

β 型 Ti-Nb 基合金の低ヤング率化の要因と医療応用研究の現状

仲 井 正 昭* 新 家 光 雄**

1. は じ め に

骨と金属との大きなヤング率差により生じるとされる応力遮蔽による過剰な骨吸収を抑制するための低ヤング率を志向した医療用 β 型チタン合金(低ヤング率 β 型チタン合金)の開発は1990年代から始まり、その後、世界中で精力的に研究・開発がなされ、これまでに数多くの新合金が開発されてきている⁽¹⁾。このようなコンセプトで開発された、ごく初期の合金には、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金(以下、合金中の数字は断りがない限り mass% を表す)、Ti-12Mo-6Zr-2Fe 合金および Ti-13Nb-13Zr 合金などが挙げられ、これらの合金のヤング率は74～79 GPa と報告されている⁽²⁾。 β 型チタン合金の高強度化では時効処理が多用され、ヤング率は時効処理条件に強く依存することが知られている⁽³⁾。一般的には時効処理前(溶体化処理後)のヤング率が最も低くなるが、70 GPa 代後半のヤング率は代表的な工業用 β 型チタン合金である Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金の溶体化処理を施した状態のヤング率である82 GPa⁽⁴⁾と大差はない。低ヤング率 β 型チタン合金として強い印象を残した最初の合金は、1995年に開催された第8回世界チタン会議で発表された、Rack らによる開発合金である Ti-35Nb-7Zr-5Ta 合金⁽⁵⁾であろう。同会議のプロシーディングスには、同合金のヤング率が55 GPa と記載されている。Niinomi らにより開発された日本を代表する低ヤング率 β 型チタン合金である Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ) 合金に関する論文が最初に発表されたのは1998年である⁽⁶⁾。発表は Rack らよりもわずかに遅れたものの、ほぼ同時期に研究・開発され、その後の継続的な研究により、現在では世界で最も認知度の高い低ヤング率 β 型チタン合金の一つとなっている。

低ヤング率 β 型チタン合金の開発が始まってから約30年が経過し、その間に数多くの新合金が開発されてきただけでなく、 β 型チタン合金の低ヤング率化現象の理解が進んだ。さらには、材料開発の段階から医療器具開発の段階へと進み、医療に対する低ヤング率の有効性の検証がなされるようになってきている。本稿では、Niinomi らが開発し、現在、医療器具への応用研究が進められている TNTZ 合金を題材に取り上げ、同合金の設計思想、同合金が低ヤング率となる要因および同合金の医療応用における有効性の実証状況について概説する。

2. TNTZ 合金の設計思想

TNTZ 合金の設計では、まず毒性・アレルギー性のない合金元素が選択され、次に森永らにより提唱されている d 電子合金設計理論⁽⁷⁾⁽⁸⁾を用いて化学組成が決定されている。d 電子合金設計理論は、最初に発表されてから30年以上経過しているが、価電子濃度(e/a)や Mo 当量とともに、チタン合金の設計では現在でもなお利用されている⁽⁹⁾。この設計理論では、第一原理計算の一つである DV- X_α クラスタ法により求められる、原子間の結合の強さを表す結合次数(B_o)と、電気陰性度や原子半径と関係のある d 軌道エネルギーレベル(Md)の2つのパラメータが用いられる。これらの2つのパラメータは、チタン原子からなるクラスタ(bcc 格子の場合は、中心となる原子とその原子から見て第一近接に位置する8個の原子および第二近接に位置する6個の原子の計15個の原子により構成される)の中心の1個だけを合金元素の候補となる別の原子に置換して求められている。合金元素ごとに求められた B_o と Md を用いて、各実用チタン合金の B_o の組成平均値($\overline{B_o}$)および Md の組成平均値($\overline{Md}$)を

* 近畿大学理工学部; 准教授(〒577-8502 東大阪市小若江 3-4-1) ** 東北大学; 名誉教授
Factors Leading to Low Elastic Modulus and Current Status of Medically Applied Research of β -type Ti-Nb-based Alloys; Masaaki Nakai* and Mitsuo Niinomi** (*Faculty of Science and Engineering, Kindai University, Higashiosaka. **Tohoku University, Sendai)
Keywords: biomaterial, β -type titanium alloy, low Young's modulus, phase stability, stress shielding, bone, spinal fixation
2020年6月29日受理[doi:10.2320/materia.59.588]

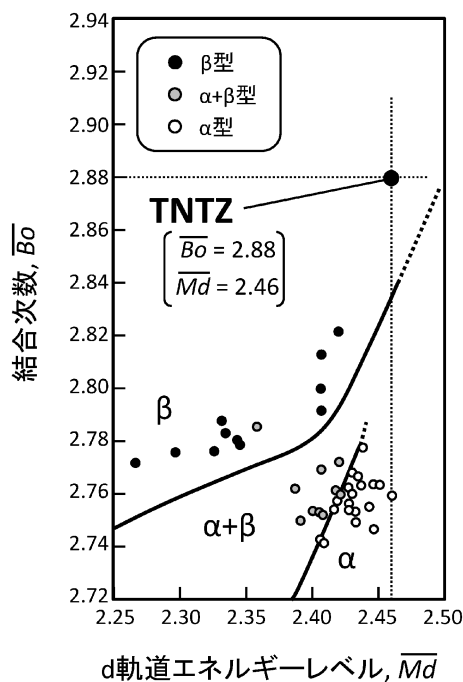


図1 チタン合金の $\overline{Bo}$ - $\overline{Md}$ 図と TNTZ の位置. (文献(7)を改変引用)

求め、縦軸に $\overline{Bo}$ 、横軸に $\overline{Md}$ をとり、プロットすると、図1に示すように、 α 型、 $\alpha + \beta$ 型および β 型といった実用チタン合金のタイプをプロット領域で分類することができる。そこで、各領域の境界線を引くと、未知の化学組成のチタン合金のタイプを予測することができる。さらに、実用チタン合金のヤング率をこの $\overline{Bo}$ - $\overline{Md}$ 図中に書き込んでいくと、ヤング率が低い合金は、 β 型となる領域内で $\overline{Bo}$ と $\overline{Md}$ とが共に高い位置にプロットされる。TNTZ 合金の化学組成は、 β 型と $\alpha + \beta$ 型の領域の境界線を延長して、 β 型となる領域内で既存の合金にはないほど高い $\overline{Bo}$ と $\overline{Md}$ となるように決定された⁽⁶⁾。TNTZ 合金は、d 電子合金設計理論の適用による新合金開発の重要な成功例の一つとされている。ただし、d 電子合金設計理論では、所望の特性となる化学組成を予測することができるが、その理由までは与えられない。すなわち、合金開発時点では、TNTZ 合金が低ヤング率となる理由はまだ明確ではなかったと言える。

3. TNTZ 合金が低ヤング率となる要因

低ヤング率 β 型チタン合金は、チタン合金の中でも準安定 β 型チタン合金に分類される。準安定 β 型チタン合金の室温から β トランザスまでの温度範囲における熱力学的平衡相は $\alpha + \beta$ 相であるため、 β 相単相の状態は、溶体化処理として β トランザス以上の温度から急冷して高温相を凍結することにより得られる。すなわち、非平衡 β 相がヤング率の低い状態であるため、 β 相の安定性は、低ヤング率 β 型チタン合金において特徴的に低いヤング率が得られる理由として最も重要な因子となる。

実験事実として、図2に溶体化処理を施した Ti-xNb-10Ta-5Zr 合金 ($x = 0 \sim 40$ mass%) の相構成とヤング率を示す⁽¹⁰⁾。

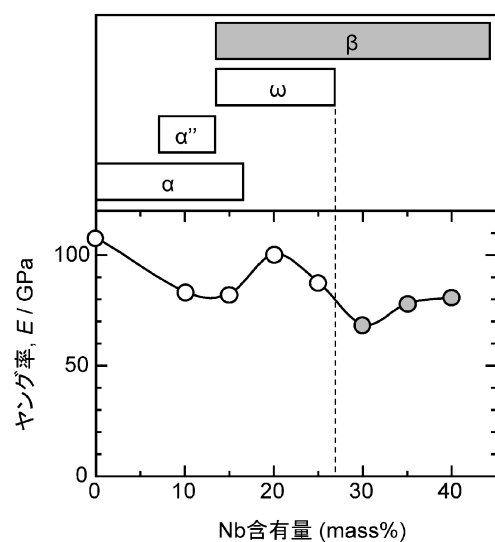


図2 溶体化処理を施した Ti-xNb-10Ta-5Zr 合金 ($x = 0 \sim 40$ mass%) の相構成およびヤング率に及ぼす Nb 含有量の影響. (文献(10)を改変引用)

す⁽¹⁰⁾。溶体化処理を施した Ti-xNb-10Ta-5Zr 合金のヤング率は、Nb 濃度に強く依存し、 β 相単相となる化学組成の中でも、非熱的 ω 相が形成されない最少の Nb 濃度であるとき (Ti-30Nb-10Ta-5Zr 合金) に極小値が得られる。同様のヤング率の化学組成依存性は、Ti-Nb 二元系合金においても報告されている⁽¹¹⁾。Nb は β 相安定化元素 (β トランザスを低下させる合金元素) であることから、Nb 濃度が高いほど β 相の安定性は上昇する。したがって、 β 型チタン合金において低ヤング率を得るためには、非熱的 ω 相が形成しない範囲で β 相安定化元素の含有量を極力少なくし、安定性の低い β 相単相を形成させることが重要となる。

チタン合金の相安定性と弾性特性との関係については、最近、多根により詳細に解説されている⁽¹²⁾。立方晶系の bcc 格子からなる β 相の弾性特性は、3 つの独立な弾性スティフネス C_{11} 、 C_{12} および C_{44} により記述できるが、特にこれらの 3 つの弾性スティフネスにより表されるせん断弾性率 C' および弾性特性異方性の指標となる異方性因子 A の e/a 依存性が重要となる。 C' および A は以下の式 (1) および式 (2) により求められる。

$$C' = \frac{C_{11} - C_{12}}{2} \quad (1)$$

$$A = \frac{C_{44}}{C'} \quad (2)$$

まず、bcc 格子からなる遷移金属およびその合金の C' が e/a と強い相関があり、以下の式 (3) で表される関係が古くから知られている⁽¹³⁾。

$$C' = 1.391 \times (e/a - 2)^{3.34} \quad (3)$$

Ti は遷移金属の中では周期表の左側 (4 族) に位置するため、3 族および 4 族以外の遷移金属を合金元素として添加すると e/a は増加することになる。遷移金属の中でもチタン合金の合金元素としてよく用いられる V, Cr, Mn, Fe, Nb, Mo, Ta などはすべて β 相安定化元素であるため、これら

の合金元素を添加することによる e/a の増加は β 相の安定性の上昇を意味する。したがって、式(3)によると、 β 相の安定性が低下するほど C' が低下することになる。この C' と e/a との関係については、Tane らにより、現在までに報告されている Ti-V 二元系、Ti-Cr 二元系および Ti-Nb 二元系 β 型チタン合金単結晶の C' の e/a 依存性が整理され、確かに e/a の減少により C' が低下することが示されている⁽¹⁴⁾。さらに Tane らは、 C_{44} は e/a が変化してもほとんど変化しないため、 C' が低下すれば、それに伴い A が上昇することを示し、 β 型チタン合金の低ヤング率化では、この A の上昇が重要であることを主張している。すなわち、立方晶系では、弾性特性が等方的であれば $A=1$ となるが、 A が 1 よりも大きい小さい場合は弾性特性が異方的になる。したがって、 β 型チタン合金単結晶のヤング率異方性は e/a の減少に伴い強くなると言える。図3に弾性スティフネスを用いて計算した、 e/a の異なる Ti-V 二元系合金単結晶の $\langle 100 \rangle$ と $\langle 110 \rangle$ との間のヤング率異方性を示す⁽¹²⁾。 e/a が最も小さい Ti-28V 合金 (mol%) では、ヤング率が結晶方位に強く依存しており、 $\langle 100 \rangle$ において最小となり、 $\langle 111 \rangle$ において最大となる。これに対して、Ti-28V 合金 (mol%) よりも e/a が大きい Ti-53V 合金 (mol%) では、ヤング率異方性が弱まる。 e/a が最も大きい Ti-79V 合金 (mol%) では、 $A < 1$ となるため、ヤング率異方性が Ti-28V 合金 (mol%) とは逆に $\langle 100 \rangle$ において最大となり、 $\langle 111 \rangle$ において最小となる。さらに、これらの3つの合金の曲線を比べると $\langle 111 \rangle$ ではほとんど違いがないこともわかる。すなわち、 β 相の安定性を低下させることによる低ヤング率化は、どの結晶方位にも生じるわけではなく、ある特定の結晶方位で生じる現象であると理解することができる。さらに、多根による解説の中で、Ti-Nb 二元系 β 型チタン合金単結晶の C' および C_{44} が、 β 型チタン合金単結晶で得られる C' および C_{44} の e/a 依存性の全体的な傾向から外れ、 $e/a = 4.26 \sim 4.30$ 付近で特異的に大きく低下することが低ヤング率 β 型チタン合金を特徴づけることを指摘している。Ti-Nb 二元系 β 型チタン合金の特異性については、花田による準安定 β 型チタン合金の変形モード (変形双晶、すべり変形) に関する解説中でも触れられている⁽¹⁵⁾。準安定 β 型チタン合金では、 β 相の安定性が

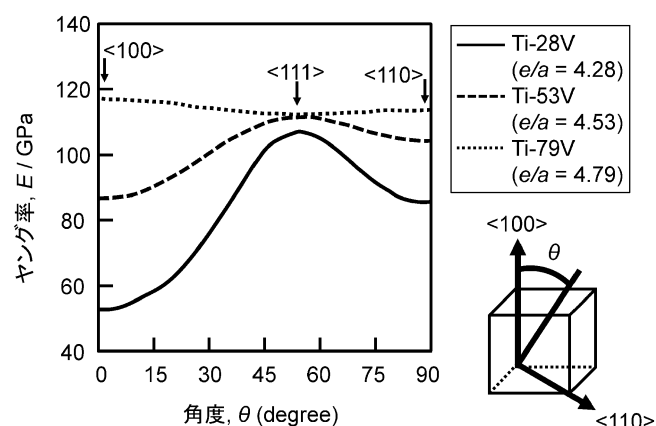


図3 Ti-V 二元系合金単結晶における β 相のヤング率異方性。(文献(12)を改変引用)

低いときに変形双晶が発現し、 β 相安定化元素濃度が高くなるとすべり変形に移行する。この変形モードの移行境界付近となる化学組成の合金中では、溶体化処理時の急冷により非熱的 ω 相が形成し、その ω 相の存在に由来する透過型電子顕微鏡の電子線回折斑点の強度と位置が化学組成に依存して変化する。そこで、この現象を利用して、 β 相の $\{222\}$ 斑点の位置で規格化した ω 相の $\{0002\}$ 斑点の位置を β 相の安定性の指標とすることが花田により提案されている。その際、Ti-Fe 二元系、Ti-Cr 二元系、Ti-Mo 二元系および Ti-V 二元系 β 型チタン合金のすべり変形が支配的な化学組成範囲では、どの合金系においても合金元素濃度の上昇により ω 相の $\{0002\}$ 斑点の位置が同相の $\{0001\}$ 斑点に近づくが、Ti-Nb 二元系 β 型チタン合金だけは、例外的に、合金元素濃度が上昇しても ω 相の $\{0002\}$ 斑点の位置がほとんど変化しないことが指摘されている。ごく最近出版された Morinaga による成書⁽¹⁶⁾の中で、bcc 格子からなるチタンへの合金元素の添加により発生する局所格子歪み値が第一原理計算による構造最適化により求められている (図4)。局所格子歪みとは、中心の原子をチタンから合金元素に置換することにより、中心の原子から見て第一近接と第二近接の原子の位置が元のチタンだけの状態からどれだけ変化したかを示す値である。Zr および Hf 以外の合金元素の添加は、第二近接のチタン原子を遠ざけ ($\langle 100 \rangle$ への変位)、第一近接のチタン原子を中心に引き寄せるように作用するが ($\langle 111 \rangle$ への変位)、合金元素の種類により、それらのどちらの作用がどれだけ強いかが異なる。Zr および Hf 以外の合金元素のうち、V や Cr などの多くの合金元素は第一近接のチタン原子を中心に引き寄せる作用のほうが強いが、Nb あるいは Ta を含む合金は共に局所格子歪み値が小さく、かつ第一近接のチタン原子を中心に引き寄せる作用と第二近接のチタン原子を遠ざける作用の強さがほぼ同等となっている。なお、第一近接のチタン原子と第二近接のチタン原子との間の距離については合金元素の添加によりほとんど変化しない。さらに、この局所格子歪みとマルテンサイト変態 ($\beta \rightarrow \alpha'$) の生じやすさとの関係についても議論がなされている。合金元素を添加したときに生じる第一近接のチタン原子の $\langle 111 \rangle$ への変位および第二近接のチタン原子の $\langle 100 \rangle$ への変位によりそれらの原子が並ぶ面 (1枚おきの (110)) がねじれると、マルテンサイト変態の第一段階で生じる $(1\bar{1}2)[\bar{1}11]$ シアーが生じにくくなると考察さ

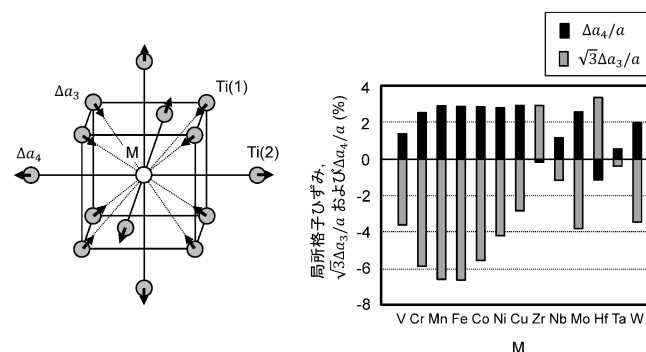


図4 bcc 格子からなるチタンへ添加した合金元素まわりの局所格子ひずみ。(文献(16)を改変引用)

れている(図5)⁽¹⁶⁾。このMorinagaによる考察と同様の考え方が、低ヤング率 β 型チタン合金の C' の低下現象に及ぼすNbの特異性にも適用できるのではないだろうか。すなわち、図4からわかる通り、Nbは局所格子歪みの発生が小さな合金元素であるため、結晶格子をほとんど歪ませずに添加することができる。したがって、同じ e/a のチタン合金であったとしても、Nbを含む合金は(110)が大きくねじれていないために同面内の $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ に弾性的柔軟性がもたらされると考えられる。もしこの考え方が正しければ、TaにもNbと同様の効果が期待される。図6にTNTZ合金単結晶のヤング率異方性を示す⁽¹⁴⁾。TNTZ合金の e/a は4.25であり、同合金単結晶においても低ヤング率 β 型チタン合金の特徴である大きなヤング率異方性が認められ、 $\langle 111 \rangle$ のヤング率が最も高く、 $\langle 100 \rangle$ のヤング率が最も低い。最も低い値となる $\langle 100 \rangle$ のヤング率は約35 GPaであり、骨のヤング率である10~30 GPa⁽¹⁷⁾に近い値を実現している。TNTZ合金のこのような低いヤング率は、 e/a が低く、主要合金元素にNb(およびTa)が含まれていることにより、特異的に C' が小さく、かつ A が大きくなるためであると理解される。以上がTNTZ合金のヤング率の物性値としての理解であるが、実際の材料は多結晶からなっていたり、多相であったりする。

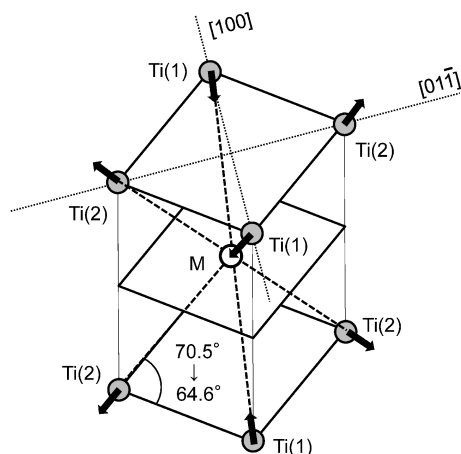


図5 チタン中に合金元素としてFeを添加したときの構造最適化による原子の移動方向。(文献(16)を改変引用)

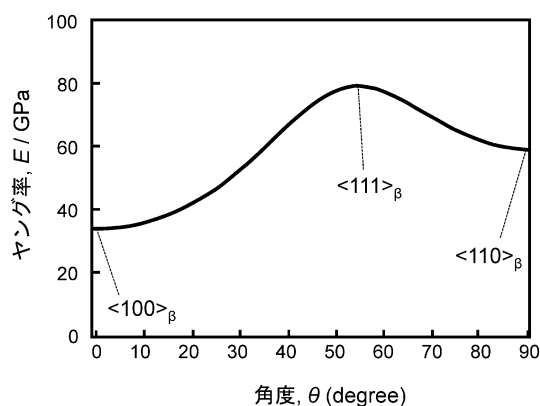


図6 TNTZ合金単結晶のヤング率異方性。(文献(14)を改変引用)

したがって、単結晶で得られている知見を基に、多結晶・多相へと発展させる必要がある。多根による解説には多結晶・多相のモデル計算についても詳細に記載されているので、興味のある読者は参照されたい。

室温で外部負荷によりマルテンサイト変態($\beta \rightarrow \alpha''$)が生じる超弾性 β 型チタン合金もヤング率が低いことが知られている。例えば、Matsumotoらにより、Ti-35Nb-4Sn合金のヤング率は55 GPaと報告されており、低ヤング率 β 型チタン合金とはほぼ同等のヤング率を有する⁽¹⁸⁾。超弾性 β 型チタン合金を開発する上ではマルテンサイト変態開始温度の把握が重要であり、合金の化学組成とマルテンサイト変態開始温度との関係が調査されている。マルテンサイト変態開始温度は、ヤング率の温度依存性からも知ることができる。例として、図7にTi-24Nb-3Al合金(mol%)のヤング率の温度依存性を示す⁽¹⁹⁾。通常は温度低下に伴いヤング率は上昇するが、Ti-24Nb-3Al合金(mol%)のヤング率は、通常とは異なり、温度を低下させているにもかかわらずマルテンサイト変態開始温度に近づくにつれて低下する。同様のヤング率の温度依存性はTi-35Nb-4Sn合金においても報告されている⁽¹⁸⁾。これらの実験事実から、室温あるいは体温で低ヤング率となる β 型チタン合金の化学組成の探索は、マルテンサイト変態開始温度依存性の調査により可能になるとされている⁽²⁰⁾。この超弾性 β 型チタン合金における、通常とは異なるヤング率の温度依存性はマルテンサイト変態の前駆現象として生じる結晶格子の軟化によるものであるとする解釈が強く支持されている⁽²¹⁾⁽²²⁾。 β 型チタン合金のマルテンサイト変態は熱弾性的であり、この場合の特徴として、マルテンサイト変態開始温度よりも少し高い温度から既に前駆現象として母相に種々の異常現象が現れることがある。その一つとして、マルテンサイト変態が生じる β 型チタン合金では、 C' がマルテンサイト変態開始温度に近づくにつれて低下し、結晶格子が軟化するとされている。この C' の低下現象は、超弾性 β 型チタン合金と低ヤング率 β 型チタン合金とは、それぞれ温度変化および化学組成変化により生じてい

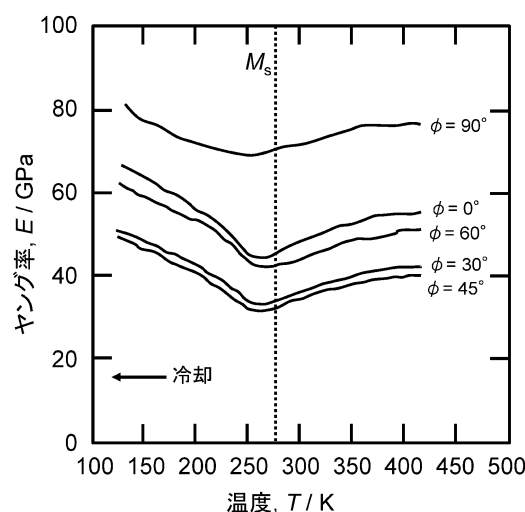


図7 Ti-24Nb-3Al合金(mol%)のヤング率温度依存性(ϕ :試験片の長手方向と圧延方向との角度、 M_s : α'' マルテンサイト変態開始温度)。(文献(19)を改変引用)

るという点異なるが、現象自体はほぼ同じと解釈できると思われる、低ヤング率となる理由となっていると考えられる。

TNTZ 合金では、ほとんどの場合、溶体化処理時の急冷により β 相単相となるが、開発当初の頃にはマルテンサイト相が形成したとする報告も存在する⁽²³⁾。同一合金で同一条件の熱処理を施しているにもかかわらず異なる組織が形成するというのは好ましい状況ではないが、その後の研究により、わずかな化学組成の違いによりマルテンサイト相ができることが実験的に明らかにされている⁽²⁴⁾。すなわち、この現象は、TNTZ 合金がそもそも溶体化処理により β 相単相となるかならないかの境界付近の化学組成であり、低ヤング率を得るために最適に近い化学組成であることを示唆している。

4. TNTZ 合金の医療応用における有効性の実証状況

TNTZ 合金の医療器具への応用による実用化は未だ達成されていない。しかし、その実用化は著者らの長年の悲願であり、2014年には、脊椎固定器具への応用を想定して、独立行政法人医薬品医療機器総合機構(PMDA)において、医療機器開発前相談を行った。図8はそのときの議事録(一部抜粋)である。相談に行き、最も強く印象に残っていることは、材料系の論文や学会では金属材料の低ヤング率化が整形外科における治療において有効であるということが当たり前のように扱われているが、実際の医療現場では、用途によっては、そのような認識が一般的ではなかったということである。2014年に企画された、まてりあミニ特集「医療材料開発ニーズの現在と未来」によると、整形外科の中でも、関節外科においては応力遮蔽が問題視されているが⁽²⁵⁾、脊椎外科においては、最も重視されているのは骨癒合(脊柱と脊椎固定器具との一体化)の完成であり、脊椎固定器具が脊柱を安定化させる役割を担うのは骨癒合までで良いと考えられている⁽²⁶⁾。ただし、骨癒合の完成を最重視しながらも、あまりに強く固定すると、骨癒合後の隣接椎間障害や固定範囲内における椎体骨粗鬆化も懸念されるとも述べられている。そのため、低ヤング率 β 型チタン合金の応用先として脊椎固定器具を想定する場合は、隣接椎間障害や固定範囲内における椎体骨粗鬆化の抑制に対して低ヤング率が有効であることを実証することが求められる⁽²⁷⁾。隣接椎間障害にかかわる検討の一環として、有限要素法を用いた TNTZ 合金製、Ti-6Al-4V 合金製および Co-Cr 合金製脊椎固定器具による腰椎固定のバイオメカニクス解析結果が報告されている⁽²⁸⁾。この解析では、TNTZ 合金、Ti-6Al-4V 合金および Co-Cr 合金のヤング率として、それぞれ58 GPa、127 GPa および220 GPa が用いられている。図9に示すように、材料として TNTZ 合金や Ti-6Al-4V 合金を用いると、Co-Cr 合金を用いた場合に比べて、屈曲・伸展、回旋、側屈に対する脊椎固定器具としてのスティフネスが、TNTZ 合金では平均で15%、Ti-6Al-4V 合金では平均で5%低下するため、隣接椎間障害の抑制が予想されている。さらに、材料のヤング率に応じて脊椎固定器具に加わる静的荷重に違いが生じ、ヤング率が高いほど荷重が大きくなるため、脊椎固定器具の損傷

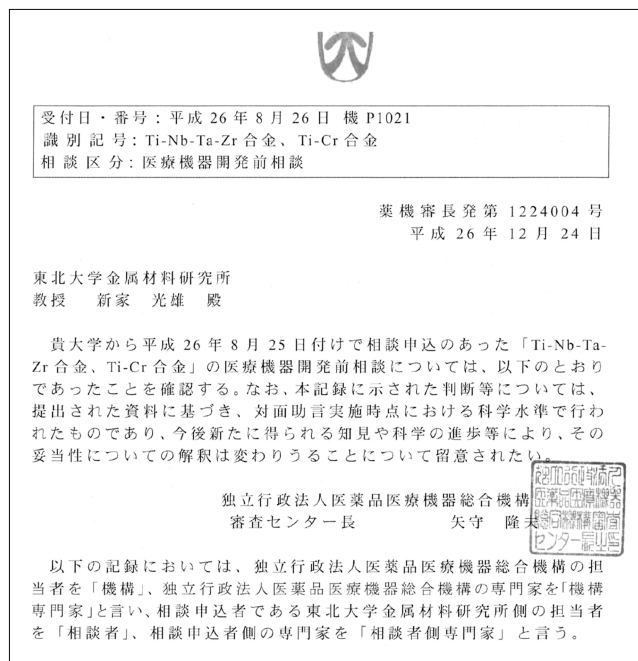


図8 PMDA との医療機器開発前相談の議事録(一部抜粋)。

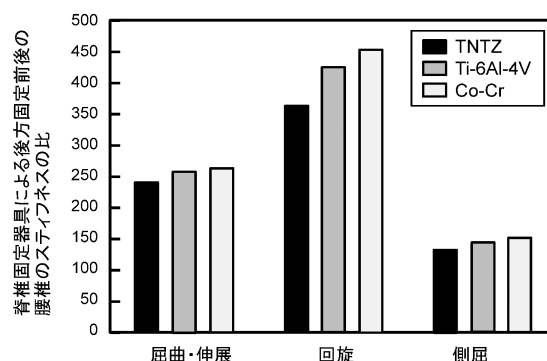


図9 脊椎固定器具により後方固定した腰椎のスティフネスに及ぼすロッド材料の影響。(文献(28)を改変引用)

リスクを静的荷重負荷/疲労限比で評価すると、TNTZ 合金や Ti-6Al-4V 合金の方が Co-Cr 合金よりも損傷リスクが低くなると考えられている。一方、脊椎固定器具による固定範囲内における椎体骨粗鬆化については未だ実証検討がなされていないが、これは応力遮蔽により生じる障害であると考えられる。TNTZ 合金の応力遮蔽抑制効果については、これまでに髄内釘⁽²⁹⁾や骨固定プレート⁽³⁰⁾での検証が動物実験によりなされてきており、長期間埋入により材料のヤング率の違いによる骨改変に差が生じることが示されている。ただし、TNTZ 合金の応力遮蔽抑制効果が得られるのは長期間埋入したときであることに注意すべきである。図10に最近著者が行った動物実験の結果を示す。ウサギの大腿骨に人工的に半欠損を導入し、厚さ0.5 mm の Ti-6Al-4V ELI 合金製プレート (Ti64-0.5t)、厚さ0.5 mm の TNTZ 合金製プレート (TNTZ-0.5t) および厚さ1.5 mm の TNTZ 合金製プレート (TNTZ-1.5t) で3週間固定後の欠損部における骨治癒状況である。厚さが同じで材料が異なる場合を比較すると、ヤン



図10 ウサギ大腿骨に人工的に導入した半欠損部の、チタン合金製プレートによる3週間固定後の骨治癒状況；(a)厚さ0.5 mmのTi64合金製，(b)厚さ0.5 mmのTNTZ合金製，(c)厚さ1.5 mmのTNTZ合金製。

グ率の高い Ti64-0.5t では骨治癒が完了しているのに対して TNTZ-0.5t では欠損が残存していることがわかる(図10(a)と(b)). さらに, 同じ材料同士でプレート厚さが異なる場合を比較すると, 厚さが大きい TNTZ-1.5t の方が TNTZ-0.5t に比べて欠損部の修復が進んでいることがわかる(図10(b)と(c)). 以上の実験結果は, プレートの剛性が高い方が骨治癒の進行が速いことを示唆している. すなわち, 骨に及ぼす影響の観点からすると, 低ヤング率 β 型チタン合金を医療器具の材料として利用する恩恵は, 骨改変(長期間の埋入)時に得られ, 骨折治療や脊椎矯正などのように不安定な状態を安定化させる場合(短期間の埋入)には逆に不利になる可能性がある. したがって, 低ヤング率 β 型チタン合金の医療器具への応用による実用化のためには, 低ヤング率であることのメリット・デメリットを明確化し, 適切な用途に使用することが重要であると考えられる.

5. おわりに

著者がTNTZ合金に関する研究に携わるようになってから、今年で15年目となる。その間にTNTZ合金の組織制御、特性改善、表面処理、医療器具開発など、基礎から応用に至るまでの幅広い研究を行ってきた。しかし、TNTZ合金の実用化は未だ道半ばである。医療器具としての実用化には、認可の問題もあり簡単ではない。現在主流のTi-6Al-4V ELI合金でない別のチタン合金が敢えて使用されるには、少しの特性改善では難しく、大幅な特性改善か新たな機能付与などのブレークスルーが必要だと思われる。本稿では、TNTZ合金の核心部分を著者なりに整理したつもりである。本稿が、今後の画期的な新合金開発や日本発合金製医療器具開発のきっかけになれば幸甚である。

本稿の執筆内容に関して，名古屋大学名誉教授 森永正彦博士からご助言をいただいた．ここに深謝の意を表する．

文 献

- (1) M. Niinomi, M. Nakai and J. Hieda: *Acta Biomater.*, **8**(2012), 3888-3903.
- (2) 日本金属学会：金属データブック 改訂4版，丸善，東京，2004.
- (3) K. Narita, M. Niinomi, M. Nakai, J. Hieda and K. Oribe: *J.*

Mech. Behav. Biomed. Mater., **9**(2012), 207–216.

- (4) J.C.M. Li: Microstructure and Properties of Materials, World Scientific, (2000).
- (5) T. Ahmed, M. Long, J. Silvestri, C. Ruiz and H.J. Rack: in: P.A. Blenkinsop, W.J. Evans, H.M. Flower (Eds.), Titan. '95 Sci. Technol., The Institute for Materials, Birmingham, UK, (1996), 1760-1767.
- (6) D. Kuroda, M. Niinomi, M. Morinaga, Y. Kato and T. Yashiro: Mater. Sci. Eng. A, **243**(1998), 244-249.
- (7) 森永正彦, 湯川夏夫, 足立裕彦: 鉄と鋼, **71**(1985), 1441-1451.
- (8) 森永正彦, 湯川夏夫, 足立裕彦: 日本金属学会誌, **27**(1988), 165-172.
- (9) L.C. Zhang and L.Y. Chen: Adv. Eng. Mater., **21**(2019), 1-29.
- (10) 坂口信人, 新家光雄, 赤堀俊和, 斎藤 卓, 古田忠彦: 日本金属学会誌, **67**(2003), 681-687.
- (11) T. Ozaki, H. Matsumoto, S. Watanabe and S. Hanada: Mater. Trans., **45**(2004), 2776-2779.
- (12) 多根正和: 軽金属, **68**(2018), 286-293.
- (13) E.S. Fisher and D. Dever: Acta Metall., **18**(1970), 265-269.
- (14) M. Tane, S. Akita, T. Nakano, K. Hagihara, Y. Umakoshi, M. Niinomi and H. Nakajima: Acta Mater., **56**(2008), 2856-2863.
- (15) 花田修治: 日本金属学会会報, **25**(1986), 755-764.
- (16) M. Morinaga: A Quantum Approach to Alloy Design: An Exploration of Material Design and Development Based Upon Alloy Design Theory and Atomization Energy Method, Elsevier, (2018).
- (17) M. Niinomi: J. Mech. Behav. Biomed. Mater., **1**(2008), 30-42.
- (18) H. Matsumoto, S. Watanabe and S. Hanada: Mater. Trans., **46**(2005), 1070-1078.
- (19) T. Inamura, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Mater. Trans., **46**(2005), 1597-1603.
- (20) 花田修治: まてりあ, **47**(2008), 242-248.
- (21) 宮崎修一: まてりあ, **53**(2014), 197-208.
- (22) 倉本 繁, 西野和彰, 斎藤 卓: 軽金属, **55**(2005), 618-623.
- (23) Y.L. Hao, M. Niinomi, D. Kuroda, K. Fukunaga, Y.L. Zhou, R. Yang and A. Suzuki: Metall. Mater. Trans. A, **33**(2002), 3137-3144.
- (24) T. Akahori, M. Niinomi, M. Nakai and H. Tsutsumi: J. Biomech. Sci. Eng., **4**(2009), 345-355.
- (25) 坂井孝司: まてりあ, **53**(2014), 139-142.
- (26) 長谷川和宏: まてりあ, **53**(2014), 134-138.
- (27) 織部一弥, 長谷川和宏, 北原 恒, 田村貴志, 成田健吾, 山中 茂, 仲井正昭, 高久田和夫, 新家光雄: まてりあ, **55**(2016), 142-146.
- (28) R.N. Natarajan, K. Watanabe and K. Hasegawa: J. Biomech. Eng., **140**(2018), 091011.
- (29) M. Niinomi, T. Hattori, K. Morikawa, T. Kasuga, A. Suzuki, H. Fukui and S. Niwa: Mater. Trans., **43**(2002), 2970-2977.
- (30) N. Sumitomo, K. Noritake, T. Hattori, K. Morikawa, S. Niwa, K. Sato and M. Niinomi: J. Mater. Sci. Med., **19**(2008), 1581-1586.

仲井正昭

2005年11月 名古屋大学大学院工学研究科博士後期課程修了

2005年12月 日本學術振興會特別研究員(PD)

2006年4月 東北大学金属材料研究所助手

2010年12月 東北大学金属材料研究所准教授

2016年4月-現職

専門分野：金属系生体材料，チタン合金

◎主にチタン合金の組織制御による力学的特性の改善や新合金開発に従事.

★★



仲井正昭



新家光雄