

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS E MECÂNICAS DAS LIGAS Ti-35Nb-7Zr E Ti-41,1Nb-7,1Zr PARA APLICAÇÃO BIOMÉDICA

Beatriz Zuleika de Macedo ¹

Sergio Schneider ²

Sandra Giacomini Schneider ³

Resumo

O principal objetivo deste trabalho foi obter ligas Ti- β , isentas de elementos considerados tóxicos (Al e V), com módulo de elasticidade menor para melhorar a compatibilidade mecânica com o osso humano (17-35 GPa) [1,2]. As ligas Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr foram produzidas em forno a arco sob atmosfera de argônio. Os lingotes obtidos, com diâmetro inicial de 18 mm, foram submetidos a tratamento térmico de solubilização, forjamento a frio e tratamento de recristalização até o diâmetro final de 6 mm. Para caracterizar a microestrutura das ligas utilizou-se técnicas de microscopia óptica, difração de raios-X e dureza. A caracterização mecânica foi feita por meio de ensaios de tração uniaxial. Os resultados mostram que as propriedades variam consideravelmente em função das composições estudadas. Os resultados das análises microestruturais indicam que as ligas são do tipo Ti- β . A liga Ti-35Nb-7Zr na condição solubilizada, possui menor dureza (157 HV). Os valores da dureza das ligas com 35 Nb e 41,1 Nb, na condição recristalizada, foram próximos 161 e 169HV, respectivamente. A liga Ti-35Nb-7Zr apresentou o menor módulo de elasticidade (54GPa) e maior ductilidade, considerando-se os valores de redução em área e alongamento percentual, sem comprometer o limite de resistência.

Palavras-chave: Ligas Ti- β ; Ti-Nb-Zr; Propriedades mecânicas; Propriedades microestruturais.

EVALUATION OF MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE Ti-35Nb-7Zr E Ti-41,1Nb-7,1Zr BIOMEDICAL ALLOYS

Abstract

The aim of this work was to achieve Ti- β alloys without considerable toxic elements (Al and V) with lower elastic moduli to improve the mechanical compatibility with the bone (17 GPa-35 GPa) [1,2]. Ti-35Nb-7Zr and Ti-41,1Nb-7,1Zr alloys were produced in fusion by arc melting under argon atmosphere. The ingots, with the initial diameter of 18 mm were submitted to solution heat treatment, cool rotary forging and recrystallization treatment until 6 mm of diameter. The microstructural analyses were performed using Optical Microscopy, X-ray diffraction and hardness. The mechanical characterization was evaluated through uniaxial tensile tests. The results showed that properties are dependent on the compositions studied. Microstructure results indicated that both alloys are Ti- β . Ti-35Nb-7Zr in β -solution treated condition possesses the lowest value of hardness (157 HV). Vickers hardness values for alloys within 35Nb and 41,1Nb, in the recrystallization condition were very close 161 and 169 HV, respectively. The Ti-35Nb-7Zr alloy presented the lowest elastic modulus (54 GPa) and the highest ductility, based on reduction of area and elongation without change tensile strength.

Keywords: Ti- β alloys; Ti-Nb-Zr; Mechanical properties; Microstructural properties.

1 INTRODUÇÃO

Pesquisas recentes em aplicações biomédicas mostram consideráveis esforços dedicados no desenvolvimento de ligas de Ti do tipo β (Ti- β) devido às suas propriedades superiores, tais como, superelasticidade, memória de forma, baixo módulo de elasticidade,

biocompatibilidade satisfatória, e melhor capacidade de conformação comparada às ligas de Ti do tipo α e $\alpha + \beta$ [3].

As propriedades mecânicas das ligas Ti- β são fortemente dependentes de algumas fases (por exemplo, fase ω e a fase martensita α'') [3]. Tratamentos térmicos e proces-

¹Doutoranda em Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de Lorena – EEL, Lorena, SP, Brasil. E-mail: beatrizmacedo@usp.br

²Doutor em Engenharia Aeronáutica e Mecânica, Professor, Escola de Engenharia de Lorena – EEL, Lorena, SP, Brasil. E-mail: sergiosch@demar.eel.usp.br

³Doutora em Ciências, Professora, Escola de Engenharia de Lorena – EEL, Lorena, SP, Brasil. E-mail: sandra@demar.eel.usp.br

samentos mecânicos são métodos eficazes para controlar a microestrutura das ligas Ti- β [4]. O resfriamento em água (Water Quenching - WQ), o envelhecimento e as deformações aplicadas formam fases metaestáveis, tais como a martensita hexagonal α' , a ortorrômbica α'' e a fase ω nas ligas de titânio [5]. É bem conhecido que ligas de Ti- β exibem duas fases estáveis, em altas temperaturas a fase β (cúbica de corpo centrado - CCC) e em temperaturas menores a fase α (hexagonal compacta - hc) e três fases metaestáveis: α' , α'' e fase ω . Assim, as ligas Ti- β podem ser classificadas como metaestáveis ou estáveis, de acordo com a quantidade de estabilizador, conforme mostra a Figura 1 [6].

Sabe-se que a fase ω pode ser facilmente formada tanto na têmpera a partir de altas temperaturas (ω atérmica - ω_a), como por tratamentos térmicos intermediários (ω isotérmica - ω_i). Ambas as fases ω (ω_a e ω_i) têm estrutura hexagonal. Por outro lado, a têmpera a partir do campo da fase β pode promover também a formação das fases martensíticas tanto hexagonal (α') quanto ortorrômbica (α'') [7]. Alta adição de estabilizador β para algumas ligas de Ti, do tipo β e próximo β , resultam em martensita α'' com estrutura ortorrômbica sob condição de resfriamento rápido. A presença da α'' promove a redução do limite de resistência, da resistência à fadiga e da dureza da liga [8].

Os resultados das pesquisas de ligas Ti- β para aplicação ortopédica demonstram que os sistemas Ti-Nb-Zr e Ti-Nb-Zr-Ta, possuem características mais apropriadas devido à não citotoxicidade de seus elementos. O Nb e o Ta são estabilizadores da fase β nas ligas de Ti, atuando na formação de uma solução sólida homogênea, enquanto o Zr age como elemento neutro na formação de solução sólida das fases α e β [9]. Até o momento, os menores valores de módulo de elasticidade estão relacionados ao sistema Ti-Nb-Zr-Ta sendo que a composição mais promissora é a Ti-35,3Nb-7,1Zr-5,1Ta (% em peso) [10].

Em termos biológicos, quanto menor o módulo de elasticidade de um biomaterial, melhor será seu desempenho no contato com o osso no que diz respeito a esforços mecânicos sofridos pelo sistema. Este é um fator determinante na fixação do osso visto que o problema de incompatibilidade mecânica entre ambos é minimizado (módulo de elasticidade do osso varia de 17 GPa a 35 GPa [1,2]). Uma grande diferença entre os módulos de elasticidade dos tecidos vivos e dos implantes faz com que ocorra uma resposta à tensão diferente [11].

Assim, é desejado que o módulo elástico das ligas de titânio seja o mais próximo possível ao do osso para que haja maior compatibilidade mecânica, evitando a probabilidade de falhas do implante devido à excessiva diferença na resposta desses materiais (implante/osso) frente a uma solicitação mecânica.

O módulo de elasticidade é uma propriedade intrínseca do material e está relacionada às forças e à densidade de ligações entre os átomos. Essas forças de ligação não são relacionadas apenas à estrutura cristalina, mas também com as distâncias entre os átomos, e podem ser afetados com a adição de elementos de liga, tratamento térmico e deformação plástica, mas não são sensíveis ao tamanho de grão nem à morfologia dos materiais [9].

O parâmetro eletrônico e/a (razão elétron por átomo) que representa a relação entre as fases e o valor do módulo de elasticidade é usado em projetos de desenvolvimento de novas ligas Ti-MT (metal de transição). De acordo com o apresentado na literatura por Hao *et al.* [12], e ilustrado esquematicamente na Figura 2, o menor módulo teórico (linha pontilhada em preto) seria obtido para uma liga com a relação e/a de 4,17 desde que as fases ω e α'' fossem evitadas.

A Figura 2 mostra também os valores experimentais das ligas Ti-35,3Nb-5,3Ta-7,1Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr publicados por Elias *et al.* em 2006 [13] e a posição teórica para a liga Ti-35Nb-7Zr ($e/a = 4,22$), linha tracejada azul.

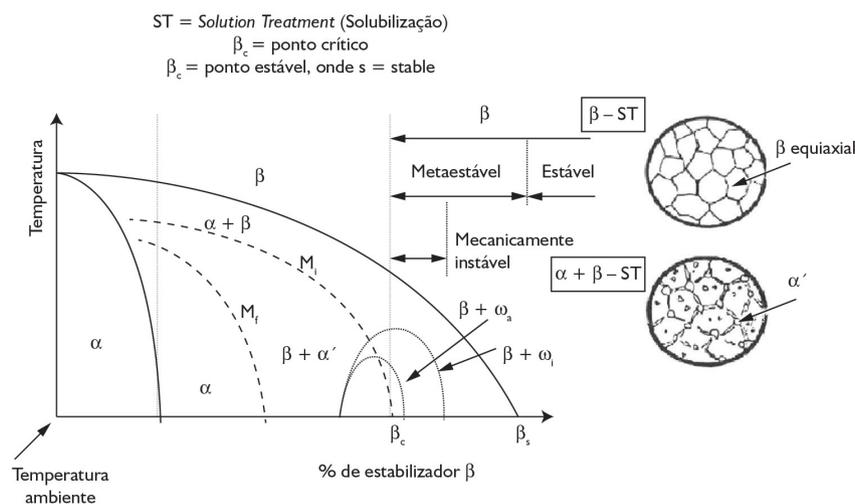


Figura 1. Diagrama de fase esquemático de um pseudo-binário do titânio e um estabilizador da fase β [6].

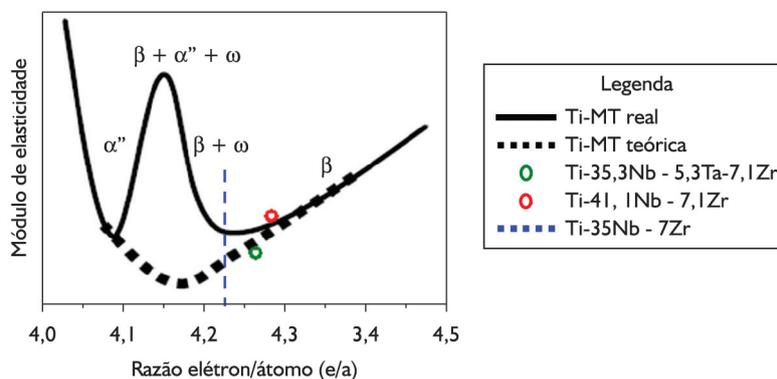


Figura 2. Representação dos valores experimentais e teóricos da variação do módulo de elasticidade com a razão e/a para os sistemas Ti-Nb-Zr-(Ta) [13] e binários Ti-MT, respectivamente [12].

Pelas razões apresentadas anteriormente, o objetivo deste trabalho foi obter ligas Ti- β , com menor módulo de elasticidade para melhorar a compatibilidade mecânica com o osso (17-35 GPa) [1,2]. Para tanto, optou-se por estudar ligas do sistema Ti-Nb-Zr (Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr) cuja razão e/a apresentasse valores favoráveis aos baixos módulos e cujos resultados trarão informações complementares importantes aos estudos que vêm sendo desenvolvidos pelo Grupo de Biomateriais da EEL.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Obtenção das Ligas

As ligas Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr foram produzidas em forno a arco, com eletrodo não consumível de tungstênio, sob atmosfera de argônio (99% de pureza) em cadinho de cobre refrigerado a água.

Foram utilizadas, como material de partida, chapas de Ti, Nb e Zr de pureza comercial, com espessura de 2 mm a 3 mm. As chapas foram cortadas em tiras de dimensões apropriadas ao tamanho do cadinho e, em seguida, decapadas em solução ácida apropriada para cada metal, conforme apresentado na Tabela I.

O material limpo foi pesado em balança analítica Metler Hk60 (precisão de 0,0001 g) nas proporções adequadas à obtenção de lingotes de aproximadamente 65 g.

A fusão do material foi realizada em múltiplas etapas (5 fusões e 8 passes) para garantir a homogeneidade da liga, sob pressão de 150 Torr e uma corrente de aproximadamente 400 A. Além disso, as ligas foram pesadas antes e depois da fusão para apurar possíveis perdas de massa.

Os lingotes obtidos a partir da fusão foram encapsulados a vácuo em tubos de quartzo sendo, em seguida, submetidos a um tratamento térmico de solubilização. Esse tratamento térmico consistiu em realizar uma solu-

Tabela I. Composição volumétrica da solução utilizada para decapagem do Ti, Nb e Zr

Elementos	Proporção em volume		
	HNO ₃	HF	H ₂ O
Ti	4	1	-
Nb	2	2	1
Zr	5	0,5	5

bilização das ligas no campo β a 1.000°C/2h WQ, onde WQ = *water quenching* (resfriamento em água), visando a garantir uma melhor homogeneidade e eliminar as possíveis influências da estrutura inicial (bruta de fusão). Em seguida, os lingotes passaram pelo processo de forjamento rotativo a frio (*Swaging*) até o diâmetro de 6 mm – o qual foi feito em um equipamento FENN, de potência de 30 CV e velocidade de 1.700 rpm sendo então submetidos a um tratamento térmico de recristalização (1.000°C/2h WQ).

As amostras foram submetidas a diferentes tratamentos térmicos de solubilização e recristalização.

2.2 Caracterização Microestrutural

Para caracterizar a microestrutura das ligas Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr utilizou-se técnicas de microscopia óptica, difração de raios-X, ensaio de dureza Vickers.

2.2.1 Caracterização por microscopia óptica

Para as análises de microscopia óptica as amostras foram preparadas utilizando-se técnicas convencionais de metalografia, compreendendo: embutimento; lixamento; polimento utilizando solução contendo 260 mL de sílica coloidal OPS, 40 ml de H₂O₂ 30%, 0,5 mL de HF e 1 mL de HNO₃. Para revelar a microestrutura, após o polimento as amostras foram atacadas quimicamente com a solução “Kroll” modificada (3mL HF + 8mL HNO₃ + 100mL H₂O).

As imagens foram obtidas empregando-se microscópio óptico Leica DMIRM com Câmara digital SCC-131 acoplada e programa de aquisição de imagem Leica Qwin.

2.2.2 Caracterização por difração de raios-X

As medidas de difração de raios-X, realizadas à temperatura ambiente, foram obtidas a partir de pó das ligas empregando-se radiação $\text{CuK}\alpha$ de comprimento de onda $1,540598 \text{ \AA}$.

O pó foi obtido pelo emprego de uma lima de ferro 8", da marca K&F, sendo que as partículas de ferro desprendidas da lima foram separadas com auxílio de um ímã. Em seguida, os pós passaram por uma peneira de 180 "mesh" e depois moídos em um *graal* de ágata até que obtivessem um tamanho máximo de partícula de $80 \mu\text{m}$. Após esse procedimento, foram ainda colocados em estufa a $100^\circ\text{C}/2\text{h}$ para eliminar as tensões induzidas neste procedimento.

A difratometria de raios-X foi realizada em um equipamento da marca *Shimadzu* modelo XRD-6000 (DEMAR/EEL) com passo angular de $0,05^\circ$, partindo de 30° até 100° , empregando a voltagem no tubo de raios-X de 40 kV e amperagem de 30 mA. A velocidade de varredura foi ajustada para $2^\circ/\text{min}$, com tempo de residência, em cada passo, de 3s.

2.2.3 Ensaio de dureza Vickers

As amostras nas condições solubilizada e recristalizada, preparadas para microscopia óptica, foram utilizadas no ensaio de dureza Vickers. As medidas de dureza foram realizadas em equipamento Micromet 2004 da Buehler, cujos valores médios foram obtidos a partir de um número mínimo de 15 medições para cada amostra.

2.3 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica foi feita por meio de ensaios de tração para determinação, de acordo com o estabelecido na norma ASTM E8 [14], do limite de resistência, do limite de escoamento $0,2\% \text{ off set}$, do módulo de elasticidade e alongação. Os corpos de prova das ligas recristalizadas foram produzidos de acordo com a norma ASTM E8, conforme mostra a Figura 3.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios mecânicos com atuador servo-hidráulico da MTS, modelo 810-23M, com célula de

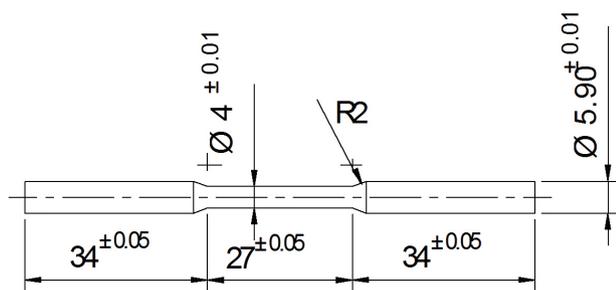


Figura 3. Desenho esquemático dos corpos de prova para ensaio de tração.

carga capacidade de 250 kN. Para aquisição dos dados de deformação foi utilizado o extensômetro modelo MTS 634.12F21, com limites de deformação -10 a $+50\%$, com especificações adequadas para a temperatura ambiente.

3 RESULTADOS

3.1 Resultados da Caracterização Microestrutural

3.1.1 Microscopia óptica

As microestruturas das ligas Ti-35Nb-713Zr, Ti-41,1Nb-7,1Zr solubilizadas a $1.000^\circ\text{C}/2\text{h}$ WQ são mostradas na Figura 4.

Observam-se microestruturas uniformes isentas de segregações. Para a liga com 35Nb (Figura 4A) observa-se uma microestrutura com características de formação martensítica, o mesmo não sendo observado para a liga com 41,1Nb (Figura 4B) e cujas dendritas não foram eliminadas completamente.

A Figura 5 mostra as microestruturas das ligas Ti-35Nb-713Zr, Ti-41,1Nb-7,1Zr após terem sido solubilizadas a $1.000^\circ\text{C}/2\text{h}$ WQ, forjadas a frio e recristalizadas a $1.000^\circ\text{C}/2\text{h}$ WQ. As micrografias ópticas das ligas recristalizadas $1.000^\circ\text{C}/2\text{h}$ WQ apresentam grãos menores comparados aos da condição anterior (solubilizada $1.000^\circ\text{C}/2\text{h}$ WQ) (Figura 4). Para a liga com 35Nb (Figura 5A) é possível identificar características da martensita mais finas e em menor quantidade. Enquanto que, para a liga com 41,1Nb parece ter apenas uma fase e ainda é possível identificar a presença das dendritas.

3.1.2 Difração de raios-X

A difração de raios-X foi realizada para as ligas recristalizadas $1.000^\circ\text{C}/2\text{h}$ WQ, buscando identificar uma possível diferença de fase que justificasse a diferença de dureza encontrada. Esses resultados são mostrados na Figura 6.

Para a análise desses resultados vale lembrar as seguintes dificuldades inerentes à identificação das fases:

- o elemento predominante na amostra, o titânio, apresenta baixo espalhamento de raios-X, devido ao baixo número atômico ($Z=22$);
- as fases a serem investigadas ($\alpha, \alpha', \alpha'', \beta$ e ω) possuem diversas reflexões coincidentes; e
- como essas fases não estão catalogadas na forma de ligas, para a análise da estrutura cristalina das ligas é necessário partir das estruturas do Ti.

Os picos apresentados na difração de raios-X são característicos da fase β e α'' , não sendo possível identificar nenhuma outra fase. Com base nesses resultados e nas observações das microestruturas pode-se dizer que a liga com 35Nb é formada pelas duas fases β e α'' enquanto a liga com 41,1Nb apenas pela fase β .

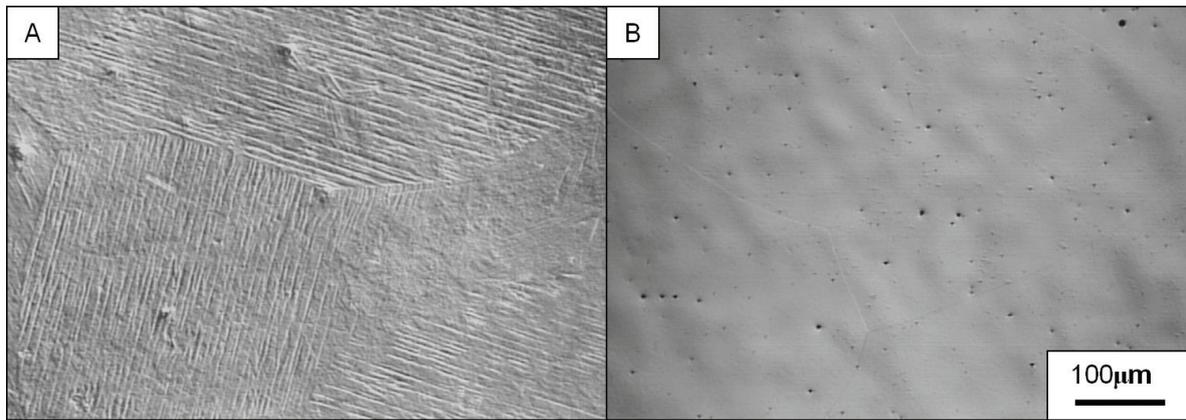


Figura 4. Micrografias ópticas das ligas solubilizadas a 1.000°C/2h WQ: (A) Ti-35 Nb-7Zr; e (B) Ti-41,1Nb-7Zr.

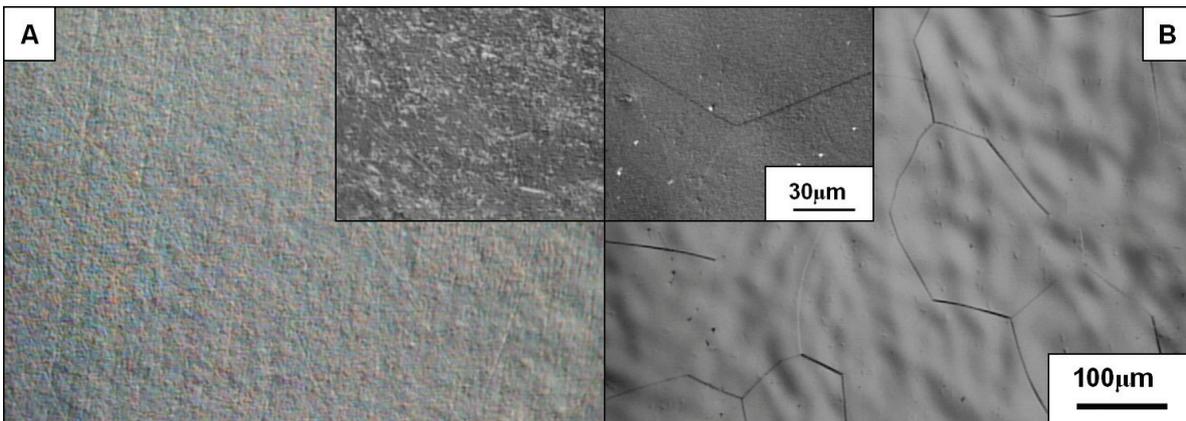


Figura 5. Micrografias ópticas das ligas recristalizadas a 1.000°C/2h WQ: (A) Ti-35Nb-7Zr; e (B) Ti-41,1Nb-7Zr.

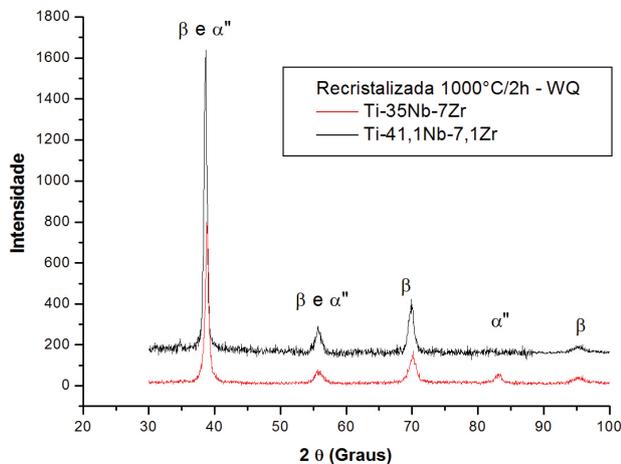


Figura 6. Difração de raios-X das ligas recristalizadas a 1.000°C/2h WQ: (a) Ti-35Nb-7Zr; (b) Ti-41,1Nb-7Zr.

3.1.3 Dureza Vickers (kgf/mm²)

Os resultados de dureza Vickers encontram-se reunidos na Tabela 2. O maior valor de dureza foi obtido para a liga com 41,1Nb na condição solubilizada a 1.000°C/2h WQ. Para o material recristalizado, após o forjamento, não foi verificada uma variação significativa dos valores de dureza.

Tabela 2. Valores médios de dureza Vickers das ligas Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr

Composição	Dureza Vickers (kgf/mm ²)	
	Solubilizada 1.000°C/2h WQ	Recristalizada 1.000°C/2h WQ
Ti-35Nb-7Zr	157 ± 7	161 ± 5
Ti-41,1Nb-7,1Zr	182 ± 11	169 ± 4

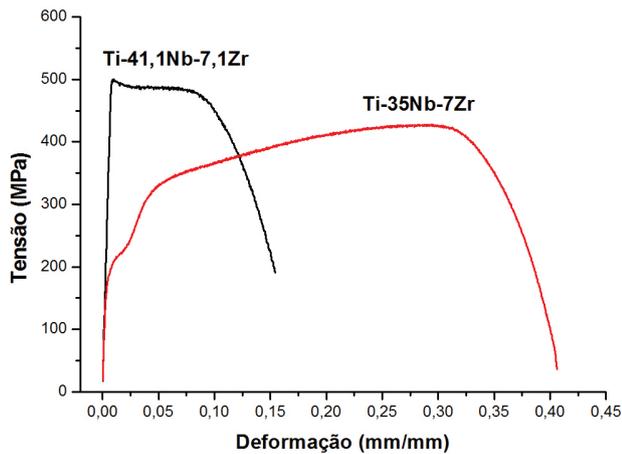
3.2 Resultados da Caracterização Mecânica

A Figura 7 mostra curvas representativas do comportamento em tração dos materiais estudados. Nota-se que o comportamento mecânico em tração desses materiais apresenta-se bastante distinto, com reflexo direto em suas propriedades mecânicas, as quais estão mostradas na Tabela 3.

O comportamento da liga Ti-35Nb-7Zr na região plástica é caracterizado por uma dupla inclinação que define diferentes taxas de encruamento, como pode ser observada na curva tensão-deformação. Já a liga Ti-41,1Nb-7,1Zr apresenta um comportamento elástico perfeitamente plástico, onde a tensão aumenta proporcionalmente à deformação até atingir a tensão de escoamento, que se mantém constante até a ruptura do material. Nessa condição, o limite escoamento pode ser considerado igual ao limite de resistência devido à ausência de encruamento

Tabela 3. Valores médios das propriedades mecânicas das ligas Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr

Propriedades Mecânicas	Ti-35Nb-7Zr Rec. 100°C/2h WQ	Ti-41,1Nb-7,1Zr Rec. 100°C/2h WQ
Limite de resistência (MPa)	430 ± 4	490 ± 27
Limite de escoamento (MPa)	186 ± 5	490 ± 27
Módulo de elasticidade (GPa)	54 ± 1	64 ± 1
Redução em área (%)	75 ± 3	56 ± 6
Alongamento (%)	40 ± 1	16 ± 3

**Figura 7.** Curvas tensão-deformação das ligas Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr, recristalizadas a 1.000°C/2h WQ.

numa extensa faixa de deformação plástica. A ruptura dessa liga se dá de forma lenta e gradual.

Diferenças significativas, entre as duas ligas, acontecem principalmente no limite de escoamento e na ductilidade considerando-se o alongamento na fratura. Sendo que a liga com 35Nb apresenta um alongamento bem superior ao da liga com 41,1Nb (mais que o dobro), enquanto que seu limite de escoamento é proporcionalmente menor (menos que metade).

Os valores do limite de resistência das ligas estão relativamente próximos. Por outro lado, os valores do módulo de elasticidade diferem de 10 GPa, sendo que o menor valor é da liga Ti-35Nb-7Zr.

4 DISCUSSÃO

O Zr é considerado como elemento neutro na estabilidade das fases, mas, em ligas de Ti-Nb-Zr, ele pode torna-se um estabilizador da fase β em função da maior a

quantidade de Nb na liga [2]. Os resultados microestruturais obtidos nesse trabalho estão de acordo com essa observação, pois, a liga com maior teor de Nb apresentou apenas a fase β . No entanto, é possível que a fase α'' tenha se formado durante o resfriamento, uma vez que a martensita α'' não foi identificada. Essa hipótese está de acordo com o fato de que as fases ω e α'' são mutuamente excluídas [12].

As ligas estudadas no presente trabalho diferem na microestrutura com relação às fases α'' (ortorrômbica) e β (hc) e como a força de ligação entre os átomos é menor para a estrutura ortorrômbica em relação à hexagonal [15], a liga com 35Nb apresentou o menor módulo de elasticidade.

5 CONCLUSÃO

A partir dos resultados deste trabalho pode-se concluir que as ligas Ti-35Nb-7Zr e Ti-41,1Nb-7,1Zr possuem rigidez próxima à encontrada para os ossos. O módulo das ligas é muito diferente ($E = 35$ GPa) e bem abaixo de outros tipos de ligas convencionais usadas em implantes tais como: Ti6Al4V e aço inox, cujos módulos são da ordem de 110 GPa e 185 GPa, respectivamente.

A liga 35Nb tem um comportamento em tração típico de materiais que apresentam transformação de fase induzida por tensão (presença de duplo patamar de escoamento na curva tensão-deformação), cuja área de interesse envolve estudos de materiais que apresentam memória de forma e superelasticidade.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPQ e à FAPESP pelo suporte financeiro concedido para a realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 Davidson JA, Mishra AK, Kovasc P, Poggie RA. New surfacehardened, low-modulus, corrosion-resistant Ti-13Nb-13Zr alloy for total hip arthroplasty. *Bio-Medical Materials and Engineering*. 1994;4:231-43. PMID:7950871.
- 2 Willians DF. *Biocompatibility of clinical implant materials*. Florida: Plenum Press; 1981.
- 3 Abdel-Hady M, Hinoshita K, Fuwa H, Murata Y, Morinaga M. Change in anisotropy of mechanical properties with β -phase stability in high Zr-containing Ti-based alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2008;480:167-74. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.06.083>
- 4 Niinomi M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys. *Materials Science and Engineering A*. 1998;243:231-36. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00806-X](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00806-X)
- 5 Mantani Y, Tajima M. Effect of ageing on internal friction and elastic modulus of Ti-Nb alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2006;442:409-13. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.03.124>
- 6 Laheurte P, Eberhardt A, Philippe MJ. Influence of the microstructure on the pseudoelasticity of a metaestable beta titanium alloy. *Materials Science and Engineering A*. 2005;396:223-30. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.01.022>
- 7 Kim JI, Kim HY, Inamura T, Hosoda H, Miyazaki H, Miyazaki S. Shape memory characteristics of Ti-22Nb-(2-8) Zr (at.%) biomedical alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2005;403:334-39. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.05.050>
- 8 Hao LY, Li SJ, Sun SY, Yang R. Effect of Zr and Sn on Young's modulus and superplasticity of Ti-Nb-based alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2006;441:112-18. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.051>
- 9 Zhou YL, Niinomi M, Akahori T. Effects of Ta content on Young's modulus and tensile properties of binary Ti-Ta alloys for biomedical applications. *Materials Science & Engineering A*. 2004;371:283-90. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2003.12.011>
- 10 Tang X, Ahmed T, Rack HJ. Phase transformations in Ti-Nb-Ta and Ti-Nb-Ta-Zr alloys. *Journal of Materials Science*. 2000;35:1805-11. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1004792922155>
- 11 Mariolani JRL, Belangero WD, Arruda ACF. Triage methodology for the evaluation of implant-bone interfaces. *Biomaterials*. 1994;15(8):615-20. [http://dx.doi.org/10.1016/0142-9612\(94\)90212-7](http://dx.doi.org/10.1016/0142-9612(94)90212-7)
- 12 Hao LY, Li SJ, Zheng CY, Yang R. Elastic deformation behaviour of Ti-24Nb-4Zr-7.9Sn for biomedical application. *Acta Biomaterialia*. 2007;3:277-82. PMID:17234466. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2006.11.002>
- 13 Elias LM, Schneider SG, Schneider S, Silva HM, Malvisi F. Microstructural and mechanical characterization of biomedical Ti-Nb-Zr(-Ta) alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2006;432:108-12. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.06.013>
- 14 American Society for Testing Materials. ASTM-03-01-E8M-97: Standart test methods tension testing of metallic materials. West Conshohocken: ASTM; 1997.
- 15 Zhou YL, Niinomi M, Akahori T. Decomposition of martensite α'' during aging treatments and resulting mechanical properties of Ti-Ta alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2004;384(1-2):92-101. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.05.084>

Recebido em: 01/11/2013

Aceito em: 26/12/2013