

ESTRUTURA E PROPRIEDADES DAS LIGAS DE Ti-Mo TEMPERADAS E CICLICAMENTE DEFORMADAS¹

Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova²

Márcia Almeida Silva³

Anatoliy Nikolaevich Matlakhov²

Boris Andreevich Goncharenko⁴

Eduardo Atem de Carvalho⁵

Resumo

O objetivo deste trabalho foi o estudo de estrutura e propriedades de ligas Ti-Mo, temperadas a partir da região $\alpha+\beta$ e que foram ciclicamente deformadas até 10% de compressão. Quatro ligas com o teor de Mo variado entre 6% e 15% (% peso) foram previamente deformadas por laminação até 30%, recozidas e temperadas a partir de 800°C. A análise estrutural e química foi realizada através de microscopia ótica, difração de raios X e microscopia eletrônica de varredura. Foram avaliadas também a resistividade elétrica e a microdureza Vickers. Foi determinado que, nas ligas de 10%Mo e 15%Mo, a fase β estabilizada pelo Mo é majoritária e as fases α , α''/α' e ω estão presentes em traços. A fase estável α foi observada como precipitados nas regiões próximas aos contornos de grãos. A fase β causa um aumento de resistividade e microdureza das ligas. Devido a sua menor estabilidade estrutural, as ligas com 8%Mo e 10%Mo parecem ser bastante propícias para revelar a superelasticidade.

Palavras-chave: Ligas Ti-Mo; Análise estrutural; Compressão cíclica.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF QUENCHED AND CYCLIC DEFORMED Ti-Mo ALLOYS

Abstract

The objective of this work was to study of structure and properties of Ti-Mo alloys, quenched from the temperate region $\alpha+\beta$, which were cyclically deformed up to 10% by compression. Four alloys, with Mo content between 6% and 15% (weight %), have previously been deformed by rolling up to 30%, annealed and quenched from 800 °C. Structural and chemical analyses of the alloys were done by optical microscopy, X ray diffraction and scanning electron microscopy. The electrical resistivity and Vickers microhardness were also evaluated. It was found that molybdenum stabilizes the phase β , which in alloys with 10%Mo and 15%Mo reveals itself as the majority, with traces of phases α , α''/α' e ω . The stable α phase was observed as precipitates in the regions near the grain boundaries. The β phase causes an increase in the values of electrical resistivity and microhardness of the alloys. Due to its lower structural stability, the alloys with 8%Mo and 10%Mo seem to be quite conducive to reveal the effect of superelasticity.

Key words: Ti-Mo alloys; Structural analysis; Cyclical compression.

¹ Contribuição técnica ao 12º Seminário de Metais Não-ferrosos, 31 de outubro a 1 de novembro de 2011, São Paulo, SP.

² Eng. Metalúrgico(a), Ph.D., Professor(a) Associado(a), UENF.

³ Graduanda em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UENF.

⁴ Ph.D., Senior Researcher, IMET, Russian Academy of Science, Moscow, Russia.

⁵ Eng.º Mecânico, Ph.D., Professor Associado, UENF.

1 INTRODUÇÃO

As ligas de titânio contendo elementos β -estabilizadores isomórficos, como Nb, Ta e Mo, podem exibir efeitos não elásticos (ENE), incluindo o efeito de memória de forma (EMF), alta capacidade de amortecimento e super-elasticidade (SE). Todos estes efeitos são associados à presença das fases metaestáveis e às transformações martensíticas reversíveis que ocorrem nas ligas.⁽¹⁻⁸⁾ Além disso, estas ligas possuem uma elevada resistência à corrosão e biocompatibilidade,^(1,5-8) justificando uma vasta aplicação em várias áreas como indústria química, medicina e equipamentos especiais.

É conhecido que os ENE se revelam em ligas de titânio temperadas com as fases metaestáveis β , α' e α'' , formadas a partir da fase β estável.⁽¹⁻⁷⁾ Entretanto, no trabalho de Tahara et al.,⁽⁷⁾ foi mostrado que para aumentar a deformação de retorno durante SE, a têmpera de uma temperatura intermediária, acompanhada ou não pelo envelhecimento posterior das ligas, é mais indicada. Assim, as condições de tratamentos térmicos que sejam mais apropriadas para realizar em ligas de titânio com β -estabilizadores os efeitos EMF e SE ainda estão em fase de pesquisa. Isso justifica a importância do presente trabalho, onde foi estudada a influência de adição ao Ti de Mo de 6% a 15% na estrutura, comportamento mecânico e algumas propriedades das ligas submetidas à têmpera a partir de 800°C da região bifásica $\alpha+\beta$ e solicitadas à deformação cíclica com até 10% de compressão por ciclo.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas Ti-Mo, com os teores fixos de Mo de 6%, 8%, 10% e 15% (% peso), foram fabricadas no Instituto de Metalurgia e Materiais (IMET), Moscou, pela técnica de cinco fusões em forno elétrico a arco. A homogeneização das ligas encapsuladas à vácuo em ampolas de quartzo foi feita à 1.200°C. Após a homogeneização, as ligas foram forjadas a quente em atmosfera protetora, recozidas, temperadas e laminadas a frio, com a deformação de até 30%. Na etapa final de preparação, as ligas foram encapsuladas em ampolas de quartzo evacuadas e submetidas ao recozimento à 800°C, durante 8 horas, seguida por têmpera em água fria.

A caracterização das ligas foi realizada através das técnicas de microscopia ótica (Neophot-32) e eletrônica de varredura (SSX-550), microanálise (EDS) e difração de raios X (XRD-7000), usando radiação de Cu-K α . A identificação das fases presentes foi feita com o auxílio do banco dos dados do programa JCPDS versão de 2006 e dados apresentados na literatura.^(3,4)

A densidade aparente (γ_a) das ligas, no estado temperado (ET) e deformado (CD), foi medida através de pesagem hidrostática e comparada com a densidade teórica (γ_t) estimada a partir de composição química nominal da liga:⁽⁹⁾

$$\gamma_a = \frac{P_{ar}(\gamma_{ag} - \gamma_{ar})}{P_{ar} - P_{ag}} + \gamma_{ar}$$

$$\gamma_t = \sum_{i=1}^k \gamma_i C_i$$

- P_{ar} e P_{ag} - peso da liga no ar e na água; γ_{ar} e γ_{ag} - densidade do ar e da água;
- γ_i e C_i - densidade e fração de massa dos elementos químicos presentes na liga.

A microdureza Vickers das ligas foi medida através de um dispositivo MHP-100, acoplado ao microscópio Neophot-32, utilizando uma carga constante de 35 g. Os valores de microdureza (HV, kgf/mm²) foram calculados por:⁽¹⁰⁾

$$HV = 1854 \frac{P}{d^2}$$

- P - carga aplicada; d - diagonal da impressão.

A resistividade elétrica das ligas foi medida através do método de quatro terminais. Os valores de resistividade (ρ , $\mu\Omega\text{m}$) foram calculados por:⁽¹¹⁾

$$\rho = 2\pi s \frac{U}{I}$$

- U - diferença de potencial, I - intensidade de corrente; s - distância entre terminais.

A deformação cíclica foi realizada por compressão com a velocidade de 0,2 mm/min, incluindo três ciclos de deformação (CD1, CD2 e CD3) de até 10% total e descarregamento controlado, numa máquina INSTRON-5582. A fim de comparação, a estrutura, densidade, resistividade e microdureza das ligas foram avaliadas novamente após CD3.

3 RESULTADOS

3.1 Análise Estrutural

3.1.1 Liga Ti-6%Mo

A Figura 1 apresenta os difratogramas da liga Ti-6%Mo no estado temperado (ET) e após primeiro e terceiro ciclos de deformação (CD1 e CD3). Nota-se que após a deformação os picos difratados são mais largos em virtude de acúmulo da energia extra fornecida pela deformação. O difratograma da liga temperada indica sobre a presença das fases β e martensita α' , predominantes na estrutura, e das fases martensítica α'' , ω estável e α estável, com menor participação. A deformação não muda a composição física da liga, entretanto altera a relação entre as fases presentes no sentido de um aumento de fração volumétrica da fase β .

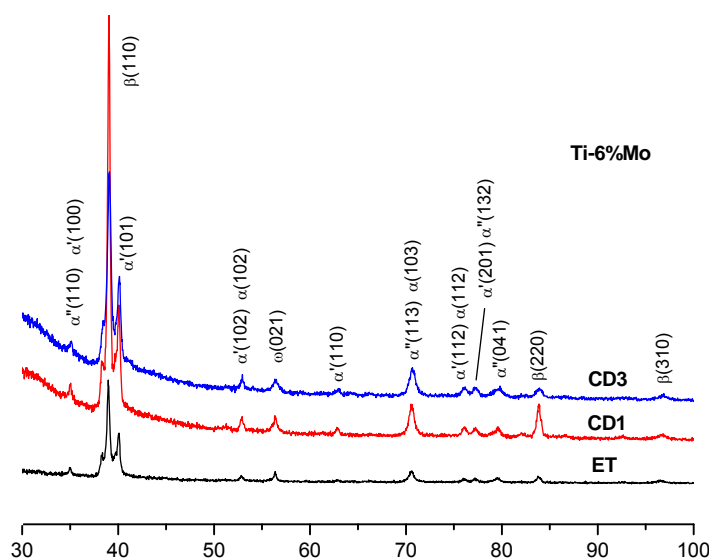


Figura 1. Difratogramas da liga Ti-6%Mo no estado temperado (ET) e deformado (CD).

As micrografias da liga Ti-6%Mo temperada, Figura 2(a-c), mostram os grãos da fase β transformada, com relevo martensítico. Notam-se também os grãos da fase β que não sofreram a transformação. Os resultados estão de acordo com a análise por DRX. As micrografias apresentadas na Figura 2(d-f) mostram a microestrutura da liga após o CD3, onde aparece com maior clareza a fase α estável, em forma de segregações próximas aos contornos de grãos, determinada por DRX e comprovada pela microanálise. Observam-se ainda linhas finas paralelas que propagam-se no interior dos grãos da fase β identificando, provavelmente, as linhas de deslizamento resultante da TMR sob tensão.

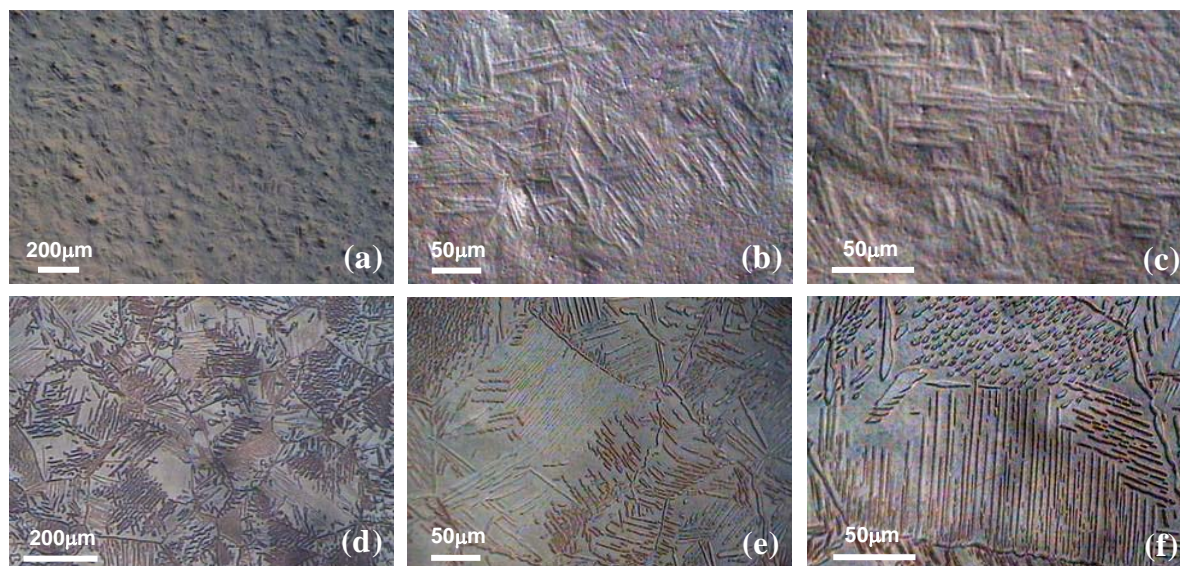


Figura 2. Microestrutura da liga Ti-6%Mo: (a), (b) e (c) ET; (d), (e) e (f) CD3.

3.1.2 Liga Ti-8%Mo

Os difratogramas da liga Ti-8%Mo temperada e submetida a CD1 e CD3 são apresentados na Figura 3. Determinou-se que a liga temperada é composta por fases principais β e α' , com evidências da presença da fase α estável, e traços das fases α'' e ω . Após a deformação, a estrutura pouco se alterou. Notou-se, após CD1, um acréscimo da intensidade do pico β (110), possivelmente revelando uma re-orientação da fase β . Após CD3, os picos são mais largos devido à deformação acumulada, com sutil acréscimo do pico α'' (041).

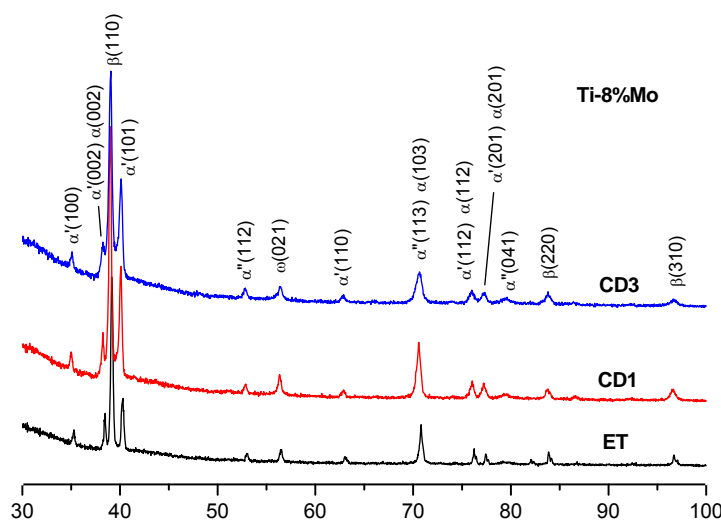


Figura 3. Difratogramas da liga Ti-8%Mo no estado temperado (ET) e deformado (CD).

A Figura 4 mostra o aspecto morfológico da liga Ti-8%Mo. No estado temperado (Figuras 4a a 4c), a liga apresenta uma microestrutura composta por grãos da fase β , com e sem relevo martensítico, onde a presença das fases α' e α'' é comprovada por DRX. Ainda, observam-se segregações da fase α em contornos de grão, comprovada pela microanálise. No estado deformado (Figuras 4d a 4f), no interior dos grãos aparecem as linhas de deslizamento, com orientações diferentes em cada grão, evidenciando TMR do tipo $\beta \rightarrow \alpha''_{\text{def}}$ induzida por tensão, com re-orientação das fases envolvidas, e TMR do tipo $\alpha''_{\text{def}} \rightarrow \beta_{\text{def}}$, após a descarga. Essa observação está coerente com resultados de DRX e com os dados do trabalho.⁽⁷⁾

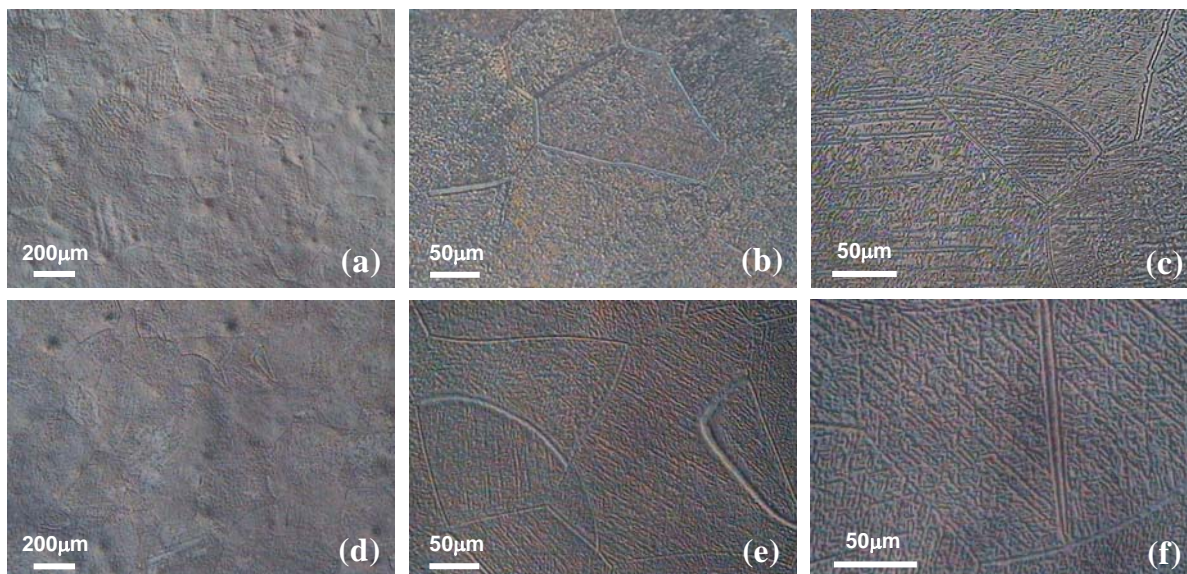


Figura 4. Microestrutura da liga Ti-8%Mo: (a), (b) e (c) ET; (d), (e) e (f) CD3.

3.1.3 Liga Ti-10%Mo

A Figura 5 mostra a composição fásica da liga Ti-10%Mo temperada com a predominância da fase β e pouca participação das fases martensíticas α' e α'' e fases estáveis α e ω . No estado deformado, nota-se um ligeiro aumento na participação das fases martensíticas α'' e α' e uma ligeira diminuição da fase β determinada pelo pico difratado β (110).

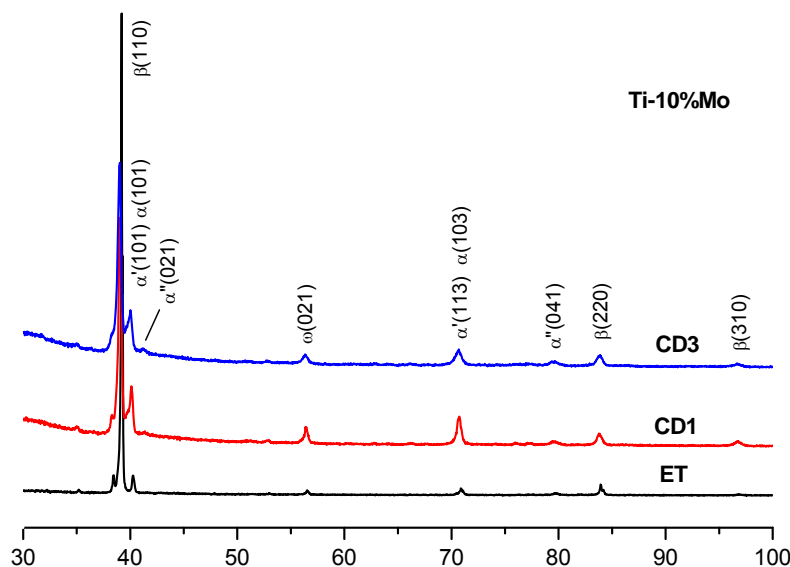


Figura 5. Difratogramas da liga Ti-10%Mo no estado temperado (ET) e deformado (CD).

A microestrutura da liga Ti-10%Mo temperada, Figura 6(a-c) é composta, em grande parte, por grãos da fase β , o que está de acordo com os resultados de DRX. Notou-se a presença de segregações da fase α nos contornos de grão e em regiões próximas aos contornos. Após CD3 (Figuras 6d a 6f), no interior dos grãos aparecem algumas linhas paralelas e entrelaçadas. Assim como na liga contendo 8%Mo, estas linhas foram identificadas como fase α evidenciando a ocorrência de TMR do tipo $\beta \rightarrow \alpha''_{def}$, induzida por tensão, e TMR do tipo $\alpha''_{def} \rightarrow \beta_{def}$, no descarregamento.

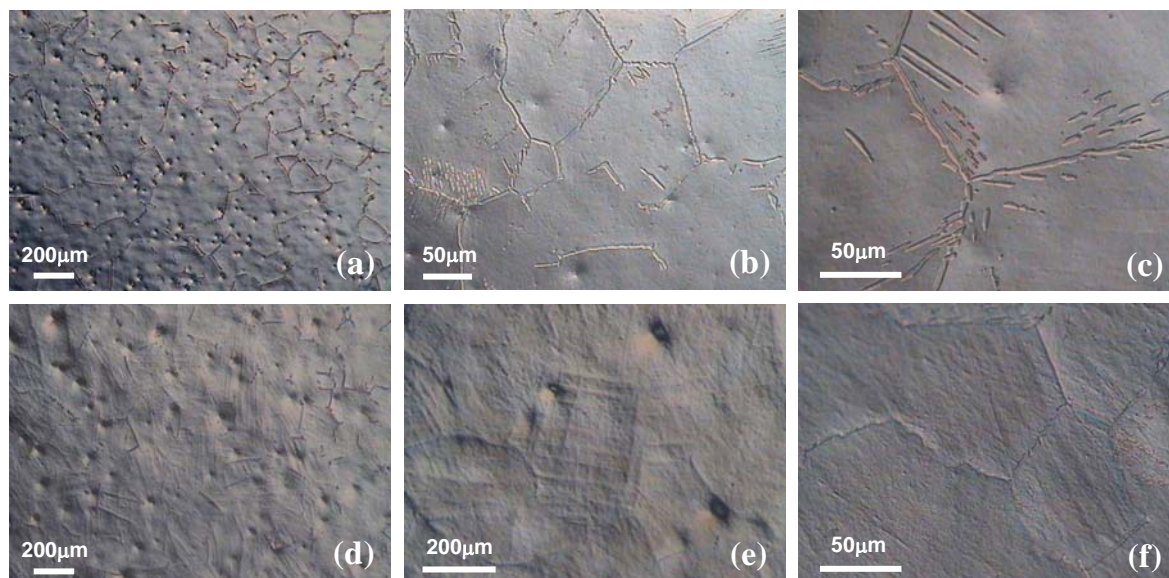


Figura 6. Microestrutura da liga Ti-10%Mo: (a), (b) e (c) ET; (d), (e) e (f) CD3.

3.1.4 Liga Ti-15%Mo

Os difratogramas da liga Ti-15%Mo temperada e submetida a CD1 e CD3, são apresentados na Figura 7. No estado temperado, a liga possui uma estrutura composta pela fase β majoritária. Também nota-se a presença da fase martensítica α'' e traços das fases α e ω . Após a deformação, a composição física da liga é a mesma, embora os picos difratados tenham se tornado mais largos, indicando um acúmulo de deformação.

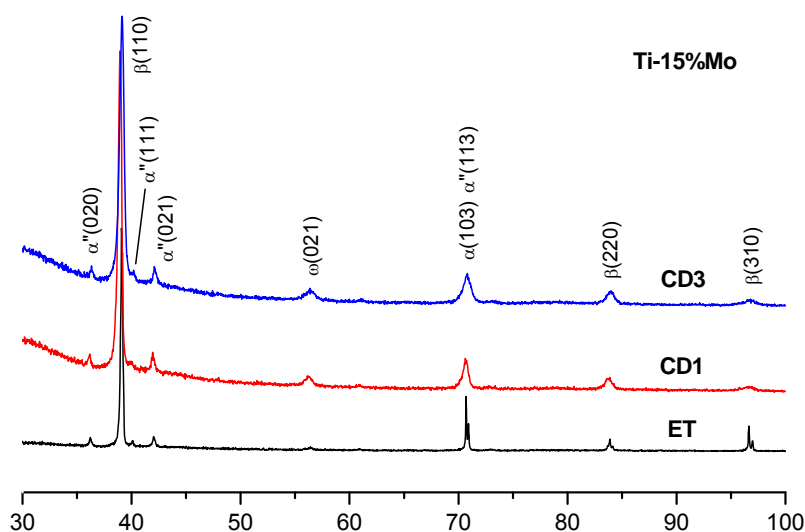


Figura 7. Difratogramas da liga Ti-15%Mo no estado temperado (ET) e deformado (CD).

A microestrutura da liga Ti-15%Mo temperada (Figuras 8a a 8b), é composta por grãos da fase β , com segregações da fase α em alguns contornos dos grãos, entretanto, em menor quantidade comparando com ligas de outras composições. A superfície da liga preparada aparece ondulada, provavelmente em razão da deformação que a liga sofreu durante a preparação, que não foi eliminada por completo no tratamento térmico final. Após CD3 (Figura 8c), a microestrutura revela os grãos da fase β , entretanto, a morfologia parece ser mais rugosa.

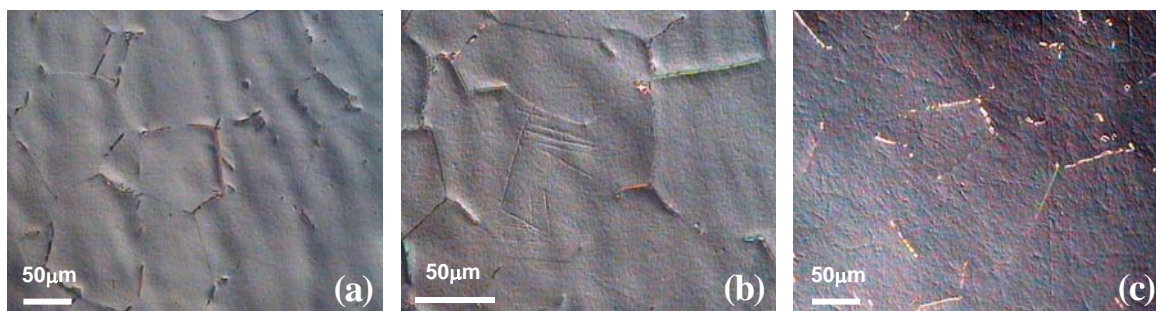


Figura 8. Microestrutura da liga Ti-15%Mo: (a) e (b) ET; e (c) CD3.

3.2 Microanálise

A Tabela 1 apresenta os teores de Mo nas ligas investigadas, obtidos através da microanálise realizada nos pontos indicados na Figura 9. As intensidades dos picos de emissão de raios X característicos dos componentes presentes foram corrigidas por ZAF.

Tabela 1. Teor de molibdênio nas ligas investigadas

Composição nominal	Teor de Mo (% peso)	
	ponto 1	ponto 2
Ti-6%Mo	3,38	9,70
Ti-8%Mo	7,28	8,30
Ti-10%Mo	1,68	9,67
Ti-15%Mo	2,73	13,62

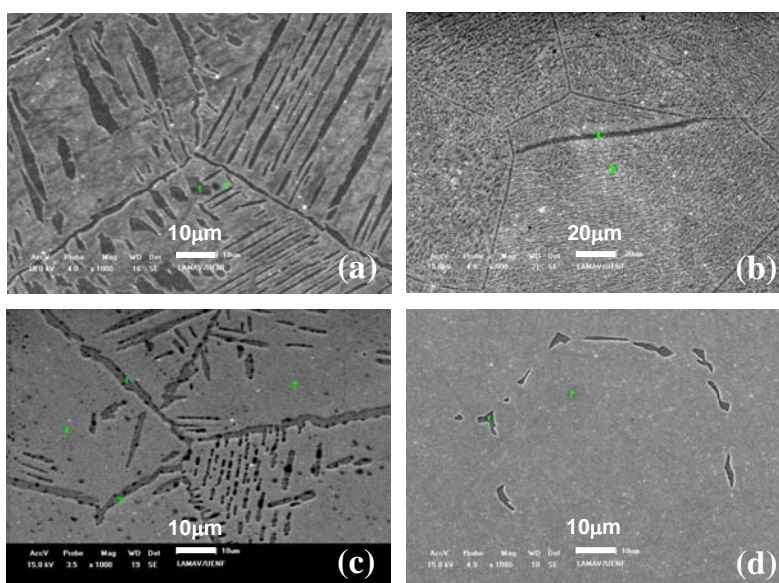


Figura 9. Micrografias (MEV) indicando os pontos da microanálise das ligas: (a) Ti-6%Mo; (b) Ti-8%Mo; (c) Ti-10%Mo; e (d) Ti-15%Mo.

3.3 Ensaios de Compressão

Em cada ciclo de deformação (CD1, CD2 e CD3), a tensão de compressão foi aplicada às amostras até atingir a deformação de 10% e, então, a tensão foi removida. As curvas “tensão-deformação” obtidas nos ensaios mecânicos das ligas são apresentadas na Figura 10. As Figuras 11a e 11b mostram os valores dos módulos de elasticidade (E) das ligas, determinados a partir das curvas “tensão-deformação”, e os valores de deformação acumulada durante três ciclos de ensaios. Observa-se que as ligas Ti-6%Mo e Ti-15%Mo possuem um comportamento mecânico similar, tanto em relação a sua resistência quanto ao acúmulo de deformação plástica. Essas ligas apresentaram maiores valores dos módulos de elasticidade (111 MPa e 125 MPa) e acumularam de 4,5% a 5,5% de deformação. Ao contrário, as ligas com 8% e 10%Mo apresentaram menores valores de E (100 MPa e 83MPa) e se comportaram de modo mais elástico. Entre as ligas investigadas, destacou-se a liga Ti-8%Mo, com a deformação acumulada inferior a 2,8%.

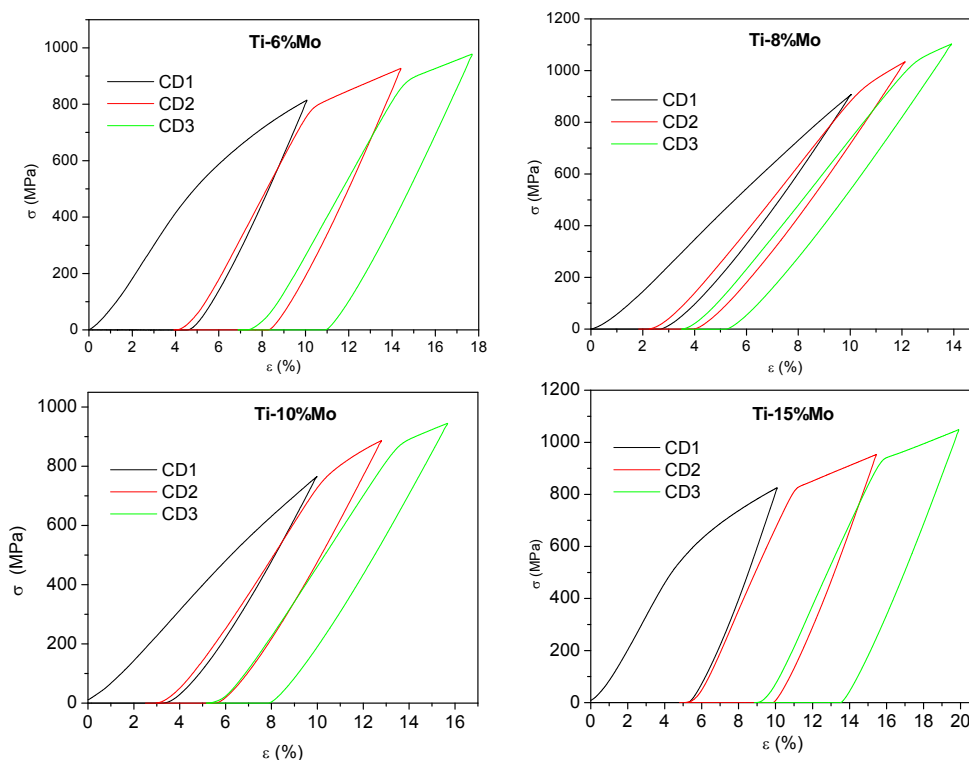


Figura 10. Curvas de três ciclos sucessivos de deformação por compressão das ligas Ti-Mo.

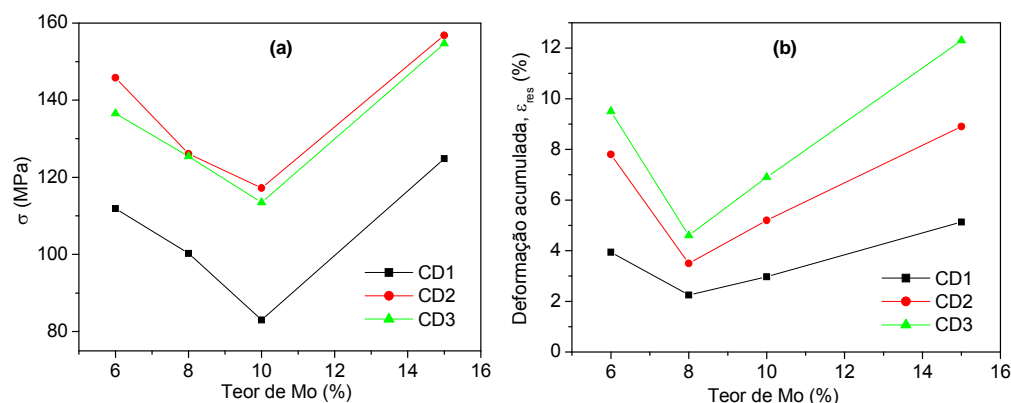


Figura 11. Módulo de elasticidade (a) e deformação acumulada; e (b) das ligas Ti-Mo em função do teor de Mo.

3.4 Resistividade Elétrica

A Tabela 2 apresenta os valores médios de resistividade elétrica das ligas temperadas (ρ_{ET}) e submetidas à terceira deformação cíclica (ρ_{CD}), junto com desvio padrão (σ). Os resultados obtidos permitem observar que a resistividade elétrica tem seu valor crescente com o aumento do teor de Mo. Nota-se também que, após a deformação, a resistividade elétrica de todas as ligas sofre um aumento em relação aos valores referentes ao estado temperado (Figura 12).

Tabela 2. Valores de resistividade elétrica das ligas do sistema Ti-Mo

Composição nominal	ρ_{ET} ($\mu\Omega m$)	σ_{ET} ($\mu\Omega m$)	ρ_{CD} ($\mu\Omega m$)	σ_{CD} ($\mu\Omega m$)
Ti-6%Mo	1,31	0,02	1,33	0,01
Ti-8%Mo	1,34	0,02	1,39	0,04
Ti-10%Mo	1,54	0,04	1,59	0,03
Ti-15%Mo	1,64	0,01	1,70	0,01

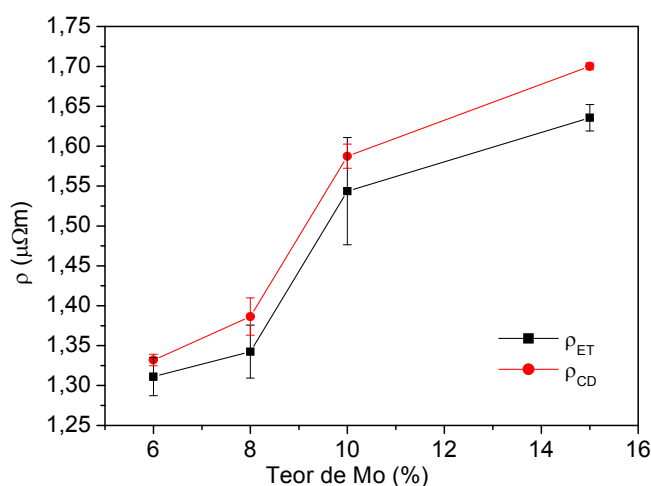


Figura 12. Resistividade elétrica das ligas Ti-Mo em função do teor de Mo.

3.5 Densidade

A Tabela 3 apresenta a densidade aparente das ligas no seu estado temperado ($\gamma_{a/ET}$) e após a terceira deformação cíclica ($\gamma_{a/CD}$), comparada com a densidade teórica (γ_t) estimada a partir de composição química nominal. Observa-se que a deformação quase não influenciou na densidade aparente das ligas investigadas.

Tabela 3. Valores de densidade aparente e de densidade calculada das ligas do sistema Ti-Mo

Composição nominal	$\gamma_{a/ET}$ (g/cm^3)	$\gamma_{a/CD}$ (g/cm^3)	γ_t (g/cm^3)
Ti-6%Mo	4,807	4,790	4,847
Ti-8%Mo	4,773	4,766	4,962
Ti-10%Mo	4,840	4,842	5,078
Ti-15%Mo	4,987	4,990	5,367

3.6 Microdureza

A Tabela 4 apresenta a microdureza das ligas no seu estado temperado (HV_{ET}) e após a terceira deformação cíclica (HV_{CD}), junto com desvio padrão (σ). Estes resultados revelam um acréscimo na microdureza das ligas com o aumento do teor

de Mo. Além disso, nota-se também que o valor da microdureza aumenta para as ligas deformadas (Figura 13).

Tabela 4. Resultados das medidas de microdureza das ligas do sistema Ti-Mo

Composição nominal	HV _{ET} (kgf/mm ²)	σ_{ET} (kgf/mm ²)	HV _{CD} (kgf/mm ²)	σ_{CD} (kgf/mm ²)
Ti-6%Mo	160	8	286	29
Ti-8%Mo	192	8	299	36
Ti-10%Mo	204	9	306	27
Ti-15%Mo	239	12	286	24

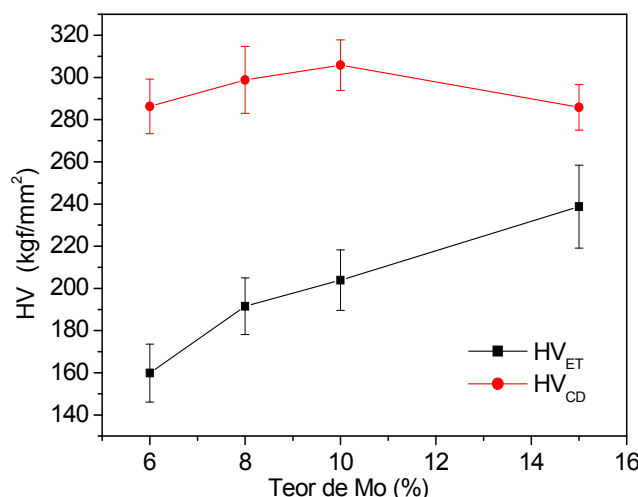


Figura 13. Microdureza das ligas Ti-Mo em função do teor de Mo.

4 DISCUSSÃO

A estrutura das ligas investigadas, no estado temperado, é composta pela fase β (CCC), apresentando também, em menor participação, a fase estável α (HC), martensitas α' (HC) e α'' (ortorrômbica), além da fase ω (HCC). Na microestrutura das ligas aparecem grãos da fase β que sofreram ou não a transformação martensítica. Observam-se ainda segregações no interior de alguns grãos e em alguns contornos de grão da fase β . A análise química das ligas determinou que estas segregações, em comparação com outras regiões no interior dos grãos, são mais ricas em Ti, o que é característico para a fase estável α . A fase α aparece em maior quantidade nas ligas com menor teor de Mo (6% e 8%), mas foi notada com clareza em vários contornos dos grãos nas ligas com 10%Mo e 15%Mo. Entretanto, a sua participação na liga com 15%Mo é menor e nem aparece em todos os contornos dos grãos. A presença da fase α estável foi atribuída às condições de recozimento aplicado às ligas. Com base no diagrama de fase Ti-Mo,⁽¹²⁾ é possível observar que o recozimento e têmpera realizada a partir de 800°C têm seu ponto de início dentro do campo bifásico $\alpha+\beta$, o que justifica a presença da fase α nas ligas investigadas, sendo que com o aumento do teor de Mo, menor fração volumétrica da fase α encontra-se na liga. Na têmpera, somente a fase β sofre transformação pelo mecanismo martensítico. Com o aumento do teor de Mo, as temperaturas críticas diminuem drasticamente⁽²⁾ contribuindo na estabilização da fase β metaestável. Isso explica o fato de a fase β ter se mostrado como majoritária nas ligas com maiores teores de Mo (10% e 15%), o que foi comprovado pela análise estrutural realizada por várias técnicas. Estes resultados estão de acordo com resultados de

Chen et al.⁽¹³⁾ e Ho, Ju e Lee,⁽¹⁴⁾ que analisaram a estrutura das ligas de Ti-Mo no estado após a fundição e mostraram que, quando o teor de Mo aumenta de 6% até 15%, a fase β se torna a principal.

A deformação cíclica realizada quase não alterou a composição fásica das ligas, entretanto, foi notado um ligeiro aumento na participação das fases martensíticas α'' e α' e a orientação da fase β . A deformação deixou evidências mais claras nas ligas Ti-8%Mo e Ti-10%Mo, revelando as linhas de deslizamento no interior dos grãos, evidenciando a TMR $\beta \rightarrow \alpha''_{\text{def}}$, induzida por tensão, com re-orientação das fases envolvidas, e a TMR $\alpha''_{\text{def}} \rightarrow \beta_{\text{def}}$, após a descarga, sendo que estas linhas possuem orientações diferentes em cada grão. As linhas de deslizamento de TMR induzida foram observadas na liga com 6%Mo, nas regiões livres dos precipitados da fase estável α , entretanto, a presença considerável desta fase, provavelmente, dificultou a realização de TMR. Na liga com 15%Mo, um baixo teor da fase estável α não poderia dificultar o desenvolvimento de TMR sob tensão, mas mesmo assim a liga não se comportou de modo super-elástico. Nesta liga, o módulo de elasticidade é maior que o da liga com 10%Mo, indicando uma maior estabilidade da fase β a sofrer TMR sob tensão e realizar super-elasticidade. Baixos valores dos módulos nas ligas com 8%Mo e 10%Mo e baixo acúmulo de deformação residual indicam que estas ligas são propícias à realizar super-elasticidade. Os resultados obtidos são muito coerentes com os apresentados no trabalho de Tahara et al.⁽⁷⁾

Os valores de resistividade elétrica e microdureza das ligas temperadas aumentaram com aumento do teor de Mo, fato esperado nas ligas de Ti contendo elementos β -estabilizadores. Estas propriedades mostram-se sensíveis às alterações na composição fásica. Assim, menor valor de HV na liga com 6%Mo pode ser atribuído a maior participação da fase estável α , pobre em Mo. Um salto de ρ , notado nas ligas com 8%Mo e 10%Mo, pode ser correlacionado com o aumento na participação da fase β , lembrando que a partir de 10%Mo, a fase β revela-se como a majoritária. Um acréscimo de ρ na liga com 15%Mo também é devido ao maior teor do ligante na solução sólida β . A deformação realizada aumentou os valores de ρ e HV, o que foi esperado para as ligas deformadas. Entretanto, os valores de microdureza sofreram maiores alterações com o encruamento das ligas.

5 CONCLUSÕES

A estrutura das ligas Ti-(6-15)%Mo temperadas a partir do campo bifásico $\alpha+\beta$ (800°C) é composta por fases metaestáveis β , α' , α'' e ω e fase estável α . A presença da fase estável α , em forma de segregações nas regiões próximas aos contornos de grão da fase β , é maior na liga com menor teor de Mo (6%) e diminui de modo significativo, com o aumento do teor de Mo. O Mo estabiliza a fase β metaestável, que na liga com 15% revela-se como a majoritária.

Baixos valores do módulo de elasticidade (até 83MPa) e baixa deformação acumulada (< 2,8%) foram notados nas ligas com a estrutura composta por fases metaestáveis e de baixa estabilidade (8%Mo e 10%Mo). Nestas ligas, com a deformação cíclica, o efeito de super-elasticidade, resultante de ocorrência de TMR sob tensão, pode ser esperado. Com maior participação da fase estável α (6%Mo) e/ou com estabilidade da fase β (15%Mo), o comportamento mecânico das ligas constituídas das fases estáveis é mais típico. Neste caso, as ligas parecem ser pouco propícias para mostrar super-elasticidade.

O aumento do teor de Mo de 6% a 15%, e a conseqüente estabilização da fase β causam um aumento nos valores de resistividade elétrica e microdureza. Estas

propriedades mostram-se sensíveis à deformação acumulada e às alterações na composição física, ocorridas durante os ciclos de deformação realizados.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CNPq, CAPES e FAPERJ, pelo financiamento da pesquisa. Agradecimentos especiais ao professor Herval Ramos Paes Junior (UENF-LAMAV), pela realização da medida de resistividade.

REFERÊNCIAS

- 1 COLLINGS, E.W. The Physical Metallurgy of Titanium Alloys. ASM. Ed. Metals Park, 1984.
- 2 FEDOTOV, S.G. As Fases Metaestáveis nas Ligas de Titânio, o Mecanismo e as Condições de Formação. In: Investigações dos Metais dos Estados Líquidos e Sólidos, Moscou, Nauka, p. 207-240, 1964.
- 3 FEDOTOV, S.G.; KONSTANTINOV, K.M.; KOKNAEV, R.G.; SINODOVA, E.P. Estrutura, propriedades e decomposição da martensita nas ligas de titânio - nióbio. Ligas de titânio com propriedades especiais. Moscou, Nauka, p. 29-32, 1982.
- 4 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.
- 5 ZHANG, L.C., ZHOU, T., AINDOW, M., ALPAY, C.P., BLACKBURN, M.J. *Nucleation of stress-induced martensites in Ti/Mo-based alloy*. Journal of Materials Science. 40, p. 2833-3836, 2005.
- 6 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, pp. 2419-2429, 2006.
- 7 TAHARA, M., KIM, HY., HOSODA, H., MIYAZAKI, S. *Cyclic deformation behavior of a Ti-26 at. % Nb alloy*. Acta Materialia, n. 56, p. 423-433, 2009.
- 8 SCHNEIDER, S. G.; MACEDO, B. Z.; NETTO, N. C.; SCHNEIDER, S. *Avaliação da transformação de fase induzida por tensão na nova Liga Ti-35Nb-7Zr*. 6th Latin American Congress of Artificial Organs and Biomaterials (COLAOB 2010), ago 2010. Disponível em: <http://sec.adevento.com.br/tribecaeventos/cdrom/resumos/TC0127-2.pdf>. Acesso em: 07 fev. 2011.
- 10 DOMBROVSKIY, Y.M. Propriedades Físicas de Metais e Ligas. Rostov, Rússia, DGTU, 2004 (em russo).
- 11 SOUZA, S.A. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos. 6ª reimp. São Paulo, Edgard Blucher, 1993.
- 12 GIROTTO, E.M., SANTOS, I.A. *Medidas de Resistividade Elétrica dc em Sólidos: Como Efetuá-las Corretamente*. Quim. Nova, v. 25, n. 4, p. 639-647, 2002.
- 13 ASM handbook: Alloy phase diagrams. Metals Park: ASM International, v.3, 1992.
- 14 CHEN, Y.Y., XU, L.J., LIU, Z.G., KONG, F.T., CHEN, Z.Y. *Microstructures and properties of titanium alloys Ti-Mo for dental use*. Trans. Nonferrous Met. SOC, v. 16, p. 824-828, 2006.
- 15 HO, W.F., JU, C.P., Lin, J.H. *Structure and properties of cast binary Ti-Mo alloys*. Biomaterials, v. 20, p.2115-2122, 1999.