



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA INDUSTRIAL

MARIELLE MARIA MEDEIROS VITAL

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES ELÉTRICAS, MECÂNICAS E
ESTRUTURAIS DA LIGA Al-Cu-Si-Mg MODIFICADA COM TEORES DE [0,2; 0,5 E
0,7]% Fe**

BELÉM
2019

MARIELLE MARIA MEDEIROS VITAL

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES ELÉTRICAS, MECÂNICAS E
ESTRUTURAIS DA LIGA Al-Cu-Si-Mg MODIFICADA COM TEORES DE [0,2; 0,5 E
0,7]% Fe**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial da Universidade Federal do Pará como requisito parcial de obtenção do título de Mestre em Engenharia Industrial. Área de Concentração: Materiais e Metalurgia.

Orientador: Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma.

BELÉM
2019

**Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) de acordo com ISBD
Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal do Pará
Gerada automaticamente pelo módulo Ficat, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)**

V836c Vital, Marielle Maria Medeiros
Caracterização das propriedades elétricas, mecânicas e estruturais da Liga Al-Cu-Si-Mg modificada com teores de [0,2; 0,5 E 0,7]% Fe / Marielle Maria Medeiros Vital. — 2019.
74 f. : il. color.

Orientador(a): Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma
Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2019.

1. Alumínio. 2. Ferro. 3. Caracterização Mecânica. 4. Caracterização Elétrica. 5. Caracterização Estrutural. I. Título.

CDD 620.1

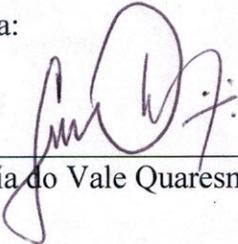
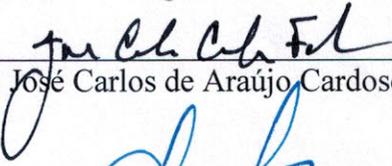
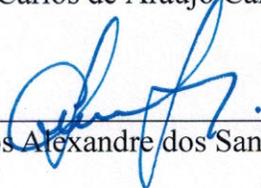
MARIELLE MARIA MEDEIROS VITAL

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES ELÉTRICAS, MECÂNICAS E
ESTRUTURAIS DA LIGA Al-Cu-Si-Mg MODIFICADA COM TEORES DE [0,2-0,5 E
0,7] % Fe**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial do Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Industrial. Área de concentração: Materiais e Metalurgia.

Data de Aprovação: 21 de novembro de 2019.

Banca examinadora:

 _____ Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma	- Orientador/Presidente PPGEI/UFPA
 _____ Prof. Dr. José Carlos de Araújo Cardoso Filho	- Membro Interno PPGEI/UFPA
 _____ Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos	- Membro Externo PPGETM/PUCRS

AGRADECIMENTOS

Toda honra e toda glória seja dada ao nosso criador Deus Jeová. Primeiramente, agradeço a Ele por ter me permitido chegar até aqui nessa fase de minha vida, apesar das dificuldades que surgem a fim de nos fazer desistir. Tudo valeu a pena.

Aos meus familiares pela colaboração, muitas vezes por entenderem minha ausência de não podermos estar juntos e por me apoiarem na busca de realizações que possam nos proporcionar um meio de vida melhor.

A minha mãe pelo amor, apoio em todos os sentidos e paciência, principalmente ficando em casa para cuidar de minha filha Catarina.

A meu marido, que, com grande amor e paciência, tem me ajudado sempre que preciso. Entendeu minha ausência e foi ouvinte quando compartilhei minhas dificuldades e alegrias.

À UFPA, ao PPGEI e ao GPEMAT por me proporcionar o conhecimento para meu crescimento profissional e pelo incentivo ao me proporcionar obter mais relação com pesquisas científicas e pelo conhecimento adquirido por meio delas.

Ao queridíssimo Professor Dr. José Maria do Vale Quaresma, meu orientador, por ter me dado a oportunidade de participar do PPGEI, pelas palavras de incentivo a não desistir, palavras de crescimento em todos os sentidos e por sua dedicação ao ser superdedicado ao ensino e também ao crescimento de seus orientandos.

Aos amigos e colegas que fiz, por doarem e compartilharem de seu tempo, conhecimento e risadas.

Ao Carlos Souza, Emerson, Wellisson e a todos do grupo de pesquisa PPGEI e GPEMAT que contribuíram com auxílio nos experimentos e na discussão deste trabalho.

RESUMO

Estudos para o desenvolvimento de novos materiais em ligas de alumínio e/ou reformulação dos já existentes estão sendo realizados a fim de aperfeiçoar condutores elétricos para que o transporte da energia torne-se cada vez mais eficiente. Nesse contexto, esses materiais se mostram com grande potencial de uso, principalmente por sua elevada condutividade elétrica, baixo peso específico, além de razoável resistência mecânica. Em vista disso, o presente trabalho propõe caracterizar o comportamento mecânico, elétrico e estrutural em corpos de prova deformados (fios com diâmetro de 3mm) e não deformados (corpos de prova com diâmetro de 14,4 mm), objetivando determinar a influência do ferro na liga Al-0,25%Cu-0,7%Si-1,0%Mg modificada com [0,2;0,5-0,7]% de Ferro e solidificada em molde metálico tipo "U". A pesquisa foi realizada no laboratório do Grupo de Pesquisa de Materiais da Universidade Federal do Pará (GPEMAT), tendo como foco a aplicação na fabricação de fios e cabos para ligações elétricas. Observou-se que a adição de ferro reduz o tamanho dos grãos na estrutura; por sua vez, a microdureza da estrutura fica mais elevada com o aumento do teor de ferro. Em relação à condutividade elétrica das ligas deformadas, os resultados foram relativamente bem próximos, isso justifica a influência de quanto mais ferro na liga a diferença de perda é bem pequena, sendo que os demais elementos contribuíram para tal resultado no caso da liga estudada.

Palavras-Chave: Alumínio. Ferro. Caracterização Mecânica. Caracterização Elétrica. Caracterização Estrutural.

ABSTRACT

Studies for the under way to develop new aluminum alloy materials and / or to reformulate existing ones in order to improve electrical conductors so that energy transport becomes increasingly efficient. In this way, these materials have great potential to be used mainly for their high electrical conductivity, low specific weight, and their reasonable mechanical resistance. Therefore, the present work proposes to characterize the mechanical, electrical and structural behavior in deformed (3 mm diameter wires) and non-deformed (14.4mm diameter samples) specimens, aiming to determine the influence of iron on Al-0.25% Cu-0.7% Si-1.0% Mg alloy modified with [0.2-0.5-0.7]% Iron and solidified in a "U" type metal mold. The research was conducted in the laboratory of the materials research group of the Federal University of Pará (GPEMAT). Focusing on the application in the manufacture of wires and cables for electrical connections. It was observed that the addition of iron reduces the size of the grains in the structure, in turn, the microhardness of the structure becomes higher with the increase of the iron content. In relation the electrical conductivity of the alloys such as deformed the results were relatively close, this justifies the influence of the more iron in the alloy the loss difference is very small, and the other elements contributed to this result in the case of the studied alloy.

Keywords: Aluminum. Iron. Mechanical Characterization. Eutectic. Constituent.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Algumas das propriedades do alumínio	17
Figura 2 - Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio	18
Figura 3 - Influência de elementos ligantes na viscosidade do Al	19
Figura 4 - Influência de elementos ligantes na condutividade do Al.....	20
Figura 5 - Solubilidade sólida de equilíbrio binário como uma função da temperatura para os elementos de liga mais frequentemente adicionados ao alumínio	20
Figura 6 - Diagrama de fase Al-Cu.....	21
Figura 7 - (a) Condutividade elétrica (b) Tensão (LRT) em função da variação do teor de Cu	22
Figura 8 - Diagrama de fases Al-Fe. a) Completo, “Temperatura °K x Percentual em peso de alumínio”	23
Figura 9 - (a) Limite de resistência à tração, (b) Alongamento percentual e (c) Condutividade elétrica para a liga de Al-0,05%Cu modificada com teores de Fe.....	24
Figura 10 - Diagrama de fase Al-Si.....	24
Figura 11 - Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal	27
Figura 12 - Representação da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar.....	28
Figura 13 - Representação esquemática das zonas presentes em uma macroestrutura típica da seção transversal de lingotes	29
Figura 14 - Efeito do teor de Al sobre a resistência de uma liga Ag- Al.....	30
Figura 15 - Fonte Frank-Read	31
Figura 16 - Ilustração de seis tipos de laminadores utilizados no processo de laminação	33
Figura 17 - Fluxograma esquemático de produção de chapas via laminação a frio	34
Figura 18 - Micrografia eletrônica de transmissão de uma liga de titânio, onde as linhas escuras correspondem às discordâncias	34
Figura 19 -Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio	35
Figura 20 - Efeito de Portevin – Le Chatelier durante a realização de um ensaio de tração ...	36
Figura 21 - Gráfico (a) Tensão x Deformação real da liga 5052 - H34 e (b) Ampliação da zona elástica das curvas.....	36
Figura 22 - Tipos de oscilação das características de tensão do efeito PLC.....	37
Figura 23 - Esquema comparativo do efeito do trabalho a frio e do tratamento térmico em metais	38

Figura 24 - Micrografia via MEV apresentando as partículas primárias com formato de pétalas que proporcionam o refinamento de grão, formadas na liga Al - 0,22% Ti.....	39
Figura 25 - Microscopia ótica de amostras solidificadas (a) sem e (b) com vazamento em molde magnético AC mostrando uma associação entre Al ₃ Fe e α-AlFeSi (c) e (d) um aumento na ampliação das micrografias das áreas tracejadas das figuras (a) e (b) respectivamente	40
Figura 26 - Micrografia de MEV de precipitados de Al ₃ Zr (D023) na liga Al-0,10Zr envelhecidas a 500°C por 100h (a) flechas indicando linhas de precipitados nucleados heterogeneamente (b) zona livre de precipitados (c) morfologia da fase D023	40
Figura 27 - Micrografias MET de precipitados Al ₃ Zr com de perda de coerência (a) micrografia de campo claro da liga Al-0,1%at.Zr, 698K por 400h. e (b) micrografia de campo escuro	41
Figura 28 - Elementos ligantes para o Al que formam trialuminetos Al ₃ X termodinamicamente estáveis.....	42
Figura 29 - Estruturas (a) L12, (b) D022 e (c) D023	43
Figura 30 - Fluxograma das etapas realizadas	44
Figura 31 - (a) forno utilizado na preparação das ligas e (b) injeção de argônio	45
Figura 32 - Imagem ilustrativa do molde metálico tipo "U" e suas dimensões	46
Figura 33 - (a) Amostra testemunho (b) Espectrômetro óptico de massa (c) Amostra após análise química	46
Figura 34 - (a) Laminadores utilizados na deformação plástica do material; (b) e (c) detalhes dos canais de laminação	47
Figura 35 - (a) Desenho esquemático para ilustrar as leituras das microdureza (HV)	48
Figura 36 - Desenho esquemático para ilustrar as indentações ao longo do corpo de prova no ensaio de microdurezaVickers (HV).....	48
Figura 37 - Fotos do conjunto componentes da ponte de Kelvin utilizada para medir a resistência elétrica.....	48
Figura 38 - (a) Ensaio de tração Modelo Servopulser e (b) Modelo Kratos com célula de carga de 500 e 3000 Kgf.....	50
Figura 39 - (A) Politriz elétrica e (B) Ultrassom modelo METASOM-14	51
Figura 40 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	51
Figura 41 - Macroestruturas das ligas (a) Al-0,2%Fe; (b) Al-0,5%Fe e (c) AL-0,7% Fe	53
Figura 42 - Evolução da macroestrutura do Al-EC com variação do teor de Fe: (a) Al-EC; (b) 0,5 %Fe; (c) 0,8%Fe; (f) 1,2 %Fe.....	53

Figura 43 - Gráfico da Microdureza Vickers das amostras.....	54
Figura 44 - Micrografia via MEV destacando a região da análise de EDS pontual - liga com 0,2% Fe	55
Figura 45 – Região da análise de EDS pontual realizado na liga com 0,2% Fe	55
Figura 46 – Micrografia via MEV destacando a região da análise de EDS pontual - liga com 0,5% Fe	56
Figura 47 - Região da análise de EDS pontual realizado na liga com 0,5% Fe	57
Figura 48 – Micrografia via MEV destacando a região da análise de EDS pontual - liga com 0,7% Fe	58
Figura 49 - Região da análise de EDS pontual e espectro da análise realizado na liga com 0,7% Fe	58
Figura 50 - Diagrama Al-Fe (uma ampliação da região eutética)	59
Figura 51 - Fractografias dos CPs fraturados pelo ensaio de tração.....	60
Figura 52 - Comparativa entre as curvas de tensão-deformação obtidas para as três ligas (CP 14,5 mm) nas quais os ensaios foram realizados	62
Figura 53 - Perfis submetidos ao processo de laminação até o diâmetro de 3 mm [0,2 e 0,7]% Fe	63
Figura 54 - (a) Amostra do perfil fraturado após ser submetido a laminação até o 3° canal do laminador (b) Laminador, identificando o 3° canal de deformação	63
Figura 55 - (a) Gráfico das curvas Tensão x Deformação das ligas [0,2 e 0,7]% Fe como deformadas, diâmetro do fio 3mm e (b) Gráfico da condutividade elétrica das ligas como deformadas	64
Figura 56 - Gráfico da condutividade elétrica das ligas [0,2 e 0,7]% Fe como deformadas ...	65
Figura 57 - Fractografia das ligas como deformadas após o ensaio de tração	66
Figura 58 - Gráfico da Tensão x Deformação Real para a liga com (a) 0,2% Fe e (b) 0,5% Fe	67
Figura 59 - Imagem com os resultados obtidos da liga Al-Cu-Si-Mg com 0,7% Fe	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação da liga de alumínio para fundição	19
Tabela 2 - Limites de composição química das ligas de alumínio trabalháveis da série 6XXX	26
Tabela 3 - Composição das ligas com variação em massa de Ferro	52
Tabela 4 - Composição química encontrada no EDS	55
Tabela 5 - Composição química encontrada no EDS	57
Tabela 6 - Composição química encontrada no EDS	59

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

Letras latinas		
A	Área da secção transversal do CP	[mm ²]
CP	Corpo de prova	
L	Comprimento do fio	mm
L	Comprimento total utilizado na medição	
R _t	Resistência a T °C	[Ω]
R _v	Resistência elétrica do CP por unidade de comprimento a 20 °C	[Ω/m]
R ₂₀	Resistência corrigida a 20 °C	[Ω]
T	Temperatura na qual foi efetuada a medição	[°C]

Letras Gregas		
Φ	Condutividade Elétrica do Fio	[%IACS]
ρ _{Cu}	Resistividade do Cobre	[kg/m ³]
ρ _{Al}	Resistividade do Alumínio	[kg/m ³]
ρ _c	Resistividade Volumétrica	$[\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}]$

Abreviações e siglas	
GPEMAT	Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais
IACS	International Annealed Cooper Standard
LRT	Limite de resistência à tração
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Objetivos	15
1.1.1	Geral	15
1.1.2	Específicos	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	Ligas metálicas	16
2.2	O alumínio	16
2.3	Elementos de liga	17
2.3.1	Efeito do cobre sobre as ligas de alumínio	21
2.3.2	Efeito do ferro sobre as ligas de alumínio	22
2.3.3	Efeito do Silício sobre as ligas de alumínio	24
2.3.4	Efeito do Magnésio sobre as ligas de alumínio	25
2.4	Ligas da série 6xxx	25
2.5	Processo de fundição e solidificação dos metais	26
2.6	Estruturas características da solidificação	27
2.6.1	Macroestruturas	27
2.7	Mecanismo de endurecimento do material	29
2.7.1	Endurecimento por Solução Sólida	29
2.7.2	Deformação plástica	30
2.8	Conformação plástica	32
2.8.1	Laminação	32
2.8.1.1	Laminação a frio	33
2.9	Encruamento	34
2.10	Efeito Portevin - Le Chatelier (PLC)	35
2.11	Recuperação	37
2.12	Partículas de segunda fase	38
2.12.1	Partículas Primárias	39
2.12.2	Constituintes	39
2.12.3	Precipitados	40
2.12.4	Dispersóides	41
2.13	Trialuminetos	42
3	MATERIAIS E MÉTODOS	44

3.1	Preparação do material, fundição e solidificação	44
3.2	Composição química.....	46
3.3	Preparação dos corpos de prova	47
3.4	Ensaio de microdurezaVickers (HV)	47
3.5	Caracterização elétrica.....	48
3.6	Caracterização mecânica.....	50
3.7	Caracterização estrutural das ligas.....	51
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	52
4.1	Análise química.....	52
4.2	Macroestruturas das ligas sem deformação	52
4.3	MicrodurezaVickers (HV).....	54
4.4	Caracterização estrutural das ligas sem deformação (SD)	54
4.4.1	Caracterização microestrutural da liga SD - 0,2% Fe	54
4.4.2	Caracterização microestrutural da liga SD - 0,5% Fe	56
4.4.3	Caracterização microestrutural da liga SD - 0,7% Fe	57
4.4.4	Análise das fraturas das ligas SD	60
4.5	Caracterização mecânica das ligas sem deformação.....	61
4.6	Caracterização Estrutural das ligas como deformadas (Laminadas).....	63
4.7	Caracterização mecânica, elétrica e estrutural das ligas como deformadas (Laminadas)	64
4.8	Análise da liga como fundida x como deformada.....	66
5	CONCLUSÕES.....	69
6	REFERÊNCIAS.....	70

1 INTRODUÇÃO

O alumínio, apesar de ser um dos elementos mais abundantes na terra, o terceiro, é um dos metais mais jovens utilizados em escala industrial (ABAL, 2018).

Segundo The Aluminum Association (2018), a fiação elétrica à base de alumínio foi usada pela primeira vez em aplicações de serviços públicos no início do século XX. O uso da fiação de alumínio cresceu rapidamente após a Segunda Guerra Mundial e substituiu cada vez mais o cobre como condutor preferido nas redes de serviços públicos. O metal possui vantagens significativas de custo e peso sobre o cobre e agora é o material preferido para os usos de transmissão e distribuição de eletricidade. Além disso, a fiação elétrica de alumínio é uma opção cada vez mais popular para empresas de serviços públicos e construtores. Seu mercado cresceu 20% na última década.

O alumínio tem vantagens de custo e peso sobre o cobre e é o material preferido para os usos de transmissão e distribuição de eletricidade atualmente. Devido à superior taxa de condutividade/peso do alumínio em comparação com o cobre, o metal agora é usado para fiação em residências, edifícios, aeronaves e eletrodomésticos.

Uma excepcional combinação de propriedades faz do alumínio um dos mais versáteis materiais utilizados também na engenharia, arquitetura e indústria em geral (ABAL, 2018).

O programa de eletrificação rural do Governo Federal, chamado Luz para Todos, já beneficiou cerca de 12 milhões de brasileiros e foi, por exemplo, um propulsor do aumento do consumo de alumínio nos últimos anos (CNI, 2012).

Em vista da acentuada expansão do consumo de energia elétrica a cada ano, estudos para o desenvolvimento de novos materiais capazes de aperfeiçoar condutores elétricos de alta e de baixa tensão são de suma importância para que o transporte da energia elétrica torne-se cada vez mais eficiente e de qualidade.

Nesse contexto, as ligas de alumínio se mostram com grande potencial para serem utilizadas, principalmente, por sua elevada condutividade elétrica, baixo peso específico, além da razoável resistência mecânica. Baseado nestes fatos, o presente trabalho se propõe estudar o efeito do elemento de liga Ferro, nos teores de [0,2; 0,5 e 0,7]% Fe, sobre o comportamento mecânico, elétrico e estrutural da liga Al-0,25%Cu-0,7%Si-1%Mg, equivalente a liga 6061, solidificada em molde tipo "U". A pesquisa foi realizada no laboratório do grupo de pesquisa de materiais da Universidade Federal do Pará (GPEMAT).

1.1 Objetivos

1.1.1 Geral

O presente trabalho tem como objetivo geral analisar o efeito do ferro na liga Al-0,25%Cu - 0,7%Si - 1%Mg, equivalente a liga 6061, modificada com os teores de [0,2; 0,5 e 0,7]% Fe, como fundida e como deformada.

1.1.2 Específicos

- Avaliar o comportamento macroestrutural e a microdureza das ligas como fundidas.
- Caracterizar o comportamento estrutural das ligas como fundidas e como deformadas.
- Comparar o comportamento mecânico das ligas como fundidas e como deformadas.
- Avaliar o comportamento elétrico das ligas no fio laminado a 3 mm.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas metálicas

As ligas metálicas podem ser classificadas basicamente em dois tipos: ferrosas e não ferrosas. As ligas ferrosas são aquelas nas quais o principal constituinte (solvente) é o ferro; as ligas que não possuem o ferro como seu constituinte principal são chamadas não ferrosas, como as ligas de cobre, de magnésio, de titânio e de alumínio, sendo esta última o embasamento deste trabalho.

Reforçando o conceito de ligas metálicas, considera-se:

[...] uma liga metálica um sistema material formado por dois ou mais componentes, no qual o componente principal é um metal. O componente em maior quantidade é denominado solvente e os elementos adicionados a ele são denominados solutos ou elementos de liga. Os elementos que são adicionados ao solvente para constituição da liga metálica são chamados de solutos ou elementos de liga (SANTOS, 2006, p. 77).

Na fundição do metal de base, ou solvente propriamente dito, a maneira mais regular de se obter uma liga metálica é adicionar os elementos de liga nos percentuais desejados. Os elementos de liga podem ser adicionados de duas maneiras: puros ou na forma de ligas mais concentradas com o metal de base. Acrescentar na forma de ligas é mais vantajoso devido à temperatura de fundição ser mais baixa do que o metal de base, o que melhor propicia a obtenção da liga.

2.2 O alumínio

Segundo a ABAL (2018), o Brasil é o décimo primeiro produtor de alumínio primário, precedido pela China, Rússia, Canadá, Emirados Árabes, Índia, Austrália, Noruega, Bahrein e Estados Unidos; terceiro produtor de bauxita, atrás da Austrália e China; e terceiro produtor de alumina, depois de China e Austrália.

Conforme a Hydro (2018), o alumínio é encontrado em todas as partes do mundo e são muitas as suas aplicações. Nas últimas décadas, as áreas de aplicação do alumínio vêm aumentando consideravelmente, graças às propriedades do metal, que beneficiam a sociedade de muitas formas. E nem sempre as pessoas estão cientes da presença do alumínio no dia a dia, mas, sem dúvida, notariam a sua ausência.

Abaixo, na Figura 1, observam-se algumas das propriedades excepcionais do alumínio:

Figura 1 - Algumas das propriedades do alumínio



Fonte: HYDRO, 2018.

Uma excepcional combinação de propriedades faz do alumínio um dos mais versáteis materiais utilizados na indústria de bens de consumo, nos transportes, na construção civil, no ramo de embalagens, na elétrica, na arquitetura, entre outras. Suas principais características são: peso específico - cerca de $2,70 \text{ g/cm}^3$ - aproximadamente 35% do peso do aço e 30% do peso do cobre; ponto de fusão de $660 \text{ }^\circ\text{C}$; condutividade elétrica de 62% da IACS (INTERNATIONAL ANNEALED COPPER STANDARD).

Uma das vantagens mais importantes do alumínio consta no fato deste poder ser transformado facilmente, podendo ser laminado em qualquer espessura e extrudado em uma infinidade de perfis de seção transversal constante e grande comprimento, além de poder ser também forjado ou impactado. Arames de alumínio trefilados, a partir de vergalhões, geram fios de alumínio que, após serem encordoados, transformam-se em cabos condutores. Outra vantagem do alumínio para sobre a facilidade e velocidade deste ser usinado, aceitando quase todos os métodos de união, tais como rebiteagem, soldagem, brasagem e colagem.

2.3 Elementos de liga

As adições de elementos de liga são importantes nas ligas de fundição devido à melhoria de suas características, tais como aumento da fluidez e redução da fragilidade à quente, bem como devido à melhoria da resistência a corrosão, usinabilidade e soldabilidade. A busca por aprimoramentos de propriedades culminou no desenvolvimento de inúmeras ligas com as mais diversas combinações de elementos (GARCIA, 2007).

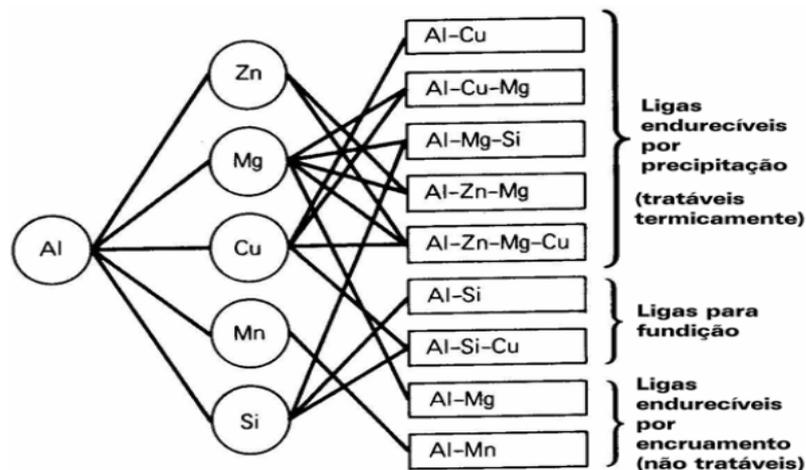
De acordo com o produto, as ligas de alumínio podem ser divididas em dois grupos (SPECIALTY HANDBOOK, 1993):

- LIGAS CONFORMADAS OU TRABALHADAS (*wroughtalloys*) – ligas destinadas à fabricação de produtos semiacabados, como laminados planos (placas, chapas e folhas), laminados não planos (tarugos, barras e arames) perfis extrudados e componentes forjados.
- LIGAS FUNDIDAS (*castalloys*) – ligas destinadas à fabricação de componentes fundidos.

De acordo com a Figura 2, estes dois grupos se subdividem em:

- LIGAS NÃO TRATÁVEIS - Não são endurecidas por meio de tratamento térmico.
- LIGAS TRATÁVEIS TERMICAMENTE – São endurecidas por meio de tratamentos térmicos.

Figura 2 - Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio



Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio

Fonte: ASM Specialty Handbook – Aluminum and aluminum alloys, 1993.

As ligas de alumínio, quanto à classificação para fundição, são enquadradas segundo seus elementos de ligas majoritários, através de um conhecido sistema numérico de quatro dígitos que pode ser observado na Tabela 1. De acordo com Smallman e Ngan (2007 *apud* LAMARÃO SOUZA, 2013), na indústria elétrica, as ligas da série 5XXX e 6XXX são aplicadas em linhas de distribuição, substituindo os condutores mais caros de cobre.

Tabela 1 - Classificação da liga de alumínio para fundição

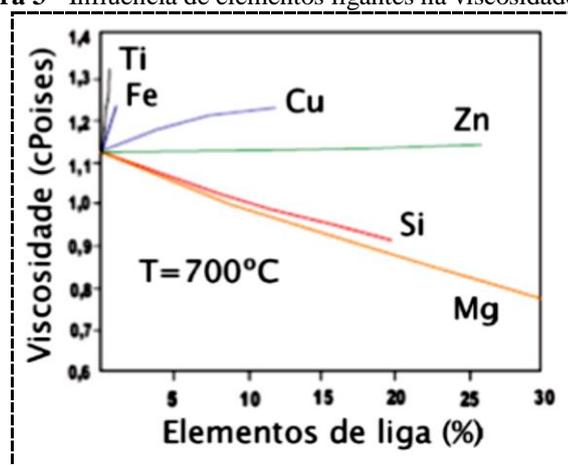
Série	Principais Elementos de Liga	Outros Elementos de Liga
1xxx	Alumínio puro	
2xxx	Cu	Mg e Li
3xxx	Mn	Mg
4xxx	Si	-
5xxx	Mg	-
6xxx	Mg, Si	Fe e Cu
7xxx	Zn	Cu, Mg, Cr, Zr
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	-
9xxx	Reservado para uso futuro	-

Fonte: ROOY, 1992.

Variando as concentrações de determinado elemento, integrante de uma liga base ou adicionando um novo elemento a esta liga, poderá resultar em alteração da estrutura e das propriedades da liga em questão. Para tal, há estudos e pesquisas com o objetivo de aperfeiçoar as ligas atualmente em uso ou até mesmo desenvolver uma nova liga.

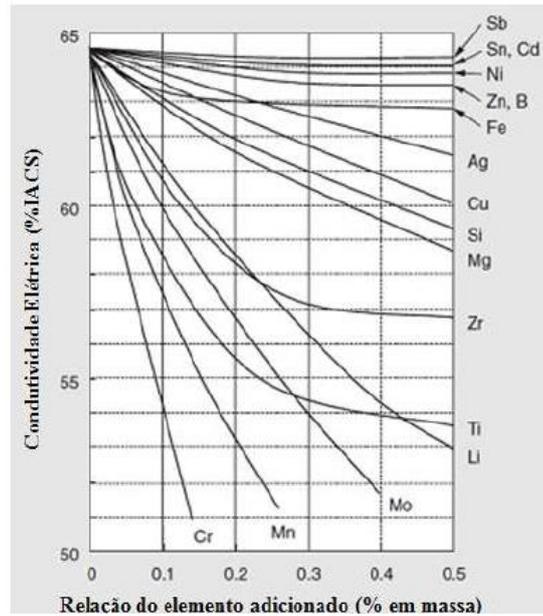
Rooy (1992) e Garcia (2001) afirmam que a busca por aprimoramentos de propriedades culminou no desenvolvimento de inúmeras ligas com as mais diversas combinações de elementos.

Verran et al. (2004) estudaram o comportamento da fluidez do Al sob o efeito de várias concentrações de diferentes elementos ligantes. Este autor mostra que diferentes elementos podem provocar efeitos totalmente distintos na viscosidade do alumínio (Figura 3). Nota-se que os elementos titânio, ferro e cobre têm a capacidade de aumentar a viscosidade da liga, enquanto o silício e o magnésio tendem a reduzi-la, consequentemente aumentando sua fluidez.

Figura 3 - Influência de elementos ligantes na viscosidade do Al

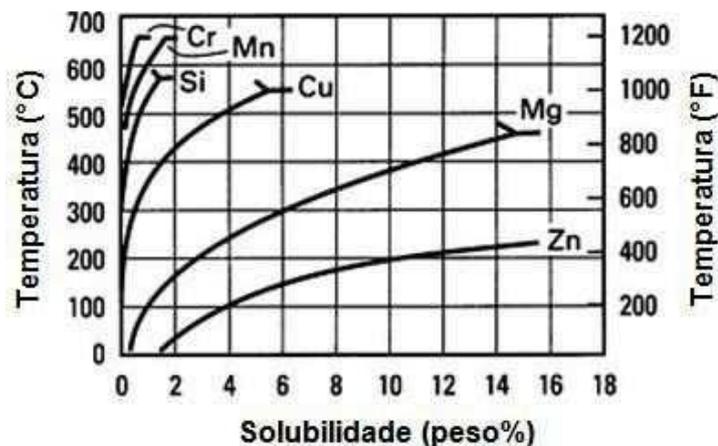
Fonte: Adaptado de Verran et al., 2004.

De acordo com o elemento de liga e massa utilizada, tem-se uma maior ou menor influência na redução na condutividade elétrica do alumínio, a Figura 4 apresenta essa influência dos elementos ligantes na condutividade elétrica do alumínio.

Figura 4 - Influência de elementos ligantes na condutividade do Al

Fonte: HORIKOSHI et al., 2006.

A figura 5 apresenta a solubilidade destes elementos de liga no alumínio. Todos eles apresentam solubilidade significativa e essa solubilidade aumenta com o acréscimo da temperatura. Dos elementos de maior interesse para as ligas da série 6xxx, o Mg depois do Zn é um dos elementos que possui uma maior solubilidade no alumínio (acima de 10% em peso) e o silício possui solubilidade bem menos significativa, mas maior que 1% em peso.

Figura 5 - Solubilidade sólida de equilíbrio binário como uma função da temperatura para os elementos de liga mais frequentemente adicionados ao alumínio

Fonte: METALS HANDBOOK, 1992.

Com a diminuição da temperatura, o limite de solubilidade diminui. Este decréscimo de concentrações considerável às elevadas temperaturas para relativamente baixas concentrações a baixas temperaturas é uma característica fundamental que fornece a base para

umentar substancialmente a dureza e a resistêcia das ligas de alumínio por tratamento térmico por solução e subseqüentes operações de envelhecimento por precipitação (METALS HANDBOOK, 1992).

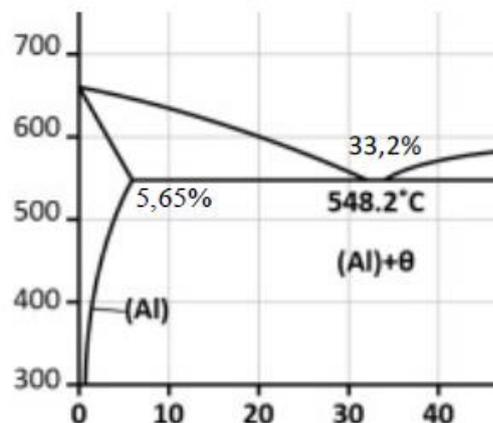
Os elementos de ligas mais importantes utilizados para conferir propriedades específicas ao alumínio são: Silício (Si), Magnésio (Mg), Manganês (Mn), Cobre (Cu), Zircônio (Zr), Ferro (Fe) e Zinco (Zn).

Para este trabalho, foram utilizados os elementos Si, Cu, Fe e Mg como soluto na matriz de alumínio.

2.3.1 Efeito do cobre sobre as ligas de alumínio

Segundo Ohana (2017), o cobre possui máxima solubilidade de 5,65% no alumínio, cuja composição do eutético é 33,2%. A microestrutura na composição eutética é $\alpha+\theta$, sendo o teta formado pelo Al_2Cu . Abaixo a Figura 6 mostra o diagrama de fase, abrangendo a transformação eutética Al-Cu.

Figura 6 - Diagrama de fase Al-Cu



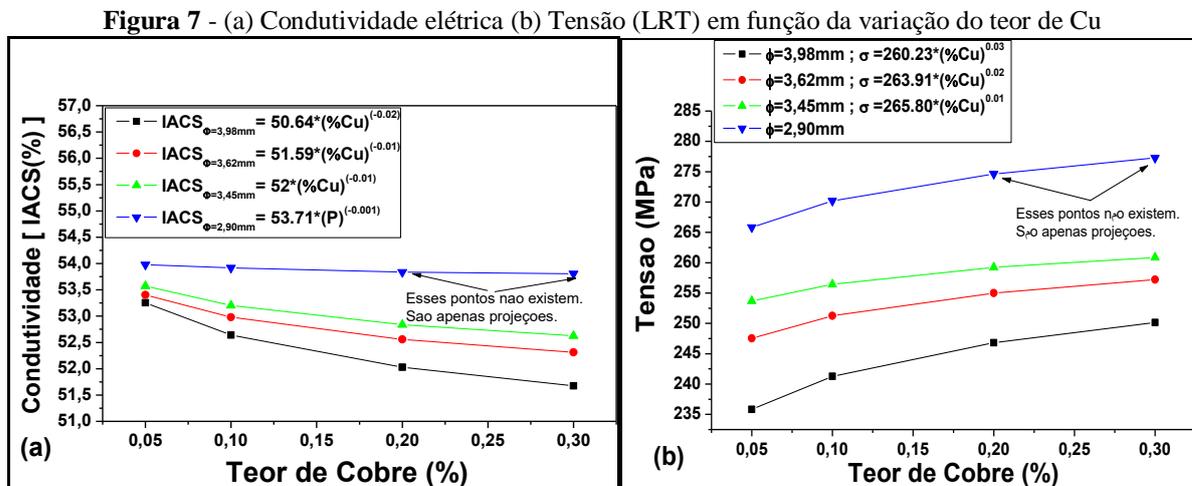
Fonte: Adaptado de ASM INTERNATIONAL, 2003.

O cobre melhora substancialmente a resistêcia mecânica e dureza do alumínio nas condições como fundido e tratado termicamente. Ligas contendo de [4 a 5,5]%Cu respondem mais fortemente a tratamentos térmicos e demonstram propriedades de fundição relativamente melhores. O cobre geralmente reduz a resistêcia à corrosão e, em composições específicas, aumenta a suscetibilidade à corrosão conjugada à tensão no alumínio (KAUFMAN; ROOY, 2004). A velocidade de corrosão diminui de forma significativa com a presença e o aumento do teor de Cu nas ligas metálicas de Al-Cu, que é influenciada pela macroestrutura, na qual, nas regiões de grãos equiaxiais, a velocidade de corrosão é sempre superior à região de grãos colunares (CARDOSO FILHO et al., 2015).

O cobre foi um dos primeiros elementos de liga utilizado em alumínio, ainda apresenta uma larga aplicação. Seus efeitos no alumínio são a elevação da resistência mecânica e dureza do material, alta solubilidade no alumínio a altas temperaturas e é apenas ligeiramente solúvel à temperatura ambiente (GOMES; BRESCIANI, 1976).

Ligas Al-Cu contendo 2 a 10% Cu, geralmente com outras adições, formam importantes famílias de ligas. Tanto ligas fundidas quanto trabalhadas respondem ao tratamento térmico seguido de envelhecimento, com um aumento na resistência à tração e dureza e diminuição do alongamento (GONÇALVES, 2012, p. 15).

A variação do teor de Cobre (Cu) na matriz de alumínio (Al) pode alterar as propriedades elétricas e mecânicas das ligas de Al-Cu. Estudos de Feitosa (2007) mostram uma dispersão das curvas de condutibilidade elétrica para as composições de cobre estudadas (Figura 7(a)). Nota-se que, à medida que o teor de soluto (cobre) na liga aumenta, há uma diminuição dos valores de condutividade elétrica. Ainda no referido trabalho, o limite de resistência à tração (LRT) em todos os diâmetros analisados tende a aumentar conforme mudança do teor de cobre, sendo este um indicativo de que o acréscimo do cobre afeta a propriedade mecânica da liga (Figura 7(b)).



2.3.2 Efeito do ferro sobre as ligas de alumínio

A solubilidade do Fe sólido no Al é muito baixa (<0,05 %), por conseguinte, a maior parte do teor de ferro, em combinação com Al e outros elementos, aparece como um constituinte da transformação eutética. No sistema Al-Fe binário puro, com < 42 %Fe, para além da solução sólida (α -Al), a fase- θ , ou Al_3Fe , existe na forma de equilíbrio numa única fase (GRIGER; STEFANIAY, 1996).

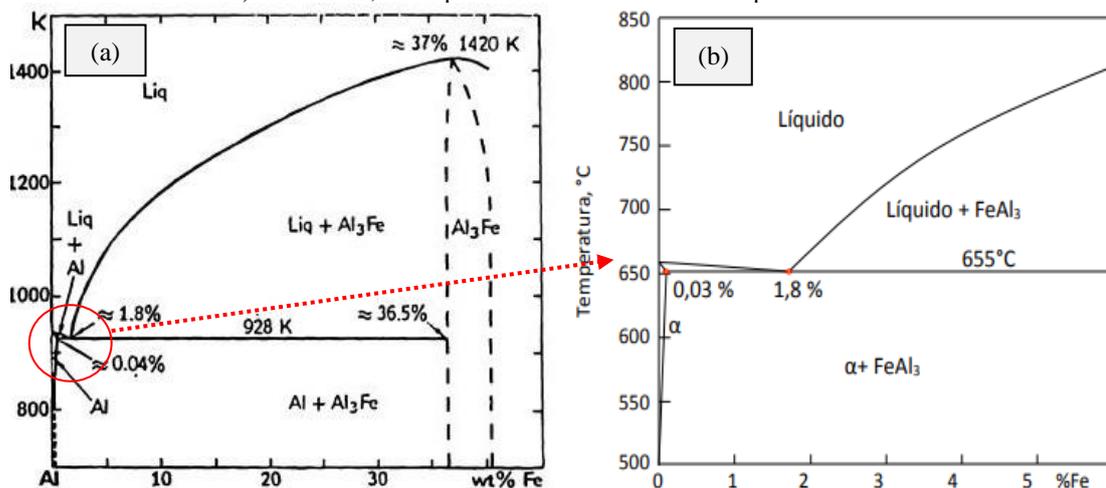
Por conta da limitada solubilidade, o ferro é usado em condutores elétricos com o objetivo de aumentar a resistência mecânica da liga e melhorar moderadamente suas características de fluência a altas temperaturas (ASM INTERNATIONAL, 1998).

Geralmente, o ferro (Fe) é uma impureza presente em praticamente todas as ligas de alumínio. Tem alta solubilidade no alumínio fundido e é, portanto, facilmente dissolvido em todos os estágios de fundição da produção. Visto que a solubilidade do ferro na matriz alumínio no estado sólido é muito baixa, a maioria do Fe presente no alumínio acima desta solubilidade aparece como uma segunda fase intermetálica em combinação com o alumínio e frequentemente com outros elementos (GONÇALVES, 2012).

O ferro reage com o alumínio formando uma série de fases intermetálicas, das quais as mais comuns são Al_3Fe , Al_6FeMn e $\alpha-AlFeSi$. Estas fases essencialmente insolúveis são responsáveis por melhorias na resistência da liga, especialmente a temperaturas elevadas (KAUFMAN; ROOY, 2004).

A temperatura ambiente a fase- θ pode aparecer como uma solução sólida cristalizado primário associado ao constituinte eutético [$\theta + (\alpha+\theta)$] para ligas de composição hipereutéticas, como uma fase da formação do eutético associado à fase α [$\alpha + (\alpha+\theta)$] para ligas hipoeutéticas, dependendo do teor de Fe e das condições de resfriamento. Por outro lado, quando a liga for submetida ao tratamento de envelhecimento poderá coalescer e surgir dissolvida na matriz de Al- α (OHANA, 2017, p. 23-24).

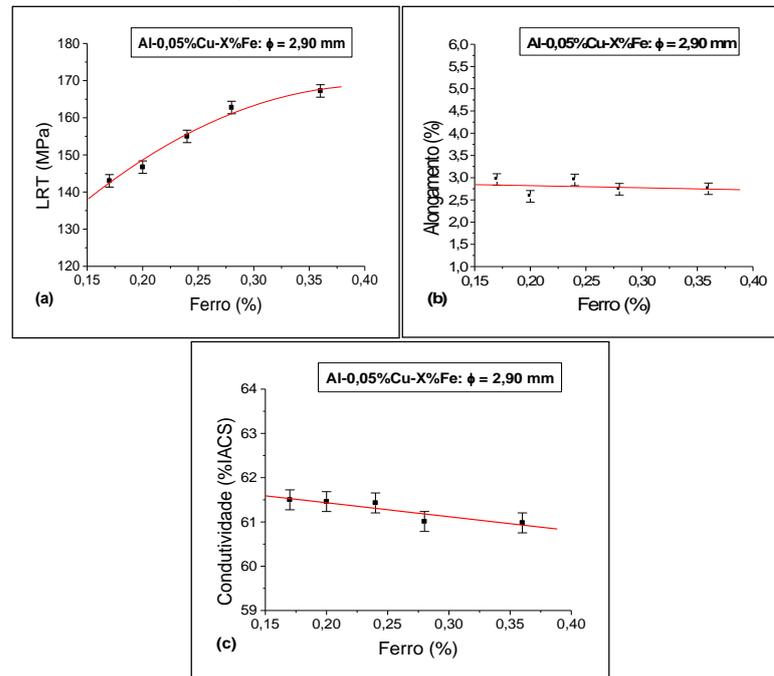
Figura 8 - Diagrama de fases Al-Fe. a) Completo, “Temperatura °K x Percentual em peso de alumínio”
b) Destacado, “Temperatura °C x Percentual em peso de ferro”



Fonte: (a) OHANA, 2017 e (b) J.MALAVAZI, 2013.

O ferro altera significativamente o limite de resistência à tração (LRT) aumentando-o à medida que há uma alteração nos teores de Fe na matriz de alumínio. Segundo SENA (2015), o Ferro (Fe) contribui para: aumentara resistência mecânica (LRT) - Figura 9(a), manter o alongamento - Figura 9(b) e diminui levemente a condutividade elétrica - Figura 9(c).

Figura 9 - (a) Limite de resistência à tração, (b) Alongamento percentual e (c) Condutividade elétrica para a liga de Al-0,05%Cu modificada com teores de Fe

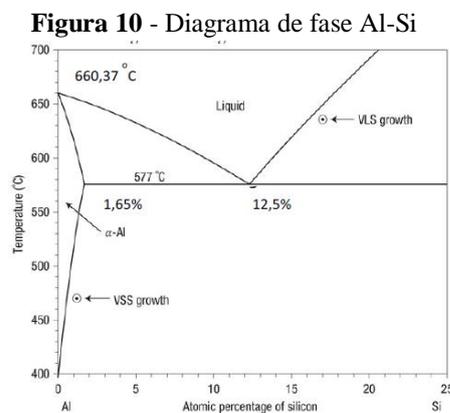


Fonte: SENA, 2015.

2.3.3 Efeito do Silício sobre as ligas de alumínio

O silício é um dos elementos mais utilizados comercialmente nas ligas de fundição, além de oferecer excelentes características para tal, tem densidade de apenas 2,3 g/cm³ e compõe com o alumínio um dos seus principais sistemas binário, apresentando características excelentes de fundição, principalmente de alta fluidez e de baixa contração (GOMES; BRESCIANI, 1976).

Em relação à solubilidade do silício no alumínio é bem pequena, da ordem de 1,65%. O sistema binário Al-Si apresenta uma liga eutética com 12,5% de Si, a temperatura de 577°C, como mostrado no diagrama de fase Al-Si na Figura 10, até a composição de 25% de silício.



Fonte: INFOMET, 2018.

De acordo com Fernandez (2011), o teor de 0,7%Si apresenta resultados mais satisfatórios no que diz respeito ao limite de resistência à tração (LRT), boa suscetibilidade ao encruamento e à trabalhabilidade da liga.

2.3.4 Efeito do magnésio sobre as ligas de alumínio

O magnésio possui solubilidade máxima no alumínio na faixa de 14,9%. À medida que o teor de magnésio aumenta, passa a aparecer no eutético contendo Al_3Mg_2 . Quando o teor de silício nas ligas Al-Mg é de cerca de 0,5%, forma-se a fase Mg_2Si , a mesma fase responsável pelo endurecimento por precipitação nas ligas Al-Mg-Si (Série 6XXX).

Além do ganho em resistência mecânica, o magnésio permite a essas ligas manterem um elevado nível de ductilidade, assim como excelente resistência à corrosão e soldabilidade (HATCH, 1990).

2.4 Ligas da série 6xxx

A liga 6061 é uma das mais amplamente utilizadas na série 6xxx das ligas de alumínio. Segundo a Hydro (2018), tem força e robustez estrutural, boa resistência à corrosão e boas características de maquinação. A liga 6061 é utilizada extensamente como material de construção, o mais comum é na produção de componentes para aeronaves, transportes marítimos e automóveis.

Ligas da série 6xxx contêm silício e magnésio aproximadamente nas proporções requeridas para a formação do silicato de magnésio (Mg_2Si), assim tornando-as tratáveis termicamente. Apesar de não ser tão resistente quanto às ligas das séries 2xxx e 7xxx, ligas da série 6xxx têm boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência à corrosão, com média resistência mecânica. Ligas neste grupo podem ser conformadas na têmpera T4 (tratada termicamente por solução, mas não por precipitação) e endurecidas após a conformação às propriedades do T6 (solubilizada e envelhecida artificialmente) pelo tratamento térmico por precipitação. As utilizações incluem aplicações arquitetônicas, quadros de bicicleta, equipamentos de transporte, grades de ponte e estruturas soldadas (METALS HANDBOOK, 1992).

A Tabela 2 apresenta os limites de composição química do alumínio e das ligas de alumínio trabalháveis da série 6XXX utilizadas neste trabalho de acordo com a norma NBR 6834, 2000. É importante ressaltar que normalmente as indústrias produtoras de alumínio possuem suas próprias faixas de composição química que se enquadram nesta classificação geral.

Tabela 2 - Limites de composição química das ligas de alumínio trabalháveis da série 6XXX

Designação	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros total	Alumínio mínimo
6005A	0,6-0,9	0,35	0,10	0,10	0,40-0,6	0,10	0,10	0,10	0,15	Restante
6061	0,40-0,8	0,7	0,15-0,40	0,15	0,8-1,2	0,04-0,35	0,25	0,15	0,15	Restante
6063	0,20-0,6	0,35	0,10	0,10	0,45-0,9	0,10	0,10	0,10	0,15	Restante
6082	0,7-1,3	0,50	0,10	0,40-1,0	0,6-1,2	0,25	0,20	0,10	0,15	Restante
6351	0,7-1,3	0,50	0,10	0,40-0,8	0,40-0,8	-	0,20	0,20	0,15	Restante

Fonte: NBR 6834, 2000.

2.5 Processo de fundição e solidificação dos metais

O objetivo fundamental da fundição é o de dar forma adequada ao metal, vertendo-o em estado líquido dentro da cavidade de um molde com a forma desejada. O próprio molde retira calor do metal líquido, provocando sua solidificação e fixando sua forma inicial. Apesar da simplicidade desse objetivo, a solidificação do metal no molde não se efetua de modo passivo, como pode parecer à primeira vista. A transformação líquido-sólido por que passa o metal é de natureza ativa e dinâmica, já que durante o processo ocorrem diversos eventos que, se não forem devidamente controlados, podem comprometer o desempenho do produto final ou, até mesmo, interromper a sequência de fabricação. Tais eventos podem dar origem a diversos tipos de heterogeneidades, que interferem drasticamente na qualidade metalúrgica do produto final (PRATES; DAVIES, 1978).

A solidificação é um processo de transformação de fase na qual certa quantidade de calor latente é liberada pelo material no estado líquido para possibilitar a nucleação e o crescimento da fase sólida (PRATES et al., 1978). Sabe-se também que parâmetros estruturais influenciam fortemente o comportamento térmico do sistema metal/molde, resultando em uma estreita correlação entre variáveis térmicas do processo e as macro e microestruturas resultantes de solidificação (SANTOS, 2001). O fenômeno da solidificação dos metais apresenta-se em dois aspectos, a saber:

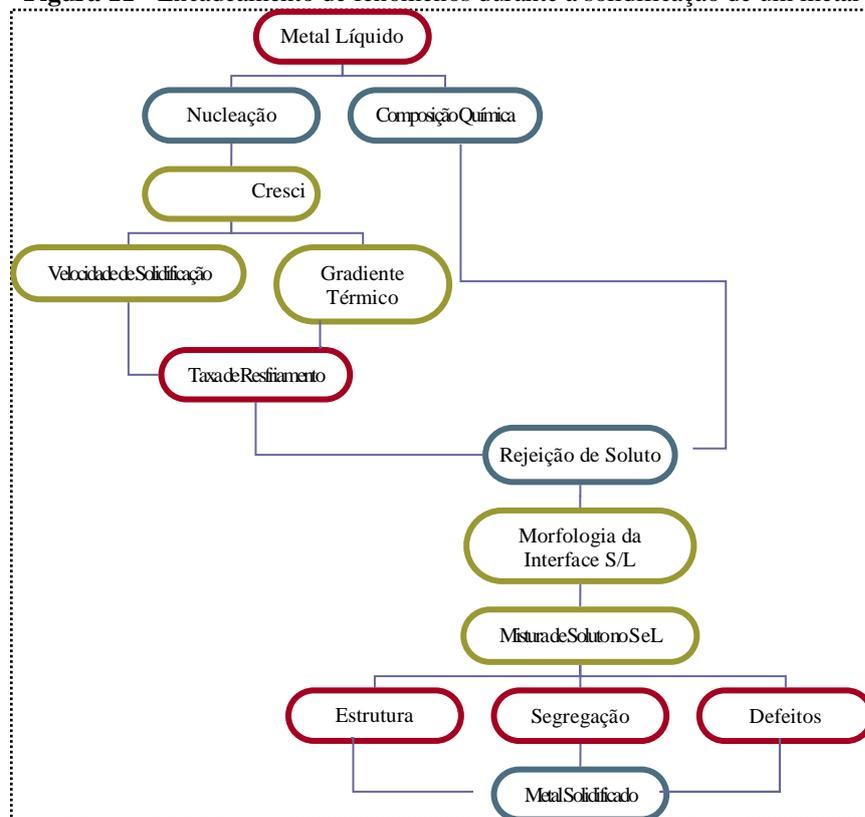
- a) **metalúrgico**, ligado à composição química do metal;
- b) **térmico**, relativo à história térmica anterior do metal, ou seja, como o calor foi transferido do interior da peça para o meio ambiente, a cada instante do processo.

A interação entre estes dois aspectos determinará as características da microestrutura do metal solidificado.

Observa-se, através da Figura 11, que os aspectos da microestrutura dependem fortemente das condições de solidificação, desde o início do processo, com o metal no estado

líquido. A dinâmica do processo de solidificação é que determina a microestrutura resultante, a qual, por sua vez, influencia as propriedades finais do fundido. Desta maneira, é necessário conhecer as informações relativas aos aspectos relacionados durante todo o processo de solidificação, que vão desde a temperatura de vazamento, o tratamento do metal líquido, a forma de preenchimento do molde (através do controle de intensidade das correntes convectivas), material e formato do molde (responsável pela capacidade de absorção de calor) e se o molde deve ser pré-aquecido, refrigerado ou estiver na temperatura ambiente. Esses fatores, que terão influência tanto na velocidade como na taxa de resfriamento e nos gradientes térmicos, determinarão, portanto, o grau de refino da estrutura (GARCIA, 2007).

Figura 11 - Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal



Fonte: Adaptado de GARCIA, 2007.

2.6 Estruturas características da solidificação

2.6.1 Macroestruturas

A macroestrutura permite que seja feito um estudo relacionado à estrutura bruta de fusão. Quando o metal é vazado na forma líquida em uma lingoteira e entra em contato com a parede desta, é sub-resfriado e ocorre a nucleação dos grãos. Esses grãos são formados em uma fina camada de maneira dispersa na superfície do lingote, a qual se denomina zona

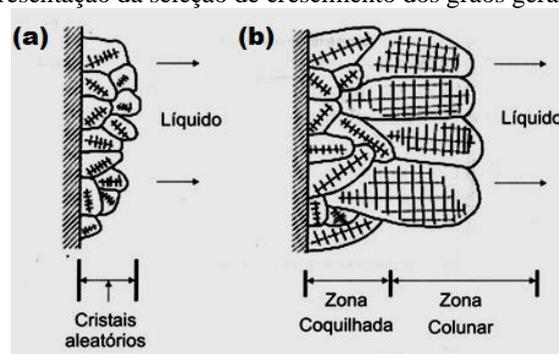
coquilhada, como ilustra a Figura 12(a). A espessura dessa zona depende dos seguintes fatores (GARCIA, 2007):

1. Propriedades termofísicas do material do molde;
2. Temperatura de vazamento;
3. Fluidez do metal fundido;
4. Composição química.

Após a formação da zona coquilhada, os únicos grãos que se desenvolverão são aqueles que estão crescendo a partir das paredes do molde em direção à massa de metal líquido. O metal líquido, no centro da lingoteira, apresenta-se a temperaturas acima da temperatura de transformação (temperatura de fusão ou temperatura liquidus), evitando a formação de grãos nessa região nos instantes iniciais. Portanto, os grãos que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção de extração de calor, ou seja, perpendicularmente à parede do molde, crescerão mais rapidamente, pois a direção preferencial de crescimento dendrítico é próxima desta direção. Ocorre uma espécie de seleção, na qual só continuam se desenvolvendo os grãos que crescem perpendiculares à parede do molde, conforme mostra a Figura 12(b). Esta seleção dá origem à zona colunar (GARCIA, 2007).

Algumas variáveis do processo de solidificação têm influência decisiva sobre o tamanho da zona colunar, que aumenta à medida que maiores temperaturas de vazamento são utilizadas e, como regra geral, diminui com o aumento do teor de soluto da liga (GARCIA, 2001).

Figura 12 - Representação da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar



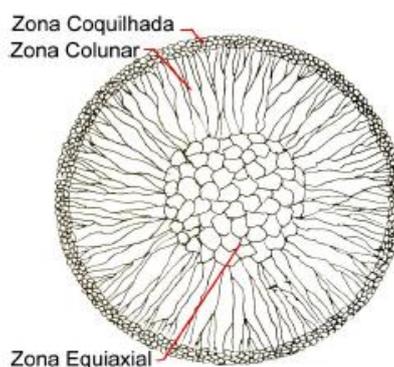
Fonte: GARCIA, 2007.

A terceira e última zona macroestrutural, a zona equiaxial, constitui-se de uma região central de grãos cristalinos de crescimento aleatório, semelhante aos grãos coquilhados. Suas dimensões, contudo, são grandes quando comparados com os grãos constituintes da zona coquilhada. Diferentemente do crescimento ocorrido na região colunar, a zona equiaxial

central caracteriza-se por grãos que crescem em direções cristalográficas aleatórias (GARCIA, 2007).

A macroestrutura de solidificação de peças fundidas ou lingotes pode apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Uma forma estrutural mais complexa é composta pelas duas zonas estruturais. Essa forma mista de solidificação ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição colunar/equiaxial (TCE), conforme ilustrado na Figura 13.

Figura 13 - Representação esquemática das zonas presentes em uma macroestrutura típica da seção transversal de lingotes



Fonte: PRATES, 1978.

2.7 Mecanismo de endurecimento do material

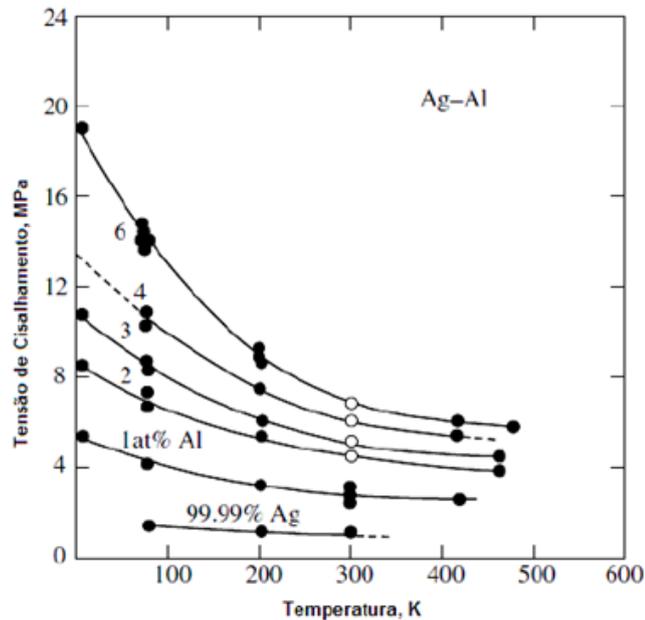
Nesta seção, serão apresentados conceitos sobre os mecanismos utilizados para endurecimento (ganho de resistência) nas ligas metálicas estudadas. O endurecimento foi conferido ao material por solução sólida (adição de elementos ligantes) e deformação plástica.

2.7.1 Endurecimento por Solução Sólida

A inserção de um segundo elemento em um metal puro representa uma forma muito flexível de endurecimento. Este segundo constituinte pode agregar-se nas mais variadas formas ou tamanhos, de átomos de soluto aleatoriamente disperso a clusters ou mesmo partículas de segunda fase, as quais poderão ser cisalhadas, ou não, pelas discordâncias. Estas diferentes ocorrências influenciam de maneira diferente na resistência do material (ARGON, 2008). Os metais com composição mais diluída (maior pureza) são quase sempre menos resistentes do que ligas utilizando este metal como solvente. Tal fenômeno ocorre devido aos

átomos de impurezas (soluto) os quais entram em solução sólida e imprimem certas deformações na rede cristalina, o que resulta em interações no campo de deformação entre discordâncias e átomos de impurezas e, por conseguinte, ocorre restrição ao movimento de discordâncias (CALLISTER, 2008). A Figura 14 ilustra o efeito da adição de soluto sobre o material.

Figura 14 - Efeito do teor de Al sobre a resistência de uma liga Ag- Al

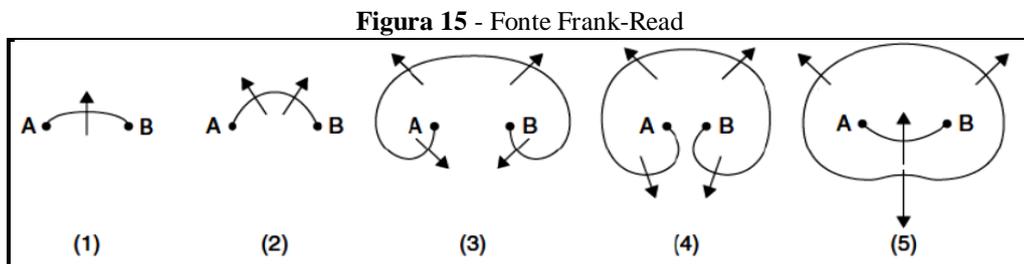


Fonte: Adaptado de Argon, 2008.

2.7.2 Deformação plástica

O mecanismo fundamental para elevar a resistência mecânica de um metal durante a deformação plástica é o aumento da densidade de discordâncias (defeitos lineares no material) pela distorção de sua rede cristalina. Ao se aplicar uma tensão acima do limite de escoamento do material, as discordâncias deslizam em seus planos cristalinos (Lei de Schmid). Eventualmente, uma discordância que se move em seu plano de deslizamento encontra obstáculos que travam as pontas da linha da discordância. À medida que prossegue a aplicação de tensão, a discordância tenta mover-se, arqueando seu centro até atingir uma forma semelhante a de uma alça. No momento em que as duas extremidades desta alça se tocam, é criada uma nova discordância. Tal processo pode repetir-se, criando alças adicionais, quando este mecanismo de geração de discordâncias é denominado de fonte de Frank-Read. Durante o processo de deformação, a densidade de discordâncias pode saltar de 10^6 cm/cm^3 para 10^{12} cm/cm^3 (ASKERLAND; PHULÉ, 2008).

A Figura 15 apresenta uma fonte de Frank-Read consistindo em uma discordância em linha fixada nos pontos A e B (tal fixação pode ser devido a, por exemplo, outras discordâncias, as quais se juntam aos pontos A e B, não estarem nestes planos de deslizamento). Smallman e Ngan (2007) explicam os estados (1 a 5 na Figura 15) que descrevem o mecanismo de criação de discordâncias: No ponto 1, pode-se observar a discordância em linha com uma curvatura, devido à alta energia elástica, a qual tenta reduzir seu comprimento. Sob a aplicação de tensão, a linha de discordância irá curvar-se ainda mais, reduzindo, com isto, seu raio de curvatura até que ele atinja uma condição de equilíbrio, na qual a tensão na linha irá balancear sua força com aplicação de tensão. Elevando a tensão aplicada, a linha tende a continuar reduzindo seu raio de curvatura, até tornar-se semicircular (Ponto 2). Além deste ponto, não há mais condição de equilíbrio e há uma tendência de expansão rápida, girando ao redor dos pontos A e B, em uma sucessão de formas indicadas pelos pontos 3, 4 e 5. Entre os estágios 4 e 5, as duas partes da discordância abaixo de AB encontram-se, causando a aniquilação de ambas, formando um loop de discordâncias, o qual expande-se no plano de deslizamento, formando uma nova discordância entre A e B. A sequência se repete, formando uma nova discordância em cada ciclo.



Fonte: Adaptado de Smallman e Ngan, 2007.

A estrutura de discordâncias desenvolvida durante a deformação de metais policristalinos CFC e CCC segue o mesmo padrão encontrado nos monocristais: discordâncias primárias produzem dipolos e ciclos pela interação com discordâncias secundárias, as quais elevam os emaranhados de discordâncias, desenvolvendo gradualmente estruturas denominadas de sub-contornos. O tamanho de célula decresce com o aumento da tensão, e as diferenças estruturais observadas entre vários metais e ligas são primariamente na forma dos sub-contornos. Em metais CFC e CCC, os quais têm alta Energia de Falha de Empilhamento (EFE), como o Al, os emaranhados de discordâncias rearranjam-se em estruturas bem definidas, chamadas células, mas em ligas metálicas com baixa EFE (bronze, aços austeníticos, etc.) as discordâncias estendem-se, o deslizamento cruzado é restrito e

contornos afilados não se formam mesmo sob elevadas tensões (SMALLMAN; NGAN, 2007; MEYER; CHAWLA, 2009).

2.8 Conformação plástica

O estudo da conformação plástica dos metais é extremamente importante, pois mais de 80% de todos os produtos metálicos produzidos são submetidos a este processo (BRESCIANI et al., 2011).

O processo de conformação plástica permite a obtenção de peças no estado sólido, com características controladas, através da aplicação de esforços mecânicos. Portanto, o objetivo deste processo é a obtenção de produtos finais com a especificação de:

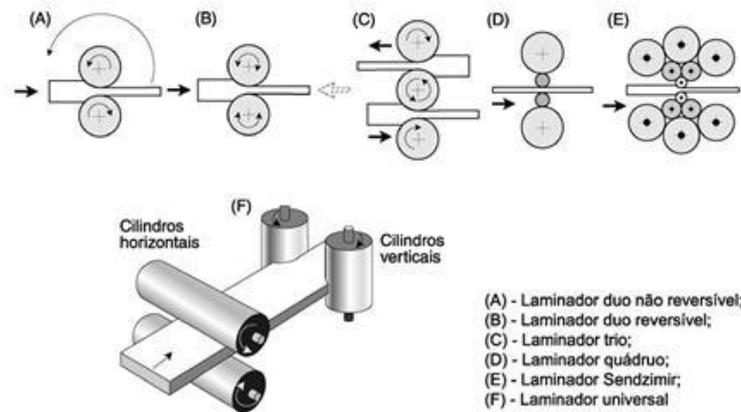
- Dimensão e forma;
- Propriedades mecânicas;
- Condições superficiais.

Para a obtenção destas especificações e características, o metal passa por uma série de modificações estruturais, e o entendimento de fenômenos como encruamento, recuperação, recristalização se torna indispensável, haja vista durante o processamento ocorrerem estes fenômenos.

2.8.1 Laminação

Segundo a ABAL (2018), a laminação consiste em um processo de transformação mecânica a fim de reduzir a seção transversal por compressão do metal, através da passagem entre dois cilindros de aço ou ferro fundido com eixos paralelos que giram em torno de si mesmos. Esta seção transversal é retangular e faz referência a produtos laminados planos de alumínio e suas ligas, considerando desde chapas grossas com espessuras de 150 mm até folhas com espessura de 0,005 mm. E há dois processos tradicionais de laminação de alumínio, isto é, laminação a quente e a frio. Atualmente, a indústria faz uso da laminação contínua.

Figura 16 - Ilustração de seis tipos de laminadores utilizados no processo de laminação



Fonte: ABAL, 2018.

As chapas planas ou bobinadas, as folhas e os discos são os principais tipos de produtos laminados, para os quais há diversas aplicações em setores como transportes (carrocerias para ônibus, equipamentos rodoviários, elementos estruturais, etc.), construção civil (telhas, fachadas, calhas, rufos, etc.), embalagens (latas, descartáveis e flexíveis) e bens de consumo (panelas, utensílios domésticos, etc).

2.8.1.1 Laminação a frio

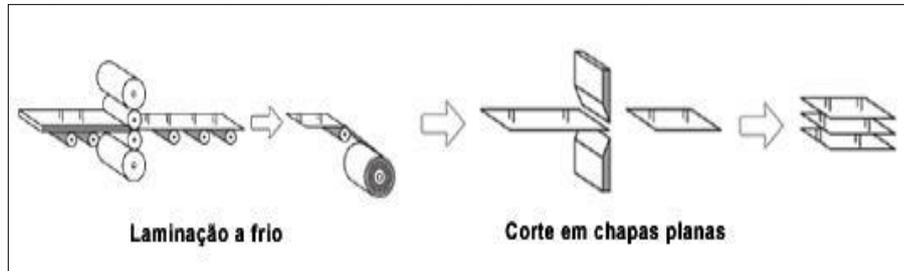
De acordo com a ABAL (2013), a laminação a frio é realizada a temperaturas bem inferiores às de recristalização do alumínio, geralmente, em laminadores quádruplos, reversíveis ou não, sendo este último o mais empregado. O número de passes depende da espessura inicial da matéria-prima, da espessura final, da liga e da têmpera do produto desejado. Os laminadores estão dimensionados para reduções de seções entre 30% e 70% por passe, dependendo, também, das características do material a ser processado. Laminadores mais sofisticados possuem sistemas computadorizados de controle de espessura e de planicidade.

Na laminação a frio, utilizam-se dois recursos: tensões avante e tensões a ré, ambas aliviam o esforço de compressão exercido pelos cilindros ou aumentam a capacidade de redução por passe. Estes recursos também são responsáveis pela redução da espessura de folhas finas, já que os cilindros de laminação estão em contato e praticamente sem abertura perceptível.

A deformação a frio confere encruamento ao alumínio e aumenta os limites de resistência a tração e ao escoamento, com diminuição do alongamento. Esse procedimento

produz um metal com bom acabamento superficial e preciso controle dimensional. A Figura 17 ilustra o fluxo de produção de chapas através da laminação a frio.

Figura 17 - Fluxograma esquemático de produção de chapas via laminação a frio



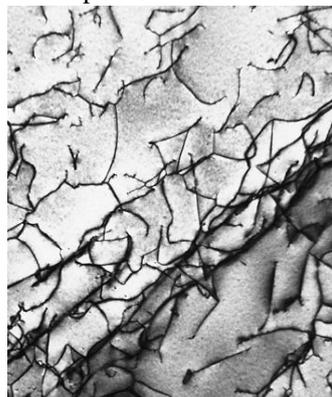
Fonte: ABAL, 2018.

2.9 Encruamento

De acordo com Souza (1982), a zona plástica é caracterizada pelo endurecimento por deformação a frio, isto é, pelo encruamento do metal. Quanto mais deformado o material, mais resistente ele se tornará. O grau de encruamento de um metal determina a forma de sua curva tensão-deformação correspondente na zona plástica. Já na zona elástica, cada acréscimo de tensão produz um aumento igual de deformação, para o qual são necessários acréscimos diferentes da tensão para cada um dos metais.

O encruamento ainda é explicado pelas interações das discordâncias com outras discordâncias ou com outras barreiras que impedem a sua livre movimentação. Assim, a interferência de discordâncias ocorre muito mais frequentemente devido ao maior número de sistemas de escorregamento operando e é necessário oferecer maior energia para que as discordâncias vençam as barreiras à movimentação das discordâncias e passem a se movimentar. A Figura 18 ilustra a concentração de discordâncias observada para uma liga de titânio em microscópio eletrônico de transmissão (TEM).

Figura 18 - Micrografia eletrônica de transmissão de uma liga de titânio, onde as linhas escuras correspondem às discordâncias



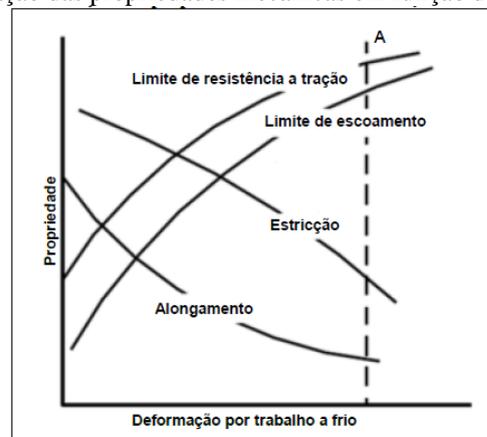
Fonte: CALLISTER, 2012.

Polmear (2006), durante a deformação plástica de metais e ligas metálicas, afirma que a densidade de discordâncias aumenta quando a geração e multiplicação são superior à aniquilação provocada pela recuperação dinâmica (vide seção 2.9). Formam-se florestas de discordâncias, células e contornos de subgrãos, modificando a estrutura. Todos estes fatores diminuem a distância média entre os planos de deslizamento, acarretando aumento da resistência e, conseqüentemente, o encruamento do material.

O impedimento da livre movimentação das discordâncias devido à suas próprias interações com outros obstáculos, como solutos, contornos de grãos, etc., gera uma necessidade de energia cada vez maior para que ocorra essa movimentação, e, conseqüentemente, a deformação plástica é acompanhada por uma demanda maior de tensão para deformar o material.

Ademais, a Figura 19 apresenta a variação das propriedades mecânicas de um material metálico, quando trabalhado a frio, para a qual se observa um aumento constante do limite de escoamento e resistência a tração e uma queda acentuada da ductilidade (estricção e alongamento).

Figura 19 -Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio



Fonte: DIETER, 1981.

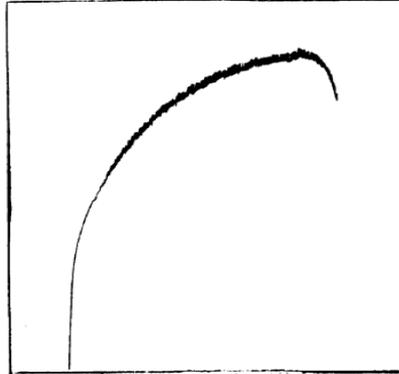
2.10 Efeito Portevin - Le Chatelier (PLC)

Segundo MOTSI et al. (2016), o fenômeno de PLC trata-se de uma deformação descontínua que se apresenta como serrilhados na curva tensão-deformação obtida em um ensaio de tração, sendo que a amplitude, frequência, localização e forma desse serrilhado depende da composição química e das condições experimentais aplicadas.

Também Maj (2014) relata que o efeito PLC é um dos tipos de instabilidade plástica exibidas por certos materiais quando estes são submetidos à deformação plástica. Esse fenômeno se caracteriza pelo serrilhamento nas curvas de Tensão-Deformação em conjunto

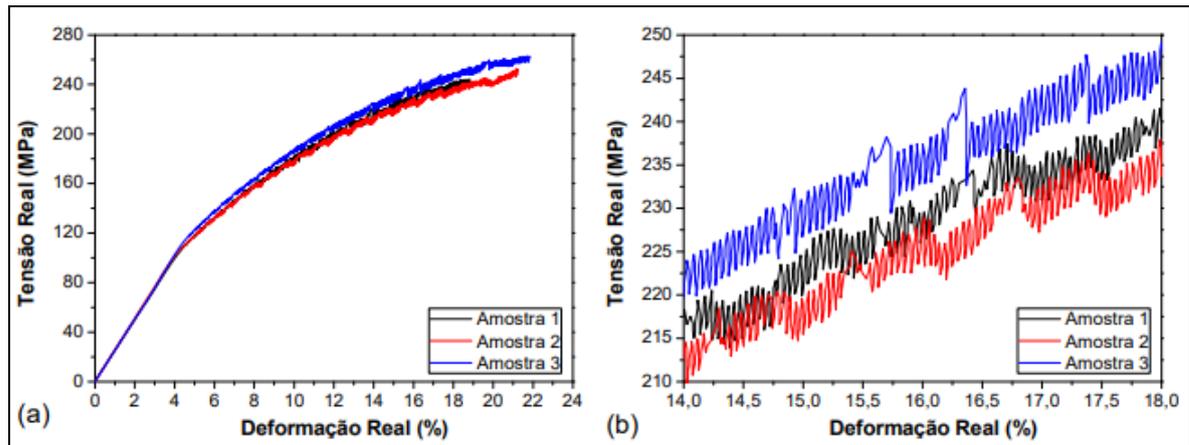
com o surgimento de bandas de deformação plástica, conforme pode ser visto nas figuras 20 e 21. Várias teorias tendem a explicar de forma eficiente o surgimento de tal fenômeno dentro os ensaios de tração. Contudo, a teoria mais aceita atualmente é o modelo de Envelhecimento Dinâmico por Deformação (EDD) ou Dynamic Strain Aging model (DAS).

Figura 20 - Efeito de Portevin – Le Chatelier durante a realização de um ensaio de tração



Fonte: ANDRADE, 1978.

Figura 21 - Gráfico (a) Tensão x Deformação real da liga 5052 - H34 e (b) Ampliação da zona elástica das curvas



Fonte: DOS SANTOS et al., 2017.

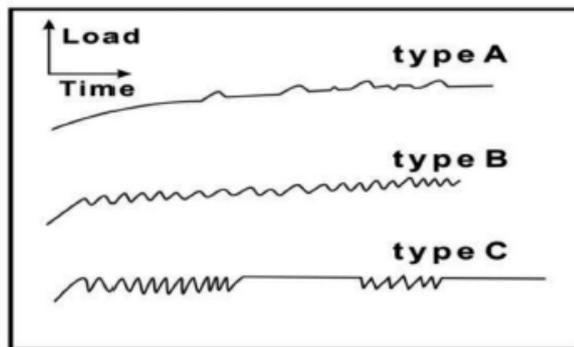
Referente a isso, o modelo EDD aconteceria quando o material, submetido a uma deformação uniaxial, teria a mobilidade de suas discordâncias bloqueadas por átomos de solutos, fato que resultaria no fortalecimento do material. Entretanto, quando a tensão gerada pelo bloqueio dessas discordâncias atinge valores críticos, a mobilidade das discordâncias é liberada e isso ocasionaria a redução da carga necessária para a deformação do material, o que pode ser observado no gráfico de tensão vs. deformação várias vezes em forma dos serrilhamentos, conforme afirma Maj (2014).

Sobre esse assunto, Andrade (1978) discute a interação existente entre o soluto e as discordâncias, interação esta do tipo elástica, elétrica ou química, a qual faz com que o soluto se difunda para a discordância, criando em torno desta certa concentração de átomos de

soluta, a qual é chamada de atmosfera de Cottrell. Ainda conforme for a movimentação das discordâncias, essa atmosfera formada tende a ficar para trás e exerce uma força de arrastamento na discordância, todo esse acontecimento resultará em maiores dificuldades na movimentação ou mobilidade das discordâncias. Isso, segundo ainda Andrade (1978), é influenciado pelo campo de tensões internas criadas durante a deformação.

Sabe-se que existem vários tipos de bandas de deformação induzidas pelo efeito PLC; cada tipo corresponde a uma forma de serrilhação bem definida na curva de teste de tração, conforme ilustrado na Figura 22.

Figura 22 - Tipos de oscilação das características de tensão do efeito PLC



Fonte: W. OZGOWICZ et al., 2014.

2.11 Recuperação

O termo recuperação refere-se às mudanças nas propriedades de um material deformado ocorridas antes da recristalização; estas mudanças restabelecem parcialmente os valores das propriedades mecânicas aos valores anteriores à deformação. Sabe-se que a recuperação acontece nestas circunstâncias, principalmente devido a mudanças no arranjo das discordâncias provocadas no material. Existem basicamente dois tipos de recuperação:

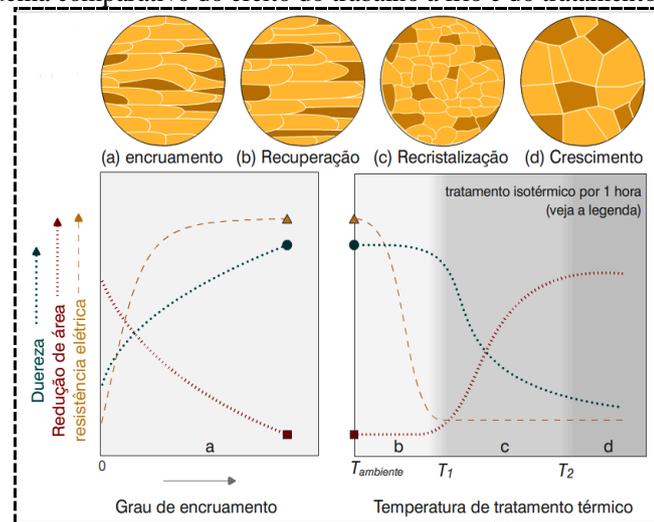
- Recuperação dinâmica – Ocorre durante o processo de deformação em virtude da saturação da armazenagem de defeitos cristalinos pelos grãos, levando à formação de uma microestrutura de subgrãos.
- Recuperação estática – Ocorre após o processo de deformação plástica, sendo provocada por flutuações térmicas.

Durante a recuperação, as mudanças microestruturais em um material são sutis e acontecem em uma escala muito pequena. As microestruturas observadas por microscópio óptico normalmente não revela muitas mudanças e, por isso, a recuperação é frequentemente medida indiretamente por alguma técnica de grandeza/tamanho, por exemplo, pelo

acompanhamento de mudança em alguma propriedade física ou mecânica (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

Fernandes (2011) destaca a diferença entre a recuperação dinâmica e estática. Na recuperação estática, o movimento das discordâncias para as paredes das células resulta da interação entre as tensões das próprias discordâncias. Na recuperação dinâmica, a tensão aplicada é somada às tensões que agem entre as discordâncias. Seus efeitos podem ser observados a temperaturas muito baixas, onde as tensões aplicadas podem ser elevadas. Na Figura 23, é apresentado um esquema comparativo do efeito do trabalho a frio e do tratamento térmico em metais, destacando as etapas de encruamento e de recuperação.

Figura 23 - Esquema comparativo do efeito do trabalho a frio e do tratamento térmico em metais



Fonte: Ciência dos Materiais, 2015.

2.12 Partículas de segunda fase

As partículas de segunda fase influenciam as propriedades mecânicas de ligas metálicas, tais como endurecimento e resistência mecânica (MEYER; CHAWLA, 2009). Elas afetam a microestrutura dos materiais modificando tamanho de grão, resistência térmica e, conseqüentemente, a superfície da fratura dos materiais.

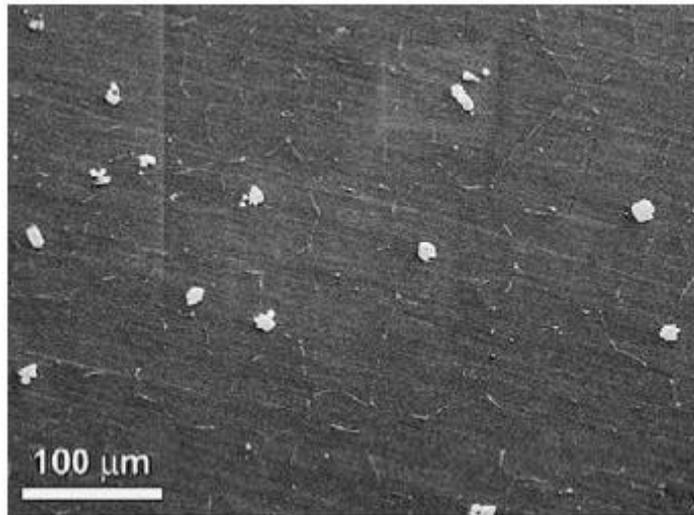
Baseado nestas informações, é necessário o conhecimento do comportamento das diferentes partículas de segunda fase para uma melhor aplicação do material.

As partículas de segunda fase são definidas segundo o seu modo de formação e na sua habilidade para se dissolver na matriz, sendo divididas em quatro classes: Partículas primárias; Constituintes; Precipitados e Dispersóides.

2.12.1 Partículas Primárias

Partículas primárias são as primeiras partículas sólidas formadas durante o processo de solidificação de ligas metálicas. Por exemplo, as partículas primárias periperitéticas de Al_3Ti (Figura 24) formada na solidificação da liga Al-0,22%Ti hipoperitética (KNIPLING et al., 2007).

Figura 24 - Micrografia via MEV apresentando as partículas primárias com formato de pétalas que proporcionam o refinamento de grão, formadas na liga Al - 0,22% Ti



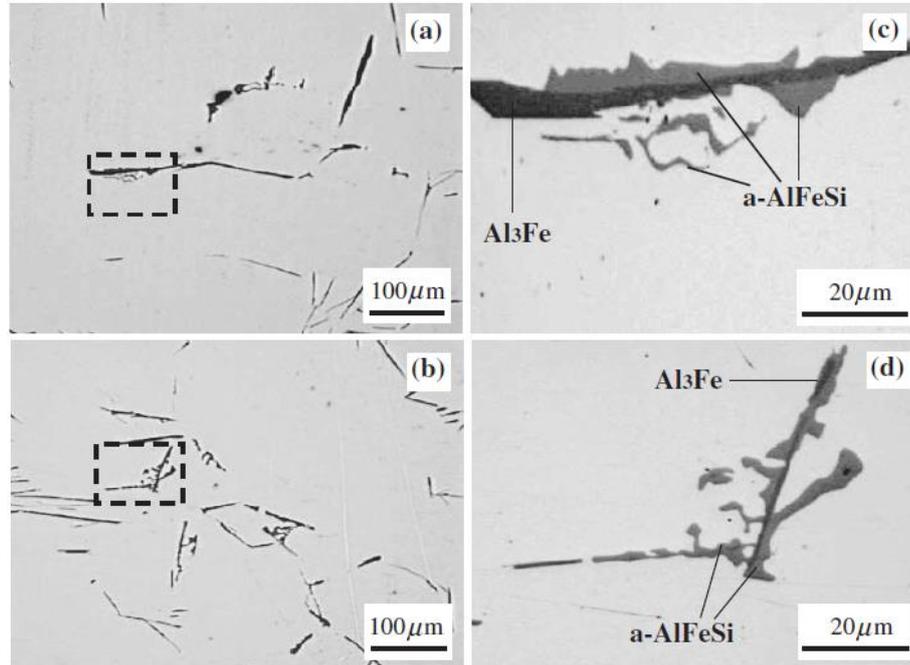
Fonte: KNIPLING et al., 2007.

Estas partículas apresentam um grande potencial de refinar o grão do metal a ser solidificado, pois atuam como substratos (nucleantes) (KNIPLING, 2007).

2.12.2 Constituintes

São compostos intermetálicos ou soluções sólidas formados por reações inariantes durante a solidificação, como a eutética e a eutetóide. Muitos desses constituintes, dependendo de sua composição na matriz, são solúveis e dissolvem durante o pré-aquecimento dos lingotes antes dos processos de deformação ou durante o tratamento térmico de solubilização de perfis fundidos ou produtos trabalhados. O tamanho e a forma dos constituintes sofrem alterações, à medida que ocorre variação da taxa de solidificação. Os constituintes eutéticos, por exemplo, podem apresentar-se na forma lamelar, fibrosa ou aleatória. A Figura 25 mostra o constituinte eutético do sistema Al-Fe(Al_3Fe) envolvido por um composto $\alpha-AlFeSi$ possíveis de se formar em ligas Al-Fe-Si.

Figura 25 - Microscopia ótica de amostras solidificadas (a) sem e (b) com vazamento em molde magnético AC mostrando uma associação entre Al_3Fe e $\alpha-AlFeSi$ (c) e (d) um aumento na ampliação das micrografias das áreas tracejadas das figuras (a) e (b) respectivamente



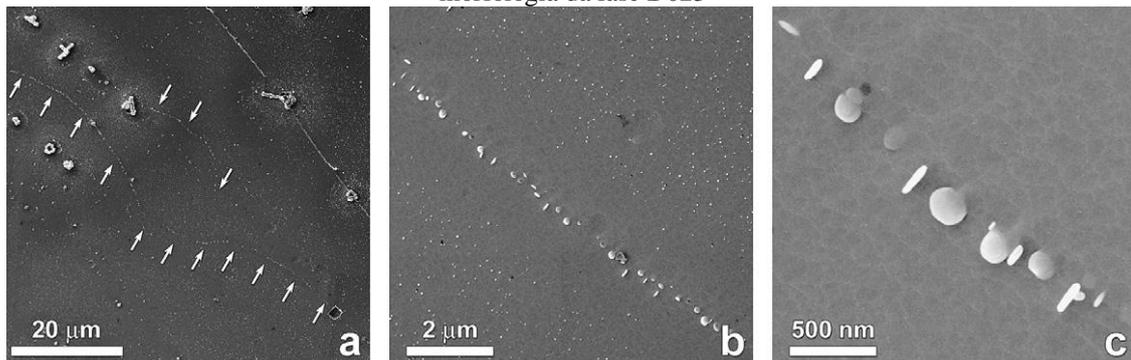
Fonte: HAN et al., 2006.

2.12.3 Precipitados

Estas partículas podem se formar durante alguma operação termal abaixo da linha solvus. Em um adequado tratamento térmico de solubilização todos os precipitados se dissolvem e estas podem se formar durante o resfriamento do tratamento térmico de solubilização nos grãos e contornos de subgrãos.

O envelhecimento é o processo térmico pelo qual passa o metal, após ser solubilizado e resfriado rapidamente. Este processo permite a formação de finos precipitados. A Figura 26 mostra precipitados de Al_3Zr de estrutura D023 obtidos após tratamento térmico de envelhecimento de $500^\circ C$ por 100h (KNIPLING et. al, 2008).

Figura 26 - Micrografia de MEV de precipitados de Al_3Zr (D023) na liga Al-0,10Zr envelhecidas a $500^\circ C$ por 100h (a) flechas indicando linhas de precipitados nucleados heterogeneamente (b) zona livre de precipitados (c) morfologia da fase D023



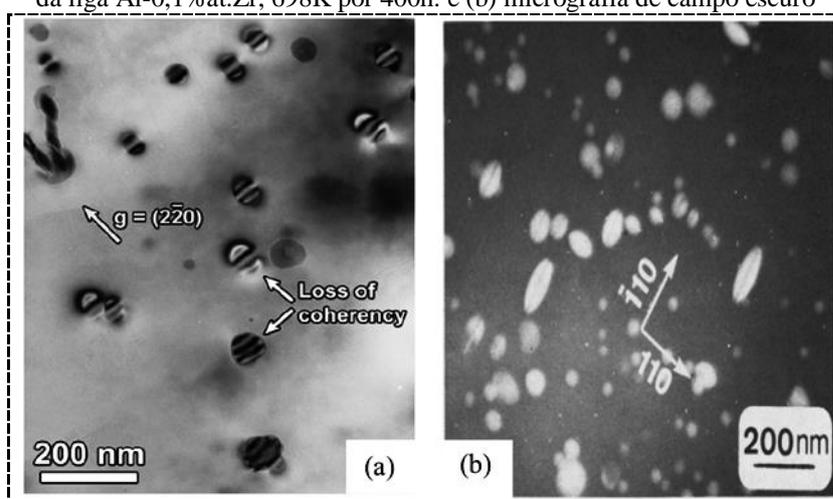
Fonte: KNIPLING et al., 2008.

2.12.4 Dispersóides

Dispersóides podem formar-se durante o estado sólido de precipitação, durante o pré-aquecimento de lingotes ou durante o tratamento térmico de perfis fundidos de elementos supersaturados de baixa-difusão, isto é, solúvel no alumínio fundido; porém, estes têm um limite de solubilidade no alumínio sólido. Mn, Cr ou Zr são típicos elementos formadores de dispersóides. Diferentes dos precipitados, que conferem endurecimento por precipitação, os dispersóides são virtualmente impossíveis de se dissolver completamente como os precipitados. Além de a dispersão oferecer reforço, a distribuição e o tamanho dos dispersóides em ligas trabalhadas são um fator chave no controle do grau de recristalização, granulometria do recristalizado e textura cristalográfica. Dispersóides não são tratáveis termicamente e também estabilizam a subestrutura de deformação durante a exposição a elevadas temperaturas (ASM INTERNATIONAL, 2004).

Devido à lenta difusão dos elementos formadores de dispersóides no alumínio, estes têm dificuldade de formar grandes partículas. Isto tem o efeito vantajoso da formação de um grande número de micro partículas, pois dispersóides de granulometria fina (menores do que 400nm), Figura 27, retardam a recristalização fixando-se nos contornos dos subgrãos e retardando a sua coalescência. A baixa solubilidade desses elementos na matriz de Al em altas temperaturas favorece a resistência a dissolução durante os tratamentos térmicos e trabalho a quente (RUSSEL; LEE, 2005).

Figura 27 - Micrografias MET de precipitados Al_3Zr com de perda de coerência (a) micrografia de campo claro da liga Al-0,1%at.Zr, 698K por 400h. e (b) micrografia de campo escuro



Fonte: (a) KNIPLING et al., 2007; (b) FINE et al., 1986.

2.13 Trialuminetos

Existem vários elementos os quais se cristalizam para formar trialuminetos do tipo Al_3X , sendo X um elemento de transição, uma terra rara, ou mesmo um Actinídeo. A Figura 28 apresenta uma tabela periódica com indicações da literatura sobre estes elementos formadores. Dos sete trialuminetos do tipo $L1_2$ termodinamicamente estáveis indicados, Sc foi um dos que ganharam mais atenção (KNIPLING; DUNAND; SEIDMAN, 2006). De acordo com Knipling (2006), como pode ser visto ainda na Figura 28, entre os elementos de transição, além do Al_3Sc , nenhuma outra estrutura termodinamicamente estável e altamente simétrica como o $L1_2$ existe. Nos grupos IV e V, é prevalente entre seus elementos a formação das estruturas $D0_{22}$ e $D0_{23}$ tetragonais, em sua forma monolítica. Ainda segundo o autor, estes trialuminetos têm despertado considerável interesse devido a seu potencial uso como um material estrutural de alta resistência para altas temperaturas, mais notadamente o Ti (devido a sua baixa densidade) e Zr (devido a sua resposta ao envelhecimento). Outras estruturas de baixa simetria podem ser obtidas com elementos de transição, tais como Fe, Co, Ni, Re e Ir (KNIPLING, 2006). Esses trialuminetos têm recebido atenção considerável por apresentarem alta resistência, sendo materiais de resistência estrutural à alta temperatura, principalmente o Al_3Ti , uma vez que é o menos denso dessa classe ($3,36 \text{ g.cm}^{-3}$) (YAMAGUCHI, 1994).

Figura 28 - Elementos ligantes para o Al que formam trialuminetos Al_3X termodinamicamente estáveis

Thermodynamically Stable Trialuminide Intermetallic Compounds																	
1 H Hydrogen																	18 He Helium
3 Li Lithium	4 Be Beryllium															10 Ne Neon	
11 Na Sodium	12 Mg Magnesium															18 Ar Argon	
Transition Elements																	
19 K Potassium (Kalkium)	20 Ca Calcium	21 Sc Scandium	22 Ti Titanium	23 V Vanadium	24 Cr Chromium	25 Mn Manganese	26 Fe Iron (Eisens)	27 Co Cobalt	28 Ni Nickel	29 Cu Copper (Kupfer)	30 Zn Zinc	31 Ga Gallium	32 Ge Germanium	33 As Arsenic	34 Se Selenium	35 Br Bromine	36 Kr Krypton
37 Rb Rubidium	38 Sr Strontium	39 Y Yttrium	40 Zr Zirconium	41 Nb Niobium	42 Mo Molybdenum	43 Tc Technetium	44 Ru Ruthenium	45 Rh Rhodium	46 Pd Palladium	47 Ag Silver (Argentum)	48 Cd Cadmium	49 In Indium	50 Sn Tin (Stannum)	51 Sb Antimony (Stibium)	52 Te Tellurium	53 I Iodine	54 Xe Xenon
55 Cs Caesium	56 Ba Barium	57 La Lanthanum	58 Ce Cerium	59 Pr Praseodymium	60 Nd Neodymium	61 Pm Promethium	62 Sm Samarium	63 Eu Europium	64 Gd Gadolinium	65 Tb Terbium	66 Dy Dysprosium	67 Ho Holmium	68 Er Erbium	69 Tm Thulium	70 Yb Ytterbium	71 Lu Lutetium	
87 Fr Francium	88 Ra Radium	89 Ac Actinium	90 Th Thorium	91 Pa Protactinium	92 U Uranium	93 Np Neptunium	94 Pu Plutonium	95 Am Americium	96 Cm Curium	97 Bk Berkelium	98 Cf Californium	99 Es Einsteinium	100 Fm Fermium	101 Md Mendelevium	102 No Nobelium	103 Lr Lawrencium	
Actinides																	

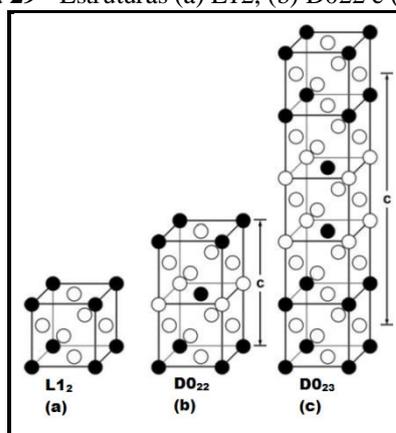
Legend:
 [Cubic ($L1_2$)]
 [Tetragonal ($D0_{22}$ or $D0_{23}$)]
 [Hexagonal ($D0_{19}$, $D0_{18}$, $D0_{24}$) or Rhombohedral]
 [Orthorhombic ($D0_{11}$), Monoclinic, or Unknown]
 [Bold outline indicates trialuminide is the Al-rich intermetallic phase]

Fonte: Knipling, 2006.

Trialuminetos intermetálicos são mais abundantes entre os elementos lantanídeos, quase todos eles formam componentes termodinamicamente estáveis do tipo Al_3X . Existe um contínuo decréscimo no raio dos elementos ao longo da série dos lantanídeos, e isto demonstra uma influência na estabilidade dos compostos intermetálicos formados por eles (KNIPLING; DUNAND; SEIDMAN, 2007; BUSCHOWAND; VANYUCHT, 1967 *apud* KNIPLING, 2006).

Os elementos do grupo 4 (Ti, Zr, Hf) e grupo 5 (V, Nb, Ta) da tabela periódica apresentam estruturas tetragonais de corpo centrado D0_{22} ou D0_{23} para o Al_3Zr .

Figura 29 - Estruturas (a) L1_2 , (b) D0_{22} e (c) D0_{23}



Fonte: YAMAGUCHI, 1994.

O D0_{22} e D0_{23} são estruturas intimamente relacionadas com a estrutura cúbica L1_2 (Figura 29). As ligas que apresentam potencial para sua formação são amplamente estudadas para transformar as estruturas D0_{22} e D0_{23} na estrutura simétrica L1_2 , melhorando a resistência da liga por ser uma estrutura menos frágil que as demais (KNIPLING, 2006). Por exemplo, o Al_3Ti (D0_{22}) pode ser transformado na estrutura cúbica L1_2 com adição de elementos de liga do período quatro da tabela periódica, tais como Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, ou Zn. O comportamento similar ocorre para o trialumineto Al_3Zr , o qual se modifica para a estrutura L1_2 , com adição dos elementos Li, Cr, Mn, Fe, Ni, e Cu (DESCH et al., 1991; MOON et al., 2000; MOON et al., 2002).

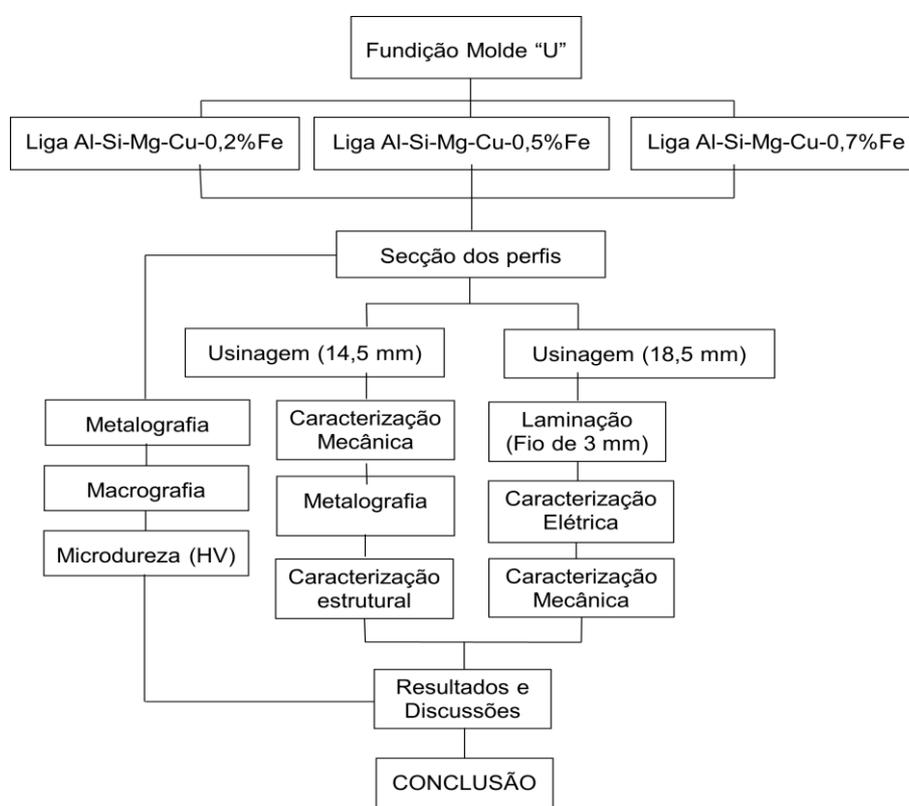
Uma vez que a diferença de energia livre entre o equilíbrio e a estrutura metaestável (L1_2) é pequena, pode-se esperar que a estrutura L1_2 , do grupo 4, como os trialuminetos (Al_3Ti , Al_3Zr , Al_3Hf) sejam facilmente precipitados na solução sólida. De fato, a sequência de precipitação durante o envelhecimento das soluções sólidas supersaturadas Al-Ti, Al-Zr, e Al-Hf ocorre em primeiro lugar a formação da fase cúbica metaestável $\text{Al}_3\text{M}(\text{L1}_2)$ e com a exposição prolongada (centenas de horas) a altas temperaturas ($> 450\text{ }^\circ\text{C}$) forma-se a fase tetragonal de equilíbrio Al_3M estável (D0_{22} e D0_{23}) (KNIPLING, 2006).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas foram confeccionadas por fundição direta no laboratório de metalografia e tratamento térmico, pertencente ao grupo de pesquisa GPEMAT da UFPA, a partir do alumínio comercialmente puro ou Alumínio Eletro Condutor (Al - EC). Sua preparação foi realizada ajustando-se as composições dos elementos para se alcançar 0,25%Cu;0,7%Si; 1.0%Mg e a faixa de [0,2; 0,5 e0,7] %Fe, sendo todos percentuais em peso.

O Fluxograma apresentado na figura 30 sequencia a metodologia adotada nesta pesquisa.

Figura 30 - Fluxograma das etapas realizadas



Fonte: Autoria própria, 2019.

3.1 Preparação do material, fundição e solidificação

O processo de fundição é iniciado com o corte dos lingotes de alumínio (cedidos pela empresa ALUBAR METAIS E CABOS S/A) que, após a pesagem, tiveram sua massa introduzida em um cadinho de carvão de silício de 3,5 l, o qual é pintado internamente com solução de caulim para evitar a aderência dos metais com as suas paredes internas durante a fundição (Figura 31b) e pré-aquecimento a 250 °C durante vinte minutos para eliminar a umidade.

A fusão dos metais foi realizada em um forno tipo MUFLA (Figura 31a) da marca BRASIMET, com temperatura de trabalho ajustada em 900°C, temperatura que garante a fusão completa dos metais. Após a constatação da fusão total do alumínio, os outros elementos utilizados foram o Cu, Si e Fe, pesados e posteriormente inseridos no banho metálico de alumínio.

Com a fusão completa dos metais, o cadinho é retirado do forno para a homogeneização do fundido, através de agitação manual e vigorosa, utilizando-se uma espátula de aço previamente pintada com solução de caulim e aquecida para a retirada de umidade. Posteriormente à homogeneização, fez-se a injeção de gás inerte (argônio) em uma vazão entre 0,2 e 0,4 l/s - Figura 31(b) - através de um tubo de aço inoxidável ligado a um cilindro de 10m³. A injeção de argônio no metal líquido é realizada por aproximadamente 1 minuto com a intenção de remover gases e impurezas com baixa densidade, formando na superfície do banho uma camada de escória, removida com uma espátula de aço mencionada anteriormente.

Figura 31 - (a) forno utilizado na preparação das ligas e (b) injeção de argônio



Fonte: Acervo GPEMAT, 2018.

O último elemento a ser inserido no banho de metal líquido, devido a sua volatilidade, foi o Magnésio. Após pesado, foi envolto com papel alumínio e pressionado neste para retirar todo o ar que esteja em contato com ele. Esse procedimento se faz necessário, pois tem a intenção de evitar que o magnésio entre em contato com a atmosfera e a elevada temperatura do metal líquido. O magnésio estando preparado é colocado no banho metálico e com a ajuda da espátula que foi previamente pintada com solução de caulim é empurrado para dentro do material líquido e feita a agitação vigorosa.

Por fim, o vazamento é realizado em dois moldes metálicos em forma de “U”, e uma amostra testemunho é vazada em um pequeno molde de aço anteriormente preparado (lixado para a remoção de oxidações e outras impurezas, aquecido em uma estufa para retirada de

umidade e pintado com solução de caulim para evitar a aderência dos metais com as suas paredes internas durante a fundição) para a confirmação da composição química da liga.

Esse processo de fundição foi realizado da mesma forma por três vezes, visto que, em cada vazamento, adicionava-se na mesma liga base, Al - 0,25%Cu - 0,7%Si - 1%Mg, um teor de 0,2%Fe na primeira fundição; 0,5%Fe na segunda fundição e 0,7%Fe na terceira fundição. Adotou-se um sistema operacional para a solidificação das ligas, o molde metálico em forma de "U", conforme ilustração abaixo.

Figura 32 - Imagem ilustrativa do molde metálico tipo "U" e suas dimensões



Fonte: Acervo GPEMAT, 2018.

3.2 Composição química

Com a amostra testemunho, fez-se a análise química para confirmar as composições finais dos elementos ligantes. Este procedimento foi realizado através do espectrômetro de óptico, marca Brucker, modelo Q4 Tasman, Figura 33(b). Os resultados são obtidos a partir da média de no mínimo três leituras das amostras de cada liga. O programa utilizado para efetuar a leitura foi o QMatrix AL – 110 – Low aluminum alloy, apresentando seus valores de porcentagem em peso.

Figura 33 - (a) Amostra testemunho (b) Espectrômetro óptico de massa (c) Amostra após análise química



Fonte: OHANA, 2017.

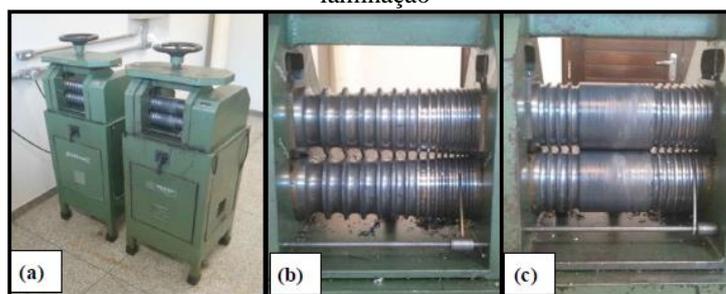
É fundamental conhecer as composições químicas das ligas após fundidas. Dessa forma, a avaliação é realizada de maneira mais correta possível para então analisar as influências destes elementos nas propriedades do material. Neste trabalho, o controle nas variações desses teores deve ser maior, por se tratar de ligas diluídas, usadas para fabricação.

3.3 Preparação dos corpos de prova

Após a solidificação direta em coquilha metálica em formato de "U", as peças foram desmoldadas; em seguida, foram retiradas amostras para realizar a caracterização macroestrutural e avaliação de microdureza (HV) das ligas.

Os perfis obtidos foram separados em dois grupos: grupo 1 com deformação e grupo 2 sem deformação. Os perfis do grupo 1 foram usinados em um torno mecânico do diâmetro de 22 mm para o de 18,5 mm e em seguida deformados por laminação a frio, em um laminador elétrico duo reversível conforme mostra a Figura 34, bem como, em detalhe, o cilindro de laminação, para se atingir um fio de diâmetro de 3,0 mm. Nos fios obtidos, foram realizados os ensaios de tração e condutividade elétrica.

Figura 34 - (a) Laminadores utilizados na deformação plástica do material; (b) e (c) detalhes dos canais de laminação



Fonte: OHANA, 2017.

Os perfis do grupo 2, como fundidos, foram usinados do diâmetro de 22 mm para o de 14,5 mm e submetidos ao ensaio de tração.

3.4 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

A verificação das medidas de microdurezas foi efetuada em 2 peças embutidas, respeitando os preparos de lixamento e polimento para cada liga estudada. Este ensaio foi aplicado no laboratório do GPEMAT da UFPA e, para tal, o equipamento de modelo "DIGITAL Microhardness MHV2000" foi utilizado, como o da Figura 35. As leituras foram obtidas por meio de uma pirâmide de diamante com uma área quadrada de base e um ângulo de 136°, onde é forçada verticalmente para dentro da superfície das amostras, são úteis para correlacionar o comportamento das microestruturas presente com a propriedade mecânica de dureza.

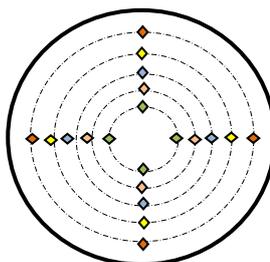
Figura 35 - (a) Desenho esquemático para ilustrar as leituras das microdureza (HV)



Fonte: Acervo GPEMAT, 2018.

No ensaio utilizou-se uma carga de 50 gf com um tempo de 15 segundos. Foram feitas vinte endentações ao longo da superfície de cada corpo de prova, com espaços entre eles de 1,5mm. Em seguida, a média dos valores foram calculadas a fim de verificar a microdureza na peça, como indica a Figura 36.

Figura 36 - Desenho esquemático para ilustrar as indentações ao longo do corpo de prova no ensaio de microdureza Vickers (HV)



Fonte: Arquivo pessoal, 2018.

3.5 Caracterização elétrica

Nesta etapa para aferição das propriedades elétricas, dos corpos de provas como deformados, adotou-se como referência a NBR-6814/85, que descreve o método de medição de resistividade elétrica do condutor em corrente contínua, para fios e cabos elétricos. Para realização do ensaio, utilizou-se uma ponte de kelvin MEGABRÁS modelo MPK-2000, ilustrada na Figura 37.

Figura 37 - Fotos do conjunto componentes da ponte de Kelvin utilizada para medir a resistência elétrica



Fonte: Acervo GPEMAT, 2018.

As resistências elétricas dos fios foram medidas a uma temperatura não inferior a 10°C nem superior a 30°C e corrigida para a temperatura de 20°C como a norma NBR 5118 recomenda. Depois de obtidos os resultados a partir das leituras das resistências dos corpos de provas em diferentes diâmetros, utilizamos a equação fornecida pela norma NBR 6814 mostrada na equação (1) abaixo.

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

Sendo:

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

R_t = resistência a T °C, em Ω ;

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

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

Com a resistência já corrigida a 20°C, pode-se obter a resistividade que é fornecida através da Equação 2, conforme a norma NBR 6814/85.

$$R_V = \rho_C \times A \quad (2)$$

onde:

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

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

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

Em seguida, os resultados obtidos foram transformados em condutividade elétrica, ou seja, em % IACS, que corresponde à International Annealed Cooper Standard, um padrão internacional de condutividade correspondente à apresentada por um fio de cobre com 1 m de comprimento e 1 mm de seção transversal a 20°C, através da Equação 3:

$$\varphi = \frac{\rho_{Al}}{\rho_{Cu}} \quad (3)$$

onde:

φ = a condutividade elétrica do fio em IACS;

ρ_{Cu} = a resistividade elétrica do cobre em $\frac{\Omega.m.m^2}{m}$;

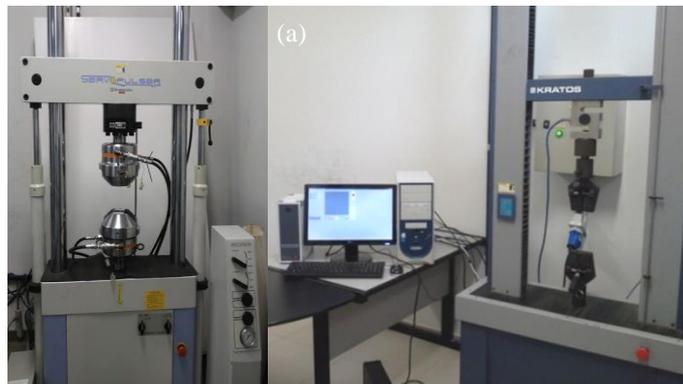
ρ_{Al} = a resistividade elétrica do alumínio em $\frac{\Omega.m.m^2}{m}$.

3.6 Caracterização mecânica

Nesta etapa, para a caracterização mecânica dos materiais aplicada aos corpos de prova, utilizamos dois equipamentos para o ensaio de tração. Primeiramente, para os CPs como estrutura bruta de fusão (sem deformação) de diâmetro 14,5 mm, foram usinados 3 (três) corpos de prova com o objetivo de obter dados médios como respostas das propriedades mecânicas do material. O ensaio foi realizado a uma velocidade de 0,5 mm/min na máquina de ensaios universal servopulser shimadzu de modelo EHF-EM100KN-20L, a qual possui capacidade máxima de carregamento de 100 kN (Figura 38 (a)).

Em sequência, no ensaio de tração aplicado aos CPs laminados com diâmetro de 3 mm (com deformação), utilizou-se a máquina de ensaio universal, do fabricante Kratos, modelo KE 3000MP, Figura 38 (b). Para cada tipo de corpo de prova, obedecemos a uma determinada norma técnica: i) para o fundido, às dimensões obedece a norma ASTM E8M – 95, ii) laminados e trefilados, ou seja, para Fios e Cabos Elétricos obedecendo à norma NBR 6810 e NBR ISO 6892/02, respeitando as distâncias entre garras de 150 mm. Assim, o ensaio foi realizado com amostras de 200 mm de comprimento confeccionadas para cada corpo de prova. Os resultados são adquiridos fazendo uma média da quantidade de amostras ensaiadas.

Figura 38 - (a) Ensaio de tração Modelo Servopulser e (b) Modelo Kratos com célula de carga de 500 e 3000 Kgf



Fonte: Acervo GPEMAT, 2018.

Findado o ensaio as bases das fraturas, são lixadas numa poltriz elétrica, Figura 39(a), para torná-las regulares, o que facilita a fixação nos spots do MEV. A Figura 39(b) mostra o limpador ultrassônico com tanque em aço modelo METASOM – 14, usado para limpeza das amostras das regiões de fratura resultantes do ensaio de tração, por meio de aplicação de ondas ultrassônicas agindo sobre uma solução de limpeza [Álcool].

Figura 39 - (A) Politriz elétrica e (B) Ultrassom modelo METASOM-14



Fonte: Acervo GPEMAT, 2018.

3.7 Caracterização estrutural das ligas

A microestrutura das ligas é obtida em corpos de prova resultantes do ensaio de tração, tanto da liga sem deformação, quanto a com deformação (Fio). A Figura 40 mostra a imagem do Microscópio eletrônico de Varredura (MEV) utilizado para capturar imagens e melhor analisar aspectos nas topografias das fraturas. Da mesma forma, foi observada a distribuição dos elementos contidos na liga pela análise de espectrometria de energia dispersiva de raios x - EDS.

Figura 40 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste item, inicialmente é realizada verificação das composições químicas das ligas, em seguida se realiza investigação quanto ao efeito dos diferentes teores em massa de Fe sobre a liga como fundida e como deformada. Comparando as macroestruturas, além de avaliar a microdureza, condutividade elétrica, resistência mecânica das ligas.

4.1 Análise química

Após a fundição das ligas, foram obtidos os resultados das composições químicas dos materiais produzidos, conforme apresentado na Tabela 3, indicando que todos os procedimentos de cálculo estequiométrico foram realizados de forma correta, dada a comprovação por análise em espectrômetro óptico. Portanto, as composições químicas obtidas estão de acordo com o escopo deste trabalho. A composição química é referente às ligas Al - 0,2% Fe; Al - 0,5% Fe e Al - 0,7% Fe.

Tabela 3 - Composição das ligas com variação em massa de Ferro

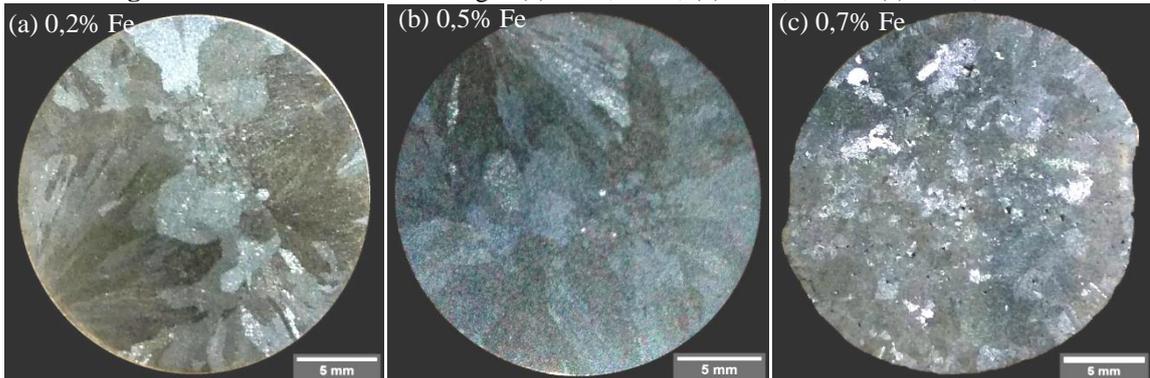
Ligas	Elementos (em % de peso)			
	Fe	Cu	Si	Mg
6061	0,7	0,15-0,4	0,4-0,8	0,8-1,2
Al-Cu-Si-Mg- 0,2%Fe	0,211	0,247	0,759	1,046
Al-Cu-Si-Mg- 0,5%Fe	0,532	0,231	0,751	1,037
Al-Cu-Si-Mg- 0,7%Fe	0,747	0,258	0,747	1,029

Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

4.2 Macroestruturas das ligas sem deformação

A morfologia das estruturas dos grãos das ligas sem deformação, estudadas, são apresentadas na Figura 41. Observa-se, à medida que aumenta-se o teor em massa do elemento ferro na liga, os grãos aparentemente em sua maioria colunares tendem a ficar mais refinados. As imagens 41 (a) e (b) apresentam as características de uma estrutura colunar/equiaxiais, enquanto a figura 41 (c) mostra grãos mais refinados.

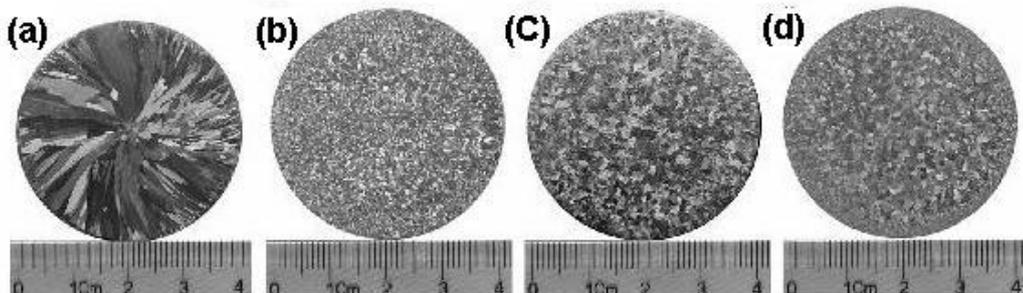
Figura 41 - Macroestruturas das ligas (a) Al-0,2%Fe; (b) Al-0,5%Fe e (c) AL-0,7% Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Outros estudos afirmam o refinamento de grãos através do aumento no teor do elemento ferro nas ligas metálicas, como o estudo de Zhang et al. (2006) que mostra o efeito do teor de ferro, em alumínio eletrocondutor como refinador de grão, como visto nas macroestruturas da Figura 42.

Figura 42 - Evolução da macroestrutura do Al-EC com variação do teor de Fe: (a) Al-EC; (b) 0,5 %Fe; (c) 0,8%Fe; (f) 1,2 %Fe



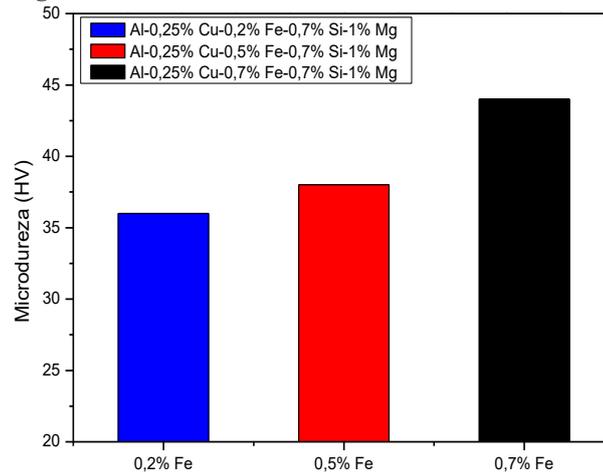
Fonte: Zhang et al., 2006.

Percebe-se, na liga AL-EC estudada por Zhang et al. (2006), que partindo de uma estrutura Al-EC, figura 42 (a), à medida que o ferro é inserido, tem-se a quebra das estruturas colunares, por assim dizer, pois os grãos tendem ao refinamento como mostram as macroestruturas na imagem (a), (b) e (c) da mesma figura. Analisando as macroestruturas da liga estudada na figura 41, pode-se dizer que, provavelmente, o ferro também teve a mesma tendência em quebrar os grãos da estrutura e querer refiná-los, apesar dos outros elementos Cu, Si e Mg presentes na liga.

4.3 Microdureza Vickers (HV)

Dentre os resultados obtidos, a caracterização mecânica foi dada início com o ensaio de microdureza para cada amostra. Através do gráfico na figura 43, é possível verificar que os valores de microdureza tenderam a se elevar com o aumento do teor de ferro na matriz de alumínio.

Figura 43 - Gráfico da Microdureza Vickers das amostras



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Essa tendência de crescimento naturalmente se dá em virtude do maior acréscimo de soluto do componente Ferro na liga, o qual possibilita o refinamento dos grãos na estrutura da liga como fundida. Devido a isso, a estrutura que se apresentou refinada foi a que se apresentou com maior dureza.

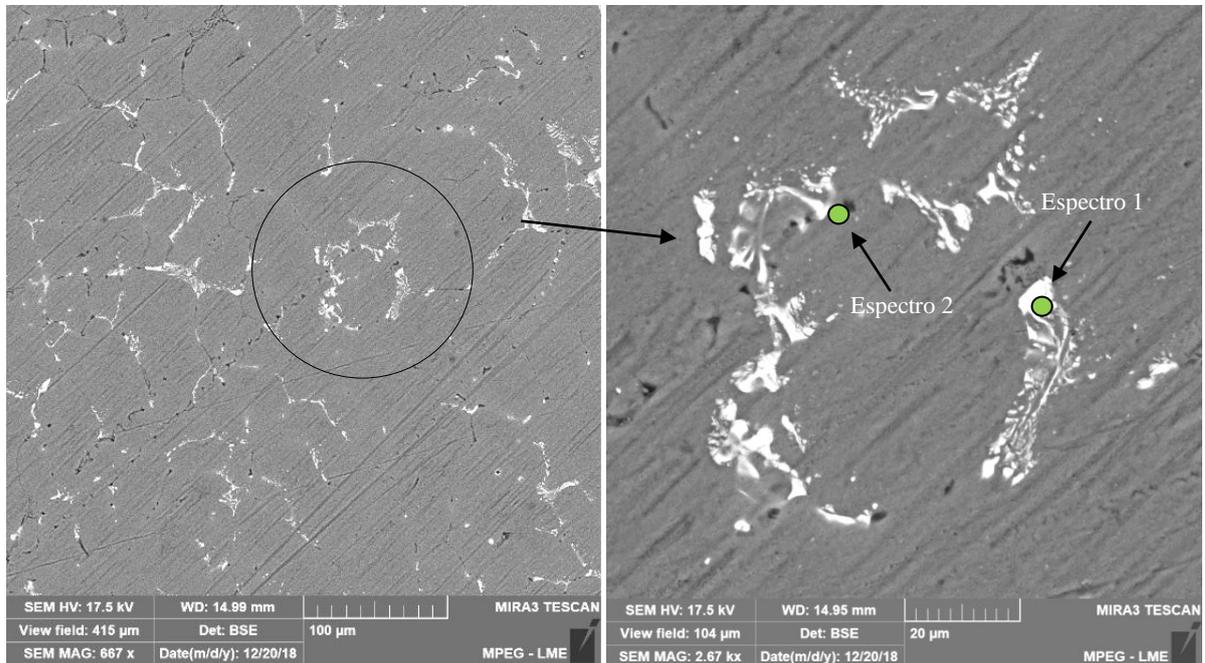
4.4 Caracterização estrutural das ligas sem deformação (SD)

Foi realizada a microanálise via EDS pontual sobre a superfície dos CPs de cada liga para determinação da composição química de cada elemento encontrado. O resultado obtido é apresentado nas tabelas e figuras, via microscópio eletrônico de varredura (MEV) apresentado nos subitens a seguir.

4.4.1 Caracterização microestrutural da liga SD - 0,2% Fe

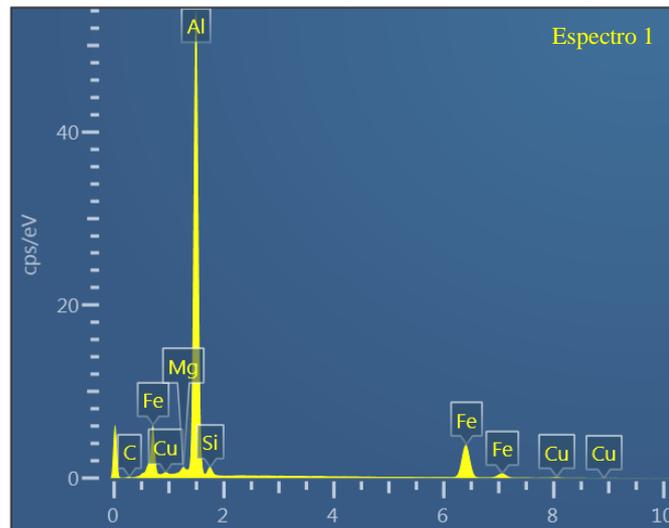
Ao se realizar a análise em EDS na liga com 0,2% Fe, de forma pontual, na região demarcada como espectro 1 e espectro 2 de sua microestrutura (Figura 44), foram determinadas a composição dos elementos encontrados, os quais estão descritos na Tabela 4.

Figura 44 - Micrografia via MEV destacando a região da análise de EDS pontual - liga com 0,2% Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Figura 45 – Região da análise de EDS pontual realizado na liga com 0,2% Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Tabela 4 - Composição química encontrada no EDS

Espectro 1						
Elemento de liga	Fe	Si	Mg	Cu	Outros	Al
Composição química (%p)	28,08	2,01	0,7	0,72	3,5	64,99
Espectro 2						
Elemento de liga	Fe	Si	Mg	Cu	Outros	Al
Composição química (%p)	-	-	1,09	-	7,85	91,06

Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

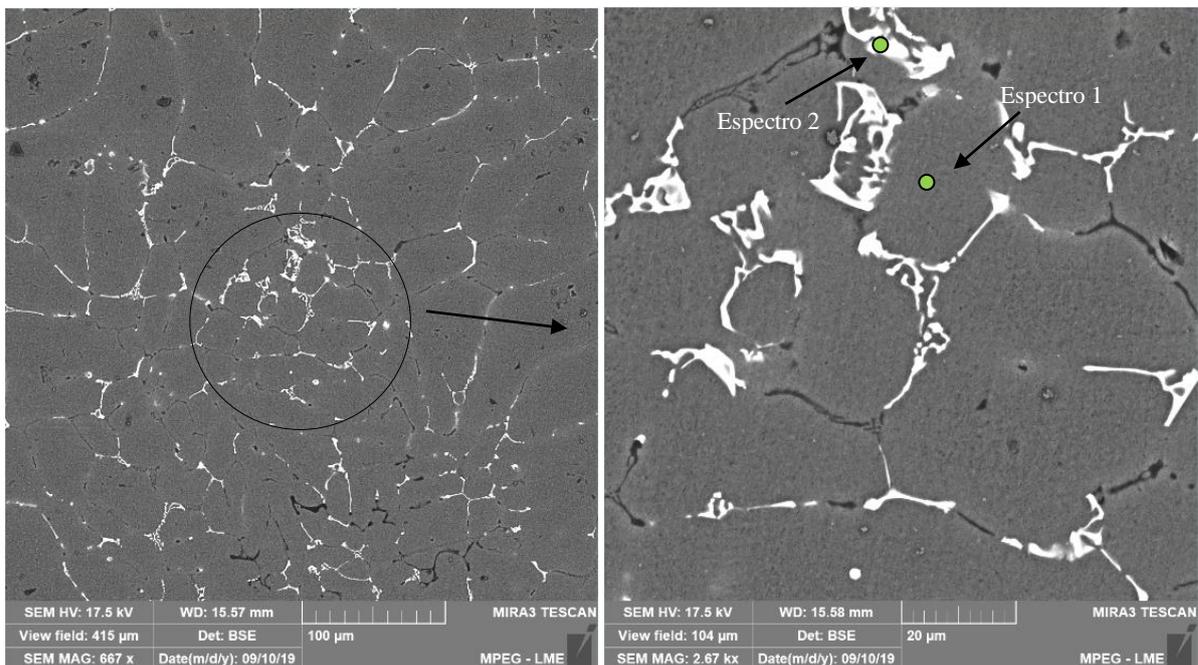
Ao se verificar a microestrutura da figura 44, percebe-se que, em alguns contornos de grão, concentram-se parcialmente o constituinte eutético (Al+Al₃Fe), o que pode ser visualizado na cor branca da região analisada via MEV. Alguns poucos contornos apresentam-se ainda mais aglomerados do constituinte formado durante a solidificação na estrutura.

A análise pontual via EDS forneceu a composição química encontrada para os elementos Al-Fe-Cu-Si-Mg detectados no espectro 1 e, quanto à região da matriz, o espectro 2 descreve a composição química encontrada do Al-Mg detectados, conforme tabela 4.

4.4.2 Caracterização microestrutural da liga SD - 0,5% Fe

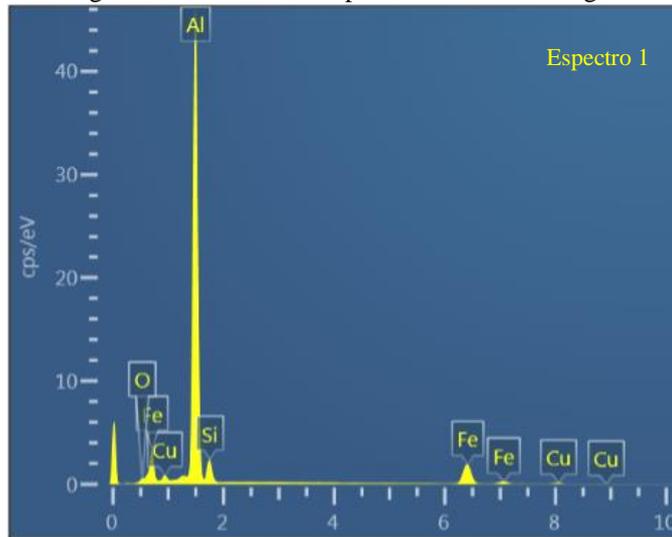
Foi realizada uma análise de EDS na liga com 0,5% Fe (Figura 46) de forma pontual no ponto demarcado na sua microestrutura para determinação da composição química, e os elementos encontrados estão descritos na Tabela 5.

Figura 46 – Micrografia via MEV destacando a região da análise de EDS pontual - liga com 0,5% Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Destaca-se, ao verificar a microestrutura da figura 46, alguns contornos de grãos mais definidos pela presença do constituinte. Diferente da microestrutura da liga com 0,2% Fe, na figura 46 não foram observadas regiões mais adensadas, e sim, contornos de grãos mais bem alinhados, ou seja, o constituinte presente de forma mais homogênea na matriz (bem mais distribuídos).

Figura 47 - Região da análise de EDS pontual realizado na liga com 0,5% Fe

Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Tabela 5 - Composição química encontrada no EDS

Espectro 1						
Elemento de liga	Fe	Si	Mg	Cu	Outros	Al
Composição química (%p)	-	-	-	-	2,68	97,32
Espectro 2						
Elemento de liga	Fe	Si	Mg	Cu	Outros	Al
Composição química (%p)	19,74	6,17	-	2,26	2,55	69,28

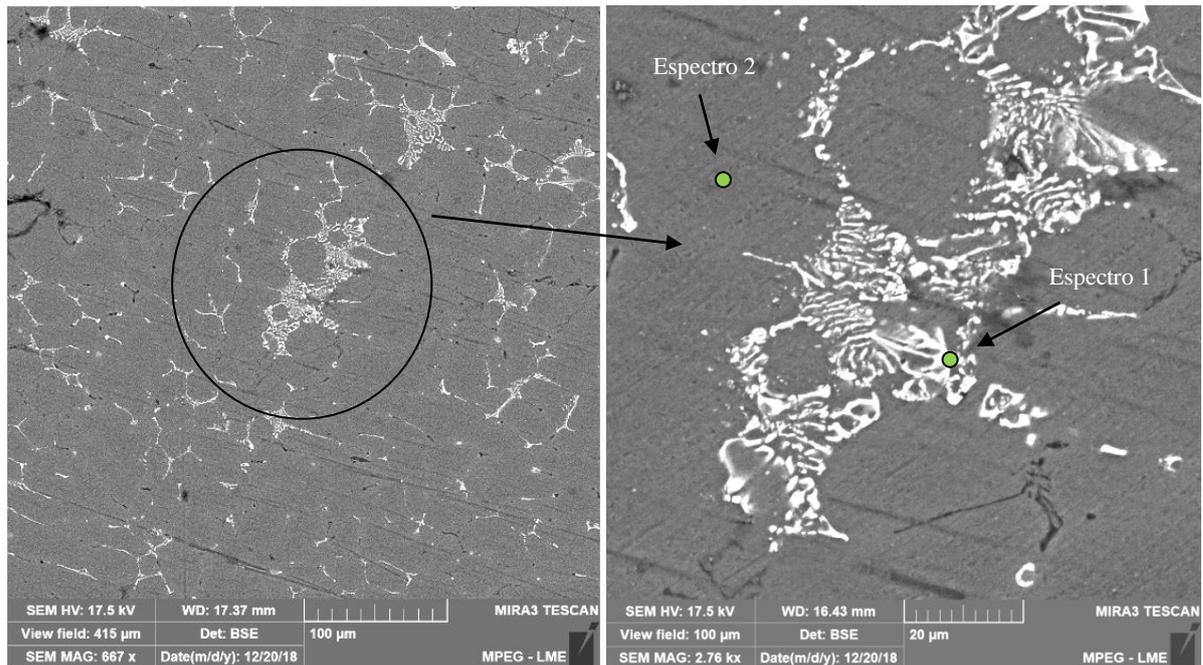
Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

A análise pontual via EDS forneceu a composição química encontrada no espectro 1 na matriz onde detectou a presença de 2,68% de O, além do Alumínio e no espectro 2 os elementos Al-Fe-Cu-Si-O detectados na região do eutético, conforme tabela 5.

4.4.3 Caracterização microestrutural da liga SD - 0,7% Fe

A liga com 0,7% Fe, também passou por averiguação da composição química de forma pontual, os pontos analisados foram os espectros 1 e o espectro 2 exibidos na microestrutura da Figura 48, o resultado obtido é apresentado na Tabela 6.

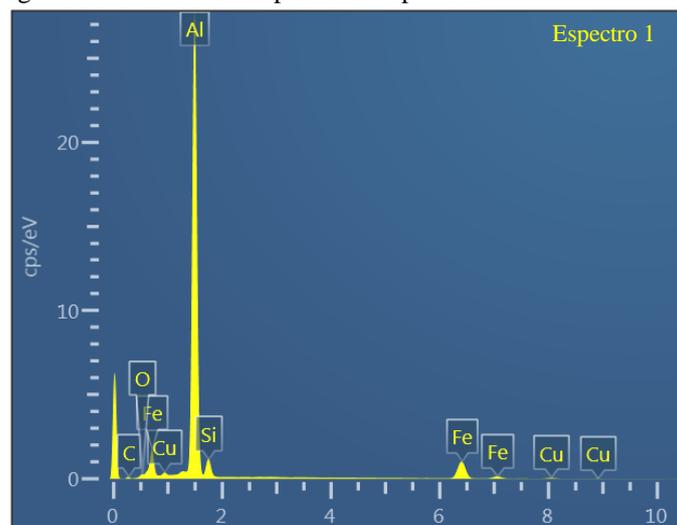
Figura 48 – Micrografia via MEV destacando a região da análise de EDS pontual - liga com 0,7% Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

A micrografia desta liga destaca-se por apresentar contorno de grão mais definidos e diversas regiões de maneira aglomerada, com microestrutura em formato de lamelas, comum em transformação eutéticas/eutetóides. Diferente da microestrutura da liga com 0,2% Fe, não foram observadas regiões com contorno de grão mais adensado. E sim contornos de grãos mais bem alinhados, ou seja, o constituinte presente de forma mais homogênea na matriz.

Figura 49 - Região da análise de EDS pontual e espectro da análise realizado na liga com 0,7% Fe



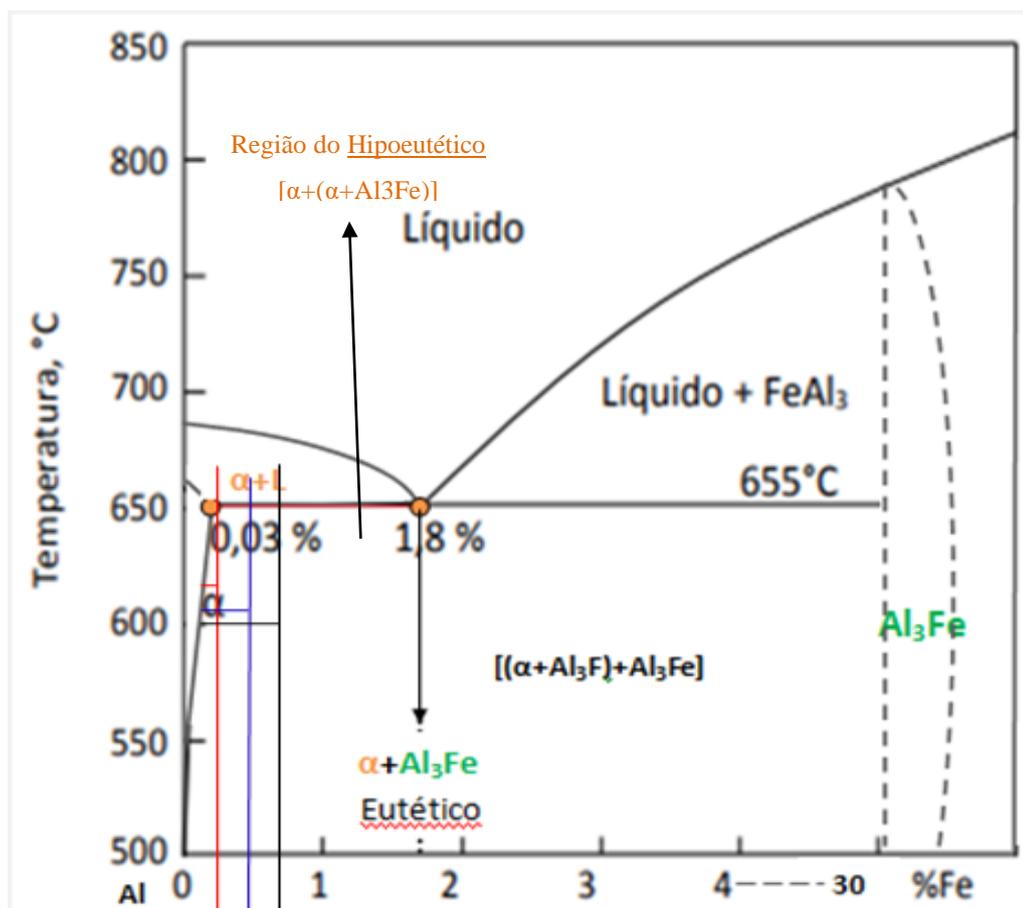
Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Tabela 6- Composição química encontrada no EDS

Espectro 1						
Elemento de liga	Fe	Si	Mg	Cu	Outros	Al
Composição química (%p)	16,60	4,64	-	1,18	11,25	66,33
Espectro 2						
Elemento de liga	Fe	Si	Mg	Cu	Outros	Al
Composição química (%p)	-	-	-	-	12,03	87,97

Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

As imagens de MEV associadas ao EDS para cada ligapermite destacar que as partículas observadas são de predominância do elemento ferro, o qual é possível visualizar em forma de aglomerados registrado na imagem do MEV. Esse aglomerado possivelmente é o constituinte (Al+Al₃Fe) presente devido a sua composição de 0,3% que excede a máxima solubilidade na base de alumínio, que se encontra na região do diagrama Al-Fe visto anteriormente na figura 8 do subitem 2.3.2 e na adaptação deste diagrama na figura 50 abaixo.

Figura 50- Diagrama Al-Fe (uma ampliação da região eutética)

Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Quando o sistema é resfriado de acordo com o diagrama de fases representado na figura 50, após a solidificação da primeira partícula (α), chamada de partícula primária, o

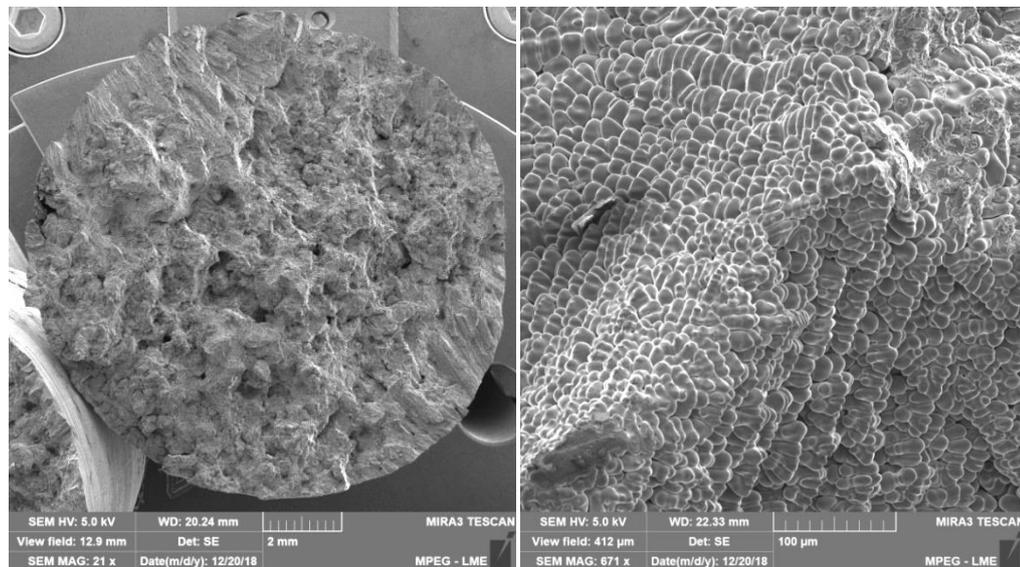
líquido remanescente, ao atingir a temperatura de 655° C, possui a máxima concentração de ferro na matriz de 0,03% e máxima concentração do eutético de 1,8% Fe. À medida que o líquido resfria e ultrapassa essa faixa de temperatura, as ligas formarão o constituinte composto por duas soluções sólidas [Al+(Al+Al₃Fe)]. De acordo com a regra da alavanca, as proporções do eutético (Al+Al₃Fe) serão relativamente maiores à proporção que se aumenta o valor em massa do elemento ferro. Como percebido nas imagens do MEV, o nível de aglomerados, ou seja, eutéticos, povoados nos contornos de grão, torna-se mais aparente na microestrutura.

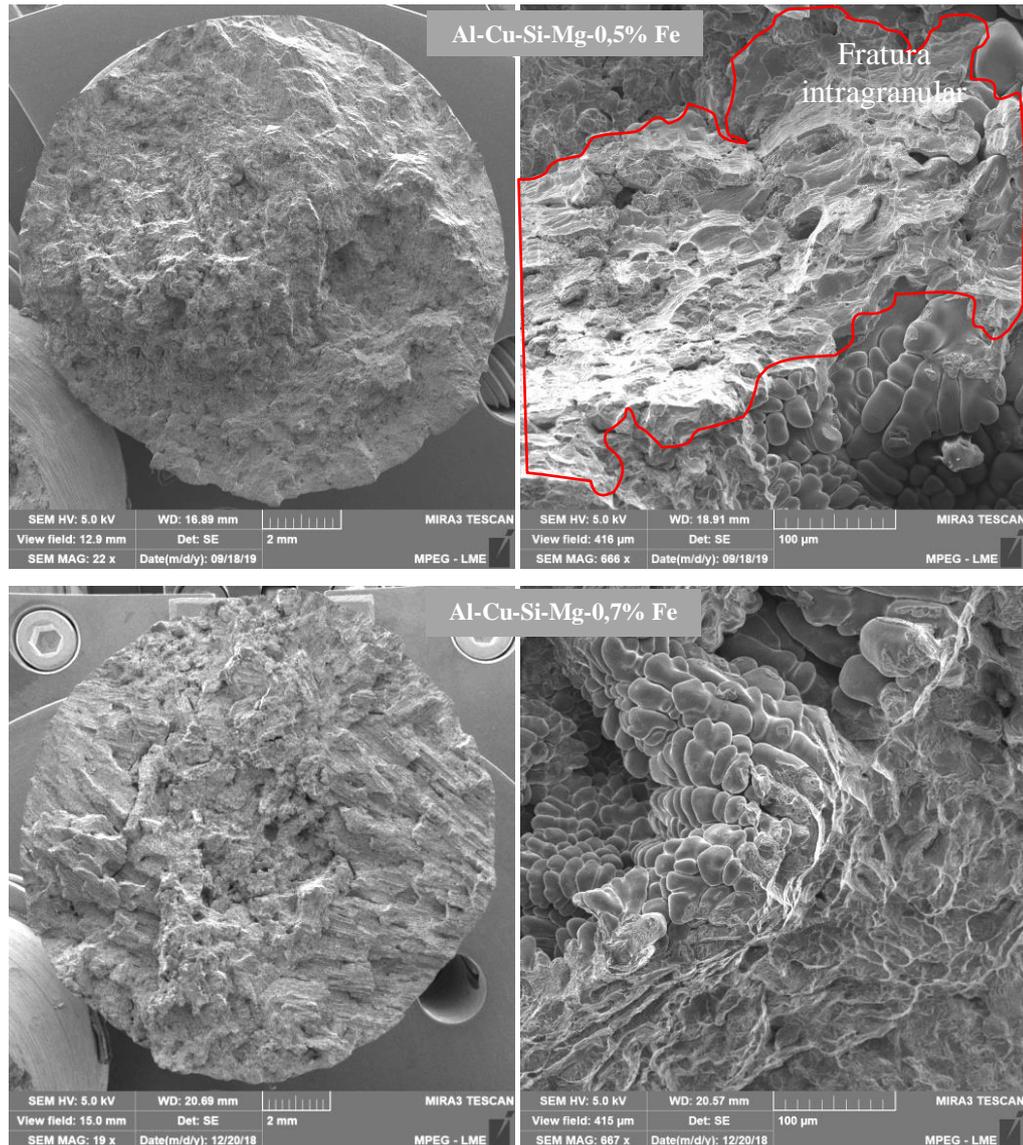
Na liga com 0,2% Fe, os contornos de grão são mais grosseiros, tornando-se ainda mais acentuados na liga com 0,7% Fe na matriz de alumínio, onde são prováveis de observar melhor o aspecto zebreado da região eutética na liga. Entretanto, os contornos de grãos na liga com 0,5% Fe se encontram de forma mais homogênea, com contornos de grãos mais delgados.

4.4.4 Análise das fraturas das ligas SD

As fraturas provenientes do ensaio de Tração foram observadas via MEV e as fractografias são indicadas na imagem a seguir.

Figura 51 - Fractografias dos CPs fraturados pelo ensaio de tração





Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

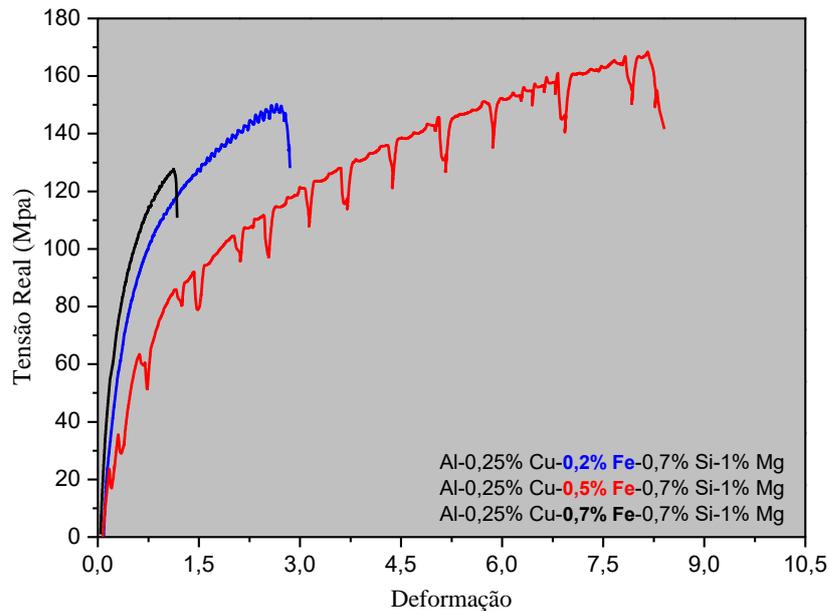
As imagens das fractografias presente na Figura 51 apresentam de forma geral aspectos de fratura frágil. Não foi observada presença de microcavidades (característico de fraturas dúctil) na superfície de suas fraturas, em nenhum dos corpos de prova.

Observou-se, nas fractografias, a presença de muitas regiões planas (clivagem), características típicas de fraturas frágeis, com a observação de fraturas intragranulares, com baixo grau de deformação plástica, assim como a presença de muitos poros.

4.5 Caracterização mecânica das ligas sem deformação

O ensaio de tração para as três ligas é destacado na figura 52, onde as curvas obtidas são apresentadas.

Figura 52 - Comparativa entre as curvas de tensão-deformação obtidas para as três ligas (CP 14,5 mm) nas quais os ensaios foram realizados



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Com o ensaio de tração faz-se possível verificar os efeitos do constituinte eutético formado durante a solidificação sobre as propriedades mecânicas das ligas modificadas e analisando as curvas, nota-se que a liga com 0,7% Fe possui um valor de tensão e deformação bem menor em relação às demais ligas, a estrutura dos grãos mais refinados por conta do aumento do teor de ferro e maior concentração do constituinte presente nesta liga pode ter favorecido para a fragilidade do material, fazendo com que ele se deforme menos.

A curva da liga com 0,5% Fe indicou maior resistência mecânica, uma tensão de 170 MPa aproximadamente, apresentando deformação quase que cinco vezes maior que a liga 0,7% Fe e três vezes mais que a liga 0,2% Fe. Assim como observadas as bandas de deformação induzidas pelo efeito PLC. Tal comportamento, atípico, evidentemente pode estar relacionado com a formação e distribuição do constituinte na matriz α de forma homogênea, onde não se perceberam regiões de aglomerados em sua microestrutura interdendrítica, e sim, seus contornos de grãos preenchidos de forma mais delgada e homogênea na estrutura, ou seja, a dificuldade no movimento das discordâncias durante a deformação pode ter relação com a distribuição do eutético de forma homogênea na matriz, resultando em maior Tensão e Deformação.

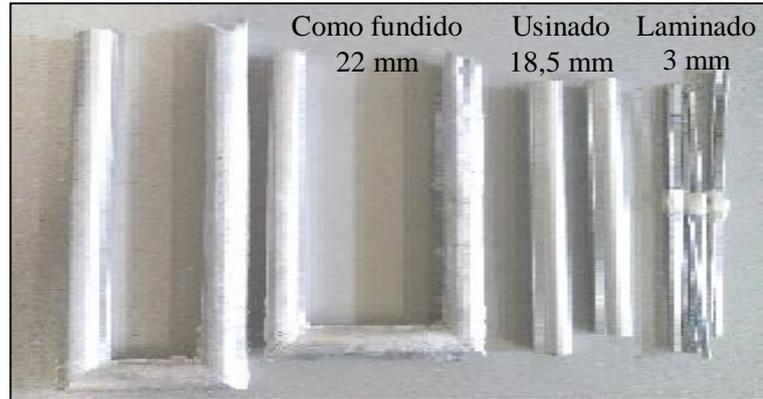
Segundo Pereira (2017) a queda de valores de propriedades mecânicas das ligas de alumínio com grande teor de impureza está relacionada à formação de compostos intermetálicos com morfologias assimétricas, que atuam como eficientes concentradores de tensões.

Esse fato da morfologia citado por Pereira, provavelmente poderá estar relacionando com os resultados das ligas [0,2 e 0,7]% Fe, o contrário também poderá ser veraz, visto que a liga com 0,5% Fe indicou sua morfologia de forma mais simétrica, propiciando maior resistência mecânica.

4.6 Caracterização Estrutural das ligas como deformadas (Laminadas)

Como observado na imagem da figura 53, partindo do perfil como fundido, o diâmetro desejado do fio de 3 mm foi alcançado para as ligas com [0,2 e 0,7] % Fe.

Figura 53 - Perfis submetidos ao processo de laminação até o diâmetro de 3 mm [0,2 e 0,7] % Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

No entanto, a liga fundida em laboratório do GPEMAT Al-Cu-Si-Mg-0,7% Fe, seguiu os mesmos parâmetros de metodologia aplicados a liga contendo 0,2% Fe e 0,5% Fe. Toda via, quando submetido à laminação a frio em um laminador elétrico duo reversível com o objetivo de atingir o diâmetro de um fio de 3,0 mm, o perfil não deformou. Trincas sucessivas no corpo do perfil surgem imediatamente quando inseridas no laminar 1, exatamente no 3° canal para todas as suas amostras, como observados na figura 54.

Figura 54 - (a) Amostra do perfil fraturado após ser submetido a laminação até o 3° canal do laminador (b) Laminador, identificando o 3° canal de deformação



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

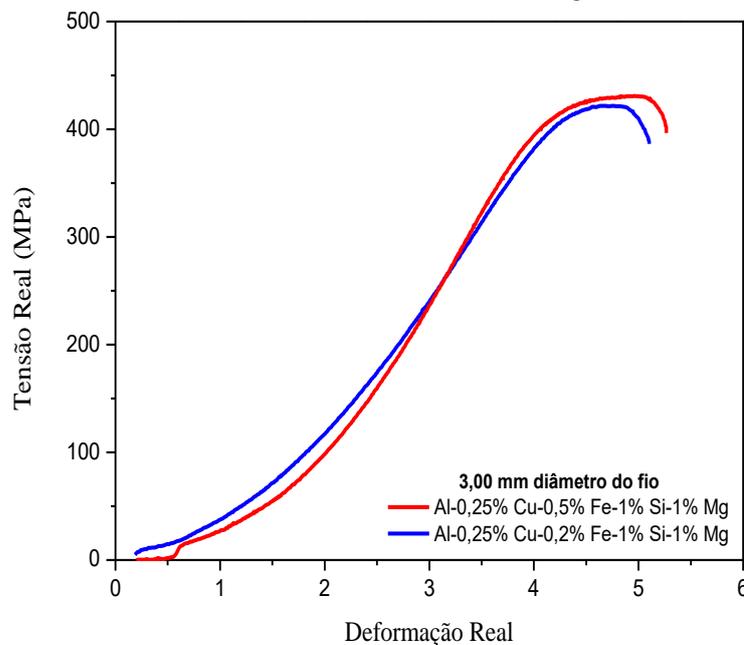
Conforme Taylor (1995), quanto mais ferro, maior o número de intermetálicos formados e, conseqüentemente, mais fácil a propagação de trincas. E transferindo essa ideia para o diagrama Al-Fe, levando em conta os valores em massa de ferro modificados na liga estudada e que os demais elementos de liga não formem constituintes por estarem em região de solução sólida, temos que: quanto maior o teor de ferro adicionado, maior será a quantidade de eutético presentes.

Naturalmente uma maior concentração da quantidade de eutético formado provocará a fragilidade do material, facilitando a propagação das trincas quando submetido a esforços. Como ocorrido no material contendo 0,7% Fe, em que não se permitiu a deformação. Portanto, a caracterização mecânica e elétrica das ligas deformadas fica a cargo das ligas [Al-Cu-Si-Mg-0,2% Fe] e [Al-Cu-Si-Mg-0,5% Fe].

4.7 Caracterização mecânica, elétrica e estrutural das ligas como deformadas (Laminadas)

Quanto à caracterização mecânica, as duas ligas que responderam ao processo de deformação, por laminação a frio, apresentaram consideráveis ganhos de resistência mecânica em relação às ligas como fundidas.

Figura 55 - (a) Gráfico das curvas Tensão x Deformação das ligas [0,2 e 0,7]% Fe como deformadas, diâmetro do fio 3mm e (b) Gráfico da condutividade elétrica das ligas como deformadas



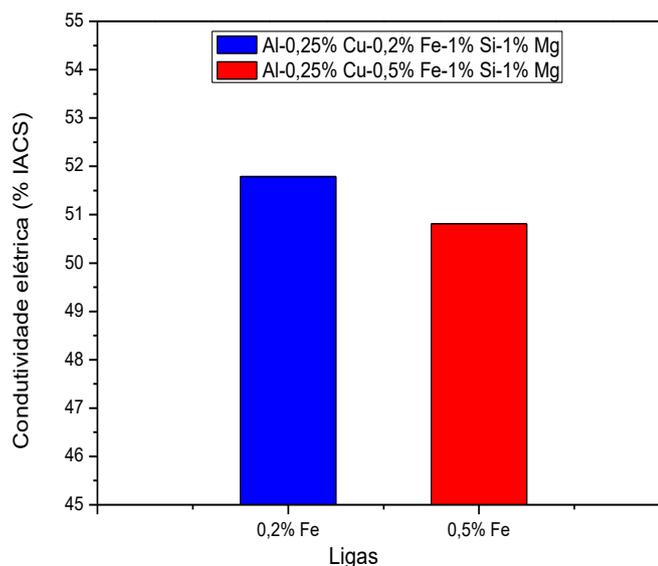
Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Observa-se que tanto uma quanto a outra liga deformada responderam quase que de forma semelhante quando submetidas a esforço no ensaio de tração vs. deformação. Também, não foram observados presença do fenômeno PLC nas curvas durante o ensaio. Esse bom desempenho das ligas como deformadas possivelmente deva ter relação com o encruamento sofrido pelo material durante a deformação mecânica, ocasionando aumento de sua tensão. Fato esse destacado pela ABAL (2018) a qual descreve que a deformação a frio confere encruamento ao alumínio. Aumenta os limites de resistência à tração e ao escoamento, com diminuição do alongamento. Esse procedimento produz um metal com bom acabamento superficial e preciso controle dimensional.

Por sua vez, o efeito estrutural conhecido como recuperação dinâmica (a palavra dinâmica refere-se ao fato de que o processo ocorre durante a deformação) tenha provocado um rearranjo das discordâncias, sem eliminar as barreiras, nesse caso provocados pela constituinte na estrutura, inibindo o fenômeno de PLC. Dessa forma, o material revelou seu verdadeiro desempenho.

As ligas [Al-Cu-Si-Mg-0,2% Fe] e [Al-Cu-Si-Mg-0,5% Fe] em estudo, passaram por um processo de caracterização elétrica através do ensaio de resistência elétrica. Os resultados de resistência elétrica foram convertidos em condutividade elétrica como procedimento descrito no item 3.4. Os resultados são mostrados no gráfico da figura 56.

Figura 56 - Gráfico da condutividade elétrica das ligas [0,2 e 0,7% Fe] como deformadas



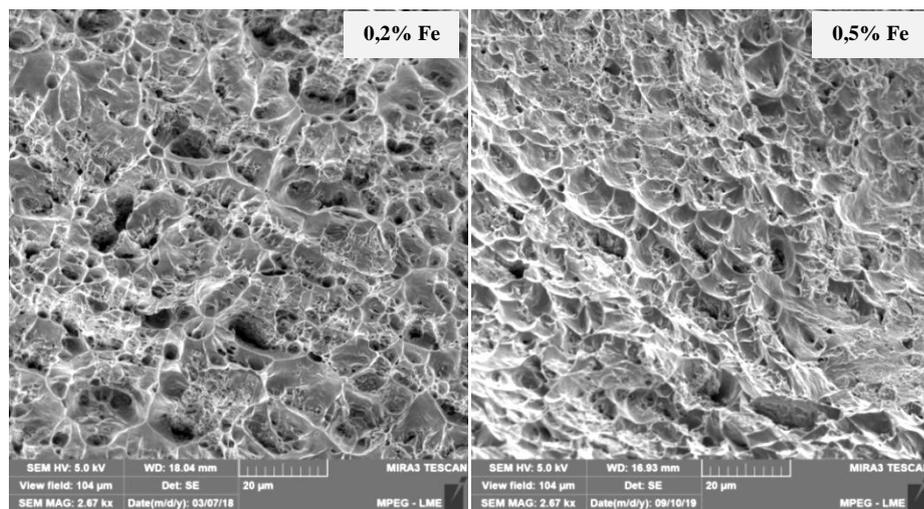
Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Os resultados de condutividade elétrica das ligas demonstraram ser bem próximos, pois a liga [Al-Cu-Si-Mg-0,2% Fe] obteve condutividade de aproximadamente 52% IACS e a liga [Al-Cu-Si-Mg-0,5% Fe] de aproximadamente de 51% IACS. Esse resultado condiz com a

caracterização mecânica em que os resultados de tensão e deformação também foram bem aproximados. Observa-se que a liga com 0,2% Fe, que obteve maior condutividade, foi a que obteve menor tensão de acordo com o gráfico da figura 55. Já a liga com 0,7% Fe, que obteve menor condutividade, foi a que apresentou uma demanda um pouco maior de tensão.

Após o ensaio de tração nas ligas [Al-Cu-Si-Mg-0,2% Fe] e [Al-Cu-Si-Mg-0,5% Fe], as superfícies fraturadas foram observadas via MEV, conforme a figura 57 a seguir.

Figura 57 - Fractografia das ligas como deformadas após o ensaio de tração



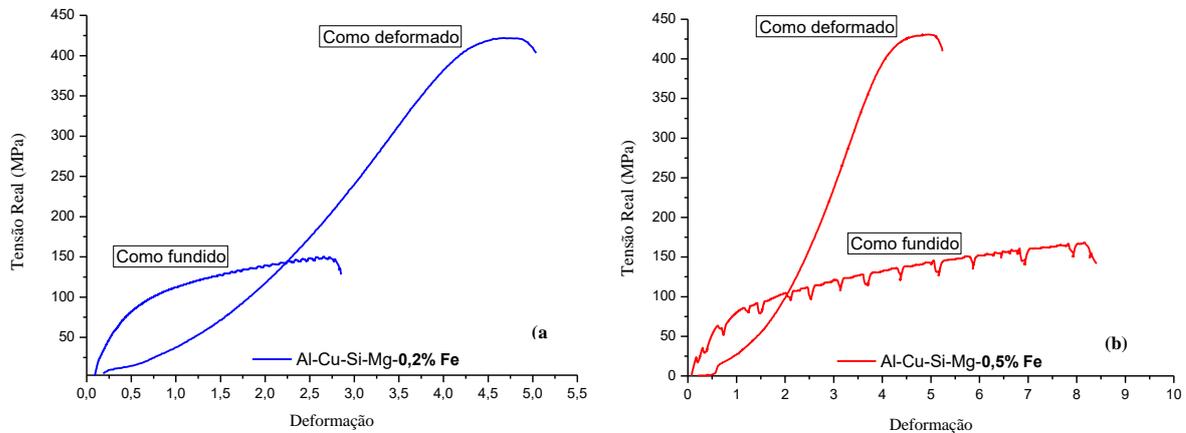
Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Pode-se constatar que, diferentemente das fraturas dos CPs como fundido, fratura frágil, os CPs das ligas como deformadas apresentam microcavidades na região das fraturas, característico de fraturas dúctil. Possivelmente, essa propriedade de ductilidade adquirida pelo material tenha relação com a recuperação atuante durante o processo de deformação.

4.8 Análise da liga como fundida x como deformada

Uma análise comparativa da tensão x deformação das duas ligas, como deformada e como fundida, é apresentada nos gráficos a seguir, figura 58(a) para a liga com 0,2% Fe e 58(b) para a liga com 0,7% Fe.

Figura 58 - Gráfico da Tensão x Deformação Real para a liga com (a) 0,2% Fe e (b) 0,5% Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

As ligas como deformadas apresentaram ganhos significativos da tensão e suas deformações ficaram com valores bem aproximados. A liga com 0,2% Fe na figura 58(a) obteve ganho tanto em tensão, quanto em deformação quando deformadas. Já a liga com 0,5% Fe figura 58(b) obteve ganho de tensão e perda em sua deformação. Esse aumento significativo da tensão real nas ligas como deformadas provavelmente esteja correlacionado com o encruamento, sofrido pelo material durante a deformação mecânica, que ocasiona um aumento das discordâncias na estrutura cristalina que, por sua vez, gera a necessidade de uma tensão maior para deformar do material.

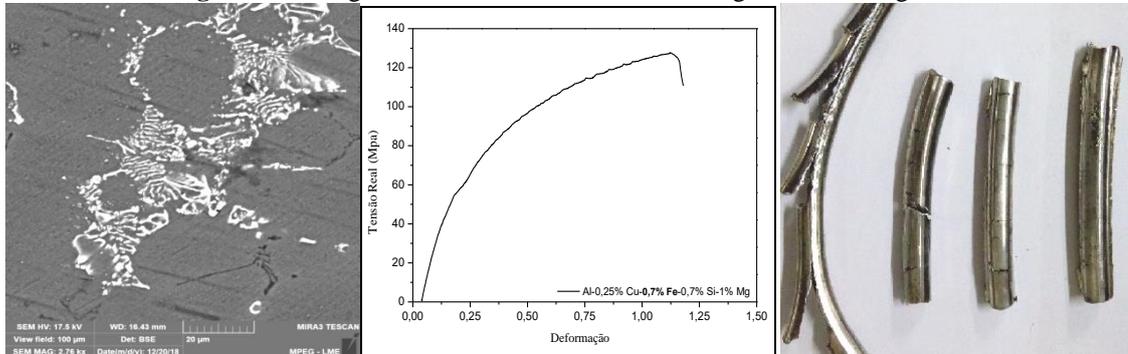
Oscilações (serrilhado) nas curvas tensão vs. deformação para as ligas como fundida são observadas, sendo que para a liga com 0,5% Fe o efeito é de forma mais acentuada em praticamente toda curva e de modo irregular. Esse comportamento pode ser influenciado pelos campos de tensões internas criados durante a deformação pela presença de segunda fase de forma mais simétrica na microestrutura do material. A influência de grandes concentrações de partículas de segunda fase no escoamento serrilhado tem sido pouco estudada, portanto não foi investigada em detalhes nesta pesquisa.

Nota-se ainda que o efeito serrilhado foi restringido pela ação da deformação mecânica, não sendo mais observados nas curvas tensão vs. deformação do material como deformado, provavelmente essa ação de deformabilidade, juntamente com a recuperação dinâmica durante o processo, proporcionou a melhor mobilidade das discordâncias.

Em relação à liga com 0,7% Fe, esta não permitiu a deformação mecânica como observado pela figura 59. As imagens com alguns resultados obtidos da liga com 0,7% Fe são

apresentadas, como sua microestrutura, exibindo regiões concentradas do constituinte eutético e sua tensão vs. deformação, que apresenta baixa deformabilidade.

Figura 59 - Imagem com os resultados obtidos da liga Al-Cu-Si-Mg com 0,7% Fe



Fonte: Arquivo pessoal, 2019.

Provavelmente, a estrutura dos grãos mais refinados por conta do aumento do teor de ferro e maior concentração do constituinte eutético presente nesta liga pode ter favorecido a fragilidade do material, fazendo com que ele se deforme menos.

5 CONCLUSÕES

1 Avaliar o comportamento macroestrutural das ligas como fundidas.

A adição de ferro reduz o tamanho dos grãos na estrutura.

2 Avaliar a microdureza das ligas como fundida.

Quanto mais refinada a liga pela adição de ferro, maior o valor da microdureza.

3 Caracterizar o comportamento estrutural das ligas como fundidas e como deformadas.

A liga como fundida a 0,7% Fe não permitiu a deformabilidade. Tornando-se quebradiça ao ser submetida à deformação, o que pode ser atribuído ao aumento do constituinte eutético durante a solidificação da liga, sendo observado em maior quantidade favoravelmente nos contornos dos grãos, de modo mais adensado que as demais ligas como fundidas, sendo suas fraturas de aspectos frágeis.

E as demais ligas [0,2 e 0,5]% Fe, ao contrário da 0,7% Fe, se permitiram a deformação, apresentando características de fraturas dúcteis, analisadas após o ensaio de tensão vs. deformação.

4 Comparar o comportamento mecânico das ligas como fundidas e como deformadas.

As ligas como fundidas não apresentaram bom desempenho mecânico, portanto possuem baixa trabalhabilidade. Porém, as ligas, ao passarem por deformação mecânica, deformaram bem quando submetidas ao ensaio de tração vs. deformação. Indicando assim que essas ligas podem ser usadas quando submetidas a alguma transformação com a finalidade de se obter ganhos e aumentar a eficiência de suas propriedades.

5 Avaliar o comportamento elétrico das ligas no fio laminado a 3 mm.

O resultado de condutividade elétrica para ambas as ligas são relativamente bem próximos, isso justifica a influência de quanto mais ferro na liga a diferença de perda ser pequena.

REFERÊNCIAS

- ABAL. **Associação Brasileira do Alumínio**. Disponível em: <<http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>>. Acesso em: 22 ago. 2018.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM INTERNATIONAL). **Aluminum Alloy Production and Materials Manufacturing**. v. 2. American Society for Metals - ASM Handbook, 2003.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM INTERNATIONAL). **Aluminum and Aluminum alloys**. v. 4. American Society for Metals - ASM Handbook, 1998.
- ANDRADE, A. H. **Comportamento da deformação plástica, numa liga de Cu-Zn Duplex, no intervalo de temperatura 24 - 300°C**. Dissertação de mestrado - IFUSP - USP, São Paulo. 1978.
- ASKERLAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 1 ed. São Paulo, Cengage Learning, 2008, 594p.
- ASM METALS HANDBOOK – Alloy Phase Diagrams, Vol. 03x21, 10ª Edition, 1992. 1741p.
- ASM SPECIALTY HANDBOOK – Aluminum and aluminum alloys – ASM International, 1993.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT NBR 5118). Fios de alumínio 1350 nus, de seção circular, para fins elétricos. Rio de Janeiro, ago. 2007.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT NBR 6892). Materiais Metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, ago. 2002.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT NBR 6810). Fios e cabos elétricos – Tração à ruptura em componentes metálicos. Rio de Janeiro, ago. 1981.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT NBR 5285). Fios de alumínio-liga, nus, de seção circular, para fins elétricos. Rio de Janeiro, Nov. 1985.
- ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. B941: **Standard Specification for Heat Resistant Aluminum-Zirconium Alloy Wire for Electrical Purposes**. West Conshohocken, 2010.
- BRESCIANI, E. F. et al. **Conformação plástica dos metais**. São Paulo: EPUSP, 2011.
- CALLISTER, William. **Ciência e engenharia dos materiais: uma introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CALLISTER, W. D. **Engenharia e ciência dos materiais: uma introdução**. 8ª. ed. Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CARDOSO FILHO, J. C.; SOUSA, B. B.; SOUSA, L. N.; MOREIRA A. L. S. **Estudo da velocidade de corrosão em ligas de Al-3%Cu e Al-5%Cu**. XI Congresso Brasileiro de Engenharia Química em Iniciação Científica. Campinas – SP, Julho, COBEQIC, 2015.

CIÊNCIA DOS MATERIAIS MULTIMÍDIA. Disponível em:
<<http://www.cienciadosmateriais.org>>. Acesso em: 23 ago. 2018.

CNI. Confederação Nacional da Indústria. **A sustentabilidade da indústria brasileira do alumínio**. Associação Brasileira do Alumínio. Brasília: CNI, 2012. Disponível em:
<http://arquivos.portaldaindustria.com.br/app/conteudo_24/2012/09/03/191/20121122181146586007o.pdf>. Acesso em: 22 ago. 2018.

DESCH, P. B.; SCHWARZ, R. B.; NASH P. Formation of Metastable L12 Phases in Al₃Zr and Al- 12.5%X-25%Zr (X = Li, Cr, Fe, Ni, Cu). **J Less-CommonMetals**, 168(1), pp. 69–80, 1991.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. Ohio: McGraw-Hill Kogakusche Ltd. International Student Edition. American Society for Metals-ASM, 1976, p. 214.

DOS SANTOS, et al. **Análise micro e macro estrutural e avaliação das Propriedades mecânicas da liga de alumínio 5052 – h34**. V Encontro da Rede de cooperação em pesquisa, desenvolvimento e inovação em materiais e equipamentos para setor industrial brasileiro (Rede PDIMat), Belém, 2017.

FEITOSA, J. P. **Caracterização da liga 6101 refinada com a adição de diferentes teores de cobre e solidificadas em molde unidirecional horizontal e em molde “U”**. Belém: 2007, 71 f. Dissertação. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.

FERNANDEZ, H. J. L. **Influência do teor de soluto na molhabilidade e características estruturais correlacionadas com propriedades mecânicas e elétricas de fios e cabos para transmissão e distribuição de energia nas ligas Al-EC-0,7%Si[0,05%; 0,15%]Ti**. Dissertação de mestrado. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

FINE, M. E.; ANGERS, L. M.; CHEN, Y. C.; WEERTMAN, J. R.; ZEDALIS, M. S. **Rational Design of High Temperature Aluminum Alloys**, in Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties, vol. 1 (edited by E. A. Starke and T. H. Sanders), pp. 321–337, EMAS, Warley, 1986.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e aplicações**. Campinas: 2ª Ed. Unicamp, 2007.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas, São Paulo: Ed. Unicamp, 2001.

GOMES, M. R.; BRESCIANI, E. F. **Propriedade e usos de metais não ferrosos**. 2 ed. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1976.

GONÇALVES, R. A. **Investigação da usinabilidade das ligas de alumínio da série 6XXX.** Uberlândia: 2012. Dissertação. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia, 2012.

GRIGER A.; STEFANIAY V. Equilibrium and non-equilibrium intermetallic phases in Al-Fe and Al-Fe-Si alloys. **Journal of Materials Science**, v. 31, p. 6645-6652, 1996.

HATCH, J.E. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy.** ASM, Metals Park, USA, 1990.

HAN, Y.; BAN, C.; ZHANG, H.; NAGAUMI, H.; BA, Q.; CUI, J. Investigations on the Solidification Behavior of Al-Fe-Si Alloy in an Alternating Magnetic Field. **Materials Transactions**, v. 47, n. 8, p. 2092-2098, 2006.

HORIKOSHI, T.; KURODA, H.; SHIMIZU, M.; AOYAMA, S. **Development of Aluminum Alloy Conductor with High Electrical Conductivity and Controlled Tensile Strength and Elongation.** Hitachi Cable Review N° 25 August, Japan, 2006.

HYDRO. Disponível em: <<https://www.hydroextrusions.com/pt/projetos>>. Acesso em: 02 mar. 2018.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena.** Second Edition, Amsterdam, 2004.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminium alloy casting: properties, process and applications.** ASM International – Metalspark, 2004.

KNIPLING, K. E. **Development of a Nanoscale Precipitation-Strengthened Creep-Resistant Aluminum Alloy Containing Trialuminide Precipitates.** Tese de Doutorado, Northwestern University, 241p, 2006.

KNIPLING, K. E.; DUNAND, D. C.; SEIDMAN, D. N. **Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys.** A review. **Metallkd.** v. 97, p. 246–65, 2006.

KNIPLING, K. E.; DUNAND, D. C.; SEIDMAN, D. N. Nucleation and precipitation strengthening in dilute Al-Ti and Al-Zr alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38A, n. 10, p. 2552-2563, set. 2007.

KNIPLING, E. K.; DUNAND, C. D.; SEIDMAN, D. N. Precipitation evolution in Al- Zr and Al-Zr-Ti alloys during isothermal aging at 375-425 °C. **ActaMaterialia**, v. 56, p. 114-127, 2008.

LAMARÃO SOUZA, P. H. **Efeito de adições de Ni e Mg sobre o comportamento mecânico e elétrico de ligas Al-Cu-Fe solidificadas unidirecionalmente.** Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Pará. Belém, 2013.

MALAVAZI, J. **Caracterização microestrutural dos componentes intermetálicos e seu efeito no comportamento mecânico nas ligas Al-9% Si com adições de Fe e Mn.**

Dissertação (Mestrado em ciências na área de tecnologia nuclear - materiais). Instituto de pesquisas energéticas e nucleares, autarquia associada à Universidade de São Paulo, 2013.

MAJ, P. The effect of a notch on the Portevin - Le Chatelier phenomena in an Al-3Mg model alloy. **Materials Characterization**, v. 96, p. 46 – 53, 2014.

MEYER, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials**. Nova York, Cambridge, 2009.

MOON, K. I.; CHANG, K. Y.; LEE, K. S. The Effect of Ternary Addition on the Formation and the Thermal Stability of L12 Al₃Zr Alloy with Nanocrystalline Structure by Mechanical Alloying. **J Alloys Compounds**, v. 312, n. 1-2, p. 273–283, 2000.

MOON, K. I.; KIM, S. C.; LEE, K. S. A Study on the Microstructure of D023 Al₃Zr and L12 (Al+12.5 at.% Cu)₃Zr Intermetallic Compounds Synthesized by PBM and SPS. **Intermetallics**, v. 10, n. 2, p. 185–194, 2002.

MOTSI, G. T. et al. Materials Science & Engineering A Anisotropic behavior studies of aluminum alloy 5083-H0 using a micro-tensile test stage in a FEG-SEM. **Materials Science and Engineering A**, v. 656, p. 266–274, 2016.

PRATES, M.; DAVIES, G. J. **Solidificação de metais e suas ligas**. Rio de Janeiro: LTC, 1978.

POLMEAR, I. J. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals. Fourth edition; Melbourne, Australia; Elsevier Butterworth-Heinemann publications; ISBN 0 7506 6371 5; 2006.

ROOY, E. L.: Aluminum and aluminum alloys. **ASM Casting - Metals Handbook**, v. 15, p. 743-770, 1992.

RUSSEL, A. M.; LEE, K. L. Structure–Property Relations In Nonferrous Metals. **John Wiley & Sons**, Inc, Hoboken, New Jersey, v. 197, p. 359-385, 2005.

SANTOS, C. A.; QUARESMA, J. M. V.; GARCIA, A. Determination of Transient Interfacial Heat Transfer Coefficients in Chill Mold Castings. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 319, p. 174-186, 2001.

SANTOS, R. G. **Transformação de fases em materiais metálicos**. Campinas: Ed. UNICAM, SP, 2006.

SENA, H. C. O. **Avaliação do feito do ferro em ligas de alumínio destinadas a condução de energia elétrica**. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Pará, Belém, 2015.

SMALLMAN, R. E.; NGAN, A. H. W. **Physical Metallurgy and Advanced Materials**. 7ed. London, Elsevier, 2007, 673p.

TAYLOR, J. A. The effect of iron in Al-Si casting alloys. **International Journal of Cast Metals Research**, p. 225-252, 1995.

OHANA, G. J. **Influência do Tratamento Térmico nas Propriedades Elétricas, Mecânicas e Termorresistentes na Liga al - 0,05 % cu - [0,35 - 0,45] % fe - 0,3 % si com Adição de [0,15 e 0,22] % zr.** 32p. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial. Universidade Federal do Pará. Belém, 2017.

OZGOWICZ, W.; GRZEGORCZYK, B.; Pawełek A.; PIĄTKOWSKI, Z.; RANACHOWSKI. The Portevin–Le Chatelier Effect and Acoustic Emission of Plastic Deformation CuZn30 Monocrystals, **Arch. Metall. Mater.** v. 59, p.182-188, 2014. DOI: <https://doi.org/10.2478/amm-2014-0029>.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. Electrical Industry. Disponível em: <<http://www.aluminum.org/Content/NavigationMenu/TheIndustry/Electrical/default.htm>>. Acesso em: 26 jul. 2018.

VERRAN, O. G.; PALOSHI Jr. J.; ARAUJO NETO, E. Método Alternativo para Medição do índice de Fluidez de Ligas de Al em Coquilhas. **Fundição e Serviços**, n. 134, p.70-79, fev. 2004.

YAMAGUCHI, M.; INUI, H. **Ch. 7: Al3Ti and its L12 Variations.** In: Intermetallic Compounds: Principles and Practice, vol. 2 (edited by J. H. Westbrook and R. L. Fleischer), p. 147–173, John Wiley & Sons, Chichester, 1994.

ZHANG, Y.; MA, N.; YI, H.; LI, S.; WANG, H. Effect of Fe on grain refinement of commercial purity aluminum. **Materials and Design**, v. 27, p. 794–798, 2006.