

EFEITO DE COMPOSIÇÃO NA ESTRUTURA E MÓDULO DE ELASTICIDADE DAS LIGAS Ti-Nb-3%Al TEMPERADAS E AQUECIDAS A 800°C¹

*Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova²
Hellen Cristine Prata de Oliveira³
Nina do Amaral Sardinha⁴
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov⁵
Oleg Konstantinovich Belousov⁶
Boris Andreevich Goncharenko⁷
Vladimir Tihonovich Zabolotnyi⁷*

Resumo

Neste trabalho, foi analisando o efeito de composição na estrutura, microdureza e módulo de elasticidade das ligas de Ti-Nb-3%Al temperadas e aquecidas a 800°C (a região da fase β estável), variando o teor de nióbio de 15% a 38% (em peso), como elemento β -estabilizador, e mantendo constante o teor do elemento α -estabilizador, Al. As ligas desse sistema apresentam alta resistência à corrosão, fenômeno de amortecimento devido ao alto atrito interno e efeitos não elásticos. A análise estrutural das ligas foi realizada por microscopia ótica e eletrônica, microdureza e difração de raios-X. Módulo de elasticidade dinâmico das ligas temperadas foi determinado a temperatura normal e durante o aquecimento até 800°C.

Palavras-chave: Ligas de Ti-Nb-Al; Análise estrutural; Módulo de elasticidade.

EFFECT OF COMPOSITION ON THE STRUCTURE AND ELASTIC MODULUS ON QUENCHED AND HEATED TO 800 °C Ti-Nb-3%Al ALLOYS

Abstract

In this work was studied the effect of composition on the structure, microhardness and elastic modulus on quenched and heated to 800 °C Ti-Nb-3%Al alloys (heated to β stable region), varying the content of niobium as β -stabilizer element from 15% to 38% (by weight) and keeping constant the content of α -stabilizing element, Al. Alloys of this system show high corrosion resistance, phenomenon of damping due to the high internal friction and non-elastic effects. Structural analyses of the alloys were performed by optical and scanning microscopy, microhardness and X-ray diffraction. Dynamic elastic modulus on alloys was determined at the normal temperature and during heating up to 800 °C.

Key words: Ti-Nb-Al alloys, Structure analyzes, Elastic modulus.

¹ *Contribuição técnica ao 11° Seminário de Metais Não Ferrosos, 1 a 3 de setembro de 2009, São Paulo, SP.*

² *Eng.^a Metalúrgica, M.Sc., Ph.D., Professora Associada, LAMAV/CCT/UENF*

³ *Doutoranda em Engenharia e Ciências dos Materiais, LAMAV/CCT/UENF*

⁴ *Eng.^a Metalúrgica, LAMAV/CCT/UENF*

⁵ *Eng.^o Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professor Associado, LAMAV/CCT/UENF*

⁶ *Ph.D., Senior Researcher, IMET, Russian Academy of Science, Moscow, Russia*

⁷ *Ph.D., Professor, Deputy Director of IMET, Russian Academy of Science, Moscow, Russia*

1 INTRODUÇÃO

O titânio puro e suas ligas têm despertado o interesse por apresentarem propriedades mecânicas, físicas e químicas essenciais, entre as quais se destacam: baixa densidade, alta resistência mecânica, alta resistência à corrosão e excelente compatibilidade com o corpo humano.⁽¹⁻³⁾

A alotropia do titânio permite que suas ligas exibam grande variedade de microestruturas, constituídas por fases estáveis (α e β) e/ou metaestáveis (martensíticas α'/α'' , ω e β). Nas ligas de titânio, a transformação $\beta \rightarrow \alpha$, no resfriamento, pode ocorrer via mecanismo normal e/ou martensítico, e a estrutura final das ligas vai depender da composição, concentração e natureza dos elementos de liga, bem como velocidade de resfriamento e temperatura a partir da qual o resfriamento foi realizado.⁽⁴⁾ Os elementos α -estabilizadores, sós, não influem na estrutura final da liga, enquanto os β -estabilizadores, diminuindo a temperatura de transformação, influem na estrutura final de modo significativo. Foi determinado ainda, que na presença de β -estabilizadores, os elementos α -estabilizadores podem dificultar processos de difusão, facilitando o aparecimento das fases martensíticas e auxiliando a reter a fase β .⁽⁴⁻¹¹⁾

Alterações na estrutura podem refletir nas propriedades mecânicas e físicas das ligas de maneira muito acentuada (1-6,9). Por exemplo, os módulos de elasticidade, E , e de cisalhamento, G , são muito sensíveis a alteração na composição física e passam por mudanças drásticas quando a liga sofre transformações de fases.^(5,6,11-14) Além das características mencionadas, as ligas Ti-Nb podem apresentar efeitos não elásticos (ENE), como superelasticidade (SE), efeito de memória de forma (EMF) e considerável amortecimento, devido ao alto atrito interno, que ocorrem nas ligas com fases metaestáveis, se apresentando promissoras em relação a suas aplicações nobres.⁽¹⁰⁻¹⁴⁾ No estado temperado, as ligas de Ti-Nb apresentam várias estruturas metaestáveis, como martensitas α' -HC e α'' -ortorrômbica, fases ω e β -metaestável, variando o teor de Nb.^(2,4-6) A fase ω endurece a liga e aumenta microdureza e módulo de elasticidade.⁽⁴⁻⁶⁾ A estrutura das ligas temperadas Ti-Nb-2%Al apresenta as mesmas fases metaestáveis, com menor participação da fase ω .⁽¹⁵⁾

No presente trabalho, foram estudadas estrutura, microdureza e módulo de elasticidade das ligas Ti-(15-38)%Nb-3%Al (% em peso), com o teor variável de Nb β -estabilizador e fixo de Al α -estabilizador, após a tempera de 1.000°C e o aquecimento até 800°C.

2 MATERIAL E MÉTODOS

As ligas Ti-(15-38)Nb-3Al foram fabricadas a partir de metais de alto grau de pureza pela técnica de cinco fusões em forno ao arco elétrico, no Instituto de Moscou de Metalurgia e Ciência de Materiais (IMET). A tempera dos lingotes fabricados e encapsulados ao vácuo em ampolas de quartzo foi feita de 1.000°C, após a exposição de 5 horas, em água.^(10,11) O aquecimento dos lingotes temperados até 800°C, com seu resfriamento posterior até temperatura ambiente, foi realizado, com a taxa de 10°C/min, dentro de um forno em atmosfera de nitrogênio. No presente trabalho, este tratamento é chamado de TT.

A preparação metalográfica das ligas constituiu em embutimento a frio, lixamento, polimento, com pastas de alumina de 1 μm e 0,1 μm , e ataque químico num reagente de 25 ml de HNO_3 , 25 ml de HF e 50 ml de glicerina.

A análise estrutural das ligas foi feita através da microscopia ótica, utilizando um microscópio NEOPHOT-32 (LAMAV/CCT/UENF), e eletrônica, utilizando um microscópio JSM-6460LV (PEMM/COPPE/UFRJ). A microdureza das ligas foi medida com o auxílio de um aparelho MHP-100, aplicando uma carga de 35 g.

A análise difratométrica das ligas temperadas e após TT foi feita num difratômetro URD-65 (CCT/UENF), com radiação de Co-K α , e num difratômetro DRON-2 (IMET/Moscou), com radiação de Cu-K α , respectivamente.

O módulo de elasticidade dinâmico das ligas, durante seu aquecimento da temperatura ambiente até 800°C, foi avaliado pelo método da ressonância num equipamento ELASTOMAT (IMET/Moscou), utilizando-se oscilações de até 26 kHz com tensões máximas de até 0,1 MPa e deformações inferiores a 0,001% e medindo as freqüências de ressonância das oscilações longitudinais (f_l) e de flexão (f_f). Os valores do modo de elasticidade dinâmico (E) foram calculados por:

$$E = 4,0775 f_l^2 L^2 \rho \cdot 10^{-8} \quad (\text{kgf/mm}^2) \quad (1)$$

$$f_l = 0,561 f_f (L/D) \quad (\text{kHz}) \quad (2)$$

onde: L - comprimento da amostra; D - diâmetro da amostra; ρ - densidade da amostra, que foi determinada através de pesagem hidrostática em água destilada.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O difratograma obtido da liga Ti-15Nb-3Al temperada (Figura 1a), evidencia a presença predominante da fase martensítica α' -HC e, em pouca quantidade, a fase α'' -ortorrômbica.

Após TT, a mesma liga revelou a presença da fase α -HC estável, como a principal, da fase ω , em menor quantidade, e traços das fases α'/α'' (Figura 1b).

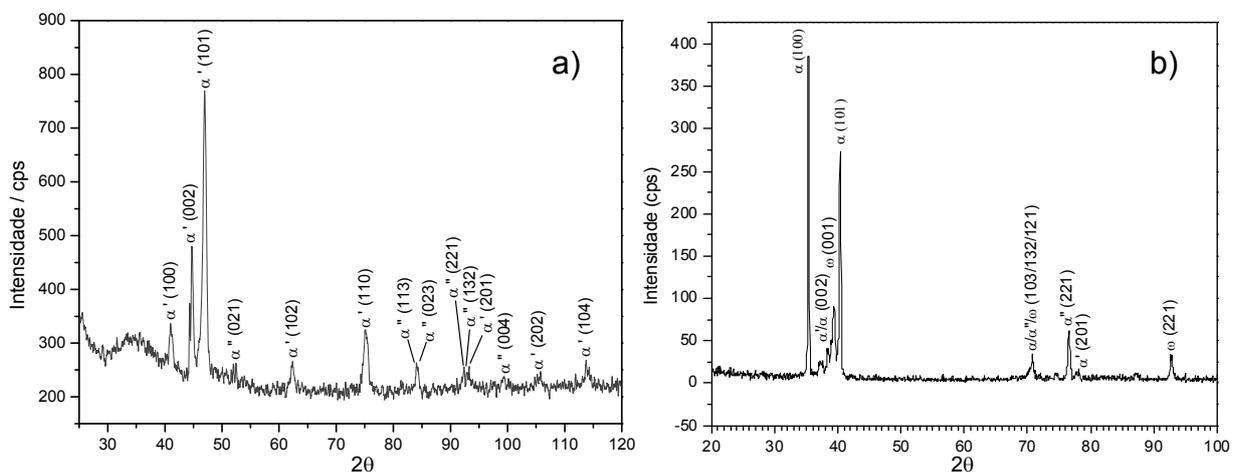


Figura 1. Difratograma da liga Ti-15Nb-3Al: a) temperada; b) após TT.

O aspecto microscópico da liga Ti-15Nb-3Al temperada (Figura 2), revela contornos dos grãos da fase β transformada para a fase α' , tendo a morfologia no interior destes tipicamente martensítica. Sua existência se deve ao processo de transformação martensítica $\beta(\text{CCC}) \rightarrow \alpha'(\text{HC})$, o que pode ser verificado pelas linhas de deslizamento entrelaçadas em ângulos de 0°, 30°, 60° e 90° (Figuras 2 a,b,c), como foi mostrado em trabalhos.^(1-4,8,9,12,15)

A microestrutura da liga Ti-15Nb-3Al após TT apresenta regiões com morfologia bastante complexa (Figuras 2d,e,f). O interior dos grãos da fase β transformada apresenta regiões distintas, que possuem sua morfologia e diferentes linhas de deslizamento. As agulhas grossas são consideradas como sendo da fase α -HC com a morfologia de Widdmanstätten, como está mostrado nitidamente na Figura 2(e). Linhas finas de deslizamento observadas nas imagens são consideradas como as fases α'/α'' . É conhecido⁽⁴⁾ que a fase ω não detecta-se pela microscopia ótica.

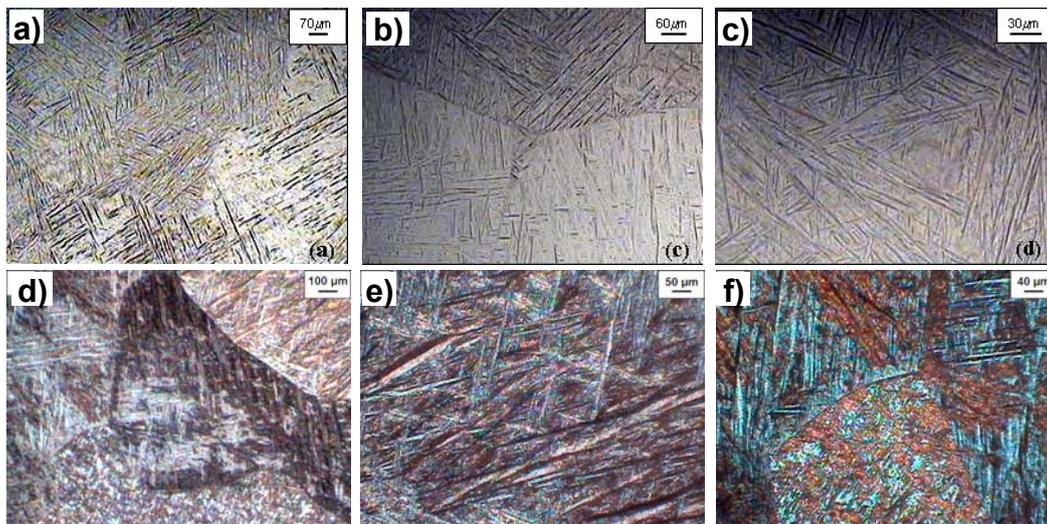


Figura 2. Microestrutura da liga Ti-15Nb-3Al: a,b,c) temperada; d,e,f) após TT.

A liga Ti-22Nb-3Al temperada é composta por duas fases martensíticas α' e α'' e traços da fase ω (Figura 3a), sendo que, a fase α'' aparece em maior quantidade, revelando uma retardação da transformação $\beta \rightarrow \alpha$ devido ao aumento de nióbio β -estabilizador, comparando com a liga contendo 15%Nb. É conhecido^(2,4-6) que a rede cristalina HC (α/α') a partir de um teor crítico de β -estabilizador, passa a ser ortorrômbica (α''), e nas ligas mais ricas em Nb, sofre uma distorção rômbrica. A transformação pode ser revelada pelo desdobramento dos picos de difração da fase α' : $(100)_{\alpha'} \rightarrow (110)_{\alpha'} + (020)_{\alpha'}$, $(110)_{\alpha'} \rightarrow (200)_{\alpha'} + (130)_{\alpha'}$ e $(101)_{\alpha'} \rightarrow (111)_{\alpha'} + (021)_{\alpha'}$.

Após TT, a mesma liga revela a presença das fases α/α' -HC e β , com traços da fase martensítica α'' (Figura 3b).

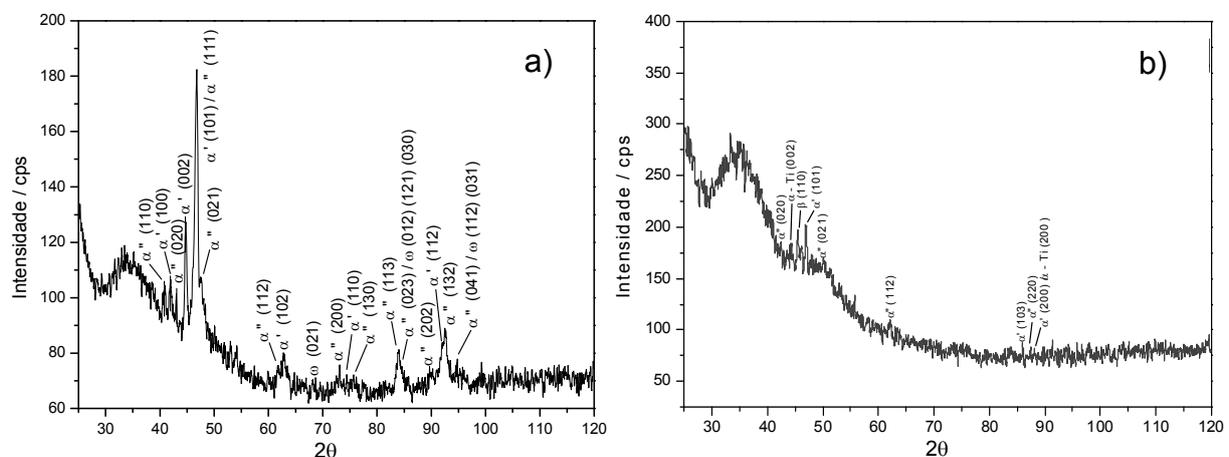


Figura 3. Difratoograma da liga Ti-22Nb-3Al: a) temperada; b) após TT.

A estrutura da liga Ti-24Nb-3Al temperada é constituída da fase martensítica α'' , como majoritária, e α' , em menor quantidade (Figura 4a). As ligas com 15%Nb e 22%Nb se diferenciam da liga de 24%Nb, devido à maior presença da fase martensítica α' .

Após TT, na liga Ti-24Nb-3Al, foi identificada a fase α -HC, majoritária, e as fases α' , α'' e ω , com menor participação na estrutura (Figura 4b).

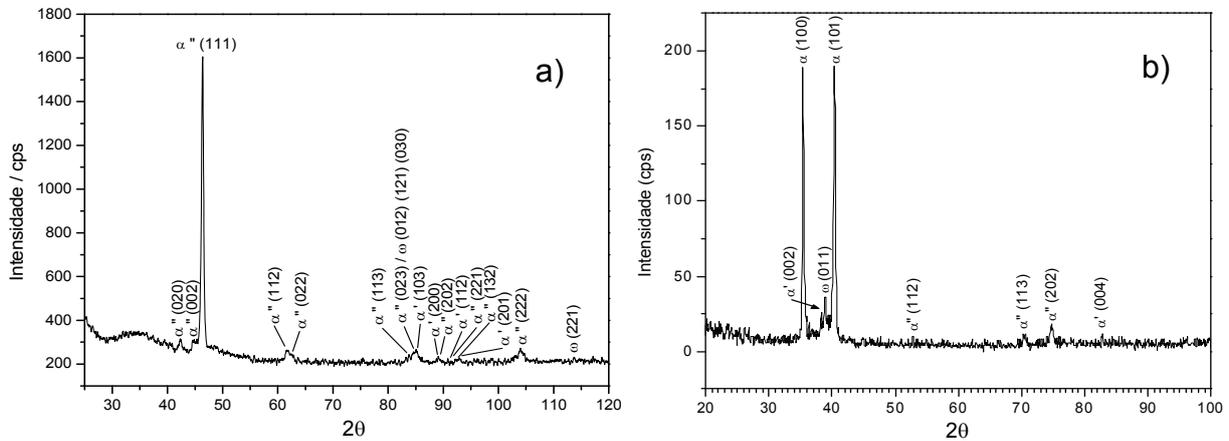


Figura 4. Difratograma da liga Ti-24Nb-3Al: a) temperada; b) após TT.

O aspecto morfológico da liga Ti-24Nb-3Al temperada é apresentado nas Figuras 5(a,b,c), onde a fase α'' se mostra de forma volumosa, devido ao agrupamento em faixas das linhas de deslizamento. Em alguns grãos a morfologia martensítica mostra-se muito fina e aparentando uma estrutura em xadrez com agulhas martensíticas curtas e compridas ou agulhas curtas em paralelo, o que pode ser observado em maiores detalhes na Figura 5(a).

A morfologia da liga Ti-24Nb-3Al, após TT (Figuras 5 d,e,f), revelou os grãos da fase β transformada, com regiões de colorações diferentes, mais escuras e mais claras, diferenciadas também pela orientação das linhas de deslizamento (Figura 5(d)). A morfologia da fase α (Figuras 5 b,c), parece ser mais fina do que na liga com 15%Nb. A possível distribuição diferente dos elementos de liga, com a formação de zonas mais ricas e mais pobres em Nb, é apresentada nas Figuras 5(e,f). Ainda foram notados traços cruzados em forma de cruz (Figura 5f).

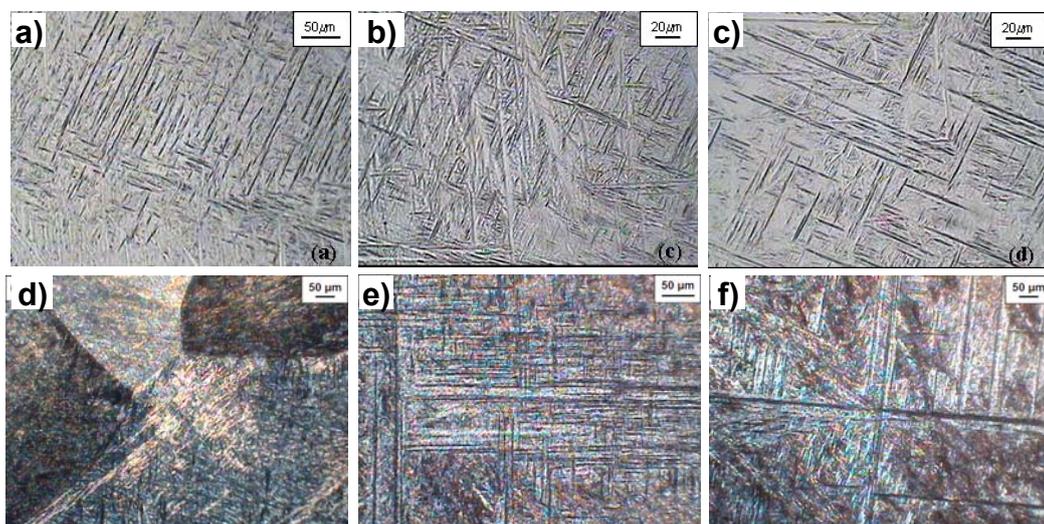


Figura 5. Microestrutura da liga Ti-24Nb-3Al: a,b,c) temperada; d,e,f) após TT.

O difratograma da liga Ti-26Nb-3Al temperada (Figura 6a), revela principalmente a fase martensítica α'' , com maior distorção rômbrica (10,11), e traços das fases α' , ω e β metaestável.

Após TT, a estrutura se modifica. O difratograma da liga Ti-26Nb-3Al (Figura 6b) evidencia a presença da fase α -HC, como fase predominante, das fases α'' e α' , e traços das fases β e ω .

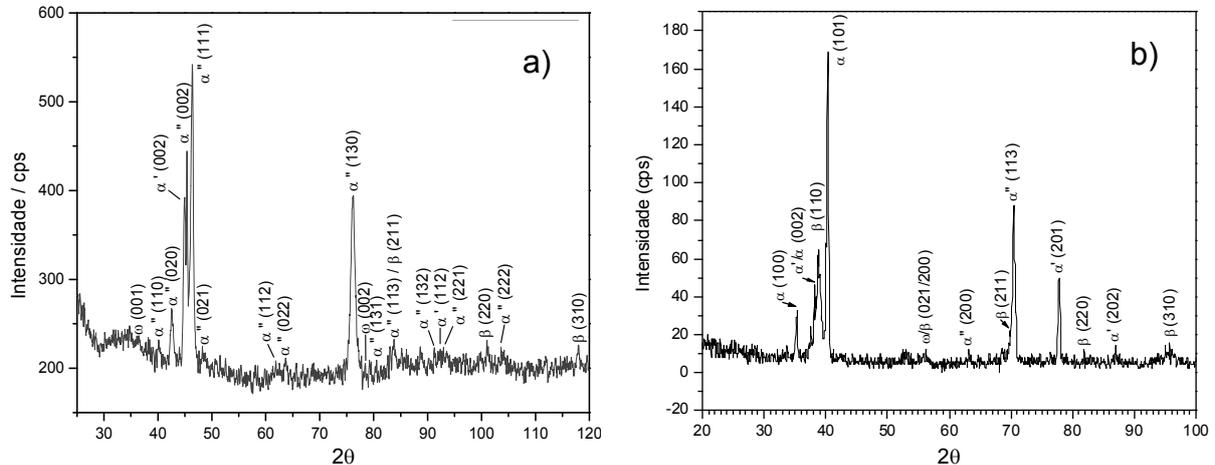


Figura 6. Difratograma da liga Ti-26Nb-3Al: a) temperada; b) após TT.

A Figura 7 apresenta a estrutura da liga Ti-26Nb-3Al temperada, contendo os grãos com morfologias martensíticas distintas, atribuídas à fase α'' , uma vez que as análises de difração de raios-X revelaram sua presença em grande proporção, enquanto que as fases α' e β metaestável tiveram uma participação pequena. A morfologia martensítica mostrou-se bastante variável, apresentando agulhas finas cruzadas em V, linhas de deslizamento paralelas e entrelaçadas (Figuras 7 a,b,c).

As microestruturas, apresentadas na Figuras 7(d,e,f), revelam a morfologia da liga Ti-26Nb-3Al, após TT, caracterizada pela presença dos grãos ricos em agulhas grossas da fase α -HC e finas, de martensitas, distribuídas de maneira diferente no interior dos grãos.

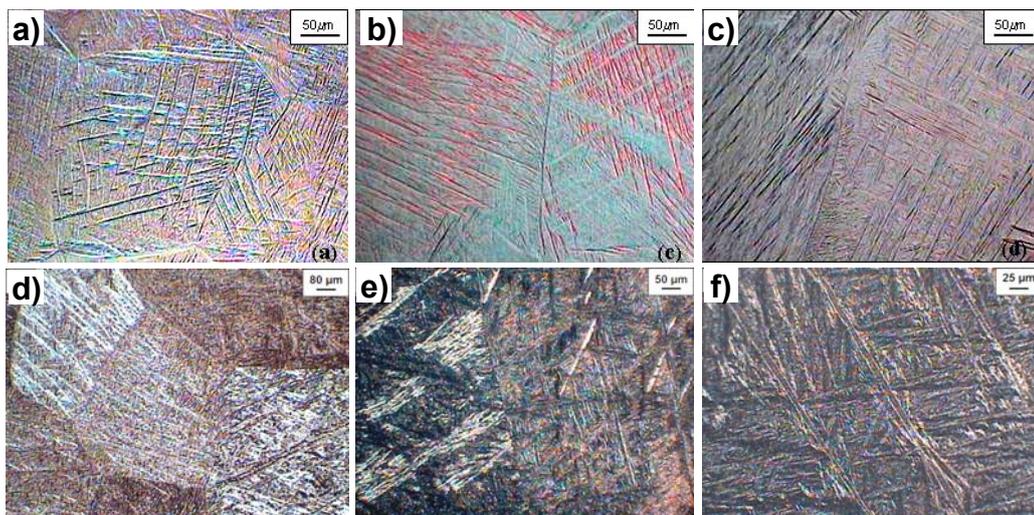


Figura 7. Microestrutura da liga Ti-26Nb-3Al: a,b,c) temperada; d,e,f) após TT.

Para a liga Ti-32Nb-3Al temperada, o difratograma (Figura 8a) revela principalmente a fase martensítica α'' , com uma pequena fração da fase martensítica

α' e fase β metaestável. Nesta composição, a participação da fase β é superior às ligas anteriormente apresentadas. O aumento de nióbio β -estabilizador fez com que a rede ortorrômbica da fase α'' ficasse saturada e se transformasse para a rede CCC da fase β metaestável.

Após TT, a estrutura da liga Ti-32Nb-3Al revela a presença predominante da fase β , seguida da fase α com apenas traços das fases α'/α'' (Figura 8b).

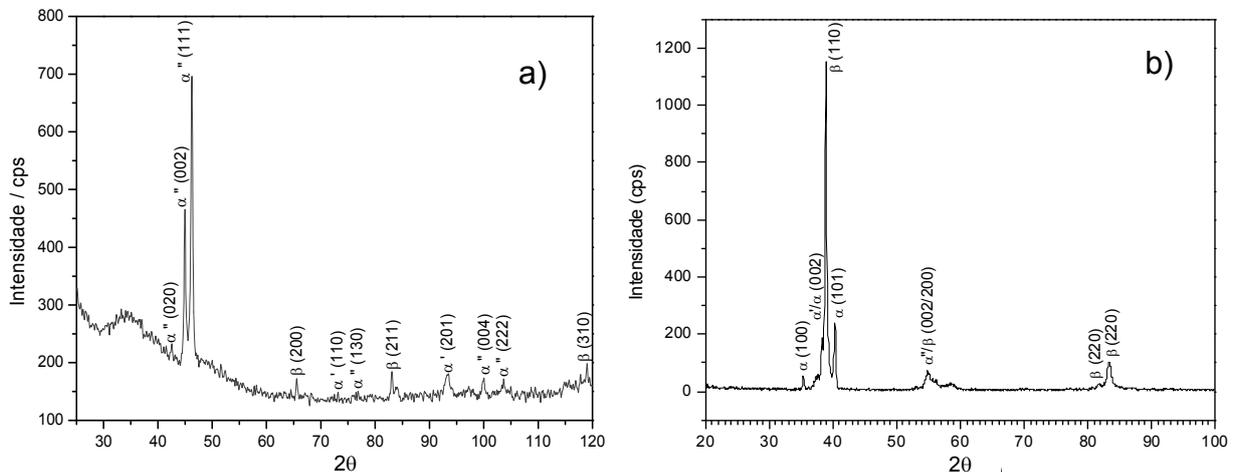


Figura 8. Difratograma da liga Ti-32Nb-3Al: (a) temperada e (b) após TT.

A liga Ti-32Nb-3Al temperada é constituída de grãos da fase β transformada para a fase martensítica α'' , apresentando agulhas finas, paralelas ou entrelaçadas, no seu interior (Figuras 9 a,b,c). Observou-se, ainda, uma morfologia em forma de “tranças”, e maclas com interfaces entre os grãos são semicoerente (Figuras 9 a,c), o que pode ser atribuído ao processo de acomodação da fase α'' com maior distorção rômbrica,⁽¹⁰⁾ na transformação martensítica a partir da fase β .

Após TT da liga Ti-32Nb-3Al, devido à maior presença de Nb, a principal fase presente é a fase β seguida da fase α , com traços das fases α'/α'' . Na Figura 9(d), numa região lateral da amostra foi revelada a presença de agulhas martensíticas, enquanto, em geral, encontravam-se grãos de fase β , livres de agulhas (Figura 9 e).

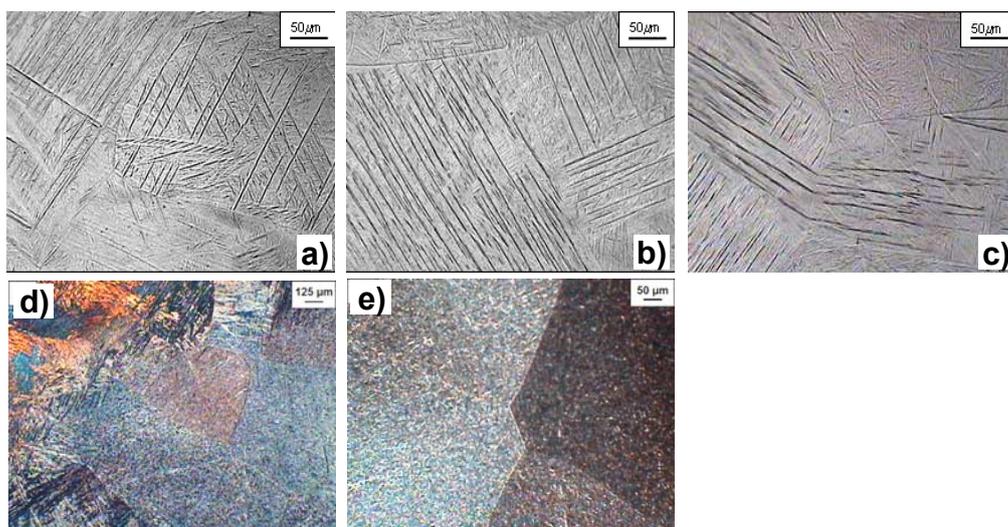


Figura 9. Microestrutura da liga Ti-32Nb-3Al: a,b,c) temperada; d,e) após TT.

A análise difratométrica revelou a presença da fase β metaestável na liga Ti-38Nb-3Al temperada (Figura 10 a).

Após TT, a liga possui a fase β , como principal, e traços de α/α' , α'' e ω (Figura 10b), que evidencia uma parcial decomposição de β metaestável e sua transformação para fases mais estáveis a elevadas temperaturas.

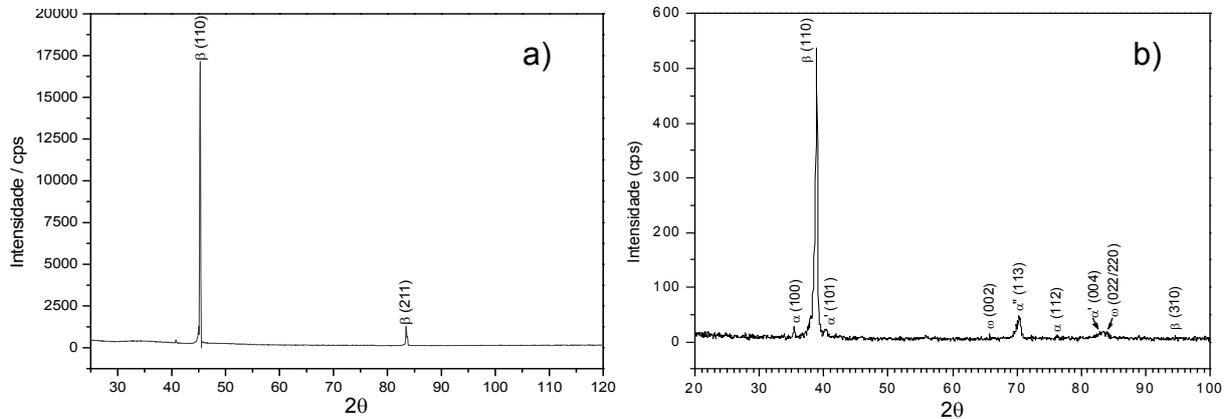


Figura 10. Difratograma da liga Ti-38Nb-3Al: a) temperada; b) após TT.

Na estrutura da liga Ti-38Nb-3Al temperada, a fase β metaestável manifesta-se na forma de grãos quase equiaxiais e livres de agulhas martensíticas (Figuras 11 a,b).

A morfologia da liga Ti-38Nb-3Al, após TT, também revelou a presença dos grãos β equiaxiais, visivelmente livres de agulhas martensíticas (Figura 11 c). As fases determinadas pela análise de difração de raios-X (Figura 10 b), não foram microscopicamente visualizadas nesta liga.

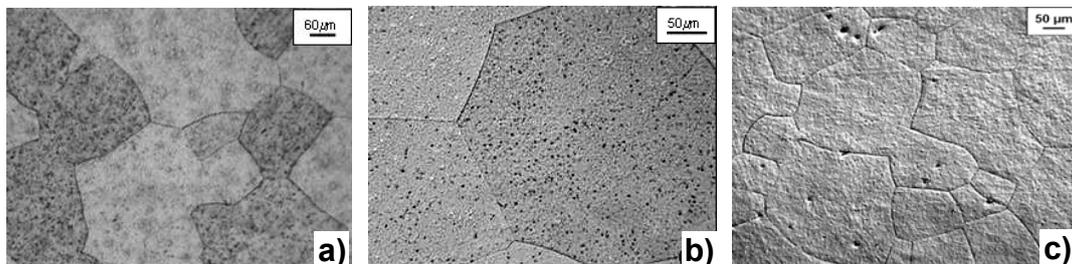


Figura 11. Microestrutura da liga Ti-38Nb-3Al: a,b) temperada; c) após TT.

Os ensaios de microdureza das ligas temperadas (Figura 12 - 1), feitos nas regiões da presença das fases α'/α'' e β , mostraram que, com o aumento do teor de Nb, de 15% a 22%, a microdureza aumenta, de $349 \pm 59 \text{ kgf/mm}^2$ a $405 \pm 34 \text{ kgf/mm}^2$. Na liga com 24%Nb, onde a fase α'' é majoritária, os valores de microdureza apresentam uma grande dispersão em torno da média. Nas ligas com 24% e 26%Nb, altos valores de microdureza podem ser atribuídos à presença da fase ω que endurece as ligas,⁽⁴⁻⁶⁾ pois a fase β metaestável é macia.^(6,10-13) Nas ligas com 26% e 32%Nb, onde a fase α'' começa a coexistir com a fase β metaestável, os valores de microdureza diminuem. Na liga com 38%Nb, constituída de uma única fase β macia, a microdureza atinge um valor mínimo ($176 \pm 31 \text{ kgf/mm}^2$).

Após TT das ligas temperadas (Figura 12 - 2), a microdureza apresenta certas alterações. Nas ligas de 15%Nb a 24% Nb, a microdureza medida nas agulhas, aumenta até $237 \pm 49 \text{ kgf/mm}^2$. Nas ligas de 24% a 32%, a microdureza,

determinada em agulhas, apresenta uma ligeira diminuição para o valor médio de $221 \pm 46 \text{ kgf/mm}^2$. Os valores relativamente elevados de microdureza destas ligas (24%Nb - 32%Nb) podem ser atribuídos ao efeito endurecedor da fase ω . Na liga com 38%Nb, composta somente por grãos da fase β , a microdureza dos grãos- β alcança um valor mínimo de $184 \pm 37 \text{ kgf/mm}^2$.

Comparando as ligas Ti-Nb-3Al temperadas com as mesmas termicamente tratadas, notam-se alterações significativas em microdureza nas ligas com baixo teor de nióbio, de 15%Nb a 26%Nb, e poucas alterações nas ligas com maior teor de nióbio. Esta diferença em microdureza nas ligas com baixo teor de Nb pode ser explicada pela alteração significativa na estrutura, após TT. Pode-se esperar que nas ligas com baixo teor de Nb, os processos de redistribuição dos elementos e aproximação da estrutura do estado estável ocorrem com maior facilidade durante o aquecimento, porém, no resfriamento posterior, a velocidade de resfriamento não é elevada suficiente para formar as fases martensíticas.

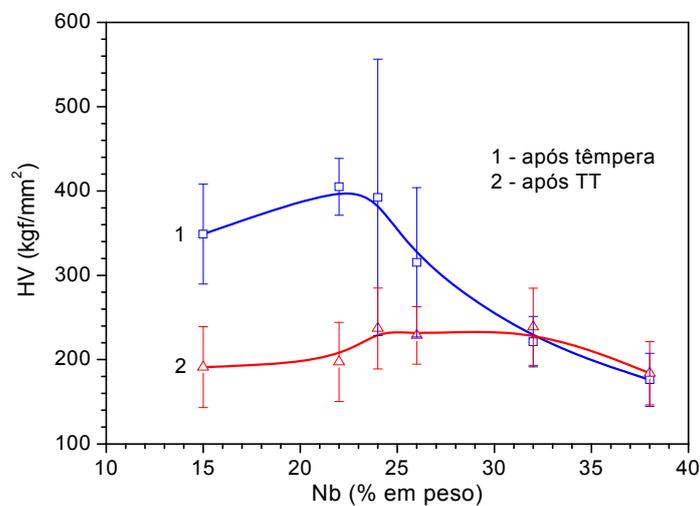


Figura 12. Microdureza medida nas fases existentes nas ligas Ti-Nb-3Al temperadas e após TT.

Como foi verificado (Figura 13), a variação do módulo de elasticidade das ligas temperadas em função do teor de nióbio é semelhante à variação de microdureza.

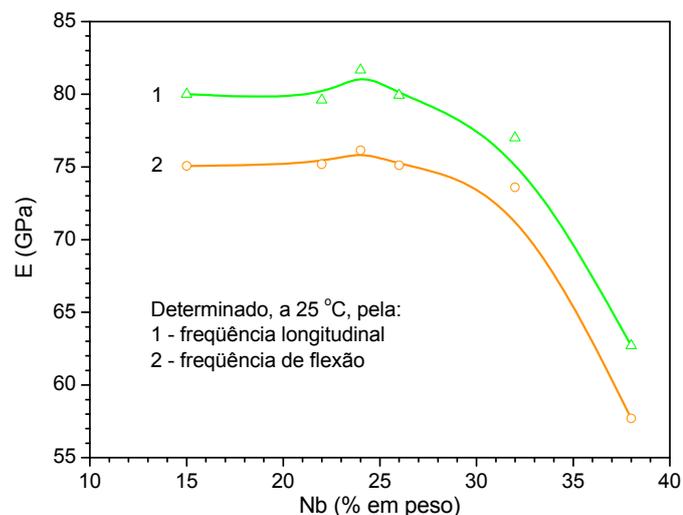


Figura 13. Módulos de elasticidade das ligas Ti-Nb-3Al temperadas em função do teor de nióbio.

Os valores do módulo de elasticidade, obtidos durante o aquecimento das ligas Ti-Nb-3Al temperadas, são apresentados na Figura 14.

Na liga com 15%Nb e estrutura inicial martensítica $\alpha'+(\alpha'')$, o módulo diminui com a temperatura, atinge um valor mínimo, a 700 °C, e depois aumenta (Figura 14 - 1). Esse comportamento não é típico para um material comum e pode ser correlacionado com as transformações das fases metaestáveis α'/α'' para as estáveis $\alpha+\beta$ e, em seguida, da fase estável α para a fase estável β , como foi determinado em ligas de composições próximas.^(6,11-13)

Na liga com 22%Nb e estrutura predominantemente α'/α'' , com traços de ω , o módulo diminuiu com a temperatura, atinge um valor mínimo, a 610°C e, em maiores temperaturas, aumenta (Figura 14 - 2).

Na liga com 24%Nb e estrutura inicial α'' , o módulo diminui com a temperatura, atinge um valor mínimo, a 520°C, atribuído à transformação reversa ($\alpha''\rightarrow\beta$ metaestável), depois aumenta, atingindo um valor máximo, a 600°C, e, em maiores temperaturas, diminui (Figura 14 - 3).

Nas ligas com 26%Nb e 32%Nb, onde a estrutura inicial é da fase α'' , com traços de α' , ω e β , o comportamento do módulo é semelhante ao da liga anterior com 24%Nb (Figuras 14 - 4,5). Entretanto, maior teor de Nb leva ao deslocamento do mínimo do módulo para menores temperaturas: 420°C (26%Nb) e 220°C (32%Nb), associado à transformação martensítica reversa: $\alpha''\rightarrow\beta$ metaestável.

Na liga com 38%Nb, com a estrutura inicial β , o valor do módulo aumenta com a temperatura, atinge um valor máximo e, diminui em maiores temperaturas (Figura 14 - 6). É obvio que nesta liga, o intervalo crítico da transformação martensítica reversa fica abaixo de 25°C, e no ensaio observa-se só o aumento do módulo, revelando o aumento da estabilidade da fase β .

Sendo metaestável após a têmpera, a fase β sofre várias modificações durante o aquecimento, incluindo sua decomposição, com a formação das regiões ricas e pobres em Nb, transformação das regiões pobres em Nb para α -HC e regiões ricas em Nb para β estável e, finalmente, a transformação α -HC $\rightarrow\beta$ estável.

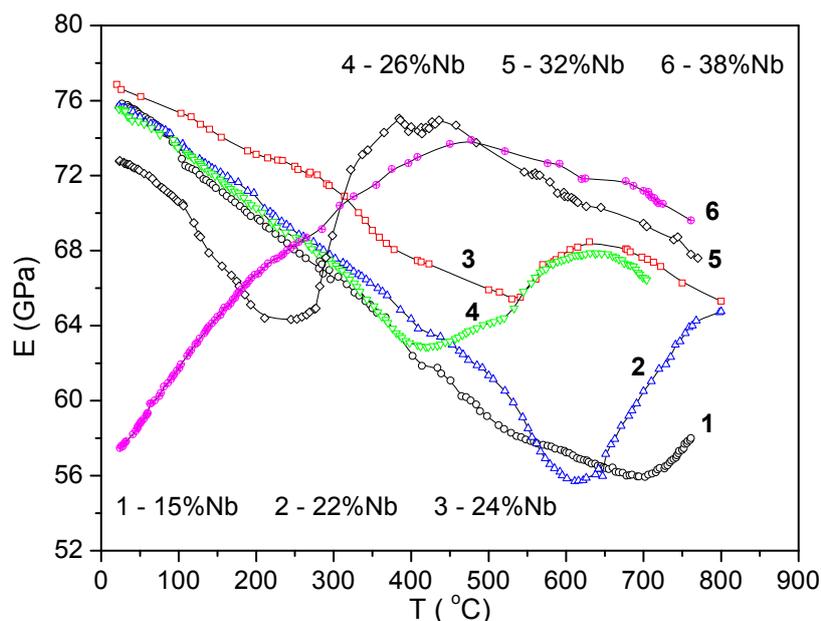


Figura 14. Módulos de elasticidade das ligas Ti-Nb-3Al temperadas em função da temperatura.

Os resultados obtidos nesta pesquisa estão em boa concordância com os obtidos no estudo das ligas temperadas Ti-Nb⁽⁴⁻⁶⁾ e Ti-Nb-2Al.⁽¹⁰⁻¹³⁾ Nestas ligas, é típico esperar a formação das fases metaestáveis α' , α'' , ω e β . Recentemente, foi determinado que as ligas de titânio com fases α'' e β metaestável, podem sofrer transformações reversíveis $\alpha'' \leftrightarrow \beta$, a baixas temperaturas, sem sua decomposição, promovendo de ENE.⁽¹⁰⁻¹⁵⁾ É importante que todas as ligas que sofrem transformações reversíveis e realizam ENE revelam um comportamento anômalo do módulo de elasticidade, associado à perda da rigidez da malha cristalina da fase transformada e ao aumento da estabilidade da nova fase.

As ligas com mais que 26%Nb (Figura 14), apresentam um mínimo do módulo a temperaturas inferiores a 400°C, onde se esperam transformações reversíveis e ENE. Entretanto, foram notadas peculiaridades, atribuídas aos sistemas com maior teor de Al que estabiliza a fase α , fazendo com que as ligas com baixo teor de Nb sofram decomposição das fases α'/α'' e a transformação $\alpha \rightarrow \beta$, a temperaturas mais elevadas. Nas ligas enriquecidas em Nb, o Al dificulta a redistribuição dos elementos, facilitando a formação das fases metaestáveis, entretanto, retarda a formação da fase ω .^(10-13,15)

4 CONCLUSÃO

Verificou-se que as alterações na estrutura das ligas Ti-Nb-3%Al temperadas ocorrem no sentido de $\alpha' \rightarrow \alpha' + \alpha'' (\omega) \rightarrow \alpha'' + (\beta) \rightarrow \beta$, devido ao aumento do teor de Nb como β -estabilizador.

Nas ligas aquecidas até 800°C, com o aumento do teor de Nb, de 15% a 26%, a principal componente fásica é a fase α (HC), com menor participação das fases α'' , α' , e ω . A fase β é observada a partir de 26%Nb, e aparece como a fase principal nas ligas com 32% e 38 %Nb. O aquecimento altera a estrutura das ligas de modo significativo, mas não leva à formação de estruturas completamente estáveis.

As fases metaestáveis, α'' , α' e β , presentes nas ligas temperadas, quando aquecidas, sofrem transformação para as fases estáveis, α e β , que se deferem pelo teor de Nb. As transformações das fases são acompanhadas pelas mudanças significativas no módulo de elasticidade e microdureza.

Com aumento do teor de Nb, de 24% a 38%, o intervalo crítico de transformação martensítica reversa, $\alpha'' \rightarrow \beta$ metaestável, se desloca de 520°C para menores temperaturas.

Espera-se que nas ligas Ti-Nb-3%Al, com o teor de Nb superior a 26%, são possíveis de ocorrerem os efeitos não elásticos, incluindo superelasticidade e memória de forma.

Agradecimentos

Os pesquisadores agradecem o apoio a esta pesquisa concedido pela FAPERJ, CAPES, CNPq, bem como colegas da COPPE/UFRJ e do IMET/Moscú, pelo apoio na execução da pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 DONACHIE JUNIOR, M. J. Titanium: a technical guide. 2.ed. United States of America: ASM International, 381p. 2000.
- 2 LEE, C.M., JU, C.P., CHERN Lin, J.H. Structure-property relationship of cast Ti-Nb alloys. *Journal of Oral Rehabilitation*, 29: p. 314-322. 2002.
- 3 LEYENS, C., PETERS, M. Titanium and titanium alloys. Wiley-VCH GmbH & Co. KGaA. Germany, 513p. 2003
- 4 COLLINGS, E.W. The Physical metallurgy of titanium. American Society for Metals. Metals Park, OH 44073. 1984
- 5 FEDOTOV, S.G., KONSTANTINOV, K.M., KOKNAEV, R.G., SINODOVA, E.P. Estrutura, propriedades e decomposição da martensita nas Ligas de Ti-Nb. Ligas de titânio com propriedades especiais. Moscou, Nauka, p. 29-32, 1982.
- 6 FEDOTOV, S.G., KONSTANTINOV, K.M., SINODOVA, E.P. Propriedades, estruturas e transformações nas ligas temperadas de titânio-nióbio com estruturas ($\alpha'+\omega+\beta$), ($\omega+\beta$) e β . Ligas de titânio com propriedades especiais. Moscou, Nauka, p. 78-82, 1982.
- 7 DANIELSON, P., WILSON, R., ALMAN, D. Microstructure of titanium welds. *Struers e-Journal of Materialography*, v. 3. p. 1-7, 2004.
- 8 OLIVEIRA, V., CHAVES, R.R., BERTAZZOLI, R., CARAM, R. Preparation and Characterization of Ti-Al-Nb alloys for orthopedic implants. *Brazilian Journal of Chemical Engineering*, n. 15; 4, 1998.
- 9 MELLO, G.M.R., ALEIXO, G.T., CHAVES, R.R., CARAM, R. Estabilidade e meta-estabilidade em ligas de titânio e sua relação com teores de Nb, Ta e Zr. 16º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais (Cbecimat), Porto Alegre, RS, Brasil, 2004.
- 10 MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N., MONTEIRO, S.N., FEDOTOV, S.G., GONCHARENKO, B.A. Properties and structural characteristics of Ti-Nb-Al alloys. *Materials Science and Engineering A*, 393: p. 320-326, 2005.
- 11 MATLAKHOVA, L.A., FEDOTOV, S.G., MATLAKHOV, A.N., MONTEIRO, S.N. Propriedades físico-mecânicas e estrutura de ligas de titânio-nióbio-alumínio. 51º Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, RS, Brasil, 1996.
- 12 MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N., MONTEIRO, S.N., FEDOTOV, S.G. Influence of temperature on the properties and phase transformations in Ti-Nb alloys with 2% Al. *Revista Matéria*, V. 11, n. 1, p. 41-47, 2006.
- 13 MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N., MONTEIRO, S.N. Temperature effect on the elastic modulus, internal friction and related phase transformations in Ti-Nb-2%Al quenched alloys. *Materials Characterization*, v. 59, p. 1234-1240, 2008.
- 14 KIM, H.Y., IKEHARA, Y., KIM, J.I., HOSODA, H., MIYAZAKI, S. Martensitic transformation, shape memory effect and superelasticity of Ti-Nb binary alloys. *Acta Materialia*, 54, p. 2419-2429, 2006.
- 15 SANTOS, L.C.O., MATLAKHOVA, L.A.; MATLAKHOV, A.N., TOLEDO, R. Efeito da têmpera na estrutura das ligas Ti-Nb-2%Al. 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais (Cbecimat), Voz do Iguçu, PR, Brasil, p. 5557-5568. 2006.