

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA Ti-6Al-4V+13Nb OBTIDAS POR FUSÃO A ARCO

Carlos Triveño Rios^{1,2}

Erika Shiroma^{1,2}

Julia Cabrera Fernandes¹

Maria Isabel Santos Calderon¹

¹Engenharia de Materiais – CECS - Universidade Federal do ABC; Santo André - SP, Brasil

²Programa de Pós Graduação de Ciência e Engenharia de Materiais - Universidade Federal do ABC; Santo André - SP, Brasil

julia.fernandes@aluno.ufabc.edu.br, isabel.calderon@aluno.ufabc.edu.br, erika.s@aluno.ufabc.edu.br, carlos.triveno@ufabc.edu.br

Resumo. Ligas de titânio são usadas extensamente em aplicações aeroespaciais e biomédicas devido a sua alta razão resistência/peso e excelente biocompatibilidade. O objetivo do presente trabalho foi estudar o efeito da adição de 13% de nióbio na liga Ti-6Al-4V (Ti64) em relação à microestrutura e propriedades mecânicas. A liga foi obtida por fusão em forno a arco equipado com atmosfera controlada, resfriamento com água e vazamento em molde cilíndrico de cobre. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia ótica e eletrônica de varredura e difração de raios-X. A caracterização mecânica foi realizada por medidas de microdureza Vickers e ensaios de compressão. Na liga Ti64, quando solidificada em molde de cobre, verificou-se a formação de martensita- α' hexagonal na forma acicular e na liga Ti64-13Nb houve formação de martensita- α'' ortorrômbica. Foram realizados tratamentos térmicos de solubilização da amostra Ti64-13Nb com estrutura martensita- α'' ortorrômbica no campo; da fase α (680 °C) e mistura de fases $\alpha + \beta$ (850 °C), onde foi observado transformações de fase da martensita para as fases α e β . A microdureza e propriedades compressivas foram menores na liga Ti64-13Nb comparado à liga Ti64.

Palavras-chave: Liga Ti-6Al-4V, Liga Ti-6Al-4V+13Nb, martensita hexagonal, martensita ortorrômbica.

1. INTRODUÇÃO

Diferentes razões tornam a liga Ti-6Al-4V uma das ligas mais populares do titânio, em comparação ao titânio puro, ela possui melhor resistência mecânica, em contrapartida exibe uma menor ductilidade (Bauer, 2007). As ligas de titânio geralmente são divididas em ligas com fase- α , mistura de fases $\alpha + \beta$ e fase- β . A classificação irá depender dos elementos de liga utilizados para estabilizar as fases. Ligas com mistura de fases $\alpha + \beta$, possuem elementos de liga estabilizantes de fase α e β . O alumínio atua como estabilizante de fase α e o vanádio como estabilizante de fase β (Leyens e Peters, 2003), permitindo que essa liga apresente à temperatura ambiente as fases α e β , e, além disso, proporcionam um aumento na resistência da liga, pois aumentam o refinamento do grão (Bauer, 2007).

Durante o resfriamento da fase líquida desde altas temperaturas, a fase líquida se transforma em fase β ($L \rightarrow \beta$) e se mantém nesta fase em uma grande faixa de temperatura, tal como observada na Figura 1. Com a continuidade do resfriamento a fase sólida β , em função do teor de Al e V, pode se transformar na fase α , mistura de fases $\alpha + \beta$, ou manter a fase β (com altos teores de V) até baixas temperaturas. Resfriamentos rápidos permitem a obtenção da fase martensita- α' desde a fase líquida ou por tratamentos térmicos desde o campo da fase β , tendo início de transformação em MS (Martensita Inicial). Entretanto, de forma similar aos aços, também é possível utilizar a transformação martensítica no titânio para manipular a microestrutura e as propriedades mecânicas da liga (Leyens e Peters, 2003).

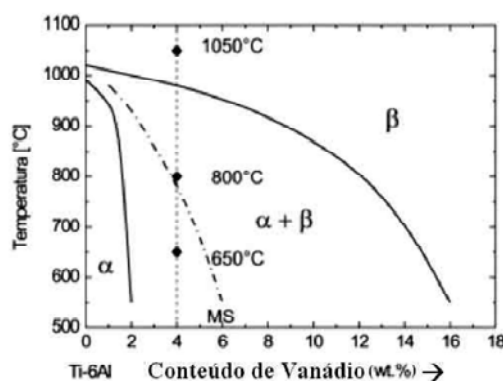


Figura 1. Diagrama parcial do sistema Ti-6Al-V. (Leyens e Peters, 2003).

A produção de componentes de titânio altamente complexos é de grande interesse para aplicações estruturais (automotivas e aeroespaciais) e biocompatíveis. As propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V, também, são afetadas pela quantidade relativa e o arranjo das fases α , β e α' . Essa liga pode apresentar diferentes morfologias, como a microestrutura equiaxial, lamelar ou em agulhas (Leyens e Peters, 2003). No entanto, a liga de titânio comercial Ti-6Al-4V do tipo $\alpha + \beta$, em aplicações aeroespaciais (em motores de turbina a gás) é limitado acima da temperatura de 300 °C (Lutjering e Williams, 2003). A liga também exibe módulos de elasticidade relativamente elevados, o que nem sempre são desejáveis para o biomaterial estrutural (Yazimnski et al., 2004). Entretanto, uma modificação microestrutural da liga do tipo $\alpha + \beta$ para ligas do tipo β , seja por adição de elementos de liga, ou por tratamentos térmicos de solubilização combinado a resfriamentos relativamente rápidos, podem levar a mudanças microestruturais e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas. Por exemplo, a fase β em ligas de titânio exibe baixa resistência mecânica e baixo módulo de elasticidade. No entanto, tratamentos térmicos de envelhecimento em temperaturas relativamente altas podem levar a precipitação da fase- α , finamente dispersa em matriz β , com possíveis melhoramentos na resistência mecânica (Nag, 2008; Ferrandini et al., 2007).

Esse fato sugere o desenvolvimento de novas ligas de titânio para produção de componentes estruturais por adição de diferentes teores do elemento nióbio na liga Ti-6Al-4V. Neste caso, o nióbio tem alto poder de estabilizar a fase β . A adição de Nb na liga comercial Ti-6Al-4V, também, pode resultar em oportunidades interessantes na produção de novos materiais daqueles já existentes. Assim, o objetivo do presente trabalho foi estudar os efeitos na microestrutura e propriedades mecânicas por adição de 13%p de Nb na liga Ti-6Al-4V quando solidificados em molde cilíndrico de cobre e por tratamento térmico de solubilização. Na literatura não existem trabalhos disponíveis sobre a solidificação da liga Ti-6Al-4V+13Nb em molde cilíndrico de cobre. Assim, esse trabalho visa contribuir um pouco mais na avaliação microestrutural e mecânica da liga Ti-6Al-4V+13Nb.

2. METODOLOGIA

O material de partida foi um bloco metálico da liga é Ti-6Al-4V, fornecido pelo Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP – Guaratinguetá e o nióbio elementar refinado por feixe eletrônico com 99,9 % de pureza fornecida pela Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. A composição nominal da liga é Ti-6Al-4V de grade 5, com traços de Fe e O, na condição recozida. Após cortes adequados os blocos foram fundidos em forno a arco voltaico com atmosfera de argônio e o metal líquido foi vazado no interior do molde de cobre de forma cilíndrica com 5,0 mm de diâmetro. Foram realizadas 03 fusões com a finalidade de homogeneização da liga. Cada fusão durou de 2 a 3 min. Após solidificação, os lingotes foram cortados em máquina de precisão, Buehler (IsoMet® 4000) com disco de SiC para obter amostras para tratamento térmico.

O tratamento térmico de solubilização foi realizado dentro de um forno com controle de patamares de temperatura através de termopar tipo K (modelo JUNG - 1020) e atmosfera do meio ambiente. As temperaturas de solubilização foram em 680 °C (no campo de mistura de fases $\alpha + \beta$) e 850 °C (no campo da fase β) considerando o diagrama de fases do sistema Ti-Nb. Depois de alcançadas essas temperaturas, as amostras foram mantidas no forno pelo período de 40 minutos, e depois retiradas e resfriadas em água até temperatura ambiente.

Após embutimento, lixamento e polimento padronizado em equipamento Arotec (Arapol 2D) foi realizado um ataque químico com reagente Kroll (6ml de HNO₃, 3 ml de HF e 91 ml de água destilada) por um tempo de 30 segundos. Posteriormente, foi realizada a caracterização microestrutural utilizando; microscopia ótica com luz polarizada (Zeiss AxioCam ICc 5), microscopia eletrônica de varredura compacto (JEOL - JSM-6010) equipado com espectrometria de energia dispersiva (EDS), e por difratômetro de raios-X da Bruker (D8-Focus) com radiação de Cu-K α , tensão de 40 kV e corrente de 40 mA na faixa angular de 30 a 85° (2 θ). A caracterização mecânica foi realizada por medidas de microdureza Vickers (ASTM E92:2003) em equipamento Vickers Equilam (HSV-100) usando uma carga de impressão de 1 kgf por 15 segundos. As medidas de dureza foram realizadas em seções transversais da amostra cilíndrica, tendo início na borda e finalizando no centro da seção cilíndrica. Cada valor médio de dureza corresponde a um total de 6 medidas. Os ensaios de compressão a temperatura ambiente foram realizados em máquina universal (Instron 3369) com velocidade da travessa de 0,5 mm/min. O tamanho das amostras cilíndricas foi de 7 mm de altura.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os lingotes cilíndricos obtidos a partir do processo de fusão em forno a arco voltaico e solidificado em molde de cobre foi avaliada em relação à composição química das ligas de estudo, obtida por análise de espectrometria de energia dispersiva (EDS-MEV), os quais são apresentados na tabela 1. Assim, como os espectros EDS-MEV mostrados nas Figuras 2 (a) e (b). Esses resultados sugerem que o processo de preparação de amostras foi bastante eficiente, à medida que é possível observar que os valores medidos por EDS/MEV são bastante próximos às composições nominais. As análises químicas foram obtidas em imagens com ampliações de 100 e 150 vezes.

Na Figura 3, observam-se macroestruturas típicas de solidificação em coquilha das ligas estudadas, obtidas por microscópio óptico com luz polarizada em lingotes com aproximadamente 5,0 mm de diâmetro. Nessas imagens se observa uma solidificação direcional desde a borda externa até o centro da seção transversal dos lingotes cilíndricos.

Tabela 1: Composição química das ligas experimentais de Ti-Al-V-Nb obtidos por EDS-MEV.

Identificação	Liga	Composição Nominal (%p)				Composição EDS-MEV (%p)			
		Ti	Al	V	Nb	Ti	Al	V	Nb
Ti64	Ti-6Al-4V	90,0	6,0	4,0	0,0	90,0	5,6	4,4	0,0
Ti64-13Nb	Ti-6Al-4V-13Nb	78,3	5,2	3,5	13,0	77,2	5,1	3,9	13,8

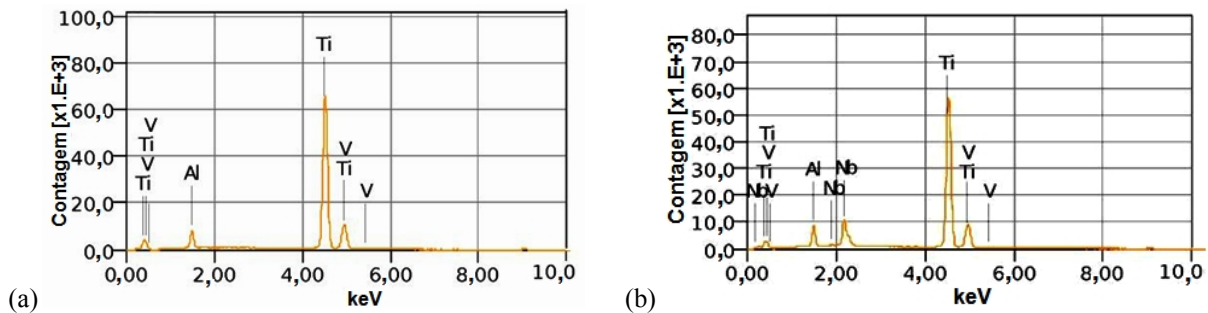


Figura 2. Espectro EDS/MEV das ligas experimentais em estudo; (a) Ti64, (b) Ti64-13Nb.

Nas duas amostras, Figuras 3 (a) e 3 (b), observa-se o crescimento de grãos colunares em direção à região central. Segundo Vander Voort (1999) e Prates e Davies (1978), estruturas de lingotes cilíndricos quando solidificadas em moldes metálicos geralmente exibem três zonas em sua macroestrutura; coquilhada, colunar e equiaxial. Entretanto, nessas macroestruturas não se observam de forma clara o coquilhamento de grãos refinados na periferia cilíndrica, sinal de que o coeficiente de transmissão de calor entre metal/molde é baixo. Segundo Prates e Davies (1978), elevados valores deste coeficiente produzem alta frequência de nucleação heterogênea junto à parede dos moldes, favorecendo o crescimento de grãos colunares que crescem, paralelamente, em direção do fluxo de extração de calor exibindo uma orientação preferencial de crescimento, coincidente com as direções cristalográficas do crescimento dendrítico (Vander, 1999). Já a região central exibe grãos grosseiros equiaxiais, o que sinaliza que além da nucleação heterogênea há microsegregação em frente da interface sólida - líquida, que dá origem ao crescimento de grãos equiaxiais. Tal comportamento de solidificação dentro de moldes cilíndricos ocorre em taxas de resfriamento relativamente altas. A adição de nióbio à liga Ti-6Al-4V induziu a um refino no tamanho de grãos. Na liga Ti64 sem nióbio, apresentou um tamanho médio de grão colunar em torno de $\sim 1.180 \pm 311 \mu\text{m}$ e na liga Ti64-13Nb o tamanho de grão colunar foi em torno de $900 \pm 280 \mu\text{m}$.

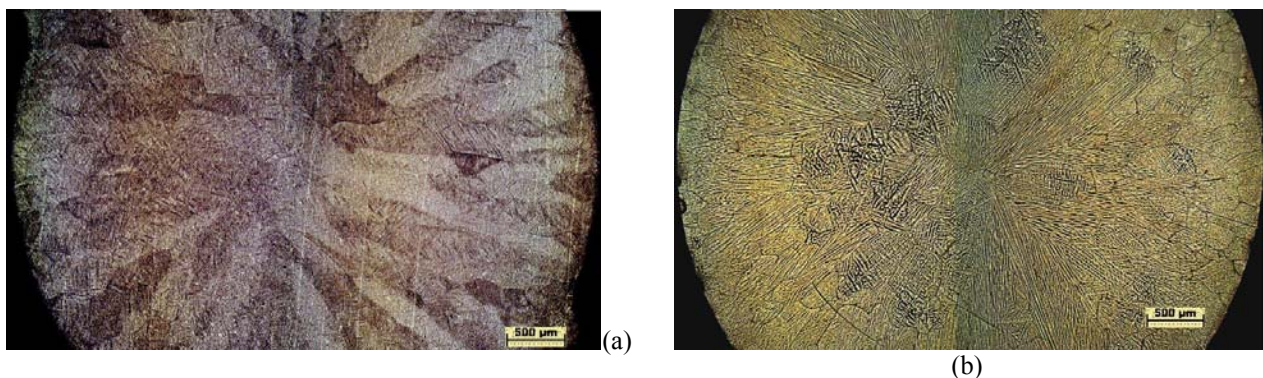


Figura 3. Macrografia de estrutura resfriada no interior de molde de cobre cilíndrico, ligas: (a) Ti64, (b) Ti64-13Nb.

Nas Figuras 4 (a) e 4 (b), observam-se micrografias ópticas obtidas desde a região da borda e da região central das amostras Ti64 e Ti64-13Nb, respectivamente. Na liga Ti64 (Figuras 4 (a) e 4 (a1)) quando resfriada em molde de cobre foi observada a formação de estrutura martensítica- α' , tendo morfologia acicular (ou ripas) refinadas de martensita na borda superficial e mais grosseiras na região central da amostra. Sugerindo que a taxa de resfriamento na borda é maior que na região central, última a solidificar. Na Figura 4 (a2) se observa uma micrografia de elétrons retroespalhados-MEV, típica da região central da liga Ti64, confirmando-se a presença de martensita hexagonal- α' com forma acicular de contraste claro a cinza. As placas aciculares exibiram comprimentos que superam os $70 \mu\text{m}$ e espessuras menores que $1 \mu\text{m}$, e aumentam ligeiramente de espessura desde a borda até a região central da amostra cilíndrica. Segundo Al-Bermani (Al-Bermani, 2011) a formação da martensita ocorre por transformação não difusional, onde há movimento

cooperativo dos átomos e a fase formada é quimicamente idêntica à fase parental. Observa-se também que a martensita acicular se forma preferencialmente em contornos de grão da fase β , e cresce para dentro do grão. Segundo Zong, et al, (2015) a nucleação da martensita nos contornos do grão β ocorre em torno de 800 °C. Também, sugere que com redução da temperatura, a martensita acicular precipita e cresce desde interfaces de martensita ou de precipitados até uma temperatura de fim de transformação da martensítica, acima da temperatura ambiente para a liga Ti-6Al-4V, quando resfriados rapidamente em água. Assim, a solidificação em moldes de cobre (no presente trabalho), também, contribui para produzir estruturas quase totalmente martensíticas (Porter, 2009). Nessa transformação grande quantidade da fase β é transformada em martensita, α' , e apenas pequena quantidade da fase β permanece como fase β_{residual} com contraste escuro e encontra-se em contornos de grão e entre as fases aciculares de martensita- α' , tal como observado na Figura 4 (a2).

Na liga Ti64-13Nb (Figuras 4 (b) e 4 (b1)) a estrutura de solidificação é constituída por presença de grãos monofásicos na borda da amostra e em direção para a região central se tem formação gradativa de dendritas grosseiras dentro dos grãos com presença de agulhas em forma de placas, porém perceptíveis, apenas em aumentos maiores, tal como observada na imagem MEV da Figura 4 (b2). Essa morfologia é diferente da martensita acicular, observada na liga Ti64. Segundo a literatura, adições de Nb ao Ti ou ligas de Ti, induzem a formação de martensita- α'' com estrutura ortorrômbica. De acordo com Mofiat e Larbalestier (1988), o teor de Nb (% p) no qual ocorre a transição de fases martensíticas α'/α'' é de 12 % de nióbio, enquanto que, Dobromyslov e Elkin (2006) afirmam que a mesma é de 19%.

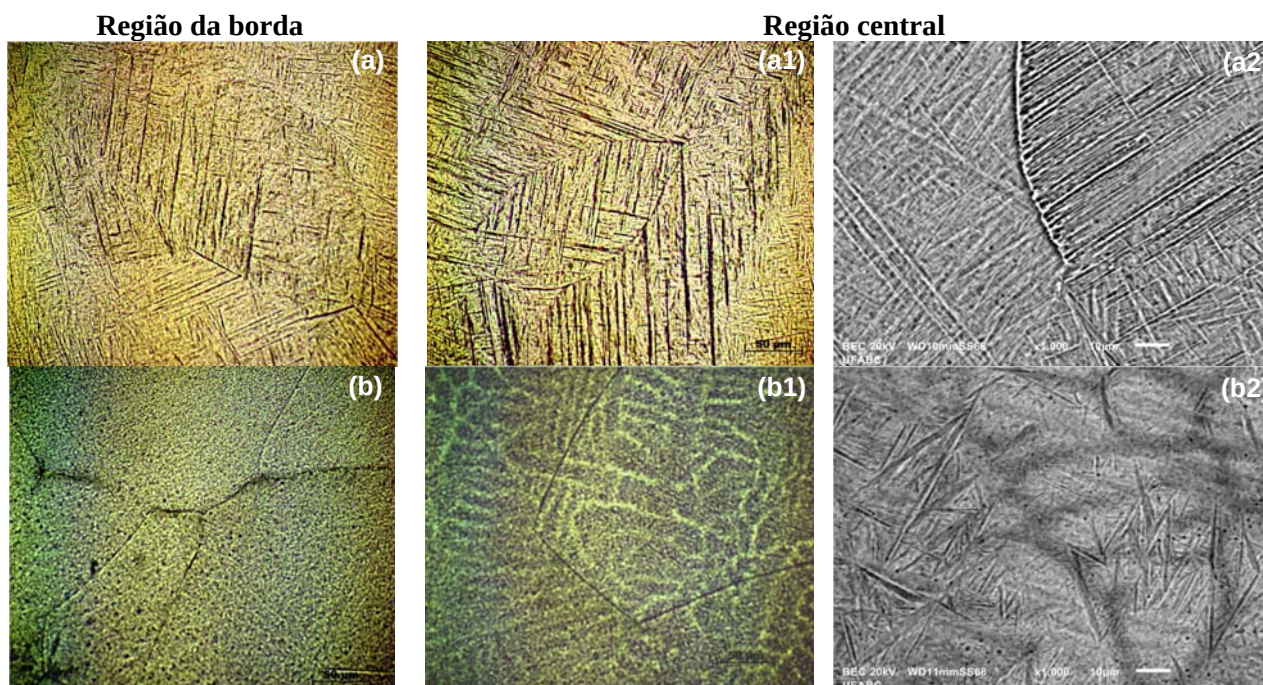


Figura 4. Imagens de microscopia ótica; (a, a1) liga Ti64, (b, b1) liga Ti64+13Nb, e, imagens de elétrons retroespalhados-MEV; (a2) liga Ti64, (b2) Ti64+13Nb de amostras solidificadas em molde de cobre.

O tratamento térmico de solubilização de amostras solidificadas em molde de cobre da liga Ti64+13Nb é observado na Figura 5. A amostra solubilizada em 680 °C (Figura 5 (a)) no campo de mistura de fases, $\alpha + \beta$, mostra presença de aparentes precipitados finos, e a amostra solubilizada em 850 °C (Figura 5 (b)) no campo da fase β , mostra presença de precipitados mais grosseiros. Ambas as micrografias correspondem à região central da amostra cilíndrica, onde se observa tamanhos de grão superiores a 150 μm , porém, não se observa presença de dendritas nem de martensita em forma acicular ou de placas.

Na Figura 6 se observa os padrões de DRX das amostras; Ti64 solidificada rapidamente (SR) em molde de cobre, Ti64+13Nb solidificada rapidamente, Ti64+13Nb solubilizada em 680 °C e Ti64+13Nb solubilizada em 850 °C. O padrão de DRX da amostra Ti64-SR confirma a presença predominante de martensita- α' com estrutura hexagonal. Os picos da martensita- α' , coincidem com os picos da fase Ti- α . Isso se deve ao fato de que a estrutura cristalina da fase Ti- α e a martensita- α' , exibem constantes reticulares semelhantes (Pederson, 2002). A martensita- α' é acompanhada de picos muito pequenos da fase β nos ângulos 2 θ : 39,45; 55,7 e 71,0°, mais provavelmente na forma de fase β -retida, o que evidencia que a fase β não se transforma completamente em fase α e/ou martensita- α' . A formação da martensita- α' , geralmente é favorecida por processos de solidificação rápida e por baixos teores de estabilizadores da fase β , que é o caso da liga Ti-6Al-4V, tendo como estabilizador apenas o elemento V (Cardoso, 2011).

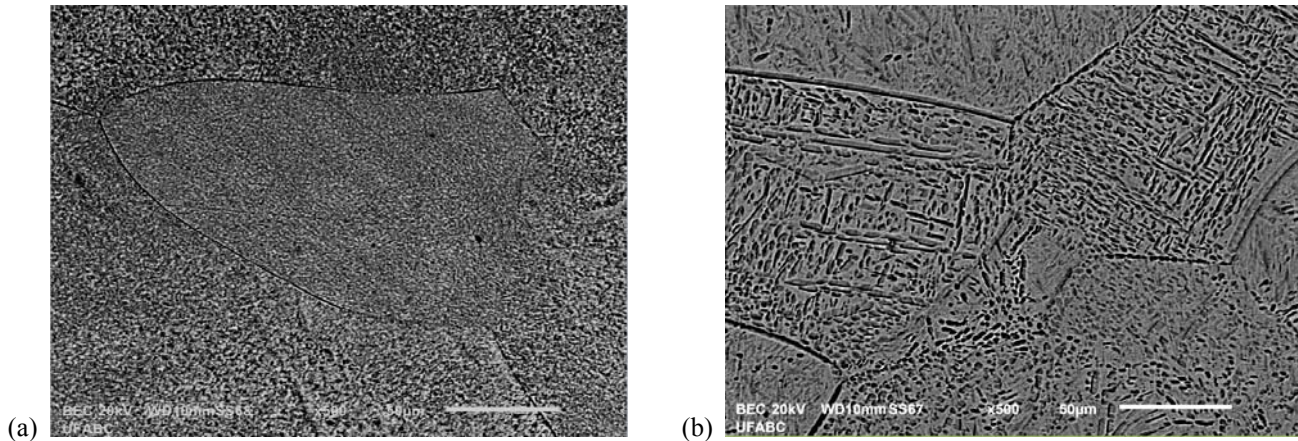


Figura 5: Micrografias MEV das ligas Ti64-13Nb; (a) Solubilizada em 680 °C/40 min, e, (b) Solubilizada em 850 °C/40 min.

O padrão de DRX da amostra Ti64+13Nb-SR, confirma a presença predominante da martensita α'' com estrutura ortorrômbica diferente da liga Ti64. Segundo Lopes (2009) a presença de martensita ortorrômbica α'' , é favorecida em ligas resfriadas rapidamente, porém, com teores mais elevados de elementos estabilizadores da fase β , tais como os elementos de liga V e Nb, presentes na liga Ti-6Al-4V+13Nb. Neste caso, adições de Nb na liga Ti64 podem influenciar o campo de estabilidade da fase β para maiores extensões, assim, podem reduzir a temperatura de transformação alotrópica (transição α/β) que em quantidades suficientes reduzem a temperatura de início de transformação martensítica. A estrutura ortorrômbica da martensita- α'' pode ser definida como uma estrutura hexagonal ligeiramente distorcida com as mesmas posições atômicas da martensita- α' de forma que o parâmetro de rede esteja entre a martensita- α' e a fase- β (Nnamchi, 2013). Em ligas do sistema Ti-Nb, esses efeitos foram estudados por vários outros grupos [Ho, Ju, Lin, 1999] e foram verificados que em ligas com teores inferiores a 13 %p de Nb forma-se a martensita- α' , enquanto que em teores superiores a 13%p de Nb forma-se a martensita- α'' (Hatt, Rivlin, 1968). A evolução de α' e α'' em algumas ligas de Ti-Nb e Ti-V foram estudadas por alguns outros, incluindo (Mofiat, Larbalestier, 1988).

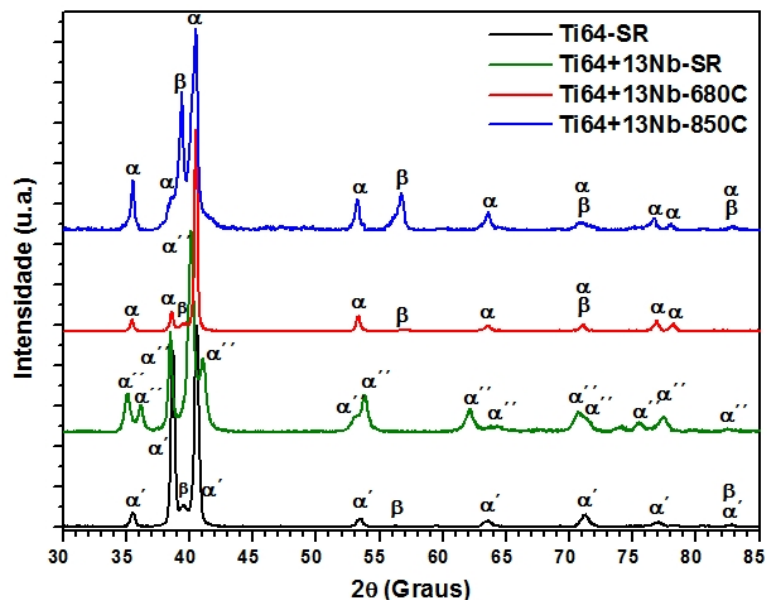


Figura 6: Padrões de DRX para as amostras; Ti64-SR, Ti64+13Nb-SR, Ti64+13Nb/680°C e Ti64+13Nb/850°C.

O padrão de DRX da amostra Ti64+13Nb solubilizado em 680°C, no campo da mistura de fases: $\alpha + \beta$ (considerando o diagrama de fases do sistema Ti-Nb) e resfriado em água a temperatura ambiente, mostra presença predominante da fase- α . Sugerindo, que a estrutura da martensita- α'' transforma-se em fase- α na forma de precipitados muito finos acompanhada de fase- β residual. A formação predominante da fase- α (~95,4 % em fração volumétrica) provavelmente seja relacionada a baixas taxas de resfriamento quando resfriadas desde 680 °C, e também, sugere que a

temperatura de solubilização de 680 °C é inadequado para formação suficiente da fase- β . Já o padrão de DRX da amostra Ti64+13Nb solubilizado em 850 °C e resfriada em água a temperatura ambiente, mostra que houve transformação da fase α'' em fase- α e fase- β . Nessa temperatura de solubilização a fase- α está presente em ~66,2 % em fração volumétrica na liga. A não obtenção de fase- β na sua totalidade sugere, também, que a temperatura de solubilização de 850 °C é inadequada para formar 100% de fase- β . A ausência de martensita- α'' , sugere que a taxa de resfriamento desde 680 e 850 °C foi baixa e que provavelmente a presença do elemento V na liga Ti-6Al-4V+13Nb altere as temperaturas de transformação para a fase- α e fase- β .

Na Figura 7 (a) se observa a microdureza Vickers de amostras: Ti64-SR, Ti64+13Nb-SR, Ti64+13Nb/680°C e Ti64+13Nb/850 °C. A amostra de maior microdureza foi a liga Ti64-SR (solidificada rapidamente), tendo um valor médio de 350,3 HV. Seguido da liga Ti64-13Nb-SR, apresentando um valor médio de 329,4 HV, seguido das amostras solubilizadas em 680 °C com 314,3 HV e com menor microdureza de 275,3 HV a amostra solubilizada em 850 °C. O maior valor de dureza se deve principalmente à presença de martensita- α' hexagonal bastante refinada com possíveis tensões residuais devido à solidificação rápida. A queda na dureza da borda até o centro da amostra cilíndrica se deve principalmente ao aparente engrossamento das agulhas aciculares de martensita- α' . O valor de microdureza Vickers da amostra Ti64-SR é concordante com a literatura (Cruz, 2018). A queda de microdureza, observada na liga Ti64-13Nb-SR em relação à liga Ti64-SR se deve principalmente à adição de Nb e à mudança de estrutura para martensita- α'' ortorrômbica. De acordo com Fedotov (1964), a dureza da martensita- α'' é menor que da martensita- α' , podendo estar associada à transformação ortorrômbica da rede hexagonal compacta. Ligas com estruturas totalmente de martensita- α'' , como a liga Ti-26Nb-3Al exibem valores em torno de 315 HV, indicando que esses valores são concordantes com a literatura (Oliveira, 2007). Maiores quedas de microdureza foram observadas na amostra solubilizada em 680 °C (Ti64-13Nb-680C) em relação à amostra Ti64-13Nb-SR devido a transformações da martensita- α'' em fase- α e em mistura de fase- α e fase- β , na amostra solubilizada em 850 °C. Esses resultados são bastante concordantes com o trabalho de Lee et al. (2002), que após analisar diversas composições de ligas Ti-Nb, concluiu que a dureza das fases evolui de acordo com a sequência: $\omega > \alpha' > \alpha'' > \alpha > \beta$.

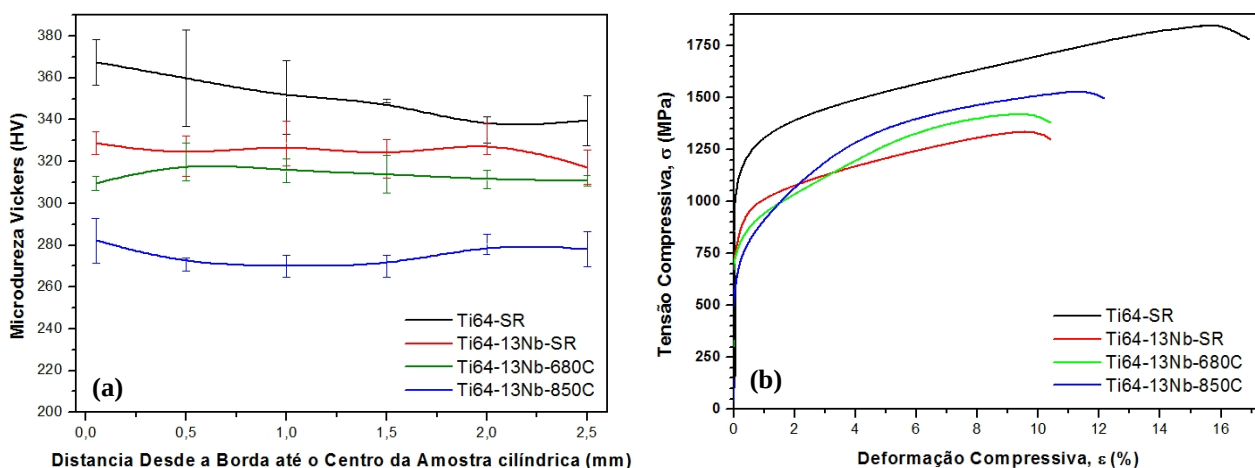


Figura 7: a) Microdureza Vickers, e b) Curvas de ensaios de compressão de amostras; Ti64-SR, Ti64+13Nb-SR, Ti64+13Nb/680 °C e Ti64+13Nb/850 °C.

Tabela 2: Resultados do ensaio de compressão para as ligas Ti64-SR, Ti64+13Nb-SR, Ti64+13Nb/680 °C e Ti64+13Nb/850 °C.

	Limite de Escoamento, $\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	Limite de Resistência à compressão (MPa)	Deformação (%)	Microdureza (HV)
Ti64-00Nb-SR	1.100	1.848	16,0	350,3 $\pm$ 6,8
Ti64-13Nb-SR	782	1.334	9,8	329,4 $\pm$ 5,4
Ti64-13Nb-680°C	760	1.420	9,6	314,3 $\pm$ 3,5
Ti64-13Nb-850°C	620	1.525	11,4	275,3 $\pm$ 4,1

Na Figura 7 (b) se observa as curvas de tensão versus deformação compressiva a temperatura ambiente mostrando que houve fratura após atingir a máxima resistência compressiva. Analisando a tabela 2 e as curvas da Figura 7 (b), nota-se que a liga Ti64-SR com presença de martensita- α' , exibiu as melhores propriedades compressivas (limite de

escoamento, resistência compressiva e ductilidade) em relação às amostras com adição de nióbio. Dentre as amostras com nióbio, a amostra Ti64-13Nb-SR apresentou o maior limite de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) seguido da amostra solubilizada em 680 °C e por último pela amostra solubilizada em 850 °C. Já o maior limite de resistência compressiva corresponde à amostra solubilizada em 850°C seguido pela amostra solubilizada em 680 °C e por ultimo pela amostra solidificada rapidamente. Observando-se que a razão de máxima resistência compressiva/limite de escoamento aumenta com aumento da temperatura de solubilização, o que provavelmente esta associado à maior fração de volume da fase- β na amostra Ti64-13Nb-850 °C. De acordo com Lopes (2010), tal fato está relacionado às transformações de fase e à estabilização da fase β .

4. CONCLUSÕES

A liga Ti-6Al-4V (Ti64) quando solidificada rapidamente apresentou formação de martensítica α' hexagonal com morfologia acicular com presença de fase β retida dentro de grãos. Entretanto, por adição de 13% de Nb à liga Ti-6Al-4V (Ti64-13Nb) foi observado uma mudança estrutural, levando à formação de martensita α'' ortorrômbica com forma de agulhas e placas em subestruturas dendríticas dentro de grãos. Empregando o tratamento térmico de solubilização, foi observado transformações de fase de martensita α'' para as fases $\alpha + \beta$, na liga Ti64-13Nb. Com aumento da temperatura de solubilização foi observado uma maior fração de volume da fase β . A dureza, limite de escoamento, máxima resistência compressiva e ductilidade foram menores na liga Ti64-13Nb quando comparados à liga Ti64 em amostras solidificadas rapidamente e tratadas termicamente por solubilização. Pode-se concluir que a taxa de resfriamento durante a solidificação tem efeito direto na formação de martensita α' hexagonal na liga Ti64 e na formação da martensita α'' ortorrômbica na liga Ti64-13Nb.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Central Multiusuário CEM-UFABC pela facilidade experimental e ajuda técnica.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

- Al-Bermani S. S., 2011. "An investigation into microstructure and microstructural control of additive layer manufactured Ti-6Al-4V by electron beam melting", Thesis of Doctor, University of Sheffield.
- Bauer J. R. O., 2007. "Propriedades mecânicas do titânio comercialmente puro e da liga Ti-6Al-4V fundidos em diferentes ambientes". 62 p. Tese de Doutorado em Odontologia - Faculdade Odontologia, Universidade de Sao Paulo, Sao Paulo.
- Cardoso F. F., Cremasco A., Contieri, R. J., Lopes, E. S. N., AFonso, C. R. M., Caram R., 2011. "Hexagonal martensite decomposition and phase precipitation in Ti-Cu alloys". *Materials & Design*, v.32, p.4608-4613.
- Cruz K. M., 2018. "Avaliação microestrutural e mecânica da Liga Ti-6Al-4V Fundida em Molde de Coquilha". Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Federal do ABC. 51 p.
- Dobromyslov A.V., Elkin V.A., 2006. "The orthorhombic α'' - phase in binary titanium base alloys with d-metals of V-VIII groups". *Mater. Sci. Eng. A*, v.438-440, p.324-326.
- Fedotov, S.G., 1964. "As Fases Metaestáveis nas Ligas de Titânio, o Mecanismo e as Condições de Formação: Investigações dos Metais dos Estados Líquidos e Sólidos". In: II Komilov (ed), Moscou, Nauka Pub, p. 207-240.
- Ferrandini P. L., Cardoso F. F., Afonso C. R., Caram R., 2007. "Aging response of the Ti-35Nb-7Ta", *Journal of Alloys and Compounds*, c.433, p. 207-210.
- Hatt B. A., Rivlin V. G., 1968. "Phase Transformations in Superconducting Ti-Nb alloys", *J. Phys. D, Appl. Phys.*, v.1, p.1145-1149.
- Ho W. F., Ju C. P., Lin J. H., 1999. "Structure and properties of cast binary Ti-Mo alloys", *Biomat.* v.20-22, p. 2115-22.
- Lee, C.M., Juu, C.P., Chern Lin, J.H., 2002. "Structure-property relationship of cast TiNb alloys". *Journal of Oral Rehabilitation*. 29: p. 314-32.
- Leyens C., Peters M., 2003. "Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications", Wiley VCH, New York (USA).
- Lopes N. S. E., 2009. "Correlação entre transformações de fases e comportamento mecânico de ligas Ti-Nb-Sn e sua aplicação na concepção de implantes ortopédicos com propriedades otimizadas". Dissertação de mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas.
- Lopes, C. S. F. J., 2010. "Avaliação de processos de deformação plástica, recristalização e envelhecimento de ligas Ti-Nb". Dissertação de Mestrado –Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 112p.
- Lutjering G., Williams J. C., 2003. "Titanium". Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- Mofiat D. L., Larbalestier D. C., 1988. "The competition between the alpha and omega phases in aged Ti-Nb alloys". *Metallurgical Transactions A*, v.19, p.1687-1694.

- Nag S., 2008. "Influence of Beta Instabilities on the Early Stages of Nucleation and Growth of Alpha in Beta Titanium Alloys", Thesis of Doctor, Ohio State University, Ohio, 282 p., 2008.
- Nnamchi U. S. P., 2013. "A novel approach to Property driven design of Titanium alloys for Biomedical applications", Thesis of Doctor of Philosophy, Department of Materials Science and Engineering the University of Sheffield.
- Oliveira H. S., 2007. "Efeito do Teor de Niobio e da Taxa de Resfriamento sobre a Microestrutura e Resistência a Corrosão de Ligas Ti-Nb". Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 79p.
- Pederson R., 2002. "Microstructure and Phase Transformation of Ti-6Al-4V". Ph.D. Thesis, Lulea Tekniska Universitet, Lulea, Sweden.
- Porter D. A., Easterling, K.E., Sherif M. Y., 2009, "Phase Transformations in Metals and Alloys", 3 Ed., CRC Press Taylor & Francis Group, NY, 2009, USA.
- Prates M., Davies, G. J., 1978. "Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas". Ed. LTC, São Paulo.
- Vander V. G. F., 1999. "Metallography, principles and practice", ASM International, Ohio, USA.
- Yaszemski M.J., Trantolo D.J., Lewandowski K.U., Hasirci V., Altobelli D.E., Wise D.W., 2004. editors: "Biomaterials in Orthopedics". Marcel Dekker, New York, NY, USA.
- Zong Y.Y., Huang S. H., Guo B., Shan D. B., 2015. "In situ study of phase transformations in Ti-6Al-4V-xH alloys". Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 25(9): 2901-2911.

6. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALLOY Ti-6Al-4V+13Nb OBTAINED BY ARC MELTING

Carlos Triveño Rios^{1,2}

Erika Shiroma^{1,2}

Julia Cabrera Fernandes¹

Maria Isabel Santos Calderon¹

¹Engenharia de Materiais – CECS - Universidade Federal do ABC; Santo André - SP, Brasil

²Programa de Pós Graduação de Ciência e Engenharia de Materiais - Universidade Federal do ABC; Santo André - SP, Brasil

julia.fernandes@aluno.ufabc.edu.br, isabel.calderon@aluno.ufabc.edu.br, erika.s@aluno.ufabc.edu.br, carlos.triveno@ufabc.edu.br

Abstract. Titanium alloys are used extensively in aerospace and biomedical applications due to their high strength/weight ratio and excellent biocompatibility. The objective of the present work was to study the effect of adding 13% niobium to the Ti-6Al-4V (Ti64) alloy in relation to the microstructure and mechanical properties. The alloy was obtained by melting in an arc furnace equipped with a controlled atmosphere, cooling with water and poured into a copper cylindrical mold. Microstructural characterization was performed by optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction and the mechanical characterization was realized by Vickers microhardness measurements and compression tests. In the Ti64 alloy, when solidified in a copper mold, there was the formation of hexagonal- α' martensite in the acicular form and in the Ti64-13Nb alloy there was formation of orthorhombic- α'' martensite. Thermal treatments of solubilization in the Ti64-13Nb sample with orthorhombic- α'' martensite structure were carried out in the $\alpha + \beta$ phase mixing field (680 °C) and in the β phase field (850 °C), where martensitic phase transformations for α and β phases have been observed. The microhardness and compressive properties were lower in the Ti64-13Nb alloy compared to the Ti64 alloy.

Keywords: Ti-6Al-4V alloy, Ti-6Al-4V + 13Nb alloy, hexagonal martensite, orthorhombic martensite.

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are completely responsible for all information included in this paper.