

Engenharia de Materiais e Metalúrgica: Tudo à sua Volta 2

Henrique Ajuz Holzmann
João Dallamuta
(Organizadores)



Atena
Editora
Ano 2021

Engenharia de Materiais e Metalúrgica: Tudo à sua Volta 2

Henrique Ajuz Holzmann
João Dallamuta
(Organizadores)



Atena
Editora
Ano 2021

Editora Chefe

Profª Drª Antonella Carvalho de Oliveira

Assistentes Editoriais

Natalia Oliveira

Bruno Oliveira

Flávia Roberta Barão

Bibliotecária

Janaina Ramos

Projeto Gráfico e Diagramação

Natália Sandrini de Azevedo

Camila Alves de Cremo

Luiza Alves Batista

Maria Alice Pinheiro

Imagens da Capa

Shutterstock

Edição de Arte

Luiza Alves Batista

Revisão

Os Autores

2021 by Atena Editora

Copyright © Atena Editora

Copyright do Texto © 2021 Os autores

Copyright da Edição © 2021 Atena Editora

Direitos para esta edição cedidos à Atena Editora pelos autores.



Todo o conteúdo deste livro está licenciado sob uma Licença de Atribuição *Creative Commons*. Atribuição-Não-Comercial-NãoDerivativos 4.0 Internacional (CC BY-NC-ND 4.0).

O conteúdo dos artigos e seus dados em sua forma, correção e confiabilidade são de responsabilidade exclusiva dos autores, inclusive não representam necessariamente a posição oficial da Atena Editora. 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.

Todos os manuscritos foram previamente submetidos à avaliação cega pelos pares, membros do Conselho Editorial desta Editora, tendo sido aprovados para a publicação com base em critérios de neutralidade e imparcialidade acadêmica.

A Atena Editora é comprometida em garantir a integridade editorial em todas as etapas do processo de publicação, evitando plágio, dados ou resultados fraudulentos e impedindo que interesses financeiros comprometam os padrões éticos da publicação. Situações suspeitas de má conduta científica serão investigadas sob o mais alto padrão de rigor acadêmico e ético.

Conselho Editorial

Ciências Humanas e Sociais Aplicadas

Prof. Dr. Alexandre Jose Schumacher – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Paraná

Prof. Dr. Américo Junior Nunes da Silva – Universidade do Estado da Bahia

Prof. Dr. Antonio Carlos Frasson – Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof. Dr. Antonio Gasparetto Júnior – Instituto Federal do Sudeste de Minas Gerais
Prof. Dr. Antonio Isidro-Filho – Universidade de Brasília
Prof. Dr. Carlos Antonio de Souza Moraes – Universidade Federal Fluminense
Prof. Dr. Crisóstomo Lima do Nascimento – Universidade Federal Fluminense
Prof^ª Dr^ª Cristina Gaio – Universidade de Lisboa
Prof. Dr. Daniel Richard Sant’Ana – Universidade de Brasília
Prof. Dr. Deyvison de Lima Oliveira – Universidade Federal de Rondônia
Prof^ª Dr^ª Dilma Antunes Silva – Universidade Federal de São Paulo
Prof. Dr. Edvaldo Antunes de Farias – Universidade Estácio de Sá
Prof. Dr. Elson Ferreira Costa – Universidade do Estado do Pará
Prof. Dr. Eloi Martins Senhora – Universidade Federal de Roraima
Prof. Dr. Gustavo Henrique Cepolini Ferreira – Universidade Estadual de Montes Claros
Prof^ª Dr^ª Ivone Goulart Lopes – Instituto Internazionele delle Figlie de Maria Ausiliatrice
Prof. Dr. Jadson Correia de Oliveira – Universidade Católica do Salvador
Prof. Dr. Julio Candido de Meirelles Junior – Universidade Federal Fluminense
Prof^ª Dr^ª Lina Maria Gonçalves – Universidade Federal do Tocantins
Prof. Dr. Luis Ricardo Fernandes da Costa – Universidade Estadual de Montes Claros
Prof^ª Dr^ª Natiéli Piovesan – Instituto Federal do Rio Grande do Norte
Prof. Dr. Marcelo Pereira da Silva – Pontifícia Universidade Católica de Campinas
Prof^ª Dr^ª Maria Luzia da Silva Santana – Universidade Federal de Mato Grosso do Sul
Prof^ª Dr^ª Paola Andressa Scortegagna – Universidade Estadual de Ponta Grossa
Prof^ª Dr^ª Rita de Cássia da Silva Oliveira – Universidade Estadual de Ponta Grossa
Prof. Dr. Rui Maia Diamantino – Universidade Salvador
Prof. Dr. Urandi João Rodrigues Junior – Universidade Federal do Oeste do Pará
Prof^ª Dr^ª Vanessa Bordin Viera – Universidade Federal de Campina Grande
Prof. Dr. William Cleber Domingues Silva – Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro
Prof. Dr. Willian Douglas Guilherme – Universidade Federal do Tocantins

Ciências Agrárias e Multidisciplinar

Prof. Dr. Alexandre Igor Azevedo Pereira – Instituto Federal Goiano
Prof^ª Dr^ª Carla Cristina Bauermann Brasil – Universidade Federal de Santa Maria
Prof. Dr. Antonio Pasqualetto – Pontifícia Universidade Católica de Goiás
Prof. Dr. Cleberton Correia Santos – Universidade Federal da Grande Dourados
Prof^ª Dr^ª Daiane Garabeli Trojan – Universidade Norte do Paraná
Prof^ª Dr^ª Diocléa Almeida Seabra Silva – Universidade Federal Rural da Amazônia
Prof. Dr. Écio Souza Diniz – Universidade Federal de Viçosa
Prof. Dr. Fábio Steiner – Universidade Estadual de Mato Grosso do Sul
Prof. Dr. Fágner Cavalcante Patrocínio dos Santos – Universidade Federal do Ceará
Prof^ª Dr^ª Girlene Santos de Souza – Universidade Federal do Recôncavo da Bahia
Prof. Dr. Jael Soares Batista – Universidade Federal Rural do Semi-Árido
Prof. Dr. Júlio César Ribeiro – Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro
Prof^ª Dr^ª Lina Raquel Santos Araújo – Universidade Estadual do Ceará
Prof. Dr. Pedro Manuel Villa – Universidade Federal de Viçosa
Prof^ª Dr^ª Raissa Rachel Salustriano da Silva Matos – Universidade Federal do Maranhão
Prof. Dr. Ronilson Freitas de Souza – Universidade do Estado do Pará
Prof^ª Dr^ª Talita de Santos Matos – Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro
Prof. Dr. Tiago da Silva Teófilo – Universidade Federal Rural do Semi-Árido

Prof. Dr. Valdemar Antonio Paffaro Junior – Universidade Federal de Alfnas

Ciências Biológicas e da Saúde

Prof. Dr. André Ribeiro da Silva – Universidade de Brasília

Prof^ª Dr^ª Anelise Levay Murari – Universidade Federal de Pelotas

Prof. Dr. Benedito Rodrigues da Silva Neto – Universidade Federal de Goiás

Prof^ª Dr^ª Débora Luana Ribeiro Pessoa – Universidade Federal do Maranhão

Prof. Dr. Douglas Siqueira de Almeida Chaves – Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro

Prof. Dr. Edson da Silva – Universidade Federal dos Vales do Jequitinhonha e Mucuri

Prof^ª Dr^ª Elizabeth Cordeiro Fernandes – Faculdade Integrada Medicina

Prof^ª Dr^ª Eleuza Rodrigues Machado – Faculdade Anhanguera de Brasília

Prof^ª Dr^ª Elane Schwinden Prudêncio – Universidade Federal de Santa Catarina

Prof^ª Dr^ª Eysler Gonçalves Maia Brasil – Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira

Prof. Dr. Ferlando Lima Santos – Universidade Federal do Recôncavo da Bahia

Prof. Dr. Fernando Mendes – Instituto Politécnico de Coimbra – Escola Superior de Saúde de Coimbra

Prof^ª Dr^ª Gabriela Vieira do Amaral – Universidade de Vassouras

Prof. Dr. Gianfábio Pimentel Franco – Universidade Federal de Santa Maria

Prof. Dr. Helio Franklin Rodrigues de Almeida – Universidade Federal de Rondônia

Prof^ª Dr^ª Iara Lúcia Tescarollo – Universidade São Francisco

Prof. Dr. Igor Luiz Vieira de Lima Santos – Universidade Federal de Campina Grande

Prof. Dr. Jefferson Thiago Souza – Universidade Estadual do Ceará

Prof. Dr. Jesus Rodrigues Lemos – Universidade Federal do Piauí

Prof. Dr. Jônatas de França Barros – Universidade Federal do Rio Grande do Norte

Prof. Dr. José Max Barbosa de Oliveira Junior – Universidade Federal do Oeste do Pará

Prof. Dr. Luís Paulo Souza e Souza – Universidade Federal do Amazonas

Prof^ª Dr^ª Magnólia de Araújo Campos – Universidade Federal de Campina Grande

Prof. Dr. Marcus Fernando da Silva Praxedes – Universidade Federal do Recôncavo da Bahia

Prof^ª Dr^ª Maria Tatiane Gonçalves Sá – Universidade do Estado do Pará

Prof^ª Dr^ª Mylena Andréa Oliveira Torres – Universidade Ceuma

Prof^ª Dr^ª Natiéli Piovesan – Instituto Federaci do Rio Grande do Norte

Prof. Dr. Paulo Inada – Universidade Estadual de Maringá

Prof. Dr. Rafael Henrique Silva – Hospital Universitário da Universidade Federal da Grande Dourados

Prof^ª Dr^ª Regiane Luz Carvalho – Centro Universitário das Faculdades Associadas de Ensino

Prof^ª Dr^ª Renata Mendes de Freitas – Universidade Federal de Juiz de Fora

Prof^ª Dr^ª Vanessa Lima Gonçalves – Universidade Estadual de Ponta Grossa

Prof^ª Dr^ª Vanessa Bordin Viera – Universidade Federal de Campina Grande

Ciências Exatas e da Terra e Engenharias

Prof. Dr. Adélio Alcino Sampaio Castro Machado – Universidade do Porto

Prof. Dr. Carlos Eduardo Sanches de Andrade – Universidade Federal de Goiás

Prof^ª Dr^ª Carmen Lúcia Voigt – Universidade Norte do Paraná

Prof. Dr. Cleiseano Emanuel da Silva Paniagua – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Goiás

Prof. Dr. Douglas Gonçalves da Silva – Universidade Estadual do Sudoeste da Bahia

Prof. Dr. Eloi Rufato Junior – Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Prof^ª Dr^ª Érica de Melo Azevedo – Instituto Federal do Rio de Janeiro
Prof. Dr. Fabrício Menezes Ramos – Instituto Federal do Pará
Prof^ª Dra. Jéssica Verger Nardeli – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho
Prof. Dr. Juliano Carlo Rufino de Freitas – Universidade Federal de Campina Grande
Prof^ª Dr^ª Luciana do Nascimento Mendes – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Norte
Prof. Dr. Marcelo Marques – Universidade Estadual de Maringá
Prof. Dr. Marco Aurélio Kistemann Junior – Universidade Federal de Juiz de Fora
Prof^ª Dr^ª Neiva Maria de Almeida – Universidade Federal da Paraíba
Prof^ª Dr^ª Natiéli Piovesan – Instituto Federal do Rio Grande do Norte
Prof^ª Dr^ª Priscila Tessmer Scaglioni – Universidade Federal de Pelotas
Prof. Dr. Takeshy Tachizawa – Faculdade de Campo Limpo Paulista

Linguística, Letras e Artes

Prof^ª Dr^ª Adriana Demite Stephani – Universidade Federal do Tocantins
Prof^ª Dr^ª Angeli Rose do Nascimento – Universidade Federal do Estado do Rio de Janeiro
Prof^ª Dr^ª Carolina Fernandes da Silva Mandaji – Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Prof^ª Dr^ª Denise Rocha – Universidade Federal do Ceará
Prof. Dr. Fabiano Tadeu Grazioli – Universidade Regional Integrada do Alto Uruguai e das Missões
Prof. Dr. Gilmei Fleck – Universidade Estadual do Oeste do Paraná
Prof^ª Dr^ª Keyla Christina Almeida Portela – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Paraná
Prof^ª Dr^ª Miranilde Oliveira Neves – Instituto de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará
Prof^ª Dr^ª Sandra Regina Gardacho Pietrobon – Universidade Estadual do Centro-Oeste
Prof^ª Dr^ª Sheila Marta Carregosa Rocha – Universidade do Estado da Bahia

Conselho Técnico Científico

Prof. Me. Abrãao Carvalho Nogueira – Universidade Federal do Espírito Santo
Prof. Me. Adalberto Zorzo – Centro Estadual de Educação Tecnológica Paula Souza
Prof. Dr. Adaylson Wagner Sousa de Vasconcelos – Ordem dos Advogados do Brasil/Seccional Paraíba
Prof. Dr. Adilson Tadeu Basquerote Silva – Universidade para o Desenvolvimento do Alto Vale do Itajaí
Prof. Dr. Alex Luis dos Santos – Universidade Federal de Minas Gerais
Prof. Me. Aleksandro Teixeira Ribeiro – Centro Universitário Internacional
Prof^ª Ma. Aline Ferreira Antunes – Universidade Federal de Goiás
Prof. Me. André Flávio Gonçalves Silva – Universidade Federal do Maranhão
Prof^ª Ma. Andréa Cristina Marques de Araújo – Universidade Fernando Pessoa
Prof^ª Dr^ª Andreza Lopes – Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento Acadêmico
Prof^ª Dr^ª Andrezza Miguel da Silva – Faculdade da Amazônia
Prof^ª Ma. Anelisa Mota Gregoleti – Universidade Estadual de Maringá
Prof^ª Ma. Anne Karynne da Silva Barbosa – Universidade Federal do Maranhão
Prof. Dr. Antonio Hot Pereira de Faria – Polícia Militar de Minas Gerais
Prof. Me. Armando Dias Duarte – Universidade Federal de Pernambuco
Prof^ª Ma. Bianca Camargo Martins – UniCesumar

Profª Ma. Carolina Shimomura Nanya – Universidade Federal de São Carlos
Prof. Me. Carlos Antônio dos Santos – Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro
Prof. Me. Christopher Smith Bignardi Neves – Universidade Federal do Paraná
Prof. Ma. Cláudia de Araújo Marques – Faculdade de Música do Espírito Santo
Profª Drª Cláudia Taís Siqueira Cagliari – Centro Universitário Dinâmica das Cataratas
Prof. Me. Clécio Danilo Dias da Silva – Universidade Federal do Rio Grande do Norte
Prof. Me. Daniel da Silva Miranda – Universidade Federal do Pará
Profª Ma. Daniela da Silva Rodrigues – Universidade de Brasília
Profª Ma. Daniela Remião de Macedo – Universidade de Lisboa
Profª Ma. Dayane de Melo Barros – Universidade Federal de Pernambuco
Prof. Me. Douglas Santos Mezacas – Universidade Estadual de Goiás
Prof. Me. Edevaldo de Castro Monteiro – Embrapa Agrobiologia
Prof. Me. Eduardo Gomes de Oliveira – Faculdades Unificadas Doctum de Cataguases
Prof. Me. Eduardo Henrique Ferreira – Faculdade Pitágoras de Londrina
Prof. Dr. Edwaldo Costa – Marinha do Brasil
Prof. Me. Eliel Constantino da Silva – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita
Prof. Me. Ernane Rosa Martins – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Goiás
Prof. Me. Euvaldo de Sousa Costa Junior – Prefeitura Municipal de São João do Piauí
Prof. Dr. Everaldo dos Santos Mendes – Instituto Edith Theresa Hedwing Stein
Prof. Me. Ezequiel Martins Ferreira – Universidade Federal de Goiás
Profª Ma. Fabiana Coelho Couto Rocha Corrêa – Centro Universitário Estácio Juiz de Fora
Prof. Me. Fabiano Eloy Atilio Batista – Universidade Federal de Viçosa
Prof. Me. Felipe da Costa Negrão – Universidade Federal do Amazonas
Prof. Me. Francisco Odécio Sales – Instituto Federal do Ceará
Profª Drª Germana Ponce de Leon Ramírez – Centro Universitário Adventista de São Paulo
Prof. Me. Gevair Campos – Instituto Mineiro de Agropecuária
Prof. Me. Givanildo de Oliveira Santos – Secretaria da Educação de Goiás
Prof. Dr. Guilherme Renato Gomes – Universidade Norte do Paraná
Prof. Me. Gustavo Krahl – Universidade do Oeste de Santa Catarina
Prof. Me. Helton Rangel Coutinho Junior – Tribunal de Justiça do Estado do Rio de Janeiro
Profª Ma. Isabelle Cerqueira Sousa – Universidade de Fortaleza
Profª Ma. Jaqueline Oliveira Rezende – Universidade Federal de Uberlândia
Prof. Me. Javier Antonio Albornoz – University of Miami and Miami Dade College
Prof. Me. Jhonatan da Silva Lima – Universidade Federal do Pará
Prof. Dr. José Carlos da Silva Mendes – Instituto de Psicologia Cognitiva, Desenvolvimento Humano e Social
Prof. Me. Jose Elyton Batista dos Santos – Universidade Federal de Sergipe
Prof. Me. José Luiz Leonardo de Araujo Pimenta – Instituto Nacional de Investigación Agropecuaria Uruguay
Prof. Me. José Messias Ribeiro Júnior – Instituto Federal de Educação Tecnológica de Pernambuco
Profª Drª Juliana Santana de Curcio – Universidade Federal de Goiás
Profª Ma. Juliana Thaisa Rodrigues Pacheco – Universidade Estadual de Ponta Grossa
Profª Drª Kamilly Souza do Vale – Núcleo de Pesquisas Fenomenológicas/UFPA
Prof. Dr. Kárpio Márcio de Siqueira – Universidade do Estado da Bahia
Profª Drª Karina de Araújo Dias – Prefeitura Municipal de Florianópolis
Prof. Dr. Lázaro Castro Silva Nascimento – Laboratório de Fenomenologia & Subjetividade/UFPR

Prof. Me. Leonardo Tullio – Universidade Estadual de Ponta Grossa
Prof^ª Ma. Lillian Coelho de Freitas – Instituto Federal do Pará
Prof^ª Ma. Liliansi Aparecida Sereno Fontes de Medeiros – Consórcio CEDERJ
Prof^ª Dr^ª Lívia do Carmo Silva – Universidade Federal de Goiás
Prof. Dr. Lucio Marques Vieira Souza – Secretaria de Estado da Educação, do Esporte e da Cultura de Sergipe
Prof. Dr. Luan Vinicius Bernardelli – Universidade Estadual do Paraná
Prof^ª Ma. Luana Ferreira dos Santos – Universidade Estadual de Santa Cruz
Prof^ª Ma. Luana Vieira Toledo – Universidade Federal de Viçosa
Prof. Me. Luis Henrique Almeida Castro – Universidade Federal da Grande Dourados
Prof^ª Ma. Luma Sarai de Oliveira – Universidade Estadual de Campinas
Prof. Dr. Michel da Costa – Universidade Metropolitana de Santos
Prof. Me. Marcelo da Fonseca Ferreira da Silva – Governo do Estado do Espírito Santo
Prof. Dr. Marcelo Máximo Purificação – Fundação Integrada Municipal de Ensino Superior
Prof. Me. Marcos Aurelio Alves e Silva – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo
Prof^ª Ma. Maria Elanny Damasceno Silva – Universidade Federal do Ceará
Prof^ª Ma. Marileila Marques Toledo – Universidade Federal dos Vales do Jequitinhonha e Mucuri
Prof. Me. Pedro Panhoca da Silva – Universidade Presbiteriana Mackenzie
Prof^ª Dr^ª Poliana Arruda Fajardo – Universidade Federal de São Carlos
Prof. Me. Ricardo Sérgio da Silva – Universidade Federal de Pernambuco
Prof. Me. Renato Faria da Gama – Instituto Gama – Medicina Personalizada e Integrativa
Prof^ª Ma. Renata Luciane Polsaque Young Blood – UniSecal
Prof. Me. Robson Lucas Soares da Silva – Universidade Federal da Paraíba
Prof. Me. Sebastião André Barbosa Junior – Universidade Federal Rural de Pernambuco
Prof^ª Ma. Silene Ribeiro Miranda Barbosa – Consultoria Brasileira de Ensino, Pesquisa e Extensão
Prof^ª Ma. Solange Aparecida de Souza Monteiro – Instituto Federal de São Paulo
Prof^ª Ma. Taiane Aparecida Ribeiro Nepomoceno – Universidade Estadual do Oeste do Paraná
Prof. Me. Tallys Newton Fernandes de Matos – Faculdade Regional Jaguaribana
Prof^ª Ma. Thatianny Jasmine Castro Martins de Carvalho – Universidade Federal do Piauí
Prof. Me. Tiago Silvio Dedoné – Colégio ECEL Positivo
Prof. Dr. Welleson Feitosa Gazel – Universidade Paulista

Engenharia de materiais e metalúrgica: tudo à sua volta 2

Editora Chefe: Prof^ª Dr^ª Antonella Carvalho de Oliveira
Bibliotecária: Janaina Ramos
Diagramação: Camila Alves de Cremona
Correção: Giovanna Sandrini de Azevedo
Edição de Arte: Luiza Alves Batista
Revisão: Os Autores
Organizadores: Henrique Ajuz Holzmann
João Dallamuta

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

E57 Engenharia de materiais e metalúrgica: tudo à sua volta 2 / Organizadores Henrique Ajuz Holzmann, João Dallamuta. – Ponta Grossa - PR: Atena, 2021.

Formato: PDF
Requisitos de sistema: Adobe Acrobat Reader
Modo de acesso: World Wide Web
Inclui bibliografia
ISBN 978-65-5706-962-2
DOI 10.22533/at.ed.622210504

1. Engenharia. I. Holzmann, Henrique Ajuz (Organizador). II. Dallamuta, João (Organizador). III. Título.
CDD 620

Elaborado por Bibliotecária Janaina Ramos – CRB-8/9166

Atena Editora
Ponta Grossa – Paraná – Brasil
Telefone: +55 (42) 3323-5493
www.atenaeditora.com.br
contato@atenaeditora.com.br

DECLARAÇÃO DOS AUTORES

Os autores desta obra: 1. Atestam não possuir qualquer interesse comercial que constitua um conflito de interesses em relação ao artigo científico publicado; 2. Declaram que participaram ativamente da construção dos respectivos manuscritos, preferencialmente na: a) Concepção do estudo, e/ou aquisição de dados, e/ou análise e interpretação de dados; b) Elaboração do artigo ou revisão com vistas a tornar o material intelectualmente relevante; c) Aprovação final do manuscrito para submissão.; 3. Certificam que os artigos científicos publicados estão completamente isentos de dados e/ou resultados fraudulentos; 4. Confirmam a citação e a referência correta de todos os dados e de interpretações de dados de outras pesquisas; 5. Reconhecem terem informado todas as fontes de financiamento recebidas para a consecução da pesquisa.

APRESENTAÇÃO

A engenharia de materiais, se tornou um dos grandes pilares da revolução técnica industrial, devido a necessidade de desenvolvimento de novos materiais, que apresentem melhores características e propriedades físico-químicas. Grandes empresas e centros de pesquisa investem maciçamente em setores de P&D a fim de tornarem seus produtos e suas tecnologias mais competitivas.

Destaca-se que a área de material compreende três grandes grupos, a dos metais, das cerâmicas e dos polímeros, sendo que cada um deles tem sua importância na geração de tecnologia e no desenvolvimento dos produtos. Aliar os conhecimentos pré-existentes com novas tecnologias é um dos grandes desafios da nova engenharia.

Neste livro são explorados trabalhos teóricos e práticos, relacionados as áreas de materiais, dando um panorama dos assuntos em pesquisa atualmente. Apresenta capítulos relacionados ao desenvolvimento de novos materiais, com aplicações nos mais diversos ramos da ciência, bem como assuntos relacionados a melhoria em processos e produtos já existentes, buscando uma melhoria e a redução dos custos.

De abordagem objetiva, a obra se mostra de grande relevância para graduandos, alunos de pós-graduação, docentes e profissionais, apresentando temáticas e metodologias diversificadas, em situações reais. Sendo hoje que utilizar dos conhecimentos científicos de uma maneira eficaz e eficiente é um dos desafios dos novos engenheiros.

Boa leitura.

Henrique Ajuz Holzmann

João Dallamuta

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1..... 1

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E PERFIL DE MICRODUREZA DE AÇO API 5L X80 OBTIDO POR PROCESSO TMCR

Cláudio Beserra Martins Júnior
Ana Larissa Soares Cruz
Ermeson David dos Santos Silva
Nicolas Moreira de Carvalho Gomes
Vinícius Pereira Bacurau
Maria das Dores Bandeira Barroso
Rosilda Benício de Souza
Edvânia Trajano Teó ilo

DOI 10.22533/at.ed.6222105041

CAPÍTULO 2..... 14

INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DO AÇO SAE 1035 PELO PROCESSO GMAW

Charlon Widson Leite Costa
José Costa de Macêdo Neto
Adalberto Gomes de Miranda
Luiz Antônio de Verçosa

DOI 10.22533/at.ed.6222105042

CAPÍTULO 3..... 29

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE NORMALIZAÇÃO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE 1035 UTILIZADO EM MOTOCICLETAS

Andrews Raphael da Silva Vieira
José Costa de Macêdo Neto
Adalberto Gomes de Miranda
Luiz Antônio de Verçosa
Gilberto García Del Pino
Reinaldo de Almeida Rodrigues
Denise Andrade do Nascimento

DOI 10.22533/at.ed.6222105043

CAPÍTULO 4..... 40

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO PROFUNDO NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE E NA ESTABILIZAÇÃO DA CAPACIDADE DE RECUPERAÇÃO DE FORMA DA LIGA Cu-14Al-4Ni COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Marcelo Nava
Emmanuel Pacheco Rocha Lima

DOI 10.22533/at.ed.6222105044

CAPÍTULO 5..... 63

ANÁLISE DE FALHA POR FRATURA EM PLACA NÃO ABSORVÍVEL PARA OSTEOSSÍNTESE

Luís Eduardo da Cunha Ferro

Jorge de Souza e Silva Neto
Daniel Kioshi Kawasaki Cavalcanti
Rosemere de Araújo Alves Lima
Marília Garcia Diniz
DOI 10.22533/at.ed.6222105045

CAPÍTULO 6..... 76

PROTEÇÃO ANTICORROSIVA PARA ESTRUTURAS DE AÇO EM ATMOSFERAS INDUSTRIAIS E MARINHAS COM SISTEMA DE TINTA BASE AQUOSA ACRÍLICA

Idalina Vieira Aoki
Fernando Cotting
Paulo Cezar Maziero Tiano

DOI 10.22533/at.ed.6222105046

CAPÍTULO 7..... 92

COLORAÇÃO DO TITÂNIO COM LASER E RUGOSIDADE

Luis Miguel Moncayo Morales
Carlos Nelson Elias
Francielly Moura de Souza Soares
Dyanni Manhães Barbosa

DOI 10.22533/at.ed.6222105047

CAPÍTULO 8..... 100

AVALIAÇÃO DE PROCESSOS DE CORROSÃO INFLUENCIADA MICROBIOLOGICAMENTE EM ESTAÇÕES DE TRATAMENTO DE ESGOTO

Mariana Isabeli Valentim
José Carlos Alves Galvão
Karoline Caetano da Silva
Rozane de Fatima Turchiello Gomez

DOI 10.22533/at.ed.6222105048

CAPÍTULO 9..... 111

ANÁLISE DA RECUPERAÇÃO DE CROMO NA LAMA DE ACIARIA POR MEIO DE BRIQUETES AUTORREDUTORES À BASE DE CARBONO

Raphael Mariano de Souza
Diego Santa Rosa Coradini
José Roberto de Oliveira

DOI 10.22533/at.ed.6222105049

CAPÍTULO 10..... 120

RESPOSTA AO IMPACTO BALÍSTICO DE COMPÓSITOS DE ALUMINA-UHMWPE IRRADIADOS COM RAIOS GAMA

André Ben-Hur da Silva Figueiredo
Hélio de Carvalho Vital
Ricardo Pondé Weber
Édio Pereira Lima Júnior
João Gabriel Passos Rodrigues
Letícia dos Santos Aguilera

Ronaldo Sergio de Biasi

DOI 10.22533/at.ed.62221050410

CAPÍTULO 11..... 133

INFLUÊNCIA DA TÉCNICA “TWO STEPS SINTERING” NA REDUÇÃO DA POROSIDADE DAS CERÂMICAS VERMELHAS

André Lucas Reboli Pagoto

Valdi Antonio Rodrigues Junior

DOI 10.22533/at.ed.62221050411

CAPÍTULO 12..... 138

COMPARAÇÃO ENTRE POLI (acrilonitrila-co-butadieno-co-estireno) (ABS) E POLIPROPILENO (PP). POR QUE POLÍMEROS COM ÍNDICE DE FLUIDEZ SIMILARES NÃO APRESENTAM O MESMO DESEMPENHO TÉRMICO E MECÂNICO?

Rogério Massanori Sakahara

Wang Shu Hui

Daniel José da Silva

Luiz Henriques

DOI 10.22533/at.ed.62221050412

CAPÍTULO 13..... 151

UMA SÍNTESE DOS AVANÇOS EM MATERIAIS COMPÓSITOS DE POLIURETANO NA REMOÇÃO DE ÓLEO DA ÁGUA

Karen de França Gonçalves

Luiz Fernando do Nascimento Vieira

Ricardo Pondé Weber

Sergio Neves Monteiro

DOI 10.22533/at.ed.62221050413

CAPÍTULO 14..... 164

FIBRA DE BAMBU: UMA NOVA ALTERNATIVA PARA COMPÓSITOS POLIMÉRICOS

Bárbara Maria Ribeiro Guimarães

Marcelo Barbosa Furtini

Josy Antevêli Osajima

José Benedito Guimarães Junior

DOI 10.22533/at.ed.62221050414

CAPÍTULO 15..... 174

MEMBRANAS DE QUITOSANA-BIOATIVO NATURAL PARA USO POTENCIAL COMO CURATIVOS

Itamara Farias Leite

Wwandson Felipe Wanderley

Alanne Tamize de Medeiros Salviano

DOI 10.22533/at.ed.62221050415

CAPÍTULO 16..... 187

SÍNTESE DE CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA DE UMA MEMBRANA BIOLÓGICA

OBTIDA A PARTIR DA FIBROÍNA PRESENTE NO CASULO DO BICHO DA SEDA

Ingrid Russoni de Lima

Mara Carolina do Carmo Paresque

Lucas Furtado Loesh Pereira

Bonifácio de Oliveira Fialho

Heleno Souza da Silva

Renata Antoum Simão

José Adilson de Castro

Gláucio Soares Fonseca

DOI 10.22533/at.ed.62221050416

SOBRE OS ORGANIZADORES200

ÍNDICE REMISSIVO.....201

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGENICO PROFUNDO NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE E NA ESTABILIZAÇÃO DA CAPACIDADE DE RECUPERAÇÃO DE FORMA DA LIGA CU-14AL-4NI COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Data de aceite: 01/04/2021

Marcelo Nava

Instituto Federal de Educação, Ciência e
Tecnologia da Bahia (IFBA)
Barreiras-BA, Brasil

Emmanuel Pacheco Rocha Lima

Faculdade do Gama (FGA)
Universidade de Brasília (UnB)
Gama-DF, Brasil

RESUMO: O tratamento criogênico profundo (TCP) é normalmente utilizado na indústria para melhorar as características de resistência ao desgaste dos aços-ferramenta. No entanto, pouco se sabe sobre os seus efeitos nos metais não ferrosos. O objetivo deste trabalho foi investigar como o TCP afeta as propriedades e o comportamento da liga Cu-14Al-4Ni tratada em diferentes tempos de encharque e submetidas a ciclagens termomecânicas. Foi realizada análise experimental comparativa das temperaturas de transformação, microdureza e capacidade de recuperação de forma da liga obtida por fundição, tratada por TCP e ciclada termomecanicamente. Os resultados mostraram que as ciclagens termomecânicas propiciaram o surgimento e crescimento da fase martensítica (γ'_{1}), menos dúctil que a fase martensítica (β'_{1}), e produziram um aumento das temperaturas de transformação martensíticas e da microdureza do material, além da redução da capacidade de recuperação de forma, dificultando o efeito memória de forma do material. O TCP propiciou a estabilização da

fase martensítica (β'_{1}) e, por consequência, a manutenção das temperaturas de transformação de fase e da capacidade de recuperação de forma do efeito memória de forma da liga.

PALAVRAS-CHAVE: Tratamento criogênico profundo, Ligas com efeito memória de forma, Liga Cu-14Al-4Ni.

ABSTRACT: Deep cryogenic treatment (TCP) is commonly used in industry to improve the wear resistance characteristics of tool steels. However, little is known about its effects on non-ferrous metals. The objective of this work was to investigate how the TCP affects the properties and behavior of the Cu-14Al-4Ni alloy treated at different immersion times and submitted to thermomechanical cycling. A comparative experimental analysis of transformation temperatures, microhardness and recovery capacity in the alloy obtained by casting was carried out, treated by TCP and cycled thermomechanically. The results showed that thermomechanical cycling provided the appearance and growth of the phase martensitic (γ'_{1}), less ductile than the martensitic phase (β'_{1}), and produced an increase of martensitic transformation temperatures and of material microhardness, in addition to the reduction the shape recovery capacity, making the memory effect of the material difficult. TCP provided the stabilization of the martensitic phase (β'_{1}) and, consequently, the maintenance of phase transformation temperatures and of the shape recovery capacity of the alloy shape memory effect.

KEYWORDS: Deep cryogenic treatment, Shape

memory alloys, Cu-14Al-4Ni alloy.

1 | INTRODUÇÃO

As LEMF constituem um grupo de materiais metálicos capazes de recuperar a forma original (efeito memória de forma) quando expostas a diferentes temperaturas (Leo, 2007), devido às transformações de fase induzidas no material e propriedades termoelásticas de pseudoelasticidade (Otsuka e Wayman, 1998). Estes materiais podem ser aplicados em sensores e atuadores, devido a capacidade de recuperar a forma inicial mediante a imposição de gradientes de temperatura.

As ligas do sistema Cu-Al-Ni apresentam as propriedades termomecânicas e de recuperação de forma a temperaturas entre 75°C e 200°C, o que não pode ser atingido pela liga Ni-Ti. Outro fator que justifica o uso deste tipo de sistema é o seu baixo custo de aquisição da matéria-prima e menor custo de produção com relação aos sistemas com base Ni-Ti (Filho, 2002). Porém, um dos agravantes que diminuem a aplicação das ligas do sistema Cu-Al-Ni é a propensão a diminuição da capacidade de estabilização das fases martensíticas/austeníticas (Rodriguez, 1990).

O Tratamento Criogênico Profundo (TCP) é um tipo de tratamento que consiste na utilização de temperaturas próximas à do nitrogênio líquido (-196°C) e posterior estabilização em temperatura ambiente, com o propósito de que sejam obtidas determinadas propriedades, tais como elevada resistência ao desgaste, tenacidade, dureza e dureza a quente, tensões residuais compressivas, dentre outras (Bensely et al, 2006). Desta forma, não só o baixo custo seria um critério de seleção, mas também as suas propriedades melhoradas poderiam ser exploradas de maneira mais eficaz, com destaque de inibir a perda da capacidade de recuperação de forma, a qual está ligada diretamente a estabilização da martensita.

2 | MATERIAIS E MÉTODOS

A liga de composição nominal Cu-14Al-4Ni (% peso) foi fundida em um forno de indução e vazada na forma de um lingote de dimensões 10 x 80 x 120 mm. O lingote foi reaquecido a 950°C por 15 min, laminado a quente em um único passe de 10% de deformação e depois resfriado em água com o intuito de obter a fase martensita com uma microestrutura refinada e homogênea. Em seguida, o lingote foi seccionado por eletroerosão a fio em 36 fios de dimensões 1 x 0,8 x 6 mm.

Diferentes amostras foram resfriadas até a temperatura de -196°C, a uma taxa de variação de temperatura no resfriamento e no aquecimento de 20°C/h, e mantidas a essa temperatura por 2, 12 e 24 horas. Foram utilizados 3 fios para cada condição.

Os fios (amostras) foram submetidos à ciclagem termomecânica realizada com o

auxílio de um alicate e de um gabarito graduado com precisão de 1° , executando 100, 250 e 500 ciclos de 0° a 90° , em um dispositivo onde um dos lados da amostra estava engastada. Entre as ciclagens, as amostras foram submetidas a temperaturas de 120°C , acima de A_p , para que a forma fosse recuperada totalmente, conforme esquema da Figura 1. Foram utilizados 3 fios para cada condição.

Foram utilizados ensaios de fluorescência de raios-X (FRX) e espectroscopia a dispersão de energia (EDS) para a determinação das composições químicas, difração de raios-X (DRX) para determinação das estruturas cristalinas, calorimetria diferencial de varredura (DSC) para a determinação das temperaturas de transformação, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia confocal a laser para determinação das morfologias das fases presentes e medição dos tamanhos de grãos (com o auxílio do software "ImageJ") e, por fim, medição de microdureza Vickers para a caracterização mecânica das amostras.

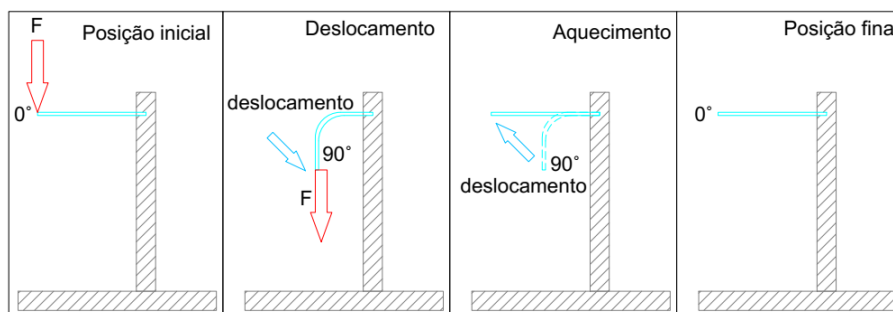


Figura 1. Desenho esquemático representando a sequência de ciclagem termomecânica.

3 | RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Fluorescência de raios-X e microanálise química por EDS

Foram realizadas análises de fluorescência de raios-X e microanálise química por espectroscopia a dispersão de energia (EDS) para a determinação da composição química, assim como para a verificação da uniformidade da microestrutura do lingote produzido.

O resultado da composição química indicado no ensaio de fluorescência de raios-X pode ser observado na Tabela 1. As imagens obtidas por MEV de duas regiões distintas do lingote mostram o contraste de composição por captação de elétrons retroespalhados. As microanálises por EDS, realizadas em diversos pontos por região, conforme indicadas nas Figuras 2, 3, 4 e 5, sugerem uniformidade de composição química da liga produzida.

Elemento	Quantidade (%)	Desvio Padrão (%)
Cobre	82,30	2,66
Alumínio	14,00	3,53
Níquel	3,70	0,45

Tabela1. Composição química (em peso %) do lingote laminado, homogeneizado e betatizado.

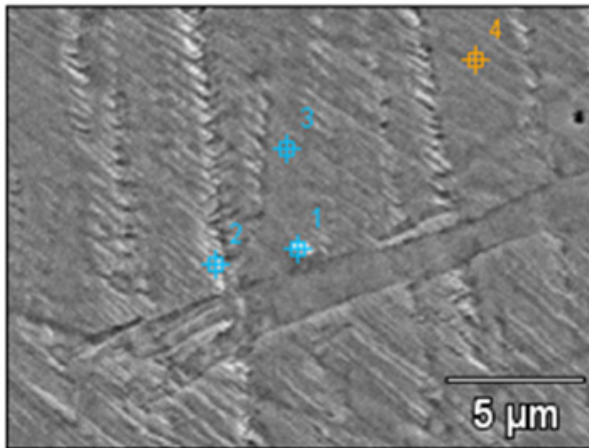


Figura 2. Pontos das microanálises executadas através de EDS no lingote laminado, homogeneizado e betatizado. Aumento 2.500 x.

Os espectros de emissão de raios-X característicos, obtidos nestes pontos, apresentados na Figura 3, são praticamente idênticos e possuem as mesmas intensidades das respectivas séries espectrais de raios-X referentes ao Cu, Al e Ni. Embora esta seja uma análise semi-quantitativa, a composição química média analisada, mostrada na Tabela 2, é muito próxima à composição nominal da liga e ao resultado obtido pela fluorescência de raios-X.

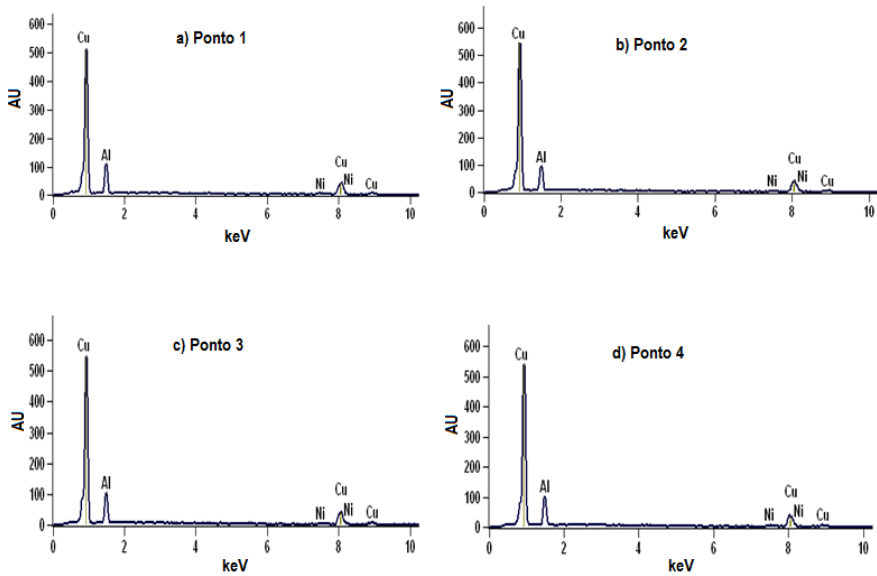


Figura 3. Espectros de emissão de raios-X característicos da região 1 do lingote laminado, homogeneizado.

Ponto	Al (% peso)	Ni (% peso)	Cu (% peso)
1	12,50	5,70	81,90
2	12,70	2,60	84,70
3	13,60	2,90	83,60
4	12,70	3,20	82,40
média	12,90	3,60	83,20
desvio padrão	0,40	1,20	1,10

Tabela 2. Composição química da amostra betatizada, sem tratamento de TCP e sem ciclagem, revelada pelo EDS.

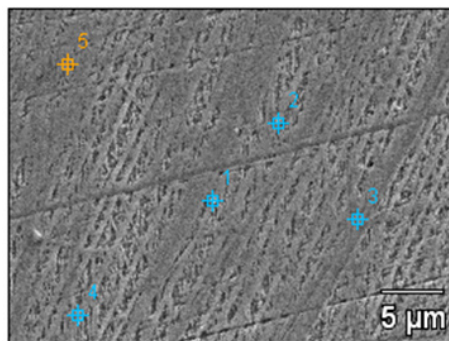


Figura 4. Pontos das microanálises executadas através de EDS no lingote laminado, homogeneizado e betatizado. Aumento 2.500 x.

Os espectros de emissão de raios-X característicos, obtidos nestes pontos, são apresentados na Figura 5. O teor de alumínio presente na composição química da liga confirma que as fases presentes na estrutura baseiam-se no composto intermetálico Cu_3Al (Kurdiumov, 1948; Perkins, 1975; Otsuka e Wayman, 1998).

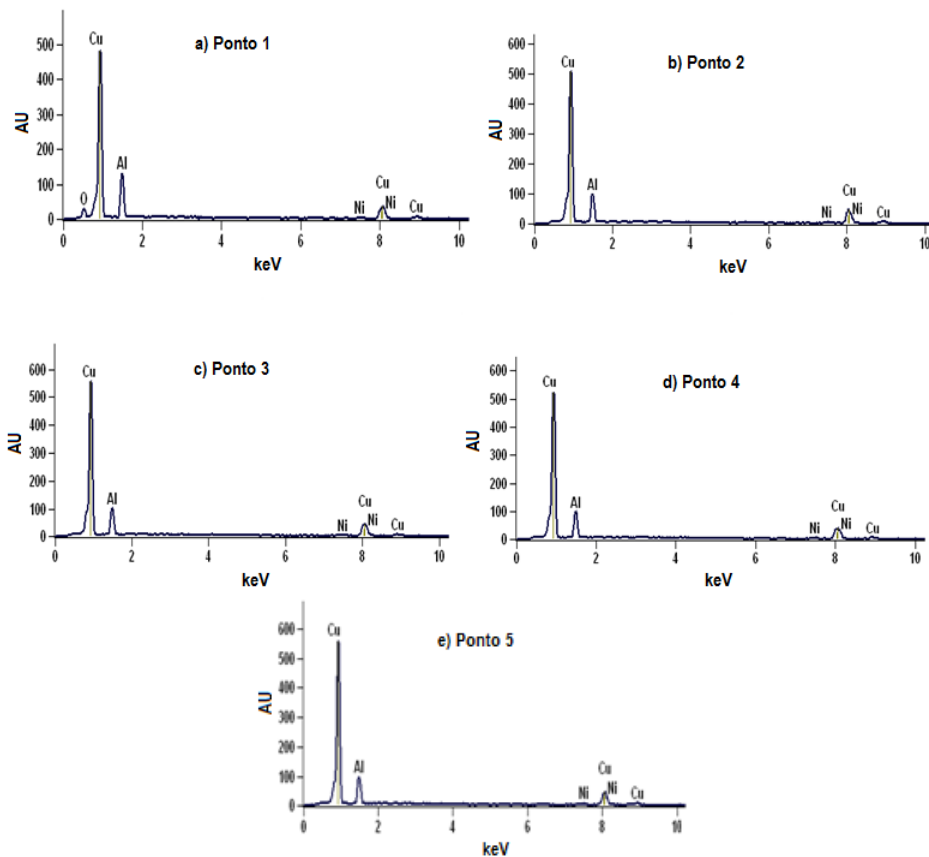


Figura 5. Espectros de emissão de raios-X característicos da região 2 do lingote laminado, homogeneizado e betatizado.

Nota-se na Tabela 3 uma distribuição homogênea dos elementos que compõem a liga, devido à mesma ser fundida à vácuo e em atmosfera inerte, fatores que contribuem para um controle aprimorado da composição química do material. (Gojic, 2011).

Ponto	Al (% peso)	Ni (% peso)	Cu (% peso)
1	13,10	4,10	82,90
2	12,60	3,90	83,50
3	12,50	3,80	83,70
4	12,30	4,30	83,40
5	12,90	3,10	83,90
média	12,70	3,90	83,50
desvio padrão	0,30	0,42	0,40

Tabela 3. Composição química da amostra betatizada após TCP por 24 h e 500 ciclos, revelada pelo EDS.

O controle da composição química é importante, uma vez que pequenas variações podem provocar grandes alterações nas temperaturas de transformação martensíticas.

3.2 Difratometria de raios-X

Com base no diagrama de fases do sistema ternário Cu-Al-Ni, a liga Cu-14Al-4Ni (peso%) aquecida acima de 700°C apresenta uma fase estável β_1 , fase de alta temperatura de estrutura cristalina ortorrômbica com seqüência de empilhamento do tipo $2H$ e com ordenamento DO_3 . Quando o material é resfriado repentinamente a partir desta temperatura, o mesmo transforma-se em uma fase martensítica β'_1 , responsável pelo efeito de memória de forma (Fernandes, 2003). Dependendo do teor de alumínio, pode-se formar a fase, também martensítica, γ'_1 . Ou seja, elevadas taxas de resfriamento podem prevenir a decomposição eutetóide e permitir a transformação martensítica (Lojen et al. 2005).

Segundo Recarte et al (2004), em intervalos de composição do alumínio entre 13,5 e 14 (peso%) ocorre uma transição martensítica $\gamma'_1 \rightarrow \beta'_1$. Com a composição do níquel entre 3 e 4% (peso%) a fase martensítica poderá apresentar um misto de $\gamma'_1 + \beta'_1$. A elevada quantidade da fase γ'_1 (ligada ao Ni), proveniente da decomposição da fase β'_1 , de caráter policristalino, tende a aumentar a fragilidade da liga (Lojen et al, 2005) e, também indica, que a liga apresenta uma microestrutura homogênea (Alexey et al, 2016).

As Figuras 6, 7 e 8 indicam a evolução da estrutura cristalina das ligas através de análises difratométricas.

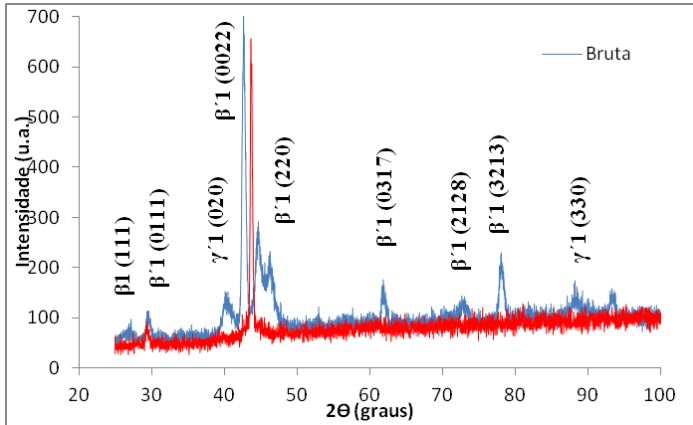


Figura 6. Difratogramas das amostras bruta de fusão e betatizada.

A análise difratométrica da liga Cu-14Al-4Ni apresenta, na Figura 6, três fases: as martensíticas γ'_1 e β'_1 , e do tipo AlCu_3 (Warlimont e Wilkens, 1964) além da fase de alta temperatura β_1 , ordenada do tipo BiF_3 (Friske e Anorg, 1949).

As ciclagens termomecânicas levaram à diminuição da fase martensítica β'_1 , a qual aparece a 43° , e ao aparecimento (aumento de intensidade) da fase γ'_1 (também martensítica). Como a mesma é menos dúctil que a fase β'_1 , a mesma pode provocar a perda gradual do efeito memória, observada através do aumento das temperaturas de transformação, da microdureza e da perda da capacidade de recuperação de forma.

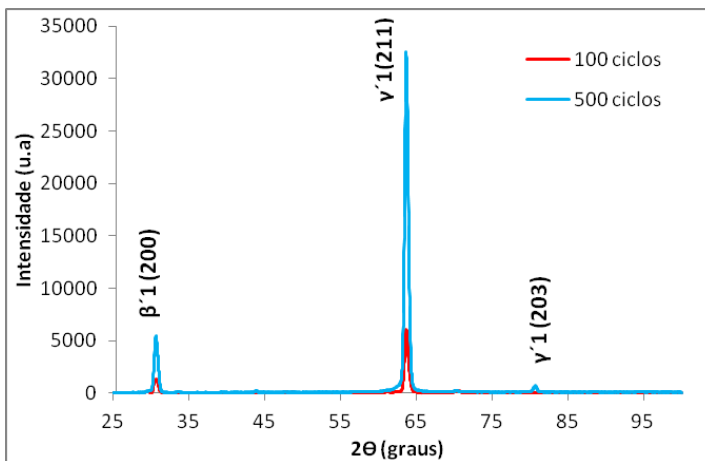


Figura 7. Difratogramas das amostras sem TCP, com 100 e 500 ciclos.

Após 500 ciclos, observou-se na Figura 7 uma maior intensidade da fase γ'_1 a 65° , fase esta que pode provocar a perda da capacidade de recuperação de forma.

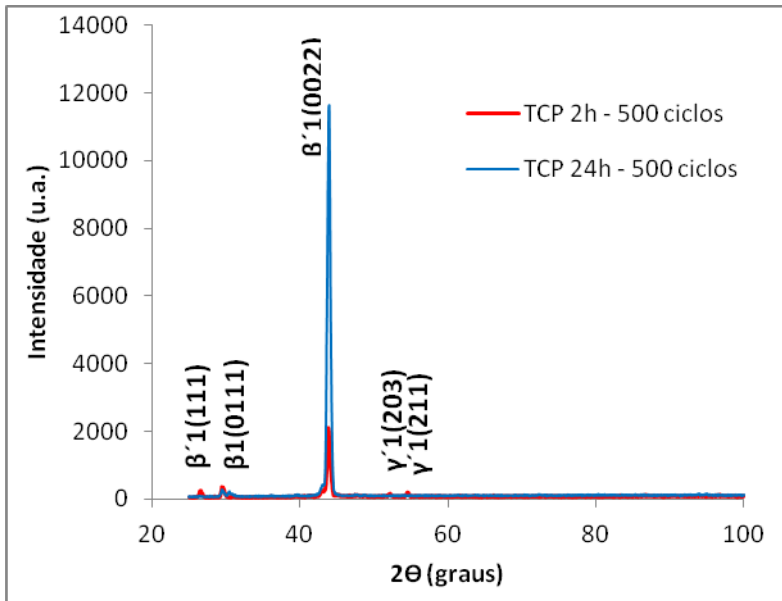


Figura 8. Difratogramas das amostras com 2 h e 24 h de TCP, com 500 ciclos.

Na Figura 8 observa-se que o tratamento criogênico profundo ajudou a estabilizar a fase martensítica β'_1 , a 43° , praticamente suprimindo a fase γ'_1 .

Os resultados das ciclagens termomecânicas anteriores mostram que o *EMF* perdeu sua capacidade de recuperação quando sujeito a deformações sucessivas (Filho, 2002), embora a diminuição do efeito seja declinante com relação ao aumento da ciclagem, em virtude da diminuição da fração da fase β'_1 . A força motriz que ativa a capacidade do *EMF* é a diferença entre a energia livre de Gibbs e uma redução dos números de cristais no material que pode explicar a diminuição do efeito.

Bhattacharya (2003) citou que esta redução é causada pelo aumento das discordâncias geradas pela ciclagem, as quais interferem nos locais onde ocorrem os nucleantes dos embriões da transformação martensítica da fase ortorrômbica. Bhattacharya (2003) mostrou que ligas com *EMF* podem perder até 32% do poder de recuperação de forma com a ciclagem, enquanto que Wayman (1982) comprovou uma diminuição de 26% da capacidade do *EMF* em ligas do sistema Cu-Al-Ni.

Entretanto, comparando-se os DRX das ligas tratadas e não tratadas por *TCP*, percebe-se que os *TCP*'s conseguiram manter a capacidade de recuperação de forma.

3.3 Calorimetria diferencial de varredura

As amostras (fios) da liga Cu-14Al-4Ni produzidas nas condições estudadas neste trabalho foram submetidas a um ciclo térmico inicial de acomodação de $40^\circ\text{C}/\text{min}$ numa faixa de temperatura entre 0°C e 120°C . Posteriormente, foram submetidas a análises térmicas

diferenciais utilizando-se uma taxa de aquecimento/resfriamento de 15°/min na mesma faixa de temperatura. O ensaio possibilitou verificar as temperaturas de transformação de fase, as entalpias de transformação e o nível de histerese de cada amostra.

Os parâmetros dos eventos termomecânicos associados às *TMR*, durante os ciclos de resfriamento e aquecimento das ligas, estão apresentados, como exemplo, nas Figuras 9 e 10, que demonstram as curvas para as amostras com 12H de *TCP* e 100 ciclagens (tratamento intermediário) e com 24 h de *TCP* e 100 ciclagens (tratamento mais longo), obtidas a partir do ensaio de *DSC*.

Na Figura 9 pode-se verificar que, durante o resfriamento da amostra ocorreu um pico exotérmico aos 36,09°C, o qual está associado à transformação direta (da fase austenita para martensita) e, durante o aquecimento ocorreu um pico endotérmico aos 62,87°C, o qual está associado à transformação reversa (da fase martensítica para a fase austenítica). A histerese térmica foi de, aproximadamente 26,78°C.

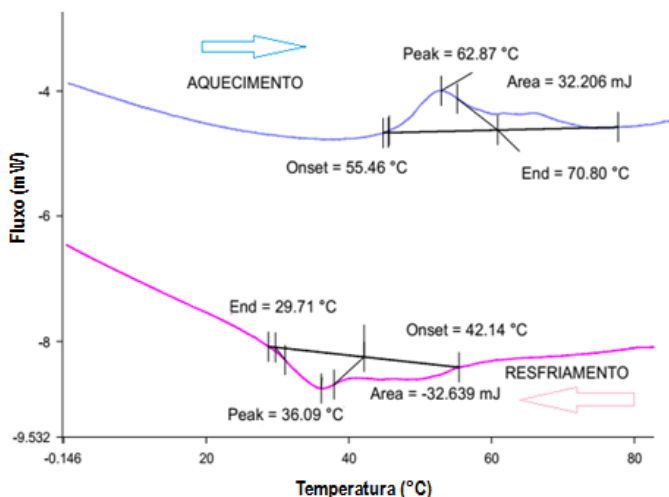


Figura 9. Curva de *DSC* para a amostra com 12 h de *TCP* e 100 ciclagens.

A partir da análise da curva de resfriamento da Figura 10, pode-se verificar que ocorreu um pico exotérmico aos 26,05 °C, o qual está associado à transformação direta (da fase austenita para martensita) e, durante o aquecimento ocorreu um pico endotérmico aos 56,82 °C, o qual está associado à transformação reversa (da fase martensítica para a fase austenítica). Segundo Otsuka e Wayman (1998), a medida da amplitude da histerese térmica pode ser determinada pela diferença entre as temperaturas críticas de pico ($T = A_p - M_p$) sendo esta igual a 30,77°C.

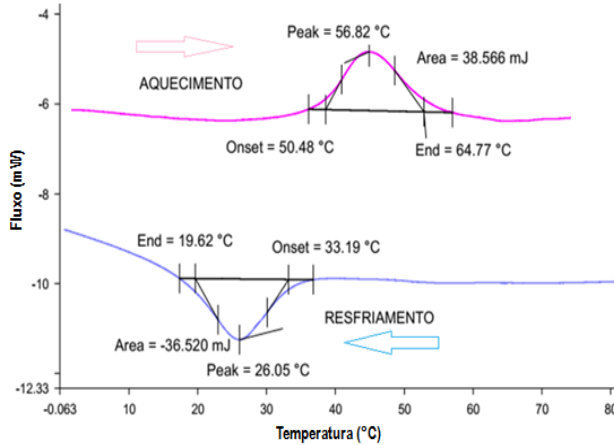


Figura 10. Curva de *DSC* para a amostra com 24 h de *TCP* e com 100 ciclagens.

A existência de um único pico na análise térmica, na liga Cu-14Al-4Ni, é uma das condições que indica a convergência entre as fases presentes na microestrutura (Recarte et al., 2004).

Com o intuito de se analisar o comportamento das temperaturas de transformação em relação às diferentes condições utilizadas (*TCP* e ciclagens), foram plotados gráficos baseados nos resultados de *DSC* para as temperaturas de pico austenítica (T_A pico) e martensítica (T_M pico). As Figuras 11 e 12 apresentam os gráficos comparativos entre as temperaturas de picos relacionadas às transformações martensíticas reversíveis.

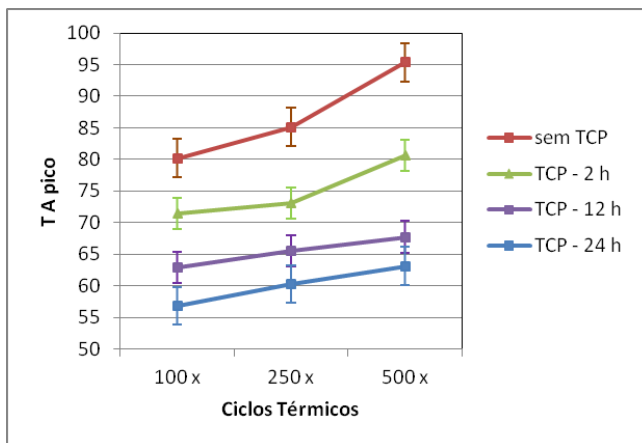


Figura 11. Gráfico comparativo das temperaturas de transformação austeníticas de pico, provenientes do aquecimento no ensaio de *DSC*.

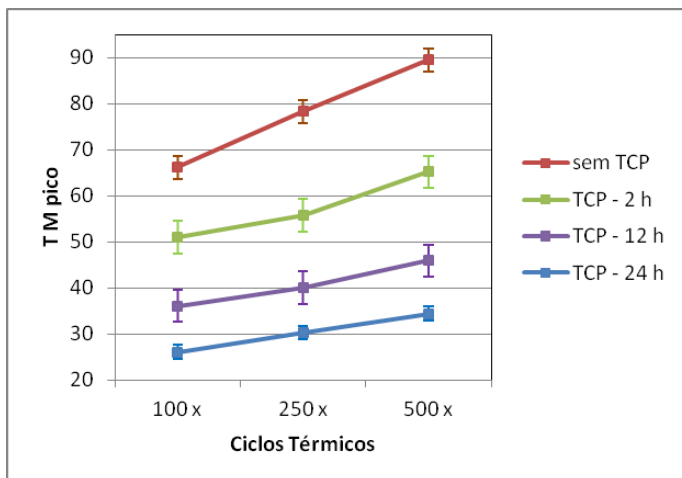


Figura 12. Gráfico comparativo das temperaturas de pico de transformação martensíticas durante o resfriamento, a partir do ensaio de *DSC*.

É possível observar, a partir dos gráficos das Figuras 11 e 12, que as temperaturas de transformação, tanto no sentido direto, quanto no sentido inverso, diminuem quando há o aumento dos tempos de TCP e aumentam com o número de ciclos termomecânicos, sendo, portanto, necessário um maior aporte de energia para produzir o efeito memória de forma. Este fato, também observado em outros sistemas de ligas com memória de forma a base de cobre (Pina et al, 2006), está relacionado ao envelhecimento do material que pode ter sido provocado pela estabilização da martensita γ'_1 , o que pode resultar em importantes modificações no comportamento físico-mecânico do material, ou pela criação de defeitos microestruturais produzidos durante o trabalho termomecânico do fio (flexão e retorno à posição inicial pela ação da temperatura), atuando como obstáculo (atrito interno) ao movimento das placas de martensita (Bhattacharya, 2003).

O TCP, além da redução das temperaturas de transformação do material, produziu uma maior estabilização destas quando da ciclagem termomecânica do material, ou seja, o aumento das temperaturas de transformação com o número de ciclos passou a ocorrer numa taxa menor (Figuras 11 e 12). Além disso, é possível observar que quanto maior o tempo de encharque do TCP (tempo em que o material permanece na temperatura criogênica utilizada), menores são as temperaturas de transformação e é maior a estabilização produzida nestas. Esta mudança de comportamento ocasionada pelo TCP pode estar relacionada à maior ocorrência (maior intensidade apresentada nos DRX com o aumento do tempo de TCP) da fase ordenada β'_1 (18R), fase menos frágil responsável pelo efeito memória de forma (Matlakhova et al, 2015; Pereira, 2006). A Tabela 4 mostra as temperaturas dos eventos termomecânicos obtidos por *DSC*.

A partir da Tabela 4, é possível observar que existe uma maior redução da histerese

(diferença entre as temperaturas de pico martensítica e austenítica) à medida que o tempo de encharque do *TCP* cresce. Pode-se observar que a histerese do material sem *TCP* e ciclado em 100 e 500 vezes é de 58,7%, e o do material com *TCP* de 24 h e ciclado em 100 e 500 vezes é de 6,7%. Como a histerese em ligas com memória de forma está diretamente relacionada com o amortecimento interno (Otsuka, 1998) e este a diversos fenômenos em defeitos microestruturais (Cossolino & Pereira, 2010), tais como contornos de grãos, impurezas e discordâncias, o *TCP* pode ter atuado de alguma forma nestes defeitos de modo a provocar esta diminuição da histerese do material.

N°	Condição	A _i	A _f	A _p	M _i	M _f	M _p	Histerese (A _p -M _p)
1	sem TCP 100 x	75,26	96,25	80,21	77,58	63,21	66,12	14,09
2	sem TCP 250 x	68,68	92,90	85,12	85,62	47,47	78,25	6,87
3	sem TCP 500 x	84,37	109,18	95,34	91,02	63,42	89,53	5,81
4	TCP 2h 100 x	64,20	75,42	71,42	59,55	46,59	51,02	20,40
5	TCP 2h 250 x	68,17	79,71	73,12	63,77	48,90	55,73	17,39
6	TCP 2h 500 x	75,65	85,08	80,62	72,73	51,94	65,16	15,46
7	TCP 12h 100 x	55,46	70,80	62,87	42,14	29,71	36,09	26,78
8	TCP 12h 250 x	48,81	80,34	65,53	56,40	33,02	40,05	25,48
9	TCP 12h 500 x	47,83	85,95	67,72	71,27	43,22	45,87	21,85
10	TCP 24h 100 x	50,48	64,77	56,82	33,19	19,62	26,05	30,77
11	TCP 24h 250 x	59,40	70,52	60,22	39,45	26,12	30,26	29,96
12	TCP 24h 500 x	57,48	67,77	63,10	62,89	50,36	34,42	28,68

Tabela 4. Temperaturas dos eventos termomecânicos obtidos por *DSC*.

A diminuição na histerese com o aumento do número de ciclos pode estar relacionada com a reorientação das variantes da martensita, provocada pelas sucessivas deformações e aquecimentos do material (Lagoudas, 2008).

3.4 Microscopia confocal a laser e eletrônica de varredura

A análise microscópica foi realizada na seção transversal à laminação, ou seja, no local onde os fios foram seccionados por eletroerosão, evidenciando, em todas as amostras, grãos apresentando contornos bem definidos com morfologia poligonal, com tendência equiaxial, com aspectos de agulhas, sem poros ou inclusões, conforme pode ser observado nas Figuras 13, 14, 15 e 16. As amostras apresentam matriz martensítica (fase β'), a qual pode ser observada, inclusive, nos difratogramas das amostras.

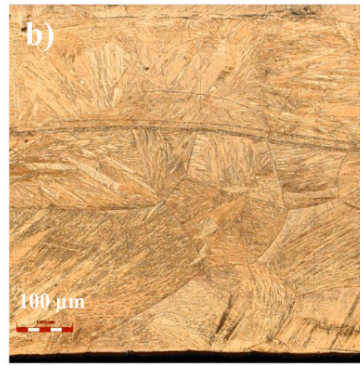
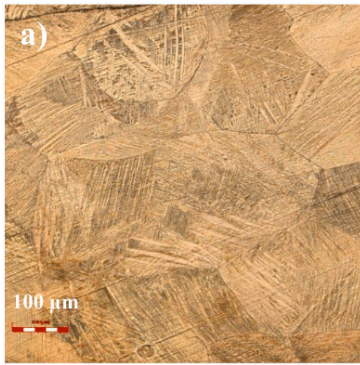


Figura 13. Micrografia confocal da liga Cu-14Al-4Ni betatizada, sem *TCP*, com a) 100 e b) 500 ciclos.

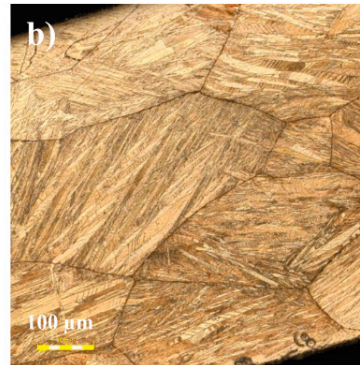


Figura 14. Micrografia Confocal da liga Cu-14Al-4Ni betatizada, com *TCP* de 2 h, com a) 100 e b) 500 ciclos.

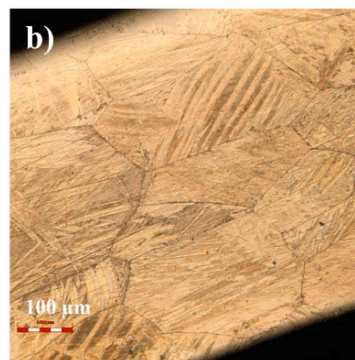


Figura 15. Micrografia Confocal da liga Cu-14Al-4Ni betatizada, com *TCP* de 12 h, com a) 100 e b) 500 ciclos.

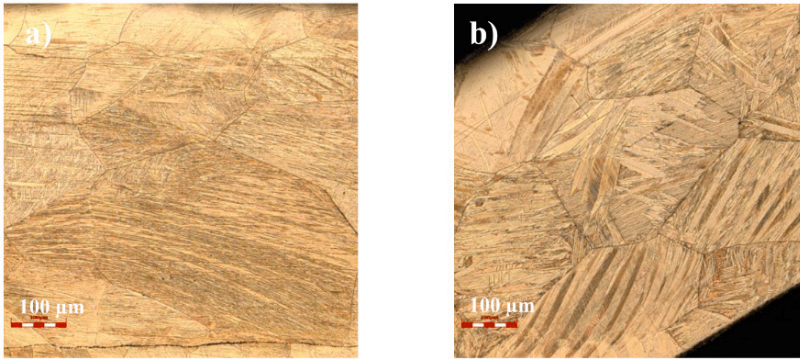


Figura 16. Micrografia Confocal da liga Cu-14Al-4Ni betatizada, com *TCP* de 24 h, com a) 100 e b) 500 ciclos.

Podem ser observadas variantes martensíticas em forma de agulhas finas com orientações preferenciais em todas as microscopias. De acordo com Kurdjumov (1948) e Otsuka e Wayman (1998), estas agulhas finas são características da martensita β'_1 .

A fase R, em forma de inclusões ou precipitados, não foi observada. Assim, esta tem sido interpretada como uma fase coerente às fases de alta temperatura β_1 e martensítica β'_1 , sendo intermediária e estabilizada na temperatura ambiente (Silva et al., 2006 e Pereira, 2006).

A partir dos resultados de microscopia apresentados, não é possível observar alterações morfológicas ou microestruturais nas amostras devido às ciclagens termomecânicas efetuadas. No entanto, com relação à amostra submetida ao *TCP*, é possível observar um sensível aumento na espessura das agulhas da martensita com o aumento do tempo de encharque do *TCP*. Este resultado também pode ser visto nas micrografias de *MEV* da Figura 17 e nas micrografias confocal das Figuras 13(b), 14(b), 15(b) e 16(b). Este fato pode estar relacionado ao aumento da intensidade dos picos correspondentes à fase β'_1 , apresentados nos resultados de *DRX* da Figura 8, o qual mostra os picos a 43° .

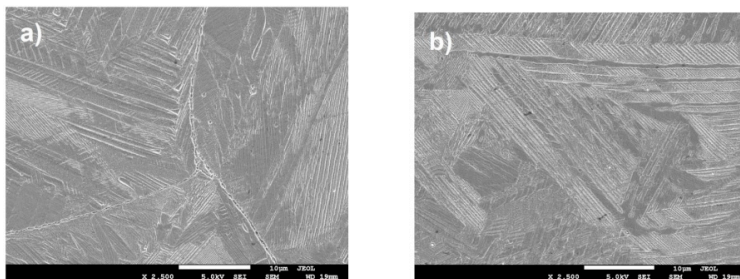


Figura 17. Micrografia de *MEV* da liga betatizada e ciclada 500 vezes, com *TCP* de a) 2h e b) 24h. Ampliação: 2.500 x.

3.5 Tamanhos de grão

Foram realizadas medições estatísticas do tamanho do grão baseadas no critério das áreas da norma *ASTM E-112*. A comparação dos tamanhos de grãos é apresentada na Tabela 5.

Condição	Média (mm)	Desvio Padrão (mm)
sem TCP 100 x	0,226	0,005
sem TCP 250 x	0,230	0,006
sem TCP 500 x	0,200	0,004
TCP 2h 100 x	0,200	0,003
TCP 2h 250 x	0,202	0,004
TCP 2h 500 x	0,207	0,004
TCP 12h 100 x	0,220	0,006
TCP 12h 250 x	0,218	0,005
TCP 12h 500 x	0,217	0,007
TCP 24h 100 x	0,209	0,005
TCP 24h 250 x	0,210	0,004
TCP 24h 500 x	0,221	0,002

Tabela 5. Medições de tamanhos de grãos.

Os valores das médias dos tamanhos dos grãos com seus respectivos desvios estão plotados no gráfico da Figura 18. A partir dos resultados das medições dos tamanhos dos grãos, pode-se observar que o *TCP*, independentemente do tempo de encharque, não produziu alterações significativas no tamanho destes (entre 200 e 230 μm), mantendo, inclusive, o mesmo comportamento com relação às ciclagens quando comparado com a liga sem *TCP*.

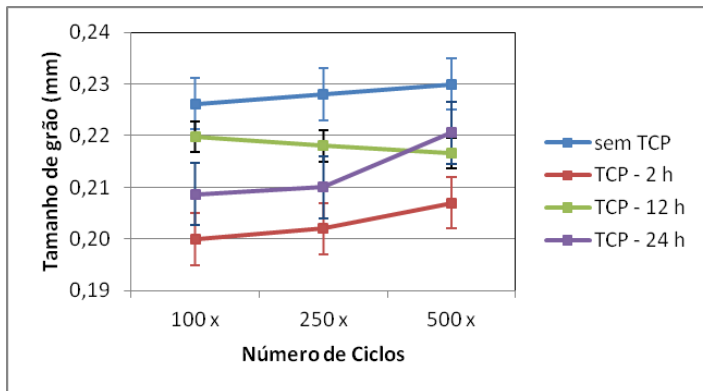


Figura 18. Comparativo entre os tamanhos de grãos devido às diferentes condições de tratamento.

Através das medições dos tamanhos de grãos e seus respectivos desvios padrões, pode-se observar que o tamanho dos mesmos possuiu alterações menores que 0,01 mm. Assim, pode-se considerar que não houveram alterações significativas de tamanho de grão.

3.6 Microdureza Vickers

As medições de microdureza Vickers foram executadas em diferentes regiões da seção transversal das amostras (ASM HandBook, 1992). Conforme recomendação da Norma ASTM E-92, foram calculadas as médias e desvios padrão de 15 indentações em 3 regiões distintas de cada amostra. A Tabela 6 apresenta os valores de microdureza.

Condição	HV (kgf/mm ²)	Desvio Padrão
sem TCP 100 x	252	3,50
sem TCP 250 x	265	4,30
sem TCP 500 x	282	5,60
TCP 2h 100 x	256	2,40
TCP 2h 250 x	263	5,90
TCP 2h 500 x	277	4,50
TCP 12h 100 x	255	2,90
TCP 12h 250 x	260	6,40
TCP 12h 500 x	269	5,50
TCP 24h 100 x	255	3,60
TCP 24h 250 x	261	6,20
TCP 24h 500 x	271	1,15

Tabela 6. Resultados de microdureza Vickers (HV).

A liga apresenta um valor médio compatível com o que é reportado na literatura (Silva et al., 2006; Pereira, 2014). A Figura 19 apresenta o gráfico comparativo entre as microdurezas para os diversos tempos de *TCP* e ciclagens termomecânicas.

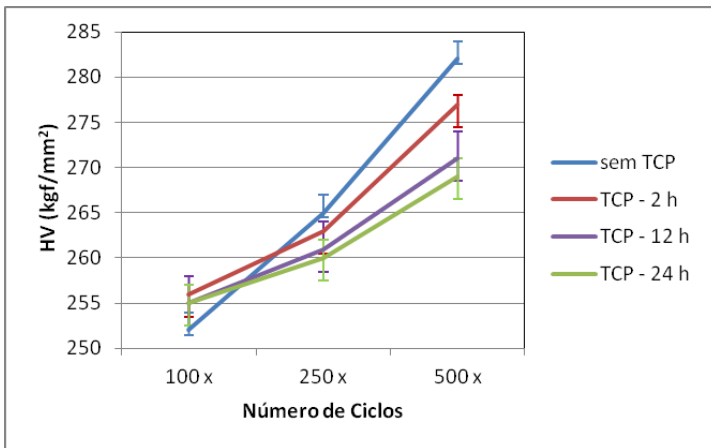


Figura 19. Evolução de microdureza Vickers da liga em função dos ciclos termomecânicos aplicados.

A dureza de um material está diretamente ligada às características microestruturais (monofásica ou polifásica) e com a interação destas microestruturas com os defeitos (contorno de grão) (Callister, 2017). Quando comparada a outros sistemas de ligas com memória de forma (Cu-Zn-Al, Ni-Ti, Cu-Al-Mn), a liga Cu-14Al-4Ni apresenta um valor de dureza/microdureza mais elevado. Este comportamento pode estar relacionado ao caráter policristalino da fase predominante γ_2 , a qual tende a aumentar a fragilidade da liga. (Lojen, 2005).

Analisando-se os resultados de microdureza Vickers obtidos e plotados no gráfico da Figura 19, e considerando-se o desvio padrão, percebe-se que as durezas apresentam um pequeno incremento com o aumento do número de ciclos, o que pode estar relacionado com a criação de defeitos devido ao trabalho mecânico produzido pelas ciclagens e com o envelhecimento do material, o qual produz o aparecimento e crescimento da fase frágil γ'_1 , conforme mostrado nos difractogramas das Figuras 6, 7 e 8.

Para as amostras submetidas ao TCP, esse incremento nos valores de microdureza com o aumento do número de ciclos é minimizado, ou seja, a taxa com que a microdureza aumenta com o número de ciclos é menor. Além disso, quanto maior o tempo de encharque do *TCP*, menores são os incrementos na microdureza do material com o aumento do número de ciclos. Esta mudança de comportamento devido ao *TCP* pode estar relacionada com a estabilização da fase martensítica β'_1 (conforme difractogramas das Figuras 6, 7 e 8,

nos quais aparecem os picos referentes a esta fase.) a qual é mais dúctil e é a responsável pelo efeito memória de forma (Lima, 2018 e Lima et al, 2020).

3.7 Capacidade de recuperação de forma

No gráfico da Figura 20 são apresentados os resultados das deflexões residuais (diferença entre a posição inicial e final) resultantes, em graus, observados após os ciclos termomecânicos para os fios com e sem TCP.

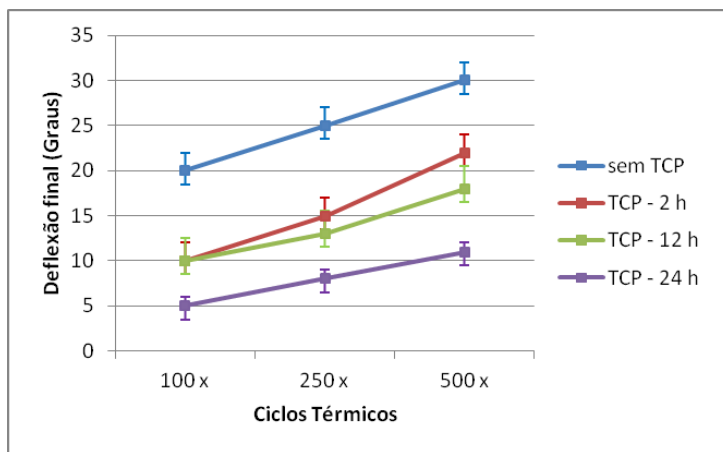


Figura 20. Capacidade de recuperação de forma após ciclagem termomecânica para os fios com e sem TCP.

A partir da análise do gráfico da Figura 20, pode-se observar que para todos os fios (com e sem TCP), as deflexões residuais aumentam com o número de ciclos termomecânicos efetuados. No entanto, os fios tratados por TCP apresentaram uma deflexão (deformação) residual menor em relação aos não tratados, apesar desta deflexão continuar aumentando com o número de ciclos. Além disso, quanto maior o tempo de encharque do TCP, menores as deflexões residuais. A perda da capacidade de recuperação de forma causada pelas ciclagens termomecânicas, nas amostras sem TCP, foi de 33% quando submetidas a 500 ciclos. Com o TCP de 24h, esta perda foi reduzida para cerca de 12%. Ou seja, houve uma redução de perda de *EMF* de 64%.

A perda da capacidade de recuperação de forma (aumento da deflexão residual) observada a partir da ciclagem termomecânica, acompanhada pelo aumento das temperaturas de transformação (Figuras 11 e 12) e da microdureza (Figura 19) do material, pode estar relacionada com a diminuição da fase martensítica ortorrômbica ordenada β'_1 , representada no *DRX* pelo pico a 43° (Figura 8), e com o surgimento e aumento da intensidade da fase martensítica γ'_1 , menos dúctil que a fase β'_1 , representada no *DRX* pelo pico a

aproximadamente 65° (Figura 7). Além disso, o trabalho mecânico resultante da deflexão sofrida pelo fio pode ter produzido defeitos microestruturais (discordâncias) no material, as quais reduzem os locais que servem de nucleantes dos embriões da transformação martensítica da fase ortorrômbica, atuando como obstáculo à movimentação das placas de martensita, fazendo com que o efeito memória de forma ocorra em temperaturas mais elevadas e com uma intensidade (capacidade de recuperação de forma) menor (Filho, 2002; Bhattacharya (2003).

As mudanças de comportamento do material com relação às temperaturas de transformação, microdureza e capacidade de recuperação de forma, provocadas pelo tratamento criogênico profundo (*TCP*), sugerem que o *TCP* atuou no sentido de estabilizar a fase β'_1 , diminuindo a taxa de envelhecimento do material através do retardo do crescimento da fase γ'_1 (aumento da intensidade do pico referente a esta fase no *DRX*), menos dúctil e responsável pela perda da capacidade de recuperação de forma (Lima et al, 2020).

4 | CONCLUSÕES

- 1 - Com base nas análises difratométricas, o processo de fabricação suprimiu a precipitação da fase α , intermetálico de alta dureza rico em cobre, e produziu uma microestrutura martensítica ortorrômbica ordenada do tipo AlCu_3 (β'_1), típica das ligas com efeito memória de forma;
- 2 - As ciclagens termomecânicas propiciaram o surgimento e crescimento da fase martensítica (γ'_1), menos dúctil que a fase martensítica (β'_1), que, em conjunto com a criação de defeitos (discordâncias), produziram um aumento das temperaturas de transformação martensíticas e da microdureza do material, além da redução da capacidade de recuperação de forma, dificultando o efeito memória de forma do material. Quanto maior o número de ciclos, maiores estes efeitos;
- 3 - O tratamento criogênico profundo (*TCP*) propiciou o aumento na intensidade dos picos de difração (aumento da fração volumétrica) correspondentes a fase (β'_1) e, por consequência, a manutenção destes durante a ciclagem termomecânica do material, o que indica que o *TCP* atuou no sentido de estabilizar a fase martensítica ortorrômbica ordenada (β'_1);
- 4 - O *TCP* produziu uma redução e estabilização das temperaturas de transformação martensíticas e da perda da capacidade de recuperação de forma. Além disso, produziu, também, uma sensível estabilização da microdureza do material submetido a ciclagens termomecânicas. Este comportamento pode estar relacionado a estabilização da fase martensítica ortorrômbica ordenada do tipo AlCu_3 (β'_1), mais dúctil que a fase martensítica (γ'_1) e responsável pelo efeito memória de forma do material. Quanto maior o tempo de encharque do *TCP*, maiores estes efeitos;
- 5 - Com relação à histerese, quanto maior o tempo de encharque do *TCP*, para as amostras cicladas termomecanicamente, maior a diferença entre as temperaturas

de pico da transformação martensítica direta e reversa, e menores as reduções das histerese com o aumento do número de ciclos. Este comportamento está diretamente relacionado com o amortecimento interno do material (atrído entre as placas de martensita) e este a diversos fenômenos e defeitos microestruturais, de tal forma que o TCP pode ter atuado de alguma maneira nestes defeitos, de modo a provocar este aumento na histerese do material e sua estabilização, com relação ao número de ciclos;

6 - Por fim, o tratamento criogênico profundo (TCP) se mostrou eficaz na estabilização do efeito memória de forma para a liga Cu-14Al-4Ni, retardando o envelhecimento (aumento das temperaturas de transformação martensíticas e redução da capacidade de recuperação de forma) do material. A redução da capacidade de recuperação de forma para o material ciclado 500 vezes passou de 33%, para o material sem TCP, para cerca de 12% quando tratado criogenicamente por 24h, reduzindo a perda em cerca de 64%.

AGRADECIMENTOS

Gostaríamos de agradecer ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia (IFBA), a Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) e ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília (UnB) pelo apoio dado na execução dos experimentos e ensaios realizados neste estudo e, aos Decanatos de Pesquisa e Inovação (DPI) e de Pós-Graduação (DPG) da Universidade de Brasília (UnB), pelo apoio financeiro disponibilizado.

REFERÊNCIAS

ALEXEY E. SVIRIDA. et al., The structure – phase transformations and mechanical properties of the shape memory effect alloys based on the system Cu–Al–Ni. Elsevier Ltd, 1-5, 2016.

ASM, Metallographic techniques, ASM Handbook, vol.9. (s.d.), 1992.

ASTM E-112, Standard test method for determining average grain size, 1996.

ASTM E-92, Standard test method for Vickers hardness of metallic materials, 1987.

BENSELY A. et al., Enhancing the Wear Resistance of Case Carburized Steel by Cryogenic Treatment. Cryogenics, 2006.

BHATTACHARYA, K., Microstructure of Martensite: Why it Forms and How it Gives Rise to the Shape-Memory Effect. First ed. Oxford University Press (Oxford Series on Materials Modelling), New York, 2003.

CALLISTER, W. D., RETHWISH, D. G., Materials Science Engineering – An Introduction. USA. John Wiley and Sons, Inc., 2017.

COSSOLINO, L. C., PEREIRA, H. A. A., Amortecimento: classificação e métodos de determinação. Informativo Técnico-Científico ITC04, ATCP Engenharia Física, 2010.

FERNANDES, F. M. B. Ligas com Memória de Forma. Universidade Nova de Lisboa. Lisboa, 2003.

FILHO, P. L. da C., Obtenção e Caracterização Microestrutural da Liga Cu-13Al-4Ni com Efeito de Memória de Forma. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Pernambuco. Recife, 2002.

FRISKE, H., ANORG, Z., JCPDS 11-0010. *Allg. Chem.* 258-198, 1949.

GOJIC, M. VRSALOVIC, et al., Electrochemical and microstructural study of Cu–Al–Ni shape memory alloy. *J. Alloys Comp.* 9782–9790, 2011.

KURDJUMOV, G. V., Transformações adifusionais em ligas. *J. Technical Physics.* v.18., n. 8., p. 999-1025, 1948.

LAGOUDAS, D. C., Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications. Ed. Springer, 2008.

LEO, D. J., Engineering Analysis of Smart Material Systems. Hoboken: John Wiley & Sons, 2007.

LIMA, E. P. R., NAVA, M., LIMA, P. C., Influence of the Deep Cryogenic Treatment at the Stabilization of Martensitic Transformation Temperatures at the Smart Material Alloy Cu-14Al-4Ni. *Journal of Materials Science and Engineering A* 10 (3-4), 60-64, 2020.

LIMA, P. C., Estudo do efeito da adição de titânio no tamanho de grão, nas temperaturas de transformação de fase e no Módulo Elástico da liga Cu-14Al-4Ni de efeito memória de forma obtida por fusão a arco e solidificação rápida a vácuo. Tese de Doutorado – Universidade de Brasília. Brasília-DF, 2018.

LOJEN, G., Microstructure of Rapid Solidified Cu-13Al-4Ni Shape Memory Alloy Ribbons. *COMMENT.* Poland, 2005.

MATLAKHOVA, L. A. PEREIRA, E. C. MATLAKHOV, et al., Stress assisted thermal cycling treatment of a monocrystalline Cu-Al-Ni alloy. *Mater. Sci. Res. J.* 5, 31 e 50, 2015.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M., Shape Memory Materials. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

PEREIRA, E. C, et al., Tratamento Termo-Cíclico Sob Carga da Liga Monocristalina CuAl-Ni. In: 61o Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, RJ, Brasil. CD-ROOM. p. 2987-2995, 2006.

PEREIRA, E. C. MATLAKHOVA, L. A. MATLAKHOV, A. N. SHIGUE, C. Y. MONTEIRO, S. N., Physical and structural characterization of a monocrystalline Cu-13.7Al-4 alloy subjected to thermal cycling treatments. *Metall. Mater. Trans. A* 45, 1866 e 1875, 2014.

PERKINS, J., Shape Memory Effects in Alloys. In: Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Effects and Applications. Toronto Ontário, Canada. 470P, 1975.

PINA, E. A. C., Estudo da estabilização na liga Cu-Al-Mn com memória de forma. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica), Recife – PE, Universidade Federal de Pernambuco, 60p, 2006.

RECARTE, V., et al., Thermodynamics of thermally induced martensitic transformation in Cu-Al-Ni shape memory alloys. *Acta Materialia* 52. p. 3941-3948, 2004.

RODRIGUEZ, P. E GUENIN, G., Thermal ageing behaviour and origin of a Cu-Al-Ni. *Materials Science and Engineering*, v.A129, p.273-277, 1990.

SILVA, R.J., et al., Thermal Cycling Treatment and Structural Changes in Cu-Al-Ni Monocrystalline Alloys. *Materials Science Forum* V. n. 514-516. p. 692-696, 2006.

WARLIMONT, H., Wilkens, Z., JCPDS 28-0005. *Metallkd.* 55-382, 1964.

WAYMAN, C. M., Deformation, Mechanisms and other characteristics of Shape Memory Alloys. Department of Metallurgy and Mining Engineering and Materials Research Laboratory, University of Illinois at Urbana-Champaign, Urbana, Illinois, 1982.

ÍNDICE REMISSIVO

A

Aciação elétrica 111, 119
Aço inoxidável 28, 63, 64, 68, 74, 111, 112, 113
Aços ARBL 1, 2
Ambientes agressivos 76, 89

B

Bambu 164, 166, 167, 168, 169, 170, 171, 172
Blindagem balística 120

C

Cicatrização 67, 174, 175, 181, 182
Coloração 92, 93, 94, 95, 96, 176, 179, 193
Compactação 133
Compósito 120, 122, 123, 124, 125, 130, 165, 166, 167, 168, 169, 170, 172
Corrosão 64, 69, 70, 71, 73, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 92, 93, 100, 101, 102, 103, 104, 105, 106, 107, 109, 110, 200

E

Efeito memória 40, 41, 47, 51, 58, 59, 60, 61
Esponjas de poliuretano 151

F

Fadiga 63, 64, 69, 70, 71, 72, 73, 74
Fibras 153, 164, 165, 166, 167, 168, 169, 170, 172, 173, 189
Fibroína 187, 188, 189, 190, 191, 192, 193, 194, 195, 196, 197, 198, 199

I

Impacto 24, 120, 121, 122, 124, 129, 130, 134, 138, 139, 141, 144, 145, 146, 149, 156, 164

L

Liofilização 187, 188, 190, 191, 193, 198, 199

M

Membranas 174, 176, 177, 178, 179, 180, 181, 182, 184, 185, 186, 190, 191, 192, 193, 194, 195, 198, 199
Metálica 16, 79, 100, 102, 118, 165

Microdureza 1, 2, 4, 5, 7, 8, 14, 16, 19, 20, 22, 23, 26, 28, 29, 31, 34, 40, 42, 47, 56, 57, 58, 59, 63

Microestrutura 2, 3, 4, 6, 7, 8, 10, 12, 13, 14, 15, 23, 24, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 39, 42, 46, 50, 59, 65, 149

MIG 14, 15, 16, 17, 27, 28

O

Óleo de rã 174, 176, 177, 178, 179, 180, 181, 184

Óxido de Ti 92

P

Penetração de solda 14, 25, 26

Prótese femoral 63

Q

Quitosana 174, 175, 176, 177, 178, 179, 180, 181, 183, 184, 185, 186, 199

R

Recuperação 40, 41, 47, 48, 58, 59, 60, 111, 113, 116, 117, 118, 119

Redução 9, 3, 6, 7, 40, 48, 51, 58, 59, 60, 67, 100, 111, 112, 113, 117, 118, 133, 139, 141, 149

Remoção de óleo 151

Resíduos 107, 111, 112, 119, 151, 160, 166, 175

Resíduos siderúrgicos 111

Resina 164, 167, 169, 170, 172

Revestimento acrílico 76

Rota térmica 133

Rugosidade 79, 92, 94, 95, 96, 97, 98, 154, 155, 192

T

Temperatura 3, 15, 23, 24, 26, 30, 32, 35, 41, 46, 47, 48, 49, 51, 54, 76, 85, 97, 102, 103, 114, 116, 122, 123, 133, 135, 136, 137, 138, 139, 156, 166, 167, 169, 176, 177, 178, 185, 191

Tintas 76, 77, 78, 79, 85

Tratamento criogênico 40, 41, 48, 59, 60

Tratamento de esgoto 100, 102, 106, 109, 110

Engenharia de Materiais e Metalúrgica: Tudo à sua Volta

2

-  www.atenaeditora.com.br
-  contato@atenaeditora.com.br
-  [@atenaeditora](https://www.instagram.com/atenaeditora)
-  www.facebook.com/atenaeditora.com.br

Engenharia de Materiais e Metalúrgica: Tudo à sua Volta

2

-  www.atenaeditora.com.br
-  contato@atenaeditora.com.br
-  [@atenaeditora](https://www.instagram.com/atenaeditora)
-  www.facebook.com/atenaeditora.com.br