

Ti-6Al-4V 合金の熱間加工性

論文

鈴木 洋夫*・芦浦 武夫*²・青柳幸四郎*³藤井 秀樹*⁴・田辺 孝治*⁵

Hot Workability of Ti-6Al-4V Alloys

Hirowo G. SUZUKI, Takeo ASHIURA, Koshiro AOYAGI,

Hideki FUJII and Kohji TANABE

Synopsis :

Hot workability of Ti-6Al-4V alloys was examined by a hot stage tensile test and hot rolling using a bench scale bar mill. As-cast as well as $(\alpha+\beta)$ rolled materials were used. Embrittlement occurs between 700 and 950°C in the coarse grain specimens possibly due to the existence of low stress level of β phase along prior β grain boundary. Lateral spread coefficient of this alloy during a pass rolling is larger than Si-Mn steel and shows unique temperature dependence.

1. 緒 言

チタン合金のなかでも Ti-6Al-4V 合金 (以下 6-4 合金と略す) は材質的にみて強度, 延性ともバランスがとれており, かつ鍛造や熱延が容易で熱処理性および溶接性にも優れているために一番多用されている材料であるが, $(\alpha+\beta)$ の 2 相組織を有し, 熱間加工の微妙な違いによつて微視組織, および材質特性が変わるために量産しにくく生産性を阻害している。また製造条件の具体的報告例はほとんどなく, 熱間加工性についても木村らの報告¹⁾があるのみで, 熱履歴依存性, 歪み速度依存性に関する報告はみあたらない。本報告では製造容易性を検討する一助としてグリーンブル試験による熱間加工性の検討および実験室圧延機による棒圧延の検討を行った結果を述べる。

6-4 合金においては熱間加工条件いかんによつては脆性が生ずることが知られている^{2)~4)}。すなわち, 初期 β 粒度の粗い材料を低温域で加工した場合に β 脆化と称して旧 β 粒界に沿つて破壊が生ずることが報告されているが, その脆化機構は必ずしも明らかになつていない。最近の報告で, BOWDEN ら⁵⁾は Ti-6Al-2Nb-1Ta-0.8Mo の $(\alpha+\beta)$ 2 相合金を用いて熱間脆性機構を論じており, それによると旧 β 粒界に沿つて生成する板

状の α 相とパーガースの方位関係を満たすどちらかの粒内でのすべり変形により, この α 相と方位関係を満たさない他の一方の α/β 界面に歪みが集中してポイドが形成されここで粒界破壊が生ずる機構を提案している。6-4 合金ではこのような扱いをした報告はなく, また $\beta \rightarrow \alpha$ 変態機構とも関係して不明な点が多い。一方 600~900°C の温度域における熱間脆性の存在は多くの金属材料で見出されている^{6)~8)}が, 相変態, 粒界析出および粒界すべりなど種々の要因が関与している。著者らの一人⁹⁾は鉄鋼材料においては 600~900°C の温度域において歪み速度が遅いほど ($\dot{\epsilon} \sim 10^{-3}/s$) 延性が低下し, その原因として Fe-C 系では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に伴つて旧 γ 粒界に沿つて生成するフィルム状の初析フェライトへの歪みの集中に基づく界面割れであること, γ -相材においては粒内変形のしにくい低温域で粒界すべりによる粒界脆化が生ずることなどを報告している。圧延によつて棒材を製造するためには, 熱間加工性の他に孔型圧延による幅広がり特性を明らかにしておくことが重要である。しかし, 熱間圧延時の幅広がりに関する理論はなく, 圧延実験によつて幅広がり特性を把握するのが現状である。ARNOLD ら¹⁰⁾はチタン合金と鋼を対比しながら, 孔型圧延時の幅広がり特性を論じている。それによると, 幅広がり係数は孔型形状によつて異なり, 6-4 合金

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 6 月 27 日受付 (Received June 27, 1985)

* 新日本製鉄(株)素材第二研究センター 工博 (Materials Research Lab.-II, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

*² 新日本製鉄(株)室蘭技術研究部 (Muroran R & D Lab., Nippon Steel Corp.)*³ 新日本製鉄(株)塑性加工研究センター (Material Forming Process Lab., Nippon Steel Corp.)*⁴ 新日本製鉄(株)素材第二研究センター (Materials Research Lab.-II, Nippon Steel Corp.)*⁵ 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所 (Muroran Works, Nippon Steel Corp.)

は鋼よりも幅広がり係数が大きいとしている。しかし、ARNOLD らの実験では圧延温度域を 700~900°C と 6-4 合金の ($\alpha+\beta$) 領域に限られており、 β 域までも含めた全体像がつかみ難い。本報告では圧延温度域を β 域まで含めるため、750~1050°C の範囲で鋼と対比しつつ検討する。

2. 実験方法

供試材は VAR で溶製した 700 mm ϕ の丸鋳塊、およびそれを β 域での鍛造に引き続いて ($\alpha+\beta$) 域で圧延した 20~40 mm ϕ の丸棒である。主なる化学成分は Table 1 に示す。熱間加工性の評価には 10 mm ϕ \times 120 mmL の試片を切り出し、グリーン試験機を用いて行った。代表的な熱履歴は Fig. 1 に示す。引張試験温度に 60s で昇温し、その温度で引張り(再熱引張り)、およびいつたん 1100°C で溶体化し、冷却過程で引張り(溶体化引張り)を行った。歪み速度は $5 \times 10^{-3} \sim 5/s$ を用いた。熱間強度は最大引張強さ (σ_{max}) で、また延性は断面収縮率 (RA) でおのおの評価した。また各温度における組織を調べる目的で引張試験と同じ熱履歴を与えて各温度から水焼入れを行った。組織観察は (6 ml HNO₃+3 ml HF+100 ml H₂O) 腐食液で 5~10s 腐食して行った。また破面観察には走査型電顕を、 α 、 β 各相の Al, V 濃度測定には EPMA をおのおの用いた。

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

Heat No.	Ti	Al	V	Fe	C	N	O	H
A1	Bal.	6.26	4.02	0.16	0.006	0.006	0.18	0.0013
A2		6.28	4.08	0.15	0.005	0.012	0.16	0.002
	C	Si	Mn	P	S	Al		
Steel	0.19	0.19	0.64	0.014	0.005	0.009		

Table 2. Experimental condition for the hot rolling with bar mill.

Roll dia	270 mm
Roll barrel	200 mm
Rolling speed	0.25 m/s
Heating temperature	650~1050°C

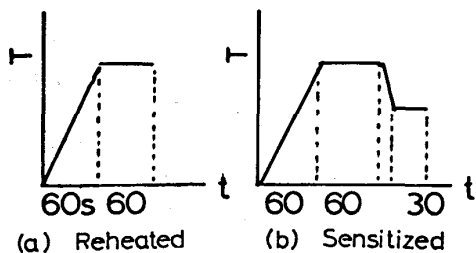
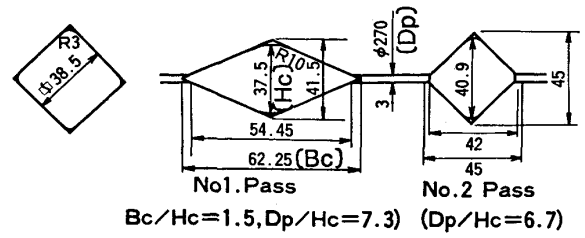
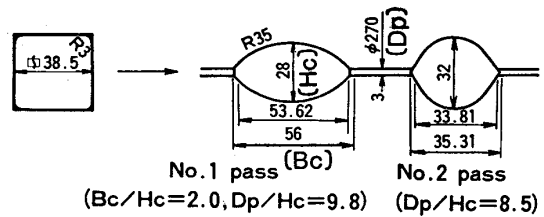


Fig. 1. Thermal histories of the hot stage tensile test.



(a) Diamond~Square



(b) Oval~Round

Fig. 2. Passes used in this experiment

Table 2 には棒圧延実験における熱延条件を示した。孔型系列は Square-Diamond-Square 系列と Square-Oval-Round 系列の 2 系列について実験した。孔型寸法を Fig. 2 に示す。圧延は加熱炉抽出後、直ちに材料を最初の孔型 (No. 1 pass) に通し、出口側で受け、そのまま第 2 の孔型 (No. 2 pass) に通し、圧延途中でかみ止めしたまま圧延を中断して、材料を抜き取り、圧延材の形状測定および材質試験を行った。

幅広がり係数は、圧延前の材料幅 (b_0) と圧延後の材料幅 (b) の比 (b/b_0)、先進率はロールカリバー底にマーキングを施し、マーキング間隔 (l_0) と圧延材に転写されたマーキング間隔 (l) の比 (l/l_0) を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 代表的な材料間における熱間強度の比較

Fig. 3 は 6-4 合金 ($\alpha+\beta$ 圧延材) および工業用純チタン 3 種材 (以下 CP-3 材と略す) の熱間強度を代表的な鉄鋼材料のそれと比較するために示した図である。いずれの材料においても 1200°C 以上の値はその温度に加熱して引張つたもの、1200°C 以下の値はいつたん 1200°C に加熱した後、20°C/s で冷却し、試験温度に 30s 保持した後に引張つた際の値 ($\dot{\epsilon}=5/s$) である。6-4 合金 (β Transus は約 980°C) の熱間強度は 900°C を含むそれ以上の温度では SS 41 鋼のそれよりも低い値を示すが、900°C 未満の温度においては強度が温度の低下とともに急激に上昇し、800°C では SUS 310S 鋼 (ステンレス鋼の中でも変形抵抗値の大きい鋼) の約 2 倍の高い値を示す。したがって、6-4 合金は 900

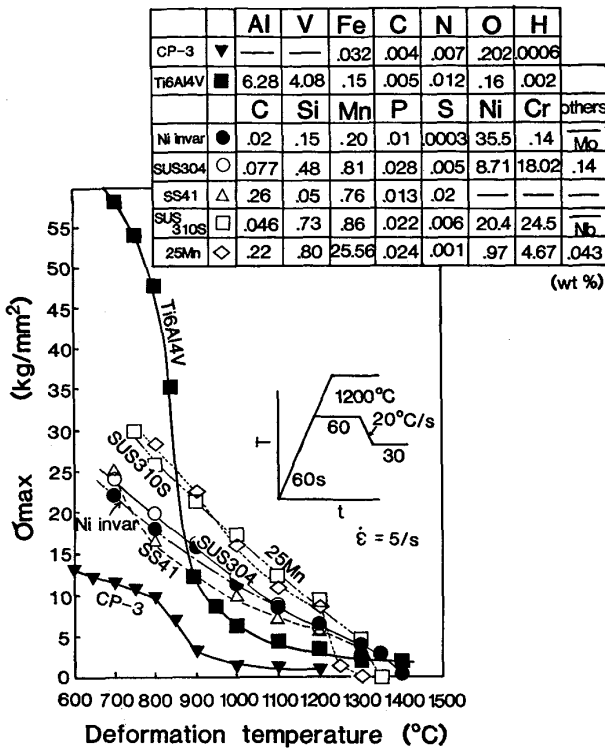


Fig. 3. Tensile strength of various alloys.

°C 以下の温度での圧延が非常に困難なことを窺わせている。ちなみに、CP-3 種材の引張強さはいずれの温度においても他の材料より低い値を示しているが、この材料は熱間圧延を 600~800°C 間で行っており、この温度域の引張強さは SS 41 鋼の 900~1100°C 温度域 (この材料の熱延温度) のそれに近い値である。

3.2 熱間強度・延性の熱履歴依存性

熱間加工性を検討する目的で、初期結晶粒度の粗い铸造まま材 (旧 β 粒径 ≈ 10 μm, α+β の粗大な層状組織, Photo. 1a), および等軸細粒の (α+β) 圧延材 (α 粒径 ≤ 10 μm, Photo. 1b) を用いて種々の熱履歴を与えて熱間の強度・延性を調べた。Fig. 4 は铸造まま材の再熱引張り (○印), 1100°C 溶体化引張り (●印) およびそれと同一熱履歴で歪み速度が 5 × 10⁻³/s と遅い例を示した。再熱材においては試験を行った 600~930°C の広い温度域にわたって低い延性を示す。1000°C にお

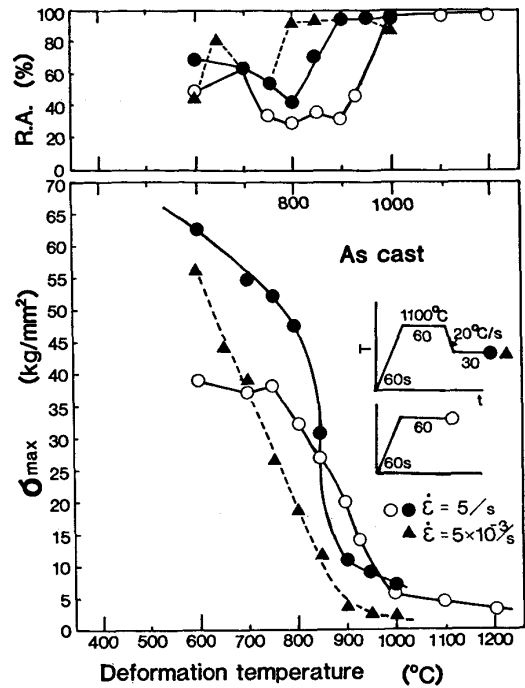


Fig. 4. Effect of thermal history and strain rate on R.A. and σ_{max} in as cast 6-4 (A2).

いては RA は 98% と良好な値を示すとともに強度も低くなり β 相 (bcc) 域内での変形の特徴を示すようになる。一方、いつたん 1100°C に加熱した後の冷却過程 (冷却速度は 20°C/s と比較的急冷) においては 900°C では RA が 95% 以上の良い値を示すとともに応力も再熱材に比べて低い。しかしながら、900°C 以下になると延性は 800°C で最小値を示し、より低温側で漸次回復する。一方、応力は急激に立ち上がり高い値を示す。さらにまた、同一熱履歴のもとに歪み速度 5 × 10⁻³/s で引張った際には延性は 800°C まで良好な値を示し、RA の最小値を示す温度は高歪み速度のそれより低温側にずれる。

Fig. 5 は (α+β) 圧延した細粒材における結果を示す。粗粒材の場合と異なり、再熱材でも全試験温度において RA は 60% 以上の良好な値を示し、熱間脆性は認められない。しかしながら、1100°C に加熱 (β 粒径

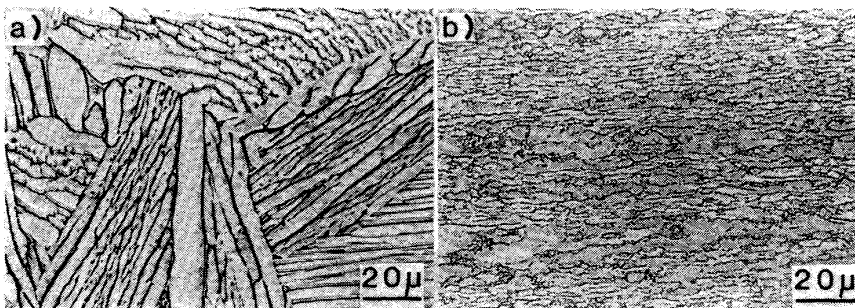


Photo. 1. Microstructures of a) as cast and b) (α+β) rolled Ti-6Al-4V.

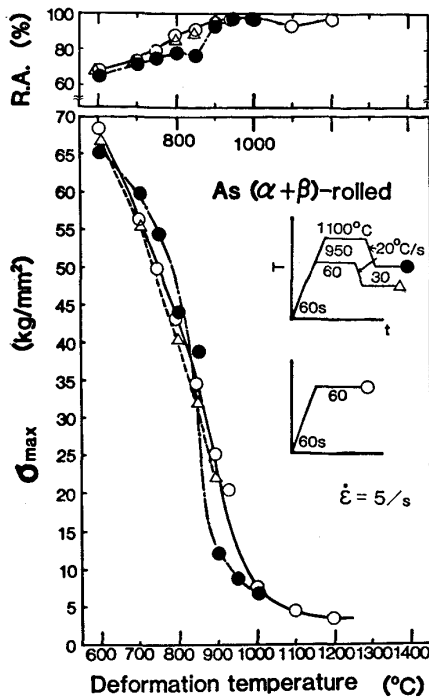


Fig. 5. Effect of thermal history on R.A. and σ_{max} in $(\alpha + \beta)$ rolled 6-4 (A1).

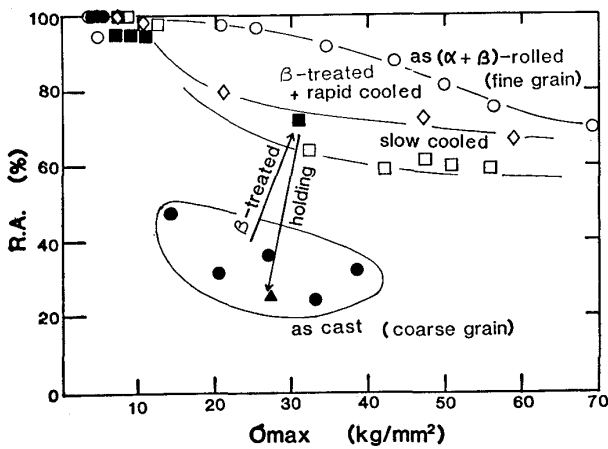


Fig. 6. Relation between strength and ductility for specimens subjected to various thermal histories.

は約 200 μm 直径まで成長する) した後の冷却過程 (冷却速度は 20°C/s) で引張った試料においては 850°C にわずかではあるが延性の落ち込みが認められる。粗粒の铸造まま材, および細粒の $(\alpha + \beta)$ 圧延材を用いて β 域に加熱後の冷却速度や引張り前の保持時間などを変えて強度・延性挙動を調べた結果を強度と延性との関係で図示したのが Fig. 6 である。初期細粒材においては β 域加熱することにより延性が低下するが, 冷却速度を遅くするとより明瞭な脆化が生ずる (強度・延性曲線がより下方に位置する)。他方, 初期粗粒材の延性は同一強度の細粒材に比べてより低い値を示す。しかしながら, この粗粒材をいつた β 域に加熱することにより延性が回復する場合もある (Fig. 6 中の \blacksquare 印, これは Fig. 4 の 850°C の \bullet 印の値と同一)。また, β 域に加熱後, 冷却過程で引張り前に 800°C に 20 min 保持することにより再び脆化する (Fig. 6 中の \blacktriangle 印), これらの結果は熱間延性が初期結晶粒度に加えて $\beta \rightarrow \alpha$ 変態挙動に密接に関係していることを示唆するものである。

3.3 微視組織と破壊様式

前節で述べた熱履歴の違いによる強度・延性変化を考察するために微細組織と破面観察を行った。始めに破壊様式について述べる。Photo. 2 は铸造ままの粗粒材の再熱引張試料における破面近傍の横断面組織の代表例を示す。600~700°C 引張りでは粒内破断を示し (Photo. 2a), 750°C では粒内と粒界に沿う破壊の混合組織 (Photo. 2b), 800~930°C では粒界に沿って破断している (Photo. 2c)。また, 1000°C 以上になると再び粒内破断に移行している。800~930°C 間における粒界破壊様式をより詳細に観察すると従来から報告されているような旧 β 粒界に沿って析出している板状の α 粒内ないしはこの α 粒界面の破壊²⁾ というよりは, むしろ, この α 粒に隣接して生成している β 相内でのボイドの核生成・成長による破壊と考えられる例が多く観察された。Photo. 3 はその一例で, α 相に隣接してフィルム状の β 相が存在し, その β 相内あるいはこの β 相と α 相

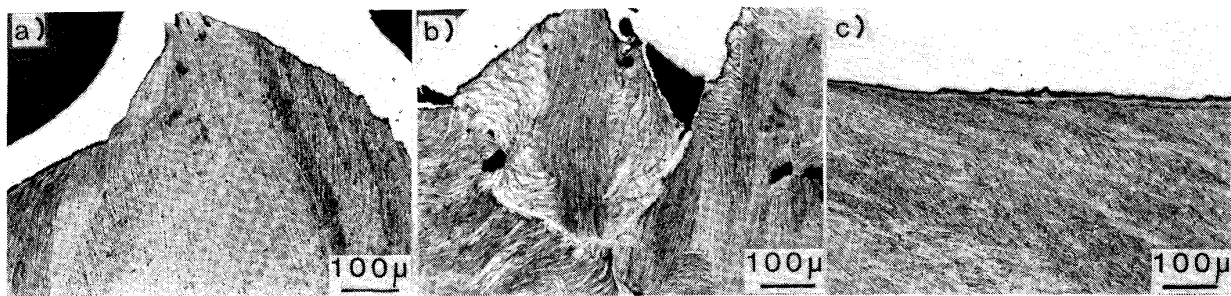


Photo. 2. Photomicrographs showing transverse section of fractured surface of as cast 6-4. Fractured at a) 600°C, b) 750°C, and c) 930°C.

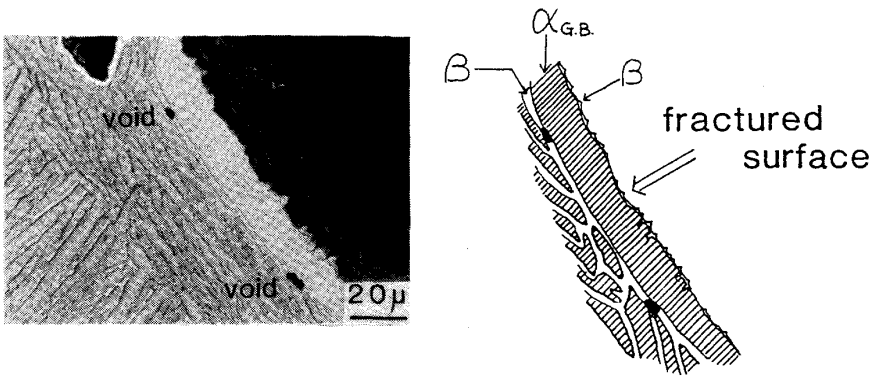


Photo. 3. Transverse section of intergranular fracture surface (broken at 930°C). Fracture occurs at the interface of grain boundary platelike alpha and soft beta phase.

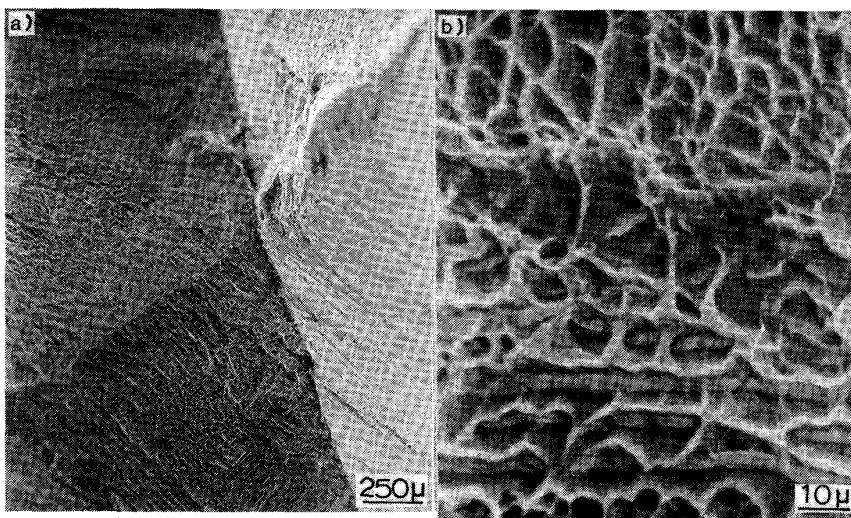


Photo. 4. Fractographs showing intergranular fracture surface consisting of void coalescence (a). Al rich α -phase exists at the bottom of each dimple which is β -phase (b). Fractured at 930°C and $\dot{\epsilon}=5/s$.

の界面でボイドが生成-合体し最終破断に至っている。走査電顕で破面を観察した一例を Photo. 4 に示す。低倍率では旧 β 粒を単位とする粒界破壊になっているが、高倍率で観察すると、それらを構成している個々のディンプル内には球状あるいは棒状の析出物が存在している。初期細粒材や粗粒材でも β 処理して延性が向上した試料 (Fig. 4) では粒内破断を示すが、 β 処理しても冷却途中で保定して延性が低下した試料の破面は Photo. 4 と類似の粒界破壊を示す。粒界破壊により延性が低下する脆化原因としては α 相と β 相の強度の差および粒界への応力集中の大きさが挙げられる。Fig. 7 は本実験から推定した粒界 α 相ないしは粒内の層状 α 相と粒界 α 相に隣接して存在する β 相の強度の温度依存性と破壊様式を示す。700°C までの低温域では β 相に比べて粒界 α 相ないしは粒内の層状組織の強度が低いために Photo. 2a に示したような粒内での均一変形による破断が生ずる。しかしながら、750°C を境にしてそれ以上の温度では加熱により α から β への逆変態が進行して粒界 α 相に隣接する領域に β 相が生成する (Photo. 3)。

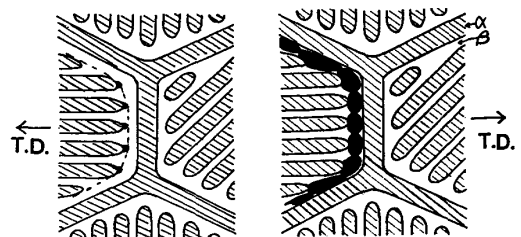
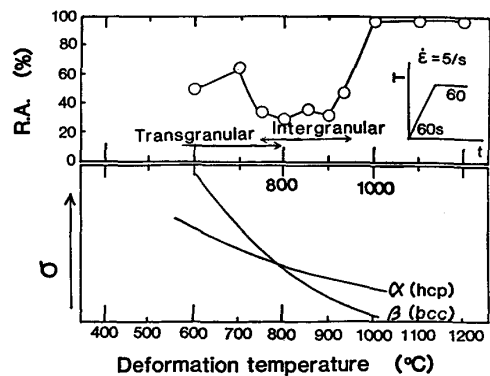


Fig. 7. Temperature dependence of yield stress of α - and β -phase and schematic representation of the embrittlement in the region below β -transus.

この β 相は α 相に比べて強度が低いために外力はこの拘束された β 相域に集中し、ポイドが生成する。さらに 950 から 1000°C になると α から β への変態が十分に進行するためにこの強度の低い β 相域が拡大し、変形の局在化が生じにくくなる。その結果、粒界に沿う破壊は生じにくくなり延性は向上する。さらにまた、細粒材でも β 処理後の冷却速度を遅くしたり (Fig. 6 中の □ 印)、粗粒材を β 処理後に 850°C に保定することにより β 粒界に沿って α 相を析出させた場合 (Fig. 5 中の ▲ 印) には同様の機構で脆化が生ずると考えられる。第 2 の原因は粒界への応力集中の大きさであり、その大きさは $\epsilon_l = D\epsilon_T/d$ で与えられる。ここに D は旧 β 粒径、 d は粒界 α に隣接して存在する軟らかい β 相の厚み、また ϵ_T は全歪み量である。従つて、旧 β 粒径が大きい、 β 相の厚みが薄い場合に局所歪みは大きくなる。 α 粒径 $\approx 10 \mu\text{m}$ の細粒材 (Fig. 5) や紙面の都合で割愛したが、 β 域鍛造により旧 β 粒径を 300~400 μm までに細粒化した試料においては再熱引張りでも脆化が生じにくくなっているのはこのためと考えられる。

3.4 孔型圧延による圧延特性と材料特性

3.4.1 Square-Diamond-Square 系列における圧延特性

Fig. 8 に Square→Diamond 圧延における幅広がり

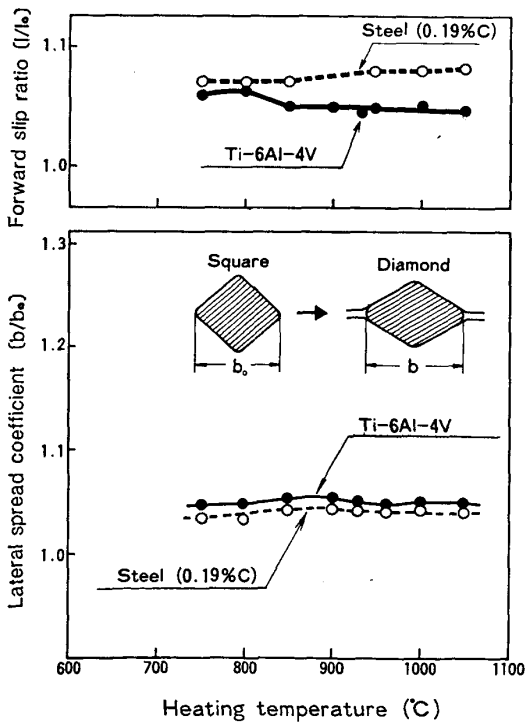


Fig. 8. Temperature dependence of lateral spread coefficient $[b/b_0]$ and forward slip ratio $[l/l_0]$ in the square~diamond passes for 6-4 and Si-Mn steel.

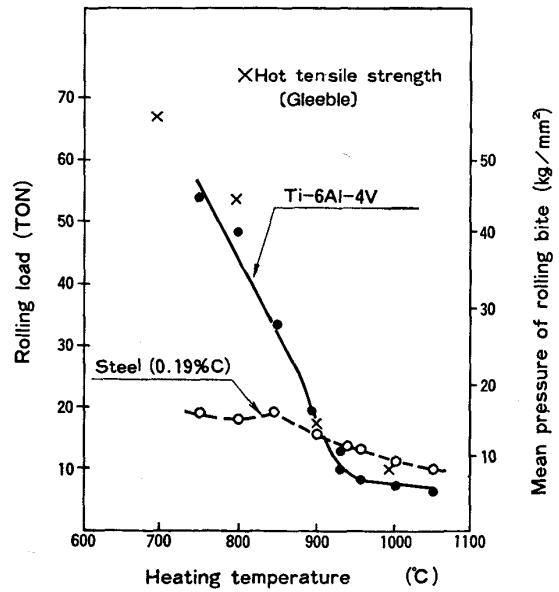


Fig. 9. Temperature dependence of rolling load in the square~diamond passes for 6-4 and Si-Mn steel.

係数と先進係数の抽出温度依存性を示した。図から 6-4 合金、鋼ともに 750~1050°C の抽出温度域では幅広がり係数は抽出温度に依存せず、一定で、6-4 合金の幅広がり係数が鋼よりもやや大きいことがわかる。また、先進率の抽出温度依存性は、幅広がり係数と同様に抽出温度 750~1050°C 間でほとんど変化していないが、6-4 合金と鋼の関係は幅広がり係数の場合と逆に、6-4 合金の先進率が鋼よりも小さくなっている。これは、圧延ロールと材料間の摩擦係数が、6-4 合金の場合の方が小さく、ロールバイト内の中立点が鋼圧延時よりも出側に移動するために先進率が小さくなり、その分、幅広がり係数が大きくなっているものと考えられる。しかし、この孔型圧延の場合には、6-4 合金と鋼の幅広がり係数の差は極めて小さく、圧延形状に関しては、6-4 合金の場合も鋼と同様に考えても良いと思われる。

一方、圧延荷重は、Fig. 9 に Square→Diamond 圧延の場合の圧延荷重測定結果を示したように、抽出温度 930°C 以上の温度域では、6-4 合金の方が鋼よりも小さいが、抽出温度 930°C 以下の温度域では、抽出温度の低下とともに、圧延荷重が急激に増大し、鋼より大きくなり、抽出温度 750°C では 6-4 合金の圧延荷重は鋼の 2.5 倍程度にまで達している。図中に Fig. 5 に示したグリーブル試験結果を用いて圧延荷重を計算した値を示してある。この結果から圧延荷重は、グリーブル試験結果から精度よく推定可能であることがわかる。紙面の都合から、Diamond→Square 圧延の結果は示していないが、この場合も、幅広がり係数、先進率、圧延荷重特性

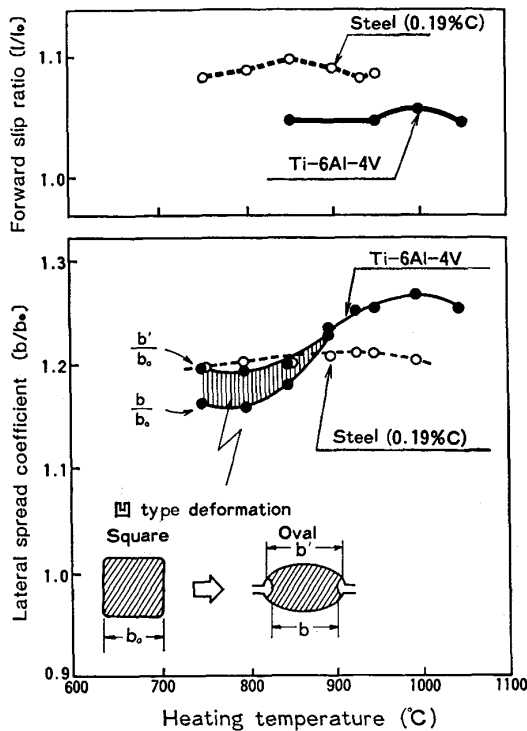


Fig. 10. Temperature dependence of lateral spread coefficient and forward slip ratio in the square~oval passes for 6-4 and Si-Mn steel.

の抽出温度依存性は、Square→Diamond 圧延の場合とほぼ同様であつた。

3.4.2 Square→Oval→Round 系列における圧延特性

Fig. 10 に Square→Oval 圧延における幅広がり係数と先進率の抽出温度依存性を示した。鋼の幅広がり係数は、抽出温度 750~1050°C の全試験温度域ではほぼ 1.2 と一定の値を推移しているが、6-4 合金では抽出温度によつてかなり異なつた挙動を示している。すなわち、Square→Diamond 圧延の場合および鋼と異なり、幅広がり係数は抽出温度依存性が大きく、抽出温度の上昇とともに増大している。抽出温度 900°C 以上の温度域では、6-4 合金の幅広がり係数は鋼よりも大きくなつていくが、850°C 以下の温度域では鋼よりも小さく、しかも Fig. 11 に示したように、同じ条件で圧延したにもかかわらず、圧延材の自由側面が、鋼ではやや凸型になつていくが、6-4 合金では凹型となつていく。Fig. 10 では、6-4 合金の幅広がり係数の抽出温度依存性が、抽出温度 850°C 以下の温度域で、2本の線に別れているが、図中に測定法を示してあるように、上の曲線が、自由側面の最も出ている部分、下の曲線が自由側面の最も凹んだ部分で測定した幅広がり係数である。Square→Oval 圧延時の先進率は、Fig. 10 に示したように、Square→Di-

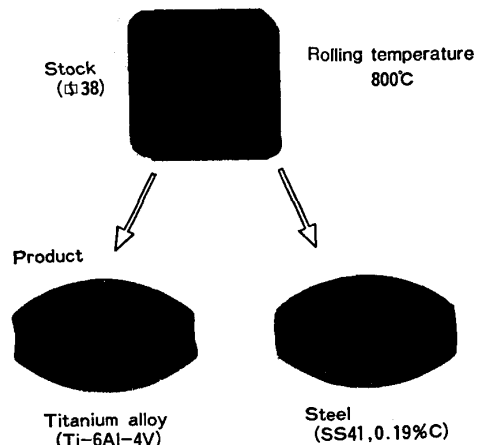


Fig. 11. The comparison of the shapes of roll-free side surface in the square~oval passes for 6-4 and Si-Mn steel. Rolled at 800°C.

	Square→diamond pass	Box→oval pass
	Reduction of area=16.7% Dp/Hc=3.0	Reduction of area=18.7% Dp/Hc=6.0
Before		
After		

Fig. 12. Material flow patterns of square~diamond and box~oval passes obtained by the rolling experiment with plasticine.

among 圧延の場合よりも 6-4 合金の方が鋼よりも小さく、抽出温度によらずほぼ一定値を推移している。従つて、6-4 合金の幅広がり率の特異な抽出温度依存性を先進率によつて説明することはできない。Fig. 12 に、Square→Diamond 圧延および Box-Oval 圧延時のカリバー内の材料の変形挙動を知るために、プラスチックによる圧延結果を示した。この結果から、Square→Diamond においては、材料の対角線の位置からカリバーの谷に接触し始め、材料がカリバー全体で包み込まれる様に圧延されるために、カリバー内での材料の変形がほぼ均一になされているが、材料の四隅から、カリバーの円弧面に接触し始める Box→Oval 圧延では、材料の四隅がまずカリバーに接触し、材料の自由側面での変形が始まるために、変形が自由側面に集中し、カリバー内で

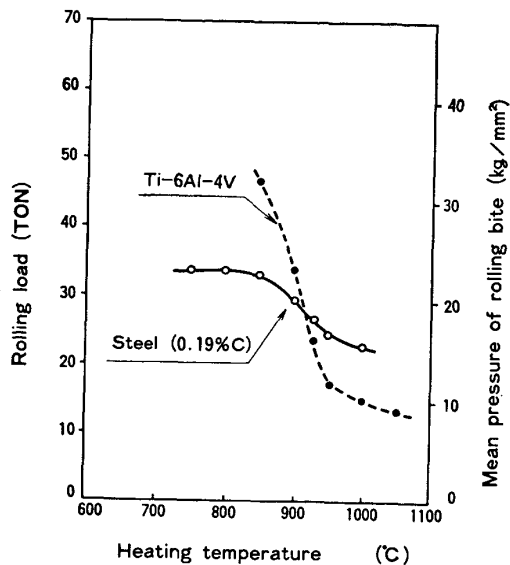


Fig. 13. Temperature dependence of rolling load in the square~oval passes for 6-4 and Si-Mn steel.

の材料の変形が不均一なつていことがわかる。従つて、Square→Diamond 圧延では圧延材料の変形特性の相違が現れ難いため、6-4 合金と鋼の幅広がり係数にはほとんど差がなく、先進率の影響のみが現れるものと考えられる。一方、Square→Oval 圧延では、自由側面での変形が極めて不安定であるために、材料の変形特性の影響を受けやすく、抽出温度 900°C 以下の温度域で 6-4 合金の変形抵抗が温度の低下とともに急激に上昇していることが材料変形に影響しているものと思われる。しかし、この点に関しては、更に詳細な検討が必要である。

Fig. 13 に Square→Oval 圧延時の圧延荷重の測定結果を示したが、特異な挙動は認められず、Square→Diamond 圧延の場合と同様に、グリーブル試験結果から推定し得るものであつた。

4. ま と め

VAR 溶解した Ti-6Al-4V 合金の鋳塊とそれを ($\alpha + \beta$) 域で圧延した材料を用い、高温引張試験と実験室

の棒圧延機を用いて熱間域の強度、延性、幅広がり係数および先進率などの圧延特性を検討した。1) 铸造まま材においては 700~950°C の温度間で熱間脆性が生ずるが、前処理で粒度を微細化したり、 β 域加熱後急冷ないしは引張歪み速度を小さくすることにより脆化が軽減される。2) 孔型圧延時の圧延荷重は高温引張りデータから算出可能である。また圧延荷重は孔型形状に依存しない。3) 幅広がり係数は孔型形状に依存する。Square~Diamond 孔型では温度に依存せず一定値を示すが、Square~Oval 孔型では幅広がり係数が抽出温度の上昇とともに急激に増大し、850°C 以下では鋼より小さい値を示すが、900°C 以上では鋼のそれより大きくなる。この挙動は変形抵抗の大きさに依存していると考えられる。

終わりに、本稿の発表を許可していただいた当社チタン部長伊津羅賢三氏、素材第二センター所長中村泰博氏、および本研究に貴重な助言をいただいたチタン部長代理土屋桂博士の方々に深く感謝します。

文 献

- 1) 木村啓造: チタニウム・ジルコニウム, 29 (1981), p. 90
- 2) 日野谷重晴, 大森靖也: 日本金属学会講演概要 (1984-4月), p. 452
- 3) 西村 孝, 福田正人: 日本金属学会講演概要 (1984-10月), p. 735
- 4) 西垣 実, 金田次雄, 西村 孝, 福田正人, 森口康夫, 田部明芳, 松本年男: 公開特許公報(A), 昭60-86256
- 5) D. M. BOWDEN and E. A. STARKE, Jr: Metall. Trans., 15A (1984), p. 1687
- 6) F. N. RHINES and P. J. WRAY: Trans. ASM, 54 (1961), p. 117
- 7) 大森正信, 吉永芳豊, 間庭秀也: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 686
- 8) 堀内 良, 大塚正久: 鋼の熱間加工の金属学 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1982), p. 31
- 9) 鈴木洋夫, 西村 哲, 今村 淳, 中村 泰: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 140; Trans. ISIJ, 24 (1984), p. 169
- 10) R. R. ARNOLD and P. W. WHITTON: Met. Technol., 2 (1975), p. 143