

論 文

Ti-Al-V 系合金の超塑性挙動に及ぼす
 α 及び β 相の量比の効果

© 1986 ISIJ

呂 芳一*・小野寺秀博*・大野 勝美*
山縣 敏博*²・富塚 功*・山崎 道夫*The Effect of Volume Fractions of α and β Phases in Ti-Al-V
Alloys on the Superplastic BehaviorYoshikazu RO, Hidehiro ONODERA, Katsumi OHNO, Toshihiro YAMAGATA,
Isao TOMIZUKA and Michio YAMAZAKI

Synopsis :

The effect of volume fractions of α and β phases on the superplasticity was investigated for the five Ti-Al-V alloys, of which chemical compositions being on the tie line including the Ti-6Al-4V at 900°C. The testing temperature was 900°C and the initial strain rate range was from 6.67×10^{-5} to 2.50×10^{-2} /s.

In spite of wide distribution of the volume fraction of the α phase in the alloys, all showed a good superplasticity under certain strain rate conditions. The superplastic elongation became the maximum at about equal volume fractions of α and β phases, and decreased with deviation from that fraction. The initial average grain size of the alloys was dependent on the volume fraction ratio of the phases and found to become the minimum at equal volume fractions.

At a strain rate of 6.67×10^{-4} /s, the average grain size of alloys after fracture was independent of the initial average grain size and the volume fraction ratio of the phases of the alloys. The average grain size after fracture was 8 μm . At the same strain rate, the strain induced grain growth rate of alloys increased with decreasing initial average grain size.

1. 結 言

微細粒超塑性をうるには、二相合金が有効であることが知られている¹⁾。二相合金の微細粒超塑性特性に及ぼす各相の量比の影響については、すでにいくつかの報告があるが^{2)~4)}、二相の化学組成を同一にした一連の合金についての各相の量比の影響を研究した例はほとんどない⁵⁾。SUERY ら⁵⁾は、二元系状態図をもとに二相の化学組成を同一にし、量比を変えた黄銅合金について、その流動応力への効果を調べているが、伸びと量比の関係については報告していない。

本研究の目的は α 相と β 相の二相からなる Ti-6Al-4V 合金の組成を通るタイライン上にある一連の組成の Ti-Al-V 系合金を用いて、各相の量比の超塑性挙動への効果を明らかにし、より優れた超塑性特性を有する合金の開発を行うことである。ちなみに、Ti-6Al-4V 合金は最も使用されている Ti 基合金であると同時に、超塑性加工も行われている。

2. 実 験 方 法

900°C での Ti-Al-V 系状態図を Fig. 1 に示す。黒

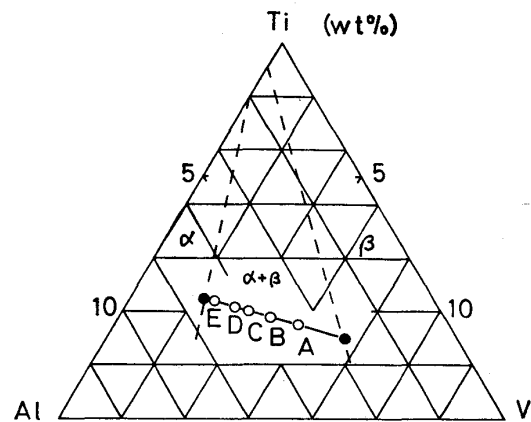


Fig. 1. Phase diagram of Ti-Al-V system at 900°C and alloys tested A to E.

丸は笹野らが、Ti-6Al-4V 合金の α 及び β 相の化学組成を EPMA により分析した結果⁶⁾であり、これに基づいて、Ti-6Al-4V 合金のタイライン上にあり、 α 相の量比を五種変化させた一連の合金 (以下合金 A~E と呼ぶ) を設計した。ここで合金 C が Ti-6Al-4V 合金である。これらの合金は、Ar ガス雰囲気中で $110 \phi \times 200$ (mm) に二重溶解した。これをさらに、950°C で $\phi 30$

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 7 月 12 日受付 (Received July 12, 1985)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

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

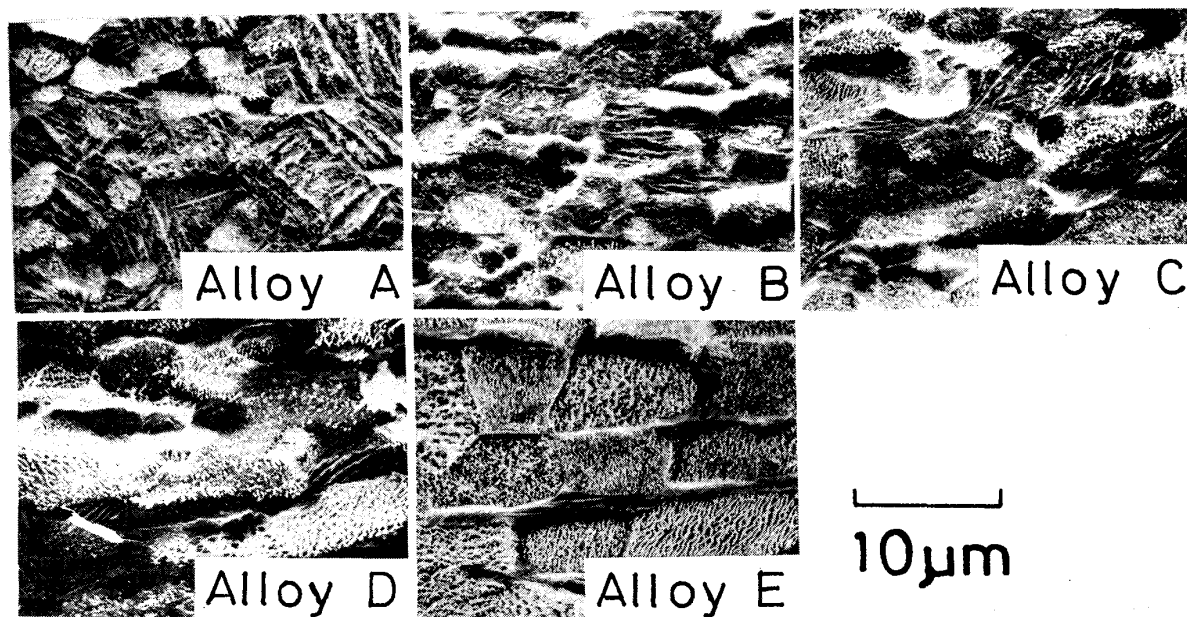


Photo. 1. Microstructures of alloys after 900°C for 1 h and water quenching. Blocky area is α phase.

Table 1. Chemical compositions of alloys (wt%).

Alloy	Al	V	Ti
A	4.59	5.94	Bal.
B	5.33	4.98	"
C	5.99	4.14	"
D	6.31	3.46	"
E	6.91	2.64	"

の丸棒に鍛造後、900°C で $\phi 10$ の丸棒に圧延した。各合金の化学成分を Table 1 に示す。

これらの素材を直径 5 mm, 平行部長さ 8 mm, 全長 55 mm の丸棒試験片に加工した。各試験片は 900°C 1 h の溶体化処理後、水焼入れをして引張試験に使用した。熱処理後の微視組織を Photo. 1 に示す。

各合金の α 及び β 相の化学組成並びに体積率を EPMA により確認した。また、各相の長手方向及びそれと直角方向の平均相寸法は直線切断法によつて得た。

超塑性試験は、試験温度 900°C の Ar ガス雰囲気中で剛性の高い引張試験機を用い、0.04~15 mm/min の間の六種のクロスヘッド速度一定（初期歪み速度 $6.67 \times 10^{-5} \sim 2.50 \times 10^{-2}$ /s）にて行つた。このうち、クロスヘッド速度 0.4 mm/min（初期歪み速度 6.67×10^{-4} /s）の場合は、公称歪み 100% 及び切断後の試験片について光学及び走査型電子顕微鏡による組織観察を行つた。また、ポイドの発生、成長等の観察を、歪み 100% の変形試験片では肩部間の中央付近の長手方向の断面部を 2 カ所で、破断試験片では破断先端部及びそこから 1, 3, 5 mm の長手方向の断面部で行つた。

試験温度 900°C での歪み速度感受性指数 m は、ARIELI と ROSEN の方法⁷⁾によつて求めた。すなわち、各合金について一本の試験片を用い、0.04~3.75 mm/min の間の七種のクロスヘッド速度をステップ状に変化させ、それらの真応力対真歪み速度の勾配より m 値を測定した。各合金の累計の歪みは 25~30% であつた。

3. 実験結果

EPMA による各合金の α 及び β 相の化学組成の結果を Table 2 に示す。分析に使用した試験片は 900°C で 10 h 保持後、水焼入れしたものである。全合金の α 及び β 相の平均化学組成は、それぞれ Ti-6.1Al-2.2V 及び Ti-4.7Al-7.0V であり、いずれも平均組成の $\pm 10\%$ 以内にあるので供試合金は同一組成の二相合金であると考えられる。さらに、900°C 1 h 保持後、水焼入れの試料についてもほぼ同一の結果が得られた。

Table 2. Chemical compositions of α and β phases of alloys by EPMA after 900°C for 10 h and water quenching (wt%).

Alloy	α phase			β phase		
	Al	V	Ti	Al	V	Ti
A	5.5	2.2	Bal.	4.1	6.9	Bal.
B	5.8	2.2	"	4.0	7.4	"
C	6.4	2.5	"	4.6	6.9	"
D	6.4	2.2	"	4.8	6.6	"
E	6.6	2.0	"	4.6	7.0	"

α 相の体積比, 各相及び合金の平均粒寸法を Table 3 に示す. 合金の平均粒寸法は各相の量比に各相の平均粒寸法を乗じた値の合計値で表した. α 相の体積比が 50% に近い合金 C の平均粒寸法が最小で, $4.7 \mu\text{m}$ であつた. α 相の量比が 50% より離れるに従つて, 合金の平均粒寸法は大きくなり, 合金 E では $7.0 \mu\text{m}$ となつた.

歪み速度 $6.67 \times 10^{-4}/\text{s}$ での合金 A~E の真応力対真歪み曲線を Fig. 2 に示す. 各合金の曲線の形状は α 相の体積率に依存していた. すなわち, 高歪み速度側での加工軟化型の曲線から, 低歪み速度側の加工硬化型の曲線への遷移がみられた. 遷移歪み速度は合金 A~C では $2.50 \times 10^{-3}/\text{s}$ であつた. α 相の体積率の増加とともに低歪み速度側に移り, 合金 D では $2.50 \sim 6.67 \times 10^{-4}/\text{s}$, 合金 E では $6.67 \times 10^{-5}/\text{s}$ 以下であつた.

試験温度 900°C での破断伸び及び流動応力の α 相の体積率への依存性を, それぞれ Fig. 3 及び 4 に示す.

Fig. 3 より, 破断伸びは α 相の体積率のみならず歪み速度にも強く依存することが明らかである. 大部分の歪み速度において, 最大伸びは α 相の体積率が 50% に近い合金 B 及び C に現れ, 最小伸びは α 相の単相合金に近い合金 E に生じた. しかし, 超塑性は α 相の体積率が 17~87% と広く変化しているにもかかわらず, 各合金とも歪み速度が $6.67 \times 10^{-5} \sim 6.67 \times 10^{-4}/\text{s}$ でみられた. 各合金の破断伸びは合金 E を除いて, 歪み速度

Table 3. Volume fraction of α phase, grain sizes of phases and alloys after 900°C for 1 h and water quenching.

Alloy	V_α (vol. %)	d_α (μm)	d_β (μm)	d_{av} (μm)
A	17	2.7	7.1	6.3
B	38	3.6	5.7	4.9
C	57	4.8	4.6	4.7
D	68	6.2	3.9	5.5
E	87	7.6	2.9	7.0

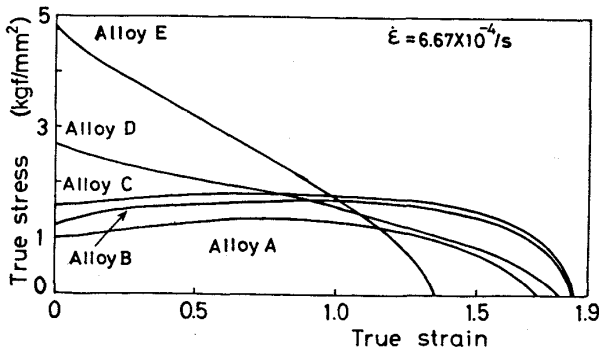


Fig. 2. True stress and true strain curves of alloys deformed at a strain rate of $6.67 \times 10^{-4}/\text{s}$ and 900°C .

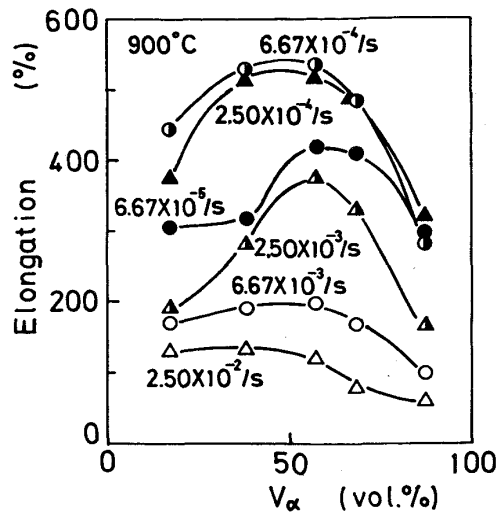


Fig. 3. Relation between total elongation and volume fraction of α phase in alloys.

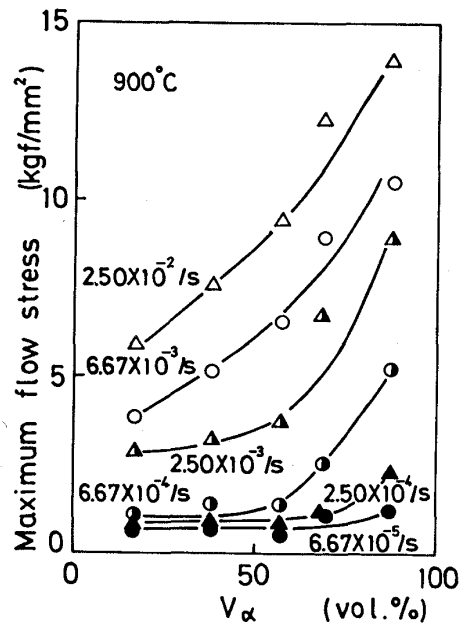


Fig. 4. Relation between maximum flow stress and volume fraction of α phase in alloys.

$6.67 \times 10^{-4}/\text{s}$ で最大を示し, それより歪み速度が高くなつても低くなつても減少した.

流動応力はすべての歪み速度で α 相の体積率の増加とともに上昇した (Fig. 4).

歪み速度 $6.67 \times 10^{-4}/\text{s}$ において公称歪み 100% まで変形させた試験片を調べたところ, 合金 A~D ではポイドが観察されなかつたが, 合金 E では直径 $5 \sim 10 \mu\text{m}$ 位のポイドが試験片断面部に 2~3 個見出された. 一方, 破断試験では各合金でポイドの生成に大きな差異が認められた. 合金 A 以外の各合金では, ポイドは発生後, 成長, 合体と変化していくが, 合体時の大きさは $10 \mu\text{m}$ 程度で, かつ引張方向であつた. 合金 A では破断部付近

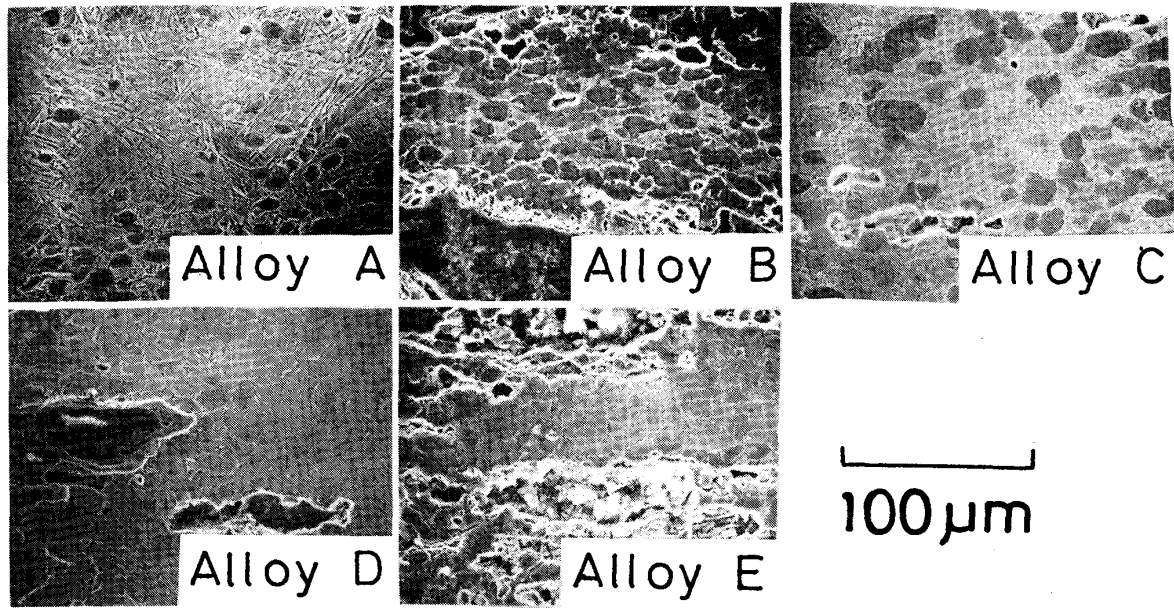


Photo. 2. Fractography of longitudinal cross section near the fracture edge of alloys ruptured at an initial strain rate of $6.67 \times 10^{-4}/s$ and at $900^\circ C$.

に 2~3 個のポイドが観察されたが、合体したポイドの量及び最大寸法は破断部より遠ざかるに従って減少した。合体後のポイドの最大寸法は合金 D, C 及び B の順に大きかった。合金 E では無数のポイドの発生と合体が破断部付近にみられた。これらのポイドの数は合金 A~D と同様に破断部付近より遠ざかるに従って減少した。この場合の合金 E のポイドの面積率は破断部付近、そこから 1, 3 及び 5 mm 離れた場所で、それぞれ 50, 37, 10 及び 7% であった。合体したポイドの最大寸法は合金 E で $200 \mu m$ であり、合金間で最大であった。破断部付近の長手方向の断面のポイドの状態を Photo. 2 に示す。引張方向は写真の水平方向である。

歪み速度感受性指数 m は、Table 4 に示すように、合金 C で最大値の 0.6 を示し、合金 B, D, E 及び A の順に減少した。各合金とも m 値は 0.5 前後であるが、それらは α 相の体積率が 50% より離れるに従って減少する傾向であった。

試験温度 $900^\circ C$ において、各合金の平均粒寸法の時間依存性を歪みを加えない場合(単純焼鈍。白丸)及び歪

み速度 $6.67 \times 10^{-4}/s$ で変形させた場合(半黒及び黒丸)について、Fig. 5 に示した。単純焼鈍では各合金ともほぼ同じ粒成長速度を示した。一方、変形下では、粒成長速度は単純焼鈍と比べて加速され、その大きさは合金により異なっていた。

粒寸法のアスペクト比は長手方向の粒寸法をそれと直交する方向の寸法で割った値として定義される。試験温

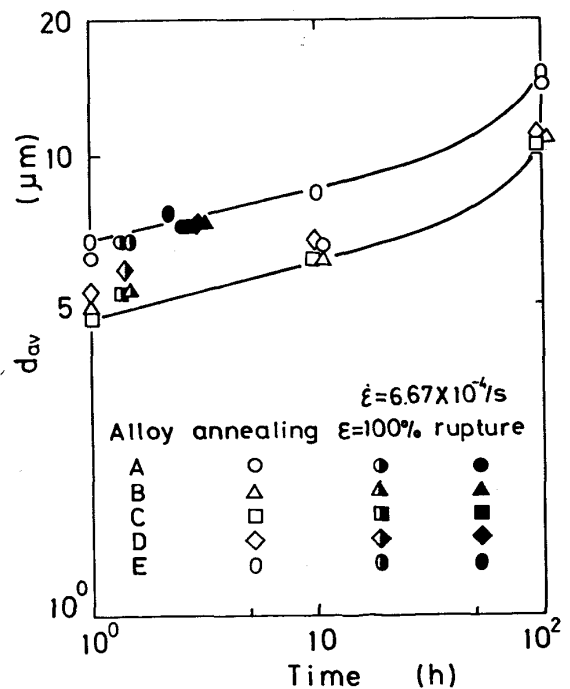


Fig. 5. Time dependence of average grain sizes of alloys deformed at an initial strain rate of $6.67 \times 10^{-4}/s$ and annealed at $900^\circ C$.

Table 4. Strain rate sensitivity index m for alloys.

Alloy	m
A	0.48
B	0.55
C	0.60
D	0.54
E	0.52

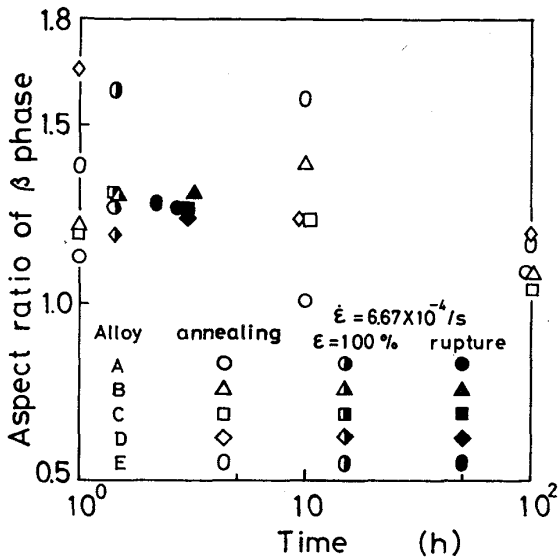


Fig. 6. Time dependence of aspect ratio of β phase in alloys deformed at an initial strain rate of $6.67 \times 10^{-4}/s$ and annealed at $900^\circ C$.

度 $900^\circ C$ における β 相のアスペクト比の時間依存性を、Fig. 5 と同様な条件で調べ Fig. 6 に示す。各合金のアスペクト比は、単純焼鈍の場合は 10 h 以内では大きく変化せず 1.0~1.6 の範囲にあり、100 h でやつと 1.2 付近に収束したが、歪み速度 $6.67 \times 10^{-4}/s$ の場合は 2 h 程度ですでに収束の傾向が認められた。 α 相の体積率が最小及び最大である合金 A 及び E は、破断伸びが他の合金より低いにもかかわらず、破断まで比較的小さいアスペクト比を示したことは注目される。アスペクト比が超塑性変形時に必ずしも 1.0 にならない例も 6/4 黄銅で報告がある⁸⁾。 α 相についても β 相と同様な結果が認められた。よつて、アスペクト比は α 相の体積率にかかわらず、高温保持によつて 1.0 付近に収束する傾向があり、この収束は変形によつて加速されると結論できる。これは変形中に粒界すべりが発生していることを示唆している。

4. 考 察

4.1 伸 び

超塑性伸びの大きさを支配している主要因子は、初期平均粒寸法、粒成長速度、歪み速度、歪み量等であることが指摘されている^{9)~13)}。平均粒寸法については、これが小さいほど伸びが大きいとされている。初期平均粒寸法の伸びへの効果を Fig. 7 に示す。歪み速度が $6.67 \times 10^{-5} \sim 2.50 \times 10^{-3}/s$ の範囲では、最大伸びは平均粒寸法の最小の合金で得られており、平均粒寸法の増加とともに伸びが減少することが認められた。

他方、二相合金の超塑性伸びは各相の体積率によつて

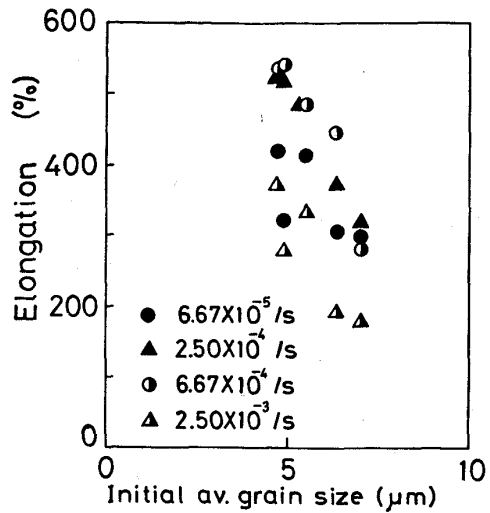


Fig. 7. Effect of initial average grain sizes on total elongation deformed at strain rates of 6.67×10^{-5} to $2.50 \times 10^{-3}/s$ and at $900^\circ C$.

も影響を受ける²⁾。一般に、より大きい伸びは二相の量比が 1 付近で得られるといわれている。しかし、Ti-6Al-4V 合金では、最大伸びは必ずしも二相の量比が 1 で得られるとは限らないとの報告がある²⁾¹³⁾。これらの研究では α 相の体積率の変化を温度を変化させて得ているため、その結果は二相の量比の他に化学組成の変化も寄与している可能性がある。各相の化学組成を一定に保つように行つた今回の、試験温度 $900^\circ C$ での焼鈍時間に対する粒成長への二相の量比の効果を Fig. 8 に示す。本研究で二相の量比が 1 付近である二相合金が最大の超塑性伸びを示すという仮説は、一定温度で同一の化学組成をもち、種々の量比を示す合金について確かめられた。すなわち、各合金の平均粒寸法の最小値は、いずれの焼鈍時間に対しても二相の量比 V_β/V_α が 1 の場合に生じていた。平均粒寸法 d_{av} と両相の量比 V_β/V_α の間の実験式を(1)式で示す。

$$d_{av} = V_\beta/V_\alpha + (V_\beta/V_\alpha)^{-1} + d_0 \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 d_0 は Fig. 8 の各曲線の最小値で、焼鈍時間によつて確定する定数である。

超塑性伸びに対する初期平均粒寸法以外の要因を無視すると仮定すると、伸びへの二相の量比 V_β/V_α の効果は、(1)式の関係に従う初期平均粒寸法を通して与えられると考えられる。

さらに、Fig. 8 には歪み速度 $6.67 \times 10^{-4}/s$ において破断させた試験片の破断後の平均粒寸法も記してある。量比の異なつた合金において、破断後の平均粒寸法がほぼ同一であるという事実は、超塑性伸びを決定するとき、初期平均粒寸法が重要であることを示唆している。なぜならば、一定歪み速度下で変形したとき、より小さ

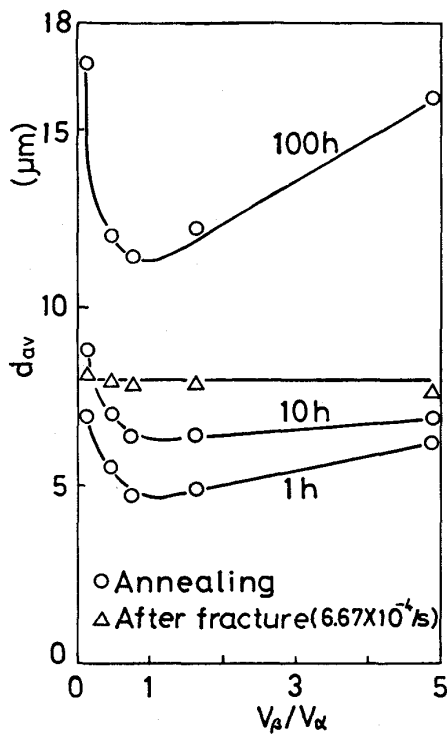


Fig. 8. Relation between average grain sizes and volume fraction ratio of α and β phases at 900°C.

い初期平均粒寸法の合金は、より粗い場合と比べて破断時の臨界平均粒寸法まで、より長い時間(歪み)を必要とするからである。二相の量比が1付近である合金は、変形中のより遅い粒成長によつて大きな伸びを得るのが有利であるといわれている。しかし、本結果から見ると、大きな伸びを示すことは初期平均粒寸法が小さくなるのが大きく寄与していると思われる。

4.2 破断時の平均粒寸法と歪み誘起粒成長

歪み速度 $6.67 \times 10^{-4}/s$ における各合金の破断後の平均粒寸法は初期平均粒寸法や二相の量比にかかわらず同一で、ほぼ $8 \mu m$ であつて、超塑性変形の破壊は、合金の平均粒寸法がある臨界値になるとおこることを示唆している (Fig. 8 参照)。HERRIOT らは Cu-P 合金において、二相合金の平均粒寸法は超塑性域で歪みとともに臨界値まで増加し、その値を越えると局部絞りが生じて破断することを報告した⁴⁾。

歪み速度 $6.67 \times 10^{-4}/s$ での β 相の相寸法と破断までの歪みとの間の関係を Fig. 9 に示す。各合金の β 相の平均相寸法は歪みとともに増加し、同様な結果は α 相についても得られた。

変形時の粒成長速度は、無歪み状態下と比べてより大きいことが知られており、特に二相合金の粒成長についていくつかのモデルが提案されている^{16)~20)}。

全粒成長速度 \dot{d}_t が、単純焼鈍での粒成長速度 \dot{d}_a と

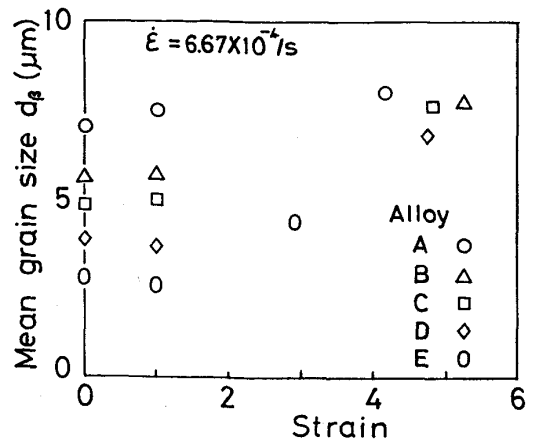


Fig. 9. Relation between mean grain sizes of β phase and strain at an initial strain rate of $6.67 \times 10^{-4}/s$ and 900°C.

歪み誘起粒成長速度 \dot{d}_e との和で表示できると仮定した。 \dot{d}_a は、Fig. 5 より 900°C 1h 及び 10h のデータを用い、各合金ともほぼ同一勾配とみなして計算した。 \dot{d}_e は、破断後の平均粒寸法より初期平均粒寸法と単純焼鈍による粒寸法の増分とを引いた値を破断時間で割つて求めた。

その結果、歪み誘起粒成長速度 \dot{d}_e は平均粒寸法の減少ともにより早くなることが認められた。すなわち、合金 B 及び C では \dot{d}_e は $3.23 \sim 3.78 \times 10^{-4} \mu m/s$ であり、合金 A 及び E では $1.93 \sim 1.99 \times 10^{-4} \mu m/s$ であつた。この結果は他の結果とも一致していた¹⁶⁾¹⁷⁾。

一方、WILKINSON らは ASHBY と VERALL の粒スイッチングモデルに基づいて、(2)式で表示される歪み強化粒成長速度 \dot{d}_e を導出した¹⁸⁾。

$$\dot{d}_e = \lambda \dot{\epsilon} d \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここに、 λ は定数でほぼ 1 であり、 d は粒寸法、 $\dot{\epsilon}$ は歪み速度である。(2)式によれば、本研究での合金 C 及び E における \dot{d}_e の値はそれぞれ 3.13×10^{-3} 及び $4.67 \times 10^{-3} \mu m/s$ であつた。これらの値は実験値と比べ 1 桁大きく、かつ合金の粒成長速度の順序は今回の結果と逆になつていた。

単純焼鈍での粒成長では、平均粒寸法は時間の $1/3$ または $1/4$ 乗則に従うことが知られている¹⁹⁾。今回の合金の粒成長は粒界拡散が支配的である時間の $1/4$ 乗則によく一致し、合金や二相の量比に依存しなかつた。

4.3 ボイドの生成

ボイドは α 相が多い合金ほど容易に発生していることがわかつた。この傾向は超塑性伸びへの α 相の体積率依存性の結果と異なつていた。すなわち、伸びの観点から二相の量比が 1 付近の合金が望ましいが、ボイド生

成を避けるには α 相より β 相の体積率が高い合金が優れている。

ポイド生成には、粒寸法、温度、歪み等が影響することが知られている¹³⁾。本実験では Fig. 4 にみられるように α 相の体積率が増すとともに流動応力が増加し、ポイド生成の傾向も前記のごとく大きくなるため、変形中の流動応力がポイド生成に重要な効果をもつと考えられる。

クリープにおける粒界キャビティ (またはポイド) の発生と生長は、負荷応力の増加とともに加速される²¹⁾ ほか、粒界拡散係数、表面エネルギーが重要な役割をしている。本研究では、 α 及び β 相の化学組成は各合金とも同一とみなせるので、 α - β 相粒界に関する限り前記の二因子はいずれの合金でも同一と考えられる。今回の実験では、 α 相の含有量が増すと流動応力が増加したので、 α 相の多い合金ほどポイド生成が容易になると考えられる。しかし、 α または β 相の極端に多い合金 (例えば合金 E や A) では、 α - α 相または β - β 相粒界が増加し、それらの粒界拡散係数や表面エネルギーは α - β 相粒界の場合と異なると考えられるので、流動応力の大小のみではポイド生成と生長は説明できない。

4.4 合金の改良への示唆

Ti-6Al-4V 合金 (本研究では合金 C) は非常に優れた超塑性を示す Ti 基合金である。Ti-5.3Al-5V の成分からなる合金 B は 6Al-4V 合金より β 相の体積率は多く、かなり高い超塑性伸びを示した。さらに、ポイド生成はよりおこりにくく、かつより低い流動応力が得られている。これらの点は超塑性加工にとって 6Al-4V 合金より有利であるといえる。

5. 結 論

900°C の Ti-Al-V 系状態図において、Ti-6Al-4V 合金のタイライン上にあり、 α 相の体積率を 17~87% に変えた 5 種の Ti-Al-V 系合金について、試験温度 900°C で初期歪み速度 $6.67 \times 10^{-5} \sim 2.50 \times 10^{-2}/s$ で超塑性挙動を調べ、次の結果が得られた。

- (1) 試験前の各合金の平均粒寸法は α 及び β 相の量比に依存し、量比が 1 付近で最小となった。
- (2) α 相の体積率が広く分布しているにもかかわらず、すべての合金においてある初期歪み速度下で超塑性がみられた。
- (3) 超塑性伸びは、 α 及び β 相の体積比が 1 付近で最大となり、1 より最も離れたときに最小となった。
- (4) 歪み速度 $6.67 \times 10^{-4}/s$ では、破断後の各合金の平均粒寸法は初期平均粒寸法に依存せず一定値を示

し、その値は約 $8 \mu m$ であった。

(5) 上記の歪み速度にて、歪み誘起粒成長速度は初期平均粒寸法が小さくなるに従って大きくなった。

(6) 各相の量比が 1 付近の二相合金が大きな超塑性伸びを示すことがみられるが、その理由として一般にこの量比での遅い粒成長を挙げていることが多い。しかし、前記 (1)~(5) の結果より、その理由は 1 付近の量比で初期平均粒寸法が最小になり、超塑性変形中に初期の微細な平均粒寸法をもつ状態から破断の臨界平均粒寸法までに至る時間が最も長いことが大きく寄与しているためであると思われる。

(7) 前記の歪み速度で合金の各相のアスペクト比は変形により、単純焼鈍より早く収束する傾向を示し、それらの値は 1.2~1.5 であった。

(8) m 値は二相の量比が 1 付近で最大値 0.6 をとり、量比が 1 より遠ざかるに従って減少した。

(9) ポイドの生成は α 相の体積率が増えるほど容易になった。これは β 相と比べてより高い流動応力のためと考えられる。

(10) 本研究で設計された Ti-5.3Al-5V 合金は優れた超塑性伸びを示した。6Al-4V 合金と比べて、ポイドはより発生しにくく、流動応力はより低かった。よって、本合金は超塑性加工用合金として、6Al-4V 合金の代替ができる。

筆者らは、本研究について有益なご検討を賜りました本研究所の古林英一博士及び笹野久興博士に深謝します。

また、ガラス工作でお世話になった星 勉技官、門井稔技官にも感謝します。

本研究は、通商産業省工業技術院の次世代産業基盤技術研究開発制度に基づき、「高性能結晶制御合金の研究開発」の一環として行われたものである。

文 献

- 1) 宮川松男編: 超塑性と金属加工技術 (1980), p. 53 [日刊工業新聞社]
- 2) E. PATON and C. H. HAMILTON: Metall. Trans., 10 A (1979), p. 24
- 3) S. SAGAT, P. BLENKINSOP and D. M. R. TAPLIN: J. Inst. Met., 100 (1972), p. 268
- 4) G. HERRIOT, B. BAUDELET and J. J. JONAS: Acta. Metall., 24 (1976), p. 687
- 5) M. SUERY and B. BAUDELET: Phil. Mag., 41 (1980), p. 41
- 6) 笹野久興, 小森進一, 木村啓造: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 199
- 7) A. ARIELI and A. ROSEN: Scripta. Metall., 10 (1976), p. 471
- 8) M. SUERY and B. BAUDELET: J. Mat. Sci., 8 (1973), p. 363

- 9) O. D. SHERBY, R. D. CALIGURI, E. S. KAYALI and R. A. WHITE: Proc. 25th Sagamore Army Mat. Res. Conf. (1978), p. 1 [Plenum Press, N. Y.]
- 10) W. A. BACKOFEN, I. R. TURNER and D. H. AVERY: Trans. ASM, 57 (1964), p. 980
- 11) D. H. AVERY and W. A. BACKOFEN: Trans. ASM, 58 (1965), p. 551
- 12) P. GRIFFITH and C. HAMMOND: Acta. Metall., 20 (1972), p. 935
- 13) 森口康夫, 長谷川 淳, 伊藤喜昌: 神戸製鋼技報, 32 (1977), p. 40
- 14) N. FURUSHIRO, H. ISHIBASHI, S. SHIMOYAMA and S. HORI: Proc. 4th Int. Conf. on Titanium (1980), p. 993 [Metall. Soc. AIME, N. Y.]
- 15) C. H. HAMILTON and A. K. GHOSH: 同上, p. 1001
- 16) A. ARIELI, B. J. MACLEAN and A. K. MUKHERJEE: 同上, p. 1047
- 17) A. ARIELI and A. K. MUKHERJEE: Metall. Trans., 13A (1982), p. 717
- 18) D. S. WILKINSON and C. H. CACERES: Acta. Metall., 32 (1984), p. 1355
- 19) 西沢泰二: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1984
- 20) M. A. CLARK and T. H. ALDEN: Acta. Metall., 21 (1973), p. 1195
- 21) F. GALOFALO: Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals (1965), p. 243 [Macmillan]