

## チ タ ン の 集 合 組 織

© 1986 ISIJ

長 嶋 晋 一\*

## Texture of Titanium

Shin-ichi NAGASHIMA

チタンは同素変態を持つ金属で、室温の $\alpha$ 相は最密六方晶 (hcp), 高温で安定な $\beta$ 相は体心立方晶 (bcc)であり, 純チタンの $\alpha$ - $\beta$ 変態温度は $882^{\circ}\text{C}$ である。したがってチタンの集合組織は hcp である $\alpha$ 相, bcc の $\beta$ 相の変形集合組織, 熱間変形で形成された $\beta$ 相から $\beta \rightarrow \alpha$ 変態によつて生じる $\alpha$ 相の変態集合組織, 熱間または冷間加工後焼なましによつて生じる再結晶集合組織および変態点以上で焼なまししたときの再結晶および変態の組合せによつて生じる集合組織などをそれぞれに考えねばならない。紙数の都合で十分な説明はできないが, 以下圧延材の集合組織に限定して, これらの代表的な例について述べてみよう。

1.  $\alpha$ -チタンの塑性変形

純チタンおよびチタン合金の塑性変形を理解するためには, チタンを hcp 金属の一つとしてとらえることが必要である。なぜならば, hcp 金属の変形挙動は軸比 (c/a) によつて影響を受け, 理想最密六方晶 (c/a=1.633) よりも軸比の大きなものと小さなものでは全く変形様式が異なり, その結果生じる変形集合組織が異なるからである。また hcp 金属のすべり面は底面すべり (0001)  $[11\bar{2}0]$ , 柱面すべり (10 $\bar{1}0$ )  $[11\bar{2}0]$  および錐面すべり (10 $\bar{1}1$ )  $[11\bar{2}0]$  の3種類が知られているが, これらのすべり系ではすべり方向が底面内に限られていて c 軸方向へのすべりが生じない。多結晶体では変形中に各結晶粒間の連続性を保持し体積不変の条件を満足するための5個の独立なすべり系でのすべりが要請されるが, 自由度が1個不足しているので双晶変形がすべり変形と同時に進行することが必要になる。双晶変形は hcp においては軸比の影響を受けるほか固溶元素の種類と量の影響も受け, その詳しい機構はまだ明らかにされていないが, 変形集合組織の形成機構を論じる場合には常に双晶変形の寄与を考慮する必要がある。

## 2. 変形集合組織

hcp 金属の圧延集合組織は表1に示すように軸比によ

表 1 最密六方晶金属の圧延集合組織

金 属	c/a	冷間圧延率 (%)	主 方 位	文 献
Be	1.568		(0001), $[10\bar{1}0]$	1)
		84	(0001) $\pm 35^{\circ}\text{RD}^*$ , $[10\bar{1}0]$	2)
Hf	1.588	70	(0001) $\pm 30^{\circ}\text{RD}^*$ , $[10\bar{1}0]$	2)
Ti	1.588		(0001) $\pm 27^{\circ}\text{RD}^*$ , $[10\bar{1}0]$	3)
		93.2	(0001) $\pm 30^{\circ}\text{RD}^*$ , $[10\bar{1}0]$	4)
		99.7	(0001) $\pm 40^{\circ}\text{RD}^*$ , $[10\bar{1}0]$	5)
Zr	1.589	97	(0001) $\pm 36^{\circ}\text{RD}^*$ , $[10\bar{1}0]$	6)
		99.8	(0001) $\pm 40^{\circ}\text{RD}^*$ , $[10\bar{1}0]$	5)
Mg	1.623		(0001), $[11\bar{2}0]$	7), 8)
Zn	1.856		(0001) $\pm 25^{\circ}\text{TD}^{**}$ , $[11\bar{2}0]\pm 25^{\circ}\text{TD}^{**}$	7)

\* (0001) $\pm \gamma\text{RD}$  は (0001) 面が圧延方向, RD 軸のまわりに左右に $\gamma$ 傾いた方位。

\*\* (0001) $\pm 25^{\circ}\text{TD}$  は (0001) 面が圧延方向に直角な方向, TD 軸まわりに前後に $25^{\circ}$ 傾いた方位で,  $[11\bar{2}0]$  軸も TD 軸のまわりに $\pm 25^{\circ}$ 傾いている。

つて整理すると3種類に分類することができる。すなわち理想 hcp の c/a=1.633 よりも軸比が3~4%小さい, ベリリウム (c/a=1.568), チタン (c/a=1.588), ジルコニウム (c/a=1.589) などでは (0001)  $[10\bar{1}0]$  方位 (A 方位と略記する) が圧延方向 (RD) のまわりに左右に約 $30^{\circ}$ 傾いた方位, (0001) $\pm 30^{\circ}\text{RD}$ ,  $[10\bar{1}0]$  (A\* 方位と略記し傾角を $\gamma$ とする) となる。これに対して, 軸比が理想 hcp に近いマグネシウム (c/a=1.623) では (0001)  $[11\bar{2}0]$  方位 (B 方位と略記<sup>7)</sup>) が, また軸比がさらに大きい亜鉛 (c/a=1.856) では B 方位の (0001) 面が圧延方向に $\pm 20^{\circ}$ ~ $25^{\circ}$ 傾いた B' 方位が生じる<sup>8)</sup>。図1にチタンの A\* 方位の極点図の例を示す。

A 方位と A\* 方位の相違, あるいは B 方位と B' 方位との相違は反射法による (0001) 極点図から容易に判定できるが, A, A\* 方位か B, B' 方位かの相違, つまり圧延方向に  $[10\bar{1}0]$  軸が平行なのか,  $[11\bar{2}0]$  軸が平行なのかを知るには透過法による (10 $\bar{1}0$ ) 極点図か反射法による (10 $\bar{1}1$ ) 極点図によつて確認することが必要である。なおベリリウムおよびジルコニウムでは A\* よりも A 方位が優先する場合も報告されている<sup>1)</sup>。

昭和 60 年 7 月 29 日受付 (Received July 29, 1985) (依頼技術資料)

\* 横浜国立大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Yokohama National University, 156 Tokiwadai Hodogaya-ku Yokohama 240)

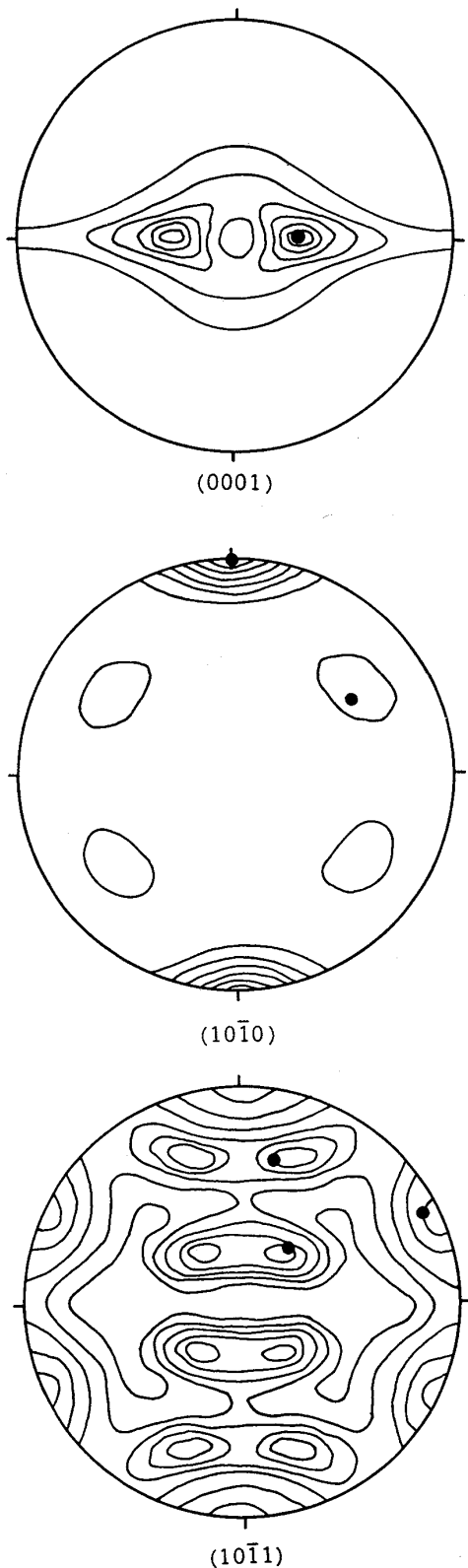


図1 チタンの冷間圧延集合組織 (BARRETT, MASSALSKI より)

チタン合金の圧延集合組織は添加元素の種類によつて大きな影響をうける。MCHARGUE ら<sup>9)</sup>によると、表2に示すように Nb, Ta, Zr の添加は集合組織に大き

表2 チタン合金の集合組織に及ぼす圧延温度の影響

チタン合金	冷間圧延	圧延温度		
		565°C	786°C	872°C
Ti-3.8 wt%Al	A方位	A方位	A方位	B方位
Ti-14.75 wt%Zr	A*方位	A*方位	A*+B*方位	—
Ti-15.4 wt%Ta	A*方位	A*方位	A+B方位	—

ただし A\*, B\* 方位に傾く。

A : (0001)[10 $\bar{1}$ 0], A\* : (0001) $\pm$ 30°RD 軸まわり

B : (0001)[11 $\bar{2}$ 0], B\* : (0001) $\pm$ 30°RD 軸まわり

(RD は圧延方向の略)

な影響を与えないが、Al は著しい影響を持ち (0001) [10 $\bar{1}$ 0] が圧延方向 RD 軸のまわりに  $\pm$ 30° 傾いた A\* 方位は消失し、(0001) [10 $\bar{1}$ 0] 方位 (A 方位) のみになる。

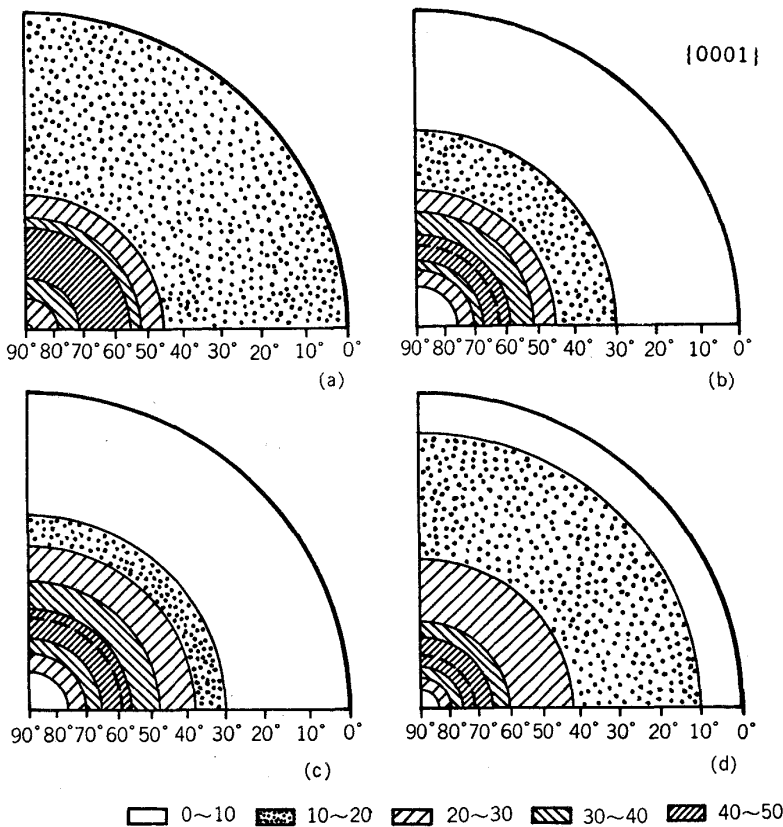
このように Al はチタン合金の圧延集合組織に著しい影響を及ぼすので、Ti-6Al 合金 (Al 6% 添加) および Ti-6Al-4V 合金 (Al 6%, V 4% 添加) の集合組織は純チタンとはかなり異なっている。さらに Ti-6Al-4V 合金は常温で  $\alpha$  相と  $\beta$  相が共存するので、その点からも集合組織を研究する上では興味深い材料である。この合金では (0001) [11 $\bar{2}$ 0] 方位 (B 方位) のほかに (11 $\bar{2}$ 0) [10 $\bar{1}$ 0] 方位、つまり底面が板面に垂直でかつ底面の法線が圧延方向に平行な T 方位、が現れることが知られている。紙数の関係で本合金の集合組織については割愛し、別の機会に述べることにする。

圧延温度を上げると、 $\alpha$  相 (hcp) の範囲で圧延しても集合組織が変化し、表2に示すように圧延温度が低いうちは室温における圧延集合組織とほぼ同じであるが、圧延温度が上昇するにしたがつて、A または A\* 方位に B または B\* 方位が重なつて生じる。

交叉圧延、つまり圧延材を幅方向にも圧延して長手方向とほぼ同量の圧下を加えると圧縮材に似た集合組織が得られる。図2はチタンを圧縮加工および交叉圧延したときの (0001) 極点図の例を示したもので、(0001) 極は中心から 20°~40° の位置の同心円上に強度極大を持っていることがわかる。

### 3. 再結晶集合組織

一般に hcp 金属の圧延集合組織は  $\alpha$  相領域で焼なましを行つてもあまり変化しない場合が多い。図3はチタンの再結晶集合組織の1例を示したもので、400°, 1h の焼なまし後の集合組織は冷間圧延材とほぼ同じ A\* 方位 ( $\gamma=42^\circ$ ) であるが、500°C, 700°C で各 1h 焼なますと A\* 方位からさらに底面の傾き軸 (TA) が圧延方向 (RD) に対して左右に角  $\delta$  だけずれた方位 (図4参照)<sup>9)</sup> (A\*\* 方位と略称する) の再結晶集合組織が現れる。このとき [10 $\bar{1}$ 0] 軸と圧延方向 (RD) との角を  $\beta$  とすると再結晶集合組織は表3のようにまとめることができる。すなわち、チタンでは約 500°C 以下では A\*



(0001) 極点図.  
(a) 24.1% 圧縮, (b) 50% 交叉圧延,  
(c) 80.1% 圧縮, (d) 98.9% 交叉圧延

図 2 圧縮および交叉圧延による変形集合組織 (WILLIAMS, EPPELSHEIMER<sup>4)</sup>)

表 3 最密六方晶金属の再結晶集合組織<sup>15)</sup>

金属	焼鈍温度 (°C)	圧延集合組織成分	再結晶集合組織成分	文献
Zn		B	B	7)
Mg		B	B	7)
Be		A	A	1)
Ti	500	A*	A*	11)
	535	A*	A*	12)
	705		A*+B*	
	815		B*	
	880 以上		B*	
Ti (99.60%)	650, 800, 850	A*+A**	A*+B*+A**	4)
	800×5 min		A*+B*	
Ti	400×1 h	A*	A*	5)
	500, 700×1 h		A**	
	950×1 h		B**	
	1 000, 1 050×1 h		B**+D	6)
	1 125, 1 200×1 h		C	
Zr	600×1 h	A*	A*+B*	6)
	300, 400×1 h	A*	A*	
	500×1 h		A*	9)
	600, 900×30 min		A**	
	600×30 min+900×30 min		B**	
	1 000, 1 100, 1 200×30 min		B*	
	1 400×1 h		B*+D	
			C	

A : (0001)[10 $\bar{1}$ 0]    A\* : (0001)±27°~40°SP, [10 $\bar{1}$ 0]  
 A\*\* : (0001)±30°~38°SP, [10 $\bar{1}$ 0]14°~25°RD  
 B : (0001)[11 $\bar{2}$ 0]    B\* : (0001)±27°~40°SP, [11 $\bar{2}$ 0]  
 B\*\* : (0001)±35°~40°SP, [11 $\bar{2}$ 0]±2°~7°RD  
 C : β(100)[001]→α に変態    D : α(B\*)→β→α に変態  
 (SP は板面, RD は圧延方向の略)

方位, 500°C 以上 1 000°C の間では冷延集合組織と同じ A\* 方位の他に B\* 方位, A\*\* 方位が現れることもある。つまり α-β 変態点の 882°C を越えて β 相の領域で焼なましを行っても変態点から余り高くない間は再結晶集合組織には顕著な変化は認められない。

図 3 (a) および図 4 (a) は A\* 方位の 1 例を示したもので, 図 3 (b), (c), 図 4 (b) は A\*\* 方位の例である。この極点図から明らかなように, チタンの再結晶集合組織の主方位は 1 枚の透過法による {10 $\bar{1}$ 0} 極点図 (α=0°~50°) または {10 $\bar{1}$ 0} 反射法極点図 (α=30°~90°) から推定することができる。図 3 (c) とほぼ同様な再結晶集合組織の 3 次元解析結果を図 5 に示す<sup>10)</sup>。

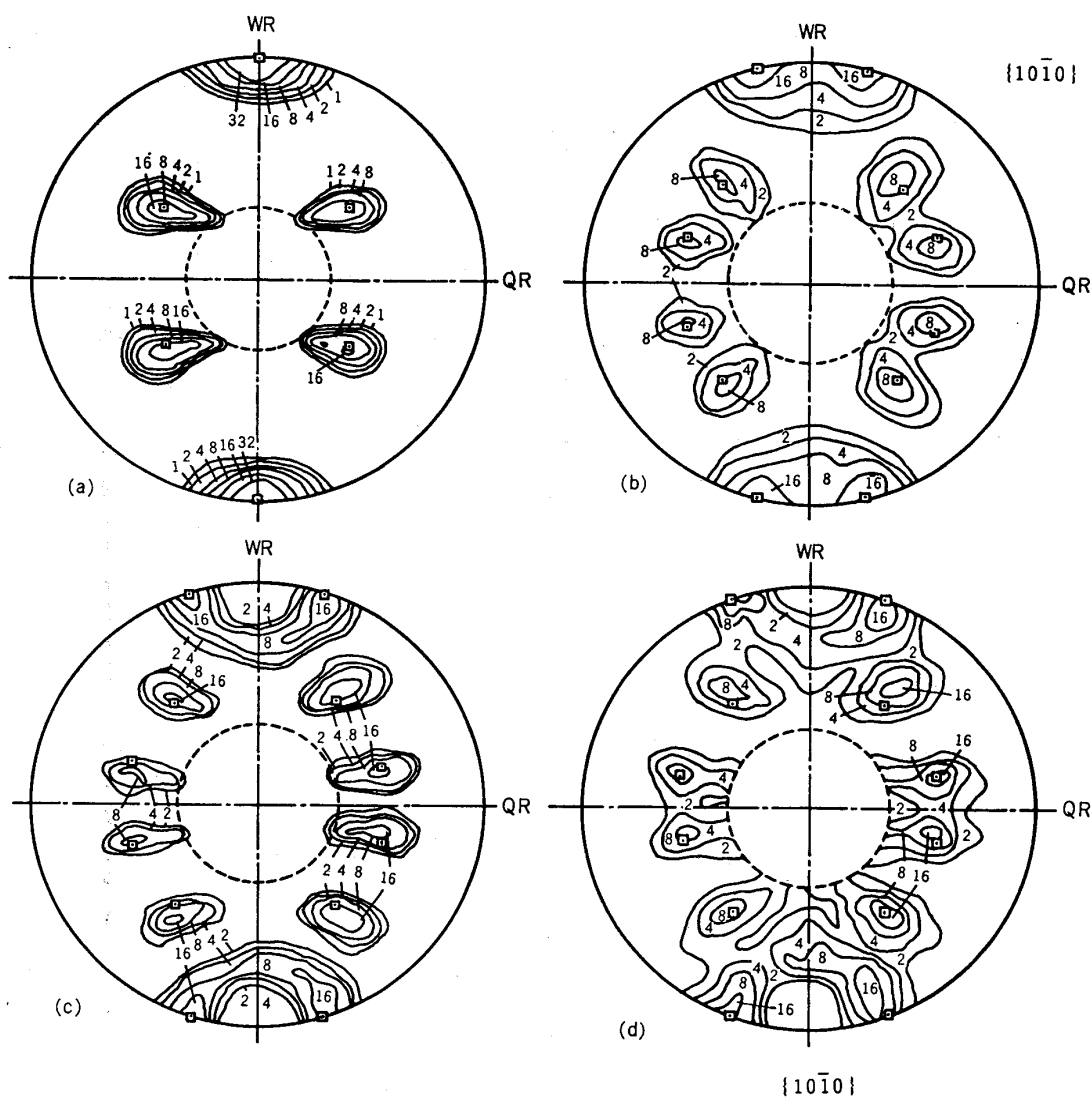
上述のように, 焼なまし温度が純チタンの変態点の 882°C をこえて β 相域に入っても, 温度が低い間は A\* 方位に関連ある A\*\* 方位あるいは B\* 方位が生じるが, β 相域でも高温の 1 000°C 以上で焼なましを行うと β 相の再結晶ならびに β→α 変態に基づく変態集合組織が現れる。以上はチタンの高温における集合組織の変化であるが, ジルコニウムもこれとほぼ同様な集合組織を示す。

それに対して, ベリリウムでは A 方位のみ, マグネシウムおよび亜鉛では B 方位のみが観察されている。

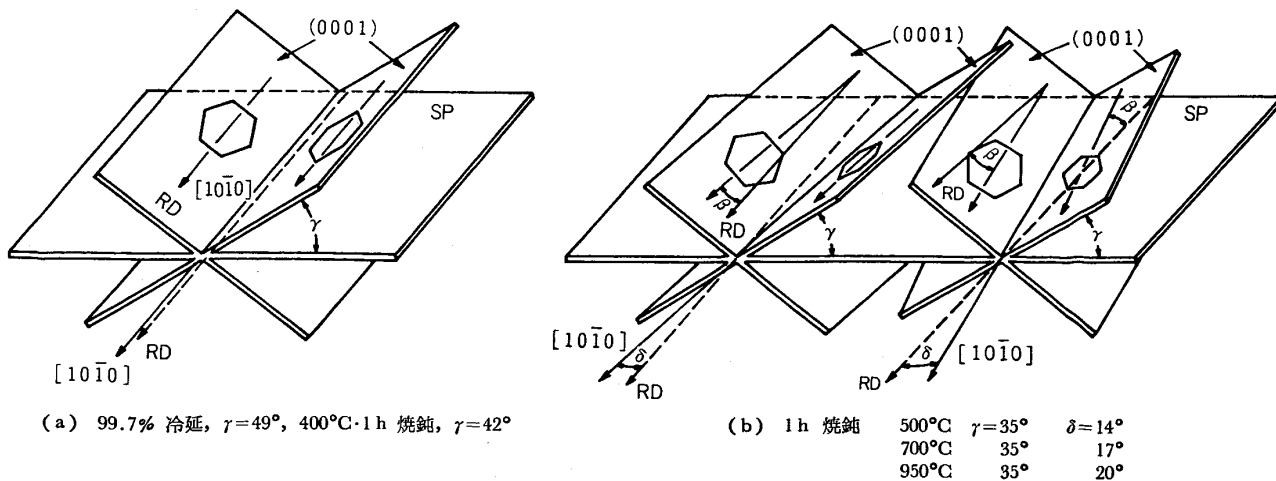
#### 4. 変態集合組織

チタンの α 相から β 相への変態における方位関係は (110) $\beta$ //(0001) $\alpha$ , [1 $\bar{1}$ 1] $\beta$ //[11 $\bar{2}$ 0] $\alpha$  で示され, バーガース (BURGERS) の関係と呼ばれている。変態点以上で焼なましを行うと α→β→α の変態が生じるが, 上述のように β 相領域での保持温度によつて集合組織は著しく変化する。

(i) 変態点真上で焼なました場合は α→β の変態経



(a) 400°C・1h 焼鈍：主方位は A\* 方位， $\gamma=42^\circ$  (□印)  
 (b) 500°C・1h 焼鈍：主方位は A\*\* 方位， $\gamma=35^\circ$ ， $\delta=14^\circ$ ， $\beta=14^\circ$  (□印)  
 (c) 700°C・1h 焼鈍：主方位は A\*\* 方位， $\gamma=35^\circ$ ， $\delta=17^\circ$ ， $\beta=17^\circ$  (□印)  
 (d) 950°C・1h 焼鈍：主方位は A\*\* 方位， $\gamma=35^\circ$ ， $\delta=20^\circ$ ， $\beta=20^\circ$  (□印)  
 図 3 チタンの再結晶集合組織. 99.7% 冷延後焼鈍.  $(10\bar{1}0)$  極点図



(a) 99.7% 冷延， $\gamma=49^\circ$ ，400°C・1h 焼鈍， $\gamma=42^\circ$   
 (b) 1h 焼鈍 500°C  $\gamma=35^\circ$   $\delta=14^\circ$   
 700°C  $\gamma=35^\circ$   $\delta=17^\circ$   
 950°C  $\gamma=35^\circ$   $\delta=20^\circ$   
 図 4 Ti の圧延および再結晶集合組織. (a) 圧延材， (b) 焼鈍材 (BARRETT, MASSALSKI<sup>9)</sup>)

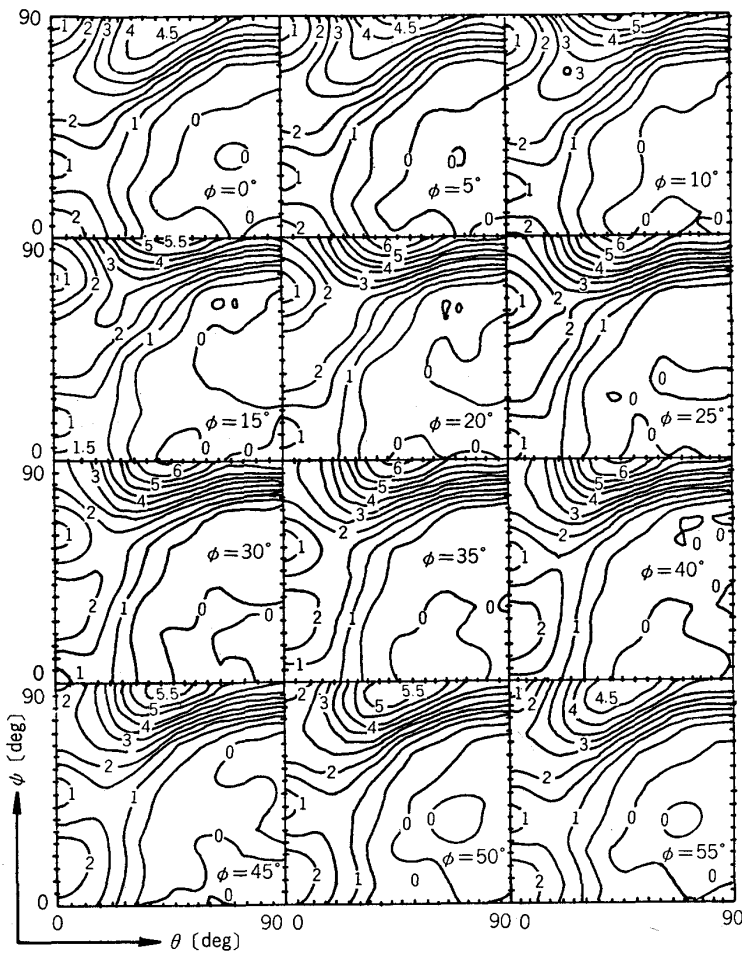
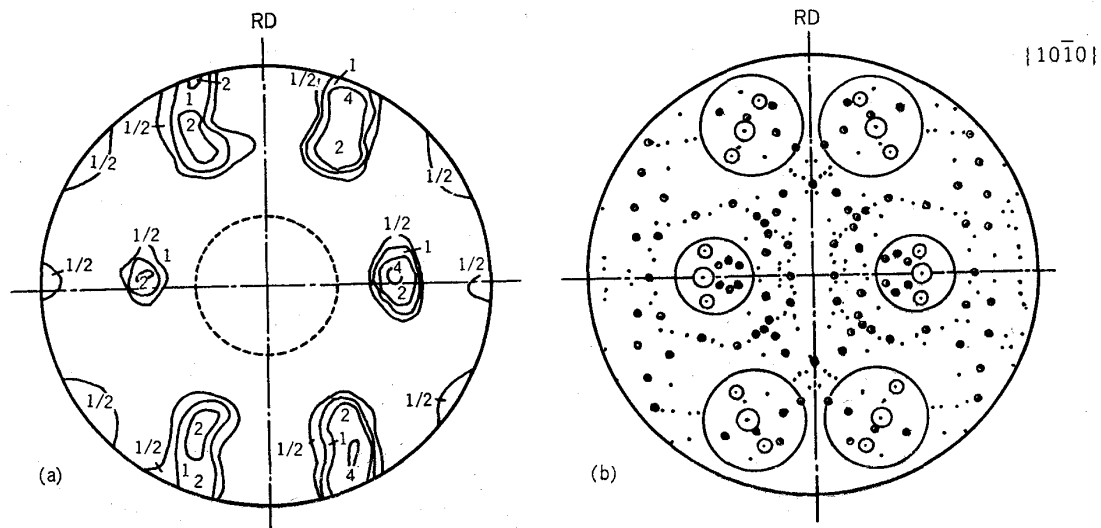


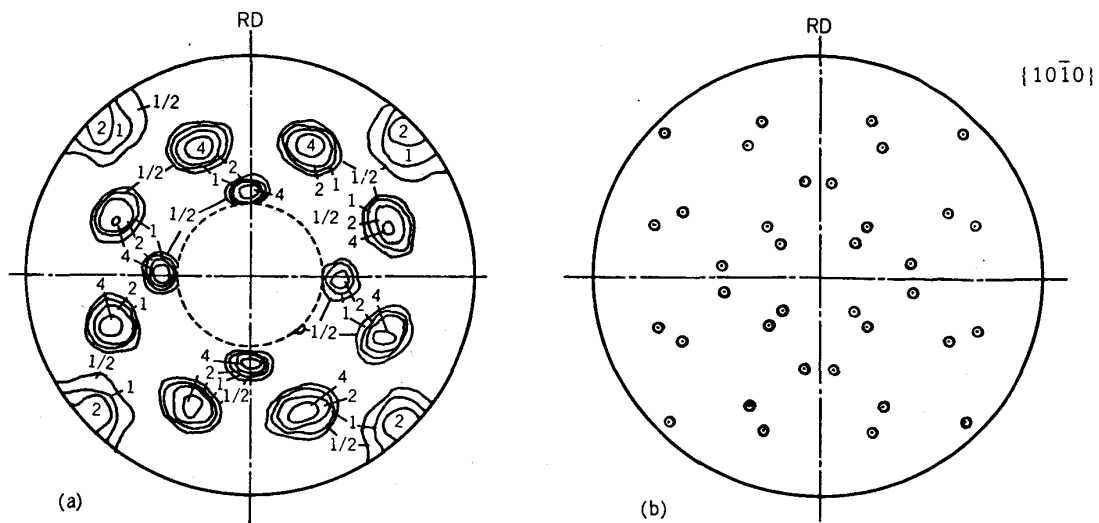
図5 Tiの65%冷間圧延後788°C×3min焼鈍後の三次元方位分布図。(MORRIS, HECKLER<sup>10)</sup>)



(a) (10 $\bar{1}0$ )極点図, 主方位はB\*,  $\gamma=40^\circ$   
 (b)  $\alpha(B^*) \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 変態後の(10 $\bar{1}0$ )極の計算結果  
 図6 チタンの再結晶集合組織, 図3と同じ99.7%冷延板, 1050°C・1h焼鈍 (KEELER, GEISLER<sup>5)</sup>)

路は記憶されていて,  $\beta \rightarrow \alpha$ の変態ではほぼ完全に変態前の集合組織であるA\*方位にもどる. 図3(d)を見ると950°C・1h焼なまし後の集合組織は同じくA\*\*方位で, 500°Cや700°Cの焼なましと比較すると角 $\delta$ および角 $\beta$ が大きい以外に著しい差異は認められない.

(ii)  $\beta$ 相の中間温度での焼なましでは,  $\alpha \rightarrow \beta$ の変態で上記のバーガースの関係に従って可能なすべての面での変態が生じ,  $\beta \rightarrow \alpha$ の逆変態ではさらに $\beta$ 相のそれぞれの方角からバーガースの関係の変態が生じると考えられる. 図6(b)はB\*方位( $\gamma=40^\circ$ )の $\alpha$ 相が $\beta$ 相



(a)  $(10\bar{1}0)$  極点図, 主方位は  $c$   
 (b)  $\beta(100)[001] \rightarrow \alpha$  変態後の  $(10\bar{1}0)$  極の計算結果  
 図 7 チタンの再結晶集合組織, 図 3 と同じ 99.7% 冷延板, 1125°C・1 h 焼鈍 (KEELER, GEISLER<sup>5)</sup>)

に変態し, さらにパーガースの方位関係によつて  $\alpha$  相に変態したときの  $(10\bar{1}0)$  極を图示したものである. 集積度はかなり減少しているが測定された  $(10\bar{1}0)$  極点図図 6 (a) とよく一致しているのがわかる.

(iii)  $\beta$  相の高温域で焼なましを行うと, bcc 結晶の典型的再結晶集合組織である立方体方位,  $(100) [001]$  が形成され, この方位から  $\beta \rightarrow \alpha$  変態が行われると図 7 (b) に示すような  $(10\bar{1}0)$  極の分布が得られ, これも図 7 (a) に示す  $(10\bar{1}0)$  極点図とよい一致を示している.

このように変態集合組織が  $\alpha \rightarrow \beta$  変態後の  $\beta$  相域における焼なまし温度によつて著しく異なる理由として, KEELER, GEISLER<sup>5)</sup> は方向性を持つた介在物や変態ひずみが影響を与えていると考えた. すなわち, パーガースの関係は結晶の対称性から等価な 12 通りの方位関係が成り立つ. これらの等価な方位はバリエント (variant) と呼ばれ, 本来理想的条件下で変態が行われるときは, 12 のバリエントが等しい確率で変態に関与するはずであるが, 種々な原因によつて一部のバリエントだけが優先的に実現することがある. この現象はバリエントの選択と呼ばれ, 外部応力や残留応力, 塑性ひずみや介在物の拘束などの影響を受けやすい. 逆変態のときははじめの変態によつて導入された変形の不均一などに基づく局所的応力の影響を受け, これを軽減するようなバリエントの選択が起こることも当然考えられる.

したがつて,  $\beta$  相低温域焼なましでは変態ひずみが残っているため 1 組のバリエントが優先して  $\beta \rightarrow \alpha$  変態が起こつて, 元の  $\alpha$  相の再結晶集合組織が再現する. そして焼なまし温度を上げると変態ひずみは解放され, 介在物も溶解して拘束が消滅するため, バリエントの選択は起こらず, 12 通りのすべてのバリエントが変態に関与して理想的変態集合組織が出現すると説明している.

このような変態と逆変態における方位の記憶現象は,

ジルコニウム, コバルトあるいは鉄・ニッケル合金などでも観察されている<sup>15)</sup>.

## 5. 変形集合組織形成理論

上に述べたチタンの圧延集合組織を見て不審に思われる読者がおられるであろう. 圧延集合組織は圧延方向 (RD) の引張りりと, 板面法線方向 (ND) の圧縮が同時に起こる変形であるから, すべり系が  $(0001) [11\bar{2}0]$ ,  $(10\bar{1}0) [11\bar{2}0]$ , および  $(10\bar{1}1) [11\bar{2}0]$  で, その臨界せん断応力は  $\tau_{0001}$  が最も小さいときは B 方位,  $(0001) [11\bar{2}0]$  が冷延集合組織の主方位となると期待される. ところが表 1 に示すように軸比が 1.633 に近いマグネシウムおよびこれより大きい亜鉛では B 方位が圧延集合組織の主方位になつているが, チタン, ジルコニウムでは A 方位が主方位になつている. A 方位および A\* 方位の形成については, すでに述べたように双晶変形がすべり変形に伴つて生じる機構を考慮する必要がある.

WILLIAMS, EPPELSHEIMER<sup>13)</sup> は CALNAN-CLEWS<sup>14)</sup> の手法に従つてチタンのすべりおよび双晶変形の分解せん断応力の計算を行い, 上記 3 種類のすべり系に  $\{10\bar{1}2\}$  および  $\{11\bar{2}2\}$  の 2 種類の双晶系を考慮すると測定される圧延集合組織に近い方位が得られることを示している. まだ定性的な推測の段階ではあるが, 圧延方向に対して  $\{11\bar{2}1\}$  双晶を考えると A\* 方位の  $\gamma = 35^\circ$  が都合よく説明できるので, 今後圧延集合組織形成に及ぼす  $\{11\bar{2}1\}$  双晶の役割には注目したい.

## 文 献

- 1) A. SMIGELSKAS and C. S. BARRETT: Trans. Metall. Soc. AIME, 185 (1949), p. 145
- 2) J. H. KEELER: Trans. Metall. Soc. AIME, 212 (1958), p. 781
- 3) C. J. MCHARGUE, S. E. ADAIR and J. P. HAMMOND: J. Met., 5 (1953), p. 1199

- 4) *D. N. WILLIAMS* and *D. S. EPPELSHEIMER*: *J. Met.*, 5 (1953), p. 1378
- 5) *J. H. KEELER* and *A. H. GEISLER*: *J. Met.*, 7 (1955), p. 395; 8 (1956), p. 80
- 6) *R. K. MCGEARY* and *B. LUSTMAN*: *J. Met.*, 3 (1951), p. 994
- 7) *V. CAGLIOTI* and *G. SACHS*: *Metallwirtschaft*, 11 (1931), p. 1
- 8) *P. W. BAKARIAN*: *Met. Technol.*, Tech. Pub. (1941) August
- 9) *C. S. BARRETT* and *T. B. MASSALSKI*: *Structure of Metals*, 3rd ed. (1966), p. 576 [Mc-Grawhill]
- 10) *P. R. MORRIS* and *J. HECKLER*: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 245 (1969), p. 1877
- 11) *H. T. CLARK Jr.*: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 188 (1950), p. 1154
- 12) *C. J. MCHARGUE* and *J. P. HAMMOND*: *J. Met.*, 5 (1953), p. 57
- 13) *D. N. WILLIAMS* and *D. S. EPPELSHEIMER*: *J. Inst. Met.*, 81 (1952-53), p. 553
- 14) *E. A. CALNAN* and *C. J. B. CLEWS*: *Phil. Mag.*, 41 (1950), p. 1085; 42 (1951), p. 616, p. 919; 43 (1952), p. 93
- 15) 長嶋晋一編著: 集合組織 (1984) [丸善]