

生体用 Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金の引張変形挙動解析

坂口 信人^{1,*} 新家 光雄² 赤堀 俊和² 戸田 裕之¹

¹豊橋技術科学大学生産システム工学系

²東北大学金属材料研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 70, No. 7 (2006), pp. 572-578

© 2006 The Japan Institute of Metals

Analysis of Tensile Deformation Behaviors of Ti-XNb-10Ta-5Zr Alloys for Biomedical Applications

Nobuhito Sakaguchi^{1,*}, Mitsuo Niinomi², Toshikazu Akahori² and Hiroyuki Toda¹

¹Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, Toyohashi 441-8580

²Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577

Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys were fabricated based on Ti-30Nb-10Ta-5Zr alloy, which was the composition that simplified that of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr alloy for biomedical applications. The tensile deformation mechanisms of the Ti-25Nb-10Ta-5Zr, Ti-30Nb-10Ta-5Zr, and Ti-35Nb-10Ta-5Zr alloys were investigated using X-ray diffraction analysis under several loading conditions.

Under loading conditions, the X-ray diffraction peaks of all specimens in this study shift to higher angles than those obtained under non-loading conditions. In the crystal orientation of Ti-30Nb-10Ta-5Zr alloy, in which the lattice strain has reached the maximum elastic lattice strain, plastic deformation (for example slip) is moved with elastic deformation. Therefore, the elastic modulus of this alloy appears to decrease in terms of strain over a proportional limit. Thus, the elastic deformation behavior of the Ti-30Nb-10Ta-5Zr alloy does not obey Hooke's law.

(Received October 21, 2005; Accepted May 29, 2006)

Keywords: beta type titanium alloy, elastic plastic deformation, elastic strain, X-ray analysis, biomaterial, powder metallurgy

1. 緒 言

Ti-29 mass%Nb-13 mass%Ta-4.6 mass%Zr 合金¹⁻⁶⁾(以下、合金組成の mass% を省略)および Ti-35Nb-7Zr-5Ta 合金⁷⁾などの Ti-Nb-Ta-Zr 系合金は、優れた生体適合性および低弾性率を有し、生体材料としての応用が期待されている。これまで、著者らは、Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の添加元素量を変化させた Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金、Ti-30Nb-XTa-5Zr 合金および Ti-30Nb-10Ta-XZr 合金の機械的性質に及ぼす各合金元素の影響^{8,9)}およびそれらの引張変形挙動¹⁰⁻¹²⁾について調査・検討を行った。その結果、Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金では、すべりが塑性変形を担うものの、その弾性変形挙動がフックの法則に従わないことが明らかになった。しかし、同合金の弾性変形挙動の詳細なメカニズムについては未だ不明な点が多い。

そこで、本研究では Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金およびそこから Nb 添加量を変化させた Ti-25Nb-10Ta-5Zr 合金および Ti-35Nb-10Ta-5Zr 合金を粉末冶金法にて作製し、X線回折を用いてそれらの引張負荷時における構成相および X

線回折プロファイルの変化を調査・検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金、Ti-25Nb-10Ta-5Zr 合金および Ti-35Nb-10Ta-5Zr 合金を以後、それぞれ TNTZ₃₀、TNTZ₂₅ および TNTZ₃₅ と略記する。また、後述する応力負荷下での X 線回折を用いて金属材料の変形機構を調査した例は非常に少なく、これら Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金のみを同手法により解析しても、その結果が Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金特有の性質なのか否かを判断することは困難である。そのため、本研究では、比較材として供試材と同じく β 型チタン合金である Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金(以下、Ti₁₅₋₃ と略記)、その構成相の大半が β 型チタン合金と同じく体心立方晶(bcc)の結晶構造を有するフェライトである S45C 機械構造用炭素鋼(以下、S45C と略記)および β 型チタン合金とは結晶構造が異なる A1070 アルミニウム合金(以下、A1070 と略記)を用いた。

供試材の作製には、原料粉末に純金属粉末を用いる素粉末混合法による粉末冶金法を採用した。各粉末は、純度 99.8%以上であり、粒直径は 45 μm 以下であった。

原料粉末を供試材組成となるようにそれぞれ 500 g 秤量し

* 豊橋技術科学大学大学院生、現在：住友軽金属工業株式会社(Graduate Student of Toyohashi University of Technology, Present address: Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.)

Table 1 Chemical compositions of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys. (mass%)

	TNTZ ₂₅	TNTZ ₃₀	TNTZ ₃₅
Ti	bal.	bal.	bal.
Nb	24.9	29.4	35.0
Ta	9.94	10.4	9.96
Zr	4.62	4.80	4.53
O	0.23	0.23	0.24

た後、振とう器によって 0.3 ks および回転ミルによって 7.2 ks 攪拌混合した。その後、各粉末試料をシリコンゴム製の容器に充填後、冷間静水圧加圧機(CIP)によって 3.92 GPa の圧力を負荷し、直径約 40 mm、長さ約 100 mm の圧粉体を作製した。その後、各圧粉体を 1.33×10^{-3} Pa の真空中で、1573 K にて 57.6 ks 保持後、炉冷し焼結処理を施した。

各焼結体につき、大気中の 1223 K にて熱間鍛造により直径約 16 mm まで加工後、同雰囲気中にて熱間スウェージを施し、直径を約 10 mm とした。その後、残留歪みを除去するため、大気中 1123 K にて 1.8 ks 保持後空冷の熱処理⁸⁾を施した。Table 1 に本研究にて作製した供試材の化学組成を示す。

また、比較材である Ti₁₅₋₃ には真空中で 1103 K にて 3.6 ks 保持後水冷の溶体化処理、S45C には真空中で 1083 K にて 3.6 ks 保持後炉冷の完全焼きなまし処理、A1070 には真空中で 623 K にて 3.6 ks 保持後炉冷の焼きなまし処理をそれぞれ施した。

上記熱処理後、供試材および比較材から放電加工により Fig. 1 に示す形状の平板引張試験片を切り出した。

2.2 引張試験および引張負荷下での X 線回折

供試材および比較材の平板引張試験片につき、#1500 までのエメリー紙による湿式研磨によりその表面を調整し、無負荷および引張負荷下での X 線回折に供した。Fig. 2 に X 線回折装置の外観写真を示す。試験片を Fig. 2 に示す治具に固定し、後述する歪みとなるよう引張変形を手動で与えた後、X 線回折装置チャンバー内にその治具ごと設置し、同測定に供した。また、X 線回折には Cu-K_α を用い、管電流 30 mA および管電圧 40 kV の条件にて、走査角度 2θ : 30°~80°で行った。また、各引張試験片に与える変形量は、直接貼付した歪みゲージおよび試験片平行部の標点間距離を読み取り顕微鏡を用いて測定し、0% (無負荷)、1.5%、3% および 10% 程度となるように調整した。

また、通常の引張試験は、インストロン型引張試験機を用い、クロスヘッド速度 8.33×10^{-6} m/s にて大気中室温で行った。荷重は試験機ロードセルより、歪みは歪みゲージよりそれぞれ検出した。

2.3 引張試験その場 SEM 観察と組織観察

試験片表面を #1500 までのエメリー紙による湿式研磨および直径 0.06 μm の Al₂O₃ 粉末を用いたバフ研磨を施し鏡面に仕上げた。それらを、電気・油圧式サーボ疲労試験機 (容量 5 kN) により引張試験を行うとともに走査型電子顕微鏡 (SEM) その場観察を行った。なお、本研究では、得られ

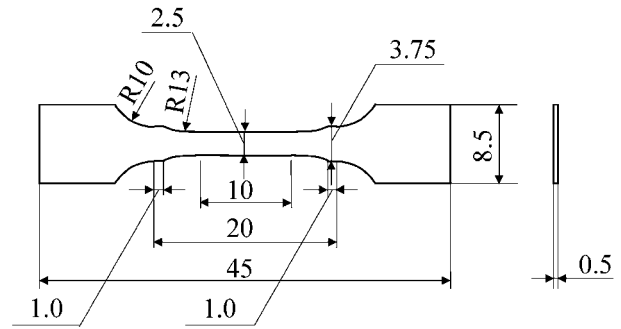


Fig. 1 Schematic drawing of specimen in mm.

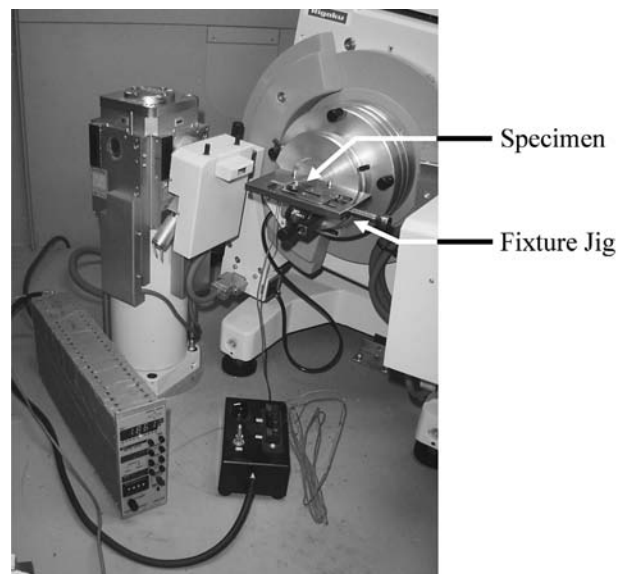


Fig. 2 Photograph of X-ray diffractometer with fixture-jig for specimen under setting conditions.

た SEM 像での凹凸を強調するために、白黒のコントラストを反転して示す。

また、マイクロ組織の評価には、5% 弗酸水溶液による腐食を行い (S45C のみ 1% ナイタル)、光学顕微鏡観察を行った。

3. 結果および考察

3.1 ミクロ組織

Fig. 3 に TNTZ₂₅, TNTZ₃₀ および TNTZ₃₅ の光学顕微鏡によるマイクロ組織を示す。いずれも等軸 β 粒を呈している。また、TNTZ₂₅, TNTZ₃₀ および TNTZ₃₅ の平均結晶粒直径は、それぞれ 56 μm, 62 μm および 44 μm であった。なお、Fig. 3(a) および (b) にて、黒く腐食された結晶粒が確認できるが、これはわずかに過腐食された β 粒である。

Fig. 4 に Ti₁₅₋₃, A1070 および S45C の光学顕微鏡によるマイクロ組織を示す。Ti₁₅₋₃ は、平均粒直径 118 μm の等軸 β 粒を呈している。A1070 のマイクロ組織は、多数のピットを有しているが、このピットは、A1070 中のアルミニウムと鉄との化合物など (例えば、Al₃Fe など) が優先的に溶解したために生成されたと考えられる。S45C は、フェライトおよ

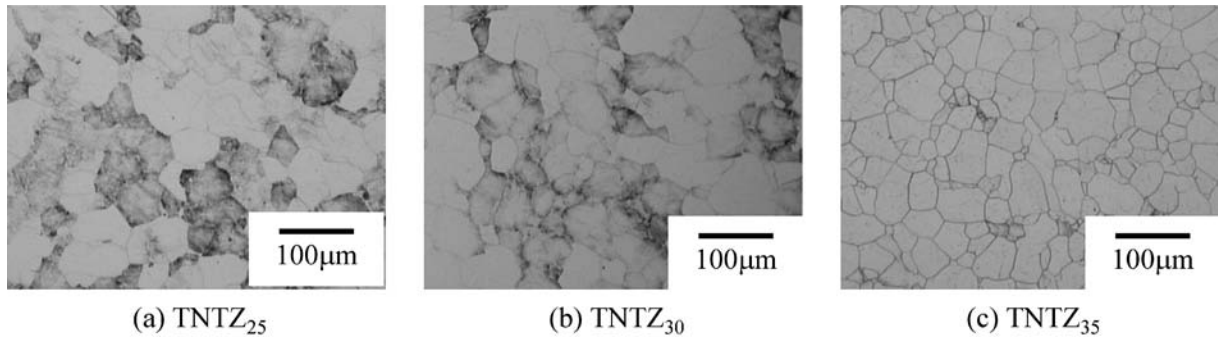


Fig. 3 Optical micrographs of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys: (a) TNTZ₂₅, (b) TNTZ₃₀ and (c) TNTZ₃₅.

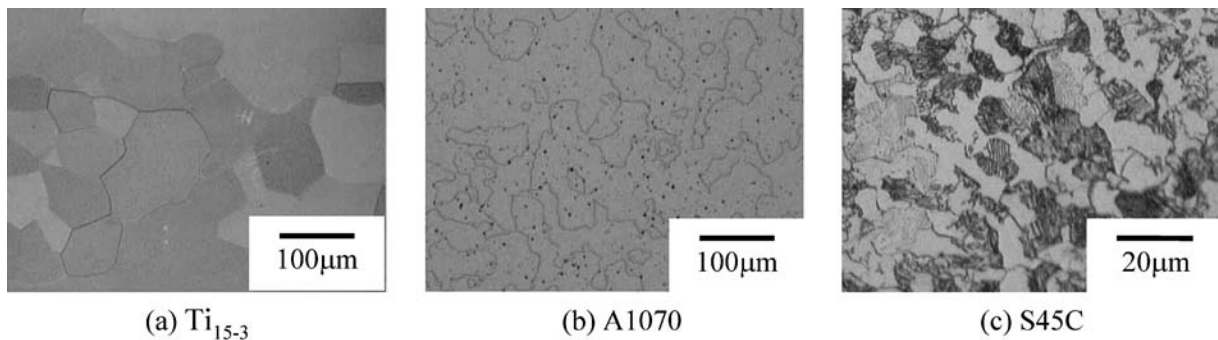


Fig. 4 Optical micrographs of (a) Ti₁₅₋₃, (b) A1070 and (c) S45C.

びパーライトから構成されるマイクロ組織を呈している。

3.2 応力-歪み線図

Fig. 5 に引張試験により得られた各供試材の応力-歪み線図を示す。また、Fig. 6 にそれらの低歪み領域 ($\varepsilon: 0$ から 2.0%) における拡大図を示す。

Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金の応力-歪み線図の形状は、Nb 添加量の増加に伴い大きく変化する。TNTZ₂₅ では β 相の α' 相への応力誘起相変態 (以下、 α' 変態) が、TNTZ₃₀ および TNTZ₃₅ ではすべりがそれぞれ塑性変形を担うことが既に報告されている⁹⁻¹¹⁾。

また、Fig. 6 において、TNTZ₂₅ および TNTZ₃₅ は、明確な降伏を示す。しかし、TNTZ₃₀ では、明確な降伏を示さず、歪みの増加に伴い応力が曲線的に増加する挙動を示し、フックの法則に従わないことがわかる。

3.3 引張変形に伴う試験片表面の変化

Fig. 7 に TNTZ₂₅ の引張試験その場 SEM 観察結果を示す。応力の増加に伴い、試験片表面に直線的な凹凸が現れる (図中の Linear Irregularity)。これらは、応力誘起 α' 相もしくは変形双晶の痕跡であると考えられる。また、TNTZ₂₅ では、引張負荷により、 α' 変態と伴に変形双晶が生じることが既に報告されている⁸⁾。

Fig. 8 に TNTZ₃₀ の引張試験その場 SEM 観察結果を示す。非直線的な凹凸 (図中の Curved Irregularity) が、結晶粒界にて顕著に現れている。また、応力 772 MPa にて (Fig. 8(c))、結晶粒内にすべり線と考えられる Linear Irregulari-

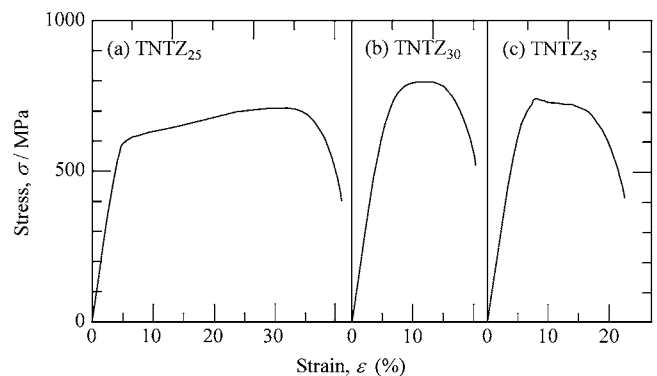


Fig. 5 Tensile stress-strain curves of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys: (a) TNTZ₂₅, (b) TNTZ₃₀ and (c) TNTZ₃₅.

ty が現れている。

Fig. 9 に TNTZ₃₅ の引張試験その場 SEM 観察結果を示す。TNTZ₃₀ と同様に、Curved Irregularity およびすべり線と考えられる Linear Irregularity が現れている。しかし、TNTZ₃₅ では、これらの凹凸が同時に現れた。

3.4 引張負荷下での X 線回折

Fig. 10 に TNTZ₃₀ の引張負荷下での X 線回折結果を示す。TNTZ₃₀ では、0% (無負荷)、1.5%、3.2% および 9.4% の歪みを与えた条件および同歪みから応力を除荷した条件において、 β 相の回折ピークのみが確認できる。したがって、TNTZ₃₀ では、 α' 変態が生じないことがわかる。そのため、先に述べた TNTZ₃₀ のフックの法則に従わない弾性変形は、

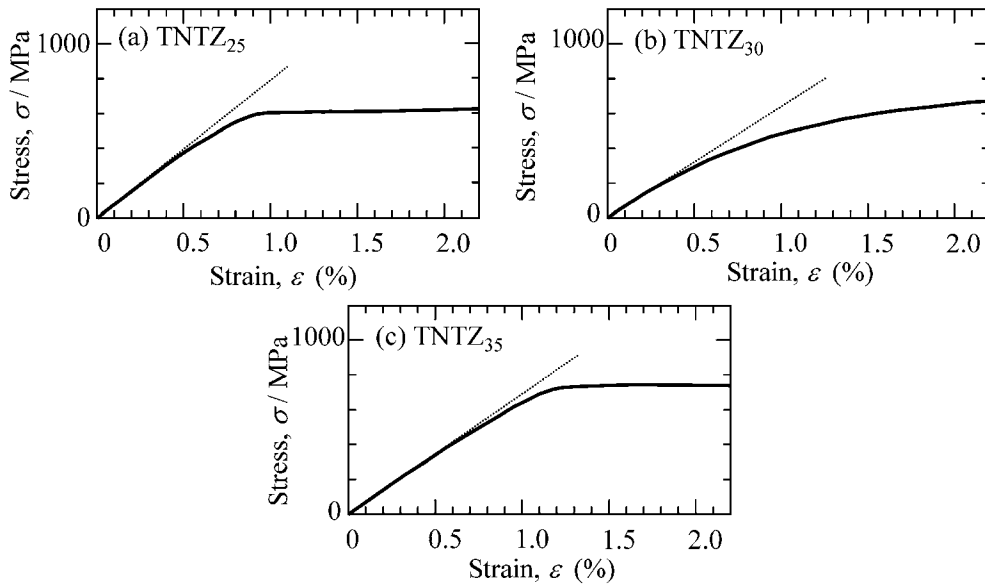


Fig. 6 Tensile stress-strain curves in low strain areas of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys: (a) TNTZ₂₅, (b) TNTZ₃₀ and (c) TNTZ₃₅.

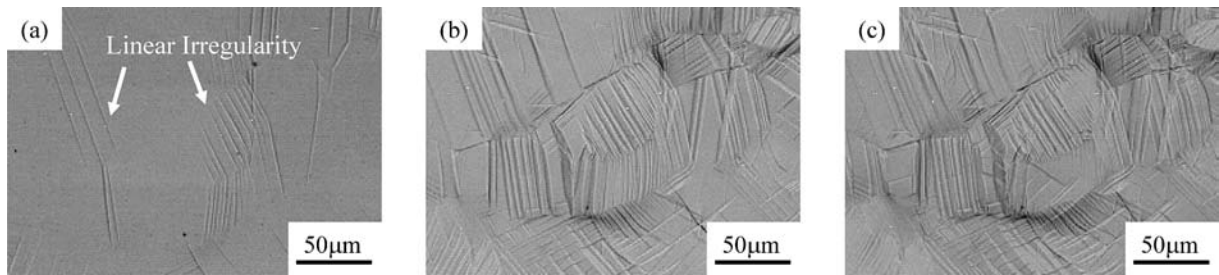


Fig. 7 SEM micrographs on surfaces of TNTZ₂₅ under various loading conditions where loading stresses are (a) 599 MPa, (b) 623 MPa and (c) 638 MPa.

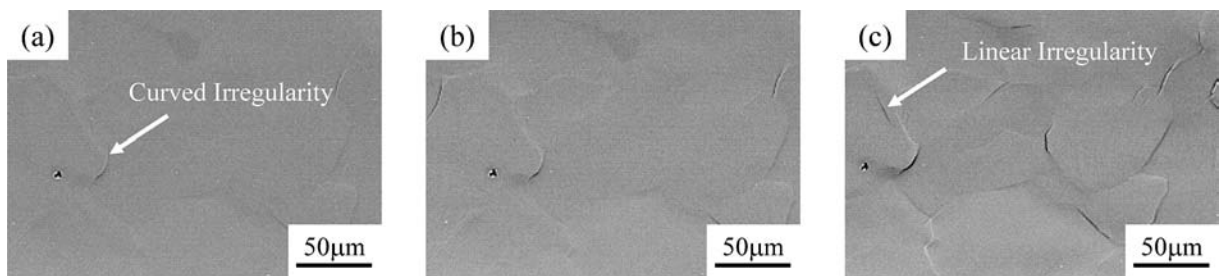


Fig. 8 SEM micrographs on surfaces of TNTZ₃₀ under various loading conditions where loading stresses are (a) 726 MPa, (b) 749 MPa and (c) 772 MPa.

α' 変態が関与せず別の機構によるものと考えられる。また、引張負荷条件での β 相の回折ピークは、応力を除荷した場合と比較して、高角度側に移動する。これは応力により格子が歪むことに起因する。

Fig. 11 に TNTZ₂₅ の引張負荷下での X 線回折結果を示す。無負荷および 1.6% の歪みから除荷したプロファイルでは、 β 相の回折ピークのみが確認できる。しかし、歪みを与えた状態のものとして 3.1% および 9.8% の歪みから除荷したプロファイルには、 α' 相の回折ピークが確認できる。この TNTZ₂₅ での α' 変態は、既に報告されている結果と一致する^{8,10,11)}。また、TNTZ₃₀ と同様に、引張負荷によって β 相

の回折ピークが、高角度側に移動する。

Fig. 12 に TNTZ₃₅ の引張負荷下での X 線回折結果を示す。TNTZ₃₀ と同様に、 β 相の回折ピークのみが確認でき、引張負荷条件では、 β 相の回折ピークが高角度側に移動する。

Fig. 13 に TNTZ₂₅, TNTZ₃₀, TNTZ₃₅, Ti₁₅₋₃, A1070 および S45C の試験片の引張歪み量 (ϵ) と X 線回折ピークより計算した格子歪み (ϵ_l) の関係を示す。各 ϵ_l は以下の式(1)より計算した。

$$\epsilon_l = \frac{a_0 - a}{a_0} \times 100 \quad (1)$$

ここで、 a_0 は無負荷条件における格子定数、 a は引張負荷下

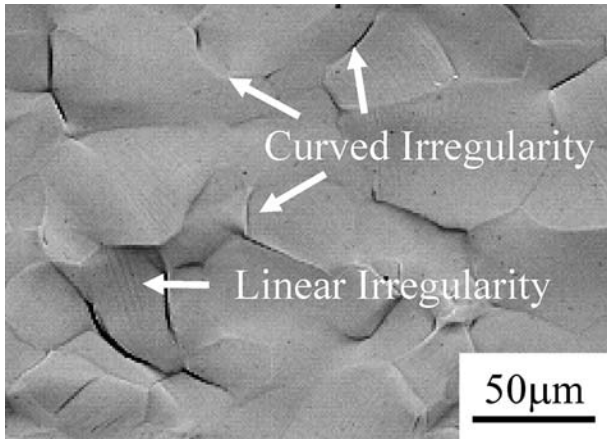


Fig. 9 SEM micrograph of TNTZ₃₅ at a stress of 710 MPa.

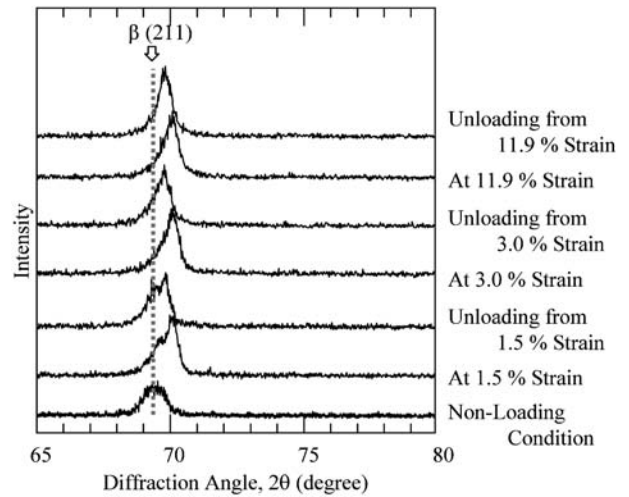


Fig. 12 X-ray diffraction profiles of TNTZ₃₅ at various loading conditions.

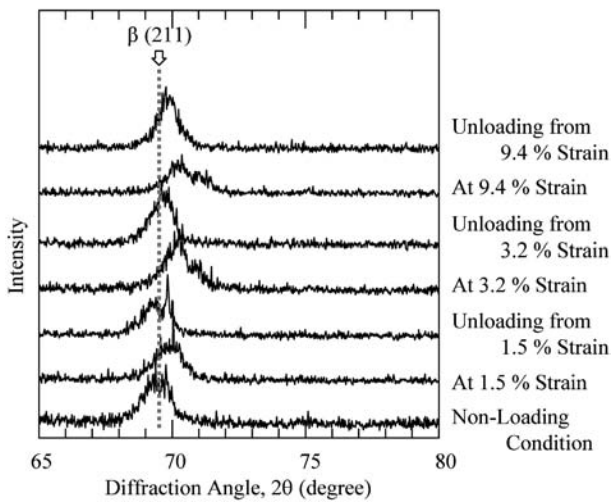


Fig. 10 X-ray diffraction profiles of TNTZ₃₀ at various loading conditions.

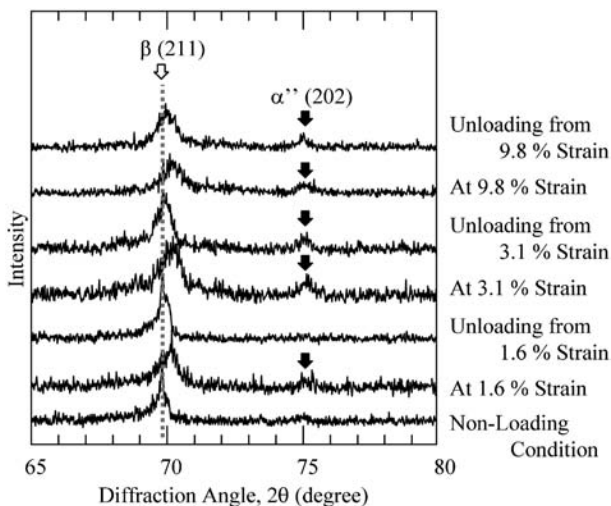


Fig. 11 X-ray diffraction profiles of TNTZ₂₅ at various loading conditions.

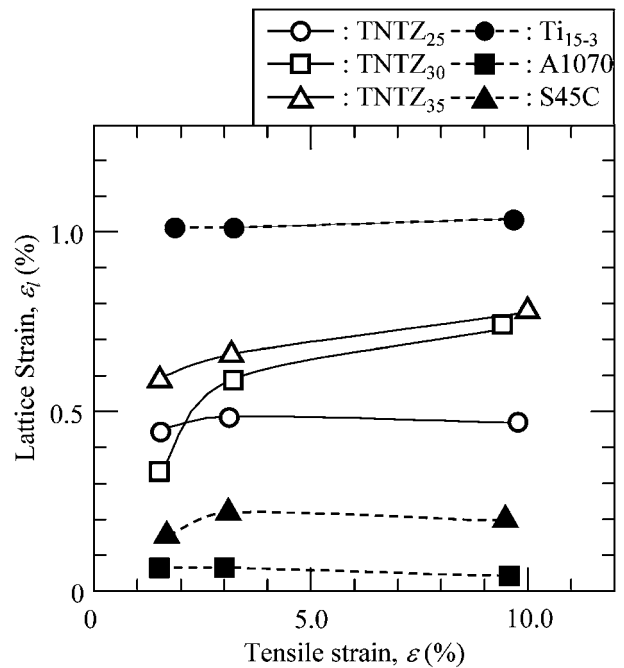


Fig. 13 Relationships between tensile strain and lattice strain of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloy, Ti₁₅₋₃, A1070 and S45C.

での格子定数を示し、格子定数が収縮する方向を正とした。

ϵ_l の計算には、TNTZ₂₅, TNTZ₃₀, TNTZ₃₅ および Ti₁₅₋₃ では β 相の (211), A1070 では (220), S45C ではフェライト

の (200) の回折角度を用いた。

引張負荷により格子が収縮することは、引張軸が X 線回折時の試料回転軸と直交するため、ポアソン比により収縮する結晶面しか回折に寄与しないことに起因する。

Fig. 14 に応力-歪み線図から見積もられた比例限の歪み量を示す。比例限までの歪み量が大きな試料ほど Fig. 13 にて ϵ_l が大きいことがわかる。引張負荷条件での ϵ_l の大きさは、結晶格子が許容できる最大の弾性歪み量に依存すると考えられる。以後、結晶格子が許容できる最大の弾性歪み量を最大格子歪み量 (ϵ_{emax}) と呼称する。

3.5 TNTZ₃₀ と TNTZ₃₅ の弾性変形機構

Fig. 15 に Fig. 13 で示した引張負荷下での ϵ_l の関係はい

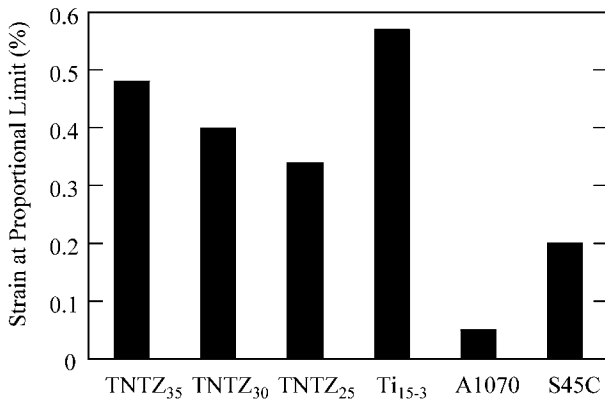


Fig. 14 Strain at proportional limits obtained from stress-strain curves of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys, Ti₁₅₋₃, A1070 and S45C.

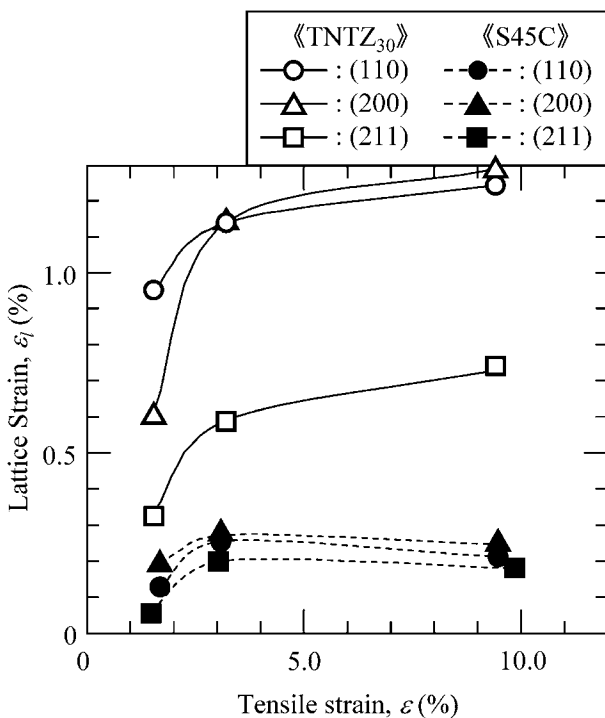


Fig. 15 Relationships between tensile strain and lattice strain calculated using diffraction angles of TNTZ₃₀ and S45C.

くつかの回折ピークから算出した結果を示す。TNTZ₃₀ および S45C の ϵ_l の算出には、 β 相もしくはフェライトの (110), (200) および (211) の回折角度を用いた。

TNTZ₃₀ では、計算に使用した回折ピークにより、その ϵ_l が大きく異なる。また、 ϵ_l はいずれも ϵ の増加に伴い $\epsilon = 3.0\%$ まで急激に増加する。さらに、 $\epsilon = 3.0\%$ 以上の領域では、 ϵ_l の増加が緩やかになる。この ϵ_l の増加は、塑性変形により結晶中に導入された転位などにより結晶格子が歪むことに起因すると考えられる。しかし、 $\epsilon = 1.5\%$ の低歪み領域にて ϵ_l が大きく異なるため、TNTZ₃₀ では ϵ_{emax} が結晶方位により異なると考えられる。また、この傾向は、TNTZ₂₅, TNTZ₃₅ および Ti₁₅₋₃ でも確認された。

bcc の結晶構造を有する純金属材料 (Li, Ba, Na, K, Rb, Fe, Ta, W, Cr, Mo, V および Nb) では、弾性率が結晶方位によ

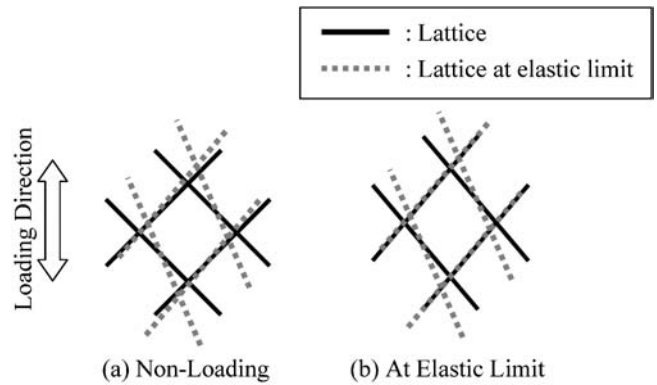


Fig. 16 Schematic drawing of deformation behavior of lattice in TNTZ₃₅.

り異なることが報告されている¹³⁾。例えば、Ta 多結晶体の弾性率は 181 GPa であるが、その $\langle 100 \rangle$ 方位の弾性率は 146 GPa である。したがって、結晶構造が bcc である β 型チタン合金でも、弾性率が結晶方位により異なり、 ϵ_{emax} に異方性が生じると考えられる。

S45C のマイクロ組織は、フェライトおよびパーライトから構成されており、その大半をフェライトが占めている。フェライトの結晶構造は、 β 型チタン合金と同様に bcc である。しかし、S45C では、格子定数の計算に使用する回折ピークにより ϵ_l が変化するものの、その変化量は TNTZ₃₀ と比較して非常に小さい。また、面心立方晶 (fcc) の結晶構造を有する A1070 にて、(111), (200), (220) および (311) 回折ピークを用いて ϵ_l を計算した結果、S45C と同様に、それらの ϵ_l は大きく変化しなかった。したがって、 β 型チタン合金での大きな ϵ_{emax} の異方性は、 β 型チタン合金特有の性質と考えられる。

β 型チタン合金では、 β 安定化元素添加量の増加に伴い、変形機構が α' 変態、変形双晶およびすべりに推移する^{14,15)}。したがって、 β 安定化元素添加量の高い合金ほど転位の活動が容易であり、TNTZ₃₅ の方が、TNTZ₃₀ より転位が活動しやすいと考えられる。

Fig. 16 に TNTZ₃₅ の結晶格子の弾性変形挙動の概念図を示す。引張負荷下での X 線回折結果 (Fig. 12) からわかるように、結晶格子が変形により歪むため、弾性変形領域にて、 ϵ の増加に伴い、 ϵ_l は増加する。上述のように、TNTZ₃₅ では、結晶方位により ϵ_{emax} に異方性があると考えられる。したがって、 ϵ が増加すると、 ϵ_{emax} が最も小さい結晶方位にて、 ϵ_l が ϵ_{emax} に到達 (Fig. 16 (b)) した後、同方位の結晶面ですべり変形が生じる。また、 ϵ_{emax} が最も小さい結晶方位にて ϵ_l が ϵ_{emax} に到達する時の試験片の歪み量は、比例限での歪み量 (Fig. 14) に相当すると考えられる。

Fig. 17 に TNTZ₃₀ の結晶格子の弾性変形挙動の概念図を示す。TNTZ₃₀ でも、TNTZ₃₅ と同様に、その結晶格子が変形により歪む。しかし、TNTZ₃₅ と比較して、転位の発生が困難であるため、比例限近傍の低歪み領域では塑性変形が生じるとともに、弾性変形も引き続き進行すると考えられる (TNTZ₃₅ でも、塑性変形が生じるとともに、弾性変形も引

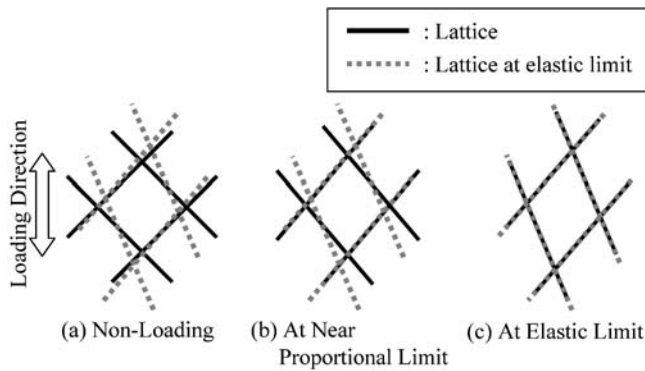


Fig. 17 Schematic drawing of deformation behavior of lattice in TNTZ₃₀.

き続き進行するものの、その変形全体に占める弾性変形の割合は非常に小さいと考えられる.)。そのため、TNTZ₃₀では ϵ_{emax} が最も小さい結晶方位にて ϵ_l が ϵ_{emax} に到達(Fig. 17(b))した後、同方位の結晶面ですべり変形が生じるものの、他の結晶方位にて弾性変形が引き続き生じると考えられる。したがって、塑性変形が生じるとともに、弾性変形も引き続き進行するため、比例限以上の応力にて、見掛けの弾性率が減少し、フックの法則に従わない弾性変形挙動を示すと考えられる。また、TNTZ₃₅と同様に、 ϵ_{emax} が最も小さい結晶方位にて ϵ_l が ϵ_{emax} に到達する時の試験片の歪み量が、比例限での歪み量(Fig. 14)に相当すると考えられる。

しかしながら、TNTZ₃₀の最大回復歪み(弾性歪み+応力誘起 α'' の逆変態による回復歪み)は試験片に与えた歪みの増加に伴い増加することが報告されており¹⁰⁾上述の弾性変形メカニズムでは、最大回復歪みが増加する現象を説明することが出来ない。したがって、十分な塑性変形領域まで考慮に入れた変形機構を更に検討することが今後の課題である。

4. 結 言

生体用 Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の合金組成を簡素化した Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金を基本組成に定め、そこから Nb 添加量を変化させた Ti-25Nb-10Ta-5Zr 合金および Ti-35Nb-10Ta-5Zr 合金を粉末冶金法にて作製し、それらの引

張変形挙動を引張負荷下での X 線回折を用いて調査した結果、以下の結言を得た。

(1) Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金($X=25, 30$ および 35)、Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金、A1070 アルミニウム合金および機械構造用炭素鋼 S45C では、引張負荷下での X 線回折にて、回折ピークが無負荷条件のそれと比較して高角度側へ移動する。

(2) Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金($X=25, 30$ および 35)では、結晶方位により、最大弾性歪み量が大きく異なる。

(3) Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金では、許容できる格子歪み量が最も小さい方位にて、格子歪み量が限界に到達した後、同方位では塑性変形が生じるものの、他の結晶方位にて弾性変形が引き続き生じると考えられる。そのため、比例限以上の応力では弾性率が見掛け上減少し、応力-歪み線図にて弾性変形挙動がフックの法則に従わないと考えられる。

文 献

- 1) D. Kuroda, M. Niinomi, K. Fukui, A. Suzuki and J. Hasegawa: *Tetsu-to-Hagané* **86**(2000) 610-616.
- 2) T. Akahori, M. Niinomi, T. Maekawa, K. Fukui and A. Suzuki: *J. Jpn. Inst. Met.* **66**(2002) 715-722.
- 3) M. Niinomi, T. Akahori, T. Yabunaka, K. Fukui and A. Suzuki: *Tetsu-to-Hagané* **88**(2002) 553-560.
- 4) M. Niinomi, T. Akahori, S. Nakamura, K. Fukui and A. Suzuki: *Tetsu-to-Hagané* **88**(2002) 567-574.
- 5) M. Niinomi, T. Akahori, K. Morikawa, T. Kasuga, A. Suzuki, H. Fukui and S. Niwa: *Mater. Trans.* **43**(2002) 2970-2979.
- 6) M. Niinomi: *Biomaterials* **24**(2003) 2673-2683.
- 7) E. B. Taddei, V. A. R. Henriques, C. R. M. Silva and C. A. A. Cairo: *Mater. Sci. Eng. C* **24**(2004) 683-687.
- 8) N. Sakaguchi, M. Niinomi, T. Akahori, T. Saito and T. Furuta: *J. Jpn. Inst. Met.* **67**(2003) 681-687.
- 9) N. Sakaguchi, M. Niinomi, T. Akahori, T. Saito and T. Furuta: *J. Jpn. Inst. Met.* **68**(2004) 1076-1082.
- 10) N. Sakaguchi, M. Niinomi and T. Akahori: *Mat. Trans.* **45**(2004) 1113-1119.
- 11) N. Sakaguchi, M. Niinomi and T. Akahori: *Mater. Sci. Eng. C* **25**(2005) 363-369.
- 12) N. Sakaguchi, M. Niinomi and T. Akahori: *Mater. Sci. Eng. C* **25**(2005) 370-376.
- 13) C. R. Krenn, D. Roundy, J. W. Morris Jr and Marvin L. Cohen: *Mater. Sci. Eng. A* **319-321**(2001) 111-114.
- 14) T. Grosdidier and M. J. Philippe: *Mater. Sci. Eng. A* **291**(2000) 218-233.
- 15) Y. Ohmori, T. Ogo, K. Nakai and S. Kobayashi: *Mater. Sci. Eng. A* **321**(2001) 182-188.
- 16) *Zairyoukyoudo-no-gensiron, kouza: gendaino-kinnzokugaku* No. 3, Japan Inst. Metals (1985) pp. 71-88.