生体用 Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金のミクロ組織，引張特性および弾性率に及ぼす Nb 添加量の影響^{*1}

坂口 信人^{1,*2} 新家 光雄¹ 赤堀 俊和¹ 斎藤 卓² 古田 忠彦²

¹豊橋技術科学大学生産システム工学系

²株式会社豊田中央研究所金属材料研究室

J. Japan Inst. Metals, Vol. 67, No. 11 (2003), pp. 681-687

© 2003 The Japan Institute of Metals

Effect of Nb Content on Microstructure, Tensile Properties and Elastic Modulus of Ti-XNb-10Ta-5Zr Alloys for Biomedical Applications

Nobuhito Sakaguchi^{1,*2}, Mitsuo Niinomi¹, Toshikazu Akahori¹, Takashi Saito² and Tadahiko Furuta²

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

²Materials Division, Toyota Central R & D Labs., Inc., Nagakute 480-1192

Effect of Nb content on microstructure, tensile properties and elastic modulus of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys made by a sinter-forged method for biomedical applications was investigated. Ti-30Nb-10Ta-5Zr, which is the simplified compositional alloy of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr developed for biomedical applications, has been selected as the basic alloy composition and, Nb contents of the alloy were varied from 0 through 40 mass%.

Blended elemental powder metallurgy method was applied to fabricate these alloys. The alloying elements powders were mixed and pressed to form green products by a cold isostatic pressing (CIP) machine. Green products were then sintered at 1573 K for 57.3 ks in a vacuum of about 1.33×10^{-3} Pa. Subsequently, they were forged and swaged at 1223 K in air. Finally, heat treatment at 1123 K for 1.8 ks in air to remove residual strain was done on the swaged bar. Tensile tests and elastic modulus measurements and microstructural observations on different Nb content were carried out.

The microstructure of the alloy containing 0 mass%Nb shows single α phase. Other phases such as α'' phase, ω phase and β phase become to be recognized with increasing Nb composition of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys. Microstructures of the alloys containing over 30 mass%Nb show single β phase.

Elastic moduli of Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys decrease with increasing Nb contents. However, 15Nb, 20Nb and 25Nb alloys, whose microstructures contain ω phase, show a tendency of the increase of elastic moduli. These tendencies of elastic moduli are the same with general binary titanium alloy systems.

The alloy containing 25 mass%Nb, whose microstructure have ω phase, shows the largest elongation. Tensile properties of the alloys containing over 30 mass%Nb, which have same microstructures, change a lot. These phenomena are caused by the change of deformation mechanism of β phase.

(Received July 14, 2003; Accepted September 26, 2003)

Keywords: titanium alloy, mechanical properties, elastic modulus, microstructure, biomaterial, powder metallurgy

1. 緒 言

近年，チタンおよびチタン合金は，高耐食性および高強度で生体親和性に優れることから，生体材料として注目され，広く応用される傾向にある．当初，構造用に開発されたチタン合金を生体用として転用していたが，現在では生体親和性を十分考慮した生体用チタン合金が開発されるようになってきている．また，チタン合金の中でも，低弾性率を有し，冷間加工性に優れる β 型チタン合金が注目されている．

その代表例として，著者らが研究開発した β 型チタン合

金である Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金が挙げられる．本合金の引張特性¹⁾，疲労特性²⁾，フレッティング疲労特性³⁾および摩耗特性⁴⁾などの力学的特性ならびに骨のリモデリング⁵⁾および細胞毒性⁶⁾などの生体適合性は，既存の生体用チタン合金のそれらに比べ，同等もしくはより良好なことがすでに報告されている．

しかし，Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の諸特性に及ぼす合金元素添加量の影響についての研究報告は非常に少なく，また，その調査された元素の種類および合金組成範囲は限定されている⁷⁾．

そこで，本研究では Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の合金組成を簡素化した Ti-30 mass%Nb-10 mass%Ta-5 mass%Zr (以下文中の組成表記は mass%) 合金を基本組成に定め，基本組成より Nb 添加量のみを種々変化させた Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金を粉末冶金法にて作製し，その機械的性質に

^{*1} 2001 年 9 月 24 日日本金属学会秋期大会および 2003 年 3 月 28 日日本金属学会春期大会において一部発表

^{*2} 豊橋技術科学大学大学院生 (Graduate Student, Toyohashi University of Technology)

及ぼす Nb 添加量の影響を調査した。

2. 実験方法

2.1 供試材の作製方法

Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の合金組成を簡素化した Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金(30Nb)を基本組成に定め、基本組成とそこから Nb 添加量のみを 0% (0Nb), 10% (10Nb), 15% (15Nb), 20% (20Nb), 25% (25Nb), 35% (35Nb) および 40% (40Nb) と変化させた計 8 水準を供試材組成に選択した。

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、炉冷の焼結処理を施した。

各焼結体につき、大気中で 1223 K にて熱間鍛造により直径約 16 mm まで加工後、さらに大気中で 1223 K にて熱間スウェージを施し、直径を約 10 mm にした。その後、得られた各熱間スウェージ材に対し、熱間鍛造および熱間スウェージ時に導入された残留歪みを除去するため、大気中で 1123 K にて、1.8 ks 保持後、空冷の熱処理を施した。

なお、Ti-Nb 2 元系状態図⁸⁾を参考にすると Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金は Nb 添加量の増加に伴い β トランザスが低下すると考えられるので、上述の熱処理温度を決定するために、Nb 添加量が少なく β トランザスが高いと考えられる 0Nb および 10Nb の β トランザスを示差熱分析により測定した。その結果、0Nb および 10Nb の β トランザスはそれぞれ 1082 K および 1067 K であった。したがって、本研究にて作製した全ての供試材において、供試材作製工程における熱処理温度は β トランザス以上であると言える。

Table 1 に作製した各供試材の化学組成分析結果を示す。

2.2 ミクロ組織観察と特性調査方法

各供試材のミクロ組織観察には光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡(TEM)を用いた。

光学顕微鏡によるミクロ組織観察用試料は、各供試材から機械加工により長さ約 5 mm の円柱状試料を切り出し、各円柱状試料切断面につき #1500 までのエメリー紙による湿式研磨およびバフ研磨後に 5% 弗酸水溶液により腐食を行った。

TEM 観察用試料は、各供試材および後述する引張破断後の試験片から機械加工により直径 3 mm および厚さ約 0.5 mm の円盤状試料を切り出し、#1500 までのエメリー紙による湿式研磨により厚さ約 0.1 mm に調整した。その後、各円盤状試料につきツイングジェット法による電解研磨を施し、透過型電子顕微鏡観察用の薄膜試料とした。電解研磨は、253 K において、60% メタノール、34% ブタノールおよび 6% 過塩素酸の混合溶液を用いて行った。TEM 観察は、加速電圧 200 kV にて行った。

また、各供試材の構成相の同定には X 線回折(XRD)および TEM 観察による制限視野回折図形(SADP)の解析を用いた。XRD は管球に Cu-K α を用い、管電流 30 mA および管電圧 40 kV の条件で行った。

各供試材の弾性率測定には自由共振式弾性率測定装置を用い、室温の大気中にて行った。また、弾性率測定用試料には、#1500 までのエメリー紙による湿式研磨により表面粗さを調整した長さ約 50 mm および直径 6 mm の丸棒状試料を用いた。

各供試材の引張特性調査は、クロスヘッド速度 8.33×10^{-6} mm にて、室温の大気中でインストロン型引張試験機を用いて行った。引張試験片には、#1500 までのエメリー紙による湿式研磨にて表面粗さを調整した平行部長さ 11 mm および平行部直径 3 mm のドックボーン型引張試験片(Fig. 1)を用いた。

3. 実験結果

3.1 Nb 添加量に伴うミクロ組織変化

Fig. 2 に各供試材の光学顕微鏡によるミクロ組織観察結果を示す。また、Fig. 3 に各供試材の XRD 結果を示す。

0Nb(Fig. 2(a))のミクロ組織は、アスペクト比(長軸/短軸)が 10 以上の針状組織を呈している。また、0Nb は XRD 結果にて α 単相の回折ピークを呈し、TEM 観察による SADP の解析でも α 相の回折パターンを呈した。

10Nb(Fig. 2(b))のミクロ組織は、0Nb と同様にアスペクト比が 10 以上の針状 α 組織を呈しているが、そのラス幅は 0Nb のそれ(5~20 μm)と比較して 0.3 μm 以下と小さい。また、10Nb では平均粒直径 110 μm を有する旧 β 粒も確認できる。10Nb の XRD 結果は α 相の回折ピークを呈するが、TEM 観察による SADP の解析では α 相の回折パターンに加え、チタン合金におけるマルテンサイト相の一つである α'' 相の回折パターンも確認できた。

Fig. 1 Schematic drawing of dog bone type specimen for tensile test.(in mm)

Table 1 Chemical composition of each Ti-XNb-10Ta-5Zr alloy.

	0Nb	10Nb	15Nb	20Nb	25Nb	30Nb	35Nb	40Nb
Ti	bal.	bal.	bal.	bal.	bal.	bal.	bal.	bal.
Nb	—	9.67	15.0	19.4	24.9	29.4	35.0	38.6
Ta	10.2	9.98	9.82	10.2	9.94	10.4	9.96	10.3
Zr	4.72	4.67	4.62	4.76	4.62	4.80	4.53	4.78
O	0.20	0.21	0.22	0.22	0.23	0.23	0.24	0.24

Fig. 2 X-ray diffraction pattern of each Ti-XNb-10Ta-5Zr alloy.

15Nb (Fig. 2(c)), 20Nb (Fig. 2(d)), 25Nb (Fig. 2(e)), 30Nb (Fig. 2(f)), 35Nb (Fig. 2(g)) および 40Nb (Fig. 2(h)) の各マイクロ組織は、いずれも等軸晶を呈している。

15Nb では、XRD 結果にて 0Nb および 10Nb で確認された α 相の回折ピークは確認されず、 β 相を示す回折ピークに類似した回折ピークを呈する。しかし、この 15Nb の回折ピークは後述する 20Nb, 25Nb, 30Nb, 35Nb および 40Nb における β 相のそれと比較して、回折ピークの幅が広い。チタン合金では 37° 付近に α 相、 α' 相および β 相の回折ピークが存在する。そのため、それら 3 種類あるいは 2 種類の相がマイクロ組織中にはほぼ同程度存在し、それらの回折ピークが重なり合うことにより、見かけ上 1 つの回折ピークとなっていると考えられる。

Fig. 4 に 15Nb の TEM 観察による明視野像 (BF), SADP および Key diagram (KD) を示す。Fig. 4(a) の BF では、高アスペクト比を有する針状 α 相が確認できる。また Fig. 4(c) の KD に示すように、15Nb のマイクロ組織は、 α 相、 ω 相および β 相から構成されていることがわかる。

20Nb では、XRD 結果にて β 相および ω 相の回折ピークが確認できる。Fig. 5 に 20Nb の TEM 観察による BF, SADP, 暗視野像 (DF) および KD を示す。Fig. 5(a) の BF

Fig. 3 Optical micrograph of each Ti-XNb-10Ta-5Zr alloy: (a) 0Nb, (b) 10Nb, (c) 15Nb, (d) 20Nb, (e) 25Nb, (f) 30Nb, (g) 35Nb and (h) 40Nb.

Fig. 4 TEM micrograph, diffraction pattern and key diagram of alloy with 15%Nb. (a) Bright field image, (b) Diffraction pattern, (c) Key diagram.

および Fig. 5(c) の DF において非常に微細な析出物が確認でき、Fig. 5(d) の DF を解析した結果、析出物は ω 相と同一と定された。

25Nb, 30Nb, 35Nb および 40Nb では、XRD 結果にて β 相の回折ピークが確認できる。

Fig. 6 に 25Nb の TEM 観察による BF および SADP を示

す。Fig. 6(b) の SADP は、Fig. 5(b) と同様な回折パターンを呈しており、25Nb の構成相が β 相および ω 相であることがわかる。しかし、25Nb では DF にて ω 相の結晶粒を確認することが困難であった。

また、30Nb, 35Nb および 40Nb では、TEM 観察による SADP においても β 相のみが確認され、 β 単相を呈すること

Fig. 5 TEM micrograph, diffraction pattern and key diagram of alloy with 20%Nb.
(a) Bright field image, (b) Diffraction pattern, (c) Dark field image, (d) Key diagram.

Fig. 6 TEM micrograph and diffraction pattern of alloy with 25%Nb.
(a) Bright field image, (b) Diffraction pattern.

がわかった。

前述のように、20Nb では、TEM 観察により ω 相の粒子が確認できた。15Nb および 25Nb でも、 ω 相の粒子は確認できなかったが、数時間 TEM 内にて電子線照射下で観察してもその回折パターンに変化はなかった。さらに、20Nb では XRD 結果にて ω 相の回折ピークが確認できた。以上のことから、15Nb、20Nb および 25Nb で確認できる ω 相は、時効 ω 相であると考えられる。

3.2 Nb 添加量に伴う弾性率および引張特性変化

Fig. 7 に各供試材の弾性率を示す。

α 単相のミクロ組織を呈する 0Nb の弾性率は、最も高い値を示している (108 GPa)。10Nb および 15Nb の弾性率は 83.4 GPa および 83.1 GPa で、0Nb と比較して 15 GPa 程度小さい。また、 β 相中に ω 相が析出するミクロ組織を呈する 20Nb および 25Nb では、弾性率が上昇する傾向を示し、それぞれ 103 GPa および 87.6 GPa となっている。 β 単相のミクロ組織を呈する 30Nb の弾性率は、他の Ti-Nb-Ta-Zr 系合金と比較して最も低い値 (66.9 GPa) となっている。35Nb および 40Nb の弾性率はほぼ同等であり、30Nb のそれと比較して若干大きい。

Fig. 8 に引張試験により得られた各供試材の引張強さ、

Fig. 7 Elastic modulus as a function of Nb content in Ti-XNb-10Ta-5Zr alloy.

Fig. 8 Mechanical properties as a function of Nb content in Ti-XNb-10Ta-5Zr alloy.

0.2%耐力、伸びおよび断面減少率を示す。

α 単相のミクロ組織を呈する 0Nb の引張強さは 677 MPa であり、他の供試材と比較して最も低い値となっている。一方、その伸びは、他の供試材と比較して、比較的高い値 (23.8%) となっている。10Nb および 15Nb では、0Nb と比較して引張強さが上昇し、伸びが低下する傾向にある。10Nb および 15Nb の引張強さおよび伸びは、それぞれ 913 MPa および 11.2%、931 MPa および 8.8% となっている。20Nb では 15Nb と比較して、引張強さが低下し (806 MPa)、伸びがわずかに向上する傾向にある。20Nb の場合に比べ、25Nb の引張強さは約 100 MPa 小さいが、伸びは向上し、他の供試材と比較して、最も高い値 (41.6%) となっている。30Nb の引張強さおよび伸びはそれぞれ 804 MPa および 20.1% であり、35% 以上の Nb 添加量の供試材では、各特性値がほぼ同等となる。

4. 考 察

4.1 各供試材の構成相による分類

Fig. 9 に各供試材の Nb 添加量とその構成相の関係の概略図を示す。0Nb ではミクロ組織が α 単相であり、 α 型チタン合金に分類される。Nb 添加量の増加に伴い 10Nb ではミクロ組織中に α'' 相が確認できた。さらに 15Nb では、ミクロ組織中に β 相および ω 相が確認できる。そのため、10Nb および 15Nb が $\alpha + \beta$ 型チタン合金に分類される。20Nb ではミクロ組織中に α 相は確認できず、 β 相および ω 相により構成される。 ω 相は 30Nb で確認できなくなり、それ以上の Nb 添加量では構成相が β 単相となる。そのため、20Nb および 25Nb は準安定 β 型チタン合金に、30Nb、35Nb および 40Nb は β 型チタン合金にそれぞれ分類される。

4.2 弾性率に及ぼす Nb 添加量の影響

一般に、Ti-Mo 系、Ti-V 系、Ti-Nb 系、Ti-Cr 系および Ti-Fe 系など 2 元系チタン合金の弾性率は、hcp 構造を有する α 型チタン合金で高く、bcc 構造を有する β 型チタン合金で低くなる傾向を示す。また、準安定相である ω 相がミクロ組織中に存在すると弾性率が著しく上昇する⁸⁾。

そのため、本研究にて作製した各供試材でも、Nb 添加量の増加に伴い 0Nb から 15Nb では弾性率が低下するが、 ω 相がミクロ組織中に存在する 20Nb および 25Nb では高い弾

Fig. 9 Schematic drawing of change of phases in Ti-XNb-10Ta-5Zr alloy as a function of Nb content.

性率を示すと考えられる．さらに 35Nb および 40Nb では，合金元素の総添加量が 50% 以上となるため，その弾性率に及ぼす Nb 添加量の影響が低下すると考えられる．

4.3 引張特性に及ぼす Nb 添加量の影響

0Nb から 15Nb では Nb 添加量の増加に伴い強度が上昇し，延性が低下する．これは，Nb 添加量の増加に伴いミクロ組織中に析出する析出物が増加し，析出強化すること起因すると考えられる．

20Nb および 25Nb は β 相中に ω 相が析出するミクロ組織を呈する．一般に β 相中に ω 相が析出すると脆化することが知られているが，20Nb および 25Nb ではその傾向は確認できない．

また，30Nb, 35Nb および 40Nb では，それぞれ β 単相のミクロ組織を呈するにもかかわらず，30Nb のみ引張特性が大きく異なる．

一般にチタン合金では， β 相が不安定な領域では，通常の bcc での $\{112\}\langle 111 \rangle$ 変形双晶とは異なる $\{332\}\langle 113 \rangle$ 変形双晶が活動することが報告されている⁹⁻¹²⁾．また， β 相が安定になるとともに，すべり系が活動するようになる．また， $\{332\}\langle 113 \rangle$ 変形双晶が活動する領域よりもさらに β 相が不安定な領域では，変形により β 相が応力誘起マルテンサイト (SIM) である α'' 相に応力誘起変態を起こすことが報告さ

れている^{9,13)}．

そのため，本研究にて準安定 β 型チタン合金および β 型チタン合金に分類される 20Nb, 25Nb, 30Nb, 35Nb および 40Nb では，それぞれ，変形機構が異なることが考えられる．

Fig. 10 に 25Nb の引張破断面近傍の TEM 観察による BF, SADP および KD を示す．

Fig. 10(a) の BF には， β 型チタン合金で報告されている SIM である α'' 相⁹⁾ もしくは変形双晶¹⁰⁾ と類似したミクロ組織が確認できる．さらに，Fig. 10(b) の SADP を解析した結果，KD (Fig. 10(c)) に示すように通常の bcc 構造を有するチタン材料で報告されている $\{112\}\langle 111 \rangle$ 変形双晶であることが確認できる．しかし，25Nb 変形組織において，上記の変形双晶の方位関係が明確に確認できる領域は極めて稀であり，その SADP の大部分は複数の β 相の回折パターンが混在していた．そのため，25Nb では，その変形を支配する変形機構が SIM および若干の変形双晶であると考えられる．

また，20Nb の変形組織は，25Nb のそれと非常に類似した BF および SADP を呈していた．しかし，20Nb の変形組織では変形双晶の方位関係が明確に確認できる領域は確認できなかった．そのため，25Nb では，その変形を支配する変形機構が SIM であると考えられる．

Fig. 11 に 30Nb の引張破断面近傍の TEM 観察による BF, SADP および KD を示す．

Fig. 10 TEM micrograph, diffraction pattern and key diagram of tensile tested alloy with 25%Nb.
(a) Bright field image, (b) Diffraction pattern, (c) Key diagram.

Fig. 11 TEM micrograph, diffraction pattern and key diagram of tensile tested alloy with 30%Nb.
(a) Bright field image, (b) Diffraction pattern, (c) Key diagram.

Fig. 12 Relationship between of elastic modulus and elongation in Ti-XNb-10Ta-5Zr alloys.

30Nb の変形組織には、Fig. 11(a) の BF に示すように、 β 粒内に多数の転位が確認でき、Fig. 10(a) のような変形組織は存在しない。また、非常に稀であるが、Fig. 11(b) の SADP のように $\{332\}\langle 113 \rangle$ 変形双晶と類似した方位関係を有する回折パターンが確認できる。そのため、30Nb では、その変形を支配する変形機構がすべりによる変形および若干の変形双晶であると考えられる。

また、35Nb および 40Nb の変形組織においても 30Nb のそれと同様に β 粒内に多数の転位が確認できた。しかし、35Nb および 40Nb では、Fig. 11(b) のような変形双晶の方位関係が明確に確認できる領域は確認できなかった。そのため、35Nb および 40Nb では、その変形を支配する変形機構がすべりであると考えられる。

4.4 弾性率-伸びバランス

生体材料、特に人工関節等の硬組織代替材には骨吸収を防ぐために低弾性率が求められる。また、硬組織代替材はその形状が複雑であり加工が困難なため、優れた冷間加工性（本研究の伸びに相当）が要求される。また、強度（本研究の引張強さに相当）も生体材料に求められる重要な特性である。しかし、一般にチタン合金では、製品形状に加工した後、熱処理により強度を制御する。そのため、本研究では強度ではなく冷間加工性と弾性率を用いて各供試材の評価を行う。

Fig. 12 に各供試材の弾性率-伸びバランスを示す。また、Fig. 12 には比較材として Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の溶体化まま材 (ST) の弾性率-伸びバランス¹⁾を示す。

Fig. 12 にて、30Nb は既存の生体材料である Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金と同等の弾性率-伸びバランスを有していることがわかる。また、25Nb は、Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金に比べ弾性率が若干高いが、伸びが大きいことがわかる。そのため、本研究にて作製した 25Nb および 30Nb は生体材料としての使用が期待できると考えられる。また、30Nb は Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の合金組成を簡素化した合金組成

であるので、Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金は優れた生体材料として適量の Nb 添加量を有することがわかる。

5. 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、基本組成より Nb 添加量のみを種々変化させた Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金を作製し、その機械的性質に及ぼす Nb 添加量の影響を調査した結果以下の結言を得た。

(1) Nb 添加量 0% の供試材では α 単相のマイクロ組織を呈し、10% および 15% の Nb 添加量を有する供試材では α 相中に α'' 相もしくは、 β 相が析出する。Nb 添加量 30% 以上の供試材にて β 単相のマイクロ組織が得られた。

(2) Ti-XNb-10Ta-5Zr 合金の弾性率は、Nb 添加量の増加に従い減少する傾向を示す。しかし、マイクロ組織中に ω 相が析出する Nb 添加量 15%、20% および 25% の供試材では増加する傾向を示す。これは、一般的な 2 元系のチタン合金と同じ傾向である。

(3) Nb 添加量 25% の供試材では β 相中に脆化相である ω 相が析出するにもかかわらず最大の伸びを示す。また、Nb 添加量 30% 以上の供試材ではマイクロ組織が β 単相であるにもかかわらず、その引張特性が大きく変化する。これらは、 β 相の変形機構がその安定度により変化することに起因する。

(4) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金と比較して Nb 添加量 30% の供試材は、同等の弾性率-伸びバランスを有している。また、Nb 添加量 25% の供試材は、Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金に比べ弾性率が若干高いが、伸びが大きいことがわかる。そのため、これら 2 種類の供試材は生体材料としての使用が期待できる。

文 献

- 1) D. Kuroda, M. Niinomi, H. Fukui, A. Suzuki and J. Hasegawa: *Tetsu-to-Hagané* **86** (2000) 610-616.
- 2) T. Akahori, M. Niinomi, T. Maekawa, H. Fukui and A. Suzuki: *J. Jpn. Inst. Met.* **66** (2002) 715-722.
- 3) M. Niinomi, T. Akahori, T. Yabunaka, H. Fukui and A. Suzuki: *Tetsu-to-Hagané* **88** (2002) 553-560.
- 4) M. Niinomi, T. Akahori, S. Nakamura, H. 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) S. Li, Y. Hao, Y. Cui and M. Niinomi: *Mater. Trans.* **43** (2002) 2964-2969.
- 8) S. G. Fedotov: *Titanium Science and Technology, Proc. 2nd Int. Conf. on Titanium, Boston* (1970) pp. 871-881.
- 9) Y. Ohmori, T. Ogo, K. Nakai and S. Kobayashi: *Mater. Sci. Eng. A* **A321** (2001) 182-188.
- 10) M. Hida, E. Sakedai, Y. Yokohari and A. Nagakawa: *J. Jpn. Inst. Met.* **44** (1980) 436-442.
- 11) S. Hanada, M. Ozeki and O. Izumi: *Metall. Trans. A* **16A** (1985) 789-795.
- 12) M. Oka and Y. Taniguchi: *J. Jpn. Inst. Met.* **42** (1978) 814-820.
- 13) T. Grosdidier and M. J. Philippe: *Mater. Sci. Eng. A* **A291** (2000) 218-233.