

各種チタン合金の破壊靱性に及ぼす 冶金特性の影響と破壊靱性向上法

Fracture Toughness of Various Titanium Alloys

堀 谷 貴 雄^{*(1)} 岸 輝 雄^{*(2)}
Takao HORIYA Teruo KISHI

抄 録

各種チタン合金の破壊靱性に及ぼす微視組織、不純物量、試験温度の影響を強度との関係で系統的に検討するとともに、不安定破壊前に予き裂先端から進展する“微視き裂”のRカーブを正確に測定し、き裂の発生点と進展抵抗を求めた。その結果、チタン合金の破壊靱性の差は、合金系や試験温度に関係なく“微視き裂”の進展抵抗又は発生点の差により説明できること、特に0°Cでは、この“微視き裂”の進展特性が破壊靱性を支配する重要な因子であることを明らかにした。又、これらの検討結果に基づき、各合金系及び各試験温度ごとの破壊靱性向上法の指針を提示した。

Abstract

The effects of microstructure, impurity content and testing temperature on the relation between the fracture toughness and tensile strength of various titanium alloys were systematically studied. Moreover, the crack extension resistance curves (R curves) of the “micro-crack” extending from the pre-crack tip before unstable fracture were exactly measured and the crack initiation point and crack extension resistance were determined. As a result, it has been clarified that differences in the fracture toughness of titanium alloys can be explained by differences in crack extension resistance or crack initiation, irrespective of the alloy system and testing temperature, and that the extension resistance property of the micro-crack is an important factor affecting the fracture toughness at 0°C in particular. Based on these results of study, a method of improvement of fracture toughness for each alloy system at each testing temperature is proposed.

1. 緒 言

チタン合金の破壊靱性に関する研究は従来数多く行なわれ、その破壊機構についてもかなりの部分が解明されているが、依然として残された問題も多い。それらをまとめると以下のようになる。

- (1) 同一合金で同一強度でも K_{IC} 値のばらつきが非常に大きい¹⁾。
- (2) K_{IC} 値が試験片形状により大きく変化し、試験片が大きくなると靱性値も大になる²⁾。
- (3) A E法で求めた K_{IC} 値は通常のA S T M規格から求めた K_{IC} 値より20%近く低い³⁾。
- (4) 針状組織にすると引張延性は等軸組織の場合より低下するが、破壊靱性は向上する。
- (5) 一般に微視組織を粗大にするほど破壊靱性は向上する。
- (6) K_{MAX} 点以下で一定荷重に保持した場合、き裂が進展しそのまま不安定破壊する場合がある (Sustained load cracking)⁴⁾。

特に、(2)、(4)、(5)のように従来の鉄鋼材料の破壊靱性の常識とは相反するものもあり、実用上も又破壊機構を解明する上でも早急に解決する必要がある。

著者らは上記の問題を解決するため、チタン合金の破壊靱性と強度及び冶金因子の関係につき系統的な検討を進めており⁵⁻⁹⁾、これまでチタン合金の破壊靱性には、不安定破壊前に予き裂先端から生成・進展する微小な主き裂（以下微視き裂と記す）の挙動が支配的な影響を及ぼすこと、破壊靱性の機構解明にはこの微視き裂の正確なRカーブを求めて、発生特性と進展特性の変化を検討する必要があることを指摘した^{5,6)}。

本研究では各種チタン合金を選び、各合金の製造条件を広範囲に変化させ、その時の破壊靱性の変化を強度との関係で検討した。又、各合金ごとに微視き裂の正確なRカーブを作成し、き裂の発生・進展特性と微視組織、不純物量及び試験温度との関係を明確にし、破壊靱性値との関係を調べた。

2. 供試材と実験方法

β 相の安定度の異なる6種の合金を使用した。化学成分を表1に示す。このうち、Near α 型のTi-8Al-1Mo-1V、 $\alpha + \beta$ 型のTi-6Al-4V、 β 型のTi-15V-3Cr-3Al-3Snについては、不純物の影響を検討するため酸素量を変化させた二種類の合金につき検討した。但し、Ti

^{*(1)} 技術開発本部 鉄鋼研究所 ステンレス・チタン研究部
主任研究員 工博 (現、(財)金属系材料開発センター)

^{*(2)} 東京大学先端科学技術研究センター 教授 工博

表 1 供試材の化学成分

Alloy(type)	Al	V	Cr	Sn	Cu	Mo	O	N	C	Fe	H
Ti-5Al-2.5Sn(α)	5.02	—	—	2.94	0.046	—	0.17	0.006	0.005	0.34	0.0556
Ti-8Al-1Mo-1V (Near α)	8.25	1.04	—	—	—	1.02	0.04	0.008	0.005	0.07	0.0051
	8.13	1.02	—	—	—	1.04	0.12	0.006	0.006	0.08	0.0027
Ti-6Al-4V ($\alpha+\beta$)	6.59	4.13	—	—	—	—	0.05	0.010	0.010	0.07	0.0071
	6.31	4.29	—	—	—	—	0.14	0.010	0.010	0.17	0.0082
Ti-6Al-6V-2Sn($\alpha+\beta$)	6.36	4.47	—	—	0.37	—	0.193	0.014	0.007	0.17	0.0029
Ti-10V-2Fe-3Al(Near β)	3.26	9.93	—	—	—	—	0.08	0.008	0.006	2.06	0.0022
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al (β)	3.26	15.3	3.28	—	—	—	0.08	0.012	0.005	0.04	0.0080
	2.91	15.7	3.40	—	—	—	0.17	0.014	0.006	0.06	0.0070

-6Al-4V は通常材 (Standard 材) と低不純物材 (ELI 材) の 2 種とした。更にこの 3 合金については、熱間加工及び熱処理条件を広範囲に変化させた (表 2 参照)。

各合金は、熱間圧延で約 15mm の板にした後、熱処理し、板厚中央部から圧延直角方向に各種試験片を採取した。破壊靱性試験は、3 点曲げ試験片 ($B=10$, $W=20$, $\text{span}=80\text{mm}$) を用い、予き裂は疲労き裂とした。試験温度は 0°C と -196°C で、破壊靱性値は限界 CTOD 値 (δ_c)⁽⁹⁾ と K_{IC} 値 (又は K_{Ic} 値)⁽¹⁰⁾ を求めた。又、微視き裂の R カーブは、上記の 3 点曲げ試験片を用い、不安定破壊の荷重点以下の荷重を付加した後、直ちに除荷した試料のき裂進展量 (Δa) を測定した。図 1 は、Ti-6Al-4V 合金の場合の COD 曲線 (荷重—CTOD 値) における除荷位置と微視き裂進展量の関係を示す。 Δa は、試験片の板厚断面の 3 箇所微視き裂の長さを光学顕微鏡で測定し、

表 2 主な供試材の熱間加工条件と熱処理条件の変化パラメーター

Alloy	Processing	Variables in heat treatments
Ti-8Al-1Mo-1V	$\alpha+\beta$ rolled β rolled	Annealing temperature Cooling rate
Ti-6Al-4V	$\alpha+\beta$ rolled β rolled	Annealing temperature Cooling rate STA condition
Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	β rolled	ST condition Aging temperature Aging time

STA: Solution treatment and aging

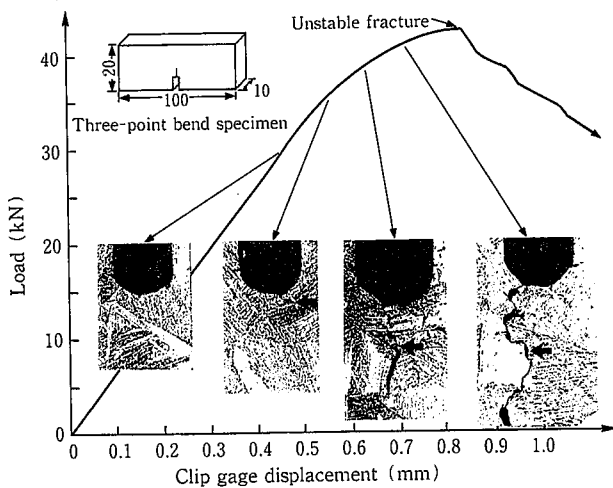


図 1 除荷位置とき裂進展量の関係 (Ti-6Al-4V, 針状組織, 0°C)

その平均値を採用した。更に、各除荷点での CTOD 値 (δ_k) 又は J 値 (J_k) を求め R カーブを作成した。この場合、進展したき裂と予き裂の区別が明確になるように、予き裂は機械切欠き (0.01mm スリット) とした。微視き裂の発生特性は微視き裂発生時の CTOD 値, δ_i ($\Delta a=0$ での δ_k 値) で、進展特性は R カーブの傾き, $d\delta_k/da$ でそれぞれ評価した。引張試験は径が 6.25mm , $GL=25\text{mm}$ の丸棒試験片を用い、 0°C 及び -196°C で試験を実施した。

3. 実験結果

0°C 及び -196°C における強度 (0.2% 耐力) と破壊靱性 (δ_c) の関係の一部を図 2 ~ 4 に示す。なお図中の " β treated" は β 域で加工又は熱処理した場合を示す。Ti-8Al-1Mo-1V (Near α), Ti-6Al-4V ($\alpha+\beta$) 及び Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn (β) 合金の場合を示したが、これらの結果と他の合金の試験結果をまとめると以下になる。

(1) 0°C の場合

1) いずれの合金系でも、強度と破壊靱性は相反する傾向を示すが、 α 相の多い α 型や $\alpha+\beta$ 型合金の方が β 型合金より破壊靱性の強度依存性が高い。

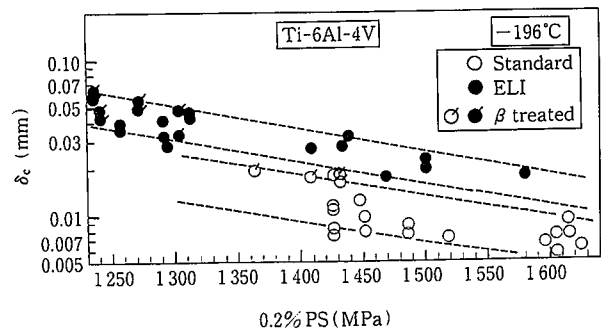
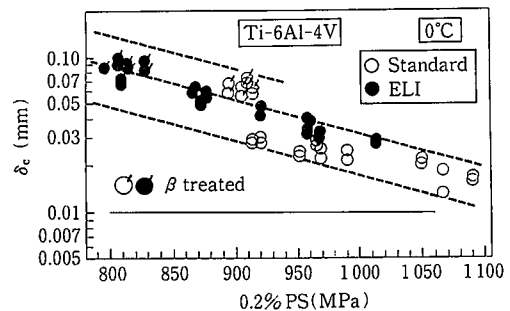


図 2 Ti-6Al-4V 合金の引張強度と破壊靱性の関係 (上: 0°C , 下: -196°C)

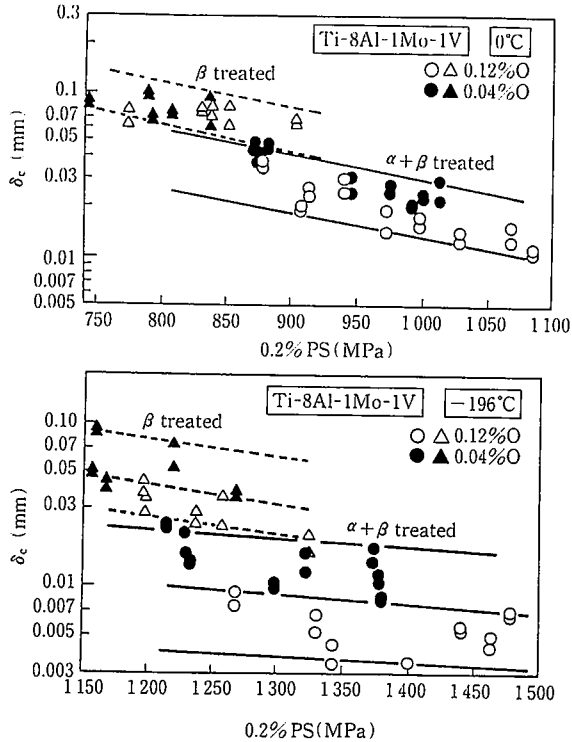


図 3 Ti-8Al-1Mo-1V 合金の引張強度と破壊靱性の関係 (上: 0°C, 下: -196°C)

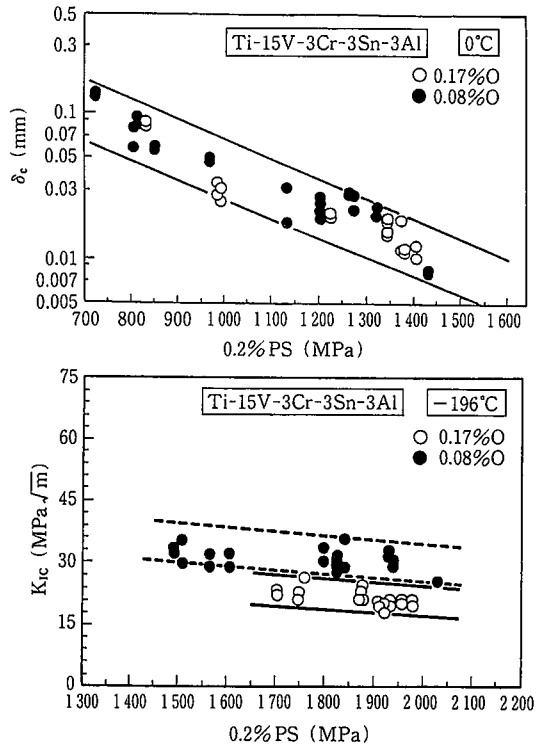


図 4 Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の引張強度と破壊靱性の関係 (上: 0°C, 下: -196°C)

- 2) α 型, Near α 型及び $\alpha + \beta$ 型合金では, 強度にかかわらず針状系組織材 (以下, 針状材と記す) が等軸系組織材 (以下, 等軸材と記す) より高い破壊靱性を示す。
- 3) β 型及び Near β 型合金は, 低強度域では $\alpha + \beta$ 型合金とほぼ

同じ破壊靱性を示すが, $\sigma_{0.2}$ が 1 000 MPa 以上では, $\alpha + \beta$ 型より高い破壊靱性を示す。

- 4) α 型合金は, 同一強度であれば微視組織に関係なく $\alpha + \beta$ 型合金とほぼ同じ破壊靱性値を示す。

- 5) 不純物量低減による破壊靱性向上効果は, α 型及び $\alpha + \beta$ 型の等軸材で少し認められ, それ以外では明瞭な差は認められない。

- (2) -196°C の場合

- 1) 合金系にかかわらず強度上昇に伴い破壊靱性は低下するが, 不純物量の影響が顕著になり, 強度に関係なく低不純物材は高い破壊靱性を示す。

- 2) $\alpha + \beta$ 型合金では, 等軸材と針状材の差はほとんどなくなるが, α 相量の多い α 型や Near α 型では依然として針状材が高い破壊靱性を示す。

- 3) β 型合金は $\sigma_{0.2}$ が 1 500 MPa 付近では $\alpha + \beta$ 型より低い破壊靱性を示す。又, 1 500 MPa 以上では強度依存性が小さくなりほぼ一定の破壊靱性を示す。

- 4) α 型及び Near α 型合金は, 強度にかかわらず $\alpha + \beta$ 型より少し低い破壊靱性を示す。

以上の破壊靱性の変化を試験温度ごとに模式的にまとめて図 5 に示す。

次に, 各合金の微視き裂の R カーブを作成し, そこから得られた発生点 (δ_i) 及び進展抵抗 ($d\delta_i/da$) に及ぼす微視組織, 不純物量, 試験温度の影響を調べた。図 6 ~ 8 は Ti-6Al-4V, Ti-8Al-1Mo-1V, Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の試験結果の一部を示す。なお, 図中の "A C" は処理後空冷したことを示す。他の合金の場合も含めて得られた主な結果を以下にまとめる。

- (1) 発生特性:

- 1) Near α , $\alpha + \beta$ 型合金では発生点 (δ_i) が, 強度, 微視組織, 不純物量によらずほぼ一定 ($\delta_i = 0.02 \sim 0.03 \text{ mm}$) である。又, 試験温度が低下してもほとんど変化しない。

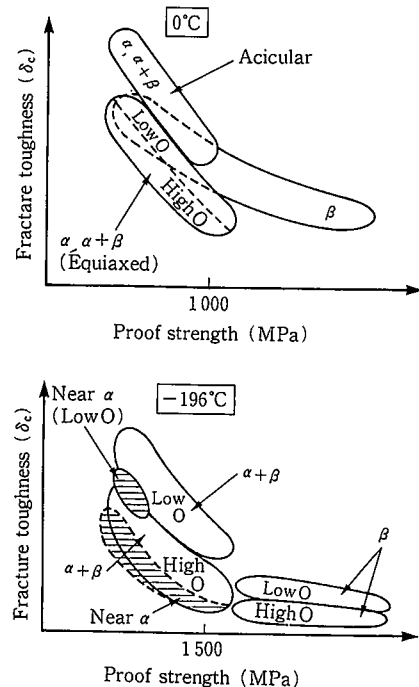


図 5 引張強度と破壊靱性の関係の模式図 (上: 0°C, 下: -196°C)

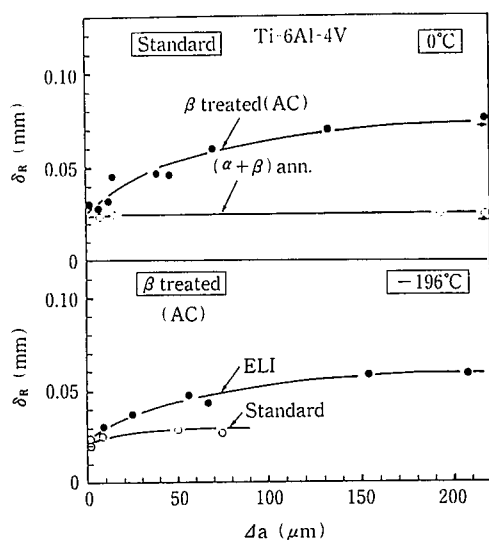


図 6 Ti-6Al-4V 合金の R カーブの比較
上：等軸組織材と針状組織材（通常材，0°C）
下：通常材と ELI 材（針状組織材，-196°C）

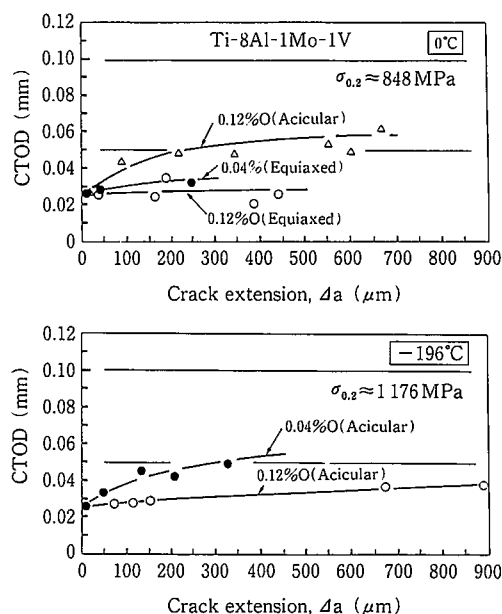


図 7 Ti-8Al-1Mo-1V 合金の R カーブの比較
（上：0°C，下：-196°C）

- 2) 微細な析出物 (α_2) が存在すると、いずれの合金系でも δ_1 点は大幅に低下する。
- 3) β 合金では、低温になると酸素量の低下に伴い δ_1 は上昇する。
- (2) 進展抵抗特性：
 - 1) Near α 型及び $\alpha + \beta$ 型合金では、等軸材より針状材の方が進展抵抗 ($d\delta_R/d\Delta a$) が高い。低温になると $\alpha + \beta$ 型合金では両者の差はほとんどなくなるが、 α 型では依然として針状材が高い進展抵抗を示す。
 - 2) Near α 型及び $\alpha + \beta$ 型合金では低不純物材の進展抵抗が高く、特に低温ではその差が顕著になる。
 - 3) β 型合金では、溶体化 (ST) 材や粗大針状材が高い進展抵抗を示す。

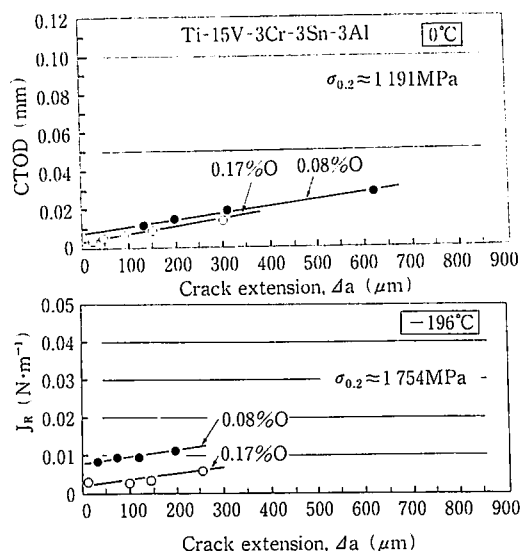


図 8 Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の R カーブに及ぼす酸素量の影響
（上：0°C，下：-196°C）

- 4) Near β 型， β 型合金では、極低温では進展抵抗が著しく低下するが，Near α 型， $\alpha + \beta$ 型の低不純物材では低下量が少ない。
- 以上の R カーブの主な変化を合金系，試験温度に分けて模式的にまとめたものを図 9 に示す。

4. 考 察

図 2～4 で示したように，チタン合金の破壊靱性は強度が同一でも微視組織，不純物量，合金系により差が認められた。これらの破壊靱性の差については，従来，破壊試験後の破面形態やき裂の進展経路を微視組織，化学成分，析出物などと結び付けて考察する場合が多かった^{12,13)}。しかし，破壊靱性はマクロの材料パラメーターであり，それとミクロのパラメーターである微視組織や析出物とを直接に結び付けることには，かなりの困難が伴うと考えられる。前述したように，チタン合金の破壊靱性には予き裂先端から進展する微視き裂の挙動が重要な支配因子となっている。そこで，ここでは微視き裂の R カーブから得られるき裂の発生・進展特性と破壊靱性の関係を試験温度ごとに検討してみる。0°C の場合，同一強度での破壊靱

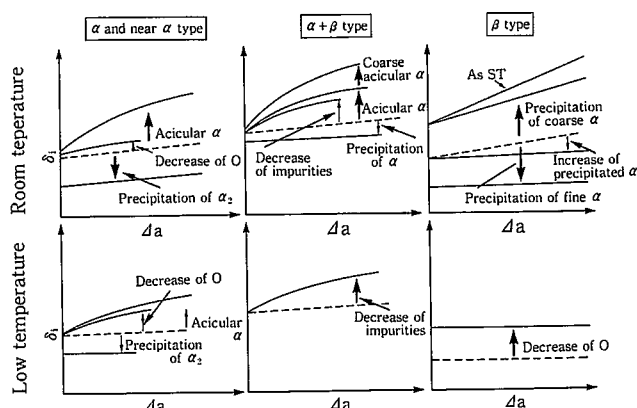


図 9 各種チタン合金の微視き裂の R カーブのまとめ
（上：0°C，下：-196°C，点線：各合金の通常材の R カーブ）

性の差は以下の点で認められた。

- (1) α 及び $\alpha + \beta$ 型合金では、針状材は等軸材より破壊靱性が高い。
- (2) 耐力が1 000MPa 付近では、 β 型合金は $\alpha + \beta$ 型合金より破壊靱性が高い。
- (3) Near α 及び $\alpha + \beta$ 型合金では、低不純物材は通常材より破壊靱性が高い。

これらの破壊靱性の差を、図9に示した微視き裂のRカーブの変化と対応させて考えてみる。いずれの場合も微視き裂の発生点にはほとんど差が認められないが、進展抵抗に大きな差が存在することが分かる。

次に、 -196°C の場合の破壊靱性の差を考える。この場合は、

- (1) Near α 及び $\alpha + \beta$ 型合金では、低不純物材は通常材より破壊靱性が高い。
- (2) α 及び Near α 型合金では、針状材は等軸材より破壊靱性が高い。
- (3) 耐力が1 500MPa 付近では、 β 型合金は $\alpha + \beta$ 型合金より破壊靱性が低い。
- (4) β 型合金では、低酸素 (O) 材は通常材より破壊靱性が高い。
- (5) α 及び Near α 型合金では、 α_2 析出材は通常材より破壊靱性が低い。

が挙げられる。図9の測定結果から(1), (2), (3)の場合は微視き裂の進展抵抗の差が、(4), (5)は発生点の差がそれぞれ破壊靱性の差と密接に対応しているのが確認できる。以上の破壊靱性と微視き裂の発生及び進展挙動との関係をまとめて示したのが表3である。

以上の検討から、合金系や試験温度に関係なくチタン合金の破壊靱性は不安定破壊前に予き裂先端から生成する微視き裂の発生及び進展特性に大きく支配されていること、同一強度での破壊靱性の差は微視き裂の発生点及び進展抵抗の差と強い相関があり、特に 0°C ではいずれも微視き裂の進展抵抗の微視組織、不純物、試験温度による差で破壊靱性の差が説明できることが分かった。

今後は、微視き裂の発生・進展特性とミクロの冶金因子との関係を明らかにし、チタン合金の破壊靱性の微視的機構を解明することが課題である。

つぎに以上の検討結果を踏まえ、チタン合金の破壊靱性の向上法について考察する。前述したようにチタン合金の破壊靱性の差には、不安定破壊前に予き裂先端から生成する微視き裂の進展抵抗の差が大きな影響を及ぼしている。表4は、代表的な微視組織をもつ試料の破壊靱性値 (δ_c) に対する発生点 (δ_i) の割合を示したものである。ほとんどの場合、 δ_c に占める δ_i の割合は小さく、き裂進展時の $\Delta\delta (= \delta_c - \delta_i)$ が破壊靱性値の約70%を以上を占めている。従って破壊靱性向上策は、き裂の進展抵抗の向上を中心に考える方が有効であると思われる。なお、表中の(4)と(11)の場合のように -196°C で δ_c に δ_i の占める割合が50%以上になる場合がある。このような場合はき裂の発生特性の向上も考慮して検討する必要がある。

α 型及び $\alpha + \beta$ 型合金の場合は、常温及び極低温とも微視き裂の進展抵抗が破壊靱性を大きく支配している。進展抵抗を上昇させる方法は、針状組織化が最も有効である。又、Transformed β 相を針状組織にするなど、組織の一部を針状組織にしたり、初析 α 相を熱間加工などで針状粗大 α 相の形態に近づける方法も有効である。しかし、本系合金の場合、針状化により強度も同時に低下する場合があるので注意が必要である。又、低O化は極低温では微視組織にかかわらず進展抵抗を向上させるため靱性向上に有効である。常温でも等軸材では進展抵抗を向上させるので破壊靱性向上に有効である。なお、 α_2 相の析出抑制は、常温では同一強度の破壊靱性向上にほとんど効果がないが、発生特性が破壊靱性を支配するようになる極低温では、 α_2 相の析出抑制は破壊靱性向上に非常に有効になる。又、 $\alpha + \beta$ 型合金でも時効により微細 α 相を析出させた場合、発生点が低下する場合があり、とくに極低温では析出 α 相の存在しない場合より破壊靱性が低下する。

β 型及び Near β 型合金は、耐力が1 000MPa 前後の低強度では進展抵抗特性が破壊靱性をほぼ支配し、1 200MPa 以上の高強度では発生特性が支配的となる。従って、低強度では進展抵抗、高強度では発生点の向上を図ることが大切である。発生特性の向上には、微細な析出物、例えば低温時効で現われる微細 α 相の析出抑制、及び不純物、特に酸素量の低減が有効である。特に低O化は、極低温では発生点の向上に有効である。進展抵抗特性の向上には、過時効な

表3 破壊靱性値の差と微視き裂の発生・進展特性の差の関係

Testing temperature	Comparison of fracture toughness (at the same strength)	Comparison of microcrack behavior	
		Crack initiation δ_i	Crack extension resistance $d\delta_k/da$
0°C	Equiaxed < Acicular (α , Near α , $\alpha + \beta$ type)	Equivalent	Equiaxed < Acicular
	$\alpha + \beta$ < Near β , β ($\sigma_{0.2} = 900 \sim 1100\text{MPa}$)	Nearly equivalent	$\alpha + \beta$ type < Near β , β type
	Standard < Low impurities (Near α , $\alpha + \beta$ type)	Equivalent	Standard < Low impurities
-196°C	Standard < Low impurities (Near α , $\alpha + \beta$ type)	Equivalent	Standard < Low impurities
	Equiaxed < Acicular (α , Near α type)	Equivalent	Equiaxed < Acicular
	Standard < Low O content (β type)	Standard < Low O content	Equivalent
	β type < $\alpha + \beta$ type ($\sigma_{0.2} \approx 1500\text{MPa}$)	Nearly equivalent	β type < $\alpha + \beta$ type
	Standard < α_2 -precipitated (α , Near α type)	Standard < α_2 -precipitated	Equivalent

表 4 チタン合金の破壊靱性値(δ_c)に占める発生特性(δ_i)の割合

No.	Microstructure	Alloy	Features	δ_c (mm)	δ_i (mm)	δ_i/δ_c (%)
1	α + retained β	Ti-5Al-2.5Sn		0.074	0.004	5
2		Ti-8Al-1Mo-1V	α_2	0.025	0.003	12
3	Equiaxed α + transformed β	Ti-6Al-4V		0.035	0.008	22
4			−196°C	0.011	0.088	73
5	Fine acicular α		Standard	0.075	0.012	16
6			ELI	0.092	0.012	13
7	Primary α + precipitated $\alpha + \beta$	Ti-10V-2Fe-3Al		0.016	0.003	19
8	β	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	As ST	0.136	0.030	22
9	β + fine α		High O	0.021	0.002	10
10			Low O	0.028	0.010	36
11			−196°C	0.0012	0.0007	58
12	β + coarse α			0.088	0.030	34

どで析出する粗大な針状 α 相の存在が有効である。又、 β 相一相の溶体化材では低O化や β 粒の粗大化が有効である。以上の指針を、合金系及び試験温度ごとにまとめて表5に示す。

なお、破壊靱性は引張強度と密接に結びついており、ほとんどの場合破壊靱性の向上は引張強度の低下を伴う。引張強度の低下を伴う靱性向上策は必ずしも実際のでなく、材料面では強度の低下を伴わない破壊靱性向上策を検討することが必要である。

5. 結 言

- (1) α 型、 $\alpha + \beta$ 型及び β 型チタン合金の破壊靱性は、一般に強度の上昇とともに低下するが、微視組織、不純物量、試験温度によっては同一強度であっても破壊靱性に差が生じる。
- (2) チタン合金の破壊靱性には、合金系及び試験温度にかかわらず不安定破壊前に予き裂先端から生成する微視き裂の発生特性及び進展特性が支配的な影響を及ぼす。
- (3) 同一強度における破壊靱性の差は、0°Cではいずれも微視き裂の進展抵抗の差によるものである。又、-196°Cでは α 、 $\alpha + \beta$ 型では主に微視き裂の進展抵抗の差、 β 型では主に発生特性の差によるものである。

参 照 文 献

- 1) Gelda, K.H., Munz, D., Schwalbe, K.H.: Pro. 3rd. Int. Conf. on Titanium. Vol.1(1978), p.649
- 2) Hall, G.S., Sergle, S.R., Bomberger, H.B.: ASTM STP651. (1978), ASTM, p.227
- 3) 岸輝雄, 大山英人, 金教漢: 鉄と鋼. 72, p.123(1986)
- 4) D.N.Williams: Met. Trans. 5, p.2351(1974)
- 5) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸輝雄: 鉄と鋼. 76(1), p.151(1989)
- 6) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸輝雄: 鉄と鋼. 76(12), p.2250(1989)
- 7) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸輝雄: 鉄と鋼. 77(4), p.606(1990)
- 8) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸輝雄: 鉄と鋼. 77(4), p.932(1990)
- 9) Horiya, T., Kishi, T., Suzuki, H.: Pro. 1st. Japan Int. SAMPE Symp. (1989) p.69
- 10) British Standard Institution. BS 5762-1979. "Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing" (1979)
- 11) ASTM Standards E-399-81. "Standard test method for plain-strain fracture toughness of metallic materials" (1981)
- 12) Margolin, H., Williams, J.C., Leutjering, G.: Titanium '80, Science and Technology. 1980, AIME, p.169
- 13) Judy, R.W.Jr., Rath, B.B., Goode, R.J.: Titanium Science and Technology. vol.3, DGM, 1985, p.1975

表 5 チタン合金の破壊靱性向上指針のまとめ

Alloy type	Room temperature		Extra low temperature (~-196°C)	
	Crack initiation	Crack extension resistance	Crack initiation	Crack extension resistance
α , Near α type	Suppression of α_2 precipitation	• Change from equiaxed α to acicular • Reduction of oxygen content • (Coarsening of grain size)	Suppression of α_2 precipitation	• Change from equiaxed α to acicular • Reduction of oxygen content
$\alpha + \beta$ type	Suppression of fine α precipitation	• Change from equiaxed α to acicular • Reduction of impurity content • Making secondary α acicular	Suppression of α precipitation	• Reduction of oxygen content
β type	Suppression of ω or fine α precipitation	• Making secondary α coarse or acicular • Reduction of oxygen content or coarsening of grain size (As solution treated)	• Reduction of oxygen content	