



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 鑄造欠陥との関係

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

Relationship between Tensile Properties and Casting Defect of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr for Biomedical Applications 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 : Relationship between tensile properties and casting defect of newly developed β type titanium alloy, Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr, for biomedical applications, and representative $\alpha+\beta$ type titanium, Ti-6Al-4V ELI, for biomedical applications cast by dental precision casting using commercial alumina, magnesia and modified magnesia based investment materials. Then the effect of specimen diameter on tensile properties of both cast alloys was also investigated.

Elongation of cast tensile specimens of both alloys slightly increases and strength of cast tensile specimen of Ti-6Al-4V ELI increases with reducing casting defects. Hardness of surface reaction layer decreases, and hardness of matrix decreases by about 50 Hv due to increasing cooling rate by reducing the specimen diameter from 3 to 2 mm in both alloys. The microstructures of both cast alloys refines with reducing specimen diameters, and the hardness of surface reaction layers and matrix of both alloys decreases. Therefore, increasing strength of cast Ti-6Al-4V ELI with reducing specimen diameter is attributed to reducing casting defects.

Key words: β type titanium alloy; biomedical applications; casting defects; tensile properties; dental precision casting.

1. 緒言

クラウンおよび義歯床等の歯科製品に難加工材であるチタン材料を用いた場合、加工コストを大幅に低減させるため精密鑄造法を用いる傾向にある。現在、チタン材料を用いた歯科精密鑄造法は既存の歯科用 Ag-Pd-Cu-Au 合金のそれと同等の操作容易性を有するとされているが、チタン材料を用いた場合では表面に反応層が生じるため、さらなる表面加工を行う必要がある。著者らによって開発された Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金¹⁻³⁾は無毒性で非アレルギーである元素で構成され、生体内での応用を十分に考慮した新しい β 型チタン合金であり、また、高力学的特性⁴⁻⁶⁾を有するため、外科および歯科の両分野において十分に実用可能であると考えられる。しかし、本合金は、Nb および Ta 等の高融点添加元素を多量に含有することで、その融点 (2300K 以上) が比較的高いため⁷⁾、現状の歯科製品製造のための精密鑄造法に適用するのは困難と考えられる。しか

し、前報⁸⁾にて、市販の埋没材であるマグネシア系あるいは改良型マグネシア系埋没材を用いた場合、比較的良好な外観を有する鑄造体を得ることが見出され、総合的に判断して改良型マグネシア系埋没材がより TNTZ 合金の歯科精密鑄造に適しているとした。しかし、各埋没材を用いて鑄造した鑄造体内部には鑄造欠陥 (凝固時の収縮欠陥および鑄型から発生するガスの巻き込みによる空孔) が多数確認され力学的特性に影響を及ぼすことが示唆されることも前報⁸⁾で述べた。また、使用した試験片の体積が実用製品の場合に比べ大きい場合、より体積の小さな試験片を用いての引張特性に及ぼす鑄造欠陥の影響を検討することも必要であると言える。

そこで、本研究では、新しい β 型チタン合金である Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金の力学的特性に及ぼす鑄造欠陥の影響につき埋没材および試験片直径を変化させて調査・検討し、本合金の歯科分野への実用化に対する可能性を評価することを目的とした。

平成 16 年 3 月 31 日受付 平成 16 年 7 月 7 日受理 (Received on Mar. 31, 2004; Accepted on July 7, 2004)

* 豊橋技術科学大学 (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歯科理工学教室 (Department of Dental Materials Science, Aichi-Gakuin University)

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

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材として、著者らが研究開発した生体用 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）を用いた。比較材としてTi-6Al-4V ELI合金（以後、Ti64合金と略称）を用いた。両合金熱間鍛造丸棒材（直径約 $\phi 30$ mm）を機械加工により表面酸化層を除去後、重量約45 g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 鑄型作製および鑄造

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））および高融点で高活性材料であるチタン合金との反応を軽減する目的で、市販のマグネシア系埋没材からアルミナセメントおよびシリカ系の膨張材を除去し、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（以後改良マグネシア系埋没材と略称））を使用した。

鑄造には、真空加圧式鑄造機を使用した。その場合、各合金の円柱状試料（鑄造用試料）を同鑄造機のチャンパー内にて300 Aの直流アークにより溶解し、50 s保持後、0.7~0.9 MPaのアルゴンガス加圧にて上記種々の主基材の鑄型に鑄込むことにより鑄造を行った。

各鑄放し材の鑄造欠陥に対する引張特性の変化を評価するため、Fig. 1に各引張試験片形状を示す標点間部直径 $\phi 3$ mmおよび鑄造欠陥を低下させることを目的とし、標点間部直径を減少させた標点間部直径 $\phi 2$ mmの同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。

2.3 ミクロ組織および機械的性質評価

ミクロ組織観察用試料は引張試験片の標点間部より採取した。すなわち、標点間部の中心部を3 mmの厚さで機械加工により切断し、その試料を鑄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て鏡面仕上げとした。その後、5%フッ酸水溶液により試料表面の腐食を行い、光学顕微鏡にてミクロ組織観察を行った。

鑄造欠陥（収縮欠陥および空孔）の評価には、 $\phi 3$ mmおよび $\phi 2$ mmの引張試験片の標点間部を長さ2 mmの厚さで機械加工し、上述したバフ研磨にて鏡面仕上げとした試料および引張試験から得られた破面観察用試料をそれぞれ用いた。なお、鑄造欠陥の評価では、光学顕微鏡および

Table 1. Chemical compositions of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ) and (b) Ti-6Al-4V ELI (Ti64).

(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.	

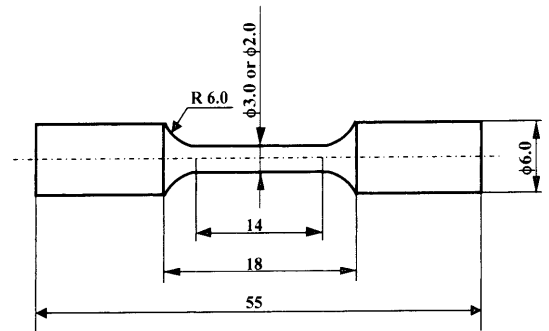


Fig. 1. Geometry of cast tensile test specimens of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and Ti-6Al-4V ELI.

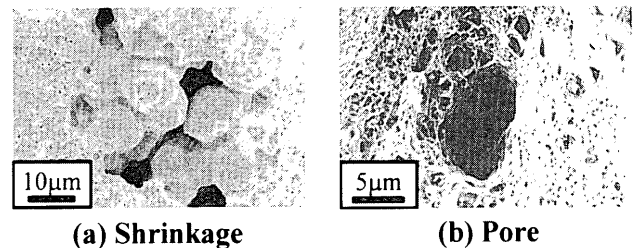


Fig. 2. Micrographs of casting defects appeared on fracture surfaces; (a) shrinkage and (b) pore.

SEM観察後の試料表面から試料内部における各写真を画像解析処理にて鑄造欠陥の個数および体積率を計測し、さらに円近似⁹⁾し、各鑄造合金の直径を決定した。本研究では、不定形の収縮欠陥の大きさも円近似にて評価することとした。また、引張試験後の破面のSEM写真にて鑄造欠陥の評価をする場合、ディンプルと鑄造欠陥とを明瞭に区別するため、10 μ m以上の直径を有する収縮欠陥および空孔のみ測定した(Fig. 2)。

引張試験には、容量9.8 kN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付けた歪ゲージおよび読取顕微鏡にて行った。

硬さ試験には、ミクロ組織観察で用いた試料を用い、試料表面（鑄肌）近傍からその内部にかけて硬さを測定した。その際、試料の鑄肌近傍からその内部方向へのピ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

ロビッカーズ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硬さ(Hv)とした。

3. 実験結果および考察

3.1 鋳造欠陥率、鋳造欠陥寸法と個数分布

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合金およびTi64合金鋳造し引張試験片の引張試験後の破面より得られた鋳造欠陥の体積率を示す。なお、空孔の欠陥体積率（約0.23%）が著しく低いため、収縮欠陥および空孔の両鋳造欠陥を含めた鋳造欠陥体積率で示してある。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造した場合、

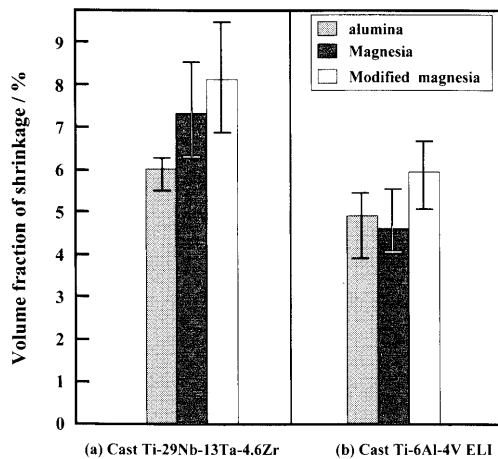


Fig. 3. Volume fractions of casting defects measured on fracture surfaces of cast specimens of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI using alumina, magnesia and modified magnesia based investment materials.

TNTZ合金の鋳造欠陥体積率はアルミナ系埋没材を用いた場合に対して約2%、マグネシア系埋没材を用いた場合に対して約1%大きい。Ti64合金においても改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造した場合、TNTZ合金の鋳造欠陥体積率と同様にアルミナ系埋没材を用いた場合に対して約1%、マグネシア系埋没材を用いた場合に対して約1.5%大きい。なお、各種埋没材を用いて鋳造したTNTZ合金の鋳造欠陥体積率は、Ti64合金のそれと比較して、アルミナ系埋没材を用いた場合では約1%、マグネシア系埋没材を用いた場合では約3%、改良型マグネシア埋没材を用いた場合では約2%大きい。

Fig. 4に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合金鋳造し引張試験片の引張試験後の破面における鋳造欠陥の直径に対する個数の分布図を示す。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鋳造したTNTZ合金の鋳造し引張試験片の引張試験後の破面における収縮欠陥の総数はTi64合金と比較して多い。特に80 μ m以下の直径を有するものがその大部分を占めている。また、TNTZ合金およびTi64合金の収縮欠陥の最大直径はそれぞれ約190 μ mおよび約130 μ mであった。しかし、空孔の総数は収縮欠陥に比べ著しく少なく、TNTZ合金においてわずかに多いが合金間で顕著な違いは無いと言える。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た場合、改良型マグネシア系埋没材を用いた場合に比べTNTZ合金およびTi64合金の収縮欠陥の最大直径はそれぞれやや小さくなる傾向を示したが、空孔の総数に顕著な差は確認できなかった。また、収縮欠陥の総数は、改良型マグネシア系埋没材を用いた場合と同様にTi64合金と比較してTNTZ合金で多くなっていた。

Fig. 5に各種埋没材を用いて鋳造したTNTZ合金および

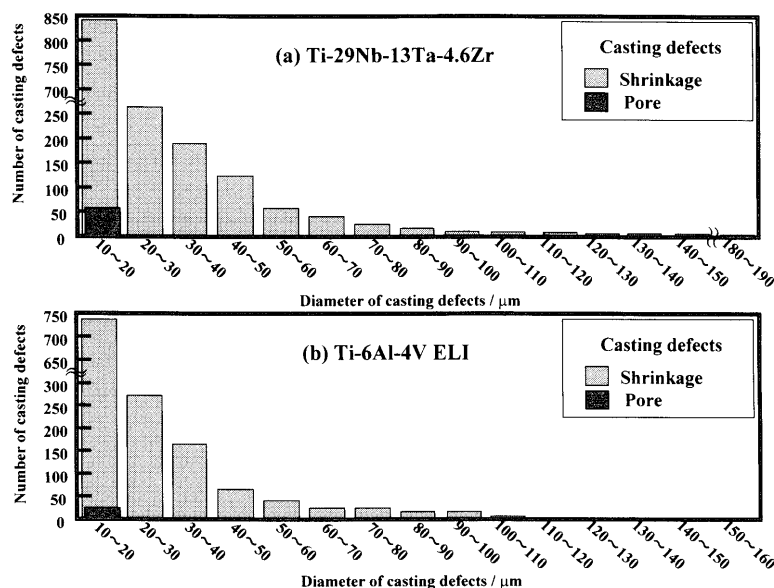


Fig. 4. Distributions of casting defects evaluated on fracture surfaces of cast specimens of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI using modified magnesia based investment material.

Ti64 合金鑄放し引張試験片の標点間部断面より得られた鑄造欠陥の体積率を示す。なお、破面観察による鑄造欠陥と同様に空孔の欠陥体積率(0.69%)が著しく低いため、収縮欠陥および空孔の両鑄造欠陥を含めた鑄造欠陥体積率で示してある。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した TNTZ 合金鑄放し引張試験片の標点間部断面の鑄造欠陥体積率はアルミナ系埋没材を用いた場合には約 1.4%、マグネシア系埋没材を用いた場合には約 1.3% 大きい。Ti64 合金鑄放し引張試験片の標点間部断面においても改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した場合、TNTZ 合金の鑄造欠陥体積率は、アルミナ系埋没材を用いた場合には約 1.8%、マグネシア系埋没材を用いた場合には約 3% 大きい。

Fig. 6 に改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した

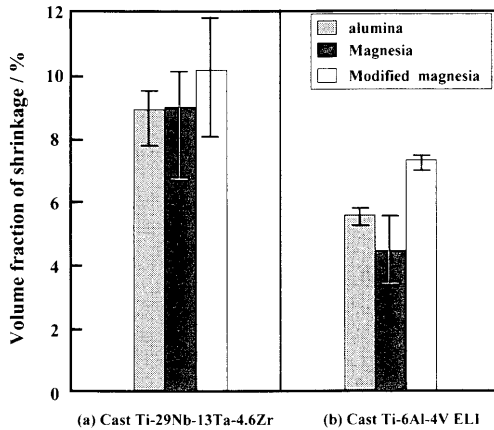


Fig. 5. Volume fractions of casting defects measured on cross sections of cast tensile specimens of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI using magnesia and modified magnesia based investment materials.

TNTZ 合金および Ti64 合金鑄放し引張試験片の標点間部断面における鑄造欠陥の直径に対する個数の分布図を示す。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した TNTZ 合金の標点間部断面の収縮欠陥総数は引張試験後の破面で測定した場合と同様に Ti64 合金の標点間部断面のそれより多い。その際、TNTZ 合金における 30 μm 以上を有する収縮欠陥総数は Ti64 合金の場合に比べかなり多く、最大直径(約 100 μm)においても Ti64 合金(約 70 μm)より大きい。なお、空孔の総数は両合金でほぼ同等の値である。また、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、TNTZ 合金の収縮欠陥総数は Ti64 合金のそれと比較してより多く、最大直径においてもより大きかったが、空孔の総数に大きな変化は見られなかった。

いずれの埋没材および合金でも、鑄放し引張試験片破面より得られた鑄造欠陥体積率は、引張試験片評点間部断面より得られた鑄造欠陥体積率より小さい。また、引張破面では、小さな鑄造欠陥の個数がより少なく、大きな鑄造欠陥の個数がより多い。

また、改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した TNTZ 合金の引張試験後の破面および標点間部断面の鑄造欠陥は主に収縮欠陥であり、空孔は非常に少量であった。よって、収縮欠陥と比較して各鑄造合金の引張特性に及ぼす空孔の影響は極めて小さいと考えられる。

そこで、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強さ、伸びおよび引張試験片評点間部横断面の鑄造欠陥体積率(収縮欠陥体積率)の関係を示す。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した TNTZ 合金の引張強さは収縮欠陥の体積率の増加にともない若干低下するが、顕著な低下傾向は示さない。一方、Ti64 合金の引

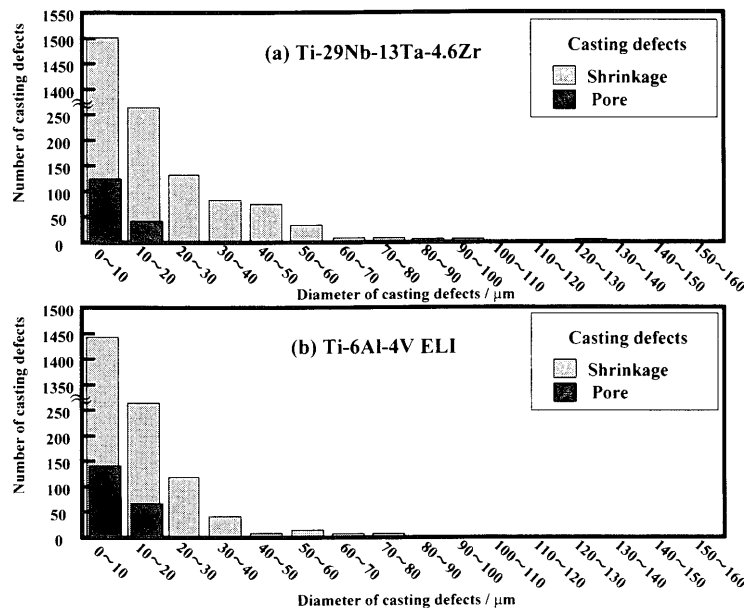


Fig. 6. Distributions of casting defects evaluated on cross sections of cast tensile specimens of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI using modified magnesia based investment material.

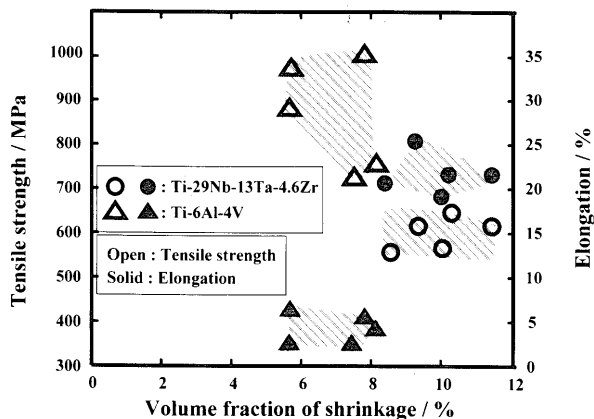


Fig. 7. Relationships between tensile strength or elongation and volume fraction of shrinkages measured on cross sections of cast tensile specimens of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and Ti-6Al-4V ELI using modified magnesia based investment material.

張強さはTNTZ合金と比較して収縮欠陥の体積率の増加とともに顕著に低下する。また、両鑄造合金の伸びは収縮欠陥の体積率の増加にともないやや低下するが著しい低下傾向は示さない。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た場合の引張強さ、伸びおよび鑄造欠陥体積率の関係もほぼ同様の傾向であった。

上述のように、標点間部直径 $\phi 3$ mmを有する両合金鑄放し引張試験片には、多数の収縮欠陥および少数の空孔が存在し、これらの鑄造欠陥の力学的特性に及ぼす影響が比較的大きいと言える。また、通常クラウンやクラスプ等の歯科補綴物の寸法にも幅がある。したがって、鑄造欠陥の力学的特性に及ぼす影響をさらに詳しく調査することを目的とし、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鑄造した標点間部直径 $\phi 2$ mmを有するTNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片を用い、鑄造欠陥の引張特性に及ぼす影響を調査・検討した。なお、アルミナ系埋没材を用いた場合、両合金の収縮欠陥および空孔の体積率、鑄造欠陥の直径に対する個数分布の傾向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ほぼ同様であったが、前報⁸⁾にて述べたように、アルミナ埋没材を用いた場合、本合金鑄造体の外観がより劣り、表面反応層による力学的特性の劣化もより大きかったことから、アルミナ系埋没材は本合金の歯科精密鑄造には適当でないと判断された。このことより、以下の場合には、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て評価した。

3.2 鑄造欠陥体積率に及ぼす標点間部直径の影響

Fig. 8に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鑄造した標点間部直径 $\phi 3$ mmおよび $\phi 2$ mmを有するTNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片の鑄造欠陥（収縮欠陥および空孔）の体積率を示す。また、Fig. 9に改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径 $\phi 3$ mmおよび $\phi 2$ mmを有するTNTZ合金および

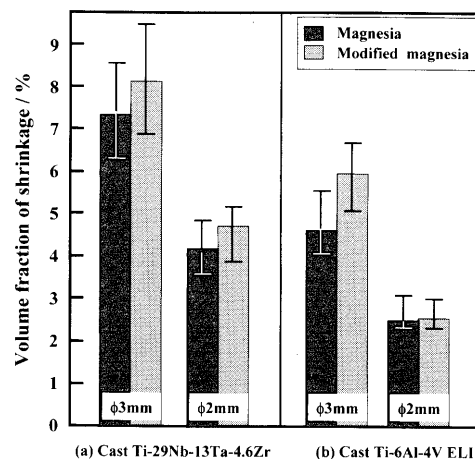


Fig. 8. Volume fractions of casting defects measured on fracture surfaces of cast specimens of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) cast Ti-6Al-4V ELI with diameters of 2 and 3 mm using magnesia and modified magnesia based investment materials.

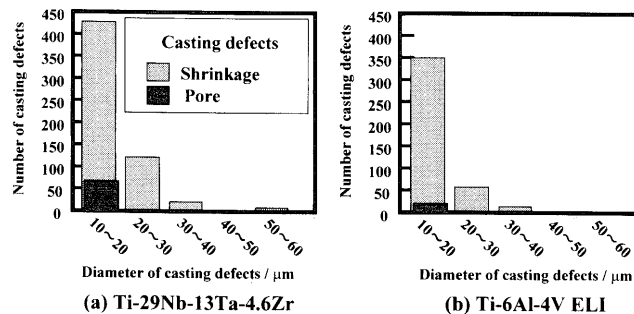


Fig. 9. Distributions of casting defects evaluated on fracture surfaces of (a) cast specimens of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr with a diameter of 2 mm and (b) cast Ti-6Al-4V ELI with a diameter of 2 mm using magnesia based investment material.

Ti64合金鑄放し引張試験片の鑄造欠陥の直径に対する個数分布図を示す。

標点間部直径 $\phi 2$ mmを有するTNTZ合金およびTi64合金の鑄造欠陥体積率は、標点間部直径 $\phi 3$ mmを有する場合と比較して1/3程度と著しく低下する。また収縮欠陥の個数および直径も著しく低下し、 $50\mu\text{m}$ 以下の収縮欠陥のみが存在している。よって、標点間部直径を減少させることで鑄造欠陥を著しく低下させることが可能である。なお、上記傾向はマグネシア系埋没材を用いた場合にも同様であった。

3.3 引張特性に及ぼす標点間部直径の影響

Fig.10に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鑄造した標点間部直径 $\phi 3$ mmおよび $\phi 2$ mmを有するTNTZ合金鑄放し引張試験片の引張強さ、0.2%耐力および伸びを示す。

マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径 $\phi 2$ mmを有するTNTZ合金の引張強さおよび0.2%耐力は標点間部直径 $\phi 3$ mmを有する場合と比較して同程度である。伸びは標点間部直径 $\phi 3$ mmの場合と比較してわずか

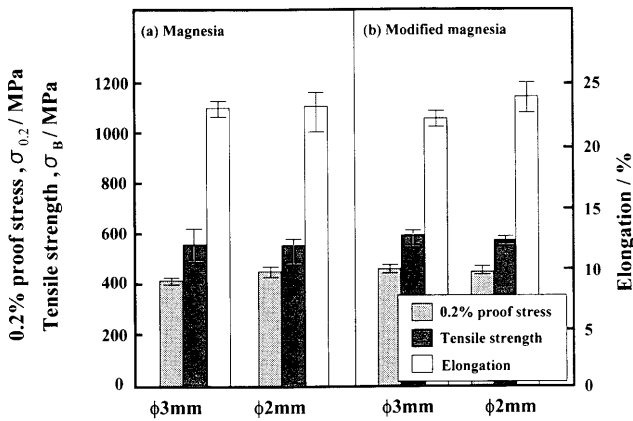


Fig. 10. Tensile properties of cast specimens of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr with diameters of 2 mm and 3 mm using (a) magnesia and (b) modified magnesia based investment materials.

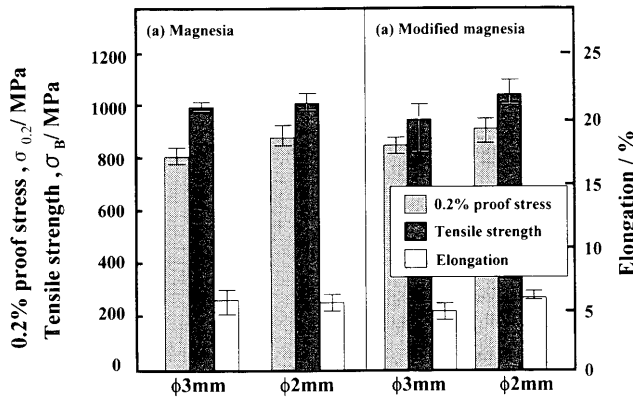


Fig. 11. Tensile properties of cast specimens of Ti-6Al-4V ELI with diameters of 3 mm and 2 mm using (a) magnesia and (b) modified magnesia based investment materials.

に上昇する。改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径φ2mmを有する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を用いた場合と同様に標点間部直径φ3mmを有する場合と比較してほぼ同程度である。伸びは標点間部直径φ3mmを有する場合と比較してより大きい。

標点間部直径φ2mmを有する場合、改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造したTNTZ合金の伸びはマグネシア系埋没材を用いた場合と比較してやや高い値を示しており、鑄造欠陥の低下が伸びの改善をもたらしていると言える。

Fig.11に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鑄造した標点間部直径φ3mmおよびφ2mmを有するTi64合金鑄放し引張試験片の引張強さ、0.2%耐力および伸びを示す。

マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径φ2mmを有するTi64合金の引張強さ、0.2%耐力および伸びは標点間部直径φ3mmを有する場合と比較して同程度である。改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点

間部直径φ2mmを有するTi64合金の引張強さおよび0.2%耐力は標点間部直径φ3mmを有する場合と比較して高い。伸びは標点間部直径φ3mmの場合と比べて、標点間部直径φ2mmの場合にやや高い。

Ti64合金の場合、改良型マグネシア埋没材を用いた場合に、鑄造欠陥の低下が強度および伸びの改善をもたらしたと考えられる。

以上より、改良型マグネシア埋没材を用いた場合、試験片直径を2mmに減少させることで両合金の伸びがやや上昇し、Ti64合金では強度も上昇した。これはFig. 8からわかるように、改良型マグネシア系埋没材を用いた場合、試験片直径を2mmに減少させると鑄造欠陥体積率がより低下することによって考えられる。しかし、Ti64合金の引張強さおよび0.2%耐力の上昇傾向は、標点間部の断面積に対する硬さの高い表面反応層領域の割合が大きく、内部のマトリックスの割合が減少したため、表面反応層の影響が強度に対して大きく現れることも考えられる。また、引張試験片の標点間部直径を減少させることにより冷却速度が上昇し、マトリックスのマイクロ組織が微細化することも考えられる。したがって、これら二つの因子を引張特性へ考慮する必要がある。

3.4 ミクロ組織および硬さに及ぼす標点間部直径の影響

Fig.12に改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径φ2mmを有するTNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片の標点間部断面のマイクロ組織を示す。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径φ2mmを有するTNTZ合金鑄放し引張試験片のマイクロ組織は試験片表面から内部に成長するデンドライト組織を呈している。また、試験片表面極近傍では、100μm以上の脆性層であるαケースと考えられる表面反応層が確認できる。標点間部直径φ2mmを有するTNTZ合金鑄放し引張試験片のマイクロ組織では、標点間部直径φ3mmを有する場合と比較して表面反応層厚さおよびデンドライト間隔が若干小さくなっていた⁸⁾。この傾向はTi64合金でもほぼ同様であった。これは標点間部直径の減少によりその部位における冷却速度が増加し、試験片表面近傍で酸素の拡散およびデンドライトの成長が抑制されたと考えられる。

Fig.13に改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径φ3mmおよびφ2mmを有するTNTZ合金およびTi64合金鑄放し引張試験片における試験片表面から内部かけてのビッカース硬さを示す。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径φ2mmを有するTNTZ合金鑄放し引張試験片の試験片表面から内部に向けてのビッカース硬さは試験片表面から約100μmの位置まで、試験片部中心近傍のそれより著しく高い値である。この傾向は標点間部直径φ3mmを有する場合とほぼ同様であるが、標点間部直径φ3mmを有する場合と比較して全体的に低下し、試験片中心部付近のマ

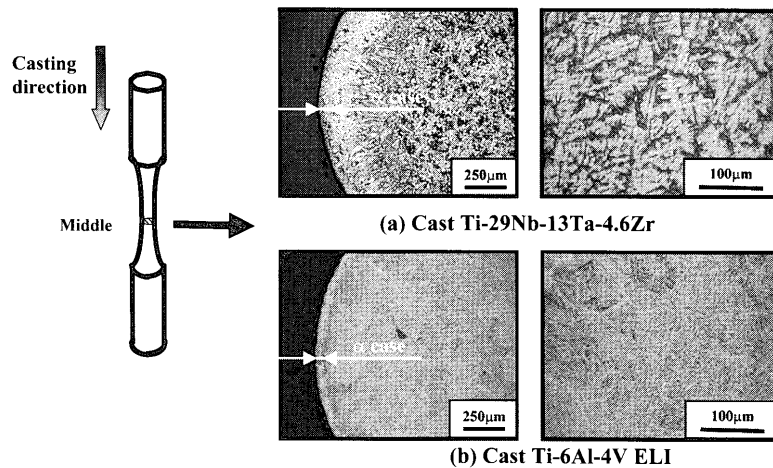


Fig. 12. Optical micrographs of cross sections of middle parts of cast specimens of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr with a diameter of 2 mm and (b) Ti-6Al-4V ELI with a diameter of 2 mm using modified magnesia based investment material.

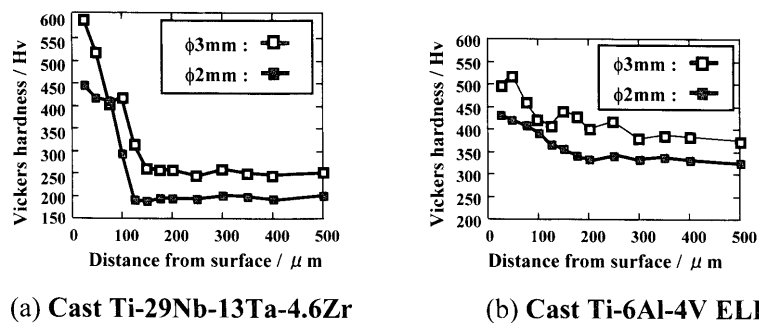


Fig. 13. Vickers hardness of cast specimens of (a) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr and (b) Ti-6Al-4V ELI with diameters of 2 mm or 3 mm using modified magnesia investment material as a function of distance from surface of specimen.

リックスでは50 Hv程度低い。また、標点間部直径 $\phi 3$ mmおよび $\phi 2$ mmを有するTNTZ合金鑄放し引張試験片では、それぞれ試験片表面から100 μ mおよび80 μ mの位置において、それぞれ硬さが若干上昇あるいは停滞する。これは表面酸化層と試験片内部の酸素固溶層 (α ケース) との境界部と考えられる⁸⁾。

改良型マグネシア系埋没材を用いて鑄造した標点間部直径 $\phi 2$ mmを有するTi64合金鑄放し引張試験片におけるビッカース硬さは試験片表面から約200~300 μ mの位置まで試験片部中心部のそれより高い値である。この傾向は標点間部直径 $\phi 3$ mmを有する場合とほぼ同様であるが、ビッカース硬さはTNTZ合金と同様に標点間部直径 $\phi 2$ mmの場合と比較して全体的に低く、試験片中心部付近のマトリックスでは50 Hv程度低い。以上の結果から標点間部直径の減少により冷却速度が上昇することで両合金での析出強化相である α 相等の析出が抑制されたと考えられる。したがって、試験片直径を減少させた場合、冷却速度が上昇するため、溶体化傾向がより強まりマイクロ組織の微細化による硬さの上昇よりも溶体化による硬さの低下が大きいと判断される。また、酸素の拡散も抑制されることから、表面酸化層の形成の抑制、酸素固溶層の酸素固溶量の低下も生じ、これらの脆性的な表面反応層の硬さ低下と厚さの若

干の低下が生じたと考えられる。このことから、試験片直径の減少による、特にTi64合金での引張強度 (0.2%耐力および引張強さ) の上昇は主に鑄造欠陥の減少によると結論される。

4. 結言

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既存の生体用 $\alpha+\beta$ 型チタン合金であるTi-6Al-4V ELI合金につき、市販のアルミナ系および市販のマグネシア系埋没材ならびに改良型マグネシア系埋没材を用いて歯科精密鑄造を行い、機械的性質に及ぼす鑄造欠陥の影響について評価・検討を行った結果、以下の結言を得た。

(1) 改良型マグネシア系埋没材を用いた場合、標点間部直径を減少させることによる鑄造欠陥の体積率および個数の減少にともない両合金において伸びが若干上昇し、これに加えTi64合金においては特に強度が上昇する。

(2) 標点間部直径を3 mmから2 mmへ減少させることによる冷却速度の上昇により、TNTZ合金およびTi64合金ともに表面反応層の硬さが低下し、マトリックスの硬さが約50 Hv低下する傾向を示す。

(3) 試験片直径を減少させた場合、冷却速度の上昇により溶体化傾向がより強まりミクロ組織の微細化による硬さの上昇よりも、溶体化による硬さの低下が大きいと判断される。このことと表面反応層の硬さの低下から、試験片直径の減少による、特にTi64合金での引張強度（0.2%耐力および引張強さ）の上昇は主に鑄造欠陥の減少のためと言える。

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、平成14年度文部科学省科学研究費地域連携推進研究、平成15年度文部科学省科学研究費基盤研究Aおよび（財）軽金属奨学会教育研究資金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) D.Kuroda, M.Niinomi, H.Fukui, A.Suzuki and J.Hasegawa: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 40.
- 2) D.Kuroda, M.Niinomi, H.Fukui, M.Morinaga and A.Suzuki, J.Hasegawa: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 32.
- 3) D.Kuroda, M.Niinomi, K.Fukunaga, H.Fukui, Y.Kato and A.Suzuki: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 539.
- 4) M.Niinomi, T.Akahori, S.Nakamura H.Fukui, and A.Suzuki: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 567.
- 5) T.Akahori, M.Niinomi, T.Maekawa, H.Fukui, and A.Suzuki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **66** (2002), 715.
- 6) M.Niinomi, H.Fukui, T.Takeuchi and S.Katsura: *J. Jpn. Foundryman Soc.*, **73** (2001), 798.
- 7) 原田雅章, 新家光雄, 赤堀俊和, 桂 成基, 竹内 力: 日本金属学会講演概要, 第132回, (2003), 129.
- 8) M.Niinomi, T.Akahori, T.Manabe, T.Takeuchi, S.Katsura, H.Fukui and A.Suzuki: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 154.
- 9) H.Suzuki: *J. Jpn. Light Met.*, **45** (1995), 597.