

Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金の破壊靱性に
及ぼす Bi-modal 組織の影響

丹 羽 直 毅*

Effect of Bi-modal Microstructure on Fracture Toughness of
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al Alloy

Naotake NIWA

Synopsis:

Effect of bi-modal microstructure on fracture toughness of beta type Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy was systematically examined. Bi-modal microstructure that was obtained through combination of aging at high and low temperatures after solution treatment is composed of coarse and fine alpha precipitates and beta matrix. This bi-modal microstructure improves fracture toughness-strength balance compared with microstructure produced by aging at single temperature after solution treatment. Comparing at the same strength level, increase of volume fraction of the coarse alpha precipitated by aging at 873 K in the bi-modal microstructure gives higher fracture toughness, however, it reduces attainable strength. Homogeneous distribution of coarse alpha precipitates obtained by pre-aging at 573 K before aging at high temperature tends to reduce the superiority of the bi-modal microstructure in fracture toughness. This superiority is provided by the formation of voids and microcracks in the coarse alpha precipitates and rugged crack propagation due to the uneven microstructure.

Key words: Ti alloy; fracture toughness; strength; microstructure control; bi-modal microstructure; step aging; heat treatment; microcrack; void.

1. 緒 言

実用 β 型チタン合金である Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金 (以後 Ti-15-3 と略記), 溶体化処理により優れた冷間加工性を持ち, その後時効処理を加えることによって高い強度が得られることを特徴としている. 本合金の時効処理による高強度化は, 通常 α 相を析出させることにより達成され, その機械的性質は, α 相の析出状態に強く依存している. 優れた特性を得るためには, β 母相に α 相が析出した時効組織の制御法の確立が重要であり, 時効条件, 時効組織と機械的性質の関係, また, 組織制御法に関する研究が数多くなされている^{1)~12)}.

本研究では, 本合金における組織制御の一つの新しい試みとして, 溶体化後高温と低温の時効を組み合わせ,

異なる大きさの α 相を析出させることにより得られる時効組織 (Bi-modal 組織) の機械的性質特に破壊靱性に及ぼす影響を検討した.

2. 実験方法

供試材は, 板厚 12 mm の Ti-15-3 合金熱間圧延板 (圧延温度 1173 K) である. Table 1 に, その化学成分を示す.

β 型チタン合金においては, 溶体化処理時に未再結晶粒が残存しやすく, 未再結晶領域では, 時効反応が加速されるため, 時効後の組織に著しい不均一を生じることが知られている^{13)~16)}. 本供試材では, β 変態点温度より高い 1073 K での溶体化処理においても未再結晶粒が残存した. 未再結晶率は, 加熱温度の上昇にともない減

Table 1. Chemical composition of the alloy used (mass%).

V	Cr	Sn	Al	O	N	C	Fe	H	Ti
15.1	3.36	3.04	3.37	0.14	0.008	0.004	0.17	0.0061	Bal.

平成 2 年 10 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 6 月 17 日受付 (Received June 17, 1991)

* 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

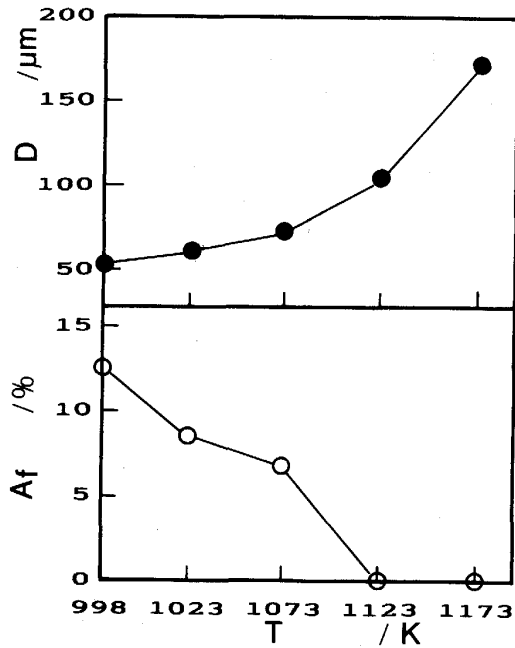


Fig. 1. Variation of average beta grain size (D) and areal fraction of imperfectly recrystallized grains (A_f) with heating at T for 3.6 ks.

少し、一方、 β 粒径は増大した (Fig. 1). 本研究では、Bi-modal 組織の機械的性質への影響を検討することを目的としているため、この未再結晶領域の影響を排除する必要がある。従って、Fig. 1 の結果から未再結晶粒が残存せず、 β 粒径が最小となる 1123 K で 3.6 ks 保持後空冷を溶体化条件とした。

時効組織において、機械的性質に影響を及ぼすと考えられる主な因子は、 β 粒径の他、析出 α 相の大きさと量、分布状態である。この内 β 粒径は、上述したように一定とした。大きさの異なる α 相は、溶体化後高温・低温の二段時効 (以後 STDA と略記) および溶体化後低温・高温・低温の三段時効 (以後 STTA と略記) により得た。これら時効処理において、 α 相の析出量は、時効時間、析出 α 相の大きさは、時効温度により変えた。また、分布状態に関しては、STDA に低温側の予備時効を加えた STTA により変化させ、各因子の影響を検討した。各時効処理における時効温度、時効時間およびその略号を、Table 2 に示す。ただし、時効時間に関しては、引張試験、破壊靱性試験をおこなった試料の時効時間を示してある。

熱処理後の試料について硬度測定、組織観察、一軸引張試験、破壊靱性試験および破面観察をおこなった。引張試験および破壊靱性試験は、クロスヘッド移動速度 1.7×10^{-5} m/s で、すべて室温でおこなった。引張試験片形状は、平行部直径 4.0 mm、標点間距離 15 mm。

Table 2. Outline and names (A1, ..., S3) of aging treatments after the solution treatment of heating at 1123 K for 3.6 ks and air cooling.

	T ₁ / K	t ₁ / ks	T ₂ / K	t ₂ / ks	T ₃ / K	t ₃ / ks		
STA	673	270 } 1Ms	/	/	/	/	A1	
	723	65 } 252					A2	
	773	30 } 100					A3	
	873	100					A4	
STDA	773	22	673	22 } 360	/	/	D1	
	873	11		43 } 360			D2	
				50 } 180			D3	
	773	100		360			D4	
				360			D5	
STTA	573	36	873	11	673	360	S1	
				11			723	S2
				22				S3

STA : Aging at T_1 for t_1 STDA : Re-aging at T_2 for t_2 after aging at T_1 for t_1 STTA : Pre-aging at 573 K for 36 ks before the STDA

破壊靱性試験片の形状は、板厚は 10 mm であるが、他の寸法は 1 T-CT 試験片と同一である。平面歪み破壊靱性値 (K_{IC}) は、ASTM-E399 に従って決定した。

3. 結果と考察

3.1 時効硬化

Fig. 2 は、溶体化後単一の温度で時効 (以後 STA と略記) をした際の時効時間と硬度の関係を示す。この図にみられるように、873 K の時効では硬度の上昇はわずかである。一方、673 K の時効では硬化の開始は遅いものの本実験条件の中では最も高い硬度が得られた。また、573 K の時効は、より高い硬度は得られるものの、延性が著しく低下することが知られている⁶⁾¹⁷⁾ため時効条件から除外した。

STDA における高温の時効温度は、873 K、773 K、低温の時効温度は、高硬度の得られる 673 K とした (Fig. 2)。Fig. 3 に、STDA の 2 段目の時効における硬化曲線の例を示す。なお、縦軸は硬度、横軸は 2 段目の時効時間を示す。時効時間が零の硬度は、一段目の時効をした後の硬度を示している。STDA における到達硬度の目標値を、673 K と 773 K の STA における到達硬度の中間の値として、一段目 773 K と 873 K での時効時間を設定し、二段目の時効における硬化を調べた。また、二段目の時効挙動に及ぼす一段目の時効時間の影響

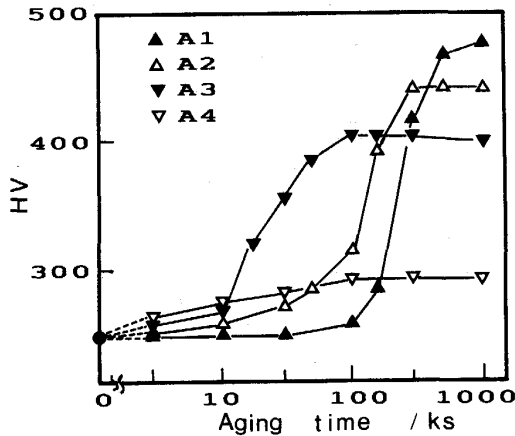


Fig. 2. Variation of hardness with aging time in the STA.

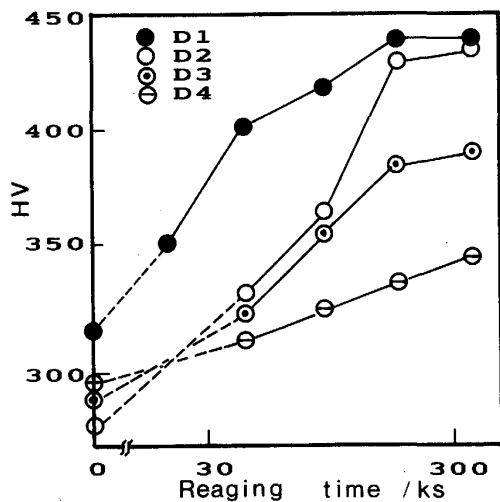


Fig. 3. Variation of hardness with re-aging time in the STDA. Aging conditions of D1, ..., D4 are listed in Table 2.

を調べるため、一段目 873 K の時効時間を、11 ks, 50 ks, 100 ks と増して二段目の時効における硬化を調べた。一段目の時効温度が 773 K の場合 (D1) は、873 K の場合に比べ一段目の時効後の硬度は高く、その後二段目の時効では、およそ 180 ks の時効で硬化が飽和し、硬度は約 440 となった。一段目の時効温度が 873 K の場合でも、一段目の時効時間が 11 ks の試料 (D2) では、360 ks の時効により硬度が約 440 となりほぼ硬化が飽和した。STDA において、最終的な硬度は、一段目の時効による硬化と二段目の時効による硬化を加えた値となるが、一段目 873 K の STDA (D2, D3, D4) では、硬化はほとんど二段目の時効によるものであった。また、一段目の時効時間が長くなるにつれ、二段目の時効における硬化が遅くなり、360 ks 時効後の硬度も著しく低下した (Fig. 3)。これは、873 K の時効により硬

化に寄与しない粗大な α 相の析出量が増し、二段目の時効における微細な α 相の析出が抑制されたためと考えられる。

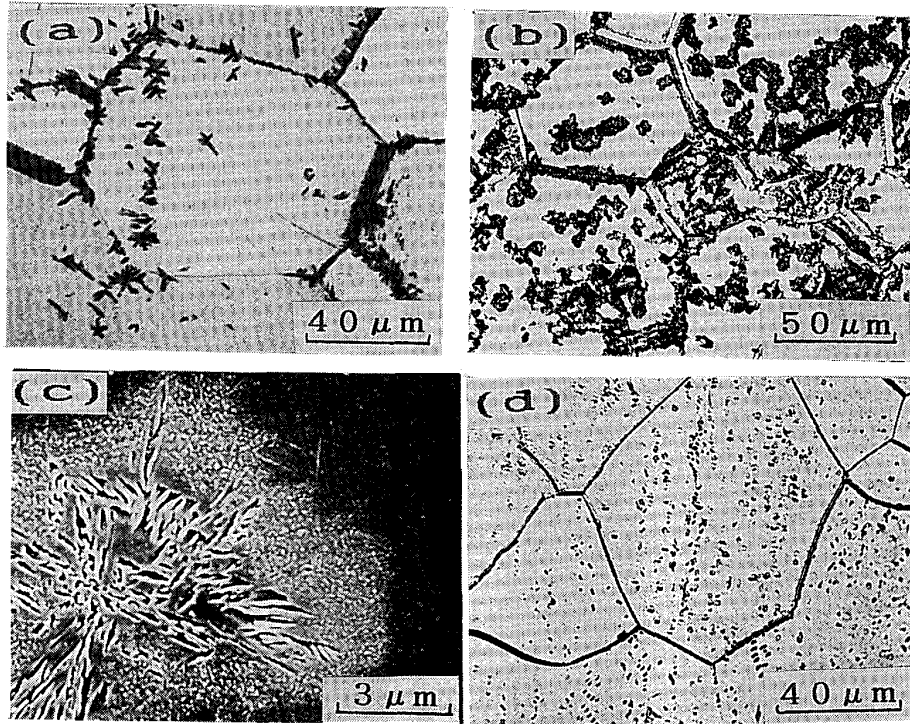
低温での予備時効は、後段の高温での時効反応を加速することが知られている⁷⁾¹¹⁾が、本実験では二段目の時効温度が高くなるにつれ硬化に及ぼすその効果は減少した。これは、主に時効温度の上昇とともに析出 α 相が粗大化することによるものと思われる。本研究の STTA の条件 (一段目 573 K で 36 ks 保持、二段目 873 K で 11 ks 保持) では二段目の時効硬化に及ぼす一段目時効の効果は顕著ではなく、さらに三段目の硬化挙動も STDA と余り大きな違いはみられなかった。なお、一段目の 573 K, 36 ks の時効では、硬度の上昇はみられなかった。

3.2 時効組織

Photo. 1 に、STA 材、STDA 材と STTA 材の時効組織の例を示す。高温の時効温度は、873 K、低温の時効温度は、673 K、予備時効温度は、573 K である。STA 材では、粒界に α 相の優先的な析出がみられ、また、粒内にも α 相の析出がみられるが、いずれも粗大で不均一な時効組織を形成している (a)。 (b), (c) は、STDA により得られた典型的な Bi-modal 組織の例を示している。 (c) の SEM による高倍の観察で明らかのように、この Bi-modal 組織では、二段目の低温の時効において、一段目の高温の時効により析出した粗大な α 相の近傍より微細な α 相が析出している。このため (b) の巨視的な組織では、 (a) にみられた粗大な α 相が膨張したような不明瞭な様相を呈している。さらに、低温での時効時間の増加に伴い微細 α 相が全面に析出し、 β 母相に粗大な α 相、微細な α 相が混在した組織となった。低温で予備時効することにより後段の時効において、粒内でも α 相の析出が促進され、均一な時効組織が得られることが知られている⁶⁾¹¹⁾。本研究の STTA で目的としたように、予備時効を加えることにより、直接 873 K で時効した組織 (a) に比較し、高温の時効における α 相の析出がより均一になった組織が得られた (d)。また、STTA の三段目の時効における微細な α 相の析出は、STDA と同様に、高温の時効で析出した粗大な α 相の周囲から生じた。

3.3 機械的性質

引張試験および破壊靱性試験をおこなった STA, STDA および STTA の条件は、以下のように設定した (Table 2)。時効温度 673 K, 723 K, 773 K の STA (A1, A2, A3) では、硬化がほぼ飽和する時効時間および硬化が飽和する点と溶体化状態との中間になる時効



(a) STA (aged at 873 K for 11 ks) (b) STDA (re-aged at 673 K for 90 ks after aged at 873 K for 11 ks)
 (c) SEM micrographs of fine alpha precipitation around a coarse alpha precipitate in the specimen (b)
 (d) Aged at 873 K for 11 ks after pre-aged at 573 K for 36 ks in the STTA

Photo. 1. Microstructures of specimens.

時間の2条件とした。873 KのSTA (A4)では、強度の増加は期待できないが、STDA, STTAにおける高温の時効温度であるので、最高強度に達したと思われる100 ksを時効時間とした。STDAでは、一段目873 K・11 ksおよび773 K・22 ksの時効に、二段目の時効を加えることにより両者とも目標とする硬度に達するので (Fig. 3), この2条件に関しては、二段目の時効にともなう機械的性質の変化と一段目の時効条件の違いによる影響を検討するため、二段目の時効時間を変えた (D1, D2)。また、一段目873 Kの時効に関しては、一段目の時効により析出する α 相量の破壊靱性への影響を検討するため、一段目の時効時間の長さに対応して二段目の時効時間を変え、ほぼ同一強度が得られる時効条件とした (D3, D4)。さらに、A3の硬化が飽和していると思われる試料 (773 K・100 ks)に、673 Kの時効を加え二段時効の効果を調べた (D5)。STTAのS1の二段目、三段目の時効条件は、D2において最高強度が得られる条件と同一とした。S2, S3においては、三段目の時効温度を723 Kとした影響もみた。

Fig. 4に、STA, STDAおよびSTTAにおいて得られた引張強度と断面減少率の関係を示す。全体として、強度の上昇につれ断面減少率は低下している。STA材では、773 K, 723 K, 673 Kと時効温度が低下するにつ

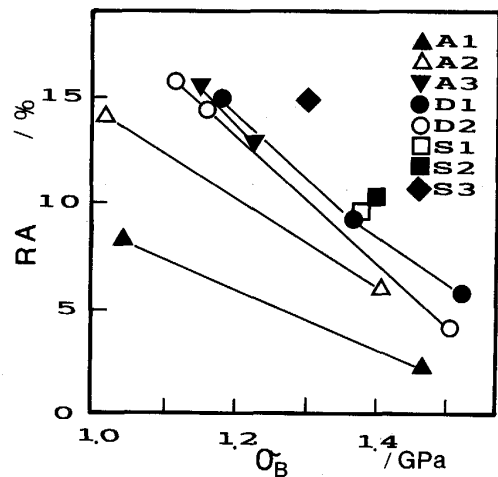


Fig. 4. Relation between reduction of area (RA) and ultimate tensile strength (σ_B) as influenced by the aging conditions listed in Table 2.

れ、得られる最高強度は増加しているが、強度・延性バランスは悪化する傾向がみられた。従って、所定の強度が得られるならば高温側で時効することにより、より高い延性が得られるものと思われる。STDA材は、低強度側では、773 K STA材と同様の強度・延性バランスを示し、高強度になると723 K, 673 K STA材のそれに近づくが、STA材に比較しより優れた特性を示した。また、STDAのD1, D2の強度・延性バランスは、ほぼ同

様であるが、高強度側で D1 が多少優れた結果を与えた。これは、D2 では、D1 と比較してみると、一段目の時効は強度の増加に寄与せず、強度・延性バランスの劣る 673 K での時効に、強度の増加を依存している割合が高いためと考えられる。一方、STTA の三段目の時効温度が 673 K の試料は、STDA 材と同様の値を示したが、三段目を 723 K で時効した試料は、より優れた強度・延性バランスを与える傾向を示した。

高温の時効で析出する α 相は、粗大でしかも不均一な分布をとるため、強化に対する寄与は少なくかつ延性を低下させる¹⁸⁾とされるにもかかわらず、STDA 材が、強度・延性バランスにおいて STA 材に劣らない結果を示したのは、Photo. 1 に示したように二段目の時効において微細な α 相が粗大な α 相の周囲から析出する時効組織の寄与もあるのではないと思われる。

Fig. 5 は、STA 材、STDA 材および STTA 材の強度と平面歪み破壊靱性値の関係を示す。STA (A1, A2, A3) では、時効温度が低くなるにつれ高強度が得られるものの破壊靱性値は低下する傾向がみられた。STDA (D1, D2) では、二段目の時効の進展にともない強度が上昇し、773 K の STA 材 (A3) よりも高強度となり、673 K の STA 材 (A1) とほぼ同じ強度レベルに達するが、A1 に比べ同一強度レベルにおける破壊靱性は著しく改善された。STDA 材の中では、D1 が、高強度側で D2 より高い靱性を示した。これは、D2 では、一段目の時効は強度の増加に寄与せず、強度の増加を、強度・靱性バランスの劣る 673 K での時効に依存し

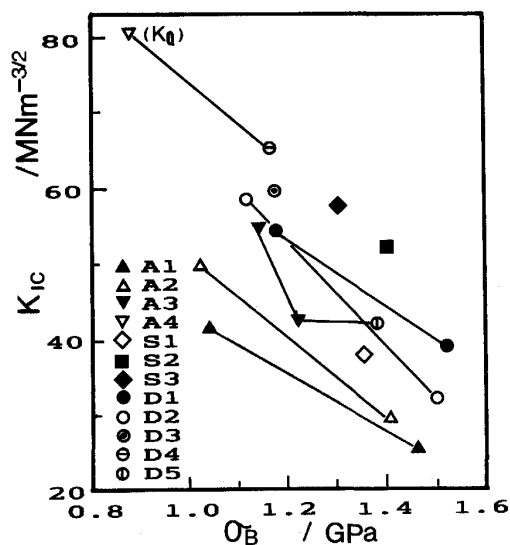


Fig. 5. Relation between plane strain fracture toughness (K_{IC}) and ultimate tensile strength (σ_B) as influenced by the aging conditions listed in Table 2.

ている割合が D1 より高いためと考えられる。また、強度・靱性バランスに及ぼす二段時効の影響を確認する目的で、A3 で硬化が飽和する条件 (773 K・100 ks) で時効した試料に、673 K で 360 ks の時効を加えて Bi-modal 組織とし、強度・靱性を調べた (D5)。その結果、図中に示すように、靱性はほとんど低下せず強度が増加し、ほぼ STDA 材の強度・靱性バランスに近い値を示した。この結果も時効組織を Bi-modal にすることが強度・靱性バランスの改善に効果があることを示唆しているものと考えられる。

STDA の一段目に析出する α 相量の効果を比較する目的で設定した。D3 および D4 の試料は、ほぼ同じ強度を示し、一段目の時効時間が長い D4 がより高い破壊靱性を示した。873 K での時効は強度の増加にほとんど寄与しないことを考えれば、強度が同一であることは、二段目の時効による α 相の析出量は、両者で大きく変わらないものと考えられる。X 線回折により測定した α 相析出量は、D4 (約 22 vol%, 一段目時効終了時約 16 vol%), D3 (約 18 vol%, 一段目時効終了時約 12 vol%) で、二段目の α 相析出量は 6 vol% 程度とほぼ同量であった。従って、一段目の時効における α 相の析出量の差が、この両者の破壊靱性の違いに対して大きな影響を及ぼしているものと考えてよいと思われる。さらに、D2 の試料と比較しても、この強度レベルにおいては粗大な α 相の析出量は多い方がより高い靱性を与えるものと考えられる。ただし、今までの結果から予想されるように得られる最高強度は低下することになる。

D1 と D2 における強度・靱性バランスの比較からも予想されることであるが、D4 と D2 (t_2 : 360 ks) および D5 と D1 (t_2 : 360 ks) の値をおのおの結んだ線が、STDA において二段目の時効を 673 K・360 ks とした時に達成される強度と破壊靱性のおおよその関係を示していると考えれば、強度 1.4 GPa 前後を境にして、低強度側で一段目時効温度として 873 K、高強度側で 773 K がより優れた結果をもたらすだろうことを示唆しているものと考えられる。

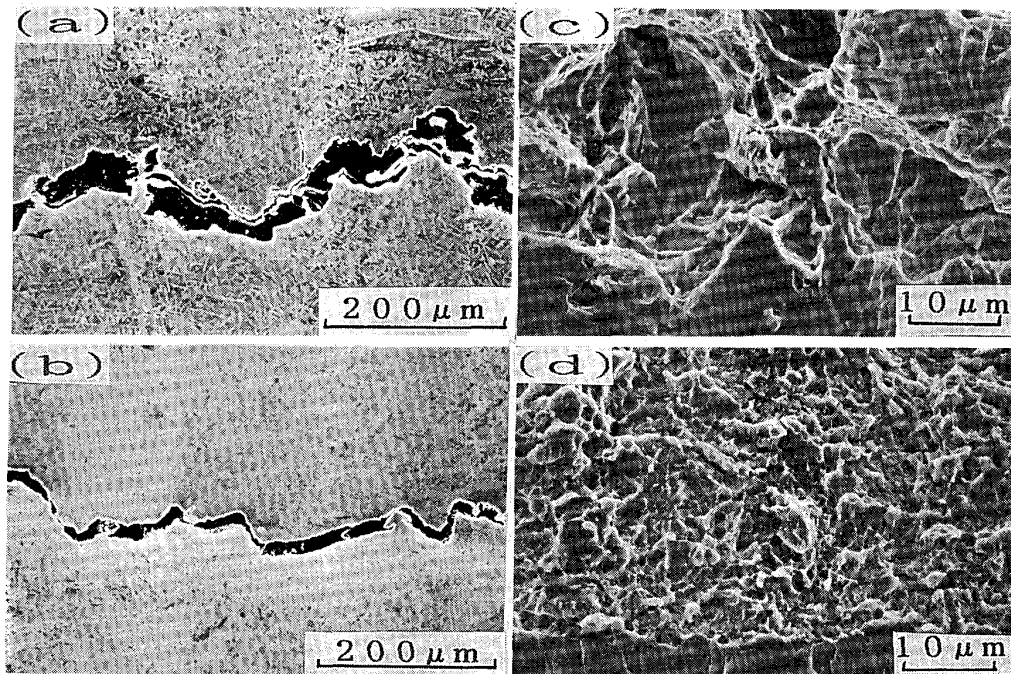
また、STTA により高温時効における α 相の析出が均一となり、均一な時効組織が得られる (Photo. 1) が、強度と延性の関係とは異なり、強度と破壊靱性の関係では、STDA よりやや悪い結果が得られた。このことは、破壊靱性の向上には、組織のある不均一さが効果を持つことを示唆していると思われる。さらに、STTA において三段目の時効温度を 723 K とした試料は、STDA の試料に比較してより高い靱性を持ち、三段目の時効温度としては、673 K より望ましいと考えられる

が、同一時効時間に対して到達できる強度は低下した。これらの結果から、この Bi-modal 組織において、破壊靱性の向上には高温時効による大きく不均一に析出する α 相が必要であり、一方、強度の増加には低温時効による微細な α 相の析出が必要であるが、前者は、達成できる強度に限界があり、また、後者は靱性を低下させる。従って、所要の強度に対して最も高い破壊靱性を得るためには、高温の時効温度・時効時間、低温の時効温度・時効時間という四つのパラメーターの調整が必要となる。

Photo. 2 は、STDA 材 (D4) と STA 材 (A3: $t_1 = 100$ ks) の破壊靱性試験片の疲労予き裂前方のき裂進展経路と破面を示している。き裂進展経路は、破壊靱性試験中に除荷、板厚の中央で切断し、観察した。なお、二

つの試料は、Fig. 5 にみられるように、ほぼ同一強度レベル (約 1.2 GPa) にあるが、STDA 材 $65.6 \text{ MNm}^{-3/2}$ 、STA 材 $42.5 \text{ MNm}^{-3/2}$ と破壊靱性に関しては、STDA 材が約 50% ほど高い値を示している。STA 材では、き裂は β 粒内を進展し、STDA 材に比較しより直線的様相を示した。一方、STDA 材では、き裂進展経路の屈曲が大きいだけでなく、微視的なき裂の凹凸も顕著であった。また、破面は、両者ともディンプル破面であるが、STDA 材のディンプルは、STA 材に比較し、大きく、深い。このことは、STDA 材では STA 材に比較し、予き裂先端からき裂が進展する際に、より大きな塑性変形を要したことを示唆しているものと考えられる。

Photo. 3 は、Photo. 2 に示した STDA の試料の主き裂近傍で観察された粗大 α 相に起因するポイドと微視



(a), (c): STDA (D4) (b), (d): STA (A3: $t_1 = 100$ ks)

Photo. 2. Fracture path profiles ((a), (b)) and fracture surfaces ((c), (d)) ahead of fatigue precrack of compact tension specimens.

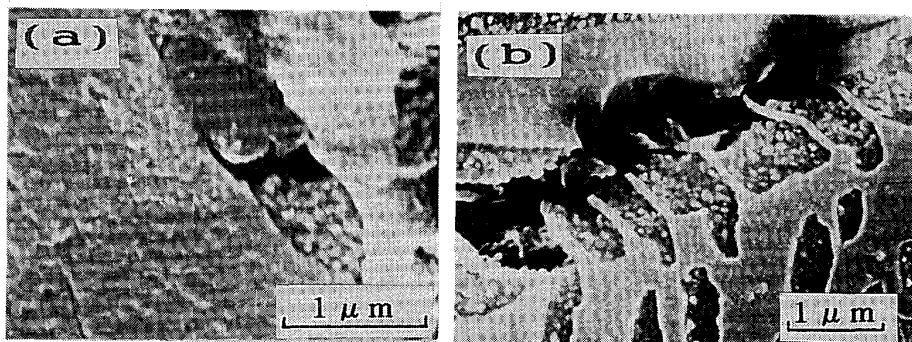


Photo. 3. Void (a) and microcrack (b) in coarse α precipitates of the specimen D4.

き裂を示す。(a)は、粗大 α 相内に生じたボイドであり、粗大 α 相が破断し、その部分にくびれを生じている。このことは、周囲の β 母相に塑性変形が生じたことを意味している。また、(b)にみられるような粗大 α 相中における微視き裂の形成は、き裂の進展経路の屈曲にも寄与しているものと考えられる。

β 型チタン合金に関し、一般的に高温時効で生じる粗大 α 相は機械的性質に悪影響を及ぼすとされてきた¹⁸⁾。しかし、本実験で検討したように高温の時効で析出する粗大 α 相を含む大きさの異なる α 相と β 母相の時効組織は、単一温度で時効した組織に比較し、より優れた破壊靱性と強度のバランスを与えることが明らかとなった。これは、ASTM E399による K_{IC} の定義には、事実上一部き裂の進展過程が含まれる場合もあることが知られており、従って、予き裂先端に形成される微視き裂の初期進展挙動が大きな影響を及ぼしているものと考えられる^{19)~21)}。すなわち、本実験におけるBi-modal組織形成による破壊靱性の向上は、Photo. 3に示したように、主き裂近傍に形成されるボイド、微視き裂による応力集中の緩和と、き裂進展経路の屈曲によるき裂進展に要するエネルギーの上昇によってもたらされるものと思われる。堀谷らが、Ti-15-3に関し、高温で析出する粗大な α 相は、き裂進展抵抗を高めることを明らかにしている²²⁾ことや、前述したようにSTTAにより粗大 α 相の分布を均一化したことが、かえって破壊靱性値に悪影響を与えたことは、このことを裏付けるものと考えられる。

4. 結 言

β 型チタン合金 Ti-15-3 の組織制御の新しい試みとして、溶体化後高温と低温の時効を組み合わせ、 β 母相中に大きさの異なった α 相を析出させた時効組織を得、その機械的性質特に破壊靱性に及ぼす影響を検討した結果、以下の結論を得た。

1) 強度増加が望めず延性の低下を招くため従来好ましくないと言われてきた高温時効と高強度・低靱性の低温時効を組み合わせることにより、単一温度で時効する場合に比較し、破壊靱性値が改善された。

2) 873 K の時効により析出する粗大 α 相は、同一強度で比較した場合、析出量の増加にともない、より高い破壊靱性を与えたが、その到達強度は低下する。

3) 低温での予備時効を加えることにより、この粗大 α 相の分布を均一化すると、予備時効を加えなかった場合に比較し、強度・靱性バランスは劣化した。

4) 本時効処理において、低温の時効温度として 723

K は、673 K に比較して優れた強度・延性、強度・靱性バランスをもたらしたが、その到達強度は低下する。

5) この時効組織による破壊靱性の向上は、粗大 α 相内におけるボイド形成・微視き裂の発生およびそれによるき裂進展の屈曲によりもたらされるものと考えられる。

終わりにあたり、試験片の製作にご協力いただいた日本鉱業(株)倉見工場研究部の高取英男氏、実験を進めるに際しご助言をいただいた東京大学工学部の伊藤邦夫助教授、また、論文をまとめる際にご討論をいただいたEcole Nationale Supérieure des Mines de ParisのAndre PINEAU教授に感謝をいたします。

文 献

- 1) 津森芳勝, 松本年男, 児山佑二: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 203
- 2) 岡田 稔, 西川富雄: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 555
- 3) C. OUCHI, H. SUENAGA and Y. KOHSAKA: Sixth World Conference on Titanium, Proc., ed. by P. LACOMBE, R. TRICOT and G. BERANGER (1988), p. 819 [CANNES]
- 4) M. OKADA: Sixth World Conference on Titanium, Proc., ed. by P. LACOMBE, R. TRICOT and G. BERANGER (1988), p. 1625 [CANNES]
- 5) 稲葉輝彦, 林 行信, 飴山 恵, 時実正治: 日本金属学会講演概要 (1988年11月), p. 387
- 6) 丹羽直毅, 郡司牧男, 新井 聖, 伊藤邦夫: 東京大学工学部総合試験所年報, **47** (1988), p. 247
- 7) 丹羽直毅: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 1612
- 8) 新家光男, 小林俊郎, 本田弘之: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 1600
- 9) 大山英人, 宮本淳之, 芦田喜郎, 牧 正志: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 1592
- 10) 丹羽直毅: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 1596
- 11) 岡田 稔: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 614
- 12) 丹羽直毅, 出村泰三, 伊藤邦夫: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 910
- 13) W. M. PARRIS and H. W. ROSENBERG: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. BOYER and H. W. ROSENBERG (1984), p. 9 [The Metallurgical Society of AIME]
- 14) J. A. HALL: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. BOYER and H. W. ROSENBERG (1984), p. 129 [The Metallurgical Society of AIME]
- 15) P. P. 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 [The Metallurgical Society of AIME]
- 16) 丹羽直毅, 伊藤邦夫, 八木下宏, 佐藤俊史, 高取英男, 作山秀夫: 鉄と鋼, **72** (1986), S1633
- 17) M. OKADA, D. BANERJEE and J. C. WILLIAMS: Titanium Science and Technology, ed. by G. LUTZERING, U. ZWICKER and W. BUNK (1985), p. 1835 [D. G. M.]
- 18) F. H. FROES and H. B. BOMBERGER: J. Met., **37** (1985), p. 28
- 19) 岸 輝雄: 日本金属学会誌, **46** (1982), p. 1120
- 20) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 123
- 21) A. GYSLER and G. LUETHERING: Titanium'84, Sci. and Technol., **3** (1984), p. 2001
- 22) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 932