

超塑性加工に適した Ti 合金の設計

小野寺秀博*・大野勝美*・山県敏博*²
大越恒雄*³・山崎道夫*

Design of Titanium Alloys Suitable for Superplastic Forming

Hidehiro ONODERA, Katsumi OHNO, Toshihiro YAMAGATA,
Tsuneo OHKOSHI and Michio YAMAZAKI

Synopsis :

Using four kinds of $\alpha + \beta$ titanium alloys (Ti-Al-V-Sn-Zr-Mo-Cr-Fe system), the effects of test temperature and volume fraction of α phase on superplastic properties were investigated.

(1) Total elongation of each alloy was more than 400% in the temperature range between 1 023 K and 1 123 K at the strain rate of $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Maximum flow stress increased with decreasing temperature rapidly in the temperature range lower than 1 073 K. From these results, the temperature range between 1 073 K and 1 123 K was considered to be suitable for superplastic forming of these alloys at the strain rate of $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

(2) The effects of test temperature and volume fraction of α phase on the strain rate sensitivity, m , were examined by multiple regression analysis. Following regression equation was obtained.

$$m = -17.128(\Theta - 1.095)^2 - 0.514(V_\alpha - 0.426)^2 + 0.422$$

Θ : Test temperature $\text{K} \times 10^{-3}$, V_α : Volume fraction of α phase

From this equation, titanium alloys whose volume fraction of α phase is 0.426 at the temperature of 1 095 K are considered to give the maximum m value and the best superplastic properties at a strain rate of $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

(3) α phase was formed at the surface of specimen due to the reaction with oxygen during high temperature tensile test in an argon atmosphere. Such α phase was expected to be detrimental for superplastic forming and to reduce ductility of the material.

Key words : titanium base alloy ; superplastic forming ; alloy design ; volume fraction of α phase ; forming temperature ; strain rate sensitivity ; oxidation.

1. 緒 言

Ti 合金は比強度が高く耐食性が良いため、航空機や宇宙機器の材料に適している。しかし、加工の際の歩留りが低く、製造コストが高いことが大きな問題となっている¹⁾。加工歩留りの向上には、超塑性現象を利用した加工法が有効²⁾³⁾なことから、超塑性加工特性の優れた Ti 合金の開発が望まれている。

微細粒超塑性⁴⁾を得るには、加工温度でほぼ等しい体積率の二相からなる合金が適している⁵⁾ことが知られている。一方、材料の酸化防止及び型材の寿命増加の観点からは超塑性加工温度は低いことが望ましい。WERT と PATON⁶⁾は Ti-6Al-4V 合金に Ni, Co, 及び Fe を添加

することにより変形応力を増加させずに超塑性加工温度を低下できることを報告している。彼らは、 β 安定化元素の Ni, Co, 及び Fe の添加により、 α 相と β 相の量比が等しくなる温度が低下したこと、及びこれらの元素の拡散速度が V より大きいことに起因すると考えている。しかし β 安定化元素添加量の限界については明らかにされていない。また、SASTRY ら⁷⁾は、 β トランザスの異なる (1 208~1 305 K) 4 種類の Ti 合金を用いて超塑性特性を検討した結果、 β トランザスの低い合金の方が、低温での m 値 (歪み速度感受性指数) が大きく、変形応力も小さいことを報告している。しかし、 β 安定化元素量が増大し、加工温度で β 単相となると大きな m 値は得られず、従って大きな延性も得られない⁸⁾。超

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 2 月 13 日受付 (Received Feb. 13, 1987)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305)

*2 金属材料技術研究所 理博 (National Research Institute for Metals)

*3 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

塑性加工に適した Ti 合金の組成設計を行うためには、最適な超塑性加工温度及びその温度における最適な α 相と β 相の量比をあきらかにする必要がある。

そこで、本研究では、著者らの一部が考案した合金設計法⁹⁾を用いて、 α 相と β 相の体積率の等しくなる温度が大幅に異なる合金を設計し、種々な温度で引張試験を行い、超塑性特性に及ぼす試験温度及び α 相の体積率の影響について検討することにより、超塑性加工に適した Ti 合金の設計基準を明らかにすることを目的とした。

2. 方 法

2.1 供試材

著者らの考案した合金設計法[†]を用いて、4 種類の Ti-Al-V-Sn-Zr-Mo-Cr-Fe 系合金を設計した (Table 1 参照)。GT-9 合金は 1173 K で、GT-33 合金は 1123 K で、GT-45 合金は 1073 K で、GT-46 合金は 1023 K で、それぞれ α 相と β 相の量比が 1:1 となるように設計された合金である。これらの合金は、通産省工業技術院の「次世代産業基盤技術開発制度」¹⁾の一環として、超塑性加工特性、及び 573 K における引張特性の向上を目指して開発された合金であり、GT-9 合金は開発目標 (573 K における比強度 $27.4 \times 10^4 \text{ Pa/kg/m}^3$ 、伸び 10%) をほぼ満足する特性を有し、GT-33, 45, 及び 46 は開発目標を上回る特性を有する合金¹⁾である。各合金について、アーク溶解により約 2 kg のダブルメルト材を作製し、最終的に、 β トランズスより約 50 K 低い $\alpha + \beta$ 温度域で約 85% (断面減少率) の圧延を行い、平行部直径 5 mm ϕ 、平行部長さ 10 mm の引張試験片を作製した。

2.2 高温引張試験

各合金の熱間圧延材において、1023~1223 K の種々の試験温度において、10 min 保持後、 $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で高温引張試験を行った。試験は、インストロン型試験機を用いて、赤外線加熱炉中で、アルゴンガス気流中で行った。

真応力 (σ)-真歪み (ϵ) 曲線は、体積変化がなく、

Table 1. Chemical compositions (wt%) and β -transus (K).

Alloy	(wt%)									
	Al	V	Sn	Zr	Mo	Cr	Fe	O	Ti	T_β
GT-9	5.7	0.5	1.4	3.9	1.0	1.3	1.0	0.12	bal.	1223 K
GT-33	6.5	1.4	1.4	1.0	2.9	2.1	1.7	0.11	bal.	1183 K
GT-45	6.4	2.9	0.9	1.1	2.5	2.5	1.6	0.11	bal.	1153 K
GT-46	5.7	1.5	0.9	5.1	2.5	3.5	2.6	0.16	bal.	1133 K

T_β : β -transus

† 多元系のチタン合金に関して、任意の温度において、平衡する α 相と β 相の組成及び量比を設計する手法⁹⁾。

均一に変形しているものとして、公称応力 (s) と公称歪み (e) から、 $\sigma = s(1+e)$ 、及び $\epsilon = \ln(1+e)$ の関係式を用いて求めた。

歪み速度感受性指数 m は、歪み速度急変法により各温度について一本の試験片から求めた。歪み速度の変化比 ($\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1$) は約 2 で、50% までの歪み範囲で測定を行った。

2.3 組織観察

各試験温度で 10 min 保持後の試料について、 α 相の体積率及び粒径を SEM の組成像により求めた。また、破断後の試験片について、XMA により酸素と Al の濃度の線分析を行った。測定は、加速電圧 12 kV で K α 線を用いて行った。

3. 結果及び考察

3.1 試験前組織

Photo. 1 に、1123 K で 10 min 保持後水冷した各合金の走査電顕による反射電子像を示す。黒い部分が α 相、白い部分が β 相である。線分法により求めた α 相の体積率及び α 相の結晶粒径を、他の試験温度における結果も含めて Table 2 に示す。各合金の設計温度 (設計上 $V_\alpha = 0.5$ となる温度) における α 相の体積率は、設計値の 0.5 よりいずれも低い値を示しており、設計温度の低い合金程誤差が大きくなっている。この原因として、設計精度の問題及び溶解組成のずれの影響の他に、各温度における保持時間が 10 min と短いため平衡値に達していないことが考えられる。そこで、破断後の試験片についても α 量を測定した結果、GT-9 及び 33 合金では大きな変化が認められなかったのに対し、GT-45 及び GT-46 合金では、1073 K 及び 1023 K の低温域で、約 10% の増加が認められた。従って、3.5 節における初

Table 2. Microstructural parameters and strain rate sensitivity m for alloys heated 10 min at each test temperature.

Alloy	Temperature (K)	V_α	d_α (μm)	d_β (μm)	m
GT-9	1173	0.36	1.5		0.32
	1123	0.49	1.5		0.35
	1073	0.60 (0.59)			0.36
	1023	0.69 (0.68)			0.32
GT-33	1173	0.05	0.8	<10	
	1123	0.27	1.1		0.40
	1073	0.35	1.0		0.49
	1023	0.45 (0.40)	0.9		0.36
GT-45	1173	0.00		<100	
	1123	0.15	0.7		0.40
	1073	0.19 (0.27)	0.7		0.38
	1023	0.33 (0.45)	0.6		0.26
GT-46	1173	0.00		<100	0.23
	1123	0.05	0.7		0.30
	1073	0.12	0.8		0.40
	1023	0.15 (0.26)	0.8		0.25

(): Measured after test V_α : Volume fraction of α phase d_α, d_β : Grain diameters of α and β phases m : Strain rate sensitivity

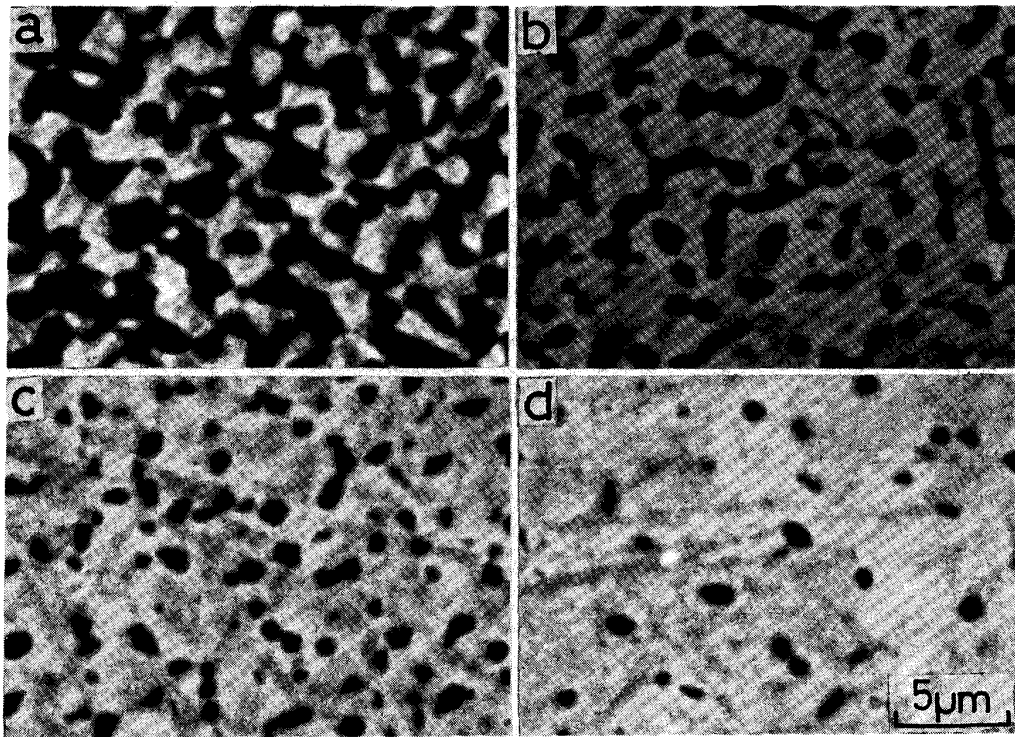


Photo. 1. Back scattered electron micrographs of GT-9 (a), GT-33 (b), GT-45 (c), and GT-46 (d) heated for 10 min at 1123 K.

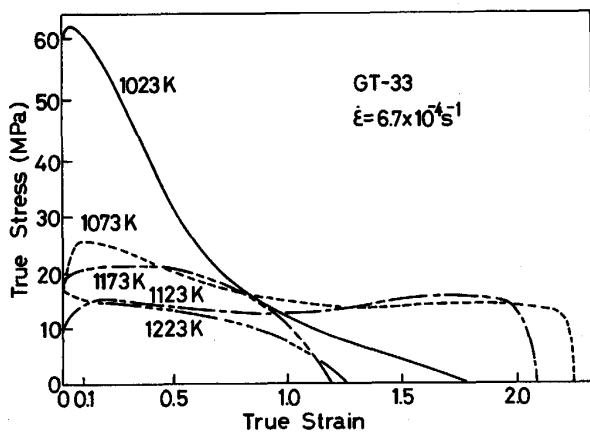


Fig. 1. True stress-strain curves for GT-33 alloy at various temperatures at a strain rate of $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

期 m 値の考察の際には、初期の α 量を用いた。

3・2 高温引張試験

Fig. 1 に、GT-33 合金について、種々な温度で、初期歪み速度 $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で引張試験したときの真応力-真歪み曲線を示す。温度の上昇にともない最大変形応力は低下する傾向が認められるが、1173 K の場合は逆に 1123 K の場合に比べ上昇している。温度が上昇して β トランザス近傍に近づき、 α 相の体積率が減少すると、 β 相の結晶粒が急激に粗大化することが報告¹⁰⁾

されている。本研究では、 $\alpha + \beta$ 領域では β 粒界を腐食液で現出できなかつたため測定していないが、Fig. 1 の結果は、1173 K が GT-33 合金の β トランザス直下であり、1123 K の場合と比較して β 粒径が大きいことによると考えられる (Table 2 参照)。

全試験温度において、200% (真歪みで 1.1) を超える伸びが認められ、超塑性的変形が生じているのが認められる。 β 単相合金である Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al ではサブグレインの形成による超塑性挙動が報告¹¹⁾ されている。このようなサブグレインの形成は 1~2% の変形初期に変形応力の急激な低下をともなうて生じることから、Fig. 1 の 1223 K の場合も、このようなサブグレインが形成されているものと考えられる。以上の傾向は他の合金でも同様であつた。

Fig. 2 に 1123 K における各合金の真応力-真歪み曲線を示す。伸びの値は、GT-46, 45, 33 と α 相の体積率が增大するにつれて大きくなっているが、 α 相の体積率が最高の GT-9 ($V_\alpha = 0.49$) では逆に減少しており、超塑性変形に最適な α 相の体積率が存在していることを示唆している。呂と著者らの一部¹²⁾ は最大変形応力が α 相の体積率に大きく依存し、 β 相に比べて硬い α 相の量が多くなるにつれて強度は増大することを報告した。本研究の結果では、 α 相の体積率の少ない GT-45 ($V_\alpha = 0.15$) 及び 46 合金 ($V_\alpha = 0.05$) の方が GT-33 合金

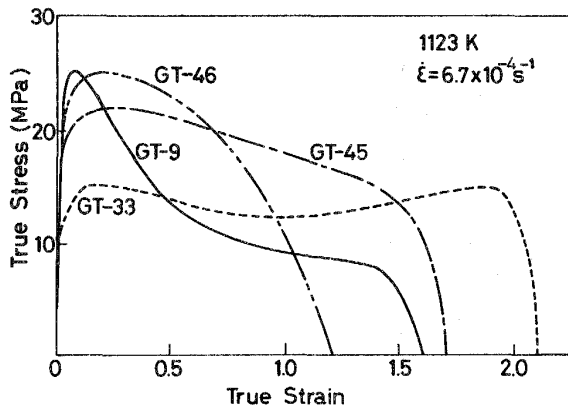


Fig. 2. True stress-strain curves for alloys GT-9, 33, 45, and 46 at 1123 K.

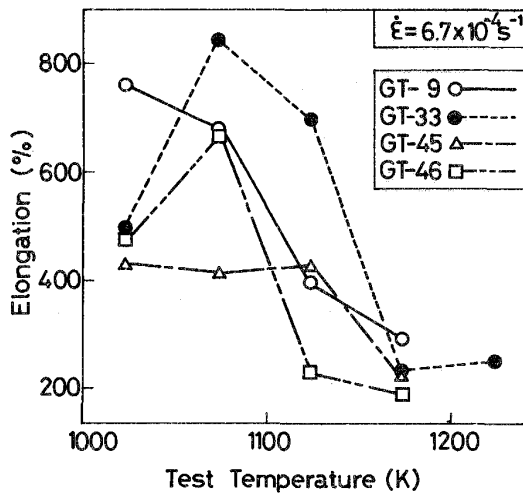


Fig. 3. Influence of temperature on elongation for alloys GT-9, 33, 45, and 46.

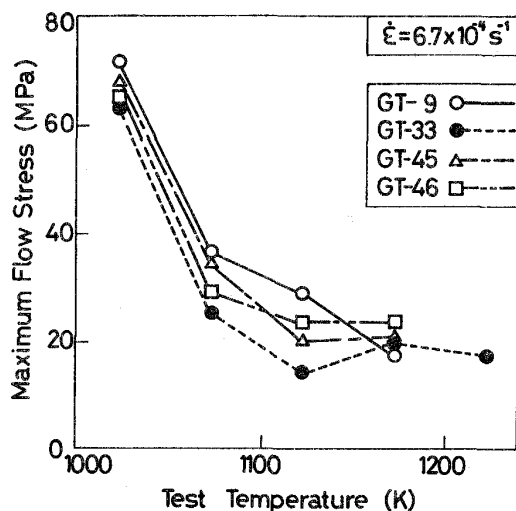


Fig. 4. Influence of temperature on maximum flow stress for alloys GT-9, 33, 45, and 46.

($V_\alpha = 0.27$) に比べて強度が高くなっている。これは Fig. 1 の場合に述べたのと同じ理由で β トランザスに近い合金の β 粒径が大きいことに起因するものと考えられる。

Fig. 3 と 4 に、各合金の伸び及び最大変形応力と試験温度の関係をまとめて示す。各合金とも、1123 K 以下の温度で 400% を超える大きな伸びを示している。一方、最大変形応力は、温度が低下するにつれて上昇しているが、特に 1073 K 以下での上昇が著しい。超塑性加工を行う場合、変形応力の低いことが望ましい。従って、Fig. 3 及び 4 の結果から、各合金とも、1073~1173 K の間の温度が超塑性加工に適していると考えられる。

WERT と PATON⁶⁾ は、超塑性加工に適した Ti 合金として知られている Ti-6Al-4V 合金の場合、 $V_\alpha = 0.5$ となる 1200 K 近傍の温度で最適な超塑性特性を示すことを報告している。彼らは、Ti-6Al-4V 合金に関して、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で引張試験を行い、1200 K (α 粒径 9 μm , β 粒径 12 μm) で伸び 600%, 最大変形応力 9.6 MPa, 1088 K (α 粒径 16 μm , β 粒径 4.6 μm) で伸び 225%, 最大変形応力 65 MPa の結果を報告している。本研究の場合とは結晶粒径、歪み速度等の条件が異なり、直接比較できないが、本研究における各合金の 1073~1173 K の間の温度における特性 (伸び 400~820%, 最大変形応力 15~35 MPa) は、上記の Ti-6Al-4V 合金の 1200 K における結果と比べて遜色無いものと考えられる。また、Ti-6Al-4V 合金では、1088 K まで温度が低下した場合急激に特性が劣化しており、本研究で用いた合金は、Ti-6Al-4V 合金に比べ低温側で超塑性特性が良いと考えられる。

3.3 歪み速度変化試験

GT-9 及び 33 合金について、歪み速度変化試験における真変形応力-真歪み速度曲線から求めた m 値 (歪み速度感受性指数) を Fig. 5 及び 6 に示す。両合金とも、測定した歪み速度の範囲内では m 値の極大値は認められず、歪み速度が減少するほど大きくなる傾向が認められた。GT-45 及び 46 合金も同様の傾向が認められた。同一の歪み速度で比較した場合、両合金とも中間温度の 1073 K で m 値は最大となっており、超塑性変形に最適な温度及び α 相の体積率が存在することを示唆している。また、GT-9 合金の場合、 10^{-3} s^{-1} 以上の高歪み速度側では、 m 値の最大となる温度は 1123 K と上昇しており、これは高温になるほど最大 m 値は高歪み速度側へ移行するという従来の報告¹³⁾ と一致している。

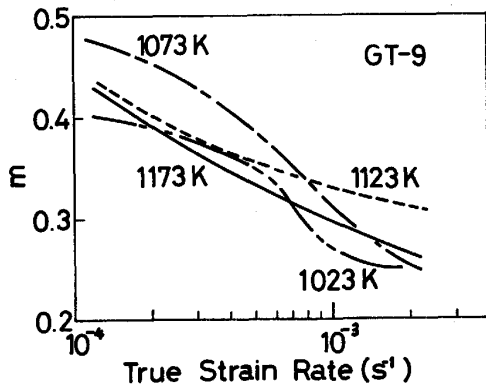


Fig. 5. Effect of temperature on strain rate sensitivity m as a function of strain rate for GT-9 alloy.

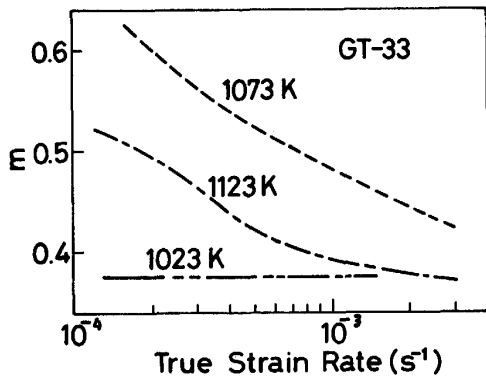


Fig. 6. Effect of temperature on strain rate sensitivity m as a function of strain rate for GT-33 alloy.

3.4 m 値と伸びの関係

各合金について、歪み速度変化試験から求めた、高温引張試験（初期歪み速度 $\dot{\epsilon} = 6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ）に対応する m 値（Table 2 参照）と破断伸びの関係を Fig. 7 に示す。 m 値の増大にともない伸びは上昇する傾向は認められるが両者の相関はあまり良くない（相関係数 $r = 0.65$ ）。

ばらつきの原因として、変形中の組織変化にともなう m 値の変化が考えられる。松村と時実¹⁴⁾ は引張変形中の各材料の粒成長挙動が異なれば、材料によつて m 値の変化の様子も異なり、最終的に伸びに相異が生じてくると考えている。Fig. 7 の結果では、同じ m 値で比較した場合、低温（1023 K 及び 1073 K）における伸びの方が、高温（1123 K 及び 1173 K）の結果に比べ大きくなっている。これは高温になるほど粒成長速度が速いため、変形中の m 値の低下が大きいことによると考えられる。本研究の場合、3.2 節で述べたように、変形中に α 相の体積率に変化が認められ、その程度は合金及び試験温度で異なっていた。従つて、Fig. 7 の結果には、

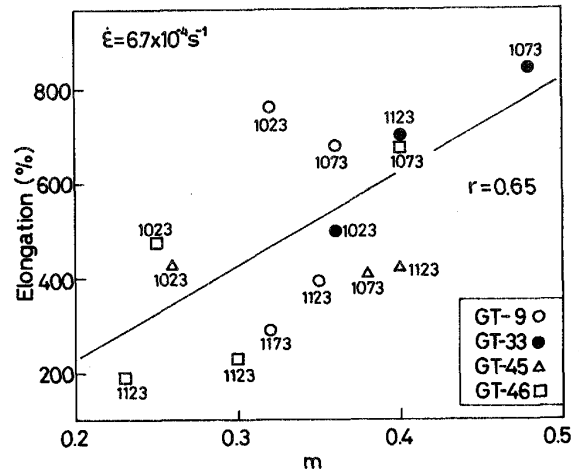


Fig. 7. Correlation between tensile elongation and strain rate sensitivity m . Each numeral shows test temperature (K).

変形中における α 相の体積率の変化も影響しているものと考えられる。

3.5 m 値と試験温度及び α 相の体積率の関係

超塑性特性を表す代表的なパラメーターである m 値は、温度、歪み速度、変形量、及び組織因子の関数であることが知られている¹⁵⁾。組織因子として、二相の体積率、結晶粒径及び粒形状が考えられる。本研究では、初期 m 値（約 30% 歪みの時点で求めた）に及ぼす変形温度と α 相の体積率の影響について、重回帰分析（MULREG）により検討した。3.2 及び 3.3 節の結果から、超塑性に最適な温度及び α 相の体積率が存在することが予測される。そこで、温度 ($\theta (\text{K} \times 10^{-3})$) 及び α 相の体積率 (V_α) を独立変数として、これらの独立変数の 2 次関数の線形結合として m 値を (1) 式の形で表した。ただし、温度は 10^{-3} をかけた値を用いた。

$$m = a \cdot \theta + b \cdot \theta^2 + c \cdot V_\alpha + d \cdot V_\alpha^2 + e \dots (1)$$

a, b, c, d, e : 定数

Table 2 のデータを用いて重回帰分析を行つた結果を Table 3 に示す。(1) 式の全変数を用いた結果 (MULREG) に加えて、変数選択して重回帰分析を行つた結果 (SVMULREG) も、Table 3 に同時に示す。MULREG の結果、得られた回帰式を次に示す。

$$m = 37.508 \cdot \theta - 17.128 \cdot \theta^2 + 0.438 \cdot V_\alpha - 0.514 \cdot V_\alpha^2 - 20.208 \dots (2)$$

(2) 式から推定される m 値と実測値の関係を Fig. 8 に示す。図中の直線は、推定値と実測値が一致することを示す。重相関係数 (M. C. C.) は 0.816 であり、両者にはかなり良い相関が認められる。(2) 式から 2 剰の項をくり出すことにより、(3) 式が得られる。

Table 3. Summary of multiple regression analysis for strain rate sensitivity m .

Variable	Data (n=14)				MULREG		SVMULREG	
	Min.	Max.	Mean	SD	Coefficient	t-value	Coefficient	t-value
θ	1.02	1.17	1.09	0.05	37.508	3.46*	0.097	0.23
θ^2	1.05	1.38	1.18	0.12	-17.128	-3.45*		
V_α	0.00	0.69	0.30	0.21	0.438	1.87	0.078	0.71
V_α^2	0.00	0.48	0.13	0.15	-0.514	-1.56		
m	0.23	0.49	0.34	0.07				
Constant					-20.208		0.215	
M. C. C.					0.816 (4.51**)		0.211 (0.26**)	

* : t-test 1% significant ** : F-value θ : Test temperature ($K \times 10^{-3}$) V_α : Volume fraction of α phase

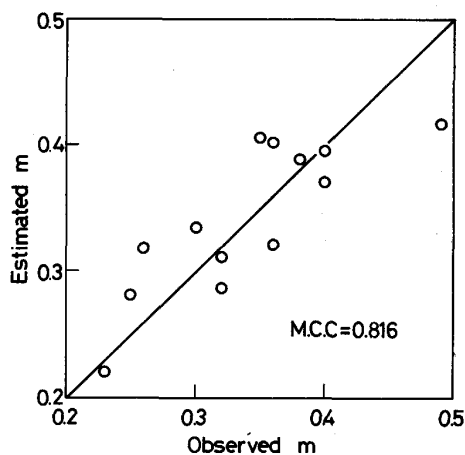


Fig. 8. Correlation between estimated values of m and observed values of m .

$$m = -17.128(\theta - 1.095)^2 - 0.514(V_\alpha - 0.426)^2 + 0.422 \quad (3)$$

(3)式から、試験温度 1095 K 及び α 相の体積率が 0.426 のときに m 値が最大となることがわかる。一方、2 剰の項 (θ^2 及び V_α^2) を省いて重回帰分析を行った場合 (SVMULREG)、相関関係は認められず (重相関係数 0.211)、各変数の t 検定値も著しく低い。従って θ 及び V_α の m 値に及ぼす影響は (3) 式であらわされる 2 次関数の形で表すことが妥当であると考えられる。以上の結果から 1095 K の温度で α 相の体積率が 0.426 となるように合金組成を調整することにより、超塑性変形能の優れた Ti 合金が得られるものと考えられる。ただし、上記の結果は、本研究で用いた歪み速度条件 $\dot{\epsilon} = 6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のもとで適用されるべきものであり、適用条件に注意する必要がある。超塑性変形では、原子の拡散が変形の支配過程となるため、試験温度が低下した場合、最大 m 値を与える歪み速度が低下するという報告¹³⁾がある。従って本研究で用いた歪み速度よりも高い歪み速度で加工を行う場合には、最適な加工温度は上昇するものと考えられ、それに対応した合金設計を行う必要があると考えられる。

本研究の場合、 α 相の粒径は 0.6 ~ 1.5 μm 程度 (Table 2 参照) であり、合金及び試験温度で大きな相違は認められなかったが、 β 相の粒径は測定していない。呂と著者らの一部¹²⁾は、Ti-6Al-4V 系合金を用いて、加工熱処理の履歴が同一であれば、体積率の多い方の相が粗大化しやすいため、両相の体積率が 1:1 の近傍で最小の平均粒径が得られることを報告した。従って、本研究の結果得られた α 相の体積率の最適値 (0.426) は、このような平均粒径に及ぼす体積率の影響も含めての結果と考えられる。

3.6 酸化の影響

本研究ではアルゴン気流中で高温引張試験を行った。しかし、Ti 及び Ti 合金は高温で活性な金属であるため、このような雰囲気では表面酸化の影響を完全に防ぐことはできない。そこで、破断後の試験片を用いて、XMA により酸素と Al の濃度分布を測定した。Fig. 9 は、GT-9 合金の 1173 K における破断後の試料を縦方向に切断し SEM の組成像により観察した例である。酸素濃度は表面に近づくほど上昇しており、表面から酸素が侵入しているのは明らかである。これに対し、Al 濃度は表面に近づくにつれて減少している。これは、表面酸化物の一部としてアルミナ (Al_2O_3) が形成されたためと考えられる。Al を含む Ti 合金で、酸化生成物としてアルミナが形成されることは LAZAREV ら¹⁶⁾も報告している。また、酸素濃度は α 相の領域 (Fig. 9, a の黒い部分) で高く、 β 相の領域 (Fig. 9, a の白い部分) で低くなっており、酸素が α 安定化元素であることを示している。酸化の影響により、表面に近づくにつれて α 相の体積率は増加しており、表面近傍では α 単相になっている。単相合金では超塑性変形を起こしにくい⁸⁾ことから、PATON と HAMILTON¹¹⁾が指摘しているように、これら表面近傍の α 相領域は超塑性特性を劣化させることが予測される。本研究において、初期 m 値と全伸びの間に良い相関関係が認められず、同じ初期 m 値に対して高温の方が全伸びが小さかったことには、結晶粒の成長速度の問題の他に上記の酸化の影響も含まれているもの

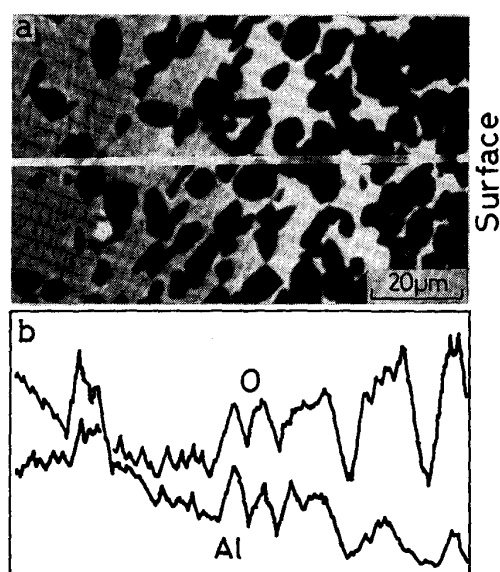


Fig. 9. Back scattered electron micrograph of GT-9 alloy fractured at 1173 K (a), and profiles of O and Al concentrations obtained by line scanning of XMA.

と考えられる。また酸素濃度の高い α 相は脆く、超塑性加工後の製品の特性を劣化させることから好ましくない。従つて、超塑性加工を工業的に応用するうえで、超塑性加工に及ぼす雰囲気の影響を系統的に明らかにするとともに、Ti合金の耐酸化性の向上、あるいは酸化防止用のコーティングの研究が今後の重要な課題であると考えられる。

4. 結 論

超塑性加工に適した Ti 合金の設計基準を明らかにすることを目的として、 α 相と β 相の体積率の等しくなる温度が大幅に異なる Ti 合金 (GT-9, 33, 45, 46) を用いて、種々な温度で引張試験を行い、超塑性特性に及ぼす試験温度と α 相の体積率の影響について検討した結果、以下の知見を得た。

(1) 1023~1223 K の種々の温度で、 $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で引張試験を行った結果、各合金とも、1123 K 以下の温度で 400% を超える大きな伸びを示した。また、最大変形応力は、温度の低下に伴い上昇し、特に 1073 K 以下での上昇が著しかった。超塑性加工を行う場合、変形応力の低いことが望ましいことから、各合金とも、 $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度では、1073~1123 K の間の温度が超塑性加工に適していると考えられた。

(2) 各合金について、歪み速度変換試験から求めた約 30% 歪みにおける初期 m 値に及ぼす試験温度と α 相の体積率の影響に関して、重回帰分析により検討した結果、

以下の関係式を得た。

$$m = -17.128(\theta - 1.095)^2 - 0.514(V_\alpha - 0.426)^2 + 0.422$$

θ : 試験温度 $\text{K} \times 10^{-3}$, V_α : α 相の体積率

上式から、試験温度が 1095 K で、 α 相の体積率が 0.426 のときに m 値が最大となることがわかる。以上の結果から、歪み速度が $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の場合、1095 K の温度で α 相の体積率が 0.43 近傍になるように合金組成を調整することにより、超塑性変形能の優れた Ti 合金が得られるものと考えられた。

(3) アルゴン気流中における試験の結果、酸化の影響により、破断後の試験片の表面近傍における α 相の体積率の増加が観察された。このような表面 α 相は、超塑性特性を劣化させると共に、超塑性加工後の特性の低下をもたらすと考えられた。

本研究は、通産省工業技術院の「次世代産業基盤技術研究開発制度」の一環としてなされたものである。関係各位に心から感謝の意を表します。また、合金材料を溶解していただいた三菱金属(株)の関係各位に心から感謝の意を表します。

文 献

- 1) 山崎道夫: チタニウム・ジルコニウム, **31** (1983), p. 54
小野寺秀博, 大野勝美, 山県敏博, 山崎道夫: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 284
- 2) C. H. HAMILTON and G. E. STACHER: Met. Progress, **109** (1976) 3, p. 34
- 3) 宮川松男, 小林 勝: 日本金属学会会報, **25** (1986), p. 8
- 4) 和泉 修: 日本金属学会会報, **16** (1977), p. 335
- 5) F. H. FROES, J. C. CHESNUTT, C. F. YOLTON, C. H. HAMILTON and M. E. ROSENBLUM: Proc. 4th Int. Conf. on Titanium (1980), p. 1025
- 6) J. A. WERT and N. E. PATON: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 2535
- 7) S. M. L. SASTRY, R. J. LEDERICH, T. L. MACKEY and W. R. KERR: J. Met., **35** (1983), p. 48
- 8) N. FURUSHIRO and S. HORI: Proc. 4th Int. Conf. on Titanium (1980), p. 1067
- 9) H. ONODERA, Y. RO, T. YAMAGATA and M. YAMAZAKI: Proc. 5th Int. Conf. on Titanium (1984), p. 1883
- 10) S. ANKEM and H. MARGOLIN: Metall. Trans. A, **8** (1977), p. 1320
- 11) N. E. PATON and C. H. HAMILTON: Proc. 5th Int. Conf. on Titanium (1984), p. 649
- 12) 呂 芳一, 小野寺秀博, 大野勝美, 山県敏博, 山崎道夫: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 276
- 13) 東 健司, 大西忠一, 中谷義三: 伸銅技術協会誌, **22** (1983), p. 141
- 14) 松村直己, 時実正治: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 228
- 15) 宮川松男編: 超塑性と金属加工技術 (1980), p. 4
[日刊工業新聞社]
- 16) E. M. LAZAREV, Z. I. KORNILOVA and N. A. KOROTKOV: Proc. 4th Int. Conf. on Titanium (1980), p. 2765