



**EMERSON RODRIGUES PRAZERES
MILENA CRISTINA MELO CARVALHO**

**A INFLUÊNCIA DO Ni e Zr NAS
CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS
E ESTRUTURAIS DA LIGA AL-6%Mg
ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE**



**EMERSON RODRIGUES PRAZERES
MILENA CRISTINA MELO CARVALHO**

**A INFLUÊNCIA DO Ni e Zr NAS
CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS
E ESTRUTURAIS DA LIGA AL-6%Mg
ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE**

Editora chefe

Profª Drª Antonella Carvalho de Oliveira

Editora executiva

Natalia Oliveira

Assistente editorial

Flávia Roberta Barão

Bibliotecária

Janaina Ramos

Projeto gráfico

Bruno Oliveira

Camila Alves de Cremo

Luiza Alves Batista

Imagens da capa

iStock

Edição de arte

Luiza Alves Batista

2023 by Atena Editora

Copyright © Atena Editora

Copyright do texto © 2023 Os autores

Copyright da edição © 2023 Atena Editora

Direitos para esta edição cedidos à Atena Editora pelos autores.

Open access publication by Atena Editora



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

O conteúdo do texto e seus dados em sua forma, correção e confiabilidade são de responsabilidade exclusiva dos autores, inclusive não representam necessariamente a posição oficial da Atena Editora. Permitido o *download* da obra e o compartilhamento desde que sejam atribuídos créditos aos autores, mas sem a possibilidade de alterá-la de nenhuma forma ou utilizá-la para fins comerciais.

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

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

Conselho Editorial**Ciências Exatas e da Terra e Engenharias**

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

Profª Drª Alana Maria Cerqueira de Oliveira – Instituto Federal do Acre

Profª Drª Ana Grasielle Dionísio Corrêa – Universidade Presbiteriana Mackenzie

Profª Drª Ana Paula Florêncio Aires – Universidade de Trás-os-Montes e Alto Douro

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

Profª Drª Carmen Lúcia Voigt – Universidade Norte do Paraná

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

Prof. Dr. Douglas Gonçalves da Silva – Universidade Estadual do Sudoeste da Bahia
Prof. Dr. Eloi Rufato Junior – Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Prof^o Dr^a Érica de Melo Azevedo – Instituto Federal do Rio de Janeiro
Prof. Dr. Fabrício Menezes Ramos – Instituto Federal do Pará
Prof^o Dr^a Glécilla Colombelli de Souza Nunes – Universidade Estadual de Maringá
Prof^o Dr^a Iara Margolis Ribeiro – Universidade Federal de Pernambuco
Prof^o Dra. Jéssica Verger Nardeli – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho
Prof. Dr. Juliano Bitencourt Campos – Universidade do Extremo Sul Catarinense
Prof. Dr. Juliano Carlo Rufino de Freitas – Universidade Federal de Campina Grande
Prof^o Dr^a Luciana do Nascimento Mendes – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Norte
Prof. Dr. Marcelo Marques – Universidade Estadual de Maringá
Prof. Dr. Marco Aurélio Kistemann Junior – Universidade Federal de Juiz de Fora
Prof^o Dr^a Maria José de Holanda Leite – Universidade Federal de Alagoas
Prof. Dr. Miguel Adriano Inácio – Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais
Prof. Dr. Milson dos Santos Barbosa – Universidade Tiradentes
Prof^o Dr^a Natiéli Piovesan – Instituto Federal do Rio Grande do Norte
Prof^o Dr^a Neiva Maria de Almeida – Universidade Federal da Paraíba
Prof. Dr. Nilzo Ivo Ladwig – Universidade do Extremo Sul Catarinense
Prof^o Dr^a Priscila Tessmer Scaglioni – Universidade Federal de Pelotas
Prof^o Dr Ramiro Picoli Nippes – Universidade Estadual de Maringá
Prof^o Dr^a Regina Célia da Silva Barros Allil – Universidade Federal do Rio de Janeiro
Prof. Dr. Sidney Gonçalo de Lima – Universidade Federal do Piauí
Prof. Dr. Takeshy Tachizawa – Faculdade de Campo Limpo Paulista

A influência do Ni e Zr nas características mecânicas e estruturais da liga Al- 6%Mg envelhecida artificialmente

Diagramação: Natália Sandrini de Azevedo
Correção: Flávia Roberta Barão
Indexação: Amanda Kelly da Costa Veiga
Revisão: Os autores
Autores: Milena Cristina Melo Carvalho
 Emerson Rodrigues Prazeres

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

C331 Carvalho, Milena Cristina Melo
 A influência do Ni e Zr nas características mecânicas e estruturais da liga Al- 6%Mg envelhecida artificialmente / Milena Cristina Melo Carvalho, Emerson Rodrigues Prazeres. – Ponta Grossa - PR: Atena, 2023.

Formato: PDF
 Requisitos de sistema: Adobe Acrobat Reader
 Modo de acesso: World Wide Web
 Inclui bibliografia
 ISBN 978-65-258-0989-2
 DOI: <https://doi.org/10.22533/at.ed.892232702>

1. Ligas de alumínio. 2. Zircônio. 3. Níquel. I. Carvalho, Milena Cristina Melo. II. Prazeres, Emerson Rodrigues. III. Título.

CDD 669.722

Elaborado por Bibliotecária Janaina Ramos – CRB-8/9166

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

DECLARAÇÃO DOS AUTORES

Os autores desta obra: 1. Atestam não possuir qualquer interesse comercial que constitua um conflito de interesses em relação ao conteúdo publicado; 2. Declaram que participaram ativamente da construção dos respectivos manuscritos, preferencialmente na: a) Concepção do estudo, e/ou aquisição de dados, e/ou análise e interpretação de dados; b) Elaboração do artigo ou revisão com vistas a tornar o material intelectualmente relevante; c) Aprovação final do manuscrito para submissão.; 3. Certificam que o texto publicado está completamente isento de dados e/ou resultados fraudulentos; 4. Confirmam a citação e a referência correta de todos os dados e de interpretações de dados de outras pesquisas; 5. Reconhecem terem informado todas as fontes de financiamento recebidas para a consecução da pesquisa; 6. Autorizam a edição da obra, que incluem os registros de ficha catalográfica, ISBN, DOI e demais indexadores, projeto visual e criação de capa, diagramação de miolo, assim como lançamento e divulgação da mesma conforme critérios da Atena Editora.

DECLARAÇÃO DA EDITORA

A Atena Editora declara, para os devidos fins de direito, que: 1. A presente publicação constitui apenas transferência temporária dos direitos autorais, direito sobre a publicação, inclusive não constitui responsabilidade solidária na criação dos manuscritos publicados, nos termos previstos na Lei sobre direitos autorais (Lei 9610/98), no art. 184 do Código Penal e no art. 927 do Código Civil; 2. Autoriza e incentiva os autores a assinarem contratos com repositórios institucionais, com fins exclusivos de divulgação da obra, desde que com o devido reconhecimento de autoria e edição e sem qualquer finalidade comercial; 3. Todos os e-book são *open access*, *desta forma* não os comercializa em seu site, sites parceiros, plataformas de *e-commerce*, ou qualquer outro meio virtual ou físico, portanto, está isenta de repasses de direitos autorais aos autores; 4. Todos os membros do conselho editorial são doutores e vinculados a instituições de ensino superior públicas, conforme recomendação da CAPES para obtenção do Qualis livro; 5. Não cede, comercializa ou autoriza a utilização dos nomes e e-mails dos autores, bem como nenhum outro dado dos mesmos, para qualquer finalidade que não o escopo da divulgação desta obra.

O livro apresenta inovações na área de materiais metálicos, mais especificamente em ligas de alumínio, onde é realizado o desenvolvimento e aprimoramento desses materiais. Estas ligas são consideradas como um dos materiais metálicos mais versáteis do mercado atualmente. Com uma vasta aplicação em diferentes segmentos, o uso do alumínio acaba se tornando uma alternativa econômica para empresas que prezam por um bom preço aliado a um produto de qualidade. Sua leveza, elevada condução de energia, alta resistência/peso, resistência à corrosão, baixo ponto de fusão e condutividade elétrica permitem várias aplicações. Por ser um material leve durável e bastante maleável, além de possuir um excelente desempenho e propriedades superiores na maioria das aplicações, o alumínio é um dos materiais mais utilizados no mundo devido a sua diversa gama de aplicações. Os autores apresentam um estudo voltado ao desenvolvimento e produção de ligas de alumínio e seu aprimoramento por meio da inserção de elementos de liga e realização de tratamento térmico. Onde observam a influência dos elementos níquel e zircônio nas características mecânicas e estruturais da liga de alumínio com 6% de magnésio. É observado também a influência do envelhecimento artificial nas ligas produzidas.

Desejamos expressar os agradecimentos ao professor José Maria do Vale Quaresma pelas suas orientações durante o desenvolvimento deste estudo e aos membros do Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais da UFPA pelas assistências nos procedimentos experimentais.

DEDICATÓRIA

Este trabalho é dedicado à minha família, que sempre acreditou no meu potencial.

(Milena)

Este trabalho é dedicado à minha família, minha namorada e aos meus amigos.

(Emerson)

RESUMO	1
ABSTRACT	2
INTRODUÇÃO	3
CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	3
OBJETIVOS.....	4
OBJETIVO GERAL	4
OBJETIVOS ESPECÍFICOS	4
ESTRUTURA DO LIVRO	4
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	5
ELEMENTOS DE LIGA	6
Efeitos do magnésio (Mg) sobre as ligas de alumínio (Al)	6
Efeitos do Zircônio (Zr) sobre as ligas de alumínio (Al).....	7
Efeitos do níquel (Ni) sobre as ligas de alumínio (Al)	8
Sistema Alumínio- Magnésio- Zircônio (Al – Mg – Zr)	9
Sistema Alumínio- Magnésio- Níquel (Al – Mg – Ni).....	10
Condutividade elétrica das ligas de alumínio (Al).....	11
ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO	12
Zona Coquilhada.....	12
Zona Colunar	13
Zona Equiaxial.....	13
TRATAMENTO TÉRMICO.....	13
Solução sólida.....	14
Envelhecimento	14
Trabalho à frio	15
EFEITO DE PORTEVIN- LE CHATELIER.....	17
EFEITO DE PORTEVIN- LE CHATELIER EM LIGAS DE AL- MG	20

MATERIAIS E MÉTODOS	23
PREPARAÇÃO DOS MATERIAIS PARA A FUNDIÇÃO	24
FUNDIÇÃO.....	24
PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO	25
COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	26
ANÁLISE DA MACROESTRUTURA	26
CORTE E USINAGEM.....	27
TRATAMENTO TÉRMICO	27
DEFORMAÇÃO A FRIO	28
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA.....	28
ENSAIO DE TRAÇÃO.....	30
ANÁLISE DAS LIGAS ESTUDADAS	30
RESULTADOS E DISCUSSÕES	31
ANÁLISE QUÍMICA	31
MACROESTRUTURA DAS LIGAS.....	31
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA.....	32
Amostras sem tratamento térmico	32
Amostras com tratamento térmico	33
Influência do tratamento térmico nas ligas	33
LIMITE DE RESISTENCIA A TRAÇÃO.....	34
Ligas modificadas com teores de Zr sem tratamento térmico	37
Ligas modificadas com teores de Ni sem tratamento térmico	38
Ligas modificadas com teores de Zr envelhecidas.....	40
Ligas modificadas com teores de Ni envelhecidas	42
CONCLUSÃO	44
REFERÊNCIAS	45
SOBRE OS AUTORES.....	48

RESUMO

As ligas da série 5XXX, que têm o Mg como elemento principal, são aquelas que possuem a melhor combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão, elevado nível de ductilidade e soldabilidade. As propriedades mecânicas das ligas são decisivas para sua aplicação na engenharia, especificamente no mercado automobilístico e aeronáutico. Desse modo, tendo em vista a importância do estudo de ligas de Al-Mg, este livro busca analisar a influência da adição dos teores de [0,15; 0,29] % do elemento Zircônio e [0,04; 0,07] % de Níquel em uma liga Al-6%Mg. Para isso, foram vazados lingotes para cada liga em moldes que representam seção da Roda de Lingotamento Contínuo Rotativo Properzi. Em seguida, os lingotes foram cortados transversalmente, obtendo assim amostras com o intuito de se obter as macroestruturas das ligas. Para as caracterizações, os lingotes foram cortados longitudinalmente, obtendo corpos de provas que foram usinados no formato cilíndrico de 9,5 mm de diâmetro, após a usinagem, parte das amostras foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento por 400°C durante 16 hora, posteriormente foram laminados até o diâmetro de 3,0 mm, após a laminação foi realizado o ensaio de condutividade elétrica e em seguida o ensaio de tração para todas as ligas. O elemento Zr possui grande influência como potencializador de refino de grão, visto que a macroestrutura com o teor de 0,29% é a mais refinada, em comparação com as outras amostras. O elemento Ni aumentou sutilmente a condutividade elétrica da liga Al-Mg. Com os gráficos de Tensão X Deformação obtidos nos ensaios de tração, foi possível observar serrilhados na zona plástica das ligas, conhecido como fenômeno de Portevin- Le Chatelier.

PALAVRAS-CHAVE: Ligas de Alumínio, Envelhecimento, Zircônio, Níquel.

ABSTRACT

Alloys of the 5XXX series, which have Mg as their main element, are those that have the best combination of mechanical strength, corrosion resistance, high ductility and weldability. The mechanical properties of alloys are decisive for their application in engineering, specifically in the automotive and aeronautics markets. Thus, considering the importance of the study of Al-Mg alloys, this work seeks to analyze the influence of the addition of [0.15; 0.29] % of the zirconium element and [0.04; 0.07]% Nickel in an Al-6% Mg alloy. For this purpose, ingots were cast for each alloy into molds representing a section of the Properzi Continuous Casting Wheel. Next, the ingots were cut transversely, thus obtaining samples in order to obtain the macrostructures of the alloys. For the characterizations, the ingots were cut longitudinally, obtaining specimens that were machined in a 9.5 mm diameter cylindrical shape. After machining, part of the samples were submitted to the heat treatment of aging at 400 ° C for 16 hours, later they were rolled to a diameter of 3.0 mm, after lamination the electrical conductivity test was performed and then the traction for all alloys. The Zr element has great influence as a grain refining enhancer, since the 0.29% macrostructure is the most refined compared to the other samples. The Ni element subtly increased the electrical conductivity of the Al-Mg alloy. With the stress-strain graphs obtained in the tensile tests, it was possible to observe serrated in the plastic zone of the alloys, known as the Portevin-Le Chatelier phenomenon.

KEYWORDS: Aluminum Alloys, Aging, Zirconium, Nickel.

INTRODUÇÃO

CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Com o desenvolvimento da tecnologia, setores como a indústria aeroespacial e de transportes, tem estimulado o desenvolvimento de ligas de Al leves, de baixo custo, com altas resistências mecânica e à corrosão e com boa soldabilidade. Experimentar novos elementos de liga, para combinar diferentes efeitos do endurecimento para modificar as propriedades mecânicas de ligas de Al é, ainda, um campo crescente para pesquisas (NEMBACH, 2000). O alumínio ultra-puro, com pureza de 99,9999% apresenta limite de resistência à tração da ordem de apenas 12 MPa, enquanto que em índices de pureza da ordem de 90,0% este valor salta para 40 MPa e algumas ligas de alumínio endurecidas por precipitação podem alcançar valores de resistência tão altos quanto 625 MPa (RUSSEL; LEE, 2005).

O tratamento térmico em ligas de alumínio costuma ser usado para remover ou reduzir as segregações, produzir estruturas estáveis, alterar as propriedades mecânicas e contornos de grãos, nesse sentido, as ligas de alumínio tratáveis podem sofrer endurecimento por solubilização e envelhecimento (ABAL, 2007). Os elementos de liga, dependendo da quantidade em que são adicionados ao material, podem trazer vantagens e desvantagens ao mesmo, assim como modificam a propriedade resultante dos materiais metálicos. Podem-se adicionar elementos de ligas com o objetivo de melhorar as mais diversas características do material, como as citadas por Davis (1993), que são: leveza, condutibilidade elétrica e térmica, impermeabilidade, alta relação resistência/peso, excelente aspecto estético, durabilidade, moldabilidade, dureza, possibilidade de muitos acabamentos e reciclabilidade.

Souza (2013) sugere que ligas de alumínio com magnésio e níquel tem grande capacidade para aplicação na industrial devido as suas propriedades elétricas e mecânicas, a adição de Ni, na presença de tratamento térmico de envelhecimento, faz com que a liga de alumínio tenha boa resistência mecânica sem uma perda considerável de suas propriedades elétricas, o que sugere que este material pode ter potencial uso na indústria.

Portanto, com base nos estudos referentes em ligas metálicas, o trabalho terá como objetivo analisar o comportamento da liga base: Al-6%Mg com adições de 0,04% e 0,07% de Ni e comparar com as ligas com adições de 0,15% e 0,29% de Zircônio. Sendo que, tanto em adições de Ni quanto de Zr, se observa a formação de trialuminetos, que segundo Prazeres (2016), esses compostos intermetálicos formados com o Al são candidatos promissores para endurecer fases dúcteis e, além disso, são estáveis termicamente.

OBJETIVOS

OBJETIVO GERAL

O objetivo desse trabalho é adicionar teores de 0,04% e 0,07% de Ni na liga base Al- 6%Mg e comparar com os resultados da liga modificada com 0,15 e 0,29% de Zr, com e sem tratamento térmico de 400°C por 16 horas e após ao trabalho mecânico a frio.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar a macroestrutura em cada liga, proveniente da adição de Níquel na liga Al-6%Mg e comparar com as modificadas com teores de Zircônio.
- Analisar o comportamento elétrico em cada liga proveniente da adição de Níquel na liga Al-6%Mg e comparar com as modificadas com teores de Zircônio, sem e com tratamento térmico.
- Analisar a resistência a tração de cada liga, proveniente da adição de Níquel na liga Al-6%Mg e comparar com as modificadas com teores de Zircônio.
- Analisar a resistência a tração de cada liga, proveniente da adição de Níquel na liga Al-6%Mg e comparar com as modificadas com teores de Zircônio após serem submetidas a tratamento térmico.

ESTRUTURA DO LIVRO

O livro está estruturado em 5 capítulos e referência bibliográfica. No capítulo 2 será apresentado a revisão bibliográfica abordando brevemente assuntos que são importantes para o entendimento de pontos que serão levantados ao longo do trabalho.

No capítulo 3, serão apresentados os materiais e métodos, no qual será descrita a metodologia empregada neste estudo, tanto para os procedimentos experimentais quanto para análise de resultados.

No capítulo 4, serão mostrados e discutidos os resultados obtidos. No capítulo 5, serão apresentadas as conclusões sobre a análise dos resultados.

Por fim, o livro apresentará as referências utilizadas no desenvolvimento do estudo.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

A baixa massa específica, condutividade elétrica e térmicas elevadas, e resistência à corrosão a ação atmosférica, são características fundamentais do alumínio e suas ligas. A resistência mecânica do alumínio pode ser aumentada através de deformação plástica a frio e mediante a formação de ligas. (CALLISTER, 2001)

Segundo a ABAL (2013), o alumínio, apesar de ser o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, é o metal mais jovem usado em escala industrial. Sua obtenção parte da mineração de bauxita e segue para as etapas posteriores de refinaria e redução.

O alumínio apresenta características excepcionais, combinando propriedades e assim fazendo do alumínio um dos mais versáteis materiais utilizados na engenharia, arquitetura e indústria em geral. De acordo com a ABAL (2017), as principais características do alumínio são:

- Baixo ponto de fusão: O alumínio possui ponto de fusão de 660°C, o que é relativamente baixo comparado ao do aço, que é da ordem de 1570°C;
- Baixa massa específica: A leveza é uma das principais características do alumínio. Sua massa específica é de cerca de 2,70 g/cm³, aproximadamente 35% a massa específica do aço e 30% do peso do cobre;
- Boa resistência a corrosão: O alumínio possui fina e invisível camada de óxido, a qual protege o metal de oxidações posteriores. Essa característica de autoproteção dá ao alumínio elevada resistência à corrosão;
- Boa condutibilidade elétrica: O alumínio puro possui condutividade elétrica de 61% da IACS (International Annealed Copper Standard), a qual associada à sua baixa densidade significa que o condutor de alumínio pode conduzir tanta corrente quanto um condutor de cobre que é duas vezes mais pesado e proporcionalmente mais caro;
- Reciclagem infinita: A característica de ser infinitamente reciclável, sem perda de suas propriedades físico-químicas é uma das principais vantagens do alumínio.

As ligas de alumínio representam o grupo de materiais de grande alcance em aplicações industriais, em consequência do seu elevado valor tecnológico, e a elevada resistência a esforços mecânicos. Assim, as mesmas deixaram de ser utilizadas somente para fins de fabricação de simples utensílios domésticos, e começaram a ser aplicadas em diversos campos da indústria, sejam para fins automotivo, ferroviário, aeronáutico ou aeroespacial (CASANOVA, 2016).

ELEMENTOS DE LIGA

Os elementos de liga são adicionados ao metal base para a obtenção de propriedades desejadas que não seriam encontradas no material em sua forma pura. A adição de elementos de ligas, dependendo da quantidade podem trazer vantagens ou desvantagens ao mesmo, assim como modificar a propriedade resultante dos materiais metálicos.

Segundo Callister (2001), os principais elementos de liga incluem o cobre (Cu), o magnésio (Mg), o silício (Si), o manganês (Mn) e o zinco (Zn). Recentemente, tem sido dada atenções as ligas de alumínio e outros metais de baixa densidade (por exemplo o Mg) como materiais de aplicação em engenharia na área de transporte, com o objetivo de efetuar reduções no consumo de combustíveis.

Efeitos do magnésio (Mg) sobre as ligas de alumínio (Al)

A característica mais excepcional do Mg talvez seja a sua densidade de 1,7 g/cm³, que é a mais baixa entre todos os metais estruturais, dessa forma, as suas ligas são usadas onde o peso leve é considerado importante, por exemplo, em componentes de aeronaves. O Mg apresenta resistência a corrosão ou a oxidação razoavelmente boa em uma atmosfera normal. (CALLISTER, 2001)

O Mg é um dos poucos elementos com alta solubilidade sólida em alumínio, sendo seu equilíbrio em torno de 15% a 450°C, embora esta solubilidade aproxime-se de zero a 20°C.

As ligas Al-Mg também se destacam por ampla faixa de resistência e capacidade de apresentar excelente qualidade de acabamento superficial, como brilho intenso e baixa rugosidade. Essa combinação favorável amplia significativamente o uso dessas ligas, que com baixos teores de ferro (Fe) e tratamentos adequados podem ser usadas na fabricação de acessórios para automóveis, componentes arquitetônicos e outras aplicações decorativas (INFOMET, 2018).

O equilíbrio de fases do binário Al-Mg, mostrado na Figura 1, aparenta oferecer bom potencial para endurecimento por precipitação, contudo o efeito de tais precipitados é pequeno (KAUFMAN; ROOY, 2004). As ligas desenvolvidas neste estudo apresentam composição de 6% Mg, indicada na Figura 1 pela linha vermelha. Devido ao resfriamento rápido ao qual as ligas foram submetidas, não se pode formar o Al₃Mg₂.

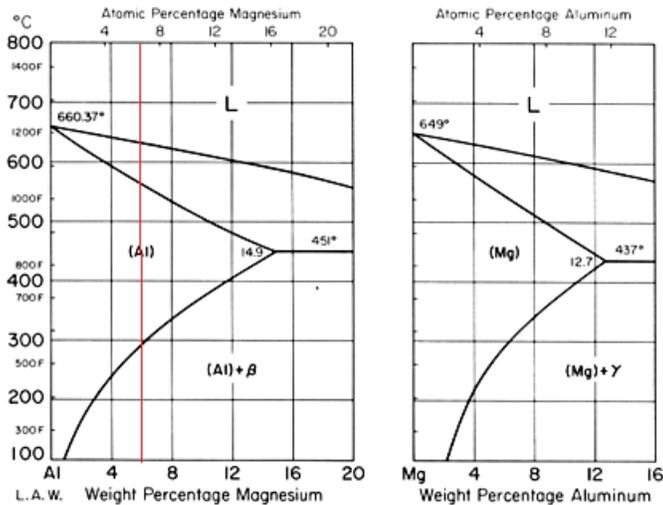
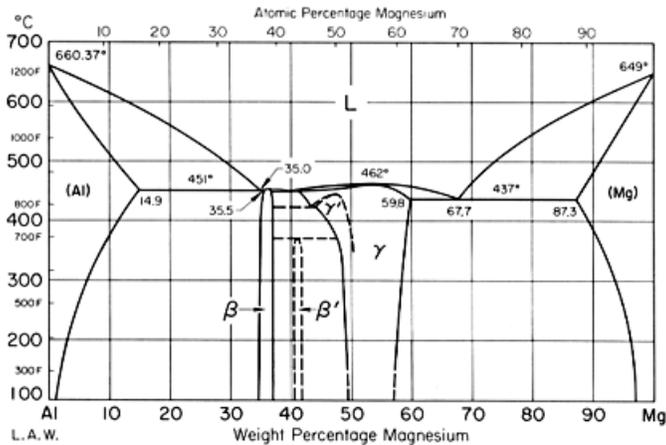


Figura 1: Diagrama de equilíbrio Al-Mg

Fonte: Adaptado de INFOMET, 2019.

Efeitos do Zircônio (Zr) sobre as ligas de alumínio (Al)

A máxima solubilidade do Zr no alumínio é de 0,28%, que corresponde ao teor máximo dentro da faixa onde ocorre a transformação peritética, como representado no diagrama de equilíbrio na Figura 2.

Adições de Zr na faixa de 0,1 e 0,3% são usadas para a formação de precipitados refinados de partículas intermetálicas, que inibem a recuperação e a recristalização. Um elevado número de ligas, particularmente as da família Al-Zn-Mg, usa adições de Zr para aumentar a temperatura de recristalização e para controlar a estrutura dos grãos em produtos trabalhados (ASM INTERNATIONAL, 1998).

As ligas estudadas neste trabalho foram modificadas com teores de [0,15 e 0,29]%Zr, mostradas na Figura 2 através do diagrama de equilíbrio Al-Zr.

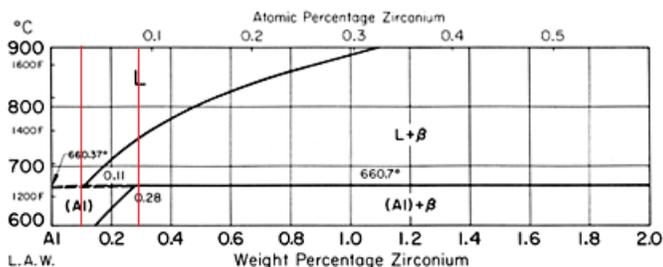


Figura 2: Diagrama de equilíbrio Al- Zr

Fonte: Adaptado de INFOMET, 2019.

Efeitos do níquel (Ni) sobre as ligas de alumínio (Al)

Segundo Shackelford (2000), as ligas de Ni têm muito em comum com as ligas de cobre (Cu), elas apresentam excelente resistência a corrosão e resistências a altas temperaturas. De acordo com Souza (2013) a adição de Ni, na presença de tratamento térmico de envelhecimento, faz com que a liga de Al tenha boa resistência mecânica sem perda considerável de suas propriedades elétricas, o que sugere que este material pode ter potencial uso na indústria.

As ligas estudadas neste trabalho foram modificadas com teores de [0,04 e 0,07]%Ni, mostradas na figura 3 através do diagrama de equilíbrio Al-Ni.

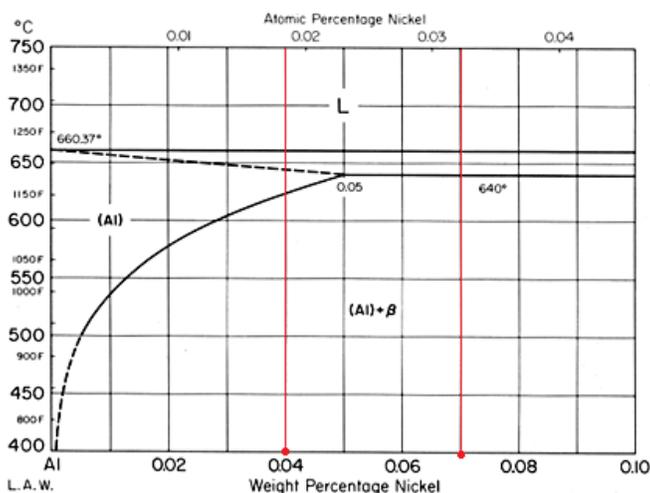


Figura 3: Diagrama de equilíbrio Al- Ni

Fonte: Adaptado de INFOMET, 2019.

Sistema Alumínio- Magnésio- Zircônio (Al – Mg – Zr)

De acordo com Brum (2019), um tema frequentemente estudado pela literatura em geral é a utilização do Zr como elemento de liga, tendo em vista a necessidade do aumento da resistência mecânica das ligas fundidas aplicadas na indústria aeronáutica, automobilística e aeroespacial. Entretanto, pouco é pesquisado sobre a adição e conformação a frio de Zr em amostras do Sistema 5XXX. Desta forma, considerando a demanda das indústrias, o estudo a respeito da adição deste metal de transição em ligas de alumínio é de grande contribuição para a literatura atual.

Segundo Robson (2001), após ultrapassar a linha liquidus, a fase primária Al_3Zr precipita do líquido, sendo resultado da transformação peritética, permanecendo até a temperatura de $660,5^\circ C$ (Figura 4) estando sujeito a se decompor na solução $\alpha-Al$. A partir dessa solução na linha solvus, a fase secundária Al_3Zr precipita. Nas ligas binárias Al-Zr, esta fase pode formar-se como uma fase semi-coerente de equilíbrio tetragonal (D023) ou como uma forma cúbica coerente (L12). Estas partículas são muito estáveis sobre aquecimento devido à baixa solubilidade e difusividade do Zr na matriz de Al e devido à baixa energia de ligação entre as partículas Al_3Zr e o metal base. Segundo Knipling (2006), partindo-se do estado de solução sólida supersaturada [SSS], a decomposição do Al_3Zr durante o envelhecimento inicia-se pela formação da estrutura metaestável L12, e mantendo a altas temperaturas por longos períodos se formará a estrutura tetragonal D023 em equilíbrio.

mesmo afirma que a liga com a adição de Ni apresentou decréscimo bastante elevado apesar de conter adição de apenas 0,03%Ni. Este efeito é reportado pela literatura (Kakani SL; Kakani A, 2004), mas percebe-se claramente o efeito do Ni como o agente perturbador da rede cristalina, mesmo tratando-se de amostra não envelhecida. Portanto, com a adição de Ni, e a utilização de tratamento térmico de envelhecimento a liga atingiu boa dureza na quarta hora de tratamento, o que sugere que este material pode ter potencial uso na indústria.

Condutividade elétrica das ligas de alumínio (Al)

As ligas metálicas são a junção de dois ou mais materiais, no qual pelo menos um dele é o metal, afim de obter materiais com propriedades desejadas para determinadas aplicações. Segundo Prazeres (2016), a busca por aperfeiçoamento de propriedades dos materiais metálicos resultou no desenvolvimento de inúmeras ligas com as mais diversas combinações de elementos ligantes. A Figura 5 mostra a influência dos elementos de liga na condutividade elétrica do Al.

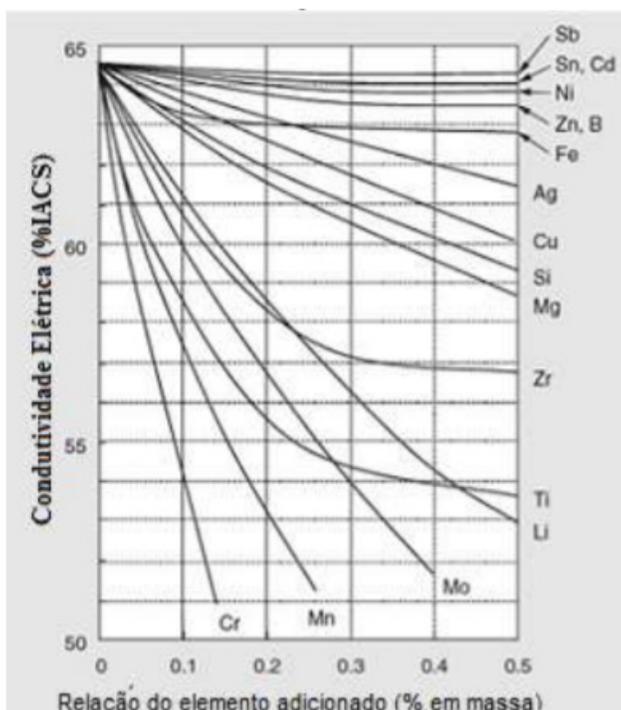


Figura 5: Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do Al

Fonte: HORIKOSHI et al. 2006.

Na liga em estudo, os elementos de liga adicionados à base de Al foram: magnésio

(Mg), Zircônio (Zr) e Níquel (Ni). Observa-se que para os elementos Mg e Zr há significativa perda de condutividade, porém não há a mesma perda para o elemento Ni. Apesar da perda de condutividade, esses elementos geram ganhos em outras características da liga.

ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

Segundo Garcia (2007), na solidificação, ocorre a formação e crescimento de núcleos sólidos a partir do metal líquido, formando estruturas as quais, após totalmente solidificadas, denomina-se de estruturas brutas de fusão, que definirão a macroestrutura da peça. Pode-se caracterizar a macroestrutura de um metal solidificado pelas dimensões, distribuição, forma e orientação destes grãos, existindo.

Segundo Colpaert (2008), três tipos de zonas no lingotamento contínuo comercial são mais frequentes, são elas: Zona coquilhada, Zona colunar e Zona equiaxial central, como ilustrado na Figura 6.

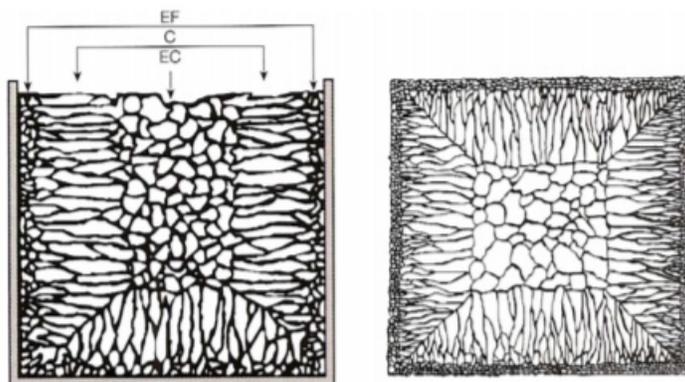


Figura 6: Macroestrutura longitudinal e transversal de um lingote. Região EF: Zona coquilhada; Região C: Zona colunar; Região EC: Zona equiaxial

Fonte: COLPAERT, 2018.

Zona Coquilhada

Identifica-se como grãos coquilhados os que ocorrem em camada formada junto às paredes do molde, sendo resultado do primeiro contato do metal líquido com o molde ainda frio durante o vazamento. Altas taxas de resfriamento provocarão rápida diminuição local da temperatura, favorecendo a nucleação intensa de grãos. Tal redução de temperatura ocasionará o super resfriamento térmico, resultando em grãos cristalinos de forma e tamanho pequeno, quase sempre uniformes, cujas orientações são aleatórias, formando fina camada junto às paredes do molde (GARCIA, 2007).

Zona Colunar

Esta zona consiste na ocorrência de grãos cristalinos alongados (em forma de coluna) e paralelos à direção do fluxo de calor. A formação da zona colunar tem início no crescimento de grãos formados a partir de núcleos originados do intenso resfriamento do metal líquido nos primeiros instantes da solidificação, os quais apresentam direção cristalográfica favorável ao crescimento na direção da extração de calor e tendem a crescer para o centro do lingote (GARCIA, 2007).

Zona Equiaxial

Composta por grãos equiaxiais de orientação cristalográfica aleatória, é a zona mais complexa da macroestrutura de fundição. De acordo com Garcia (2007), estes grãos podem ser formados a partir de três mecanismos: (i) Núcleos da zona coquilhada que tenham sido transportados para o centro do lingote pela movimentação de correntes convectivas no metal líquido, podendo subsistir se o superaquecimento do metal líquido não for elevado; (ii) Por partículas as quais são arrancadas dos ramos dendríticos localizados na zona colunar, sendo empurrados para a região central pela ação de correntes de convecção; (iii) Pela formação de núcleos na superfície livre do metal líquido quando em contato com o meio ambiente, sendo estes transportados para o interior do lingote.

TRATAMENTO TÉRMICO

Segundo Brum (2019), os tratamentos térmicos são procedimentos que são realizados afim de promover o aquecimento, resfriamento e encharque térmico controlados sob as estruturas dos materiais, os quais na maioria das vezes alteram as características estruturais da liga, com a finalidade de otimizar suas propriedades. Na maior parte das estruturas metalográficas dos materiais, possuem estruturas brutas de solidificação, instáveis e com tensões residuais que conseqüentemente, são os resultados dos processos de fundição. Tais tensões ocorrem normalmente porque as taxas de solidificação são elevadas, e os compostos que se formam não se distribuem de forma homogênea na estrutura durante a solidificação, devido ao tempo, que não é o suficiente. No entanto, as práticas de tratamentos térmicos podem melhorar significativamente as propriedades mecânicas dos materiais.

Ao longo do processo de fabricação de ligas metálicas, existem três principais mecanismos de controle de endurecimento, ele são: solução sólida, endurecimento por precipitação e trabalho à frio. Neste estudo, o trabalho mecânico foi realizado através da laminação e o endurecimento por precipitação através do tratamento térmico de envelhecimento.

Solução sólida

A inserção do segundo elemento no metal puro representa forma muito flexível de endurecimento. Este segundo constituinte pode agregar-se nas mais variadas formas ou tamanhos, de átomos de soluto aleatoriamente dispersos a clusters ou mesmo partículas de segunda fase, as quais poderão ser cisalhadas, ou não pelas discordâncias. Estas diferentes ocorrências influenciam de maneira diferente a resistência do material (ARGON, 2008). Os metais com composição mais diluída (maior pureza) são quase sempre menos resistentes do que ligas utilizando este metal como solvente. Tal fenômeno ocorre devido aos átomos de impurezas (soluto), que entram na liga como solução sólida e provocam deformações na rede cristalina, o que resulta em interações no campo de deformação entre discordâncias e átomos de impurezas e, por conseguinte, ocorre restrição ao movimento de discordâncias (CALLISTER, 2001). A Figura 7 ilustra o efeito da adição de soluto [Al] sobre a resistência ao cisalhamento da liga Ag-Al.

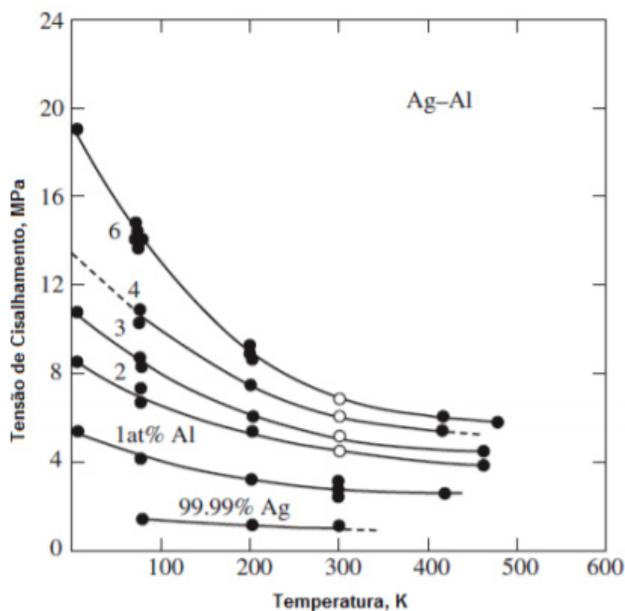


Figura 7: Efeito do teor de Al sobre a resistência de uma liga Ag-Al

Fonte: Adaptado de Argon, 2008.

Envelhecimento

O tratamento térmico de envelhecimento apresenta três etapas principais: solubilização, resfriamento rápido e envelhecimento. A primeira etapa consiste em aquecer a liga acima da temperatura solvus (ponto 1 na Figura 8) e manter o material

a esta temperatura para produzir solução sólida homogênea, a qual dissolve quaisquer precipitados, reduzindo a segregação química da liga original. Após esta etapa, o resfriamento rápido (ponto 2 na Figura 8) forma solução sólida supersaturada, pois neste regime de resfriamento, os átomos não têm tempo para se difundir em direção a locais de nucleação e com isto, não ocorre a formação de outra fase. Na última etapa, chamada de envelhecimento (ponto 3 na Figura 8), ocorre aquecimento a temperaturas abaixo da linha solvus. Por estas temperaturas não serem muito elevadas, ocorre a difusão dos átomos em distâncias muito curtas, para locais de nucleação, onde ocorre o crescimento de precipitados muito pequenos, uniformemente dispersos no material, o que é suficiente para endurecê-lo de forma bastante efetiva (ASKERLAND; PHULÉ, 2008). Com a elevação do tempo de envelhecimento, a resistência mecânica cresce, atinge o ponto de máximo e começa a decrescer. Tal redução na resistência mecânica e na dureza que ocorre apenas após longa exposição do material a elevados tempos de tratamento é conhecida como superenvelhecimento (CALLISTER, 2001).

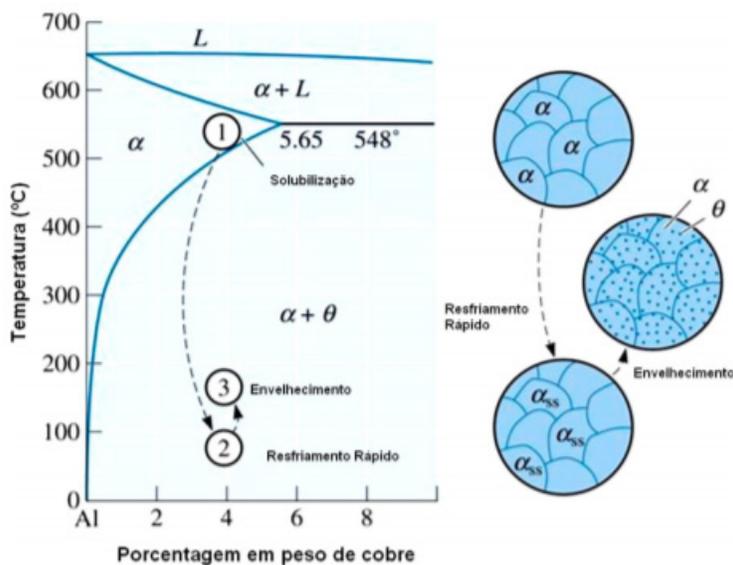


Figura 8: Etapas do processo térmico de Envelhecimento

Fonte: Askerland e Phulé (2008).

Trabalho à frio

O mecanismo fundamental para elevar-se a resistência mecânica de um metal durante a deformação plástica é o aumento da densidade de discordâncias (defeitos lineares no material) pela distorção de sua rede cristalina. Ao aplicar-se tensão acima do limite

de escoamento do material, as discordâncias deslizam em seus planos cristalinos (lei de Schmid). Eventualmente, a discordância que se move no plano de deslizamento encontra obstáculos que travam as pontas da linha da discordância. À medida que prossegue a aplicação de tensão, a discordância tenta mover-se, arqueando seu centro até atingir uma forma semelhante à de uma alça. No momento em que as duas extremidades desta alça se tocam, é criada uma nova discordância. Tal processo pode repetir-se, criando alças adicionais, este mecanismo de geração de discordâncias é denominado de fonte de Frank-Read. Durante o processo de deformação, a densidade de discordâncias pode saltar de 10^6 cm/cm^3 para 10^{12} cm/cm^3 (ASKERLAND; PHULÉ, 2008), (SHACKELFORD, 2000).

A figura 9 apresenta um exemplo de como a discordância se mostra em uma rede cristalina. A mesma distorce a rede cristalina e desliza através dos planos da rede indicado pela seta vermelha, e com o seu deslocamento a estrutura rearranja, provocando deformação permanente a medida que o plano extra se desloca.

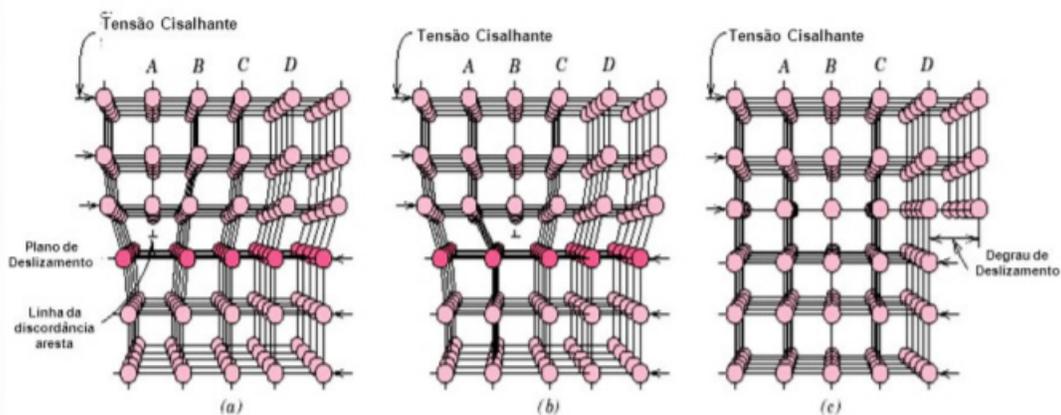


Figura 9: Mecanismo de deslizamento de discordância na deformação plástica

Fonte: Callister, 2007.

Contornos de grão têm um papel muito importante na deformação plástica de materiais policristalinos, a baixas temperaturas, ($T < 0,5T_f$), onde T_f é a temperatura de fusão, os contornos de grão agem como fortes obstáculos ao movimento de discordâncias. Discordâncias em movimentação podem empilhar-se contra estes contornos e elevar as concentrações de tensões que podem iniciar múltiplo deslizamento local. Outro efeito interessante, é a condição de compatibilidade ao longo dos grãos vizinhos durante a deformação do policristal, conforme já citado anteriormente, ou seja, se o desenvolvimento de vazios ou trincas não puder ocorrer, a deformação de cada grão deverá ser acomodada pelo seu grão vizinho. Tal processo ocorre por deslizamento múltiplo, nos seus contornos, o

que leva a elevada taxa de endurecimento. Quanto menor for o tamanho de grão, maior será a área de contornos por unidade de volume. Em outras palavras, para dada deformação no início da curva tensão-deformação, o volume total ocupado pelo material endurecido por deformação eleva-se com a redução do tamanho de grão. Isto implica em mais elevado endurecimento devido a interações de discordâncias como consequência do deslizamento múltiplo (MEYER; CHAWLA, 2009).

EFEITO DE PORTEVIN- LE CHATELIER

Efeitos semelhantes ao fenômeno do ponto de escoamento também são observados na região de encruamento do material. Isto resulta na curva tensão vs. deformação com oscilações (serrilhado), e o fenômeno é conhecido como Escoamento Serrilhado, Envelhecimento Dinâmico ou Efeito Portevin-Le Chatelier (REED-HILL, 1973).

O fenômeno foi observado por Portevin e Le Chatelier estudando ligas de alumínio temperadas, durante os ensaios de tração (Figura 10).

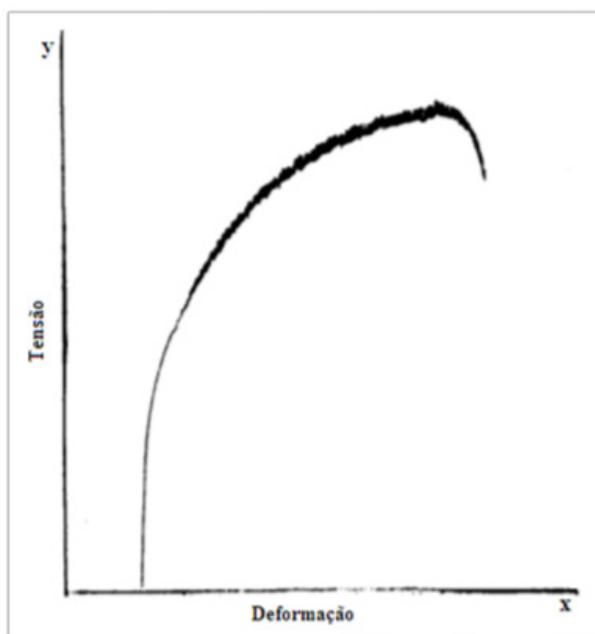


Figura 10: Efeito de Portevin – Le Chatelier durante ensaio de tração.

Fonte: Andrade, 1976.

De acordo com Cottrel (1953), os átomos de soluto provocam “imobilização”, através da formação de “atmosferas” em torno das discordâncias. Logo, para que ocorra o processo

de deformação plástica dos materiais, é necessário que ocorra uma tensão superior para movimentar as discordâncias devido a tensão destinada ao destravamento das mesmas. Essa referente tensão, corresponde ao limite superior de escoamento - Figura 11. O limite inferior, exemplifica a tensão necessária para movimentar as discordâncias já destravadas (ALMEIDA, 2017).

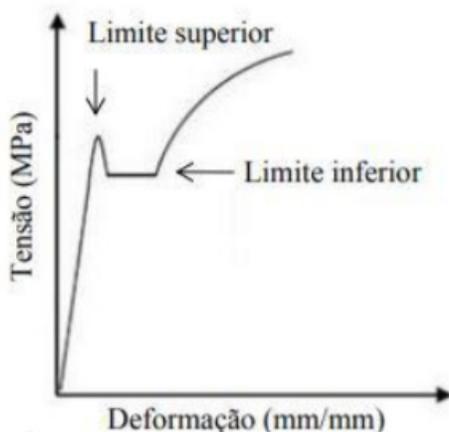


Figura 11 Representação esquemática do ponto de escoamento

Fonte: Adaptada de Almeida (2017).

O efeito PLC ocorre tanto em ligas substitucionais como intersticiais, como ligas de alumínio, cobre, zircônio e aços austeníticos. O fluxo instável das ligas foi estudado pela primeira vez por Le Chatelier em aços de carbono leve. Após diversos estudos posteriores de Portevin e Le-Chatelier sobre ligas substitucionais suscetíveis tornam o efeito conhecido como Efeito de Portevin - Le Chatelier (YILMAZ, 2011).

O efeito PLC foi pesquisado extensivamente desde da sua descoberta em 1909, dos quais começaram com testes convencionais de tensão e tração e evoluíram significativamente através da adição de novos dispositivos e procedimentos (YILMAZ, 2011). Portanto, os estudos empíricos foram essenciais para fornecer as informações necessárias para a identificação do efeito em ligas metálicas, assim como as mudanças decorrentes do efeito nas propriedades mecânicas dos materiais.

O consenso geral entre os estudos explica a origem do efeito PLC como uma interação dinâmica dos deslocamentos das discordâncias e processo de difusão dos átomos de solutos, que é denotado pela teoria do Envelhecimento Dinâmico da Tensão - (DSA). No momento em que a discordâncias móveis são temporariamente interrompidas em obstáculos como o emaranhado de discordâncias ou a presença de precipitados, os

átomos de soluto segregados nesses obstáculos, se difundem e formam atmosferas em torno destas discordâncias, para as mesmas destravarem - se. Quando a força aplicada é aumentada para um nível suficiente, as discordâncias móveis se desprendem das atmosferas e se movem livremente em direção a outros obstáculos. Repetição desses processos colabora para a produção serrilhada em ligas de Al-Mg (BARAT, SARKAR; BARAT, N.D.). O DSA reduz a sensibilidade da taxa de deformação da tensão de fluxo, que pode se tornar negativa em faixa limitada de temperatura e taxa de deformação. Dentro dessa faixa, a instabilidade do fluxo ocorre e a tensão se localiza em faixas estreitas na curva de tensão x deformação, um regime conhecido como “produção descontínua ou fluxo serrilhado” (AIT-AMOKHTAR; FRESSENGEAS, 2010).

Segundo Yilmaz (2011), o fluxo plástico em metais e ligas, pode ser explicado em termos de nucleação e movimento de discordâncias. As discordâncias são consideradas com agentes responsáveis por um fluxo constante; isso, no entanto, não descreve a sua contribuição geral para a deformação plástica. À medida que a extensão da deformação plástica aumenta, é ainda mais difícil deformar o material sem os deslocamentos das discordâncias. O efeito do endurecimento a trabalho a frio em metais exemplifica isso claramente. O mecanismo principal por trás deste efeito, é conhecido como o impedimento do movimento de deslocamentos das discordâncias. Quando as discordâncias se acumulam, elas podem bloquear o fluxo instável em andamento até que a tensão seja suficientemente construída para “destravá-las”. A temperatura afeta a mobilidade de solutos e vazios presentes na amostra metálica, porque o calor fornece a energia para o movimento de defeitos pontuais. A temperatura e a taxa de deformação são os fatores mais significativos que afetam as interações entre defeitos e a estabilidade do fluxo plástico. Uma faixa típica de taxa de tensão relacionada com a temperatura para o fluxo serrilhado do efeito para a liga de alumínio comercial é mostrado na Figura 12.

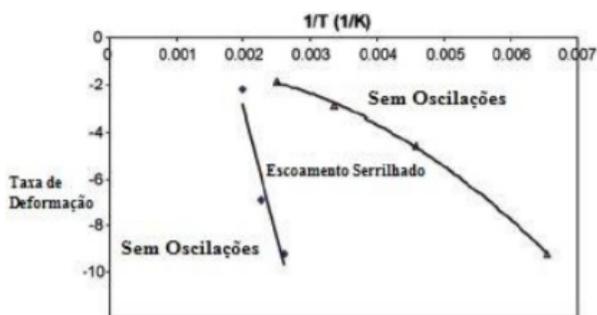


Figura 12: Faixa de fluxo serrilhado da liga de alumínio AA 5083 no plano de taxa de tensão

Fonte: Adaptado por Serajzadeh e Sheikh, 2008.

Trabalhos como Kang et al. (2012) e Yilmaz (2011) apontam que a estabilidade do fluxo plástico depende fortemente de parâmetros como a rigidez e a geometria da máquina de tração e a qualidade superficial das amostras. Assim como propriedades inerentes, a exemplo de: composição das ligas, estruturas cristalinas, tipos e quantidades de solutos, densidades de deslocamento móvel, tipos de obstáculos e tamanho dos grãos, afetam a instabilidade da deformação plástica das ligas.

As investigações dos mecanismos de bandas de deformação e fluência serrilhada tem grande importância prática: a maioria dos metais e ligas estruturais operam sob condições de uma determinada força aplicada - (força de gravidade, força de tração, etc). Os materiais sensíveis a esse fenômeno são principalmente as ligas com aplicações aeronáuticas, automobilísticas e por fim, navais. A deformação ocorrida associada ao afeito PLC causa problemas estruturais e mecânicos. Corpos de carros, fuselagem de aeronaves e a maioria dos tipos de revestimentos feitos de alumínio e aços podem desenvolver fraturas em suas superfícies durante os processos de modelagem (SHIBKOV et al., 2014).

É importante ressaltar que além das fraturas aparentes em que ocorrem nos materiais, o efeito de Portevin - Le Chatelier afeta a maioria das propriedades do material. Aumenta a tensão de fluxo, a resistência à tração e a taxa de endurecimento do trabalho. Porém, diminui a ductilidade dos metais com a redução gradativa no alongamento, a área transversal da bitola, o coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação, e a tenacidade à fratura. Devido ao aumento da fragilização e a redução da tenacidade à fratura resultante sob o efeito, ligas sob carga tornam - se suscetíveis a falha de serviço sem precedentes (YILMAZ, 2011).

Ainda de acordo com Yilmaz (2011), de acordo com as necessidades ocorridas para visualizar o efeito de PLC nos materiais, com o intuito de evitar as fragilizações dos mesmos, técnicas ópticas, acústicas, termográficas, magnéticas, eletromagnéticas e eletroquímicas foram desenvolvidas para correlacionar as características espaço - temporais do efeito PLC com as oscilações associadas observadas em ensaios de tração convencionais.

Efeito de Portevin- Le Chatelier em Ligas de Al- Mg

Diversas literaturas estudadas, mostram que o efeito de Portevin - Le Chatelier é ainda mais comum em ligas de Al-Mg, devido à forte influência sobre a interação deslocamento - soluto que o magnésio apresenta. Segundo estudos de (Kang et al., 2012) pesquisas na literatura a respeito do efeito de PLC nas composições químicas de Mg têm sido focadas nas diferentes taxas de deformação crítica, quedas de tensão e contorno de grãos.

Tratando - se das aplicações das ligas de Al-Mg, as mesmas são amplamente aplicadas como materiais para embalagens descartáveis de alimentos - (latas, tubos,

etc); e são materiais promissores para o uso na indústria automotiva - (carrocerias e revestimentos internos e externos), onde as superfícies ásperas e desniveladas fabricadas são inaceitáveis. Portanto, o problema de identificar os limites dos modos de deformação que separam os fluxos de região plástica estáveis e instáveis, é de suma importância. Esses limites são normalmente encontrados nas amostras sob várias temperaturas e em diferentes taxas de deformação (GOLOVIN et al., 2004).

Pesquisas de (Shibkov et al., 2014) por exemplo, através de estudos da estrutura serrilhada durante a deformação plástica das ligas de Al-6%Mg, revelam que a escolha da composição química do material foi causada pelas seguintes circunstâncias: As ligas de Al-6%Mg exibem pronunciado fluxo serrilhado durante o carregamento ativo sob temperatura ambiente, e a mesma é amplamente utilizada para a produção de equipamentos automobilísticos e aeronáuticos. Logo, justificando a importância de ensaios de tração nesta composição de liga.

Vários pesquisadores, particularmente Ait-Amokhtar (2015) e Kang (2012), concentraram sua atenção e deram grande contribuição para o efeito do teor de Mg no efeito de PLC. Ait – Amokhtar et.,al (2015) investigaram os aspectos espaço - temporais e a tensão crítica do fluxo serrilhado em relação ao teor de Mg. Eles descobriram que as características de instabilidade foram influenciadas pelo Mg, e a taxa de deformação crítica (correspondente ao mínimo da deformação crítica x curva de deformação aplicada) do qual muda para valores ainda maiores quando obtém - se maiores teores de Mg. De acordo com AitAmokhtar (2015) a alta concentração de átomos de soluto de Mg aumentam as interações das discordâncias entre si, o que pode ser considerado efeito direto de PLC no material. Por outro lado, o conteúdo de Mg pode afetar o tempo de espera no processo de Envelhecimento Dinâmico, tendo efeito indireto sobre o comportamento de difusão do soluto.

Ma et al., (2015) também investigaram os efeitos dos elementos de liga e parâmetros de processamento nas propriedades mecânicas, através do efeito de PLC nas ligas de Al-Mg. Equitativamente descobriram que a adição de Mg aumenta a taxa de endurecimento do trabalho, o que leva ao aumento na resistência mecânica e ductilidade do material. Conforme ainda (Ma et al., 2015) a adição de Mg geralmente reduz a energia de falha de empilhamento de Al, restringindo a mobilidade das discordâncias e assim, tornando ainda mais difícil o rearranjo e a anulação do deslocamento das discordâncias, que estão associados aos processos de recuperação. Como outra consequência da recuperação mais baixa, a adição de Mg aumenta fortemente a densidade das discordâncias. Além disso, segundo os mesmos autores, a grande influência das taxas de deformação ao efeito de PLC. Ou seja, as oscilações são mais aparentes em baixas taxas de deformação, do

que em altas taxas. E tratando - se sobre os ensaios dos materiais, os autores observam que as amostras deformadas a frio, exibem oscilações mais intensivas, porque inicialmente contém um grande número discordâncias e contorno de grãos.

Almeida (2017), explica em seu trabalho que em materiais que possuem envelhecimento, podem ser quantificados a partir dos picos de tensão durante a transição de deformação. A Figura 13 apresenta curvas de tensão x deformação da compressão de alumínio comercialmente puro com os teores de: Al-1%Mg e Al-5%Mg dos ensaios realizados por Zhao et.,al (2014). As ligas de Al-Mg apresentam picos durante as transições de taxa de deformação, o que sugere o envelhecimento. Podem ser observados as oscilações em partes da curva, que visivelmente são característicos do efeito de PLC.

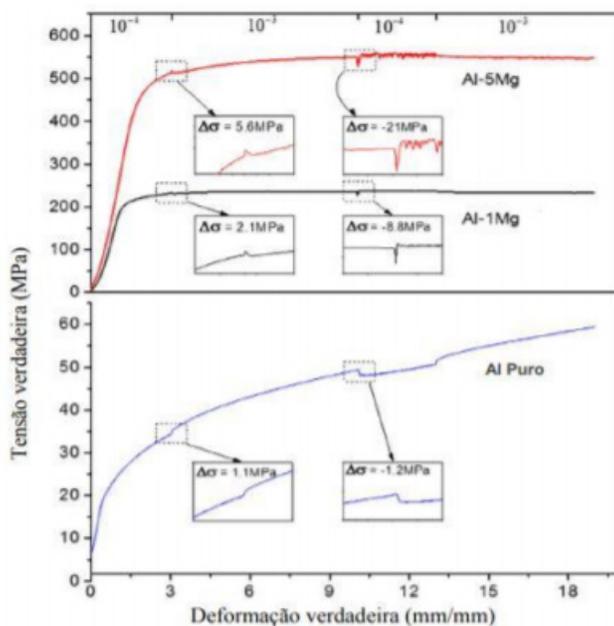


Figura 13: Representação do Efeito de Portevin Le – Chatelier em testes de salto da taxa de deformação

Fonte: ZHAO, 2014.

MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas desenvolvidas para análise no presente estudo foram obtidas no laboratório de Metalografia e Tratamento Térmico, da Faculdade de engenharia Mecânica- UFPA a partir do alumínio eletrocondutor (Al-EC). Sendo posteriormente adicionados os elementos de liga. O fluxograma da Figura 14 mostra cada etapa do trabalho experimental que foi realizado nas ligas selecionadas para o estudo.

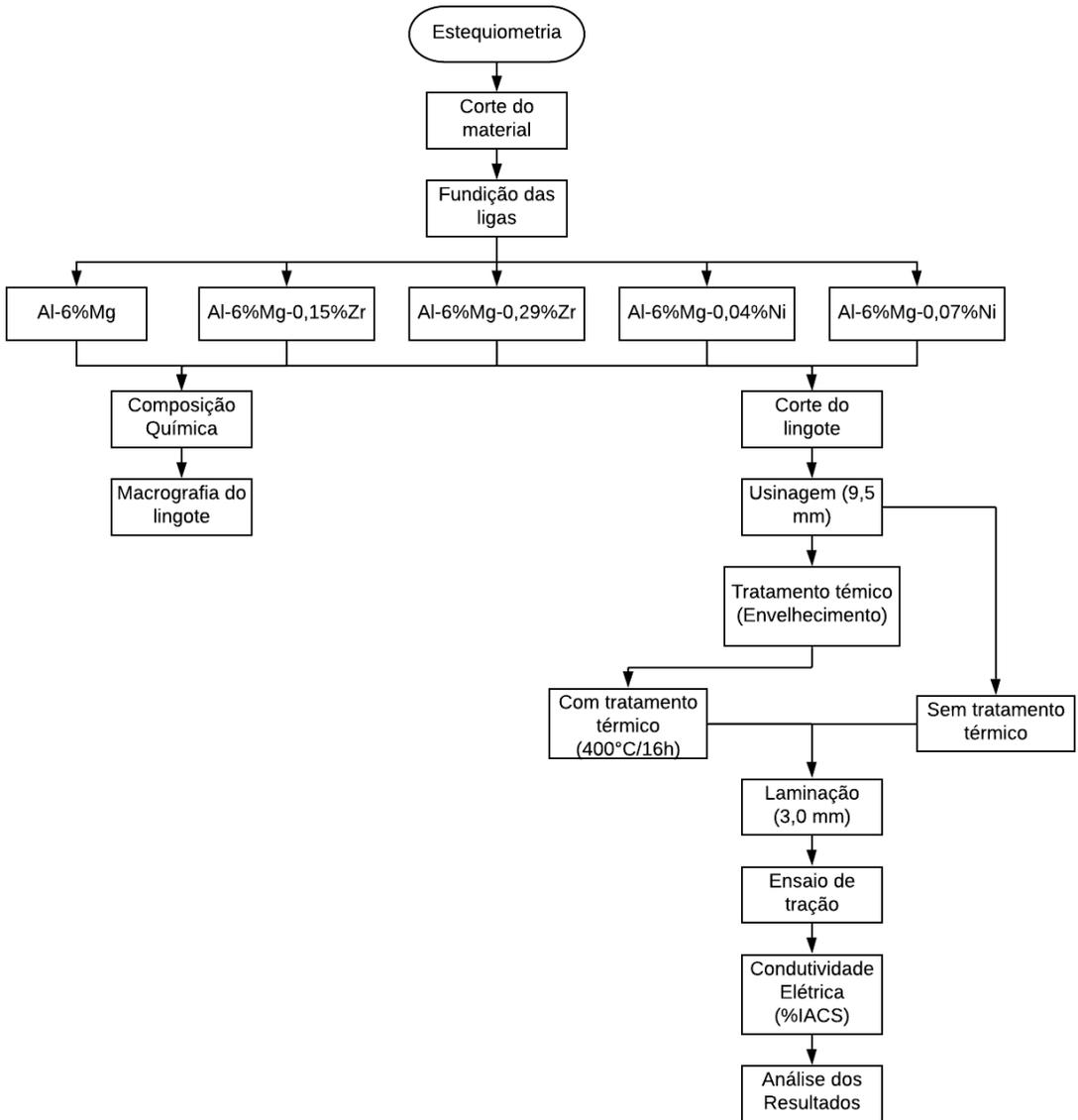


Figura 14: Fluxograma esquemático da metodologia aplicada no referente trabalho

Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

PREPARAÇÃO DOS MATERIAIS PARA A FUNDIÇÃO

Para a fundição das ligas foram utilizados Alumínio Eletrocondutor Al-EC, magnésio e níquel em sua forma pura e zircônio proveniente de uma liga Al-10%Zr. As massas de cada elemento foram determinadas por cálculos estequiométricos e para o corte do material foi utilizado uma máquina de serra de fita horizontal (Figura 15), posteriormente todos os elementos foram devidamente pesados na balança digital. (Figura 15-b).

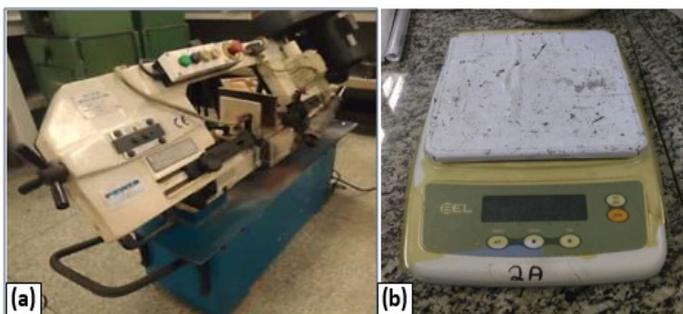


Figura 15: Equipamentos utilizados para preparação das ligas: (a) serra fita, (b) balança digital

Fonte: Arquivo pessoal.

FUNDIÇÃO

Para a fusão dos metais foi utilizado forno do tipo Mufla, como mostrado na Figura 16-a. após a fusão completa, o cadinho foi removido do forno e realizado a homogeneização do metal líquido por agitação manual, utilizando uma espátula de aço pintada com caulim. Após homogeneização, realizou-se a injeção de gás inerte (argônio) no metal líquido (16-b). A injeção de argônio no metal fundido foi utilizada para remover gases e impurezas de baixa densidade, que são segregados formando uma camada de escória sobre a superfície do banho, a qual foi imediatamente removida utilizando a espátula de aço. O vazamento foi iniciado com a obtenção da amostra para análise química (amostra testemunho) como mostrada na Figura 16-c.

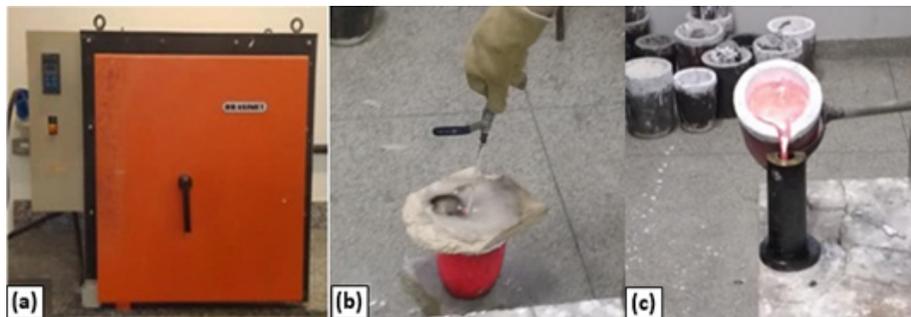


Figura 16: Preparação e vazamento da liga de alumínio (a) material fundido; (b) injeção de argônio; (c) obtenção da amostra para análise química

Fonte: Arquivo pessoal

PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO

O sistema operacional adotado para a solidificação das liga foi o molde de cobre que corresponde ao segmento da Roda Properzi utilizado em lingotamento contínuo horizontal, cedida pela empresa ALUBAR. O molde foi devidamente vedado (Figura 17-b), e imerso em água (Figura 17-c). Todo esse arranjo foi elaborado para que o processo tivesse uma alta taxa de resfriamento. A Figura 17 (d) mostra o instante em que a liga está sendo vazada no molde de cobre. Nesta etapa foram obtidos três lingotes, sendo um lingote para cada liga, nos quais apresentam comprimento de aproximadamente 160 mm (Figura 17-e).



Figura 17: Solidificação da Roda Properzi: (a) Molde; (b) Medição; (c) Imersão em água; (d) Metal líquido depositado no molde; (e) Processo de resfriamento; (d) Lingote Formado

Fonte: Arquivo pessoal.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Esta etapa foi importante para verificar se as composições químicas estão de acordo com o esperado pelos cálculos estequiométricos iniciais. Utiliza-se o corpo de prova proveniente do lingote obtido pela da fundição, Figura 18(a). A amostra foi faceada para realizar a análise química através do espectrômetro de massa óptica modelo “Q4 TASMAN”, Figura 18 (b), onde os resultados foram obtidos a partir da média de duas leituras da composição química para cada amostra.

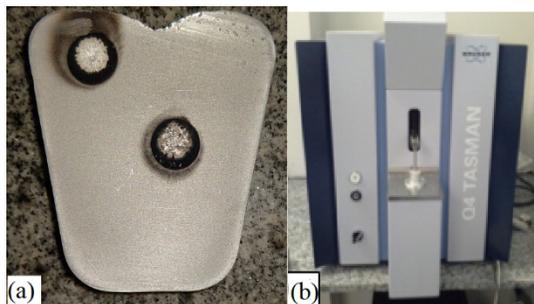


Figura 18: Amostra após a análise (a); Espectrômetro óptico (b)

Fonte: Arquivo pessoal.

ANÁLISE DA MACROESTRUTURA

A caracterização macroestrutural foi realizada nas ligas como fundidas, a partir de amostras obtidas do corte transversal do lingote de cada liga. Inicialmente, as amostras foram embutidas pelo o processo de embutimento a frio como mostra a Figura 19 (a), o procedimento seguinte foi o lixamento com lixa d'água com as seguintes granas [80; 120; 220; 320; 400; 600; 1200] seguidas de polimento utilizando alumina em suspensão com a granulometria de 0,5 μm . O ataque químico para revelar a macroestrutura foi feito com o reagente Keller (2ml HF+3ml HCl+5ml HNO₃+190ml H₂O) para obtenção da macroestrutura por imersão pelo tempo de aproximadamente 10 segundos. Após o ataque químico, as superfícies dos corpos de prova foram devidamente lavadas em água corrente abundante, enxaguada com álcool etílico e secada com um secador de ar quente. A Figura 19 (b) mostra a politriz, equipamento que foi utilizado para realização do procedimento.

As imagens das macrografias foram obtidas por fotografia e escaner.

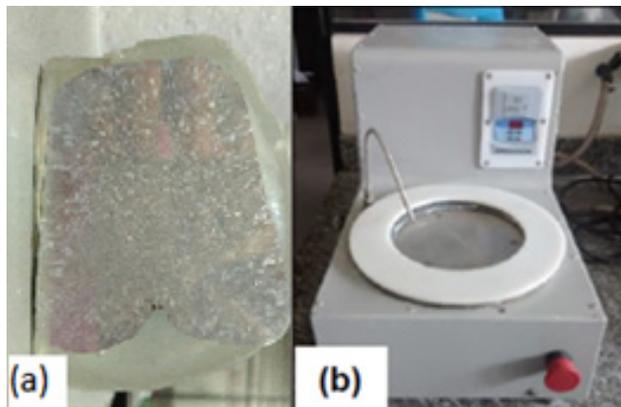


Figura 19: (a) Amostra embutida a frio para preparação metalográfica e (b) Politriz com controle de rotação utilizada para lixamento e polimentos das amostras

Fonte: Arquivo pessoal

CORTE E USINAGEM

Os lingotes solidificados obtidos apresentaram formato de bloco, e cada bloco foi cortado longitudinalmente para se obter 6 amostras na forma de paralelepípedos [15x15x150mm] (Figura 20-a), posteriormente, foram usinadas para o formato cilíndrico em diâmetro de 9,5 mm e comprimento aproximado de 150 mm (Figura 20-b).

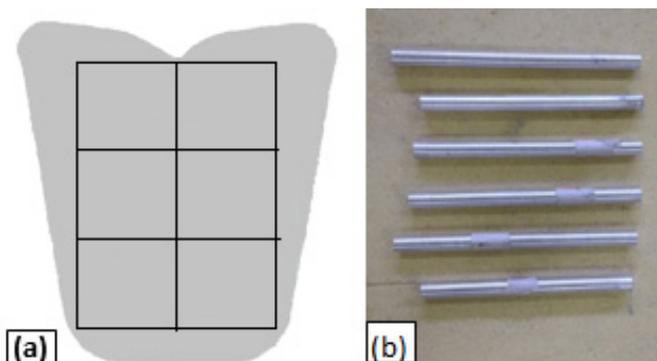


Figura 20: Processo de Corte dos lingotes: (a) modelo, (b) amostras usinadas

Fonte: Arquivo pessoal.

TRATAMENTO TÉRMICO

A utilização do tratamento térmico neste trabalho, objetiva avaliar o comportamento elétrico e mecânico das ligas com a adição de Zr e Ni. Portanto, para avaliar o comportamento de precipitação do referente aos elementos de liga, foram realizados o tratamento térmico

de envelhecimento na temperatura de 400°C durante 16 horas. Ressalta - se, que os tratamentos térmicos aplicados, foram realizados no forno tipo Mufla, exibido anteriormente na Figura 16 a.

DEFORMAÇÃO A FRIO

Nesta etapa foi utilizado uma amostra de cada liga para realizar a laminação utilizando dois Laminadores Duo Reversível da marca MENAC (Figura 21). Foram obtidos fios de diâmetro de 3 mm e comprimento em torno de 800 mm.



Figura 21: Laminador elétrico duo reversível: (a) laminador “corpo” inteiro; (b) detalhe do canal de laminação

Fonte: Arquivo pessoal.

CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

As amostras obtidas foram caracterizadas eletricamente com o auxílio de um multiohmímetro MEGABRÁS (ponte de kelvin), modelo MPK-2000 (Figura 22).



Figura 22: Multiohmímetro (ponte de kelvin) MEGABRÁS modelo MPK- 2000

Fonte: Arquivo pessoal.

As resistências elétricas dos fios foram medidas em temperatura superior a 10°C e inferior a 30°C e corrigida para a temperatura de 20°C como a norma NBR 5118 recomenda. Após a obtenção dos resultados a partir da leitura das resistências dos corpos de provas para o diâmetro de 3 mm, utilizou-se a equação fornecida pela norma NBR 6814 mostrada na Equação 1 abaixo.

$$R_{20} = R_t \left[\frac{1}{1 + \alpha(t-20)} \right] \quad (1)$$

Onde:

t = temperatura na qual foi efetuada a medição, °C;

R_t = resistência a T °C, em Ω ;

R_{20} = resistência corrigida a 20 °C, em Ω ;

α = coeficiente de variação da resistência com a temperatura 20 °C, especificado pela norma para liga de alumínio.

Com a resistência já corrigida a 20 °C pode-se obter a resistividade que é fornecida através da Equação 2, conforme a norma NBR 6815.

$$R_v = \rho c . A \quad (2)$$

Sendo:

R_v = resistência elétrica do corpo de prova por unidade de comprimento a 20 °C, em $\left(\frac{\Omega}{m}\right)$;

ρc = resistividade volumétrica do corpo de prova a 20 °C, em $;\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$

A = área da seção transversal do corpo de prova, em mm^2 .

Os resultados obtidos foram em seguida transformados em condutividade elétrica (IACS), “International Annealed Cooper Standard”, padrão internacional de condutividade correspondente à apresentada pelo fio de cobre com 1 m de comprimento, 1 mm² de seção transversal a 20 °C, através da fórmula:

$$\varphi = \frac{\rho Cu}{\rho Al}$$

Onde:

ϕ = a condutividade elétrica do fio em IACS;

ρ_{Cu} = a resistividade elétrica do cobre em $\frac{\Omega \cdot \text{mm}^2}{m}$

ρ_{Al} = a resistividade elétrica do alumínio em $\frac{\Omega \cdot \text{mm}^2}{m}$

ENSAIO DE TRAÇÃO

Os fios obtidos na deformação foram cortados em fios de 20 mm de comprimento cada e submetidos ao ensaio mecânico, em máquina de ensaio de tração da marca KRATOS, mostrada na Figura 23. Os testes de tração foram realizados segundo as normas para cabos elétricos, NBR 6810, e materiais metálicos, NBR 7549, executando-os em quatro amostras para cada liga.



Figura 23: Máquina de ensaio de tração KRATOS

Fonte: Arquivo pessoal.

ANÁLISE DAS LIGAS ESTUDADAS

Para facilitar o entendimento das ligas analisadas, no próximo capítulo, onde será apresentado os resultados e discussões, as ligas serão identificadas da seguinte forma: A liga Al- 6%Mg será identificada como L1, a liga Al- 6%Mg- 0,15%Zr como L2, a liga Al- 6%Mg- 0,29%Zr como L3, a liga Al- 6%Mg- 0,04%Ni como L4 e a liga Al- 6%Mg- 0,07%Ni como L5.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

ANÁLISE QUÍMICA

A Tabela 1 mostra os valores obtidos para as ligas L1, L2, L3, L4, L5. Com base nos valores expostos na referente tabela, nota-se que as composições químicas adquiridas para as ligas estudadas estão de acordo com os valores propostos.

Ligas	Elementos de Liga (wt%)			
	Ferro	Magnésio	Zircônio	Níquel
L1	0,134	5,853	-	-
L2	0,150	5,894	0,146	-
L3	0,150	5,852	0,296	-
L4	0,107	5,729	-	0,039
L5	0,107	5,783	-	0,068

Tabela 1: Composição da liga base Al- 6%Mg modificadas com teores de Zr e Ni

Fonte: Elaborada pela autora, 2019.

MACROESTRUTURA DAS LIGAS

A estrutura formada durante o processo de solidificação foi analisada macroscopicamente. A macroestrutura da liga base Al-6%Mg (Figura 24-a) é comparada com as macroestruturas das ligas modificadas com teores de [0,15 e 0,29]%Zr (Figura 24-b e 24- c respectivamente) e [0,04 e 0,07]%Ni (Figura 24-d e 24-e).

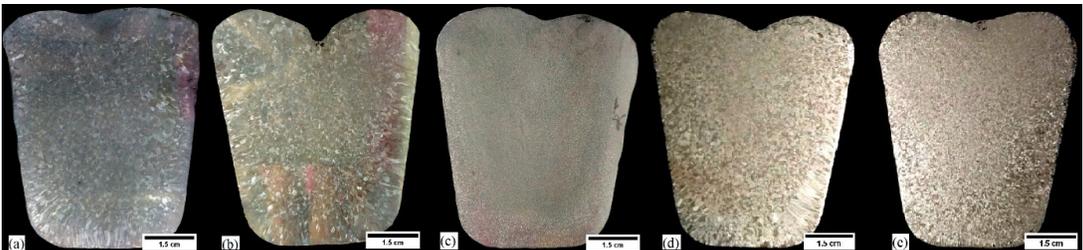


Figura 24: Macrografias de ligas de alumínio solidificadas em molde de cobre – (a) Al puro; (b) L1: Al-6%Mg; (c) L2: Al-6%Mg-0.15%Zr; (c) L3: Al-6%Mg-0.29%Zr; (d) L4: Al-6%Mg-0,04%Ni; (e) L5: Al-6%Mg-0,07%Ni.

Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

Através de análises macrográficas, pode se observar que para a liga L1 (Figura 24-a) há a presença levemente de grãos colunares na interface metal molde, com a adição de Zr nas ligas L2 e L3, se observa a estrutura bruta de fusão totalmente coquilhada. Segundo Brum (2019), a evidência das estruturas cada vez mais refinada/coquilhada com a elevação do teor de Zr, pode ser indicativo de que esta combinação estrutural [Mg/Zr] crescente torna o metal líquido mais fluido, intensificando assim, a condição de convecção do mesmo e possibilitando com que as dendritas sejam mais facilmente quebradas, desta forma, promovendo os grãos na forma como se apresentam. O comportamento de refino de grãos encontrado, pode ser explicado devido à consequência da combinação de Mg com Zr na matriz de Al, são similares das encontradas nos trabalhos de Lobato et al. (2017), Silva et al. (2017) e Hosseiny et al. (2015).

Na liga L4 (Figura 24-d), com a adição de Ni, é possível observar a presença de grãos colunares nas laterais, junto a interface metal molde e a presença de grãos equiaxiais orientadas no centro do molde. Na lateral da liga L5 (Figura 24-e), se observa a presença de grãos coquilhados e equiaxiais no centro do molde.

CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

Amostras sem tratamento térmico

A condutividade elétrica das ligas Al-6%Mg modificada com teores de [0,15 e 0,29]%Zr e [0,04 e 0,07]%Ni são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2: Resultado do ensaio de condutividade elétrica das ligas sem tratamento térmico

Liga	Temperatura Ambiente (°C)	Resistência (mΩ)	Condutividade Elétrica (%IACS)
L1	26,3	2,48	40,20
L2	26,2	2,46	40,51
L3	26,2	2,53	39,39
L4	21,6	2,36	41,57
L5	21,3	2,26	43,36

Fonte: Arquivo pessoal (2019).

Devido a quantidade de soluto inserida na liga, as cinco ligas apresentaram valores baixos de condutividade elétrica. As adições de zircônio não causaram variações tão significativas quanto as adições de níquel. Nota-se que a liga com adição de 0,07%Ni

apresentou maior valor de condutividade elétrica quando comparada as outras ligas. É possível que esses baixos valores de condutividade elétrica possam ser atribuídos ao elemento Mg, assim não sendo indicada para a aplicação como condutoras de energia.

Amostras com tratamento térmico

As amostras que passaram pelo tratamento térmico foram submetidas a temperatura de 400°C por 16 horas. Os resultados podem ser observados na Tabela 3, onde se tem os valores de condutividade para as ligas analisadas neste estudo.

Liga	Temperatura Ambiente (°C)	Resistência (mΩ)	Condutividade Elétrica (%IACS)
L1	24	2,46	40,21
L2	23,8	2,61	37,87
L3	24	2,52	39,25
L4	21,5	2,38	41,21
L5	21,2	2,33	42,05

Tabela 3: Resultado do ensaio de condutividade elétrica das ligas envelhecidas artificialmente

Fonte: Arquivo Pessoal.

O envelhecimento artificial não influenciou significativamente nos valores de condutividade, em geral, houve queda de condutividade para todas as ligas. As ligas envelhecida apresentaram baixos valores para a condutividade, logo, não podem ser caracterizadas como ligas com boas propriedades condutoras.

Influência do tratamento térmico nas ligas

A Figura 25 apresenta a comparação entre os resultados de condutividade para cada uma das ligas, sem tratamento térmico e após passarem pelo envelhecimento artificial.

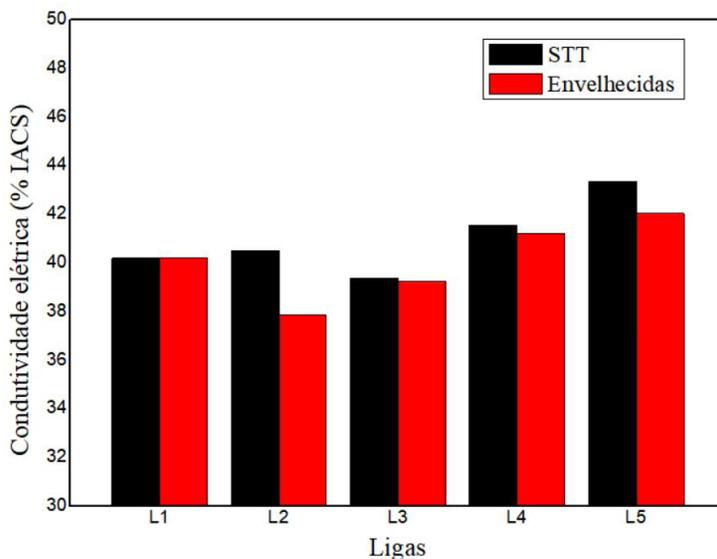


Figura 25: Comparação dos resultados de condutividade para as ligas com tratamento térmico e sem tratamento térmico

Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

Todas as ligas apresentaram valores baixos para a condutividade elétrica com o tratamento térmico de envelhecimento artificial, houve sutilmente uma queda nesses valores de condutividade, dando destaque principalmente para as ligas L2 e L5. Estes valores baixos de condutividade podem ser atribuídos a grande quantidade de soluto, neste caso, o Mg, presente nas ligas, impedindo dessa forma que as ligas tenham boas características elétricas.

LIMITE DE RESISTENCIA A TRAÇÃO

Para esta análise, foram plotados gráficos de Tensão x Deformação Reais para cada liga estudada mostrados na figura 26. Na figura 26-a, estão as ligas sem tratamento térmico em 26-b estão as ligas envelhecidas a 400°C por 16h.

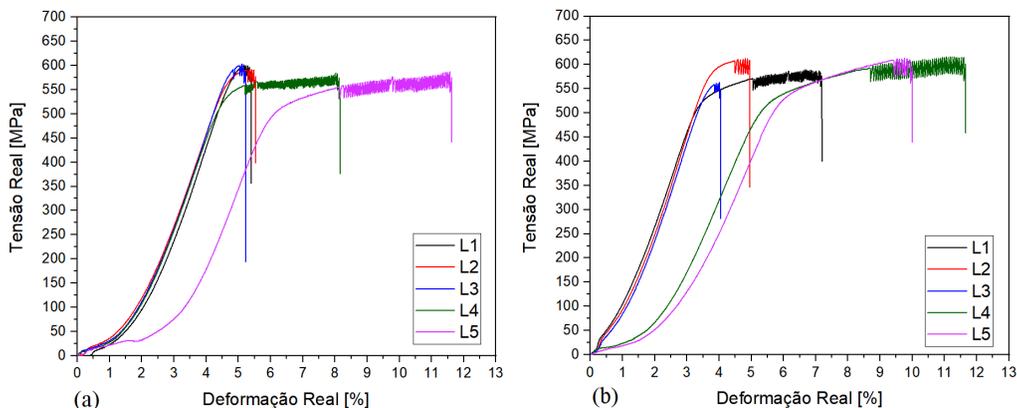


Figura 26: Gráfico de Tensão x Deformação reais de todas as ligas estudadas. (a) Sem tratamento térmico. (b) Envelhecidas

Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

A tabela 4 apresenta os valores de Limite de resistência a tração para as ligas L1, L2, L3, L4 e L5.

Ligas	STT	Envelhecidas
	LRT	LRT
L1	569,80	551,48
L2	561,89	583,53
L3	572,71	541,08
L4	542,33	551,48
L5	522,76	556,48

Tabela 4: Limite de resistência a tração [LRT] da liga base Al-6%Mg modificadas com teores de 0,15 e 0,29% de Zr e 0,04 e 0,07 % de Ni

Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

Sobre esses resultados juntamente com os arranjos das curvas de Tensão x Deformação, primeiramente se observa que na liga Al-6%Mg- 0,29%Zr na condição solidificada obteve maior valor de LRT, ao ser submetida ao tratamento térmico, a liga obteve perda significativa de LRT. No que diz respeito as ligas modificadas com 0,15% de Zr e as [0,04 e 0,07]% de Ni, na condição como solidificada obteve menor valor de LRT, no entanto, ao ser tratada termicamente, obtiveram um significativo aumento no valor. A liga base, ao ser tratada termicamente, também apresentou diminuição no valor de LRT.

Ao analisar as curvas de Tensão x Deformação, observa-se o mesmo comportamento

do fenômeno de Portevin-LeChatelier em todas as ligas com e sem tratamento térmico. Segundo Wanderley (2018), este fenômeno do qual é responsável por mostrar a característica da faixa de deformação não homogênea e repetidas deformações, têm sido comumente observadas quando há solução sólida em ligas de Al-Mg. Realizando uma análise qualitativa deste comportamento, se observa que para a liga L1 solidificada, o serrilhado apresenta maior amplitude e menor extensão quando comparada a L1 envelhecida, de acordo com Brum (2019) isso pode ser explicado utilizando o argumento do DSA - (Envelhecimento Dinâmico de Tensão), as instabilidades na zona plástica são justificadas devido às dificuldades de interações entre as discordâncias e os átomos de soluto, que promovem o Efeito de PLC. Porém, devido ao tratamento térmico aplicado, ocorreu o alívio das tensões internas no material, e possivelmente, o menor estresse na zona plástica, ocasionando a menor velocidade média das discordâncias, que desta forma facilitou a interação com os átomos de soluto, e resultando no surgimento de deformação plástica com amplitudes menores de serrilhados.

Ao se analisar as ligas com adição de [0,15 e 0,29] % de Zr, se observa os mesmos comportamentos do Fenômeno de Portevin- Le Chatelier com amplitudes dos serrilhados maiores nas ligas solidificadas em comparação com a liga tratada termicamente. Para a liga com adição de 0,15% de Zr, de acordo com os autores Estrin; Lebyodkin (2004); Brecht; Estrin (1995) as dispersões de partículas de segunda fase afetam as condições críticas para a ocorrência do Efeito de PLC. Os mesmos ainda relataram que a densidade de discordâncias e o arranjo cristalino dos precipitados, podem influenciar ou inibir o Efeito de PLC. Partindo do princípio, da possível presença dos precipitados de Al₃Zr, devido à significativa elevação do valor do LRT do material, se pode inferir a maior concentração de discordâncias na estrutura interna do material e conseqüentemente, o maior acúmulo de tensões. No que diz respeito ao comportamento da liga com a adição de 0,29% de Zr, Segundo Brum (2019), se deve a aplicação do tratamento térmico, que possivelmente causou o alívio de tensões internas no material, logo, diminuindo a interação das discordâncias com os átomos de soluto. Segundo, devido ao processo de recuperação e recristalização dos grãos no material, do qual devido ao alívio de tensão causado pelo tratamento térmico, as densidades de discordâncias são quase inalteradas, resultando em menores amplitudes médias de quedas de tensão do Efeito de PLC.

Ao analisar as ligas com adição de [0,04 e 0,07]% de Ni, após o tratamento térmico, se observa o comportamento do Fenômeno de PLC para ambas as ligas, com amplitudes dos serrilhados maiores para as ligas envelhecidas e menores para as ligas sem tratamento térmico. Segundo Thomas (1966), o aparecimento de serrilhas é influenciado pelo efeito do tamanho do grão, temperatura de teste e taxa de deformação. Charnock (1968), mostrou

que de acordo com a relação aplicada à teoria de Cottrell, ao manter a taxa de deformação constante, os resultados indicam que a deformação necessária para o início do escoamento serrilhado, depende do tamanho do grão. Mostrando a dependência do movimento das discordâncias com o tamanho de grão e a influência do tamanho de grão na natureza do efeito Portevin - Le Chatelier. É possível que a maior amplitude nas oscilações para a liga com adição de Ni esteja relacionada ao tamanho do grão, como mostra as macrografias das amostras.

Ligas modificadas com teores de Zr sem tratamento térmico

A Figura 27 apresenta as curvas de Tensão x Deformação para as ligas L1 [Al-6%Mg]; L2 [Al-6%Mg-0,15%Zr] e L3 [Al-6%Mg-0,29%Zr] sem tratamento térmico, é possível perceber que não há grande diferença quanto ao LRT e deformação. Sutilmente é possível ver alongamento menor na liga L3 e maior LRT, que segundo Brum (2019), pode ser associado ao maior teor de soluto – (0,29% Zr) e a presença do Al₃Zr a temperatura ambiente, remanescente da Transformação Peritética, por tratar-se de Liga Hiper Peritética, como fase primária que, possivelmente, aloja-se nos contornos de grão da solução sólida (qp), resultante da Transformação Peritética, podendo servir como ancoradouro ao movimento das discordâncias e impedindo o movimento das mesmas, causando maior endurecimento do material por trabalho a frio e, conseqüentemente, resultando em menor alongamento.

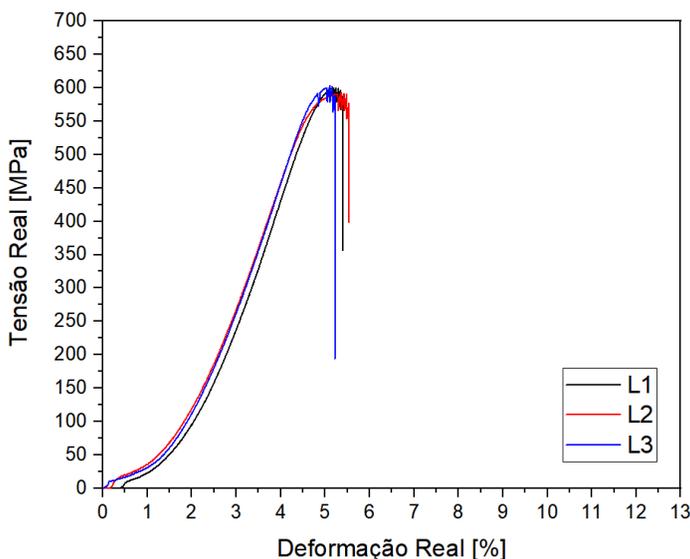


Figura 27: Gráfico Tensão x Deformação das ligas L1 [Al-6%Mg]; L2 [Al-6%Mg-0,15%Zr] e L3 [Al-6%Mg-0,29%Zr] STT.

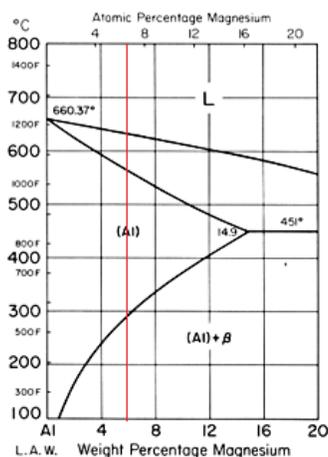
Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

As Figuras 28-a e 28-b representam, respectivamente, parte dos Diagramas de Equilíbrio para as L1, L2 e L3 nas quais é possível perceber, que nas condições em que foram submetidas no processo de solidificação, o processo de Tempera de Fusão.

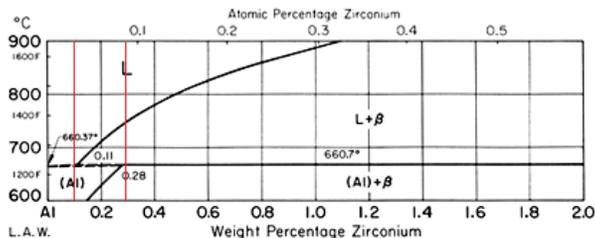
No caso da liga L1, por tratar-se de liga diluída, a condição de resfriamento imposta proporciona, a temperatura ambiente, presença de uma [01] Solução Sólida [aAl].

No caso da liga L2, por tratar-se de liga Hipo Peritética, a condição de resfriamento imposta proporciona, a temperatura ambiente, presença de duas Soluções Sólida: i. A resultante da Transformação Peritética [ap]; ii. A resultante da solidificação do líquido remanescente da Transformação Peritética [aAl].

No caso da liga L3, por tratar-se de liga Hiper Peritética, a condição de resfriamento imposta proporciona, a temperatura ambiente, presença de uma [01] Solução Sólida e uma [01] Fase Primária i. A Solução Sólida resultante da Transformação Peritética [ap]; ii. A Fase Primária na forma do Composto Intermetálico [Al3Zr] remanescente da Transformação Peritética. Neste caso ocorre a inibição da consequência da Tempera de Fusão.



(a)



(b)

Figura 28: (a) Diagrama de equilíbrio Al-Mg; (b) Diagrama de equilíbrio Al-Zr

Fonte: Adaptada de INFOMET, 2019.

Ligas modificadas com teores de Ni sem tratamento térmico

A Figura 29 apresenta as curvas de Tensão x deformação para as ligas modificadas com teores de Ni, que são as L1 [Al-6%Mg]; L4 [Al-6%Mg-0,04%Ni] e L5 [Al-6%Mg-0,07%Ni], diferentemente das ligas com teores de Zr, estas apresentam diferenças significativas quanto ao LRT e alongamento, uma vez que as ligas com adição de Ni mostram maiores deformação.

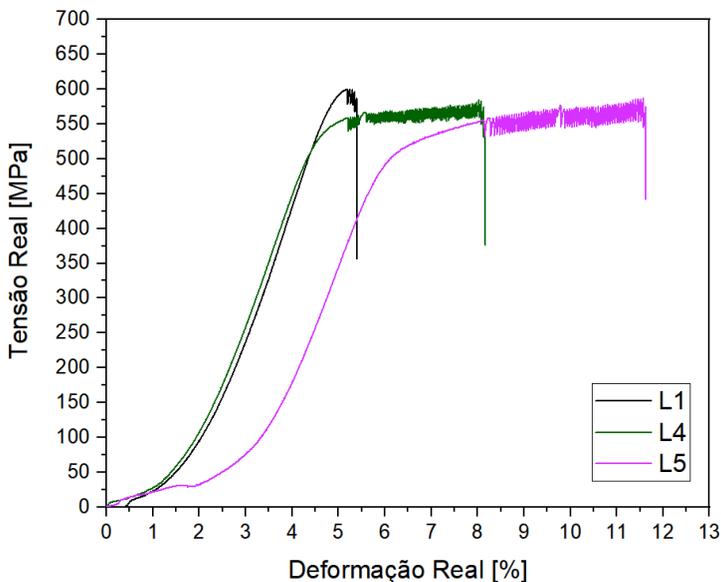


Figura 29: Gráfico Tensão x Deformação das ligas L1 [Al-6%Mg]; L4 [Al-6%Mg-0,04%Ni] e L5 [Al-6%Mg-0,07%Ni] STT

Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

A parte do diagrama de fases da figura 30-b mostra as composições presentes nas ligas de Níquel e permite avaliar, que nas condições em que foram submetidas no processo de solidificação, o processo de Tempera de Fusão.

Para a liga com 0,04% Ni, considerada como liga diluída, após o resfriamento, que pode ser considerado rápido, uma vez que foi solidificado em água, quando a liga cruza a linha solvus, a tendência é a formação da fase beta, no entanto, com o resfriamento rápido, há uma solubilização inibindo a formação de precipitados e em consequência tem-se, a temperatura ambiente, a Solução Solida [aAl].

Quanto a liga 0,07%Ni, por tratar-se de liga Hipo Eutética, ela se encontra após o limite de máxima solubilização de Ni, nesta composição as ligas são submetidas à Transformação Invariante Eutética, muito forte, e que inibe as consequências da Tempera de Fusão. Nestas circunstâncias ocorrerá, a temperatura ambiente, a presença de uma [01] Solução Sólida e o constituinte: i. A Solução Solida pro Eutética [aAl]; ii. A associação entre [aAl+(Al3Ni)] resultante da transformação Eutética do sistema, motivo pelo qual se pode explicar o LRT desta liga ser menor do que o LRT da liga com 0,04% Ni.

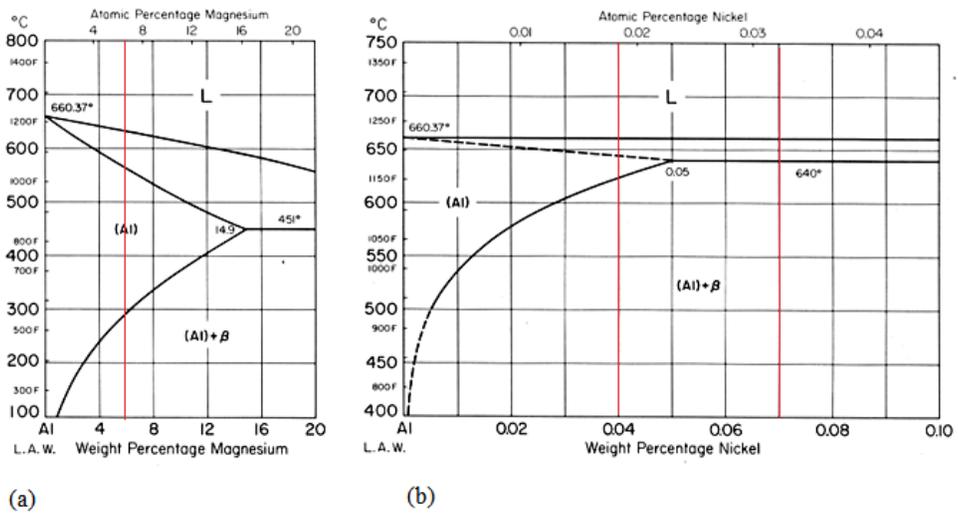


Figura 30: (a) Diagrama de equilíbrio Al-Mg; (b) Diagrama de equilíbrio Al-Ni

Fonte: Adaptada de INFOMET, 2019.

Ligas modificadas com teores de Zr envelhecidas

A Figura 31 apresenta as curvas de Tensão x Deformação para as ligas L1 [Al-6%Mg]; L2 [Al-6%Mg-0,15%Zr] e L3 [Al-6%Mg-0,29%Zr], após passaram por envelhecimento de 400°C por 16 horas.

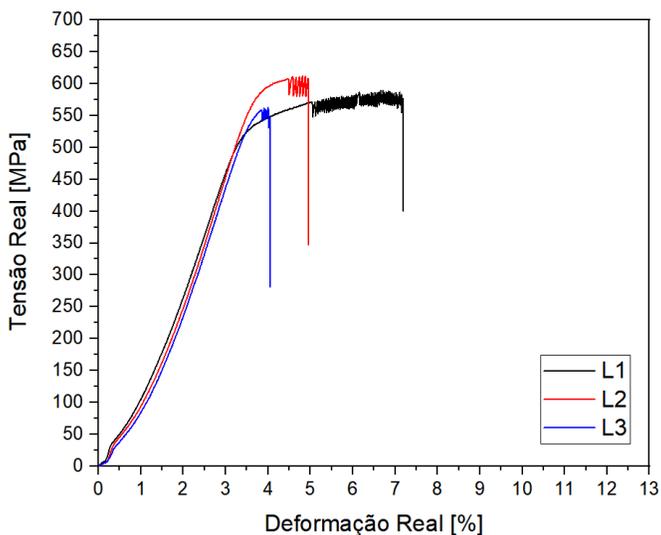


Figura 31: Gráfico Tensão x Deformação das ligas L1 [Al-6%Mg]; L2 [Al-6%Mg-0,15%Zr] e L3 [Al-6%Mg-0,29%Zr] Envelhecidas

Fonte: Elaborado pela autora.

A figura 32 apresenta os diagramas de equilíbrio para Al-Mg e Al-Zr. O conjunto de curvas associados aos diagramas permitem tecer os seguintes comentários:

- I. Primeiro a liga L1 [Al-6%Mg] – a temperatura de tratamento adotada coloca a amostra no campo monofásico do Sistema Al-Mg; nestas circunstâncias a liga em estudo resulta temperada pós solubilização total. A solução sólida daí resultante apresentou comportamento mecânico muito interessante elevado LRT e alongamento. Razoável indicio de Super Plasticidade;
- II. Segundo a liga L2 [Al-6%Mg-0,15%Zr] - a temperatura de tratamento adotada coloca a amostra sob a curva Solvus do Sistema Peritético Al-Zr; nestas circunstâncias a liga sofre o processo de precipitação ao ser submetida a 400°C por 16 horas. Resultando em sua estrutura final de arranjo que associa soluções sólidas remanescentes da precipitação com o produto da precipitação, a fase secundária Al₃Zr. O comportamento mecânico deste arranjo eleva o LRT mas restringe o Alongamento. Razoável indicio de Fragilidade.
- III. Terceiro a liga L3 [Al-6%Mg-0,29%Zr] - a temperatura de tratamento adotada coloca a amostra sob a curva Solvus do Sistema Peritético Al-Zr; nestas circunstâncias a liga sofre o processo de precipitação ao ser submetida a 400°C por 16 horas. Resultando em sua estrutura final de arranjo que associa soluções sólidas remanescentes da precipitação com o produto da precipitação, a fase secundária Al₃Zr além da fase primária, Al₃Zr, que não sofre qualquer seqüela por efeito do tratamento térmico. O comportamento mecânico deste arranjo diminui o LRT e o Alongamento. Forte indicio de Fragilidade;
- IV. Por fim - Fica evidente que o Zr adicionado a ligas Al-Mg inibe a possibilidade de Super Plasticidade que o Mg empresta ao Al.

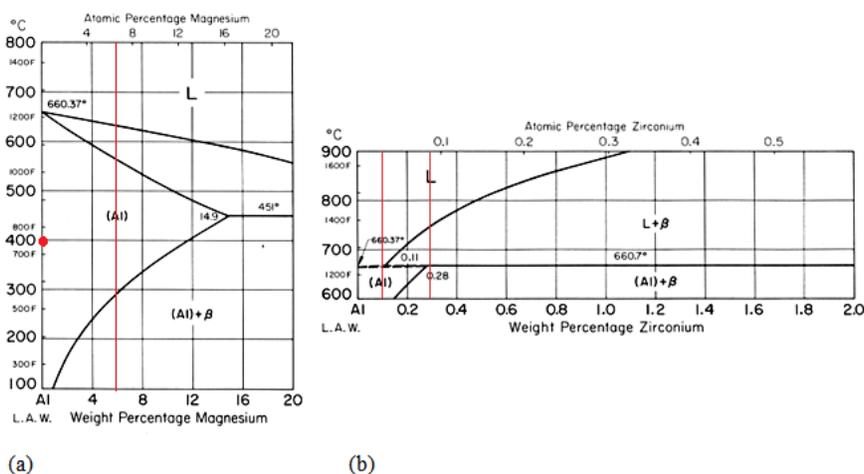


Figura 32: (a) Diagrama de equilíbrio Al-Mg; (b) Diagrama de equilíbrio Al-Zr

Fonte: Adaptado de INFOMET, 2019.

Ligas modificadas com teores de Ni envelhecidas

A figura 33 apresenta as curvas de Tensão x Deformação para as ligas modificadas com Ni após passaram por envelhecimento de 400°C por 16 horas.

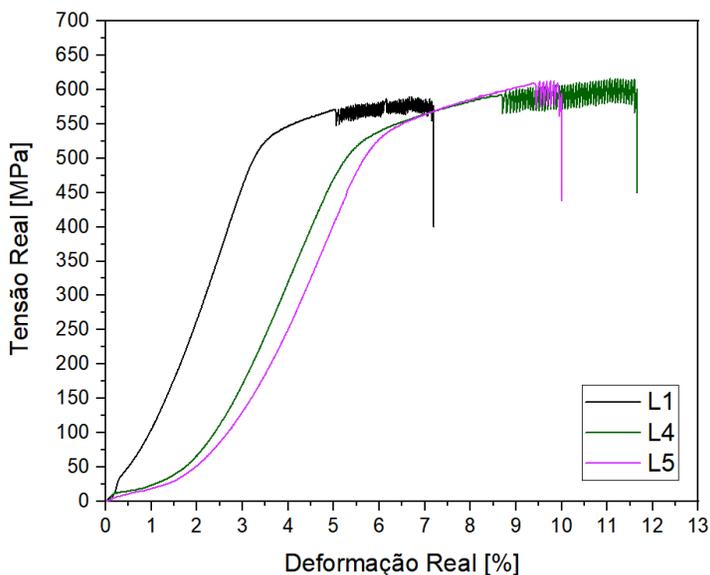


Figura 33: Gráfico Tensão x Deformação das ligas L1 [Al-6%Mg]; L4 [Al-6%Mg-0,04%Ni] e L5 [Al-6%Mg-0,07%Ni] Envelhecidas

Fonte: Elaborado pela autora, 2019.

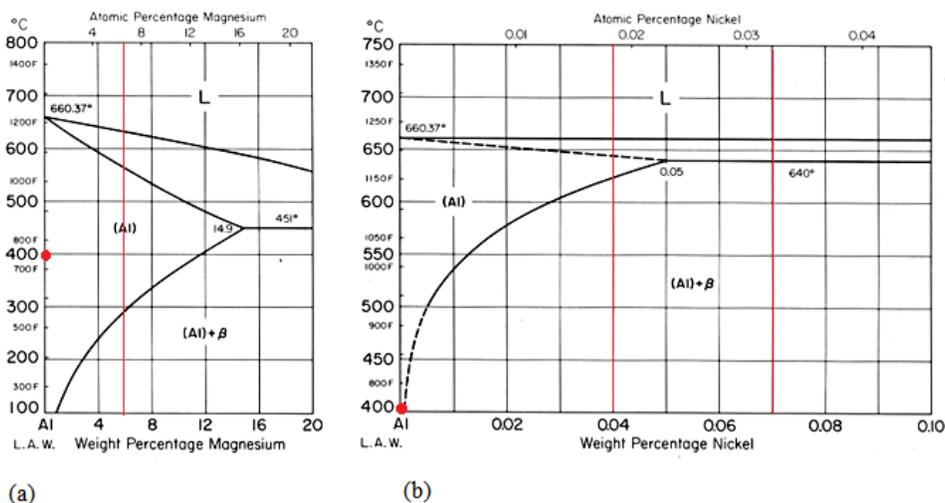


Figura 34: (a) Diagrama de equilíbrio Al-Mg; (b) Diagrama de equilíbrio Al-Ni

Fonte: Adaptado de INFOMET, 2019.

A figura 34 apresenta os diagramas de equilíbrio para Al-Mg e Al-Ni, conjunto de curvas associadas aos diagramas de equilíbrio permitem tecer os seguintes comentários:

- I. Primeiro a liga L1 [Al-6%Mg] – Já comentada anteriormente;
- II. Segundo a liga L4 [Al-6%Mg-0,04%Ni]- a temperatura de tratamento adotada coloca a amostra sob a curva Solvus do Sistema Al-Ni por tratar-se de liga diluída; nestas circunstâncias a liga sofre o processo de precipitação ao ser submetida a 400°C por 16 horas. Resultando em sua estrutura final de arranjo que associa soluções sólidas [aAl].remanescentes da precipitação com o produto da precipitação, a fase secundária Al₃Ni. O comportamento mecânico deste arranjo diminui levemente o LRT, mas aumenta o Alongamento. Razoável indicio de boa plasticidade;
- III. Terceiro a liga L5 [Al-6%Mg-0,07%Ni] - a temperatura de tratamento adotada coloca a amostra afastada da curva Solvus do Sistema Eutético Al-Ni; nestas circunstâncias a liga sofre o processo de precipitação ao ser submetida a 400°C por 16 horas. Por tratar-se de liga Hipo Eutética existem duas [02] condições de análise; iii.1 – A precipitação da fase secundária [Al₃Ni] da solução [aAl] Pró Eutética e iii.2 - A precipitação da fase secundária [Al₃Ni] da solução [aAl] contida no Constituinte [aAl + Al₃Ni]. O comportamento mecânico deste arranjo repetiu o LRT e o Alongamento da liga L4. Razoável indicio de boa plasticidade;
- IV. Por fim - Fica evidente que o Ni adicionado a ligas Al-Mg inibe o LRT mas não interfere na possibilidade de Super Plasticidade que o Mg empresta ao Al.

CONCLUSÃO

- **Caracterizar a macroestrutura em cada liga, proveniente da adição de Níquel na liga Al-6%Mg e comparar com as modificadas com teores de Zircônio.**

A macroestrutura do material foi refinada devido ao valor de magnésio adicionados. As adições dos teores de 0,15%Zr e 0,29%Zr contribuíram para o refino da macroestrutura, que foi completamente refinada com as adições de 6%Mg e 0,29%Zr. As adições dos teores de 0,04%Ni e 0,07%Ni mantiveram o refino da liga semelhante a liga base, no entanto, foi possível ver a presença de grãos colunares nas laterais do corpo de prova, principalmente para a liga 0,04%Ni.

- **Analisar o comportamento elétrico em cada liga proveniente da adição de Níquel na liga Al-6%Mg e comparar com as modificadas com teores de Zircônio, sem e com tratamento térmico.**

Em geral, as ligas apresentaram valores baixos para a condutividade elétrica. As ligas com adição de níquel apresentaram valores relativamente maiores comparadas as demais ligas. Com o tratamento térmico de envelhecimento artificial, houve uma sutil perda de condutividade, principalmente nas ligas L2 e L5.

- **Analisar a resistência a tração de cada liga, proveniente da adição de Níquel na liga Al-6%Mg e comparar com as modificadas com teores de Zircônio com e sem tratamento térmico.**

Sem tratamento: A adição de zircônio não gerou mudanças perceptíveis para o limite de resistência a tração e nos valores de alongamento. A adição de níquel provocou queda no LRT e valores maiores para o alongamento.

Com tratamento: O tratamento térmico proporcionou ganho de LRT para as ligas modificadas com níquel e perda para as demais ligas. Em geral, o envelhecimento proporcionou ganho nos valores de alongamento.

REFERÊNCIAS

ABAL – Associação Brasileira do Alumínio. **História do Alumínio**. Disponível em: <http://www.abal.org.br/aluminio/historia-do-aluminio/>>. Acesso em: 15 nov. 2014. ABAL – Associação Brasileira do Alumínio. **História do Alumínio**. Disponível em: < <http://abal.org.br/aluminio/temperas.asp>>. Acesso em: 20 mar. 2017.

ABAL – Associação Brasileira do Alumínio. **História do Alumínio**: Relatório de Sustentabilidade da Indústria do Alumínio. Disponível em: < <http://abal.org.br/biblioteca/publicacoes/anuarios-e-relatorios/>> . Acesso em: 05/07/2018.

AIT-AMOKHTAR, H.; FRESSENGEAS, C. Crossover From Continuous to Discontinuous Propagation in the Portevin – Le Chatelier Effect. **Acta Materialia**, 2010.

AIT-AMOKHTAR, H.; FRESSENGEAS, Claude; BOUABDALLAH, K. On the effects of the Mg content on the critical strain for the jerky flow of Al–Mg alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 631, p. 209-213, 2015.

ALMEIDA, S.G. **Comportamento Mecânico da liga Al 6351 Submetida à Extrusão Angular em Canais Iguais e Compressão Multiaxial Cíclica**. Dissertação de Mestrado – (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte – MG, 2017.

ARGON, A. S. **Overview of Strengthening Mechanisms**. In: ARGON, A. S. Oxford, Oxford, 2008, pp. 70-77.

ASKERLAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e engenharia dos materiais**. São Paulo: Cengage Learning, 2008, 594p.

ASM INTERNATIONAL. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**, v. 2, American Society for Metals - ASM Handbook, 1990.

ASM INTERNATIONAL. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Aluminum and aluminum alloys**. v. 4., American Society for Metals - ASM Handbook, 1998.

BARAT, P.; SARKAR, A.; BARAT, A. **Portevin – Le Chatelier Effect: A Poisson Process**.

BATALU, D.; GEORGETA, C.; ANGEL, A. Critical Analysis of Al-Ni Phase Diagrams. *Metallurgia International*, v. 11, n. 8, p. 36-45, 2006.

BRECHET, Y.; ESTRIN, Y. **On the influence of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect**. *Acta metallurgica et materialia*, v. 43, n. 3, p. 955-963, 1995.

BRUM, N. A. **Influência do Zr nas propriedades mecânicas da liga Al-6% Mg**. Dissertação (mestrado em engenharia industrial) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2019.

CALLISTER JR, W. D. **Fundamental of Materials Science and Engineering**, 5 ed., Nova York, John Wiley & Sons, p. 258, 2001.

CASANOVA, B. M. **Recristalização em Chapa de Liga de Alumínio 7475 Deformada Severamente Via Laminação Assimétrica e Acumulativa**. Dissertação de Mestrado – (Mestrado em Ciência dos Materiais), Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro – RJ, 2016.

CHARNOCK, W. **The influence of grain size on the nature of Portevin Le Chatelier effect**. Phil. Mag., 18S9-99, 1968.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4ª edição. São Paulo: Blucher, 2008.

COTTRELL, A. H.: Phil. Mag., 44 (1953),8 29.

DAVIS, J. R. **General Introduction**. In: **ASM SPECIALTY HANDBOOK - Aluminum And Aluminum Alloys**. Ohio, ASM International, 1993a. p. 3-17.

ESTRIN, Y.; LEBYODKIN, M. A. The Influence of Dispersion Particles on the Portevin – Le Chatelier Effect: From Average Particle Characteristics to Particle Arrangement, **Materials Science and Engineering: A**, p.195-198, 2004.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. 2. ed. Campinas: UNICAMP, 2007.

GOLOVIN, Y. I.; IVOLGIN, V. I.; LEBEDKIN, M. A.; SERGUNIN, D. A. **Regions of The Portevin – Le Chatelier Effect Existing Under the Conditions of Continuous Room – Temperature Indentation of an Al-2.7%Mg Alloy**, **Physics of the Solid State**, p.1671- 1673, 2004.

INFOMET. **Alumínio e as suas ligas**. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=108>>. Acesso em: 18/06/2019.

INFOMET. **Sistema Al-Mg**. Disponível em: < <https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=53>> . Acesso em: 18/06/2019.

KAKANI, S. L.; KAKANI, A. **Electrical and Magnetic Properties of Materials**. In: KAKANI, S. L.; KAKANI, A. **Material Science**. Nova Délhi, New Age International, 2004, pp. 431- 487.

KANG, J.; MISHRA, R. K.; WILKINSON, D. S.; ODD, S. Effect of Mg Content on Portevin – Le Chatelier Band Strain in Al-Mg Sheet Alloys, **Philosophical Magazine Letters**, p.37- 41, 2012.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **The Influence and Control of Porosity and Inclusions in Aluminum Castings**. In: **Aluminum alloy castings: properties, processes and applications**, Materials Park, ASM International, 2004. pp.: 47- 54.

KNIPLING, E. K.; DUNAND, C.; SEIDMAN, N. Criteria for developing castable, creepresistant aluminum-based alloys – A review, **Zeitschrift fuer Metallkunde**, v. 97, n.3, pp. 246-265, 2006.

MA, P. et al. Effect of Alloying Elements and Processing Parameters on the Portevin – Le Chatelier Effect of Al-Mg Alloys. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, p.175-183, 2015.

MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Geometry of deformation and work-hardening**. In: MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials**. Nova York, Cambridge, 2009, pp. 369-399

NEMBACH, E., **Order strengthening**: recent developments, with special reference to aluminum-lithium alloys, *Progress in Materials Science*, 45, pp.275-338, 2000.

PRAZERES, E. R. **Avaliação da modificação da liga base Al – Cu – Fe – Mg por teores de Ni e Ti quanto a caracterização estrutural, elétrica e mecânica, a partir de ligas solidificadas em molde “U”**. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2016.

REED-HILL, R. E. **On the dynamics of dislocation pinning during strain aging**. Is.1.1, Is.ed.1, 1973. (Technical report to the U. S. Army).

ROBSON, J. D.; PRANGNELL, P. B. Dispersoid Precipitation and Process Modeling in Zirconium Containing Commercial Aluminum Alloys. *Acta Materialia*, p. 599 – 613, 2001.

RUSSEL, A. M. and Lee, K. L., “**Structure–Property Relations In Nonferrous Metals**”, Jhon Wiley & Sons, Inc, Hoboken, New Jersey, 2005, p 197; 359; 385.

SHACKELFORD, J. F. **Ciência dos materiais**. 6. ed. São Paulo: Pearson, 2000.

SHIBKOV, A. A.; ZOLOTOV, A. E.; ZHELTOV, M. A.; DENISOV, A. A.; GASANOV, M. F. Plastic Deformation Macrolocalization During Serrated Creep of na Aluminum – Magnesium Al-6Mg (wt%), *Technical Physics*, 2014.

SOUZA, P. H. L. **Análise da influência de teores de Mg e Ni sobre as propriedades térmicas, mecânicas e elétricas de uma liga Al-Cu-Fe para transmissão e distribuição de energia elétrica**. Belém: 2013.112f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – 79 Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2013.

THOMAS, A. T., *Acta Met*, 14 (1966),1363

WANDERLEY, M. V. M. **Caracterização da liga Al- 6%Mg modificada com [0,15 e 0,30]%Zr e submetida à alívio de tensão de 400°C/1h**. Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Mecânica, Instituto de tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2018.

YILMAZ, Ahmet. The Portevin–Le Chatelier effect: a review of experimental findings. *Science and technology of advanced materials*, v. 12, n. 6, p. 063001, 2011.

ZHAO, S.; MENG, C.; MAO, F.; HU, W. Influence os Severe Plastic Deformation On Dynamic Strain Aging of Ultrafine Grained Al-Mg Alloys. *Acta Materialia*, v. 76, p. 54-67, 2014.

MILENA tem 27 anos, bacharel em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Pará, passou os 5 anos da graduação vinculada ao laboratório de Pesquisa em Engenharia de Materiais, onde foi monitora, voluntária e aluna de iniciação científica.

EMERSON tem 33 anos, engenheiro mecânico, mestre em engenharia mecânica e doutorando em engenharia de recursos naturais da Amazônia, pelo PRODERNA, com linha de pesquisa em materiais e metalurgia. É membro do grupo de pesquisa em engenharia de materiais (GPEMAT). Atualmente é professor do curso de engenharia mecânica da UFPA.



🌐 www.atenaeditora.com.br
✉ contato@atenaeditora.com.br
📷 @atenaeditora
📘 www.facebook.com/atenaeditora.com.br

A INFLUÊNCIA DO Ni e Zr NAS CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS E ESTRUTURAIS DA LIGA AL-6%Mg ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE



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

A INFLUÊNCIA DO Ni e Zr NAS CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS E ESTRUTURAIS DA LIGA AL-6%Mg ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE