Ti-40 mass%Nb 合金の引張変形に伴う α'' マルテンサイトと{332}<113>双晶の形成

万谷 義和* 竹元 嘉利 飛田 守孝 榊原 精

岡山大学工学部機械工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 66, No. 10 (2002), pp. 1022-1029
© 2002 The Japan Institute of Metals

Formation of α'' Martensite and {332}<113> Twin during Tensile Deformation in Ti-40 mass%Nb Alloy

Yoshikazu Mantani*, Yoshito Takemoto, Moritaka Hida and Akira Sakakibara

Department of Mechanics, Faculty of Engineering, Okayama University, Okayama 700-8530

The α'' martensite phase in the quenched Ti-40 mass%Nb alloy transforms reversely to the β phase upon short-time aging at 623 K for 0.9 ks, resulting in the $\beta + \omega$ microstructure in the aged specimen. The relationship between the tensile property and the microstructure of this specimen was investigated by the observation of the structural changes in the quenched and aged specimen during tensile deformation. Products of the β phase, which were similar to {332} twins, surrounded by the matrix of α'' martensite were formed in the quenched specimen upon tensile deformation. In the aged specimen, on the other hand, α'' martensites and {332} twins were formed upon tensile deformation. The amount of α'' martensite in the two specimens was larger in the nonuniformly deformed area near the fracture. In particular, concentrated slip occurred in the nonuniformly deformed area of the aged specimen accompanied by the extinction of ω phases. The results indicate that the α'' transformation and then the reverse $\alpha'' \rightarrow \beta$ transformation were involved in the formation of {332} twins. It is suggested that the formation of {332} twins was due to lattice instability, and that besides the role of deformation resistance, ω phases played a part in nonuniform deformation.

(Received July 8, 2002; Accepted August 19, 2002)

Keywords: titanium–niobium alloy, tensile property, orthorhombic martensite, ω phase, {332}<113> twin, nonuniform deformation

1. 緒 言

Mo, Nb, V 等の β 安定型元素を添加した Ti 合金では, β 単相域から急冷することによりマルテンサイトや焼入れ ω 相といった準安定相を生じることが知られている¹⁻⁴⁾. β 安定化元素濃度が比較的低い場合は焼入れにより α' (hcp) マルテンサイト¹⁻³⁾ が形成され, 濃度が少し高くなれば α'' (斜方晶) マルテンサイト (以下 α'' と呼称)¹⁻³⁾ となる. さらに濃度が高くなると室温でも β 相が持ち来されて準安定 β 型 Ti 合金となり, β 相中に焼入れ ω 相が形成される^{3,4)}.

α'' は焼入れで形成されるだけでなく準安定 β 相からの変形によっても形成 ($\beta \rightarrow \alpha''$)^{5,6)} され, また比較的低い温度で時効することによって β 逆変態 ($\alpha'' \rightarrow \beta$)⁷⁻⁹⁾ も生じ, 非常に格子不安定である. α'' が存在する組織は, Ti-35 mass%Nb 合金で形状記憶効果の発現¹⁰⁾ や Ti-6Al-4V でヤング率の低下¹¹⁾ といった性質を示すこともあり, 研究対象として興味深い.

焼入れ ω 相を有する準安定 β 型 Ti 合金では, 変形に伴い {332}<113>双晶 (以下 {332} 双晶と呼称) が形成され, 良好な延性を示す¹²⁻¹⁵⁾. Ti-Nb 合金では, 36~40 mass% の Nb 濃

度で {332} 双晶が形成される¹⁵⁾. ω 相についても 4 つあるバリエーションの内, 変形によって 1 つのバリエーションが {332} 双晶内部に優先形成されることが報告されている^{12-14,16)}. 一方, ω 相は焼入れだけでなく時効によっても形成され, 時効 ω 相は変形抵抗となるとともに脆化の原因として作用する¹⁷⁾.

時効 ω 相が存在すると脆性的に作用するのに対し, 焼入れ ω 相を有する組織が {332} 双晶を形成して良好な延性を示す理由や, ω 相の役割については明らかにされていない. 準安定 β 型 Ti 合金では, 変形特性と組織が密接に関わっているため, 同一組成合金で β 相中に α'' を有する組織, および β 相中に ω 相を有する組織が得られれば, 変形特性と組織の関係を調べるのに役立つ.

我々はこれまで Ti-40 mass%Nb 合金を用いた研究で, 1223 K からの焼入れによって $\alpha'' + \beta$ の二相組織が, 623 K-0.9 ks の短時間時効を行うことにより $\alpha'' \rightarrow \beta$ 逆変態を生じ, $\beta + \omega$ の組織となることを確認した^{18,19)}. そこで本研究では Ti-40 mass%Nb 合金の焼入れ材 ($\alpha'' + \beta$ 組織) および時効材 ($\beta + \omega$ 組織) について, 引張試験により変形に伴う組織変化を調べ, 変形特性と組織の関係について検討した. その結果より変形誘起 α'' の形成と {332} 双晶の形成機構, 変形に対する ω 相の作用について得られた知見を報告する.

* 岡山大学大学院生 (Graduate Student, Okayama University)

Fig. 1 Nominal stress-strain curves of Ti-40Nb alloy deformed at room temperature. (a) The specimen quenched from 1223 K. (b) The specimen aged at 623 K for 0.9 ks after quenching.

2. 実験方法

試料は、Ti-40 mass%Nb 合金の多結晶板材を用いた。試料を石英管中に真空 (5.0×10^{-4} Pa) 封入し、1223 K-4.5 ks の溶体化処理後、石英管を水中にて破碎し急冷したものを焼入れ材とした。急冷後、酸化膜を機械研磨により取り除き、再び真空封入して 673 K で 0.9 ks の等温時効処理したものを時効材とした。

焼入れ材および時効材それぞれについて引張試験を行い、光学顕微鏡観察、X 線回折測定および TEM 観察により変形に伴う組織変化を調べた。引張試験は室温にて歪み速度を $5.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ とした。試験片形状は Fig. 1 中に示したもので、厚さは約 400 μm とした。光学顕微鏡観察用の試料は、過塩素酸：n-ブチルアルコール：メタノール=1：6：10 (体積比) の溶液で電解研磨 (温度 223 K) により鏡面にした試料を、フッ酸：硝酸：水=1：1：1 の溶液で腐食して作成した。X 線回折測定は Cu ターゲットを用い、40 kV-200 mA で行った。TEM 試料は上記と同じ研磨液を用いて電解研磨で薄膜化した。TEM 観察には Topcon EM-002B を加速電圧 200 kV で使用し、明視野像および制限視野回折図形 (SAD) を撮影した。

3. 実験結果

3.1 焼入れ材と時効材の引張特性

焼入れ材と時効材の引張特性を比較するために、室温で引張試験を行った。Fig. 1 に焼入れ材および時効材の公称応力

歪み曲線を示す。焼入れ材は約 320 MPa で降伏を示し、加工硬化しながら引張強さが約 500 MPa となった。試験片の平行部分 (15 mm) 全域で均一に変形が進み、約 25% 歪みから不均一な変形が始まった。破断伸びは約 38% であり、良好な延性を示した。一方、時効材では約 200 MPa までは焼入れ材と同じ弾性勾配であったが、一段目の降伏を示した後に低い勾配へと変わり、約 450 MPa で二段目の降伏を示した。約 12% 歪みから不均一に変形が進行したため破断伸びは 17% に減少したが、引張強さは焼入れ材と同程度であった。このような引張特性の違いは組織によるものであり、変形に伴う組織変化を調べるため、焼入れ材および時効材について、引張変形量の異なるいくつかの組織を観察した。

3.2 焼入れ材の引張変形に伴う組織変化

Fig. 2 に焼入れ材の引張変形に伴う光学顕微鏡組織と X 線回折パターン (XRD) の変化を示す。(a) は変形前の焼入れ α'' 組織であり、(b) はこの領域からの XRD である。それぞれのピークの回折角と面間隔を Table 1 に示す。(b) では、 $\{002\}\alpha''$ および $\{110\}\beta$ の回折ピークが、 $\{020\}\alpha''$ と $\{111\}\alpha''$ の谷間で重なっているため判別できないが、 $\{022\}\alpha''$ の回折ピークの右下部分が広がっているため、 $\{002\}\beta$ の回折ピークもわずかではあるが存在し、 $\alpha'' + \beta$ の二相で構成されていることが分かった。(c) は破断した試験片の破断部から離れた領域の変形組織であり、白矢印で示したようなバンド状生成物が形成されていた。XRD (d) では、 $\{111\}\alpha''$ よりも $\{110\}\beta$ の回折ピーク強度の方が上回っていた。さらに不均一に変形が進んだ破断部近傍の組織が (e) であり、かなり複雑な変形組織であった。XRD (f) では $\{110\}\beta$ よりも $\{111\}\alpha''$ の回折ピーク強度の方が再び強くなっていた。

Fig. 2 (c) で観察されたバンド状生成物を解析するため、TEM 観察を行った結果を Fig. 3 に示す。(a) は α'' 組織であり、焼入れで形成されたものか、変形により形成されたものかは判断できなかった。(b) では、T 領域で示したバンド状生成物が観察された。変形前の焼入れ組織^{18,19)} ではこのようなバンド状生成物は観察されなかったため、変形によって形成されたものと考えられる。このバンド状生成物を特定するため、SAD を撮影した結果を Fig. 4 に示す。明視野像 (a) 中の B および C 領域から撮影した SAD が (b) および (c) で、両方を含む領域から撮影した SAD が (d) である。本合金の α'' と β 相は互いの構造が非常によく似ているため、SAD の区別がつきにくい¹⁸⁾。両相の識別を行うため、 $(100)\alpha''$ と $(1\bar{1}0)\beta$ の SAD の模式図を Fig. 5 に示す。 $(020)\alpha''$ と $(110)\beta$ 、 $(022)\alpha''$ と $(002)\beta$ の面間隔の差はごくわずかなので、 $(021)\alpha''$ のスポットの有無で両相を識別した。また、 ω 相が存在する場合、 $(1\bar{1}0)\beta$ では■と▲で示した二

Table 1 Diffraction angles and interplaner spacings of α'' martensite and β phase in Ti-40Nb alloy.

Indices of lattice plane	$\{110\}\alpha''$	$\{020\}\alpha''$	$\{002\}\alpha''$	$\{110\}\beta$	$\{111\}\alpha''$	$\{021\}\alpha''$	$\{022\}\alpha''$	$\{200\}\alpha''$
							$\{002\}\beta$	
Diffraction angle, 2θ	33.68	37.48	38.62	38.75	38.98	42.36	54.91	57.67
Interplaner spacing (nm)	0.2661	0.2399	0.2331	0.2324	0.2311	0.2133	0.1672	0.1599

Fig. 2 Change of optical microstructures and XRD profiles with tensile deformation in quenched Ti-40Nb alloy. (a) and (b): The specimen quenched from 1223 K. (c) and (d): The deformed specimen, band products were formed. (e) and (f): The deformed specimen in the vicinity of the fracture.

つの ω バリエントのスポットが現れる. Fig. 4(b)では (021) α'' の回折スポットがあるため, Fig. 4(a)の B 領域は α'' であることが分かる. 一方, Fig. 4(c)では (021) α'' の回折スポットが確認できないため, バンド状生成物内は β 相であると考えられる. また Fig. 4(d)の○で囲んだ {332} β スポットが一致しているので, 観察されたバンド状生成物は, β 指数表記で {332} β を晶癖面とする {332} 双晶的な生成物²⁰⁾ であることが分かった.

3.3 時効材の引張変形に伴う組織変化

Fig. 6 に時効材の引張変形に伴う光学顕微鏡組織と XRD の変化を示す. (a)は変形前組織で焼入れ α'' は消滅し, XRD

(b)からも α'' は認められず, 代わって β 相と ω 相の回折ピークが確認された. (c)は Fig. 1(b)の時効材の引張曲線において, 二段目の降伏直前(約 5%)で変形を止めた光顕組織であり, たくさんの直線的なバンド状生成物が観察された. この領域からの XRD (d)では, α'' の回折ピークが確認された. {022} α'' と {002} β の回折ピーク強度を比べると, {002} β の方が強かった. (e)は破断した試験片の破断部から離れた領域の変形組織であり, ここでもバンド状生成物が観察された. XRD (f)では {022} α'' と {002} β の回折ピーク強度は同程度になっており, α'' が増加していることが分かった. さらに不均一に変形が進んだ破断部近傍の組織が (g)であり, かなり複雑な変形組織になっていた. この領域からの

Fig. 3 TEM microstructures of quenched Ti-40Nb alloy deformed in tension. (a) α' microstructure. (b) Deformation product.

Fig. 4 TEM microstructure of quenched Ti-40Nb alloy deformed in tension. (a) Deformation product. (b) SAD pattern taken from 'B' in (a). (c) SAD pattern taken from 'C' in (a). (d) SAD pattern taken from boundary region.

XRD(h)では、全体的に β よりも α'' のピーク強度が強くなっており、変形によって α'' は増加傾向にあるとみられる。また、破断するまで変形しても、破断部から離れた領域の XRD(f)では $\{0001\}\omega$ の回折ピークは存在したが、破断部近傍の XRD(h)では消滅しているかあるいは非常に弱くなっていた。この結果より、破断部近傍の不均一変形領域で ω 相は減少していることが分かった。

Fig. 6(c)の変形組織で観察されたバンド状生成物を解析するため、TEM 観察を行った。Fig. 7 にバンド状生成物とその SAD を示す。明視野像(a)中の B および C 領域から撮影した SAD が(b)および(c)、B と C を含む領域から撮影した SAD が(d)である。(b)では、二つの ω バリエーションの回折スポットに加えて、○で囲んだ $(021)\alpha''$ スポットも存在した。Fig. 6(d)の XRD では β 相の回折強度が非常に強いために、Fig. 7(b)の SAD は β 相が大部分であり、加えて α'' と ω 相が混在している領域であると判断した。一方、バンド状生成物内の(c)では二つの ω バリエーションのスポットが観察されるが、楕円で囲んだ一つの ω バリエーションの方が強い。 $(021)\alpha''$ スポットは存在しないか、あるいは(b)と比べて非常に弱いため、バンド状生成物内は β 相と一つのバリエーションの ω 相で主として構成されていた。(d)では、○で囲んだ $\{332\}\beta$ スポットが一致しているので、ここで観察され

Fig. 5 Schematic diagram of SAD patterns, $(100)\alpha''$ and $(110)\beta$.

Fig. 6 Change of optical microstructures and XRD profiles with tensile deformation in aged Ti-40Nb alloy. (a) and (b): The specimen aged at 623 K for 0.9 ks. (c) and (d): The deformed specimen, band products and α'' were formed. (e) and (f): The deformed specimen, peak intensity of α' increased. (g) and (h): The deformed specimen in the vicinity of the fracture.

Fig. 7 TEM microstructure of aged Ti-40Nb alloy deformed in tension. (a) Deformation product. (b) SAD pattern taken from 'B' in (a). (c) SAD pattern taken from 'C' in (a). (d) SAD pattern taken from boundary region.

たバンド状生成物は $\{332\}$ 双晶であることが分かった。

Fig. 8 は不均一変形領域 (Fig. 6 (g)) の TEM 組織である。(a) 中の T 領域は図には示していないがバンド内外の結晶方位関係を解析すると $\{332\}$ 双晶になっていた。 $\{332\}$ 双晶内部からの SAD を左下に示す。SAD は $\{113\}\beta$ で、 ω 相の回折スポットは認められなかった。 $\{332\}$ 双晶内部は集中すべり変形の痕跡が認められた。また、他の領域で観察された集中すべり変形組織が (b) である。左下の SAD は $\{113\}\beta$ で、 ω 相の回折スポットは認められなかった。トレース解析の結果から、集中すべりは $\{112\}\langle 111 \rangle$ すべりであることが分かった。

Fig. 8 TEM microstructures of aged Ti-40Nb alloy deformed in tension in the vicinity of the fracture. (a) α'' microstructure. (b) Dislocation lines.

4. 考 察

4.1 変形に伴う $\{332\}$ 双晶の形成

マルテンサイト変態と双晶変形は、どちらも拡散を伴わず、剪断歪みによって形成される点で類似性があり、共通の視点で考えることが現象の解明につながる。竹元ら²¹⁾は $\{332\}$ 双晶形成メカニズムについてシミュレーション結果から、変形誘起 α'' の関与と、 $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow$ 双晶 β という変態過程を通じて $\{332\}$ 双晶を完了させることを示した。

本実験の焼入れ材の変形組織では $\{332\}$ 双晶的な生成物 (Fig. 4) が観察され、母相側が α'' 、生成物側が β 相になっていた。Richman により提唱されている $\{332\}$ 双晶形成モデルでは Fig. 9 (a) に示すように、 $\{332\}\beta$ 面内の半分の原子 (●) が $[113]$ へ剪断によって移動し、半分の原子 (○) が shuffling を伴う変位によって形成される²²⁾。この図は β 母相から双晶 β が形成されるモデルであるが、本実験結果で得られたように母相側が α'' 、生成物側が $\{332\}$ 双晶的な β 相となるように置き換えたモデルを Fig. 9 (b) に示す。これは竹元ら²¹⁾ が示した $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow$ 双晶 β 形成メカニズムの第 1 プロセスを逆にしたモデルであり、 $\beta \rightarrow$ 双晶 β への剪断歪み (0.3535) より少ない歪みで $\{332\}$ 双晶的な生成物を形成することができ、十分その可能性はあると考えられる。本研究で観察された

Fig. 9 Atom displacement of $\{332\}\langle 113 \rangle$ twin. ●: atoms on the layer, ○: below or above the layer. Small circles were the position before the displacement. (a) Shuffling model of Richman²¹⁾. (b) $\{332\}$ twin-like product model.

$\{332\}$ 双晶的な生成物は、母相側が α'' であること以外はこのまでに報告されている $\{332\}$ 双晶と形態、方位関係において同じであり、逆に考えれば、 $\{332\}$ 双晶の形成には α'' が関与していることが示されたといえる。

焼入れ材の XRD の結果では、一時的に β 相の回折強度 (Fig. 2(d)) は強くなったが、さらに変形が進むと再び α'' の回折強度 (Fig. 2(f)) は強くなっていることが分かった。このため、 α'' は変形誘起的にも形成されることが考えられる。一時的に β 相の回折強度が強くなったのは、 $\{332\}$ 双晶的な生成物の形成に伴って Fig. 4 で観察されたように生成物内部の α'' が Fig. 9(b) のようなプロセスで β 相に逆変態したためであると考えられる。一方、時効材でも変形の進展につれて α'' の回折強度 (Fig. 6) は強くなっており、 α'' は変形誘起的に形成されることが分かる。変形により形成された $\{332\}$ 双晶内 (Fig. 7(b)) では α'' は含まれていなかったが、双晶の母相 (β 相) 側 (Fig. 7(c)) では α'' を含んでいた。このため時効材でも、 α'' は $\{332\}$ 双晶の形成に伴って β 相に逆変態したことが考えられる。 $\{332\}$ 双晶的な生成物および $\{332\}$ 双晶の形成には、共通して α'' 変態と $\alpha'' \rightarrow \beta$ 逆変態が関与しているとみなされる。

4.2 変形に対する ω 相の作用

$\{332\}$ 双晶を形成する Ti 合金の特徴の一つとして、焼入れ ω 相を有することが挙げられる。本実験結果では、焼入

れ ω 相が存在せず、 α'' を有する焼入れ材では変形に伴い $\{332\}$ 双晶的な生成物が形成され、短時間時効により ω 相が形成された時効材では変形に伴い $\{332\}$ 双晶が形成された。この結果から、 $\{332\}$ 双晶を形成する要因は、焼入れ ω 相の存在よりもむしろ母相の格子不安定性に依存しているといえる。すなわち焼入れ材では β 相と構造がよく似た α'' 準安定相を母相とし、時効材では $\alpha'' \rightarrow \beta$ 逆変態した不安定 β 相を母相とした結果、 $\{332\}$ 双晶が形成されたと考えられる。

時効材で変形前に存在した ω 相は、破断するまで変形しても破断部から離れた領域の XRD (f) では $\{0001\}\omega$ の回折ピークは存在したが、破断部近傍の XRD (h) では消滅しているかあるいは非常に弱くなっていた。このため、焼入れ材に比べて破断伸びが減少したのは、 ω 相の作用によると考えられる。時効により形成された ω 相は変形の局在化を促し、脆化の原因として知られている¹⁷⁾。今回形成された ω 相は時効によるものであるが、わずか 0.9 ks の間で形成されたもので、十分な拡散によって形成されたものとは考えられず、性質的には焼入れ ω 相と時効 ω 相の中間的な性質であると位置付けられる。我々は Ti-20 mass% Mo 合金焼入れ材の引張変形過程において、単一 ω バリエーションのみで形成されたバンド状生成物を観察し、そのバンド状生成物内で集中すべり変形が生じることを示した²³⁾。本研究においても Fig. 7 で観察されたように、 $\{332\}$ 双晶内では一つの ω バリエーションが優勢であり、母相側では二つの ω バリエーションが観察された。さらに、不均一変形領域の Fig. 8(a) および (c) の集中すべり変形領域では ω 相は消滅しており、XRD の結果 (Fig. 6(h)) とも一致している。これらの結果より、変形の進行に伴い単一バリエーションのみを含む ω 相のバンド状生成物が形成され、集中的なすべり変形を促すように作用して消滅したと考えられる。

Ti-40 mass% Nb 合金時効材での応力-歪み曲線に現れる現象と組織変化を対応させると次のような過程が考えられる。変形誘起的に α'' が形成され始めるところが一段目の降伏となる。変形によって α'' は誘起され続けるが、それを緩和するように二段目の降伏近傍から $\{332\}$ 双晶が形成され始める。この段階で焼入れ材と比べて応力レベルが高いのは ω 相の変形抵抗作用によると考えられる。さらに変形が進むと $\{332\}$ 双晶内部 (Fig. 7) で観察されたような、単一バリエーションの ω 相の優先形成領域が生じ、その領域で ω 相の消滅を伴いながら集中すべりが生じて不均一変形が進行し始め、くびれ発生へと進展する。破断部近傍の XRD の結果 (Fig. 6(h)) では β 相より α'' の形成が優勢であった。TEM 観察組織 (Fig. 8) では、変形量が多いこともあり α'' と β の識別は難しいが、不均一変形領域では β 相の $\{112\}\langle 111 \rangle$ すべり変形が進展しているとみなされる。

5. 結 言

Ti-40 mass% Nb 合金の焼入れ材 ($\alpha'' + \beta$ 組織) と時効材 ($\beta + \omega$ 組織) について、それぞれの引張変形に伴う微細組織の変化を光学顕微鏡観察、X 線回折および TEM 観察により調べた結果、以下の知見が得られた。

(1) 焼入れ材は良好な延性を示した。時効材は二段階の降伏を示したが、不均一変形が早くから進行したため破断伸びは低下した。引張強さはどちらも同程度であった。

(2) 焼入れ材で変形に伴い形成されるバンド状生成物は、母相が α'' 、生成物内が β 相の {332} 双晶的な生成物であることが分かった。

(3) 時効材では変形に伴い {332} 双晶が形成され、母相は β 相に加えて二つのバリエーションの ω 相と α'' が確認され、双晶内は一つのバリエーションの ω 相が優先的に形成されていた。また、不均一変形領域では ω 相は消滅していた。

(4) {332} 双晶の形成には、変形に伴う α'' 変態と $\alpha'' \rightarrow \beta$ 逆変態が関与していることを指摘した。また、{332} 双晶の形成条件は母相の格子不安定性にあり、 ω 相は変形抵抗となるとともに不均一変形の要因として作用することを示唆した。

文 献

- 1) R. Davis: J. Mater. Sci. **14**(1979) 719–722.
- 2) K. A. Bywater and J. W. Christian: Philos. Mag. A **25**(1972) 1249–1273.
- 3) J. D. Cotton, J. F. Bingert, P. S. Dunn and R. A. Patterson: Metall. Mater. Trans. A **25A**(1994) 461–472.
- 4) A. T. Balcerzak and S. L. Sass: Metall. Trans. **3**(1972) 1601–1605.
- 5) M. Oka and Y. Taniguchi: J. Japan Inst. Metals **42**(1978) 814–820.
- 6) T. W. Duerig, G. T. Terlind and J. C. Williams: Metall. Trans. A **11A**(1980) 1987–1998.
- 7) Y. Ohmori, H. Natui, K. Nakai and H. Ohtsubo: Mater. Trans., JIM **39**(1998) 40–48.
- 8) T. Sugimoto, M. Ikeda and S. Komatsu: Materia Japan **37**(1998) 27–30.
- 9) M. Ikeda, S. Komatsu, T. Sugimoto and K. Kamei: J. Japan. Inst. Metals **53**(1989) 664–671.
- 10) C. Baker: Met. Sci. J. **5**(1971) 92–100.
- 11) Y. T. Lee and G. Welsch: Mater. Sci. Eng. A **A128**(1990) 77–89.
- 12) S. Hanada and O. Izumi: Metall. Trans. A **17A**(1986) 1409–1420.
- 13) S. Hanada: Bulletin of the Japan Institute of Metals **25**(1986) 755–764.
- 14) T. Furuhashi, K. Kishimoto and T. Maki: Mater. Trans., JIM **35**(1994) 843–850.
- 15) S. Hanada, M. Ozeki and O. Izumi: Metall. Trans. A **16A**(1985) 789–795.
- 16) T. S. Kuan, R. R. Ahrens and S. L. Sass: Metall. Trans. A **6A**(1975) 1767–1774.
- 17) Y. Takemoto, M. Hida, E. Sakedai and A. Sakakibara: J. Japan Inst. Metals **53**(1989) 1004–1012.
- 18) Y. Mantani, Y. Takemoto, M. Hida and A. Sakakibara: Proc. 7th Int. sympo. on Advanced Physical Fields, Tsukuba (2001) 257–260.
- 19) Y. Mantani, Y. Takemoto, M. Hida and A. Sakakibara: Proc. 4th Pacific Rim Int. Conf. on Advanced Mater. and Proc. (2001) 2643–2646.
- 20) 母相、バンド状生成物内ともに β 相であれば {332} 双晶であるが、ここでは母相が α'' であるため、正確には {332} 双晶といえず、{332} 双晶的な生成物と呼ぶことにした。
- 21) Y. Takemoto, M. Hida and A. Sakakibara: J. Japan. Inst. Metals **60**(1996) 1072–1078.
- 22) R. H. Richman: *Deformation Twinning*, Ed. by R. E. Reed–Hill et al., (Gordon and Breach, New York, 1964) pp. 237.
- 23) Y. Mantani, Y. Takemoto, M. Hida, A. Sakakibara, K. Takayama and H. Yasuda: J. Japan. Inst. Metals **64**(2000) 934–939.