の大きさ、形状および分布が大きく変化するが、破壊靱性に及ぼす影響については不明確な点が多い。

著者らは、チタン合金の破壊靱性と微視組織の関係を系統的に検討しており^{4)~7)}、これまで $\alpha + \beta$ 型合金(Ti-6-4)⁴⁾⁵⁾⁷⁾ および Near α 型合金(Ti-8Al-1Mo-1V)⁶⁾の破壊靱性を検討し、微視組織、不純物量との関係を明

昭和 63 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 10 月 30 日受付 (Received Oct. 30, 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 Tehnology, The University of Tokyo)

らかにした。その結果、 $\alpha+\beta$ 型、Near α 型合金の破壊靱性は、不安定破壊前に予き裂先端から進展する微視き裂（以下、安定き裂）の発生および進展特性により系統的に説明できることを明らかにした。

そこで本研究では、Ti-15-3の熱処理条件を広範囲に変化させ、 α 相の析出形態や β 粒径を変え、強度と破壊靱性の関係を検討した。さらに、本合金の破壊機構を解明するため、除荷法を用い安定き裂の発生および進展特性を求め、微視組織との関係を検討した。

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。供試材の化学成分は通常材とはほぼ同様である。供試材は、消耗式真空アーク炉 (VAR) で 2 重溶解した 500 kg 鋳塊を、熱間鍛造で 80 mm 角のスラブに加工した。その後、 β 域 (950°C および 850°C) に加熱後 15 mm 厚の板に圧延し、熱処理を施した。

熱処理条件を Table 2 に示す。熱処理条件は、微視組織と破壊靱性の関係を広範囲に検討するため、溶体化処理（以下 ST）温度および ST 後の冷却速度および時効条件を変化させた。ST 温度は、 β 粒径を変化させるため標準の 800°C のほか 780°C と 950°C の 3 条件とした。ST 後の冷却は、通常の水冷 (WQ) に加え炉冷 (FC, 200°C までの平均冷却速度: 30°C/h) を実施した。時効条件は、本試料の時効硬化曲線を参考に、時効温度は 400, 500, 600°C の 3 種、時効時間は各温度に対し 3, 20, 100 h の 3 種（ただし、600°C は 3, 100 h の 2 種）で、計 8 種とした。なお、時効時間が 3 h では、600°C での時効がほぼ完了し、20 h では 500°C の時効が完了する。100 h 時効では、400°C の時効が 90% 以上進行する。

引張試験は、径が 6.25 mm、標点距離が 25 mm の丸棒試験片を板厚中央部から圧延直角方向に採取して行っ

た。破壊靱性試験片は、3 点曲げ試験片 ($B=10$, $W=20$, 支点間距離=80 mm) とし、板厚中央部から圧延直角方向に採取した。ノッチは疲労き裂とし、破壊靱性値は限界 CTOD 値 (δ_c : 不安定破壊開始時の CTOD 値⁸⁾) と K_{IC} 値 (ASTM-E399⁹⁾ に準拠) を求めた。試験温度は前報⁴⁾ と同じく 0°C と -196°C である。

また不安定破壊前に進展する安定き裂の進展挙動を検討するため、前報⁶⁾ と同様に上記の 3 点曲げ試験片を用い、安定き裂発生時の CTOD 値 (δ_i) とき裂進展抵抗曲線、すなわち R カーブを求めた。き裂進展長さ (Δa) の測定方法、 δ_R および J_R の求め方は前報⁵⁾ と全く同様である。またノッチ加工は、予き裂と荷重付加後に生成する安定き裂の区別が明瞭になるように前報⁵⁾ と同様に機械切欠き (スリット幅: 0.10 mm) とした。

3. 実験結果

3.1 微視組織

Photo. 1 に 800°C ST 材の 3 h および 100 h 時効後の光学顕微鏡組織を示す。本合金は ST のままでは β 単相であり、再結晶粒と未再結晶粒が混在しているが、 β 粒径は平均で 80 μm である。

3 h 時効材の場合、400°C では未再結晶粒内に微細な α 相が均一に析出する。しかし、再結晶粒内にはほとんど析出が認められない。500°C では、400°C の場合と同様に α 相が未再結晶粒内一面に析出している。再結晶粒では、おもに β 粒界や亜粒界に沿って直径が 1 μm 以下の α 相が帯状に析出しており、一部は一定結晶面に沿い粒内にも析出している。時効が完了している 600°C では、 α 相の析出サイトは 500°C の場合とほぼ同様であるが、 α 相の形状が著しく粗大になっている。特に、再結晶粒では直径が 2~3 μm の球形の α 相や 5~10 μm 長さの針状の α 相が β 粒界付近を中心に塊状かつ不均一に析出している。針状のものは一定結晶面に沿って析

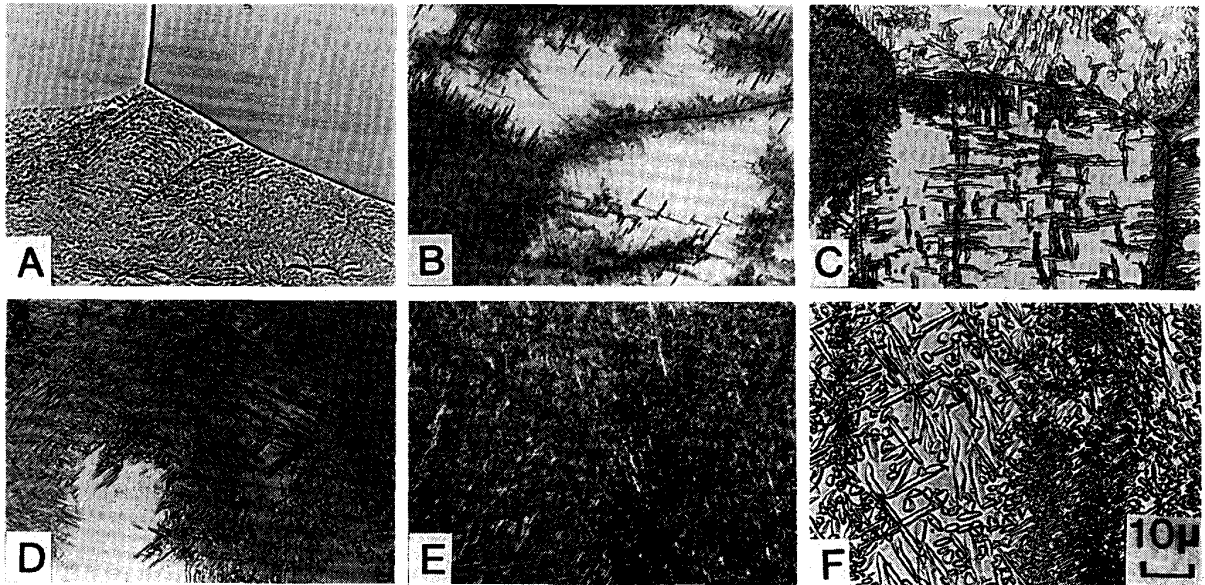
Table 1. Chemical composition of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy used (mass%).

V	Cr	Sn	Al	O	N	C	Fe	H	Ti
14.9	3.26	3.38	3.28	0.082	0.011	0.006	0.04	0.008	Bal.

Table 2. Processing and heat treatment conditions.

Rolling	Solution treatment	Cooling	Aging		Variable
			Temperature	Time	
950°C	800°C, 15 min	WQ*	400~600°C	3~100 h	Aging condition
		FC*2	500°C	20 h	Cooling rate
850°C	950°C, 15 min	WQ	500°C	100 h	Solution treatment temperature
	780°C, 15 min				

* WQ: Water Quenched *2 FC: Furnace Cooled



A, D : Aged at 400°C B, E : Aged at 500°C C, F : Aged at 600°C

Photo. 1. Microstructures of specimens aged for 3 h (above) and 100 h (below) after solution-treated at 800°C for 15 min and water quenched.

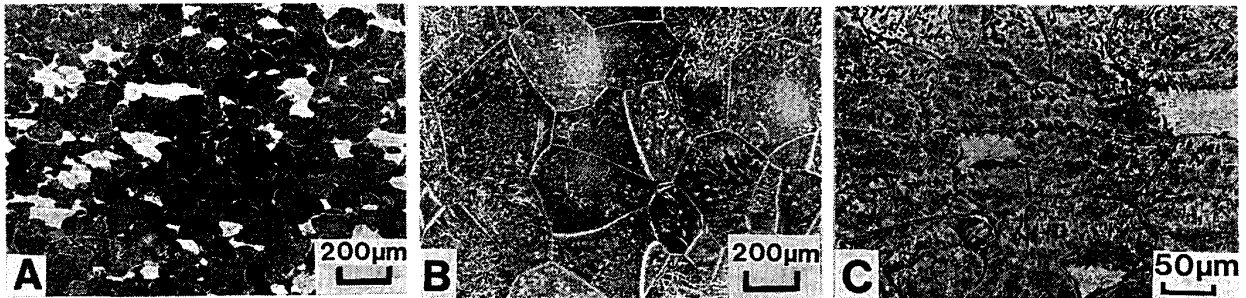


Photo. 2. Microstructures of specimens :

(A, B) aged 500°C for 100 h after solution-treated at 780°C(A) and 950°C(B) for 15 min and water quenched.

(C) aged 500°C for 20 h after solution-treated at 800°C for 15 min and furnace cooled.

出する傾向を示す。

100 h 時効材の場合、硬度の一番高い 400°C では再結晶粒内でも 1 μm 以下の微細な α 相がほぼ全面に析出している。しかし、一部の再結晶粒では α 相の未析出域が残存している。時効がすでに完了している 500°C では、1 μm 前後の微細 α 相が粒内全面に析出している。600°C では、再結晶粒での α 相の析出が進行し、ほぼ粒内全域にわたって粗大 α 相が析出している。β 粒界付近と粒内では析出 α 相の密度に差があり、粒内では針状の α 相が多く観察される。以上のように、時効温度および時効時間により α 相の形状、析出量および析出場所は大きく異なっている。

Photo. 2 は ST 温度および ST 後の冷却速度を変化させ、500°C で時効した場合の光学顕微鏡組織を示す。ST 温度を変化させた場合、β 粒径が大きく異なってお

り、780°C では平均粒径が約 50 μm、950°C では約 220 μm である。950°C ST 材では、すべて再結晶粒となり 800°C ST の場合より α 相が均一微細に析出している。780°C ST の場合は、800°C ST 材と同様に再結晶粒と未再結晶粒が混在している。800°C ST 後炉冷し時効した場合、水冷し時効した場合とは著しく異なり、β 粒界に沿って炉冷中に析出した約 5 μm 幅の α 相が認められ、粒界の一部では長さが 20~30 μm の粗大な α 相が粒内方向に成長している。また、粒内にも同様な細長い粗大 α 相の集団が認められる。

以上から、ST 温度および冷却速度を変えた場合も、β 粒径や α 相の析出形態が大きく変化することが確認できた。

3.2 強度および破壊靱性

時効温度と時間を変化させた試料の 0°C における強

度 (0.2% 耐力) と限界 CTOD (δ_c) の関係を Fig. 1 に示す。ここで、破壊靱性を K 値で評価した場合、一部の K_Q 値は「Invalid」になったため、 δ_c で評価した。

0°C の場合、400°C 時効材では、時効時間の増加とともに強度は 72 kgf/mm² から 142 kgf/mm² へと上昇し、 δ_c は強度上昇にともないしだいに低下する。500°C では、時効が完了する 20 h まで強度は約 30 kgf/mm² 上昇するが、 δ_c はそれに伴い低下する。過時効の 100 h では、強度がやや低下し、 δ_c はほぼ同じである。600°C の場合、時効時間の増加にともない強度は約 15 kgf/mm² 上昇し、 δ_c は低下する。以上のように強度と δ_c は相反する傾向を示し、ST ままの場合も含めすべて右下がりの一つの直線バンドで整理できる。

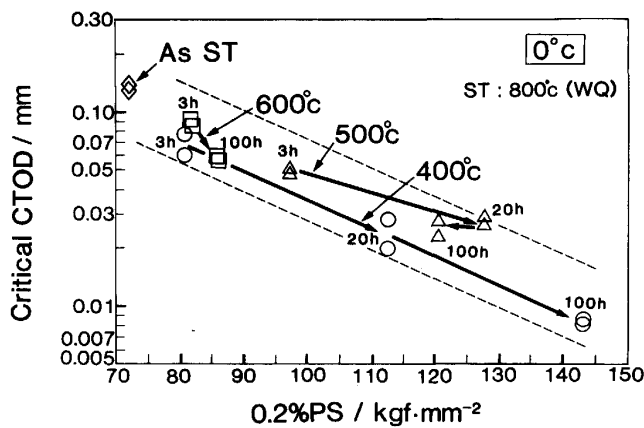


Fig. 1. Relationship between critical CTOD value and 0.2%PS at 0°C for aged specimens solution-treated at 800°C for 15 min and water quenched.

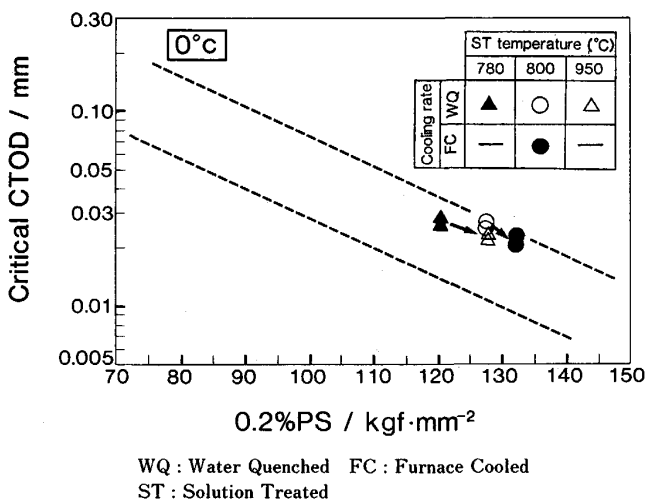


Fig. 2. Relationship between critical CTOD value and 0.2%PS at 0°C for specimens solution-treated at different temperatures and aged 500°C for 100 h, and specimens cooled at different rates from the solution-treated temperature (800°C) and aged 500°C for 20 h.

Fig. 2 は、ST 温度および ST 後の冷却速度変化材の結果を示す。図中の直線バンドは、Fig. 1 で得られたものである。800°C ST 水冷材と炉冷材を比べると、炉冷材の方が約 2 kgf/mm² 強度が高いが、 δ_c は低下する。また β 粒径が大きい 950°C ST 材の場合、強度は細粒の 780°C ST 材より 6 kgf/mm² 程度高いが、 δ_c は低い。以上の変化は、強度と破壊靱性の関係でみると、いずれも直線バンドの傾きに沿った変化であり、微視組織の違いによる δ_c の顕著な変化は認められない。

-196°C での強度 (0.2% PS) と K_{IC} の関係を Fig. 3 に示す。なお、破壊靱性を δ_c で評価した場合も同様の結果を示した。各時効材とも、0°C に比べ強度は上昇するが、破壊靱性は低下し、0°C の場合と同様に組織に関係なく右下がりの直線バンドに含まれる。しかし、その直線の傾き、すなわち強度上昇に伴う K_{IC} の低下は著しく少ない。例えば、500°C 時効材では強度が約 30 kgf/mm² 上昇しても、 K_{IC} は 110 kgf·mm^{-3/2} 前後ではほとんど変わらない。

Fig. 4 は、0°C における強度と δ_c の関係を、 $\alpha+\beta$ 型

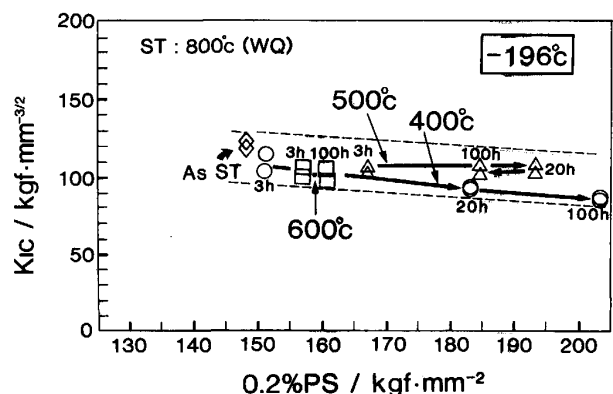


Fig. 3. Relationship between K_{IC} and 0.2%PS at -196°C for specimens solution-treated at 800°C for 15 min and water quenched.

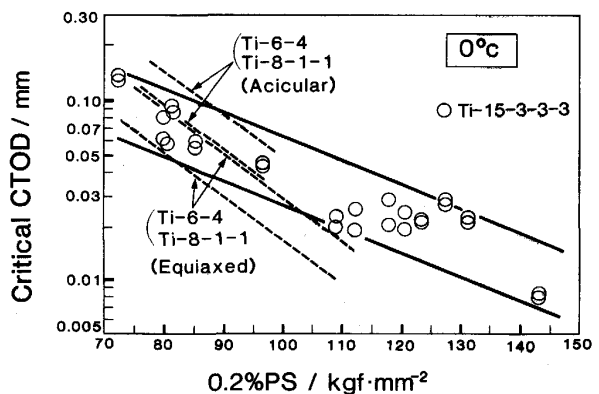


Fig. 4. Comparison of fracture toughness-strength trend curves at 0°C for Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, Ti-6Al-4V and Ti-8Al-1Mo-1V alloys.

合金の Ti-6-4 および Near α 型合金の Ti-8Al-1Mo-1V (以下 Ti-8-1-1) の場合と比較したものである。前報⁶⁾で報告したように両合金とも、強度と δ_c の関係はほぼ同一の右下がりの直線バンドで整理され、バンドは等軸組織材と針状組織材の二つに分かれる。Ti-15-3 のバンドと比べると、直線の傾き、すなわち δ_c の強度依存性は Ti-15-3 の方が小さい。70~85 kgf/mm² の低強度側では Ti-6-4, Ti-8-1-1 の等軸組織材のバンドと重なるが、85~100 kgf/mm² では等軸組織材より高靱性の針状組織材のバンドとほぼ重なり、100 kgf/mm² 以上では Ti-15-3 の方が高い δ_c を示す。

Fig. 5 は -196°C の場合を示す。Ti-15-3 は 0°C と -196°C 間での強度の上昇量が Ti-6-4 に比べ大であるため、同一強度での破壊靱性の比較は、150 kgf/mm² 前後の狭い強度範囲に限られる。150 kgf/mm² 付近で Ti-6-4 と比べると、Ti-6-4 の方が Ti-15-3 より高い K_{IC} を示す。

3.3 破面観察

Photo. 3 は、0°C における予き裂先端付近の破壊靱性試験片の破面を示す。写真の右下の値は各試料の δ_c を示す。 δ_c の最も高い ST ままの試料 A では、ディンプル型の破面が全体を占めており、各ディンプルの径(40

~60 μ m) および深さは、他の時効材よりかなり大きい。時効材の中で δ_c の高い 600°C の 100 h 時効材 E は、5~6 μ m の深さのディンプル破面が数多く認められる。同じく δ_c の高い 500°C の 3 h 時効材 C では、ディンプル型の破面と平滑的な破面とが混在しており、前者はおもに再結晶粒の破面と、後者は微細な析出 α 相が存在する未再結晶粒の破面とそれぞれ対応していること

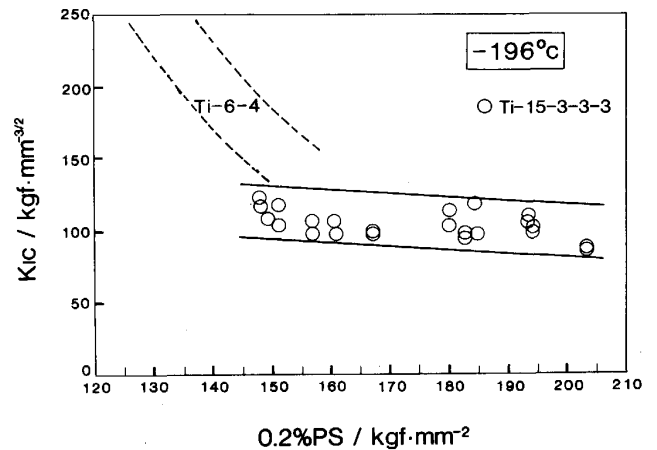
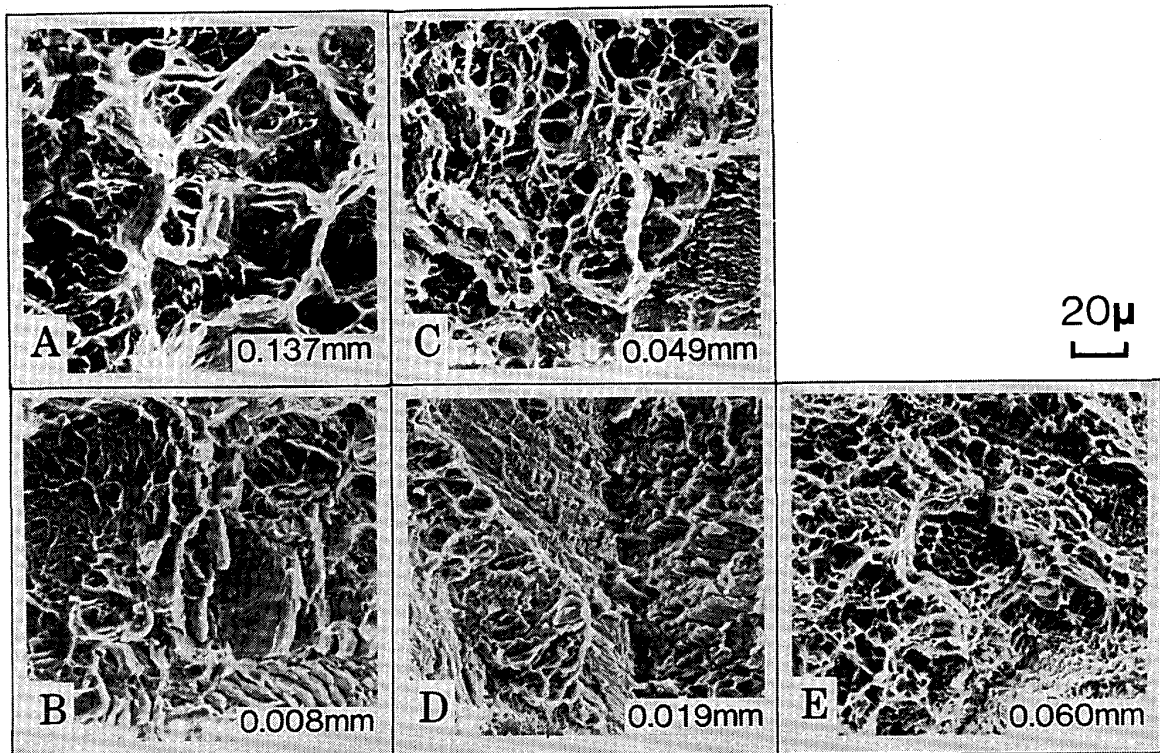


Fig. 5. Comparison of fracture toughness-strength trend curves at -196°C for Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al and Ti-6Al-4V alloys.



A: As solution-treated C: Aged at 500°C for 3 h
 B: Aged at 400°C for 100 h D: Aged at 500°C for 100 h E: Aged at 600°C for 100 h

Photo. 3. SEM fractographs of COD specimens tested at 0°C. Specimens were aged after solution-treated at 800°C for 15 min and water quenched. Figures in photo. indicate critical CTOD values.

を確認した。 δ_c の低い 100 h 時効材 D ではディンプル型破面はほとんど認められず、平滑な破面が多くを占め、粒界破面も一部認められる。 δ_c が最も低い 400°C の 100 h 時効材 B も、全体的に平滑な破面が多い。

以上から、 δ_c の高い試料では、ディンプル深さおよび径が大きい破面が数多く存在し、 δ_c が低い試料では平滑な破面や粒界破面が多いことがわかる。なお、ST 温度および ST 後の冷却速度を変化させた試料の破面は、同一の時効処理をした標準試料 (800°C ST 後水冷材) の破面と比べ顕著な差は認められなかった。また、予き裂先端付近の破面と不安定破壊後の破面には、いずれの試料でも差は全く認められなかった。

3.4 Rカーブ

Fig. 6 に時効材の 0°C における R 曲線 (δ_R - Δa) を示す。 R 曲線はいずれもほぼ直線であるが、安定き裂発生特性の指標である δ_i と、安定き裂進展特性の指標となる R 曲線の傾き ($T: d\delta_R/da$) は、時効条件により大きく変化する。

微細な α 相が析出する 400°C 時効材では、安定き裂進展抵抗の T は大きな変化を示さないが、 δ_i は時効時間の増加にともない 0.03 mm から 0.005 mm に大幅に低下する。 500°C 時効材は、400°C の場合とは異なり δ_i はほとんど変化しない。しかし、 T は強度に伴って変

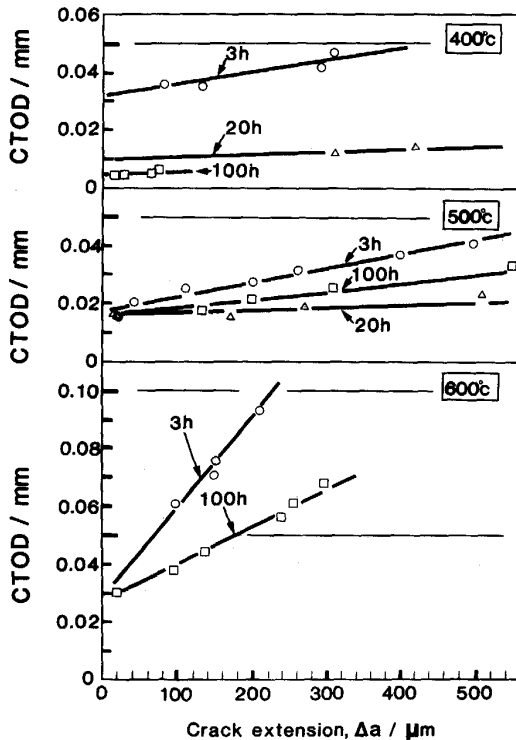


Fig. 6. R curves (CTOD vs. crack extension) at 0°C for Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, aged after solution treated at 800°C for 15 min and water quenched.

化し、強度が上昇すると低下する傾向を示す。粗大 α 相が析出する 600°C 時効材では、 δ_i の変化は小さいが、 T は低温の時効材に比べ著しく大きい。なお、 R 曲線の傾きは、 δ_R の代わりに J_R で評価した場合も同じ傾向を示した。

Fig. 7 は、 Ti-15-3 と Ti-6-4 (等軸組織材) の 0°C の R 曲線を、 δ_c に差が認められた強度 ($\sigma_{0.2} = 96 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-2}$) で比較したものである。 Ti-15-3 は 500°C 時効材 (20 h) の場合である。 δ_c の高い Ti-15-3 の δ_i は Ti-6-4 より少し低いが、進展抵抗を表す T は Ti-6-4 より高くなっている。 Table 3 は、 -196°C で破壊靱性に差が認められた Ti-15-3 と Ti-6-4 の δ_i を、同一強度レベル ($\sigma_{0.2} = 150 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-2}$) で比較した結果を示す。 Ti-15-3 は 400°C 時効材 (3 h) である。両者とも、 0°C での δ_i はほぼ同じであるが、 -196°C では Ti-15-3 の δ_i は、 Ti-6-4 の約 1/3 に低下する。また、 δ_i と同様に -196°C の断面収縮率にも両者で大きな差が生じている。

4. 考 察

Ti-15-3 では、ディンプル型破面が数多く認められる

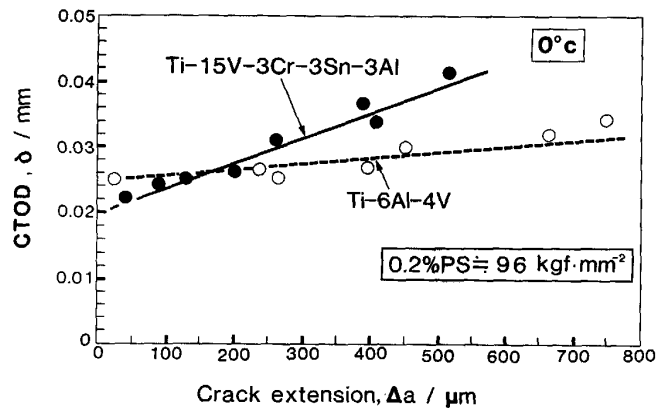


Fig. 7. Comparison of R curves (CTOD vs. crack extension) at 0°C between Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al and Ti-6Al-4V alloys. They have almost the same 0.2% proof strength.

Table 3. Comparison of proof strength, reduction of area and δ at 0°C and -196°C between Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al and Ti-6Al-4V alloys.

Alloy [Heat treatment]	Test Temp. (°C)	0.2%PS ($\text{kgf}\cdot\text{mm}^{-2}$)	RA* (%)	δ_i^{*2} (mm)
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al [Aged at 400°C for 3h]	0	81	39	0.027
	-196	151	6	0.010
Ti-6Al-4V [Annealed at 850°C for 20h]	0	91	40	0.028
	-196	151	48	0.030

* RA=Reduction of Area

*2 δ_i =CTOD value at $\Delta a = 0$ (a : Crack length)

こと、不安定破壊前に予き裂先端から安定き裂が進展すること、さらに安定き裂の破面と不安定破壊後の破面は同じ形態を示すことなどから、本合金は $\alpha+\beta$ 型のTi-6-4と同様に基本的には延性型の破壊であると考えられる。従って、破壊靱性と微視組織の関係を解明するためには、破壊靱性を安定き裂の発生特性と進展特性に分離して検討する必要がある⁴⁾⁵⁾。Ti-15-3では、Fig. 6に示すように時効条件により安定き裂の発生及び進展特性は大きな変化を示す。従って、以下では安定き裂の発生および進展特性と微視組織の関係について考察する。

4.1 安定き裂の発生特性と微視組織

Ti-15-3の発生特性で注目される試験結果は次の2点である。第1点目は、Fig. 6に示すように、500°Cおよび600°Cの時効材の δ_i は大きな変化を示さないが、400°C時効材では、 δ_i が時効時間の増加にともない大きく低下することである。400°C時効材では、500および600°C時効材に比べ非常に微細な α 相(<0.1 μm)が析出しており、これが δ_i を低下させている原因と考えられる。すなわち、400°C付近では微細な α 相が転位上に数多く析出するため¹⁰⁾、転位の移動すなわち塑性変形が困難になり、予き裂先端部の応力集中度が高まり、安定き裂の発生が容易になったものと思われる。

材料の塑性変形能の簡単な指標としては、引張試験での絞り値(断面収縮率)がある。Fig. 8は絞り値と δ_i との関係を示したものである。 δ_i は絞り値の増加にともない一様に高くなり、両者の関係は狭い直線バンドで整理される。この結果は、Ti-15-3では絞り値、すなわち材料の塑性変形のしやすさが δ_i と強い相関があることを示しており、上記の考察を裏付けている。なお、Ti-8-1-1でも同様に、微細析出物である α_2 相が析出し

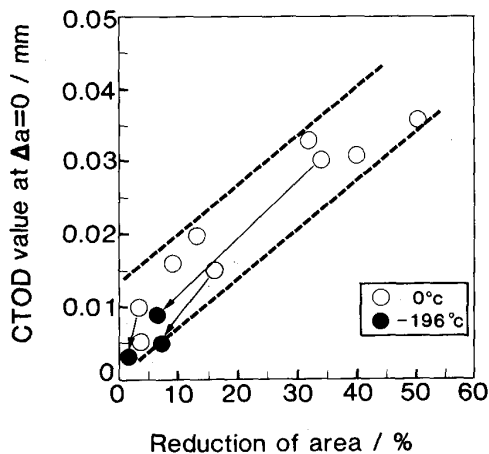


Fig. 8. Relationship between reduction of area in tensile test and δ_i (CTOD value at $\Delta a=0$, a : Crack length) for Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy.

た場合、発生特性(δ_i)および絞り値の大幅な低下が認められている⁶⁾。

注目される第2点目は、Table 3に示すように、試験温度の低下にともない δ_i が大きく低下することである。この試験温度の低下にともなう δ_i の減少が、-196°CでTi-15-3の破壊靱性(δ_c)がTi-6-4より低い原因と考えられる。すなわち、-196°CではTi-15-3、Ti-6-4とも安定き裂進展抵抗が著しく低下する。この場合、安定き裂の発生直後に不安定破壊するため、 δ_i は不安定破壊点のCTOD値(δ_c)とほぼ等しくなる。したがって、 δ_c の大きさは δ_i の大きさで決まり、低温では δ_i の高いTi-6-4の方が高い δ_c を示したものと思われる。

ところで、試験温度の低下に伴う δ_i の低下は、 α 相をマトリックスとするTi-6-4やTi-8-1-1では認められなかった⁵⁾⁶⁾。Ti-15-3では、試験温度の低下にともなう δ_i の低下が、析出 α 相の形態に関係なく認められた。これは、Ti-15-3のマトリックスの β 相が δ_i の低下に大きな影響を及ぼしていることを示唆している。さらに、Table 3に示すように、Ti-15-3は0°CではTi-6-4とほぼ同じ絞り値を示す。しかし、-196°CではTi-6-4と強度が同一であるにも関わらず、絞り値はTi-6-4の1/4から1/6に低下する。以上から、Ti-15-3の δ_i が-196°Cで著しく低下したのは、マトリックスの β 相の絞り値、すなわち塑性変形能の温度依存性が、 α 相より著しく大きいことが原因と思われる。

4.2 安定き裂の進展特性と微視組織

前報で示したようにTi-6-4では、微視組織の違いが安定き裂の進展特性に大きな影響を及ぼした⁵⁾。Ti-15-3の場合は、Fig. 7に示すように、400、500°C時効材では α 相の析出形態の違いによる安定き裂進展特性の顕著な変化は少なく、強度に伴う変化が少し認められる。そこで、各時効材の強度(0.2%耐力)と安定き裂の進展抵抗($T_J: dJ_R/da$)の関係をFig. 9に示す。400°C及び500°C時効材の微視組織は、時効の進行に伴い微細に析出した α 相の密度が著しく変化した。しかし、 T_J は強度の上昇にともなう低下が少し認められるだけで、その変化量は小さい。従って、400及び500°Cで析出する α 相は安定き裂の進展抵抗にはあまり大きな影響を及ぼしていないと考えられる。一方、600°C時効材(図中矢印)の T_J は、ほぼ同一強度の他の時効材に比べ著しく高く、強度以外の因子が大きな影響を及ぼしていることを示している。600°C時効材と他の時効材の微視組織を比較した場合、顕著な違いは α 相の大きさであり、600°C時効材では数 μm の長さの粗大な針状 α 相が析出している。Photo. 4は、600°Cの

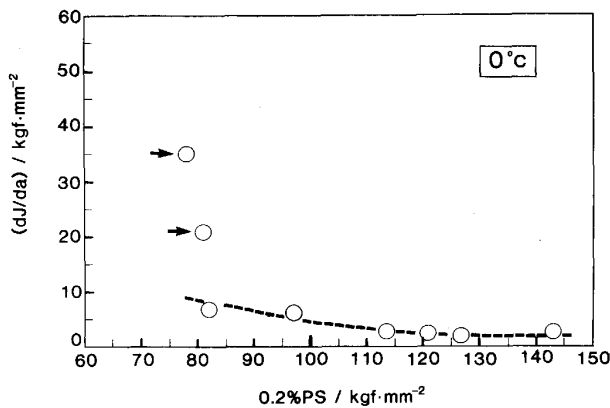


Fig. 9. Relationship between crack extension resistance (dJ/da) and strength (0.2%PS) at 0°C of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al and Ti-6Al-4V alloys. The data indicated by arrows are of specimens aged at 600°C.

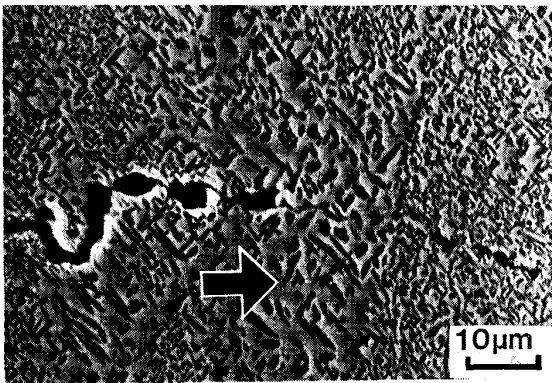


Photo. 4. SEM micrograph showing a microcrack preceding the unstable fracture of COD test specimen aged at 600°C for 100 h. An arrow indicates the direction of crack extension.

100 h 時効した場合の安定き裂の進展経路を示す。安定き裂は析出 α 相と母相の界面でしばしばジグザグに折れ曲がりながら進展している。このことから、600°C 時効材では、析出した α 相が他の低温の時効材より著しく大きいため、析出 α 相が安定き裂の進展に対する有効な障害物になり、そのために進展抵抗が著しく上昇したと考えられる。

以上から、Ti-15-3 の場合、400°C 付近の低温時効で析出する微細 α 相はおもに安定き裂の発生特性に、600°C 付近の高温時効で析出する粗大針状 α 相は安定き裂の進展抵抗に重大な影響を及ぼしていると推論できる。

5. 結 論

β 型合金の Ti-15-3 の破壊靱性に及ぼす微視組織の

影響につき検討し、以下の結論を得た。

1) 0°C では、強度上昇に伴い限界 CTOD 値 (δ_c) はしだいに低下し、 α 相の析出量や形状が変化しても、強度と δ_c の関係は右下がりの直線バンドで整理される。また、ST 温度や ST 後の冷却速度が変化し、 β 粒径や粒界 α 相の析出形態が変わっても、強度と δ_c の関係は変わらない。

2) 0°C の場合、Ti-6-4 や Ti-8-1-1 と比較すると、80~90 kgf/mm² の低強度側ではほぼ同じ δ_c を示し、100 kgf/mm² 以上では Ti-15-3 のほうが高い δ_c を示す。これは、Ti-15-3 の予き裂先端に生成する安定き裂の進展抵抗が、同一強度の Ti-6-4 より高いためである。

3) -196°C の場合、強度と K_{IC} の関係は、0°C の場合と同様に右下がりの狭い直線バンドで整理される。しかし、強度上昇に伴う K_{IC} の低下は著しく小さい。Ti-6-4 と比較した場合、150 kgf/mm² 付近では Ti-15-3 の方が低い破壊靱性を示す。これは、Ti-15-3 の安定き裂発生時の CTOD (δ_i) が、-196°C では Ti-6-4 より低いためである。

4) 安定き裂の発生特性およびその進展抵抗は、 α 相の析出形態により大きく変化する。発生特性の δ_i は試験温度や強度に関係なく、断面収縮率 (RA) と良い相関があり、断面収縮率の低下に伴い δ_i はしだいに小さくなる。一方、進展抵抗は強度上昇にともない低下するが、同一強度でも析出 α 相が粗大化すると大幅に高くなる。

文 献

- 1) P. J. BANIA, G. A. LENNING and J. A. HALL: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. BOYER and H. W. ROSENBERG (1984), p. 209 [AIME]
- 2) 西川富雄, 岡田 稔, 外山和男, 前田尚志: 住友金属, **38** (1986)3, p. 83
- 3) 丹羽直毅, 新井 聖, 伊藤邦夫, 高取高男, 作山秀夫: 材料プロセス, **1** (1988), p. 1363
- 4) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 151
- 5) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 2250
- 6) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 606
- 7) S. MASHINO, T. KISHI, T. HORIYA and H. SUZUKI: Progress in acoustic emission IV (1988), p. 559 [The Japanese Society for NDI]
- 8) British Standard Institution, BS 5762-1976, Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing
- 9) ASTM E399-83, "Standard Test Method for Plain-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials", Annual Book of ASTM Standards (1983) [ASTM]
- 10) 藤井秀樹, 鈴木洋夫: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 335