

# 傾斜圧延法による Ti-6Al-4V 合金継目無管の製造条件検討

黒田 篤彦\*・山川 富夫\*<sup>2</sup>

Investigation on the Manufacturing Condition of Ti-6Al-4V Seamless Pipes by Inclined Rolling Process

Atsuhiko KURODA and Tomio YAMAKAWA

**Synopsis :** Manufacturing conditions for Ti-6Al-4V alloy seamless pipes by inclined rolling process were investigated on laboratory scale. Elevated temperature torsion tests and piercing tests were carried out on Ti-6Al-4V alloy ingot and forged materials after various conditions. A portion of the pierced shell were hot rolled and annealed to predict microstructure and tensile properties of products by the inclined rolling process. The results were as follows.

- (1) Grain size affects deformability at elevated temperatures. Material with finer grain size possesses higher deformability as well as wider temperature range of high deformability in  $\alpha+\beta$  temperature region.
- (2) The material forged in  $\beta$  region with coarse grain size possesses sufficient deformabilities for the piercing operation. There is no effect of the forging conditions on tensile properties after piercing operation.
- (3) The microstructure on the final products consists of fine acicular structure and their tensile properties satisfy the specification for Ti-6Al-4V seamless pipes.
- (4) Piercing temperature at 1373K and reheating temperature at 1223K are recommended for the inclined rolling process to avoid formation of grain boundary  $\alpha$  phase which deteriorates ductility of the products.

**Key words:** rolling; titanium base alloy; tubular products; plastic deformation; ductility.

## 1. 緒言

Ti-6Al-4V 合金は代表的な  $\alpha+\beta$  型のチタン合金であり、軽量、高強度の特性をもつため、主として航空機用材料として用いられている。近年、この Ti-6Al-4V 合金を海底油田のライザー管などの海洋開発分野で用いることが検討されており<sup>1)</sup>、今後さらに広範な用途に拡大できると期待される。

著者らは工業用純チタン継目無管の製造において、従来法である熱間押し出し法よりも生産性と歩留りに優れる傾斜圧延法の適用を検討している<sup>2)</sup>。傾斜圧延法では中実素材(ビレット)を穿孔圧延で中空素管(ホローシェル)とする。ホローシェルはマンドレルミルなどの延伸圧延機で圧延された後に再加熱を受け、仕上げ圧延機で最終寸法に仕上げられる。この傾斜圧延法で Ti-6Al-4V 合金継目無管の製造が可能となれば、製造コストなどの面でさらに広い用途からの要求に応えることが可能となる。

航空機向け Ti-6Al-4V 合金は主として鍛造材が用いられるため、本合金の鍛造条件と機械的性質の関係などは比較的良好に検討されている<sup>3)</sup>。これに対して本合金の継目無管は熱間押し出し法により製造されているが、その製造条件を検討した例は限られている<sup>4,5)</sup>。

傾斜圧延工程のうち穿孔圧延では圧延中の変形が激しいため、ビレットの熱間変形能が不足すると欠陥が発生する。例えばオーステナイト系ステンレス鋼の穿孔圧延では製管疵を防止するためには、変形能として 30 回以上の捻回値が必要とされている<sup>6)</sup>。したがって、一般的に難加工性材料に区分される Ti-6Al-4V 合金の継目無管製造に傾斜圧延法を適用する場合、Ti-6Al-4V 合金の熱間変形能、変形抵抗などを十分に把握しておくことが必要である。

Ti-6Al-4V 合金では熱加工履歴により組織形態が大きく変化するため、ビレットの変形能と変形抵抗もインゴットからの熱間加工履歴に影響を受けると考えられる。しかし、これまで Ti-6Al-4V 合金でビレットの熱間加工条件が熱間変形能および変形抵抗に与える影響を調査した例は見あたらない。したがって、傾斜圧延法による製造可否の見極め、およびビレットの製造条件確定において、インゴットからビレットまでの熱間加工条件が熱間変形能と変形抵抗に与える影響を把握することが必要である。

次に傾斜圧延工程後の組織と機械的性質を把握しておくことも重要である。本工程後の組織は穿孔圧延前の加熱温度と再加熱温度ならびに加工度に影響を受けるが、現状では仕上げ圧延後の組織形態と機械的性質の予測ができない。

平成 10 年 6 月 5 日受付 平成 11 年 2 月 1 日受理 (Received on June 5, 1998; Accepted on Feb. 1, 1999)

\* 住友金属工業(株) 総合技術研究所(直江津) (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 2-12-1 Minato-cho Jouetsu 942-8510)

\* 2 住友金属工業(株) 総合技術研究所(尼崎) (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

傾斜圧延工程では穿孔圧延が変形抵抗の関係から $\beta$ 温度域で行われる<sup>2)</sup>。従来、Ti-6Al-4V合金を $\beta$ 温度域で鍛造や板圧延すると針状組織となり、延性が低下する<sup>3)</sup>。このため鍛造では $\alpha+\beta$ 温度域で仕上げ鍛造を行い、等軸組織を得ることが必要とされている<sup>7)</sup>。また鍛造で針状組織を等軸組織に変化させるためには70%程度の加工度が必要とされている<sup>8)</sup>。

一方純チタンの傾斜圧延法による製管で、 $\beta$ 温度域へ再加熱して仕上げ圧延すると、管内表面の品質が劣化する<sup>9)</sup>。Ti-6Al-4V合金でも再加熱温度と仕上げ圧延は $\alpha+\beta$ 温度域で行うことが望ましい。しかし傾斜圧延法では仕上げ圧延の加工度が鍛造などに比べて小さく、50%程度しか与えられない。このため等軸組織を得るのに十分な加工度を $\alpha+\beta$ 温度域で与えることができない。また傾斜圧延法は鍛造法などに比べて歪み速度が1桁程度高く<sup>10)</sup>、かつ多段の加工が短時間に繰り返される。このため仕上げ圧延後は鍛造材などと比べて微細な針状組織が残存すると考えられる。これまでTi-6Al-4V合金の針状組織は一般に低延性と理解されているが、組織が微細な場合にどの程度の延性が発現するかについて明らかではない。

そこで以上の背景を元に、傾斜圧延法によるTi-6Al-4V合金継目無管の製造条件を検討することを目的として、熱間加工履歴が熱間変形能および変形抵抗に与える影響、さらに傾斜圧延工程を模擬した熱加工履歴を与えた場合の組織と引張特性について調査を行った。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材と鍛造条件

実験には消耗電極式真空アーク溶解炉で溶製したTi-6Al-4V合金インゴット(直径750mm)を用いた。化学成分をTable 1のAに示す。

このインゴットから195mm角の鍛造用素材を切出し、65mm角まで鍛造した。鍛造条件はTable 2に示す3条件である。条件1ではインゴットを $\beta$ 温度域で粗鍛造した後、 $\alpha+\beta$ 温度域で仕上げ鍛造した。条件2ではインゴットを $\beta$ 温度域で粗鍛造し、さらに仕上げ鍛造も $\beta$ 温度域で行った。また条件3ではインゴットから再加熱無しに仕上り寸法まで鍛造した。

変形能は上記3条件の鍛造材とインゴット材について調査した。Fig. 1にインゴット材と鍛造後のミクロ組織を示す。インゴット材と鍛造条件2および3の鍛造後の組織は針状組織であり、鍛造条件1の鍛造後の組織は伸張された等軸組織である。 $\beta$ 相の平均粒径はインゴット材で3.5 $\mu\text{m}$ 、鍛造条件2では17 $\mu\text{m}$ 、鍛造条件3では45 $\mu\text{m}$ であった。また等軸組織となった鍛造条件1の初析 $\alpha$ 相の粒径は6 $\mu\text{m}$ であった。

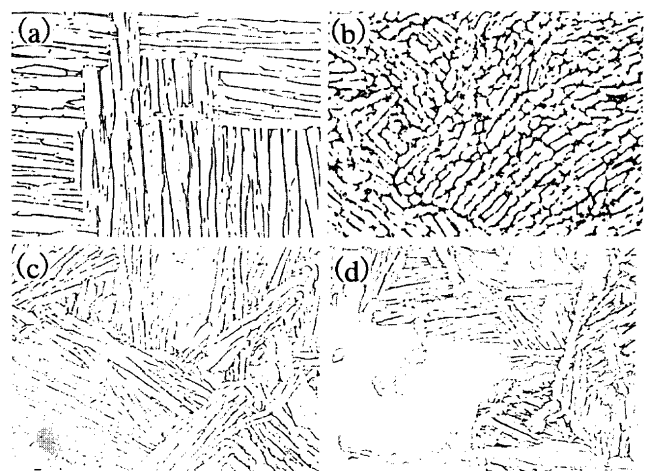
Table 1. Chemical composition of the materials tested (mass%).

	Al	V	Fe	O	H	N	Ti
A	6.33	4.15	0.19	0.177	0.002	0.007	Bal.
B	6.19	4.23	0.14	0.149	0.002	0.014	Bal.

Table 2. Forging conditions for the torsion test and the piercing test materials.

Forging condition		No. 1	No. 2	No. 3
Start Material		195 mm square ingot (cut from $\phi$ 750 VAR ingot)		
Rough Forge	Temp.	1373K heated		
	F.R.	2.6		
Final Forge	Temp.	1223K	1323K	None
	F.R.	3.4	3.4	

F.R.: Forging Ratio



(a) Ingot (Cut from 750mm VAR ingot)  
 (b) No.1: Rough forging at 1373K + finish forging at 1223K.  
 (c) No.2: Rough forging at 1373K + finish forging at 1323K.  
 (d) No.3: Forging at 1373K.

Fig. 1. Microstructure of ingot and forged materials.

### 2.2 熱間変形挙動の調査

Ti-6Al-4V合金の熱間変形能、変形抵抗に与える素材組織と試験温度の影響を調査した。熱間変形能の測定にはいくつかの方法が知られているが、穿孔圧延での割れ発生などに対応が可能な熱間でのねじり試験により変形能を評価した<sup>6)</sup>。試験片は平行部が直径8mmで長さ30mmとし、試験片の長手方向がインゴットまたは鍛造材の長手方向と平行になるように採取した。

ねじり試験は1073Kから1373K(一部1273Kまで)の温度範囲で大気中に加熱して行った。所定の加熱温度に900s均熱した後、歪速度4.2 $\text{s}^{-1}$ で、試験片が破断するまでねじり変形を加えた。ねじり変形開始の時点からトルクを計測し、最大トルクの値から変形抵抗を算出した。また試験片の破断によりトルク値が零を示す時点までのねじり回転数(捻回値)を算出し、熱間変形能を評価した。

### 2.3 モデル穿孔試験

鍛造条件の異なるTi-6Al-4V素材について、穿孔圧延の

可能性を調査した。試験では Table 2 に示す3条件の鍛造素材から直径60mm、長さ250mmの穿孔用素材を採取し、モデル穿孔圧延機により穿孔試験を行った。加熱温度は1373Kとし、電気炉にて大気中で加熱した。また穿孔圧延の穿孔比（穿孔後の中空素管（ホローシェル）長さ／穿孔前素材長さ）は2.3とした。穿孔前の加熱温度を1373Kとしたのは、この温度の熱間変形能が鍛造条件により大きく変化することが判明したためである。

穿孔圧延後のホローシェルは圧延方向と平行に縦割りとし、管内面での欠陥発生の有無を肉眼観察した。あわせてホローシェルから平行部幅6.25mm、厚み3mm、標点間距離25mmのASTMサブサイズ試験片を圧延方向と平行に採取し、穿孔圧延ままの状態室温引張特性を測定することで、ピレットの鍛造条件が製品の機械的性質に与える影響を調査した。

また穿孔圧延材と鍛造材での引張特性の差異を調査するために、鍛造材を比較調査した。鍛造用の素材化学成分をTable 1のBに示す。直径100mmの素材を穿孔圧延と同じ1373Kに加熱し、1123K終了の条件で50mm角まで（鍛造比3.1）鍛造した。鍛造後は長手方向の引張特性を調査した。

#### 2.4 圧延試験

傾斜圧延法によるTi-6Al-4V合金継目無管のマイクロ組織と材質を予測する目的で、圧延試験を行った。試験はTable 2、鍛造条件3で製造したピレットを1273~1473Kの温度範囲に加熱して穿孔圧延（穿孔比=2.3）した。穿孔圧延後のホローシェルから、幅15mm、肉厚8mmの素材を圧延長手方向に採取した。この素材を1123~1273Kの温度範囲に再加熱し、肉厚4mmまで50%圧延を加え、973Kで3.6ks焼鈍した。焼鈍後、平行部幅6.25mm、肉厚3mm、標点間距離=25mmのASTMサブサイズ引張試験片を採取し、室温の引張特性を調査した。また圧延縦断面のマイクロ組織を観察した。

### 3. 結果

#### 3.1 熱間変形能に与える素材組織の影響

Ti-6Al-4V合金の熱間変形能をねじり試験の捻回値で評価した結果をFig. 2に示す。Ti-6Al-4V合金の捻回値は1103K以下の低温側では低い値を示した。試験温度が上昇すると鍛造の条件によって定まる特定の温度以上で捻回値は急激に向上して最大値を示し、さらに試験温度が上昇すると低下する傾向を示した。また捻回値は $\beta_{\text{transus}}$ よりも低温側で最大値を示した。

素材の結晶粒径が細かい条件ほど捻回値向上の開始温度が低温側に移行し、変形能の良好な温度域が拡大した。また結晶粒径が細かい素材で捻回値の最大値は高い値を示した。

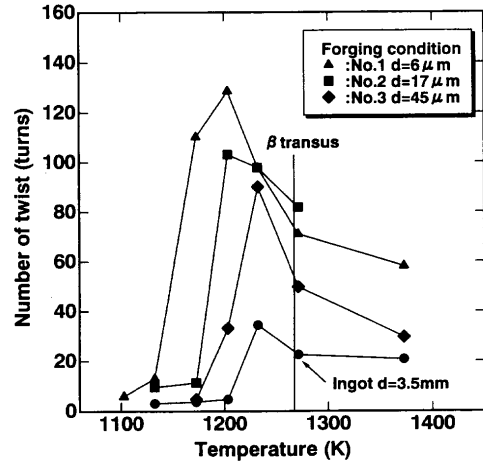


Fig. 2. Effect of the forging conditions on deformability at elevated temperatures of Ti-6Al-4V alloy.

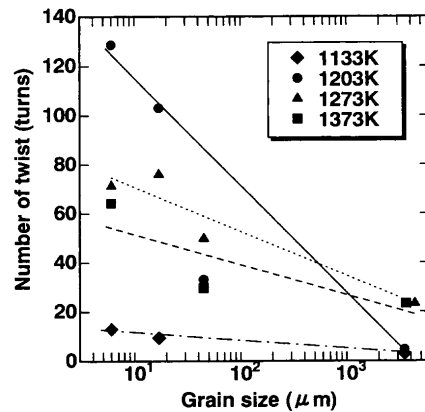


Fig. 3. Effect of initial grain size on deformability at elevated temperatures.

穿孔圧延時の加熱温度範囲である1273Kと1373Kの捻回値と素材の結晶粒径はそれぞれ(1)、(2)式の関係で整理された。これらの関係をFig. 3に示す。いずれの温度でも素材の結晶粒径が粗大化にしたがって熱間変形能が低下することを示している。

$$N_{1273} = 90 - 19.1 \text{Log}(d_0) \dots \dots \dots (1)$$

$$N_{1373} = 65 - 13.2 \text{Log}(d_0) \dots \dots \dots (2)$$

$N_{1273}$ : 1273K捻回値

$N_{1373}$ : 1373K捻回値

$d_0$ : 初期粒径( $\mu\text{m}$ )

傾斜圧延で内面欠陥防止に必要な捻回値は報告者により異なるが、オーステナイト系ステンレス鋼では30回以上であれば製管疵が少なくなることが報告されている<sup>6)</sup>。今回の調査結果ではインゴットを除いて穿孔圧延時の加熱温度範囲で30回以上の捻回値が得られた。この結果から今回調査した鍛造条件では問題なく穿孔圧延が可能であるといえる。

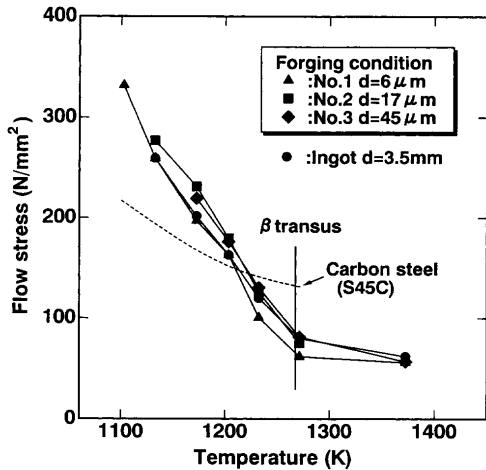


Fig. 4. Flow stress of Ti-6Al-4V alloy ingot and forged materials at elevated temperatures.

### 3・2 熱間変形抵抗に与える素材組織の影響

Fig. 4 に変形抵抗測定結果を示す。変形抵抗は  $\beta_{transus}$  以上の  $\beta$  温度域では試験温度によって大きな変化を示さなかった。一方、 $\beta_{transus}$  以下の2相温度域では試験温度の低下によって急激に増加した。またTi-6Al-4V合金は約1200K以上で炭素鋼(S45C)よりも低い変形抵抗を示した。

素材の組織形態はわずかに熱間変形抵抗に影響を与えた。すなわち伸張された等軸  $\alpha$  組織をもつ鍛造条件1の素材は、1373K以下の温度域で針状組織をもつ鍛造条件2, 3の素材よりもわずかに低い変形抵抗を示した。特に1223Kから1273Kの温度域では他の条件に比べて低い値を示した。

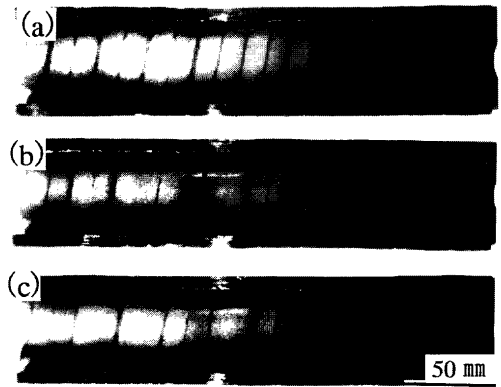
また、1203K以下の温度域ではインゴット材は他の針状組織をもつ素材(鍛造条件2, 3)に比べて変形抵抗が低い値を示した。これはインゴット材は捻回値が低いためにねじり試験において早期破断を起こした結果、変形抵抗が低い値を示したものと考えられる。

### 3・3 穿孔試験

Table 2 に示した3条件の鍛造条件により製造した素材は、いずれも問題無くモデル穿孔圧延機によって穿孔圧延が可能であった。

Fig. 5 に穿孔圧延後のホローシェルの内面を観察した結果を示す。内面には穿孔圧延時のプラグが押付けられてきた螺旋状のプラグマークが認められた。これ以外は内面はきわめて平滑で、割れなどの有害な欠陥は認められなかった。特に熱間変形能が比較的低い鍛造条件1と3のピレットからのホローシェルでも内面欠陥は認められなかった。

Table 3 に1373K加熱して穿孔圧延したホローシェルの室温引張特性を示す。引張特性はピレットの鍛造条件によらず、ほぼ一定の値を示した。Fig. 6 にはホローシェルの縦断面マイクロ組織観察結果を示す。 $\beta$  温度域に加熱された後に強加工を受けた結果、マイクロ組織は微細な針状組織と

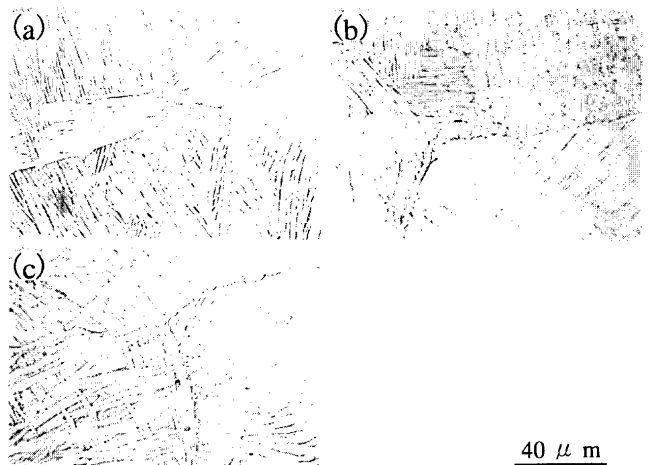


(a) No.1: Rough forging at 1373K+ finish forging at 1223K.  
(b) No.2: Rough forging at 1373K+ finish forging at 1323K.  
(c) No.3: Forging at 1373K.

Fig. 5. Appearance of inner surface of hollow shells.

Table 3. Effect of the forging conditions on room temperature tensile properties after piercing rolling at 1373K, in comparison with forging at 1373K.

Process	Forging condition	0.2 % P.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)
Piercing rolled	No1	878	990	14.0
	No2	868	984	14.6
	No3	870	990	15.2
Forged bar		774	902	10.8



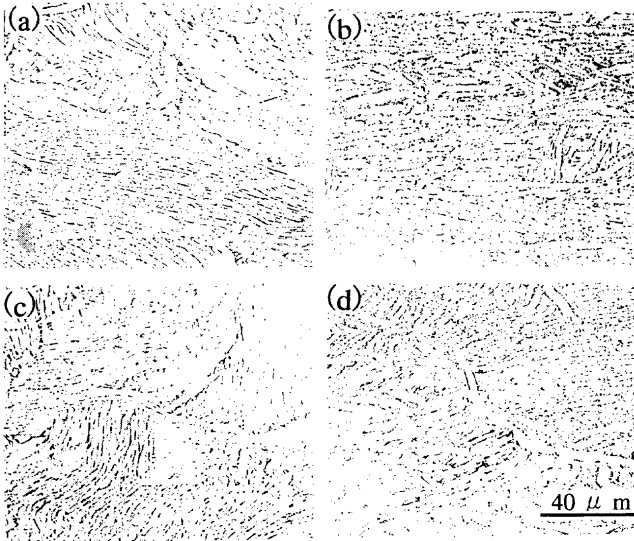
(a) No.1: Rough forging at 1373K+ finish forging at 1223K.  
(b) No.2: Rough forging at 1373K+ finish forging at 1323K.  
(c) No.3: Forging at 1373K.

Fig. 6. Microstructure on longitudinal section of hollow shell after piercing rolling.

なった。マイクロ組織に素材の鍛造条件は影響を与えなかった。

以上の結果からTi-6Al-4V合金の穿孔圧延では、捻回値が30程度である  $\beta$  鍛造ピレットを十分適用することが可能といえる。

次にTable 3 には鍛造材の引張特性もあわせて示す。 $\beta$  温度域での加熱鍛造材は同じ  $\beta$  域での加熱穿孔圧延材より耐力と伸びが大きく劣った。



(a) Pierced at 1273K and hot rolled at 1123K.  
 (b) Pierced at 1273K and hot rolled at 1223K.  
 (c) Pierced at 1473K and hot rolled at 1123K.  
 (d) Pierced at 1473K and hot rolled at 1223K.

Fig. 7. Microstructure of piercing rolling and reheat rolling material after annealing at 978K for 1.8 ks.

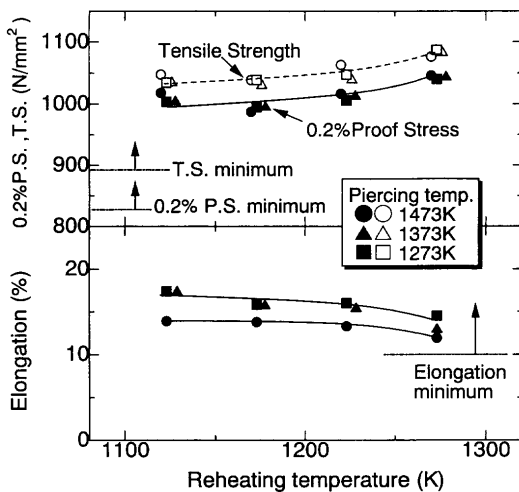


Fig. 8. Effect of the piercing and reheat temperature on tensile properties after annealing at 978K for 1.8 ks.

### 3・4 圧延試験

Fig. 7 に穿孔圧延後のホローシェルを再加熱し50%の熱間圧延を加え、さらに978Kで焼鈍した後のミクロ組織観察結果を示す。またFig. 8 には焼鈍後の圧延方向での室温引張特性を示す。あわせて同図中にはTi-6Al-4V合金継目無管の引張特性の規格最小値を示す。

いずれの穿孔温度、再加熱温度においても、焼鈍後のミクロ組織は微細な針状組織となっており、等軸 $\alpha$ 相の組織は得られなかった。これはいずれの条件でも穿孔圧延を $\beta$ 温度域で行ったこと、さらには再加熱後の $\alpha+\beta$ 温度域での加工度が少ないことによる。また穿孔圧延時の加熱温度が1473Kの条件では50%圧延+焼鈍後でも粒界 $\alpha$ 相が残留

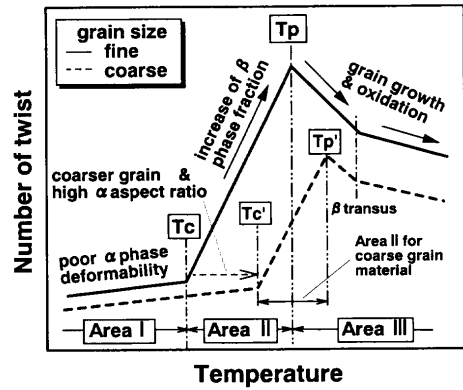


Fig. 9. Schematic illustration of deformation mechanism for the elevated temperature torsion tests.

した。

焼鈍後の機械的性質について、今回調査したいずれの穿孔温度および再加熱温度において、焼鈍後の室温引張特性は規格値を満足した。

一方、1473Kに加熱して穿孔圧延した条件では、いずれの再加熱温度でも1373Kあるいは1273Kで加熱、穿孔圧延した条件に比べて伸びが低い結果となった。この理由は、1473Kに加熱し穿孔圧延した場合には焼鈍後に粒界 $\alpha$ 相が残留したためと考えられる。

また再加熱温度が1273Kの場合、これより低温で再加熱した場合と比べて高強度となったが、1273Kでの再加熱温度が十分高いために圧延終了後の冷却過程で焼き入れの効果が生じているためと考えられる<sup>11)</sup>。

## 4. 考察

### 4・1 熱間変形能に与える素材組織の影響

Fig. 9 に熱間ねじり試験で得られたTi-6Al-4V合金の変形能(捻回値)の結果を模式的に表す。このうち図中の領域(Area I)は1103K以下の $\alpha+\beta$ 温度域の低温側である。この温度領域では捻回値は低く、細粒素材ほど捻回値は高いが、その差異は小さい。

領域IIは領域Iの高温側に位置し、温度の上昇とともに捻回値が急激に向上し、さらに最高値を示す温度領域である。領域Iと領域IIの境界温度( $T_c$ )は、素材が粗粒となるほど高温側となる(Fig. 9,  $T_c \rightarrow T_c'$ )。この領域において素材組織の大きさが捻回値の温度に対する改善割合、すなわち領域IIでの曲線の傾き、に与える影響は明確ではない。また捻回値が最大値を示す温度( $T_p$ )も、素材が粗大な条件で高温となる(Fig. 9,  $T_p \rightarrow T_p'$ )。

領域IIIは $T_p$ 以上の温度領域で、この領域では捻回値は温度の上昇とともに低下し、 $\beta_{transus}$ 以上の $\beta$ 単相領域でも捻回値は低下傾向を持つ。

領域IではTi-6Al-4V合金の $\alpha$ 相は75%以上の体積分率を持つ<sup>11)</sup>。またTi-6Al-4V合金の $\alpha$ 相と $\beta$ 相のそれぞれの

変形抵抗を推定した結果では<sup>12)</sup>、この温度付近で両相の変形抵抗はほぼ同等と見なせる。したがって領域Iでは主として $\alpha$ 相の変形が進行すると考えられる。 $\alpha$ 相の捻回値を工業用純チタンで調査した結果<sup>2)</sup>、 $\alpha$ 温度域では $\beta$ 温度域に比べて捻回値がきわめて低く、素材組織の影響も小さいことが判明している。また工業用純チタンの $\alpha$ 相と $\beta$ 相の間で捻回値に大きな差の生じる原因は、 $\alpha$ 相のhcp結晶構造では $\beta$ 相のbcc結晶構造に比べて変形の拘束があるためと考えられる<sup>2)</sup>。Ti-6Al-4V合金の結果でも領域Iは $\alpha$ 相の変形が主体であるため、捻回値が低く、かつ素材組織の影響が小さいものと思われる。

領域IIは捻回値が向上し、最高値を示した後に低下する領域である。工業用純チタンのねじり試験ではこの領域が観察されず、領域Iから領域IIIへ移行した<sup>2)</sup>。Ti-6Al-4V合金において領域IIは $\alpha$ 相と $\beta$ 相の体積分率が温度により変化が生じる温度領域であり、高温側ほど $\beta$ 相の比率が高くなる<sup>11)</sup>。すなわち温度の上昇により $\alpha$ 相の比率が徐々に低下するため、2相領域の温度範囲がきわめて狭い工業用純チタンと異なり、Ti-6Al-4V合金では領域IIが観察されたものである。また変形抵抗の推定結果では、この温度域で $\beta$ 相の変形抵抗が $\alpha$ 相よりも低い<sup>12)</sup>。

すなわち領域IIで捻回値が向上する原因は、熱間加工性の良好な $\beta$ 相の比率が増大し、かつ $\beta$ 相の変形が主体となるためと考えられる。

領域IIIでは捻回値が最大値を示した後、低下する。この原因は試験温度が高いため、加熱中に結晶粒径が粗大化するためと考えられる。さらにこの温度領域では $\beta$ 相の比率が高くなるが、チタンの $\beta$ 相は酸化速度が $\alpha$ 相に比べて速いことが知られている<sup>13)</sup>。ねじり試験では試験片表面でのひずみ速度が最も速いため、捻回値は試験片の表面状態に大きく影響を受ける。表面を酸化防止剤で保護すると、非保護の条件に比べて高い捻回値の得られることが確認されている<sup>2)</sup>。したがって領域IIIで捻回値が低下する原因として結晶粒の粗大化と表面酸化<sup>14)</sup>の2つが考えられる。このうち変形能の低減に与える結晶粒径の粗大化の影響と表面酸化による影響の割合については現状明らかにできておらず、今後検討が必要である。

領域IIとIIIの境界である $T_p$ において捻回値が最大値を示す原因は、温度の上昇によって $\beta$ 相の比率が増大することによる変形能の向上効果と、結晶粒径の粗大化と酸化による変形能の低減効果の両者がバランスする結果と考えられる。

次に領域IとIIの境界温度( $T_c$ )に与える素材粒径の効果を検討する。素材の粒径が粗い条件では $T_c$ が高温側へ移行する。 $\beta$ 相の体積分率のみが捻回値を支配するのであれば、 $T_c$ は素材組織の影響を受けないはずである。しかし $T_c$ が素材の粒径に影響を受けていることから、 $T_c$ が素材組織により変化した1103Kから1203Kの温度領域における

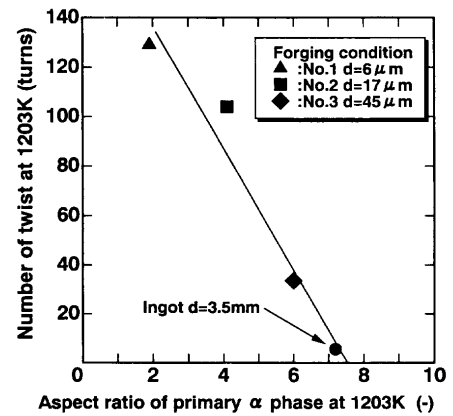


Fig. 10. Effect of aspect ratio of alpha phase on deformability at 1203K.

$\alpha$ 相と $\beta$ 相の形態が捻回値に影響することが考えられる。

すなわち Fig. 3 に領域Iである1133Kと、領域IIである1203Kでの捻回値に対する素材結晶粒径の影響をあわせて示すが、1203Kの直線の傾きは1点を除いて、1133Kと1373Kの結果よりも大きく、捻回値が素材の粒径に大きく影響を受けている。このことは1203Kにおける捻回値が結晶粒径だけではなく、結晶粒の形態の影響を受けていることを示している。

Fig. 10 には1203Kにおける捻回値と初析 $\alpha$ 相のアスペクト比の関係を示す。初析 $\alpha$ 相のアスペクト比はねじり試験後の試験片非変形部における初析 $\alpha$ 相の長さを $\alpha$ 相の厚みで割ることにより求めた。この結果から、素材の結晶粒径が大きい条件では $\alpha$ 相のアスペクト比が高く、捻回値が低い値を示していることがわかる。

Ti-6Al-4V合金の熱間での変形過程では変形の進行にともないポイドの生成することが知られている。すなわち武村らはTi-6Al-4V合金の熱間変形能に及ぼす組織の影響を高速引張試験により評価し、破断歪よりも低い歪でポイドが初析 $\alpha$ 相と $\beta$ 相の界面に生じていることを報告している<sup>15)</sup>。ポイドが $\alpha$ 相と $\beta$ 相の界面で生じる原因として $\alpha$ 相と $\beta$ 相の間における変形の不マッチ<sup>16)</sup>あるいは $\alpha$ 相の隣接位置にVの局所的な濃化による局所的な軟化層の形成<sup>17)</sup>などが指摘されている。

初析 $\alpha$ 相の体積分率が同じ場合、初析 $\alpha$ 相のアスペクト比が高いと初析 $\alpha$ 相と $\beta$ 相の界面は長くなる。結晶粒径の大きい素材はアスペクト比が高いため、初析 $\alpha$ 相と $\beta$ 相の界面が長い。したがって結晶粒径の大きい素材は界面の長さが比較的長いために $\alpha$ 相と $\beta$ 相の界面でポイドが容易に発生する。すなわち、粒径の大きい素材では歪量の低い段階で長い $\alpha$ 相と $\beta$ 相の界面に沿って比較的大きいポイドが形成されるため捻回値が低くなる。この結果、素材の粒径が大きい条件では $T_c$ が高温側に移行するものと考えられる。

## 4・2 傾斜圧延工程の検討

傾斜圧延工程により製造されるTi-6Al-4V合金継目無管は、微細な針状組織となることが圧延試験の結果から予想された。通常Ti-6Al-4V合金の鍛造材などでは $\alpha+\beta$ 温度域で十分な加工を受け、また場合によっては再加熱を繰り返すことで再結晶が進行し、等軸の $\alpha$ 組織をもつ製品が得られる<sup>10)</sup>。この場合、鍛造加工では70%程度の加工度が必要とされている<sup>8)</sup>。また厚板圧延では60%以上の加工が必要であるとされている<sup>18)</sup>。

従来の熱間鍛造などでは歪速度が $1s^{-1}$ と遅いため $\beta$ 温度域で加工した場合には粗大な針状組織が形成される。特に $\beta$ 温度域では結晶粒径の成長速度が $\alpha+\beta$ 温度域に比べてきわめて速いため、 $\beta$ 温度域での加工では組織の微細化を達成できない<sup>19)</sup>。したがって延性を向上するためには仕上げ鍛造を $\alpha+\beta$ 温度域で行い、かつ前記の十分な加工度を与えて再結晶により等軸微細な $\alpha$ 粒を形成することが必要となる。

これに対して傾斜圧延法では歪速度が $10s^{-1}$ 程度と鍛造に比べて速く、かつ穿孔圧延中にはプラグとロールの間で連続して圧下加わるために<sup>20)</sup>、 $\beta$ 温度域での圧延加工後に針状組織の粗大化が抑制される。このためTable 3の結果が示す通り、鍛造法と同じ温度条件で加工しても、穿孔圧延材は高い耐力と伸びが得られる。

傾斜圧延法では $\beta$ 温度域で穿孔圧延された後の $\alpha+\beta$ 温度域での加工度が50%と少ない。このため圧延後の熱処理によって再結晶が進行せず、微細な針状組織となる。しかし穿孔圧延材では穿孔圧延後の針状組織が微細であることと、 $\alpha+\beta$ 温度域での加工度によりさらに組織が微細化されることにより良好な延性が得られる。すなわちこれまで延性を確保する観点から、一般的には等軸組織が必要とされてきたが、これは歪速度の遅い鍛造法を前提とした必要性である。傾斜圧延法など歪速度の速い加工プロセスにおいては、製品のマイクロ組織が等軸組織である必要はない。

一方、1473Kで穿孔圧延した場合、粒界 $\alpha$ が最終製品に残存して延性の低下を招くおそれのあることが判明した。粒界 $\alpha$ は $\beta\rightarrow\alpha$ の変態過程において、旧 $\beta$ 相の粒界に優先的に析出する<sup>21)</sup>。1473Kに加熱して穿孔圧延を加えた場合、延伸圧延が1323K付近の $\beta$ 温度域で完了することが予想されるため、延伸圧延後の冷却過程で旧 $\beta$ 粒界に粒界 $\alpha$ 相が析出する。このことから穿孔圧延前の加熱温度として1473Kは高すぎる設定であるといえる。一方、1273Kの加熱では圧延中に $\alpha+\beta$ 温度域となるが、 $\alpha+\beta$ 温度域では温度の低下とともに急激に変形抵抗が上昇するため圧延が不可能となる可能性がある。製品の品質には1273Kと1373Kの加熱材の間に差異がなかったことから、穿孔圧延前の加熱温度は1373Kが適切であると考えられる。

さらに再加熱温度は変形抵抗、製品の品質を考慮すると

1223Kでの再加熱が最適であると考えられる。

## 5. 結論

Ti-6Al-4V合金継目無管を傾斜圧延法により製造するため実験的に製造条件を検討した結果、以下の結論を得た。

(1) 素材の結晶粒径は高温変形能に大きな影響を与え、結晶粒径が微細な素材ほど良好な高温変形能を有し、かつ良好な変形能を有する温度域が $\alpha+\beta$ 温度域の低温側まで拡大する。

(2) 素材の粒径が粗大な条件ほど穿孔圧延を行う $\beta$ 温度域での変形能が低下するが、製造が容易な $\beta$ 鍛造ピレットでも $\beta$ 温度域で穿孔圧延に十分な変形能を有する。また $\beta$ 鍛造によるピレットにおいて、穿孔圧延後に欠陥の発生は認められなかった。

(3) 傾斜圧延法により製造したTi-6Al-4V合金継目無管のマイクロ組織は微細な針状組織となるが、室温において良好な延性を有し、引張特性は規格値を満足することが確認された。

(4) 傾斜圧延の製造条件として加熱温度は1373K、また再加熱温度は1223Kが最適と考えられる。

## 文 献

- 1) D.F.Hasson and C.R.Crowe: *J. Met.*, **34** (1982), 23.
- 2) A.Kuroda and T.Yamakawa: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 133.
- 3) Titanium Alloy Handbook, Metals and Ceramics Information Center, Columbus, (1972).
- 4) C.Ouchi, Y.Kohsaka, J.Matsushima, T.Tokuya and J.J.Shaw: Titan, Int. Conf. on Titanium Products and Applications, vol. 1, Titanium Development Association, Dayton, (1987), 466.
- 5) A.Kuroda, M.Okada, M.Oshiyama, H.Tarui and H.Okamoto: *Sumitomo Met.*, **42** (1990) Feb., 73.
- 6) T.Morishima: *Tetsu-to-Hagané*, **44** (1958), 552.
- 7) Aerospace Material Specification: AMS4928.
- 8) I.Weiss, F.H.Froes, D.Eylon and G.E.Welsch: *Metall. Trans. A*, **17A** (1986), 1935.
- 9) A.Kuroda, T.Yamakawa, K.Nagashima and H.Kawabata: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 267.
- 10) C.Ouchi: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **25** (1986), 672.
- 11) Titanium Alloys, Materials Properties Handbook, ASM, Ohio, (1994).
- 12) H.Suzuki, T.Ashiura, K.Aoyagi, H.Fujii and K.Tanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 587.
- 13) T.Ohno, H.Arai and K.Kimura: *Titanium Zirconium* (Jpn.), **32** (1984), 17.
- 14) S.Onodera and Y.Sekiguchi: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **6** (1965), 526.
- 15) A.Takemura and Y.Ashida: *CAMP-ISIJ*, **1** (1988), 1359.
- 16) D.M.Bowden and E.A.Starke, Jr.: *Metall. Trans. A*, **15A** (1984), 1687.
- 17) H.Fujii: *Shinmittetu Giho*, **352** (1994), 64.
- 18) C.Ouchi, H.Suenaga, T.Otho and I.Sawamura: Proc. of 5th Int. Conf. on Titanium, Deutsch Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, (1984), 483.
- 19) C.Ouchi and H.Suenaga: *Titanium Zirconium* (Jpn.), **33** (1987) 167.
- 20) 鉄鋼便覧III (2), 第3版, 日本鉄鋼協会編, 丸善, 東京, (1980).
- 21) M.A.Imam, B.B.Rath, C.Hamond and O.P.Arora: Proc. of 6th World Conf. on Titanium, Société Française de Métallurgie, Les Ulis Cedex, (1988), 1313.