

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PELOTAS

Centro de Desenvolvimento Tecnológico

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Tese



**Estudo Morfológico, Estrutural e de Corrosão frente à
Recuperação/Recristalização Dinâmica de Ligas de Alumínio 6063 Laminadas à
Frio**

Márcio Ulguim Oliveira

Pelotas, 2019

Márcio Ulguim Oliveira

**Estudo Morfológico, Estrutural e de Corrosão frente à
Recuperação/Recristalização Dinâmica de Ligas de Alumínio 6063 Laminadas à
Frio**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Pelotas, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: César Antonio Oropesa Avellaneda

Pelotas, 2019

Universidade Federal de Pelotas / Sistema de Bibliotecas
Catalogação na Publicação

O48e Oliveira, Márcio Ulguim

Estudo morfológico, estrutural e de corrosão frente à recuperação/recristalização dinâmica de ligas de alumínio 6063 laminadas à frio / Márcio Ulguim Oliveira ; César Antonio Oropesa Avellaneda, orientador. — Pelotas, 2019.

116 f. : il.

Tese (Doutorado) — Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas, 2019.

1. Laminação. 2. Corrosão. 3. Liga de alumínio 6063. 4. Recuperação dinâmica. 5. Recristalização dinâmica. I. Avellaneda, César Antonio Oropesa, orient. II. Título.

CDD : 620.11063

Márcio Ulguim Oliveira

Estudo Morfológico, Estrutural e de Corrosão frente à Recuperação/Recristalização
Dinâmica de Ligas de Alumínio 6063 Laminadas à Frio

Tese aprovada, como requisito parcial, para obtenção do grau de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas.

Data da Defesa:

Banca examinadora:

Prof. Dr. César Antonio Oropesa Avellaneda (Orientador)
Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais pela Universidade de São Paulo

Prof. Dr. Rubens Camaratta
Doutor em Ingeniería y Producción Industrial pela Universitat Politècnica de València
(Espanha)

Prof. Dr. Sérgio da Silva Cava
Doutor em Química pela Universidade Federal de São Carlos

Prof. Dr. Jorge Luís Braz Medeiros
Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade
Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Luciano Volcanoglo Biehl
Doutor em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais pela Universidade Federal do Rio
Grande do Sul

À minha esposa Fabiane Ulguim.

Ao meu filho João Vitor.

À memória dos meus pais.

Agradecimentos

À minha esposa pelo carinho, apoio, solidariedade e companhia, e ao meu filho, que mesmo sem entender, não se incomodava pelo pai ter que ir trabalhar.

Aos meus amigos Adroaldo Bredow e Gustavo Dias pela amizade prestatividade e apoio na realização deste trabalho.

Ao meu orientador, professor Doutor César Avellaneda, pela dedicação, apoio na realização deste trabalho.

Aos professores do Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade Federal de Pelotas, pelos conhecimentos compartilhados.

Aos técnicos e bolsistas dos laboratórios de filmes finos, da Universidade Federal de Pelotas, do laboratório de Metalografia, da Universidade Federal do Rio Grande – FURG, pelo apoio nos ensaios.

Ao professor Doutor André Gündel, da Universidade Federal do Pampa, pelos ensaios de microscopia de força atômica.

Aos professores Doutores Fernando Machado Machado (qualificação), Jorge Luís Braz Medeiros (qualificação e defesa final), Luciano Volcanoglo Biehl (qualificação e defesa final), Rubens Camaratta (defesa final) e Sérgio da Silva Cava (defesa final), por fazerem parte das bancas indicadas.

À Universidade Federal do Pampa.

À Universidade Federal do Rio Grande – FURG.

Ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Pelotas.

Eu digo olhando para os próximos 100 anos que existem duas tendências no mundo hoje. A primeira tendência é em direção ao que chamamos de uma civilização tipo um, uma civilização planetária ... O perigo é a transição entre o tipo zero e o tipo um que é onde estamos hoje. Somos uma civilização tipo zero.

Nós obtemos nossa energia de plantas mortas, petróleo e carvão. Mas se você tiver uma calculadora, poderá calcular quando atingiremos o status de tipo um. A resposta é: em cerca de 100 anos, nos tornaremos planetários. Nós seremos capazes de aproveitar toda a produção de energia do planeta Terra. Vamos brincar com o clima, terremotos, vulcões.

Qualquer coisa planetária com a qual vamos brincar. O período de perigo é agora, porque ainda temos a selvageria. Ainda temos todas as paixões. Temos todas as ideias sectárias e fundamentalistas circulando por aí, mas também temos armas nucleares. capaz de aniquilar a vida na terra. Então eu vejo duas tendências no mundo hoje. A primeira tendência é em direção a uma sociedade multicultural, científica e tolerante, e em todos os lugares que vou vejo aspectos desse nascimento.

Por exemplo, o que é a Internet? Muitas pessoas escreveram sobre a Internet. Bilhões e bilhões de palavras escritas sobre a Internet, mas para mim, como física, a Internet é o começo de um sistema telefônico do tipo um, um sistema telefônico planetário. Por isso, temos o privilégio de estarmos vivos para testemunhar o nascimento de uma tecnologia do tipo ... E o que é a União Europeia? A União Europeia é o começo de uma economia do tipo um. E como é que estes países europeus, que se massacraram desde que o gelo derreteu há 10.000 anos, como é que se uniram, puseram de lado as suas diferenças para criar a União Europeia? ...

Michio Kaku (2010), quando perguntado sobre a possibilidade da autodestruição da humanidade.

Resumo

OLIVEIRA, M. U. **Estudo Morfológico, Estrutural e de Corrosão frente à Recuperação/Recristalização Dinâmica de Ligas de Alumínio 6063 Laminadas à Frio**. 2019. XXX f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Universidade Federal de Pelotas, Pelotas, 2019.

A produção mundial de alumínio vem aumentando nos últimos anos, motivada pelo avanço tecnológico, que permite, por exemplo, a substituição de peças que antes eram fabricadas em aço, por peças fabricadas em alumínio, além da possibilidade de ciclos de reciclagem praticamente infinitos. Neste trabalho foram estudados os comportamentos da liga de alumínio 6063, com tratamento térmico T9, laminada a 0,13 m/min, 0,75 m/min, 1,36 m/min, 2,00 m/min e 2,60 m/min, com reduções de 10%, 13%, 16%, 19%, 22% e 25% por velocidade de laminação. Foram empregadas as técnicas de microdureza Vickers, microscopias óptica, eletrônica de varredura e de força atômica, além das técnicas eletroquímicas de polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica. Os resultados mostraram que, em dado percentual de deformação, o material sofreu uma redução de sua dureza, o que aponta para o fenômeno da recristalização dinâmica. Este comportamento também foi percebido nas curvas de polarização potenciodinâmica. Com as técnicas de microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva foi possível observar o comportamento das microcélulas de corrosão que se formaram na interface entre os intermetálicos e a matriz, através de presença mais acentuada de oxigênio nesta região, além da caracterização química qualitativa destas fases, as quais eram compostas por alumínio (em menor quantidade que na matriz) silício, magnésio e ferro. O uso da espectroscopia de impedância eletroquímica permitiu constatar a presença de comportamentos capacitivos e indutivos, denotando os processos de corrosão e passivação, respectivamente, com a variação da frequência. Por fim, a microscopia de força atômica mostrou que as amostras laminadas com menor velocidade apresentaram uma superfície mais rugosa, enquanto as laminadas em velocidades mais elevadas tiveram uma maior ondulação superficial. Como conclusões, este trabalho indicou a presença de recuperação ou recristalização dinâmica em todos os grupos de amostras e que quanto maior a velocidade de laminação mais pronunciado é este efeito. Tal efeito foi acompanhado pelos resultados de microscopia óptica e de polarização potenciodinâmica. Através da microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva foram verificados a homogeneidade de distribuição de partículas e processo corrosivo entre estas partículas e matriz. A microscopia de força atômica indicou a transição de uma superfície rugosa para uma superfície ondulada, com a elevação da velocidade de laminação. A espectroscopia de impedância eletroquímica mostrou um comportamento relativamente complexo, com a presença dos comportamentos resistivo, indutivo e capacitivo, além de um elemento de fase constante, os quais resultaram na presença de um loop indutivo e um semicírculo capacitivo completo.

Palavras chave: Laminação. Corrosão. Liga de alumínio 6063. Recuperação dinâmica. Recristalização dinâmica.

Abstract

OLIVEIRA, M. U. **Morphological, Structural and Corrosion Studies on Dynamic Recovery/Recrystallization of 6063 cold rolled Aluminum Alloys**. 2019. XXX f. Thesis (Doctor in Materials Science and Engineering – Postgraduate Program in Materials Science and Engineering. Federal University of Pelotas, Pelotas, 2019.

The world production of aluminum has been increasing in recent years, motivated by the technological advance, which allows, for example, the replacement of parts that were previously made of steel by parts made of aluminum, beyond the possibility of practically infinite recycling cycles. In this work was studied the behavior of the aluminum alloy 6063, with T9 heat treatment, rolled at 0.13 m/min, 0.75 m/min, 1.36 m/min, 2.00 m/min and 2.36 m/min, with reductions of 10%, 13%, 16%, 19%, 22% and 25% per roll speed. Was Vickers microhardness, optical microscopy, scanning electron and atomic force techniques were used, as well as the electrochemical techniques of potentiodynamic polarization and electrochemical impedance spectroscopy. The results showed that, in a given percentage of deformation, the material suffered a reduction of its hardness, which points to the phenomenon of dynamic recrystallization. This behavior was also observed in the potentiodynamic polarization curves. With the techniques of scanning electronical microscopy and dispersive energy spectroscopy it was possible to observe the behavior of the microcells of corrosion that formed at the interface between the intermetallic and the matrix, through a more pronounced presence of oxygen in this region, besides the analyzes chemical qualitatives of these phases, the which were composed of aluminum (less than in the matrix) silicon, magnesium and iron. The use of electrochemical impedance spectroscopy allowed to verify the presence of capacitive and inductive behavior, denoting the corrosion and passivation processes, respectively, with the frequency variation. Finally, the atomic force microscopy showed that the rolled samples with lower velocity presented a rougher surface, while the rolled at higher velocities had a greater surface ripple. In conclusion, this work indicated the presence of recovery/recrystallization dynamic in all sample groups and that the higher the lamination speed, the more pronounced this effect is. This effect was accompanied by results of optical microscopy and potentiodynamic polarization. Through scanning electron microscopy and dispersive energy spectroscopy the homogeneity of particle distribution and corrosive process between these particles and matrix were verified. The atomic force microscopy indicated the transition from a rough surface to a wavy surface with increasing lamination speed. Electrochemical impedance spectroscopy showed a relatively complex behavior, with the presence of resistive, inductive and capacitive behaviors, as well as a constant phase element, which resulted in the presence of an inductive loop and a complete capacitive semicircle.

Keywords: Rolled. Corrosion. 6063 aluminium alloy. Dynamic recovery. Dynamic recrystallization.

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1 – Diagrama de fases de uma liga de alumínio da família 6xxx. Em (a) o diagrama ternário, com a indicação da região de equilíbrio estequiométrico do intermetálico Mg_2Si e o (b) diagrama pseudobinário a partir da indicação em (a).
.....28
- Figura 2 – Tempos de resfriamento após a solubilização para uma liga de alumínio 6063, solubilizada a 540 °C.....29
- Figura 3 – Variação das características de uma liga de alumínio 6063 com a taxa de resfriamento. (a) Aumento no tamanho de grão com a redução da taxa de resfriamento e (b) alteração na quantidade das fases com variação da taxa de resfriamento.30
- Figura 4 – Esquema de transformação da fase β -AlFeSi na fase α -AlFeSi. (a) Nucleação da fase α -AlFeSi centro, (b) nucleação da fase α -AlFeSi na ponta, (c) divisão dos núcleos da fase α -AlFeSi, (d) quebra da fase β -AlFeSi e (e) ciclo completo com a formação da fase α -AlFeSi.....31
- Figura 5 – Caracterização da fase α - Al_3Fe_2Si em uma liga de alumínio 6063 (a) por MEV, mostrando a distribuição da fase α - Al_3Fe_2Si , (b) por MEV e EDS, indicando o pontos de medição, (c) e o resultado do EDS em porcentagem de massa.....31
- Figura 6 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na obtenção das condições metalúrgicas (a) T8 e T3, e (b) T6 e T4.....32
- Figura 7 – Variação da dureza para uma liga de alumínio 6061 em função da temperatura e do tempo de envelhecimento (a) artificial e (b) natural solubilizado à 520 °C.33
- Figura 8 – Representação esquemática de (a) uma placa de zona GP em uma liga $AlMg_2Si$ e de (b) uma célula unitária de uma liga Al_2MgSi com uma zona GP no plano (200).33
- Figura 9 – Fases formadas no tratamento térmico de envelhecimento. (a) Fase β'' , (b) fase β' e fase β34

Figura 10 – Estrutura cristalina das fases (a) β'' , (b) β' e (b) β	35
Figura 11 – Esquema representativo das etapas de tratamento térmico em ligas de alumínio. (a) Estado inicial, (b) solubilizado, (c) envelhecido e (d) superenvelhecido.	35
Figura 12 – Evolução do mecanismo de Frank-Read (ordem da esquerda para direita e de cima para baixo).....	36
Figura 13 – Distribuição das discordâncias em metais com (a) baixa EDE e (b) alta EDE.....	37
Figura 14 – Esquema microestrutural de amostras encruadas após (a) deformações intermediárias e (b) grandes deformações.....	38
Figura 15 – Influência do encruamento sobre as curvas tensão-deformação em aço de baixo carbono.....	38
Figura 16 - Influência da tensão relativa no escorregamento na variação da (a) espessura, (b) largura e (c) comprimento em um corpo de prova laminado à frio.	39
Figura 17 – Diagrama de Pourbaix do sistema alumínio/água a 25 °.....	40
Figura 18 – Curva de polarização de uma liga de alumínio em uma solução de 2 M de HCl, com diferentes concentrações de tiossemicarbazida.	41
Figura 19 – Ensaio eletroquímico de uma liga de alumínio 6063 exposta a várias concentrações de eletrólito a 30 °C. Curvas de Tafel em (a) H_3PO_4 e (b) NaOH, e diagramas de Nyquist para (c) H_3PO_4 e (d) NaOH.....	42
Figura 20 – Resposta em fadiga de uma liga de alumínio 6082 em função do pH do meio (a) na relação tempo-fratura e (b) no índice de suscetibilidade à corrosão sob tensão	43
Figura 21 – (a) Microscopia eletrônica de transmissão do contorno de grão, (b) zoom em (a), mostrando a fase β'' , (c) análise de EDS de (a) e (d) formação de pites no contorno de grão.	44
Figura 22 – Pontos de corrosão na matriz rica em alumínio e erosão ao redor dos intermetálicos a base de MgSi.	45

Figura 23 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica em solução aquosa de 3,5% de NaCl e (b) curvas de perda de massa em solução aquosa de H ₂ SO ₄ , para as ligas de alumínio (1) 6063 e (2) Al-12,3%Si-0,26Mg quase eutética.....	45
Figura 24 – Micrografias exemplificando a formação de bandas de cisalhamento em uma liga de alumínio 6063. (a) Bandas de cisalhamento e (b) comparativo entre grão apenas deformado (D) e grão deformado com a formação de subgrãos (S).	46
Figura 25 – Micrografia de uma liga de alumínio 6063 (a) não forjada, (b) forjada em 6 passes, (c) forjada em 15 passes e (d) forjada em 24 passes.	47
Figura 26 - Tendência de formação de banda de cisalhamento em uma liga de Al-1%Mg em função da deformação e da temperatura de deformação, para uma taxa de deformação de 1 s ⁻¹	48
Figura 27 – Representação esquemática da formação de novos grãos e subgrãos em uma liga de magnésio. (a) Rotação dos reticulados cristalinos, (b) início da recuperação dinâmica e (c) migração e coalescimento local dos contornos de grãos e subgrãos, formando contornos de alto ângulo.	49
Figura 28 – Representação esquemática da contribuição da recuperação e da recristalização dinâmica no encruamento.	49
Figura 29 – Efeito da variação na quantidade de deformação a frio em uma liga de alumínio 6061 T8.	50
Figura 30 – Diagramas de tensão <i>versus</i> deformação verdadeiras para uma liga de alumínio 6063 com taxas de deformação de (a) 0,01 s ⁻¹ , (b) 0,1 s ⁻¹ , (c) 1 s ⁻¹ e (d) 10 s ⁻¹	51
Figura 31 – Variação da dureza Vickers em uma liga de alumínio 6101 em função da redução de espessura em 10%, 20%, 30% e 40%.	52
Figura 32 – Variação da corrente de polarização potenciodinâmica e da microdureza Vickers com a variação da redução percentual de área grau de deformação....	52
Figura 33 – Relação entre a deformação e a (a) dureza e a (b) resistência elétrica para uma liga de alumínio magnésio.	53

Figura 34 – Mão francesa plana, utilizada como matéria prima utilizada para confecção dos corpos de prova.	54
Figura 35 – Exemplo de aplicação de uma mão francesa plana.	54
Figura 36 - Etapas de desenvolvimento do trabalho experimental.	55
Figura 37 – Calandra piramidal do Laboratório de Conformação Mecânica da FURG.	58
Figura 38 – Instalação física do inversor de frequência na calandra piramidal.	59
Figura 39 – Corpo de prova utilizado na caracterização eletroquímica mostrando (a) o detalhe do condutor e o (b) detalhe da área exposta.	61
Figura 40 – Dobradeira viradeira do Laboratório de Conformação Mecânica da FURG.	62
Figura 41 – Adaptação de um eixo de 10 mm de diâmetro ao estampo de dobra da dobradeira viradeira.	63
Figura 42 – (a) Fotografia da superfície da amostra após o polimento e (b) micrografia da superfície da amostra polida.	64
Figura 43 – (a) <i>Software</i> NOVA, que controla o potenciostato/galvanostato, e a (b) célula eletroquímica utilizados na caracterização eletroquímica.	67
Figura 44 – Microscopia óptica do material como recebido.	68
Figura 45 – Resultado do ensaio preliminar de microdureza Vickers no material como recebido.	70
Figura 46 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 0,13 m/min.	71
Figura 47 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 0,75 m/min.	72
Figura 48 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 1,36 m/min.	72
Figura 49 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 2,00 m/min.	73

Figura 50 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 2,60 m/min.	74
Figura 51 – Microdurezas Vickers agrupadas por velocidade de laminação.....	75
Figura 52 – Microdurezas Vickers agrupadas por percentuais de redução de área..	75
Figura 53 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 0,13 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação e as formas as bandas de cisalhamento.....	76
Figura 54 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 0,75 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.....	77
Figura 55 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 1,36 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.....	78
Figura 56 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 2,00 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.....	78
Figura 57 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 2,60 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.....	79
Figura 58 – MEV do material mostrando (a) vários grãos e (b) um grão e seu entorno.....	80
Figura 59 – EDS realizado na superfície do material. (a) Região em que foram levantados os dados, indicada pela linha vermelha, (b) espectro do EDS sem supressão de elementos químicos e (c) espectro de EDS com a supressão do alumínio.....	81
Figura 60 – Detalhe da região oxidada ao redor do precipitado.....	81
Figura 61 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 0,13 m/min.....	82

Figura 62 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 0,75 m/min.....	83
Figura 63 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 1,36 m/min.....	83
Figura 64 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 2,00 m/min.....	84
Figura 65 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 2,60 m/min.....	85
Figura 66 – Potenciais de corrosão <i>versus</i> redução percentual de área <i>versus</i> velocidade de laminação.....	85
Figura 67 – Correlação entre os resultados de (a) microdureza Vickers e (b) polarização potenciodinâmica.....	86
Figura 68 – Curvas de espectroscopia de impedância eletroquímica para as amostras laminadas a (a) 0,13 m/min, (b) 0,75 m/min, (c) 1,36 m/min, (d) 2,00 m/min e (e) 2,60 m/min.....	88
Figura 69 – Diagramas de Bode para as amostras laminadas a (a) 0,13 m/min, (b) 0,75 m/min, (c) 1,36 m/min, (d) 2,00 m/min e (e) 2,60 m/min. (f) legenda.....	89
Figura 70 – Comparação entre a os dados experimentais de (a) EIE, (b) diagrama de Bode. (c) Circuito equivalente do sistema.....	90
Figura 71 - Imagens de MFA para as amostras laminadas a 0,13 m/min, com reduções de espessuras de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%.....	92
Figura 72 - Imagens de MFA para as amostras laminadas a 2,60 m/min, com reduções de espessuras de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%.....	93

Lista de Tabelas

Tabela 1 – Quantidades percentuais de elementos de liga para liga de alumínio 6063.	56
Tabela 2 – Composição química dos materiais utilizados no trabalho.	56
Tabela 3 – Variação da velocidade de laminação para os corpos de prova dos ensaios preliminares.	69
Tabela 4 – Valores dos componentes dos circuitos equivalentes da EIE.	91

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

3D	Três dimensões
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Cúbico de corpo centrado
CCG	Conselho de Cooperação do Golfo
CDTec	Centro de Desenvolvimento Tecnológico
CEEE-D	Companhia Estadual de Distribuição de Energia Elétrica
CEME-SUL	Centro de Microscopia Eletrônica do Sul
CFC	Cúbico de faces centradas
DDW	Paredes de Alta Densidade de Discordâncias (<i>dense dislocation wall</i>)
EDE	Energia de Defeito de Empilhamento
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva (<i>energy dispersive spectroscopy</i>)
EIE	Espectroscopia de impedância eletroquímica
ECAP	Extrusão angular em canal igual (<i>Equal Channel Angular Pressing</i>)
FEPA	<i>Federation of European Producers of Abrasives</i>
FURG	Universidade Federal do Rio Grande – FURG
LB	Contornos Lamelares (<i>lamellar boundaries</i>)
MB	Microbandas (<i>microbands</i>)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFA	Microscopia de Força Atômica
MO	Microscopia Óptica
OMC	Organização Mundial do Comércio
PIB	Produto Interno Bruto
PVC	Policloreto de Vinil
TRC	Transformação por resfriamento contínuo
UFPeI	Universidade Federal de Pelotas
UNIPAMPA	Universidade Federal do Pampa

LISTA DE SÍMBOLOS E VARIÁVEIS

%RA	Percentual de redução de área
A_0	Área inicial
A_1	Área final
Al_2O_3	Óxido de alumínio ou alumina
$Al_2O_3 \cdot 3H_2O$	Baierita
Cdl	Capacitância de dupla camada
f	Frequência
H_2O	Água destilada
H_2SO_4	Ácido sulfúrico
H_3PO_4	Ácido fosfórico
HCl	Ácido clorídrico
HF	Ácido fluorídrico
HNO_3	Ácido Nítrico
$K_3Fe(CN)_6$	Ferrocianeto de potássio
$KMnO_4$	Permanganato de potássio
Mg_2Si	Siliceto de magnésio
$NaAl(OH)_4$	Tetrahidróxido de aluminato de sódio
NaCl	Cloreto de sódio
NaOH	Hidróxido de sódio
pH	Potencial hidrogeniônico
Z	Impedância do circuito equivalente
Z'	Impedância real do circuito equivalente
Z''	Impedância imaginária do circuito equivalente

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	19
2 REFERENCIAL TEÓRICO	23
2.1 Aspectos gerais sobre o alumínio: produção e processamento.....	23
2.2 Ligas de alumínio.....	25
2.3 Processamento térmico das ligas de alumínio.....	27
2.3.1 Trabalho mecânico a frio	35
2.3.2 Corrosão das ligas de alumínio.....	39
2.4 Recuperação e recristalização dinâmica	46
3 METODOLOGIA.....	54
3.1 Identificação do material	55
3.2 Análise química.....	55
3.3 Confeção dos corpos de prova	56
3.4 Tratamentos térmicos	56
3.5 Deformação à frio	57
3.6 Obtenção das ligas	59
3.7 Preparação dos corpos de prova	59
3.8 Microscopia óptica	63
3.9 Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva ..	64
3.10 Microdureza Vickers	65
3.11 Microscopia de força atômica	65
3.12 Caracterização eletroquímica	65
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	68
4.1 Análises preliminares.....	68
4.1.1 Microscopia óptica do material como recebido	68

4.1.2 Ensaio preliminar de microdureza Vickers no material como recebido.....	69
4.2 Microdureza Vickers	70
4.3 Microscopia óptica	75
4.4 Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva ..	79
4.5 Polarização potenciodinâmica	82
4.6 Correlação entre microdureza Vickers e polarização potenciodinâmica	86
4.7 Espectroscopia de impedância eletroquímica.....	86
4.8 Microscopia de força atômica	92
5 CONCLUSÕES.....	95
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	97
REFERÊNCIAS.....	98

1 INTRODUÇÃO

A incessante busca pela melhoria em tudo na vida nos faz buscar novas tecnologias, a fim de tornar produtos e serviços mais eficientes, para que possamos viver com maior qualidade. Com os sistemas mecânicos isto não é diferente, visto que sua eficiência é um fator preponderante quanto a competitividade. Uma das formas de alcançar esse objetivo é através da substituição dos materiais empregados por outros com especificações superiores. Um exemplo disso é o estudo da possibilidade da substituição dos tubos de aço por tubos de alumínio nos sistemas de ar condicionado de veículos automotores, realizados por Ziobro (2018), na tentativa de reduzir o peso do automóvel e, por consequência, diminuir o consumo de combustível e a emissão de poluentes. A pesquisa concluiu que, entre as ligas de alumínio 3103, 5049, 6060 e 6063, a que apresentou maior resistência à tração, após uma exposição de 20 dias a um meio corrosivo (pH 2,8-3), foi a liga 6063, com cerca de 240 MPa.

Segundo Cardoso (2011), esta tendência à substituição de materiais pode ser comprovada pela crescente produção do alumínio, motivada principalmente pelo consumo chinês, que passou de 12,9% para 41,3% da produção mundial, do ano 2000 para o ano 2010. A China também é, atualmente, o maior produtor mundial de alumínio, tendo sua produção intensificada a partir de 2003, conforme dados estatísticos da *The International Aluminium Institute* (2019b), motivada pelo seu ingresso, em 2001, na OMC, atingindo em 2018 uma produção de 33.328 mil toneladas, contra 4.885 mil toneladas do CCG.

No Brasil, apesar da produção do alumínio ser relativamente alta, em função de suas reservas de bauxita (minério usado como matéria prima na produção do alumínio), a produção apresentou queda, devido ao cenário econômico do país até 2015, em que o PIB chegou a -3,5%. A partir de 2016 a economia brasileira apresentou melhora, chegando em 2018 com PIB de 1,4% (ADVFN, 2019; BORGES, 2015; MATUCCI, 2013).

O custo de energia elétrica representa cerca de 35% do custo total na produção do alumínio, conforme estimativa de Matucci (2013). Melo (2009) indica que esse valor corresponde a cerca de 15 MW.h para se produzir uma tonelada de alumínio. Conforme a *The International Aluminium Institute* (2019a), essa quantidade de energia

se deve à alta reatividade do alumínio e das fortes ligações que este forma com o oxigênio. Essa quantidade de energia é suficiente para abastecer, em média, 95 residências por um mês, segundo dados do final de 2017 obtidos pela revista Isto É (2018).

O alumínio, mesmo requerendo grandes matrizes energéticas para viabilizar sua produção, possui grande relevância na produção de peças e equipamentos nos mais diversos ramos da indústria, que vão desde peças para indústria aeronáutica e aeroespacial, compondo até 80% de uma aeronave e 90% de um veículo espacial, até a fabricação de painéis, passando por aplicações na indústria eletroeletrônica, na fabricação de condutores de energia elétrica e radiadores de calor para dispositivos semicondutores (ALL ABOUT ALUMINIUM, 2019a; PEREIRA, 2017; OLIVEIRA, 2015).

Ainda sobre as aplicações do alumínio, em 2012 foi produzida pela ODD Guitars (2019) a primeira guitarra elétrica com corpo em alumínio, a *Heavy Metal Guitar* fabricada a partir de uma impressora 3D, apresentado por Ridden (2012). A tecnologia consiste na deposição de uma fina camada do metal sobre um anteparo, sendo o alumínio fundido, apenas nas regiões de interesse, pela ação de um laser. O processo é repetido camada após camada.

A realização deste trabalho foi motivada por dois grandes estímulos, sendo o primeiro os resultados obtidos no trabalho de mestrado, que apontou a presença de recristalização dinâmica a partir de 25% de redução de espessura na laminação a frio de uma liga de alumínio 6063, e o segundo, a grande quantidade de trabalhos científicos, em linhas de pesquisas semelhantes, citadas ao longo deste texto, nos quais existem resultados que remetem à recuperação dinâmica, porém sem a menção a tal fenômeno.

Em trabalhos anteriores de Adeosun (2011), Oliveira (2015) e Ye (2019), foi verificada a presença da recristalização dinâmica na deformação a frio da liga de alumínio 6063, com o tratamento térmico T9. Thangapandian (2018) verificou a presença desse fenômeno na deformação da mesma liga em temperaturas elevadas (200-300 °C).

O grande leque de vantagens na utilização do alumínio em substituição a outros materiais é inegável. Um problema que pode surgir no processo produtivo é a ocorrência da recristalização dinâmica durante a deformação à frio. O uso da deformação à frio, no intuito de se elevar a resistência mecânica, promove o aquecimento do material, em função do atrito e do deslocamento de massa. Esse aquecimento ativa processos termodinâmicos, os quais imputam um efeito reverso na melhoria esperada pela deformação à frio. Tais efeitos podem, em alguns casos, requerer alterações dos parâmetros do processo produtivo, o que necessita de grande conhecimento técnico sobre os materiais envolvidos (RAO, 2014a; TODAYAMA, 2005).

O desencadeamento do processo de recuperação ou de recristalização dinâmica em um liga de alumínio promove uma redução da densidade de defeitos microestruturais, principalmente as discordâncias, conforme Sarkar (2016). Revankar (2017) afirma que essa redução de defeitos reduz a quantidade de sítios de nucleação dos intermetálicos no tratamento térmico de envelhecimento, o que reduz a resistência mecânica final da liga. Como efeito prático, a presença da recuperação ou da recristalização dinâmica no processamento a frio de uma liga de alumínio trará como consequência a necessidade de uma maior quantidade de trabalho mecânico a frio, a fim de compensar a recuperação dinâmica, tornando o processo mais dispendioso energeticamente.

Este trabalho tem por objetivo verificar a presença dos fenômenos de recuperação e recristalização dinâmica no processo de laminação à frio de uma liga de alumínio 6063 tratada termicamente T9, variando a velocidade de laminação e a redução de área percentual. De forma a atingir o objetivo principal do trabalho serão verificados:

- a) A presença da recuperação ou da recristalização dinâmica a partir da variação da velocidade de laminação;
- b) A presença da recuperação ou da recristalização dinâmica a partir da variação do percentual de redução de área;
- c) A variação de forma e tamanho de grão, de maneira qualitativa;
- d) O comportamento da resistência à corrosão com a variação da velocidade de laminação;

- e) O comportamento da resistência à corrosão com a variação do percentual de redução de área;
- f) A variação na qualidade superficial com a variação da velocidade de laminação;
- g) O comportamento eletroquímico da camada superficial de óxido de alumínio.

Para atingir tais objetos, o material será devidamente tratado e ensaiado, através das técnicas de microscopia, microdureza Vickers, além de ensaios de caracterização eletroquímica de polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 Aspectos gerais sobre o alumínio: produção e processamento

O alumínio, o 13º elemento químico na tabela periódica, trivalente, com estrutura cristalina CFC e ponto de fusão de 660,2 °C, é um metal de grande importância, sendo utilizado nos mais diversos ramos da indústria, de acordo com a Royal Society of Chemistry (2019). Segundo a ALMET Metal (2019) o alumínio é o metal mais abundante na crosta terrestre, representando cerca de 8% da massa sólida do planeta, o que corresponde ao terceiro lugar em ocorrência na natureza, perdendo apenas para o oxigênio e silício, respectivamente.

Diferente do cobre e do ferro, que, segundo Cevolli (2019) e Weeks (2013), foram descobertos e beneficiados a mais de 5.000 anos, a história do alumínio é mais recente, sendo este produzido na forma metálica em 1825, conforme Estrudena (2019) e Robinson (2003). Apesar de ter a sua produção iniciada em 1825, somente em 1890, de acordo com RUSAL (2007), que se chegou no patamar de 200 ton produzidas.

A importância do alumínio está ligada a uma combinação de características físicas e químicas, que lhe conferem leveza com relativa resistência mecânica, altas resistência à corrosão, condutividades térmica e elétrica, o que possibilitam o seu uso em aplicações clássicas, como em redes de transmissão e distribuição de energia elétrica, estruturas civis e sistemas de troca térmica (EPPES, 2011; KENT, 1985; MAZZOLANI, 2006; NDT RESOURCE CENTER, 2019; SHIMADA, 1988).

Além destas, em estudos recentes, foram desenvolvidas ligas de alumínio para aplicações específicas, como a Sealium (liga da série 5000 coberta com Al_2O_3), utilizada na construção naval, a ALUMOLD®, (ligas das séries 2000, 5000 e 7000) utilizada na fabricação de moldes para modelagem por injeção, e a AIRWARE®, (liga da série 2000) usada na construção de aeronaves, todas desenvolvidas pela Constellium, além da ALON® *Optical Ceramic* (oxinitrato policristalino de alumínio), cerâmica de alta transparência (acima de 85%) e resistência mecânica, utilizada na produção de janelas de proteção balística. Uma outra aplicação, que possibilitou a fabricação de placas eletrônicas com dimensões reduzidas é a inserção de uma fina

camada dielétrica seguida de uma camada de alumínio, logo abaixo da camada de cobre. Dessa forma, pode reduzir ou até eliminar o uso de radiadores de calor nos componentes semicondutores (AMITRON, 2019; CONSTELLIUM, 2015, 2019a, 2019b; GENTILMAN, 1985; SURMET, 2017).

Para se chegar no alumínio metálico há uma série de processos anteriores, que parte da extração do minério bauxita seguindo por diversas etapas de beneficiamento, até o produto final. A bauxita, após extraída, passa pelo processo de refino Bayer, seguida da descilicação e digerida em uma solução de NaOH para formar uma outra solução, rica em NaAl(OH)_4 . Posteriormente, o NaAl(OH)_4 é separado do resíduo da bauxita, através do processo de clarificação, quando ocorre a sua precipitação e resfriamento. Na última etapa do refino, o Al_2O_3 cristalizado é calcinado, e o restante, NaOH com vestígios de Al_2O_3 retornam para a digestão. (SILVA FILHO, 2007; SPARKS, 2010; THE INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2019c).

A obtenção do alumínio finaliza com o processo Hall-Héroult de redução eletrolítica, que tem como matéria prima o Al_2O_3 obtido pelo processo Bayer. Por ser um processo baseado em eletrólise, é nesta etapa que se concentra a maior demanda de energia da cadeia produtiva do alumínio, com cerca de 90% do total. segundo Kwande (2014) e Nagem (2013).

Uma outra etapa do processo de produção do alumínio é a reciclagem, visto que esse pode reciclado infinitas vezes, mantendo suas propriedades. O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes e, para tal, utiliza apenas 5% da energia da produção do alumínio novo. Além disso, há a geração de emprego e renda (catadores, cooperativas, etc.) (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, 2019; RECICLOTECA, 2019; RICCHINI, 2019).

Finalizada a produção do alumínio metálico, algum (ou mais de um) processo de fabricação deve ser utilizado para torna-lo um produto funcional. Os principais processos empregados são a fundição, na qual o alumínio é vazado em um molde que possui o negativo da forma final, a metalurgia do pó, que utiliza pó metálico como matéria prima, o qual é inserido em um molde, prensado e sinterizado, os processos de usinagem, que dão forma aos materiais através da remoção de material na forma de cavaco, dentre outros (ÂNGELO, 2009; MURTTTHY, 2017; SANDERS, 2001).

Um tipo de processo de fabricação mecânica de grande importância no beneficiamento do alumínio é a conformação mecânica. Os processos de laminação, os quais fazem parte deste grupo, merecem um grande destaque, visto que são utilizados em quase todos os produtos obtidos por metalurgia, em pelo menos uma etapa do processo de fabricação. O processo de laminação consiste na passagem de um material entre dois cilindros paralelos que giram em sentidos opostos, afastados a uma distância inferior à espessura da matéria prima, que confere ao material uma forma geralmente plana (também é utilizada na fabricação de produtos não planos). Conforme Ferreira (2010), o material deforma devido as elevadas tensões de compressão e cisalhamento superficiais combinadas, aplicadas pelos cilindros, as quais também são responsáveis pela tração do material. O processo de laminação pode ser realizado a quente, com o material em uma temperatura acima da temperatura de recristalização, em que a estrutura bruta de solidificação, com granulação grosseira é transformada em uma estrutura de granulação equiaxial e mais fina. Após a laminação a quente, caso o processo continue, segundo Bresciani Filho (2011) a laminação se dá a frio, ou seja, em temperatura ambiente, em um produto agora semiacabado. Nestas condições, em função do alongamento dos grãos e pela temperatura se situar abaixo da temperatura de recristalização, ocorrerá o aumento da resistência mecânica do material. Como na laminação a frio a formação de óxidos é quase nula, faz-se o uso de cilindros com melhor acabamento superficial. Outro fator preponderante em se tratando de acabamento superficial é a velocidade de deformação. Ferreira Filho (2008) e Oliveira (2016) afirmam que, quanto menor a velocidade de deformação, melhor será o acabamento superficial do material deformado.

Arigela (2015) e Alécio (2015) afirmam que, de acordo com a relação de Hall-Petch (relação empírica entre o tamanho do grão com o limite de escoamento), o refino de grãos realizado através da deformação plástica de um material, é uma forma econômica de se aumentar a sua resistência mecânica.

2.2 Ligas de alumínio

O alumínio, obtido pelos processos de refino e redução, apresentam uma quantidade indesejada de impurezas, como ferro, cobre e silício, as quais são

removidas através de um processo de refusão, a uma temperatura de 800 °C, resultando em um alumínio de elevada pureza (ALL ABOUT ALUMINIUM, 2019b).

Conforme a AZO Materials (2019) e a The Aluminium Association (1998), as aplicações comerciais do alumínio de elevada pureza se restringem à fabricação de condutores de eletricidade, embalagem de alimentos e elementos que serão expostos a um ambiente agressivo, sem que a resistência mecânica seja um fator relevante.

Uma aplicação inovadora, para o alumínio com 99,5% de pureza, foi estudada por De Matteis (2012), que experimentou o seu uso como elemento de sacrifício em estruturas civis expostas a abalos sísmicos.

As aplicações do alumínio voltadas aos elementos estruturais, como na indústria aeroespacial, têm como requisito a resistência mecânica. De acordo com Oliveira (2015) e The Aluminium Association (2019), para que seja possível o uso do alumínio nessas condições, são necessárias algumas modificações no material, sendo uma delas a adição de elementos de liga, como o cobre, o estanho, o lítio, o magnésio, o manganês, o silício e o zinco, de forma controlada, os quais podem representar até 15% da liga em peso. Estas adições, segundo Rana (2012), melhoram, além da resistência mecânica, a resistência à corrosão, a soldabilidade e a fundibilidade.

O alumínio e suas ligas são classificados em dois grandes grupos, sendo eles, as ligas de alumínio trabalháveis por deformação a frio e as ligas de alumínio para produção de peças diretamente pelo processo de fundição. Contido em ambos os grupos se encontram as classificações de ligas de alumínio tratáveis termicamente, quando há a possibilidade de se aumentar a resistência mecânica via tratamento térmico, e as ligas de alumínio não tratáveis termicamente, divididas em séries ou em famílias, identificadas pelo primeiro de quatro dígitos que as nomeiam, de acordo com os elementos de liga adicionados (MELO, 2017; PIMENTA, 2017).

A última classificação das ligas de alumínio, tratáveis ou não termicamente, para fundição ou para trabalho mecânico, consiste, conforme Carvalhosa (2014), na indicação de sua condição metalúrgica, através de uma letra, sendo F para estado bruto de fusão, O para recozido, H para encruado, W para solubilizado e T para ligas tratadas termicamente e com condições metalúrgicas diferentes das citadas. A

condição metalúrgica T citada ainda se divide em dez estados, de acordo com a ordem e a presença de deformação à quente e/ou à frio, além dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (natural ou artificial) (SIQUEIRA, 2015).

Conforme Cunha (2018), além da adição de elementos de liga, as propriedades de uma liga de alumínio podem ser modificadas através de tratamento térmico ou por deformação a frio.

2.3 Processamento térmico das ligas de alumínio

Os tratamentos térmicos são aplicados as ligas de alumínio tratáveis termicamente com o intuito de melhorar algumas de suas propriedades, principalmente a resistência mecânica. Para tal, segundo Shrivastava (2019), essas ligas são submetidas a dois tipos de tratamentos térmicos, o de solubilização e o de envelhecimento.

No tratamento térmico de solubilização, a liga de alumínio é aquecida até o campo monofásico do diagrama de fases da liga, quando a solubilidade dos elementos de liga aumenta. De acordo com Sreeharan (2019) e Duan (2019), o material é mantido nesta temperatura por um tempo suficiente para que a dissolução dos elementos de liga seja completa em todo o volume do material.

Posteriormente o material é resfriado rapidamente, a fim de manter sobressaturação da solução sólida, alcançada com a solubilização, em temperatura ambiente, mantendo a liga em uma condição metaestável. Essa condição permite que, segundo Zangrandi (2006), ocorra uma redução dos efeitos da precipitação heterogênea, impedindo a nucleação e crescimento dos precipitados semicoerentes, nas discordâncias e contornos de subgrãos¹, e dos precipitados incoerentes nos contornos de grão. Alguns autores, como Maia (2012) e Sena (2002) chamam a etapa de resfriamento rápido de têmpera.

Para uma liga da série 6xxx, alvo de estudo deste trabalho, com silício e magnésio como elementos de liga principais, de acordo com Segundo (2016), no tratamento térmico de solubilização ocorre a dissolução do magnésio, dentro do

¹ Arranjos complexos de discordâncias que formam grãos no interior de um grão alongado por deformação plástica (PEREIRA, 2016).

campo monofásico (fase α) do diagrama de fases pseudobinário da Figura 1b (retirado da proporção de equilíbrio de Mg_2Si do diagrama ternário de fases do sistema Al-Mg-Si – Figura 1a) de forma mais pronunciada que os outros elementos. Também, conforme Lima (2012), juntamente com o magnésio, ocorre a dissolução do silício, formando lacunas. O excesso de silício esferoidiza na matriz do alumínio. Corrêa (2014) coloca que o diagrama pseudobinário, uma simplificação do diagrama ternário de fases do sistema Al-Mg-Si, pode ser assim representado em condições de equilíbrio, quando a relação de silício para magnésio é de 1,73:1 em massa (${}_{24,3050}^{12}Mg$ e ${}_{28,0855}^{14}Si$). A solubilidade máxima do Mg_2Si no alumínio é de 1,85% a 595 °C.

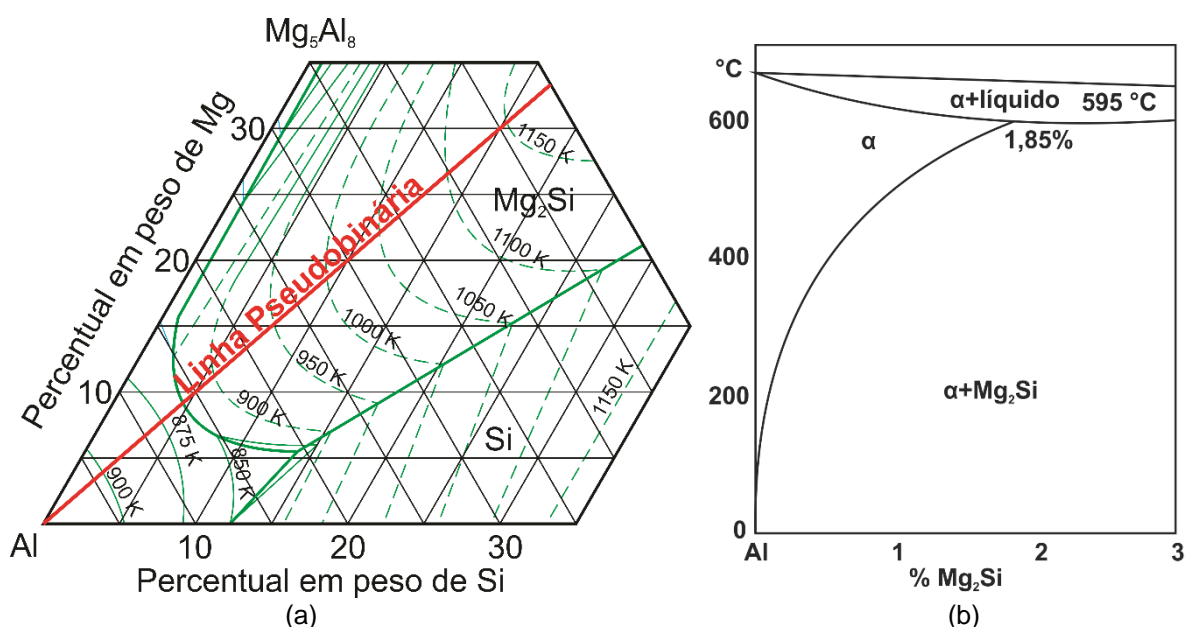


Figura 1 – Diagrama de fases de uma liga de alumínio da família 6xxx. Em (a) o diagrama ternário, com a indicação da região de equilíbrio estequiométrico do intermetálico Mg_2Si e o (b) diagrama pseudobinário a partir da indicação em (a).

Fonte: adaptados de Nascimento, 2015, p. 44; Osuch, 2018, p. 2.

O tempo entre o fim da solubilização e o resfriamento deve ser o menor possível, a fim de evitar a formação de precipitados não desejáveis, que, segundo Maia (2012), reduzem a resistência final do material. Também deve-se tomar o cuidado com a continuidade da exposição da liga à temperatura ambiente após o resfriamento, pois, decorrida esta etapa, se desencadeia o processo de envelhecimento natural. Para diminuir esse efeito, conforme Oliveira (2015) e Gündüz (2008), o material deve ser mantido sob refrigeração, quando o tratamento posterior for de envelhecimento artificial e não for realizado logo em seguida da solubilização.

Oliveira (2001) cita que esta temperatura deve ser de $-12\text{ }^{\circ}\text{C}$ para conservação de até 7 dias, ou de $-23\text{ }^{\circ}\text{C}$ para conservação até 30 dias. O tempo de resfriamento após a solubilização é determinado a partir dos diagramas TRC, como o da Figura 2, de acordo com a liga trabalhada.

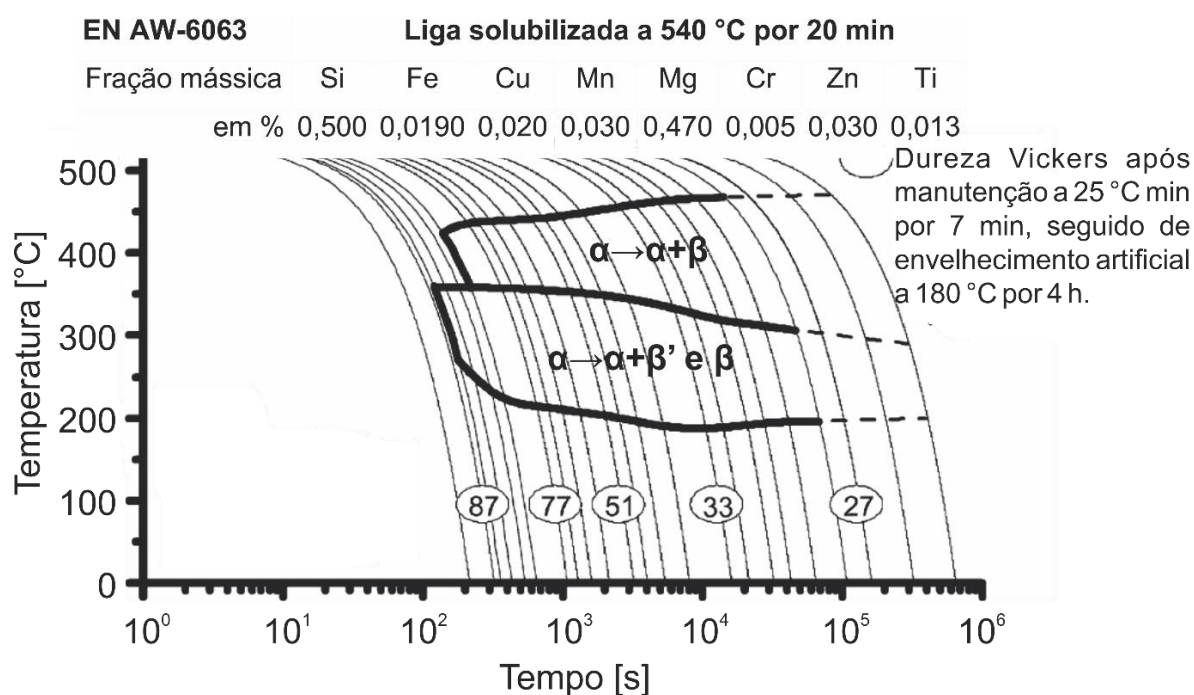


Figura 2 – Tempos de resfriamento após a solubilização para uma liga de alumínio 6063, solubilizada a $540\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Fonte: adaptado de Milkereit, 2012, p. 90; 2014, p. 2642.

Verma (2013) obteve um gradiente de na formação de fases em um gradiente de taxa de resfriamento na solidificação de uma liga de alumínio 6063. Tal fenômeno foi observado através de difração de raios-x, na qual foi verificada uma variação na quantidade das fases α -AlFeSi, β - AlFeSi e AlFeMgSi, e pelo aumento no tamanho de grão com a redução da taxa de resfriamento, ilustrados na Figura 3.

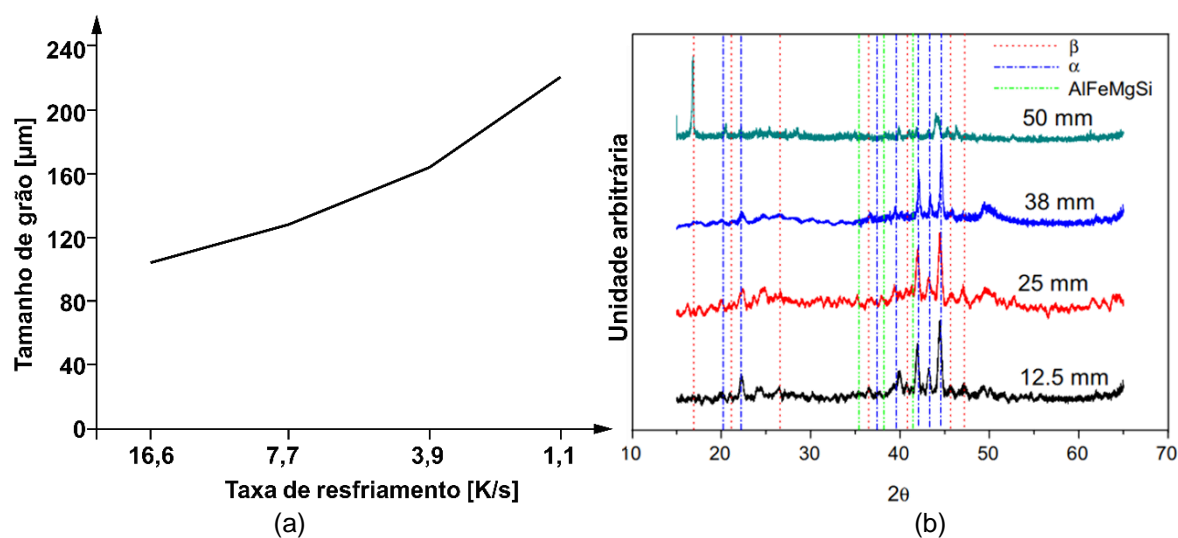


Figura 3 – Variação das características de uma liga de alumínio 6063 com a taxa de resfriamento. (a) Aumento no tamanho de grão com a redução da taxa de resfriamento e (b) alteração na quantidade das fases com variação da taxa de resfriamento.

Fonte: Verma, 2013, p. 280.

Carvalhosa (2014) cita em sua dissertação que a quantidade do intermetálico Mg_2Si está diretamente ligada a presença de ferro e manganês no alumínio. O silício forma, preferencialmente, compostos com estes dois elementos, de maneira que, quanto mais ferro e manganês houver no alumínio, mais silício deverá haver também para formar Mg_2Si . De forma secundária, a presença de ferro nas ligas de alumínio da série 6xxx tem a função de refinar o intermetálico Mg_2Si , melhorando as propriedades mecânicas da liga, de acordo com Corrêa (2014).

O ferro, durante o vazamento de uma liga da série 6xxx, forma o composto intermetálico β -AlFeSi ($Al_{4,5}FeSi$), com estrutura cristalina monoclinica, responsável pela redução da trabalhabilidade da liga. Um tratamento térmico de homogeneização transforma esse composto em α -AlFeSi (Al_8Fe_2Si), o qual possui uma estrutura cristalina hexagonal, melhorando a trabalhabilidade da liga. A homogeneização é realizada de forma semelhante a solubilização, porém com maior tempo de manutenção em temperatura elevada e resfriamento lento (no forno), na qual o composto α -AlFeSi se forma a partir da nucleação heterogênea sobre as placas de β -AlFeSi, seguido pela quebra destas placas, culminando na transformação, conforme a Figura 4 (CORRÊA, 2014; KUIJPERS, 2003, 2004; ROSEFORT, 2019).

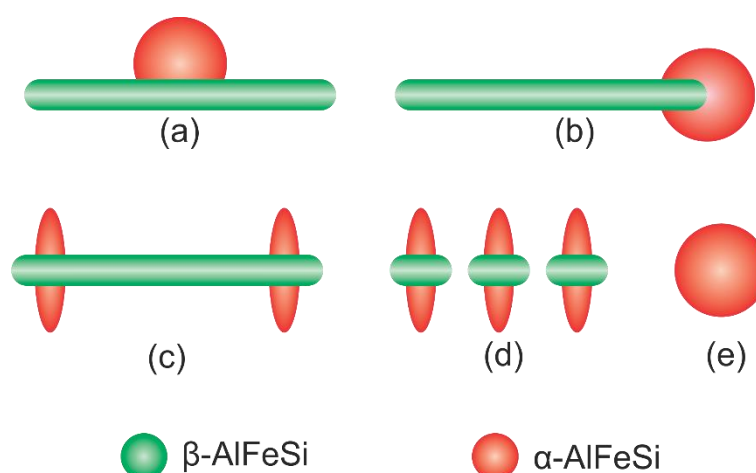


Figura 4 – Esquema de transformação da fase β -AlFeSi na fase α -AlFeSi. (a) Nucleação da fase α -AlFeSi centro, (b) nucleação da fase α -AlFeSi na ponta, (c) divisão dos núcleos da fase α -AlFeSi, (d) quebra da fase β -AlFeSi e (e) ciclo completo com a formação da fase α -AlFeSi.
Fonte: adaptado de Rodríguez, 2008, p. 64-65.

A Figura 5 mostra duas imagens de MEV, apontando para uma das partículas para caracterização qualitativa por EDS, indicando a presença da fase ternária α -Al₈Fe₂Si, do sistema Al-Fe-Si, em uma liga de alumínio 6063.

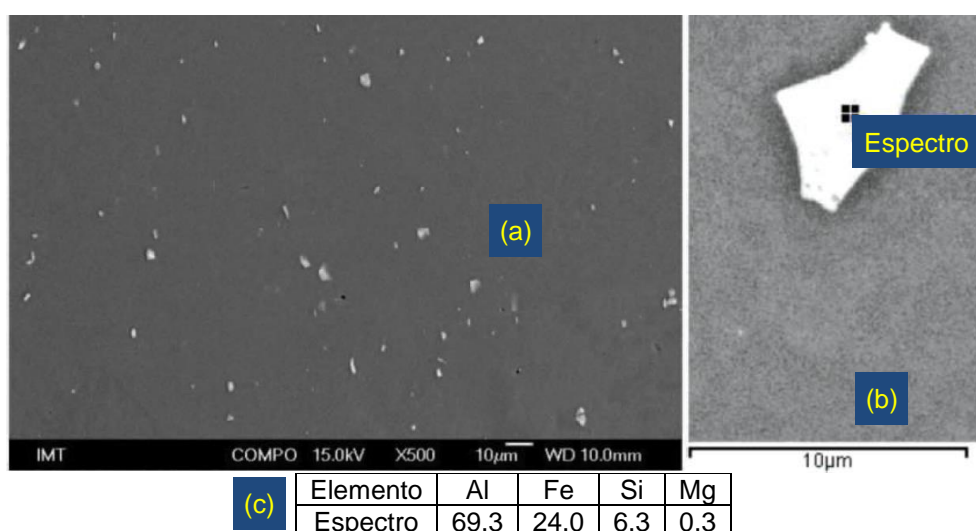


Figura 5 – Caracterização da fase α -Al₈Fe₂Si em uma liga de alumínio 6063 (a) por MEV, mostrando a distribuição da fase α -Al₈Fe₂Si, (b) por MEV e EDS, indicando o pontos de medição, (c) e o resultado do EDS em porcentagem de massa.

Fonte: adaptado de Donik, 2018, p. 73.

Em seu trabalho, Lima (2012) verificou que, durante o tratamento térmico de solubilização, o silício evolui de uma forma acicular para uma forma esférica, a qual, com a continuidade da solubilização, ocorre a coalescência destas partículas, tornando a microestrutura mais grosseira, fazendo com que a resistência mecânica caia.

Maia (2012) não obteve sucesso na tentativa de reduzir custos operacionais com a eliminação do tratamento térmico de solubilização de uma liga 6061, verificando que com a ausência desse tratamento a variação da dureza obtida pelo posterior tratamento térmico de envelhecimento foi pouco significativa. Isto se deve ao fato de que, nestas condições, não há uma quantidade significativa de elementos a serem precipitados no envelhecimento.

Decorridos o tratamento térmico de solubilização e o resfriamento rápido da peça, recorre-se, posteriormente, ao tratamento térmico de envelhecimento ou deformação plástica a frio. Ainda segundo Kapil (2019), este procedimento deve ser realizado o mais rápido possível.

A Figura 6 ilustra os esquemas de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, além da deformação à frio, para obtenção de ligas de alumínio com as condições metalúrgicas T3, T4, T6 e T8.

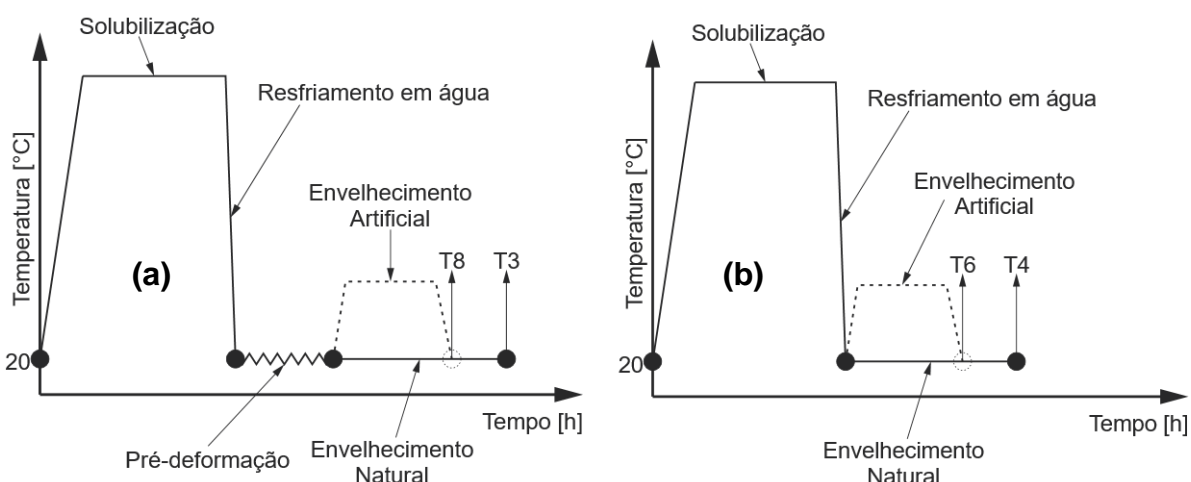


Figura 6 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na obtenção das condições metalúrgicas (a) T8 e T3, e (b) T6 e T4.

Fonte: adaptado de Li, 2017, p. 424.

O tratamento térmico de envelhecimento pode ser realizado em temperatura ambiente, o qual recebe o nome de envelhecimento natural, ou com aquecimento forçado, nomeadamente envelhecimento artificial. Como no envelhecimento ocorre a precipitação de curto alcance dos elementos dissolvidos na solubilização, esse tratamento requer um tempo para que seja eficaz. O envelhecimento natural, por ser realizado em temperatura menor, requer um tempo maior, se comparado com o envelhecimento artificial. A Figura 7 exemplifica a relação tempo, temperatura e dureza para o tratamento térmico de envelhecimento (FALLAH; POZNAK, 2018).

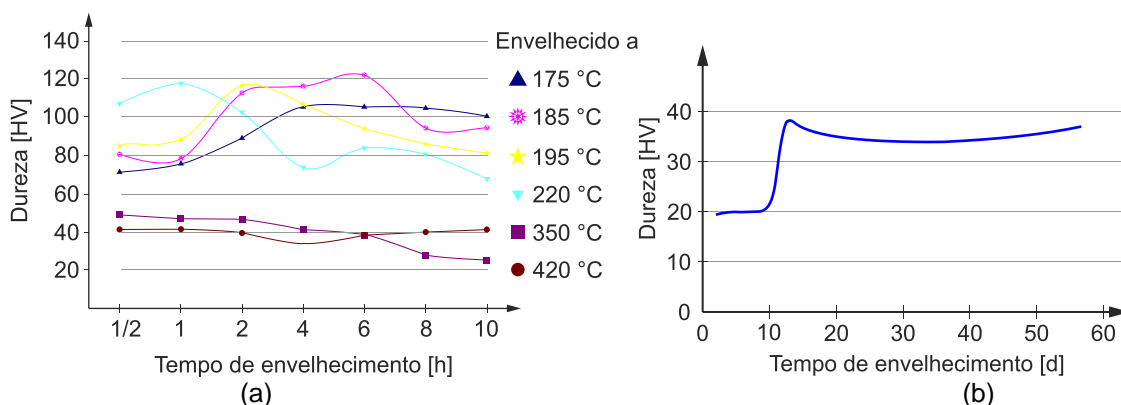


Figura 7 – Variação da dureza para uma liga de alumínio 6061 em função da temperatura e do tempo de envelhecimento (a) artificial e (b) natural solubilizado à 520 °C.
Fonte: adaptado de Abdel-Rahman, 2010, p. 11; Tan, 2009, p. 285.

No início do tratamento térmico de envelhecimento ocorre a precipitação do silício, visto que a sua solubilidade é menor se comparada com a do magnésio, formando aglomerados, que se distribuem de forma homogênea na matriz rica em alumínio. Estas formações são facilitadas pelas lacunas originadas na solubilização e mantidas pelo resfriamento rápido (DE HASS, 2001; LIU, 2012; MOHAMED, 2012).

Posteriormente, com a difusão do magnésio para as lacunas agora preenchidas com silício, ocorre a formação das zonas de Guinier-Preston, as quais, segundo Castella (2015), possuem um formato de discos planares, com espessura de 0,4-0,6 nm e diâmetro de 8-10 nm, paralelo ao plano (010), como esquematizado na Figura 8.

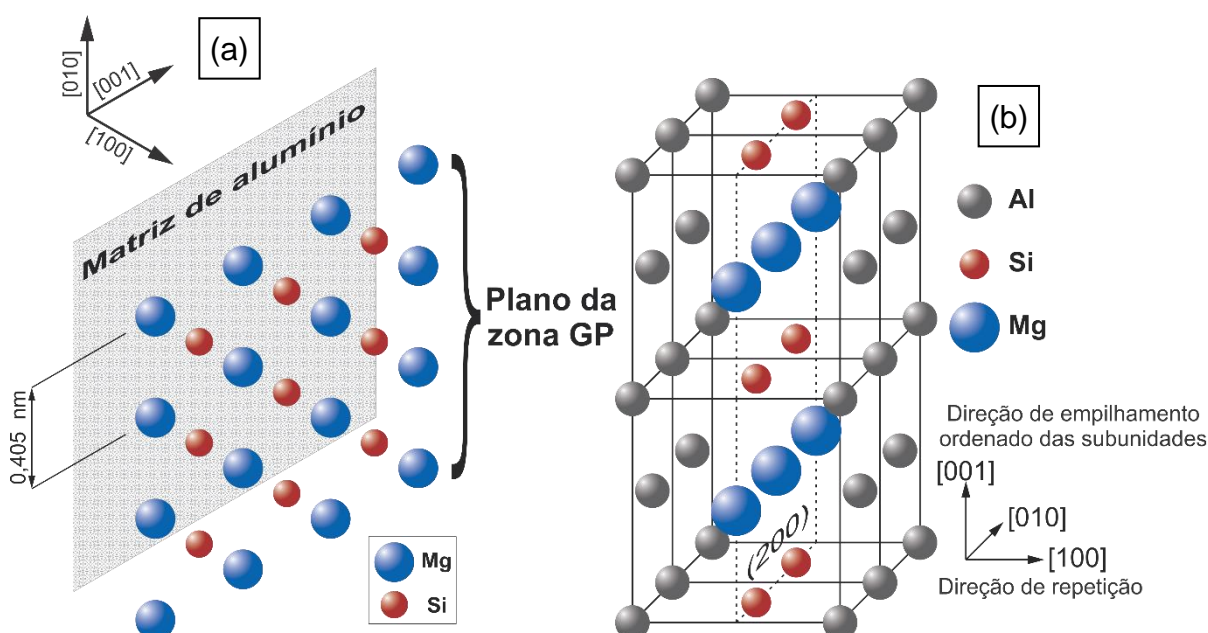


Figura 8 – Representação esquemática de (a) uma placa de zona GP em uma liga $AlMg_2Si$ e de (b) uma célula unitária de uma liga Al_2MgSi com uma zona GP no plano (200).
Fonte: adaptados de Matsuda, 1998, p. 1165; Povoden-Karadeniz, 2013, p. 95.

Ragab (2018) e Zhao (2017) afirmam que, com a continuidade do tratamento de envelhecimento, as zonas de Guinier-Preston evoluem para uma forma acicular na direção [100], a qual passa a ser conhecida como fase β'' , totalmente coerente. Da fase β'' a evolução prossegue desta para a fase β' , semicoerente, que possui a forma de bastonetes, na direção [100], finalizando na fase β , totalmente incoerente, com precipitado na forma de placas. Na Figura 9 é possível visualizar as fases formadas na evolução do processo de envelhecimento.

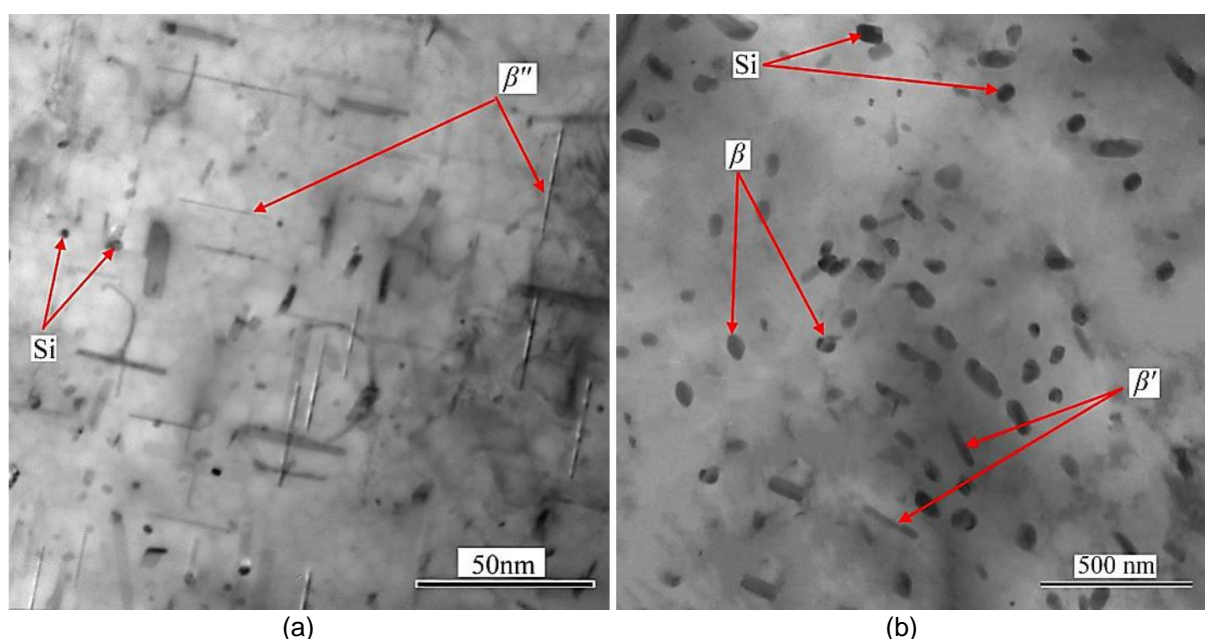


Figura 9 – Fases formadas no tratamento térmico de envelhecimento. (a) Fase β'' , (b) fase β' e fase β . Fonte: Aval, 2015, p. 20.

Durante o tratamento térmico de envelhecimento, as fases que surgem possuem estruturas cristalinas diferentes. Cui (2014) relata que a estrutura cristalina da fase β é do tipo antiferroita e Sheppard (2013) e Vissers (2007) afirmam que a estrutura cristalina da fase β' é do tipo hexagonal. Já a fase β'' , segundo Derler (2002), possui estrutura cristalina monoclinica com base levemente distorcida. Tais estruturas são mostradas na Figura 10, com seus respectivos parâmetros de rede.

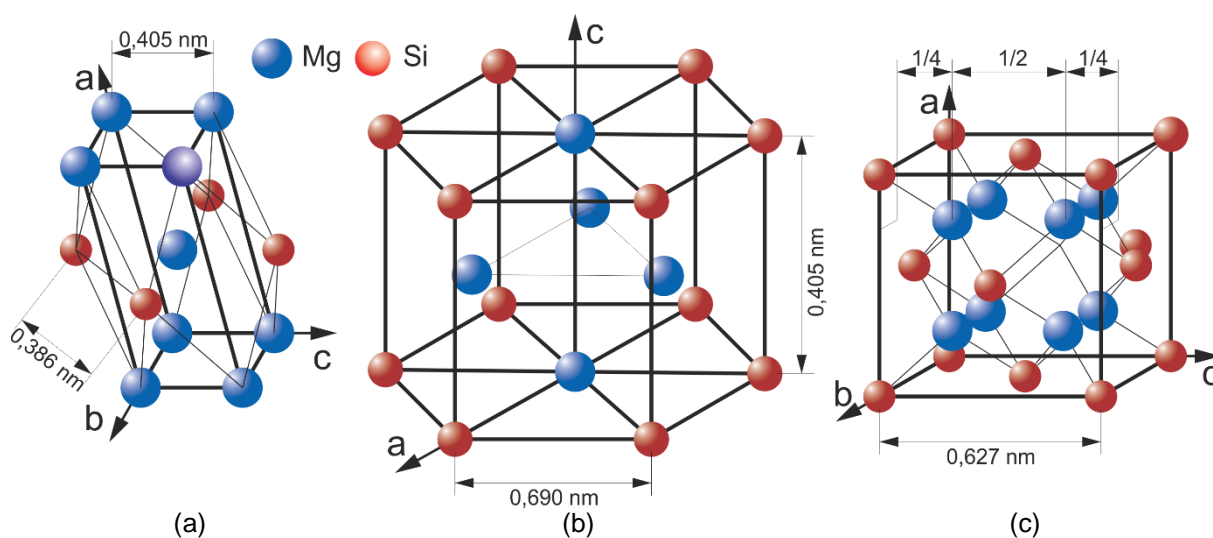


Figura 10 – Estrutura cristalina das fases (a) β'' , (b) β' e (c) β .
 Fonte: adaptado de Andersen, 1998, p. 3294; Nakamura, 2010, p. 315; Zhang, J, 2018, p. 020018-2.

De acordo com Nascimento (2015) e Zhao (2018), quando o precipitado atinge a fase β , perdendo a condição de instabilidade, diz-se que o tratamento térmico é de superenvelhecimento, devido ao elevado tempo de exposição a temperatura elevada. Siqueira (2012) enfatiza que este fenômeno provoca a redução da resistência mecânica do material. Nesta fase, o precipitado possui dimensões grandes, como esquematizado na Figura 11, em relação aos anteriores.

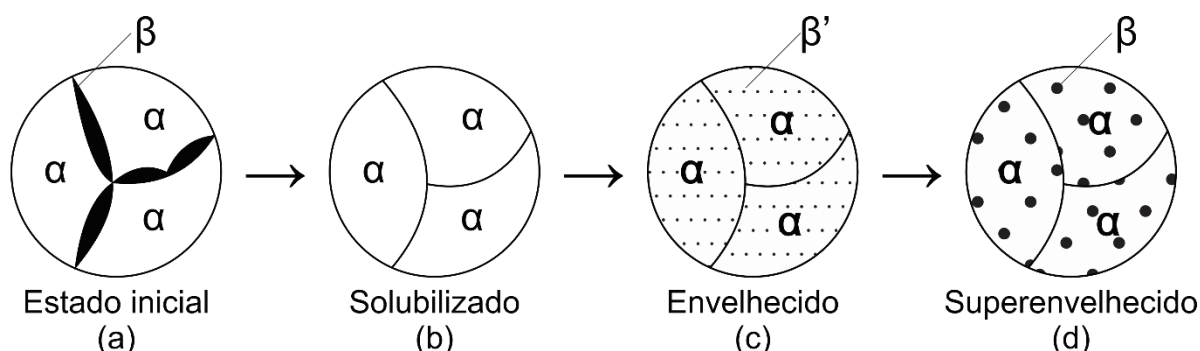


Figura 11 – Esquema representativo das etapas de tratamento térmico em ligas de alumínio. (a) Estado inicial, (b) solubilizado, (c) envelhecido e (d) superenvelhecido.
 Fonte: adaptado de Siqueira, 2012, p. 29.

2.3.1 Trabalho mecânico a frio

O trabalho mecânico a frio ou deformação a frio, promove na maior parte dos metais um aumento em sua resistência mecânica. Esta condição surge da energia utilizado no processo, a qual, na sua maior parte, é liberada na forma de calor e outra parte, cerca de 10%, é associada ao aumento de defeitos, principalmente discordâncias. Este aumento no número de discordâncias é oriundo de uma série de

obstáculos à sua movimentação livre durante a deformação, como, principalmente, partículas de segunda fase, outras discordâncias, átomos de soluto e contornos de grão (ALMEIDA FILHO, 2005; MIKHAYLOVSKAYA, 2019).

Martins (2014) afirma que um dos modelos mais acreditados para a multiplicação no número de discordâncias é o mecanismo de Frank-Read, ilustrado na Figura 12. Com base nesta representação, uma linha de discordância imobilizada recebe uma tensão cisalhante, apresentando um raio de curvatura proporcional, até atingir a forma de um semicírculo. A partir deste ponto, com uma tensão agora decrescente, o raio de curvatura aumenta, até que os segmentos se encontrem, se anulando e formando um grande anel, restaurando a discordância original.

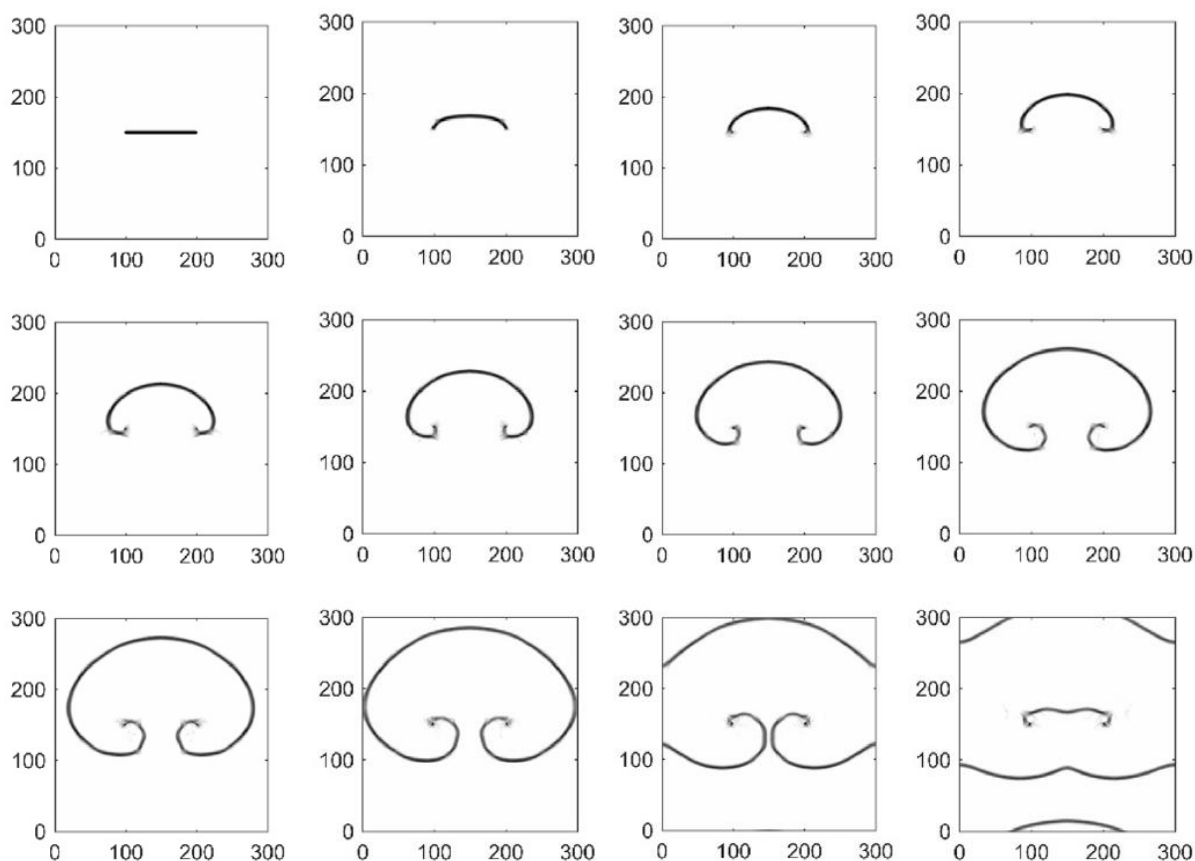


Figura 12 – Evolução do mecanismo de Frank-Read (ordem da esquerda para direita e de cima para baixo).

Fonte: adaptado de Zhang, Y, 2018, p. 15.

Conforme Espósito (2006), a energia retida na forma de defeitos torna o material instável termodinamicamente, o que leva ao endurecimento do material, na forma de encruamento. Esta alteração microestrutural, segundo Martins (2014), está diretamente associada a EDE. Low (2000) relata que quando a EDE é baixa, Figura 13a,

caso dos metais com estrutura CCC, as discordâncias apresentam uma distribuição mais homogênea e com baixa mobilidade, se comparada com os metais de estrutura CFC, de alta EDE, Figura 13b, na qual a mobilidade das discordâncias é maior, o que facilita a aniquilação destas. A aniquilação das discordâncias ocorre quando elas estão em um mesmo plano e possuem sinais opostos ou quando estão em planos diferentes e possuem vetores de Burgers com sinais opostos, e se encontram a partir da combinação do escorregamento e da escalada. Desta forma, metais de alta EDE tem uma menor densidade de discordâncias para uma mesma quantidade de deformação, como é o caso do alumínio e de suas ligas.

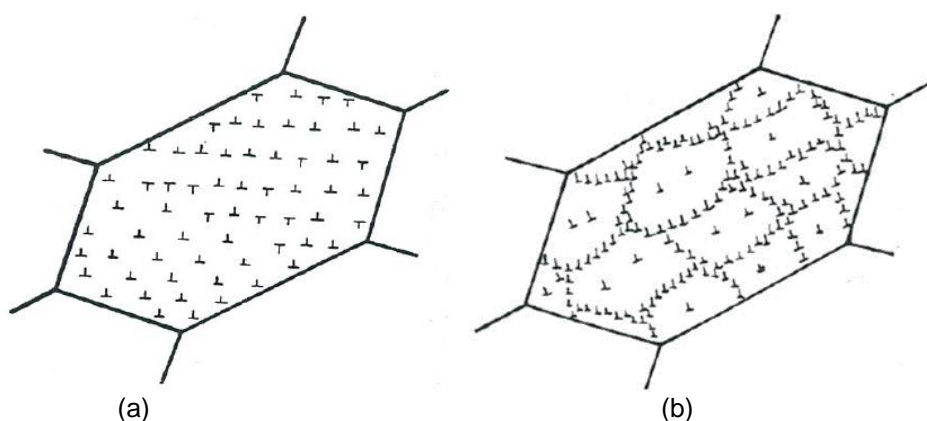


Figura 13 – Distribuição das discordâncias em metais com (a) baixa EDE e (b) alta EDE.
Fonte: Padilha, 2005, p. 14-15.

A alteração microestrutural refletida pela deformação plástica a frio faz com que ocorra uma alteração na forma dos grãos, passando estes de uma forma equiaxial para uma forma alongada, com alinhamento preferencial coincidindo com a direção da deformação, aumentando a área total de contornos de grão. Macroscopicamente, esta alteração é responsável pela subdivisão de grãos grosseiros em diversos componentes cristalográficos, ativados pela rotação do cristal, formando bandas de deformação e bandas de cisalhamento. A subdivisão do cristal prossegue, em escala microscópica, através dos mecanismos de multiplicação de discordâncias, as quais, quando combinadas, formam células de discordâncias. Estes grupos celulares são separados por DDW e MB, os quais, com o aumento da deformação, se tornam mais achatados e as formações DDW e MB são substituídas por estruturas lamelares do tipo LB, como esquematizado na Figura 14 (CORRÊA, 2014; OLIVEIRA, 2009).

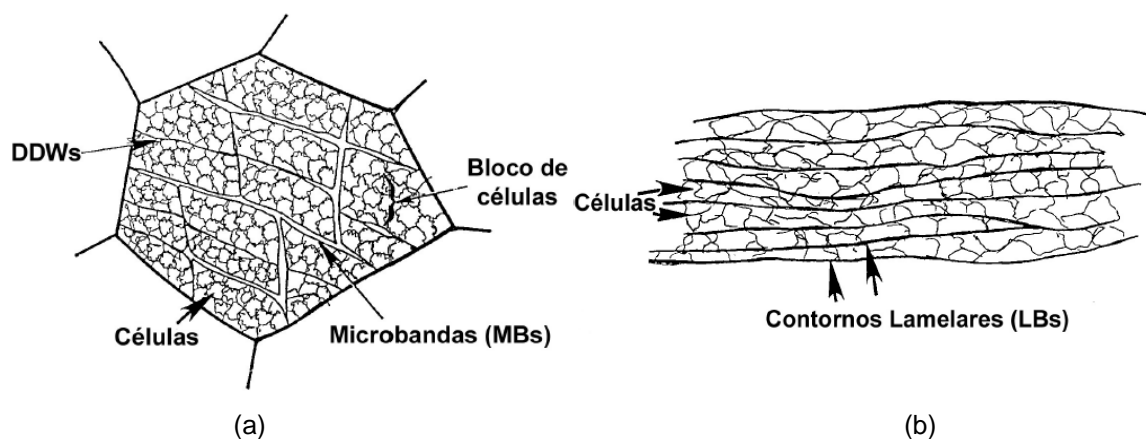


Figura 14 – Esquema microestrutural de amostras encruadas após (a) deformações intermediárias e (b) grandes deformações.

Fonte: Oliveira, 2009, p. 67.

Esta modificação recebe o nome de encruamento e, conforme a deformação plástica aumenta, a tensão necessária para dar continuidade à deformação também aumenta, como ilustrado na Figura 15 (CORRÊA, 2004; NAIZABEKOV, 2018).

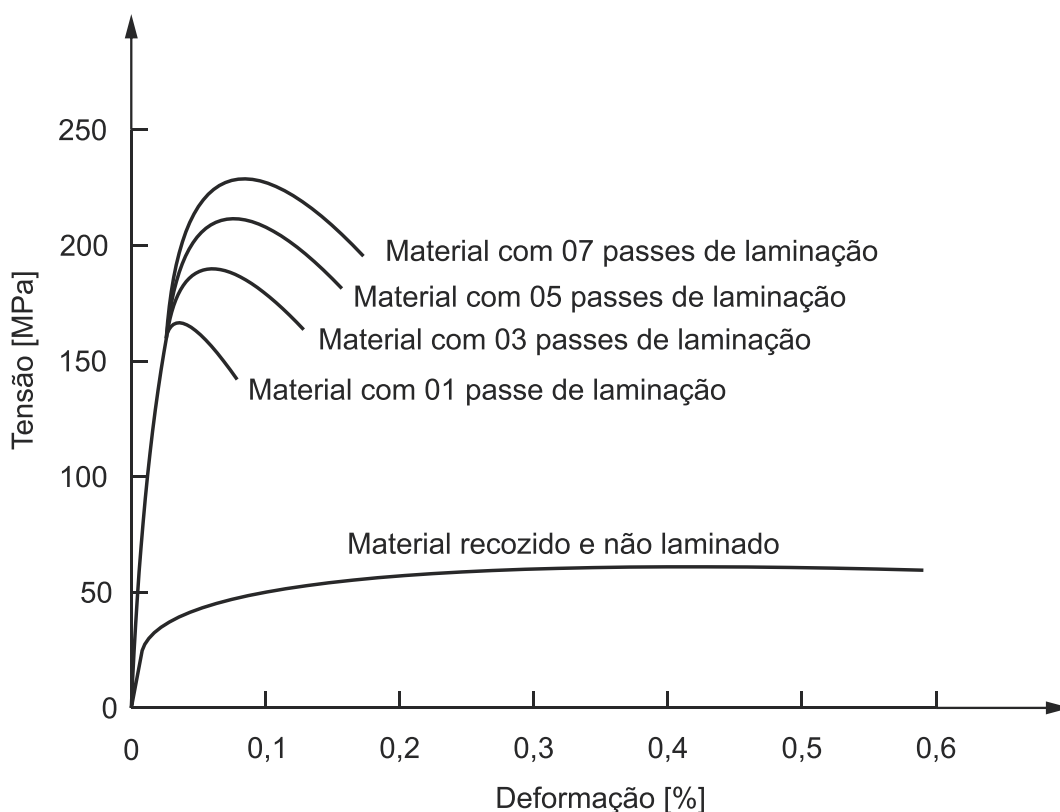


Figura 15 – Influência do encruamento sobre as curvas tensão-deformação em aço de baixo carbono. Fonte: adaptado de Rahmatabadi, 2017, p. 27.

Uma forma utilizada para quantificar o encruamento sofrido pelo material após deformação a frio, é através da redução percentual sofrida pelo mesmo. De acordo com Zhang, W. (2016), este cálculo depende do processo de deformação aplicado,

podendo ser utilizadas as variações de área e de espessura. Como nos processos de laminação a frio a variação da largura é muito menor que a variação na espessura, como mostra a Figura 16, pode ser utilizada a redução da espessura para o cálculo da redução percentual.

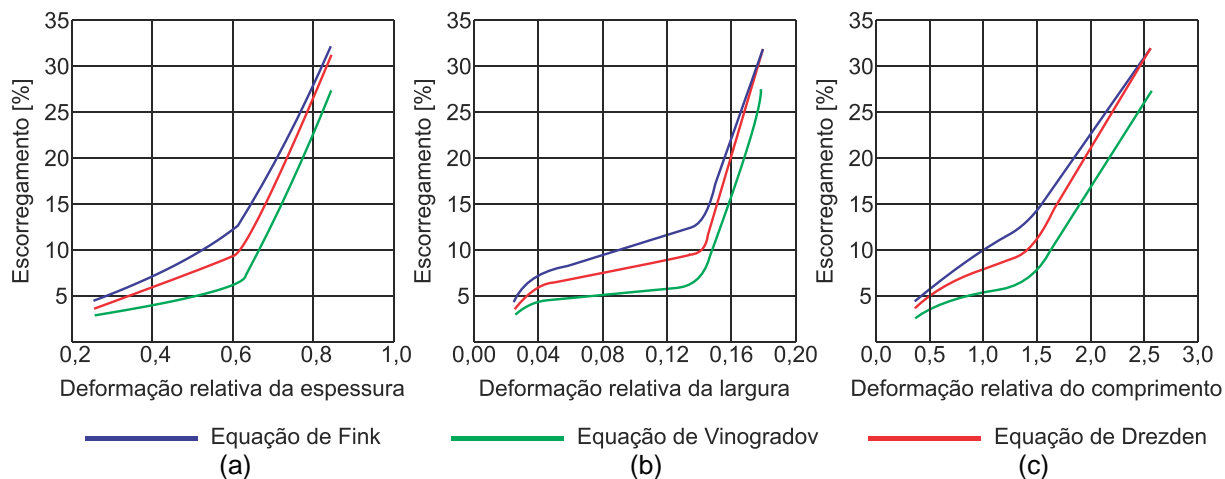


Figura 16 - Influência da tensão relativa no escorregamento na variação da (a) espessura, (b) largura e (c) comprimento em um corpo de prova laminado à frio.
Fonte: adaptado de Mitek, 2018, p. 189.

Campana (2009) verificou uma redução no tamanho de grão em uma liga de alumínio 6082, extrudada com relações de extrusão de 3,9 e 27,3, as quais apresentaram redução no diâmetro médio dos grãos de 50,57% (no centro da amostra) e de 10,00% (na superfície da amostra).

2.3.2 Corrosão das ligas de alumínio

Nas ligas de alumínio da série 6xxx, assim como nas demais séries, em condições normais de temperatura, pressão e atmosfera, com pH na faixa 4,0-8,5, ocorre a formação de uma camada protetora de óxido na superfície do material, a qual leva a passivação da liga, reduzindo a velocidade da corrosão. Já em meios ácidos ($\text{pH} < 4,0$) e em meios alcalinos ($\text{pH} > 8,5$) a corrosão do alumínio se dá de forma acelerada, sendo esta eletroquímica ou química, respectivamente (FERRARI, 2013; FONTINHA, 2012).

A Figura 17 representa o diagrama de Pourbaix do sistema alumínio-água, em uma temperatura de 25 °C. Este diagrama identifica as regiões de imunidade, passivação e corrosão do alumínio. Ainda Roberge (2008) ressalta que no diagrama de Pourbaix é possível identificar comportamentos diferentes em função da variação

da concentração molar de espécies diluídas no ambiente. Na Figura 17 é possível identificar a variação da faixa da região de passivação, a qual reduz com a concentração molar das espécies diluídas no ambiente, para concentrações molares de 10^0 [faixa (0)-(0)], 10^{-2} [faixa entre (-2)-(-2)], 10^{-4} [faixa (-4)-(-4)] e 10^{-6} [faixa (-6)-(-6)].

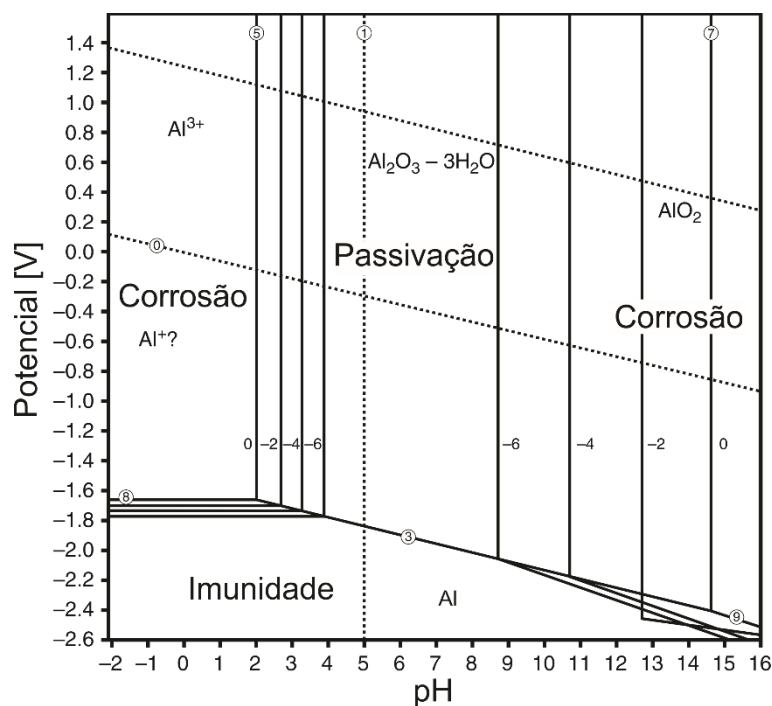


Figura 17 – Diagrama de Pourbaix do sistema alumínio/água a 25 °.
Fonte: adaptado de Birbiliz, 2011, p. 576.

Conforme exposto na Figura 18, El Haleen (2013) verificou a redução na suscetibilidade à corrosão do alumínio exposto a uma solução de 2 M de HCl com o aumento da concentração do composto orgânico tiossemicarbazida. Nesse caso, o aumento da concentração da tiossemicarbazida na solução propiciou adsorção e a precipitação dos seus complexos de cloro na superfície do metal.

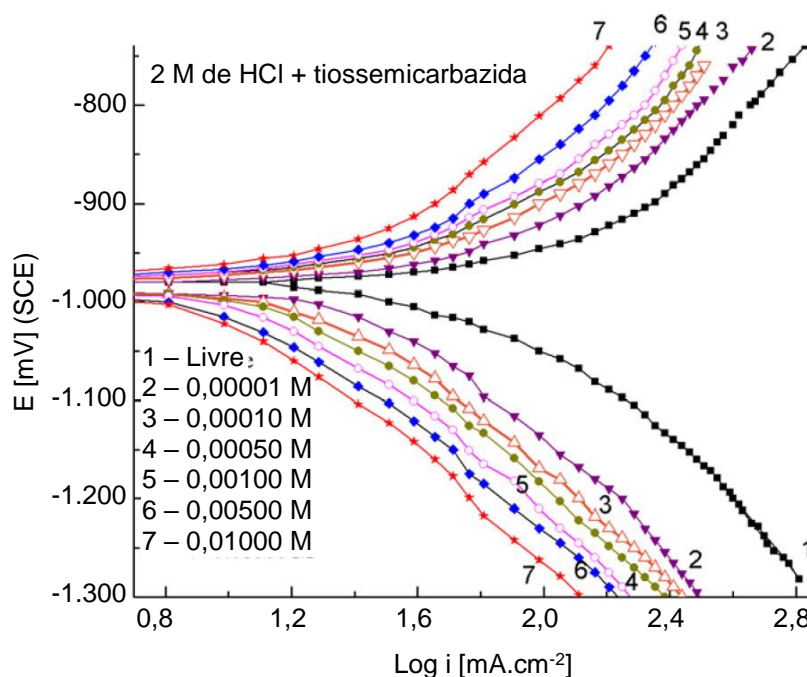


Figura 18 – Curva de polarização de uma liga de alumínio em uma solução de 2 M de HCl, com diferentes concentrações de tiossemicarbazida.

Fonte: adaptado de El Haleen, 2013, p. 8.

Segundo Santos (2011), no Diagrama de Pourbaix, há uma região termodinamicamente estável, na qual o alumínio é imune a corrosão, e uma região de passivação, em que se forma o filme protetor na superfície do alumínio, desacelerando o processo corrosivo. Por fim, nas regiões de corrosão, também chamadas de ativas, o alumínio é termodinamicamente instável e o processo corrosivo se desencadeia de forma acelerada.

Prabhu (2017) estudou a variação na taxa de corrosão de uma liga de alumínio 6063 em um meio ácido, composto por diferentes concentrações de H_3PO_4 , e em um meio básico, composto por diferentes concentrações de NaOH, ambos a 30 °C, dentro das regiões ativas de acidez e basicidade, respectivamente, do diagrama de Pourbaix. A partir daí constatou que, com a elevação da concentração de ambas soluções, as taxas de corrosão também se elevaram, conforme Figura 19. Também verificou uma depressão nos semicírculos dos diagramas de Nyquist para as mesmas condições citadas. Esse fato, de acordo com Charitha (2017), ocorre por conta de uma heterogeneidade da capacitância da superfície do metal, originada pela não homogeneidade e da porosidade do filme protetor. Prabhu (2017) ainda comprovou que, independente da concentração da solução, as curvas de polarização quase não

apresentaram variação de inclinação, indicando que a variação da taxa e corrosão em função da concentração do meio quase não altera o mecanismo de corrosão.

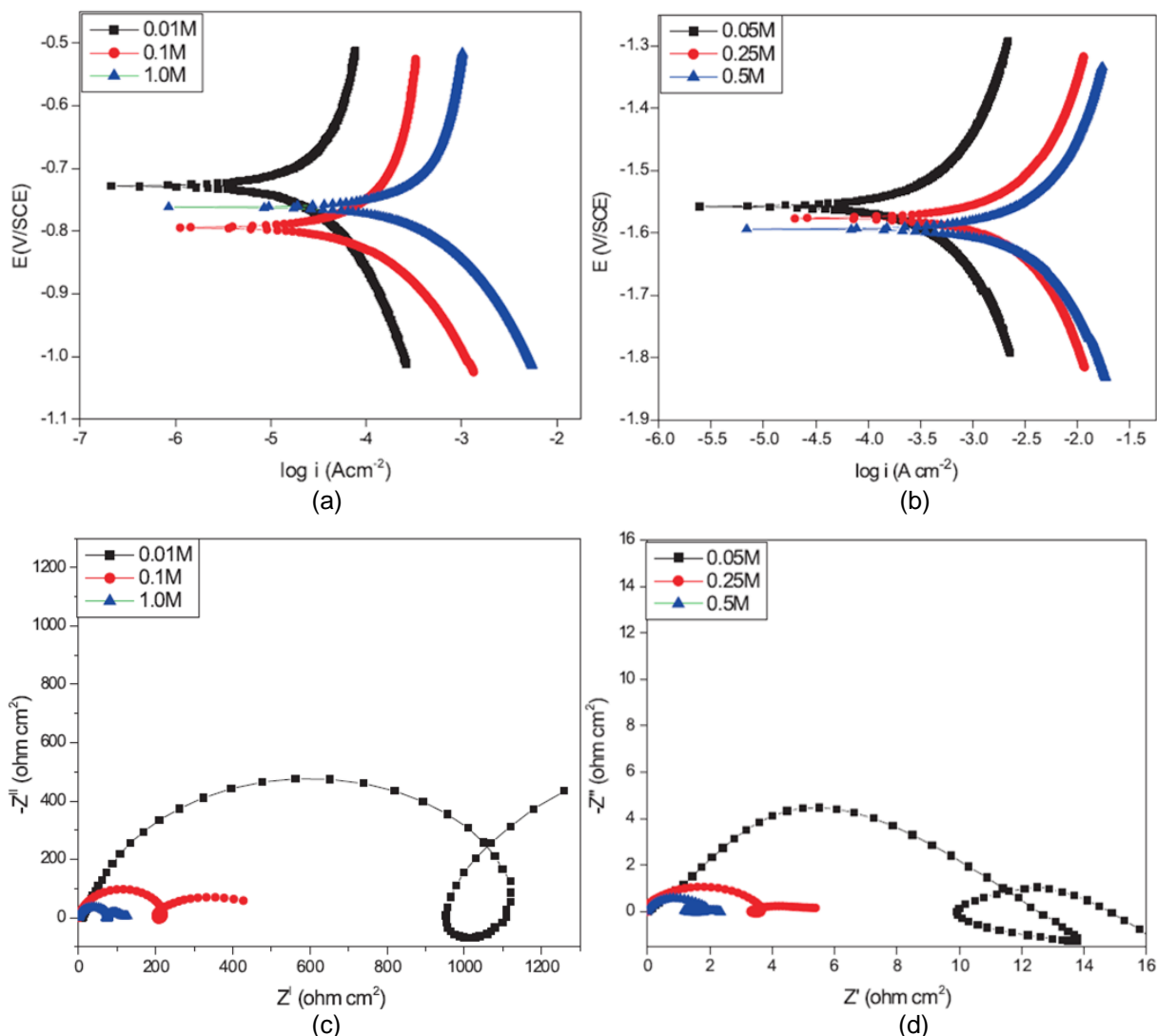


Figura 19 – Ensaio eletroquímico de uma liga de alumínio 6063 exposta a várias concentrações de eletrólito a 30 °C. Curvas de Tafel em (a) H_3PO_4 e (b) NaOH , e diagramas de Nyquist para (c) H_3PO_4 e (d) NaOH .

Fonte: Prabhu (2017), p. s2235-s2237.

O alumínio, em condições normais de temperatura, pressão, pH e umidade, possui uma reatividade termodinâmica muito alta, em função do seu potencial de eletrodo ser bastante negativo (-1,66 mV). Esse fato propicia a sua rápida oxidação, acarretando na formação quase que instantânea de um filme de óxido em sua superfície. Apesar da reatividade termodinâmica e da velocidade de formação do filme de óxido, esse comportamento acaba sendo benéfico, pois nestas condições ambientais o filme de óxido não reage com o meio, protegendo o alumínio. A formação

do filme de óxido, ou camada passivada, ocorre conforme as Equações 1-3 (HYMEL, 2014; KOCZERA, 2017).



Pontes (2017) complementa que o hidróxido $2\text{Al}(\text{OH})_6$ se transforma no óxido $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, responsável pela passivação do alumínio.

De acordo com Moreira (2012), em meios com maiores concentrações de umidade, a espessura da camada de óxido aumenta, dando origem a uma camada hidratada e porosa, composta por $\gamma\text{-AlOOH}$, $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ ou $\text{Al}(\text{OH})_3$.

Panagopoulos (2018) comparou a resposta à fadiga de uma liga de alumínio 6082 exposta ao ar e três diferentes pHs. Concluiu que, comparando o comportamento da liga meios ácidos, alcalinos e neutros com o comportamento ao ar, o tempo até a fratura (r_{fr}) cai, e a suscetibilidade à fratura (I_{sc}) aumenta, conforme Figura 20.

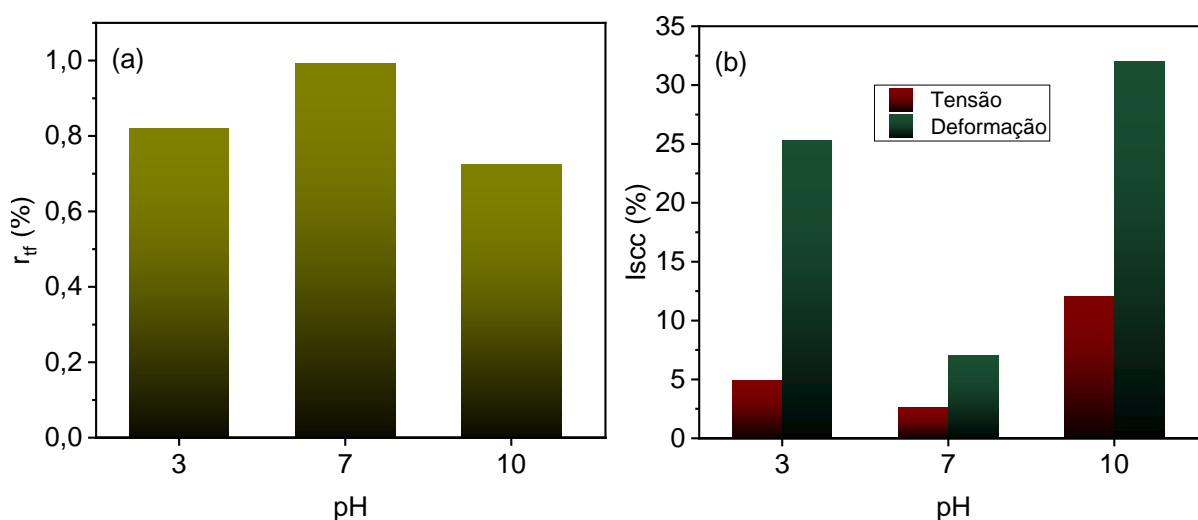


Figura 20 – Resposta em fadiga de uma liga de alumínio 6082 em função do pH do meio (a) na relação tempo-fratura e (b) no índice de suscetibilidade à corrosão sob tensão.

Fonte: adaptado de Panagopoulos, 2018, p. 8.

A corrosão no alumínio, conforme Yasakau (2018), se apresenta principalmente por pites, que ocorrem de forma furos rasos, penetrações profundas ou rebaixamentos com diferentes formatos. Zhuang (2018) explica que a corrosão intergranular,

juntamente com a corrosão por pites, formam os principais mecanismos de corrosão nas ligas de alumínio, os quais ocorrem de forma localizada, em função da presença de partículas intermetálicas.

A formação de pites e a corrosão intergranular são caracterizadas pela formação de microcélulas de corrosão, formadas pelas partículas de fases distribuídas ao longo dos contornos de grão (principalmente as que contém silício, devido a sua maior nobreza em relação ao alumínio), que atuam como cátodo, e a matriz rica em alumínio, que atua como ânodo. Tal fato é evidenciado na Figura 21, a qual mostra a presença de precipitados no contorno de grão, assim como a formação de pites nessa região (Šekularac 2018).

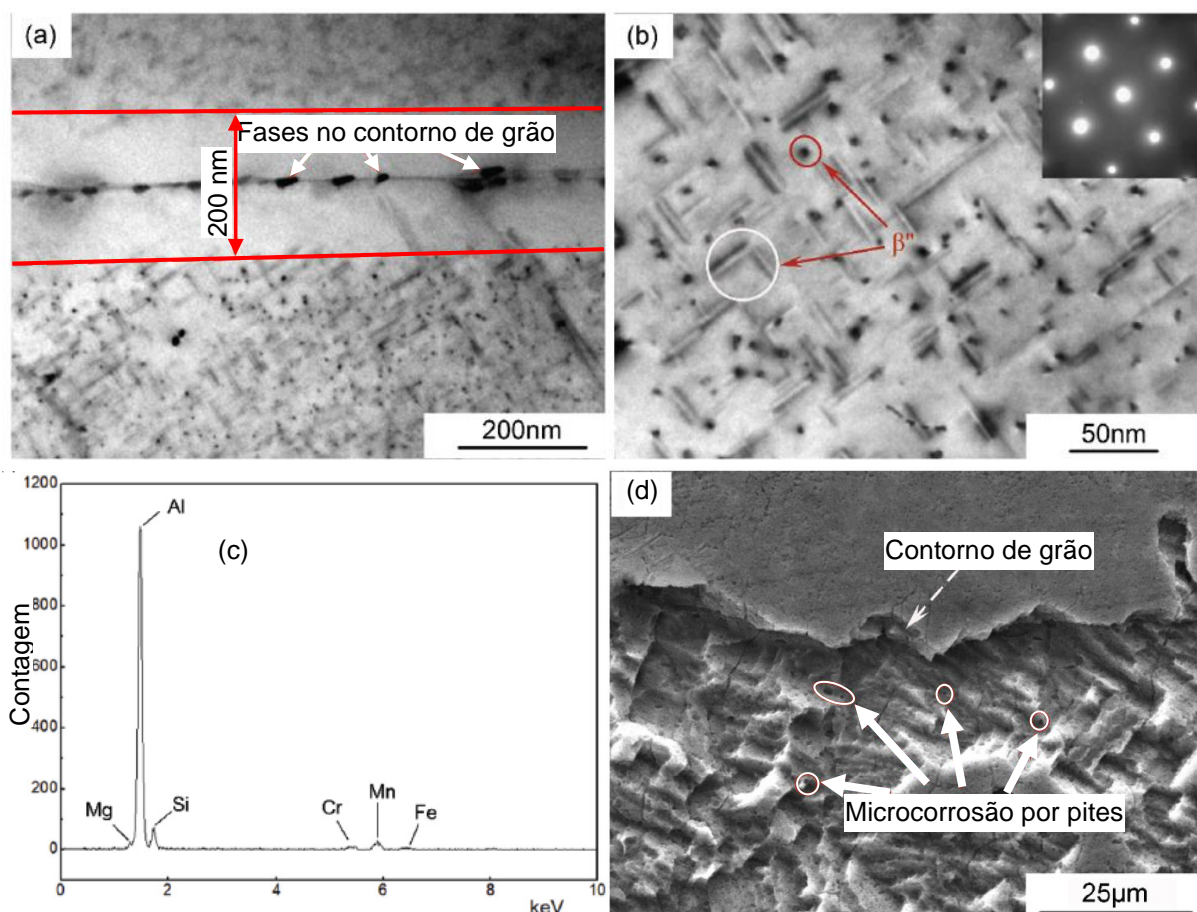


Figura 21 – (a) Microscopia eletrônica de transmissão do contorno de grão, (b) zoom em (a), mostrando a fase β'' , (c) análise de EDS de (a) e (d) formação de pites no contorno de grão.

Fonte: adaptado de Chen, 2019, p. 261,263.

Ainda no contexto do desencadeamento do processo corrosivo entre a matriz rica em alumínio e as fases presentes, Eckermann (2008) verificou uma significativa corrosão no entorno das partículas de Mg_2Si , como mostrado na Figura 22.

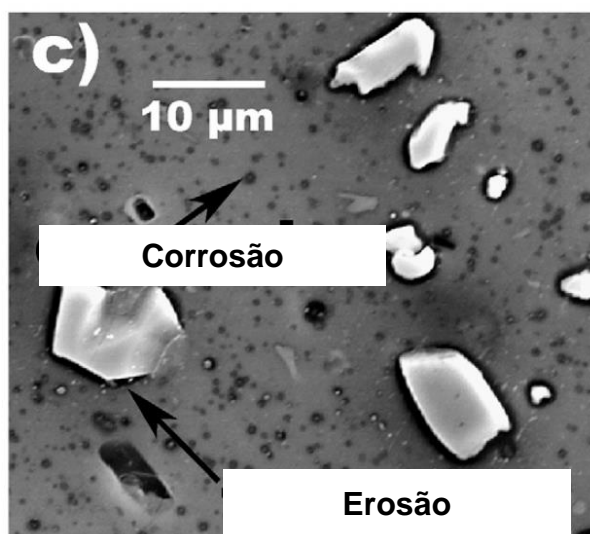


Figura 22 – Pontos de corrosão na matriz rica em alumínio e erosão ao redor dos intermetálicos a base de MgSi.

Fonte: Eckermann (2008), p. 847.

Wu (2013) comparou a evolução das taxas de corrosão entre uma liga de alumínio 6063 e uma liga Al-12,3%Si-0,26%Mg quase eutética e evidenciou que, tanto em uma solução aquosa de 3,5% de NaCl quanto em uma solução aquosa de 4% de H₂SO₄, a liga de alumínio 6063 obteve uma maior resistência a corrosão. Segundo o autor, isso se deve ao fato da maior quantidade de formação de células de corrosão, as quais ocorreram entre o alumínio primário e a fase eutética, e entre a fase eutética e o silício em excesso. A Figura 23 que contém curvas de polarização potenciodinâmica e curvas de perda de massa, mostram os resultados obtidos.

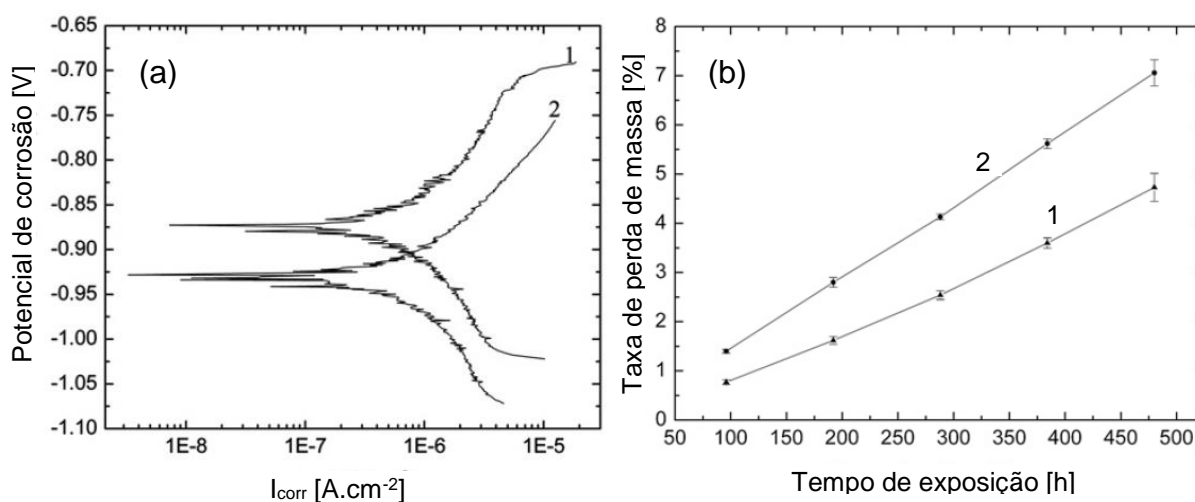


Figura 23 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica em solução aquosa de 3,5% de NaCl e (b) curvas de perda de massa em solução aquosa de H₂SO₄, para as ligas de alumínio (1) 6063 e (2) Al-12,3%Si-0,26Mg quase eutética.

Fonte: adaptado de Wu, 2013, p. 382.

2.4 Recuperação e recristalização dinâmica

A deformação plástica oferecida aos metais nos processos de fabricação mecânica altera suas características mecânicometalúrgicas, como o surgimento de bandas de cisalhamento, as quais atravessam uma quantidade significativa de grãos. As bandas de cisalhamento são heterogeneidades que se desenvolvem, principalmente, em condições de deformação plástica adiabática com elevadas taxas de deformação nas regiões mais internas do material. A Figura 24 exemplifica a formação das bandas de cisalhamento (LINS, 2006; TRAJANO 2016).

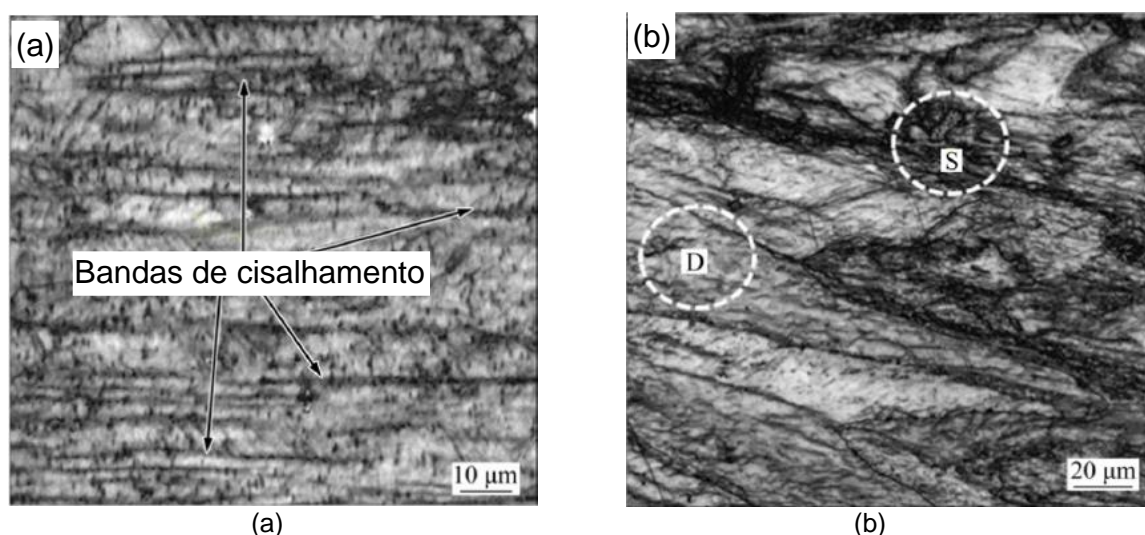


Figura 24 – Micrografias exemplificando a formação de bandas de cisalhamento em uma liga de alumínio 6063. (a) Bandas de cisalhamento e (b) comparativo entre grão apenas deformado (D) e grão deformado com a formação de subgrãos (S).

Fonte: adaptado de Kumar, 2017, p. 483.

A formação destas bandas de cisalhamento é influenciada por algumas características do material, como tamanho de grão, orientação cristalográfica, elementos de liga e temperatura, com uma tendência de proporcionalidade com o aumento no tamanho de grão (MIRANDA, 2012).

Lins (2009) indica que a formação de bandas de cisalhamento está diretamente ligada a falha repentina de materiais dúcteis por fratura, quando impostos a uma deformação plástica severa, pelo fato de constituírem um local preferencial para a nucleação, o crescimento e a coalescência de defeitos. No forjamento em temperatura criogênica em uma liga de alumínio 6063, Venda (2017) observou em suas experimentações que a quantidade das bandas de cisalhamento aumentou (aumento

da espessura) com o aumento na quantidade de passes de forjamento, como pode ser verificado nas micrografias da Figura 25.

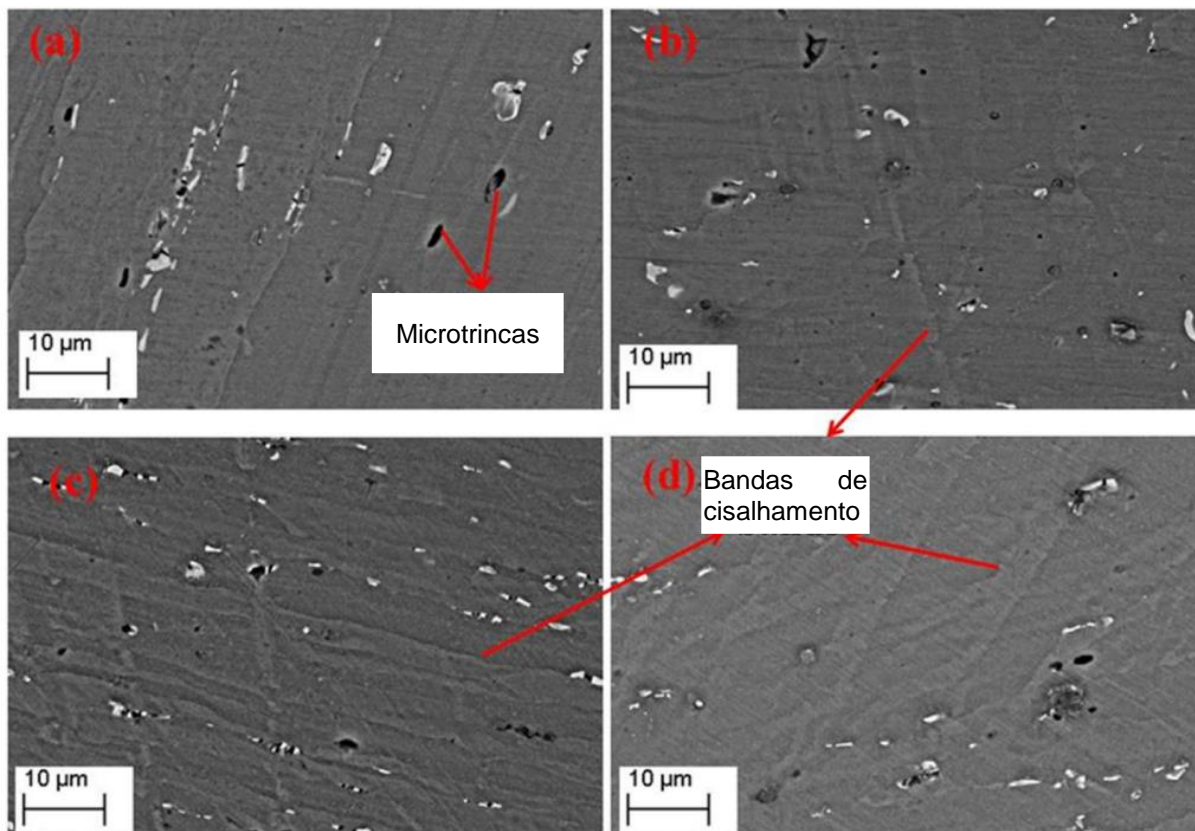


Figura 25 – Micrografia de uma liga de alumínio 6063 (a) não forjada, (b) forjada em 6 passes, (c) forjada em 15 passes e (d) forjada em 24 passes.
Fonte: adaptado de Venda, 2017, p. 20.

Em um de seus trabalhos, Duckham (2001) observou, a partir da variação da taxa de deformação e da temperatura, a tendência de formação de bandas de cisalhamento em uma liga alumínio com 1% de magnésio, resumido na Figura 26, indicando que quanto menor a temperatura de deformação e quanto maior a quantidade de deformação, maior será a tendência de formação de bandas de cisalhamento.

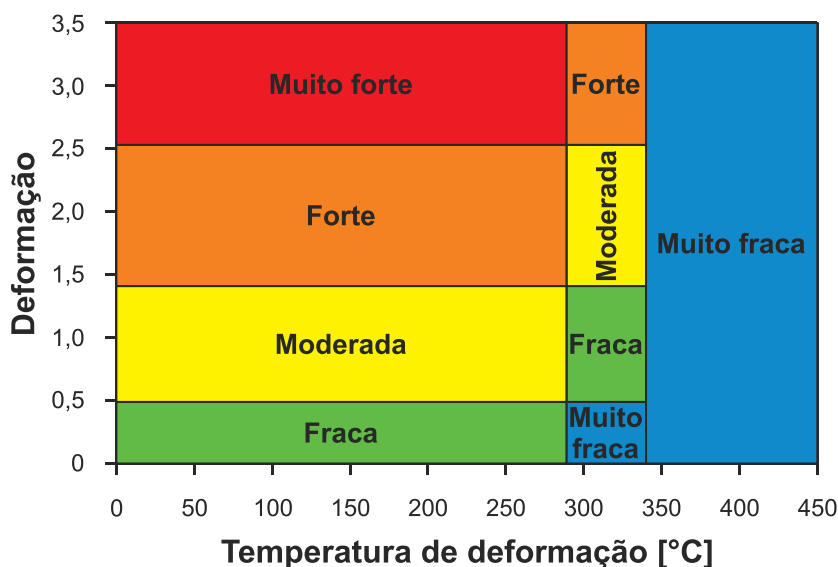


Figura 26 - Tendência de formação de banda de cisalhamento em uma liga de Al-1%Mg em função da deformação e da temperatura de deformação, para uma taxa de deformação de 1 s⁻¹.

Fonte: adaptado de Duckham, 2001, p. 2742.

Oliveira (2009) afirma que nas bandas de cisalhamento ocorre um acentuado escorregamento localizado, durante a deformação plástica, sem critério cristalográfico definido, com uma inclinação em relação à direção de deformação na faixa de 30-60°. Este fenômeno ocorre principalmente em regimes de deformação plástica severos ou em alta velocidade, predominantemente compressivos, em materiais de granulação grosseira e de alta EDE, como as ligas de alumínio com teores elevados de magnésio. Lins (2006) complementa que nestes processos de deformação plástica o tempo para dissipação do calor para a vizinhança da região cisalhada não é suficiente, acarretando na elevação localizada da temperatura, podendo desencadear o processo de recristalização no interior das bandas de cisalhamento.

Segundo Izumi (2018), nestas condições de deformação, ocorre a manifestação de mecanismos termicamente ativados, como o deslizamento cruzado, que movimenta as discordâncias em hélice, e a escalagem, responsável pelo movimento das discordâncias em aresta, fazendo com que as discordâncias formem uma estrutura celular a partir do seu rearranjo. Em função disto, pode ocorrer um equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e aniquilação de discordâncias, que, segundo Catorceno (2013), reduz a energia armazenada pelo acúmulo de discordâncias, o que possibilita a formação de células e subgrãos, através da rotação dos reticulados cristalinos sobre os contornos de grão, conforme a Figura 27.

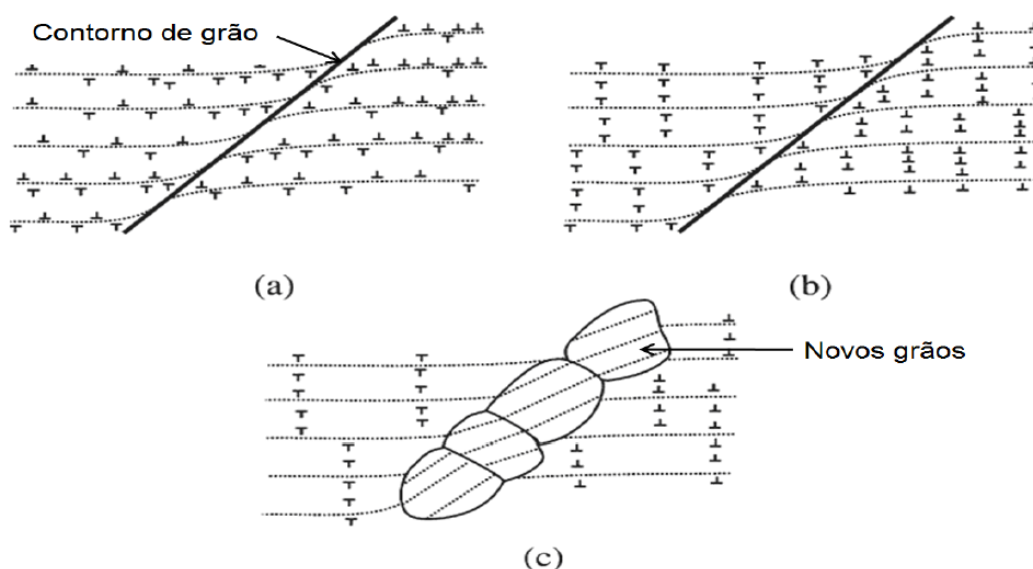


Figura 27 – Representação esquemática da formação de novos grãos e subgrãos em uma liga de magnésio. (a) Rotação dos reticulados cristalinos, (b) início da recuperação dinâmica e (c) migração e coalescimento local dos contornos de grãos e subgrãos, formando contornos de alto ângulo.
Fonte: Catorceno, 2013, p. 32.

Este fenômeno, conhecido como recuperação dinâmica, promove a redução da tensão necessária à continuidade da deformação, como indica a Figura 28 (SOUZA, 2010).

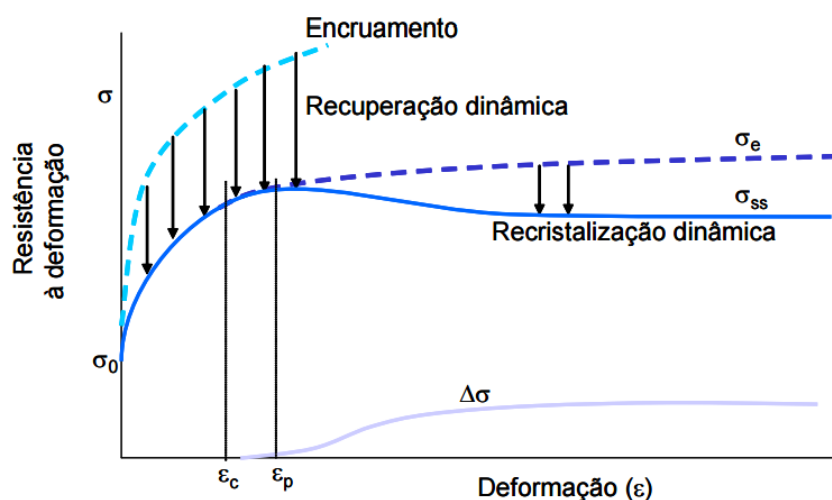


Figura 28 – Representação esquemática da contribuição da recuperação e da recristalização dinâmica no encruamento.
Fonte: Souza, 2010, p. 22.

A energia térmica que desencadeia o processo de recuperação dinâmica tem é impulsionada pela elevação da temperatura, em função do deslocamento de massa e do atrito sofridos pelo material durante a deformação plástica à frio (REN, 2018).

McQueen (1988) concluiu em seu trabalho que a recuperação dinâmica surge a partir do rearranjo das discordâncias para sítios de menor energia, crescendo

uniformemente e a uma taxa constante, influenciada diretamente pela tensão aplicada e/ou pela taxa de deformação imposta.

Em uma liga de alumínio 6101 tratada termicamente T8 não envelhecida e envelhecida a 170 °C por 10 min, 4 h e 20 h, Zidani (2016) obteve um comportamento típico de recuperação dinâmica na variação da quantidade de deformação a frio, conforme ilustra a Figura 29.

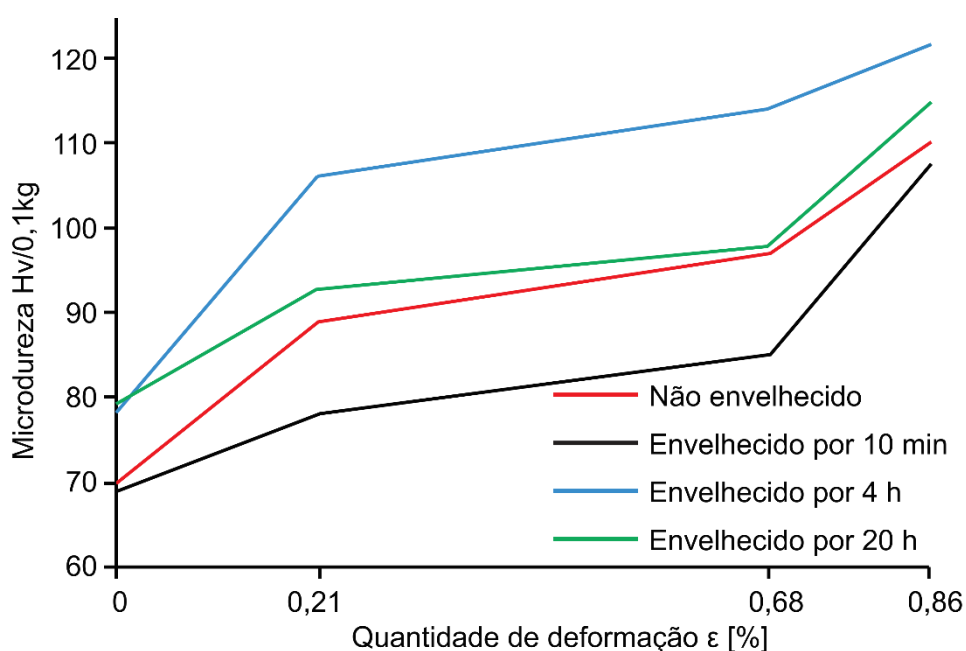


Figura 29 – Efeito da variação na quantidade de deformação a frio em uma liga de alumínio 6061 T8. Fonte: adaptado de Zidani, 2016, p. 13.

Liu (2012) verificou, através da variação da taxa de deformação e temperatura, o comportamento de uma liga de alumínio 6063 através de diagramas tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira. Seus ensaios comprovaram que, para essa liga, a tensão cai com o aumento da temperatura de deformação e com o aumento da quantidade de deformação. Tais comportamentos são típicos de materiais que apresentam algum tipo de redução de resistência mecânica com a elevação da direta da temperatura ou, indiretamente, através da elevação da quantidade de deformação, conforme Figura 30.

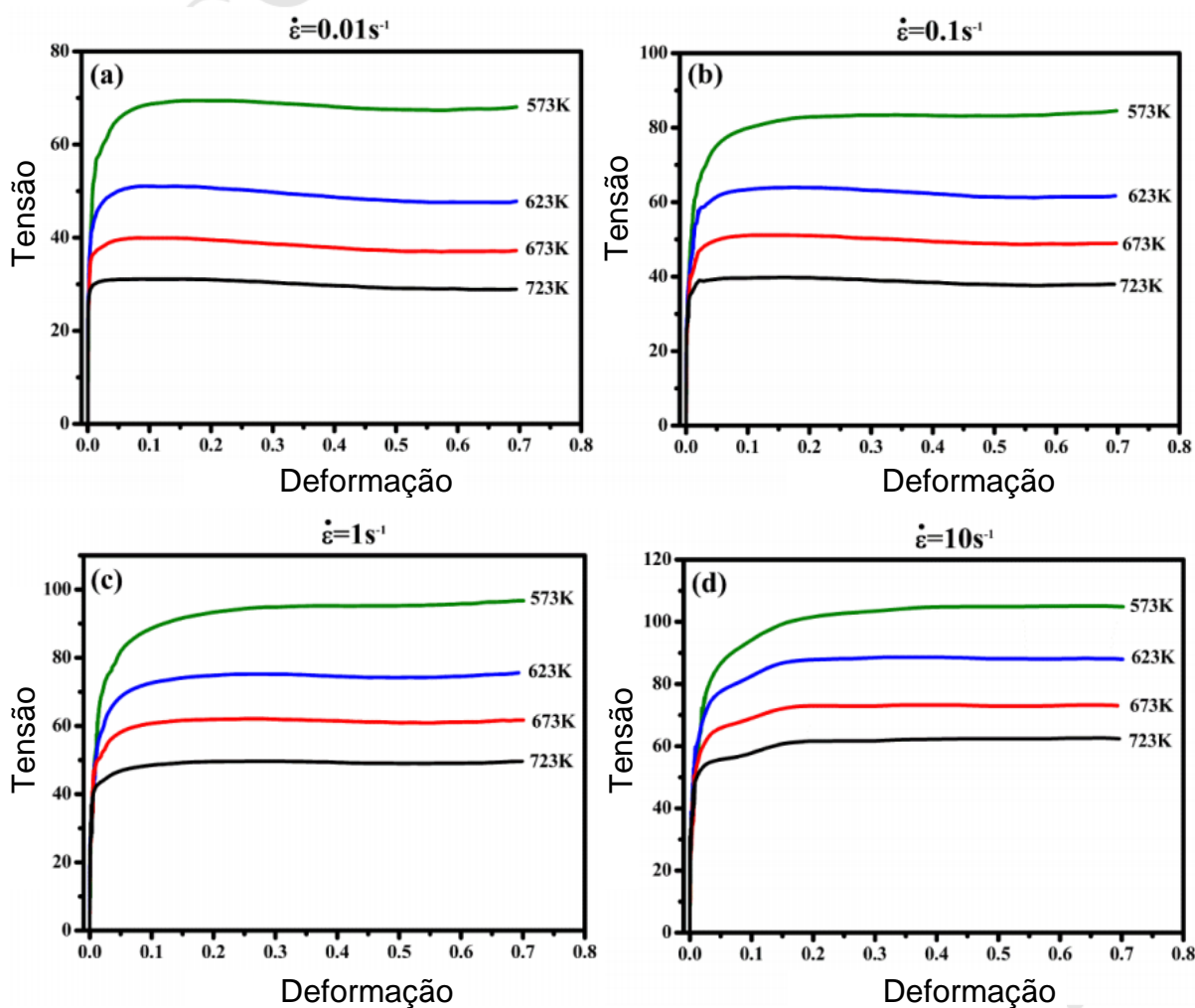


Figura 30 – Diagramas de tensão *versus* deformação verdadeiras para uma liga de alumínio 6063 com taxas de deformação de (a) $0,01 \text{ s}^{-1}$, (b) $0,1 \text{ s}^{-1}$, (c) 1 s^{-1} e (d) 10 s^{-1} .
 Fonte: adaptado de Liu, 2017, p. 6-7.

Changela (2013) comparou a variação da dureza em uma liga de alumínio 6101 laminada à frio e criolaminada, com reduções de espessuras de 10%, 20%, 30% e 40%, conforme Figura 31. Verificou que a elevação de dureza na liga criolaminada foi maior, em função da supressão dos mecanismos de recristalização dinâmica, culminando na elevação da densidade de discordâncias.

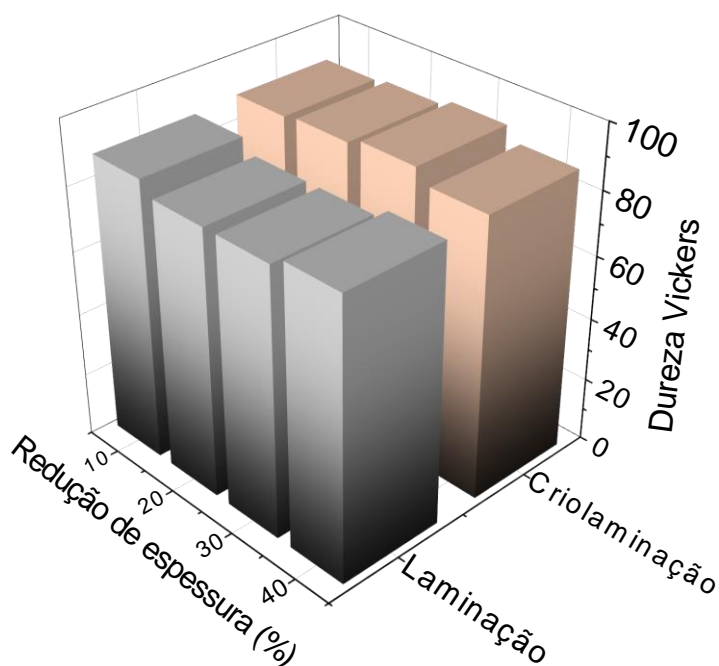


Figura 31 – Variação da dureza Vickers em uma liga de alumínio 6101 em função da redução de espessura em 10%, 20%, 30% e 40%.

Fonte: adaptado de Changela, 2013, p. 1.

Oliveira (2015) detectou a presença de recuperação dinâmica na deformação à frio de uma liga de alumínio 6063 tratada termicamente T6 e T9, a partir de uma redução de espessura em um processo de laminação à frio, que refletiram no comportamento eletroquímico da liga, como mostrado na Figura 32. Quando houve a prevalência da recuperação dinâmica, a resistência a corrosão da liga aumentou com a redução da espessura em 25%, 40% e 55%, diferente do ocorreu nas outras reduções, em que o aumento da microdureza Vickers por encruamento aumentou.

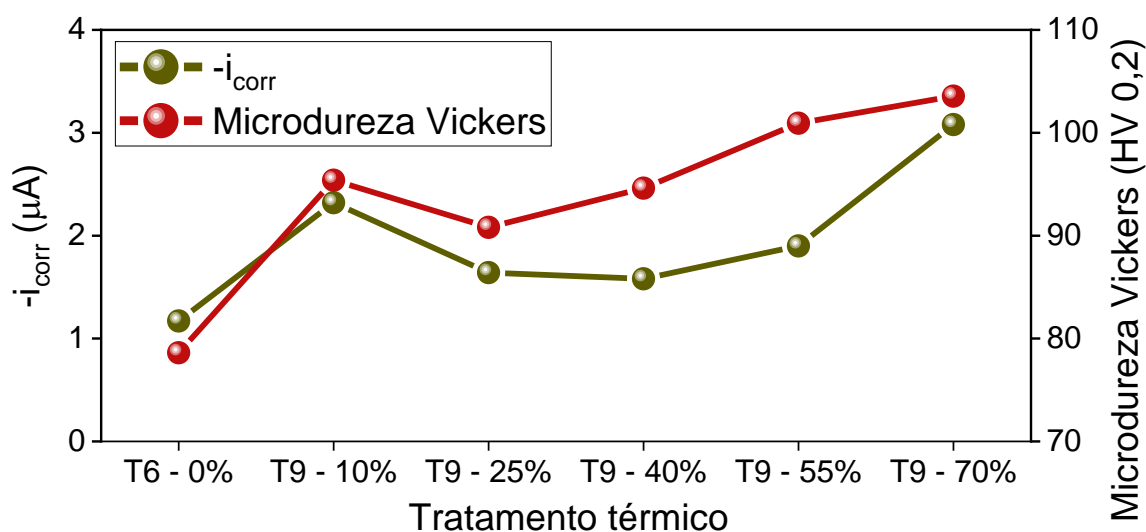


Figura 32 – Variação da corrente de polarização potenciodinâmica e da microdureza Vickers com a variação da redução percentual de área grau de deformação.

Fonte: adaptado de Oliveira, 2015, p. 75, 79.

Najafi (2018) atribui uma causa para reversão da influência da recuperação dinâmica a partir de uma determinada quantidade de deformação, como obtido por Changela (2013) e Oliveira (2015). Como justificativa argumenta que, ao mesmo tempo que a recuperação dinâmica ocorre, os processos de elevação na densidade de discordâncias não param. Porém nesta etapa, o resultado líquido é favorável à recuperação dinâmica, o qual passa a reverter para quantidades maiores de deformação.

Na deformação a frio de uma liga de alumínio 6063, Adeosun (2011) constatou que na faixa de 8-14% de redução de espessura houve uma redução da dureza, a qual refletiu na variação da resistência elétrica neste mesmo intervalo de deformação, como mostra a Figura 33.

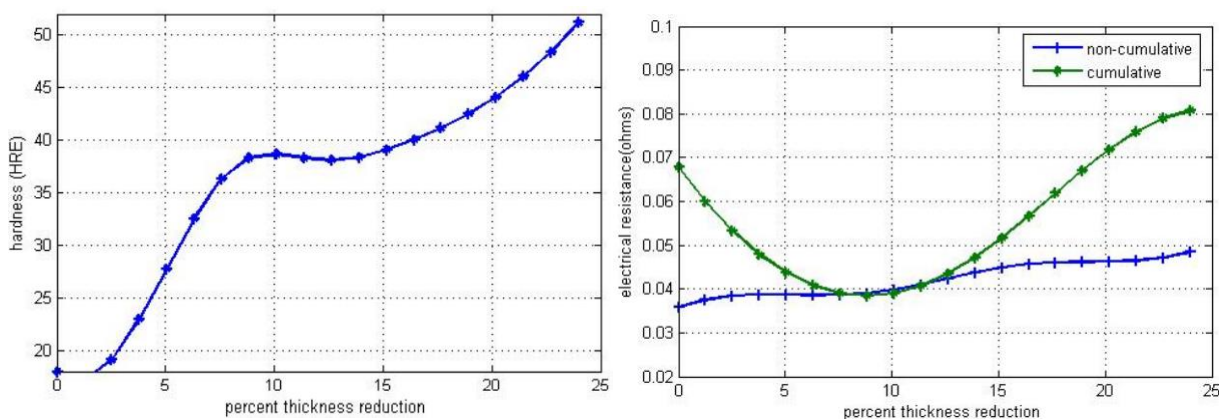


Figura 33 – Relação entre a deformação e a (a) dureza e a (b) resistência elétrica para uma liga de alumínio magnésio.

Fonte: Adeosun, 2011, p. 557,559.

3 METODOLOGIA

O desenvolvimento deste trabalho se deu a partir do material recebido. Este material é constituído de chapas de ligas de alumínio 6063, tratadas termicamente com tratamento T6, com 760 mm de comprimento, 35 mm de largura e 6 mm de espessura, as quais, segundo a Companhia Estadual de Distribuição de Energia Elétrica (2017), recebem o nome de mão francesa plana. O material foi gentilmente doado pela CEEE-D. Tal elemento é ilustrado na Figura 34.



Figura 34 – Mão francesa plana, utilizada como matéria prima utilizada para confecção dos corpos de prova.

De acordo com a CEEE-D (2017), esse material, indicado por setas em vermelho na Figura 35, é utilizado como elemento estrutural em redes primárias e secundárias de distribuição de energia elétrica da CEEE-D, em regiões com atmosferas agressivas, como zonas litorâneas e com altos índices de poluição.



Figura 35 – Exemplo de aplicação de uma mão francesa plana.

Fonte: adaptado de Secretaria de Minas e Energia do Rio Grande do Sul, 2017, p. 1.

Como foram recebidas diversas peças do material, com grande variação no aspecto visual e de fabricantes diferentes, optou-se por realizar a etapa de identificação em todas as peças, a fim de se descartar as que satisfizessem as necessidades desse trabalho.

As etapas realizadas na parte experimental são resumidas na Figura 36.

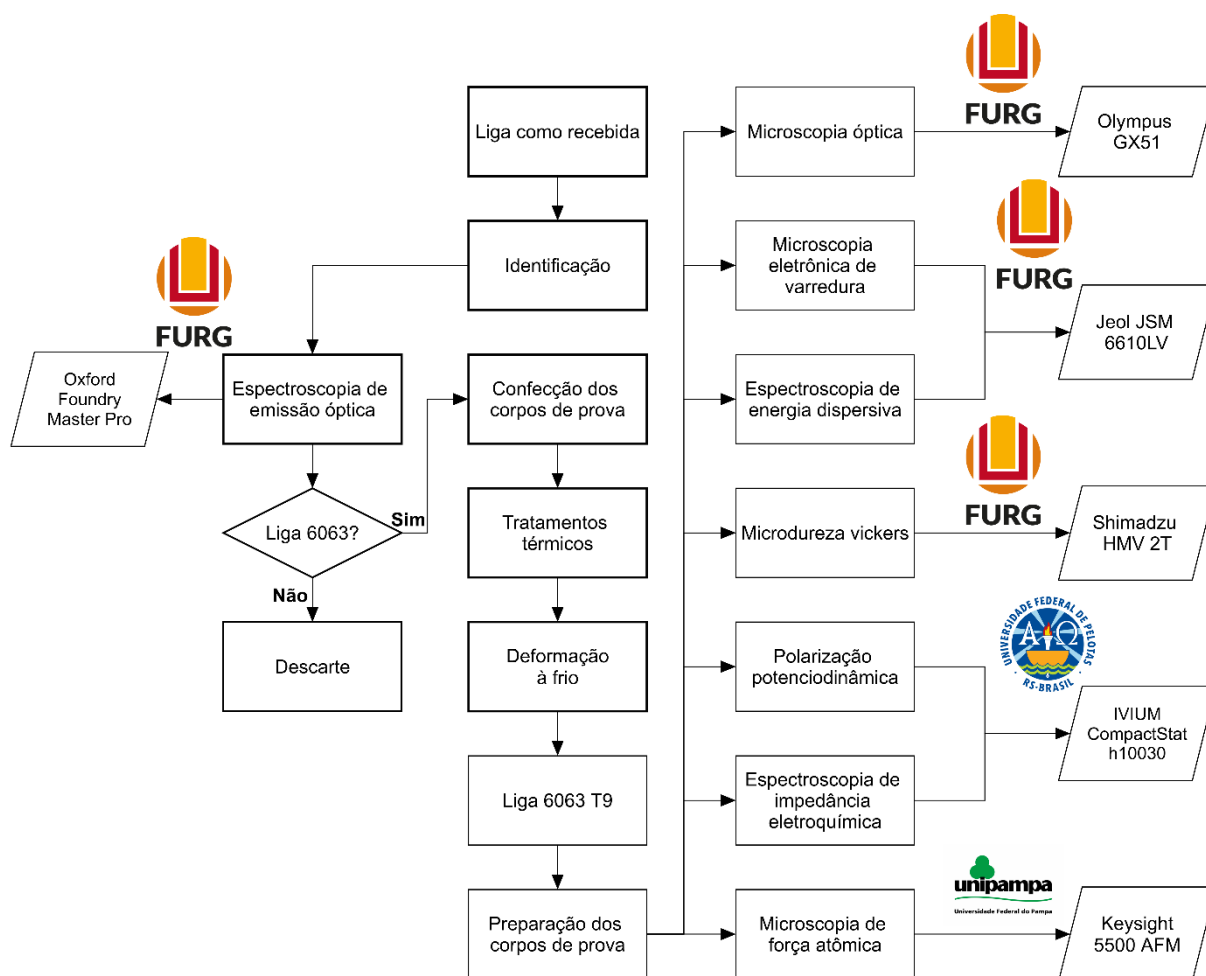


Figura 36 - Etapas de desenvolvimento do trabalho experimental.

3.1 Identificação do material

De cada uma das chapas foram removidas uma parte para realização espectrometria para caracterização química do material. Para tal foi utilizado o espectrômetro de emissão óptica com base para ferro, alumínio e cobre da marca Oxford, modelo FOUNDRY-MASTER Pro. Este equipamento trabalha com uma faixa de comprimento de onda de 130-780 nm e foco de 350 mm e pertence ao Laboratório de Inspeção da FURG.

3.2 Análise química

A norma ASTM B345/B45M-11 especifica a composição química das ligas de alumínio 6063 conforme disposto na Tabela 1.

Tabela 1 – Quantidades percentuais de elementos de liga para liga de alumínio 6063.

Quantidade percentual em peso máxima [%]							
Liga	Al	Si	Mg	Fe	Mn, Cr, Ti, Zn e Cu (cada)	Outros (cada)	Outros (total)
6063	Restante	0,20-0,60	0,45-0,90	0,35	0,10	0,05	0,15

Fonte: Korkmaz,2019, p. 429.

Após a análise química de 14 chapas no espectrômetro de emissão óptica, foi possível separar três chapas que atendem a norma ASTM B345/B45M-11, com resultados indicados na Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química dos materiais utilizados no trabalho.

Quantidade percentual em peso máxima [%]							
Chapa	Al	Si	Mg	Fe	Mn, Cr, Ti, Zn e Cu	Outros (cada)	Outros (total)
1	Restante	0,484	0,495	0,288	< 0,071	< 0,04	< 0,12
2	Restante	0,562	0,603	0,315	< 0,052	< 0,03	< 0,10
3	Restante	0,503	0,574	0,297	< 0,068	< 0,03	< 0,11

3.3 Confeção dos corpos de prova

Os corpos de prova foram cortados em uma cortadeira metalográfica AbrasiMet® 250 Abrasive Cutter, da marca Buelher, pertencente ao laboratório de metalografia da FURG, em dimensões variadas, de acordo com o ensaio a ser realizado.

3.4 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos realizados nesse trabalho foram os de solubilização e de envelhecimento.

Como esse trabalho investigou os processos de recuperação e recristalização dinâmica encontrado no trabalho de Oliveira (2015), procurou-se utilizar os mesmos parâmetros de tempos e temperaturas nos tratamentos térmicos para este trabalho. O uso destes parâmetros foi possível a partir do cruzamento dos dados da Tabela 2, que indica uma composição média para o intermetálico Mg_2Si de 0,84%, da Figura 1b,

a qual, para esta quantidade de Mg₂Si, permite que os parâmetros sejam semelhantes ao do autor citado.

O tratamento térmico de solubilização consistiu no aquecimento dos corpos de prova até a temperatura de 540 °C, semelhante a Onat (2018), a uma taxa de 20 °C/min, mantidos por 1 h. Decorrido esse tempo, os corpos de prova foram resfriados rapidamente em água em temperatura ambiente e em grande quantidade, para que não ocorresse uma grande elevação de temperatura da mesma, a fim de não interferir no tratamento térmico.

Como o tratamento térmico de envelhecimento foi realizado no mesmo forno em que foi realizado o tratamento térmico de solubilização, houve a necessidade de se esperar o resfriamento do forno, devido à temperatura de envelhecimento ser inferior à temperatura de solubilização. Em função disso, os corpos de prova foram armazenados em um freezer no intervalo entre os tratamentos térmicos, conforme indicado por Gündüz (2008) e Siddiqui (2000).

O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado com uma temperatura de 190 °C e um tempo de permanência nesta temperatura de 4 h. Logo após os corpos de prova foram resfriados em temperatura ambiente.

Os tratamentos térmicos foram realizados em um dos fornos pertencentes ao Laboratório de Metalurgia da FURG, da marca EDG, modelo EDG10P-S.

3.5 Deformação à frio

O trabalho mecânico a frio foi realizado no intuito de se determinar as características em torno do início da recuperação dinâmica, obtida por Oliveira (2015). Para tal, os corpos de prova foram deformados a frio para se obter reduções de área 10%, 13%, 16%, 19%, 22% e 25%, o que corresponde ao intervalo experimentado pelo autor citado em que ocorreu a recuperação dinâmica. As reduções de área foram determinadas segundo Pontes (2017), conforme Equação 4.

$$\%RA = \frac{A_1 - A_0}{A_0} \quad (4)$$

A deformação a frio foi realizada em uma calandra piramidal, exibida na Figura 37, pertencente ao Laboratório de Conformação Mecânica da FURG.



Figura 37 – Calandra piramidal do Laboratório de Conformação Mecânica da FURG.

De forma a se verificar a influência da taxa de deformação a frio no processo de recuperação dinâmica, na calandra piramidal foi instalado um inversor de frequência da marca WEG, modelo CFW08, conforme indicado na Figura 38, para a variação da rotação do motor que comanda os cilindros inferiores, de forma a variar a velocidade de laminação. Foram utilizadas cinco velocidades de laminação, sendo elas a mínima e a máxima permitida pelo equipamento, além da interpolação aritmética de outras três velocidades neste intervalo. As velocidades utilizadas medidas, considerando as dimensões dos cilindros da calandra, foram de 0,13 m/min, 0,75 m/min, 1,36 m/min, 2,00 m/min e 2,60 m/min.

O inversor de frequência foi utilizado no modo vetorial, o que permite um melhor desempenho de torque e de regulação de velocidade. Outro motivo da escolha foi a possibilidade de se utilizar a função auto ajuste, a qual faz a identificação e parametrização do motor elétrico conectado à sua saída. (WEG, 2019)

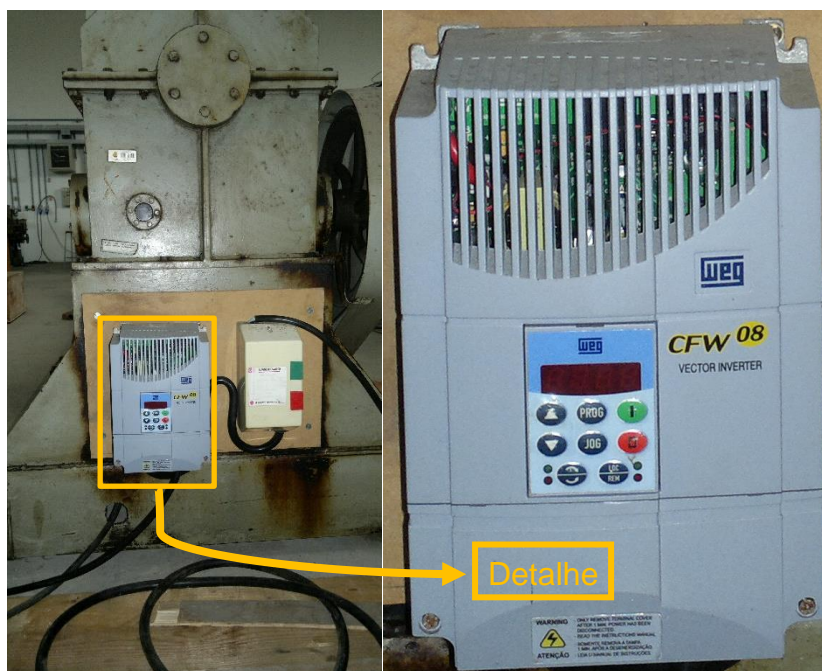


Figura 38 – Instalação física do inversor de frequência na calandra piramidal.

A medição da espessura dos corpos de prova foi realizada através do uso de um micrômetro da marca Mitutoyo, e a medição de velocidade angular dos cilindros da calandra foi realizada através do tacômetro modelo DT-2236 da marca Lutron.

3.6 Obtenção das ligas

Com o fim da deformação à frio, os corpos de prova se apresentam na condição T9, ou seja, solubilizados, envelhecidos e deformados à frio.

3.7 Preparação dos corpos de prova

A preparação dos corpos de prova se deu a partir do tipo de ensaio realizado, os quais requerem diferentes acabamentos superficiais e o uso ou não de ataque químico. Independentemente do tipo de ensaio, todos os corpos de prova tiveram, pelo menos, uma de suas faces limpas por lixamento, além de serem embutidos em resina ortoftálica com o uso de uma quantidade menor de catalisador, a fim de evitar uma grande elevação de temperatura na reação de polimerização, o que tornou a secagem da resina mais demorada.

Para os ensaios de MO, MEV e EDS, os corpos de prova foram lixados com lixas de granulometria FEPA 180, 320, 400, 600 e 1200, com rotação de 90° do corpo de prova a cada troca de lixa. Posteriormente os corpos de prova foram polidos com

abrasivo de diamante de granulometria 1 μm . Para esse abrasivo foi utilizado o lubrificante vermelho.

A preparação dos corpos de prova foi finalizada com um ataque químico para revelar a estrutura granular. Para este processo foram utilizados diversos reagentes devido à dificuldade de revelar tal estrutura nas ligas de alumínio. Os reagentes utilizados foram os seguintes:

- a) Solução contendo 100 ml de H_2O , 10 g de $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ e 3 g de NaOH (Murakami modificado). Os ataques foram realizados por imersão com duração entre 2 min e 3 min, aumentando o tempo com quantidade de deformação (LI, 2018).
- b) Imersão por 3 min no reagente Kellers (95 ml de H_2O , 2,5 ml de HNO_3 , 1,5 ml de HCl e 1 ml de HF), seguido de lavagem e secagem, e um segundo ataque químico com reagente Weck (100 ml de H_2O , 1g NaOH e 4 g KMnO_4) por um tempo que variou de 20 s a 40 s. (SOYSAL, 2019; SNOPIŃSKI, 2019).
- c) Imersão em solução de 5% de HF em H_2O por um tempo entre 3 min e 3,5 min. Para algumas amostras foram realizadas, posteriormente, imersões de 20 s em reagente Weck (GUTERRES, 2019).
- d) Imersão por um tempo entre 5 s e 10 s em uma solução de 50 ml de reagente Poulton [1 ml de H_2O , 1 ml de HF (48%), 6 ml de HNO_3 e 12 ml de HCl] com uma outra solução contendo 1 ml de H_2O , 1 ml de HF e 25 ml de HNO_3 (FRANKE, 2019).

A opção pelo uso do primeiro reagente se deu pela elevada toxicidade apresentada pelos reagentes usuais para ligas de alumínio, que possuem HF em sua composição. Os demais reagentes foram utilizados quando os resultados obtidos pelo primeiro não foram satisfatórios (AGENCY FOR TOXIC SUBSTANCES AND DISEASE REGISTRY, 2014; BONETTI, 2019; CENTERS FOR DISEASE CONTROL AND PREVENTION, 2018; KIANEZHAD, 2018).

Os ensaios de polarização potenciodinâmica e de espectroscopia de impedância eletroquímica requerem uma qualidade superficial menor. Dessa forma, os corpos de prova foram lixados com lixas até a granulometria FEPA 400. Além disso, houve a necessidade da instalação de um fio condutor de corrente elétrica para a conexão elétrica do corpo de prova com a célula eletroquímica, que foi realizada

através de um furo confeccionado na extremidade dos corpos de prova. Também foi deixada uma área exposta de 1 cm² na superfície do corpo de prova. Este procedimento foi realizado a partir do uso de um quadrado de 1 cm de lado de adesivo PVC transparente, para isolação da área a ser pintada, e o restante foi pintado com uma demão de tinta esmalte em *spray*, finalizado com duas demãos de tinta esmalte sem o uso de solvente. A Figura 39 representa um dos corpos de prova destinados à caracterização eletroquímica.



Figura 39 – Corpo de prova utilizado na caracterização eletroquímica mostrando (a) o detalhe do condutor e o (b) detalhe da área exposta.

Com esse procedimento de conexão elétrica adotado, o condutor elétrico ficaria exposto após o embutimento. Para contornar esse problema, os corpos de prova tiveram sua extremidade dobrada, a fim de afastar a conexão elétrica do plano de exposição do corpo de prova. Essa etapa de dobramento foi realizada em uma dobradeira do tipo viradeira, Figura 40, pertencente ao Laboratório de Conformação Mecânica da FURG.



Figura 40 – Dobradeira viradeira do Laboratório de Conformação Mecânica da FURG.

Na primeira tentativa de dobra, o corpo de prova veio a romper pelo excesso de esforço de tração na face externa da curva. A solução adotada foi uso de um eixo de 10 mm sob o estampo de dobra, ilustrado na Figura 41, a fim de aumentar o raio de curvatura, conforme Benson (2018), reduzindo o esforço de tração na face externa da curva.



Figura 41 – Adaptação de um eixo de 10 mm de diâmetro ao estampo de dobra da dobradeira viradeira.

Para a microdureza Vickers a maior exigência é o paralelismo das faces. Dessa forma, os corpos de prova destinados a este ensaio foram lixados nas duas faces e polidos apenas na face de ensaio.

Os ensaios de MFA foram realizados com as amostras sem preparo prévio, sendo elas apenas embutidas.

3.8 Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada para comparação entre as formas dos grãos após tratamentos térmicos e mecânicos, através das alterações de forma por esses sofridas.

Os ensaios de MO foram realizados no microscópio óptico de luz refletida com aquisição de imagens, da marca Olympus, modelo GX51, pertencente ao Laboratório de Metalografia da FURG.

Esta etapa teve como objetivo a caracterização da estrutura granular do material, através da alteração das formas grãos em função das quantidades e velocidades de deformação aplicada. A Figura 42 exibe uma das amostras.

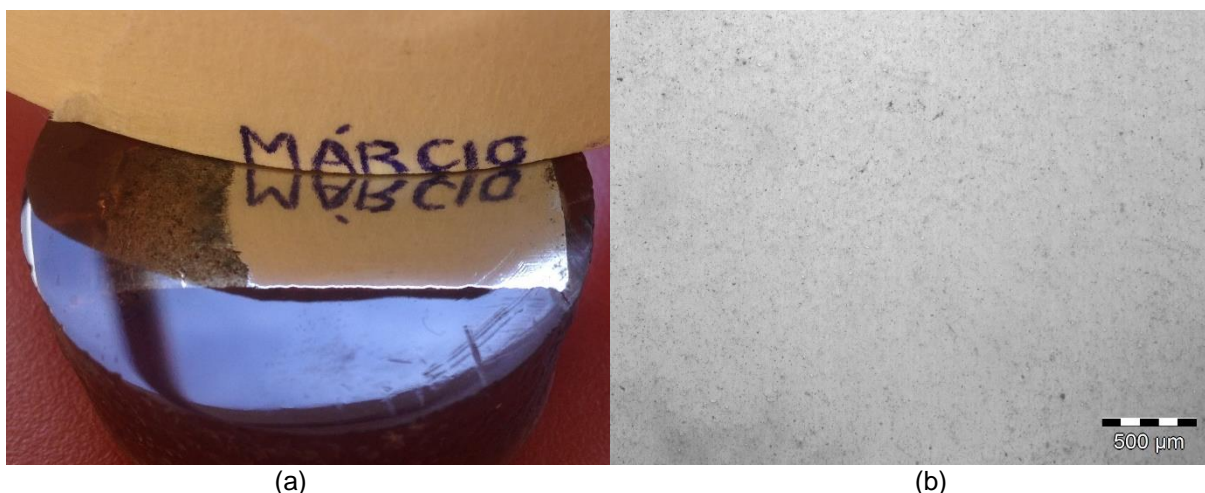


Figura 42 – (a) Fotografia da superfície da amostra após o polimento e (b) micrografia da superfície da amostra polida.

3.9 Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva

A microscopia eletrônica de varredura será realizada para identificação dos precipitados e bandas de cisalhamento. Também poderá ser utilizada com o objetivo semelhante à microscopia óptica, caso essa não apresente resultados satisfatórios.

O objetivo da espectroscopia de energia dispersiva é a identificação dos precipitados, através da caracterização química.

Os ensaios MEV e EDS foram realizados no Microscópio Eletrônico de Varredura com microsonda EDS, de alto e baixo vácuo, com microsonda EDS, da marca Jeol, modelo JSM 6610LV, com software próprio. Esse equipamento pertence ao CEME-SUL da FURG.

Com esses ensaios buscou-se complementar as informações obtidas pela microscopia óptica, além de caracterizar qualitativamente as fases presentes no material.

3.10 Microdureza Vickers

A técnica de medição de microdureza Vickers foi empregada na identificação da variação do perfil de microdureza Vickers com a variação dos tratamentos térmicos e mecânicos.

As indentações foram realizadas no microdurômetro da marca Shimadzu, modelo HMV 2T. Para estes ensaios foi utilizada uma carga 0,1 kg por um tempo de 10 s. Em cada amostra foram realizadas nove indentações. Este equipamento pertence ao Laboratório de Ensaios Mecânicos da FURG.

A microdureza Vickers permitiu avaliar a variação das propriedades mecânicas a ela ligadas com a variações das quantidades de deformação e velocidades de deformação.

3.11 Microscopia de força atômica

A microscopia de força atômica foi realizada na UNIPAMPA, campus Bagé. Foi utilizado um microscópio de força atômica Agilent Technologies 5500 da Keysight Technologies, no modo TIP. A caracterização foi realizada em uma área de quadrada com aresta de 10 μm no modo contato.

Com esta técnica foi possível avaliar a condição topográfica do material estudado frente as variações de na velocidade e quantidade de deformação, na tentativa de identificar alterações na rugosidade em função dos parâmetros de trabalho.

3.12 Caracterização eletroquímica

As caracterizações eletroquímicas foram realizadas no potenciostato/galvanostato IVIUM CompactStat.h10030. Para tal, foram utilizadas as técnicas de polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica.

Com o uso destas técnicas foi possível obter as curvas de polarização potenciodinâmica e as curvas de Nyquist, a fim de se verificar o comportamento da

camada passivada com a variação das quantidades e velocidades de deformação aplicadas aos corpos de prova.

Antes da obtenção das curvas de polarização potenciodinâmica e de Nyquist foram medidos os potenciais de circuito aberto (OCP – *open-circuit potential*), o qual indicou o potencial de corrosão (E_{corr}) quando o equilíbrio da camada superficial foi atingido (ALVES, 2012).

Na obtenção das curvas de polarização potenciodinâmica foi utilizada uma célula eletroquímica convencional de 3 eletrodos, sendo o eletrodo de trabalho a liga de alumínio 6063, o eletrodo de referência um fio de prata e o contra-eletrodo uma folha de platina, com área de 1 cm². O eletrólito utilizado foi o H₂SO₄, com concentração de 0,1 M.

Para elaboração das curvas de Nyquist foi utilizada uma faixa de frequências entre 10 mHz e 100 kHz, com uma perturbação senoidal de 10 mV, conforme adotado por Fattah-Alhosseini (2019). Os dados das curvas de Nyquist foram simulados na versão de demonstração do *software* ZsimpWin versão 3.20d, a fim de se obter o circuito equivalente.

Também foram plotados os diagramas de Bode e as curvas de ângulo de fase. Para tal, foram calculados os módulos das impedâncias do circuito equivalente, através da Equação 6, e os ângulos de fase, com o uso da Equação 7 (RADWAN, 2012).

$$|Z| = \sqrt{Z_r^2 + Z_i^2} \quad (6)$$

$$\theta = \tan^{-1} \left(\frac{Z_i}{Z_r} \right) \quad (7)$$

A Figura 43 mostra a montagem de uma das células utilizadas neste trabalho.

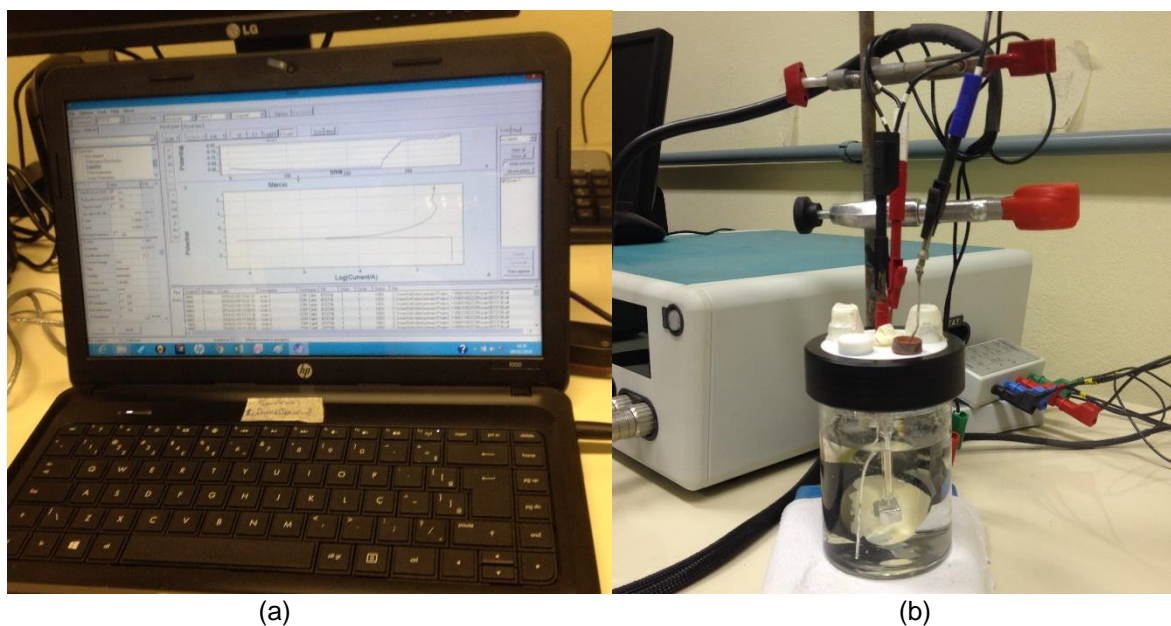


Figura 43 – (a) *Software NOVA*, que controla o potenciostato/galvanostato, e a (b) célula eletroquímica utilizados na caracterização eletroquímica.

As análises foram realizadas no Laboratório de Filmes Finos e Novos Materiais do CDTec da UFPel.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análises preliminares

Antes de dar início aos ensaios propostos, o material recebido teve que ser classificado, visto que os mesmos não possuíam nenhum certificado.

Também foi realizada a medição de dureza no material como recebido em uma condição aleatória.

4.1.1 Microscopia óptica do material como recebido

A microscopia óptica no material como recebido serviu de base para os procedimentos metalográficos visto que, conforme Voort (2004), o material em estudo apresenta um certo grau de dificuldade na preparação para uso de técnicas de microscopia. Ainda foi utilizada para comparar qualitativamente a estrutura de grãos do material recebido com o material após os tratamentos térmico e mecânico. A Figura 44 apresenta a imagem obtida via microscopia óptica da liga de alumínio 6063 como recebida.

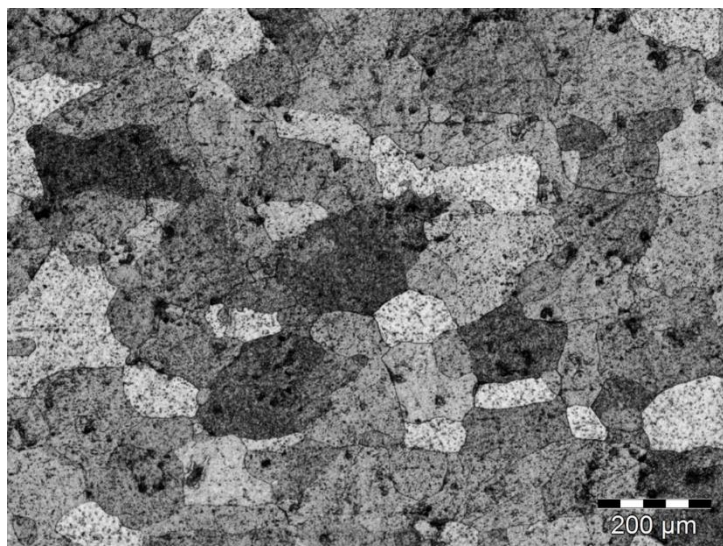


Figura 44 – Microscopia óptica do material como recebido.

O material como recebido apresentou uma estrutura regular de grãos, com tamanho e forma semelhantes, tendendo a equiaxialidade. Isto se deve ao fato de que, conforme CEEE-D (2017) o material possui tratamento térmico T6, no qual, segundo Vysotskiy (2019), não é realizada a deformação. Também foi possível verificar a formação de pites em função do ataque químico realizado na metalografia.

4.1.2 Ensaio preliminar de microdureza Vickers no material como recebido

Na tentativa de verificar o comportamento e algumas características do material como recebido, foram retirados cinco corpos de prova para realização de ensaios preliminares de microdureza Vickers. Para tanto, os corpos de prova, sem receber qualquer tratamento térmico, passaram por uma deformação de 15% com velocidade variável, conforme a Tabela 3.

Tabela 3 – Variação da velocidade de laminação para os corpos de prova dos ensaios preliminares.

Corpo de prova	Deformação [%]	Velocidade de laminação [m/min]
1	15	2,60
2		2,00
3		1,36
4		0,75
5		0,13

Neste ensaio, foram realizadas seis indentações em cada corpo de prova, afastadas de 500 μm , com uma carga de 1,961 N (HV 0,2), durante 10 s.

A Figura 45 indica que os valores de microdureza Vickers do material como recebido, apenas deformado em 15%, foram menores do que as obtidas por Oliveira (2015) em qualquer percentual de deformação. Esta diferença ocorreu pelo fato de que o material como recebido foi tratado termicamente com o tratamento T6, conforme CEEE-D (2017), em temperatura e tempos de solubilização não especificados e que o mesmo foi envelhecido artificialmente. Comparando os dados obtidos com o mesmo autor, também se verificou que os desvios padrão populacionais são equivalentes.

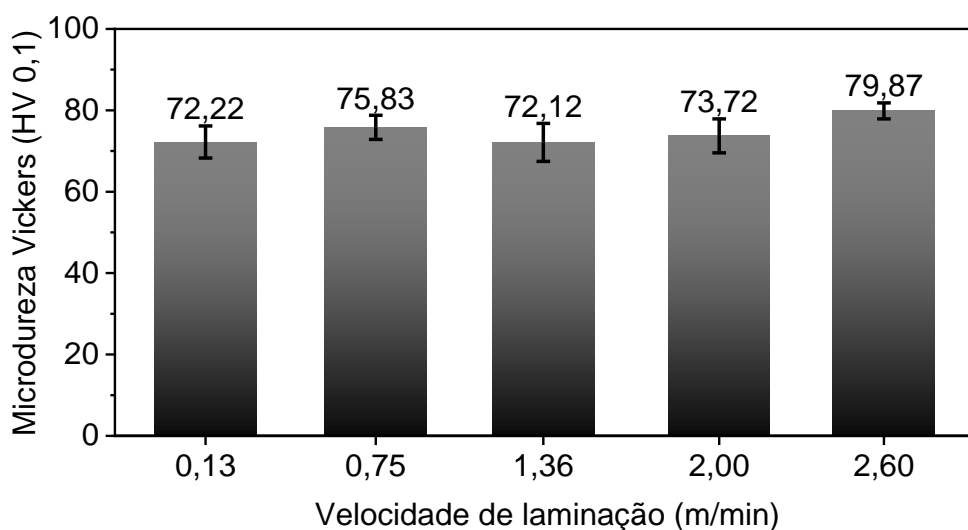


Figura 45 – Resultado do ensaio preliminar de microdureza Vickers no material como recebido.

Constatou-se, a partir da Figura 45, uma variação da dureza em relação a velocidade de laminação. A queda na dureza a partir da velocidade de laminação de 1,36 m/s é atribuída à recuperação dinâmica percebida pelo material a partir desta velocidade de laminação. Nesse ponto, a quantidade de recuperação supera o encruamento sofrido pelo material, acarretando na redução de sua dureza. Provavelmente, a causa disso é a dificuldade sofrida pelo material em trocar calor com meio, em função do tempo de permanência em contato com a ferramenta ser grande. Com o aumento da velocidade de laminação esses tempos de contato reduzem, facilitando a troca térmica com o meio. A partir deste ponto, o encruamento sofrido pelo material cresce com taxa maior que a recuperação, e o material volta a ter a sua dureza aumentada.

4.2 Microdureza Vickers

Nesta etapa foi possível identificar os parâmetros (redução percentual de área e velocidade de laminação) que desencadearam a recuperação/recristalização dinâmica nos corpos de prova, durante a laminação. Os corpos de prova sofreram reduções de área de 10%, 13%, 16%, 19%, 22% e 25%, para cada uma das velocidades de deformação estudadas.

A Figura 46 contém os dados referentes ao ensaio de microdureza Vickers nos corpos de prova que foram laminados a uma velocidade de 0,13 m/min. Com estes resultados foram identificadas microdurezas Vickers menores e muito semelhantes nas duas primeiras reduções de área, em relação às demais. A partir deste ponto

ocorreu uma significativa elevação da microdureza Vickers, a qual, após 16% de redução de área passou a cair gradativamente. Esta queda de microdureza Vickers pode ter acontecido por recuperação por recristalização contínua. Conforme Catorceno (2013), neste tipo de recuperação ocorre uma conversão de contornos de baixo ângulo para contornos de alto ângulo, o que promove uma progressiva reorientação dos contornos de grão, acarretando em um amolecimento do material.

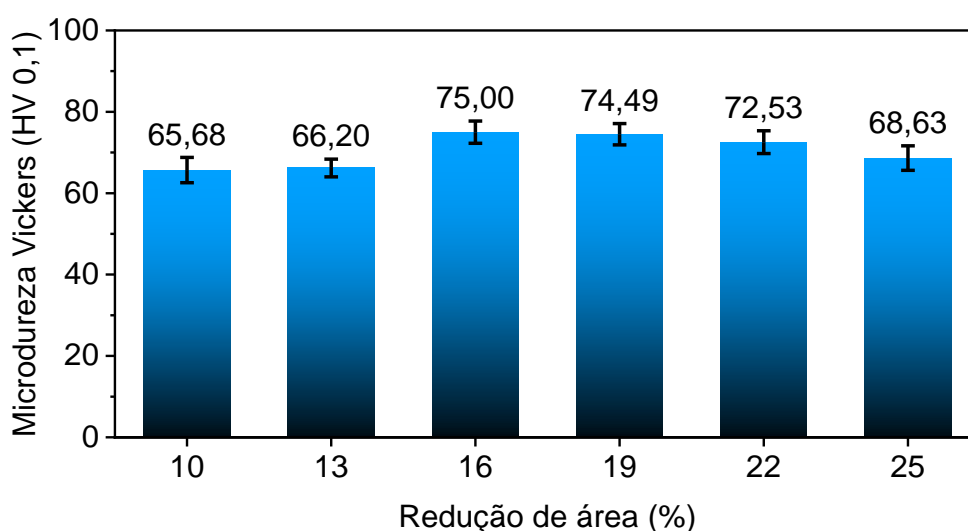


Figura 46 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 0,13 m/min.

Na Figura 47 constam os dados referentes ao ensaio de microdureza Vickers nas amostras que foram laminados a uma velocidade de 0,75 m/min. O comportamento mecânico do material se assemelhou muito ao que foi deformado a 0,13 m/min, o qual também apresentou uma menor microdureza Vickers para as reduções de área de 10% e 13%, mas com menor valor para última. O que diferenciou do anterior foi o fato de que a microdureza Vickers passou a aumentar a partir dos 13% de redução área, até 22%, tornando a cair em 25%.

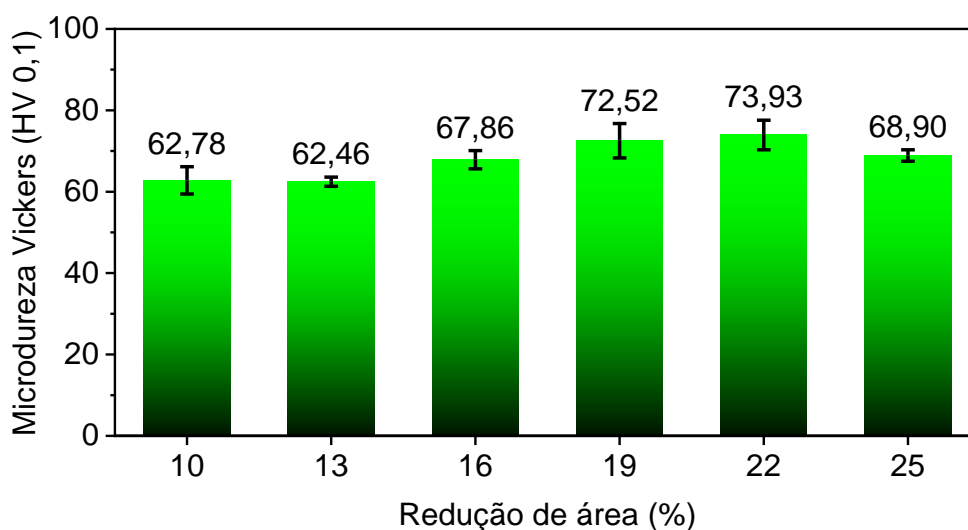


Figura 47 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 0,75 m/min.

Ainda com uma baixa microdureza Vickers nas duas primeiras reduções de área em relação as demais, o material laminado a 1,36 m/min apresentou também uma grande elevação na microdureza Vickers, a partir de 16% de redução de área, a qual continuou a subir gradativamente até a última redução de área imposta, conforme a Figura 48.

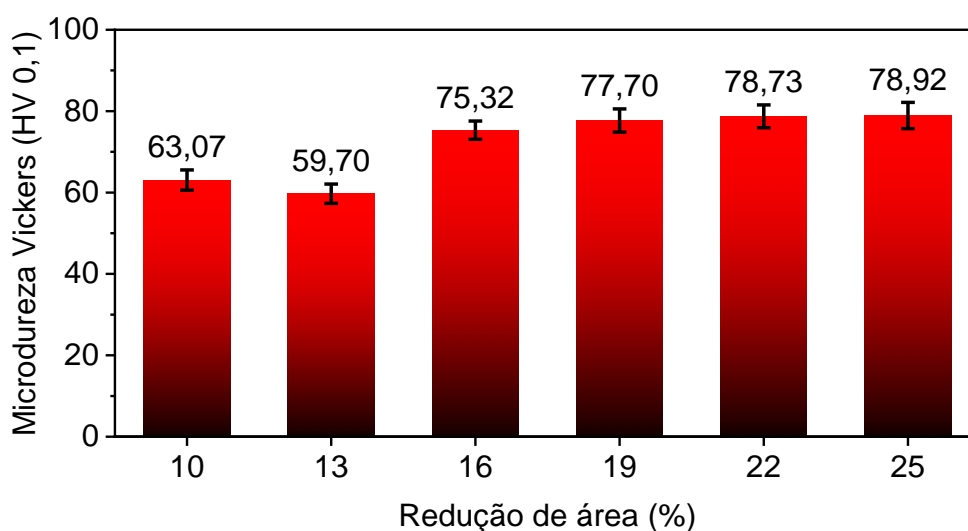


Figura 48 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 1,36 m/min.

Nas três primeiras velocidades de laminação as variações de microdureza Vickers com a variação percentual da redução de área se deram de forma semelhante. Ren (2018) atribui esta semelhança no comportamento à elevação da temperatura das amostras em decorrência da energia térmica e do atrito interno no processo de deformação. Ainda afirma que a elevação da temperatura provocada pela laminação

pode causar recuperação ou recristalização dinâmica, o que reduz o efeito do encruamento.

A partir Figura 49, referente à laminação a uma velocidade de 2,00 m/min, foi identificado um padrão diferente dos anteriores. Aqui a microdureza Vickers apresentou uma elevação em 13% de redução de área, a qual passou a cair até os 19% de redução de área, tornando a aumentar novamente.

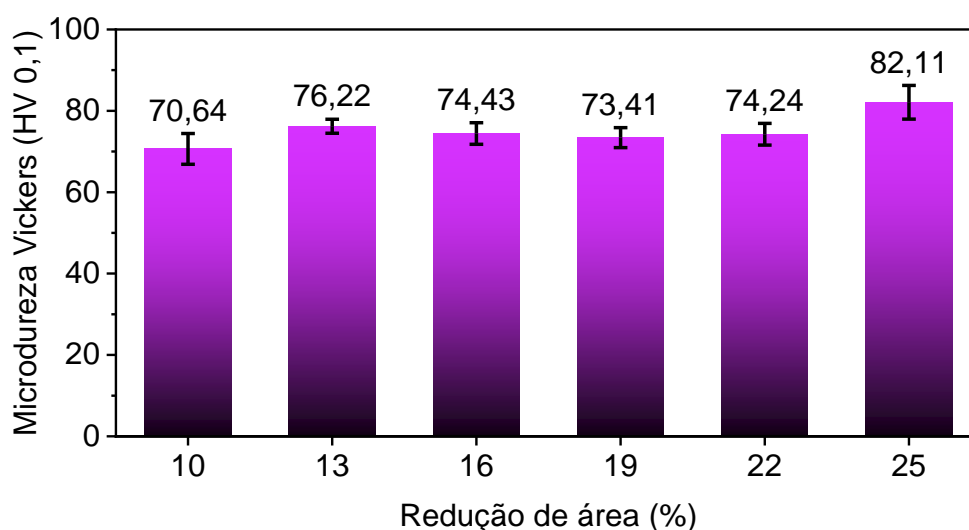


Figura 49 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 2,00 m/min.

Esta nova situação apresentada na Figura 49 mostrou inicialmente uma prevalência do encruamento sobre os processos termicamente ativados, o qual deu lugar à recuperação dinâmica nas etapas intermediárias, que, de acordo com Izumi (2018), ocorre mais facilmente em materiais de alta EDE, como o alumínio, e em temperaturas mais baixas. A partir de 19% de redução de área o encruamento prevaleceu e a microdureza Vickers passou a aumentar, se tornando mais significativo em 25% de redução de área, na qual a microdureza Vickers aumentou em 10,6% em relação à redução de área de 22%.

A última etapa de laminação, a qual aconteceu a 2,60 m/min, resultou em padrão de variação de microdureza Vickers semelhante ao apresentado pelo material laminado a 2,00 m/min. A diferença entre os dois procedimentos ficou a cargo do momento em que a microdureza Vickers caiu, que, neste caso, foi com uma redução de área de 19%, contra 16% do anterior. Os resultados são mostrados na Figura 50.

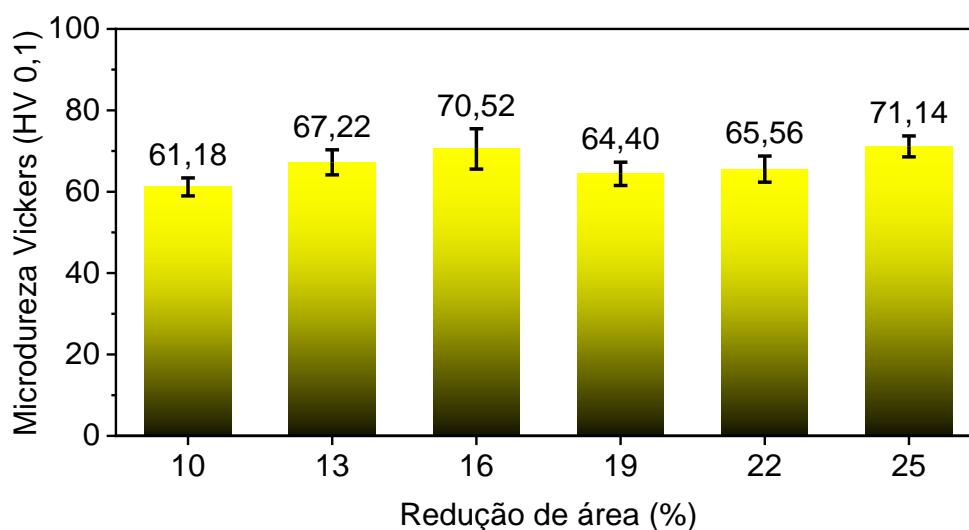


Figura 50 – Variação da microdureza Vickers em relação à variação da quantidade de deformação para uma velocidade de laminação de 2,60 m/min.

Na Figura 51 constam os dados de microdureza Vickers agrupados por velocidade de laminação. Estes resultados apontam para tendência a recristalização dinâmica periódica, que, segundo Lee (2018), ocorre pelo sucessivo encruamento dos grãos recristalizados pelo aquecimento do material durante a deformação. Conforme Das (2011) a recristalização dinâmica é mais pronunciada com a elevação da velocidade de laminação. Também fica claro a tendência a elevação da microdureza Vickers do material com a elevação da velocidade de laminação, semelhante aos resultados obtidos por Liu (2017). Ainda, de acordo com Najafi (2018), mesmo com a presença dos mecanismos termicamente ativados, responsáveis pela redução da microdureza Vickers do material, os mecanismos de elevação de densidade de defeitos não cessam, os quais, em algum momento (velocidade de laminação ou redução percentual de área) se sobressairão em relação a recuperação ou recristalização dinâmica, aumentando a microdureza Vickers do material.

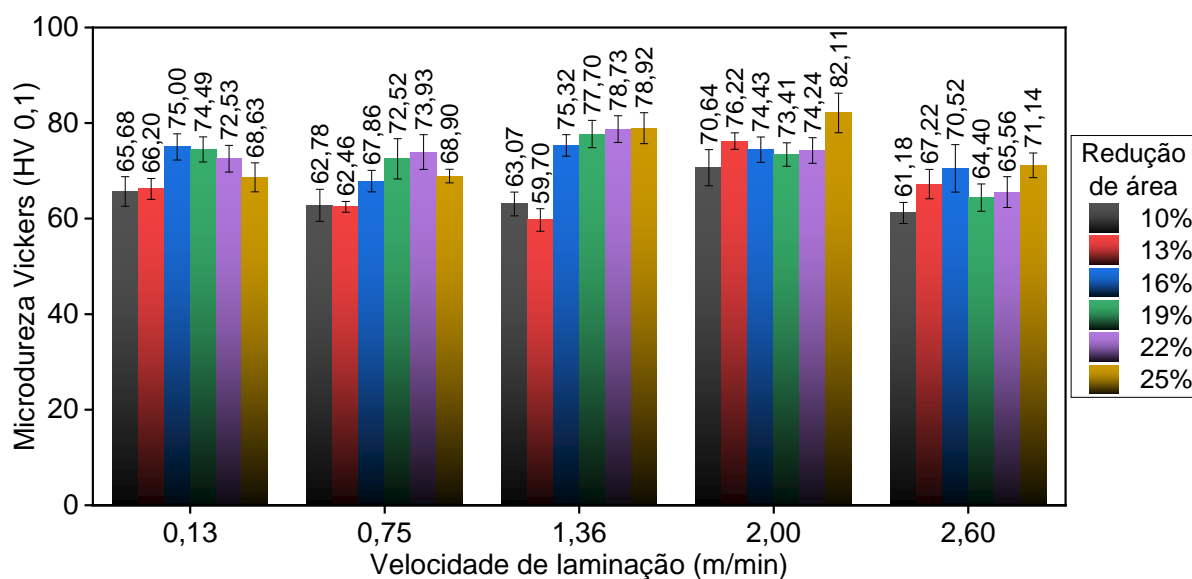


Figura 51 – Microdurezas Vickers agrupadas por velocidade de laminação.

Na Figura 52 também fica evidente o mecanismo de recristalização dinâmica periódica para reduções de espessura fixas e velocidades de laminação variáveis. O fenômeno é perceptível principalmente nas quatro primeiras reduções de área, pois, como relatado por Ferraz (2009), em baixas taxas de deformação o material tem um maior tempo para concluir a recristalização, permitindo a formação de uma nova estrutura encruada, elevando a microdureza Vickers do material.

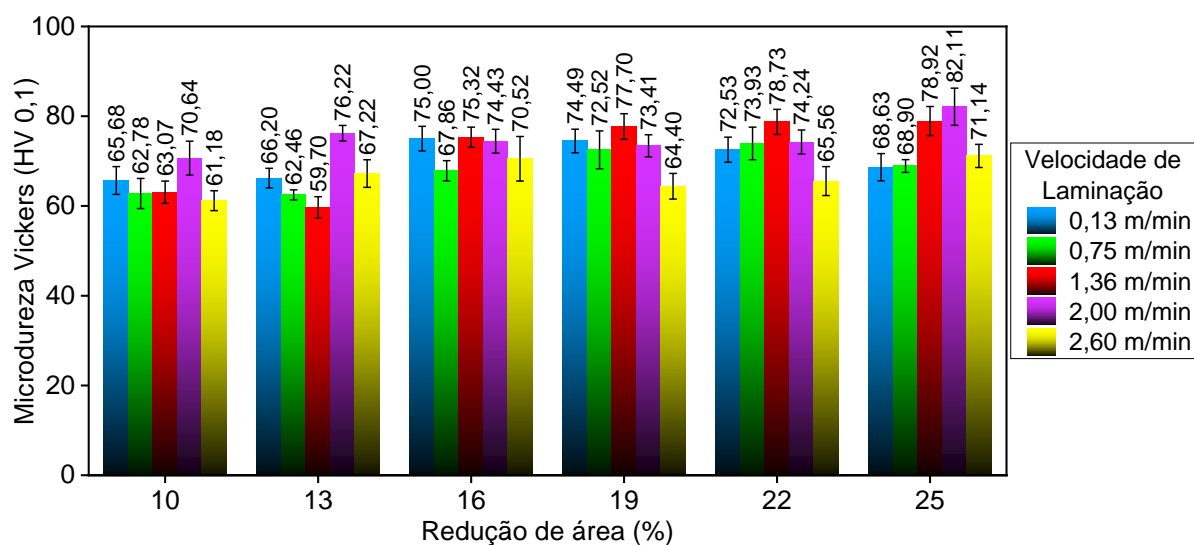


Figura 52 – Microdurezas Vickers agrupadas por percentuais de redução de área.

4.3 Microscopia óptica

Todas as amostras passaram pela microscopia óptica, a fim de se verificar uma relação com os resultados de microdureza Vickers, a qual foi realizada de maneira qualitativa.

As amostras laminadas a 0,13 m/min apresentaram, formatos de grão equiaxiais nas reduções de área de 10%, 13%, 22% e 25%, com a diferença que nas duas últimas os grãos apresentaram um tamanho menor. Já os grãos das amostras deformadas em 16% e 19% tiveram um formato levemente alongado na direção da laminação, com dimensões semelhantes aos apresentados pelas duas primeiras reduções de área nesta velocidade. Tais evidências corroboram com Balogun (2007), que percebeu um alongamento nos grãos deformados quando a dureza aumentava e com Kumar e Vendra (2017), que notaram a formação de bandas de cisalhamento na deformação nas ligas de alumínio 6082 e 6063, respectivamente. De acordo com Duckham (2001), a formação das bandas de cisalhamento é influenciada pela presença de magnésio na liga de alumínio, além de estar ligada a velocidades de deformação menores e a maiores quantidades de deformação. Conforme Oliveira (2009), nas bandas de cisalhamento ocorre um acentuado escorregamento, que, segundo Lins (2006), provoca a elevação localizada da temperatura, o que pode desencadear o processo de recristalização nas bandas de cisalhamento. Na Figura 53 é possível visualizar os resultados de microscopia óptica para as amostras laminadas a 0,13 m/min.

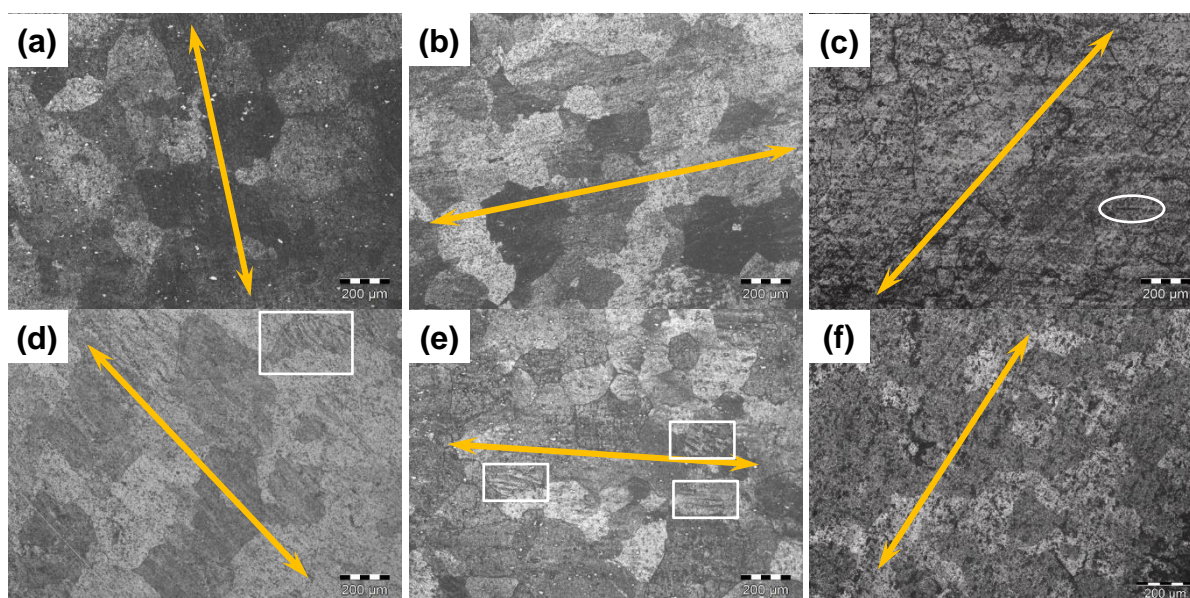


Figura 53 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 0,13 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação e as formas as bandas de cisalhamento.

O material deformado a 0,75 m/min expôs um comportamento mais uniforme que o anterior quanto ao tamanho dos grãos, com destaque para as duas primeiras reduções de área, que resultaram em grãos um pouco maiores que os demais,

remetendo a uma menor dureza, como apontado por Zendejdel (2012). Também é possível perceber que, a partir da deformação de 13% os grãos foram passando de equiaxiais para alongados, com maior alongamento em 22% de redução de área. Ainda é possível perceber a formação de bandas de cisalhamento nas amostras com 19% e 22% de redução de área, de acordo com a Figura 54.

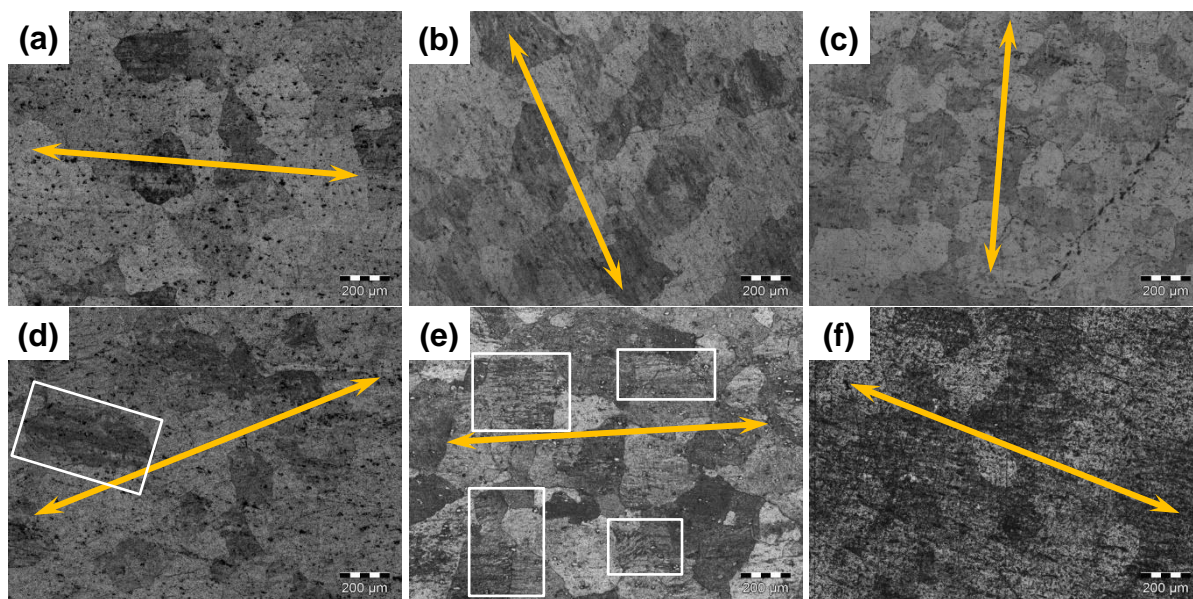


Figura 54 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 0,75 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.

A Figura 55 mostra as microscopias ópticas das amostras laminadas a 1,36 m/min. Nas imagens é possível perceber que os corpos de prova que sofreram reduções de área de 10% e 13% apresentaram um formato equiaxial e um tamanho de grão maior que os demais. Nas imagens das outras amostras é possível perceber um alongamento dos grãos, o que denota uma elevação da microdureza Vickers nestas condições, como relatado por Rao (2014b), principalmente nas deformações de 22% e 25%, além da presença de algumas bandas de cisalhamento.

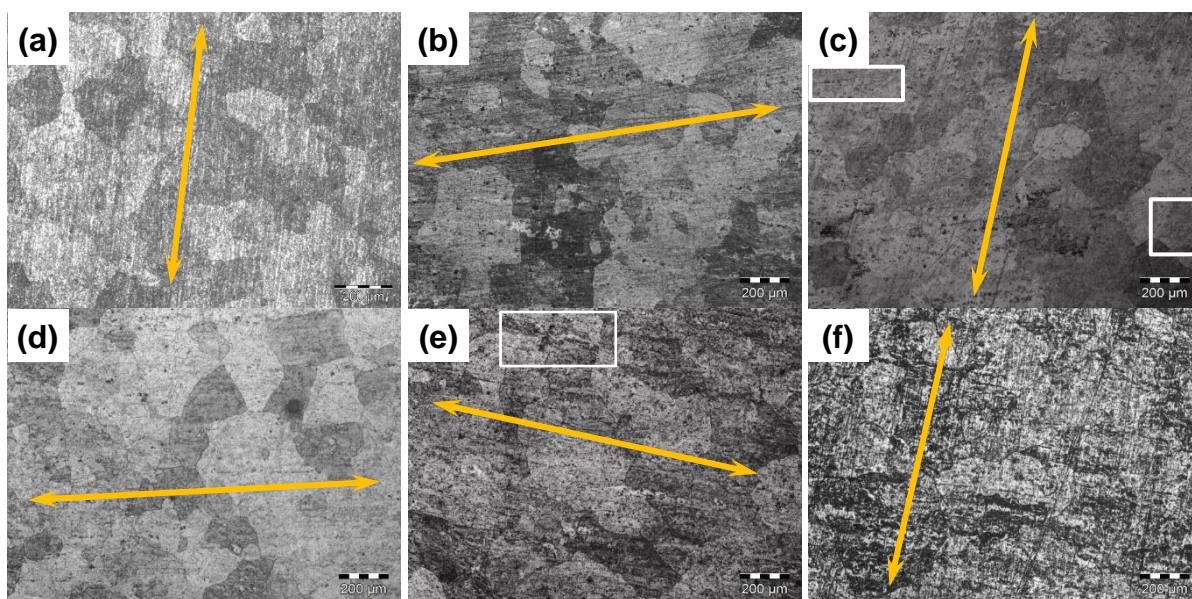


Figura 55 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 1,36 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.

Nas amostras laminadas a 2,00 m/min é possível perceber, a partir da Figura 56, que as amostras com reduções de área de 10%, 13% e 16% apresentaram grãos um pouco maiores que as outras. As imagens ainda indicam que, exceto a amostra deformada de 19%, os grãos apresentaram um formato alongado e que esta possui tamanhos de grãos menores que as demais, porém com formato equiaxial.

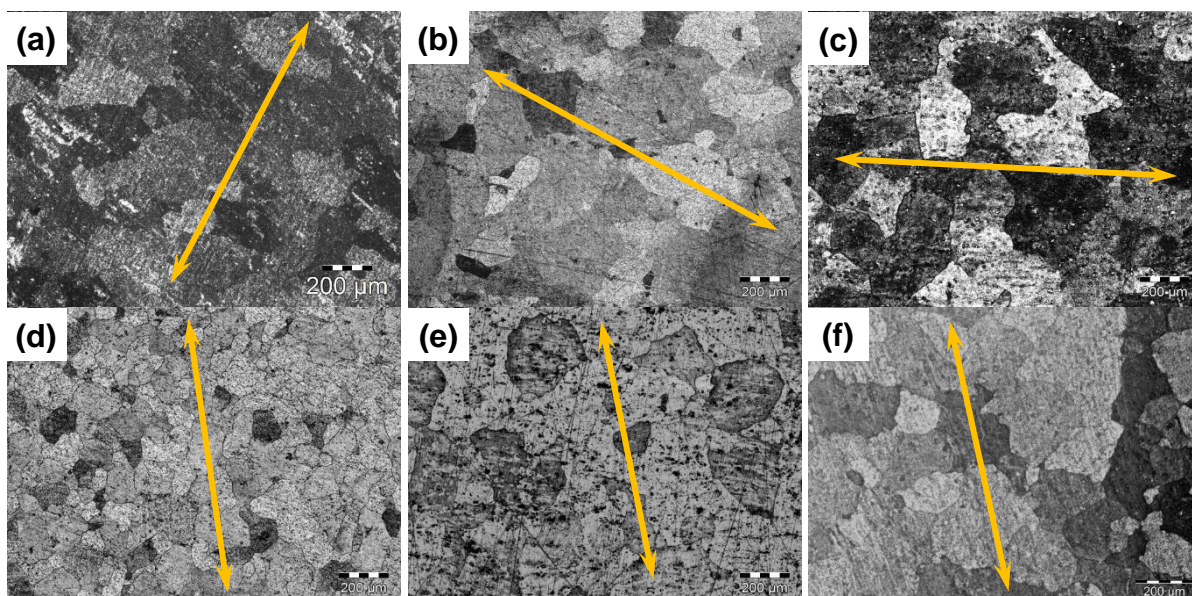


Figura 56 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 2,00 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.

O último grupo de amostras, as quais foram laminadas a 2,60 m/min, apresentaram grãos com tamanhos e formas semelhantes. É possível perceber a partir da Figura 57 que estes tiveram um alongamento pouco pronunciado.

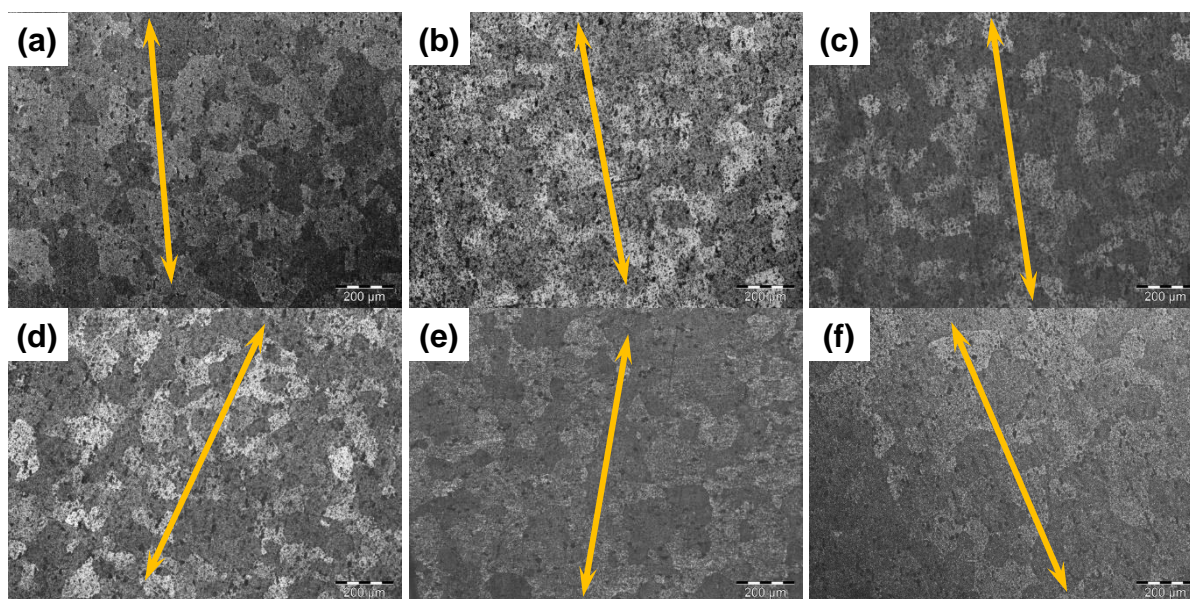


Figura 57 – Microscopias ópticas das amostras laminadas a 2,60 m/min, com reduções de área de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%. As setas indicam as direções de laminação.

De uma maneira geral, conforme a deformação das amostras aumenta a qualidade das microscopias cai, como apontado por Oliveira (2015). Isto se deve ao fato de que, apesar dos fenômenos apontados pelos ensaios de microdureza Vickers, a dureza tende a elevar com o aumento da quantidade de deformação, independentemente da velocidade de laminação, conforme imagens obtidas por Honarpisheh e Naizabekov (2019).

4.4 Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva

Neste item são apresentados os resultados obtidos por microscopia eletrônica de varredura e por espectroscopia de energia dispersiva.

Na Figura 58 é possível visualizar duas imagens obtidas por MEV, a qual indica na Figura 58a uma porção de material contendo vários grãos e na Figura 58b um grão e seu entorno. Nela é possível verificar que a presença de precipitados se dá de forma homogênea ao longo do material e que a precipitação desta fase se deu a curto alcance, conforme Poznak (2018).

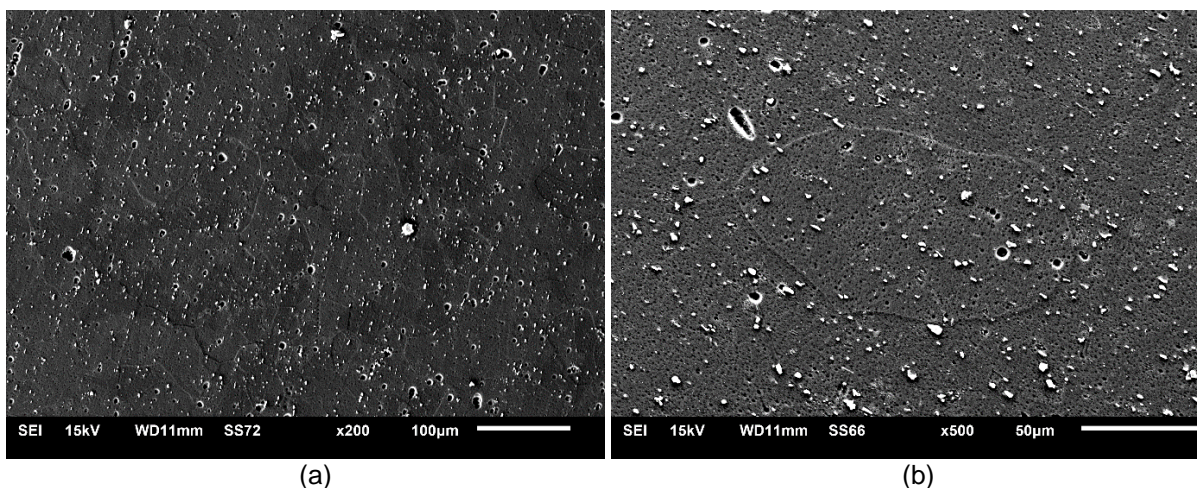


Figura 58 – MEV do material mostrando (a) vários grãos e (b) um grão e seu entorno.

A Figura 59 mostra o resultado de EDS realizado na superfície do material, passando por um dos precipitados mostrados na Figura 58. A Figura 59a mostra a região em que foi realizado o EDS, o qual tem seus resultados apresentados nas Figuras 59b e 59c. O espectro da Figura 59b foi realizado sem supressão de elementos químicos. Nele é possível perceber a queda na quantidade de alumínio presente na fase precipitada e o crescimento da quantidade dos elementos do precipitado com base AlMgFeSi. Além destes, também se percebe a presença do oxigênio, originado na formação da camada passivada de Al_2O_3 . O espectro da Figura 59c consiste na repetição do anterior, porém com supressão do alumínio, permitindo uma visualização mais clara da distribuição dos demais elementos químicos presentes. Percebe-se, a partir deste espectro, que ao redor do precipitado ocorreu uma oxidação mais severa, conforme relatado por Eckermann (2008). Tal processo de degradação pode ser notado pela maior presença de oxigênio (destacado pelos círculos amarelos) nos limites do intermetálico e, além deste, uma presença maior de ferro nestas regiões, apontando para formação de óxidos a base de ferro.

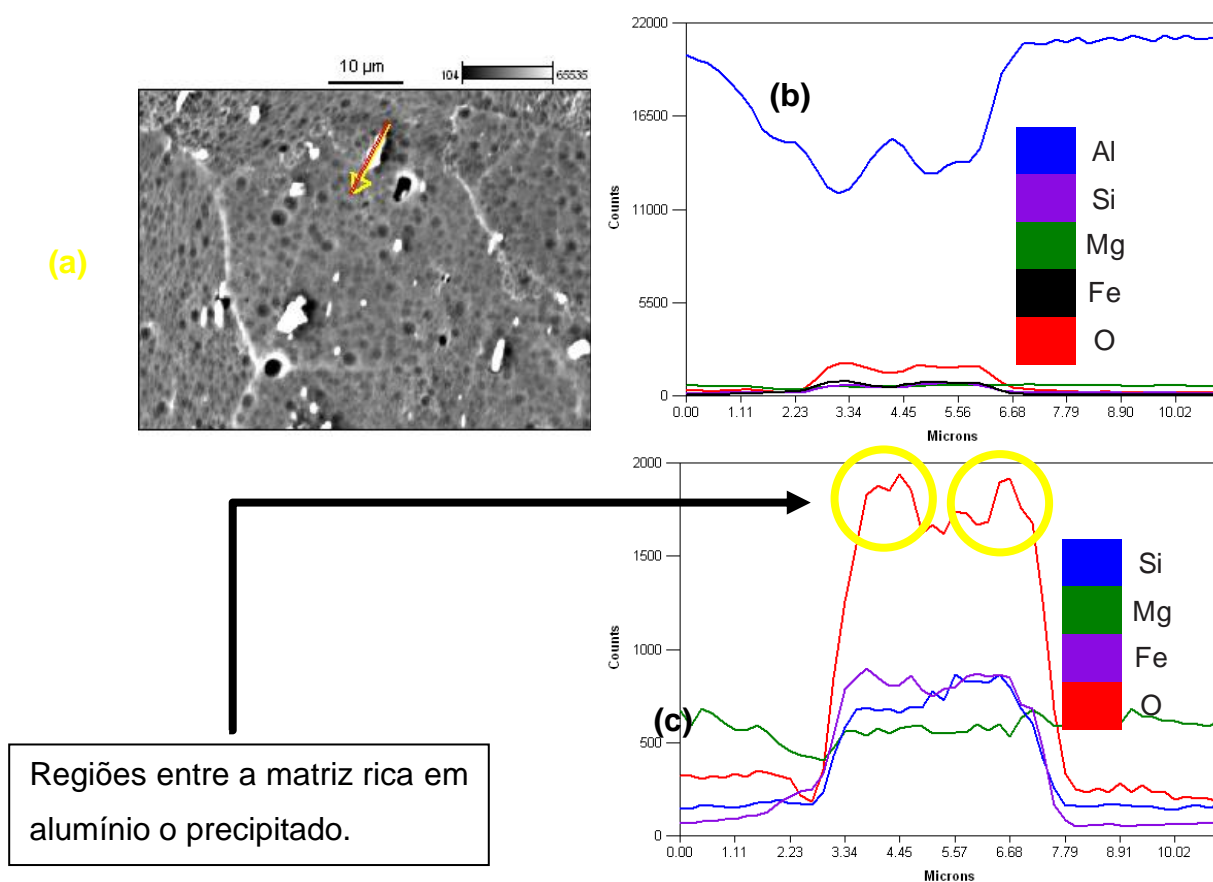


Figura 59 – EDS realizado na superfície do material. (a) Região em que foram levantados os dados, indicada pela linha vermelha, (b) espectro do EDS sem supressão de elementos químicos e (c) espectro de EDS com a supressão do alumínio.

A Figura 60 mostra apenas um precipitado, possibilitando a visualização de forma mais clara da região no seu entorno, em que o processo de corrosão ocorre de forma mais severa, em função da microcélula de corrosão formada entre o intermetálico e a matriz, conforme proposto por Šekularac (2018). Esta região consiste na parte mais escura ao redor da fase.

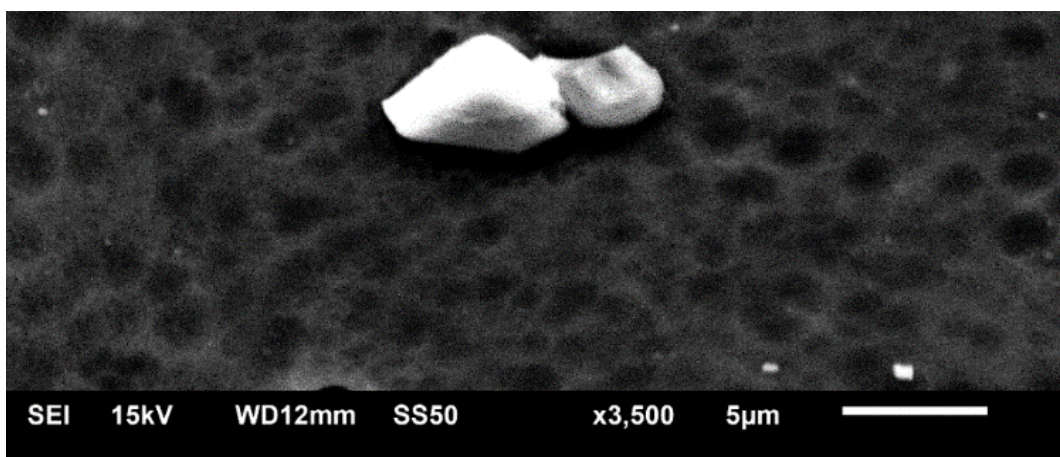


Figura 60 – Detalhe da região oxidada ao redor do precipitado.

4.5 Polarização potenciodinâmica

A Figura 61 ilustra o comportamento da liga estudada, laminada a 0,13 m/min. Para as duas menores reduções de área, apesar do potencial de corrosão ser mais anódico para amostra que sofreu 13% de redução de área, quase não há variação do potencial de corrosão. Na próxima amostra, deformada em 16%, ocorreu um significativo deslocamento anódico do potencial de corrosão e, para as amostras seguintes, o processo se inverteu. Este comportamento vai de encontro aos resultados de Krüger (2015), que em um processo ECAP verificou que o potencial de corrosão atingiu um pico negativo com uma quantidade de deformação intermediária, apontando para uma menor resistência à corrosão neste ponto. Ainda percebeu um comportamento periódico da resistência à corrosão com aumento da deformação.

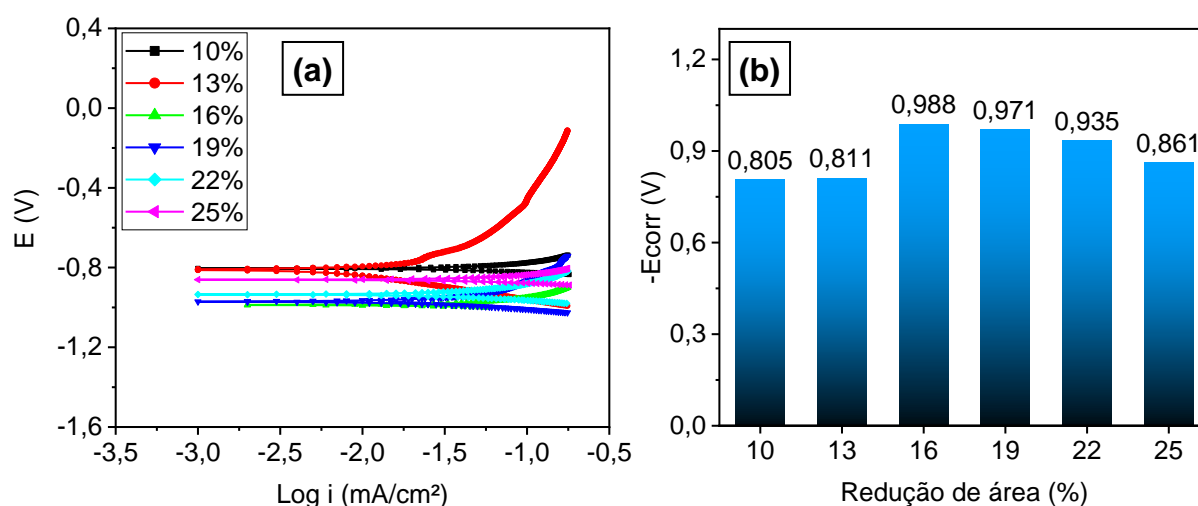


Figura 61 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 0,13 m/min.

O comportamento do material laminado a 0,75 m/min está exposto nas curvas de polarização potenciodinâmica da Figura 62. Novamente, para as duas primeiras reduções de espessura o comportamento não apresentou variação significativa. Nas próximas três reduções de espessura (16%, 19% e 22%) observa-se potencial de corrosão mais anódico, de -0,831, -0,902 e 0,975V, respectivamente.

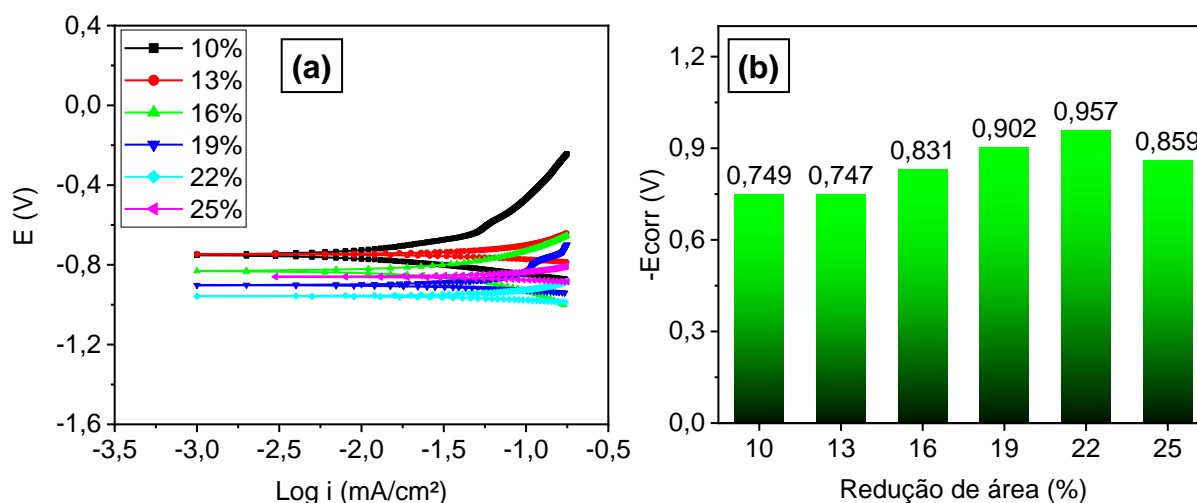


Figura 62 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 0,75 m/min.

As amostras laminadas a 1,36 m/min demonstraram um comportamento diferente dos anteriores, conforme Figura 63. Nas duas menores reduções de espessura, o potencial de corrosão se apresentou menos anódico que nas demais amostras. A amostra submetida a uma redução de espessura de 13% apresentou o menor potencial de corrosão, seguida da menos deformada. As demais amostras, deformadas em 16%, 19%, 22% e 25% tiveram um potencial de corrosão inferior as outras (-0,991 mV, -1,001 mV, -0,988 mV e -0,995 mV, respectivamente), mas a variação entre elas foi pouco significativa em relação às demais.

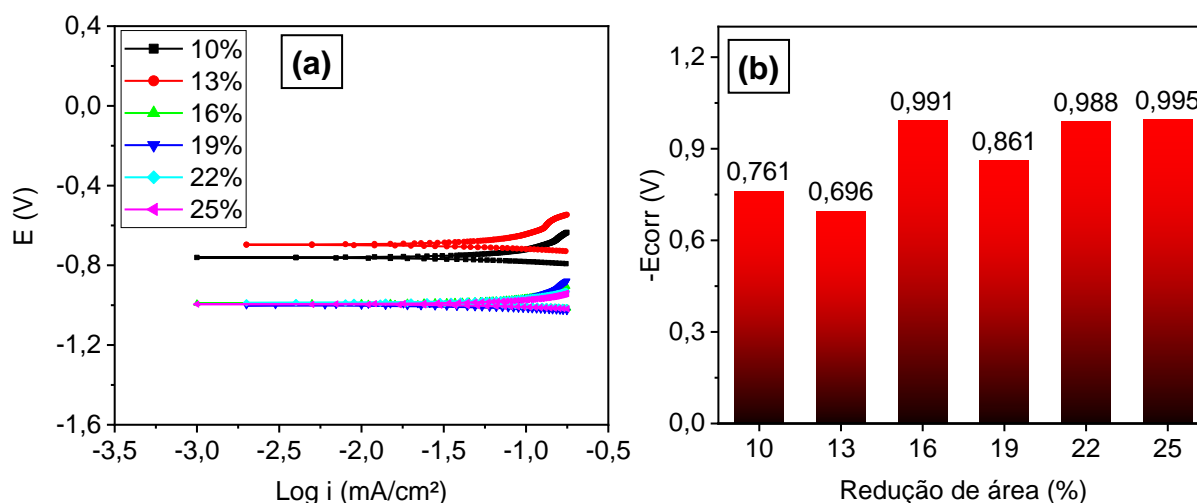


Figura 63 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 1,36 m/min.

De acordo com a Figura 64, as amostras laminadas a 2,00 m/min apresentaram uma variação no potencial de corrosão mais tênue. As amostras submetidas a 10%, 13%, 16%, 19% e 22% de redução de espessura tiveram um equilíbrio maior,

apresentando uma variação no intervalo de potenciais de corrosão de 9,3%, com máximo de -0,889 V e mínimo de -0,972 V. O potencial de corrosão da amostra mais deformada significativamente mais anódico que as demais, com um valor de -1,154 mV. Este comportamento foi semelhante ao encontrado por Hassan (2015), que realizou ensaio de polarização potenciodinâmica na superfície de uma liga de alumínio 6101 após vários tempos de *shot peening*².

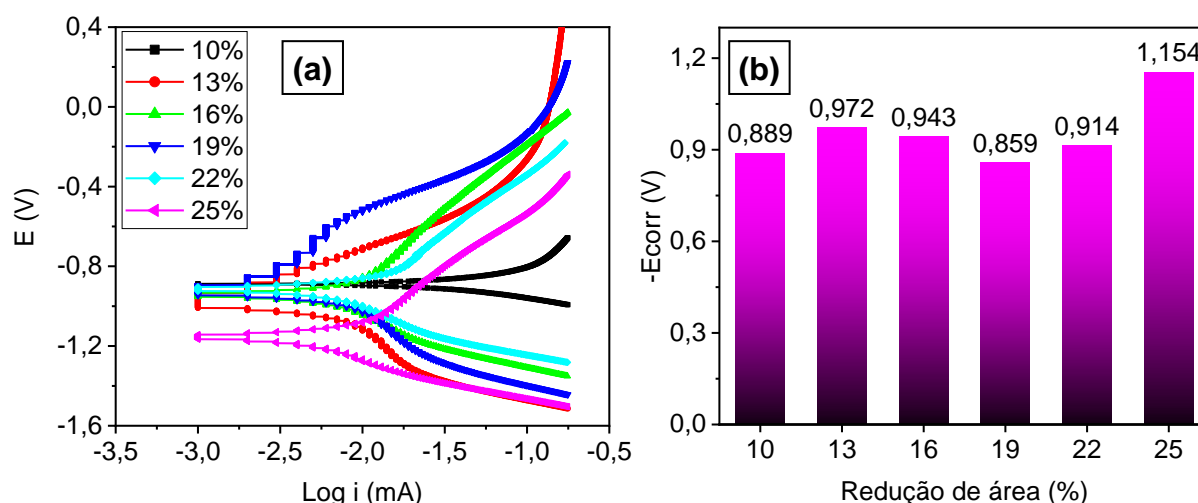


Figura 64 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para amostras laminadas à 2,00 m/min.

A última série de amostras, laminadas a 2,60 m/min, apresentou um comportamento semelhante ao encontrado por Quartiermeister (2017), que identificou um pico de suscetibilidade à corrosão em uma amostra após 1 passe de ECAP. O comportamento destas amostras pode ser visualizado na Figura 65. As amostras reduzidas em 10% e 19% tiveram os maiores potenciais de corrosão, seguidas pelas amostras com 13% e 22% de redução de espessura. As amostras submetidas a 16% e 25% de redução de espessura tiveram os menores potenciais de corrosão.

² Deformação à frio imposta na superfície de um metal através de disparos de esferas endurecidas nesta superfície, com o intuito de elevar a tensão residual de compressão, a fim de elevar a resistência à fadiga e a corrosão sob tensão (HASSAN, 2015).

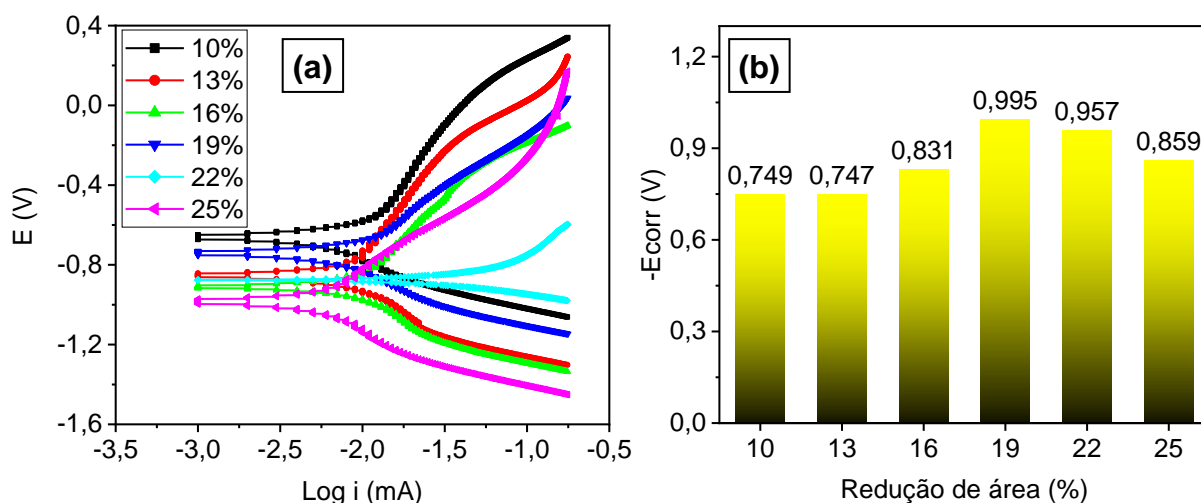


Figura 65 – (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) variação do potencial de corrosão para as amostras laminadas à 2,60 m/min.

Na Figura 66 constam todos os resultados de potencial de corrosão. Estes dados remetem a um comportamento semelhante ao apresentado pelos dados de microdureza Vickers, tanto no agrupamento dos dados por velocidade de laminação como por percentual de redução de área. Assim como nos resultados de microdureza Vickers e o trabalho de Aytaç (2011), nas curvas de polarização é possível perceber um comportamento periódico da resistência à corrosão, refletido pela variação do potencial de corrosão acompanhando a variação da microdureza Vickers.

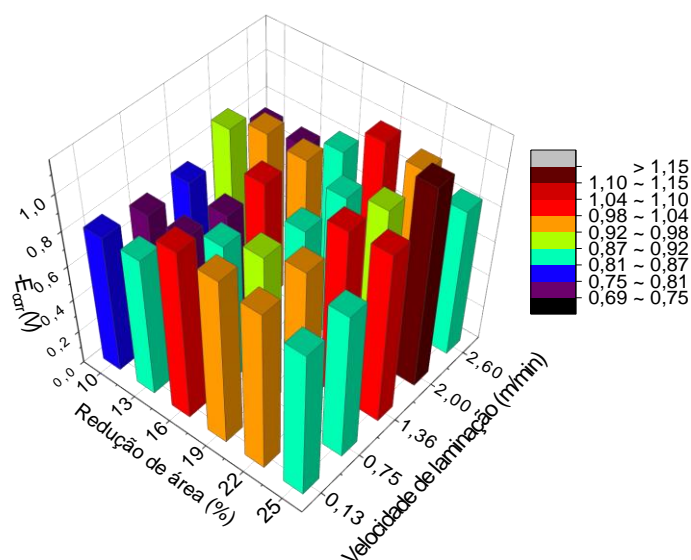


Figura 66 – Potenciais de corrosão versus redução percentual de área versus velocidade de laminação.

4.6 Correlação entre microdureza Vickers e polarização potenciodinâmica

A partir da Figura 67 é possível fazer uma correlação entre os resultados de microdureza Vickers e polarização potenciodinâmica. Nela percebe-se a relação direta entre os dados de ambos ensaios. Nas regiões mais escuras encontram-se os potenciais de corrosão menos anódicos, assim como as menores microdurezas Vickers.

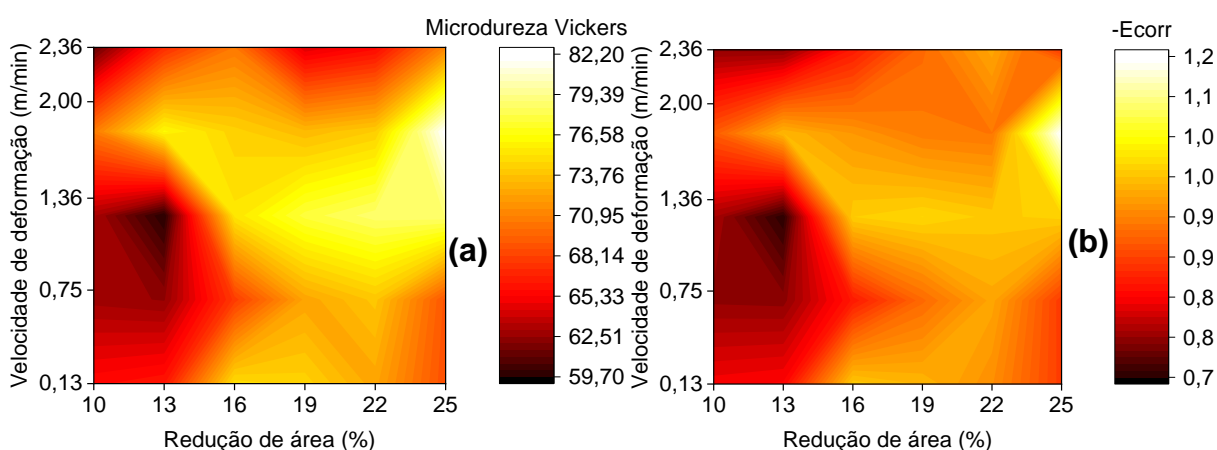


Figura 67 – Correlação entre os resultados de (a) microdureza Vickers e (b) polarização potenciodinâmica.

O comportamento frente a polarização potenciodinâmica, para todos os casos, tem uma relação direta com resultados dos ensaios de microdureza Vickers. Esta coerência indica, conforme Krishna (2013), a relação direta com a elevação da corrosividade com a elevação da dureza.

Afirmado também esta relação, porém com enfoque diferente, Krishna (2013) e Kumar (2015) obtiveram a mesma relação. Nestes trabalhos é evidente a relação direta entre os potenciais mais anódicos nas curvas de polarização para durezas Vickers maiores.

4.7 Espectroscopia de impedância eletroquímica

A Figura 68 apresenta as curvas de EIE para todas as amostras. A partir do comportamento destas curvas é possível visualizar que para todas amostras existe uma faixa de comportamento capacitivo em altas frequências, o que indica um comportamento corrosivo através do processo de transferência de carga, visto que a impedância do sistema é menor para frequências maiores, em função da influência capacitiva, como apontado por Esteves (2013). Para todas as amostras também

ocorreu um *loop* indutivo para frequências intermediárias. Este último aponta para uma adsorção de uma camada protetora, provavelmente Al_2O_3 , inibindo o processo de corrosão, como encontrado por Frers (1990), ou ainda a adsorção e incorporação de íons para a camada de óxido, segundo Prabhu (2015). Diferentemente do que aconteceu com os resultados de microdureza Vickers e polarização potenciodinâmica, não foi possível relacionar tais resultados com os obtidos por EIE, semelhante aos resultados de Stepniowski (2014).

Apesar da Figura 68 apontar para uma variação na resistência à transferência de carga, a impedância global do sistema não apresenta variações significativas com interferência com variação da deformação. Percebe-se ainda que a influência da impedância capacitiva na impedância do sistema começa a cair a partir dos 20 Hz, reduzindo a impedância do sistema, deixando-o mais suscetível à corrosão. Corroborando com este fato, a influência indutiva na proteção acontece em frequências baixas, em torno de uma faixa, aproximadamente para todas as amostras, de 100 mhz à 4 Hz.

Por fim, um novo ciclo capacitivo teve início em baixas frequências, indicando, conforme Prabhu, (2013).

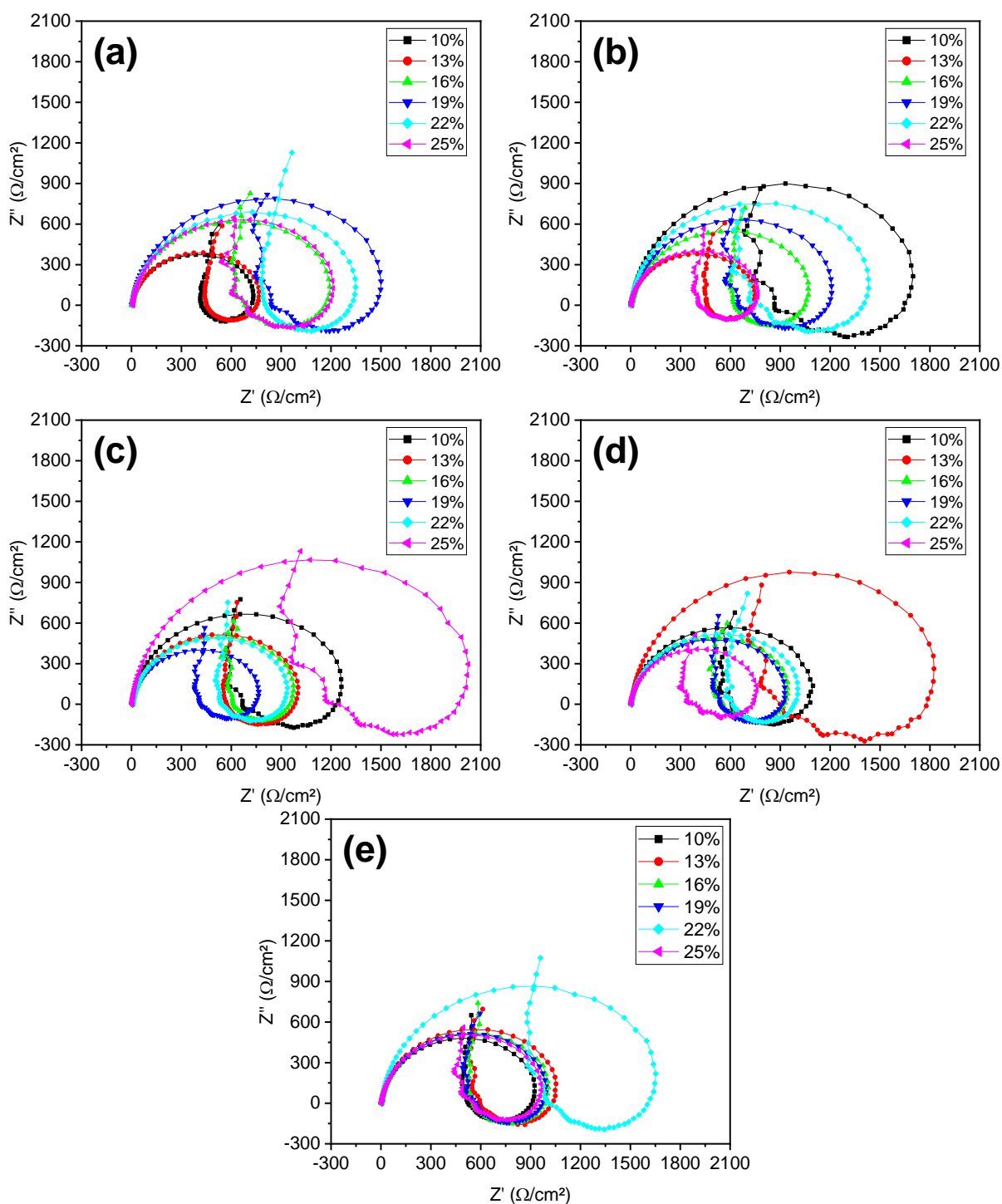


Figura 68 – Curvas de espectroscopia de impedância eletroquímica para as amostras laminadas a (a) 0,13 m/min, (b) 0,75 m/min, (c) 1,36 m/min, (d) 2,00 m/min e (e) 2,60 m/min.

Os diagramas de Bode da Figura 69 vão de encontro aos resultados de EIE, em que ambos resultados mostram a relação entre a impedância do sistema e o comportamento resistivo, o qual está diretamente ligado à transferência de carga. De acordo com Kartsonakis (2017), nas curvas de ângulo de fase nota-se a presença de duas constantes de tempo, sendo uma em baixas frequências, denotando uma

limitação no processo de corrosão, e uma em frequências mais altas, o que é determinado pela ação corrosiva mais intensa.

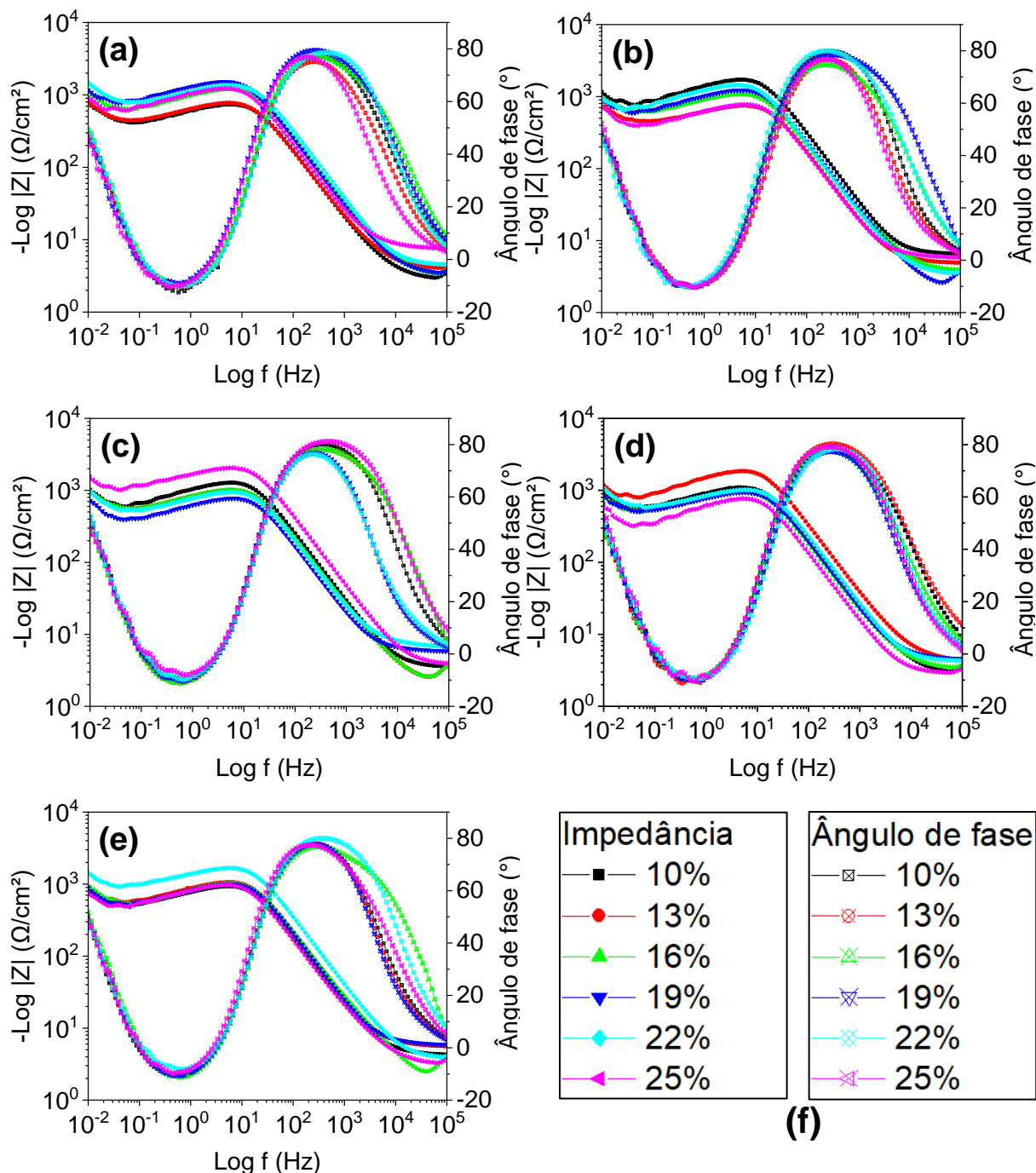


Figura 69 – Diagramas de Bode para as amostras laminadas a (a) 0,13 m/min, (b) 0,75 m/min, (c) 1,36 m/min, (d) 2,00 m/min e (e) 2,60 m/min. (f) legenda.

Através do uso do *software* ZsimpWin foi possível modelar o comportamento eletroquímico das amostras, o qual também, através do seu algoritmo, forneceu o circuito equivalente. A Figura 70 apresenta os resultados experimentais e simulados do *software*, além do circuito equivalente do sistema.

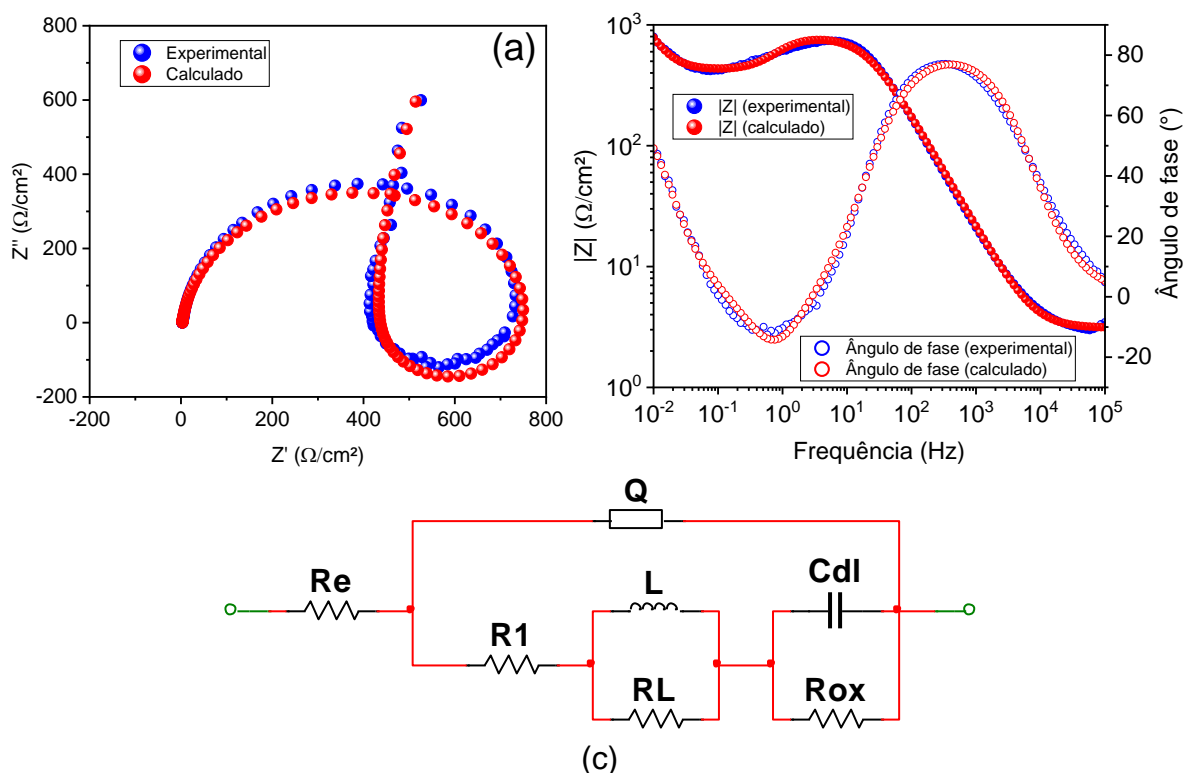


Figura 70 – Comparação entre a os dados experimentais de (a) EIE, (b) diagrama de Bode. (c) Circuito equivalente do sistema.

O circuito equivalente do sistema mostra um elemento de fase constante (Q), que, segundo Sousa (2013), pode apresentar um comportamento desde puramente resistivo até puramente capacitivo, indicando que o filme de óxido formado na superfície das amostras apresenta uma heterogeneidade, além de ser poroso, como indicam Evertsson (2015) e Yu (2008), respectivamente. A resistência R_e , de acordo com Chaubey (2017), consiste na resistência da solução, com valor indicado pelo intercepto da curva de EIE na região de alta frequência. Ainda afirma que, a presença do elemento de fase constante (Q), juntamente com a resistência de transferência de carga (R_{tc}), definida por Kumari (2011) como $R_1 + R_L + R_{ox}$, é responsável pela reação $\text{Al}^+ \rightarrow \text{Al}^{3+}$, promovendo a dissolução do alumínio na solução em estado de oxidação $3+$, bem como que R_{ox} e Cdl consistem na resistência e na capacitância da camada de óxido que, segundo acordo com Mansfeld (1988), podem estar associado a formação de pites. A proteção oferecida à liga de alumínio em condições de baixa frequência é dada pelo conjunto R_L e L , conectados em paralelo, e em série com R_1 , o qual promove o acúmulo de carga na superfície da liga de alumínio pela interrupção da dissolução anódica.

Os valores dos componentes do circuito equivalente para todas as amostras, obtidos através do *software* Ec-Lab, estão dispostos na Tabela 4.

Tabela 4 – Valores dos componentes dos circuitos equivalentes da EIE.

Velocidade de laminação [m/min]	Redução de área [%]	Re [Ω]	R1 [Ω]	RL [Ω]	Rox [Ω]	Q [μF/s]	n	Cdl [mF]	L [H]
0,13	10	3,08	420	390	4000	9,5	0,96	25,80	12,00
	13	4,28	440	430	3500	9,1	0,94	26,30	10,58
	16	3,83	590	802	6850	6,0	0,95	18,95	14,52
	19	3,36	685	923	12365	200,0	0,99	16,56	2232,00
	22	4,27	741	789	5569	105,6	0,94	12,98	555,00
	25	7,72	595	735	15627	16,0	0,97	22,65	821,00
0,75	10	6,42	675	1325	8569	321,0	0,96	15,50	1325,00
	13	5,27	436	369	4562	85,7	0,97	25,12	152,00
	16	6,41	587	613	5423	130,6	0,95	20,87	425,00
	19	2,61	502	936	5548	450,0	0,94	18,46	2014,00
	22	3,39	174	1352	4521	330,0	0,99	12,65	8521,00
	25	5,62	365	485	5214	293,0	0,98	25,98	501,00
1,36	10	3,38	236	1135	3852	380,0	0,98	13,29	5425,00
	13	2,84	545	600	6215	85,7	0,95	20,42	189,00
	16	6,31	578	545	8759	120,0	0,94	22,45	258,00
	19	6,21	356	492	4862	330,0	0,97	25,62	658,00
	22	7,19	485	581	6852	250,0	0,96	19,85	562,00
	25	3,95	712	1486	8652	220,0	0,98	10,47	5687,00
2,00	10	4,68	467	715	4328	300,0	0,98	19,98	1452,00
	13	4,92	167	1901	4896	490,0	0,98	10,01	9658,00
	16	4,16	365	1985	2875	320,0	0,98	20,52	2785,00
	19	4,98	499	562	58965	190,0	0,95	31,62	395,00
	22	4,51	541	574	4412	150,0	0,97	18,01	574,00
	25	2,94	142	711	2125	880,0	0,98	21,18	2563,00
2,60	10	4,43	486	495	8654	130,0	0,99	23,15	489,00
	13	6,59	503	647	5894	210,0	0,98	20,85	854,00
	16	3,25	500	631	5549	180,0	0,96	20,04	562,00
	19	6,32	469	639	4125	250,0	0,97	21,67	749,00
	22	4,34	786	1035	8132	190,0	0,98	12,94	2015,00
	25	3,97	336	703	4417	390,0	0,98	21,31	2749,00

4.8 Microscopia de força atômica

As análises de microscopia de força atômica foram realizadas apenas nas amostras laminadas a 0,13 m/min e a 2,60 m/min, a fim de se verificar a influência da velocidade de laminação com o acabamento superficial. Tal avaliação foi realizada de maneira qualitativa.

A Figura 71 contém as imagens de microscopia de força atômica para as amostras laminadas a 0,13 m/min, em todas as reduções de espessura estudadas.

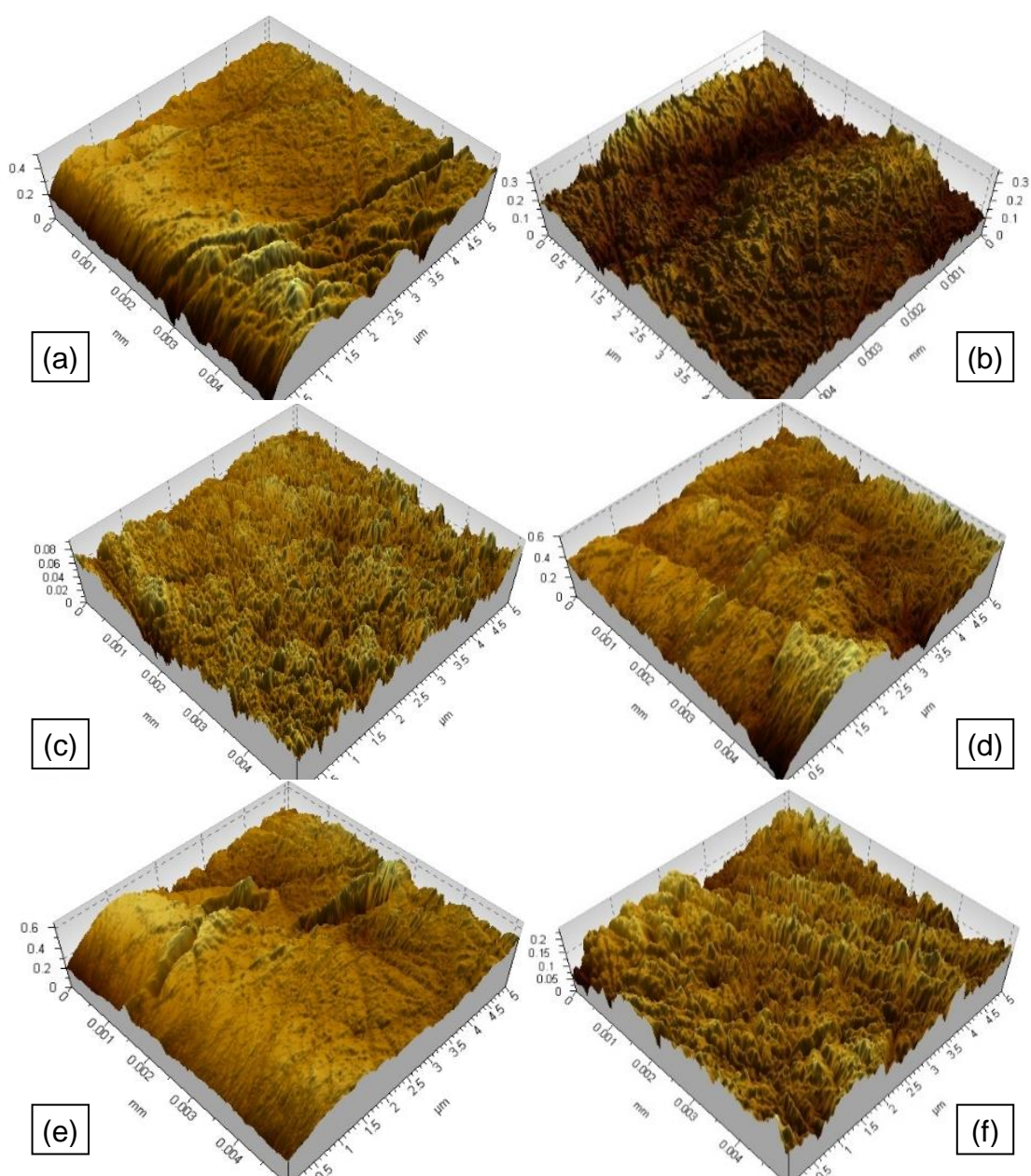


Figura 71 - Imagens de MFA para as amostras laminadas a 0,13 m/min, com reduções de espessuras de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%.

A Figura 72 contém as imagens de microscopia de força atômica para as amostras laminadas a 2,60 m/min, em todas as reduções espessura estudadas.

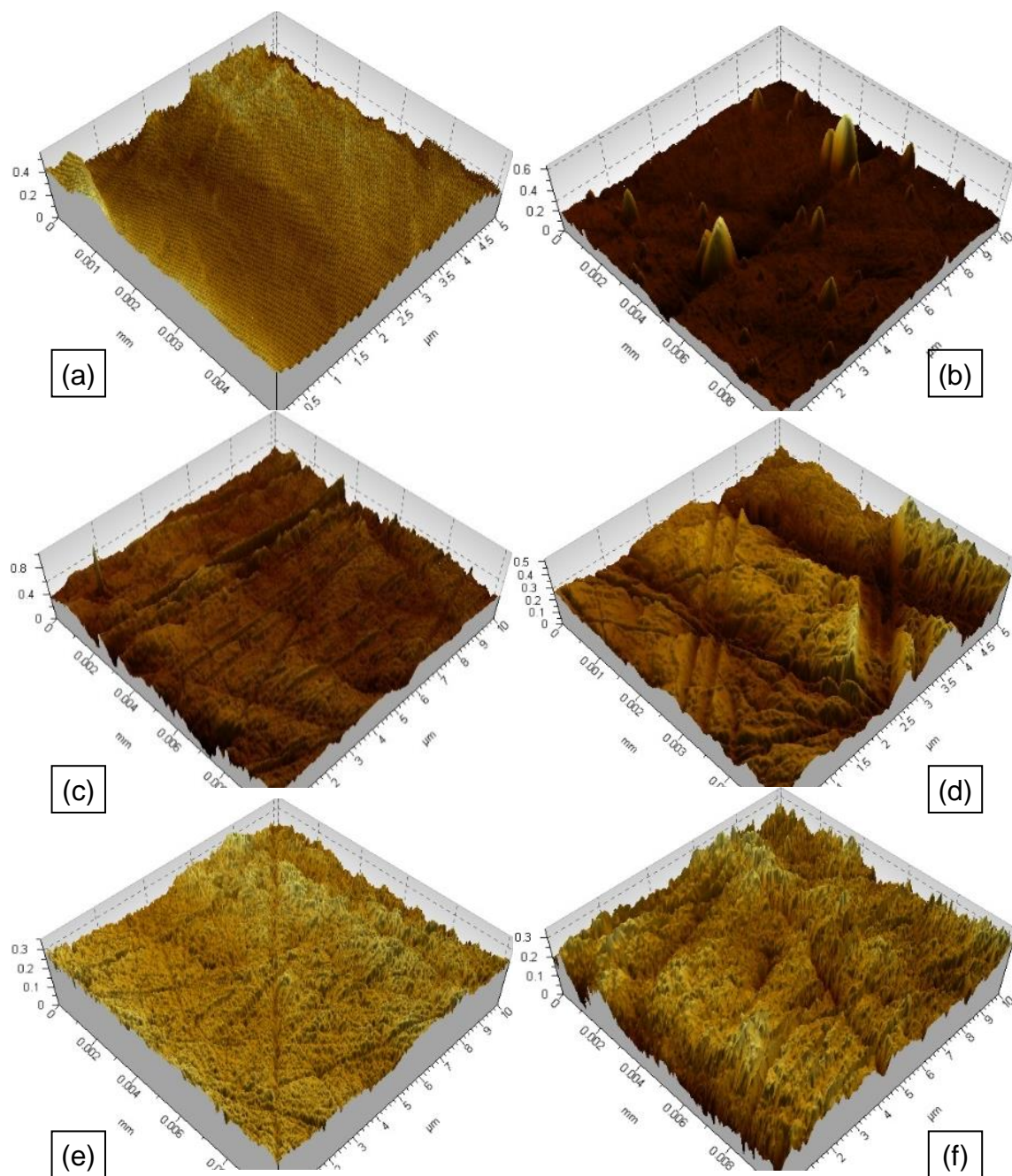


Figura 72 - Imagens de MFA para as amostras laminadas a 2,60 m/min, com reduções de espessuras de (a) 10%, (b) 13%, (c) 16%, (d) 19%, (e) 22% e (f) 25%.

Conforme a nomenclatura adotada por Josso (2002), as amostras laminadas a 0,13 m/min apresentaram uma rugosidade média maior, além de maiores alturas de picos e profundidade dos vales. Já as amostras laminadas a 2,60 m/min apresentaram uma maior ondulação.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos no item anterior é possível concluir que:

- Para todas as amostras, tanto agrupadas por velocidade de laminação ou por quantidade de deformação, ocorreu processo de recuperação ou de recristalização dinâmica, pois não se percebe uma elevação contínua da dureza com o aumento da velocidade ou da quantidade de deformação.
- A recristalização dinâmica, associada a elevação da temperatura, para uma mesma velocidade de laminação na etapa de laminação se deu de forma mais pronunciada nas amostras que foram mais deformadas. Na média, a dureza das amostras teve um aumento com a redução da espessura, porém apresentou um comportamento periódico com a variação da velocidade de laminação.
- As imagens de microscopia óptica indicam uma relação direta com os resultados de dureza. Para as amostras dentro de cada grupo de velocidade de laminação é possível perceber que os grãos tiveram uma tendência à redução de tamanho e/ou alongamento com a elevação da dureza.
- O comportamento da variação dos potenciais de corrosão apresentado pelas amostras laminadas a 2,60 m/min é típico de materiais que passam por recristalização dinâmica periódica. Para as demais velocidades de laminação tal comportamento é mais sutil e provavelmente, seria mais perceptível se fossem realizadas outras reduções de área, para mais e para menos. De uma maneira geral, a variação resistência a corrosão depende basicamente do processo de laminação adotado (deformação e velocidade). Apesar das microcélulas formadas entre a matriz e os precipitados influenciarem no comportamento corrosivo, a sua influência é constante, visto que estas microcélulas apenas se deslocam durante a deformação, sem alteração na sua quantidade.
- A menor ondulação apresentada pelas amostras laminadas a 0,13 m/min, em relação as laminadas a 2,60 m/min, se deu em função do maior tempo de contato com os cilindros, o que fez com que o movimento do material em função da recuperação elástica fosse mais presente na direção da laminação. Tal

processo foi, provavelmente, facilitado pelo aquecimento do material durante a deformação.

- As curvas de EIE e os diagramas de Bode mostraram que, de acordo com a frequência aplicada, as amostras se comportam de forma diferente. Para altas frequências é nítido o comportamento capacitivo, o que indica uma maior tendência à corrosão. Este fato também se repetiu em frequências baixas. Em frequências intermediárias ocorreu um comportamento indutivo, o qual é responsável pela manutenção ou, pelo menos, uma formação mais consistente da camada de óxido protetora na superfície da amostra. Porém, não foram encontradas referências que indicassem os motivos da variação do comportamento das curvas de EIE e dos diagramas de Bode com as variações da velocidade de laminação e da redução percentual de área.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

No intuito de se aprimorar os conhecimentos quanto aos fenômenos de recuperação e recristalização dinâmicas, recristalização periódica e contínua, além do comportamento mecânico dos materiais durante diferentes processos de trabalho mecânico, sugere-se:

- a) Realizar pesquisas semelhantes em outras ligas de alumínio;
- b) Promover ensaios semelhantes em outras condições de tratamento térmico para as ligas de alumínio;
- c) Analisar o comportamento da evolução das propriedades mecânicas a partir de tratamentos criogênicos, para as liga de alumínio;
- d) Ampliar o campo de reduções de espessura, para os mesmos parâmetros de trabalho, a fim de qualificar a recristalização dinâmica periódica;
- e) Realizar estudo semelhante de EIE em frequências abaixo de 10 mHz, a fim de se verificar a possibilidade da continuidade do comportamento capacitivo.
- f) Estender sugestões à outras ligas metálicas.

REFERÊNCIAS

1. ABDEL-RAHMAN, M. A.; ALDEEN A.; A.; BADAWI, E. A. Testing Natural Aging Effect on Properties of 6066 & 6063 Alloys Using Vickers Hardness and Positron Annihilation Lifetime Techniques. In: **Defect and Diffusion Forum**. Trans Tech Publications, p. 107-112, 2010.
2. ADEOSUN, S. O.; *et al.* Effect of deformation on the mechanical and electrical properties of aluminum-magnesium alloy. **Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering**, v. 10, n. 06, p. 553, 2011.
3. ADVFN. **PIB - Produto Interno Bruto**. Disponível em: <<https://br.advfn.com/indicadores/pib>>. Acesso em: 11 de fev. 2019.
4. AGENCY FOR TOXIC SUBSTANCES AND DISEASE REGISTRY. **Medical Management Guidelines for Hydrogen Fluor**. 2014. Disponível em: <<https://www.atsdr.cdc.gov/MMG/MMG.asp?id=1142&tid=250>>. Acesso em 11 de jan. de 2019.
5. ALÉCIO, R. A.; *et al.* Uso da Equação de Hall-Petch para Prever as Propriedades Mecânicas de Pontos da Zona Termicamente Afetada pela Soldagem do Aço API 5L X80, Através de Amostras Produzidas no Simulador Termomecânico. **Blucher Mathematical Proceedings**, v. 1, n. 1, p. 741-746, 2015.
6. ^aALL ABOUT ALUMINIUM. **Aluminium applications**. Disponível em: <<http://www.aluminiumleader.com/application/transport/>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
7. ^b_____. **Aluminium Production**. Disponível em: <http://www.aluminiumleader.com/production/how_aluminium_is_produced/>. Acesso em: 17 jan. 2019.
8. ALMET METAL. **Données techniques sur l'aluminium et ses alliages**. Disponível em: <<http://www.almet-metal.com/informations-techniques/donnees-aluminium>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
9. ALVES, G. J. T.; *et al.* Otimização do processo de anodização e coloração do alumínio utilizando pigmento orgânico. **Encontro e Exposição Brasileira de Tratamentos de Superfície (EBRATS)**, v. 14, 2012.
10. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B345 / B345M - 11: Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Seamless Pipe and Seamless Extruded Tube for Gas and Oil Transmission and Distribution Piping Systems**. ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania, USA, 2011.

11. AMITRON. **Aluminum PCB**. Disponível em: <<http://www.amitroncorp.com/printed-circuit-boards/aluminum.html>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
12. ANDERSEN, S. J.; *et al.* The crystal structure of the β "phase in Al–Mg–Si alloys. **Acta Materialia**, v. 46, n. 9, p. 3283-3298, 1998.
13. ÂNGELO, P.C.; SUBRAMANIAN, R. **Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications**. PHI Learning, New Dheli, 2009. ISBN: 9788120332812.
14. ARIGELA, V. G.; *et al.* Comparative study of texture evolution in ARB processed AA2014, AA6063 and AA2014/6063 aluminium laminates. **Kovove Mater**, v. 53, p. 1-5, 2015.
15. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Reciclagem**. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/sustentabilidade/reciclagem/>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
16. AVAL, H. J. Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 87, p. 405-413, 2015.
17. AYTAÇ, A.; DAŞÇILAR, B.; USTA, M. The effect of extrusion speed on the structure and corrosion properties of aged and non-aged 6063 aluminum alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 130, n. 3, p. 1357-1360, 2011.
18. AZO Materials. **Aluminium - Specifications, Properties, Classifications and Classes, Supplier Data**. 17 may 2005. Disponível em: <<http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2863>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
19. BALOGUN, S. A.; ESEZOBOR, D. E.; ADEOSUN, S. O. Effects of deformation processing on the mechanical properties of aluminum alloy 6063. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 38, n. 7, p. 1570-1574, 2007.
20. BENSON, S. Analyzing the k-factor in sheet metal bending. **The Fabricator**. Elgin, Illinois/USA, 2018.
21. BONETTI, S.; *et al.* Surface-decorated silica with Schiff base as an anticorrosive coating for aluminium alloy 2024-T3. **Applied Surface Science**, Elsevier, v. 475, p. 684-694, 2019.
22. BORGES, A. Indústria de alumínio vive pior fase em 30 anos. **O Estado de S. Paulo**. São Paulo, 27 set. 2015. Disponível em: <<http://economia.estadao.com.br/noticias/geral,industria-de-aluminio-vive-pior-fase-em-30-anos,1770127>>. Acesso em: 17 jan. 2019.

23. BRESCIANI FILHO, E.; *et al.* **Conformação Plástica dos Metais**. 6ª Edição, São Paulo, Escola Politécnica da Universidade Federal de São Paulo, 2011. ISBN 9788586686641.
24. CAMPANA, R. C. **Parâmetros de processo, microestrutura e textura das ligas de alumínio AA6063 e AA6082 extrudadas**. 2008. 116 f. Dissertação (Engenharia Metalúrgica) – Universidade de São Paulo, São Paulo/SP, 2008.
25. CARDOSO, J. G. R.; *et al.* A indústria do alumínio: estrutura e tendências. **BNDES Setorial**, n. 33, p. 43-88. Rio de Janeiro, 2011. Semestral. ISSN 1414-9230.
26. CARVALHOSA, M. R. S. **Heterogeneidades em Ligas de Alumínio da Série 6xxx**. 2014. 72 f. Dissertação (Engenharia de Materiais) – Universidade de Aveiro, Portugal, 2014.
27. CASTELLA, C. **Self hardening aluminum alloys for automotive applications**. Thesis (Materials Science and Technology) - Facoltà di Ingegneria, Politecnico di Torino, Torino/It, 2015.
28. CATORCENO, L. L. C. **Estudo do Encruamento, Recristalização e Crescimento de Grão em Chapa da Liga de Magnésio AZ31B (Mg-3%Al—1%Zn-0,3%Mn)**. Tese (Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade de São Paulo, São Paulo/SP, 2013.
29. CENTERS FOR DISEASE CONTROL AND PREVENTION. **Facts About Hydrogen Fluoride (Hydrofluoric Acid)**. Disponível em: <<https://emergency.cdc.gov/agent/hydrofluoricacid/basics/facts.asp>>. Acesso em: 11 de jan.de 2019.
30. CHANGELA, K.; NAIK, H. B.; DESAI, K. P. A Study on Tensile Strength, Hardness and Microstructure of Cryorolled Al 6101 Alloy. **24th National symposium on cryogenics Iiter-india**, Institute for plasma research, 2013.
31. CHARITHA, B. P.; RAO, P. Green approach for corrosion control of 6061 Aluminum 15%(V) SiC (P) composite in acid medium. **International Conference on Applied Sciences, Engineering and Technology**, 2017.
32. CHAUBEY, N.; *et al.* Corrosion inhibition performance of different bark extracts on aluminium in alkaline solution. **Journal of the Association of Arab Universities for Basic and Applied Sciences**, v. 22, n. 1, p. 38-44, 2017.
33. CHEN, M.; *et al.* A study of the crystallographic pitting behavior of Al-0.54 Mg-0.66 Si aluminum alloy in acidic chloride solutions. **Materials Characterization**, v. 148, p. 259-265, 2019.

34. COMPANHIA ESTADUAL DE DISTRIBUIÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA (CEEE-D). **PAD-11.006**. Materiais para Redes Aéreas de Distribuição Especiais para Orla Marítima. Versão: 0.0. Porto Alegre/RS, 2017.
35. CONSTELLIUM. **Constellium proudly takes part in the new era of space exploration on the journey to Mars, providing AIRWARE® aerospace technology to NASA's Orion spacecraft**. 2015. Disponível em: <<https://www.constellium.com/news/2015/05/20/constellium-proudly-takes-part-new-era-space-exploration-journey-mars-providing>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
36. ^a _____. **Mold Alumold 500**. Disponível em: <<https://www.constellium.com/product-finder/alluminium/industry-mold-alumold-500-alluminium>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
37. ^b _____. **Sealium® – Constellium's high performance solution for the most demanding operations in seawaters**. Disponível em: <<https://www.constellium.com/markets-applications/defense/navy>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
38. CORRÊA, R. D. **Influência da Redução do Tempo de Tratamento Térmico de Homogeneização Contínua na Microestrutura e Qualidade Metalúrgica de Tarugos de Alumínio, Liga 6063 e Diâmetro de 6"**. 2014. 166 f. Dissertação (Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade de São Carlos, São Carlos/SP, 2014.
39. CUI, Li-xin et al. Precipitation of metastable phases and its effect on electrical resistivity of Al-0.96 Mg2Si alloy during aging. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 24, n. 7, p. 2266-2274, 2014.
40. CUNHA, J. N. P.; *et al.* Influência do tratamento térmico nas propriedades elétrica e mecânica de uma liga Al-Fe-Zr. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 15, n. 2, p. 151-158, 2018.
41. DAS, S.; *et al.* Effect of rolling speed on microstructure and age-hardening behaviour of Al–Mg–Si alloy produced by twin roll casting process. **Materials & Design**, v. 32, n. 8-9, p. 4603-4607, 2011.
42. DE HASS, M.; DE HOSSON, J. Th M. Grain boundary segregation and precipitation in aluminium alloys. **Scripta materialia**, v. 44, n. 2, p. 281-286, 2001.
43. DE MATTEIS, G.; BRANDO, G.; MAZZOLANI, F. M. Pure aluminium: An innovative material for structural applications in seismic engineering. **Construction and Building Materials**, v. 26, n. 1, p. 677-686, 2012.

44. DONIK, Č. Influence of artificial aging on the electrochemical properties of the aluminium AA 6063 alloy. **Materials and Technology**, v. 52, n. 1, p. 71-75, 2018.
45. DUAN, X.; *et al.* Rapid bake-hardening response of Al-Mg-Si alloy during two-stage pre-aging heat treatment. **Materials Research Express**, 2019.
46. DUCKHAM, A.; KNUTSEN, R. D.; ENGLER, O. Influence of deformation variables on the formation of copper-type shear bands in Al-1Mg. **Acta materialia**, v. 49, n. 14, p. 2739-2749, 2001.
47. ECKERMANN, F., *et al.* The influence of MgSi particle reactivity and dissolution processes on corrosion in Al-Mg-Si alloys. **Electrochimica Acta**, v. 54, n. 2, p. 844-855, 2008.
48. EL HALEEM, S. M. Abd, *et al.* Factors affecting the corrosion behaviour of aluminium in acid solutions. I. Nitrogen and/or sulphur-containing organic compounds as corrosion inhibitors for Al in HCl solutions. **Corrosion Science**, v. 68, p. 1-13, 2013.
49. EPPE, T. A.; MILANOVIC, I.; QUARSHIE, G. Power Transistor Heat Sink Design Trade-offs. In: **Proceedings of COMSOL Annual Conference**. Boston, MA. 2011.
50. ESTEVES, L. **Resistência à corrosão de embalagens de alumínio em contato com bebidas carbonatadas**. 2013. 88f. Dissertação (Química) – Universidade Federal de Minas Gerais) Belo Horizonte/MG.
51. ESTRUDENA. **A História do Alumínio**. Disponível em: <<http://www.estrudena.com.br/historia.php>>. Acesso em 17 jan. 2019.
52. EVERTSSON, J. *et al.* The thickness of native oxides on aluminum alloys and single crystals. **Applied surface science**, v. 349, p. 826-832, 2015.
53. FALLAH T. M.; SEDIGHI, M.; HASHEMI, R. Effects of Natural Aging Treatment on Mechanical, Microstructural and Forming Properties of Al 2024 Aluminum Alloy Sheets. **Iranian Journal of Materials Science and Engineering**, v. 15, n. 4, p. 1-10, 2018.
54. FATTAH-ALHOSSEINI, A. *et al.* Microstructure and corrosion characterization of the nugget region in dissimilar friction-stir-welded AA5083 and AA1050. **Journal of materials science**, v. 54, n. 1, p. 777-790, 2019.
55. FERRAZ, P. P. **Estudo dos Processos de Amaciamento no Laminador Contínuo da V&M do Brasil**. 2009. 92 f. Dissertação (Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte/MG, 2009.

56. FERREIRA, R. A. S. **Conformação Plástica: fundamentos metalúrgicos e mecânicos**. 2ª Edição, Recife, Editora Universitária, 2010. ISBN: 978857315792.
57. FERREIRA FILHO, A.; BIELSKIS, M. F. Tiras de aço laminadas a frio com o uso de nitrogênio líquido. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 4, n. 3, p. 30-36, 2008.
58. FONTINHA, I. R. F. C. N. **Revestimentos Nanoestruturados para Proteção de Liga de Alumínio**. 2012. 287 f. Tese (Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade de Aveiro, Aveiro/Portugal, 2012.
59. FRANKE, Daniel J.; ZINN, Michael R.; PFEFFERKORN, Frank E. Intermittent Flow of Material and Force-Based Defect Detection During Friction Stir Welding of Aluminum Alloys. In: **Friction Stir Welding and Processing X**. Springer, p. 149-160, 2019.
60. FRERS, S. E. et al. AC-Impedance measurements on aluminium in chloride containing solutions and below the pitting potential. **Journal of applied electrochemistry**, v. 20, n. 6, p. 996-999, 1990.
61. GENTILMAN, R. L.; MAGUIRE, E. A.; DOLHERT, L. E. **Transparent aluminum oxynitride and method of manufacture**. U.S. Patent n. 4,720,362, 19 jan. 1988.
62. GÜNDÜZ, S.; KAÇAR, R. Strengthening of 6063 aluminium alloy by strain ageing. **Kovove Mater**, v. 46, p. 345–350, 2008.
63. GUTERRES, A. M.; OLIVEIRA, C. A. L.; SANTOS, C. A. Influência da porosidade em algumas propriedades mecânicas da liga de Al-6, 5% Si-0, 6% Mg fundida e tratada termicamente. **Matéria** (Rio de Janeiro), v. 24, n. 1, 2019.
64. HASSAN, K. S.; ALWAN, A. S.; ABBAS, S. A. Corrosion Behavior of Al alloys 6061-T6 Shot Peening in Different Aqueous Solution. **International Journal of Engineering and Innovative Technology (IJEIT)**, v. 4, n. 8, 2015.
65. HYMEL, P. J. **Fabrication and enhancement of aluminum-based microchannel devices**. 2014. 66 f. Master's Theses (Mechanical and Industrial Engineering) – Faculty of the Louisiana State University and Agricultural and Mechanical College, Louisiana/USA, 2014.
66. ISTO É. Consumo de energia cresce 0,8% em 2017, primeira alta em três anos. **Isto É**. 01 fev. 2018. Disponível em: <<https://istoe.com.br/consumo-de-energia-cresce-08-em-2017-primeira-alta-em-tres-anos/>>. Acesso em: 24 fev. 2019.

67. IZUMI, M. T. **Estudo *In Situ* da Deformação Criogênica de Metais CFC de Diferentes Energias de Defeito de Empilhamento**. 2018. 89 f. Dissertação (Engenharia e Ciência de Materiais) – Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa/PR, fev. 2018.
68. JOSSO, B.; BURTON, D. R.; LALOR, M. J. Frequency normalised wavelet transform for surface roughness analysis and characterisation. **Wear**, v. 252, n. 5-6, p. 491-500, 2002.
69. KAPIL, A.; *et al.* Spot impact welding of an age-hardening aluminum alloy: Process, structure and properties. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 37, p. 42-52, 2019.
70. KARTSONAKIS, I. A.; KOUMOULOS, E. P.; CHARITIDIS, C. A. Advancement in corrosion resistance of AA 2024-T3 through sol-gel coatings including nanocontainers. **Manufacturing Review**, v. 4, p. 2, 2017.
71. KENT, T. A.; SHAFFER, J. S. **Heat dissipation aluminum electrolytic capacitor**. U.S. Patent n. 4,546,415, 8 out. 1985.
72. KIANEZHAD, M.; RAOUF, A. H. Effect of nano-Al₂O₃ particles and friction stir processing on 5083 TIG welding properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 263, p. 356-365, 2019.
73. KOCZERA, A. E. **The effects of carboxylic acids in aluminum anodizing**. Honors Theses and Capstones. 330. 2017.
74. KORKMAZ E., GÜLSÖZ A., MERAN C. The Friction Weldability of AA6063 Tube to AA6082 Tube Plates Using an External Tool. In: Silva L. (eds) **Materials Design and Applications II**. Advanced Structured Materials, Springer, v. 98, p. 427-437, 2019.
75. KRISHNA, N. Naga et al. Studies on Potentiodynamic Polarization Behaviour of Cryorolled Al-Mg-Si Alloy. In: **Key Engineering Materials. Trans Tech Publications**, p. 153-157, 2013.
76. KRÜGER, L.; *et al.* Electrochemical corrosion studies of ultrafine-grained aluminium alloy EN AW-6063. **Materials and Corrosion**, v. 66, n. 3, p. 226-232, 2015.
77. KUIJPERS, N. C. W.; *et al.* A model of the β -AlFeSi to α -Al (FeMn) Si transformation in Al-Mg-Si alloys. **Materials Transactions**, v. 44, n. 7, p. 1448-1456, 2003.

78. KUIJPERS, N. C. W. **Kinetics of the β -AlFeSi to α -Al (FeMn) Si transformation in Al-Mg-Si alloys**. 2004. 160 f. Thesis Technische Universiteit Delf, Netherlands, 2004.
79. KUMAR, N.; *et al.* Effect of cryorolling and annealing on recovery, recrystallisation, grain growth and their influence on mechanical and corrosion behaviour of 6082 Al alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 165, p. 177-187, 2015.
80. KUMAR, N.; JAYAGANTHAN, R.; BROKMEIER, H. G. Effect of deformation temperature on precipitation, microstructural evolution, mechanical and corrosion behavior of 6082 Al alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 27, n. 3, p. 475-492, 2017.
81. KUMARI, P. D. R.; NAYAK, J.; SHETTY, A. N. 3-Methyl-4-amino-5-mercapto-1, 2, 4-triazole as corrosion inhibitor for 6061 Al alloy in 0.5 M sodium hydroxide solution. **Journal of coatings technology and research**, v. 8, n. 6, p. 685, 2011.
82. LEE, B.; SONG, J.; HONG, S. High-Temperature Deformability of a Fe-Cr-Mn-Ni Austenite Stainless Steel with High Nitrogen and High Carbon Contents. **Metals**, v. 8, n. 8, p. 608, 2018.
83. LI, Y.; *et al.* Extended application of a unified creep-ageing constitutive model to multistep heat treatment of aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 122, p. 422-432, 2017.
84. LIMA, N. A. G. **Tratamento Térmico de Envelhecimento da Liga de Fundição AlSi10Mg(Fe)**. 2012. 70 f. Dissertação (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto/Portugal, set. 2012.
85. LIU, M. *et al.* Influence of Mg and Si on Cluster Formation in Al-Mg-Si Alloys Studied by Positron Annihilation Lifetime Spectroscopy. In: ICAA13: **13th International Conference on Aluminum Alloys**. John Wiley & Sons, Inc., 2012. p. 1131-1137.
86. LIU, Y. *et al.* Study on hot deformation behavior and intrinsic workability of 6063 aluminum alloys using 3D processing map. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 713, p. 212-221, 2017.
87. LOW, M. **Determinação do Estágio Inicial da Recristalização em Ligas de Alumínio por Difração de raios-x**. 124 f. Dissertação (Tecnologia Nuclear - Materiais). Universidade de São Paulo, São Paulo/SP, 2000.
88. MAIA, A. M. P. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**. 2012. 84 f. Dissertação (Engenharia

Metalúrgica e de Materiais), – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto/Portugal, out. 2012.

89. MANSFELD, F. et al. Electrochemical impedance spectroscopy as a monitoring tool for passivation and localized corrosion of aluminum alloys. **Materials and Corrosion**, v. 39, n. 11, p. 487-492, 1988.
90. MARTINS, A. L. T. **Estudo Comparativo de Propriedades Mecânicas e Textura de Laminados da Liga de Alumínio 3104-H19**. 174 f. Dissertação (Engenharia de Materiais), Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo/SP, 2014.
91. MATSUDA, K.; *et al.* High-resolution electron microscopy on the structure of Guinier-Preston zones in an Al-1.6 mass Pct Mg 2 Si alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, n. 4, p. 1161-1167, 1998.
92. MATUCCI, S. O Alumínio e a Energia Elétrica no Brasil. **Artigos.com**. ISSN 2446-5291. 20/06/2013. Disponível em: <<http://www.artigos.com/artigos-academicos/13202-o-aluminio-e-a-energia-eletrica-no-brasil>>. Acesso em 25 jan. 2017.
93. MAZZOLANI, F. M. Structural applications of aluminium in civil engineering. **Structural Engineering International**, v. 16, n. 4, p. 280-285, 2006.
94. MELO, J. C. S. **Comportamento à Fadiga de Ligações T em Ligas de Alumínio Dissimilares Soldadas por Laser**. 87 f. Dissertação (Engenharia Mecânica) – Universidade de Coimbra, Coimbra/Portugal, 2017.
95. MELO, L. Alumínio, um sorvedouro de energia elétrica. **EcoDebate**. Mangaratiba/RJ, 21 set. 2009. ISSN 2446-9394. Disponível em: <<https://www.ecodebate.com.br/2009/09/21/aluminio-um-sorvedouro-de-energia-eletrica/>>. Acesso em 25 jan. 2017.
96. MIKHAYLOVSKAYA, A.; *et al.* The Effect of Isothermal Multi-Directional Forging on the Grain Structure, Superplasticity, and Mechanical Properties of the Conventional Al–Mg-Based Alloy. **Metals**, v. 9, n. 1, p. 33, 2019.
97. MIŁEK, T.; *et al.* The effect of degree of deformation on forward slip in experimental research on cold longitudinal rolling of flat bars made from en aw-6063 aluminium alloy. **Czasopismo Techniczne**, v. 2018, n. Volume 12, p. 185-192, 2018.
98. MILKEREIT, B.; *et al.* Continuous cooling precipitation diagrams of Al–Mg–Si alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 550, p. 87-96, 2012.

99. MILKEREIT, B.; *et al.* Isothermal time-temperature-precipitation diagram for an aluminum alloy 6005A by in situ DSC experiments. **Materials**, v. 7, n. 4, p. 2631-2649, 2014.
100. MOHAMED, A. M. A.; SAMUEL, F. H. A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys. **Heat Treatment, Rijeka, Croatia, InTech Science**, p. 229-246, 2012.
101. NAGEM, N. F. **Geopolímero a partir de resíduos oriundos da indústria de alumínio para reutilização e coprocessamento**. 2013. 159 f. Tese (Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte/MG, 2013.
102. NAIZABEKOV, A.; *et al.* Effect of Combined Rolling–ECAP on Ultrafine-Grained Structure and Properties in 6063 Al Alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 28, n. 1, p. 200-210, 2019.
103. NAIZABEKOV, A. B. *et al.* Experimental study on power parameters of "rolling-ECA-pressing" combined process. **Vestnik of Don State Technical University**, v. 18, n. 3, 2018.
104. NAJAFI, S.; *et al.* A comprehensive investigation of the strengthening effects of dislocations, texture and low and high angle grain boundaries in ultrafine grained AA6063 aluminum alloy. **Materials Characterization**, v. 136, p. 60-68, 2018.
105. NAKAMURA, J.; *et al.* Effect of Silver Addition on the β' -Phase in Al-Mg-Si-Ag Alloy. **Materials transactions**, v. 51, n. 2, p. 310-316, 2010.
106. NASCIMENTO, D. F. L. **Estudo do Comportamento em Fadiga de Baixo Ciclo e Fadiga sob Cargas Multiaxiais das Ligas de Alumínio AA6005, AA6063 e AA6351**. 2015. 206 f. Tese (Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo, São Paulo/SP, 2015.
107. NDT RESOURCE CENTER. **Material Properties Tables Electrical Conductivity and Resistivity**. Disponível em: <https://www.nde-ed.org/GeneralResources/MaterialProperties/ET/ET_matlprop_Aluminum.htm>. Acesso em: 01 jan. 2019.
108. ODD GUITARS. **The Heavy Metal 3D printed Aluminium Guitar**. Disponível em: <<http://www.oddguitars.com/heavymetal.html>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
109. OLIVEIRA, J. A. **Estudo do Processo de Rosqueamento por Conformação na Liga de Alumínio 7075-T6**. 2016. 156 f. Dissertação (Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de São João Del Rei, São João Del Rei/MG, 2016.

110. OLIVEIRA, J. C. P. T. **Evolução da Microestrutura e da Textura Durante a Laminação a Frio e a Recristalização de Alumínio com Diferentes Níveis de Pureza**. 251 f. Tese (Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Universidade de São Paulo, São Paulo/SP, 2009.
111. OLIVEIRA, M. U. **Influência da Variação no Grau de Deformação em uma Liga de Alumínio 6063 nas Propriedades Mecânico-Metalúrgicas**. 2015. 94 f. Dissertação (Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio Grande - FURG, Rio de Grande/RS, 2015.
112. OLIVEIRA, R. U. **O Forjamento de Ligas de Alumínio – Um Estudo para a Liga ABNT 6061**. 2001. 127 f. Dissertação (Engenharia Metalúrgica, de Minas e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre/RS, 2001.
113. ONAT, A. The effects of artificial aging heat treatment on mechanical properties and corrosion behaviour of aa6xxx aluminium alloys. **International Journal of Recent Advances in Multidisciplinary Research**, v. 05, Issue 04, p. 3765-3769, 2018.
114. OSUCH, P.; *et al.* Impact of the Direct Ageing Procedure on the Age Hardening Response of Al-Mg-Si 6101 Alloy. **Materials**, v. 11, n. 7, p. 1239, 2018.
115. PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ª edição, São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Metais, 2005. ISBN: 85-86778-80X.
116. PANAGOPOULOS, C. *et al.* Effect of pH on Stress Corrosion Cracking of 6082 Al Alloy. **Metals**, v. 8, n. 8, p. 578, 2018.
117. PEREIRA, G. S. **Manufatura e Caracterização de Compósito de Matriz de Alumínio Reforçado com Partículas de Carbetto de Silício, obtido por Laminação Acumulativa**. 98 f. Dissertação (Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade de São Carlos, São Carlos/SP, 2016.
118. PEREIRA, L. H. **Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio 6061 com 1,4%P Fe Processada por Conformação por Spray e Extrusão a Quente**. 2017. 102 f. Dissertação (Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos/SP, 2017
119. PIMENTA, A. A. S. **Influência dos teores de Mg, Sr e Ti nas propriedades mecânicas da liga de alumínio A319**. 2017. 110 f. Dissertação (Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte/MG, 2017.

120. PRABHU, D.; RAO, P. Corrosion behaviour of 6063 aluminium alloy in acidic and in alkaline media. **Arabian Journal of Chemistry**, v. 10, p. S2234-S2244, 2017.
121. PRABHU, D. *et al.* Corrosion inhibition of aqueous extract of *Garcinia indica* for 6063 aluminium alloy in 2.0 M phosphoric acid solution. **International Journal of Applied Engineering Research**, v. 10, n. 78, p. 2015, 2015.
122. PRABHU, D.; RAO, P. *Garcinia indica* as an environmentally safe corrosion inhibitor for aluminium in 0.5 M phosphoric acid. **International Journal of Corrosion**, v. 2013, 2013.
123. PONTES, A. M. P. **Análise da resistência à corrosão da Liga de Alumínio AA7075–T6 após conformação por Laminação a frio**. 2017. 141 f. Dissertação (Ciências em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá/MG, 2017.
124. POVODEN-KARADENIZ, E.; *et al.* CALPHAD modeling of metastable phases in the Al–Mg–Si system. **Calphad**, v. 43, p. 94-104, 2013.
125. POZNAK, A.; THOLE, V.; SANDERS, P. The Natural Aging Effect on Hardenability in Al-Mg-Si: A Complex Interaction between Composition and Heat Treatment Parameters. **Metals**, v. 8, n. 5, p. 309, 2018.
126. RADWAN, A. G.; SALAMA, K. N. Fractional-order RC and RL circuits. **Circuits, Systems, and Signal Processing**, v. 31, n. 6, p. 1901-1915, 2012.
127. RAGAB, K.; BOUAZARA, M.; CHEN, X. Influence of Thermal Aging Parameters on the Characteristics of Aluminum Semi-Solid Alloys. **Metals**, v. 8, n. 10, p. 746, 2018.
128. RAHMATABADI, D.; *et al.* Experimental evaluation of the plane stress fracture toughness for ultra-fine grained aluminum specimens prepared by accumulative roll bonding process. **Materials Science and Engineering: A**, v. 708, p. 301-310, 2017.
129. RANA, R. S.; PUROHIT, R.; DAS, S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. **International Journal of Scientific and Research Publications**, v. 2, n. 6, p. 1-7, 2012.
130. ^aRAO, P. N.; *et al.* Enhancement in strength and ductility of Al-Mg-Si alloy by cryorolling followed by warm rolling. **Procedia Engineering**, v. 75, p. 123-128, 2014.

131. ^bRAO, P. N.; SINGH, D.; JAYAGANTHAN, R. Mechanical properties and microstructural evolution of Al 6061 alloy processed by multidirectional forging at liquid nitrogen temperature. **Materials & Design** (1980-2015), v. 56, p. 97-104, 2014.
132. RECICLOTECA. **Alumínio**. Disponível em: <http://www.recicloteca.org.br/?post_type=material-reciclavel&p=143>. Acesso em: 17 jan. 2019.
133. REN, X.; HUANG, Y.; LIU, Y. Cryorolling-Induced Texture, Mechanical Properties and Fracture Behavior of Al-Mg-Si Alloys During Cold Deformation. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 27, n. 8, p. 3932-3939, 2018.
134. REVANKAR, A. G.; CHAKRAVARTHY, P.; KUMAR, R. A. Influence of Cold Work on the Microstructural Evolution and Hardness During Aging of AA6061 Alloy. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 70, n. 3, p. 623-630, 2017.
135. RICCHINI, R. **Ciclo da reciclagem do alumínio**. Setor Reciclagem. Disponível em: <<http://www.setorreciclagem.com.br/reciclagem-de-metal/saiba-como-e-feito-o-processo-de-reciclagem/>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
136. RIDDEN, P. There's a spider in my guitar: Olaf Diegel's beautifully detailed 3D printed guitars. **New Atlas**. Victoria, Austrália, 11 mar. 2012. Disponível em: <<http://newatlas.com/olaf-diegel-3d-printed-guitars/21787/>>. Acesso em: 25 jan. 2017.
137. ROBERGE, P. R. **Corrosion engineering: principles and practice**. 1st Edition, New York: McGraw-Hill, 2008. ISBN: 9780071482431.
138. ROBINSON, G. H. **Aluminum**. American Chemical Society. The University Of Georgia. 2003. Disponível em: <<http://pubs.acs.org/cen/80th/print/aluminum.html>>. Acesso em 17 jan. 2019.
139. RODRÍGUEZ, R. I. M. **Cinética de transformación de β -AlFeSi a α -AlFeSi en una aleación Al-Mg-Si de bajo contenido de Mn cuantificada por circularidad crítica**. 2008. Tesis (Maestría en Tecnología Avanzada) – Instituto Politécnico Nacional, Santiago de Querétaro, México, 2008.
140. ROSEFORT, M.; *et al.* Determination of α - and β -AlFeSi- Phases in Wrought Aluminium Alloys. **Trimet aluminium AG**. Disponível em: <https://www.trimet.eu/en/ueber_trimet/download_center/veroeffentlichungen> Acesso em: 18 jan. 2019.

141. ROYAL SOCIETY OF CHEMISTRY. **Periodic Table – Aluminium**. Disponível em: <<http://www.rsc.org/periodic-table/element/13/aluminium>>. Acesso em 17 jan. 2019.
142. RUSAL. **Aluminium. Thirteenth Element. Encyclopedia**. The RUSAL Library. 237 p. P. 36-37. 2007. ISBN 978591523001-8 (Rus.), ISBN 9785915230025 (Eng.).
143. SANDERS, R. E. Technology innovation in aluminum products. **JOM**, v. 53, n. 2, p. 21-25, 2001.
144. SARKAR, A.; *et al.* Microstructure and Mechanical Properties of Cryorolled Aluminum Alloy AA2219 in Different Thermomechanical Processing Conditions. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 48, n. 1, p. 321-341, 2017.
145. SECRETARIA DE MINAS E ENERGIA. **Troca de postes pela CEEE reforça redes de energia que abastece sete mil clientes de Tramandaí**. Governo do Estado do Rio Grande do Sul, 07 fev. 2017. Disponível em: <<http://minasenergia.rs.gov.br/troca-de-postes-pela-ceee-reforca-redes-de-energia-que-abastece-sete-mil-clientes-de-tramandai>>. Acesso em: 02 ago. 2017.
146. SEGUNDO, E. Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio A356. **Revista Matéria**, v. 20, n. 4, p. 936-945, 2016.
147. ŠEKULARAC, G.; MILOŠEV, I. Corrosion of aluminium alloy AlSi7Mg0. 3 in artificial sea water with added sodium sulphide. **Corrosion Science**, v. 144, p. 54-73, 2018.
148. SENA, H. C. O.; *et al.* A Influência do Tempo na Solubilização e no Envelhecimento Natural da Liga Al-0,6%Mg-0,5%Si (6101). **II Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**. 12 a 16 ago. 2002, João Pessoa/PB.
149. SIDDIQUI, R. A.; ABDULLAH, H. A.; AL-BELUSHI, K. R. Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 102, n. 1-3, p. 234-240, 2000.
150. SHIMADA, Y.; KUROKAWA, Y.; UTSUMI, K. **Multi-layer circuit board having a large heat dissipation**. U.S. Patent n. 4,724,283, 9 fev. 1988.
151. SHRIVASTAVA, V.; GUPTA, G. K.; SINGH, I. B. Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of Al-6061 alloy with influence of α -nanoalumina reinforcement in 3.5% NaCl solution. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 775, p. 628-638, 2019.

152. SILVA FILHO, E. B.; ALVES, M. C. M.; DA MOTTA, M. Lama vermelha da indústria de beneficiamento de alumina: produção, características, disposição e aplicações alternativas. **Revista Matéria**, v. 12, n. 2, p. 322-338, 2007.
153. SIQUEIRA, M. L. **Influência do Grau de Deformação Plástica no Tempo de Envelhecimento e nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio 2024**. 2015. 105 f. Dissertação (Ciência em Materiais para Engenharia) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá/MG, 2015.
154. SIQUEIRA, R. H. M. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas de Alumínio 6013 T4 Soldados a Laser**. 2012. 126 f. Dissertação (Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá/SP, 2012.
155. SNOPIŃSKI, P. *et al.* Microstructure, grain refinement and hardness of Al–3% Mg aluminium alloy processed by ECAP with helical die. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 19, n. 2, p. 287-296, 2019.
156. SOUSA, M. A. M. **Modelos de circuitos equivalentes para explicar espectros de impedância de dispositivos de efeito de campo**. 113 f. Dissertação (Física) – Universidade de São Paulo, São Paulo/SP, 2013.
157. SOUZA, L. A. **Estudo da Tensão Média de Escoamento de Aços Laminados em Tiras a Quente**. Dissertação (Engenharia Metalúrgica e de Minas). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte/MG, 2010.
158. SOYSAL, Tayfun; KOU, Sindo. Effect of filler metals on solidification cracking susceptibility of Al Alloys 2024 and 6061. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 266, p. 421-428, 2019.
159. SPARKS, T. Alumina: Filtration in the alumina production process. **Filtration & Separation**, v. 47, n. 3, p. 20-23, 2010.
160. SREEHARAN, B. N.; KANNAN, T. Investigation on the microstructure and mechanical behaviour of Post-Weld Heat Treated AA6351 Aluminium Weldments. **Materials Research Express**, 2019.
161. STĘPNIOWSKI, W.; *et al.* Anodization of cold deformed technical purity aluminum (AA1050) in oxalic acid. **Surface and Coatings Technology**, v. 258, p. 268-274, 2014.
162. SURMET. **ALON® Optical Ceramic - Technology and Manufacturing Capabilities**. Disponível em: <<http://www.surmet.com/technology/alon-optical-ceramics/index.php>>. Acesso em 17 jan. 2019.

163. TAN, C. F.; RADZAI, S. M. Effect of hardness test on precipitation hardening aluminium alloy 6061-T6. **Chiang Mai Journal of Science**, v. 36, n. 3, p. 276-286, 2009.
164. THANGAPANDIAN, N.; PRABU, S. B.; PADMANABHAN, K. A. Effect of Temperature on Grain Size in AA6063 Aluminum Alloy Subjected to Repetitive Corrugation and Straightening. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, p. 1-10, 2019.
165. THE ALUMINIUM ASSOCIATION. **Aluminum Alloys 101**. Disponível em: <<http://www.aluminum.org/resources/industry-standards/aluminum-alloys-101>>. Acesso em: 11 jan. 2019.
166. THE ALUMINIUM ASSOCIATION. **Aluminium Alloy – Selection and Application**. Dec. 1998. Disponível em: <<http://www.calm-aluminium.com.au/documents/aluminium-alloys.pdf>>. Acesso em: 01 mar. 2017.
167. ^aTHE INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE. **Power Generation**. Disponível em: <<http://primary.world-aluminium.org/processes/power-generation/>>. Acesso em: 13 fev. 2019.
168. ^b_____. **Primary Aluminium Production**. The International Aluminium Institute. Date of Issue: 23 Jan 2017. Disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/statistics>>. Acesso em: 17 jan. 2019.
169. ^c_____. **Refining Process**. Disponível em: <http://bauxite.world-aluminium.org/refining/process/?no_cache=1&sword_list%5B%5D=bayer>. Acesso em: 17 jan. 2019.
170. TODAYAMA, A.; INAGAKI, H. Rolling and recrystallization textures in high purity Al cold rolled to very high rolling reductions. In: **Materials Science Forum**. Trans Tech Publications, p. 603-608, 2005.
171. VENDRA, S. S. L.; *et al.* A study on fracture toughness and strain rate sensitivity of severely deformed Al 6063 alloys processed by multiaxial forging and rolling at cryogenic temperature. **Materials Science and Engineering: A**, v. 686, p. 82-92, 2017.
172. VERMA, A.; *et al.* Influence of cooling rate on the Fe intermetallic formation in an AA6063 Al alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 555, p. 274-282, 2013.
173. VISSERS, R.; *et al.* The crystal structure of the β' phase in Al–Mg–Si alloys. **Acta Materialia**, v. 55, n. 11, p. 3815-3823, 2007.

174. VOORT G. V. Metallography and Microstructure of Aluminum and Alloys. **3ª Jornadas Internacionales De Metallografia Y Caracterization Microstructural**, INASMET 2004, Grupo Delta, San Sebastian, Spain, 2004, pp. 89-97.
175. VYSOTSKIY, I., *et al.* Unusual fatigue behavior of friction-stir welded Al–Mg–Si alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 760, n. 1, P. 277-286, 2019.
176. WEEKS, M. E. **Discovery Of The Element**. Primary Source ed. Edition, Charleston, South Carolina/USA, Nabu Press, 2 oct. 2013. ISBN: 9781287805939.
177. WEG. **Frequency Inverter Manual**. User's Gude. mar. 2019. Disponível em: <<https://static.weg.net/medias/downloadcenter/hf7/hc8/WEG-cfw08-users-manual-0899.5242-manual-en.pdf>>. Acesso em: 15 jan. 2019.
178. WU, Y.; LIAO, H. Corrosion Behavior of Extruded near Eutectic Al–Si–Mg and 6063 Alloys. **Journal of materials science & technology**, v. 29, n. 4, p. 380-386, 2013.
179. YASAKAU, K. A.; ZHELUDKEVICH, M. L.; FERREIRA, M. G. S. Role of intermetallics in corrosion of aluminum alloys. Smart corrosion protection. In: **Intermetallic Matrix Composites**. Woodhead Publishing, p. 425-462, 2018.
180. YE, T.; *et al.* Mechanical property and microstructure evolution of aged 6063 aluminum alloy under high strain rate deformation. **Vacuum**, v. 159, p. 37-44, 2019.
181. YU, Huicheng *et al.* Improved electrochemical performance of trivalent-chrome coating on Al 6063 alloy via urea and thiourea addition. **Electrochimica Acta**, v. 54, n. 2, p. 720-726, 2008.
182. ZANGRANDI, A. **Um Estudo sobre o Endurecimento, o Processamento e Propriedades Mecânicas de uma Liga de Alumínio da Série 3xxx Tipo AA 3104 com Adições de Zinco**. 160 f. Tese (Livre-Docência) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Guaratinguetá/SP, 2006.
183. ZENDEHDEL, H.; HASSANI, A. Influence of twist extrusion process on microstructure and mechanical properties of 6063 aluminum alloy. **Materials & Design**, v. 37, p. 13-18, 2012.
184. ZHANG, J.; *et al.* Electronic and elastic properties of the antiferroelectric structure Mg₂Si under pressure. In: **AIP Conference Proceedings**. AIP Publishing, p. 020018, 2018.

185. ZHANG, W. Rolling, Partial and Full Annealing of 6061 Characterization of Microstructure, Tensile Strengths and Ductility. **Materials Sciences and Applications**, v. 7, n. 09, p. 453, 2016.
186. ZHANG, Y.; NGAN, A. H. W. Dislocation-density dynamics for modeling the cores and Peierls stress of curved dislocations. **International Journal of Plasticity**, v. 104, p. 1-22, 2018.
187. ZHAO, B. M.; *et al.* Study on Two-Step Aging Technology of 6082 Aluminum Bumper. In: **Key Engineering Materials**. Trans Tech Publications, p. 245-251, 2018.
188. ZHAO, Z. H.; *et al.* Study on the Ageing Process of the 6xxx Series Aluminum Alloy Wires for Overhead Conductors. In: **Materials Science Forum**. Trans Tech Publications, p. 347-355, 2017.
189. ZHUANG, J.; SONG, R.; ZHENG, C. Effect of Current Density on Microstructure and Corrosion Behavior of Plasma Electrolytic Oxidation Coated 6063 Aluminum Alloy. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.**, v. 33, n. 6, p. 1503-1510, 2018.
190. ZIDANI, M.; *et al.* The Influence of Aging on Industrially Cold Drawn Aluminum Alloy (6101) Used in the Electric Transmission Lines. In: International **Journal of Engineering Research in Africa**. Trans Tech Publications, 2016. p. 9-16.
191. ZIOBRO, G.; RICHERT, M.; WIEWIÓRA, M. Influence of corrosion on mechanical properties and microstructure of 3xxx, 5xxx, and 6xxx series aluminum alloys. **Metallurgy and Foundry Engineering**, v. 43, n. 4, p. 291-303, 2018.