

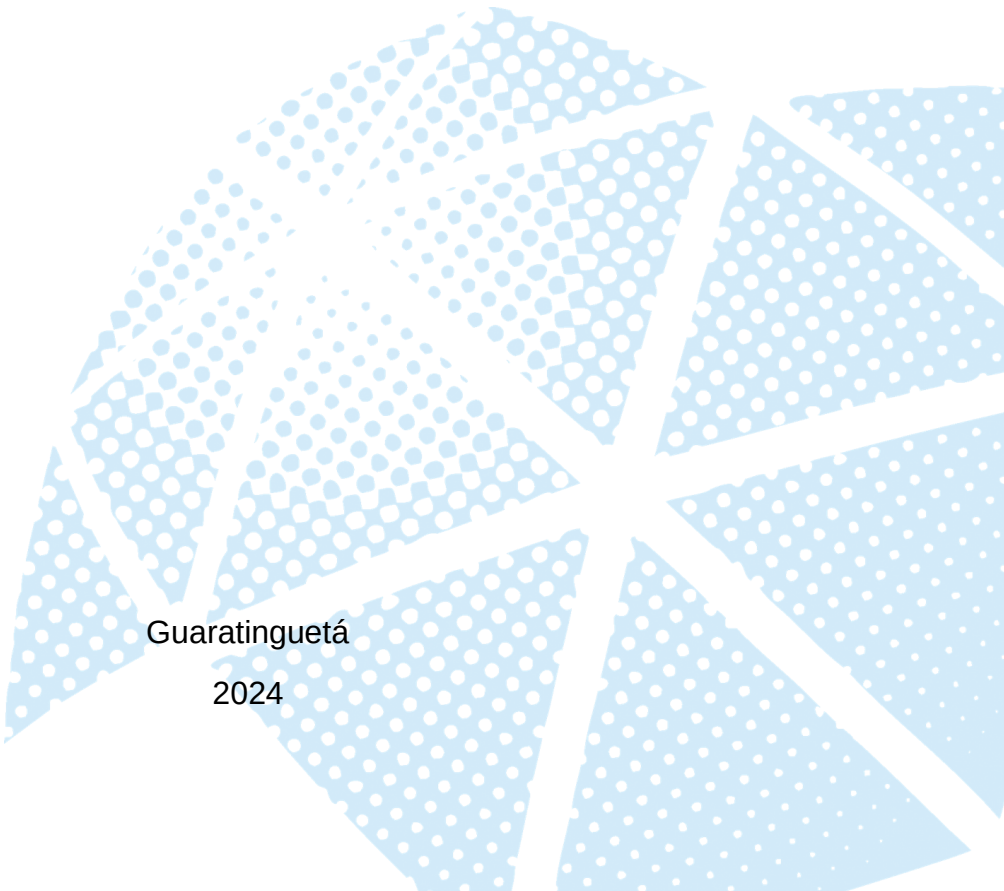
UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA – UNESP
Faculdade de Engenharia e Ciências - Campus de Guaratinguetá

LUIZ ANTONIO AZEVEDO ROSA

RETROGRESSÃO E REENVELHECIMENTO DE UMA LIGA Al-Zn-Mg-Cu

Guaratinguetá

2024



LUIZ ANTONIO AZEVEDO ROSA

RETROGRESSÃO E REENVELHECIMENTO DE UMA LIGA Al-Zn-Mg-Cu

Tese apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia e Ciências, Guaratinguetá, para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro.

Coorientador: Prof. Dr. Eduardo Norberto Codaro.

Guaratinguetá

2024

R788r	Rosa, Luiz Antonio Azevedo Retrogressão e reenvelhecimento de uma liga Al-Zn-Mg-Cu / Luiz Antonio Azevedo Rosa - Guaratinguetá, 2024. 88 f : il. Bibliografia: f. 77-85 Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2025. Orientador: Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro Coorientador: Prof. Dr. Eduardo Norberto Codaro 1. Ligas de alumínio - Tratamento térmico. 2. Alumínio, Ligas de. 3. Propriedades mecânicas. 4. Microestrutura. I. Título. CDU 669.715(043)
-------	---

Luciana Máximo

Bibliotecária/CRB-8 3595

IMPACTO POTENCIAL DESTA PESQUISA

O desafio técnico para o desenvolvimento de produtos automotivos ou qualquer outro produto é a conjunção entre valor pago pelo produto e o impacto ambiental causado no processo de manufatura. O alumínio e suas liga atendem ao requisito de baixo valor pago quando a razão entre propriedade mecânica e massa do componente é levada em consideração, e a sua reciclagem, no Brasil, está em amplo desenvolvimento. A liga de alumínio 7012, na têmpera RRA melhora em pelo menos 10% a dureza comparada à têmpera T6, tornando-a apta para substituir o aço em aplicações automotivas, reduzindo a massa e emissões. Esse trabalho apresenta uma proposta de ciclo de tratamento térmico para a obtenção da têmpera RRA, potencializando sua aplicação na indústria automotiva.

POTENTIAL IMPACT OF THIS RESEARCH

The technical challenge for developing automotive products or any other product is the conjunction between the value paid for the product and the environmental impact caused in the manufacturing process. Aluminum and its alloys meet the requirement of low value paid when the ratio between mechanical properties and mass of the component is considered, and their recycling, in Brazil, is undergoing extensive development. The 7012 aluminum alloy, in RRA temper, improves hardness by at least 10% compared to T6 temper, making it suitable for replacing steel in automotive applications, reducing mass and emissions. This work presents a proposal for a heat treatment cycle to obtain RRA tempering, enhancing its application in the automotive industry.

LUIZ ANTONIO AZEVEDO ROSA

RETROGRESSÃO E REENVELHECIMENTO DE UMA LIGA Al-Zn-Mg-Cu

Tese apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia e Ciências, Guaratinguetá, para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais

Data da defesa: 17/12/2024.

Banca Examinadora:

Documento assinado digitalmente
 **MARCOS VALERIO RIBEIRO**
Data: 21/12/2024 16:02:27-0300
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Prof. Dr. MARCOS VALERIO RIBEIRO
Orientador - UNESP

Documento assinado digitalmente
 **LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN**
Data: 19/12/2024 18:37:07-0300
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
UNESP

Marcelo dos Santos Assinado de forma digital
por Marcelo dos Santos
Pereira:071137278 Pereira:07113727808
08 Dados: 2024.12.20 09:25:48
-03'00'

Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
UNESP

Documento assinado digitalmente
 **MIRIAN DE LOURDES NORONHA MOTTA MELO**
Data: 20/12/2024 14:45:06-0300
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Profa. Dra. MIRIAN DE LOURDES NORONHA MOTTA MELO
UNIFEI

Documento assinado digitalmente
 **ANDRÉ LUIS MOREIRA DE CARVALHO**
Data: 21/12/2024 08:11:27-0300
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Prof. Dr. ANDRÉ LUÍS MOREIRA DE CARVALHO
UEPG

Dedico esta pesquisa à memória de meus Pais; Manoel Alves Rosa e Deolinda Azevedo Rosa, meus maiores e melhores orientadores na vida.

Dedico em especial aos meus filhos;
Henrique R. Rosa e Mariana R. Rosa pelo
carinho, pelo incentivo para começar e
continuar nos momentos difíceis e por
compreender minha ausência em
momentos importantes de nossas vidas.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho. Em especial agradeço:

ao meu orientador, Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro, amigo de outras jornadas, por toda a sua confiança, incentivo, oportunidade, ensinamentos e paciência, que foram de vital importância para a execução deste projeto.

à Profa. Dra. Ana Paula Rosifini Alves pela amizade e estímulo durante esta jornada.

ao Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein pela orientação e apoio técnico na realização das análises metalográficas.

ao Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini pelos comentários na Qualificação.

ao Prof. Dr. André Luís Moreira de Carvalho e Prof. Ms. Selauc Vurobi Júnior, ambos da Universidade Estadual de Ponta Grossa (PR) - Departamento de Engenharia de Materiais, pelo apoio técnico na realização do tratamento térmico de Retrogressão.

aos Técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia pelo suporte na preparação de corpos de prova;

às funcionárias da Biblioteca da UNESP campus de Guaratinguetá;

aos funcionários da Secretaria da Pós-Graduação.

ao Hélio Pina da Silva pelas sugestões técnicas durante a realização deste trabalho.

à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001, e

a todos os amigos, professores e funcionários que não tiveram seus nomes citados, mas contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

Agradecimento ao grande amigo e colega desta e de outras jornadas, Fernando Antônio Soares (*in memoriam*).

“Quem não pode fazer grande coisa, faça ao menos o que estiver na medida de suas forças; certamente não ficará sem recompensa”

(Santo Antônio de Pádua)

RESUMO

O tratamento térmico de Retrogressão e Reenvelhecimento (RRA) é de interesse para a indústria automotiva na fabricação de componentes de ligas de alumínio de elevada resistência mecânica. As potenciais aplicações na indústria automotiva incluem o seu uso para manufatura de engrenagens, eixos e para-choques. Este estudo descreve o método para a obtenção da curva de Retrogressão e Reenvelhecimento para a liga de alumínio 7012 (Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu) - UNS A97012. O tratamento térmico RRA consiste em duas etapas: a primeira etapa é a retrogressão, que foi realizada em amostras na condição de endurecimento T6 por um tempo que variou de 5 segundos a 4 horas e em diferentes temperaturas: 180°C, 210°C e 240°C, a segunda etapa, o reenvelhecimento, foi realizada a 120°C por 24 horas (parâmetros de processo para obtenção da têmpera T6). A curva RRA foi obtida através da medição da dureza Vickers. As amostras foram também avaliadas quanto à condutividade elétrica (%IACS). Os precipitados foram analisados considerando-se os seguintes itens: Diâmetro de Feret (dimensional), Circularidade (forma), *Solidity* – Sol (forma), e Razão de Aspecto – AR (forma). A melhor resposta ao tratamento térmico de Retrogressão e Reenvelhecimento foi obtida nas seguintes condições: Retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecimento a 120°C por 24 horas. O aumento de dureza (HV) obtido com o RRA 180°C/1h foi da ordem de 19%.

Palavras-chave: Alumínio 7012; Tratamento Térmico; Propriedades Mecânicas; Microestrutura.

ABSTRACT

Retrogression and Reaging (RRA) heat treatment is of interest to the automotive industry in the manufacture of high mechanical strength aluminum alloy components. Potential applications in the automotive industry include its use in the manufacture of gears, axles and bumpers. This study describes the method for obtaining the Retrogression and Reaging curve for aluminum alloy 7012 (Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu) - UNS A97012. The RRA heat treatment consists of two stages: the first stage is retrogression, which was carried out on samples in the T6 hardening condition for a time that varied from 5 seconds to 4 hours and at different temperatures: 180°C, 210°C and 240°C, the second stage, reaging, was carried out at 120°C for 24 hours (process parameters for obtaining T6 tempering). The RRA curve was obtained by measuring Vickers hardness. The samples were also evaluated for electrical conductivity (%IACS). The precipitates were analyzed considering the following items: Feret's Diameter (dimensional), Circularity (shape), Solidity – Sun (shape), and Aspect Ratio – AR (shape). The best response to the Retrogression and Reaging heat treatment was obtained under the following conditions: Retrogression at 180°C/1h and reaging at 120°C for 24 hours. The increase in hardness (HV) obtained with RRA 180°C/1h is around 19%.

Keywords: Aluminum 7012; Heat Treatment; Mechanical Properties; Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Ciclo de produção do alumínio.	19
Figura 2 – Estrutura cristalina do alumínio: Cúbica de Face Centrada (CFC).	21
Figura 3 – Diagrama de classificação de composição química e têmpera das ligas de alumínio conformadas mecanicamente.	23
Figura 4 – Refusão: Processo DC (<i>“Direct-Chill”</i>).	25
Figura 5 – Processo de fabricação, extrusão direta, das ligas de alumínio 7xxx.	26
Figura 6 – Combinações de alumínio com os principais elementos de liga.	27
Figura 7 – Solubilidade versus temperatura para ligas binárias de alumínio, destaque para Cu, Mg e Zn.	30
Figura 8 – Efeito do tratamento térmico de Homogeneização: Segregação no tarugo, liga de alumínio 7075.	37
Figura 9 – Representação dos tipos de precipitação: (a) coerentes, (b) parcialmente coerentes ou semicoerentes, e (c) incoerentes com a matriz.	43
Figura 10 – Diagrama metaestável, região rica em alumínio de uma liga Al-Zn-Mg para teores de magnésio entre 1 e 3% (em massa).	45
Figura 11 – Representação esquemática de um diagrama de fase binário.	46
Figura 12 – Representação esquemática da curva RRA.	49
Figura 13 – Perfil na liga 7012, rabeira de míssil. Perfil: (a) Extrudado, (b) Usinado, (c) Componente Montado.	54
Figura 14 – Representação esquemática do diagrama de fases Al-Zn-Mg-Cu.	57
Figura 15 - Temperatura <i>Solvus</i> versus composição química, ligas Al-Zn-Mg-Cu.	57

Figura 16 - Diagrama esquemático do ciclo RRA – Liga de alumínio 7012.	58
Figura 17 – Forno de Banho de Sal. UEPG (PR). a) Vista Geral; b) Banho de sal e agitador.	60
Figura 18 – Diâmetro de Feret.	62
Figura 19 – Solidity (Sol).	62
Figura 20 – a) Condutivímetro Fischer e b) Sonda Ø 14mm.	64
Figura 21 – Curvas de Retrogressão (180, 210 e 240°C), para tempos de 5 segundos até 240 minutos (4 horas).	66
Figura 22 – Curvas: RRA 180°C e Retrogressão.	68
Figura 23 – Curvas: RRA 210°C, RRA 240°C, com as respectivas retrogressões.	68
Figura 24 – Condutividade elétrica: RRA180, RRA210 e RRA240.	70
Figura 25 – Dureza e condutividade elétrica – RRA180.	71
Figura 26 – Precipitados, retrogressão a 180°C, “A”: por 15 segundos; “B”: por 1h e “C” por 2h. Todas as amostras reenvelhecidas a 120°C/24h.	71
Figura 27 – Quantidade de precipitados. Retrogressão a 180°C e reenvelhecimento a 120°C/24h.	73
Figura 28 – Retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecida a 120°C/24h. Precipitado: Mg, Cu, Zn	74
Figura 29 - Retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecida a 120°C/24h. Precipitado: Mg, Cu, Zn.	75
Figura 30 - Retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecida a 120°C/24h. Precipitado: Mg, Si, Cu e Zn.	75

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Quadro 1 - Redução de emissões pelo uso de alumínio: Impacto por Componente.	20
Quadro 2 – Dígitos adicionais para a têmpera T.	24
Quadro 3 - Limite de solubilidade em soluções binárias de alumínio.	31
Quadro 4 - Precipitados em ligas de Al, série 7xxx.	44
Quadro 5 – Especificação: composição química da liga de alumínio 7012	53
Quadro 6 – Tratamentos térmicos realizados na liga de alumínio 7012	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química da liga de alumínio 7012 estudada (% massa).	65
Tabela 2 – Precipitados, retrogressão a 180°C/15 segundos e reenvelhecimento a 120°C/24h.	72
Tabela 3 – Precipitados, retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecimento a 120°C/24h.	72
Tabela 4 – Precipitados, retrogressão a 180°C/2h e reenvelhecimento a 120°C/24h.	73
Tabela 5 - Resultado EDS, matriz: liga de alumínio 7012 (at%).	74

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminum Alloy - Liga de alumínio
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnica
ALCAN	Aluminum Company of Canada
ALCOA	Aluminum Company of America
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CO ₂	Dióxido de carbono
CST	Corrosão sob tensão
DC	<i>Direct Chill</i>
FEG	Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá
GP	Guinier-Preston, Zonas de
IACS	International Annealed Copper Standard
ImageJ	<i>Image Precessing and Analysis in Java</i>
LAIMat	Laboratório de Imagens de Materiais (UNESP/FEG)
NBR	Norma Brasileira
NCR-IAR	<i>National Research Council of Canada – Institute for Aerospace Research</i>
RRA	Retrogressão e Reenvelhecimento
RRA180	Retrogressão e Reenvelhecimento – Retrogressão a 180°C

RRA210	Retrogressão e Reenvelhecimento – Retrogressão a 210°C
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SiC	Carbeto de Silício
T	Temperatura, geral
TR	Tempo de Retrogressão
TRRA	Designação, neste trabalho, da têmpera para retrogressão e reenvelhecimento
T6	Têmpera de máxima dureza
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UEPGP	Universidade Estadual de Ponta Grossa (PR)

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Parâmetro do reticulado, estrutura cúbica
α	Letra grega alfa. Solução sólida supersaturada de alumínio
At	Átomo-grama
β	Letra grega beta
β'	Letra grega beta “linha” – representa o dispersóide Al_3Zr
c	Parâmetro do reticulado, estrutura hexagonal
°C	Celsius, Temperatura
η	Letra grega eta. Representa a fase estável MgZn_2
η'	Letra grega eta (linha). Representa a fase metaestável MgZn_2
g.cm^{-3}	Massa específica (“densidade”), gramas por centímetro cúbico
HB	Dureza Rockwell B – <i>Hardness Rockwell B</i>
HV	Dureza Vickers – <i>Hardness Vickers</i>
K	Temperatura, Kelvin
Kg	Quilograma
m	Metro
μ	Letra grega mi. Representa 10^{-3} em dimensão.
mm	Milímetro
MPa	Mega Pascal
u	Unidade de massa atômica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	REVISÃO DA LITERATURA	21
2.1	CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO EXTRUDADAS	22
2.1.1	Dígitos adicionais – classificação	23
2.2	PROCESSO DE FABRICAÇÃO	24
2.3	ELEMENTOS DE LIGA	26
2.3.1	Solubilidade no alumínio no estado sólido	30
2.4	FASES NAS LIGAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 7xxx	31
2.4.1	Partículas primárias	32
2.4.2	Constituintes	33
2.4.3	Dispersóides	34
2.4.4	Precipitados	35
2.5	TRATAMENTO TÉRMICO	35
2.5.1	Homogeneização	35
2.5.2	Solubilização	38
2.5.2.1	Resfriamento após solubilização	38
2.5.3	Envelhecimento	39
2.5.3.1	Nucleação de precipitados	44
2.5.3.1.1	<i>Nucleação (ou Precipitação) homogênea</i>	45
2.5.3.1.2	<i>Nucleação (ou Precipitação) heterogênea</i>	46
2.5.4	Retrogressão e reenvelhecimento (RRA)	47
2.6	LIGA DE ALUMÍNIO 7012	52
3	METODOLOGIA	58
3.1	TRATAMENTO TÉRMICO	58
3.2	MEDIÇÃO DE DUREZA	60
3.3	METALOGRAFIA	61
3.3.1	Análise dos parâmetros morfológicos e dimensional	61
3.3.2	Microscopia óptica (MO)	63
3.3.3	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	63
3.4	CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	63
4	RESULTADOS	65

4.1	ANÁLISE QUÍMICA	65
4.2	RETROGRESSÃO	65
4.3	REENVELHECIMENTO	67
4.4	CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	69
4.5	MICROSCOPIA	71
4.5.1	Microscopia óptica (MO)	71
4.5.2	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	74
5	CONCLUSÃO	76
	REFERÊNCIAS	77
	ANEXO A	86
	Dados Curriculares	87

1 INTRODUÇÃO

Uma combinação única de propriedades faz do alumínio um dos materiais mais versáteis na Engenharia. Possui baixa densidade e alta resistência mecânica específica (razão entre resistência mecânica e massa). As ligas de alumínio podem apresentar resistência mecânica superior à do aço SAE 1020 (Limite de Resistência à Tração de aproximadamente 420 MPa), são resistentes à corrosão, na maioria dos meios, e possuem ponto de fusão da ordem de 660°C. Não possuem reação tóxica, razão pela qual são utilizadas em embalagens de alimentos e utensílios domésticos, são boas condutoras de eletricidade e de calor, possuem alta reflexividade e podem ser produzidas por diversos processos de manufatura. As ligas de alumínio de alta resistência são de interesse para a indústria automotiva pelo seu potencial em reduzir as massas dos componentes, no geral as ligas de alta resistência apresentam Limite de Resistência e Limite de Escoamento elevados, 570 e 500 MPa respectivamente e baixa densidade em relação ao aço, 2,8 g/cm³ versus 7,7 g/cm³. (Rader *et al.*, 2022).

Segundo Williams e Starke Jr. (2003) o desafio para o século XXI, no desenvolvimento de produtos aeronáuticos e automotivos, é a conjunção entre valor pago pelo produto e o impacto ambiental causado no processo de manufatura desse produto. O alumínio e suas ligas atendem ao requisito de baixo valor pago quando a razão entre propriedade mecânica e massa do componente é levada em consideração. A extração de alumínio e o seu beneficiamento apresenta impacto ambiental, porém esse impacto pode ser reduzido pela reciclagem. O ciclo de produção do alumínio é ilustrado na Figura 1 (Sitio da Hydro, consulta em 2022).

As ligas de alumínio da série 7xxx são utilizadas em componentes estruturais de aeronaves (Liu *et al.*, 2014). Segundo Azarniya, A. Taheri e K. Taheri (2019), as ligas de alumínio da série 7xxx são largamente utilizadas na indústria aeroespacial, de transporte e de armamentos. A boa resistência à corrosão, excelente trabalhabilidade, alta razão entre resistência mecânica, baixa densidade, e apropriadas condutividades elétrica e de calor, classificam as ligas de alumínio para a manufatura de componentes industriais e componentes automotivos. Conforme reportado por Zhao *et al.* (2023) a liga de Al-Zn-Mg-Cu também é utilizada em tubos de perfuração de petróleo.

Figura 1 - Ciclo de produção do alumínio



Fonte: Adaptado. Site da Hydro (consulta em 2022)

O estudo da retrogressão e reenvelhecimento (RRA) das ligas de alumínio da série 7xxx, foi desenvolvido por Cina e seus colaboradores, em Israel, início da década de 1970, com o objetivo de obter a máxima resistência mecânica, obtida com a têmpera T6, e se ter melhor resistência à corrosão, têmpera T7, para a liga de alumínio 7075. Diversas referências bibliográficas indicam que o tratamento térmico de RRA é capaz de aumentar a dureza das ligas de alumínio da série 7xxx.

Este estudo aborda o processo de RRA de uma liga de alumínio 7012 (Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu) com aplicação potencial na indústria automotiva. Retrogressão e reenvelhecimento é um tratamento térmico realizado em duas etapas, sendo que a liga deve estar na condição de têmpera T6. A primeira etapa é a retrogressão realizada

entre a temperatura de solubilização e a de envelhecimento. A segunda é o reenvelhecimento utilizando os mesmos parâmetros de processo da têmpera T6.

O objetivo desta tese é determinar a curva de Retrogressão e Reenvelhecimento (RRA), isto é, o gráfico de dureza Vickers versus o tempo de retrogressão, para a liga de alumínio 7012 e definir os respectivos parâmetros de processo, considerando o valor de máxima dureza. Este estudo é de grande interesse para a indústria automotiva, visando a redução da emissão de poluentes através do uso de materiais mais leves, mas com resistência mecânica adequada. Uma redução de 10% na massa de componentes nas indústrias automotiva e aeroespacial representa uma economia de 8% de combustível (Guo *et al.*, 2020). Altuntas (2022), menciona que com a redução de 10% da massa dos automóveis a eficiência energética aumenta em 5% e a emissão de gases do efeito estufa é reduzida.

A redução na emissão de poluentes e emissões é uma exigência constante dos Governos e da Sociedade. A pesquisa propõe um ciclo de tratamento térmico que aumenta a dureza da liga em pelo menos 10%, potencializando sua aplicação na indústria automotiva. A redução de massa impacta diretamente na redução de emissões, conforme apresentado no Quadro 1, proposto por Filletti (2010).

Quadro 1 - Redução de emissões pelo uso de alumínio: Impacto por Componente

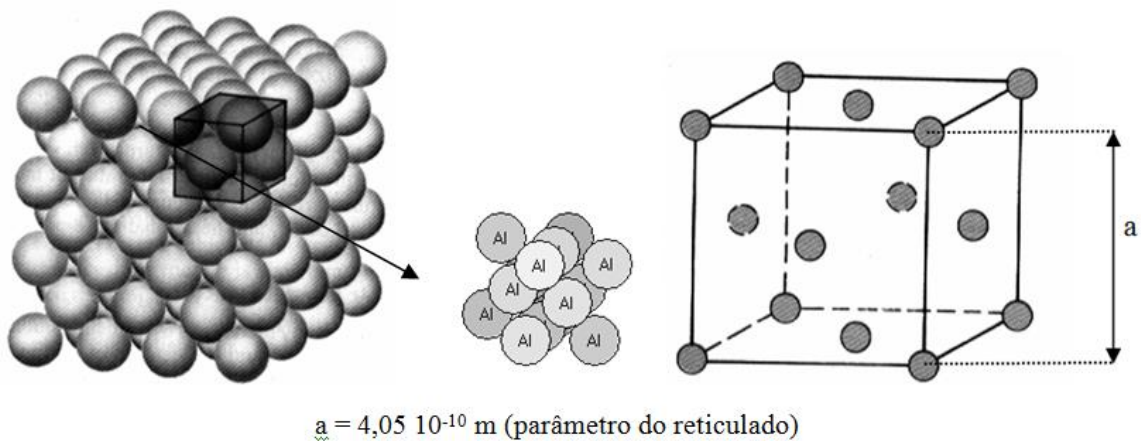
Componente	Substituição de matéria-prima	Redução direta de massa	Economia de emissão / 200 mil km rodados
Para-choque dianteiro de um veículo compacto	Aço alta resistência por alumínio	2,6 kg	60 kg de CO ₂ equivalente
Bloco de motor de um veículo compacto	Ferro fundido por alumínio	14,6kg	330 kg de CO ₂ equivalente
Capô de um sedan	Aço de alta resistência por alumínio	7,4 kg	160 kg de CO ₂ equivalente
Carroceria de um carro de luxo	Aço por alumínio	180 kg	4.425 kg de CO ₂ equivalente

Fonte: Filletti (2010).

2 REVISÃO DA LITERATURA

O alumínio, símbolo Al, é um material metálico, cujos átomos estão arranjados tridimensionalmente de um modo típico formando uma estrutura cristalina Cúbica de Face Centrada (CFC), ilustrada na Figura 2. O número atômico do alumínio é 13; isto é, possui 13 prótons no seu núcleo, junto com 14 nêutrons. A sua valência é três (trivalente), com treze elétrons distribuídos como se segue: $1s^2$, $2s^2$, $2p^6$, $3s^2$, e $3p^1$, razão da excelente condutividade elétrica ao alumínio. Sua massa atômica é 26,9815 unidades de massa atômica (u), baseada no ^{12}C (Sverdlin, 2003). O isótopo principal, e estável, é o ^{27}Al , todos os outros isótopos têm meia vida curta e são irrelevantes em termos de abundância. O valor do diâmetro atômico do alumínio é $2,86 \cdot 10^{-10} \text{ m}$, o seu número de coordenação é 12, o fator de empacotamento é 0,74 e o parâmetro do reticulado “a” possui valor de $4,05 \cdot 10^{-10} \text{ m}$ (University of Cambridge – Department of Material Science and Metallurgy Data Book, 2014-15).

Figura 2 - Estrutura cristalina do alumínio: Cúbica de Face Centrada (CFC).



Fonte: Adaptado de Syerdlin (2003)

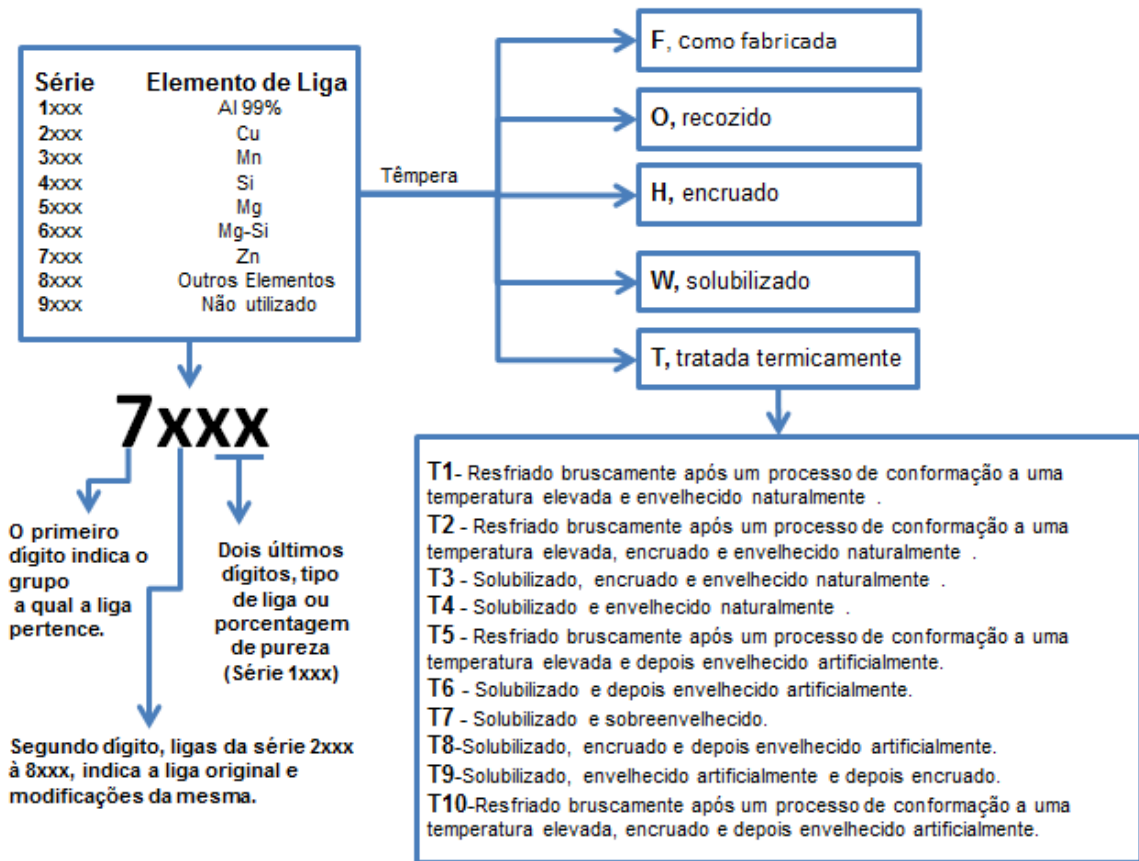
O elemento químico alumínio é um metal, que no seu estado puro apresenta baixa dureza, é leve e abundante. Em ordem de abundância o alumínio é o primeiro metal e o terceiro elemento na crosta terrestre, em maior quantidade que o alumínio somente o oxigênio e o silício. Aproximadamente 7,5% da crosta terrestre é formada de alumínio, não sendo encontrado como metal na natureza, ele está

presente na crosta terrestre incorporado, principalmente, ao mineral Bauxita. As ligas de alumínio podem ser produzidas pelos mais diversos processos de manufaturas e as formas de produtos também são diversas, tais como: perfis extrudados, barras, arames, tubos, placas e folhas.

2.1 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO EXTRUDADAS

Neste trabalho somente será apresentada a classificação (composição química e têmpera) das ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente, extrudadas e endurecíveis por solubilização e precipitação (envelhecimento). A ABNT NBR ISO 209:2010 Alumínio e suas ligas – Composição Química referência a *International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys* publicada pela *Aluminum Association* como método de classificação e designações da composição química. A designação de têmpera segue a ABNT NBR ISO 2107:2008 Alumínio e suas ligas - Produtos trabalháveis – Designação de têmperas. As designações da composição química e têmpera são similares as indicações da norma SAE J993 201801 – *Alloy and Temper Designation System for Aluminum*. Em ambas as Associações, um sistema de quatro dígitos é utilizado para classificar o alumínio e suas ligas trabalháveis. Para a classificação da têmpera é utilizada uma representação alfa ou alfa numérica. A classificação mencionada está representada na Figura 3.

Figura 3 - Diagrama de classificação de composição química e têmpera das ligas de alumínio conformadas mecanicamente.



Fonte: Adaptado da ABNT NBR ISO 209:2010 e ABNT NBR ISO 2107: 2008.

2.1.1 Dígitos adicionais – classificação

Os dígitos adicionais estão indicados conforme ABNT NBR ISO 2107: 2008 Alumínio e suas ligas - Produtos trabalháveis – Designação de têmperas. No Quadro 2 são indicados os dígitos adicionais comumente utilizados em produtos extrudados com têmpera T em função do processo de manufatura.

Quadro 2 - Dígitos adicionais para a têmpera T.

Têmpera	Têmpera T – Alívio de Tensões
T510	Barras, vergalhões, perfis, tubos extrudados e tubos trefilado, quando estirados nos graus indicados após a solubilização ou após resfriamento de um processo de conformação em temperatura eleva. Esses produtos não são endireitados depois do estiramento.
T511	Barras, vergalhões, perfis, tubos extrudados e tubos trefilado, quando estirados nos graus indicados após a solubilização ou após resfriamento de um processo de conformação em temperatura eleva. Esses produtos podem ser ligeiramente endireitados após o estiramento, com o objetivo de atender as tolerâncias estabelecidas.
Têmpera	Têmpera T – Alívio de Tensões por Compressão
T52	Produtos cujas tensões são aliviadas por compressão, depois do tratamento térmico de solubilização ou após resfriamento de um processo de conformação em temperatura elevada a fim de produzir uma deformação permanente de 1% a 5%.
Têmpera	Têmpera T – Produto Superenvelhecido Artificialmente
T73	Superenvelhecimento completo para proporcionar mais elevada resistência à corrosão sob tensão.
T74	Superenvelhecimento limitado, entre T73 e T76, para proporcionar propriedades mecânicas aceitáveis e resistências à corrosão sob tensão e à exfoliação.
T76	Superenvelhecimento limitado para proporcionar elevadas propriedades mecânicas com boa resistência à corrosão à exfoliação.
T79	Superenvelhecimento muito limitado.
Têmpera	Têmpera T – Demonstração de Resposta ao Tratamento Térmico
T42	Tratamento térmico de solubilização de material recozido ou na têmpera F e envelhecido naturalmente a uma condição substancialmente estável.
T62	Tratamento térmico de solubilização de material recozido ou na têmpera F e envelhecido artificialmente.
T7_2	Tratamento térmico de solubilização de material recozido ou na têmpera F superenvelhecido artificialmente para atingir os limites de propriedades mecânicas e resistência à corrosão da têmpera T7_.

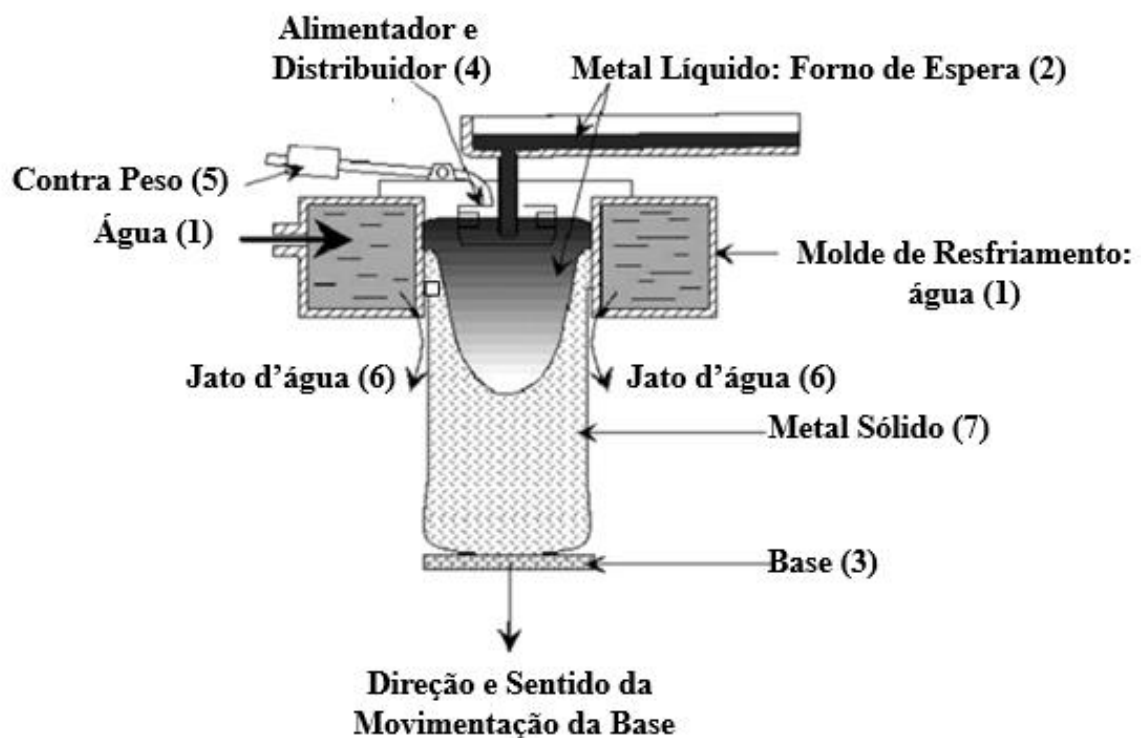
Fonte: Adaptado da ABNT NBR ISO 2107:2008

2.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO

As ligas de alumínio da série 7xxx são tipicamente manufaturadas na forma de produtos extrudados e laminados para aplicação na indústria automobilística, aeronáutica e bélica. No Brasil, os tarugos cilíndricos da liga de alumínio da série 7xxx

são produzidos pelo processo *Direct-chill* (DC). O processo DC (Naeen, 2013) é representado na Figura 4. É um processo semicontínuo de refusão, no qual o molde (1) é resfriado por água na primeira etapa de solidificação. O metal líquido, que se encontra no forno de espera (2) é vazado diretamente na base (3) via alimentador e distribuidor (4), o fluxo de metal é controlado pelo contrapeso ou válvula flutuadora (5). O metal solidificado está representado em (7). A velocidade do processo é ditada pela base (3). Jatos de água na forma de “y” são utilizados para finalizar a solidificação do tarugo (6).

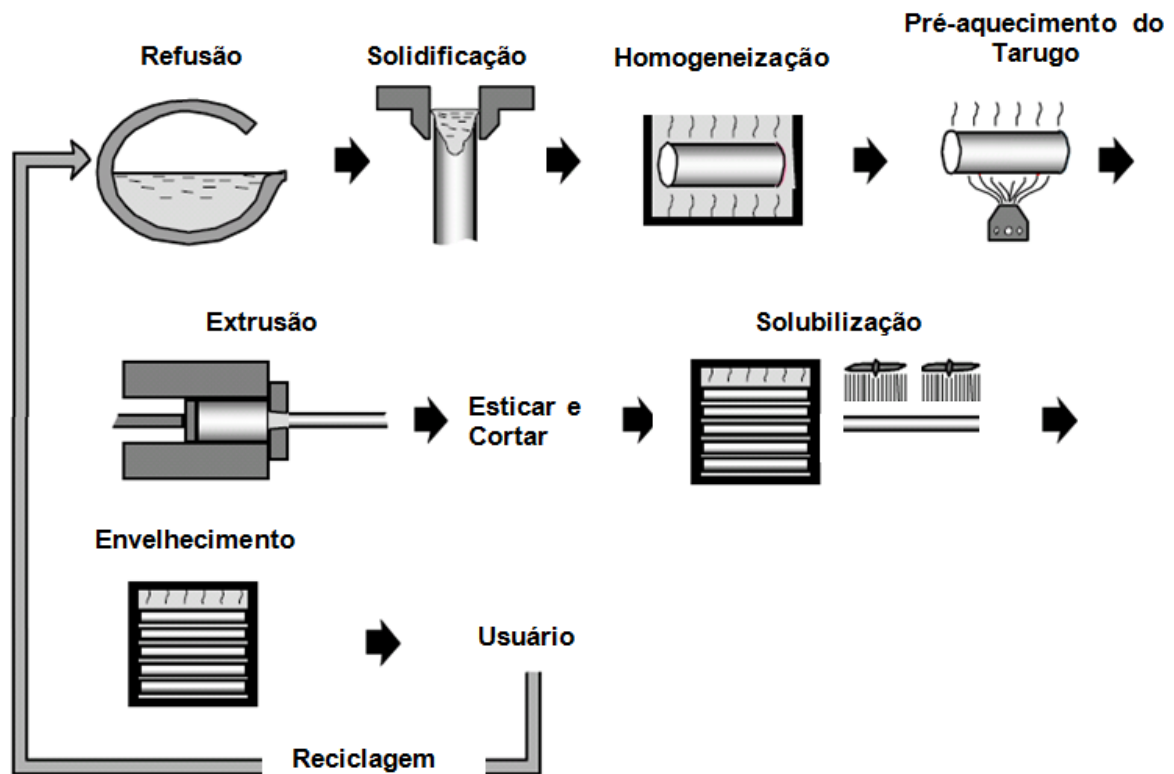
Figura 4 - Refusão: Processo DC (“*Direct-Chill*”)



Fonte: Adaptado de Naeen (2013).

Após a fundição, os tarugos das ligas Al-Zn-Mg-Cu são homogeneizados, extrudados a quente, pelo processo de extrusão direta, o perfil produzido é endireitado e tratado termicamente: solubilizado e envelhecido, para se obter as propriedades mecânicas desejadas. O fluxo do processo de produção dessa liga, utilizando extrusão direta, está ilustrado na Figura 5.

Figura 5 - Processo de fabricação, extrusão direta, das ligas de alumínio 7xxx.



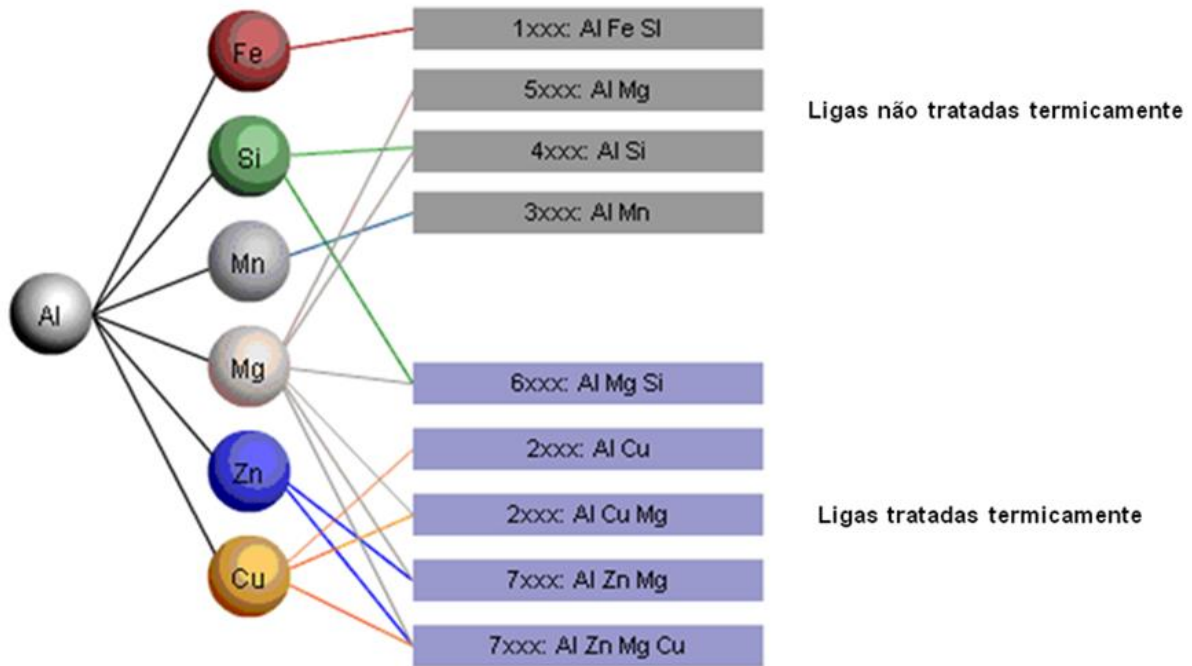
Fonte: Autor

2.3 ELEMENTOS DE LIGA.

Segundo Hatch (1999, p. 200) existe mais de uma centena os elementos químicos (EL) que podem formar liga metálica com o alumínio, alguns desses elementos são raros ou tóxicos, mesmo assim uma quantidade significativa de ligas pode ser formada. Do ponto de vista comercial, o alumínio e suas ligas abrangem uma vasta faixa de composição química, aproximadamente trezentos e cinquenta ligas são listadas. O cobre (Cu), manganês (Mn), silício (Si), magnésio (Mg), zinco (Zn) e mais recentemente o lítio (Li) são os principais elementos químicos presentes nas ligas de alumínio, podendo ser adicionados isoladamente ou em combinações. O zinco é o elemento químico que possui maior solubilidade no alumínio sólido. O objetivo da adição de elementos de liga é aumentar a resistência mecânica, dureza, resistência ao desgaste, resistência à corrosão ou à fadiga da liga de alumínio.

Na ilustração da Figura 6 estão representadas as várias combinações do alumínio com os elementos químicos, nas suas principais ligas comerciais, Altenpohl (1999, p. 23).

Figura 6 - Combinações de alumínio com os principais elementos de liga



Fonte: Adaptado de Altenpohl (1999).

O silício é um elemento comum na maioria das ligas de alumínio. Possui baixa solubilidade no alumínio no estado sólido, tendendo a combinar com o ferro, manganês e magnésio. Nas ligas trabalhadas mecanicamente o silício forma, com o magnésio, o composto Mg_2Si , responsável pelo endurecimento por solubilização e envelhecimento das ligas da série 6xxx. A formação da fase insolúvel Mg_2Si , nas ligas da série 7xxx, retira uma fração de magnésio de solução reduzindo a efetividade na ação de endurecimento no processo de envelhecimento, por essa razão, nessas ligas o teor máximo de silício é 0,50% (massa).

A influência de alguns elementos químicos nas ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente, é destacada a seguir, (Cayless, 1990, p. 44 – 57. Metals Handbook. Vol 2):

- a) O **cromo (Cr)** é adicionado em ligas de alumínio-zinco-magnésio em teores não superiores a 0,35% em massa. Cromo possui baixa taxa de difusão e forma fases dispersas e finas em ligas trabalhadas mecanicamente. Ele é utilizado para controle de crescimento de grão e prevenir recristalização. O cromo em solução sólida como partícula finamente dispersa aumenta levemente o limite de resistência da liga, porém o dispersóide formado ($\text{Al}_{18}\text{Cr}_3\text{Mg}_2$) subtrai uma porcentagem de magnésio do processo de envelhecimento da liga.
- b) O **manganês (Mn)** é uma impureza comum nas ligas de alumínio. Quando adicionado como elemento de liga ele aumenta a resistência mecânica por solução sólida ou como fase intermetálica finamente precipitada (ligas da série 5xxx). Nas ligas da série 7xxx o manganês é adicionado em teor não superior a 0,7% em massa. O manganês, o cromo e o zircônio são adicionados, na maioria das ligas da série 7xxx, em teores geralmente de 0,1% a 0,3% (% em massa), atuam como controladores de microestrutura em material trabalhado a quente. Ocorre a inibição à recristalização através da formação dos ZrAl_3 e MnAl_8 . O efeito exercido na recristalização pelo zircônio e manganês é maior que o exercido pelo cromo, utilizado comumente como dispersóide nas ligas da série 7xxx.
- c) O **magnésio (Mg)** é um forte endurecedor, seja em solução sólida ou formando precipitados endurecedores Mg_2Si ou MgZn_2 . Nas ligas da série 7xxx o teor de magnésio utilizado é da ordem de 0,5 – 3,0% (% em massa). A adição de magnésio aumenta a resistência mecânica da liga sem reduzir a sua ductilidade.
- d) O **titânio (Ti)** é adicionado na forma do composto TiAl_2 , em baixos teores, que atua como núcleo de solidificação e refinador de grão. A adição controlada de titânio (0,02 – 0,08% - massa) objetiva a obtenção de uma estrutura bruta de fusão com alto grau de refinamento que

significa uma estrutura granular fina nas ligas trabalháveis com consequências positivas na trabalhabilidade da liga.

- e) O **zinco (Zn)** é um forte endurecedor presente nas ligas da série 7xxx, formando juntamente com o magnésio precipitados endurecedores da família $MgZn_2$. A adição de magnésio (0,5 – 2,5% em massa) e zinco, na faixa de 3 a 8% em massa, aumenta a resistência mecânica da liga devido a formação de $MgZn_2$. A adição do cobre (0,1 – 2% em massa) ao zinco e magnésio resulta nas ligas de alumínio de maior resistência mecânica da série 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu).
- f) O **zircônio (Zr)** é utilizado em teores de 0,1 – 0,3% em massa para formar finos precipitados de partículas intermetálicas que inibem a recuperação e recristalização. As ligas de Al-Zn-Mg trabalhadas mecanicamente utilizam o zircônio para aumentar a temperatura de recristalização e controlar a estrutura do grão
- g) O **cobre (Cu)** aumenta a resistência mecânica das ligas de alumínio da série 2xxx, formando precipitados endurecedores, quando adicionado em teores da ordem de 5% (% em massa). Nas ligas da série 7xxx o teor de cobre varia de 0,10 – 2,00% (% em massa). Nessas ligas, o cobre é adicionado em conjunto com o manganês, titânio, vanádio ou zircônio para aumentar a temperatura de recristalização da liga. O cobre aumenta a resistência mecânica e o alongamento da liga. Conforme Liao *et al.* (2015) a quantidade da fase endurecedora da liga de alumínio da série 7xxx, η' , aumenta com o teor de cobre. Segundo Yang *et al.* (2016) a adição de cobre promove a precipitação de Mg e Zn aumentando a quantidade de precipitados. O átomo de cobre dissolve-se nas Zonas de Guinier-Preston (GP) e muda a forma da Zona GP de esférica para elipsoidal e melhora a densidade das fases endurecedoras.

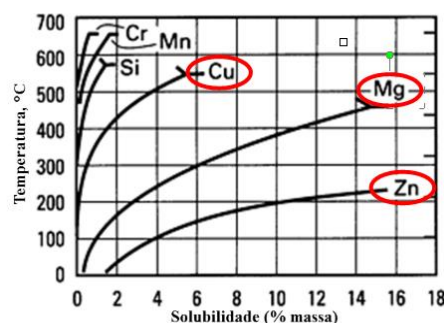
2.3.1 Solubilidade no alumínio no estado sólido

Não há nenhum elemento químico, conhecido, que apresente solubilidade total no alumínio no estado sólido. De todos os elementos químicos o zinco é o que possui maior solubilidade. No Quadro 3 estão indicados os limites solubilidade, em ligas binárias, dos principais elementos químicos utilizados na formulação das ligas de alumínio, Hatch (1999, p. 26). A solubilidade máxima, dos principais elementos químicos nas ligas de alumínio, ocorre nas temperaturas de eutético (Líquido $\rightarrow$ Sólido 1 + Sólido 2) e de peritético (Líquido + Sólido 1 $\rightarrow$ Sólido 2).

Para o elemento químico cuja concentração está abaixo do seu limite de solubilidade, este estará em solução sólida e constituirá uma fase única. Quando o teor de um elemento químico excede o limite de solubilidade no estado sólido, este produz uma segunda fase microestrutural que pode consistir no elemento de liga puro ou uma fase intermetálica. No primeiro grupo estão o silício, o berílio e o estanho. Caso a liga seja ternária ou de grau maior, silício e o estanho podem formar fases intermetálicas. A maioria dos elementos de liga formam com o alumínio fases intermetálicas, também denominadas de segunda fase.

Na Figura 7 (Cayless, 1990, p. 37, Metals Handbook. Vol. 2), é apresentado o equilíbrio binário entre o alumínio e o elemento químico em função da temperatura. Em todos os casos a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura, destacando Zn, Mg e Cu como principais elementos de liga utilizados na liga de alumínio 7012.

Figura 7 - Solubilidade versus temperatura para ligas binárias de alumínio, destaque para o Cu, Mg e Zn.



Fonte: Cayless (1990).

Quadro 3 - Limite de solubilidade em soluções binárias de alumínio.

Elemento Químico	Temperatura (°C)	Solubilidade no Estado Sólido	
		% em massa	% at
Zinco (Zn)	380 (e)	82,8	66,4
Prata (Ag)	570 (e)	55,6	23,8
Magnésio (Mg)	450 (e)	14,9	16,26
Cobre (Cu)	550 (e)	5,67	2,48
Lítio (Li)	600 (e)	4	13,9
Manganês (Mn)	660 (e)	1,82	0,90
Silício (Si)	580 (e)	1,65	1,59
Titânio (Ti)	665 (p)	1	0,57
Cromo (Cr)	660 (p)	0,77	0,4
Zircônio (Zr)	660 (p)	0,28	0,085
Chumbo (Pb)	660 (e)	0,15	0,02
Ferro (Fe)	655 (e)	0,052	0,025
Níquel (Ni)	640 (e)	0,05	0,023
Estanho (Sn)	230 (e)	< 0,01	< 0,002

Nota 1: (e) Eutético: (Liq. $\rightarrow$ Sol.₁ + Sol.₂), e (p) Peritético: (Liq. + Sol.₁ $\rightarrow$ Sol.₂).

Fonte: Hatch (1999).

2.4 FASES NAS LIGAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 7xxx

Todos esses elementos possuem solubilidade significativa no alumínio, conforme dados indicados no Quadro 3. Com a redução da temperatura, o valor da solubilidade também diminui. Essa redução apreciável nos valores da solubilidade no estado sólido com a redução da temperatura é a principal força motriz para o aumento da dureza e da resistência mecânica das ligas de alumínio obtidas através do tratamento térmico de solubilização e subsequente tratamento térmico de precipitação (envelhecimento).

Estes elementos químicos em concentrações abaixo dos seus limites de solubilidade, estão essencialmente em solução sólida e constituem uma fase única. Quando o teor do elemento químico da liga excede o limite de solubilidade, ele produz um constituinte microestrutural denominado de Segunda Fase que pode ser o

elemento de liga puro ou uma fase intermetálica. As partículas de Segunda Fase são classificadas conforme seu modo e sua capacidade de se dissolver, elas são classificadas em: Partículas Primárias, Constituintes, Dispersóides e Precipitados (Tiryakioglu e Stangley, 2003).

Fan *et al.* (2006) relatam que entre 400°C e a temperatura *Solidus*, pode ocorrer a formação, durante a solidificação das ligas Al-Zn-Mg-Cu, as seguintes fases: η (MgZn_2), T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$), S (Al_2CuMg), θ (CuAl_2), $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ e Mg_2Si .

O zinco, magnésio e cobre desempenham papel fundamental na formação das fases nas ligas de alumínio da série 7xxx. Alguns elementos químicos adicionados em menores porcentagens, como o titânio e zircônio, e algumas impureza, ferro e silício, também influenciam as microestruturas formando constituintes metálicos. As fases precipitadas que ocorrem nas ligas 7xxx, dependendo das variações de composição e do tipo de tratamento de envelhecimento podem ser variadas e numerosas se as fases causadas por impurezas também forem levadas em conta. Acredita-se que há três fases principais nas ligas Al-Zn-Mg-Cu, que são, a fase η (MgZn_2), a fase S (Al_2CuMg) e a fase T ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_3\text{Zn}_3$), (Li e Yu, 2013).

2.4.1 Partículas primárias

É a fase sólida que se separa primeiro na solidificação. Nas ligas trabalhadas mecanicamente pode ocorrer a formação indesejada de partículas macroscópicas. A formação dessas fases é prejudicial ao processo de conformação mecânica do material pois provoca uma redução da ductilidade, razão pela qual é realizado o tratamento térmico de Homogeneização antes da extrusão. Em ligas trabalhadas mecanicamente, em uma escala macroscópica, partículas primárias de Al_7Cr , Al_3Ti ou Al_3Zr podem se formar por reação peritética caso a composição química não esteja controlada adequadamente (Tiryakioglu e Stangley, 2003).

2.4.2 Constituintes

Os constituintes também são chamados de partículas de segunda fase. São compostos intermetálicos ou cristais metálicos que se formam durante a solidificação, por reação eutética, de ligas hipoeutéticas, com dimensão variando de 0,1µm à 1µm. A interface entre as partículas de constituintes e a matriz é incoerente. No tarugo (estrutura bruta de fusão) os constituintes podem ser de equilíbrio ou metaestável. Durante a homogeneização as partículas de equilíbrio podem crescer por precipitação dos átomos a partir da solução sólida supersaturada, e as partículas metaestáveis podem se transformar em fases de equilíbrio.

O tamanho do constituinte diminui com o aumento da velocidade de resfriamento do tarugo. Na sua grande maioria incluem o alumínio como um de seus componentes, os principais constituintes encontrados nas ligas da série 7xxx são: $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$; $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$; Mg_2Si ; Al_2CuMg ; $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$; Al-Fe-Si ; $\text{M}(\text{Al-Mg-Zn})$; $\text{T}(\text{Al-Mg-Zn})$; Al_3Fe , e $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cu})$.

A fração volumétrica de constituintes insolúveis após a homogeneização não pode ser modificada por dissolução, devido à baixa solubilidade dos constituintes. Partículas de constituintes que contêm ferro são insolúveis devido à baixa solubilidade do ferro no alumínio puro. Apesar do silício possuir uma considerável solubilidade no alumínio, a sua solubilidade é reduzida pelos elementos de ligas, particularmente o magnésio o que torna o Mg_2Si praticamente insolúvel em ligas da série 7xxx contendo magnésio, que é o caso da liga 7012. As partículas constituintes possuem uma interface incoerente com a matriz, e são grosseiras não interferindo na movimentação de discordâncias, conseqüentemente elas não aumentam a resistência mecânica da liga. As partículas de constituintes servem como núcleos para a recristalização. Constituintes, de um modo geral, reduzem a resistência à fadiga e tenacidade da liga de alumínio e são comercialmente toleradas em função do alto custo para sua eliminação. Essa é a razão para o controle dos teores de ferro e silício em ligas da série 7xxx..

2.4.3 Dispersóides

Durante a Homogeneização, Cr e Zr precipitam a partir da solução sólida supersaturada como $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$, e Al_3Zr . Esses precipitados são denominados dispersóides. Eles se formam por reação no estado sólido, e pelo menos uma de suas interfaces é coerente com a matriz. Os dispersóides retardam e previnem a recristalização estática durante o processo de manufatura do produto. É importante ressaltar que os dispersóides são termicamente estáveis (Hallen et al., 2006) e devido à baixa solubilidade praticamente não são dissolvidos pelos tratamentos térmicos subsequentes.

Nas ligas da série 7xxx os dispersóides representam frações de volume de cerca de 0,05% a 0,2%, com tamanhos de partículas típicos de 20 a 500 nm. As fases dispersas, como $\text{Al}_{18}\text{Mg}_3\text{Cr}_2$ ou $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ (tamanho: 50-300 nm) podem se formar em ligas contendo Cr, a fase Al_3Zr (tamanho: 20-60 nm) em ligas contendo Zr, e Al_6Mn e $\text{Mn}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ foram relatadas em ligas contendo Mn. Os dispersóides que contêm Cr ou Mn são geralmente incoerentes com a matriz, enquanto os dispersóides contendo Zr podem ser coerentes com a matriz (Rometsch, Zhang e Knight, 2014).

A liga de alumínio 7012 contém 0,10 – 0,18% em massa de zircônio, o dispersóide presente é o Al_3Zr (β').

A partícula do dispersóide Al_3Zr possui parâmetros de reticulado similares ao do alumínio. Devido à baixa difusão do zircônio no alumínio, os dispersóides são resistentes à aglomeração.

As ligas da série 7xxx podem ser classificadas em dois grupos, em função do refinador de grão que é utilizado:

- i) as que utilizam zircônio, que forma o dispersóide Al_3Zr (fase β'), que é o caso da liga de alumínio 7012. Os parâmetros do reticulado do dispersóide Al_3Zr são: $a = 0,43\text{nm}$ e $c = 1,69\text{nm}$ (Godard et al., 2002).
- ii) as que utilizam cromo com formador de dispersóide. O cromo forma partículas de Al_7Cr .

Esses dois dispersóides influenciam a recristalização e a sensibilidade de resfriamento da liga (STARINK e WANG, 2003).

2.4.4 Precipitados

Os precipitados podem se formar durante qualquer operação térmica abaixo da linha *Solvus*. Nos produtos solubilizados adequadamente, todos os precipitados dissolvem-se durante o tratamento térmico de solubilização. Dependendo da taxa de resfriamento, e da liga os precipitados podem se formar durante o resfriamento a partir do tratamento de solubilização no contorno de grão e subgrão e na interface partícula-matriz. Precipitados grosseiros não contribuem para o endurecimento por envelhecimento, e podem reduzir a ductilidade e tenacidade. O trabalho mecânico à frio subsequente ao resfriamento introduz discordâncias que podem servir como locais de nucleação de precipitados metaestáveis ou de equilíbrio. Nas ligas de alumínio da série 7xxx, os precipitados são: as Zonas de Guinier-Preston I e II, η' é a fase metaestável $MgZn_2$, parcialmente coerente com a matriz de Al e η que é a fase estável $MgZn_2$, incoerente com a matriz de Al.

2.5 TRATAMENTO TÉRMICO

A sequência usual de tratamento térmico das ligas Al-Zn-Mg-Cu é: homogeneização, solubilização e envelhecimento para obtenção de propriedades mecânicas e químicas adequadas ao uso do produto. A partir da década de 1970, foi introduzido o tratamento térmico de retrogressão e reenvelhecimento.

2.5.1 Homogeneização

O tratamento térmico de homogeneização (HO) é realizado após a refusão da liga de alumínio e antes do processamento por conformação mecânica, com o

objetivo de dissolver a estrutura bruta de fusão. Durante o processo de solidificação das ligas Al-Zn-Mg-Cu pode ocorrer a formação de fases intermetálicas entre 400°C e a temperatura *sólidas*, as seguintes fases foram identificadas por Fan *et al.*; 2006: S (Al_2CuMg), T ($\text{AlCuZn}_{49}\text{Mg}_{32}$), e η ($\text{AlCuZn}_{2-3}\text{Mg}$), convém salientar que essas fases possuem um amplo campo de composição química. Diversos autores identificam essas fases como: S (Al_2CuMg), T ($\text{Al}_3\text{Cu}_3\text{Zn}_3$), e η (MgZn_2). Durante a homogeneização também ocorre a precipitação de finas partículas de dispersóides, que são efetivos para o controle do tamanho de grão e recristalização. Para as ligas de alumínio da série 7xxx os principais dispersóides são: $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ e Al_3Zr , especificamente para a liga de alumínio 7012 o dispersóide formado é o Al_3Zr .

As ligas de alumínio da série 7xxx não possuem propriedade mecânicas adequadas na condição “bruta” de fusão devido a defeitos microestruturais inerentes ao processo de refusão, tais como: fases intermetálicas, grão grosseiros, segregações e limitação da solubilidade do estado sólido (Chen *et al.*, 2024). O principal objetivo do tratamento térmico de homogeneização é eliminar ou reduzir esses defeitos macroestruturais.

Segundo Yin *et al.* (2023), é notório que a segregação, durante o processo de refusão, dos principais elementos químicos nas ligas Al-Zn-Mg-Cu é inevitável, provocando a formação de uma quantidade apreciável de segunda fase não dissolvida ou fase intermetálicas grosseiras no tarugo, as principais fases reportadas são: fase T ($\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3\text{Cu}$), ou $\text{Mg}_{12}(\text{AlZn}_{49})$, fase M ($\text{Mg}(\text{Zn,Cu,Al})_2$), fase θ (Al_2Cu) e fase S (Al_2CuMg). Segundo Chen, *et al.* (2024), as fases presentes no tarugo de alumínio da série 7xxx são: η (MgZn_2), T($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) ou T- $\text{Al}_{32}(\text{Mg,Zn})_{49}$, θ (Al_2Cu), S(Al_2MgCu) e $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Existe uma variação na estequiometria da fase T reportada por esses dois autores.

O tratamento térmico de homogeneização é uma etapa crítica no processo de manufatura das ligas da série 7xxx pois ele dissolve e/ou elimina os eutéticos de baixo ponto de fusão e as fases constituintes formadas durante a solidificação, beneficiando assim a trabalhabilidade e endurecimento e propriedade dessas ligas (Wang *et al.*, 2022). Para as ligas endurecíveis por tratamento térmico, a homogeneização é primordial pois dissolve as fases de soluto endurecedoras, colocando-as em solução sólida. O Tratamento térmico de homogeneização é

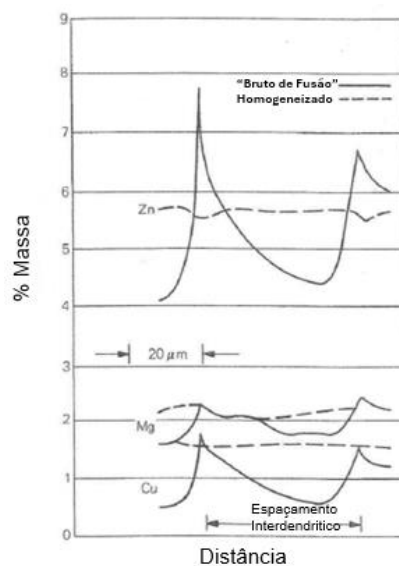
indispensável para eliminar as fases indesejáveis e facilitar as etapas de subsequentes de processamento do material (Xu, *et al.*, 2017).

O tarugo de alumínio solidificado contém gradientes de composição química: micro e macro segregações. O efeito do tratamento térmico de Homogeneização em uma liga de alumínio 7075 está ilustrado na Figura 8 (Hatch, 1999, p. 149). A liga de alumínio na condição “bruta” de fusão contém elementos químicos tais como Cr, Mn, Zr e Fe em solução sólida e em excesso, isto é, em porcentagens além do previsto pelo diagrama de fases. Esses elementos tendem a precipitar durante o tratamento térmico de homogeneização como dispersóides.

Os parâmetros para o tratamento térmico de homogeneização para de tarugos de alumínio da liga 7012 com diâmetro de 228,6 (9 polegadas) mm são:

- a) temperatura de patamar: 475°C;
- b) tempo de patamar: 5 horas, e
- c) resfriamento após homogeneização: deve ser feito em câmara de resfriamento até 80°C, com tempo mínimo de permanência de três horas.

Figura 8 – Efeito do tratamento térmico de Homogeneização: Segregação no tarugo, liga de alumínio 7075.



Fonte: Hatch (1999)

2.5.2 Solubilização

O tratamento térmico de solubilização é realizado após o processo de conformação mecânica e precede o tratamento térmico de precipitação (envelhecimento artificial). As ligas de alumínio tratáveis termicamente contêm solutos em quantidade que excedem o limite de solubilidade no estado sólido a temperatura ambiente e a temperaturas relativamente elevadas. O objetivo do tratamento térmico de solubilização é colocar a máxima quantidade de solutos endurecedores, tais como: o cobre, magnésio, silício ou zinco em solução sólida na matriz de alumínio. Para algumas ligas a temperatura na qual ocorre a máxima solubilização corresponde à temperatura de eutético, conseqüentemente, a temperatura de solubilização deve ser limitada dentro de um nível de segurança para evitar a liquefação da liga.

Após a extrusão, o perfil é solubilizado, tipicamente entre 450-480 °C, por um período considerável, que é função da liga de alumínio e sua geometria, para dissolver os precipitados que se formam durante o processamento térmico anterior. Produtos com pequena espessura requerem um menor tempo de solubilização. Dispersóides e constituintes contendo ferro e silício permanecem insolúveis durante o tratamento térmico de solubilização.

Foram Merica, Waltenber e Scott, nos Estados Unidos da América, em 1919, que propuseram que o resfriamento a partir de uma solução sólida suprimia a precipitação da fase de equilíbrio, neste caso o CuAl_2 , e resultaria na formação de uma solução sólida supersaturada (Fink, 1942).

2.5.2.1 Resfriamento após solubilização

Após a solubilização os produtos são rapidamente resfriados em água para produzir uma solução sólida supersaturada. O resfriamento rápido também retem uma alta concentração de lacunas, que estavam presentes a alta temperatura, a alta concentração de lacunas facilita a nucleação de finos precipitados. Conforme Godard et al. (2002), o resfriamento é uma etapa crítica no tratamento térmico das ligas Al-Zn-Mg-Cu pois pode ocorrer precipitação quando a velocidade de resfriamento for muito baixa. Tanner e Robinson (2004) relatam que o resfriamento em água à temperatura

ambiente produz a velocidade de resfriamento adequada para se obter boas propriedades mecânicas, porém com a existência de alto nível de tensão residual. O resfriamento pode ser realizado em água aquecida ou fervente para reduzir o nível de tensão residual, porém menores taxas de resfriamento resultam na redução das propriedades mecânicas finais do produto.

As ligas de alumínio de alta resistência, progressivamente perdem sua capacidade de alcançar a máxima resistência mecânica com a redução da velocidade de resfriamento na solubilização. A sensibilidade de têmpera é atribuída à perda de soluto durante o resfriamento pela precipitação heterogênea de partículas grosseiras da fase de equilíbrio e redução da quantidade de lacunas. As ligas contendo cromo e manganês como formadores de dispersóides são mais sensíveis à velocidade de resfriamento do que a ligas de alumínio contendo zircônio que forma um dispersóides coerente com a matriz.

2.5.3 Envelhecimento

Após a solubilização as ligas de alumínio da série 7xxx são envelhecidas artificialmente, usualmente a uma temperatura entre 120°C – 180°C por um tempo de até 48 horas. É a têmpera T6 (solubilizado e envelhecido artificialmente) que produz a maior resistência mecânica das ligas Al-Zn-Mg-Cu (Han, *et al.*, 2023). A dureza/resistência mecânica máxima é obtida pela precipitação, durante o envelhecimento, das fases metaestáveis, em escala nanométrica, Zonas de GP e $MgZn_2$ (fase η'), o precipitado de equilíbrio η não produz efetivo endurecimento da liga (Zhao *et al.*; 2020).

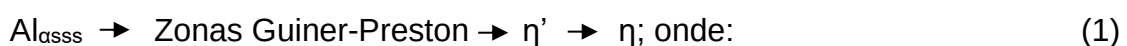
O tratamento térmico de envelhecimento ou precipitação tem por objetivo produzir a dispersão de precipitados submicroscópicos na matriz, a partir de uma solução sólida supersaturada de alumínio. A precipitação pode ocorrer à temperatura ambiente (precipitação ou envelhecimento natural) ou em temperaturas acima da temperatura ambiente (precipitação ou envelhecimento artificial). O efeito endurecedor nas ligas Al-Zn-Mg-Cu ocorre principalmente devido a nanoprecipitados formados durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial (Liu *et al.*, 2015).

A temperatura de envelhecimento não deve superar a temperatura *Solvus*, evitando assim a liquefação de eutético.

Podemos dividir o envelhecimento em três etapas. Na primeira etapa, o tamanho e espaçamento entre os precipitados na matriz de alumínio aumenta, os precipitados iniciais são coerentes, tornando-se semicoerentes (segunda etapa) e finalmente incoerentes (terceira etapa). Essas mudanças resultam no aumento da dureza associada ao aumento da quantidade de precipitado, atingindo a máxima dureza na segunda etapa, na terceira etapa ocorre a diminuição de dureza associada devido ao coalescimento dos precipitados que resultam numa progressiva redução no número de partículas e aumento no espaçamento entre elas, essa etapa é denominada se superenvelhecimento.

O processo de envelhecimento tem início com a formação das zonas de Guinier-Preston (GP). Dois tipos de zonas GP são formados: (i) zonas GPI: rica em soluto, dominante nas ligas Al-Zn e Al-Zn-Mg com baixo teor de magnésio; (ii) zonas GPII: rica em soluto/lacunas. Conforme Starink e Li (2003) a fase η' se forma a partir das Zonas GP e possuem a seguinte orientação com a matriz: $(0001)_{\eta'} // (111)_{Al}$ e $(1210)_{\eta'} // (110)_{Al}$. A fase de transição η' é semicoerente com a matriz de alumínio e hexagonal, com os seguintes parâmetros de reticulado cristalino: $a_{\eta'} = 0,496\text{nm}$ e $c_{\eta'} = 0,7023\text{nm}$ (Katgerman e Eskin, 2003). A fase de equilíbrio η (MgZn_2), que se forma a partir da fase de transição η' , é incoerente com a matriz, possui uma estrutura cristalina hexagonal com os seguintes parâmetros de reticulado cristalino $a_{\eta} = 0,515 - 0,523 \text{ nm}$ e $c_{\eta} = 0,848 - 0,8626 \text{ nm}$ (Katgerman e Eskin, p. 287, 2003).

Segundo Fan *et al.* (2021), Hou *et al.* (2022) e Yilmaz (2024) a sequência de precipitação, que induz o endurecimento das ligas de Al-Zn-Mg-Cu está representada pela Equação 1. Essa sequência de precipitação também é utilizada para representar o processo de endurecimento da liga de alumínio 7012.



- a) Al_{ass} é a solução sólida supersaturada de alumínio,
- b) Zonas de Guinier-Preston, tipo I e II (aglomerados atômicos),

- c) η' é a fase metaestável MgZn_2 , estrutura hexagonal, parcialmente coerente com a matriz de Al,
- d) η é a fase estável MgZn_2 , com estrutura hexagonal, incoerente com a matriz de Al.

A alta resistência mecânica das ligas de alumínio da série 7xxx é consequência da precipitação da fase η' no interior do grão e da fase η , não coerente, ao longo do contorno de grão (Immarigeon *et al.*, 1995).

Durante o envelhecimento ocorre a precipitação fina de Zonas de G-P dentro dos grãos, e como consequência há um aumento na dureza da liga. Buha, Lumley e Crosky (2008) e He *et al.* (2024) indicam a formação de dois tipos do Zonas de G-P nas ligas da série 7xxx:

- 1) Zona GPI, rica em soluto, apresenta uma morfologia esférica, composta de camadas ordenadas e coerentes de átomos Zn e Mg/Al no plano $\{111\}_{\text{Al}}$.
- 2) Zona de GPII, rica em soluto/lacunas. A fase de transição η' é semicoerente, hexagonal com os seguintes parâmetros de reticulado cristalino. Apresenta uma morfologia de plaquetas, compostas de camadas de Zn no plano $\{111\}_{\text{Al}}$. As Zonas GP II se formam após o resfriamento a partir de 450°C e quando envelhecidas a temperatura acima de 70°C.

Senkov, Senkova e Sahgiev (2008) também relatam dois tipos do zonas de Guinier-Preston, GPI e GPII. A zona GPI nucleia nos aglomerados de Mg-Zn em temperaturas da ordem de 100 °C, tem um formato esférico com até 6 nm de diâmetro, e dissolve na faixa de 100 °C a 140 °C. A razão Mg:Zn na zona GPI é 1:2 e os átomos estão ordenado nos planos $\{100\}_{\text{Al}}$. As zonas de GPII nucleiam em lacunas ricas de aglomerados que se formam durante o resfriamento após o tratamento térmico de solubilização a temperaturas acima de 450 °C. Esses aglomerados são ricos em Zn, cuja razão Mg:Zn é de 1:5 a 1:4 e começam a se dissolver a temperaturas maiores do que GP I. A zona de GP II possui o formato de disco ou plaquetas (análise por microscopia de transmissão) com poucos átomos de espessura localizadas nos planos $\{111\}_{\text{Al}}$. Com tempos prolongados de envelhecimento tanto a GP I como a GP

II transformam-se em η' e posteriormente em η . A fase de equilíbrio η (MgZn_2) é incoerente com a matriz, pode exibir inúmeras orientações cristalográficas e pode ser nucleada diretamente da solução sólida (Ferragut, Somoza e Tolley, 1999).

Segundo Thevenet, Mliha-Touati e Zegkloul (1999) a fase incoerente η é formada nos estágios finais do envelhecimento e pode aparecer com diferentes epitaxiais (η_1 , η_2 e η_4). Existem relatos de até dez epitaxiais, porém sem confirmação definitiva. Zhao *et al.* (2023) reportam que as Zonas GP I são camadas coerentes formadas por átomos Zn e Mg/Al nos planos $\{100\}_{\text{Al}}$ com formato esférico, já as Zonas GP II são aglomerados de átomos de zinco em lacunas nos planos $\{111\}_{\text{Al}}$.

Nas ligas de Al-Zn-Mg-Cu as zonas de Guinier-Preston possuem, aproximadamente, uma forma esférica. O precipitado intermediário η' e o precipitado de equilíbrio η possuem a mesma estrutura hexagonal, porém com parâmetros do reticulado diferentes. O precipitado semicoerente η' se forma a partir das zonas de Guinier-Preston possui a seguinte orientação em relação a matriz $(0001)_{\eta'} // (111)_{\alpha}$ e $(1210)_{\eta'} // (110)_{\alpha}$. A fase incoerente MgZn_2 (η) se forma a partir de fase η' na forma de ripas ou plaquetas (Starink e Li, 2003).

Conforme Katgerman e Eskin, (p. 287-288, 2003) a adição de até 1% (massa) de cobre não afeta significativamente o mecanismo de precipitação das ligas Al-Zn-Mg. O cobre permanece essencialmente em solução sólida, não ocorrendo a formação de suas fases próprias. Teor superior de cobre contribui com o endurecimento pelo aumento da estabilidade das Zonas de Guinier-Preston.

A máxima resistência mecânica é obtida na têmpera T6 onde temos uma mistura de precipitados η' e η , enquanto na têmpera T7 o principal precipitado é η (Starink e Wang, 2003). Segundo Oliveira Jr. *et al.* (2004) há uma redução, da ordem de 10 – 15%, no valor da resistência mecânica da liga de alumínio da série 7xxx quando ela é superenvelhecida (têmpera T7), usando como referência a têmpera T6 (solubilizada e envelhecida para máxima resistência mecânica). Marlaud *et al.* (2010) relatam uma redução da ordem de 30% no Limite de Escoamento para a têmpera T76, quando comparado com a têmpera T6.

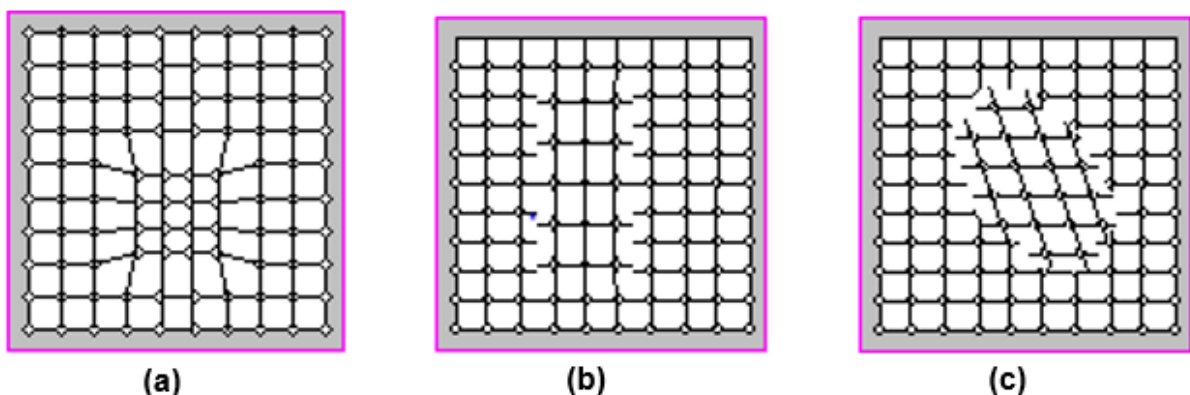
Para obter alta resistência mecânica nas ligas Al-Zn-Mg-Cu deve-se garantir uma grande fração, em volume, de precipitados finos η e η' . Para acelerar o processo e não reduzir substancialmente a resistência mecânica e melhorar a

resistência a corrosão o envelhecimento em dois estágios pode ser utilizado, o primeiro estágio é realizado a uma temperatura inferior e o segundo estágio a uma alta temperatura, temperatura e tempo do primeiro estágio: 120 °C por 3 horas; temperatura e tempo do segundo estágio: 160°C por 3 horas (Ber, 2000).

As zonas GP(I) e as plaquetas de η' são geralmente observadas em ligas Al-Zn-Mg-Cu solubilizadas por 90 minutos a 477°C, resfriadas e envelhecidas a 121°C por até 1440 minutos. As zonas GP(II) são dominantes nos primeiros 30 minutos do envelhecimento, onde ao final desse tempo ocorre a máxima densidade de aglomerados. Os precipitados η' são identificados após 60 minutos de envelhecimento e é a fase dominante após 240 minutos de envelhecimento. As zonas GP(I) nucleiam-se homogêneamente na matriz de alumínio. A formação de η' ocorre pelo crescimento de pequenas zonas GP(I) na direção $\langle 011 \rangle_{\text{Al}}$ formando aglomerados alongados, então com posterior crescimento dos aglomerados alongados e outras direções $\langle 011 \rangle_{\text{Al}}$ ou $\langle 110 \rangle_{\text{Al}}$ para formar as plaquetas de η' nos planos $\{111\}_{\text{Al}}$ (Sha e Cerezo; 2004).

A representação esquemática dos diferentes tipos de precipitação está ilustrada na Figura 9, isto é, precipitação coerente, parcialmente coerente (em algumas fontes bibliográficas é chamada de semicoerente) e incoerente, Altenpohl (p. 158, 1982).

Figura 9 - Representação dos tipos de precipitação: (a) coerente, (b) parcialmente coerente ou semicoerente, (c) incoerente com a matriz.



Fonte: Altenpohl (1982)

2.5.3.1 Nucleação de precipitados

A precipitação, durante o envelhecimento, pode ocorrer homogênea ou heterogeneamente em lacunas, discordâncias, contornos de subgrão ou contorno de grão de alto ângulo. Segundo Priya, Johnson, e Krane (2017) as fases precipitadas durante o resfriamento da liga Al-Zn-Mg-Cu-Zr bem com suas fórmulas e estruturas cristalinas estão indicados no Quadro 4.

Segundo Deschamps, Livet e Bréchet (1999), precipitação homogênea e heterogênea são fenômenos competitivos.

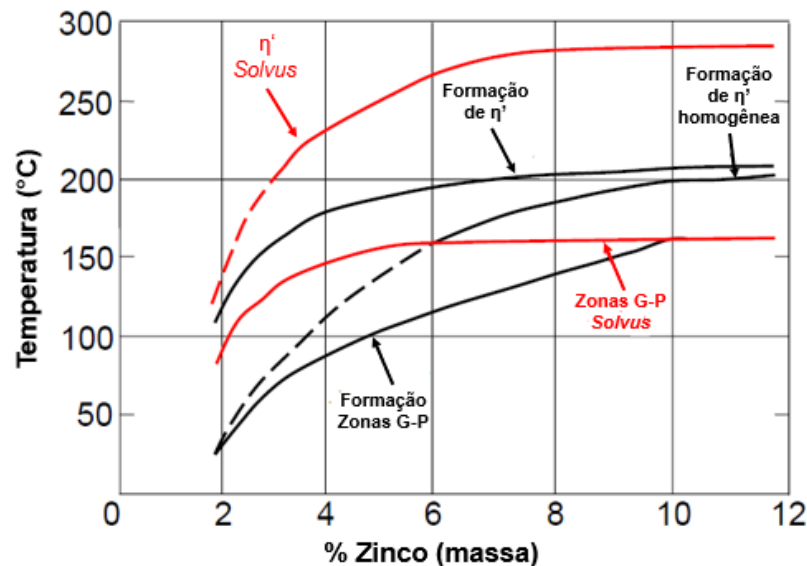
A faixa de temperatura na qual as fases metaestáveis, Zonas de GP e precipitado η' se formam ou dissolvem-se dependerá da composição da liga. Na Figura 10 é ilustrado o diagrama metaestável da região rica em alumínio de uma liga Al-Zn-Mg para teores de magnésio entre 1 e 3% (em massa) apresentando os limites superiores para a formação e dissolução das fases metaestáveis. As linhas pontilhadas são extrapolações onde dados não são disponíveis, a linha de formação de η' representa a temperatura limite para a precipitação homogênea de η' , que ocorre na ausência de nucleação heterogênea (Knight, 2008).

Quadro 4 – Precipitados em ligas de Al, série 7xxx.

Fases	Fórmula	Estrutura Cristalina
Meatestável Al_3Zr	Al_3Zr	Cúbica
η (Fase M)	MgZn_2	Ortorrômbica
η'	MgZn_2 (percursor de η)	Ortorrômbica
S	Al_2CuMg	Ortorrômbica
S'	Al_2CuMg (percursor de S)	Ortorrômbica
T	$\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Cu}, \text{Zn})_{49}$	Cúbica
-	$\text{Mg}_2\text{Zn}_{11} + \text{Al}_5\text{Cu}_6\text{Mg}_2$	Hexagonal
θ	Al_2Cu	Tetragonal

Fonte: Priya, Johnson, e Krane (2017)

Figura 10 - Diagrama metaestável, região rica em alumínio de uma liga Al-Zn-Mg para teores de magnésio entre 1 e 3% (em massa).



Fonte: Knight (2008)

2.5.3.1.1 Nucleação (ou Precipitação) homogênea

Segundo Hunsiker ^[1] (Apud Zangrandi, 2008, p. 58) durante a precipitação homogênea ocorrem eventos distintos:

- redistribuição de átomos do soluto por difusão,
- segregação desses átomos na matriz, formando aglomerados, também denominados de “cluster”, cuja concentração é maior que a concentração média da solução sólida, e
- crescimento dos aglomerados, originando as Zonas de Guinier-Preston.

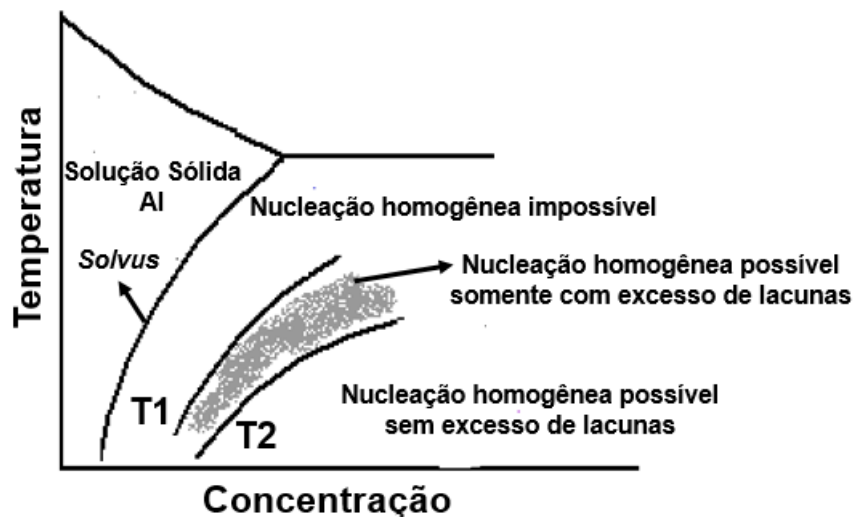
Nas ligas Al-Zn-Mg-Cu formam-se dois tipos de Zonas de Guinier-Preston. Zonas GPI formadas em baixas temperaturas e Zonas GPII que se formam a temperaturas superiores a 70°C. A Zona GPI se dissolve em torno de 140°C e a Zona

^[1] Hunsicker, H. Y., Metallurgy of heat treatment and general principles of precipitation hardening. In: Hatch, J. E. (Ed.) Aluminum: properties and physical metallurgy, Metals Park, Ohio: ASM, 1990, ch. 3, p. 58 - 104

GPII é mais estável, podendo se transformar continuamente no precipitado semicoerente η' (Kovács *et al.*, 2004).

Para a representação do diagrama de fase binário da Figura 11, adaptado de Tiryakioğlu e Staley (p. 129, 2003), observa-se que para temperaturas superiores a T1 a nucleação homogênea é impossível, e que o material resfriado diretamente a uma temperatura acima de T1 e envelhecido desenvolverá uma estrutura com precipitados grosseiros. Abaixo de T2 não é necessário excesso de lacunas para a nucleação das Zonas GP. Com o aumento da quantidade de lacunas T1 e T2 se aproximam. Entre as temperaturas T1 e T2 o excesso de lacunas é necessário para a nucleação das Zonas GP.

Figura 11 - Representação esquemática de um diagrama de fase binário.



Fonte: Tiryakioğlu e Staley (2003)

2.5.3.1.2 Nucleação (ou Precipitação) heterogênea

A nucleação heterogênea de precipitados é observada em altas temperaturas, isto é, abaixo da temperatura *Solvus*, que para a liga de alumínio 7012 é de 408°C. Os pontos de nucleação no interior do grão são as partículas de dispersóides, por exemplo: Al_3Zr , que são finamente dispersos no entorno de precipitados coerentes com aproximadamente 20nm de diâmetro (Godart *et al.*, 2002)

Acima da temperatura *Solvus* das Zonas de Guinier-Preston, precipitados de transição semicoerente nucleiam e crescem diretamente nos contornos de subgrão e discordâncias, enquanto precipitados de equilíbrio incoerentes com a matriz nucleiam e crescem nos contornos de grão.

A precipitação heterogênea não contribui para o aumento da resistência mecânica da liga pois a quantidade de soluto disponível em solução sólida é reduzida em função da menor quantidade de soluto disponível para nucleação homogênea (Zangrandi, 2008, p. 63).

Para minimizar os efeitos para precipitação heterogênea deve-se aumentar a velocidade de resfriamento da solubilização, com isso aumenta-se a concentração de lacunas, favorecendo a predominância de nucleação homogênea, durante o envelhecimento. Uma prática industrial para reduzir os efeitos da nucleação heterogênea, quando não for possível aumentar a velocidade de resfriamento após a solubilização, é a realização do envelhecimento em duas etapas, para as ligas de alumínio da série 7xxx, na primeira etapa o material é aquecido a 120°C por 3 horas, na segunda etapa o aquecimento é a 170°C, o tempo pode variar de 12 a 24 horas em função das propriedades mecânicas especificadas.

2.5.4 Retrogressão e reenvelhecimento (RRA)

Com o objetivo de obter altos níveis de resistência mecânica e resistência à corrosão sob tensão, Cina e seus colaboradores, em Israel, na década de 1970 desenvolveram o conceito da retrogressão e reenvelhecimento para a liga de alumínio 7075, combinando assim os melhores resultados das têmperas T6 e T7. O *National Reserch Council of Canada – Institute for Aerospace Research (NCR-IAR)* deu início ao desenvolvimento dessa tecnologia nos anos 1980. O Departamento de Defesa Nacional do Canadá e a Força Aérea dos Estados Unidos da América estavam então muito interessados na aplicação da tecnologia do tratamento térmico de retrogressão e reenvelhecimento para a manutenção de suas aeronaves (Wu *et al.*, 2002).

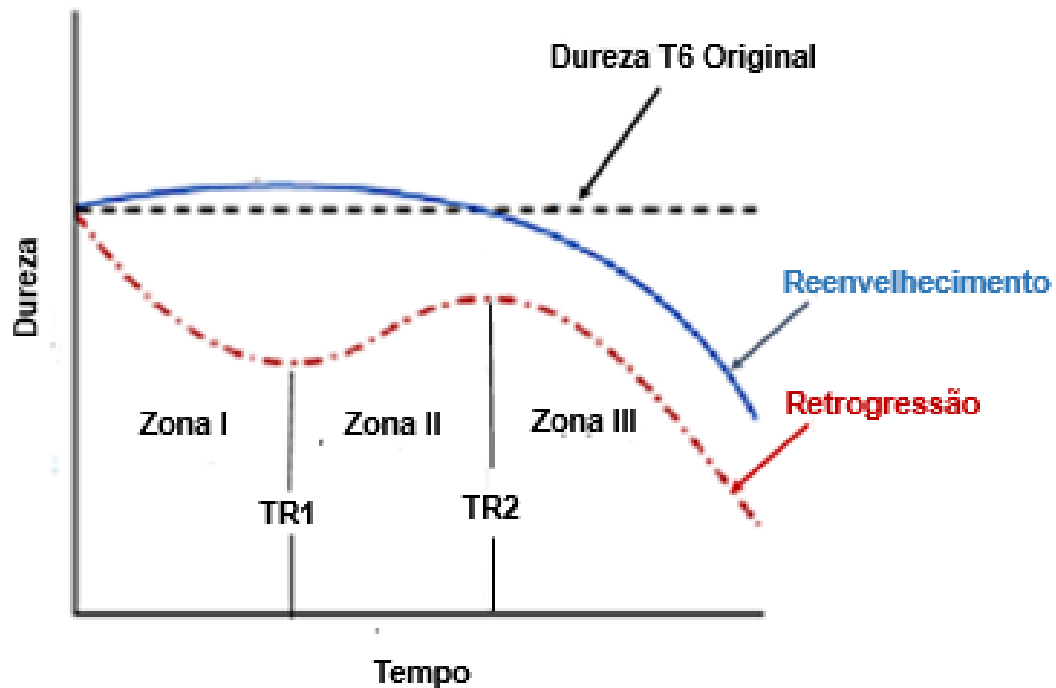
Retrogressão e reenvelhecimento é um tratamento térmico realizado em duas etapas para as ligas Al-Zn-Mg-Cu, sendo que inicialmente a liga deve estar na condição de têmpera T6 (envelhecida, máxima propriedade mecânica).

Etapla 1: Retrogressão do material 7xxx-T6 a uma temperatura intermediária entre a temperatura de solubilização e a temperatura de envelhecimento. Segundo Talianker e Cina (1989) a temperatura dessa etapa é de 200 °C à 260 °C. A mesma faixa de temperatura é também mencionada por Xiao *et al.* (2011). Hou *et al.* (2022) relatam que a retrogressão realizada a 170°C/60 minutos melhora a resistência da liga de alumínio extrudada 7249, com espessura de 20 mm. He *et al.* (2024) utilizando a liga Al-6,5%Zn-2,1%Mg-2,3%Cu, obtiveram máxima dureza utilizando o tratamento térmico de retrogressão a 190°C/10 minutos em corpos de prova com espessura de 2mm.

Etapla 2: reenvelhecimento do material: 120 °C por 24 horas (Tratamento original T6).

A curva típica resultante do tratamento térmico RRA (tempo versus dureza) proposta por Rader *et al.*, 2021 e Marinković e Radović, 2021, é mostrada na Figura 12. Durante a retrogressão, a dureza diminui inicialmente para um valor mínimo até o tempo de retrogressão TR1 - Zona I, nesta etapa ocorre a dissolução das Zonas GP e/ou η' formadas durante o envelhecimento. Após o TR1 a dureza volta a aumentar até um valor máximo local - Zona II, que ocorre no tempo de retrogressão TR2, esse aumento de dureza está associado ao crescimento da fase η' e precipitação da fase η (Feng *et al.*; 2006). Após atingir o valor máximo de dureza local verifica-se uma redução dos valores de dureza devido ao envelhecimento excessivo da liga. A ligeira recuperação da dureza após TR1 deve-se à precipitação e o crescimento de precipitados η (Wu *et al.*; 2002). Conforme Talianker e Cina (1989) quando o tempo da etapa de retrogressão é suficientemente curto para permitir apenas a dissolução dos precipitados, o subsequente reenvelhecimento a 120°C durante 24 horas fará com que o material volte a atingir a dureza máxima.

Figura 12 - Representação esquemática da curva RRA.



Fonte: Rader (2021)

Ebrahimi e Taheri (2024) estudando a liga de alumínio 7075, utilizando corpos de prova com as dimensões de 20mm x 20mm x 0,2mm (espessura), e temperatura de retrogressão de 200°C, obtiveram uma curva de retrogressão com forma similar ao indicado na Figura 12, neste caso o tempo de retrogressão obtido foi da ordem de 100 segundos.

O tempo ideal para o tratamento de retrogressão indicado por diversos autores, para se obter a máxima dureza, corresponde ao tempo TR1 indicado na Figura 12. Esse tempo é função da liga de alumínio, temperatura de retrogressão e dimensão da peça/componente a ser submetido ao tratamento térmico de RRA. Se a liga for submetida ao tratamento de retrogressão por um tempo superior a TR1, a dureza original do endurecimento T6 pode não ser recuperada pelo reenvelhecimento subsequente, pois os solutos aglomeram-se, impedindo a formação de precipitados η e η' . Feng *et al.* (2006) e Ozer e Karaaslan (2017) indicam a ocorrência de três reações principais durante a retrogressão:

- 1) dissolução parcial das Zonas GP e da fase η' , responsáveis pela redução da dureza observada na Zona I;

- 2) formação de crescimento da fase η' , responsável pelo aumento da dureza local (Zona II), e
- 3) aglomeração de precipitados, que provoca a redução da dureza (Zona III).

Holt *et al.* (2000), propõem, para peças de grande porte extrudadas e forjadas, na liga 7075, que o processo de retrogressão e reenvelhecimento seja o seguinte: retrogressão a 195 °C por 40 minutos, seguida de um resfriamento rápido e reenvelhecimento a 120 °C por 24 horas. Ainda para a liga 7075 e peças com espessura superior a 8,5 mm é recomendado um tratamento de retrogressão a 195 ± 2 °C por 40 minutos, seguido de reenvelhecimento a 120 °C por 24 horas. Para peças entre 4 e 8,5 mm a temperatura de retrogressão é a mesma, porém o tempo alterado para 30 a 35 minutos.

Segundo Xiao *et al.* (2011) as principais mudanças microestruturais ocorridas durante a retrogressão são a dissolução parcial das Zonas de Guinier-Preston e dos precipitados finos η' (MgZn_2) da matriz de alumínio que são novamente precipitados durante a etapa de reenvelhecimento, ocorrendo a formação e crescimento do precipitado η (MgZn_2) no contorno de grão. A microestrutura resultante do tratamento térmico RRA consiste em precipitados η' (MgZn_2) homogeneamente distribuídos na matriz e η (MgZn_2) precipitado no contorno de grão. Essa combinação de resultados é boa para a resistência à corrosão sob tensão e resistência mecânica.

Ning *et al.* (2007) estudaram as ligas de alumínio da série 7xxx, 6,28Zn-2,19Mg-1,6Cu-0,15Cr, solubilizadas a 470°C/1 hora; envelhecidas a 120°C/24h (endurecimento T6) e retrogradadas a 200°C e reenvelhecidas de acordo com os parâmetros usados no endurecimento T6, o tempo de retrogressão (TR) obtido foi de 6 minutos; para a liga 9,99Zn-2,5Mg-1,72Cu-0,13Zr, solubilizada a 450°C/2h mais 470°C/1h e retemperada a 200°C e reenvelhecida de acordo com os parâmetros usados na têmpera T6, o tempo de retrogressão (TR) obtido foi de 7 minutos. Foram usados tempos de regressão diferentes para ambas as ligas, variando de 2 a 45 minutos, a forma da curva RRA (dureza Vickers versus tempo em minutos) corresponde à mostrada na Figura 13, porém não há menção das dimensões dos corpos de prova usados para determinar a curva RRA.

A liga de alumínio 9,99Zn-2,5%Mg-1,72%Cu-0,13%Zr, também foi estudada por Feng *et al.* (2006), as amostras foram envelhecidas a 100°C/24h (T6), retrogredidas a 200°C/7 minutos e reenvelhecidas, as amostras tinham 12 mm de diâmetro. Park e Ardel (1984) estudaram a liga AA7075 T651; as amostras usadas para elaborar a curva RRA tinham 0,25 mm de espessura. A retrogressão foi realizada em um banho de sal a 240°C por vários tempos até 60 segundos e reenvelhecida a 120°C/48h em um banho de óleo. O tempo de retrogressão observado foi de 24 segundos. Esmailian *et al.* (2015) e Ural (1994) também estudaram a liga de alumínio 7075, no primeiro estudo a dureza máxima foi obtida com uma temperatura e tempo de retrogressão de 200°C/40 minutos, após reenvelhecimento por 120°C/24h, no segundo estudo, usando um banho de silicone, as condições estabelecidas para a RRA foram 200°C / 45 - 60 minutos e reenvelhecimento a 120°C/24h, no segundo estudo as amostras tinham 25,4 mm de espessura. Crawford, Shekhter e Loader (2018) mencionam que o uso de temperaturas em torno de 180°C - 195°C prolonga o estágio de retrogressão, facilitando o controle do processo.

Oliveira Jr. *et al.* (2004) pesquisaram a retrogressão e envelhecimento das ligas de alumínio AA7050 e AA7150, a curva de retrogressão e reenvelhecimento foi obtida através da medição da dureza Rockwell B e condutividade elétrica (%IACS – *International Annealed Copper Standard*). Para a liga de alumínio 7050, retrogredida a 200°C por 5, 10, 20 e 40 minutos, e reenvelhecidas a 120°C por 24 horas, os valores de condutividade elétrica variaram entre 31 e 38 %IACS. Os maiores valores obtidos foram para o tempo de retrogressão de 40 minutos: 37 – 38 %IACS. Para a liga 7150 utilizando os mesmos parâmetros de processo descritos acima, os valores de condutividade elétrica variaram entre 30 e 37 %IACS. Os maiores valores obtidos foram para o tempo de retrogressão de 40 minutos: 35 – 37 %IACS. Os corpos de prova possuíam dimensões de 20mm x 20mm x 2mm.

Dependendo das condições do tratamento térmico de retrogressão e reenvelhecimento, a condutividade elétrica na têmpera RRA das ligas de Al-Zn-Mg-Cu é maior do que na têmpera T6, T76, mas inferior do que na têmpera T73, entretanto a condutividade elétrica e propriedades mecânicas frequentemente mudam em direção reversa (Azarniya, A. Taheri e K. Taheri, 2019).

O aumento da temperatura de retrogressão ocasiona uma redução nos valores de dureza, essa redução é atribuída pela dissolução de fases durante o

tratamento térmico de RRA e o crescimento de segregações durante o envelhecimento posterior (Ebrahimi e Taheri, 2024). Esses mesmos autores mencionam que nas ligas Al-Zn-Mg-Cu-Sc a condutividade elétrica aumenta com o aumento do tempo e da temperatura de retrogressão e em contrapartida a resistência mecânica diminui.

Crawford, Shekhter e Loader (2018) estudando retrogressão e reenvelhecimento para a liga de alumínio 7075, com corpos de prova até 1,6mm, determinaram que o valor da condutividade elétrica para se obter o melhor equilíbrio entre propriedades mecânicas e resistência à corrosão é de $38,5 \pm 0,5$ %IACS.

O tratamento térmico de retrogressão e reenvelhecimento modifica os precipitados na liga, tanto nos contornos de grão como no interior dos grãos. A modificação dos precipitados nos contornos de grão altera a resistência à corrosão enquanto a modificação dos precipitados no interior dos grãos modifica as propriedades mecânicas do material. Especificamente, a fase de retrogressão provoca a reversão parcial das zonas de Guinier-Preston e dos precipitados η' no material. Esta é a causa da diminuição da resistência ilustrada pela curva de retrogressão, Zona I na Figura 13. O reenvelhecimento provoca a precipitação novamente da fase η' , porém grosseira que parcialmente se transforma na fase η (Crawford, Shekhter e Loader, 2018). Ural (1994) também verificou esse efeito através de análise por MEV em estudo da liga 7075.

2.6 LIGA DE ALUMÍNIO 7012

A liga de alumínio 7012 (Al-Zn-Mg-Cu) é caracterizada pela razão, em massa, de Zn/Mg de aproximadamente 3, um teor de cobre de cerca de 1% (% em massa) e pela presença de zircônio e manganês em substituição ao cromo como elementos formadores de dispersóides (Antonione, Martino, e Riontino, 1988). A sua composição química é caracterizada pelos seguintes parâmetros (McQueen *et al.*, 1991):

- a) Os teores de ferro e silício são reduzidos a um valor máximo permitido de 0,25% e 0,15% em massa, respectivamente. A concentração de α -AlFeSi, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Mg_2Si , e $(\text{Fe,Cu,Mn})\text{Al}_6$ são

reduzidas, aumentando o valor da tenacidade. Ferro e silício arrastam magnésio e cobre, reduzindo a contribuição deles no endurecimento por precipitação. A composição química da liga de alumínio 7012 é mostrada no Quadro 5 (HYDRO, Ligas e Têmperas de Extrusão Perfis Extrudados de Alumínio. Catálogo de Ligas e Têmperas de Extrusão. Edição 01).

- b) O zircônio é adicionado em uma porcentagem controlada, ele substitui o cromo no controle da recristalização, formando o dispersóide Al_3Zr . A remoção do cromo elimina a formação de $\text{Al}_{18}\text{Cr}_6\text{Mg}_2$, que retira magnésio da liga, reduzindo o efeito do endurecimento no envelhecimento.
- c) A porcentagem em massa do zinco não é inferior a 5,8% e a porcentagem mínima de cobre e magnésio é 0,8% e 1,8%, em massa, respectivamente.
- d) Presença de titânio e manganês estão em porcentagens controladas.

Quadro 5 – Especificação: composição química da liga de alumínio 7012.

% massa	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Outros Cada	Outros Total
Mínimo	-	-	0,8	0,08	1,8	-	5,8	0,02	0,10	-	-
Máximo	0,15	0,25	1,2	0,15	2,2	0,04	6,5	0,08	0,18	0,05	0,15
CLASSIFICAÇÃO UNS					UNS A97012						

Fonte: Adaptada de Hydro. Ligas e Têmperas de Extrusão Perfis Extrudados de Alumínio. Catálogo de Ligas e Têmperas de Extrusão. Edição 01

Um exemplo de aplicação da liga de alumínio 7012, é o perfil extrudado, utilizado na indústria bélica nacional como rabeira de míssil ^[2], que está representado na Figura 13

Figura 13 - Perfil na liga 7012, rabeira de míssil. Perfil: (a) Extrudado, (b) Usinado, (c) Componente Montado



Fonte: ALCOA, Jornal Gente em Ação (2009) ^[2]

A resistência mecânica da liga de alumínio 7012 trabalhada mecanicamente é substancialmente melhorada pela adição de magnésio em teores da ordem de 1,8 – 2,2% em massa. O zinco e magnésio formam o $MgZn_2$ que produz uma alta resposta ao tratamento térmico de envelhecimento. A adição de cobre (0,8 – 1,2 % em massa) melhora consideravelmente a resistência mecânica pelo endurecimento por precipitação. O cobre é distribuído na matriz da liga como precipitados nanométricos endurecedores nas Zonas de Guinier-Preston ou na fase η' , que contêm a maioria do cobre da liga. O cobre também pode ser observado como partículas intermetálicas micrométricas, tais como: Al_2CuMg (fase S), $CuAl_2$ (fase θ) ou Al_7Cu_2Fe . Partículas de $Mg(ZnCuAl)_2$, da ordem de 50 – 100 nm, podem precipitar no contorno de grão (Meng e Frankel, 2004).

Em função de sua alta resistência mecânica a liga de alumínio 7012, Limite de Resistência à tração de no mínimo 560 MPa, Limite de Escoamento (0,2%) de no

^[2] Gente em ação. Jornal Mensal da ALCOA América Latina e Caribe. Número 85. p. 9. junho, 2009.

mínimo 520 MPa e Alongamento mínimo, em 50 mm, de 6% (Hydro. Ligas e Têmperas de Extrusão Perfis Extrudados de Alumínio. Catálogo de Ligas e Têmperas de Extrusão. Edição 01), ela é utilizada em estruturas sujeitas a tensões consideravelmente elevadas. O aumento da resistência mecânica, muitas vezes representada pela dureza, é o objetivo principal no projeto de produtos em ligas de alumínio (Bray, 1990).

As propriedades ligas da série 7xxx são influenciadas pela alta solubilidade do zinco, magnésio e cobre. As fases em equilíbrio com a matriz de alumínio nas ligas comerciais são: $MgZn_2$ (Fase M), $Mg_3Zn_3Al_2$ (Fase T) e Mg_5Al_3 (Fase β). A primeira fase varia em composição de $MgZn_2$ a Mg_4Zn_7Al . A Fase T tem uma larga faixa de composição a partir de 74% Zn – 16% Mg até 20% Zn - 31% Mg (todas % em massa). A Fase β aparece somente quando os teores de magnésio são consideravelmente maiores que os teores de zinco (Hatch, p. 51,1999). A liga de alumínio 7012 possui teor de zinco superior a 3% (massa) e razão Zn / Mg superior a 2, portanto o endurecimento é obtido pelo $MgZn_2$. O zircônio forma um precipitado fino de partícula intermetálica (Al_3Zr) que inibe a recristalização e controla a granulometria de produtos extrudados.

Segundo Mondolfo (1976, p. 652) existem 3 fases no sistema Al-Mg-Zn que são isomorfos e completamente miscíveis com três fases no sistema Al-Cu-Mg. Entretanto duas dessas fases no sistema Al-Cu-Mg ($CuMgAl$ e $Cu_6Mg_2Al_7$) não estão em equilíbrio com o alumínio em ligas ternárias e a adição de zinco é necessária para deslocar/substituir/desordenar as fases normalmente em equilíbrio com o alumínio. Os três pares de fases que formam solução sólida contínua no diagrama de fases são: $CuMg_4Al_6$ com $Mg_3Zn_3Al_2$, $MgZn_2$ com $CuMgAl$, e $Cu_6Mg_2Al_5$ com Mg_2Zn_{11} . Uma tentativa de projeção de distribuição das fases no estado sólido é apresentada na Figura 14. As fases $CuMg_4Al_6$ e $Mg_3Zn_3Al_2$ possuem uma larga faixa de existência nas ligas ternárias e seus campos de solução sólida formam um largo campo de existência na liga quaternária. Os mesmos pares de fases também foram identificados por Bray (p. 29 – 61, 1990).

Nas ligas quaternárias contendo cobre, o zinco é o elemento de liga principal e o magnésio é utilizado em teores que excedem o cobre. A fase M no sistema quaternário varia de $MgZn_2$ a Mg_4Zn_7Al e pode ser descrita com $Mg(Al,Cu,Zn)$. A fase T do sistema ternário Al-Zn-Mg pode ser designada como, $CuMg_4Al_6$, e pode

ser descrita com $Mg_3(Al,Cu,Zn)_5$. A fase $CuMgAl_2$ (Fase S) é encontrada em uma pequena faixa de composição. A fase $CuAl_2$ somente aparece se o teor de cobre exceder consideravelmente o teor de magnésio (Hatch, p. 51-52, 1999).

Conforme a publicação *Ligas e Temperas de Extrusão – Perfis Extrudados de Alumínio*, Hydro – Edição 01, a temperatura *Liquidus* é de $636^{\circ}C$, a temperatura *Solidus* é de $475^{\circ}C$, a massa específica é de $2,81 \text{ g.cm}^{-3}$ e o coeficiente médio de expansão térmica (20 a $100^{\circ}C$) é de $23,7 \text{ }\mu\text{m/mK}$. Thompson (1969) propôs a Equação 2 e o ábaco da Figura 15 para determinar a temperatura *Solvus* para as ligas de alumínio da série 7xxx.

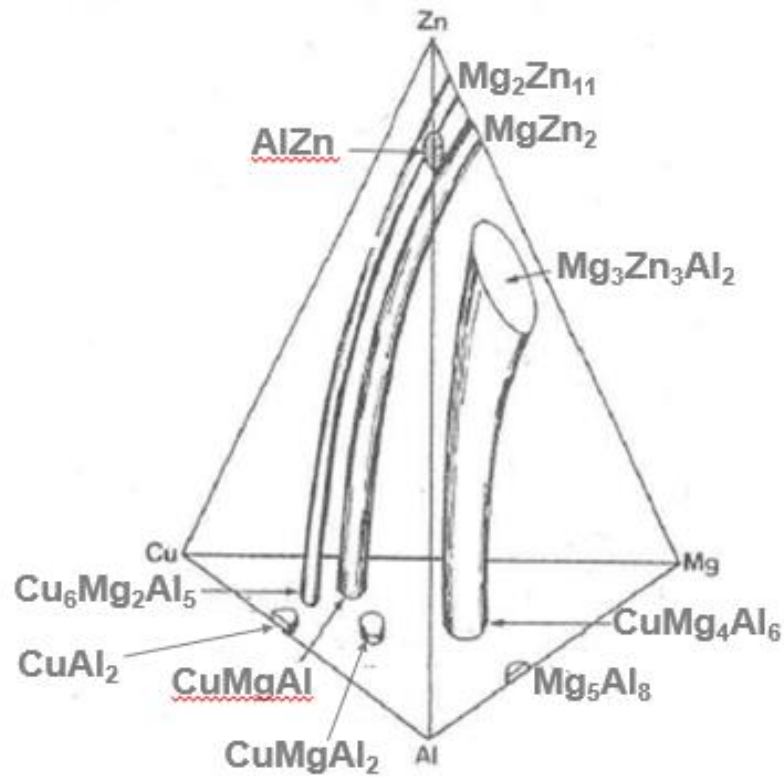
$$e^{1000/T} = 5,9259 - 0,11613.Zn - 0,26005.Mg - 0,87846.Cu + 0,0977247.Zn.Cu \quad (2)$$

onde, T é a temperatura *Solvus* em Kelvin (K). Zn, Mg e Cu são respectivamente a porcentagem em massa desses elementos químicos. A Equação 2, somente pode ser utilizada para teores de $Zn = 4 - 7\%$; $Mg = 1 - 3\%$, e $Cu = 0 - 1,7\%$. O ábaco da Figura 14, também proposto por Thompson (1969) pode ser utilizado para cálculo da temperatura *Solvus*, que para a liga de alumínio 7012, em estudo, seria da ordem de $408^{\circ}C$.

Apesar do fato do sistema Al-Zn-Mg-Cu ser a base das ligas de alumínio de maior resistência mecânica, ele foi pouco estudado, mesmo no domínio das ligas industriais (Akopyan, Zolotarevskii, e Khavan, 2013).

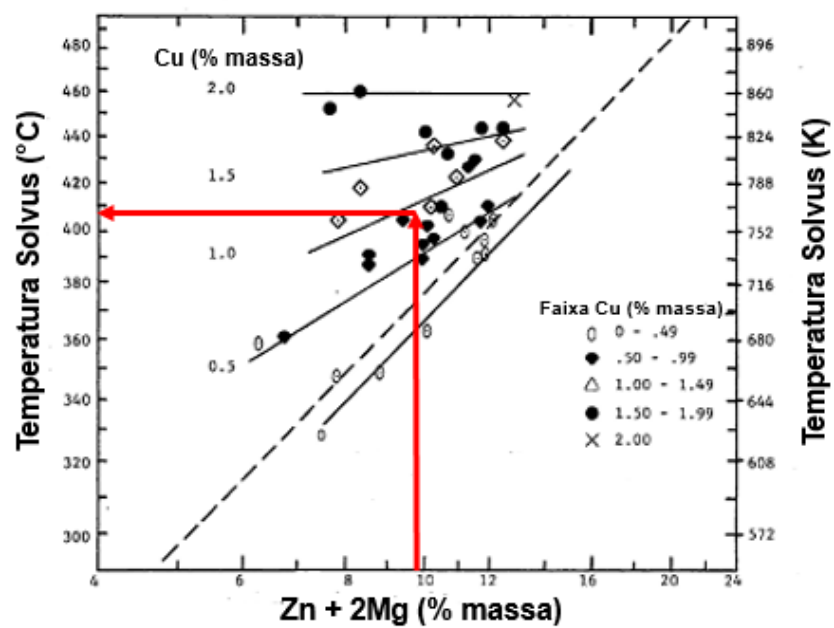
A maioria das ligas da série 7xxx podem ser classificadas em dois grupos, dependendo do tipo do elemento químico que é adicionado para o controle da estrutura do grão. As ligas que contêm zircônio apresentam partículas da fase β' (Al_3Zr), enquanto ligas com cromo apresentam partículas de Al_7Cr . A liga 7012 apresenta partículas da fase β' , devido ao seu teor de Zr ($0,10 - 0,18\%$, em massa). Essas partículas são os dispersóides e irão influenciar na recristalização e na sensibilidade de têmpera da liga (Starink e Li, 2003). Essas partículas evitam a recristalização e reduzem a sensibilidade à têmpera das ligas de alumínio da série 7xxx.

Figura 14 - Representação esquemática do diagrama de fases Al-Zn-Mg-Cu.



Fonte: Mondolfo (1976)

Figura 15 - Temperatura *Solvus* versus composição química, ligas Al-Zn-Mg-Cu.



Fonte: Thompson (1969)

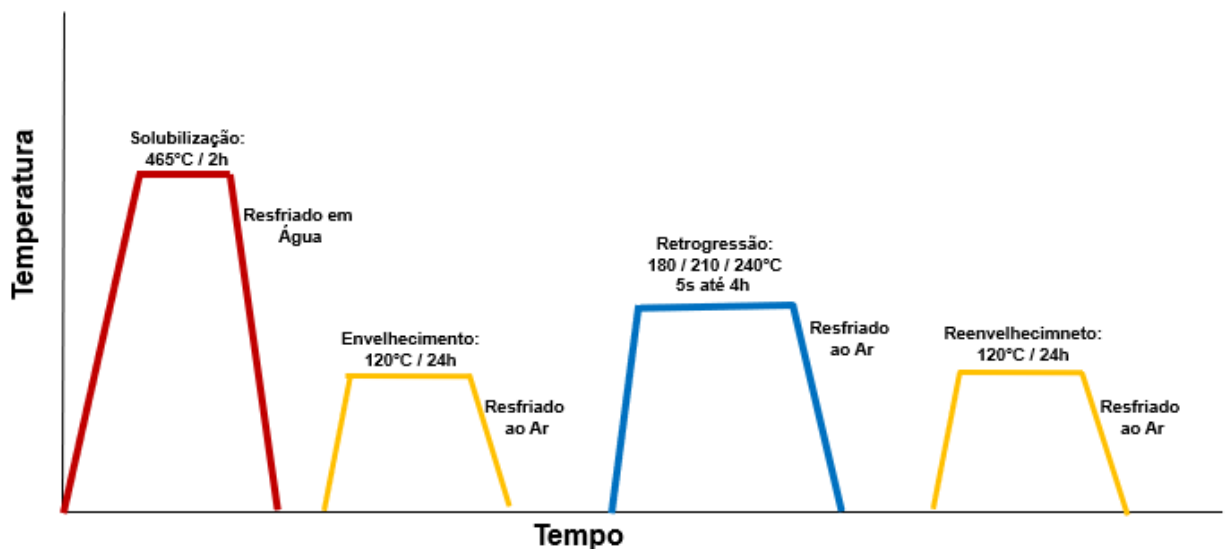
3 METODOLOGIA

O material utilizado neste estudo foi fornecido pela ALCOA – Planta de Utinga – Santo André (SP), Brasil, na forma de barras de alumínio 7012 de diâmetro 15 mm e comprimento de 700 mm. O tarugo de alumínio 7012 foi homogeneizado antes da extrusão. As barras foram produzidas pelo processo de extrusão direta, e fornecidas nessa condição.

3.1 TRATAMENTO TÉRMICO

O diagrama esquemático da Figura 16, representa o ciclo de tratamento térmico utilizado, que inclui a solubilização, o envelhecimento, a retrogressão e o reenvelhecimento. Detalhes dos ciclos dos tratamentos térmicos são apresentados no Quadro 6.

Figure 16 - Diagrama esquemático do ciclo RRA – Liga de alumínio 7012.



Fonte: Adaptado de Guo *et al.* (2023) e He, *et al.* (2024). Dados dos tratamentos térmicos para liga 7012 foram incluídos pelo Autor.

Quadro 6 - Tratamentos térmicos realizados na liga de alumínio 7012.

Tratamento Térmico	Descrição
Homogeneização. Tratamento térmico efetuado antes da extrusão direta.	Tratamento térmico realizado pelo fabricante.
Solubilização	465 °C por 2 horas. Resfriamento com água, a temperatura ambiente, com agitação moderada.
Envelhecimento (T6)	120 °C por 24 horas, resfriamento ao ar calmo.
Retrogressão	Material na condição T6. Aquecido em banho de sal nas seguintes temperaturas: 180 °C; 210 °C e 240 °C. Para cada temperatura foram utilizados diferentes tempos, em minutos, de patamar: 0,08, 0,16, 0,25, 0,33, 0,5, 1, 5, 15, 30, 60, 120, 180 e 240.
Reenvelhecimento (RRA)	Utilizado o mesmo ciclo do Envelhecimento (T6): 120 °C por 24 horas, resfriamento ao ar calmo.

Fonte: Autor.

O tratamento térmico de solubilização foi efetuado em barras de 120 mm. As barras foram cortadas com uma serra manual e solubilizadas a 465°C durante 2 horas no forno EDG 7000/FDG 3P-S, nas instalações do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP – FEG, e arrefecidas em água na temperatura ambiente com agitação moderada.

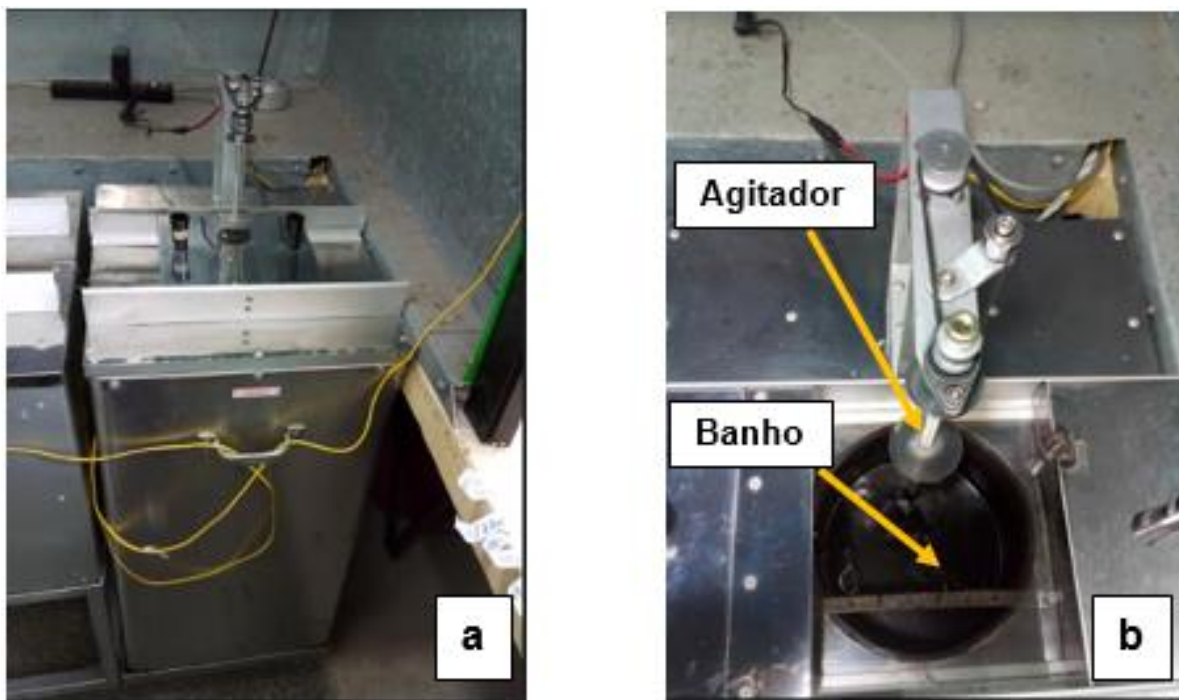
O processo de envelhecimento foi efetuado no EDG 7000/FDG 3P-S (Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP – FEG), foram utilizados corpos de prova de Ø 15 mm e 30 mm de comprimento para o envelhecimento artificial, que foi efetuado a 120°C durante 24 horas (têmpera T6), arrefecidos em ar parado.

Foram utilizadas três temperaturas distintas para o tratamento térmico de retrogressão: 180°C, 210°C e 240°C, o tempo de patamar para cada temperatura de retrogressão foi de 5s, 10s, 15s, 20s, 30s, 1min, 5min, 15min, 30min, 60min, 120min, 180min, 240min e 300min. A retrogressão foi efetuada num banho de sal, na Universidade Estadual de Ponta Grossa (PR) – Departamento de Materiais, utilizando

o sal AS 140 pela HEF™ DURFERRIT, ilustrado na Figura 17. Após a regressão, as amostras foram lavadas em água corrente com sabão neutro.

O reenvelhecimento foi efetuado num forno EDG 7000/FDG 3P-S a 120°C (Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP – FEG) com tempo de patamar de 24 horas, mesmos parâmetros do envelhecimento - têmpera T6, os corpos de prova foram arrefecidos ao ar calmo (temperatura ambiente).

Figura 17 – Forno de Banho de Sal, UEPG (PR). a) Vista Geral; b) Detalhe do banho de sal e agitador.



Fonte: Autor.

3.2 MEDIÇÃO DE DUREZA.

Os valores reportados representam uma média de 5 medidas. O Erro Padrão da medição da dureza está indicado nos respectivos gráficos. A medição da dureza Vickers (HV) foi efetuada no meio raio das amostras ($\varnothing$ 15 mm) no microdurômetro Wilson Instruments Model 401 MDV utilizando uma carga de 0,5kg

com um tempo de penetração de 15 segundos. A medição de dureza foi realizada a temperatura ambiente.

A dureza Rockwell B (HRB), somente como referência, foi avaliada utilizando um durômetro BRIRO VA – GEORG REICHERTER, carga de 100kg, esfera de aço de diâmetro 1,59 mm (1/16 polegadas) e tempo de penetração de 20 segundos.

3.3 METALOGRAFIA

As amostras foram preparadas para a análise metalográfica em quatro etapas, conforme indicado a seguir:

- 1) Corte: Serra automática TECHCUT 4 - ALLIED - HIGH TECH PRODUCTS, INC. com disco diamantado a 200 rpm.
- 2) Embutimento: Prensa hidráulica AROTEC e baquelite.
- 3) Lixamento: Politriz METPREP 3™ PH-3™, lixa (SiC): 320, 400, 600, 800, 1200, 2000 e 2400 (*mesh*). utilizando água como lubrificante.
- 4) Polimento: POLITRIZ VIBRATÓRIA, PACE TECHNOLOGIES, GIGA - 0900, sílica 0,02μm (50%) durante 24 horas.

3.3.1 Análise dos parâmetros morfológicos

Uma sub-rotina foi estabelecida, referenciada no Anexo A, para análise de parâmetros morfológicos de forma e tamanho. Os parâmetros morfológicos de forma analisados foram: Circularidade (C), Solidity (SOL), Razão de Aspecto (AR) e o parâmetro morfológico de tamanho analisado foi diâmetro de Feret. O diâmetro de Feret (parâmetro dimensional) é definido como a distância máxima entre dois pontos paralelos e tangentes, Figura 18. Circularidade é definida como: $C = 4 \cdot \pi \cdot \text{Área} / \text{Perímetro}^2$, é um número adimensional definido no intervalo (0,1]; $0 < C \leq 1$. Solidity (Sol) é definida como a razão entre Área Concava (preta) / Área Convexa (branca), objeto em análise limitado pela linha vermelha, vide Figura 19. É um número adimensional

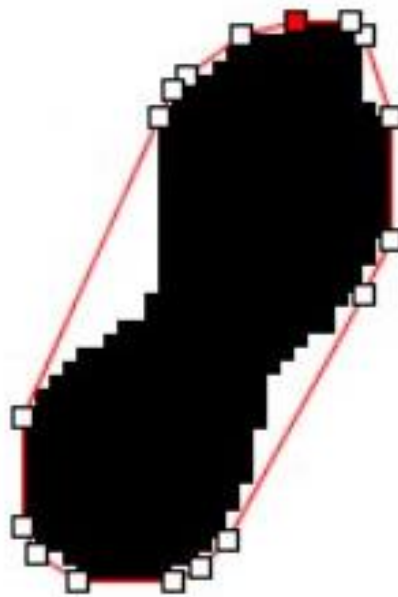
definido no intervalo $(0,1]$; $0 < SOL \leq 1$. A razão de Aspecto (AR) é definida pela razão entre a largura (L) e a altura (h).

Figura 18 – Diâmetro de Feret.



Fonte: Gennesson (2018)

Figura 19 - *Solidity* (Sol).



Fonte: ImageJ, *Software*. (Consulta em 2024)

3.3.2 Microscopia óptica (MO)

Na análise por Microscopia Óptica, considerou-se a quantidade de precipitados, sua morfologia e tamanho. Para a análise morfológica foram utilizados os seguintes parâmetros: Circularidade (C), Solidez (SOL) e Razão de Aspeto (RA), para a análise dimensional foi utilizado o Diâmetro de Feret. A microscopia foi realizada no microscópio óptico de reflexão motorizado Zeiss Axio Imager Z2m com sistema de microscopia correlativa no LAIMat - Laboratório de Imagens de Materiais da UNESP/FEG. A região analisada foi estabelecida conforme a ASTM E1245-03 *Standard practice for determining the inclusion or second-phase constituent content of metals by automatic amage analysis* – Reapproved 2023, que estabelece os critérios para a análise dos constituintes de segunda fase através da análise de imagem. Foram analisadas 121 regiões sendo que o mínimo estabelecido é de 100, a superfície polida utilizada para análise foi de 350 mm², uma superfície polida de no mínimo de 160 mm² é requerida. Utilizou-se o *software* ImageJ (*Image Processing and Analysis in Java*) para análise de imagem, cuja rotina de análise está indicada no Anexo A.

Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A análise por Microscopia Eletrônica de Varredura foi utilizada o microscópio eletrônico MEV Zeiss EVO LS 15 e EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) Oxford Instruments Xplore 30 para caracterização química dos precipitados. Equipamento disponível no Laboratório de Imagens de Materiais da UNESP – FEG.

3.4 CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

Antes da avaliação da condutividade elétrica as amostras foram estabilizadas a 20°C por 24 horas. Foi utilizado o condutivímetro portátil SIGMASCOPE® Fisher SERIAL 4502 com uma sonda de 14 mm, vide Figura 20. As amostras de diâmetro 15 mm estavam embutidas em baquelite. Os resultados obtidos foram expressos em

porcentagem de IACS (*International Annealed Copper Standard*). Utilizou-se a norma ASTM E1004–17 *Standard Test Method for Determining Electrical Conductivity Using the Electromagnetic (Eddy Current) Method*, como orientação para determinação da condutividade elétrica, esse ensaio foi realizado para comparação entre os três diferentes tratamentos térmicos de RRA: RRA180, RRA210 e RRA240. O gráfico de condutividade elétrica foi elaborado com o valor médio de cinco medições da condutividade elétrica. O Erro Padrão da medição da condutividade elétrica está indicado nos respectivos gráficos.

Figura 20 – a) Condutivímetro Fischer e b) Sonda Ø 14mm.



Fonte: Autor

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

A análise química foi realizada pelo fornecedor (ALCOA) da liga de alumínio 7012. O resultado está indicado na Tabela 1. Os valores obtidos atendem a especificação, quanto a composição química, da liga de alumínio 7012, conforme indicado no Quadro 5 - Especificação: composição química da liga de alumínio 7012.

Tabela 1 - Composição química da liga de alumínio 7012 estudada (% massa).

Liga 7012	Zn	Mg	Cu	Ti	Si	Fe	Mn	Cr	Zr
Material em estudo	5,99	1,96	0,94	0,04	0,09	0,13	0,12	0,002	0,13

Nota 2: A razão Zn/Mg da liga em estudo é de 3,05.

Fonte: ALCOA

4.2 RETROGRESSÃO

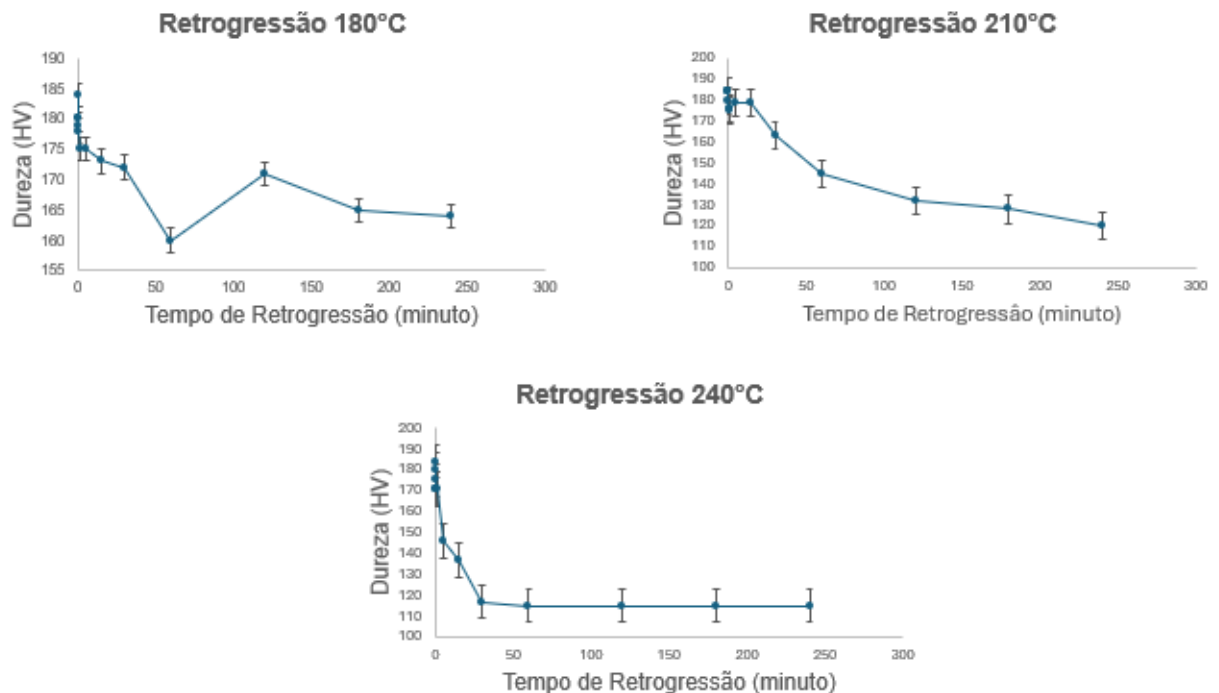
As curvas de Retrogressão (dureza HV versus tempo de retrogressão em minutos) obtidas a 180°C, 210°C e 240°C por períodos de 5s, 10s, 15s, 20s, 30s, 1min, 5min, 15min, 30min, 60min, 120min, 180min e 240min estão ilustradas na Figura 21.

A dureza na têmpera T6, etapa inicial do estudo, medida logo após o envelhecimento a 120°C por 24 horas foi de 184HV (.90 – 91 HRB).

Somente a curva de retrogressão realizada a 180°C apresentou a forma/ aspecto geométrico mencionado por Rader *et al.*, 2021 e Marinković e Radović, 2021, isto é, houve uma redução dos valores de dureza até um valor mínimo local, nesse estágio, a retrogressão está associado à dissolução das Zonas GP e/ou da fase η' formadas durante o envelhecimento. Após atingir o valor mínimo local, ocorre um aumento de dureza associado crescimento da fase η' e precipitação da fase η (Feng

et al.; 2006) e (He, et al.; 2024), após atingir esse pico secundário de dureza ocorre o superenvelhecimento da amostra. Para a retrogressão realizada a 210°C e 240°C foi observada uma redução contínua dos valores de dureza, típico de superenvelhecimento.

Figura 21 - Curvas de Retrogressão (180, 210 e 240°C), para tempos de 5 segundos até 240 minutos (4 horas).



Fonte: Autor

As temperaturas de retrogressão de 180°C, 210°C e 240°C, utilizadas neste trabalho, encontra-se na faixa de trabalho utilizada por diversos autores aqui citados, Crawford *et al.* (2018) mencionam que temperaturas de retrogressão da ordem de 180 – 195°C facilita o controle do processo de retrogressão. Comprando o tempo de retrogressão obtido neste trabalho, que foi de 60 minutos (RRA180), com os demais indicados na literatura consultada, observou-se que o tempo de retrogressão está diretamente ligado às dimensões dos corpos de prova (espessura ou diâmetro), isto é, quanto menor a dimensão do corpo de prova, menor é o tempo de retrogressão. O tempo de retrogressão relatado, nas diversas fontes consultadas, variou de poucos segundos até 1 hora. Essa variação de tempo de retrogressão está associada aos diferentes tipos de ligas de alumínio utilizadas nos estudos, porém, o

fator preponderante é a espessura do corpo de prova utilizada na determinação da curva de retrogressão e reenvelhecimento, isto é, quanto menor a dimensão (espessura) do corpo de prova menor foi o tempo de retrogressão relatado. Ebrahimi e Taheri (2024) estudando a liga de alumínio 7075, com corpos de prova de 20mm x 20mm x 0,2mm (espessura) e temperatura de retrogressão de 200°C, obtiveram o tempo de retrogressão de aproximadamente 100 segundos. Ural (1994), estudando a liga de alumínio 7075, obteve os seguintes parâmetros para o tratamento térmico de retrogressão: 200°C / 45 e 60 minutos, utilizando corpos de prova de 25,4mm.

4.3 REENVELHECIMENTO

Após o tratamento térmico de retrogressão os corpos de prova ($\varnothing$ 15 mm e 30 mm de comprimento) foram reenvelhecidos a 120°C/24h, condição idêntica ao envelhecimento inicial (T6).

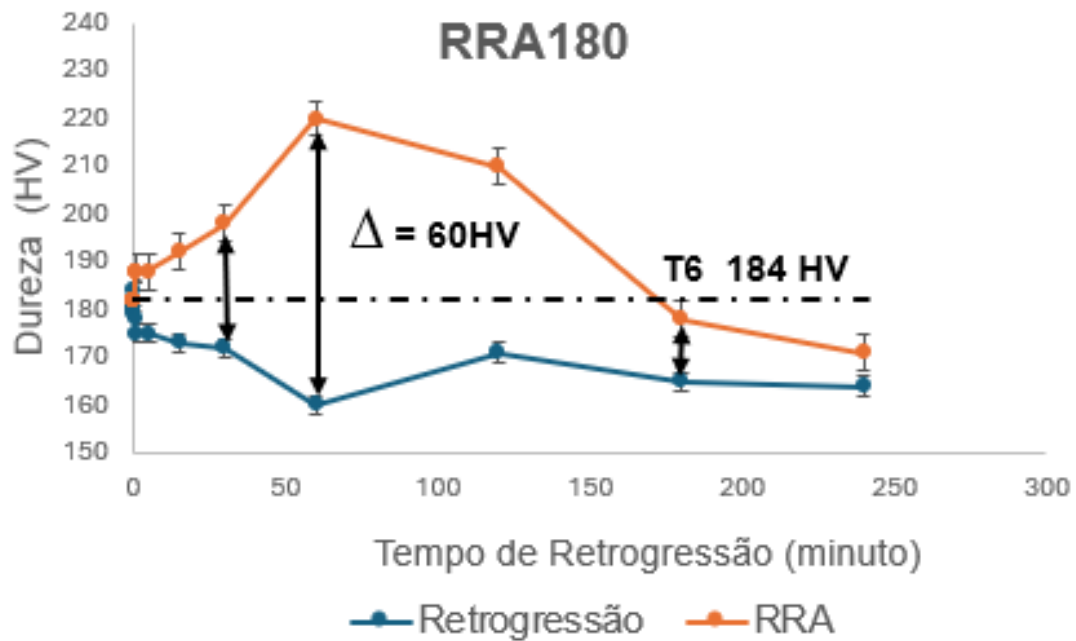
O resultado da retrogressão a 180°C por diversos períodos: 5s, 10s, 15s, 20s, 30s, 1min, 5min, 15min, 30min, 60min, 120min, 180min e 240min e reenvelhecida a 120°C / 24h (RRA180) está representado na Figura 22.

O valor mínimo de dureza obtido no tratamento térmico de retrogressão ocorreu após 60 minutos que corresponde a 160HV. O valor máximo de dureza foi obtido na amostra retrogredida a 180°C/60 minutos e reenvelhecida a 120°C/24h. Relativamente à dureza T6 (184 HV) houve um incremento de 36 HV, que corresponde a um aumento da ordem 19%. Após e reenvelhecimento (120°C/24h) a dureza aumenta devido a reprecipitação de novas partículas e crescimento da fase η' remanescente (He, *et al.*; 2024).

O resultado da retrogressão a 210°C e 240°C por diversos períodos: 5s, 10s, 15s, 20s, 30s, 1min, 5min, 15min, 30min, 60min, 120min, 180min e 240min e reenvelhecida a 120°C / 24h, RRA210 e RRA240 respectivamente, estão representados nas Figura 23. O reenvelhecimento a 120°C/24h reduziu a dureza continuamente, abaixo inclusive dos valores da retrogressão, característica do superenvelhecimento do material. Os valores de dureza tanto para RRA210 como para RRA240 são próximos, com uma queda acentuada dos valores de dureza até o

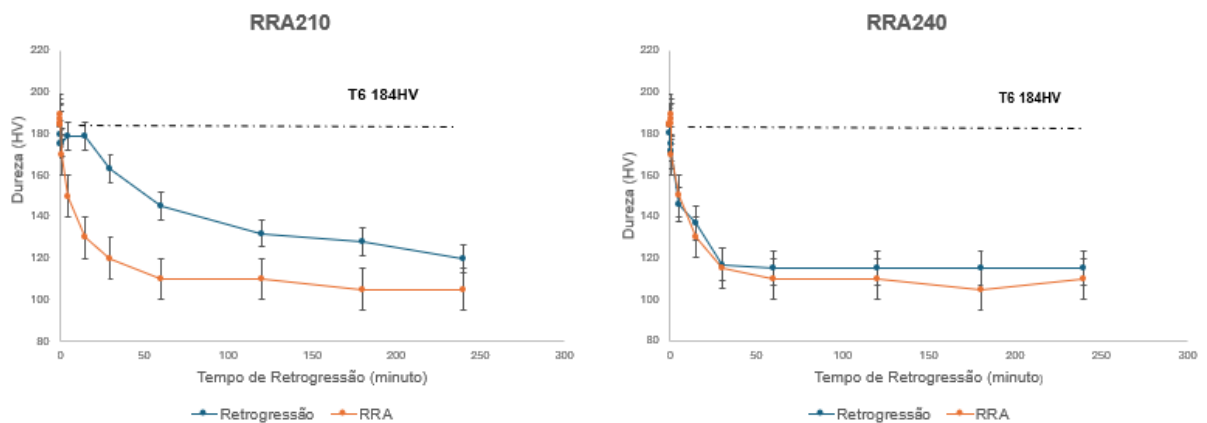
tempo de retrogressão de 60 minutos que corresponde a 110 HV, após esse período a variação da dureza é pequena.

Figura 22 – Curva: RRA 180°C e Retrogressão.



Fonte: Autor

Figura 23 – Curvas: RRA 210°C, RRA 240°C, com as respectivas retrogressões.



Fonte: Autor

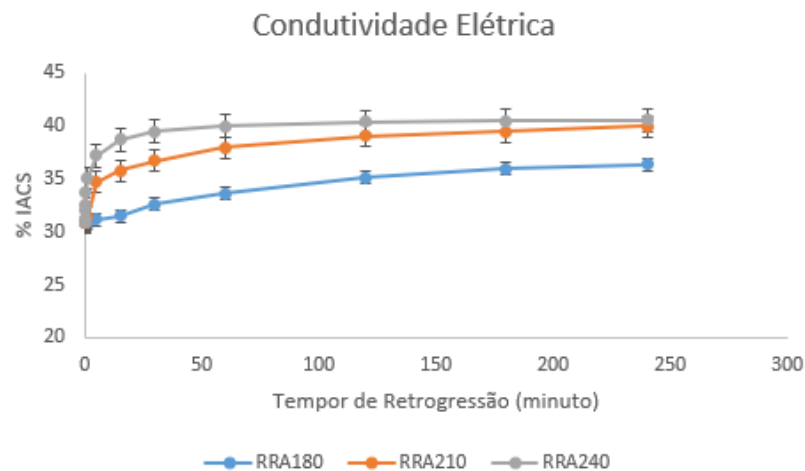
No tratamento térmico RRA210 e o RRA240 não foi observada uma redução inicial de dureza durante a retrogressão seguido de um máximo valor local com observado em RRA180. Também não foi constatada a condição de máxima dureza após o reenvelhecimento (120°C/24h), a redução de dureza ao longo do tempo é uma característica da superenvelhecimento.

4.4 CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

Os valores de condutividade elétrica para o tratamento térmico RRA 180 mantiveram-se entre 31 e 34 %IACS. Para RRA 210 e RRA 240 os valores de condutividade elétrica são superiores aos observados para RRA180, variando de 31 a 40 %IACS. A variação da condutividade elétrica, para a liga de alumínio 7012, para os diferentes tratamentos térmicos de RRA, em função da temperatura de retrogressão, está representada Figura 24. Nas têmperas RRA180 (dureza máxima) e T6 foram, os valores de resistividade elétrica forma, respectivamente, 33 %IACS e 31 %IACS. Azarniya, A. Taheri e K. Taheri (2019) relatam que a condutividade elétrica na têmpera RRA das ligas de Al-Zn-Mg-Cu é maior do que na têmpera T6, porém condutividade elétrica e propriedades mecânicas podem mudar em direções reversas. A mudança da em direção reversa da condutividade elétrica da liga de alumínio 7012 pode ser observada na Figura 25. na têmpera RRA180 (condição de máxima dureza). Oliveira Jr. *et al.* (2004) trabalhando com duas ligas de alumínio da série 7xxx, 7050 e 7150, obtiveram valores da ordem 35 e 37 %IACS para a condição me máxima dureza no tratamento térmico de retrogressão e reenvelhecimento. Crawford, Shekhter e Loader (2018) estudando retrogressão e reenvelhecimento para a liga de alumínio 7075, relatam que o valor da condutividade elétrica para se obter o melhor equilíbrio entre propriedades mecânicas e resistência à corrosão é de $38,5 \pm 0,5$ %IACS. A ordem de grandeza para os valores de resistividade elétrica da liga de alumínio 7012, não apresentam discrepâncias relevantes quando comparado os resultados de demais trabalhos consultados, sendo que não foram observados valores reportados de condutividade elétrica para a liga de alumínio 7012. Vale salientar que os resultados obtidos de condutividade elétrica neste estudo são utilizados somente para efeito comparativo.

Para uma mesma condição de RRA a condutividade elétrica da liga de alumínio 7012 aumenta com o tempo de retrogressão. Esse comportamento também foi relatado por Starink e Li (2003), indicando que a condutividade elétrica aumenta com o superenvelhecimento devido à redução da quantidade dos átomos dissolvidos, resultado da formação de precipitados grosseiros.

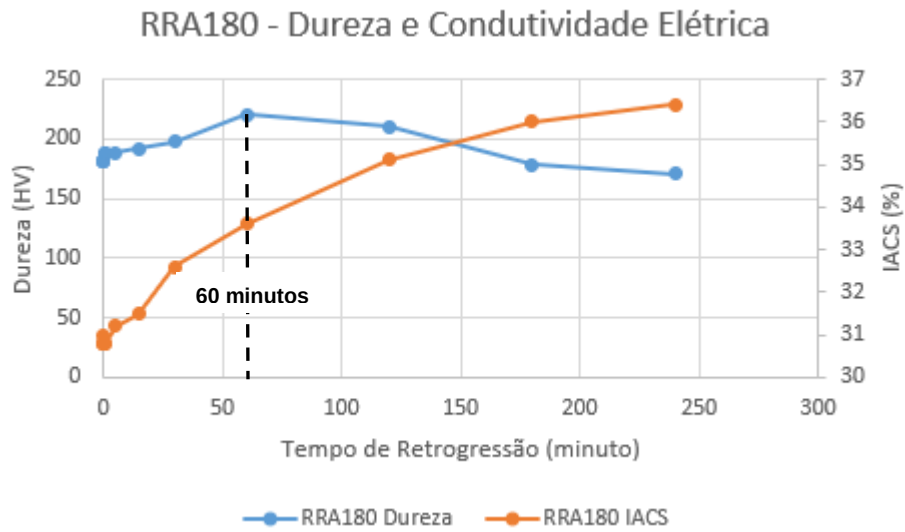
Figura 24 – Condutividade elétrica: RRA180, RRA210 e RRA240.



Fonte: Autor

O aumento da temperatura de retrogressão ocasiona uma redução nos valores de dureza, essa redução é atribuída pela dissolução de fases durante o tratamento térmico de RRA e o crescimento de segregações durante o envelhecimento posterior (Ebrahimi e Taheri, 2024). Esses mesmos autores mencionam que na liga Al-Zn-Mg-Cu-Sc a condutividade elétrica aumenta com o aumento do tempo e temperatura de retrogressão e em contrapartida a resistência mecânica diminui. A condutividade elétrica apresentou-se inversamente proporcional aos valores de dureza tratamentos térmicos de RRA180, após o tempo de retrogressão de 60 minutos, vide Figura 25, segundo Azarniya, A. Taheri e K. Taheri (2019), a condutividade elétrica e a resistência mecânica frequentemente mudam na direção reversa.

Figura 25 – Dureza e condutividade elétrica – RRA180.



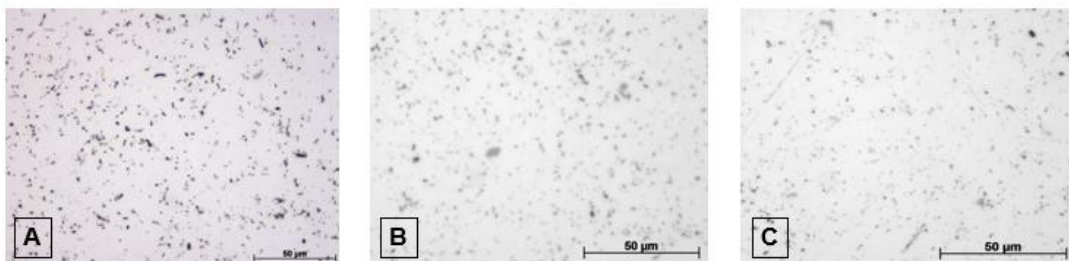
Fonte: Autor

4.5 MICROSCOPIA

4.5.1 Microscopia óptica (MO)

A morfologia dos precipitados foi analisada para a condição que apresentou retrogressão e reenvelhecimento, isto é, RRA 180 com tempo de retrogressão de 15 segundos, uma hora (maior dureza) e duas horas. A morfologia dos precipitados é ilustrada na figura 26.

Figura 26 - Precipitados, retrogressão a 180°C, “A”: por 15 segundos; “B”: por 1h e “C” por 2h. Todas as amostras reenvelhecidas a 120°C/24h.



Fonte: Autor

Os resultados na análise morfológica e dimensional estão indicados nas Tabelas 2, 3, 4.

Tabela 2 - Precipitados, retrogressão a 180°C/15 segundos e reenvelhecimento a 120°C/24h.

	Circularidade	Diâmetro de Feret (µm)	Razão de Aspecto (AR)	Solidity (Sol)
Média	0,88	1,55	1,40	0,89
Desvio Padrão	0,07	0,70	0,27	0,03
Mínimo	0,72	0,47	1,00	0,69
Máximo	0,99	7,68	3,01	1,00
Quantidade de Precipitados	72.918			

Fonte: Autor

Tabela 3 - Precipitados, retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecimento a 120°C/24h.

	Circularidade	Diâmetro de Feret (µm)	Razão de Aspecto (AR)	Solidity (Sol)
Média	0,88	1,35	1,33	0,88
Desvio Padrão	0,07	0,56	0,25	0,04
Mínimo	0,71	0,47	1,00	0,65
Máximo	0,99	11,11	3,50	100
Quantidade de Precipitados	102.313			

Fonte: Autor

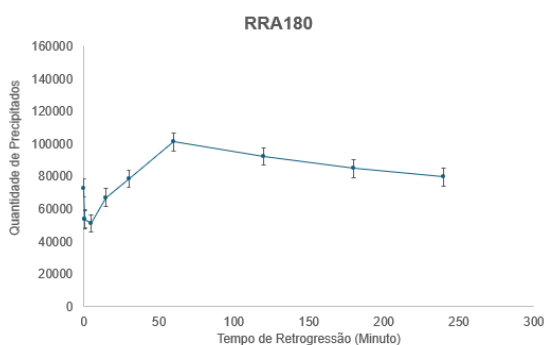
Tabela 4 - Precipitados, retrogressão a 180°C/2h e reenvelhecimento a 120°C/24h.

	Circularidade	Diâmetro de Feret (μm)	Razão de Aspecto (AR)	Solidity (Sol)
Média	0,87	1,26	1,32	0,87
Desvio Padrão	0,07	0,53	0,25	0,04
Mínimo	0,71	0,47	1,00	0,63
Máximo	0,99	7,37	3,50	1,00
Quantidade de Precipitados	100,402			

Fonte: Autor

A análise da morfologia dos precipitados, considerando os valores de Circularidade, Solidity e Razão de Aspecto, em diferentes tempos de RRA (15 segundos, 1 hora e 2 horas) não foram detectadas variações significativas quando comparado os valores médios. Para Circularidade a variação foi de observada uma variação de 0,01 μm para Circularidade, 0,02 μm para Solidity e 0,08 μm para Razão de Aspecto. Após o tempo de retrogressão de 60 minutos (TR) esses valores se mantêm praticamente constantes. O Diâmetro de Feret apresentou uma variação de 0,29 μm . A partir do tempo de retrogressão de 60 minutos ocorre uma diminuição na quantidade de precipitados, ocasionado, provavelmente, pelo superenvelhecimento do material, vide Figura 27.

Figura 27 - Quantidade de precipitados. Retrogressão a 180°C e reenvelhecimento a 120°C/24h.



Fonte: Autor

4.5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As análises por EDS foram realizadas na amostra submetida ao tratamento térmico de retrogressão a 180°C por 60 minutos e reenvelhecidas a 120°C por 24 horas.

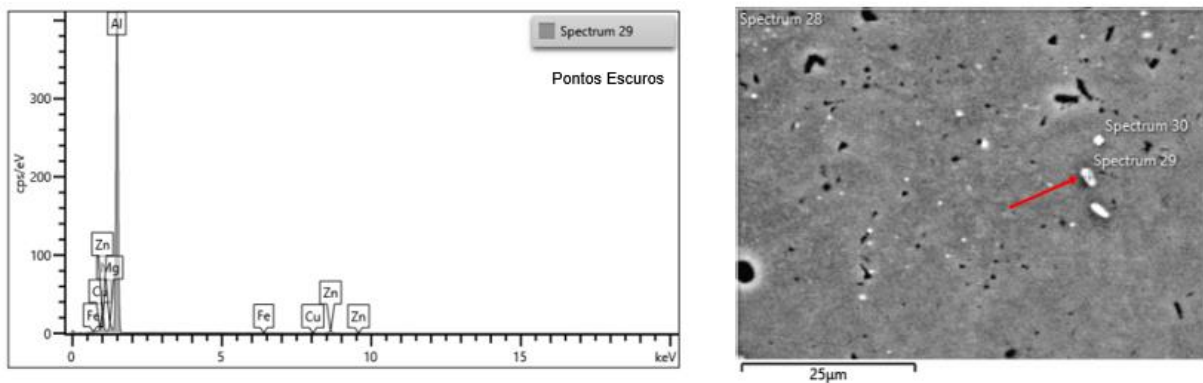
A análise da composição química por EDS indicou a presença de dois tipos de precipitados: i) Mg, Cu e Zn, Figuras 28 e 29, e ii) Mg, Si, Cu e Zn, Figura 30.

Tabela 5. Resultado EDS, matriz: liga de alumínio 7012 (at%).

Al	Mg	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	Zr
94,06	2,33	0,08	0,05	0,03	0,01	0,03	0,48	2,83	0,10

Fonte: Autor

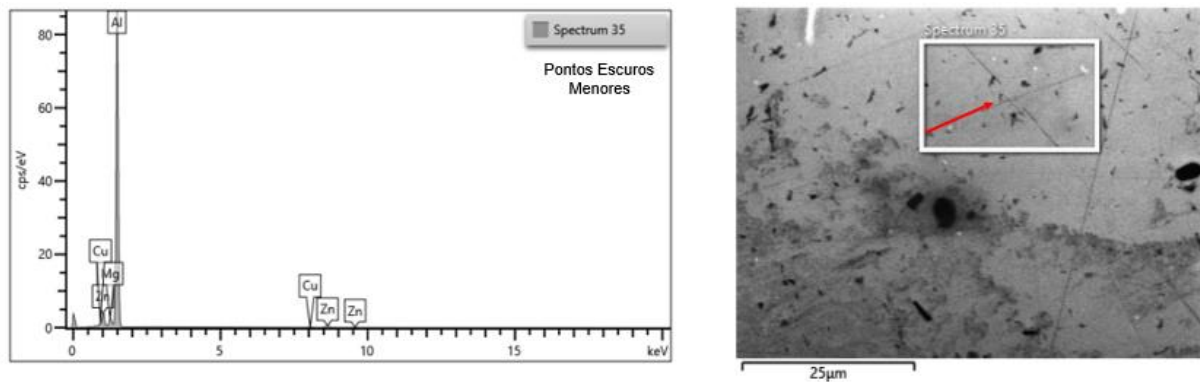
Figura 28 - Retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecida a 120°C/24h. Precipitado: Mg, Cu, Zn.



Elemento Químico	% At
Mg	2,44
Cu	0,47
Zn	2,93

Fonte: Autor

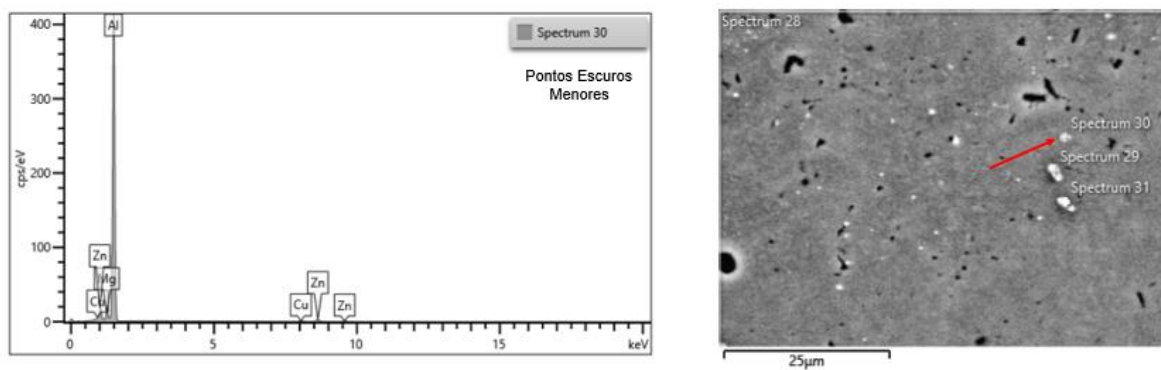
Figura 29 – Retrogressão a 180°C/1h e reenvelhecida a 120°C/24h. Precipitado: Mg, Cu, Zn.



Elemento Químico	% At
Mg	2,32
Cu	0,49
Zn	2,93

Fonte: Autor

Figura 30 - Retrogressão 180°C/1h e reenvelhecida a 120°C/24h. Precipitado: Mg, Si, Cu e Zn.



Elemento Químico	% At
Mg	2,21
Si	0,59
Cu	0,46
Zn	2,91

Fonte: Autor

5 CONCLUSÃO

Para a amostra RRA180, o valor condutividade elétrica foi sempre inferior aos valores para RRA210 e RRA240.

O tratamento térmico RRA 180 apresentou dureza máxima, superior a dureza de pico T6 (184 HV), após o tempo de retrogressão de 60 minutos. Durante o tratamento térmico de retrogressão há redução no valor de dureza com um posterior aumento. O pico de dureza obtido no RRA 180 (220 HV) foi superior à condição original T6, representando um aumento de 19%. Os parâmetros de processo para a retrogressão da liga AA7012 utilizando um corpo de prova cilíndrico com 15 mm de diâmetro e 30 mm de altura são:

- i) Solubilização: 465°C por 2 horas.
- ii) Envelhecimento: 120°C durante 24 horas.
- iii) Retrogressão: 180°C durante 1 hora.
- iv) Reenvelhecimento: 120°C durante 24 horas.

A amostra submetida ao tratamento térmico de retrogressão (180°C / 60 minutos) e reenvelhecimento (120°C / 24 horas) apresentou uma dureza superior à tempera T6 (solubilizada e envelhecida) para a liga de alumínio 7012. Isso a torna factível para aplicações na indústria automotiva e com potencial uso na indústria aeronáutica.

Sugestão para estudos futuros, utilizando a liga de alumínio 7012:

- Avaliação da resistência à corrosão sob tensão em diferentes temperaturas: T6, T7 e TRRA.

REFERÊNCIAS

AKOPYAN, T. K.; ZOLOTTOOREVSKII, V. S.; KHAVAN, A. V. Calculation of phase diagrams of systems Al-Cu-Zn-Mg and Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si. **Russian Journal of Non-Ferrous Metals**, New York, v. 54, n. 4, p. 307 – 313, 2013. Disponível em <https://doi.org/10.3103/S1067821213040020>. Acesso em: 15 mar.2023.

ALTENPOHL, D. **Aluminum viewed from within**: An introduction into the metallurgy of aluminum fabrication. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1982.

ALTENPOHL, D. G. **Aluminum**: technology, applications, and environment. A profile of a modern metal. Aluminum from within. 6th ed. reprinted. Warrendale: Aluminum Association Inc., Washington and The Minerals, Metals and Materials Society, 1999.

ALTUNTAŞ, O. Enhancement of impact toughness properties of Al 7075 alloy via double aging heat treatment. **Journal of Science Part C: Design and Technology**, Ankara, V. 10, n. 2, p. 195-202, 2022. Disponível em: <http://dergipark.gov.tr/gujsc>, Acesso em: 19 nov. 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1004-17**: Standard Test Method for Determining Electrical Conductivity Using the Electromagnetic (Eddy Current) Method. West Conshohocken: ASTM, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1245-03**: Standard practice for determining the inclusion or second-phase constituent content of metals by automatic image analysis. West Conshohocken: ASTM, 2023.

ANTONIONE, C.; MARINO, F.; RIONTINO, G.; ABIS, S.; DI RUSSO, E. An evaluation of AA 7012 microstructure by differential scanning calorimetry. **Materials Chemistry and Physics**, Amsterdam, v.20, n.1, p. 13–25, 1998. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/0254-0584\(88\)90055-7](https://doi.org/10.1016/0254-0584(88)90055-7). Acesso em: 11 dez. 2023.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 209**: Alumínio e suas ligas – Composição química. Rio de Janeiro: ABNT, 2010.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 2107**: Alumínio e suas ligas - Produtos trabalháveis - Designação de têmperas. Rio de Janeiro: ABNT, 2008.

AZARNIYA, A.; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K. Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: A physical metallurgy perspective. **Journal of Alloys and Compounds**, Amsterdam, v. 781, p. 945-983, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.11.286>. Acesso em 11 dez.2023.

BER, L. B. Accelerated artificial ageing regimes of commercial aluminium alloys. II: Al-Cu, Al-Zn-Mg-(Cu), Al-Mg-Si-(Cu) alloys. **Materials Science and Engineering**, Amsterdam, A280, p. 91–96, 2000. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00661-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00661-9). Acesso em: 11 dez. 2023.

BRAY, J. W. Aluminum Mill and Engineered Wrought Products. **Metals Handbook**. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special – Purpose Materials. 10th ed. West Conshohocken: ASM, 1990. v. 2.

BUHA, J.; LUMLEY, R. N.; CROSKY, A. G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050. **Materials Science and Engineering A**, Amsterdam, v. 492, p. 1–10, 2008. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.02.039>. Acesso em: 22 nov. 2022.

CAYLESS, R. B. C. Alloy and temper designation systems for aluminum and aluminum alloy. **Metals Handbook**. 10th ed., West Conshohocken: ASM, 1990, v. 2.

CHEN, F-F.; HE, Y-W.; LI, Y.; DENG, B-Y.; DENG, J-L; ZHU, J-I.; YANG, H-M; LI, M-N. Effect of diferente homogenization times on the mechanical Properties of 7075 aliminum alloy. **Journal of Materials Research and Technology**, Rio de Janeiro, v. 31. p 2582–2592, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.07.010>. Acesso em: 18 nov. 2024.

CRAWFORD, B. R.; SHEKHTER, A.; LOADER, C. The development of retrogression and re-aging to manage environmental degradation in Australian defence force aircraft, materials performance and characterization. **Materials Performance and Characterization**. West Conshohocken, v. 7, n. 1, p. 139–159, 2018. Disponível: <https://doi.org/10.1520/MPC20170100>. Acesso em: 30 nov. 2024.

DESCHAMPS, A.; LIVET, F.; BRÉCHET, Y. Influence of predeformation on ageing in na Al-Zn_Mg alloy – I. Microstructure evolution and mechanical properties. **Acta Mater**, Oxford, v. 47, n. 1, p. 281-292, 1999. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00293-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00293-6). Acesso em: 20 set. 2024.

EBRAHIMI, H.; TAHERI, A. K. Microstructural evolution in 7075 aluminum alloy during retrogression process: experimental and phase-field modeling. **ASM**, West Conshohocken, v. 33, n. 10, p. 4898-4910, 2024. Disponível em <https://doi.org/10.1007/s11665-023-08318-1>. Acesso em: 17 nov. 2024.

ESMAILIAN, M.; SHAKOURI, M.; MOTTAHEDI, A.; SHABESTARI, S.G. Effect of T6 and re-aging heat treatment on mechanical properties of 7055 aluminum alloy. **World Academy of Science, Engineering and Technology - International Journal of Materials and Metallurgical Engineering**, Noida (India) v.9, n.11, p. 1303-1306, 2015. Disponível em: waset.org/Publication/10002916. Acesso em: 22 nov. 2022.

FAN, X.; JIANG D.; MENG, Q.; ZHONG, L. The microstructural evolution of an Al–Zn–Mg–Cu alloy during homogenization. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 60, p. 1475–1479, 2006. Disponível em: doi.org/10.1016/j.matlet.2005.11.049. Acesso em: 20 nov. 2021.

FAN, Y.; TANG, X.; WANG, S.; CHEN, B. Comparisons of age hardening and precipitation behavior in 7075 alloy under single and double-stage aging treatments. **Metals and Materials International**, Seoul, v. 27, p. 4204–4215, 2021. Disponível em: doi.org/10.1007/s12540-020-00875-7. Acesso em: 20 set. 2022.

FENG, C.; LIU, Z.; NING, A.; LIU, Y.; ZENG, S. Retrogression and re-aging treatment of Al-9,99%Zn-1,72%Cu-2,5%Mg-0,13%Zr aluminum alloy. **Trans. Nonferrous Met. Soc China**, Changsha, v.16, n. 5, p. 1163-1170, 2006. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1003632606603956>. Acesso em: 18 set. 2021.

FERRAGUT, R.; SOMOZA, A.; TOLLEY, A. Microstructural evolution of 7012 alloy during the early stages of artificial ageing. **Acta Materialia**, Oxford, v. 47, p. 4355–4364, 1999. Disponível em: [doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00315-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00315-8). Acesso em: 18 set. 2021.

FILLETI, A. As novas aplicações para o alumínio na indústria automotiva. In: SIMPÓSIO DE NOVOS MATERIAIS AUTOMOTIVOS E NANOTECNOLOGIA, 2010. São Paulo. **Anais [...]** São Paulo: SAE Brasil, 2010.

FINK, Wm. L. Precipitation hardening. **Journal of Applied Physics**, Melville, v.13, n. 2, p. 75-82, 1942. Disponível em: doi.org/10.1063/1.1714842. Acesso em: 18 set. 2021.

GENNESSON, M.; ZOLLINGER, J.; DALOZ, D.; ROUAT, B.; DEMURGER, J.; COMBEAU, H. Large dimensional methodology to characterize large dendritic equiaxed grains in industrial steel ingots. **Materials**, Basel, v.11, n. 6, p.1-12, 2018. Disponível em: [doi:10.3390/ma11061007](https://doi.org/10.3390/ma11061007). Acesso em: 18 set. 2021.

GODARD, D.; ARCHAMBAULT, P., AEBY-GUATIER, E., LAPASSET, G., Precipitation sequences during quenching of AA 7010 alloy. **Acta Materialia**, Oxford, v. 50, p. 2319–2329, 2002. Disponível em: [doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00063-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00063-0). Acesso em: 18 set. 2021.

GUO, E.; GAO, Y.; YE, T.; ZHU, Q.; Li, B. Investigation on the effect of retrogression and re-aging on microstructure and mechanical properties of 2024 aluminum alloys. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 32, n. 2, p. 728–734, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07141-4>. Acesso em: 19 nov. 2024.

GUO, F.; DUAN S.; WU, D.; MATSUDA, K.; WANG, T.; e ZOU, Y. Effect of retrogression re-aging treatment on corrosion behavior of 7055 Al-Zn-Mg alloy. **Materials Research Express** 7 106523, Bristol, v. 7, p. 1-11, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/abc191>. Acesso em: 17 nov. 2024.

HALLEM, H.; LEFEBVRE, W.; FORBORD, B.; DANOIX, F.; MARTHINSEN, K. The formation of Al₃(ScxZryHf1–x–y) - dispersoids in aluminium alloys. **Materials Science and Engineering A**, Amsterdam, v. 421, p. 154–160, 2006. Disponível em: [doi:10.1016/j.msea.2005.11.063](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.063). Acesso em: 18 set. 2021.

HAN, N.; FENG, D.; ZHANG, X.; LIU, S. The precipitates and properties evolution behaviors of AlZnMgCu alloy during the retrogression process with slow heating. **Journal of Materials Reserach and Technology**, Rio de Janeiro, v. 26, p. 3544-3557, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.08.122>. Acesso em: 17 nov. 2024.

HATCH, J. E. Aluminum properties and physical metallurgy. **American Society for Metals**, Ohio, 1984.

HE, B.; CAO, L.; WU, X.; TANG, S.; LIN, X.; ZOU, Y. Effect of continuous retrogression and re-ageing treatment on mechanical properties, corrosion behavior and microstructure of an Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Amsterdam, v. 970, p. 1-14, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.172592>. Acesso em: 18 nov. 2024.

HOLT, R. T.; RAIZENNE, M. D.; WALLACE, W.; DUQUESNAY, D. L. RRA heat treatment of large Al 7075-T6 components. *In: NEW METALLIC MATERIALS FOR THE STRUCTURE OF AGING AIRCRAFT*, 1999, Greece. **Proceedings** [...] Greece: North Atlantic Treaty Organization, 2000.

HOU, L. G.; YU, H.; WANG, Y. W.; YOU, L.; HE, Z. B.; WU, C. M.; ESKIN, D. G.; KATGERMAN, L.; ZHUANG, L. Z. Tailoring precipitation/properties and related mechanisms for a high-strength aluminum alloy plate via low-temperature retrogression and re-aging process. **Journal of Materials Science and Technology**, Liaoning, v. 120, n. 1, p. 15 -35, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.10.057>. Acesso em: 07 jul. 2023.

HYDRO. [S.d.]. Disponível em: <https://www.hydro.com/br/br/>. Acesso em 23 mar. 2022.

HYDRO. Ligas e têmperas de extrusão perfis extrudados de alumínio. **Catálogo de Ligas e Têmperas de Extrusão**. [S.d.]. Disponível em: https://www.hydro.com/globalassets/08-about-hydro/hydro-worldwide/brasil/extrudados/materiais-tecnicos/catalogo-ligas-e-temperas_a4_220322.pdf. Acesso em: 27 nov. 2023.

IMAGEJ. [S.d.]. Information about the ImageJ. Disponível em: <https://imagej.net/ij/docs/index.html>. Acesso em: 22 jul. 2024.

IMMARIGEON, J-P.; HOLT, R. T.; KOUL, A. K.; ZHAO, L.; WALLACE, W.; BEDDOIS, J. C. Lightweight materials for aircraft applications. **Materials Characterization**, Philadelphia, v.35, n. 1, p. 41-67, 1995. Disponível em: [doi.org/10.1016/1044-5803\(95\)00066-6](https://doi.org/10.1016/1044-5803(95)00066-6). Acesso em 22 abr. 2024.

KATGERMAN, L., ESKIN, D. **Handbook of Aluminum**. Hardening, annealing, and aging. New York: Marcel Dekker, 2003. v.1.

KNIGHT, S. P. **Stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg-Cu alloys**: effects of heat-treatment, environmental and alloy composition. 2008 258f. Thesis (Doctor of Philosophy) – Department of Materials Engineering. Monash University, Clayton, 2008. v. 2. Disponível em: doi.org/10.4225/03/587460e30d193. Acesso em: 19 nov. 2024.

KOVÁCS, Z. S.; CHINH, N. Q.; SÜVEG, K.; MAREK, T.; HORVÁTH, G. Y.; LENDVAI, J.; PING, D. H.; HONO, K. The effect of Cu on precipitation in Al-Zn-Mg alloys. *In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM ALLOYS*, 9., Melbourne, p. 1192–1197, 2004 **Proceeding of [...]**, Melbourne: Institute of Materials Engineering Australasia, 2004. Disponível em: <http://www.icaaconference.net/ICAA9/data/papers/GP%20179.pdf>. Acesso em: 19 nov. 2024.

LI, X.; YU, J.J. Modeling the effects of Cu variations on the precipitated phases and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 22, p. 2970–2981, 2013. Disponível em: DOI: 10.1007/s11665-013-0588-x. Acesso em: 10 out. 2022.

LIAO, Y.; HAN, X.; ZENG, M.; JIN, M. Influence of Cu on microstructure and tensile properties of 7xxx series aluminum alloy. **Materials and Design B**, London, v. 66 Part B, p. 581-586, 2015. Disponível em: [dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.003](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.003). Acesso em: 10 set. 2022.

LIU, D.; XIONG, B.; BIAN, F.; LI, Z.; LI, X.; ZHANG, Y.; WANG, Q.; XIE, G.; WANG, F.; LIU, W. L. Quantitative study of nanoscale precipitates in Al-Zn-Mg-Cu alloys with different chemical compositions. **Materials Science and Engineering A**, Amsterdam, v.639, p. 245 – 251, 2015. Disponível em: [dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.104](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.104). Acesso em: 09 set. 2021.

LIU, S.; LI, C.; DENG, Y.; ZHANG, C.; ZHONG, Q. Precipitation behavior in Al-Zn-Mg-Cu alloy after direct quenching. **Metals and Materials International**, Seoul, v. 20, n. 2, p. 195-200, 2014. Disponível em: doi: 10.1007/s12540-014-2001-1. Acesso em: 10 set. 2022.

MARINKOVIĆ, J.; RADOVIĆ, L. Influence of retrogression and re-aging treatment on mechanical properties of the alloy EN AW 7049A-T6. **Scientific Technical Review**, Belgrade, v. 71, n. 1, p.8-14, 2021. Disponível em: doi: 10.5937/str2101008M. Acesso em: 17 nov. 2024.

MARLAUD, T.; DESCHAMPS, A.; BLEY, F.; LEFEBVRE, W.; BAROUX, B. Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-ageing heat treatment of an Al–Zn–Mg–Cu alloy. **Acta Materialia**, Oxford, 58, n.14, p. 4814-4826, 2010. Disponível em: doi:10.1016/j.actamat.2010.05.017. Acesso em: 07 jun. 2022.

MENG, Q.; FRANKEL, G. S. Effect of Cu content on corrosion behavior of 7xxx series aluminum alloys. **Journal of The Electrochemical Society**, Pennington, v.151, n. 5, p. B271 – B283, 2004. Disponível em: DOI 10.1149/1.1695385. Acesso em: 06 abr. 2022.

MONDOLFO, L. F. **Aluminum alloys: structure and Properties**. London: Elsevier, 1976.

NAEEM, H. T.; MOHAMMED, K. S.; AHMAD, K. R.; The role of direct chilling, retrogression and reaging treatment on mechanical properties of high strength aluminum alloys. **Advanced Materials Research**, Baech, v. 795, p. 211–218, 2013. Disponível em: doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.795.211. Acesso em: 05 maio 2022.

NING, A.; LIU, Z.; PENG, B.; ZENG, S. Redistribution and re-precipitation of solute atom during retrogression and reaging of Al-Zn-Mg-Cu alloys. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Changsha, v. 17, p. 1005-1011, 2007. Disponível em: [doi.org/10.1016/S1003-6326\(07\)60216-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(07)60216-7). Acesso em: 05 abr. 2022.

OLIVEIRA JR, A. F.; BARROS, M. C.; CARDOSO, K. R. E.; TRAVESSA, D. N. The effect of RRA on the strength and SCC resistance on AA7050 and AA7150 aluminium alloys. **Materials Science and Engineering: A**. Amsterdam, v. 379, n.1-2, p. 321-326, 2004. Disponível em: [doi:10.1016/j.msea.2004.02.052](https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.052). Acesso em: 03 fev. 2021.

OZER, G.; KARAASLAN, A. Properties of AA7075 aluminum alloy in aging and retrogression and reaging process. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, Changsha, v. 27, p. 2357–2362, 2017. Disponível em: [10.1016/S1003-6326\(17\)60261-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60261-9). Acesso em: 17 dez. 2023.

PARK, J. K; ARDEL A. J. Effect of retrogression and reaging treatments on the microstructure of Al-7075-T651. **Metallurgical Transactions A**, New York, v. 15, p. 1531-1543, 1984. Disponível em: [DOI 10.1007/BF02657792](https://doi.org/10.1007/BF02657792). Acesso em: 01 fev. 2021.

PRIYA, P.; JOHNSON, D. R.; KRANE, M. J. M. Precipitation during cooling of 7XXX aluminum alloys. **Computational Materials Science**, Amsterdam, v. 139, p. 273–284, 2017. Disponível em: dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2017.08.008. Acesso em: 03 mar. 2023.

RADER, E. K.; CARTER, J. T.; HECTOR JR, L. G.; TALEFF, E. M. Retrogression and reaging of AA7075 and AA6013 aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 52, p. 1006-1018, 2021. Disponível em: doi.org/10.1007/s11661-020-06133-0. Acesso em: 03 maio 2023.

RADER, E. K.; CARTER, J. T.; HECTOR JR, L. G.; TALEFF, E. M. Retrogression forming and reaging of AA7075-T6 alclad sheet material. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 31, p. 5311 – 5323, 2022. Disponível em: doi.org/10.1007/s11665-022-06663-1. Acesso em: 06 set. 2023.

ROMETSCH, P. A.; ZHANG, Y.; KNIGHT, S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - some recent developments. **Transaction of Nonferrous Metals Society of China**, Changsha, v. 24, n. 7, p. 2003–2017, 2014. Disponível em: [DOI: 10.1016/S1003-6326\(14\)63306-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63306-9). Acesso em: 09 maio 2023.

SENKOV, O.N.; SENKOVA S.V.; SHAGIEV M.R. Effect of Sc on aging kinetics in a direct chill cast Al-Zn-Mg-Cu Alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 39, p. 1034-1053, 2008. Disponível em: DOI: 10.1007/s11661-008-9485-6. Acesso em: 09 jan. 2023.

SHA, G.; CERREZO, A. Characterization of precipitates in an aged 7xxx series Al alloy. **Surface and Interface Analysis**, Oxford, v. 36, p. 564-568, 2004. Disponível em: doi.org/10.1002/sia.1702. Acesso em: 10 jan. 2023.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **SAE J993**: Alloy and temper designation system for aluminum. Warrendale: ANSI, 2018. Disponível em: <https://webstore.ansi.org/standards/sae/sae9932018>. Acesso em: 12 out. 2023.

STARINK, M. J.; LI, X. M. A model for the electrical conductivity of peak-aged and overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 34A, p. 899 – 911, 2003. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-003-0221-y>. Acesso em: 02 jan. 2024.

STARINK, M. J.; WANG, S. C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu Alloys. **Acta Materialia**, Oxford, v. 51, p. 5131-5150, 2003. Disponível em: doi.org/10.1007/s11661-003-0221-y. Acesso em: 02 mar. 2024.

SVERDLIN, A. **Handbook of Aluminum**: Physical Metallurgy and Processes, Properties of Pure Aluminum. New York: Marcel Dekker, 2003. v. 1.

TALIANKER, M.; CINA, B. Retrogression and reaging and the role of dislocations in the stress corrosion of 7000-type aluminum alloys. **Metallurgical Transactions A**, New York, v. 20A, p. 2087 – 2092, 1989. Disponível em: doi.org/10.1007/BF02650294. Acesso em: 03 jun. 2023.

TANNER, D. A.; ROBINSON, J. S. Effect of precipitation during quenching on the mechanical properties of the aluminium alloy 7010 in the W-temper. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v.153-154, p. 998–1004, 2004. Disponível em: doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.04.226. Acesso em: 05 jun. 2021.

THEVENET, D.; MLIHA-TOUATI, M.; ZEGHLOUL, A. The effect of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Materials Science and Engineering: A**, Amsterdam, v. 266, p.175–182, 1999. Disponível em: doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00029-5. Acesso em: 06 jun. 2022.

THOMPSON, D. S. **The Solvus of Al-Zn-Mg-Cu alloys**. Metallurgical Research Division. Pittsburgh: Alcoa, 1969.

TIRYAKIOGLU, M.; STALEY, J. M. **Handbook of Aluminum**. Physical Metallurgy and the Effect of Alloying Additions in Aluminum Alloy. New York: Marcel Dekker, 2003. v.1.

UNIVERSITY OF CAMBRIDGE. **Natural sciences tripas**: Materials Science. Departament of Material Science and Metallurgy, Cambridge, 2014-15. Data Book Part IB

URAL, K. A Study of optimization of heat-treatment conditions in retrogressions and reageing treatment of 7075-T6 aluminium lloy. **Journal of Materials Science Letters**. Norwell, v. 13, p. 383–385, 1994. Disponível em: doi.org/10.1007/BF00420806. Acesso em: 03 mar. 2021.

WANG, Y.; HOU, L.; SU, H.; TIAN, Q.; YU, K.; ESKIN, D.; KATGERMAN, L.; ZHUANG, L. Tuning homogenization of high-strength aluminum alloys through thermodynamic alloying approach. **Materials and Design**, London, v. 221, p. 1-21, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110975>. Acesso em: 10 nov. 2024.

WILLIAMS, J. C.; STARKE JR, E. A. Progress in structural materials for aerospace systems. **Acta Materialia**, Oxford, v. 51, n. 19, p. 5775–5799, 2003. Disponível em: doi.org/10.1016/j.actamat.2003.08.023. Acesso em: 03 jul. 2022.

WU, X. J.; RAIZENNE, M. D.; CHEN, W. R.; POON, C.; WALLACE, W. Thirty years of retrogression and re-aging. *In*: ICAS 2002 CONGRESS, Ottawa, p. 1-11, 2002. **Proceedings** [...]. Ottawa: Institute for Aerospace Reserch, National Reserch Council of Canada, 2002. Disponível em: http://web.archive.org/web/20180220230905/http://www.icas.org/ICAS_ARCHIVE/ICAS2002/PAPERS/R67.PDF. Acesso em: 07 nov. 2021.

XIAO, Y. P.; PAN, Q. L.; LI, W. B.; LIU, X. Y.; HE, Y. B. Influence of retrogression and re-aging treatment on corrosion behavior of an Al–Zn–Mg–Cu alloy. **Materials and Design**, London, v. 32, n. 4, p. 2149–2156, 2011. Disponível em: [doi:10.1016/j.matdes.2010.11.036](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.036). Acesso em: 11 jul. 2021.

XU, D.; LI, Z.; WANG, G.; LI, X.; LV, X.; ZHANG, Y.; FAN, Y.; XIONG, B. Phase transformation and microstructure evolution of an ultra-high strength Al–Zn–Mg–Cu alloy during homogenization. **Materials Characterization**, Philadelphia, v. 131, p. 285–297, 2017. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2017.07.011>. Acesso em: 10 out. 2024.

YANG, R.; LIU, Z.; YING, P.; LI, J.; LIN, L.; ZENG, S. Multistage-aging process effect on formation of GP zones and mechanical properties in Al–Zn–Mg–Cu alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Changsha, v.26, n. 5, p. 1183–1190, 2016. Disponível em: DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64221-8. Acesso em: 12 jul. 2021.

YILMAZ, M. S. Effects of retrogression and re-aging (RRA) processes on corrosion Properties in AA 7020 aluminium alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 33, n. 20, p. 11231-11329, 2024. Disponível em: doi.org/10.1007/s11665-024-10166-6. Acesso em: 17 nov. 2024.

YIN, H.; WEN, K.; LI, Z.; LI, X.; LI, Y.; YAN, L.; YAN, H.; YU, M.; ZHANG, Y.; XIONG, B. Effect of Zn/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Zn-Mg-Cu alloys and the phase transformation during homogenization. **Journal of Materials Research and Technology**, Rio de Janeiro, v. 26, p. 3646-3660, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.08.138>. Acesso em: 17 nov. 2024.

ZANGRANDI, A. **Alumínio e suas ligas**: Fundamentos metalúrgicos e tecnológicos. Lorena: Instituto Santa Teresa, 2008.

ZHAO, H.; GAULT, B.; PONGE, D.; RAABE, D. Reversion and re-aging of a peak aged Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Scripta Materialia**, Oxford, v. 188, p. 269–273, 2020. Disponível em: doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.07.049. Acesso em: 11 out. 2024.

ZHAO, H.; YE, L.; CHENG, Q.; KANG, Y.; ZHANG, W. Effect of variable rate non-isothermal aging on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Materials Characterization**, Philadelphia, v. 197, p. 1-16, 2023. Disponível em: doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112715. Acesso em: 12 jul. 2024.

ANEXO A

Rotina para análise morfológica dos precipitados

```
File.openSequence("", "virtual");  
run("8-bit");  
run("Subtract Background...", "rolling=50 light sliding stack");  
setAutoThreshold("Moments");  
//run("Threshold...");  
setOption("BlackBackground", false);  
run("Convert to Mask", "method=Moments background=Light calculate");  
run("Set Scale...", "distance=9.4251 known=1 unit=µm global");  
run("Set Measurements...", "area centroid perimeter bounding fit shape feret's  
redirect=None decimal=2");  
run("Analyze Particles...", "size=11-Infinity pixel circularity=0.71-0.99 show=Outlines  
display exclude clear summarize stack");  
run("Summarize");
```

DADOS CURRICULARES

IDENTIFICAÇÃO	
	LUIZ ANTONIO AZEVEDO ROSA 23 de março de 1961
Nacionalidade	Brasileiro
Nome em citações bibliográficas:	Rosa, L. A. A.
Currículo Lattes	http://lattes.cnpq.br/3471500367200730
ORCID	https://orcid.org/0009-0009-6733-9205
outro identificador	Nenhum
FORMAÇÃO ACADÊMICA	
2001 / 2022	Pós-Graduação “Strictu Sensu”, Mestre em Engenharia Mecânica. UNITAU – Universidade de Taubaté
1979; 2º Sem. / 1985.	Engenharia Metalúrgica, Engenheiro Metalurgista. FEI – Faculdade de Engenharia Industrial.
2020 / 2021	Matemática, Licenciado em Matemática. UNIFRAN – Universidade de Franca.
1999 / 2000	Pós-Graduação “Lato Sensu”, Administração de Empresas. FAAP – Fundação Armando Alvares Penteado.
2022 / 2023	Pós-Graduação “Lato Sensu”, Processos Didáticos-Pedagógicos para Cursos na Modalidade a Distância. UNIVESP – Universidade Virtual do Estado de São Paulo.
2023 / 2023	Pós-graduação “Lato Sensu”, Matemática e suas Tecnologias e o Mundo do Trabalho UFPI - Universidade Federal do Piauí

PRODUÇÃO BIBLIOGRÁFICA
- Caracterização microestrutural de níquel-titânio e aço inoxidável empregado na fabricação de arcos ortodônticos. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABM. 2004. - A study on corrosion resistance of Ti-10Mo experimental alloy after different processing methods. Materials Science and Engineering: C, Volume 24, Issue5, 1 November 2004, Pages 693-696.
PARTICIPAÇÃO EM BANCAS E ORIENTAÇÕES
Bancas de trabalhos de conclusão
- Daniela Silva Oliveira. Gerência para aumento da produtividade em uma célula de vazamento de tarugos de alumínio. UNESP-FEG. Dezembro/2005. - Vitor S. Aguiar. Redução de lead time na implementação de novos projetos. UNESP-FEG. Dezembro/2019. - Larissa Bruni Sigrist. A pandemia de COVID-19 e os impactos no perfil de consumo de energia. UNESP-FEG. Março/2022. - João Pablo de França Araújo Castro. Estudo de melhoria em uma linha de inspeção de barras de aços especiais. UNESP-FEG. Fevereiro/2023. - Pedro Yvens de Carvalho. Estudo de caso: fabricação de um componente para a indústria de óleo e gás. UNESP-FEG. Fevereiro/2023. - Ian Hori de Oliveira. Confirmação de parâmetros de usinagem a partir da geometria do cavaco da liga de alumínio aeronáutico 7075-T73. UNESP-FEG. Novembro/2023. QUALIFICAÇÃO. - Leticia Juvelina Monteiro Sun. Mapeamento e melhoria do fluxo de dados do sistema de rastreabilidade de uma multinacional do setor automobilístico. UNESP-FEG. Novembro/2023. QUALIFICAÇÃO.
Orientações
Nenhuma
PARTICIPAÇÃO EM EVENTOS CIENTÍFICOS
- III COLAOB, Congresso Latino-Americano de Biomateriais. 27 a 30 de julho de 2004. Caracterização Microestrutural da Liga de Titânio Tipo β após Fundição Odontológica- 2nd Brazilian. - MRS Meeting, October 26 – 29, 2003. Advances in Biomaterials II. A study on corrosion resistance of the Ti-10Mo experimental alloy after different processing methods. - Seminário em Busca da Excelência. Fundação para o Prêmio Nacional da Qualidade (FPNQ), Salvador (BA), maio/2002 - 2º Encontro Internacional de Radioproteção Industrial. ABENDE, CNEN e AIEA. São Paulo (SP). Maio/1999. - Seminário Nacional de Radioproteção. ABENDE. São Paulo (SP), maio/1997. - VI SIMEA - Simpósio de Engenharia Automotiva. São Paulo (SP), novembro 1991