



種々の埋没材を用いて歯科精密鑄造した生体用 Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr合金の引張特性と 表面反応層

新家 光雄*・赤堀 俊和*・眞鍋 哲典*²・竹内 力*³
桂 成基*⁴・福井 壽男*⁵・鈴木 昭弘*⁶

Tensile Properties and Surface Reaction Layer of Biomaterial, Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr, Cast by
Dental Precision Casting Process Using Various Investment Materials

Mitsuo NIINOMI, Toshikazu AKAHORI, Tetsunori MANABE, Tsutomu TAKEUCHI,
Shigeki KATSURA, Hisao FUKUI and Akihiro SUZUKI

Synopsis : Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr for biomedical applications and conventional $\alpha+\beta$ type titanium Ti-6Al-4V ELI for biomedical and dental applications are subjected to dental precision casting using commercial alumina based and magnesia based investment materials, and modified magnesia based investment material. Mechanical properties and surface reaction layers of cast Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr were investigated in order to find the suitable investment material for dental precision casting of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr in comparison with Ti-6Al-4V ELI. The following results were obtained.

Elongation of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr cast into commercial alumina based investment material is lower than those cast into commercial magnesia and modified magnesia based investment materials although no big difference in strength is obtained regardless of the investment materials. The formation of surface reaction layer composed of oxide and α -case is restrained by magnesia and modified magnesia based investment materials as compared with alumina based one. The modified magnesia based investment material is better for casting of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr as compared with magnesia and alumina based investment materials.

Key words : β type titanium alloy; mechanical properties; surface reaction layer; dental precision casting; investment material.

1. 緒言

現在歯科分野で用いられている主要なチタン材料としては純チタン¹⁾およびTi-6Al-4V合金²⁾が挙げられ、人工歯根を中心としてクラウン、ブリッジ、クラスプや金属床等の歯科補綴物に应用されている。しかし、純チタンの低強度³⁾あるいはTi-6Al-4V合金の構成元素における毒性の指摘⁴⁾といった問題が生じていることから、これらの点を改善した新しいチタン合金の開発が切望されている。最近では、皮質骨の弾性率に近い低弾性率を有する β 型チタン合金の研究・開発が急速に進められている。著者らも、生体に対して毒性を示さない元素で構成され、低弾性率および生体適合性を重要視して合金設計を行った新しい β 型チタン合金であるTi-29Nb-13Ta-4.6Zr合金を研究・開発⁵⁻⁷⁾した。しかし、本合金は構成元素にNbおよびTa等の高融点元素を多量に含有している。そのため、従来の生体用金属

材料と比較してもその融点が極めて高く埋没材との反応がより促進されることが考えられ、このことが本合金の歯科分野への応用の妨げになっていると言える。本合金の歯科分野での需要を高めるためには、高融点・高活性材料の鑄造用に適切な埋没材の開発が必要であると考えられる。

そこで、本研究では、現在歯科精密鑄造用に市販されているアルミナ系埋没材およびマグネシア系埋没材ならびに市販のマグネシア系埋没材におけるシリカ系の膨張材を除くなどした改良型マグネシア系埋没材の3種類の埋没材を用い、新しい生体用 β 型チタン合金であるTi-29Nb-13Ta-4.6Zr合金および比較材として現在生体用として用いられているTi-6Al-4V ELI合金について歯科精密鑄造を行った。その後、それらの力学的特性および表面反応層の評価を行うことで、新しい生体用 β 型チタン合金であるTi-29Nb-13Ta-4.6Zr合金の歯科精密鑄造に最適な埋没材を開発するための基礎的なデータを得ることを目的とした。

平成15年6月11日受付 平成15年12月8日受理 (Received on June 11, 2003; Accepted on Dec. 8, 2003)

* 豊橋技術科学大学生産システム工学系 (Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tempaku-cho Toyohashi 441-8580)

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

* 3 (有) 竹内可鍛工業所 (Takeuchi-Katan Ltd., Co.)

* 4 山八歯材工業 (株) (Yamahachi Dental Co.)

* 5 愛知学院大学歯学部 (School of Dentistry, Aichi-Gakuin University)

* 6 大同特殊鋼 (株) チタン事業部 (Titanium Division, Daido Steel Co., Ltd.)

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材として、生体用として著者らが研究・開発を進めている β 型チタン合金であるTi-29Nb-13Ta-4.6Zr合金(以後、TNTZ合金と略称)の熱間鍛造丸棒材(直径30mm)を用いた。また、比較材として、現在生体用および歯科用チタン合金として広く用いられているTi-6Al-4V ELI合金(以後Ti64合金と略称)熱間鍛造丸棒材(直径30mm)を用いた。これらのTNTZ合金およびTi64合金熱間鍛造丸棒材を機械加工により表面酸化層を除去後、さらに重量約45gの円柱状試料に加工し、鑄造用試料とした。Table 1にTNTZ合金およびTi64合金の化学組成を示す。

2.2 埋没材

埋没材には、アルミナを主基材とし第一リン酸アンモニウムを結合材とする市販のアルミナ系埋没材(T-インベスト、以後アルミナ系埋没材と略称)、一般にチタンとの反応が少ないとされるマグネシアを主基材とし、アルミナセメントを結合材とする市販のマグネシア系埋没材(タイタンベストC、以後マグネシア系埋没材と略称)および高融点・高活性材料であるチタン合金との反応をさらに軽減する目的で、市販のマグネシア系埋没材からシリカ系の膨張材およびアルミナを除去し、主基材であるマグネシアを微細化させた改良型マグネシア系埋没材(タイタンベストC改2)を使用した。

2.3 鑄造方法

鑄造には、真空加圧式鑄造機を使用した。その場合、Fig. 1に示すように各合金の円柱状試料(鑄造用試料)を 10.2×10^{-6} Paの真空度に保持したチャンバー内にて、300 Aの直流アークにより溶解し、50 s保持後、0.69 MPaのアルゴンガス加圧下にて後述する引張および表面反応層評価用試験片の鑄造を行った。

2.4 引張試験片の作製

各鑄放し材の引張特性を評価するため、Fig. 2(a)に示す標点間部直径 $\phi 3$ mmのダンベル型引張試験片を鑄造した。鑄造後、得られた試験片の表面をサンドブラストにて研掃

後、機械加工にて湯口部を切断し、引張試験に供した。また、引張特性に及ぼす表面反応層の影響を調査するため、Fig. 2(b)に示す標点間部直径 $\phi 3.5$ mmのダンベル型引張試験片も鑄造した。鑄造後、機械加工にて得られた鑄造体の湯口部を切断し、さらに鑄放し材と同標点間部直径である $\phi 3$ mmまで切削後、引張試験に供した。この場合、試験片標点間部に#1500までのエメリー紙による湿式研磨を施し、表面粗さを一定とした。

2.5 表面反応層解析用試験片の作製

各鑄放し材の表面反応層を解析するために、 $15 \times 15 \times 15$

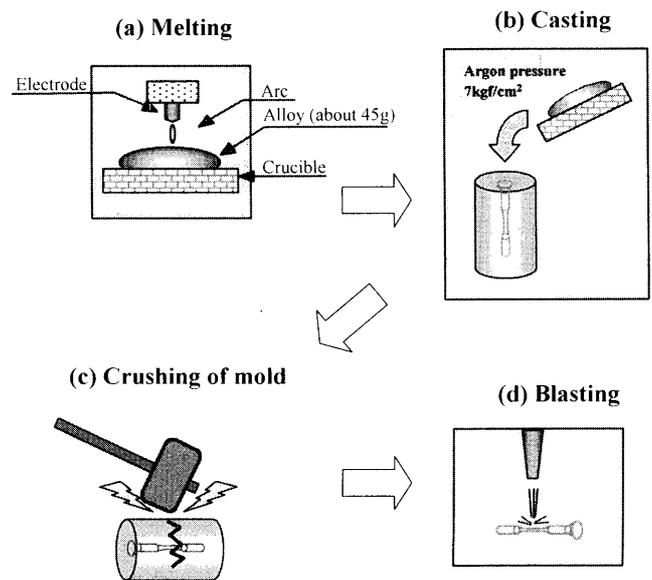


Fig. 1. Schematic drawing of precision casting method.

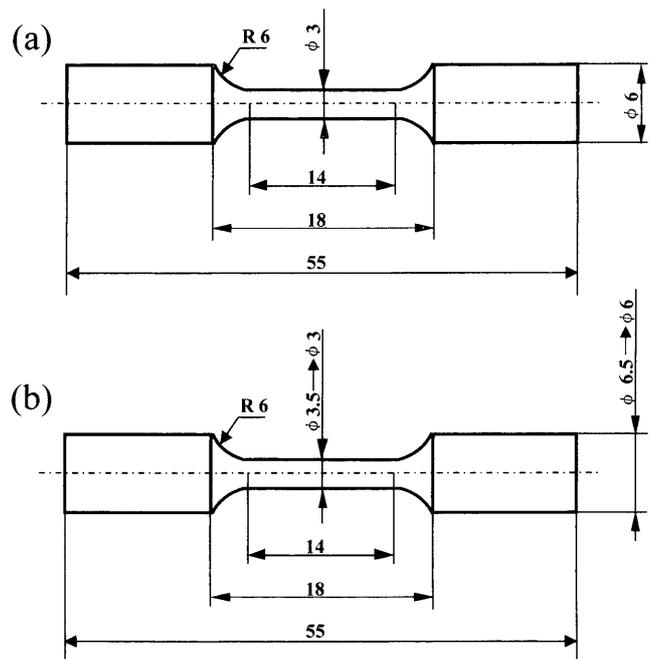


Fig. 2. Geometries of cast tensile test specimens of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and Ti-6Al-4V ELI in mm for evaluating tensile properties in (a) as-cast conditions and (b) effect of surface layer on tensile properties.

Table 1. Chemical compositions of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI.

(a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (mass %)

Nb	Ta	Zr	Fe	C	N	O	Ti
29.2	12.2	4.3	0.05	0.02	0.04	0.10	bal.

(b) Ti-6Al-4V ELI (mass %)

Al	V	Fe	O	N	H	Ti
6.17	4.05	0.11	0.10	0.04	0.002	bal.

mm³のX線回折用の立方体を鋳造した。その後、得られた鋳造体をサンドブラストにて研掃し、機械加工にて湯口部を切断後、X線回折に供した。

2.6 引張試験

引張試験は、容量9.8kNのインストロン型試験機を用い、クロスヘッド速度 8.33×10^{-6} m/sで室温(295K)の大気中にて行った。荷重の測定は、試験機のロードセルにより行い、変位の測定は試験片の標点間部に直接取り付けられた歪ゲージおよび読取顕微鏡にて行った。

2.7 ミクロ組織観察

ミクロ組織観察用試料は、引張試験片から鋳込み方向に対して、上部つかみ部(Top)、標点間部(Middle)および下部つかみ部(Bottom)の各部位より採取した。上部つかみ部では最上部より約5mmの部位を、標点間部では試験片中心部付近を、また下部つかみ部では最下部より約5mmの部位をそれぞれ3mmの厚さで機械加工により切断し、各部位の試料を鋳込み方向に対して垂直に樹脂埋めし、#1500までのエメリー紙による湿式研磨後、二酸化シリコン懸濁液によるバフ研磨によって鏡面仕上げとした。その後、5%フッ酸水溶液により試験片表面の腐食を行い、光学顕微鏡にてミクロ組織観察を行った。

2.8 破面観察

引張試験後、破断面から下方約3mmの部位を機械加工にて切断し走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて破面観察を行った。なお、破面観察用試料は、アセトンにより超音波洗浄を行った。

2.9 硬さ試験

硬さ試験には、ミクロ組織観察で用いた試験片を用い、試験片表面(鋳肌)近傍からその内部にかけて硬さを測定した。その際、試験片の鋳肌近傍からその内部方向へのビッカース硬さを、千鳥足状に約25 μ m間隔で測定した。測定は、マイクロビッカース硬さ試験機を用いて、荷重200gおよび保持時間15sにて行った。また、各試料につき3箇所測定(10点測定)を行い、その平均値をその試料におけるビッカース硬さ(Hv)とした。

2.10 X線回折による表面反応層の解析

種々の埋没材を用いて鋳造した15 \times 15 \times 15mm³鋳造体の表面反応層を解析するため、鋳放し試験片表面を研磨により約20 μ m間隔で約160 μ mまで除去し、各部位においてX線回折を行った。X線回折は、Cu-K α 管球を用いて、電圧40kVおよび電流30mAにて、回折角 $2\theta = 30 \sim 80^\circ$ の範囲にて行った。なお、送り速度は $2\theta = 1^\circ/\text{min}$ とした。

3. 実験結果および考察

3.1 鋳放し材の外観

Fig. 3 にアルミナ系埋没材、マグネシア系埋没材および改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造したTNTZ合金お

Cast Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr

Cast Ti-6Al-4V

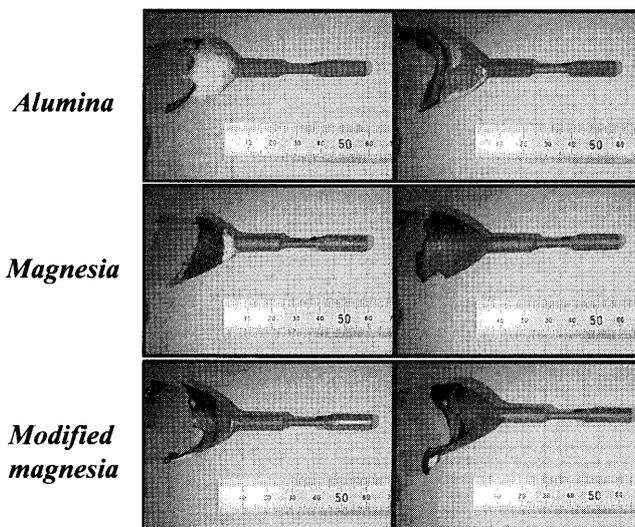


Fig. 3. Appearance of as-blasted cast tensile specimens of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and Ti-6Al-4V ELI using each investment material.

およびTi64合金鋳放し引張試験片のサンドブラスト後の外観写真を示す。

アルミナ系埋没材を用いた場合、両鋳造合金の外観は、マグネシア系埋没材および改良型マグネシア系埋没材を用いた場合と比較して、著しく表面光沢に劣り、埋没材の付着傾向も高い。マグネシア系埋没材を用いて鋳造を施した場合、Ti64合金の外観は、改良型マグネシア系埋没材を用いた場合とほぼ同様の金属光沢を有するのに対し、TNTZ合金のそれは表面光沢が若干低下する傾向にある。改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造した場合、いずれの鋳造合金においても外観は、金属光沢を有しておりほぼ同程度と考えられる。

3.2 引張特性

Fig. 4 にアルミナ系埋没材、マグネシア系埋没材および改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造したTNTZ合金およびTi64合金鋳放し引張試験片の引張強さ、0.2%耐力および伸びをそれぞれ示す。

アルミナ系埋没材を用いて鋳造した場合のTNTZ合金の伸びは、マグネシア系および改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造した場合のそれと比較して、2%程度低くなる。また、伸びのバラツキ傾向は、他の埋没材と比べて最も大きくなり、一定品質を有する鋳造体を作製することは困難と言える。改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造したTNTZ合金の伸びは、マグネシア系埋没材を用いた場合のそれより若干低くなる。しかし、各埋没材の違いによるTNTZ合金の伸びに有意差はほとんど認められない。引張強さおよび0.2%耐力は、マグネシア系埋没材および改良型マグネシア系埋没材間では大差はないが、アルミナ系埋没材を用いた場合にはわずかに低くなる。

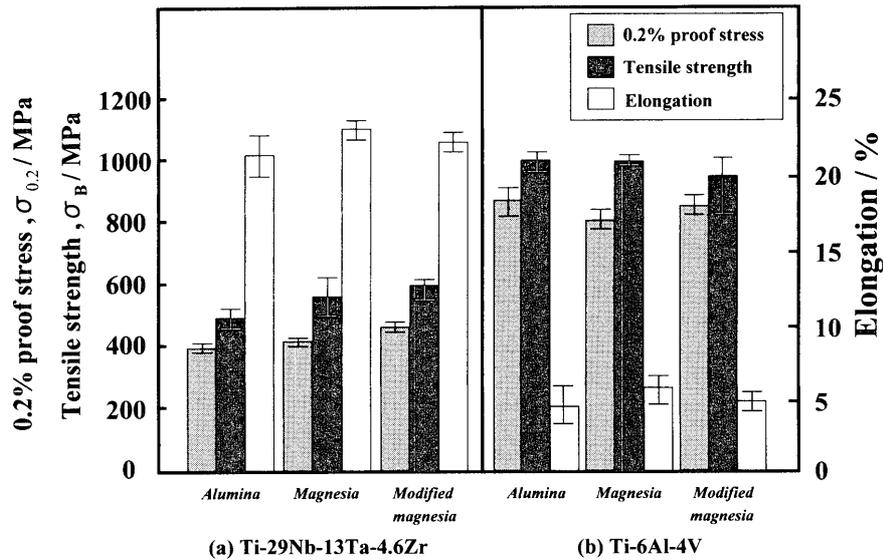


Fig. 4. Effect of mold material on tensile properties of cast (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI.

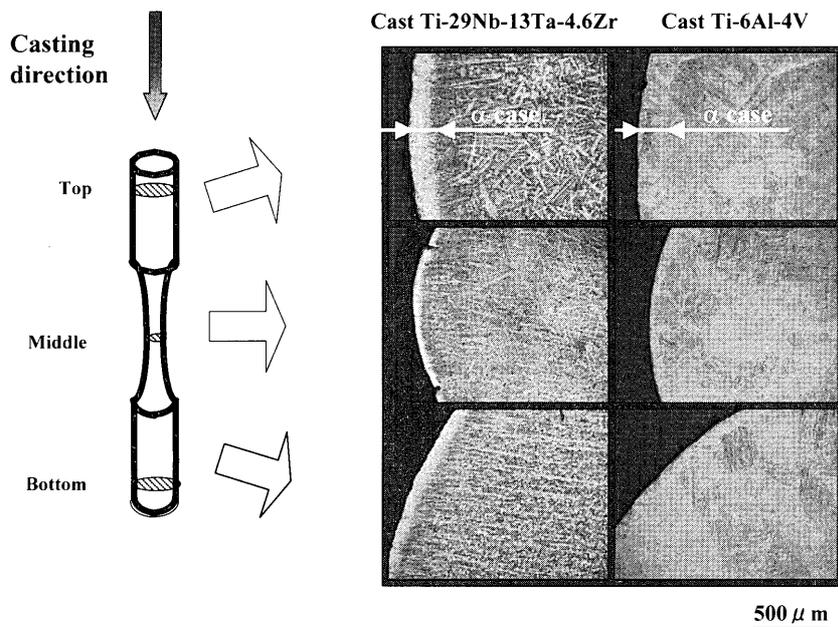


Fig. 5. Light micrograph of cross section of each part of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and Ti-6Al-4V ELI cast into modified magnesia based investment material.

TNTZ合金の場合と同様に、アルミナ系埋没材を用いて铸造したTi64合金の伸びは、マグネシア系および改良型マグネシア系埋没材を用いた場合のそれと比較して、1.5%程度低くなる。改良型マグネシア系埋没材を用いて铸造した場合の伸びは、マグネシア系埋没材を用いて铸造した場合より若干低くなる傾向を示す。また、Ti64合金の引張強さおよび0.2%耐力は、マグネシア系埋没材を用いた場合の0.2%耐力がアルミナ系埋没材での値に比べて約10~30 MPa低くなるものの、埋没材の強度に及ぼす影響は小さい。各種埋没材を用いて铸造したTNTZ合金铸造し引張試験片の引張強さおよび0.2%耐力は、Ti64合金のそれと比較して1/2程度となる。しかし、TNTZ合金の伸びは、

Ti64合金のそれより約5倍高い。なお、アルミナ系埋没材を用いた場合の両合金の伸びの低下は、铸造時の反応性が高いためと推測される。

歯科材料に代表される歯科铸造用金銀パラジウム合金の引張特性⁸⁾は、引張強さおよび伸びでそれぞれ約400~600 MPaおよび約10~40%である。したがって、高融点を有するTNTZ合金铸造材の引張特性は、各埋没材の種類によらず上記範囲内にあり歯科用材料として用いるための特性を満たしている。

3.3 ミクロ組織

Fig. 5に改良型マグネシア系埋没材を用いて铸造したTNTZ合金およびTi64合金铸造し引張試験片の上部つかみ

部 (Top)、標点間部 (Middle) および下部つかみ部 (Bottom) におけるマイクロ組織を示す。

TNTZ合金鑄放し引張試験片の上部つかみ部および標点間部のマイクロ組織は、鑄造体表面から内部へ成長する粗大なデンドライト組織となっている。この傾向は鑄造体の冷却過程において最も冷却速度が遅延される上部において顕著である。また、鑄造体下部つかみ部では、鑄造体表面から内部に成長するデンドライト組織に加え観察面に対し垂直に成長するデンドライト組織も確認される。さらに、各部位における鑄造体表面に100 μm 以上の厚さを有する α ケースと思われる表面反応層が形成されている。

Ti64合金鑄放し引張試験片の各部位におけるマイクロ組織は、デンドライト組織がコロニーを形成している。Ti64合金のデンドライト間隔は、TNTZ合金のそれと比較して約1/3程度となっており、デンドライトの粗大化傾向がより低い。また、TNTZ合金の場合と同様に試験片表面に約100 μm 以上の厚さを有する α ケースと思われる表面反応層が形成されている。

TNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片の標点間部におけるマイクロ組織は、上部つかみ部および下部つかみ部のそれと比較して微細である。これは鑄造体の形状がダンベル型であり、標点間部の冷却速度が大きいためである。

TNTZ合金の引張強さおよび0.2%耐力はTi64合金のそれと比較して低いものに対して、伸びは著しく大きい。この原因としては、鑄造体凝固時に形成される鑄造欠陥、マイクロ組織変化あるいは表面反応層が影響するとも考えられるが、主として、各鑄造合金の構成相割合の相違と考えられる。すなわち、TNTZ合金では多数のすべり系を有する体心立方晶 (bcc) の β 相の体積率が高く、Ti64合金では β 相に加え比較的すべり系の少ない稠密六方晶 (hcp) である α

相の体積率が高い。

なお、アルミナ系埋没材およびマグネシア系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片の各部位のマイクロ組織は、改良型マグネシア系埋没材の場合のそれとほぼ同様であったが、アルミナ系埋没材を用いた場合に α ケースが若干より厚くなっていた。

3.4 破面形態

Fig. 6 および Fig. 7 に改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片の引張試験後の破面のSEM写真をそれぞれ示す。

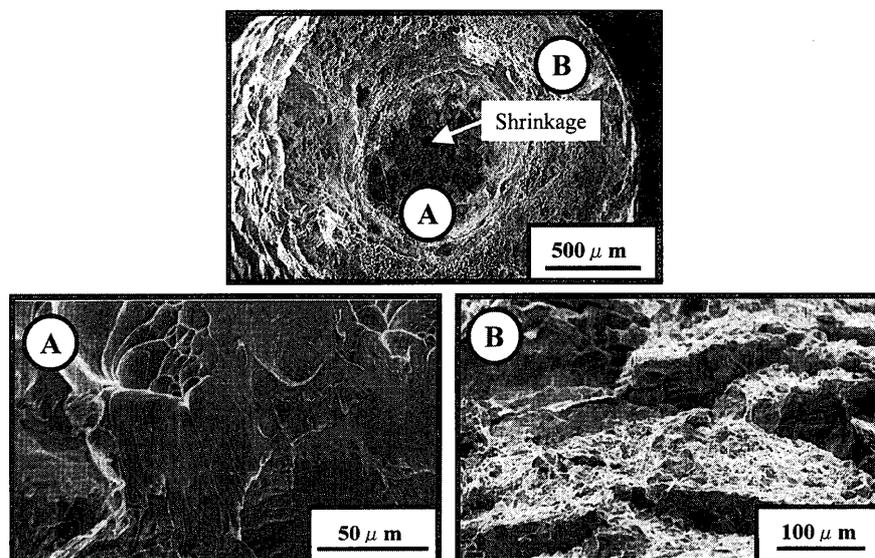
いずれの合金も等軸ディンプルを有する延性破面 (図中のⒶ) であるが、等軸ディンプルの平均直径および深さは、高延性を有するTNTZ合金において大きく、Ti64合金のそれは10 μm 以下である。また、TNTZ合金およびTi64合金における表面反応層領域 (図中Ⓑ) では、超微細等軸ディンプルを有したファセットを呈する脆性的な破壊形態となっている。

なお、アルミナ系埋没材およびマグネシア系埋没材を用いて鑄造した両合金の破面形態もほぼ同様であった。

TNTZ合金では、Ti64合金よりも顕著なくびれを示す。これは、延性が高いためである。また、両合金の破面には、シュリンクエッジあるいはポアと思われる鑄造欠陥が確認できる。したがって、力学的特性と鑄造欠陥との関係を系統的に調査することは重要であり、今後より詳細に検討する予定である。

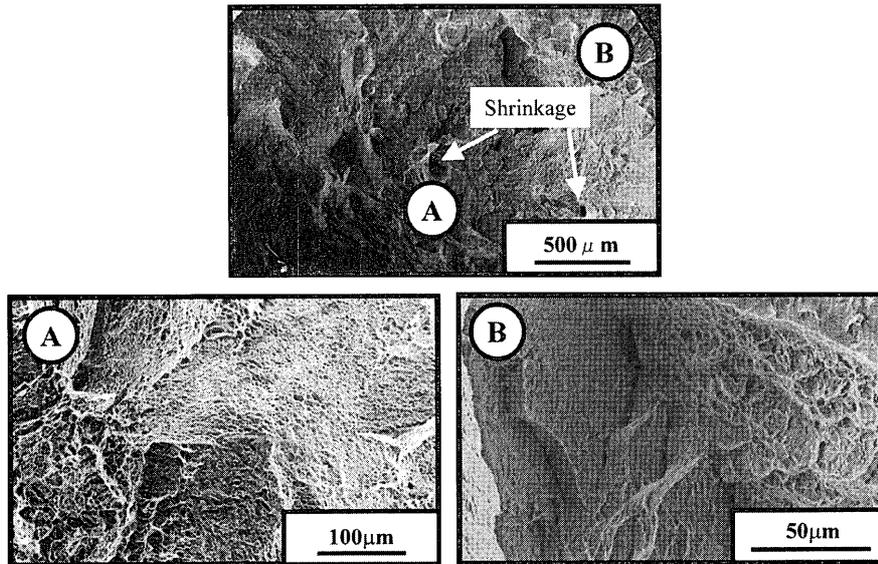
3.5 ビッカース硬さ

Fig. 8 に改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片の上部つかみ部、標点間部および下部つかみ部の各部位における試験片表面近傍から内部かけてのビッカース硬さを示す。



Cast Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr

Fig. 6. SEM fractographs of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr cast into modified magnesia based investment material after tensile tests.



Cast Ti-6Al-4V

Fig. 7. SEM fractographs of Ti-6Al-4V ELI cast into modified magnesia based investment material after tensile tests.

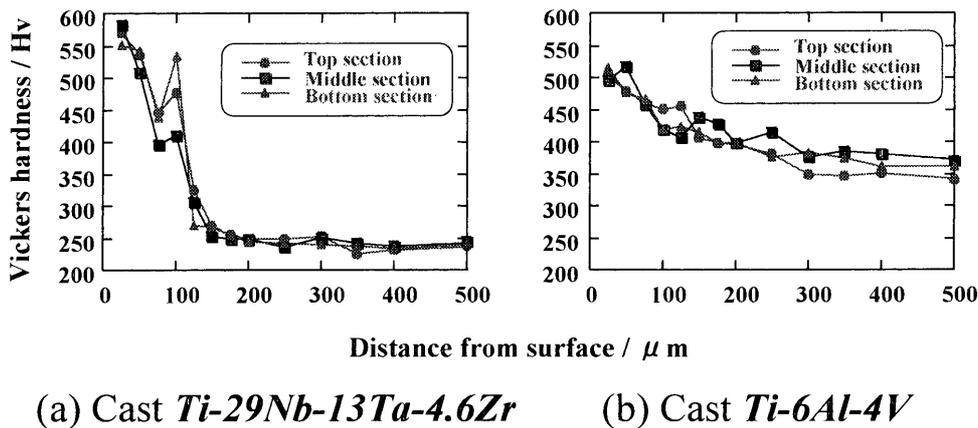


Fig. 8. Vickers hardness of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI cast into modified magnesia based investment material as a function of distance from surface of specimen.

TNTZ合金のビッカース硬さは、表面反応層が存在すると考えられる試験片表面から内部へ約150 μm の位置まで、試験片中心近傍（母相）のそれ（約250 Hv）より高い値を示す。この傾向は各部位においてほぼ同様であり、部位による表面反応層の厚さの著しい変化は認められない。また、TNTZ合金の各部位において、試験片表面から100 μm 付近においてビッカース硬さが著しく高い領域が存在する。これは、試験片表面近傍の酸化層と試験片内部の α ケースとの層境界部における酸素富化領域と考えられる。この硬さ変化傾向は、アルミナ系埋没材およびマグネシア系埋没材を用いた場合においてもほぼ同様であった。

Ti64合金のビッカース硬さでは、TNTZ合金と同様に試験片中心近傍（母相）のそれ（約350 Hv）より高い値を示す表面反応層と考えられる領域が存在し、その厚さは試験片表面から約200~300 μm である。この厚さは、TNTZ合

金のそれと比較して、2倍程度大きい。このような傾向は、アルミナ系埋没材およびマグネシア系埋没材を用いた場合においてもほぼ同様であった。

なお、TNTZおよびTi64の両合金において、硬さが母相に比べて高い領域の厚さは、市販のマグネシア系および改良型マグネシア系埋没材の場合と比べ、アルミナ系埋没材を用いた場合の方が、若干大きい。

3.6 TNTZ合金の表面反応層

各種埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金鑄放し立方体試験片表面から研磨により約20 μm 間隔で約160 μm まで表面層を除去した場合の各深さにおけるX線回折結果をFig. 9に示す。

アルミナ系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金の表面反応層では Al_2O_3 、 α 相および β 相のピークが確認できる。 Al_2O_3 のピークは試験片表面から約160 μm の位置でも比較

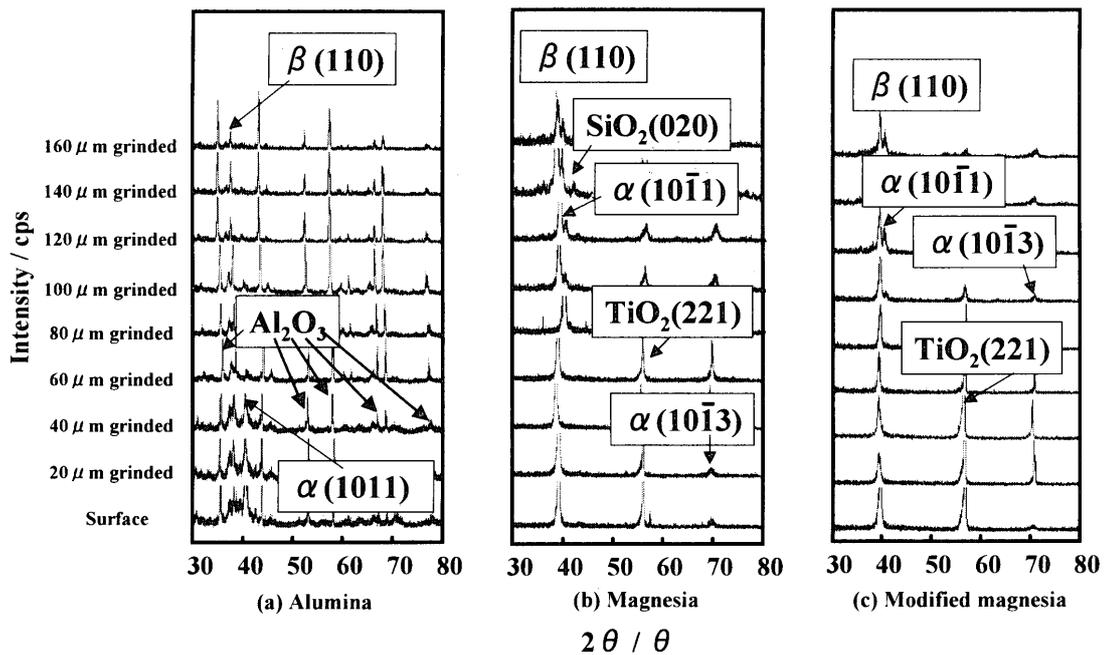


Fig. 9. X-ray diffraction patterns of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr cast into each investment material as a function of distance from distance of specimen.

的強く現れていることから、鑄造時における鑄型との反応がより試験片内部まで浸透していると考えられる。

マグネシア系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金の表面反応層では、 TiO_2 、 α 相および β 相のピークが確認できる。試験片表面から約80 μm 付近の位置では、 SiO_2 のピークも確認され、鑄造時にシリカ系膨張材の試験片内部への拡散が生じたと考えられる。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金の表面反応層では、マグネシア系埋没材を用いた場合と同様に TiO_2 、 α 相および β 相のピークが確認できる。また試験片表面から約100 μm 付近の位置で既に、マグネシア系埋没材と比較して TiO_2 のピークが著しく減少している。

以上より、市販のマグネシア系埋没材からシリカ系の膨張材およびアルミナを除去し、鑄造時における母材との反応性物質を低減させた改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金の表面反応層は、他の埋没材を用いた場合と比較して、比較的薄く鑄型との反応性が低い。そのため、鑄造後の機械加工による材料損失を低減できると考えられる。しかし、鑄造体の寸法精度を保証するためには、鑄型の膨張率を制御する必要があり、実用化を考える上では埋没材のさらなる最適化が必要である。

3.7 引張特性に及ぼす表面反応層の影響

TNTZ合金およびTi64合金の引張特性に及ぼす表面反応層の影響を調査するために、改良型マグネシア系埋没材を用いて標点間部直径 $\phi 3.5\text{mm}$ で鑄造した各合金の引張試験片の標点間部を機械加工にて直径 $\phi 3.0\text{mm}$ に減少させた場合の各鑄造合金の引張特性を調べ、標点間部直径 $\phi 3.0\text{mm}$ で鑄造した場合の結果との違いをFig.10に示す。

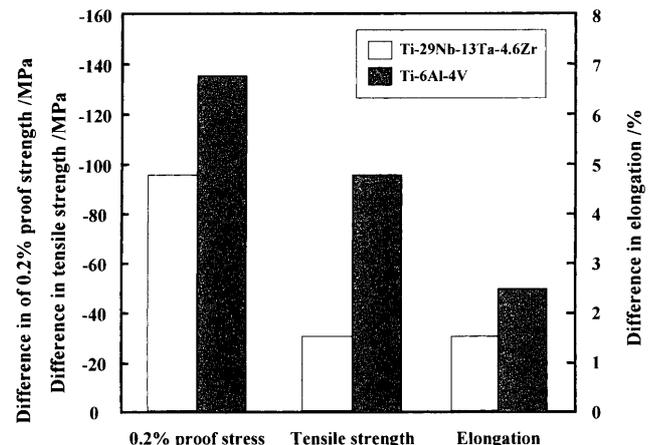


Fig. 10. Difference in tensile strength, 0.2% proof strength and elongation from before and after removing surface layer of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and Ti-6Al-4V ELI cast into modified magnesia investment material.

表面反応層を除去すると引張強さおよび0.2%耐力はそれぞれ約35 MPaおよび約95 MPa低下する。一方、伸びは約1.5%上昇する。Ti-6Al-4V合金においても同様の傾向であるがその程度は、TNTZ合金より大きい。

両鑄造合金の試験片近傍では、鑄型材から α 安定化元素である酸素が容易に進入し、多量に固溶することが考えられる。一般にチタン材料に酸素が固溶するとその強度は、線形的に上昇する⁹⁾。したがって、酸素富化領域である表面反応層を有する各鑄造合金の引張強さおよび0.2%耐力が上昇するのは、その表面反応層の強度上昇に起因すると考えられる。また、表面反応層の除去による伸びの上昇は、硬化相が除かれ本来の母相のみの伸びが得られたためと考

えられる。Ti64合金において、表面反応層の除去による特性変化がTNTZ合金の場合と比べて顕著となるのは、この合金の表面反応層がTNTZ合金より厚いためである。したがって、TNTZ合金の引張特性に及ぼす表面反応層の影響はTi64合金と比較して小さい。なお、アルミナ系埋没材を用いて鑄造した各鑄造体の引張特性に及ぼす表面反応層の影響は、最も大きくなる傾向を示した。

一般に、金属材料における引張特性は表層およびマイクロ組織に影響を受けやすい^{10,11)}。特に、硬い層が存在すると、引張負荷時に試験片表面にき裂が容易に発生し、母相そのものの特性とは大きく異なる変形挙動を示す。すなわち、脆性層の存在により、強度は増加するが、伸びは低下する。TNTZ合金の引張特性に及ぼす表面反応層の影響はTi64合金と比較してかなり小さい。したがってこの表面反応層をさらに減少させることが可能となれば、TNTZ合金鑄造体の機械的性質の劣化に対する危惧は解消されることが考えられる。

4. 結言

市販のアルミナ系埋没材、市販のマグネシア系埋没材およびそれに改善を加えた改良型マグネシア系埋没材を用いて、新しい生体用 β 型チタン合金であるTi-29Nb-13Ta-4.6Zr合金および比較材として従来の生体用 $\alpha+\beta$ 型チタン合金であるTi-6Al-4V ELI合金の鑄造を行い、引張特性および表面反応層について評価・検討を行った。その結果、以下に示す結言を得た。

(1) アルミナ系埋没材を用いて鑄造した場合のTNTZ合金の伸びは、マグネシア系および改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した場合のそれと比較して、2%程度低くなる傾向を示す。

(2) TNTZ合金の引張強さおよび0.2%耐力は、マグネ

シア系埋没材および改良型マグネシア系埋没材間では大差はないが、アルミナ系埋没材を用いた場合、比較的 low なる傾向を示す。

(3) マグネシア系および改良型マグネシア系埋没材を用いることで、アルミナ系埋没材を用いた場合より表面反応層(酸化物および α ケース)の形成を抑制することができる。したがって、鑄造後の機械加工による材料損失を低減できると言える。

(4) TNTZ合金の表面反応層を除去すると引張強さおよび0.2%耐力はそれぞれ約35MPaおよび約95MPa低下する。一方、伸びは約1.5%上昇する。

(5) 鑄造体の外観、引張特性および表面反応層の厚さから判定すると改良型マグネシア系埋没材がTi-29Nb-13Ta-4.6Zr合金の鑄造により適していると考えられる。

最後に本研究の一部は、平成13年度経済産業省即効型地域新生コンソーシアム事業および文部科学省科学研究費地域連携推進研究の援助を受けて遂行されたことを記し、感謝申し上げる。

文 献

- 1) O.Okuno: *Biomaterials*, **20** (2002), 387.
- 2) M.Yoshinari: *Biomaterials*, **20** (2002), 408.
- 3) M.Niinomi: *Materia Jpn.*, **38** (1998), 843.
- 4) Y.Sasaki, K.Doi and T.Matsushita: *Kinzoku*, **66** (1996), 812.
- 5) D.Kuroda, M.Niinomi, H.Fukui, A.Suzuki and J.Hasegawa: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 40.
- 6) D.Kuroda, M.Niinomi, H.Fukui, M.Morinaga, A.Suzuki and J.Hasegawa: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 32.
- 7) D.Kuroda, M.Niinomi, K.Fukunaga, H.Fukui, Y.Kato and A.Suzuki: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 539.
- 8) JIS T 6106: Dental Casting Gold-Silver-Palladium Alloy, 日本規格協会, 東京, (1985).
- 9) C.Ouchi: *Materia Jpn.*, **37** (1998), 22.
- 10) H.Doi, T.Yoneyama, M.Kobayashi and H.Hamanaka: *J. Jpn. Soc. Dent. Mater. Dev.*, **11** (1992), 817.
- 11) 長谷川二郎: 明解歯科理工学2版, 学建書院, 東京, (1996), 7.