

生体用チタン合金の開発

新潟工科大 村山洋之介、 東北大・金研 千葉晶彦

1. はじめに

インプラント材料のような生体材料においては、生体に対して毒性がないということがまず重要であるが、機械的性質としては、弾性率が重要な問題である。通常、金属材料と人骨の弾性率は5から7倍ほどの開きがあり、負荷を受ける部位のインプラント材と人骨界面における破壊や骨吸収の問題が生ずる。本研究課題は、生体と親和性の高いチタン合金において、弾性率を大きく低減させるための材料学的なアプローチとそのメカニズムの解明にある。

すでに、Nb, Taのような開放型 β 安定化元素のTiへの合金化によって、 β 相の相安定性と ω 相の相安定性との兼ね合いにより、Ti合金の弾性率が大きく減少する組成が認められており、Ti-Nb系を基本とした低弾性チタン合金の研究が盛んに行われている。しかし、Nb, Taといった開放型 β 安定化元素は高価である。そこで、本研究課題では共析型 β 安定化元素であるCrをとりあげ、Ti-Nb系同様に、Ti-Cr合金の準安定 β 相に低弾性の効果が期待できるかどうか調査することとした。

2. 研究経過

これまでの準安定 β チタン合金の研究から、高温相である β 相を容体化处理によって、室温に持ち来たらすと、組成によって低弾性な合金が得られることがわかっている。この低弾性を示す組成範囲は、マルテンサイト変態と密接に関連しているらしく、 β 安定化元素量を増やすとマルテンサイト変態温度は減少し、それにつれ、弾性率の低減が見られる。 β 安定化元素が多量になると、室温での β 相は安定し弾性率は再び増加の傾向を示す。しかし、弾性率が極小を示すと見られる組成範囲は、 ω 相の生成と競合する組成範囲にあり、 ω 相の生成は弾性率の上昇と延性の低下を持ち来たらすと組成範囲でもある。しかも、この組成領域では、 ω 相と競合する形で、変形双晶や応力誘起変態などの変形様式が活動する組成範囲とも重なっている。

これらのことから、Ti-Cr系においても、二元系Ti-Cr合金の弾性率と組成の関係を詳細に調べ、 ω 相抑制元素であるSn添加の効果を調べた。

3. 研究成果

平成19年度は、本研究課題で取り上げている合金系の基本組成である、Ti-Cr系に関し、チタン国際会議でその成果を報告した。すなわち、Ti-Cr系合金の組成と弾性率の関係においても、Ti-Nb系を代表とする開放型 β 安定化元素添加による準安定 β チタン合金と同じような組成と弾性率の関係を示すこと、Ti-Nb系において、準安定 β 相と ω 相の競合によって、弾性率が急激に上昇する組成範囲があるが、Ti-Cr系においてもそのような領域が存在し、ただし、その組成範囲はTi-Nb系に比べると遙かに β 安定化元素量の少ない組成範囲で起こることを確認した。

また、 ω 相と準安定 β 相の競合する組成範囲では、複雑な変形機構が重複し、合金組成によって、単軸引張り試験では高い伸び値を示しても、全く冷間加工の効かない組成や、単軸引張りの伸び値が小さくとも、冷間加工可能な領域があることがわかった。

Sn添加の効果に関しては、11mass%Cr以上の組成範囲においては、Sn添加の効果は見られなかったが、それ以下、5mass%CrまでのTi-Cr合金においては、Snの添加によって弾性率が大きく減少することが認められた。

4. まとめ

Sn無添加のTi-Cr合金では、8Crを中心に弾性率の高い領域があり、これは、急冷による試料作成時に生じた ω 相によるものと思われ、透過型電子顕微鏡観察において確認した。また、Ti-5Cr合金ではSnの添加量にかかわらず、マルテンサイト組織であったが、この場合もSn添加によって弾性率は大幅に減少した。この合金系では、ひずみ誘起変態も確認され、今後、マルテンサイト変態、athermal ω 相と変形機構との関連について継続して調査していく予定である。

5. 発表論文

“Mechanical Properties of Ti-Cr System Alloys Prepared by Powder Metallurgy”, Y.Murayama, A.Okubo and H.Kimura, Ti-2007 Science and Technology, edited by M.Niinomi, S.Akiyama, M.Ikeda, M.Hagiwara, K.Maruyama, The Japan Institute of Metals (2007), pp.1489-1492

Micro Small Punching (SP) 法による金属ガラスの塑性変形能

東北大・環境 吉見享祐 (院生) 常包将史 前田英哉 東北大・金研 加藤秀実

東北大・学際セ 才田淳治 東北大・金研 千葉晶彦 井上明久

1. はじめに (1 から 5 まで 10 ポイント)

金属ガラスは、結晶構造を持たないガラス状のアモルファス金属材料で、高強度、低ヤング率、高耐食性という性質のほか、優れた磁気特性を持ったものが多く、産業分野に広く応用されることが期待されている。近年、一部の金属ガラスで、ガラス遷移温度以下の低温で良好な塑性変形能を発現するものが見出され、その塑性変形挙動の解明が盛んに進められている。以前の研究¹⁾で、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ の Cu を Pd で完全に置換することにより、室温において巨大な圧縮塑性伸びを発現することが報告された。しかし、引張試験では両者の塑性変形能に明瞭な差異は見られなかった^{2,3)}。そこで本研究は、両者の塑性変形能および変形挙動の差異を明らかにするために、マイクロスモールパンチ (Micro SP) 法により多軸応力下で $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ および $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ を変形させ、その塑性変形挙動を調査することを目的とする。

1) H. Kato, A. Inoue and J. Saida: Appl. Phys. Lett., **85** (2004), 2205.

2) Kyosuke Yoshimi, Hidemi Kato, Junji Saida and Akihisa Inoue: Mater. Trans., **46** (2005), 2870.

3) Kyosuke Yoshimi, Hidemi Kato, Junji Saida and Akihisa Inoue: Mater. Sci. Forum, **539-543** (2007), 2054.

2. 研究経過

バルク金属ガラスである $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ および $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ から約 ϕ 3mm、厚さ 0.2mm の試験片を切り出し、Micro SP 試験に供した。Micro SP 試験は室温にて、クロスヘッド速度 0.1mm/min で行い、試験片中央に荷重を加えて張り出し変形させることで試験片を破断させた。記録した荷重—変位曲線および走査型電子顕微鏡 (SEM) より、これらバルク金属ガラスの塑性変形挙動を解析した。

3. 研究成果

図 1 に、Micro SP 試験によって得られた、荷重—変位曲線を示す。上述のように、これまで、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ と $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ の展伸性の差異を定量化することが困難であったが、Micro SP 試験によってそれが可能となった。すなわち、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ (図 1 (a)) は、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ (図 1 (b)) に比べて、約 4 倍の大きな塑性歪みが観察された。図 2 に破断亀裂が発生した時点の、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ および $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ 試験片の表面外観写真を示す。 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ では変形が集中した試験片の中央部で、高密度の同心円状と放射状のせん断帯が交差している様子が観察された。荷重—変位曲線からは、弾性変形、塑性変形、塑性伸び変形、塑性不安定変形の各段階を経て最終的に破断に至ったことが示された。これに対して $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ は、放射状のせん断帯のみの発生となっており、その密度も $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ ほど高くなかった。また荷重—変位曲線からは、弾性変形段階を経た後、塑性変形段階で最大変形抵抗に達し破断に至ったことが示された。図 3 には、破断亀裂周辺のせん断帯の詳細な観察結果を示す。このように、Micro SP 法は、金属ガラスの塑性変形挙動を評価するのに極めて有効であることが示された。

4. まとめ

本研究によって、Micro SP 法は金属ガラスの塑性変形挙動の評価に有効な手法であることが示された。引張試験では、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ と $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ との間の塑性変形能に明瞭な差異は見出されなかったが、Micro SP 法では両者共に塑性変形能を示し、しかも $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ の塑性歪みは $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ の塑性歪みの約 4 倍程度 (破断エネルギーにして約 16 倍) であった。この差異は、せん断帯の発生の容易さと、伝播経路の複雑さに原因があると考えられ、とりわけ伝播経路の複雑さにはせん断帯の伝播に伴う結晶化が関係しているとの議論もある。これらの点について、今後より詳細に調査を行っていきたいと考えている。

5. 発表 (投稿) 論文

現在のところなし。(現在、投稿準備中)

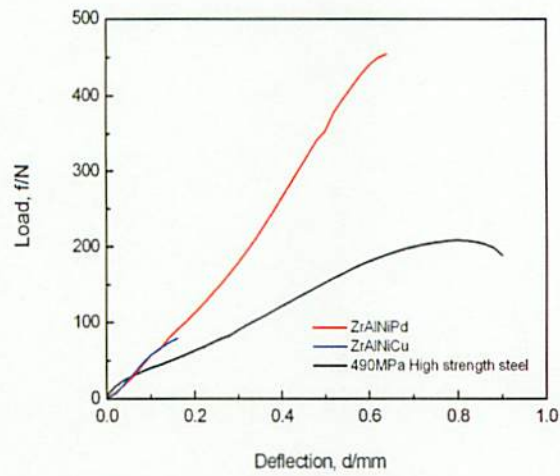


図1. Micro SP 試験によって得られた $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$ と $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ の荷重—変位曲線. 比較のために 490MPa 高強度鋼のデータも示す.

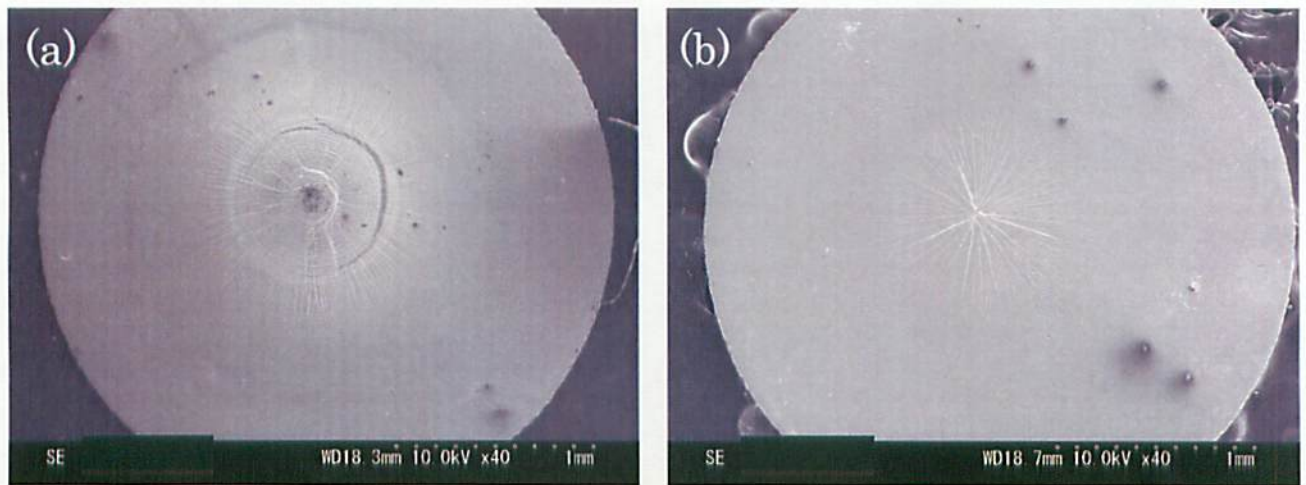


図2. 試験後の試料の表面外観写真. (a) $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$, (b) $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$.

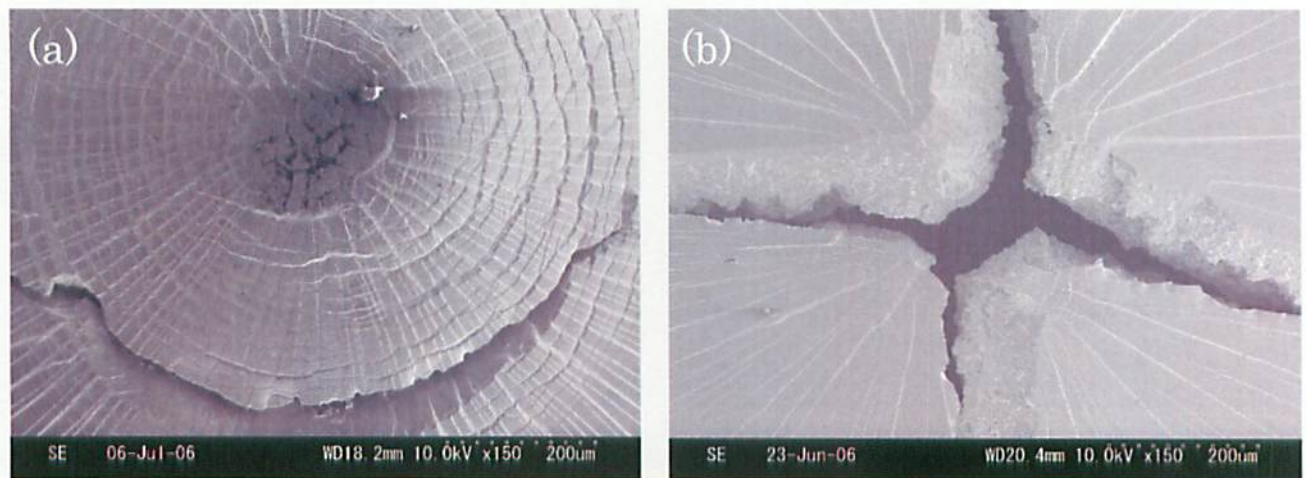


図3. 破断亀裂周辺のせん断帯の走査型電子顕微鏡による観察結果. (a) $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Pd_{17.5}$, (b) $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$.