

CARACTERIZAÇÃO DA LIGA Ti-6Al-4V SOLIDIFICADA EM MOLDE DE COBRE

Kamila Motta da Cruz¹

Carlos Triveño Rios¹

¹Engenharia de Materiais – CECS - Universidade Federal do ABC; Santo André - SP, Brasil
carlos.triveno@ufabc.edu.br, kah.mota@hotmail.com

Resumo. O objetivo do presente trabalho foi estudar a caracterização microestrutural e mecânica da liga Ti-6Al-4V solidificada em molde de cobre. Previamente a liga foi refundida em forno de arco voltaico com atmosfera controlada e vazada em molde de cobre com forma de cilindros escalonados. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X. A caracterização mecânica por medidas de microdureza Vickers e por ensaios de compressão em temperatura ambiente. A solidificação das amostras cilíndricas de maior diâmetro se mostrou mais lenta, produzindo microestruturas grosseiras e a formação de uma mistura de fases Ti- α , Ti- β e martensita α' . Já as amostras cilíndricas de menor diâmetro solidificaram de forma mais rápida, permitindo a obtenção de fases refinadas metaestáveis, tipo martensita α' . A microestrutura mais refinada contribuiu para o aumento da dureza e da resistência à compressão, em contrapartida, houve perda na ductilidade.

Palavras chave: Liga Ti-6Al-4V, Solidificação rápida, Martensita.

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 em uma grande faixa de temperatura, tal como observada na Fig. 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. 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).

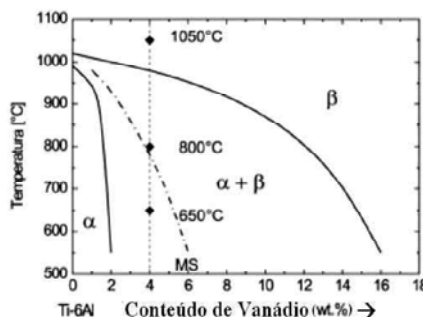


Figura 1. Diagrama parcial do sistema Ti-6Al-V. (Leyens e Peters, 2003).

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). A temperatura e a taxa de resfriamento a qual a liga é submetida têm impacto direto sobre sua microestrutura e desempenho mecânico, assim diferentes tratamentos térmicos podem ser feitos visando a modificação de suas propriedades (Leyens e Peters, 2003).

Na literatura não existem muitos trabalhos disponíveis sobre a solidificação da liga Ti-6Al-4V em moldes de coquilha com forma cilíndrica e escalonada que induzem taxas de resfriamento relativamente rápidas. Assim esse trabalho visa contribuir um pouco mais na avaliação microestrutural e mecânica da liga Ti-6Al-4V.

2. METODOLOGIA

O material de partida foi um bloco metálico fornecido pelo Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP – Guaratinguetá. 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 com forma cilíndrica escalonada. Após solidificação os lingotes foram cortados em máquina de precisão, Buehler (IsoMet® 4000) com disco de SiC para obter amostras de 2, 4, 6, 8 e 10 mm de diâmetro com 9 mm de altura. Após lixamento e polimento padronizado em equipamento Arotec (Arapol 2D), seguido de ataque químico em solução de 1,5% de HCl + 3,5% de HNO₃ + H₂O, por um tempo de 20 segundos, 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, e 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 80° (2 θ). A caracterização mecânica foi realizada por medidas de microdureza Vickers (ASTM E92:2003), utilizando um equipamento Vickers Equilam (HSV-100) com carga de impressão de 1 kgf por 15 segundos. As medidas de dureza foram realizadas em seções transversais desde a borda até o centro da seção. 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). A altura das amostras cilíndricas foi 1,5 vezes o diâmetro das amostras de 2, 4 e 6 mm, e de 1,2 vezes o diâmetro da amostra de 8 mm. A velocidade da travessa superior foi de 0,5 mm/min.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A microestrutura da amostra como recebida no estado recozido da liga Ti-6Al-4V, pode ser vista na Fig. 2a, onde se observa uma microestrutura refinada com grãos alongados (na direção da conformação mecânica do bloco metálico representado pela seta vermelha) de diâmetro médio em torno de $4,6 \pm 0,2 \mu\text{m}$. Nessa microestrutura a fase cinza atua como a matriz formada por grãos primários da fase α e os contornos de grão em contraste claro correspondem à fase β . A composição química obtida por análise de espectrometria de energia dispersiva (EDS) corresponde a 90,1% de Ti, 5,7% de Al e 4,2% de V. O respectivo espectro EDS é mostrado na Fig. 2b. Observa-se que o teor dos elementos Ti, Al e V estão próximos aos valores da composição nominal da liga.

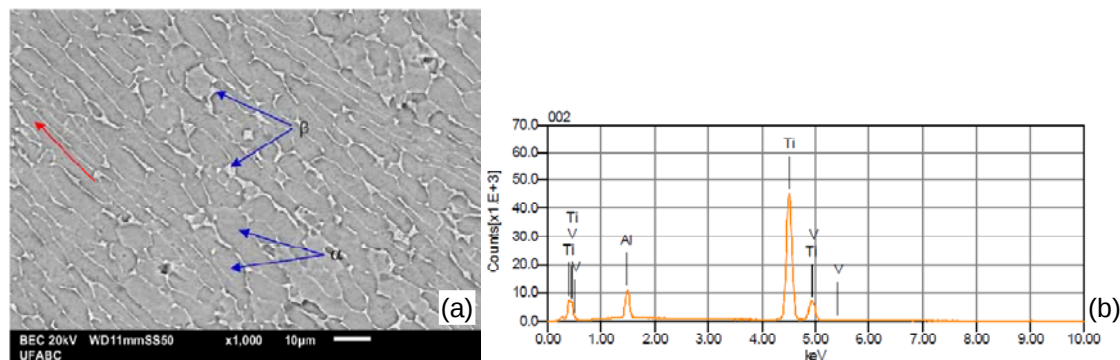


Figura 2. (a) Micrografia típica MEV-BSE, e, (b) Espectro EDS/MEV da composição química da liga Ti-Al-4V.

A amostra de 6 mm de diâmetro (Fig. 3a) é uma macroestrutura típica das amostras de 2, 4 e 8 mm de diâmetro, onde se observou uma solidificação direcional desde as bordas externas até o centro da seção transversal dos cilindros. Ou seja, houve crescimento de grãos colunares em direção da região central. Esse crescimento se deve à existência de uma nucleação heterogênea no substrato do molde de coquilha. Nessa macroestrutura não se observa de forma clara um coquilhamento de grãos refinados na periferia cilíndrica nem a presença de grãos equiaxiais na região central das amostras cilíndricas. Indicativa de que o processo de solidificação no interior do molde corresponde a taxas de resfriamento relativamente elevadas. Entretanto, na amostra de 10 mm de diâmetro (Fig. 3b) se observa a presença de grãos equiaxiais, diferentes do crescimento colunar, o que sinaliza que além da nucleação heterogênea há microsegregação em frente da interface sólida - líquida, que dá origem ao crescimento de grãos equiaxiais. O que indica que a solidificação dentro de moldes com diâmetro maior é lenta. O tamanho médio dos grãos colunares é cerca de 320, 370, 450 e 490 μm para as amostras de diâmetros de 4, 6, 8 e 10 mm, respectivamente. Observa-se que o diâmetro médio dos grãos colunares aumenta com aumento do diâmetro do molde cilíndrico.



Figura 3. Macroestrutura ótica obtidas com luz polarizada de amostras da liga Ti-6Al-4V solidificadas em molde de cobre cilíndrico de: (a) 6 mm e (b) 10 mm de diâmetro.

Na Fig. 4 se observa micrografias de elétrons retroespalhados-MEV, típicas da região central das amostras cilíndricas com 2, 4, 6, 8 e 10 mm de diâmetro. As micrografias 4a e 4a1 correspondem a regiões do centro e da borda das amostras cilíndricas de 2 mm de diâmetro, respectivamente. No centro das amostras encontram-se fases aciculares (claras) formando colônias de fases, já na borda as fases aciculares encontram-se isoladas por fases muito refinadas de contraste cinza. Nas amostras de maior diâmetro (Figs. 4b, c, d, e) não se observou diferenças significativas entre a microestrutura da borda e do centro. Porém, as placas aciculares exibiram comprimentos que superam os 50 μm e espessuras menores que 1 μm , e aumentam ligeiramente de espessura com aumento do diâmetro da amostra, assim, como os contornos de grão são mais claros e de maior espessura que o das amostras de menor diâmetro.

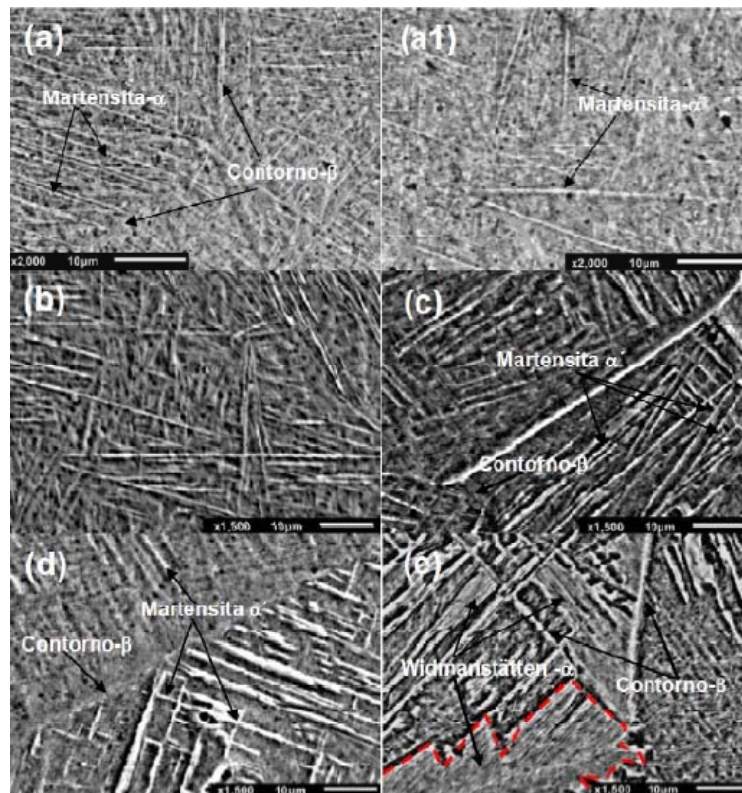


Figura 4. Imagens retroespalhadas de amostras solidificadas em molde de cobre cilíndrico; (a, a1) 2 mm, (b) 4 mm, (c) 6 mm (d) 8 mm, e, (e) 10 mm de diâmetro da liga Ti-6Al-4V. (a, b, c, d, e) região central, e, (a1) região da borda.

A morfologia acicular corresponde à fase metaestável martensita, α' , que é obtida por resfriamento rápido dentro do molde de cobre desde o estado líquido. 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 900 °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 martensítica de 750 °C. Nessa transformação grande quantidade da fase β é transformada em fase α' , e apenas pequena quantidade da fase β permanece como β_{residual} . Na amostra de 10 mm (Fig. 4e) se observa um contorno de grão β mais nítido e claro, e, em torno dele a presença de placas grosseiras em forma de dente de serra que é diferente de amostras de menor diâmetro.

Esse tipo de morfologia esta associada à fase Ti- α , de estrutura hexagonal, conhecida como estrutura Widmanstätten, Outra morfologia da estrutura Widmanstätten é em forma de lamelas no interior de grãos (Melo, 2007). Assim, a microestrutura resultante é uma mistura de fases $\alpha + \beta$, devido ao resfriamento lento da amostra de maior diâmetro.

O difratograma da amostra como recebida, Fig. 5a, confirma a presença das duas fases $\alpha + \beta$ observada pela análise de MEV. Nos padrões de difração de raios-X de amostras cilíndricas de diferentes diâmetros solidificadas em molde de cobre (Fig. 5b) se observa presença da fase metaestável hexagonal, martensita α' na amostra de 2 mm de diâmetro coincidindo com os picos da fase Ti- α . Isso se deve ao fato de que ambas as fases apresentam constantes reticulares semelhantes (Pederson, 2002). Nas amostras de 4, 6 e 8 mm se observa presença da fase martensita α' , acompanhada de picos muito pequenos da fase β nos ângulos 2θ ; 39,45 e $71,0^\circ$, porém são mais intensos na amostra de 8 mm de diâmetro. Em todas essas amostras a fase β encontra-se como fase β -retida, o que evidencia que essa fase não é transformada completamente em fase α e α' . A diminuição da largura dos picos da fase martensita α' é mais significativa na amostra de 10 mm de diâmetro indicando a formação de fase cristalina α acompanhada da fase β .

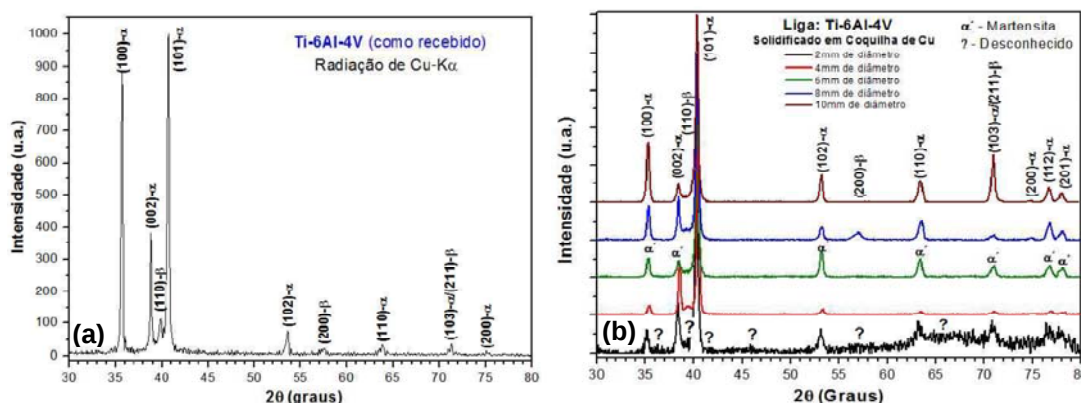


Figura 5. Difratograma de raios-X da liga Ti-6Al-4V: (a) na condição recozida, e, (b) de amostras cilíndricas de diferentes diâmetros solidificadas em molde de cobre cilíndrico.

Na Fig. 6a, se observa a microdureza Vickers para as amostras solidificadas em molde cilíndrico escalonado. Para um mesmo diâmetro, nota-se que entre as bordas e o centro da amostra não ocorre uma variação de dureza considerável. A amostra com 2 mm de diâmetro apresenta a maior dureza (395 HV) de maior taxa de resfriamento favorecendo a formação de uma microestrutura mais refinada e a presença de fase metaestável. A diminuição de microdureza nas amostras de 4, 6, 8 e 10 mm de diâmetro está relacionada ao ligeiro engrossamento da martensita devido a um resfriamento mais lento. Entretanto, a microdureza das amostras de maior diâmetro ainda são maiores que da amostra como recebida na condição recozida, que foi de 329 ± 12 HV. Na Fig. 6b se observa que a resistência ao escoamento e a resistência à compressão aumentam com a redução do diâmetro da amostra. A resistência ao escoamento compressivo, para 0,2% de deformação variou na faixa de 947 a 1230 MPa, a máxima resistência compressiva variou na faixa 1715 a 1942 MPa, e a deformação compressiva até a fratura compressiva variou na faixa de 20 a 14,5 %, nas amostras com 8 e 2 mm de diâmetro, respectivamente. Comportamento que esta associada a resfriamentos rápidos e à predominância da fase martensita em amostras de menor diâmetro. A resistência ao escoamento compressivo das amostras resfriadas rapidamente é superior a 970 MPa quando comparada à liga comercial Ti-6Al-4V no estado recozido (Mat Web, 2018).

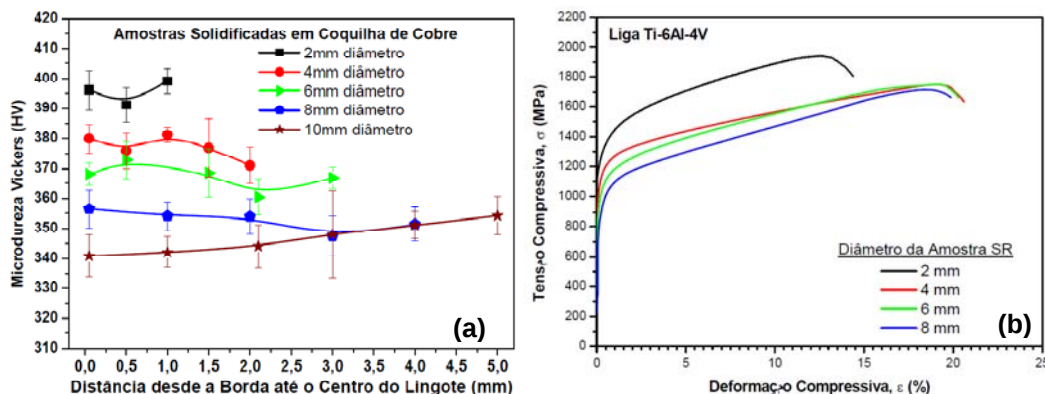


Figura 6. (a) Medidas de microdureza Vickers com carga de 1000 gf, e, (b) Curva tensão & deformação compressiva de amostras cilíndricas solidificadas em molde de cobre da liga Ti-6Al-4V.

4. CONCLUSÕES

Na solidificação do metal líquido da liga Ti-6Al-4V em molde de cobre com forma cilíndrica variável se observa que as amostras com 2, 4 e 6 mm solidificam com morfologia acicular martensítica α' , e presença de fase β retida, tendo-se uma transformação principal de: $L \rightarrow \beta \rightarrow \alpha'$, influenciada por taxas de resfriamento relativamente altas. Na amostra de 8 mm de diâmetro a estrutura resultante é martensita α' , Ti- α e Ti- β , e na amostra de 10 mm de diâmetro a estrutura resultante é Ti- α e Ti- β , ou seja, com o aumento do diâmetro das amostras, as fases resultantes são de equilíbrio influenciada por baixas taxas de resfriamento. A fase Ti- α apresenta-se na forma de grãos primários e com estrutura Widmanstätten. A microdureza aumentou com redução do diâmetro da amostra, sendo 395 HV para a amostra de 2 mm de diâmetro e de 345 HV para a amostra de 10 mm de diâmetro. A mesma tendência é observada para resistência ao escoamento e máxima resistência compressiva. Pode-se concluir que a taxa de resfriamento durante a solidificação tem efeito direto sobre a microestrutura e propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V.

5. AGRADECIMENTOS

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

6. REFERÊNCIAS

- Al-Bermani, S. S., 2011. "An investigation into microstructure and microstructural control of additive layer manufactured Ti-6Al-4V by electron beam melting", Doctoral dissertation, 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 f. Tese Doutorado - Faculdade Odontologia, USP, São Paulo.
- Leyens, M.; Peters, M., 2003. "Titanium and Titanium Alloys: Fundamental and Applications". Weinheim: WILEY-VCH, 2003; 532 p.
- Mat Web, 2018. "Material Property data (Titanium Ti-6Al-4V, Annealed Bar)". <<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID>>. Acesso em 08/07/2018.
- Melo, A.L.V., 2007. "Análise das propriedades de chapas de titânio ASTM grau 5 (Ti6Al4V) soldadas a laser Nd:YAG". Dissertação (Mestrado). Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro.
- Pederson, R.T., 2002. "Microstructure and Phase transformation of Ti-6Al-4V". Tese de Doutorado. Luleå tekniska Universitet.
- Zong, Y. Y.; Huang, S.H.; Guo, B. Shan, D.B., 2015. "In situ study of phase transformations in Ti-6Al-4V-xH alloys", Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 25.

7. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

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

Characterization of the Ti-6Al-4V Alloy Solidified in Copper Mould

Kamila Motta da Cruz¹

Carlos Triveño Rios¹

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

Abstract. The objective of the present work was to study the microstructural and mechanical characterization of the Ti-6Al-4V alloy solidified in copper mould. Previously the alloy was melted in an arc furnace with controlled atmosphere and casting in a copper cylindrical mould with varying diameters. The microstructural characterization was performed by optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. The mechanical characterization by Vickers microhardness measurements and by compression tests at room temperature. The solidification of the larger diameter cylindrical samples was shown to be slower, producing coarse microstructures and allowing the formation of a mixture of Ti- α , Ti- β and martensite- α' phases. The smaller diameter cylindrical samples solidified more rapidly, allowing the obtaining of refined metastable phases, type martensite- α' . The more refined microstructure contributed to the increase of hardness and compressive strength; in contrast, there was loss in ductility.

Keywords: Ti-6Al-4V alloy, Rapid solidification, Martensite.

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.