

金属材料技術研究所    〇呂 芳一    小野寺 秀博    大野 勝美  
 山縣 敏博    富塚 功    山崎 道夫

**1. 緒言** 900°CのTi-Al-V系合金の状態図において、 $\alpha$ 及び $\beta$ 相の組成がTi-6Al-4V合金と同一で、両者のタイライン上で量比を変えたTi-Al-V系合金について、その超塑性特性に及ぼす $\alpha$ 及び $\beta$ 相の量比の影響を調べた。この研究は、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。

**2. 方法** 上記の方針により、 $\alpha$ 相の体積率を17~87%の範囲で五種変えた合金(Alloy A~E、Cが6Al-4V合金)を設計し、Arガス雰囲気中で110 $\phi$ ×200L(mm)のダブルメルト材を溶解した。それらを950°Cで $\phi$ 30の丸棒に鍛造した後、900°Cで $\phi$ 10の丸棒に圧延した。これらを直径5 $\phi$ 、平行部8mmの試験片に加工し、900°C1h保持後、水焼入れを行って、900°C、Arガス雰囲気中で、0.04~15 $\mu$ mの範囲の六種のクロスヘッド速度一定にて引張試験を行った。

**3. 結果** 熱処理後の合金の平均粒寸法 $d_{av}$ は、 $\alpha$ 及び $\beta$ 相の量比に依存し、両相の比が1に近い場合が最小値(Alloy B及びCで、それぞれ4.7及び4.9 $\mu$ m)をとり、1より遠ざかるに従って大きくなった。

$\alpha$ 相の量比を広く変えたにもかかわらず、いずれの合金もある歪速度域で超塑性を示した。(Fig.1参照)900°Cでの各合金の平均粒寸法の間隔及び歪速度( $6.67 \times 10^{-4}$ /s)に対する変化をFig.2に示す。Fig.2より、単純焼鈍では $\alpha$ 相の量比に依存せず、各合金ともほぼ同じ速度で粒成長していった。しかし、歪速度 $6.67 \times 10^{-4}$ /sでの破断後の平均粒寸法は、 $\alpha$ 相の量比、あるいは破断歪にかかわらず、各合金は一定値を示し、その値は約8 $\mu$ mであった。すなわち、平均粒寸法が8 $\mu$ mに達すると、超塑性が失われ破断すると理解される。また、変形時の各合金の粒成長速度は、初期平均粒寸法が小さい程、むしろ大きい値を示した。同じ引張条件下で、公称歪100%と破断後の試験片について、長手方向の断面を切出し、ポイドの発生状況を調べたところ、Photo 1に示すように、各合金で大きな差異が認められた。公称歪100%では、Alloy Eのみにポイドの発生が認められた。破断後の場合、Alloy Aでは破断部近傍でもポイドの数が少なかったが、Alloy BからEに拘るに従って、ポイドの数量及び最大寸法が、 $\alpha$ 相の量比が増すとともに大きくなっていった。

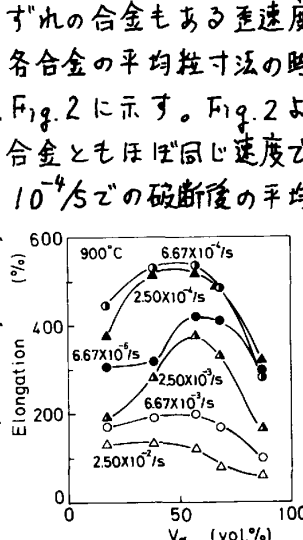


Fig. 1 Relation between fracture elongation and volume fraction of  $\alpha$  phase in alloys.

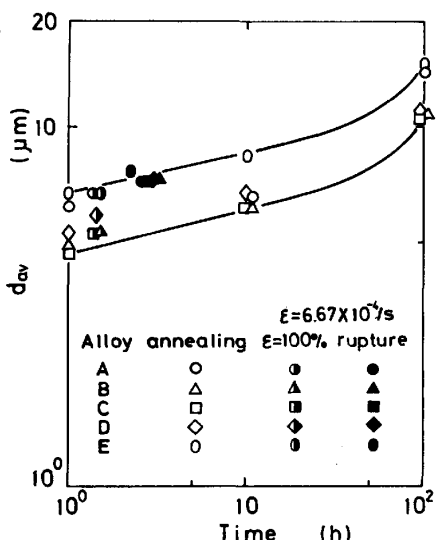


Fig. 2 Time dependence on average grain sizes of alloys deformed at a strain rate of  $6.67 \times 10^{-4}$ /s and annealed at 900°C.

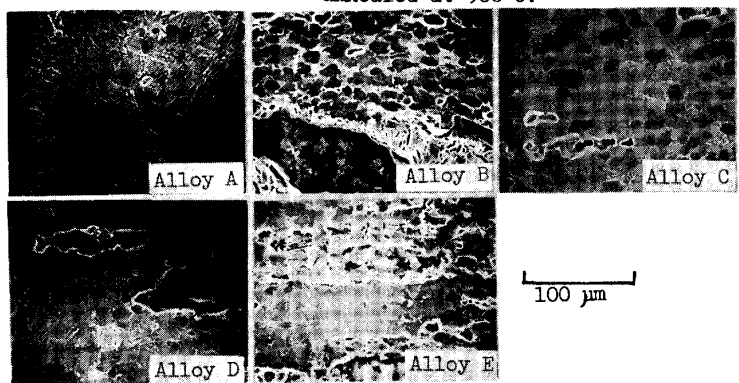


Photo 1 Fractography of longitudinal cross section near the fracture edge of alloys ruptured at a strain rate of  $6.67 \times 10^{-4}$ /s and at 900°C.