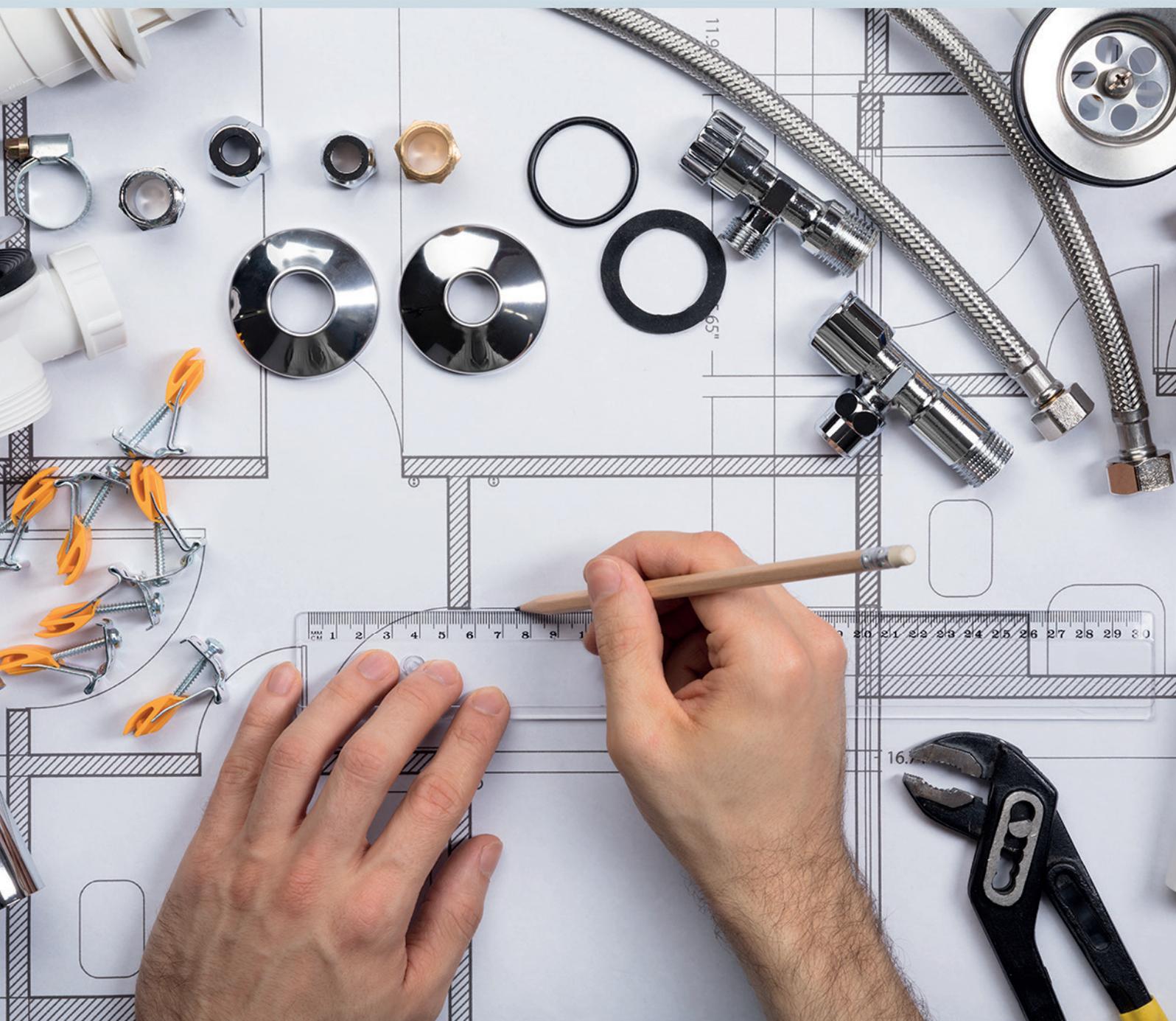


Ciência e Engenharia de Materiais

2

Marcia Regina Werner Schneider Abdala
(Organizadora)



Atena
Editora

Ano 2018

MARCIA REGINA WERNER SCHNEIDER ABDALA

(Organizadora)

Ciência e Engenharia de Materiais

2

Atena Editora

2018

2018 by Atena Editora

Copyright © da Atena Editora

Editora Chefe: Profª Drª Antonella Carvalho de Oliveira

Diagramação e Edição de Arte: Geraldo Alves e Natália Sandrini

Revisão: Os autores

Conselho Editorial

- Prof. Dr. Alan Mario Zuffo – Universidade Federal de Mato Grosso do Sul
Prof. Dr. Álvaro Augusto de Borba Barreto – Universidade Federal de Pelotas
Prof. Dr. Antonio Carlos Frasson – Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Prof. Dr. Antonio Isidro-Filho – Universidade de Brasília
Profª Drª Cristina Gaio – Universidade de Lisboa
Prof. Dr. Constantino Ribeiro de Oliveira Junior – Universidade Estadual de Ponta Grossa
Profª Drª Daiane Garabeli Trojan – Universidade Norte do Paraná
Prof. Dr. Darllan Collins da Cunha e Silva – Universidade Estadual Paulista
Profª Drª Deusilene Souza Vieira Dall’Acqua – Universidade Federal de Rondônia
Prof. Dr. Eloi Rufato Junior – Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Prof. Dr. Fábio Steiner – Universidade Estadual de Mato Grosso do Sul
Prof. Dr. Gianfábio Pimentel Franco – Universidade Federal de Santa Maria
Prof. Dr. Gilmei Fleck – Universidade Estadual do Oeste do Paraná
Profª Drª Girlene Santos de Souza – Universidade Federal do Recôncavo da Bahia
Profª Drª Ivone Goulart Lopes – Istituto Internazionele delle Figlie de Maria Ausiliatrice
Profª Drª Juliane Sant’Ana Bento – Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Prof. Dr. Julio Candido de Meirelles Junior – Universidade Federal Fluminense
Prof. Dr. Jorge González Aguilera – Universidade Federal de Mato Grosso do Sul
Profª Drª Lina Maria Gonçalves – Universidade Federal do Tocantins
Profª Drª Natiéli Piovesan – Instituto Federal do Rio Grande do Norte
Profª Drª Paola Andressa Scortegagna – Universidade Estadual de Ponta Grossa
Profª Drª Raissa Rachel Salustriano da Silva Matos – Universidade Federal do Maranhão
Prof. Dr. Ronilson Freitas de Souza – Universidade do Estado do Pará
Prof. Dr. Takeshy Tachizawa – Faculdade de Campo Limpo Paulista
Prof. Dr. Urandi João Rodrigues Junior – Universidade Federal do Oeste do Pará
Prof. Dr. Valdemar Antonio Paffaro Junior – Universidade Federal de Alfenas
Profª Drª Vanessa Bordin Viera – Universidade Federal de Campina Grande
Profª Drª Vanessa Lima Gonçalves – Universidade Estadual de Ponta Grossa
Prof. Dr. Willian Douglas Guilherme – Universidade Federal do Tocantins

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) (eDOC BRASIL, Belo Horizonte/MG)

C569 Ciência e engenharia de materiais 2 [recurso eletrônico] / Marcia Regina Werner Schneider Abdala. – Ponta Grossa (PR): Atena Editora, 2018. – (Ciência e Engenharia de Materiais; v. 2)

Formato: PDF

Requisitos de sistema: Adobe Acrobat Reader

Modo de acesso: World Wide Web

Inclui bibliografia

ISBN 978-85-85107-63-5

DOI 10.22533/at.ed.635183010

1. Engenharia. 2. Materiais I. Abdala, Marcia Regina Werner Schneider. II. Série.

CDD 620.11

Elaborado por Maurício Amormino Júnior – CRB6/2422

O conteúdo dos artigos e seus dados em sua forma, correção e confiabilidade são de responsabilidade exclusiva dos autores.

2018

Permitido o download da obra e o compartilhamento desde que sejam atribuídos créditos aos autores, mas sem a possibilidade de alterá-la de nenhuma forma ou utilizá-la para fins comerciais.

www.atenaeditora.com.br

APRESENTAÇÃO

Você já percebeu a importância dos materiais na sua vida diária? Os materiais estão provavelmente mais imersos na nossa cultura do que a maioria de nós imagina. Diferentes segmentos como habitação, saúde, transportes, segurança, informação/comunicação, vestuário, entre outros, são influenciados em maior ou menor grau pelos materiais.

De fato a utilização dos materiais sempre foi tão importante que os períodos antigos eram denominados de acordo com os materiais utilizados pela sociedade primitiva, como a Idade da Pedra, Idade do Bronze, Idade do Ferro, etc.

A humanidade está em constante evolução, e os materiais não são exceções. Com o avanço da ciência e da tecnologia a cada dia surgem novos materiais com características específicas que permitem aplicações pormenorizadas e inovação nas mais diferentes áreas.

Todos os dias centenas de pesquisadores estão atentos ao desenvolvimento de novos materiais e ao aprimoramento dos existentes de forma a integrá-los em tecnologias de manufatura economicamente eficientes e ecologicamente seguras.

Estamos entrando em uma nova era caracterizada por novos materiais que podem tornar o futuro mais fácil, seguro e sustentável. O campo da Ciência e Engenharia de Materiais aplicada está seguindo por novos caminhos. A iminente escassez de recursos está exigindo inovações e ideias criativas.

Nesse sentido, este livro evidencia a importância da Ciência e Engenharia de Materiais, apresentando uma coletânea de trabalhos, composta por quatro volumes, que permitem conhecer mais profundamente os diferentes materiais, mediante um exame das relações entre a sua estrutura, as suas propriedades e o seu processamento.

Considerando que a utilização de materiais e os projetos de engenharia mudam continuamente e que o ritmo desta mudança se acelera, não há como prever os avanços de longo prazo nesta área. A busca por novos materiais prossegue continuamente...

Boa leitura!

Marcia Regina Werner Schneider Abdala

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1	1
ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE CARBETO DE VANÁDIO NA MOAGEM E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AISI 52100, PRODUZIDO POR METALURGIA DO PÓ	
<i>Leandra Fernandes de Oliveira</i>	
<i>Bruna Horta Bastos Kuffner</i>	
<i>Daniela Sachs</i>	
<i>Gilbert Silva</i>	
<i>Geovani Rodrigues</i>	
CAPÍTULO 2	12
INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DO PROCESSO DE SOLDAGEM INNERSHIELD NAS CARACTERÍSTICAS DA SOLDA DE UM AÇO ESTRUTURAL ASTM – A36	
<i>Waldemir dos Passos Martins</i>	
<i>Paulo Victor Cunha Caetano</i>	
<i>Valdemar Silva Leal</i>	
<i>Valter Alves de Meneses</i>	
CAPÍTULO 3	25
CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA DO AÇO INOXIDÁVEL 17-4 PH NITRETADO UTILIZADO NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS	
<i>Ane Caroline Celestino Silva</i>	
<i>Lucas da Silva Vicente</i>	
<i>Christian Egídio da Silva</i>	
<i>Cristina de Carvalho Ares Elisei</i>	
<i>Cirlene Fourquet Bandeira</i>	
<i>Sérgio Roberto Montoro</i>	
CAPÍTULO 4	32
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO BAIXO CARBONO APÓS PROCESSO DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA	
<i>Vanessa Moura de Souza</i>	
<i>Vinicius Martins</i>	
CAPÍTULO 5	43
COMPORTAMENTO ESTRUTURAL DAS MATRIZES METÁLICAS DO SISTEMA FE-CU-NB OBTIDAS POR Prensagem a quente	
<i>Hellen Cristine Prata de Oliveira</i>	
<i>Marcello Filgueira</i>	
CAPÍTULO 6	58
ESTUDO DO EFEITO DA VIBRAÇÃO NA SOLIDIFICAÇÃO DA LIGA 356.0	
<i>Laura Ferrazza Kirch</i>	
<i>Amanda Yuki Shimosaka</i>	
<i>Dalmarino Setti</i>	
CAPÍTULO 7	65
ESTUDO SOBRE O PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO DAS MATRIZES METÁLICAS DE FE-CU-25%NB E FE-CU-25%CO DURANTE A Prensagem a quente	
<i>Hellen Cristine Prata de Oliveira</i>	
<i>Adriano Corrêa Batista</i>	
<i>Luis Guerra Rosa</i>	
<i>Paulo Santos Assis</i>	

CAPÍTULO 8	84
TRANSIÇÃO OBSERVADA ENTRE OS MODOS DE DESGASTE MICRO-ABRASIVO POR “RISCAMENTO” E POR “ROLAMENTO” EM WC-CO P20 E AÇO-FERRAMENTA M2	
<i>Ronaldo Câmara Cozza</i>	
CAPÍTULO 9	92
ANÁLISE DA DUREZA E MICROESTRUTURA DO AÇO ABNT 1045 APÓS TÊMPERA E REVENIMENTO	
<i>João Paulo Montalván Shica</i>	
<i>Matheus Henryque Almeida e Silva</i>	
CAPÍTULO 10	105
ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA PERDA DE RIGIDEZ SOBRE AS FREQUÊNCIAS NATURAIS DE PLACAS DE ALUMÍNIO	
<i>Pietro Olegário da Silva</i>	
<i>Adriana Amaro Diacenco</i>	
CAPÍTULO 11	118
ANÁLISE DA MICRODUREZA E CORROSÃO NO PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW NA CHAPA DE AÇO DOBRADA TIPO U	
<i>Josemairon Prado Pereira</i>	
<i>Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves</i>	
CAPÍTULO 12	129
ANÁLISE DO CICLO TÉRMICO DE UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA UTILIZANDO MÉTODO DIRETO E EQUAÇÕES DE SOLDAGEM	
<i>Thyálita Coêlho Moreira Mousinho</i>	
<i>Thaís Spíndola Garcêz</i>	
<i>José Francisco dos Reis Sobrinho</i>	
<i>Nelson Guedes de Alcântara</i>	
CAPÍTULO 13	138
MICROFURAÇÃO COM LASER PULSADO ND:YAG EM CHAPAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L	
<i>Dair Ferreira Salgado Junior</i>	
<i>Vicente Afonso Ventrella</i>	
<i>Juno Gallego</i>	
CAPÍTULO 14	153
ESTUDO DO COMPORTAMENTO DE LÂMINAS DE SERRA NO CORTE DA MADEIRA COM APLICAÇÃO DO MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS	
<i>Daniel Villas Bôas</i>	
<i>Elder Jesus Lima Machado</i>	
<i>Vanessa Ferreira Neves</i>	
CAPÍTULO 15	160
O EFEITO DE DIFERENTES TIPOS DE HOMOGENEIZAÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO EM DEFORMAÇÃO A FRIO DAS LIGAS TI-35NB E TI-35NB-0,15SI	
<i>Késia Filadélfia Dionizio Silva Ramos</i>	
<i>Helton José Rodrigues Cabral</i>	
<i>Reinan Tiago Fernandes dos Santos</i>	
<i>Wilton Walter Batista</i>	
CAPÍTULO 16	173
LIGA DE MAGNÉSIO AZ91D: AVALIAÇÃO DA BIODEGRABILIDADE E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO	
<i>Ronaldo Veronês Nascimento</i>	
<i>Ângela Beatriz Coelho Arnt</i>	
<i>Marcio Roberto da Rocha</i>	
<i>Steferson Luiz Stares</i>	

CAPÍTULO 17	184
INFLUÊNCIA DO PH E DO TEMPO DE IMERSÃO NA SILANIZAÇÃO JUNTO DE TANINOS PARA PROTEÇÃO ANTICORROSIVA DE AÇOS GALVANIZADOS	
<i>Bruno Pienis Garcia</i> <i>Álvaro Meneguzzi</i>	
CAPÍTULO 18	194
A NEW PROCEDURE TO DETERMINE THE PERMITTIVITY OF RADAR ABSORBING MATERIALS	
<i>Tamara Indrusiak Silva</i> <i>Iaci Miranda Pereira</i> <i>Jorge A. Mitrione Souza</i> <i>Marbey Manhães Mosso</i> <i>Ângelo M. Leite Denadai</i> <i>Jéferson Gomes da Silva</i> <i>Alan Reis de Oliveira</i> <i>Bluma Guenther Soares</i>	
CAPÍTULO 19	204
DESENVOLVIMENTO DE UM REVESTIMENTO A BASE DE NIÓBIO PARA PROTEÇÃO CONTRA CORROSÃO DE AÇO-CARBONO (SAE 1020)	
<i>Paloma Detlinger</i> <i>Brian Utri</i> <i>Guilherme Arielo Rodrigues Maia</i> <i>Rodrigo Helleis</i> <i>Cynthia Beatriz Fürstenberger</i> <i>Everson do Prado Banczek</i>	
CAPÍTULO 20	213
CORROSÃO E BIOCORROSÃO EM AÇO CARBONO	
<i>Diana Magalhães Frazão</i> <i>Ivanilda Ramos de Melo</i> <i>Severino Leopoldino Urtiga Filho</i>	
SOBRE A ORGANIZADORA	218

O EFEITO DE DIFERENTES TIPOS DE HOMOGENEIZAÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO EM DEFORMAÇÃO A FRIO DAS LIGAS Ti-35Nb E Ti-35Nb-0,15Si

Késia Filadélfia Dionizio Silva Ramos

Universidade Federal de Sergipe, Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais
São Cristovão – Sergipe

Helton José Rodrigues Cabral

Universidade Federal de Sergipe, Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais
São Cristovão – Sergipe

Reinan Tiago Fernandes dos Santos

Universidade Federal de Sergipe, Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais
São Cristovão – Sergipe

Wilton Walter Batista

Universidade Federal de Sergipe, Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais
São Cristovão – Sergipe

RESUMO: Dentre os materiais utilizados como implantes ortopédicos, o titânio e suas ligas tem grande destaque. Além da biocompatibilidade é importante que o material apresente propriedades mecânicas compatíveis com a aplicação. Este trabalho investiga o efeito de diferentes tipos de homogeneização sobre a microestrutura e o comportamento em deformação a frio das ligas Ti-35Nb e Ti-35Nb-0,15Si. A homogeneização das ligas foi realizada em duas condições diferentes. Condição 1: amostras tratadas termicamente em forno com atmosfera controlada de argônio de 1000 °C

por 8 horas. Nessa condição, a liga Ti-35Nb-0,15Si apresentou maior ductilidade em relação à liga Ti-35Nb. Condição 2: amostras tratadas em forno com atmosfera de ar ambiente na temperatura de 1000 °C por 8, 24, 48, 72, 96 e 120 horas. Em atmosfera ar ambiente as amostras apresentaram a presença da camada de óxido chamada de camada alfa influenciando na dureza e no nível de deformação a frio.

PALAVRAS-CHAVE: Ligas de titânio, Ti-35Nb, Ti-35Nb-0,15Si, Oxidação térmica, Deformação.

ABSTRACT: Among the materials used as orthopedic implants, titanium and its alloys has great merit. In addition to biocompatibility it is important that the material has adequate mechanical properties for the application. This work investigates the effect of different types of homogenization of the microstructure and the cold deformation behavior of Ti-35Nb and Ti-35Nb-0,15Si alloys. The homogenization of the alloys was performed in two different conditions. Condition 1: heat-treated samples of controlled argon atmosphere to 1000 °C for 8 hours. In this condition, the Ti-35Nb-0,15Si alloys showed higher ductility compared to Ti-35Nb. Condition 2: samples treated in ambient air atmosphere at 1000 °C for 8, 24, 48, 72, 96 and 120 hours. In ambient air atmosphere samples showed the presence of the oxide layer called alpha-case influencing the toughness and the cold

deformation level.

KEYWORDS: Titanium alloys, Ti-35Nb, Ti-35Nb-0.15Si, thermal oxidation, deformation.

1 | INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, o uso de materiais metálicos na ortopedia tem sido bastante explorado no processo de restauração de funções comprometidas no sistema biológico (CHEN *et al.*, 2001). As ligas do sistema Ti-Nb-Si, do tipo β , apresentam propriedades que atendem aos requisitos dos materiais utilizados em implantes ortopédicos: biocompatibilidade, elevada resistência mecânica e baixo módulo de elasticidade. Os elementos de liga Nb e Si foram adicionados no Ti pelas seguintes razões: são elementos não citotóxicos, estabilizam a fase β , aumentam a resistência mecânica e atuam na redução do módulo de elasticidade (NIINOMI *et al.*, 2012).

O Ti possui uma transformação alotrópica na temperatura de 882 °C, na qual ele passa da fase α , com estrutura hexagonal compacta, para a fase β , com estrutura cúbica de corpo centrado (DORAISWAMY e ANKEM, 2003). Em condições de deformação ou elevada taxa de extração de calor, podem ser formadas fases metaestáveis, por exemplo, as fases α' , α'' e ω . Essas fases surgem quando o equilíbrio termodinâmico não é alcançado (MANTANI e TAJIMA, 2006). As fases e, conseqüentemente, as propriedades das ligas de Ti são altamente dependentes da composição, tratamentos térmicos e termomecânicos empregados.

O objetivo deste trabalho consistiu no estudo de diferentes condições de tratamento térmico de homogeneização e o seu efeito na deformação e na correlação microestrutura-propriedades.

2 | MATERIAIS E MÉTODOS

Para a produção das ligas foram utilizados os seguintes materiais: Ti, Nb e Si. O Si foi utilizado na forma de pó, enquanto que o Ti e o Nb foram utilizados na forma de chapas. O Ti e o Nb foram decapados quimicamente com o intuito de remover óxidos presentes na superfície. A tabela 1 apresenta os materiais utilizados, a procedência, o grau de pureza e as soluções usadas na decapagem.

Material	Procedência	Grau de pureza (%)	Decapagem química
Titânio	MDT Implantes Ortopédicos	Grau 2 99,9	30ml de HF, 30ml de HNO ₃ e 30ml de H ₂ O
Nióbio	CBMM	99,8	50ml de H ₂ SO ₄ , 20ml de HNO ₃ , 20ml de HF e 10ml de H ₂ O
Silício	Alfa Aesar	99,9	---

Tabela 1. Materiais utilizados.

Foram produzidas as ligas Ti-35Nb e Ti-35Nb-0,15Si (% massa). A massa dos elementos foram medidas em uma balança analítica para a produção de lingotes de 50 gramas. A produção das ligas foi realizada em forno de fusão a arco voltaico com eletrodo não consumível de tungstênio, sob atmosfera controlada de argônio em um cadinho de cobre refrigerado a água. O processo de fusão foi repetido seis vezes para garantir a completa mistura dos elementos. Antes da fusão, o forno foi submetido a 30 minutos de vácuo, dividido em três lavagens com argônio em intervalos de 10 min.

Os lingotes fundidos foram submetidos ao tratamento térmico de homogeneização com o objetivo de corrigir variações de composição, decorrentes do processo de solidificação no cadinho de cobre refrigerado. O tratamento foi realizado em dois tipos de atmosferas: Forno tubular de quartzo (forno 1) com atmosfera inerte de argônio, submetido a 30 minutos de vácuo, com lavagens com argônio em intervalos de 10 minutos, para evitar a alta reatividade do titânio. O tratamento térmico de homogeneização realizado no forno tipo mufla (forno 2) empregou atmosfera de ar ambiente para verificar a reatividade do titânio. A tabela 2 mostra os parâmetros dos tratamentos térmicos de homogeneização.

Forno	Atmosfera	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Resfriamento
01	Argônio	1000	8	Em forno
			8	Em forno
			24	Ambiente
02	Ar Ambiente	1000	48	Ambiente
			72	Ambiente
			120	Ambiente

Tabela 2. Parâmetros dos tratamentos térmicos de homogeneização.

As ligas Ti-35Nb e Ti-35Nb-0,15Si homogeneizadas foram submetidos ao processo de deformação a frio. Os corpos de prova na forma de blocos maciços apresentavam as seguintes dimensões: largura de 5 mm, altura de 9 mm e comprimento de 14 mm. O corte dos corpos de prova foi realizado com discos abrasivos.

A deformação a frio foi realizada em uma matriz semiaberta visando maior uniformidade de deformação. A deformação empregou uma matriz de deformação projetada no DCEM-UFS (Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais – UFS), observada na figura 1. O processo foi considerado um forjamento em matriz aberta. Os corpos de prova maciços foram colocados no canal central da matriz e submetidos à compressão. Para a aplicação da carga foi utilizada uma prensa hidráulica Marcon modelo MPH-15 com capacidade de carga de 15 toneladas. Os corpos de prova foram recobertos com teflon e lubrificadas com desengripante para diminuir o atrito com as

paredes da matriz.

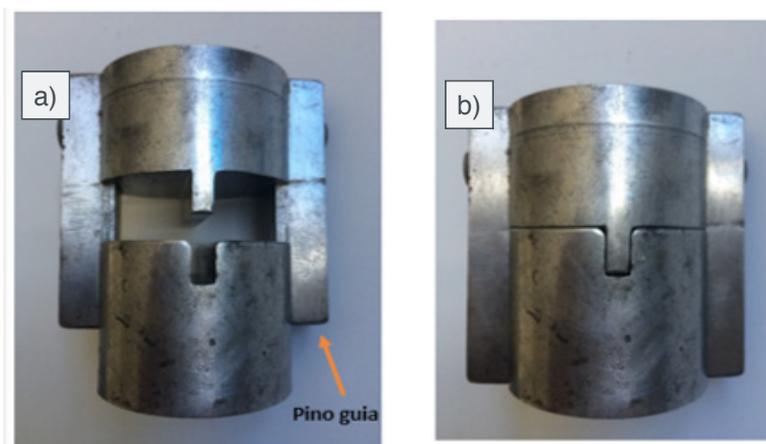


Figura 1. Matriz aberta: (a) partes separadas e (b) partes unidas.

As amostras em forma de tarugos foram submetidas a metalografia: embutimento, lixamento e polimento. O embutimento empregou resina poliéster isoftálica. O lixamento foi realizado com lixas de carbetto de silício (SiC) na sequência: 80, 180, 220, 340, 400, 500, 600, 800, 1.200 e 1.500. Antes do polimento em cada pano, as amostras foram submetidas a banho de ultrassom em uma lavadora ultrassônica digital para garantir uma maior limpeza. O polimento foi realizado em panos com abrasivo de pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm , sequencialmente, lubrificados com álcool etílico em uma politriz da marca Arotec.

As ligas homogeneizadas e deformadas a frio foram submetidas a ensaios de dureza em um durômetro da Future-tech, modelo FV-300, com carga de 5 Kgf e tempo de impressão de 10 segundos. Foram feitas dez impressões em cada amostra, a partir das quais foram calculados os valores médios de dureza Vickers. O ensaio foi realizado partindo da superfície da amostra em direção ao núcleo.

Para a revelação da microestrutura, as amostras foram atacadas quimicamente com solução de Kroll (91 mL de H_2O , 3 mL de HF e 6mL de HNO_3), conforme recomendação ASM (Handbook). As microestruturas das ligas foram analisadas através de microscopia óptica (MO) utilizando um microscópio modelo Carl Zeiss Axio Scope A.1

Os difratogramas de raios X foram obtidos a partir de amostras lixadas e expostas a radiação Cu-K α ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$) em um equipamento D8 Advance da Bruker Axs Brasil de acordo com as seguintes especificações: voltagem de 40 kV; corrente de 40 mA; varredura de 2θ de 30 a 90°; incremento de 0,02° por passo; tempo de leitura de 0,1s por passo. Para a identificação das fases utilizou-se as fichas de padrões do JCPDS (Joint Committee for Power Diffraction Standards).

3 | RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os corpos de provas das ligas Ti-35Nb e Ti-35Nb-0,15Si homogeneizadas em atmosfera de argônio e deformadas a frio, apresentaram redução da altura e aumento do comprimento. A tabela 3 apresenta os resultados referentes à deformação.

Liga	Carga (Toneladas)	Medidas Iniciais (mm)	Medidas Finais (mm)
Ti-35Nb	15	5,0 x 9,0 x 14,0	5,0 x 8,0 x 16,0
Ti-35Nb-0,15Si	15	5,0 x 9,0 x 14,0	5,0 x 5,5 x 18,0

Tabela 3. Medidas dos corpos de provas antes e depois da deformação.

A liga Ti-35Nb-0,15Si apresentou maior deformação em relação à liga Ti-35Nb. Este resultado deve-se ao comportamento do Si que é estabilizador da fase β (fase dúctil) e supressor da fase ω (fase dura) (JING *et al.*, 2008). Uma vez que a liga Ti-35Nb-0,15Si apresentou maior ductilidade em relação à liga Ti-35Nb, esta foi escolhida para ser o objeto dos tratamentos de homogeneização da condição 2 (homogeneização em atmosfera ar ambiente em 24, 48, 72, 96 120h).

Todas as amostras da liga Ti-35Nb-0,15Si foram pesadas em balança analítica antes e depois de cada homogeneização. O objetivo dessa análise foi quantificar uma possível alteração de massa das amostras. A tabela 4 apresenta todas as medidas realizadas mostrando que a reatividade da liga foi contínua na temperatura 1000 °C, sendo caracterizada pela difusão do oxigênio e aumento da espessura das camadas de óxidos externas de forma permanentes, diferente do que ocorre em temperaturas baixas, onde a camada de óxido formada é protetora. Observou-se que ocorreu ganho de massa proveniente da formação de camadas de óxidos de TiO_2 (normalmente rutilo, anatase e brookita) formadas nas superfícies das amostras. Esse resultado foi decorrente do comportamento que o titânio e suas ligas possuem em absorver oxigênio em solução sólida no seu retículo cristalino até cerca de 40% em temperaturas elevadas, sendo também formada uma camada protetora na superfície da liga como um revestimento cerâmico em temperaturas baixas (KUMAR, 2010). Foi observado que nos tempos mais longos de homogeneização ocorreu maior ganho de massa.

Forno	Atmosfera	Tempo	Massa Inicial (g)	Massa Final (g)	Ganho de Massa (%)
01	Argônio	8h	7,645 ± 0,003	7,641 ± 0,002	Não houve
		8 h	8,091 ± 0,004	8,101 ± 0,003	0,1 %
02	Ar ambiente	24 h	8,460 ± 0,003	8,516 ± 0,002	0,6 %
		48 h	6,638 ± 0,002	7,150 ± 0,003	7,7 %
		72 h	6,654 ± 0,001	7,267 ± 0,004	9,2 %
		96 h	6,985 ± 0,004	7,845 ± 0,005	12,3 %
		120 h	5,199 ± 0,003	6,560 ± 0,003	26 %

Tabela 4. Alteração da massa das amostras da liga Ti-35Nb-0,15Si nos tratamentos térmicos de homogeneização.

As diferentes condições de homogeneização influenciaram a microestrutura das amostras analisadas. A amostra homogeneizada durante 8h em atmosfera de argônio e resfriada no forno apresentou uma microestrutura com grãos da fase β . A amostra homogeneizada por 8h em atmosfera ambiente e resfriada no forno também apresentou microestrutura constituída pela fase β . A figura 2 apresenta a micrografia das amostras homogeneizadas por 8h nos dois tipos de atmosferas.

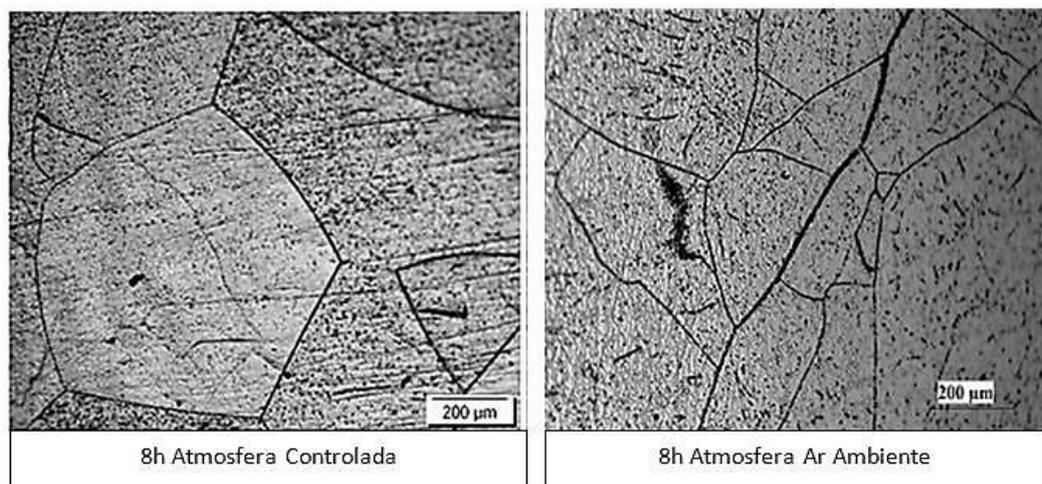


Figura 2. Micrografia das amostras homogeneizadas por 8h em atmosfera de argônio e atmosfera de ar ambiente.

Fonte: UFS, 2016.

Nas homogeneizações por 8h nas atmosferas de argônio e ar ambiente, com resfriamento no forno, foram visualizados somente picos referentes à fase β do Ti confirmando a micrografia. A figura 3 apresenta as difrações de raios-X das amostras.

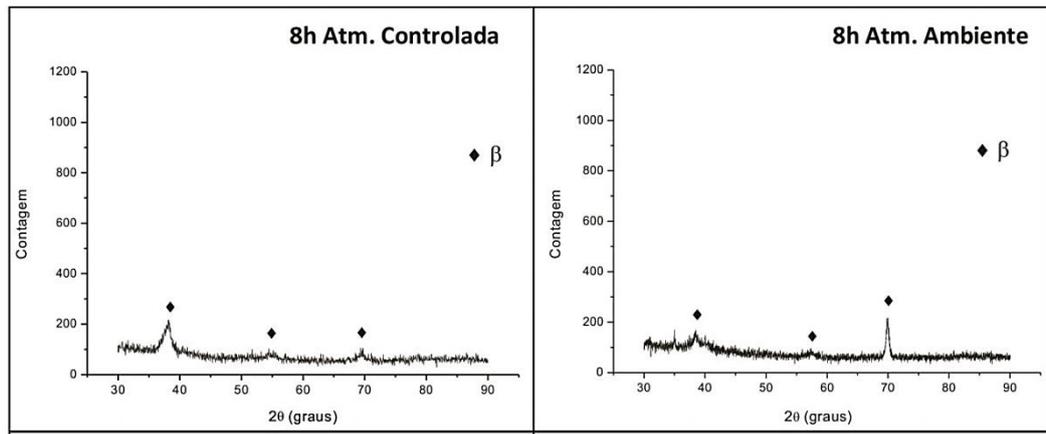


Figura 3. Difração de raios-X das amostras homogeneizadas por 8h em diferentes atmosferas.

Fonte: UFS, 2016.

As amostras homogeneizadas durante 24 e 48h em atmosfera ambiente foram resfriadas ao ar e apresentam em sua micrografia grãos maiores em relação às amostras homogeneizadas durante 8h. Na micrografia não foi possível visualizar fase martensita. O maior tempo de aquecimento das amostras 24 e 48h favoreceu o aumento dos grãos.

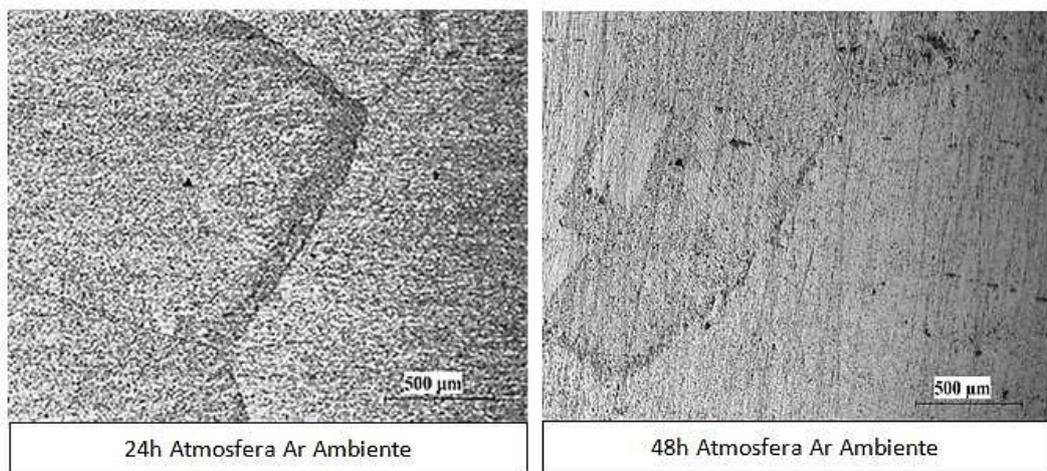


Figura 4. Micrografia das amostras homogeneizadas por 24 e 48h em atmosfera de ar ambiente.

Fonte: UFS, 2016.

As difrações de raios-X das amostras homogeneizadas por 24 e 48h revelaram picos referentes à fase martensita α'' . O surgimento da martensita α'' é explicado pelo fato das amostras terem sido resfriadas ao ar, conseqüentemente houve uma elevada taxa de extração de calor e a formação de α'' (SOUZA, 2008).

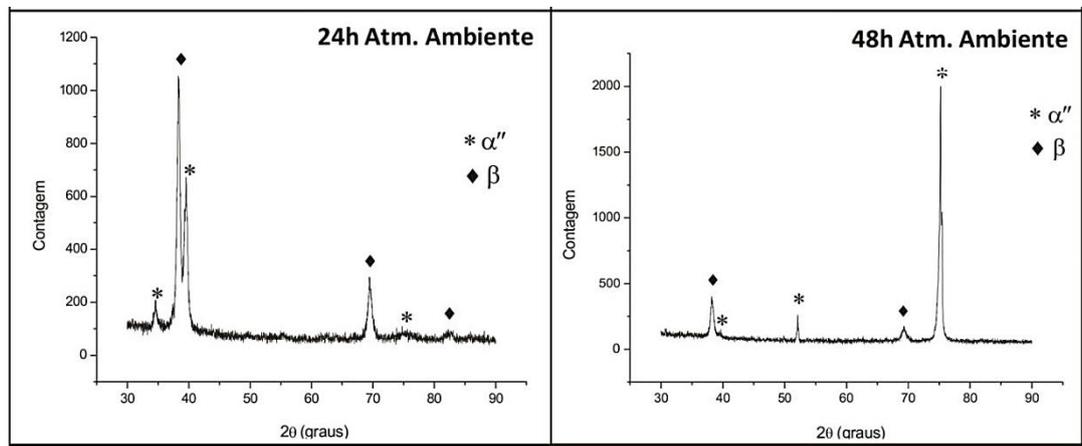
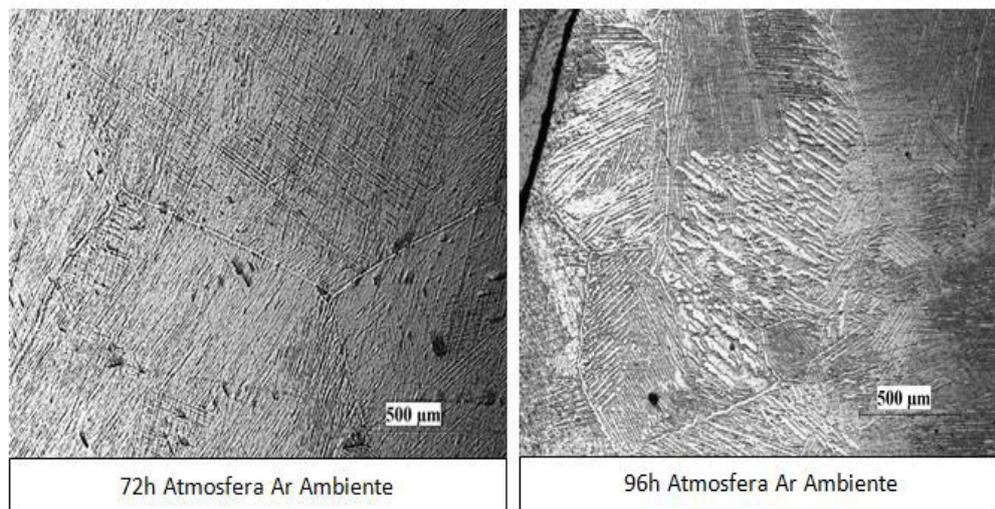


Figura 5. Difração de raios-X das amostras homogeneizadas por 24 e 48h em atmosfera ambiente.

Fonte: UFS, 2016.

As amostras homogeneizadas por 72, 96 e 120 h em atmosfera ambiente e resfriadas ao ar apresentaram microestruturas com a fase martensita, diferente das amostras homogeneizadas por 24 e 48h. Resultado explicado pelas seguintes razões: maior o tempo de aquecimento da amostra, maior a taxa de extração de calor e por isso as micrografias das amostras 72, 96 e 120h evidenciam a fase martensita α'' .



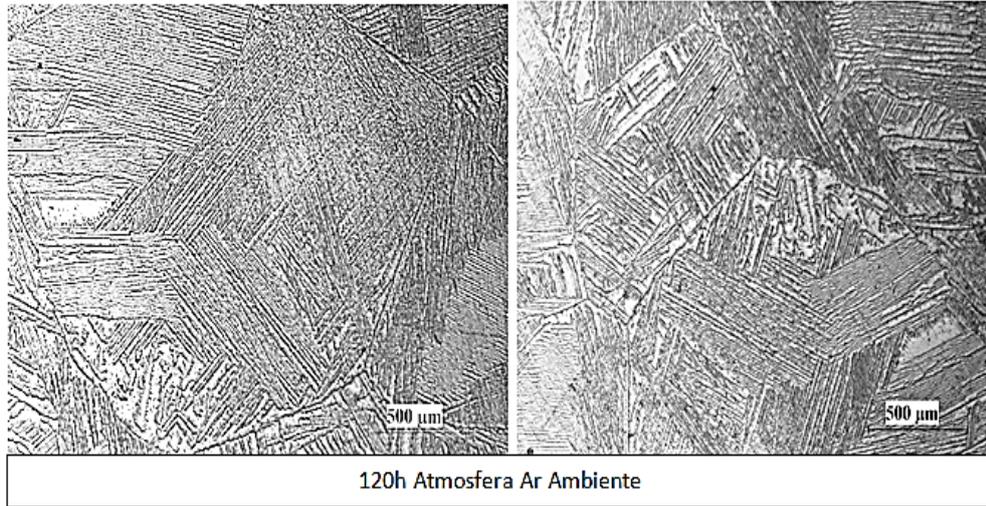


Figura 6. Micrografia das amostras homogeneizadas por 72, 96 e 120h em atmosfera de ar ambiente.

Fonte: UFS, 2016.

Nas difrações de raios-X observam-se picos referentes à fase α'' confirmando a martensita observada nas micrografias.

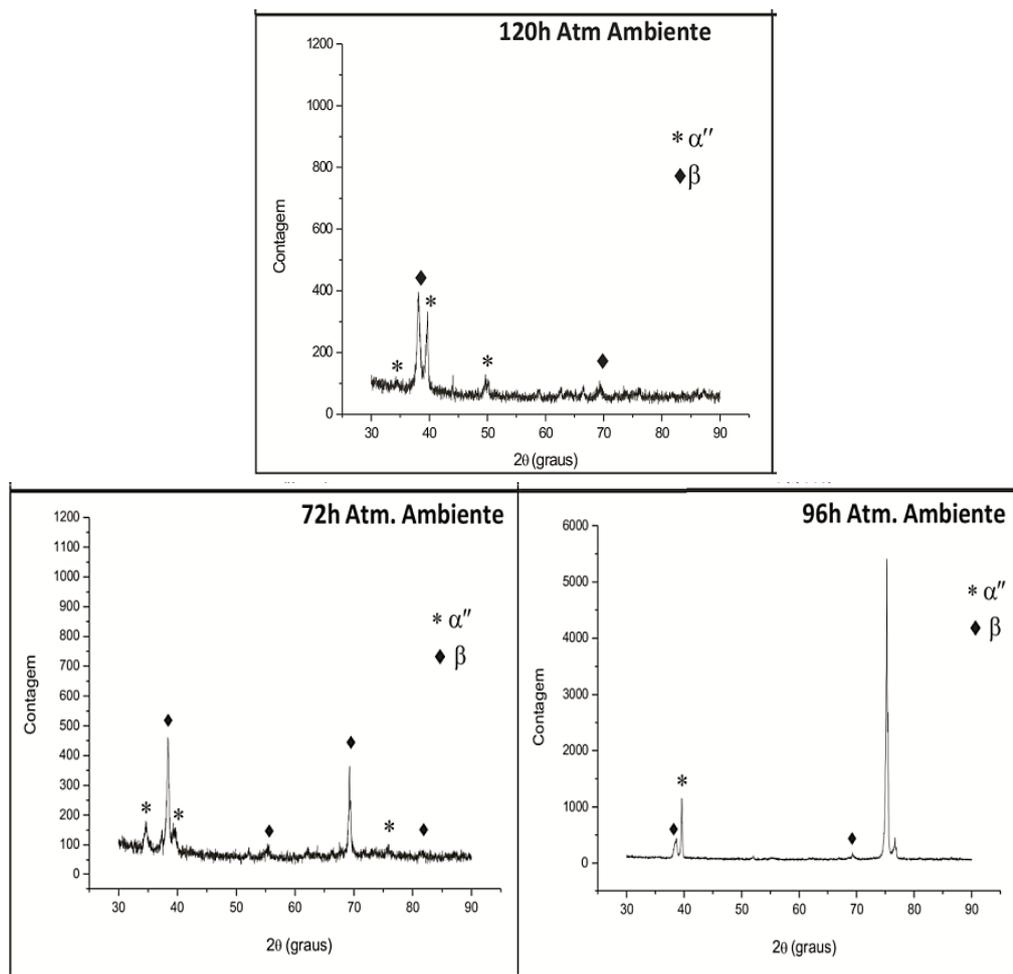


Figura 7. Difração de raios-X das amostras homogeneizadas por 72, 96 e 120h em atmosfera ambiente.

Fonte: UFS, 2016.

As amostras analisadas tinham o formato de um tarugo. A metalografia foi realizada na superfície do tarugo para análises de microscopia óptica e difração de raios-X já apresentadas em cada condição. O processo de metalografia removeu toda a camada de óxido, por isso os picos referentes a óxidos de titânio não foram identificados. A camada de óxido formada na lateral do tarugo foi preservada e posteriormente analisada por DRX, onde foram detectados picos referentes aos óxidos rutilo, brookita e anatase.

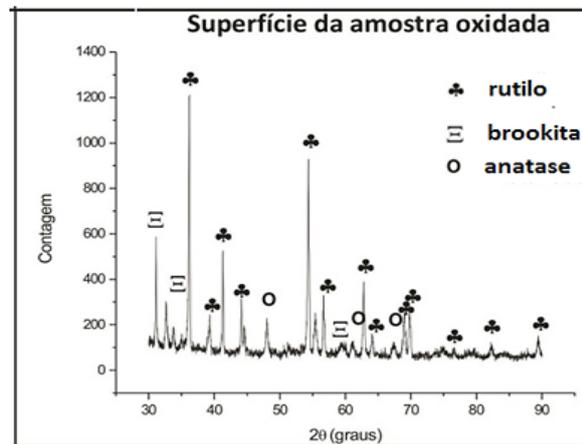


Figura 8. Difração de raios-X da camada de óxido formada na amostra.

Fonte: UFS, 2016.

Para medir os valores de dureza Vickers, nas regiões internas e externas, as amostras foram cortadas transversalmente, embutidas a frio e lixadas. As medidas de dureza das regiões internas e externas das amostras, foram realizadas da borda (área próxima à superfície da amostra) em direção ao núcleo (área central da amostra). A tabela 5 apresenta os valores da dureza Vickers das amostras nas diferentes condições de homogeneização.

Na atmosfera de ar ambiente, os resultados evidenciaram que os valores médios das bordas foram mais altos em relação ao núcleo devido ao fato da difusão de oxigênio acontecer na região da borda da amostra. No intervalo até 24 horas ocorreu a formação da camada de óxido até a sua saturação. Com o aumento do tempo de homogeneização foi possível perceber um pequeno decréscimo da dureza, isso pode estar relacionada ao aumento da fase α'' que segundo a literatura apresenta menor dureza que a fase β (SOUZA, 2008).

Na atmosfera de argônio os valores da dureza na superfície e no centro não mudaram, indicando que na atmosfera inerte o material não apresentou modificações na microestrutura e na dureza, comportamento diferente da atmosfera oxidante, onde ocorreu modificação na superfície e no centro da amostra. Isso explica os valores baixos de dureza em argônio e valores altos em atmosfera oxidante.

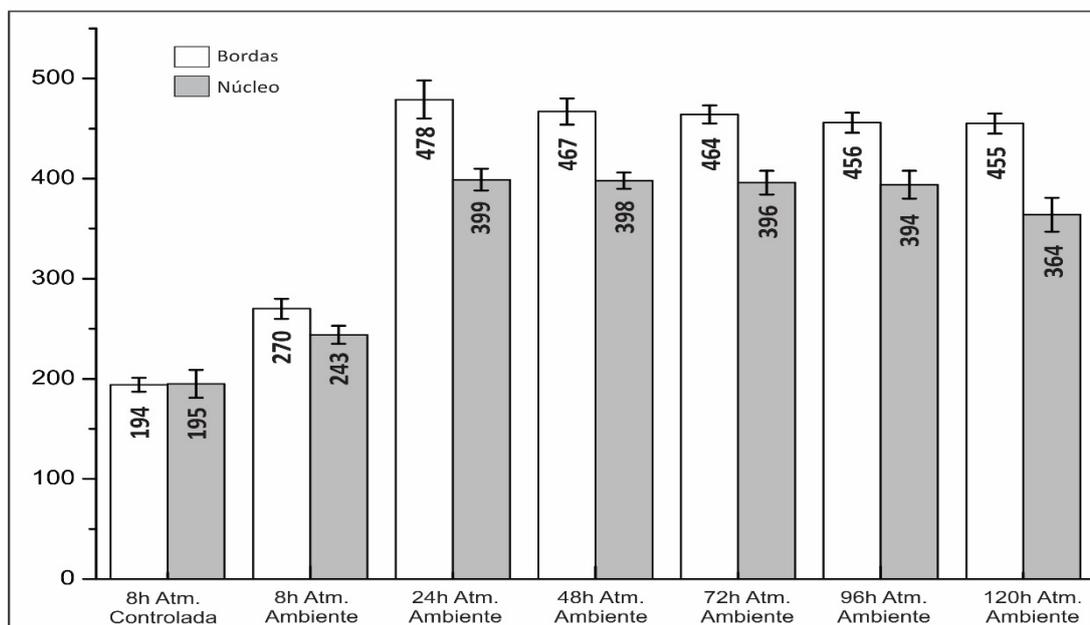


Tabela 5. Valores da dureza Vickers das amostras homogeneizadas.

As amostras da liga em análise, Ti-35Nb-0,15Si, que foram homogeneizadas em atmosfera ar ambiente foram deformadas a frio na matriz aberta projetada. Os corpos de prova com largura de 5 mm, altura de 7 mm e comprimento de 11 mm foram produzidos e submetidos à compressão. A deformação foi calculada empregando variação das medidas das alturas inicial e final dos corpos de prova, após a compressão, observados na tabela 6.

Tempo (h)	Carga (toneladas)	Medida inicial (mm)	Medida final (mm)	Deformação (%)
Condição: Homogeneização Ar ambiente				
24	10	5,0 x 7,0 x 11,0	5,0 x 5,0 x 14,0	28 %
48	10	5,0 x 7,0 x 11,0	5,0 x 4,5 x 16,0	35 %
96	10	5,0 x 7,0 x 11,0	Desintegrou-se	0
120	10	5,0 x 7,0 x 11,0	Desintegrou-se	0

Tabela 6. Comportamento das amostras homogeneizadas em ar ambiente em deformação a frio.

Os corpos de prova deformados das amostras homogeneizadas por 24, 48, 96 e 120h apresentaram fraturas e trincas. As amostras homogeneizadas por 24h e 48h apresentaram grande quantidade de trincas, entretanto, foi possível medir as dimensões finais, enquanto nas amostras homogeneizadas por 96 e 120h não foi

possível fazer a medição final, pois as amostras desintegraram-se totalmente e ficaram em forma de pó.

A amostra homogeneizada por 48h apresentou maior ductilidade em relação à de 24h devido ao maior período de tempo de homogeneização que favorece o crescimento dos grãos, aumenta a ductilidade e reduz a resistência mecânica.

O tempo que a amostra ficou exposta na atmosfera de ar ambiente influenciou diretamente a deformação. A amostra homogeneizada por 48h apresentou mais trincas em relação à amostra de 24h, e as amostras homogeneizadas por 96 e 120h desintegraram-se totalmente, isso devido ao fato de que o maior tempo de exposição na atmosfera oxidante, mais oxigênio pode ser difundido endurecendo a amostra tornando-a frágil e quebradiça.

De acordo com os resultados obtidos nos tratamentos térmicos de homogeneização adotados nesse trabalho foi possível observar a elevada afinidade do titânio com o oxigênio, através da formação de uma camada de óxido sobre a superfície da liga exposta à atmosfera de ar ambiente. Além disso, a elevada solubilidade do oxigênio causou difusão deste elemento ao longo de uma camada abaixo da superfície oxidada tendendo a aumentar a dureza e a resistência por solução sólida intersticial. Em atmosfera de ar ambiente a camada de óxido formada influenciou a dureza, o nível de deformação a frio e ocorreu fratura sob deformação.

4 | CONCLUSÕES

De acordo com os ganhos de massa das amostras tratadas em atmosfera de ar ambiente concluiu-se que quanto maior o tempo de exposição da liga a uma atmosfera oxidante em altas temperaturas, maior o ganho de massa proveniente da camada de óxido formada e do oxigênio difundido.

As difrações de raios-X confirmaram as micrografias revelando a formação da fase α nas condições em que as amostras foram resfriadas ao ar. A difração de raios-X na superfície da amostra confirmou a formação da camada de óxido (rutilo, anatase e brookita).

Foi verificado aumento de dureza das amostras homogeneizadas por 8h, de 194 HV em atmosfera de argônio para 270 HV em atmosfera de ar ambiente devido à difusão do oxigênio na liga de titânio. A exposição em atmosfera oxidante por mais tempo (24, 48, 72, 96 e 120h) produziu aumento máximo de dureza de 478 HV.

A difusão do oxigênio nas amostras homogeneizadas em atmosfera oxidante endureceu e fragilizou as amostras apresentando diversas trincas e fraturas em deformação a frio.

Com esse trabalho foi possível verificar que as condições de homogeneização da liga Ti-35Nb-0,15Si influenciaram diretamente a microestrutura, a dureza, as transformações de fases e o comportamento da liga em deformação a frio.

REFERÊNCIAS

ASM Handbook. V9. **Metallography and Microstructures**. ASM International. Materials Park. OH, 2004.

CHEN, G. Z.; FRAY, D. J. FARTHING, T. W.; **Cathodic deoxygenation of alpha case on titanium and alloys in molten calcium chloride**. Metallurgical and Materials Transactions B, v. 32B, 2001.

DORAISWAMY, D.; ANKEM, S. **The Effect of Grain Size and Stability on Ambient Temperature Tensile and Creep Deformation in Metastable Beta Titanium Alloys**. Acta Materialia, v.51, pp. 1607-1619, 2003.

JING, B.; HUANG, Q.; LIANG, T.; et al. **Liquid–Solid Phase Equilibria of Nb-Si-Ti Ternary Alloys**, Chinese Journal of Aeronautics. v. 21, pp. 275-280, 2008.

KUMAR, S. **Thermal oxidation of Ti6Al4V alloy: Microstructural and electrochemical characterization**, Materials Chemistry and Physics, v. 119, p. 337–346, 2010.

MANTANI, Y.; TAJIMA, M. **Phase Transformation of Quenched α' Martensite by Aging in Ti–Nb Alloys**, Materials Science and Engineering A, pp. 315-319, 2006.

NIINOMI, M.; NAKAI, M.; HIEDA, J. **Development of New Metallic Alloys for Biomedical Applications**, Acta Biomaterialia, v.8, pp. 3888-3902, 2012.

SOUZA, S. A. **Transformações de Fases e Correlações Microestrutura/Propriedades de Ligas Biocompatíveis dos Sistemas Ti-Nb e Ti-Nb-Ta**. Tese de D.Sc., UNICAMP, Campinas, SP, Brasil, 2008.

SOBRE A ORGANIZADORA:

Marcia Regina Werner Schneider Abdala: Mestre em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal do Rio de Janeiro, Graduada em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal do Rio de Janeiro. Possui experiência na área de Educação a mais de 06 anos, atuando na área de gestão acadêmica como coordenadora de curso de Engenharia e Tecnologia. Das diferentes atividades desenvolvidas destaca-se a atuação como professora de ensino superior atuando em várias áreas de graduações; professora de pós-graduação *lato sensu*; avaliadora de artigos e projetos; revisora de revistas científicas; membro de bancas examinadoras de trabalhos de conclusão de cursos de graduação. Atuou como inspetora de Aviação Civil, nas áreas de infraestrutura aeroportuária e segurança operacional em uma instituição federal.

Agência Brasileira do ISBN
ISBN 978-85-85107-63-5

