

Ti-6Al-4V 合金継目無管の特性に与える製造条件の影響

黒田 篤彦*・山川 富夫*²・長島 啓介*³・川端 廣己*⁴

Effect of Manufacturing Conditions on the Properties of Ti-6Al-4V Seamless Pipes

Atsuhiko KURODA, Tomio YAMAKAWA, Keisuke NAGASHIMA and Hiroki KAWABATA

Synopsis : Ti-6Al-4V seamless pipe was manufactured by the inclined rolling process to take advantage of its higher productivity than the conventional hot extrusion process. Properties of the rolled Ti-6Al-4V seamless pipe was investigated. Also, the pipes, extruded at $\alpha+\beta$ phase temperature and β phase temperature, were compared each other. The inclined rolling process was successfully applied to produce Ti-6Al-4V seamless pipes. The pipes possessed uniform fine accicular microstructure and no surface flaws. The balance between 0.2% proof stress and elongation was optimum in the rolled pipe, followed by the $\alpha+\beta$ extrude pipe with elongated primary α phase, and the β extrude pipe which consisted of coarse β grains with accicular structure. Crystallographic texture was weakly formed in the rolled pipe, which was similar to that of rolled plate. Similar, but slightly intense texture was formed in β extruded pipe. Tensile and fracturing properties were isotropic in the rolled and the β extruded pipe. On the other hand, intense texture was formed in the $\alpha+\beta$ extruded pipe. C axis direction of titanium α phase was intensely orientated to both the transverse and the longitudinal directions. Tensile and fracturing properties were anisotropic in the $\alpha+\beta$ extruded pipe, due to the intense texture formation. The degree of anisotropy in the properties was correlated with the ratio of the C axis orientation fraction, regardless their manufacturing processes.

Key words: rolling; extrusion; titanium base alloy; strength; ductility; toughness; texture.

1. 緒言

チタン合金はその化学組成により α , $\alpha+\beta$, β 合金に分類されるが、もっとも代表的な合金は $\alpha+\beta$ 合金の Ti-6Al-4V 合金である。チタン合金の継目無管は優れた耐食性と軽量で高強度が得られる特性を利用して、航空機用の油圧配管、エネルギー開発用の材料などに用いられている¹⁾。

チタン合金の継目無管は一般的に熱間押し法で製造されているが、より生産性に優れた傾斜圧延法で製造できれば、製造コストの低減が期待できる。著者らは代表的なチタン合金である Ti-6Al-4V 合金継目無管を傾斜圧延法により製造することを念頭に基礎的な検討をおこない、製造条件を適切に選択すれば傾斜圧延法による製管が可能であることを見だしてきた²⁾。すなわち傾斜圧延法の素材には製造が比較的容易な β 鍛造材でも穿孔圧延に十分な変形能を有していること、1373K での加熱による穿孔圧延と 1223K での再加熱による仕上げ圧延による製造が製品の品質上、最適であることが判明した。

Ti-6Al-4V 合金は熱間加工および熱処理条件によって製品のマイクロ組織が大きく変化し、機械的性質に影響を与えることが知られている。すなわち等軸 $\alpha+\beta$ 組織は、 $\alpha+\beta$ 二相から β 単一相に変態する温度である β transus 以下にお

ける $\alpha+\beta$ 二相温度域での加工と熱処理により生成するもので、引張強度と伸びに優れる。航空機用鍛造材などではこの等軸 $\alpha+\beta$ 組織をもつ製品が主として用いられている³⁾。これに対して針状組織は β 温度域での加工あるいは熱処理により生成するもので、等軸 $\alpha+\beta$ 組織に比べて破壊靱性値が高くなるが、結晶粒径が粗大であるために伸びが低下する。また針状組織をもつ素材を等軸 $\alpha+\beta$ 組織とするには、 $\alpha+\beta$ 相温度域において板圧延では 60% 以上の加工を加えることが必要とされている⁴⁾。傾斜圧延法による Ti-6Al-4V 合金継目無管の製管工程では変形抵抗の関係から穿孔圧延を β 相温度域でおこなう必要があるが、 $\alpha+\beta$ 相温度域での仕上げ圧延では工程上の制約から 50% 程度しか与えることができない。このために傾斜圧延法による製管後に、板圧延などで得られる微細な等軸 $\alpha+\beta$ 組織を得ることができない。基礎検討の結果では、傾斜圧延法を模擬して素材に連続して加工を加えると、加工後のマイクロ組織は針状組織となるが、結晶粒径が粗大とならないため、焼鈍後に良好な伸びの得られることが判明している²⁾。

傾斜圧延法による Ti-6Al-4V 合金継目無管の製造を実用化するためには、上記の通り同製管方法による製品が従来の板圧延あるいは鍛造材などと比べて異なった組織をもつために、実製造設備による製管材を調査しておくことが必

平成 11 年 6 月 23 日受付 平成 11 年 9 月 7 日受理 (Received on June 23, 1999; Accepted on Sep. 7, 1999)

* 住友金属工業 (株) 総合技術研究所 (直江津) (Corporate Research & Development Laboratories (Naoetsu), 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 (Amagasaki), Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

* 3 住友金属工業 (株) 東京本社ステンレスチタン技術部 (Stainless Steel and Titanium Technology Department, Tokyo Head Office, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

* 4 住友金属工業 (株) 和歌山製鉄所 (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

要である。このため、本検討では傾斜圧延法により製造したTi-6Al-4V合金継目無管について欠陥の有無などの健全性を調査するとともに、引張性質とマイクロ組織などの基本的な特性を調査した。さらに高温 $\alpha+\beta$ 温度域で熱処理することにより初析 α 相の等軸化を促進させた場合および溶体化時効処理により強化を図った場合の機械的性質を調査した。あわせて従来製造法である熱間押し法により製造したTi-6Al-4V合金継目無管との特性を比較した。

一方、傾斜圧延法により製造した工業用純チタン継目無管において、集合組織の形成が熱間押し法による製管材と大きく異なっていることが判明している。すなわち傾斜圧延法による工業用純チタン継目無管では、チタン α 相の(0002)面の垂直方向(C軸)が板圧延材と類似した弱い集合組織を形成している。これに対して、熱間押し法による製管材では押し出し方向と管の円周方向の二方向にC軸が強く配向する⁵⁾。

チタン合金では機械的性質の異方性が集合組織に強く影響を受けることが知られている⁶⁾。とくにTi-6Al-4V合金は構造材として使われるが、構造材では強度および破壊靱性値の異方性を把握しておくことは、構造材の破壊挙動を検討する上で極めて重要である。そこで、製管方法の差異が集合組織と機械的性質の異方性に与える影響についても調査をおこなった。さらに熱間押し法では $\alpha+\beta$ 二相温度域に加熱して押し出し加工をおこなう $\alpha+\beta$ 押し出し法と、 β 相単相域で加工する β 押し出し法があるため、この両者についても差異を調査した。さらに製管法によらずTi-6Al-4V合金継目無管の強度と破壊靱性の異方性について、集合組織の形態とC軸の集積強度あるいは集積割合から統一的に整理することを検討した。

2. 調査方法

2.1 供試材

調査に用いたTi-6Al-4V合金継目無管の化学成分をTable 1に示す。

素材は真空中でのアーク溶解(VAR)された直径750mmのインゴットを鍛造により直径200mmまで鍛造した。この素材から直径187mmのビレットを機械加工により採取し、傾斜圧延法の素材とした。傾斜圧延法による製造にお

いてはビレットを1373Kに加熱し、ピアサーによる穿孔圧延とマンドレルミルによる延伸圧延をおこなった後、1223Kで1.8ks再加熱してストレッチレデューサーで絞り圧延した。製管後の寸法は外径114mm、肉厚13.7mmである。

押し出し法では外径249mm、内径38mmに機械加工したビレットを $\alpha+\beta$ 二相温度域である1223Kに加熱して押し出し加工したもの($\alpha+\beta$ 押し出し)、および β 相単相温度域である1323Kに加熱して押し出し加工したもの(β 押し出し)を製造した。押し出し後の寸法は外径129.4mm、肉厚14.9mmである。

熱処理は978Kで3.6ksで保持後、空冷の条件で焼鈍(低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍)をおこなった。また強化熱処理として1223Kから水冷し、813Kで14.4ks保持する条件からなる溶体化時効処理についても調査した。さらに $\alpha+\beta$ 温度域で加工をおこなった傾斜圧延材と $\alpha+\beta$ 押し出し材では初析 α 相の等軸化の可否とその機械的性質への影響を検討するため、1223Kで3.6ks保持の条件で焼鈍熱処理する場合(高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍)についても調査をおこなった。

2.2 調査項目

傾斜圧延法で製造されたTi-6Al-4V合金継目無管の健全性を調査するため、製管ままの状態での横断面のマクロ組織を肉眼で調査した。

次に傾斜圧延法と押し出し法の製管方法の違いが製管材の特性に与える影響を調査するためにマイクロ組織、管円周方向と長手方向の引張性質、破壊靱性値を調査した。

マイクロ組織は製管材の管長手方向における縦断面上で肉厚中心部を観察した。

室温における引張性質およびその異方性は、管長手方向と円周方向から平行部直径4mm、長さ20mmの小型丸棒引張試験片を採取して調査した。

破壊靱性値は、その異方性の調査を主目的とし、Fig. 1に示す二方向から試験片を採取した。傾斜圧延材では幅

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

Process	Al	V	Fe	C	H	O	N	Ti
Rolling	6.45	4.29	0.18	0.01	0.002	0.19	0.008	Bal.
Extrusion	6.35	4.15	0.19	0.01	0.002	0.19	0.011	Bal.

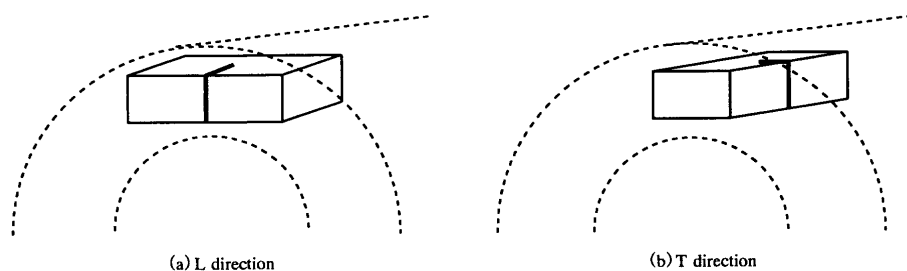


Fig. 1. Configuration of fracture test specimen.

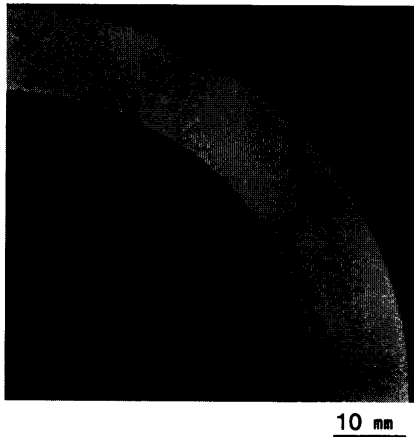


Fig. 2. Macrostructure on a quarter of cross section of Ti-6Al-4V alloy seamless pipe, manufactured by the inclined rolling process. 978K annealed.

5 mmの小型CT試験片を採取して測定した。また製管素材の寸法の関係から押し出し法による製管材は低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍材を対象として幅5 mmの3点曲げ試験片とした。

集合組織は低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍材および高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍材について調査した。製品管の肉厚中心部から厚み1 mmの素材を機械加工により採取した後、化学研磨法にて集合組織観察用薄膜を作成した。化学研磨は硝酸中でおこなった。X線の透過法によりC軸の集積状態を測定した。あわせて管長手方向、円周方向および半径方向の各方向におけるC軸の集積割合を示す f 値を測定した。

3. 結果と考察

3.1 マクロ組織およびミクロ組織

傾斜圧延法により製管をおこなったTi-6Al-4V合金継目無管の横断面マクロ組織をFig. 2に示す。横断面上のマクロ組織は均一で、かつ管の内外面側での欠陥も認められなかった。このことから傾斜圧延法により外観上良好で均質なTi-6Al-4V合金継目無管の製造が可能であるとわかった。

傾斜圧延法による製管材熱処理後のミクロ組織観察結果をFig. 3に示す。978Kで焼鈍した状態では微細な針状組織が形成されており、圧延ままの状態と組織形態に変化はなかった。微細針状組織が形成される点は実験室規模での予備試験結果²⁾と同じ結果が得られた。

これに対して1223Kに加熱する高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後では低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後に比べて初析 α 相の厚みが増すとともに長さが分断され一部等軸化しているが、伸長した α 相が残存する結果となった。すなわち熱処理温度を上げても $\alpha+\beta$ 鍛造材なみの等軸 α 相が整粒された組織を得ることができなかった。さらに溶体化+時効処理後の状態では伸長した α 相とマトリックスが微細な二次 α と β からなる混合組織となった。

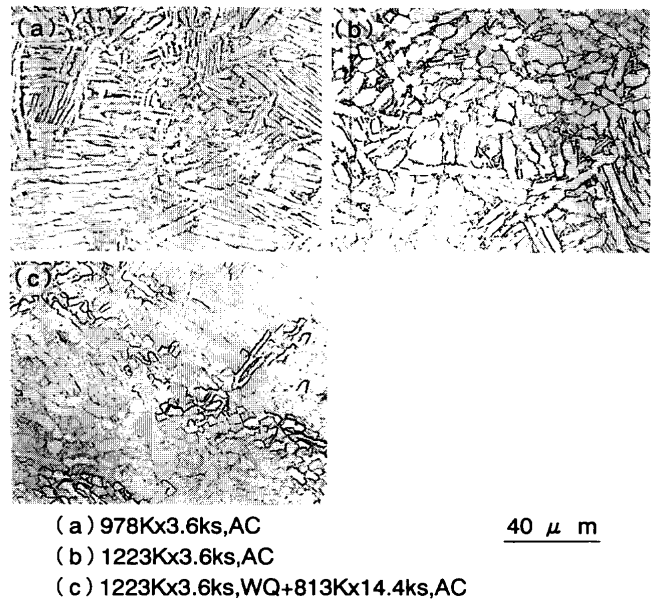


Fig. 3. Microstructure on longitudinal section of Ti-6Al-4V alloy seamless pipe, manufactured by the inclined rolling process.

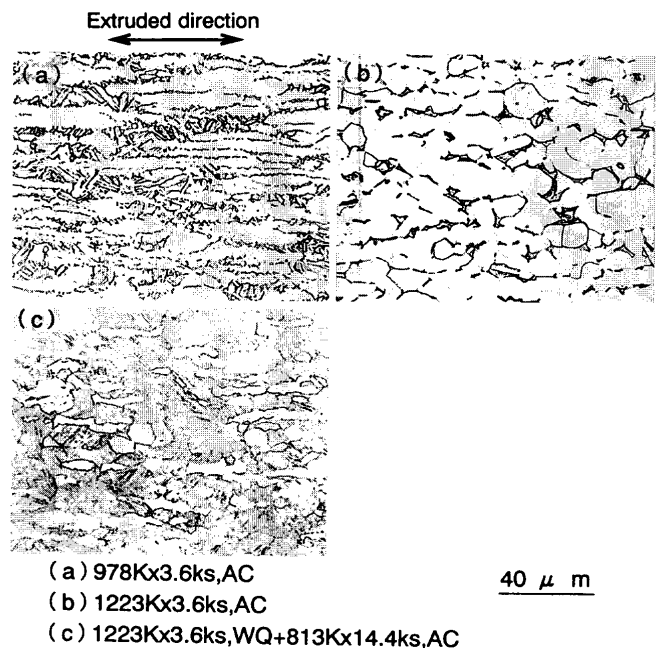


Fig. 4. Microstructure on longitudinal section of Ti-6Al-4V alloy seamless pipes, manufactured by the $\alpha+\beta$ extrusion process.

$\alpha+\beta$ 押し出し法による製管材のミクロ組織観察結果をFig. 4に示す。 $\alpha+\beta$ 押し出し材の低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後では等軸 $\alpha+\beta$ 組織となっているが、初析 α 相が押し出し方向に伸長した形態をもった。また高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後には伸長された α 相が分断され、等軸の α 相が形成されたが、押し出し方向への伸長粒の影響が残存した。さらに溶体化+時効処理後には初析 α 相が一部等軸となり、マトリックスは時効熱処理により二次 α 相と β 相の混合組織となった。

β 押し出し材のミクロ組織観察結果をFig. 5に示す。 β 押し

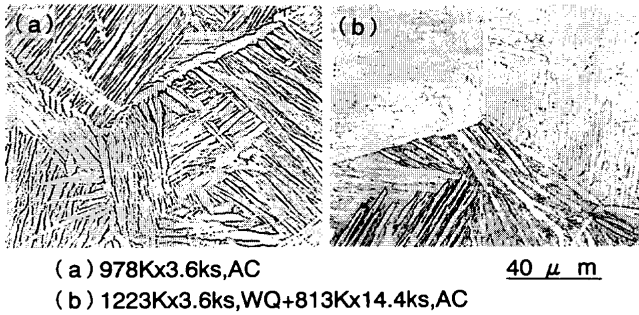


Fig. 5. Microstructure on longitudinal section of Ti-6Al-4V alloy seamless pipes, manufactured by the β extrusion process.

Table 2. Room temperature tensile properties of Ti-6Al-4V seamless pipes.

Process	Heat Treatment *)	Direction	0.2% Proof Stress [N/mm ²]	Tensile Strength [N/mm ²]	Elongation (%)
			(Anisotropic ratio=L/T) * 2)		
Rolling	Low $\alpha + \beta$	Longitudinal	910 (0.998)	1000 (0.991)	23.0
		Tangential	912 (0.998)	1009 (0.991)	19.5
	High $\alpha + \beta$	Longitudinal	849 (0.982)	963 (0.966)	24.0
		Tangential	865 (0.982)	997 (0.966)	21.0
	STA	Longitudinal	1040 (0.959)	1151 (0.958)	20.0
		Tangential	1084 (0.959)	1201 (0.958)	17.5
$\alpha + \beta$ extrusion	Low $\alpha + \beta$	Longitudinal	922 (0.881)	1016 (0.919)	16.6
		Tangential	1047 (0.881)	1105 (0.919)	16.9
	High $\alpha + \beta$	Longitudinal	873 (0.869)	979 (0.873)	20.0
		Tangential	1005 (0.869)	1121 (0.873)	18.0
	STA	Longitudinal	1037 (0.885)	1145 (0.904)	15.7
		Tangential	1172 (0.885)	1267 (0.904)	11.3
β extrusion	Low $\alpha + \beta$	Longitudinal	834 (0.994)	964 (0.989)	16.3
		Tangential	859 (0.994)	975 (0.989)	15.6
	STA	Longitudinal	996 (0.959)	1132 (0.965)	14.3
		Tangential	1039 (0.959)	1173 (0.965)	13.0

*: Low $\alpha + \beta$: 978Kx3.6ks, AC, High $\alpha + \beta$: 1223Kx3.6ks, AC
STA: 1223Kx3.6ks, WQ+813Kx14.4ks, AC

* 2: () indicates anisotropic ratio of the proof stress or the tensile strength.

し材では 100 μm 程度の旧 β 粒からなる針状組織が形成され、旧 β 粒の粒界には α 相が析出するとともに、粒内には針状の α 相が形成された。旧 β 粒は等方的で加工方向への伸長は見られなかった。これは Ti-6Al-4V 合金の β 相は再結晶速度が極めて速いため、押し出し加工後に β transus 以下へ温度が低下するまでの冷却過程において再結晶が進行したものと考えられる。また溶体化+時効処理後では旧 β 粒界に α 相が残存するとともに、針状 α 相の厚みが薄くなった状態で観察された。マトリックスには微細な二次 α 相と β 相が観察された。

以上の結果から、初析 α 相の比較において、傾斜圧延法による製管材は $\alpha + \beta$ 押し出し材よりも細かいことがわかった。また β 押し出し材は旧 β 粒が残存しており、今回調査した条件の中で結晶粒がもっとも粗大であった。

3.2 引張性質

製管材の 978K での熱処理後の管長手方向および円周方向の引張性質測定結果を Table 2 に示す。また長手方向引張性質のうち、0.2% 耐力と伸びの関係を Fig. 6 に示す。今

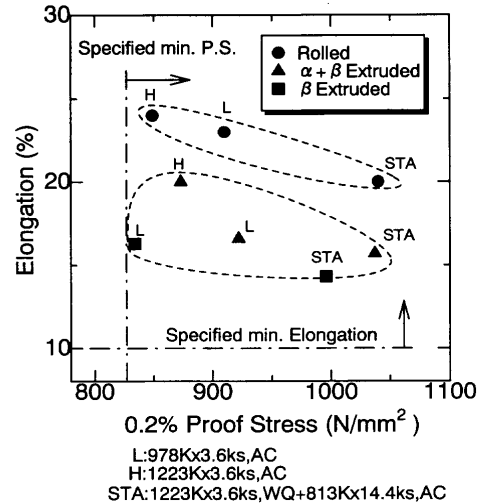


Fig. 6. Relation between 0.2% proof stress and elongation along longitudinal direction of Ti-6Al-4V alloy seamless pipes, manufactured by various methods.

回調査した管の引張性質は管長手方向に関する規格値⁷⁾を満足しており、品質上は問題がなかった。とくに傾斜圧延法による製管材では良好な引張性質をもつことが確認された。

0.2% 耐力と延性の関係において、0.2% 耐力が上昇するにしたがって伸びは低下する傾向をもった。さらに結晶粒径の細かい傾斜圧延法による製管材が大きな伸びを示し、ついで $\alpha + \beta$ 押し出し材、 β 押し出し材の順番となった。すなわち製管材の熱処理後のマイクロ組織において結晶粒の細かい条件のものほど、耐力と伸びの関係では優れた結果を示した。

熱処理の影響を検討すると、高温 $\alpha + \beta$ 焼鈍は低温 $\alpha + \beta$ 焼鈍よりも強度が低下した。これは高温の焼鈍により初析 α 相の粗大化が進行するためであると考えられる。また溶体化+時効処理材では 1223K から水冷する溶体化処理後に形成されたマルテンサイトが 813K での時効処理中に分解し、微細な二次 α が析出することにより強度が高くなった。

0.2% 耐力と引張強さの異方性 (L 方向強度/T 方向強度) を Table 2 の () 内にあわせて示す。いずれの条件でも異方性の値が 1 より小さく、円周方向の強度が長手方向よりも高い値を示した。また強度の異方性の強さとしては $\alpha + \beta$ 押し出し材を除いて長手方向と円周方向の強度がほぼ等しく、等方的な強度特性を有していた。

$\alpha + \beta$ 押し出し材では円周方向の強度が長手方向に比べて比較的高い値を示し、高温 $\alpha + \beta$ 焼鈍により初析 α 相の等軸化を図っても異方性の程度には変化が認められなかった。この強い異方性は後記する $\alpha + \beta$ 押し出し材における独特な集合組織の影響によるものである。

3.3 破壊靱性値

Table 3 に破壊靱性値の測定結果を示す。今回の試験では

Table 3. Fracture toughness.

Process	Heat treatment *)	Direction of crack progress		
		Longitudinal	Tangential (Anisotropic ratio= L/T)	
Rolling	Low $\alpha + \beta$	49.9	51.5 (0.970) * 2)	
	High $\alpha + \beta$	71.3	77.2 (0.924)	
	STA	40.6	49.9 (0.814)	
Extrusion	$\alpha + \beta$	Low $\alpha + \beta$	39.1	49.3 (0.792)
		High $\alpha + \beta$	46.5	59.3 (0.784)
	β	Low α	55.5	56.7 (0.978)

*) Low $\alpha + \beta$: 978Kx3.6ks, AC, High $\alpha + \beta$: 1223Kx3.6Ks, AC
 STA: 1223Kx3.6ks, WQ+813Kx14.4ks, AC
 * 2: () indicates anisotropic ratio of the fracture toughness.

試験片の板厚が薄いために ASTM 規格で示されている平面歪み条件を満足することができなかった⁸⁾。このため各測定値は KQ 値となった。

Table 3 の () 内に破壊靱性値の異方性 (L 方向破壊靱性値/T 方向破壊靱性値) を示す。いずれの値も異方性が 1 より小さく、今回調査した範囲内で Ti-6Al-4V 合金継目無管において、製管方法および熱処理条件によらず、亀裂が管の長手方向に進展する場合 (L 方向) に比べて、亀裂が円周方向に進展する場合 (T 方向) の破壊靱性値が全体として高い。

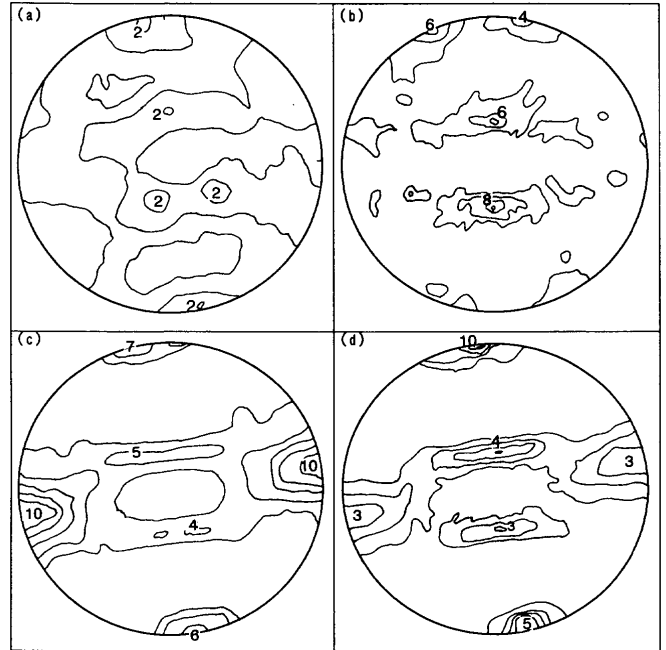
このなかで、とくに $\alpha + \beta$ 押し出し材では L 方向の破壊靱性値が T 方向に比べて低い値を示し、破壊靱性値の異方性が大きくなっている。引張性質の異方性と同様に、高温 $\alpha + \beta$ 焼鈍により初析 α 相の等軸化を図っても異方性の程度は変化がなかった。これに対して β 押し出し材および傾斜圧延法による製管材では破壊靱性値の異方性は小さく、今回測定した二方向に限れば、ほぼ等方的な破壊靱性値をもっているといえる。

3.4 集合組織

Ti-6Al-4V 継目無管に形成される集合組織の測定結果を Fig. 7 に示す。同図中の数字は全測定領域でのバックグラウンドの値を基準として、各位置における集積強度を示している。また Table 4 に管の長手方向、円周方向および半径方向のそれぞれに対する C 軸の集積割合 (f 値) を示す。

傾斜圧延法による製管材では、C 軸が管の長手方向および管の半径方向から圧延方向に 20 度傾いた方向の二方向に集積している。集積点における強度は最大でも 2 と集積強度は小さく、弱い集合組織となっている。また f 値の測定結果においても、C 軸の集積割合は各方向においてほぼ均等であることがわかる。

β 押し出し材では、C 軸が傾斜圧延法による製管材とほとんど同じ方向に集積しているが、集積点での強度が傾斜圧延材よりも高く、比較的強い集合組織が形成された。このうち管の長手方向では押し出し方向と完全に平行ではなく、押し出し方向から円周方向へ約 15 度回転した方向に集積し



(a) Rolled pipe, Annealed at 978Kx3.6ks
 (b) β extruded, Annealed at 978Kx3.6ks
 (c) $\alpha + \beta$ extruded pipe, Annealed at 978Kx3.6ks
 (d) $\alpha + \beta$ extruded pipe, Annealed at 1223Kx3.6ks

Fig. 7. (0002) pole figure of Ti-6Al-4V seamless pipes.

Table 4. f-value, measured in Ti-6Al-4V seamless pipes.

Process	Heat Treatment *)	Directional area			
		Radius	Tangential	Longitudinal	
Rolling	Low $\alpha + \beta$	0.36	0.31	0.34	
	High $\alpha + \beta$	0.35	0.32	0.33	
	STA	0.36	0.31	0.34	
Extrusion	$\alpha + \beta$	Low $\alpha + \beta$	0.35	0.46	0.19
		High $\alpha + \beta$	0.36	0.44	0.20
	β	Low $\alpha + \beta$	0.37	0.30	0.33

*) Low $\alpha + \beta$: 978Kx3.6ks, AC, High $\alpha + \beta$: 1223Kx3.6Ks, AC
 STA: 1223Kx3.6ks, WQ+813Kx14.4ks, AC

た。これは押し出し中に形成された β 相の集合組織が冷却過程で変態した結果によるものと思われる。

$\alpha + \beta$ 押し出し材では管の円周方向、管の長手方向および管の半径方向から押し出し方向へ 20 度傾いた方向の三方向へ集積している。全体として集積点での C 軸の集積強度が高く、強い集合組織が形成されている。低温 $\alpha + \beta$ 焼鈍材では傾斜圧延材、 β 押し出し材と比較して、管の円周方向に強い集積強度が存在する点の特徴である。f 値の測定結果においても低温 $\alpha + \beta$ 焼鈍後に円周方向の f 値が高く、この方向に C 軸の集積割合が強くなっていることがわかる。一方、高温 $\alpha + \beta$ 焼鈍を施して初析 α 相を等軸化すると、Fig. 7 の集合組織測定結果では円周方向の集積強度が低下し、長手方向の集積強度が増加している。しかし、f 値の測定においては低温 $\alpha + \beta$ 焼鈍材と高温 $\alpha + \beta$ 焼鈍材のあいだに C 軸の分布割合として顕著な差異は認められなかつ

た。すなわち $\alpha+\beta$ 押し出し材の押し出し方向に比較的なだらかに分布する C 軸の方位成分は、高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍による初析 α 相の再結晶過程で押し出し方向に強く配向することを示唆する結果となった。

4. 考察

4.1 傾斜圧延法製管材のマイクロ組織

傾斜圧延法により製管された Ti-6Al-4V 合金継目無管は外観上欠陥がなく、また引張性質も規格を十分満足している⁷⁾。したがって、Ti-6Al-4V 合金継目無管の製造を従来の熱間押し出し法から傾斜圧延法に代替することが可能である。これにより熱間押し出し法に必要なピレットの下穴加工⁹⁾が不要となり、生産性と歩留りの向上が期待できる。また Ti-6Al-4V 合金は冷間での加工性が乏しいために、ピルガーミルなどによる冷間加工が不可能である。このため、肉厚、長さなどの点で押し出し法より自由度の大きい傾斜圧延法が適用できるメリットは大きい。

傾斜圧延法によって製管した Ti-6Al-4V 合金管ではマイクロ組織が微細な針状組織となる。この組織は β 域での加熱、穿孔および延伸圧延された後に形成される針状組織が、 $\alpha+\beta$ 二相温度域で再加熱を受け、絞り圧延で微細化されたものである。

Ti-6Al-4V 合金は $\alpha+\beta$ 二相温度域での加工において、動的回復型の挙動を示し動的な再結晶は起こさないことが知られている¹⁰⁾。また針状組織を等軸 $\alpha+\beta$ 組織に変換するには、60%以上の加工度を $\alpha+\beta$ 相温度域で加えることが必要とされている⁴⁾。今回調査した傾斜圧延法による製管材では、 $\alpha+\beta$ 相温度域での再加熱後の絞り圧延加工度 [= (絞り圧延前の素管断面積 - 絞り圧延後断面積) / 絞り圧延前の素管断面積 $\times 100$] が約 25% である。この加工度が小さいために、針状組織を等軸化できなかつた。傾斜圧延法による Ti-6Al-4V 合金の製管では絞り圧延における $\alpha+\beta$ 相温度域での加工度を大きくとれないために、製品の組織は、とくに低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍を施した場合、微細な針状組織となるものと考えられる。

一般的に Ti-6Al-4V 合金の鍛造材などでは等軸のマイクロ組織が望ましいとされる。これは等軸 $\alpha+\beta$ 組織は針状組織よりも、破壊靱性を除く機械的性質が優れるからである¹¹⁾。一方、今回調査した結果から、傾斜圧延法による製管材は等軸 $\alpha+\beta$ 組織とはなっていないものの、強度・延性のバランスは等軸 $\alpha+\beta$ 組織をもつ $\alpha+\beta$ 押し出し材よりも優れている。これは傾斜圧延法による製管材のマイクロ組織が押し出し材よりも細かいことによる。

Ti-6Al-4V 鍛造材では $\alpha+\beta$ 相温度域で十分に加工を加え、等軸 $\alpha+\beta$ 組織とすることが望ましいとされてきた。この理由は鍛造では加工中の歪み速度が 1s^{-1} と遅いため、 β 域での鍛造加工では組織の粗大化が急激に進行するため

である。Ti-6Al-4V 合金の β 相温度域における結晶粒径成長速度は 2 乗則にしたがい、極めて速い¹²⁾。したがって β 相温度域での鍛造加工により生成したマイクロ組織は粗大な結晶粒径をもつことになる。このため、 β 相温度域に加熱されて加工を受けた鍛造材は粗大な針状組織となり²⁾、 $\alpha+\beta$ 二相温度域で鍛造加工されて微細な等軸 $\alpha+\beta$ 組織をもつものに比べて、機械的性質のうち、とくに延性が劣る結果となる。

一方傾斜圧延法による製管では、素材は複数の圧延スタンドにより 10s^{-1} の速い歪み速度で連続的に加工を受ける¹³⁾。このため Ti-6Al-4V 合金を傾斜圧延法で製管する場合に、加熱温度が β 相温度域であっても結晶粒は鍛造の場合ほど大きくならない。さらに再加熱後に $\alpha+\beta$ 相温度域で絞り圧延を受けることにより、鍛造によって形成されるものに比べて、微細な針状組織が形成されるものである。

以上より Ti-6Al-4V 合金では、延性を得るためには微細な等軸 $\alpha+\beta$ 組織とする必要があり、このためには $\alpha+\beta$ 域での仕上げ鍛造で十分な加工度を与えることが必要とされてきた¹¹⁾。しかしこれは歪み速度の遅い鍛造法を前提とした製造工程への必要条件である。針状組織であっても組織が微細であれば良好な延性を得ることが可能であることが今回の検討で判明した。したがって、傾斜圧延法など歪み速度の高い加工法を採用する場合、加工終了後のマイクロ組織は必ずしも等軸 $\alpha+\beta$ 組織である必要はないといえる。

4.2 集合組織と異方性の関連

傾斜圧延法による製管材では加工中のメタルフローが板圧延材と異なるものの、集合組織は板圧延材と類似の形態をとることが、工業用純チタンの傾斜圧延法による製管材で確認されているが⁵⁾、Ti-6Al-4V 継目無管においても同様である。すなわち、管長手方向と平行な方位および管の半径方向から圧延方向に 20 度傾いた方位へ C 軸の集積が存在する。これらはいずれも Ti-6Al-4V 合金の板圧延材における β 圧延集合組織に属するものである¹⁴⁾。今回調査した傾斜圧延法による製管材では穿孔圧延と延伸圧延が β 相温度域で実施されている。また絞り圧延は $\alpha+\beta$ 相温度域であるが、再加熱温度である 1223K では β 相の比率が高く、かつこの温度域で β 相の変形抵抗が α 相よりも低い¹⁵⁾、絞り圧延での変形も β 相の変形が主体となる。この結果、集合組織として β 圧延の集合組織が形成されているものと考えられる。ただし集積強度は低く、集積割合も各方位において等しくなっており、集合組織の形成状態としては弱いものといえる。

機械的性質の異方性と集合組織の関係を検討する。Ti-6Al-4V 合金は室温において α 相の比率が 80% 以上を占めており、かつ室温では α 相の変形が優先的に生じる¹⁶⁾。またチタンの α 相は C 軸と平行な方位にはすべり成分がないために、同方向への変形が困難である。このため今回の調査結果における機械的性質の異方性を、製管方法によら

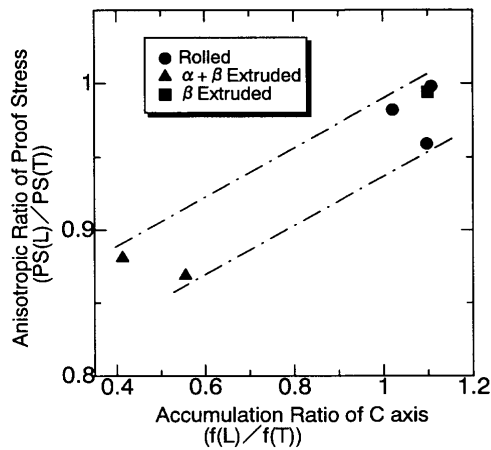


Fig. 8. Relation between the ratio of f -value and the ratio of anisotropy in 0.2% proof strength of Ti-6Al-4V alloy seamless pipes.

ずC軸の集積状態によって整理することが可能と考えられる。

$\alpha+\beta$ 押し出し材では低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後と高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後において、円周方向と長手方向のC軸の集積強度が変化した。これらの焼鈍材において f 値には大きな変化がなかったものの、高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍材では長手方向の集積点での強度が増加し、円周方向では逆に低下した。しかしながら引張性質の異方性には変化がなかった。このことは引張性質の異方性が、集合組織の集積強度のみで議論することはできないことを意味している。また高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍によって初析 α 相が等軸化したにもかかわらず異方性の程度が同等であることから、機械的性質の異方性は初析 α 相の形態よりも集合組織の状態に影響を受けるものと考えられる。

Fig. 8に管の長手方向と円周方向における f 値の比率と耐力の比率の関係を示す。傾斜圧延法による製管材では集合組織においてC軸の集積強度が弱く、かつ長手方向と円周方向の集積割合がほぼ等しいために顕著な異方性を示さない。また β 押し出し材では傾斜圧延法による製管材よりも比較的強い集合組織が形成されているが、管長手方向および円周方向へのC軸の集積割合がほぼ同等であるために、耐力の異方性は示さなかったものである。

これに対して $\alpha+\beta$ 押し出し材の高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後では、低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍後に比べて管の長手方向にC軸の集積強度が増大するが、 f 値の測定による各方位への全体の分布としては変化がないために、異方性の程度が熱処理による影響を受けなかったものである。すなわち f 値の測定結果をもとにすると $\alpha+\beta$ 押し出し材では、高温 $\alpha+\beta$ 焼鈍および低温 $\alpha+\beta$ 焼鈍の両者ともに、C軸が全体として円周方向と平行な方位に分布している。このため円周方向に引張変形が加わった場合に変形が困難となり、円周方向で比較的高い強度を示すものと考えられる。この結果、Fig. 8に示す通り、耐力の異方性が f 値の比率と良い対応関係を示すものと考えられる。

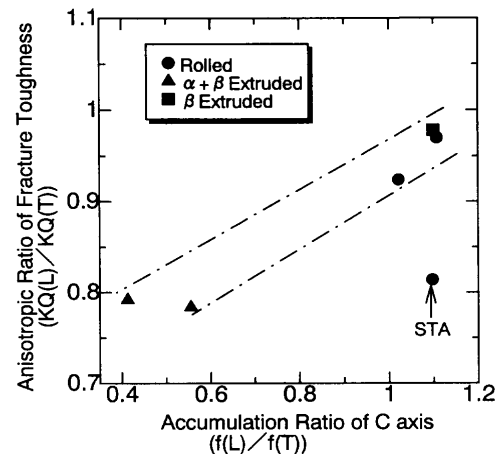


Fig. 9. Relation between the ratio of f -value and the ratio of anisotropy in fracture toughness of Ti-6Al-4V alloy seamless pipes.

このことからTi-6Al-4V合金の機械的性質の異方性を検討する際に、集合組織の集積強度ではなく、 f 値による各方位におけるC軸の分布割合によって判断すべきものと考えられる。

次に破壊靱性についてFig. 9には管長手方向と円周方向における f 値の比率と破壊靱性値の比率の関係を示す。この場合も耐力と同様に、傾斜圧延材の溶体化時効処理(STA)されたものを除いて良好な直線関係で整理される。STA条件のものが全体の関係から外れた理由は、STA条件では破壊靱性値が低いために測定値の誤差による影響を受けたものと思われる。

Fig. 9の結果はC軸が管円周方向に強く集積する場合ほど、管円周方向に亀裂が進展する(T方向)条件での破壊靱性値が相対的に増加することを示している。Ti-6Al-4V合金板でC軸が板幅方向に集積する場合、板幅方向に亀裂が進展する際の破壊靱性値が高くなることが知られているが⁶⁾、Fig. 9の結果はこれを裏付けるものとなっている。この結果、 $\alpha+\beta$ 押し出し材の破壊靱性は亀裂が管円周方向に進展するT方向の値が、亀裂が管長手方向に進展するL方向に比べて高い値となったものである。

以上の検討より、Ti-6Al-4V合金継目無管における機械的性質の異方性は、その製管方法によらず f 値の比率によって整理することが可能であるといえる。

5. 結論

(1) 傾斜圧延法により外観上欠陥のない、均質なTi-6Al-4V合金継目無管の製造が可能である。

(2) 傾斜圧延製管法による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ったが、熱処理後の引張性質は規格値を十分に満足する。さらに0.2%耐力と伸びのの関係において傾斜圧延法による製管材が熱処理条件によらずもっとも高い伸びを示し、伸長された初析 α 相から

なる $\alpha+\beta$ 押し出し材，粗大な針状組織をもつ β 押し出し材の順で特性が順位付けられる。

(3) 傾斜圧延製管材では板圧延材と類似の弱い集合組織が形成されている。また β 押し出し材も傾斜圧延法による製管材と同じ方位に比較的強いC軸の集積が認められる。一方 $\alpha+\beta$ 押し出し材では管長手方向と円周方向に強くC軸が集積しており，とくに円周方向への集積割合が強く，集積割合は高温 $\alpha+\beta$ 域での熱処理によっても変化しない。

(4) 傾斜圧延法および β 相温度域での加熱・押し出しにより製管されたTi-6Al-4V合金はほぼ等方的な静的強度および破壊靱性値を示す。一方 $\alpha+\beta$ 相温度域で押し出し材では管円周方向に強くC軸が集積する結果，管長手方向の強度は管円周方向に比べて低く，また亀裂が管長手方向に進展する方向での破壊靱性が低い。

(5) 上記の機械的性質における異方性の程度は，初析 α 相の形態，C軸の各集積点における集積強度では整理ができず，各方位におけるC軸の集積度を表す f 値の比率によって関係づけることができる。

文 献

- 1) 金属チタンとその応用，日刊工業新聞社，東京，(1983)，203.
- 2) A.Kuroda and T.Yamakawa: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 387.
- 3) AMS 4928: Society of Automotive Engineers Inc., Warrendale, (1977).
- 4) I.Weiss, F.H.Froes, D.Eylon and G.E.Welsch: *Metall. Trans. A*, **17A** (1986), 1935.
- 5) A.Kuroda, T.Yamakawa, K.Nagashima and H.Kawabata: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 267.
- 6) Properties of Textured Titanium Alloys, Metal and Ceramics Information Center, Columbus, (1974), 57.
- 7) AMS 4935: Society of Automotive Engineers Inc., Warrendale, (1984).
- 8) ASTM E399: American Society for Testing Materials, Philadelphia, (1983).
- 9) P.T.Finden: 6th World Conf. on Titanium, Société Française de Métallurgie, Les Ulis Cedex, (1988), 1251.
- 10) T.Sheppard and J.Norley: *Mater. Sci. Technol.*, **4** (1988), 903.
- 11) Titanium Alloy Handbook, Metal and Ceramics Information Center, Columbus, (1972).
- 12) C.Ouchi and H.Suenaga: *Titanium Zirconium (Jpn.)*, **33** (1985), 167.
- 13) 第3版鉄鋼便覧III (2), 日本鉄鋼協会編，丸善，東京，(1980)，903.
- 14) Y.Yagi, M.Fukuda, A.Tabe and T.Nishimura: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **32** (1982), 48.
- 15) H.Suzuki, T.Ashiura, K.Aoyagi, H.Fujii and K.Tanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 587.
- 16) G.Welsch, G.Lütering, K.Gazioglu and W.Bunk: *Metall. Trans. A*, **8A** (1977), 169.