

弾性率制御を基軸とした高力学的生体適合化チタン合金*

新家光雄**

1. はじめに

超高齢社会における3大疾患の内の1つである運動機能障害は、主に骨機能の低下あるいは損失により生じる場合が多い。そのような場合には、失われた骨機能を体内埋込骨代替人工器具により補い、QOL(Quality of life)を高めることが行われる。歯に関しても同様で、歯の損失に対しては、人工歯根により代替することがなされる。そのような低下あるいは損失した生体機能を代替する機会は、高齢者だけでなく、全年齢層に渡って存在する。このような場合に用いられる体内埋込人工器具(インプラント)構成材料の80%が金属材料によって占められていると言われるように、インプラントにおける金属材料の重要性は極めて高い⁽¹⁾。歯科においては、クラウン、インレイ、ブリッジ、義歯床等の歯科補綴物までも含めれば金属材料の重要性はさらに増すことになる。また、損失した人体機能の再建では、保存療法、人工材料(インプラント)による治療および再生医療による治療があるが、即時の機能再建および早期のQOLの改善にはインプラント等の人工材料による治療が適している⁽¹⁾。このことからインプラント構成用材料としての金属材料の重要性が認識される。

インプラント構成用金属材料としては、ステンレス鋼、Co(コバルト)-Cr(クロム)合金ならびにTi(チタン)およびチタン合金が主である。これらの金属材料中で、チタンおよびチタン合金は、最も耐食性および生体組織親和性に優れ、さらにチタン合金ではそれらに加え比強度でも最も優れている⁽²⁾。したがって、長期間埋込するインプラント用には、チタンおよびチタン合金が最適である。人工股関節システム、骨折固定器具、脊椎固定器具等の大きな荷重が繰り返し付加される状況にさらされるインプラントの場合には、チタン合金の使用が適している。

生体用チタン合金の開発の歴史は浅く、航空機用としての需要が多い($\alpha+\beta$)型であるTi-6Al-4V ELI合金が生体用に転用され、インプラントに使用されたのは1960年代以降であり⁽³⁾、依然として多用されている。後に、 β 安定化元素であるV(バナジウム)の生体為害性が指摘され⁽⁴⁾⁽⁵⁾、Vを生体為害性の指摘の無い β 安定化元素であるNb(ニオブ)やFe(鉄)で置き換えたTi-6Al-7Nb合金⁽⁶⁾やTi-5Al-2.5Fe合金⁽⁷⁾等が生体用として開発され、ASTM, ISOあるいはJISに規格化されるようになってきている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。さらに、Al(アルミニウム)のアルツハイマー病との因果関係が議論⁽¹⁰⁾され、最終的には、因果関係は無いとの結果に至ったものの、Alの添加も避けられるようになり、VおよびAlフリー生体用チタン合金、例えば($\alpha+\beta$)型Ti-15Zr(ジルコニウム)-4Nb-2Ta(タンタル)-0.2Pd合金⁽¹¹⁾やTi-15Sn-4Nb-2Ta-0.2Pd合金⁽¹¹⁾が生体用として開発されている。これらの合金の開発後には、生体為害性の無い合金元素構成とする合金設計、すなわち生物学的生体適合性を考慮した合金設計から、さらに生体骨との力学的一致、すなわち力学的生体適合性をも考慮した合金設計がなされるようになった。力学的生体適合性は、生体に適合する力学的性質である。この力学的性質は、弾性率、疲労寿命(疲労特性)、強度・延性、靱性等、一般構造材料での力学的性質と同一である⁽¹²⁾。この中で最も理解しやすく、かつ重要な力学的性質は、弾性率である。骨機能代替インプラントを埋込した場合、付加される応力がインプラントおよび骨に均等に伝達することが要求される。通常、骨代替インプラント構成用金属材料の弾性率(ヤング率)は、骨の弾性率に比べると著しく大きく、両者間に応力が均等に伝達しなくなり(応力遮蔽=ストレスシールド)、骨の良好なリモデリングが行われなかったり、骨吸収が生じたりする⁽¹³⁾(**図1**)。このことにより、インプラントの緩みや、インプラントの再置換が必要となった場合の再骨折が生じたりし、患者に大変な苦痛をもたらす。このようなことから、

* 2013年3月28日、東京理科大学神楽坂キャンパスにおける第152回本会春期講演大会において講演

** 東北大学教授・所長；金属材料研究所(〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1)

Development of Titanium Alloys with High Mechanical Biocompatibility with Focusing on Controlling Elastic Modulus; Mitsuo Niinomi (Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)

Keywords: Young's modulus, low modulus, metallic biomaterials, mechanical biocompatibility, β -type titanium alloy, implant

2013年1月7日受理

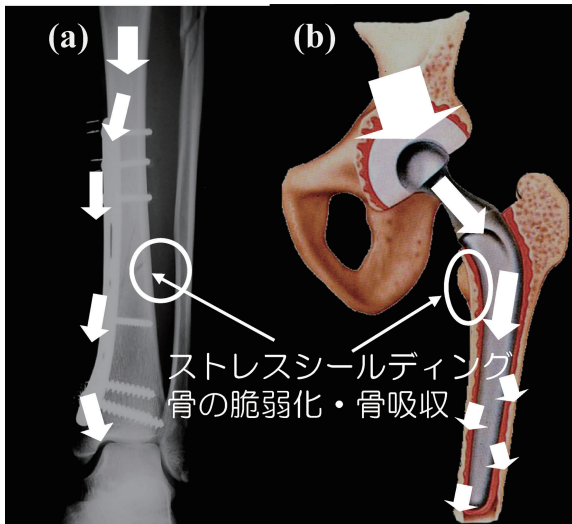


図1 (a) 骨折固定器具および(b)人工股関節におけるストレスシールドの模式的説明図. 矢印は、応力の伝達経路を示している.

骨と類似の弾性率となるような生体用金属材料の開発が要求されるようになった. 周知のように, 上記主要生体用金属材料の中で, チタン合金の弾性率が最も低い⁽⁸⁾. チタン合金は, α 相および/あるいは β 相からなり, その相構成から α 型(α 相単相), ($\alpha+\beta$)型(α 相および β 相の2相構造)および β 型(β 相単相)に分類される. α 相および β 相は, それぞれ稠密六方晶および体心立方晶構造であり, したがって骨の弾性率により近い弾性率とするには, β 型チタン合金とすることが望まれる. このことから, 生体為害性の指摘の無い合金元素からなる低弾性率生体用 β 型チタン合金の開発が盛んとなり現在に至っている. 極最近では, 患者側および外科医側の両者からの要求を満たす低弾性率生体用 β 型チタン合金(弾性率自己可変機能性生体用 β 型チタン合金)の開発もなされるようになってきている⁽¹⁴⁾.

一方, チタン合金の生体機能性は, 生体用セラミックスや高分子に比べると低く, これらと複合化することにより, 改善することが要求される. すなわち, 生体活性セラミックス修飾による骨伝達機能の改善⁽¹⁵⁾や医療用高分子修飾による血液適合性や軟組織適合性の改善⁽¹⁶⁾が要求され, その方面の研究開発も盛んに行われている.

著者らは, いち早く低弾性率生体用 β 型チタン合金の重要性に着目し, その合金設計から製造加工技術の開発, 微細構造制御による力学的生体適合性の改善, 生体活性セラミックスや血液適合性高分子修飾による生体機能化, 生物学的生体適合性評価等を進めて来た.

本稿では, それらの中から主に弾性率に着目した生体適合機能性 β 型チタン合金の研究開発の成果につき述べさせて頂く.

2. 生物学的および力学的生体適合性チタン合金の設計

生体組織との生物学的生体適合性を良好とするために, 生体為害性の指摘のない構成元素の選択を行う必要がある. その場合, 純金属の細胞毒性⁽¹⁷⁾や生体組織親和性の系統

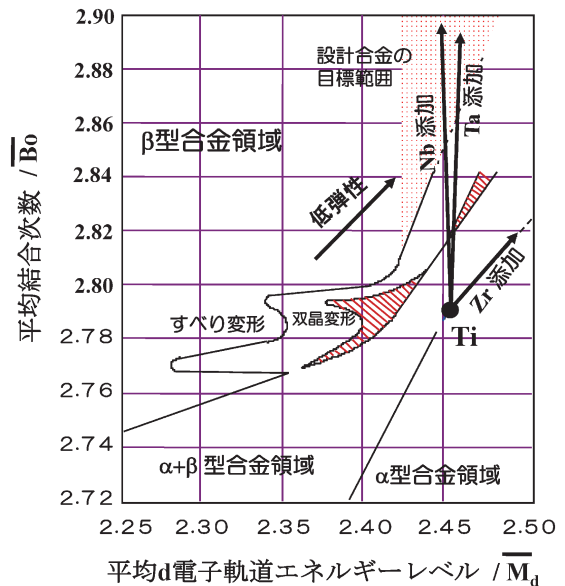


図2 平均結合次数(\overline{Bo})-平均d電子エネルギーレベル($\overline{M_d}$)線図.

的⁽¹⁸⁾あるいは単発的⁽¹⁹⁾⁻⁽²²⁾データを参考とする. その結果, Nb, Ta(タンタル)およびZr(ジルコニウム)が最も生体為害性の低いTiへの合金元素として選択される⁽⁸⁾. その他, モリブデン(Mo), スズ(Sn)あるいはFeも選択されている⁽²³⁾⁽²⁴⁾. 著者らは, 低弾性率, かつ高強度・高延性であるTi-Nb-Ta-Zr系 β 型チタン合金開発のための合金組成をDV-X α クラスター法を用いて開発されたd電子合金設計法⁽²⁵⁾により決定することとした. 同合金設計法では, 結合次数(Bo)およびd電子軌道エネルギーレベル(M_d)との関係図から目的とする合金組成を決定する. チタン合金では, これまでに実用化されている合金につき, それらの組成平均から求める平均Bo(\overline{Bo})および平均 M_d ($\overline{M_d}$)が求められ, 両者の関係($\overline{Bo}-\overline{M_d}$ 線図)が報告されている(図2)⁽²⁷⁾. この線図では, α 型, ($\alpha+\beta$)型および β 型チタン合金の両値で示される領域が明確に示され, 変形様式についても同様に示されている⁽²⁶⁾. これらに, 弾性率を記入することで低弾性となる両値の変化する方向が分かる⁽²⁷⁾. また, TiにNb, TaやZrを添加した場合の両値の関係も分かる. これらのことから, 目的とするチタン合金の \overline{Bo} および $\overline{M_d}$ 値領域が明確化されるので, その領域の \overline{Bo} および $\overline{M_d}$ 値になるように合金組成を決定する. その結果, 著者らは, Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr合金(TNTZ)を提案した. 本合金の溶体化状態での弾性率は, 約60 GPaである⁽²⁸⁾. Ti-6Al-4V ELI合金の弾性率が約110 GPaであるので, TNTZではその約1/2の弾性率となっている. しかし, 皮質骨の弾性率は, 約10-30 GPaであるので⁽²⁹⁾, TNTZでは, まだその約2倍の大きさの弾性率であるためさらなる低弾性率化が必要である.

低弾性率生体用 β 型チタン合金は, これまでに数多く開発されており, それらの例をほぼ開発が報告された順に表1⁽²⁹⁾に示す. 最初に開発されたのはTi-13Nb-13Zr合金⁽³⁰⁾⁽³¹⁾であり, 最も生体為害性の無い合金元素構成の合金構成はTi-Nb-Zr系合金およびTi-Nb-Ta-Zr系合金である.

これまでに開発されている低弾性率生体用 β 型チタン合

表1 これまでに開発された低弾性率生体用 β 型チタン合金例.

β 型チタン合金	ASTM規格	ISO規格	JIS規格
Ti-13Nb-13Zr	ASTM F 1713	—	—
Ti-12Mo-6Zr-2Fe (TMZF)	ASTM F 1813	—	—
Ti-12Mo-5Zr-5Sn	—	—	—
Ti-15Mo	ASTM F 2066	—	—
Ti-16Nb-10Hf (Tiadyne 1610)	—	—	—
Ti-15Mo-2.8Nb-0.2Si	—	—	—
Ti-15Mo-5Zr-3Al	—	—	JIS T 7401-6
Ti-30Ta	—	—	—
Ti-45Nb	AMS 4982	—	—
Ti-35Zr-10Nb	—	—	—
Ti-35Nb-7Zr-5Ta (TNZT)	Task Force F-04.12.23	—	—
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ)	—	—	—
Ti-35Nb-4Sn	—	—	—
Ti-50Ta	—	—	—
Ti-8Fe-8Ta	—	—	—
Ti-8Fe-8Ta-4Zr	—	—	—
Ti-35Nb-2Ta-3Zr	—	—	—
Ti-22.5Nb-0.7Zr-2Ta	—	—	—
Ti-23Nb-0.7Ta-2.0Zr-1.2O (Gum Metal)	—	—	—
Ti-28Nb-13Zr-0.5Fe (TNZF)	—	—	—
Ti-24Nb-4Zr-7.9Sn (Ti2448)	—	—	—
Ti-7.5Mo	—	—	—
Ti-12Mo-3Nb	—	—	—
Ti-12Mo-5Ta	—	—	—
Ti-12Cr	—	—	—
Ti-30Zr-7Mo	—	—	—
Ti-30Zr-3Mo-3Cr	—	—	—
Ti-5Fe-3Nb-3Zr	—	—	—

金の溶体化状態での弾性率は約 80 GP 程度⁽²⁹⁾であり、溶体化状態で最も低い弾性率は Ti-24Nb-4Zr-7.9Sn 合金 (Ti-2448) で報告されている約 40 GPa 程度⁽³²⁾である。

最近では、資源問題から Nb, Ta や Mo 等の高価なレアメタルの使用量の削減を図り、安価な合金元素を用いての生体用 β 型チタン合金の開発が進められるようになってきている。Fe(鉄)を多量に用いた Ti-8Fe-8Ta 合金、Ti-8Fe-8Ta-4Zr 合金や Ti-10Fe-10Ta-4Zr 合金⁽³³⁾は、低コスト化を目指して比較的早くに開発された生体用 β 型チタン合金である。著者らは極最近に、TNTZ の低コスト化を狙った Ti-5Fe-3Nb-3Zr 合金⁽³⁴⁾を開発している。その他、Ti-10Cr-Al 合金⁽³⁵⁾、Ti-Cr-Sn(ズ)-Zr 合金⁽³⁶⁾、生体用形状記憶合金であるが Ti-Cr-Sn 合金⁽³⁷⁾や Ti-(Cr, Mn(マンガン))-Sn 合金⁽³⁸⁾、後述するヤング率可変機能性 Ti-12Cr 合金⁽¹⁴⁾等がある。また、Mn も注目され、Ti-Mn 合金⁽³⁹⁾の開発も進められている。

3. 低弾性率化

上述したように、低弾性率生体用 β 型チタン合金の弾性率は、皮質骨のそれよりも高いことから、さらなる低弾性率化が望まれる。これには、圧延、鍛造、スウエーピング等の汎用加工プロセスや HPT (High pressure torsion) 等の強歪加工プロセスによる冷間強加工によって集合組織を形成することが有効である。冷間強圧延を施した Ti-35Nb-4Sn 合金にて、約 40 GPa の弾性率が報告されている⁽⁴⁰⁾。TNTZ 合金では、図 3⁽⁴¹⁾に示すように、冷間強圧延により、弾性率は、約 55 GPa まで低下し、HPT を施すとさらに約 50 GPa まで低下する⁽⁴¹⁾。

例えば、TNTZ 合金などの β 型チタン合金では、力学的

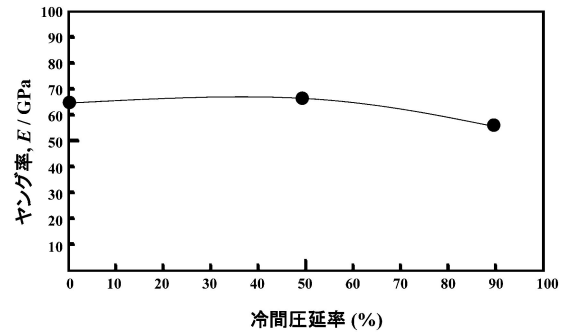


図3 TNTZ に冷間圧延を施した場合のヤング率と冷間圧延率との関係.

性質の結晶方位依存性が高いことから、弾性率の結晶方位依存性も高い。このことは、図 4⁽⁴²⁾に示す TNTZ 単結晶について報告されている弾性率の結晶方位依存性の傾向を見ると分かる。〈100〉方位にて最少の弾性率となり、約 35 GPa の値となっている。この弾性率の値は、皮質骨の弾性率範囲にほぼ入るため、TNTZ 単結晶バイオマテリアルの創製が期待できる。

最も容易に弾性率を制御できる手法としては、チタンおよびチタン合金ポーラス体を用いる方法がある⁽⁴³⁾。チタン(純チタン)ポーラス体の場合では、約30%のポロシテイ回りで皮質骨類似の弾性率が得られるが、その一方で強度が著しく低下する。その強度低下を防ぐために PMMA (ポリメタクリル酸メチル樹脂) や PLLA (ポリ乳酸) 等の医療用高分子を複合化することが有効である⁽⁴⁴⁾⁽⁴⁵⁾。その場合、それらの医療用ポリマーの液体状態にあるモノマーをチタンポーラス体中含浸させ、その後一定温度に保ち重合化することでポーラーのほぼ100%を医療用ポリマーで満たすことができる。このことにより、ポーラスチタン/医療用ポリマー複合体の弾性率を骨のそれと同等に保ったままで(図 5⁽⁴⁵⁾)、強度を上昇させることができる。PLLA のような生分解性高分子では、骨伝達能や抗血栓性を増強させる薬剤を添加し、叙放させることが可能と考えられ、チタンおよびチタン合金ポーラス体に骨伝達機能や抗血栓機能などの生体機能を付与することが可能と期待される。

4. 低弾性率維持・高強度化

TNTZ 等の β 型チタン合金では、通常溶体化状態で弾性率が最も小さくなるが、強度は低くなり充分とは言えない状況となる。したがって、低弾性率を維持したままで、高強度とすることが要求される。

β 型チタン合金の強度の改善には、第2相を析出あるいは分散させる析出強化あるいは分散強化を適用することが最も有効と考えられる。 β 型チタン合金では、溶体化処理後に時効処理を施すことで α 相や ω 相が析出するので強度を上昇させることができる⁽⁴⁶⁾。 ω 相析出は、一般には脆化傾向を著しく促進することから、 α 相析出により延性を比較的良好に保ちながら強度の上昇に繋げる。 α 相や ω 相の析出は、強度を上昇させると同時に、弾性率も上昇させる傾向となる⁽⁴⁷⁾。このことから、溶体化処理後に冷間強加工を施し、

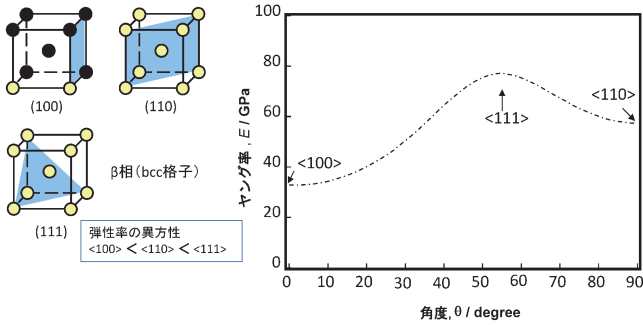


図4 Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr合金単結晶の弾性率の結晶方位依存性.

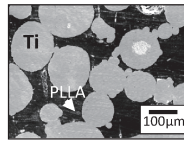
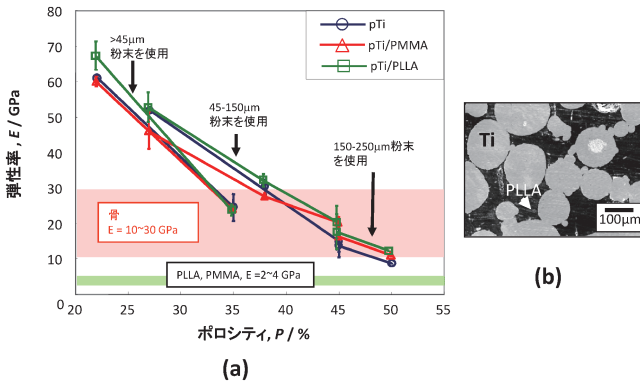


図5 (a) 多孔質純チタン/医療用ポリマー(PMMAあるいはPLLA)複合材料の弾性率および(b) 種々の直径の粉末を焼結して作製した多孔質純チタン/医療用ポリマー(PLLA)複合材料(ポロシティ50%)の走査型電子顕微鏡像.

加工硬化により弾性率をむしろ低下させる方向で強度を改善する方法を取ることが可能である⁽⁴¹⁾. この場合の弾性率低下は、上述したように集合組織の形成による. TNTZに冷間スウェージ加工を施した場合の引張り強さ、伸びあるいは弾性率と冷間スウェージ加工率との関係を図6⁽⁴⁸⁾に示す. 加工率が80%辺りでは、引張り強さは、Ti-6Al-4V ELI合金の場合に匹敵するようになり、延性(伸び)も極めて良好である. 弾性率は、溶体化処理時とほぼ等しく、60 GPa程度と低い値が維持されている.

インプラントでは、荷重が繰返し付加される場合が多いことから、耐久性、すなわち疲労強度を高くすることが望まれる. しかし、TNTZのようなβ型チタン合金では、上記のような溶体化処理後の冷間強加工では、引張り強度のような静的強度は上昇するが、繰返し荷重が付加されるような動的荷重下での強度、すなわち疲労強度の上昇はほとんど期待できない⁽⁴⁷⁾. 疲労強度を上昇させるためには、時効処理によりα相やω相を析出させることで達成可能である. 例えばTNTZでは、特殊加工熱処理、すなわち溶体化処理後80-90%の加工率で冷間強加工を施し、次いで適切な温度での時効処理を施すことで疲労強度が著しく向上し、生体用として多用されているTi-6Al-4V ELI合金の疲労限範囲の最も高い位置までに疲労限を高めることができる⁽⁴¹⁾. しかし、その場合、弾性率は、Ti-6Al-4V ELI合金の場合に比べればかなり低いが、80 GPaを超えるようになる⁽⁴¹⁾. したがって、第2相の析出や分散量をうまく制御し、弾性率を低く

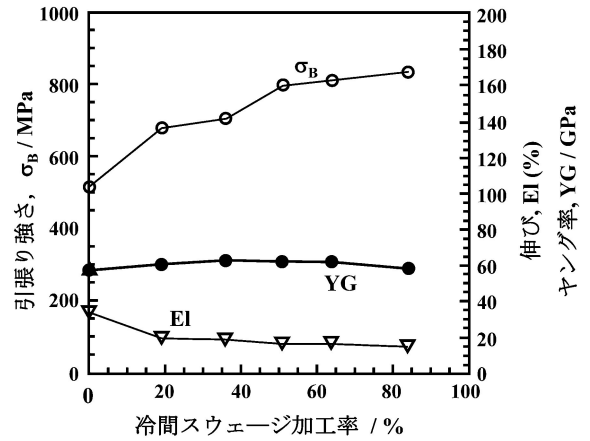


図6 TNTZの引張り強さ、伸びあるいは弾性率と冷間スウェージ加工率との関係.

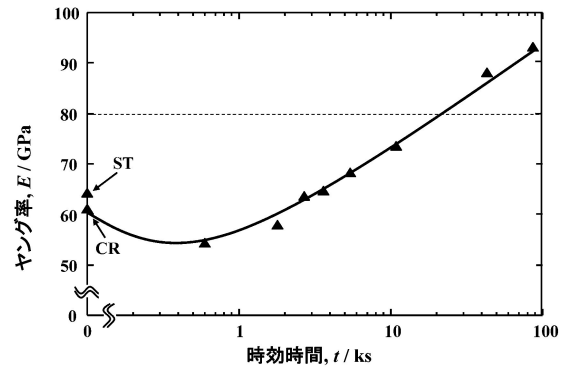


図7 TNTZのヤング率と低温時効時間との関係. STおよびCRは、溶体化状態および冷間強圧延を施した場合のTNTZのヤング率を示す.

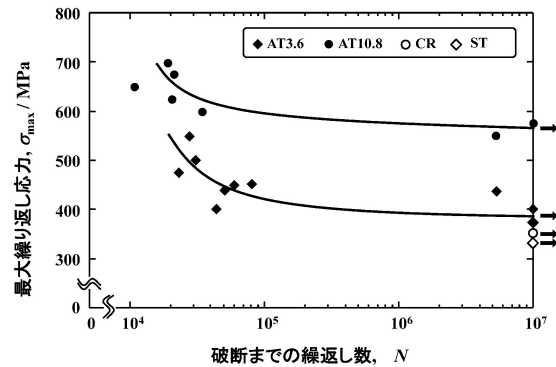


図8 低温にて3.6 ks(AT3.6)および10.8 ks(AT10.8)時効処理を施したTNTZの疲労強度. CRおよびSTは、冷間強圧延および溶体化処理を施したTNTZの疲労限を示している.

維持した状態で疲労強度を上昇させることが必要となる. これには、強度を著しく上昇させるω相を少量析出させることが有効である. すなわち、TNTZでは、比較的低温での短時間時効により、少量のω相を析出させることで弾性率を80 GPa以下に維持した状態で疲労強度を改善することが可能である. 図7⁽⁴⁹⁾および8⁽⁴⁹⁾は、TNTZの場合に、高加工率で冷間強圧延を施した後、ω相が析出する温度にて時効(低温時効)した場合の時効時間と弾性率との関係(図7)および短時間時効(時効時間: 3.6 ks(AT3.6)および10.8 ks

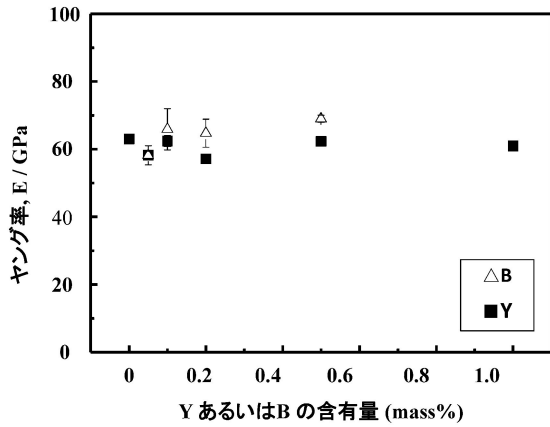


図9 Y₂O₃あるいはTiB₂粒子を添加し冷間圧延を施したTNTZ(それぞれYあるいはB)のヤング率とYあるいはB含有量との関係。

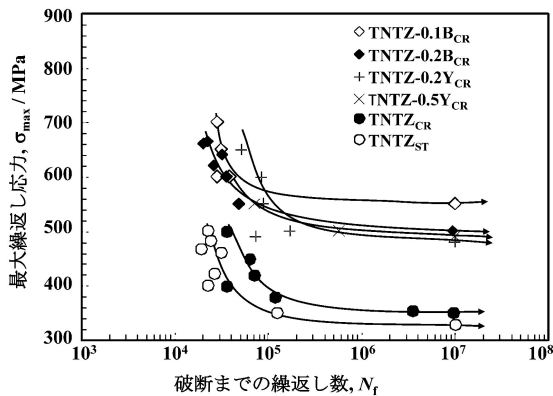


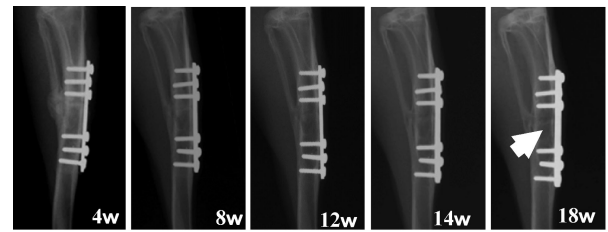
図10 TiB₂あるいはY₂O₃を添加し冷間圧延したTNTZでB含有量が0.1mass%あるいは0.2mass%の場合(TNTZ-0.1B_{CR}あるいはTNTZ-0.2B_{CR})およびY含有量が0.2mass%あるいは0.5mass%の場合(TNTZ-0.2Y_{CR}あるいはTNTZ-0.5Y_{CR})の疲労強度。TNTZに冷間圧延(TNTZ_{CR})あるいは溶体化処理(TNTZ_{ST})を施した場合の疲労強度も併記してある。

(AT10.8))での疲労強度(S-N曲線)(図8)を示している。10.8ksの時効時間にて、弾性率を80GPa以下に維持しての疲労強度の改善が達成されていることが分かる。

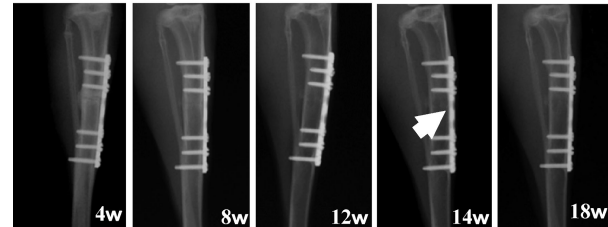
また、セラミックス粒子を微量分散させることでも弾性率を低く維持した状態で、疲労強度を上昇させることができる。図9⁽⁵⁰⁾は、TNTZにTiB₂あるいはY₂O₃を微量添加することにより、TiB₂やY₂O₃粒子を微量分散させた場合のBあるいはY濃度と弾性率との関係を示している。さらに、図10⁽⁵⁰⁾は、その場合の疲労強度(S-N曲線)を示している。TiB₂やY₂O₃セラミックス粒子を微量分散させることで弾性率を60GPaからほとんど変化させることなく、疲労強度を上昇させることが可能であることがわかる。

5. 骨折治癒状況に及ぼす弾性率の影響

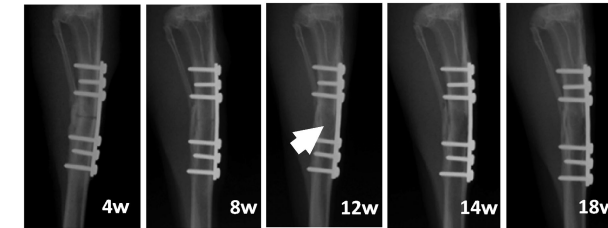
骨折部位に金属系インプラントを埋込した場合に、金属系インプラントの弾性率が骨のそれにより近い値である場合に



(a) TNTZ製骨折固定プレート



(b) Ti-6Al-4V ELI製骨折固定プレート



(c) SUS 316Lステンレス鋼製骨折固定プレート

図11 (a) TNTZ, (b) Ti-6Al-4V ELIおよび(c) SUS 316L ステンレス鋼製骨折固定プレートを家兎脛骨骨折モデルへ移植後4週(4w)から18週(18w)までのX線写真。

は、骨折の早期治癒、骨吸収の抑制や応力に応じ骨のリモデリングが生じることが、家兎脛骨骨折モデルへのTNTZ, Ti-6Al-4V ELI合金およびSUS 316Lステンレス鋼製髓内釘および骨折固定プレート移植実験により確認されている⁽²⁷⁾⁽⁵¹⁾。家兎脛骨骨折モデルへのTNTZ, Ti-6Al-4V ELI合金およびSUS 316Lステンレス鋼製髓内釘移植実験では、弾性率の低いTNTZ髓内釘の場合に骨吸収が最も少なく、かつ骨のリモデリングも最も良好であることが判明しており、インプラントが低弾性率であることが応力遮蔽防止に有効であることが示されている⁽²⁷⁾。

さらに、図11⁽⁵¹⁾に示す家兎脛骨骨折モデルへのTNTZ, Ti-6Al-4V ELI合金およびSUS 316Lステンレス鋼製骨折固定プレート移植実験⁽⁵¹⁾では、SUS 316Lステンレス鋼製骨折固定プレートでは7週目からプレート直下で骨吸収が始まり、12週目でほとんどその骨が消失しているように観察され、Ti-6Al-4V合金製骨折固定プレートでは7週目からプレート直下で骨吸収が始まり、14週目でほとんどその骨が消失しているように観察されている。さらに、TNTZ合金製骨折固定プレートでは、10週目でプレート直下の骨吸収が始まり、18週目でほとんどその骨が消失しているように観察されている。したがって、骨折固定プレートの移植実験においても最も弾性率の低いTNTZの場合に骨吸収がより抑制されることが判明している。TNTZ製骨折固定プレート移植実験では、Ti-6Al-4V ELI合金製骨折固定プレートおよびSUS 316Lステンレス鋼製骨折固定プレート

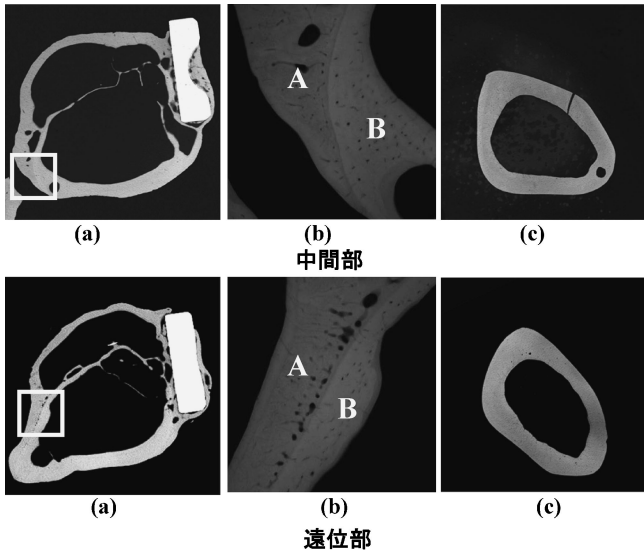


図12 TNTZ 製骨折固定プレートを移植後48週での家兎脛骨骨折モデルおよび対照側(非移植側)の中間部および遠位部横断面の顕微 X 線写真：(a) 骨折モデル横断面，(b) 骨折モデル横断面の□で囲んだ骨の外側(A)および内側(B)とに分岐した部分の高倍率像および(c) 対照側横断面。

の場合には観察されなかった骨折固定プレート移植側の脛骨外形の拡大が観察されている。この現象を図12⁽⁵¹⁾に示す。この図は、TNTZ 製骨折固定プレートを移植後48週目での骨折固定プレート中間部および遠位部での骨折モデル横断面の顕微 X 線写真を示している。骨折固定プレートの中間部および遠位部にて髓腔を区切る骨組織が観察され、かつ脛骨外径が拡大していることが分かる。この場合、内径を構成する骨形状は元の骨の形状に類似していることから、外径を構成する骨は新たに形成された骨と判断できる。この現象は、TNTZ 製骨折固定プレートの場合にのみ観察されている。このことから、低弾性率である TNTZ 製骨折固定プレートで応力に応じた骨のリモデリングが生じていることがわかる。

以上のことから、骨折固定プレートによる動物実験の結果ではあるが、インプラントが低弾性率であることが応力遮蔽防止に有効であると言える。

6. 超弾性特性

TiNi 形状記憶合金は、超弾性を発現するため、ステントやカテーテルガイドワイヤー等への適用が進んでいる。しかし、Ni は、金属アレルギーを発現する確立が高いために、Ni フリー形状記憶チタン合金の開発が盛んに進められている⁽⁵²⁾。

TNTZ においても超弾性や形状記憶機能の付与が可能である。図13⁽⁵³⁾は、TNTZ の組成を簡素化した Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金につき、Nb 含有量を 30 mass% を基準として数 mass% の範囲で変化させた場合の溶体状態での引張り負荷-除荷曲線を示している。Nb 含有量が 30.3Nb mass% では超弾性挙動が認められる。それよりも Nb 含有量が高い場合では、通常の金属材料の場合と類似の応力-歪曲線となっている。30 mass% より低い Nb 含有量の場合で

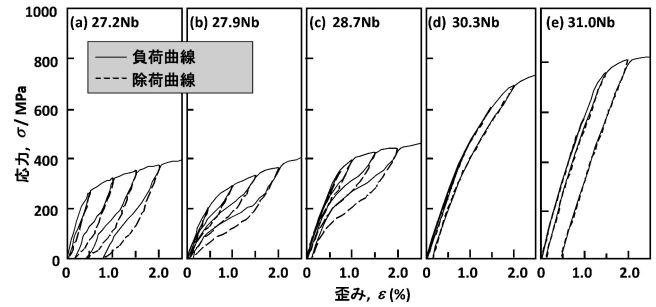


図13 TNTZ (Ti-10Nb-13Ta-5Zr 合金の Nb 含有量を (a) 27.2 mass % (27.2Nb)，(b) 27.9 mass % (27.9Nb)，(c) 28.7 mass % (28.7Nb) および (d) 30.3 mass % (30.3Nb) と変化させた場合の引張り負荷-除荷曲線。

は、ヒステリシスを伴う応力-歪曲線となっており、形状記憶合金で見られる応力-歪曲線と類似である。したがって、TNTZ において、Nb 含有量を 30 mass% 以下で数 mass% 内で変化させることにより形状記憶特性や超弾性機能を発現させることが可能であると判断される。これらの特性は、加工誘起マルテンサイト変態によって発現することを確認している⁽¹⁶⁾。TNTZ 合金に、冷間線引きおよび短時間溶体化処理の組み合わせにより製造した線引材(直径0.3あるいは0.1 mm)の最大擬弾性歪は、約3%であり、この線材の歯科矯正ワイヤーや脊柱矯正器具固定ワイヤー等への応用が考えられる。

7. 再置換型低弾性率生体用 β 型チタン合金

金属系インプラントでは、骨との癒合を促進することが望まれるが、破損や緩みが生じた場合、特に若年者の場合では、再置換が必要となる場合が生じる。そのような再置換を想定した場合、骨との親和性に優れる一方で、骨との癒合に劣るインプラントが必要となる。このような要求を満たす金属材料としてチタンと同族である Zr (ジルコニウム) が有望視されている⁽⁵⁶⁾。Zr が有望視される理由としては、Zr の毒性が指摘されておらず、また疑似体積中においてその表面への骨の主成分である Ca (カルシウム) 沈着が抑制されるためである。これと同様、25 mass% 以上の Zr を含有する Ti-Zr 合金でも疑似体液中での Ca の沈着が抑制されることが指摘されている⁽⁵⁷⁾。このようなコンセプトから、Ti-Zr 合金を基本とし、Ti-Zr-Nb 合金⁽⁵⁸⁾、Ti-Zr-Nb-Ta 合金⁽⁵⁹⁾ や Ti-Zr-Al-V 合金⁽⁶⁰⁾ が開発されている。著者らは、再置換型低弾性率生体用 β 型チタン合金として、Ti-30Zr-Mo (モリブデン) 合金の開発を行い、Ti-30Zr-(6-7)Mo 合金⁽⁶¹⁾ が最も良好な低弾性率、強度および延性バランスを示すことを報告している。このことは、図14⁽⁶¹⁾に示す TNTZ および Ti-30Zr-Mo 合金のヤング率および図15⁽⁶¹⁾に示す Ti-30Zr-Mo 合金および各比較合金 (SUS 316L ステンレス鋼 (SUS 316L)、純チタン (C.P. Ti)、Ti-6Al-4V ELI 合金、TNTZ) の伸びと引張り強さに対するヤング率の比(引張り強さ/ヤング率)との関係から分かる。この他、Ti-30Zr-5Cr 合金⁽⁶²⁾ および Ti-30Zr-3Cr-3Mo 合金も⁽⁶²⁾ 開発報告しているが、これらは、弾性率自己可変機能性生体用 β 型チタン合金とし

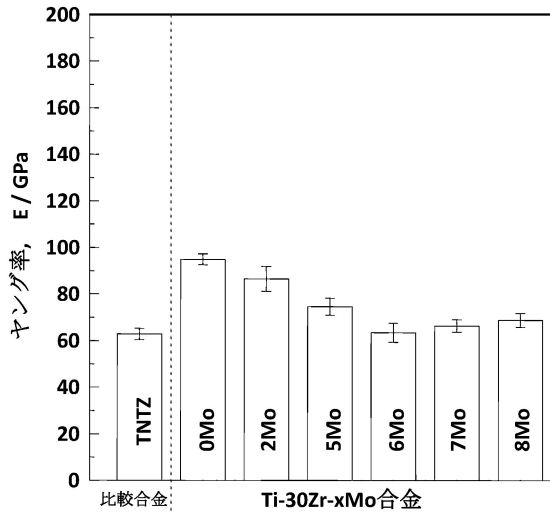


図14 Ti-30Zr-xMo (x=0, 2, 5, 6, 7, and 8 mass%) 合金および比較合金 (SUS 316L ステンレス鋼 (SUS316L), 純チタン (CP Ti), Ti-6Al-4V ELI 合金 (Ti64ELI) および TNTZ) 合金の溶体化状態でのヤング率。

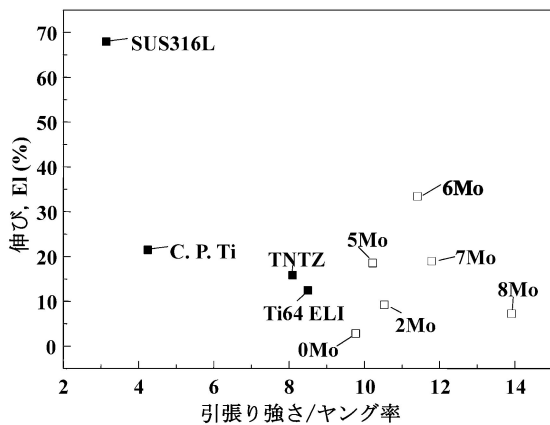


図15 溶体化処理を施した Ti-30Zr-xMo (x=0, 2, 5, 6, 7 および 8 mass%) 合金 (0Mo, 2Mo, 5Mo, 6Mo, 7Mo および 8Mo), SUS 316 L ステンレス鋼 (SUS316L), 溶体化処理を施した TNTZ (TNTZ), 純チタン (C. P. Ti) および Ti-6Al-4V ELI 合金 (Ti64ELI) の伸びと引張り強さに対するヤング率の比 (引張り強さ/ヤング率) との関係。

て開発しているため次節で述べることにする。

8. 弾性率自己可変機能性生体用 β 型チタン合金

骨吸収の抑制および良好な骨のリモデリングのためには、低弾性率が望ましい。一方、整形外科手術時には、例えば脊柱矯正インプラントロッドのように手術時に脊柱の形態に合わせて変形を加えるので、変形させたロッドが形を変えないこと、すなわち付形性が良好であることが望まれる⁽¹⁴⁾。弾性率が高い方がスプリングバックが小さくなり、付形性がより良好となると考えられる。すなわち、患者側および整形外科医側の要求が相反することとなる。そこで、両者の要求を満たすためには、変形させた部分の弾性率が高くなり、全体としては低弾性率を保つようにすることが出来れば良いことになる(図16⁽¹⁴⁾)。すなわち、変形部分の局所において、弾

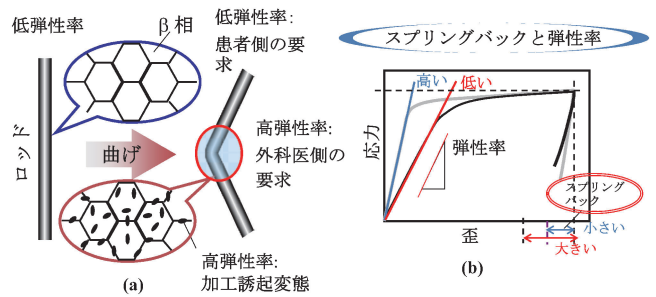


図16 (a) β 型チタン合金の局所弾性率自己調整機能の概念図および (b) 低ヤング率および高弾性率の場合のスプリングバック量の大きさの模式的説明図。

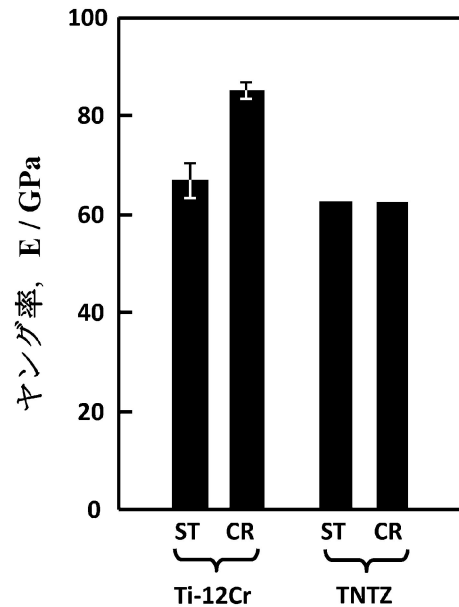


図17 Ti-12Cr 合金および TNTZ 合金の溶体化状態 (ST) および10%の圧下率の冷間圧延 (CR) を施した場合のヤング率の比較。

性率を高める第2相である ω 相が誘起されれば良いことになる。著者らは、このような生体用 β 型チタン合金とし Ti-12Cr 合金を開発している⁽¹⁴⁾。この合金では、図17⁽¹⁴⁾に示すように加工率10%の冷間圧延 (CR) により、ヤング率が上昇する。一方、TNTZ ではヤング率は、上昇していない。これは Ti-12Cr 合金では、圧延 (変形) により、 ω 相が誘起されたためである。また、図18⁽¹⁴⁾に Ti-12Cr 合金および TNTZ のスプリングバック量を示すように、TNTZ の場合に比べて Ti-12Cr 合金でスプリングバック量はより小さくなっており、付形性も改善されることが期待される。さらに著者らは、弾性率自己可変機能性生体用 β 型チタン合金として、Ti-17Mo 合金⁽⁶³⁾も開発している。

9. 再置換型弾性率自己可変機能性生体用 β 型チタン合金

著者らは、自己可変機能性生体用 β 型チタン合金についても再置換性を付与することが必要と考え、再置換型低弾性率生体用 β 型チタン合金である Ti-30Zr-Mo 合金を基本として、弾性率自己可変機能性生体用 β 型チタン合金である

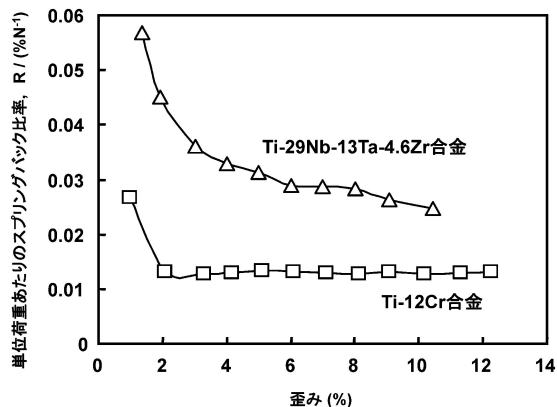


図18 Ti-12Cr合金およびTNTZのスプリングバック量.

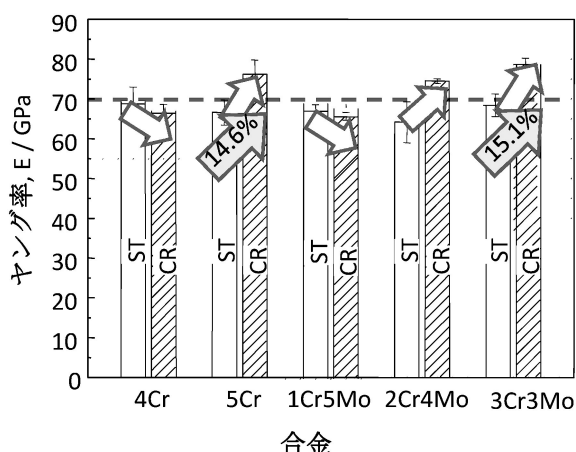


図19 Ti-30Zr-4Cr合金(4Cr), Ti-30Zr-5Cr合金(5Cr), Ti-30Zr-1Cr-5Mo合金(1Cr5Mo), Ti-30Zr-2Cr-4Mo合金(2Cr4Mo)およびTi-30Zr-3Cr-3Mo合金(3Cr3Mo)の溶体化状態(ST)および圧下率10%で圧延(CR)した場合のヤング率.

Ti-12Cr合金およびTi-17Mo合金の開発知見からCrやMo添加によっても弾性率可変機能を付与できると考え、Ti-30Zr-Cr系合金あるいはTi-30Zr-Mo-Cr系合金の組成を再置換型弾性率自己可変機能性発現に対して最適化することを行った⁽⁶²⁾。図19⁽⁶²⁾にTi-30Zr-4Cr合金、Ti-30Zr-5Cr合金、Ti-30Zr-1Cr-5Mo合金、Ti-30Zr-2Cr-4Mo合金およびTi-30Zr-3Cr-3Mo合金の溶体化状態(ST)および圧下率10%で圧延(CR)した場合のヤング率を示すように、Ti-30Zr-5Cr合金、Ti-30Zr-2Cr-4Mo合金およびTi-30Zr-3Cr-3Mo合金でCRにより弾性率が上昇する。Ti-30Zr-5Cr合金およびTi-30Zr-3Cr-3Mo合金で弾性率の上昇率が最も高いことから、これらの合金が最適と判断されよう。

10. 前臨床試験

著者らは、TNTZ合金の人工股関節および脊椎固定器具を作製し、大型動物である羊を用いての移植実験による評価を行っている⁽⁶⁴⁾⁽⁶⁵⁾。

図20⁽⁶⁶⁾に、(a)サイズの異なるTNTZ(溶体化状態)製股関節ステムおよび骨頭、(b)TNTZ製人工股関節を綿羊大腿骨モデルへ挿入した場合の概観写真、(c)TNTZ製人工股関節

を移植した綿羊(移植後28週間)および(d)綿羊へ移植したTNTZ製人工股関節のX線写真(移植後28週間)を示す。綿羊は、移植後28週では、自力にて外で歩くようになり、X線写真から見ても人工股関節に異常は認められない。本実験は、3頭の綿羊について行い、その内2頭は、ほぼ3年間生存の後、疾病により死亡、残り1頭は、ほぼ6年半の間生存の後と殺されている。前者2頭の場合には、人工股関節周囲の組織状態や臓器への金属イオンの溶出について解析が行われている。人工股関節の固定が良好である場合には、良好な荷重伝達を得られ緻密な皮質骨が維持されることが判明している⁽⁶⁷⁾。また、緩みにより骨組織との摩擦・摩耗が生じた場合、構成元素の溶出は認められたが、これに起因する異常は認められていない。

図21⁽⁶⁵⁾に、TNTZ(溶体化状態)製ロッドおよびTi-6Al-4V ELI合金製スクリューからなる脊椎固定器具を用いてヒツジに脊椎固定術を施した後5カ月経過後の矢状面および冠状面から撮影した固定部位のX線写真を示す。脊椎固定が充分になされており、ロッドやスクリューの破損、あるいはスクリューの引抜けなどの大きな問題は生じていない。また、図22⁽⁶⁵⁾に同脊椎固定インプラント移植から5カ月経過後のロッドおよびスクリュー周辺組織の病理標本の観察写真を示す。両者ともに脊椎近傍の筋組織の核および線維状組織が観察される。これらの筋組織の核の様子から、巨細胞などの異常な反応を示した細胞は観察されない。したがって、TNTZ製ロッドは良好な生体適合性を有していると考えられ、同ロッドと周辺組織の間に線維状組織が形成されていることから、同ロッドと周辺組織に強固な癒着は生じていないと判定される。脊椎固定インプラントは、通常治療後には抜去することから、TNTZ製ロッド周辺組織に異常が観察されず、周辺組織との癒着もないことは、TNTZの脊椎固定インプラント用ロッドへの適用が有効であることを示している。

11. おわりに

既に述べたが、金属材料の中で最も生体親和性が良好なチタン合金と言えども、骨伝達機能、骨誘導機能、血液適合性、軟組織適合性等の生体機能性に関しては不十分であったり、全ての機能を兼ね備えているわけではない。したがって、チタン合金に、生体活性セラミックスおよび/あるいは生体機能性高分子等と融合調和させ、生体機能性を付与することが必要となってくる。さらには、組織工学との調和融合も進める必要があると言える。すなわち、図23⁽⁶⁸⁾に概念を示すように、金属、セラミックス、高分子および生体組織が調和融合する革新的な金属基盤バイオマテリアル、すなわちハーモニックバイオマテリアルの創製を目指しての研究開発が推進されることを期待する。

本研究開発の成果は、数多くの研究者の方々との共同研究やご協力によって得られている。そのの方々のお名前を列挙することは、紙面の都合上割愛させて頂くが、心から感謝申し上げます。

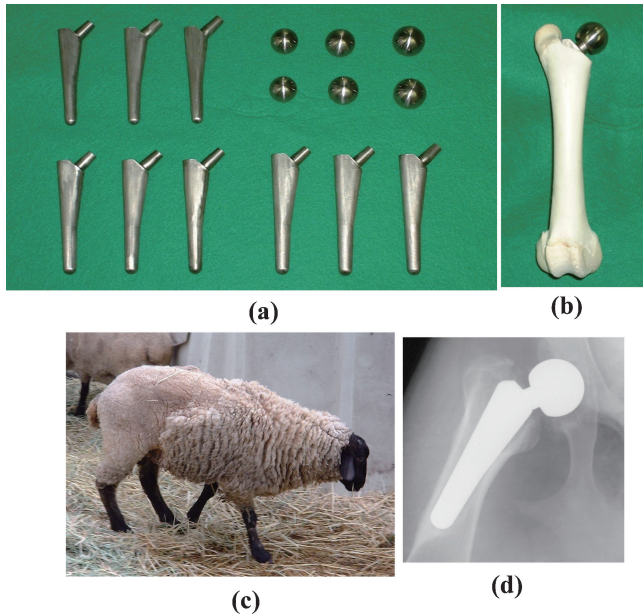


図20 (a) サイズの異なる TNTZ 製股関節ステムおよび骨頭, (b) TNTZ 製人工股関節を綿羊大腿骨モデルへ挿入した場合の概観写真, (c) TNTZ 製人工股関節を移植した綿羊(移植後28週間)および (d) 綿羊へ移植した TNTZ 製人工股関節の X 線写真(移植後28週間).

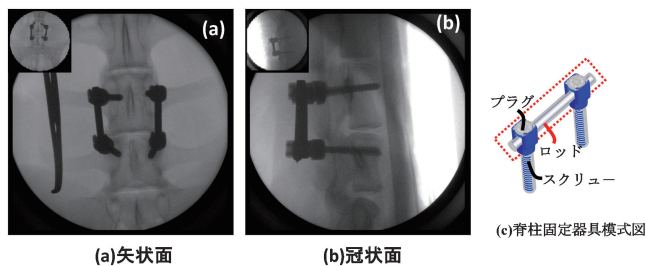


図21 溶体化処理を施した TNTZ (TNTZ-ST) 製ロッドおよび Ti-6Al-4V ELI 製スクリューからなる脊椎固定器具羊の脊柱に移植した場合の(a) 矢状面および(b) 冠状面からの X 線写真.

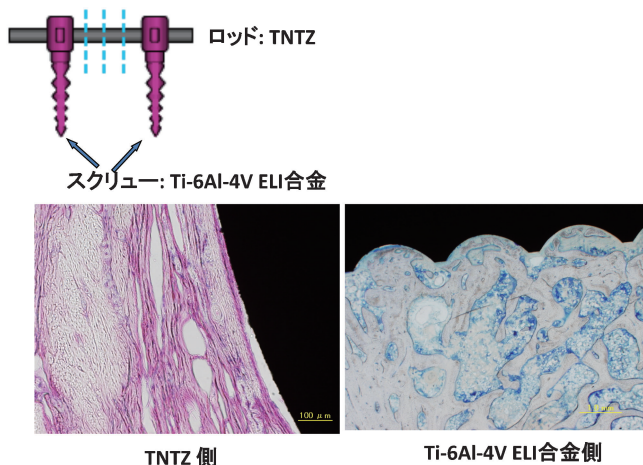


図22 脊椎固定器具のロッドおよびスクリュー側の生体組織.

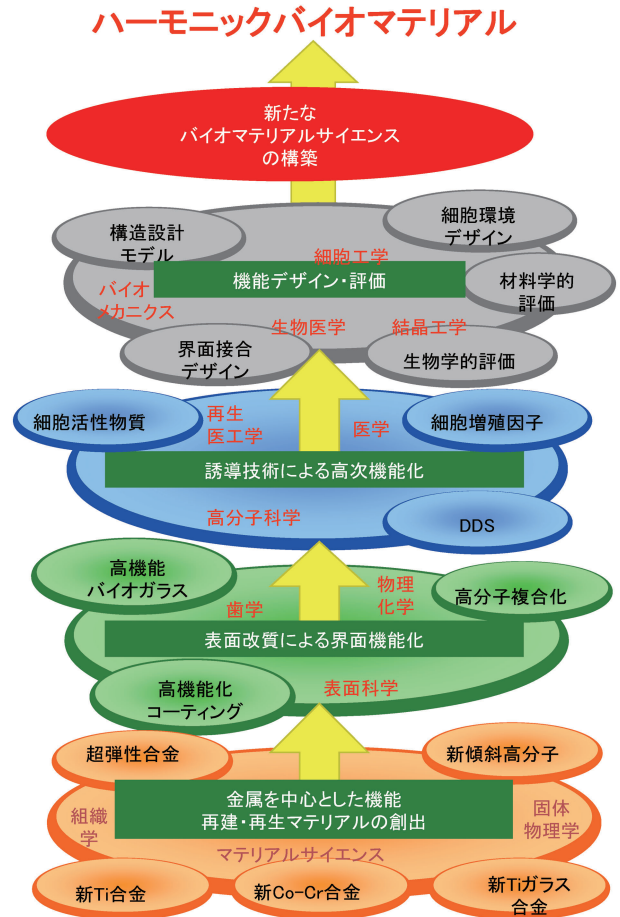


図23 異分野調和融合研究によるハーモニックバイオマテリアルの創製.

文 献

- (1) T. Hanawa: Metals for Medicine, eds. T. Hanawa, Jpn. Inst. Metals, (2010), 1-9.
- (2) 新家光雄: 熱処理, 42(2002), 409-415.
- (3) J. B. Park: The Biomedical Engineering Handbook Volume 1, eds. J. D. Bronzino, CRC Press LLC, Boca Raton, FL, (2000), IV-1-IV-8.
- (4) R. Zwicker, K. Buheler, R. Mueller, H. Beck and H. J. Schmid: Titanium '80: Science and Technology, eds. H. Kimura and O. Izumi, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1980), vol. 2, 505-14.
- (5) M. Semlitsch, F. Staub and H. Webber: Biomed. Technol., 30 (1985), 334-39.
- (6) Standard Specification for Wrought Titanium 6Al 7Nb Alloy for Surgical Implants, ASTM Designation F1295-92, ASTM, Philadelphia, PA, (1994), 687-89.
- (7) Implant for Surgery—Metallic Materials—Part 10: Wrought Titanium5—Aluminum 2.5—Iron Alloy, ISO 5832-10, (1996).
- (8) M. Niinomi: Met. Mat. Transaction A, 33A(2002), 477-486.
- (9) M. Niinomi, T. Hattori, T. Kasuga and H. Fukui: Titanium and Its Alloys, Encyclopedia of Biomaterials and Biomedical Engineering, Marcel Dekker, INC, (2006), 1-8.
- (10) 「アルミニウムと健康」—アルツハイマー病研究の現状—講演録, 「アルミニウムと健康」5 団体連絡協議会, (1998).
- (11) Y. Okazaki, Y. Ito, A. Ito and T. Tateishi: Medical Applications of Titanium and Its Alloys, S. A. Brown and J. E. Lemons, eds., ASTM STP 1272, ASTM, Philadelphia, PA, (1996), 45-59.
- (12) M. Niinomi: J. Mech. Behav. Biomed. Mater., 1(2008), 30-42.
- (13) M. Niinomi, T. Hattori, K. Morikawa, T. Kasuga, A. Suzuki, H. Fukui and S. Niwa: Mater. Trans., 43(2002), 2970-2977.
- (14) M. Nakai, M. Niinomi, X. F. Zhao, X. Zhao and K. Narita: Mater. Letters, 65(2011), 688-690.

- (15) T. Kasuga, T. Hattori and M. Niinomi: Phosphorus Bulletin, **26** (2012), 008–015.
- (16) J. Hieda, M. Niinomi, M. Nakai, H. Kamura, H. Tsutsumi and T. Hanawa: Surface and Coating Technology, **206**(2012), 3137–3141.
- (17) H. Kawahara: Bull. J. Jpn. Inst. Met., **31**(1992), 1033–1039.
- (18) S. G. Steinemann: Evaluation of Biomaterials, eds. G. D. Winter, J. L. Leray and K de Groot, John Wiley & Sons Ltd., (1980), 1–34.
- (19) 佐藤温重: 材料科学, **19**(1982), 193–199.
- (20) 工藤貴也: 歯科材料・器械, **7**(1988), 525–544.
- (21) 岡崎義光, 麻尾茂夫, S. Rao, 立石哲也: 日本金属学会誌, **60**(1996), 902–906.
- (22) 山本玲子, 本間理恵子, 角田方衛: 生体材料, **14**(1996), 167–173.
- (23) Y. Okazaki, Y. Ito, A. Ito and T. Tateishi: ASTM STP 1272, (1996), 45–59.
- (24) K. K. Wang, L. J. Gustavson and J. H. Dumbleton: ASTM STP 1272, (1996), 76–87.
- (25) 森永正彦, 湯川夏夫, 足立裕彦: 鉄と鋼, **71**(1985), 1441–1451.
- (26) 森永正彦, 齊藤淳一, 森下政夫: 軽金属, **42**(1992), 614–621.
- (27) D. Kuroda, M. Niinomi, M. Morinaga, Y. Kato and T. Yashiro: Mater. Sci. Eng. A, **243**(1998), 244–249.
- (28) M. Niinomi: Mater. Sci. Eng. A, **A243**(1998), 231–236.
- (29) M. Niinomi, M. Nakai and J. Hieda: Acta Biomater., **8**(2012), 3888–3903.
- (30) A. K. Mishra, J. A. Davidson, P. Kovacs and R. A. Poggie: Beta Titanium in the 1990's, eds. D. Eylon, R. R. Boyer and D. A. Koss, (1993), 61–72.
- (31) Standard Specification for Wrought Titanium—13 Niobium—13 Zirconium Alloy for Surgical Implant Applications, ASTM Designation F1713–96, ASTM, Philadelphia, PA, (2000), 1071–1074.
- (32) Y. Hao, S. Li, S. Sun, C. Zheng, Q. Fu and R. Yang: Appl. Phys. Lett., **87**(2005), 0919061–3.
- (33) D. Kuroda, H. Kawasaki, A. Yamamoto, S. Hiromoto and T. Hanawa: Mater. Sci. Eng. C, **25**(2005), 312–320.
- (34) 牛田圭亮, 柘 賢太, 赤堀俊和, 服部友一, 新家光雄, 石倉馨, Mohamed A. H. Gepreel: 日本金属学会誌, **76**(2012), 397–401.
- (35) S. Hatanaka, M. Ueda, M. Ikeda and M. Niinomi: Adv Mater Res, **89–91** (2010), 232–237.
- (36) Y. Murayama and S. Sasaki: Univ. Res. J. Niigata Inst. Tec., **14**(2009), 1–8.
- (37) S. Ashida, H. Kyogaku and H. Hosoda: Mater. Sci. Forum, **706–709**(2012), 1943–1947.
- (38) Y. Kasano, T. Inamura, H. Kanetaka, S. Miyazaki and H. Hosoda: Mater. Sci. Forum, **654–656**(2010), 2118–2121.
- (39) M. Abdel-Hady, M. Niinomi, T. Akahori, M. Nakai and H. Tsutsumi: Abstarct of 118 Annual Meeting of Jpn. Inst. Light Metals., (2010), 69–70.
- (40) T. Ozaki, H. Matsumoto, T. Miyazaki, M. Hasegawa, S. Watanabe and S. Hanada: Medical Device II, eds. M. Helmus and D. Medlin, ASM, Materials Park, OH, USA, (2005), 197–202.
- (41) M. Niinomi and M. Nakai: Proc. Fray Int. Symp. eds. F. K. Flögen, **7**(2012), 409–433.
- (42) M. Tane, S. Akita, T. Nakano, K. Hagihara, Y. Umakoshi, M. Niinomi and H. Nakajima: Acta Mater., **56**(2008), 2856–2863.
- (43) N. Nomura, T. Kohama, I. H. Oh, S. Hanada, A. Chiba, M. Kanehira and K. Sasaki: Mater. Sci. Eng. C, **25**(2005), 330–335.
- (44) M. Nakai, M. Niinomi, T. Akahori, H. Tsutsumi, S. Itsuno, N. Haraguchi, Y. Itoh, T. Ogasawara, T. Onishi and T. Shindoh: J. Mech. Behav. Biomed. Mater., **3**(2010), 41–50.
- (45) M. Nakai, M. Niinomi and D. Ishii: J. Mech. Behav. Biomedical Mater., **4**(2011), 1206–1218.
- (46) 赤堀俊和, 新家光雄, 野田篤史, 戸田裕之, 福井壽男, 小川道治: 日本金属学会誌, **70**(2006), 295–303.
- (47) 赤堀俊和, 新家光雄, 石水敬太, 福井壽男, 鈴木昭弘: 日本金属学会誌, **67**(2003), 652–660.
- (48) 新家光雄, 福井壽男, 服部友一, 許 健二, 鈴木昭弘: まてりあ, **41**(2002), 221–223.
- (49) M. Nakai, M. Niinomi and T. Oneda: Metal. Mater. Trans. A, **43**(2012), 294–302.
- (50) M. Niinomi, M. Nakai, X. Song and L. Wang: (2011c). Proc. PFAMXIX (Processing and Fabrication of Advanced Materials), eds. D. Bhattacharyya, R. J. T. Lin and T. S. Srivatsan, Vol. 2, (2011), 817–827.
- (51) N. Sumitomo, K. Noritake, T. Hattori, K. Morikawa, S. Niwa, K. Sato and M. Niinomi: J. Mater. Sci.: Mater. Medicine, **19**(2008), 1581–1586.
- (52) H. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: J. Jpn. Inst. Light Metals, **55**(2005), 613–617.
- (53) N. Sakaguchi, M. Niinomi, T. Akahori, J. Takeda and H. Toda: Mater. Sci. Eng. C, **25**(2005), 363–369.
- (54) E. G. Obbard, Y. L. Hao, T. Akahori, M. Niinomi and R. Yang: Acta Mater., **58**(2010), 3557–3567.
- (55) M. Niinomi, T. Akahori, S. Katsura, K. Yamauchi and M. Ogawa: Mater. Sci. Eng. C, **27**(2007), 154–161.
- (56) E. Kobayashi, M. Ando, Y. Tsutsumi, H. Doi, T. Yoneyama, M. Kobayashi and T. Hanawa: Mater. Trans., **48**(2007), 301–306.
- (57) T. Hanawa, O. Okubo and H. Hamanaka: J. Jpn. Inst. Metals, **56**(1992), 1168–1173.
- (58) M. Takahashi, E. Kobayashi, H. Doi, T. Yoneyama and H. Hamanaka: J. Jpn. Inst. Metals, **64**(2000), 1120–1126.
- (59) G. J. Yang and T. Zhang: J. Alloy. Compd., **392**(2005), 291–294.
- (60) E. Kobayashi, H. Doi, T. Yoneyama, H. Hamanaka, S. Matsumoto and K. Kudaka: J. Dent. Mater., **14**(1995), 321–328.
- (61) X. L. Zhao, M. Niinomi and M. Nakai: J. Mech. Behav. Biomed. Mater., **4**(2011), 2009–2016.
- (62) X. L. Zhao, M. Niinomi, M. Nakai, G. Miyamoto and T. Furuhashi: Acta Biomater., **7**(2011), 3230–6.
- (63) X. F. Zhao, M. Niinomi, M. Nakai and J. Hieda: Acta Biomaterials, **8**(2012), 1990–1997.
- (64) 服部友一, 森川圭造, 丹羽滋郎, 佐藤啓二, 新家光雄, 許健二: 日本臨床バイオメカニクス学会誌, **23**(2002), 173–178.
- (65) K. Narita, M. Niinomi, M. Nakai and K. Oribe: Mater. Letters, **86**(2012), 178–181.
- (66) 新家光雄: 未来材料, **10**(2010), 1–4.
- (67) T. Hattori, K. Morikawa, K. Sato and M. Niinomi: Proc. PFAMXIII: Eighteenth International Conference on Processing and Fabrication of Advanced Materials, Vol. 3, (2009), 1185–1194.
- (68) 新家光雄: まてりあ, **46**(2007), 452–455.



新家光雄

★★
1978年3月 名古屋大学大学院工学研究科博士課程後期修了(工学博士, 博士(歯学))
1979年4月–2005年9月 豊橋技術科学大学教務職員, 助手, 教授
2005年10月–現在 東北大学金属材料研究所生体材料学研究部門教授
2008年4月–2009年11月 東北大学総長特任補佐
2009年11月–現在 東北大学金属材料研究所所長, 国際科学高等研究センター長
その間, カーネギー・メロン大学客員助教授, デイトン大学客員教授, 米国防総省ライトパターソン材料研究所外国人研究員, 中国東北大学客員教授, 中国天津大学名誉教授。
専門分野: 生体材料学, 構造・機能材料
◎チタン合金を主体とする金属系生体材料, 貴金属歯科用合金の設計, 製造・加工プロセス, 生物学のおよび力学的生体適合性評価, 組織制御による高機能化等に関する研究・開発に従事。
研究室ホームページ: <http://biomat.imr.tohoku.ac.jp/>
★★