MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

NATÁLIA BARROS BARONY

AVALIAÇÃO ESTRUTURAL E MECÂNICA DE CHAPAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO AA 5052 E AA 5050C

Rio de Janeiro
2019

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

NATÁLIA BARROS BARONY

AVALIAÇÃO ESTRUTURAL E MECÂNICA DE CHAPAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO AA 5052 E AA 5050C

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof[a]. Andersan dos Santos Paula - D.Sc.

Rio de Janeiro

2019

© 2019

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha
Rio de Janeiro – RJ CEP: 22.290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmar ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Barony, Natália Barros
Avaliação Estrutural e Mecânica de Chapas das Ligas de Alumínio AA 5052 E AA 5050C / Natália Barros Barony. — Rio de Janeiro, 2019.
125 f.

Orientador: Andersan dos Santos Paula.

Dissertação (mestrado) — Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2019.

1. Ligas de Alumínio. 2. Caracterização Estrutural. 3. Caracterização Mecânica. I. Paula, Andersan dos Santos, orient. II. Título.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

NATÁLIA BARROS BARONY

AVALIAÇÃO ESTRUTURAL E MECÂNICA DE CHAPAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO AA 5052 E AA 5050C

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências dos Materiais.

Orientador: Profª. Andersan dos Santos Paula - D.Sc.

Aprovada em 20 de maio de 2019 pela seguinte Banca Examinadora:

Andersan dos Santos Paula

Profª. Andersan dos Santos Paula - D.Sc. do IME - Presidente

Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - M.Sc. do IME

Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.Sc. do IME

Prof. Saulo Brinco Diniz – D.Sc. do CEFET/RJ

Rio de Janeiro

2019

Dedico este trabalho aos meus pais, José Carlos Barony
e Marilda Coelho de Barros Barony.
Muito obrigada por todo apoio e amor.

AGRADECIMENTOS

A Deus por me guiar e jamais me deixar caminhar sozinha nessa longa jornada, me ajudado a persistir nos meus sonhos e objetivos, me dado força nos momentos de dúvida e decisões.

Aos meus pais, José Carlos e Marilda, por serem minha base, sempre me apoiando, aconselhando, incentivando e acreditando no meu sucesso. Por todo amor, paciência e compreensão.

À minha irmã, Fernanda, por todo suporte, apoio e amor.

À minha família, em especial a minha avó Maria, por sempre estarem comigo ao longo dessa caminhada e por todo carinho e atenção dedicados a mim.

À minha professora e orientadora Dra. Andersan dos Santos Paula, agradeço pela excelente orientação, por toda dedicação e tempo destinados a me ajudar na elaboração desta dissertação, renunciando inúmeras vezes dos seus momentos de descanso para isso. Obrigada por todo conhecimento compartilhado, pela paciência, pelo seu profissionalismo, ética e por ser um exemplo e inspiração.

Aos amigos do curso de Ciência dos Materiais, em especial: Ana Paula, Danúbia, Eustáquio, Fábio, Fernanda, Gabriel Bartholazzi, Isabella, Larissa, Letícia, Luana, Michelle, Raphael, Rodolfo e Suzana, que sempre estiveram prontos em auxiliar no que fosse necessário. Obrigado por todos os momentos de descontração, amizade e pelas experiências compartilhadas. Sem vocês a trajetória seria muito mais árdua.

À Mônica e ao Gabriel Onofre pela amizade, conselhos, parceria, momentos compartilhados e inúmera horas de metalografia e MEV, sempre me motivando e me fazendo acreditar que tudo daria certo. Vocês foram fundamentais para a conclusão desse trabalho.

Ao Rárisson, pela paciência, por todo carinho e atenção dedicados a mim nos momentos mais difíceis durante o mestrado.

À todos do laboratório de DRX pela amizade e toda ajuda e paciência ao longo desse período.

Aos professores Dr. Geraldo Lúcio de Faria, Dr. José Brant de Campos e Paulo Sérgio Moreira pela paciência, cooperação e altruísmo em dividir uma pequena parcela do seu conhecimento comigo.

Aos membros desta banca, Prof. Dr. Luiz Paulo Mendonça Brandão, Prof. Dr. Alaelson Vieira Gomes e Prof. Dr. Saulo Brinco Diniz pela participação e avaliação deste trabalho.

Ao Professor M.Sc. Júlio Cesar Soares de Oliveira que dispensou seu tempo em me auxiliar nos cortes para as amostras de tração.

À Flávia por viabilizar a realização dos ensaios de tração no Centro de Pesquisa da CSN.

Aos responsáveis pelo Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais do Instituto de Ciências Exatas (ICEx/UFF), pela disponibilização do equipamento de Ultramicrodurômetro Instrumentado para análises das amostras em estudo.

À todos os professores e funcionários do IME, que participaram de forma direta ou indireta, para a realização deste trabalho.

Ao CNPq, pela bolsa de estudo concedida para o desenvolvimento deste trabalho.

“Pesquisar é acordar para o mundo”.

MARCELO LAMY

SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS 14
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS 17
LISTA DE SIGLAS 19

1 INTRODUÇÃO 22
1.1 OBJETIVOS 24
1.1.1 Objetivo Geral 24
1.1.2 Objetivos Específicos 24

2 REVISÃO DE LITERATURA 25
2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS 25
2.1.1 Características Gerais 25
2.1.2 Classificação das Ligas de Alumínio 26
2.1.3 Ligas de Alumínio-Magnésio 29
2.2 PROCESSOS DE PRODUÇÃO DE LAMINADOS DE ALUMÍNIO 31
2.2.1 Processo de Fundição Direta (Direct Chill) 31
2.2.2 Pré-aquecimento/Homogeneização 33
2.2.3 Laminação a Quente 35
2.2.4 Laminação a Frio 37
2.2.5 Tratamento Térmico de Recozimento 39
2.2.5.1 Recuperação 40
2.2.5.2 Recristalização 40
2.2.5.3 Crescimento de grão 40
2.2.6 Processo de Fundição Contínua de Chapas (Twin Roll Caster) 42
2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS E TEXTURA 46
2.4 INFLUÊNCIA DE ELEMENTOS DE LIGA E PRECIPITADOS NAS PROPRIEDADES FINAIS DAS LIGAS DA SÉRIE 5XXX 56

3 MATERIAIS E MÉTODOS 60
3.1 MATERIAIS 60

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS 61
3.2.1 Preparação de Amostras 62
3.2.2 Análise Microestrutural 63
3.2.2.1 Análise microestrutural via microscopia óptica 63
3.2.2.2 Análise microestrutural via microscopia eletrônica de varredura 64
3.2.3 Difração de Raios X 64
3.2.4 Caracterização Mecânica 66
3.2.4.1 Ensaio uniaxial de tração 66
3.2.4.2 Macrodureza 69
3.2.4.3 Microdureza instrumentada 71

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO 77
4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL 77
4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS X 83
4.2.1 Difratogramas 83
4.2.2 Textura 86
4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS 91
4.3.1 Ensaio de Tração Uniaxial 91
4.3.2 Macrodureza 107
4.3.3 Microdureza Instrumentada 108

5 CONCLUSÕES 114

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 116

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 117

8 ANEXOS 123
8.1 ANEXO 1 123

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 1.1 Conteúdo de alumínio nos veículos 23

FIG. 2.1 Fluxograma do processo de produção do alumínio 26

FIG. 2.2 Diagrama de fases Al-Mg 29

FIG. 2.3 (a) Desenho esquemático do vazamento de placas e (b) Placas de alumínio no poço de vazamento 32

FIG. 2.4 Evolução típica de temperatura / tempo durante a homogeneização de lingotes de Al-Mg-Mn pelo processo de fundição direta e evolução das fases de dispersóides 34

FIG. 2.5 Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA 5052 após processo de fundição direta (a, b) e homogeneizadas (c, d) 35

FIG. 2.6 Variação das microestruturas de recristalização de uma liga de Al-Mg-Mn após a deformação em altas temperaturas sob uma taxa de deformação de 10 s-1 e diferentes tempos de processo (10 e 100 s) 36

FIG. 2.7 Micrografias obtidas via microscopia ópticas mostrando a microestrutura de ligas de alumínio AA 5052 laminadas a frio com diferentes reduções: (a) 15%; (b) 33%; (c) 46%; (d) 60%; e) 75%; (f) 87% 38

FIG. 2.8 Evolução da microestrutura/textura típica em produção industrial de chapas de alumínio: (a) Estrutura dos grãos; (b) Estrutura dos precipitados; (c) Imagens de microscopia eletrônica de transmissão e (d) Textura {111} – figuras de polo 39

FIG. 2.9 Microestruturas da liga de alumínio AA 5052 laminada com 75% de redução submetidas a diferentes tratamentos térmicos de recozimento com tempo fixo de 4 horas: (a) Laminado; (b) 220 °C; (c) 250 °C; (d) 300 °C; (e) 350 °C; (f) 380 °C. 42

FIG. 2.10 (a) Vista superior do Twin Roll Caster da CBA e (b) desenho esquemático da solidificação do metal em contato com os cilindros refrigerados 43

FIG. 2.11 Micrografias obtidas via microscopia óptica observadas em (a-b) campo claro destacando as partículas de segunda fase em amostras fundidas com (a) TRC AA 5052 e e (b) DC AA 5252; e observadas (c-d) com luz polarizada destacando a estrutura de grãos em espessura média da chapa em amostras fundidas com (c) TRC AA 5052 e (d) DC AA 5052 44

FIG. 2.12 Variação da dureza com a redução da espessura durante a laminação a frio para a liga AA 5052 46

FIG. 2.13 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 47

FIG. 2.14 Variação da dureza com a temperatura de recozimento para a liga AA 5052..... 48

FIG. 2.15 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 com 75% de redução para diversas temperaturas de recozimento durante 4 horas..... 49

FIG. 2.16 Tipos de serrilhados oriundos do envelhecimento dinâmico..... 50

FIG. 2.17 Curvas tensão versus deformação de uma liga Al-Mg com 4,8% Mg nas condições como recebida (laminada a frio com redução de espessura de 90%), recristalizada (400 °C por 10 minutos) e solubilizada (120 °C por 20 horas)..... 51

FIG. 2.18 Seções de φ2 = 45o das FDOC's de chapas laminadas 90% a frio para o: (a) alumínio (alta EFE), (b) cobre e (c) latão-α (baixa EFE)..... 52

FIG. 2.19 Componentes de textura de laminação de metais CFC no espaço de Euler em 3D: a fibra β entre a componente cobre e latão (Brass) e a fibra α entre a componente do tipo latão e Goss 53

FIG. 2.20 FDOC's das seções de ϕ2 = 45°, 60° e 90° da liga AA 5052 produzida pelo (a) processo de fundição contínua de chapas (TRC) e (b) pelo processo de fundição direta (DC)..... 54

FIG. 2.21 Curva tensão verdadeira – Deformação verdadeira para três diferentes ligas da série 5XXX 57

FIG. 2.22 Imagens em campo claro do microscópio eletrônico de transmissão da liga AA 5456 (a) sem deformação e (b) reduzida 30% 57

FIG. 2.23 Partículas de segunda fase da liga AA 5182C após diferentes tempos de tratamento térmico: (a) como recebida, (b) tratada termicamente a 182 °C por 30 horas e (c) tratada termicamente a 182 °C por 100 horas 58

FIG. 3.1 Etapas de processamento na CBA das ligas da série 5XXX a serem estudadas. 60

FIG. 3.2 Fluxograma das atividades desenvolvidas na execução desta dissertação de mestrado. 62

FIG. 3.3 Ábacos de indexação para ângulos 0° e 45° em função dos ângulos de Bunge 66

FIG. 3.4 Corpo de prova reduzido para ensaios de tração, unidades em mm, de acordo com a norma ASTM E8/E8M 67

FIG. 3.5 Pontos brancos utilizados para delimitação do comprimento e largura na região útil do corpo de prova utilizado no ensaio de tração para monitoração das deformações durante o ensaio de tração com auxílio de extensômetro óptico. 69

FIG. 3.6 (a) Desenho esquemático do ensaio de dureza Vickers, (b) Medidas das diagonais da impressão. 70

FIG. 3.7 Desenho esquemático do indentador penetrado na superfície da amostra na condição de carga máxima durante ensaio de microdureza. 72

FIG. 3.8 Curva da carga aplicada versus profundidade de indentação sob condição de carga e descarga em ensaio de microdureza instrumentada 72

FIG. 4.1 Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA 5050C com aumento de 100x em pontos distintos, com destaque a espessura da superfície a até a meia espessura ao longo da (a) direção de laminação e (b) direção transversal de laminação. 79

FIG. 4.2 Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA 5052 com aumento de 100x em pontos distintos, com destaque a espessura da superfície a até a meia espessura ao longo da (a) direção de laminação e (b) direção transversal de laminação. 80

FIG. 4.3 Micrografias obtidas via MEV com aumento de 1000x ao longo da direção de laminação na superfície, ¼ de espessura e ½ espessura das ligas (a) AA 5050C e (b) AA 5052. 81

FIG. 4.4 Micrografias ópticas com aumento de 1000x ao longo da superfície das ligas de alumínio (a) AA 5050C e (b) AA 5052..... 82

FIG. 4.5 Padrões de difração ao longo da espessura das ligas (a) AA 5050C e (b) 5052..... 85

FIG. 4.6 (a) Quantificação da fração de fases através do método Rietveld para a liga AA 5050C, (b) detalhamento dos picos dos precipitados/inclusões da liga AA 5050C, (c) Quantificação da fração de fases através do método Rietveld para a liga AA 5052 e (d) detalhamento dos picos dos precipitados/inclusões da liga AA 5052 86

FIG. 4.7 FDOC's ao longo da espessura da liga AA 5050C a (a) 0° e (b) 45° 89

FIG. 4.8 FDOC's ao longo da espessura da liga AA 5052 a (a)0° e (b)45°. 90

FIG. 4.9 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5050C com velocidade de deformação no ensaio de tração de 2 mm/min. 92

FIG. 4.10 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5050C com velocidade de deformação no ensaio de tração de 7 mm/min. 94

FIG. 4.11 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 com velocidade de deformação no ensaio de tração de 2 mm/min. 99

FIG. 4.12 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 com velocidade de deformação no ensaio de tração de 7 mm/min. 102

LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1 Codificação para ligas de alumínio de composições forjadas ou trabalháveis. 27

TAB. 2.2 Codificação para ligas de alumínio de composições de fundição 28

TAB. 2.3 Coeficientes de anisotropia e suas respectivas orientações ideais. 55

TAB. 3.1 Composição química (% em massa) das ligas de alumínio AA 5052 e AA 5050C fornecidas pela CBA. 61

TAB. 3.2 Resumo das etapas de preparação das amostras para caracterização mecânica e microestrutural. 63

TAB. 3.3 Parâmetros de ajuste dos difratogramas. 65

TAB. 3.4 Parâmetros de ajuste dos difratogramas para análise de textura. 66

TAB. 4.1 Quantificação das partículas de segunda fase e/ou inclusões presente nas ligas AA 5050C e AA 5052 com base nas observações com aumento de 1000x da seção DL via microscopia óptica. 83

TAB. 4.2 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizados com velocidade de deformação de 2 mm/min..... 91

TAB. 4.3 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizado com velocidade de deformação de 2 mm/min. 93

TAB. 4.4 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min. 94

TAB. 4.5 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min. 96

TAB. 4.6 Resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades mecânicas para a liga AA 5050C ensaiada com velocidade de deformação de 7 mm/min, após aplicação do teste de Tukey. 97

TAB. 4.7 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 2 mm/min. 99

TAB. 4.8 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 2 mm/min. 100

TAB. 4.9 Resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades mecânicas para a liga AA 5052 ensaiada com velocidade de deformação de 2 mm/min, após aplicação do teste de Tukey. 101

TAB. 4.10 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min. 101

TAB. 4.11 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min. 103

TAB. 4.12 Resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades mecânicas para a liga AA 5052 ensaiada com velocidade de deformação de 7 mm/min, após aplicação do teste de Tukey. 104

TAB. 4.13 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial das ligas AA 5050C e AA 5052 realizados com diferentes velocidades de deformação.... 105

TAB. 4.14 Resultados do ensaio de macrodureza Vickers das ligas em estudo. 107

TAB. 4.15 Propriedades mecânicas extraídas das medidas de microdureza 109

TAB. 4.16 Propriedades mecânicas extraídas das medidas de microdureza 109

TAB. 4.17 Propriedades mecânicas extraídas das medidas de microdureza 110

TAB. 8.1 Picos de DRX referentes a ficha ICDD – 04-003-7061 para a Fase Al-Mg, adotando a radiação Co-Kα. 123

TAB. 8.2 Picos de DRX referentes a ficha ICDD – 01-079-9951 para a Fase $AlFe_3$, adotando a radiação Co-Kα. 124

TAB. 8.3 Picos de DRX referentes a ficha ICDD – 00-046-1212 para a Fase Al_2O_3, adotando a radiação Co-Kα. 125

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

ANOVA	-	Análise de Variância

SÍMBOLOS

#	-	Mesh
%at.	-	Porcentagem atômica
%p	-	Porcentagem em peso
$\bar{r}$	-	Anisotropia Normal
°	-	Grau
°C	-	Graus Celsius
µm	-	Micrometros
A_p	-	Área da Projeção do Indentador
C_2H_5OH	-	Etanol
Cit	-	Fluência da Indentação
Ei	-	Módulo de Elasticidade do Indentador
Eit	-	Módulo da Indentação
E_s	-	Módulo de Elasticidade da Amostra
$F_{máx}$	-	Força/Carga Máxima Aplicada
h_1	-	Profundidade da Indentação Início da Aplicação da Carga Máxima
h_2	-	Profundidade da Indentação ao Fim do Tempo de Espera na Carga Máxima
H_2O	-	Água
$HClO_4$	-	Ácido Perclórico
HD	-	Dureza Dinâmica
HD-1	-	Dureza Dinâmica Elasto-Plástica
HD-2	-	Dureza Dinâmica Plástica
HF	-	Ácido Fluorídrico
Hit	-	Dureza de Indentação

$h_{máx}$	-	Profundidade Máxima da Indentação
h_r	-	Ponto de Interseção da Reta Tangente com a Curva de Descarregamento
HV	-	Hardness Vickers (Dureza Vickers)
LE	-	Limite de Escoamento
LRT	-	Limite de Resistência à Tração
NaOH	-	Hidróxido de Sódio
R	-	Coeficiente de Anisotropia
S	-	Rigidez do Contato entre o Indentador e a Amostra
T_f	-	Temperatura Absoluta de Fusão
$W_{elástico}$	-	Trabalho Elástico
$W_{plástico}$	-	Trabalho Plástico
W_{total}	-	Trabalho Total
Δl	-	Alongamento
Δr	-	Anisotropia Planar

LISTA DE SIGLAS

AA	-	Aluminium Alloy (Liga de alumino)
ABAL	-	Associação Brasileira de Alumínio
ASTM	-	American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana para Testes e Materiais)
BSE	-	Backscattering Electron (Elétrons Retroespalhados)
CBA	-	Companhia Brasileira de Alumínio
CFC	-	Cúbica de Face Centrada
CP	-	Corpo de Prova
CPRM	-	Companhia de Pesquisa de Recursos Minerais
DC	-	Direct Chill (Processo de Fundição Direta)
DL	-	Direção de Laminação
DN	-	Direção Normal a Laminação
DRX	-	Difração de Raios X
DT	-	Direção Transversal a Laminação
EFE	-	Energia de Falha de Empilhamento
EEIMVR	-	Laboratório de Ensaios Mecânicos da Escola de Engenharia Industrial
FDOC	-	Função Distribuição de Orientação Cristalográfica
ICEx	-	Instituto de Ciências Exatas
ICDD	-	International Centre for Diffraction Data (Centro Internacional de Dados de Difração)
IME	-	Instituto Militar de Engenharia
MC-TRC	-	Melt Conditioning Twin Roll Casting (Fundição de Rolo Duplo Condicionada por Fusão)
MEV	-	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	-	Microscopia Óptica
PLC	-	Efeito Portevin-Le Chatelier
popLA	-	Preferred Orientation Package – Los Alamos
SE	-	Secondary Electron (Elétrons Secundários)
TRC	-	Twin Roll Caster (Processo de Fundição Contínua de Chapas)
UFF	-	Universidade Federal Fluminense

RESUMO

O alumínio vem ganhando destaque na indústria automotiva voltada para a produção de carroceria de ônibus, visto que suas ligas apresentam características microestruturais capazes de inferir as propriedades mecânicas exigidas pelo setor, além de possibilitar a redução do peso e dos gastos com combustível do veículo. Contudo, devido ao alto valor agregado na produção destas ligas, alternativas que auxiliem na redução de custos vêm sendo estudadas e empregadas a fim de aumentar a sua competitividade em relação aos aços de ultra alta resistência. A produção de alumínio via fundição contínua de chapas (*Twin Roll Caster-TRC*) vem se apresentando como uma alternativa viável, uma vez que permite a redução de custos, tempo de processamento e sucatas produzidas devido a passagem direta do material fundido para a laminação a frio. Entretanto, problemas relacionados à formação de camada excessiva de óxidos e de linhas centrais de segregação são comuns neste processo, sendo necessário, em alguns casos, ajustes composicionais das ligas processadas. Neste estudo, objetivou-se avaliar a correlação das propriedades mecânicas de chapas finas laminadas a frio (recozidas e estabilizadas) das ligas AA 5052 e AA 5050C, produzidas por fundição convencional (*Direct Chill-DC*) e fundição contínua, respectivamente, com seus aspectos microestruturais e texturais desenvolvidos em função das respectivas rotas de processamento. Foram utilizadas técnicas para caracterização microestrutural, textural e mecânica de ambas as ligas. Os resultados de microscopia óptica e eletrônica de varredura e difração de raios X destacam a presença de precipitados (Al_3Fe) e inclusões (Al_2O_3) semelhantes em ambas as ligas, porém a liga AA 5050C, possui precipitados mais finos e em maior quantidade dispersos ao longo da matriz, quando comparada à AA 5052. Acerca da caracterização mecânica, verificou-se que a liga AA5052 apresentou dureza e propriedades em tração uniaxial superiores à produzida por TRC, provavelmente devido à redução de Mg e Cr na composição da liga AA 5050C e condições de recozimento adotada. As análises de textura indicaram a presença das componentes de textura típicos de materiais laminados cúbicos de face centrado (CFC) e, posteriormente, tratados termicamente. Notou-se ainda que o processo DC confere uma textura mais intensa para a liga em relação ao processo TRC. Quanto à anisotropia, a liga AA 5052 apresentou valores de anisotropia planar e normal superiores aos da liga AA 5050C; porém, ambas as ligas apresentaram uma combinação destes coeficientes diferente da desejada para aplicações em processos de estampagem profunda, mas não limitante para processos menos severos.

ABSTRACT

Aluminum has been standing out in the automotive industry focused on bus body production, as its alloys have microstructural characteristics adequate to inferring in the mechanical properties required by the sector, as well as reducing the weight and fuel costs of the vehicle. However, due to the high added value in the production of these alloys, cost-saving alternatives have been studied and applied in order to increase their competitiveness in relation to high strength steels. The production of aluminum by twin roll caster process (TRC) is presented as a viable alternative, as it allows the reduction of costs, processing time and scraps produced due to the direct passage of the material cast for cold rolling. However, problems related to excessive oxide layer formation and segregation centerlines are common in the TRC process, being needed in some cases compositional adjustments in this process. This study aimed to evaluate the correlation of the mechanical properties of cold-rolled (annealed and stabilized) thin sheets of AA 5052 and AA 5050C alloys, produced by conventional casting (Direct Chill-DC) and twin roll caster, respectively, with their aspects microstructural and textural developed according to their respective processing routes. Techniques for the microstructural, textural and mechanical characterization of both alloys were used. The results of optical microscope, scanning electron microscope and X-ray diffraction, highlight the presence of similar precipitates (Al_3Fe) and inclusions (Al_2O_3) in both alloys, however the AA 5050C alloy has thinner and in larger amount of precipitates dispersed throughout the matrix, when compared to AA 5052. As for the mechanical characterization, it was found that the AA5052 alloy had higher hardness and uniaxial tensile properties than that produced by TRC, probably due to the reduction of Mg and Cr in the AA 5050C alloy composition and the adopted annealing conditions. Texture analyzes indicated the presence of typical texture components of centered face cubic (CFC) laminate materials and subsequently heat treated. It was also noted that the DC process gives a more intense texture to the alloy compared to the TRC process. Regarding anisotropy, the AA 5052 alloy presented higher planar and normal anisotropy values than the AA 5050C alloy; however, both alloys presented a combination of these coefficients different than desired for deep draw stamping process, but not limiting for less severe processes.

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, as ligas de alumínio têm se destacado devido às características relacionadas a sua atraente combinação entre resistência/peso, boa conformabilidade, elevada resistência à corrosão, elevada condutibilidade elétrica e térmica, e reciclabilidade infinita (ABAL, 2018).

Por causa de tais características atrativas, estas ligas têm se apresentado como uma alternativa viável para aplicações na indústria automotiva e em outras áreas da engenharia, tais como na indústria aeroespacial e de telecomunicações (ABAL, 2018).

Na indústria automotiva, o emprego de componentes ou partes estruturais produzidas de alumínio e suas ligas tornou-se uma prática bem estabelecida e que vem ganhando destaque, principalmente para aplicações em carrocerias de ônibus, devido à possibilidade de redução no peso dos automóveis, resultando na diminuição de gastos com combustíveis e emissão de gases (ABAL, 2018).

Um estudo realizado pela Ducker WolrdWide, a pedido da *Aluminium Organization*, indica que em 2025 a previsão de utilização de alumínio e suas ligas em automóveis nos Estados Unidos representará aproximadamente 23,62% do peso do veículo; isto é, 248 kg do peso total, como apresentado na FIG. 1.1. Em relação ao mercado global, a perspectiva é de que a quantidade total do metal nos carros dobre até o mesmo período, tornando o setor automotivo o principal mercado para o alumínio (ABAL, 2018).

Contudo, as aplicações das ligas de alumínio ainda são restritas devido sua tecnologia de produção complexa e de alto custo quando comparada à produção de aços, de quatro a cinco vezes maior (SLÁMOVÁ *et al.*, 2003).

O método mais comumente utilizado para a fabricação de ligas de alumínio na forma de chapas é baseado no processo de fundição direta (*Direct Chill* - DC). Tal processo consiste em lingotar o alumínio fundido e produzir uma placa. Devido à presença de uma camada excessiva de óxidos na superfície das placas lingotadas, faz-se necessário uma etapa prévia de usinagem (via fresagem) para a remoção desta antes de seguir para a laminação a quente. Após a fresagem, a placa segue para a laminação à quente, processo que se baseia em sua passagem, previamente aquecida, entre dois cilindros girando em sentidos opostos, permitindo a redução da espessura

do material por meio de deformação plástica. Em seguida, a chapa segue para a laminação a frio e posterior tratamento térmico, caso necessário.

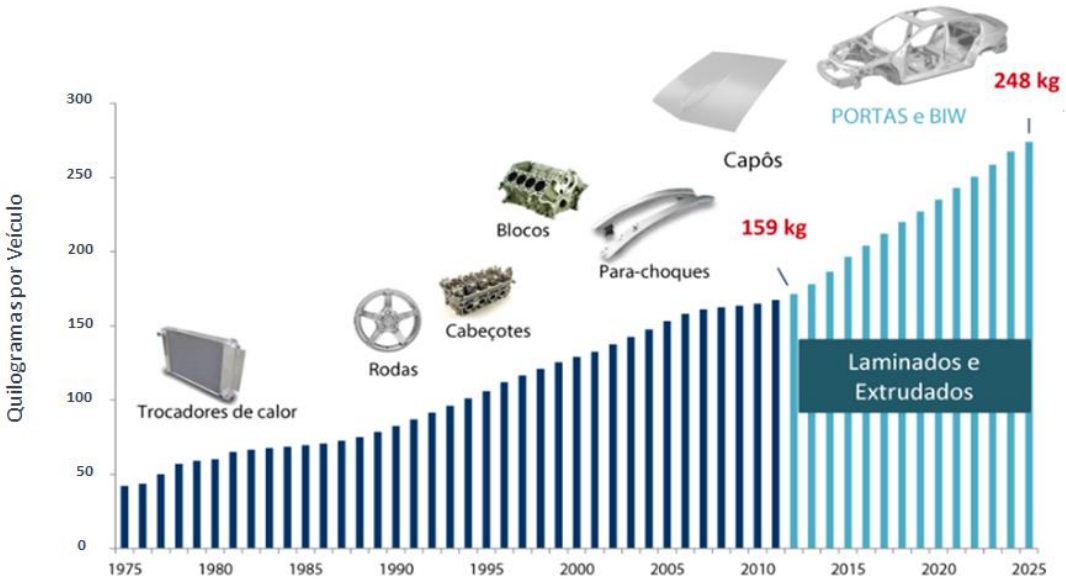


FIG. 1.1 Conteúdo de alumínio nos veículos (ABAL, 2018).

A fim de reduzir os custos de produção, tempo de processamento e resíduos produzidos, o processo de fundição contínua de chapas (*Twin Roll Caster* - TRC) tem sido empregado como uma alternativa viável na produção de ligas de alumínio. O processo consiste na passagem do metal líquido entre dois cilindros refrigerados a água, combinando em uma única etapa a solidificação e laminação à quente do material. Desta forma, torna-se possível seguir diretamente para a etapa de laminação à frio (OTOMAR, 2012; MARTINS e PADILHA, 2006; YUN, LOKYER e HUNT, 2000). Embora a etapa de laminação a quente seja eliminada, a realização de tratamento térmico de recozimento anterior à laminação a frio faz-se necessário, uma vez que as ligas produzidas por este processo apresentam uma variação microestrutural e composicional ao longo da espessura, para que propriedades mecânicas desejadas sejam obtidas.

Este trabalho possui interesse tanto acadêmico quanto industrial em compreender a eficácia do processo de fundição contínua de chapas (TRC), uma vez que este permite a passagem direta do material fundido para a laminação à frio. Isto ocasiona a redução dos custos de produção, tempo de processamento e resíduo produzido devido à eliminação da etapa de aquecimento e laminação à quente, às quais estão presentes no processo convencional.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

A presente dissertação teve como objetivo a caracterização microestrutural e textural, bem como uma avaliação das propriedades mecânicas de chapas finas laminadas a frio (recozidas e estabilizadas) das ligas de alumínio AA 5052, produzida pelos processos de fundição direta (DC), e AA 5050C, produzida via fundição contínua de chapas (TRC), fornecidas pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA).

1.1.2 Objetivos Específicos

De modo a atender aos objetivos propostos, foram realizadas caracterizações microestruturais e macrotexturais para a avaliação da homogeneidade e textura ao longo da espessura das amostras referentes às duas ligas em estudo. Tais análises visam avaliar as similaridades e diferenças apresentadas devido aos distintos processamentos termomecânicos utilizados, quanto a distribuição de segunda fase / precipitados com auxílio das técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, identificação/quantificação de fases e textura por difração de Raios X. Além disso, foi realizada a caracterização mecânica para verificar as propriedades via medidas de dureza (macrodureza e microdureza instrumentada) e ensaio de tração uniaxial à temperatura ambiente com diferentes velocidades de deformação, com corpos de prova retirados em três orientações distintas (0°, 45° e 90° da direção de laminação) com o objetivo de avaliar a anisotropia das ligas em estudo.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

2.1.1 Características Gerais

Dentre os metais, o alumínio é o terceiro mais abundante na crosta terrestre, o segundo mais produzido mundialmente, perdendo apenas para o aço, e o primeiro metal não ferroso mais consumido no mundo (ABAL, 2018).

O alumínio possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), densidade de 2,7 g/cm^3 (equivalente a aproximadamente 1/3 do peso específico do aço) e temperatura de fusão na ordem de 660 °C. Trata-se de um metal de alta importância nas indústrias elétrica/eletrônica, uma vez que possui características não ferromagnéticas. Além disso, este material é empregado em setores de embalagens para alimentos e bebidas, pois não é tóxico, e em aplicações envolvendo manuseio ou exposição de materiais inflamáveis ou explosivos, uma vez que não é pirofórico (ABAL, 2018; ASM HANDBOOK, 1990).

O alumínio não ocorre naturalmente em sua forma metálica, sendo obtido a partir de minérios, sendo o principal a bauxita. A rota predominantemente utilizada para o beneficiamento do minério de alumínio é conhecida como processo Bayer. Inicialmente tem-se a moagem da bauxita, seguida por sua dissolução em uma solução cáustica de hidróxido de sódio (NaOH) sob determinada temperatura e pressão. Em seguida, realiza-se a etapa de clarificação, a qual consiste na separação entre as fases sólida e líquida por meio das técnicas de espessamento seguido de filtração. Posteriormente, ocorre a etapa de precipitação com o auxílio da adição de uma pequena quantidade de cristais de alumina. A alumina cristalizada é encaminhada para a calcinação, etapa final do processo, responsável pela desidratação dos cristais, formando a alumina pura. Por fim, tem-se a redução eletrolítica da alumina para a obtenção do alumínio metálico através do processo Hall-Heroult (ABAL, 2018; SILVA FILHO, ALVES, DA MOTTA, 2007; ASM HANDBOOK, 1990). Na FIG. 2.1 é apresentado o fluxograma do processo de produção do alumínio.

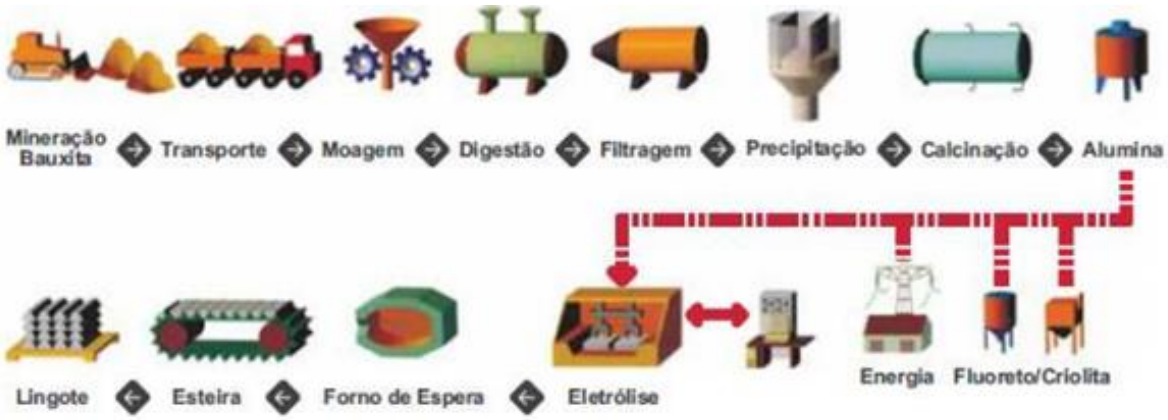


FIG. 2.1 Fluxograma do processo de produção do alumínio (ABAL, 2018).

A produção de alumínio pode ser dividida em primária e secundária. O alumínio primário ocorre através da redução da alumina e se caracteriza pelo alto gasto energético. Por sua vez, o alumínio secundário é obtido através do reprocessamento de sucatas e se caracteriza pelos baixos custos de produção. Isso ocorre pois a produção de alumínio reprocessado, isto é, oriundo de reciclagem, representa apenas 5% da energia elétrica necessária para a produção do alumínio primário (ABAL, 2018; ALMEIDA, 2015).

Atualmente, o Brasil é o sexto maior produtor de alumínio primário e possui a terceira maior reserva de bauxita do mundo. As maiores jazidas nacionais encontram-se situadas em Minas Gerais e no Pará (ABAL, 2018).

2.1.2 Classificação das Ligas de Alumínio

O alumínio comercialmente puro é um metal macio e que possui baixo ponto de fusão, o que torna inviável sua aplicação em diversas áreas. A fim de melhorar suas propriedades mecânicas, a adição de elementos de liga como cobre, magnésio, manganês, silício e zinco, bem como a realização de trabalho a frio e tratamentos térmicos adequados são métodos frequentemente empregados (SOKEI, TOKMATSU e FERREIRA, 1999; ASM HANDBOOK, 1990).

A ligas de alumínio são agrupadas em duas categorias principais segundo sua utilização e classificadas a partir de um sistema numérico composto por quatro dígitos. Dessa forma, se tem

a seguinte nomenclatura: ligas de composições de fundição (XXX.X) e ligas para trabalho mecânico (XXXX) (ASM HANDBOOK, 1990).

O primeiro dígito representa a série, isto é, o principal elemento de liga; o segundo dígito indica modificações na liga em relação a liga original (a qual é representada pelo valor 'zero'); no caso particular das ligas da série 1XXX, o terceiro e o quarto dígitos indicam o teor de alumínio. Tratando-se de ligas de composições de fundição, após os últimos dois dígitos coloca-se um hífen, uma letra e, possivelmente, um número de 1 a 3 dígitos indicando o tipo de tratamento térmico/mecânico ao qual a liga foi submetida (ASM HANDBOOK, 1990).

Nas TAB. 2.1 e 2.2 são apresentadas as ligas de composições forjadas e composições de fundição, respectivamente, conforme seus principais elementos de liga e o número de série.

TAB. 2.1 Codificação para ligas de alumínio de composições forjadas ou trabalháveis (ASM HANDBOOK, 1990).

Liga	***Características composicionais***
1XXX	Alumínio não ligado (99%).
2XXX	Ligas nas quais o cobre é o principal elemento de liga, embora outros elementos, principalmente o magnésio, possam ser adicionados.
3XXX	Ligas nas quais o manganês é o principal elemento de liga.
4XXX	Ligas nas quais o silício é o principal elemento de liga.
5XXX	Ligas nas quais o magnésio é o principal elemento de liga.
6XXX	Ligas nas quais magnésio e silício são os principais elementos de liga.
7XXX	Ligas nas quais o zinco é o principal elemento de liga, mas outros elementos como cobre, magnésio, cromo e zircônio podem ser adicionados.
8XXX	Ligas incluindo composições de estanho e algumas de lítio, caracterizando composições diversas.
9XXX	Reservado para uso futuro.

TAB. 2.2 Codificação para ligas de alumínio de composições de fundição (ASM HANDBOOK, 1990).

Liga	*Características Composicionais*
1XX.X	Alumínio não ligado (99%).
2XX.X	Ligas nas quais o cobre é o principal elemento de liga, embora outros elementos possam ser adicionados.
3XX.X	Ligas nas quais o silício é o principal elemento de liga, mas outros elementos de liga, como o cobre e o magnésio, são adicionados
4XX.X	Ligas nas quais o silício é o principal elemento de liga.
5XX.X	Ligas nas quais o magnésio é o principal elemento de liga.
6XX.X	Não utilizado.
7XX.X	Ligas nas quais o zinco é o principal elemento de liga, mas outros elementos como cobre, magnésio e cromo podem ser adicionados.
8XX.X	Ligas nas quais o estanho é o principal elemento de liga.
9XX.X	Não utilizado.

As ligas de composições forjadas ainda podem ser subdivididas em ligas tratáveis e não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente têm sua resistência mecânica aumentada essencialmente via tratamentos térmicos baseados em solubilidade de fases, tais como solubilização e envelhecimento. Entre as ligas de alumínio que são tratáveis termicamente se enquadram as ligas da série 2XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX. Já em ligas não tratáveis termicamente, processos de deformação plástica a frio, ou seja, o encruamento das ligas e refinamento de grão são os principais mecanismos de aumento da resistência mecânica. O grupo das ligas não tratáveis termicamente é composto pelas séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX (POOLE, EMBURY e LLOYL, 2011; ASM HANDBOOK, 1990).

Outra característica importante a respeito da nomenclatura das ligas relaciona-se ao processo pelo qual essa foi produzida. Materiais produzidos pelo processo de fundição direta (DC) recebem apenas a nomenclatura como descrita acima. Contudo, aqueles produzidos por fundição contínua de chapas (TRC) recebem, após a nomenclatura convencional, a letra “C” indicando que sua obtenção foi via esse processo.

2.1.3 Ligas de Alumínio-Magnésio

Devido ao crescente interesse das indústrias automotiva e aeroespacial por veículos com maiores eficiências energéticas, as ligas de alumínio se apresentam como potenciais substitutas do aço na fabricação de componentes e partes estruturais. Dentre as opções existentes para o setor automotivo, a mais visada são as ligas da série 5XXX, as quais possuem o magnésio como principal elemento de liga.

O alumínio é aproximadamente três vezes menos denso do que o aço e 30% mais denso do que o magnésio. Tal relação permite que as ligas Al-Mg apresentem características interessantes em relação à redução de peso e resistência a corrosão, principalmente em ambientes salinos (BRITO, 2016). Além de exibir uma ótima combinação de resistência a fadiga, conformabilidade e soldabilidade (ALMEIDA, 2015).

As ligas de alumínio-magnésio formam um sistema binário monofásico como apresentado na FIG. 2.2.

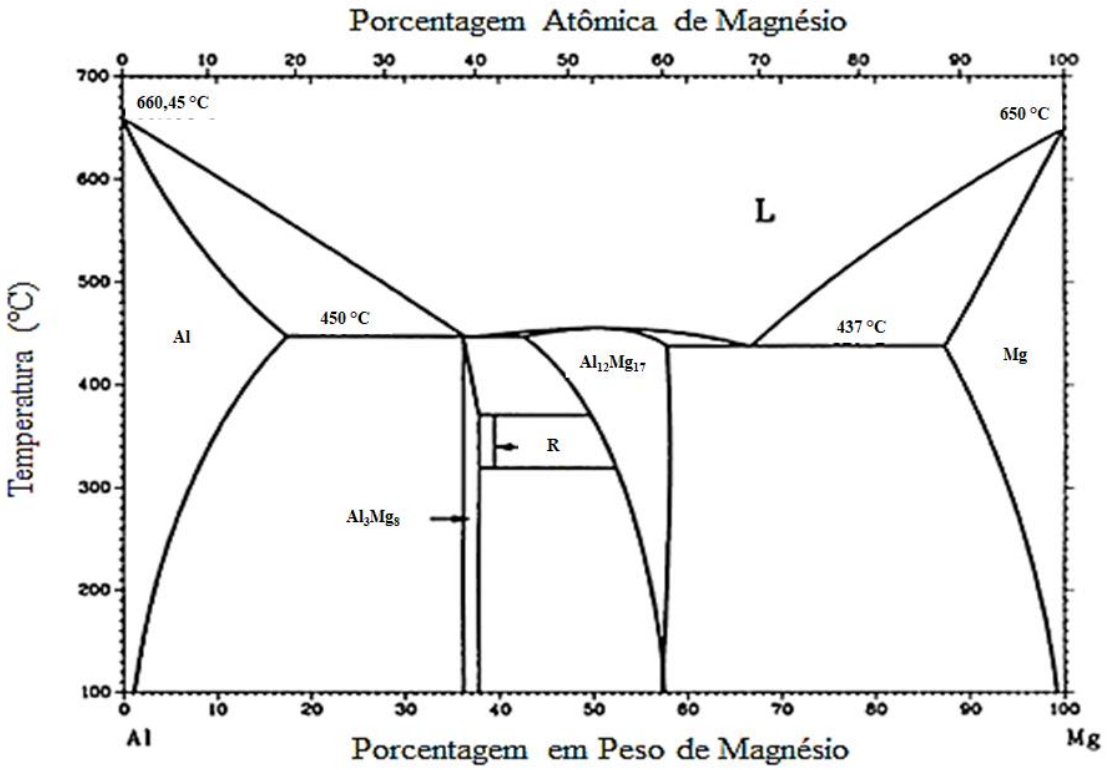


FIG. 2.2 Diagrama de fases Al-Mg (Adaptado de ASM HANDBOOK, 1992).

Nota-se a existência de um ponto eutético, líquido → Al + Mg_5Al_8 (solução sólida de Mg em Al com solubilidade de 15,4% a 35% de Mg) a uma temperatura de aproximadamente 450 °C. Atualmente, o teor de magnésio presente nas ligas comerciais da série 5XXX são definidos de acordo com a aplicação final, podendo variar entre 0,5 a 6,5% em massa. Contudo, para teores acima de 3,5% de Mg e temperaturas superiores a 65 ºC existem certas limitações para se trabalhar essas ligas à frio, uma vez que devido à superação do limite de solubilidade pelo magnésio tem-se a precipitação das fases Al_3Mg_2, Al_3Mg_5 ou Al_8Mg_5. Esses compostos intermetálicos formados precipitam preferencialmente nos contornos de grão, conferindo uma maior susceptibilidade a fratura intergranular e corrosão sob tensão (LEITE, 2018; GOMES, 2017; ALMEIDA, 2015).

As ligas da série 5XXX são endurecidas por solução sólida e por deformação (encruamento), não sendo possível obter as propriedades mecânicas desejadas através de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (TOTTEN, 2003).

As ligas de Al-Mg, na condição recozida, formam linhas de Lüders quando submetidas à deformação. Ligas produzidas por forjamento, contendo teores acima de 3% em massa de Mg, podem apresentar precipitados intergranulares de Al_3Mg_2 quase contínuos e uma pequena fração de precipitados no interior dos grãos, o que as torna susceptíveis à esfoliação (LEITE, 2018).

O aumento do teor de magnésio permite que a resistência mecânica do alumínio seja aumentada sem que ductilidade do material seja muito afetada. Dessa forma, em aplicações que visam boa conformabilidade e acabamento superficial, ligas com baixo teor de magnésio (< 5% em peso) são utilizadas. Na presença de silício, o magnésio se associa formando a fase Mg_2Si, a qual auxilia no endurecimento da liga, fornecendo aumento da resistência (ABDEL-JABER *et al.*, 2010).

Para aplicações em que elevada resistência mecânica, resistência à fadiga, resistência à fratura e boa soldabilidade são quesitos primordiais, ligas com elevados teores de magnésio (> 5% em peso) são empregadas (GOMES, 2017; ALMEIDA, 2015; TOTTEN e MACKENZIE, 2003). Tais ligas possuem o Mg em solução sólida ou parcialmente precipitado como partículas de Al_3Mg_2 dispersas uniformemente em toda a matriz. Estas ligas também apresentam elevada resistência à corrosão em meios salinos e em algumas soluções alcalinas (LEITE, 2018).

As propriedades mecânicas e a resistência à corrosão das ligas de Al-Mg, em razão da sua sensibilidade a impurezas de ferro, principalmente quando trata-se de ligas de teores de Mg entre 4% e 6,5% em peso, podem ser afetadas. Com o objetivo de reduzir a influência do ferro

sobre as propriedades da liga, a adição de manganês é uma alternativa muito usual (GOMES, 2017). Contudo, quando comparado ao manganês, o magnésio se apresenta mais eficaz para o endurecimento da liga, pois o efeito da adição de cerca de 0,8% de Mg é semelhante à adição de 1,25% de Mn proporcionalmente (LEITE, 2018; DAVIS,1993).

Entre as ligas mais comuns da série 5XXX encontram-se a 5005, 5049, 5251, 5154A, 5454, 5754, 5056 e 5083 (VARGEL, 2004). Tratando-se de aplicações nas indústrias de construção civil, automotiva, aeroespacial e mecânica, ligas que combinam teores de Mg entre 2,5 e 4% em peso, com baixa quantidade de Mn e Cr são largamente utilizadas, dentre elas: 5454, 5754 e 5154A (GOMES, 2017).

A liga de alumínio (AA – *Aluminum Alloy*) 5052, possui o Mg como único elemento de liga relevante, o qual possui teor de 2,2% a 2,8% em peso, auxiliando na formação de uma solução sólida de fases α e β (LÜ *et al.*, 2010; TSAI, *et al.*, 2003). A resistência mecânica dessa liga é obtida através do trabalho a frio, sendo assim, o refinamento dos grãos recristalizados por meio de laminação a frio, antes do tratamento térmico de recozimento, auxilia na obtenção de melhores propriedades mecânicas (LIU e MORRIS, 2004).

Em relação a liga AA 5050C não existem informações disponíveis na literatura, uma vez que essa foi uma adequação composicional realizada pela CBA a partir da liga AA 5052 para que fosse possível a produção desse material via processo de fundição contínua. Sendo a presente dissertação de mestrado o primeiro estudo acadêmico conduzido para esta liga na sua condição final de processamento.

2.2 PROCESSOS DE PRODUÇÃO DE LAMINADOS DE ALUMÍNIO

2.2.1 Processo de Fundição Direta (*Direct Chill*)

O processo de fundição direta (DC) foi inventado quase que simultaneamente na Alemanha (W. Roth, VAW) e nos EUA (W.T. Ennor, ALCOA) durante o período de 1936-1938. Essa tecnologia foi baseada nos métodos sugeridos por ZUNKEL (1935) e JUNGHANS (1933) para o lingotamento das ligas de cobre e do alumínio. O rápido desenvolvimento e uso industrial

desse método foi viabilizado devido às demandas da indústria aeroespacial e, posteriormente, às necessidades militares oriundas da Segunda Guerra Mundial (NADELLA *et al.*, 2008).

Conforme apresentado na FIG. 2.3, tal processo consiste no vazamento do metal líquido dentro de um molde refrigerado por água e na solidificação, em dois estágios, do material na forma de lingotes. O primeiro estágio de solidificação, baseia-se na formação do metal sólido sob as paredes do molde, enquanto o segundo estágio está relacionado à solidificação do interior do material, após o lingotamento, por meio de jatos de água (OTOMAR, 2012; MINATEL, 2009).

As principais variáveis de processo da fundição direta são: velocidade de lingotamento, taxa de resfriamento e temperatura do metal fundido. A velocidade ótima de lingotamento depende da composição da liga e do tamanho do lingote, variando de 3 a 20 cm/min. A taxa de resfriamento varia de 2000 a 4000 mm^3/s. As temperaturas do metal fundido variam, para as ligas de alumínio comerciais, entre 690 a 725 ºC (LEITE, 2018; NADELLA *et al.*, 2008).

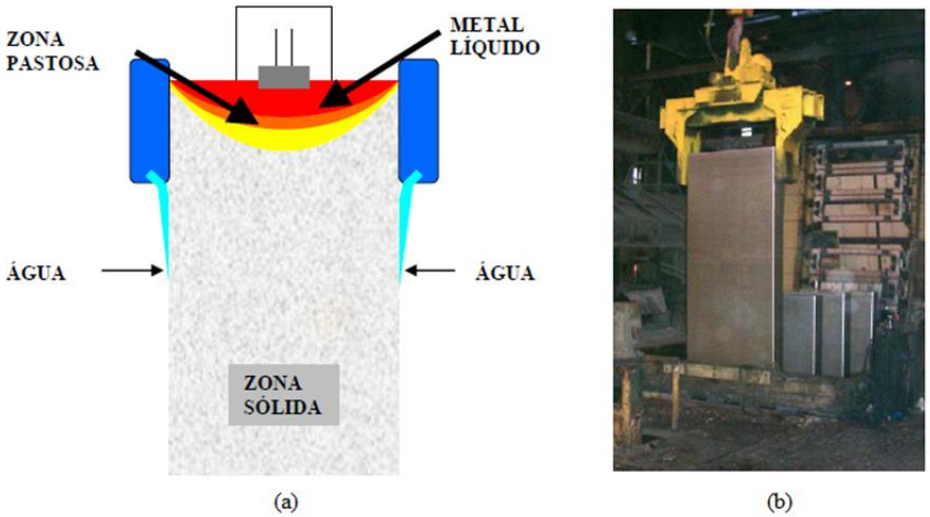


FIG. 2.3 (a) Desenho esquemático do vazamento de placas e (b) Placas de alumínio no poço de vazamento (CURSO DE LAMINAÇÃO CBA, 1999).

A microestrutura típica de produtos do processo de fundição direta consiste em grãos colunares e/ou equiaxiais dependendo da pureza, refinamento, localização dos grãos e condições de solidificação. As variações locais na distribuição dos elementos de liga e suas constituições podem causar macro e microssegregação, sendo a primeira impossível de ser corrigida por meio de tratamentos posteriores, tornando-se prejudicial às propriedades mecânicas. A extensão da segregação é determinada pelas condições de solidificação do material, a convecção no metal fundido durante a solidificação e a tendência de os respectivos

elementos de liga segregarem. Além disso, uma textura aleatória é geralmente observada quando se utiliza inoculantes para o refinamento dos grãos (HIRSCH, 2011; NADELLA et al., 2008).

Como consequência das características de vazamento do metal, o lingote pode exibir falhas grosseiras, superfície irregular e altamente segregada, sendo necessário a realização da etapa de fresagem para remover completamente a superfície do lingote. Esse procedimento é vantajoso pois permite melhoria da qualidade superficial, evitando problemas em processamentos subsequentes (HIRSCH, 2011; OTOMAR, 2012).

2.2.2 Pré-aquecimento/Homogeneização

Após a fresagem, os lingotes passam pelo processo de homogeneização, também conhecido como pré-aquecimento. Nessa etapa o material é aquecido com o objetivo de aliviar a tensão interna (devido ao resfriamento não homogêneo que ocorre na fundição direta) e reduzir os efeitos de microssegregações formando uma solução sólida monofásica (HIRSCH, 2011; MINATEL, 2009). Na FIG. 2.4 é apresentado um ciclo de tratamento térmico de homogeneização típico para uma liga Al-Mg-Mn.

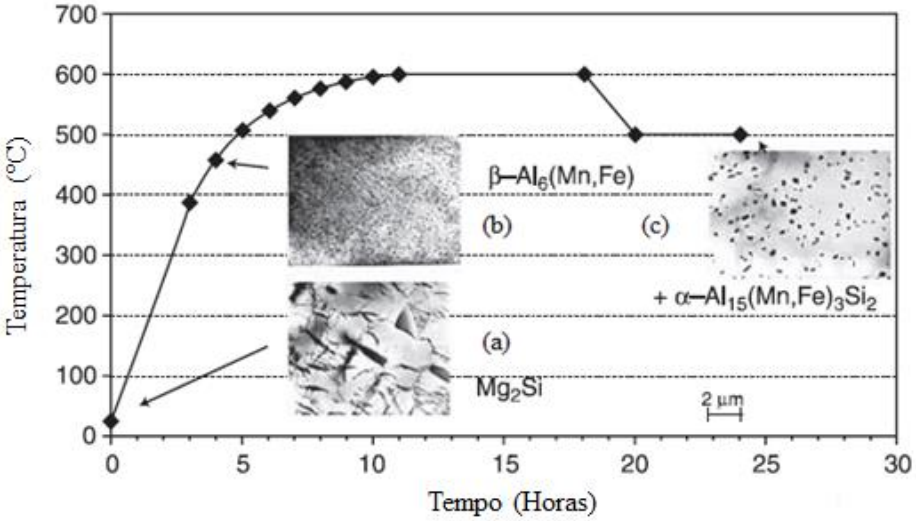


FIG. 2.4 Evolução típica de temperatura / tempo durante a homogeneização de lingotes de Al-Mg-Mn pelo processo de fundição direta e evolução das fases de dispersóides (Adaptado de HIRSCH, 2011).

Observa-se que, para elementos de rápida difusão, a microssegregação é reduzida até certo ponto. As fases "primárias" eutéticas (FIG. 2.4 (a)) passam a apresentar uma forma arredondada (FIG. 2.4 (c)) e sua constituição é transformada durante o processo. Com o aumento do tempo e da temperatura, nota-se que os elementos em solução sólida supersaturada (por exemplo, Mn) precipitam e crescem (HIRSCH, 2011).

Micrografias obtidas por microscopia ópticas de ligas de alumínio AA 5052 após o processo de fundição direta e após o tratamento de homogeneização são apresentadas na FIG. 2.5. WANG *et al.* (2015) reportam que as ligas fundidas (FIG. 2.5 (a) e (c)) apresentam estrutura dendrítica típica com matriz α (Al) e uma grande quantidade de segundas fases distribuídas ao longo dos contornos dendríticos. Após o tratamento térmico de homogeneização, nota-se que há o crescimento dos grãos, bem como a dissolução de algumas partículas grandes de segunda fase e a maioria das dendritas presentes na liga (FIG. 2.5 (b) e (d)).

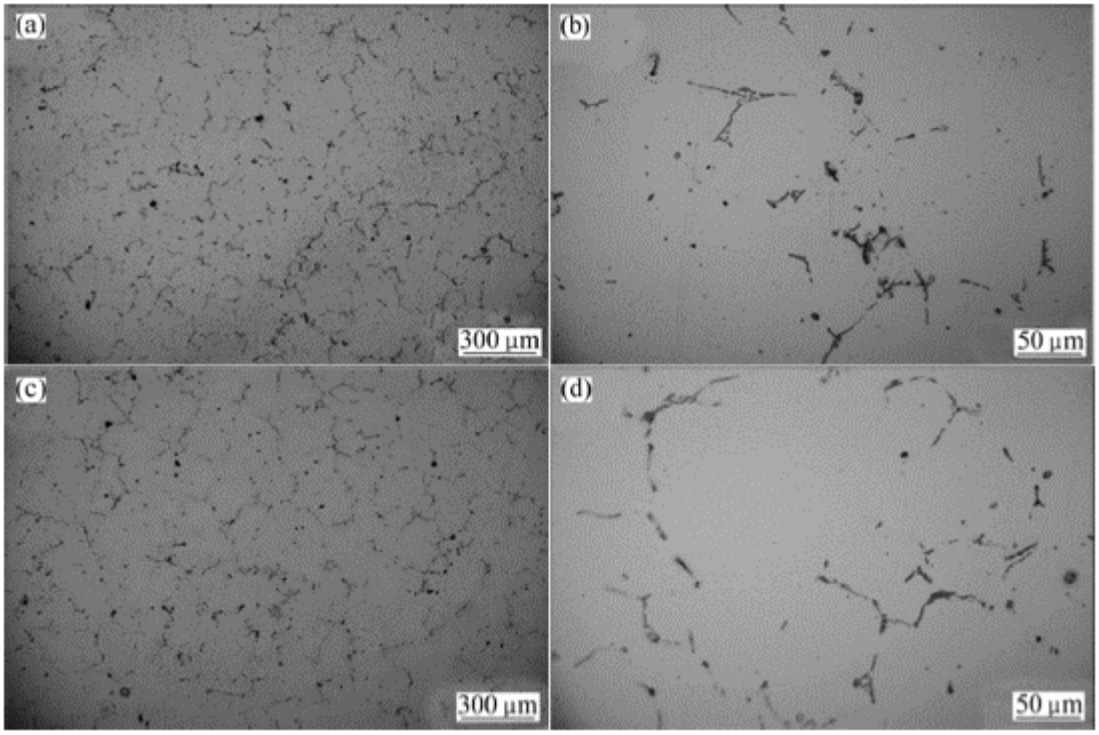


FIG. 2.5 Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA 5052 após processo de fundição direta (a, b) e homogeneizadas (c, d) (WANG *et al.*, 2015).

A temperatura e o tempo de encharque no tratamento a serem aplicados são previamente definidos de acordo com o tipo de liga e com a evolução microestrutural que se deseja obter. Dessa forma, a liga irá apresentar um melhor comportamento durante o processo de laminação a quente e, consequentemente, será possível obter as propriedades mecânicas desejadas para sua aplicação final.

2.2.3 Laminação a Quente

A laminação a quente consiste na passagem do lingote por dois rolos laminadores, os quais giram em sentidos opostos, deformando o material. O processo se inicia com os lingotes a temperaturas acima de 400 °C (temperaturas acima de $0{,}5T_f$, onde T_f representa a temperatura absoluta de fusão do material) e finaliza entre 200 e 350 ºC. A redução após os passes de laminação depende da composição da liga a ser processada e pode variar de 20 a 60%, chegando a uma espessura final de 3 a 10 mm (MINATEL, 2009; CALLISTER, 2008).

Durante o processamento, a microestrutura fundida é transformada em uma microestrutura com granulação mais refinada e, frequentemente, recristalizada com textura tipo {100} <001> (cubo). Além disso, tem se o alinhamento e distribuições mais uniformes das partículas grosseiras, fases eutéticas e dispersóides (HIRSCH, 2011; MINATEL, 2009). As microestruturas de recristalização, observadas na direção de laminação (DL), após a deformação em altas temperaturas estão apresentadas na FIG. 2.6.

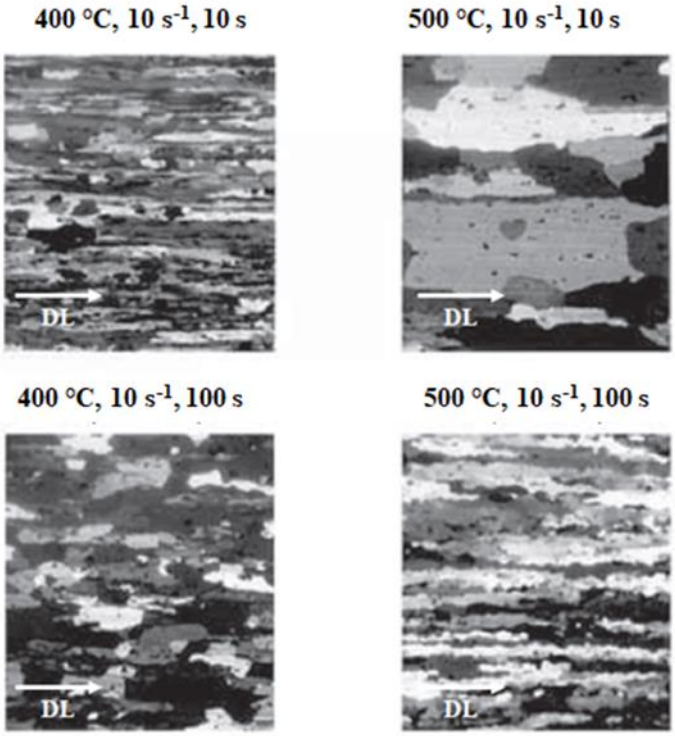


FIG. 2.6 Variação das microestruturas de recristalização de uma liga de Al-Mg-Mn após a deformação em altas temperaturas sob uma taxa de deformação de 10 s^{-1} e diferentes tempos de processo (10 e 100 s) (Adaptado de HIRSCH, 2011).

Cabe ressaltar que algumas ligas de alumínio supersaturadas, devido ao decréscimo da temperatura durante o processo de laminação a quente, podem desencadear a precipitação de fases específicas que, por sua vez, podem impedir a recristalização do material (HIRSCH, 2011).

2.2.4 Laminação a Frio

A laminação a frio é um processo análogo à laminação a quente, no entanto ocorre a temperaturas abaixo da temperatura de recristalização do material; isto é, até de $0{,}2T_f$. Para as ligas trabalháveis não tratáveis termicamente, esta é a única forma de se obter as propriedades mecânicas desejadas, uma vez que a cada passe de laminação tem-se o encruamento devido à deformação plástica do material. Este processo ainda permite um bom controle da forma, planicidade e superfície da chapa final (LEITE, 2018; HIRSCH, 2011).

A espessura do laminado final varia de acordo com a abertura entre os cilindros de laminação, podendo atingir espessuras de até 5 µm. Com relação a liga AA 5052, espessuras finais na faixa de 0,80 mm podem ser obtidas, sendo essa a condição mais crítica de processamento (LEITE, 2018; OTOMAR, 2012).

Em relação às propriedades mecânicas, ao final do processo de laminação, observa-se um aumento notável da resistência a tração e dureza, bem como a diminuição do alongamento do material. WANG *et al.* (2015) reportaram que uma liga de alumínio AA 5052 na condição fundida possui limite de escoamento e limite de resistência a tração de 69 MPa e 199 MPa, respectivamente. Após uma redução de até 87% na laminação a frio, o limite de resistência a tração passa a ser 325 MPa e o limite de escoamento aumenta para 320 MPa.

Na FIG. 2.7 são apresentadas as microestruturas típicas da liga de alumínio AA 5052 laminada a frio submetida a diferentes reduções.

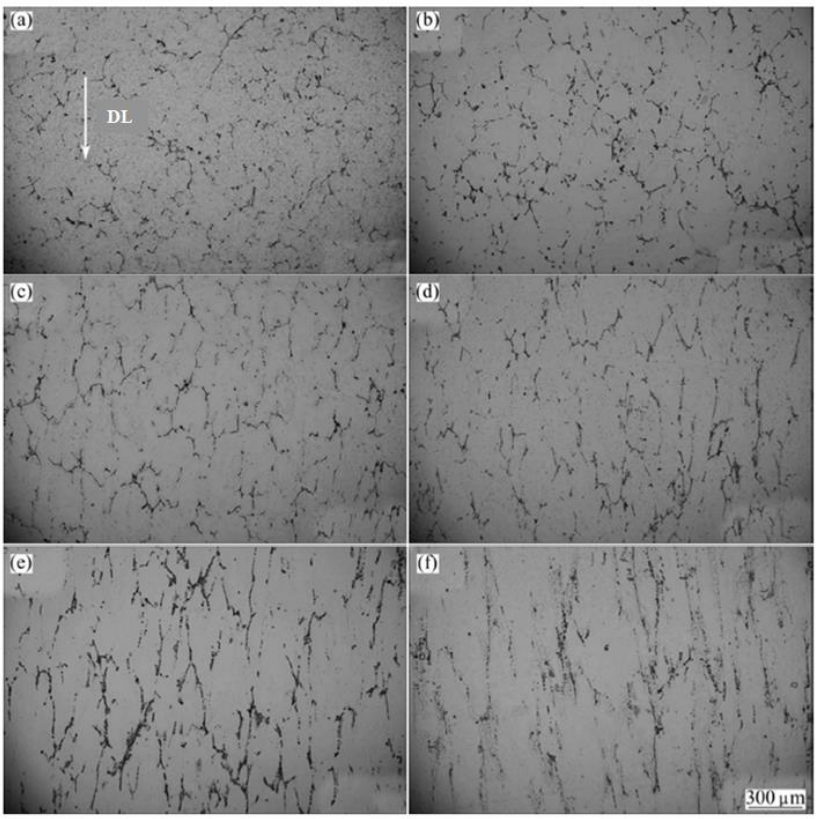


FIG. 2.7 Micrografias obtidas via microscopia ópticas mostrando a microestrutura de ligas de alumínio AA 5052 laminadas a frio com diferentes reduções: (a) 15%; (b) 33%; (c) 46%; (d) 60%; e) 75%; (f) 87% (Adaptado de WANG *et al.*, 2015).

Conforme pode-se observar na FIG. 2.7, os grãos apresentam estrutura típica severamente alongada e tensionada na direção de laminação com o aumento da redução (WANG *et al.*, 2015).

A evolução da textura cristalográfica durante a deformação se dá devido a seleção de sistemas de deslizamento específicos. A liga começa com uma estrutura/textura de fundição relativamente grosseira e aleatória e termina com uma microestrutura laminada a frio com uma textura típica de 'laminação' de estrutura CFC, e/ou recozida, a qual influencia diretamente as propriedades mecânicas do material devido à anisotropia e textura específica pronunciada, conforme apresentado na FIG. 2.8 (HIRSCH, 2011).

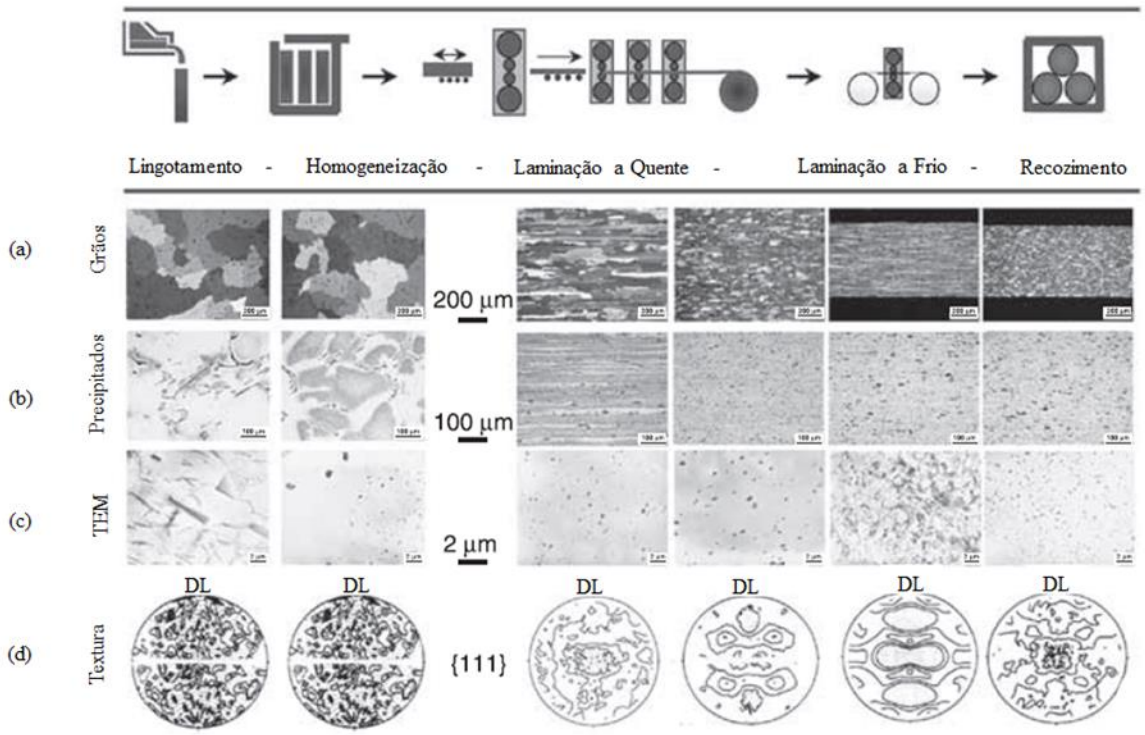


FIG. 2.8 Evolução da microestrutura/textura típica em produção industrial de chapas de alumínio: (a) Estrutura dos grãos; (b) Estrutura dos precipitados; (c) Imagens de microscopia eletrônica de transmissão e (d) Textura {111} – figuras de polo (adaptado HIRSCH, 2011).

2.2.5 Tratamento Térmico de Recozimento

Após a laminação a frio, a chapa é submetida ao tratamento térmico de recozimento para recristalização, o qual permite o alívio de tensões e a diminuição da densidade de discordâncias através de aniquilação e rearranjo. Tal tratamento é realizado com o intuito de diminuir o encruamento do material, conferindo um aumento da ductilidade e viabilizando conformação mecânica em processos posteriores (SLÁMOVÁ, OCENÁSEK, VOORT, 2004).

2.2.5.1 RECUPERAÇÃO

A recuperação é a primeira etapa durante o processo de recozimento. Durante o processo de recuperação, tem-se o alívio das tensões internas e a recuperação de algumas propriedades, de natureza elétrica e magnética, sensivelmente reduzidas durante a deformação plástica. Em relação à microestrutura do metal, as modificações são imperceptíveis, não envolvendo contornos de grão de alto ângulo e, consequentemente, não ocorrendo mudanças significativas nas propriedades mecânicas (DIETER, 1988).

A etapa de recuperação é observada com maior dificuldade em metais com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), uma vez que estes possuem maior dificuldade em relação à aniquilação e movimentação das discordâncias devido a distância a qual estão submetidas (SLÁMOVÁ, OCENÁSEK, VOORT, 2004; MINATEL, 2009).

2.2.5.2 RECRISTALIZAÇÃO

A segunda etapa do processo é a recristalização. Essa etapa é baseada na nucleação de novos grãos em regiões livre de deformação, seguida pelo crescimento destes através do consumo da estrutura deformada. Ao final do processo, tem-se uma microestrutura de grãos equiaxiais (DIETER, 1988).

Normalmente, a etapa de nucleação se dá em regiões de alta energia, como contornos de grão, bandas de deformação e regiões de intensa desorientação de grãos (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

2.2.5.3 CRESCIMENTO DE GRÃO

O crescimento dos grãos é a última etapa do processo, a qual pode ocorrer de duas formas distintas, normal e anormal. Quando se tem o aumento contínuo do tamanho de grão, tem-se o

“crescimento de grão”, caso esse crescimento ocorra de maneira mais acentuada em determinados grãos, tem-se recristalização secundária (PADILHA e SICILIANO, 2005).

O crescimento dos grãos ocorre pois ao final do processo de recristalização, a microestrutura ainda não se encontra em sua forma mais estável, assim faz-se necessário a diminuição da energia interna através da redução da área total de contornos de grão (PADILHA e SICILIANO, 2005).

Pode-se realizar o tratamento de recozimento pleno ou parcial, a escolha será pautada nas propriedades finais desejadas. Quando se deseja favorecer o processo de estampagem, a recristalização parcial da liga é realizada. As temperaturas de tratamento variam entre 200 e 280 °C, dependendo da redução aplicada (ABAL, 2018).

Caso o interesse seja uma liga com plasticidade máxima, o recozimento pleno é utilizado. A liga é tratada, normalmente, a temperaturas na faixa de 350 °C, findando em uma microestrutura completamente recristaliza. É importante que o tratamento seja interrompido antes que ocorra a recristalização secundaria, a fim de se evitar o efeito de “casca de laranja” durante processamentos posteriores (ABAL, 2018).

WANG *et. al.* (2015) estudaram o efeito de diferentes tratamentos térmicos em ligas do tipo AA 5052 após o processo de laminação frio. O resultado obtido pelos autores pode ser verificado na FIG. 2.9. De acordo com os autores, durante a aplicação dos referidos tratamentos térmicos, não houve alteração da morfologia dos grãos. Contudo, com aumento da temperatura de recozimento, de 220 ºC para 350 ºC, houve o aumento do tamanho de grão e da ductilidade da liga, como esperado.

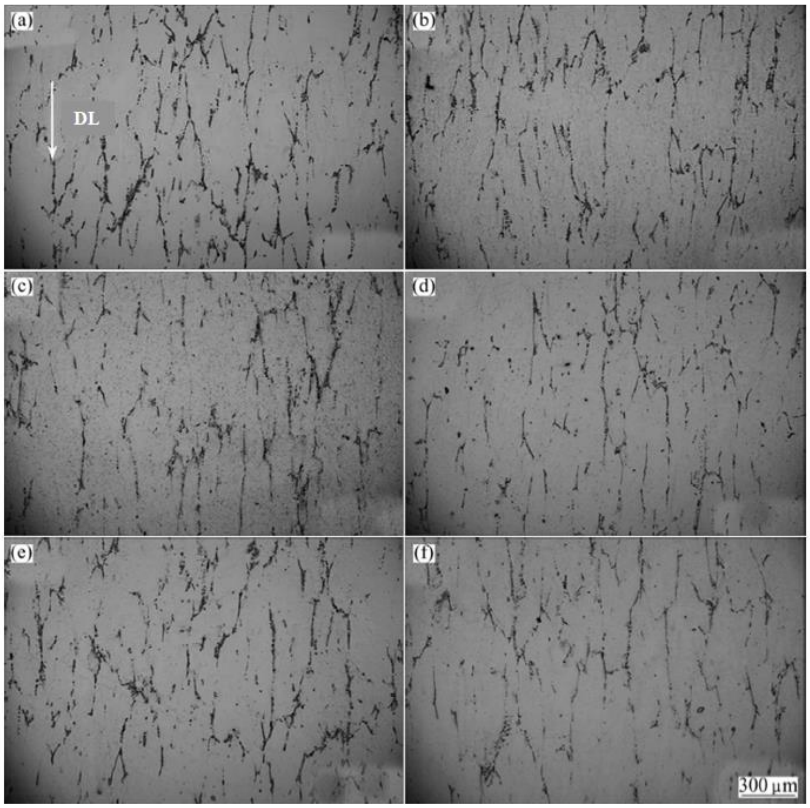


FIG. 2.9 Microestruturas da liga de alumínio AA 5052 laminada com 75% de redução submetidas a diferentes tratamentos térmicos de recozimento com tempo fixo de 4 horas: (a) Laminado; (b) 220 °C; (c) 250 °C; (d) 300 °C; (e) 350 °C; (f) 380 °C (Adaptado de WANG *et al.*, 2015).

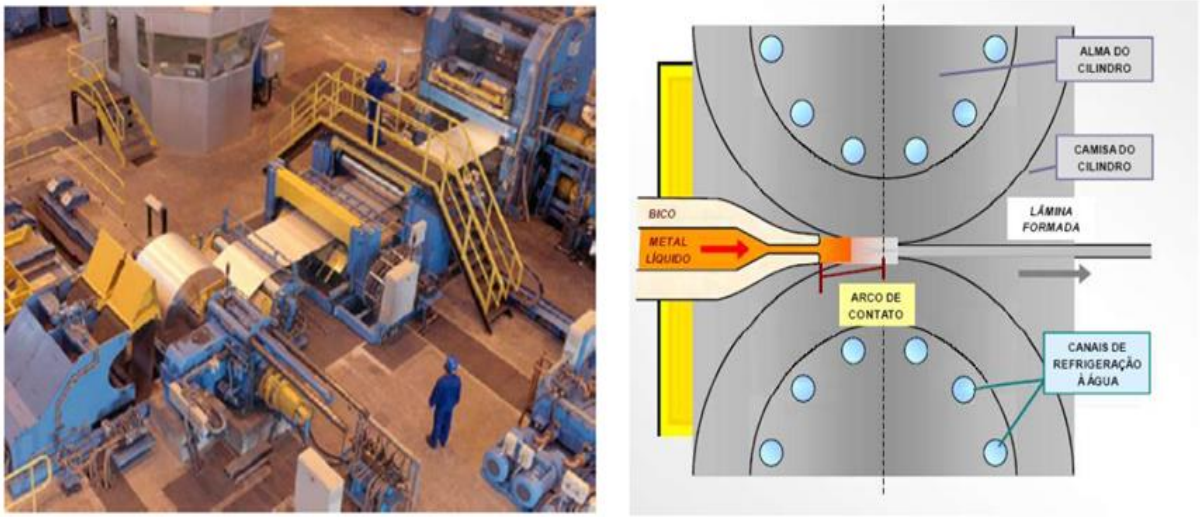
2.2.6 Processo de Fundição Contínua de Chapas (*Twin Roll Caster*)

O processo conhecido como fundição contínua de chapas (TRC) é uma das tecnologias de maior potencial para a indústria metalúrgica no século XXI. O processo surgiu na década de 20, porém apenas na década de 50 houve um maior investimento por parte das empresas e da comunidade científica em estudos visando uma melhor compreensão do funcionamento do equipamento e dos parâmetros de operação (LV *et al.*, 2015; COOK *et al.*, 1995).

O processo de fundição contínua de chapas consiste na passagem de alumínio fundido, conduzido através de canais até o injetor, ao longo de dois cilindros, geralmente de aço, refrigerados a água. A taxa de resfriamento neste processo é superior quando comparada ao processo de fundição direta, dentro do intervalo de 300 °C/s e 700 °C/s. As dimensões da chapa

obtida variam de acordo com a capacidade do equipamento, obtendo-se espessuras entre 2 mm e 12 mm e largura entre 750 mm e 2100 mm (OTOMAR, 2012; MINATEL, 2009).

A vista superior do *Twin Roll Caster* da Companhia Brasileira de Alumínio - CBA (a) e desenho esquemático da solidificação do metal em contato com os cilindros refrigerados (b) são apresentados na FIG. 2.10.



(a) (b)

FIG. 2.10 (a) Vista superior do *Twin Roll Caster* da CBA e (b) desenho esquemático da solidificação do metal em contato com os cilindros refrigerados (GODINHO, 2004).

O processo de fundição contínua de chapas (TRC) viabiliza que taxas de solidificação muito maiores sejam alcançadas quando comparado ao processo de fundição direta (DC). A solidificação do metal se dá antes da passagem do mesmo pelos cilindros permitindo, assim, que a laminação a quente ocorra simultaneamente ao lingotamento. Devido à ação da gravidade, o primeiro contato do metal ocorre com o cilindro inferior ocasionando uma solidificação heterogênea do material e gerando diferenças na estrutura granular da chapa obtida (OGATA, 2017; HOSEINIFAR, SALARI, SOLTAN ALI NEZAHAD, 2016; OTOMAR, 2012).

A microestrutura produzida através do processo de fundição contínua de chapas (TRC) consiste em grãos mais finos ou de mesmo tamanho (FIG. 2.11 (a) e (c)) e partículas intermetálicas mais numerosas e distribuídas com uma subestrutura de discordâncias geradas pelo processo de laminação (FIG. 2.11 (b) e (d)) quando comparado aos obtidos pelo processo de fundição direta (DC) (SLÁMOVÁ *et al*., 2003).

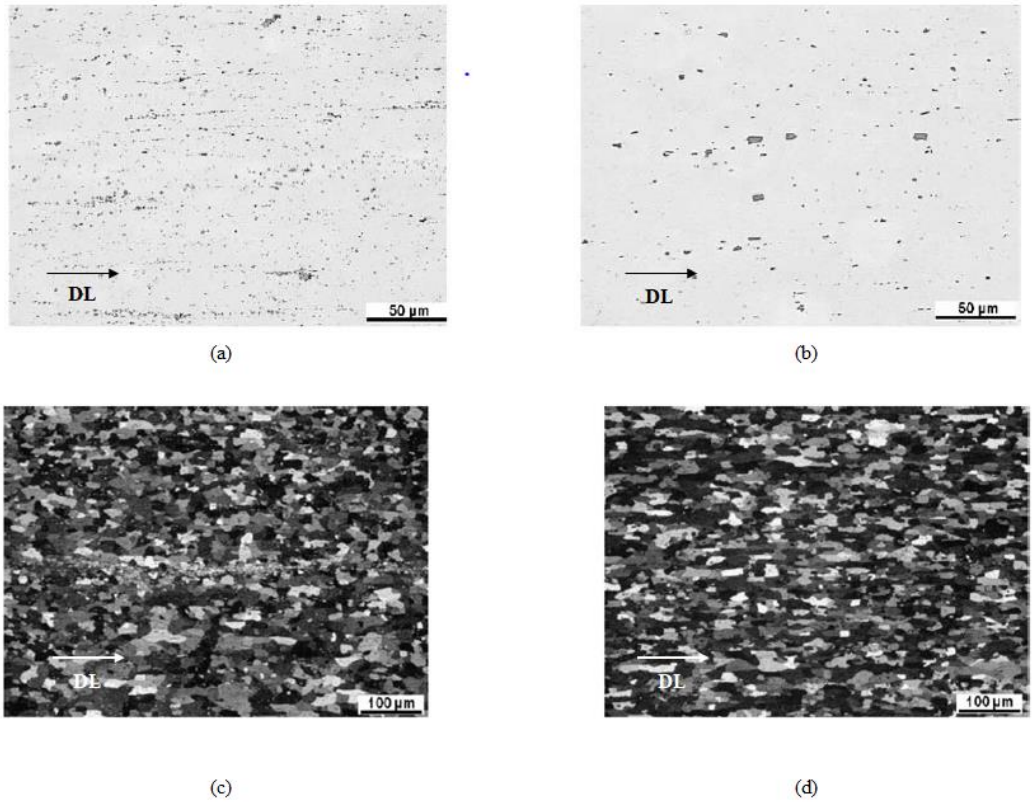


FIG. 2.11 Micrografias obtidas via microscopia óptica observadas em (a-b) campo claro destacando as-partículas de segunda fase em amostras fundidas com (a) TRC AA 5052 e e (b) DC AA 5252; e observadas (c-d) com luz polarizada destacando a estrutura de grãos em espessura média da chapa em amostras fundidas com (c) TRC AA 5052 e (d) DC AA 5052 (Adaptado de SLÁMOVÁ *et al*., 2003).

Inúmeras ligas comerciais de alumínio são produzidas em escala industrial através do processo de fundição contínua de chapas (TRC), entretanto alguns parâmetros devem ser considerados. Segundo OGATA (2017), ligas com intervalo de solidificação estreito são largamente produzidas em diversas dimensões. Contudo, para ligas com amplo intervalo de solidificação, o processo ainda é limitado, não permitindo a obtenção de um produto final com as propriedades mecânicas adequadas.

Outro importante impedimento de produção está associado a composição das ligas. Algumas podem apresentar grandes problemas relacionados formação de linhas centrais de segregação e à formação de camada de óxido excessiva. Fator este que se fez presente na CBA ao tentar-se produzir a liga AA 5052 por TRC, só sendo possível contornar o problema com o ajuste composicional que resultou na liga AA 5050C, ambas objeto de estudo desta dissertação de mestrado.

Segundo HIRSH (2011), apesar da utilização de lubrificantes, devido ao resfriamento rápido da superfície, não é possível evitar a formação de óxidos. Tal óxido, entretanto, não é facilmente removido por escarfagem como no processo de fundição direta (DC). Dessa forma, a qualidade superficial da chapa fica comprometida para aplicações relacionadas à processos de estampagem.

SUN *et al.* (2017) elucidaram que a linha central de segregação é um defeito o qual pode alterar a composição e as propriedades microestruturais da chapa, além de reduzir a resistência à fadiga dos produtos e até causar porosidades ou rachaduras regionais.

Diversos autores estudaram parâmetros que poderiam promover o aparecimento da linha de segregação central. ZHANG *et al.* (2006) e GRAS, MEREDITH e HUNT (2005) reportam que a segregação do soluto no limite do grão é facilmente produzida devido às altas taxas de resfriamento. LEE *et al.* (2006) vincularam a segregação da linha central ao fluxo de metal fundido rico em soluto; isto é, a diminuição da velocidade de fundição provoca o aumento da tendência a segregação. LV *et al.* (2015) citam que a escolha de materiais com menor teor de impurezas e/ou materiais cujo coeficiente de segregação dos solutos é muito maior são opções viáveis para a diminuição do grau de segregação do centro da chapa.

BAREKAR *et al.* (2016) avaliaram o impacto da fundição de rolo duplo condicionada por fusão (*Melt Conditioning Twin Roll Casting* - MC-TRC) na textura cristalográfica e nas propriedades de tração das chapas de liga de alumínio. O MC-TRC consiste em um dispositivo de rotação que permite o cisalhamento intensivo do metal fundido acoplado ao TRC. As principais vantagens do dispositivo acoplado incluem o aumento da cinética para reações químicas *in situ*, a homogeneização da composição química e o refinamento dos grãos pela dispersão de óxidos. Segundo os autores, a aplicação de um cisalhamento intensivo antes do processo de fundição contínua resultou em uma microestrutura uniforme e refinada, e contribuiu para a eliminação da linha central de segregação. A tira obtida pelo processo MC-TRC também exibiu alongamento 22% maior em comparação com a tira TRC. Quanto a textura, observou-se uma deformação plástica uniforme, sugerindo que a combinação de laminação a quente e a frio apresentam melhores distribuições espaciais de textura, além de contribuir para a diminuição de defeitos no material.

2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS E TEXTURA

As propriedades mecânicas das ligas estão diretamente relacionadas à sua composição e o processo de produção.

WANG *et al.* (2015) estudaram o comportamento da liga AA 5052 quando submetida a diferentes reduções, conforme observado na FIG. 2.12. De acordo com os autores, a dureza da liga na condição fundida encontra-se em torno de 61 HV. Após tratamento térmico de homogeneização, a dureza é reduzida para 57 HV.

Para uma redução de 87%, a dureza apresentou-se próxima a 100 HV, este valor se apresenta, aproximadamente, duas vezes superior quando comparado a liga AA 5052 homogeneizada. Contudo, houve uma pequena mudança na dureza, de 97 HV para 99 HV, ao se aumentar a redução de 75% para 87%, respectivamente. Confirmou-se assim que há o aumento dureza da liga com o aumento da redução devido trabalho de laminação a frio. Tal fato pode ser explicado devido aumento da densidade de discordâncias decorrente em virtude do aumento da redução durante o processo de laminação a frio (WANG *et al.*, 2015).

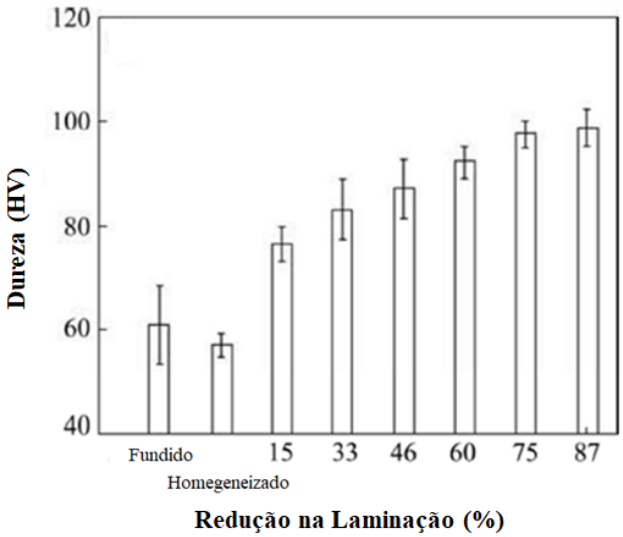


FIG. 2.12 Variação da dureza com a redução da espessura durante a laminação a frio para a liga AA 5052 (Adaptado de WANG *et al.*, 2015).

Quanto à resistência mecânica, WANG *et al.* (2015) reportam uma notável mudança a qual pode ser observada na FIG. 2.13.

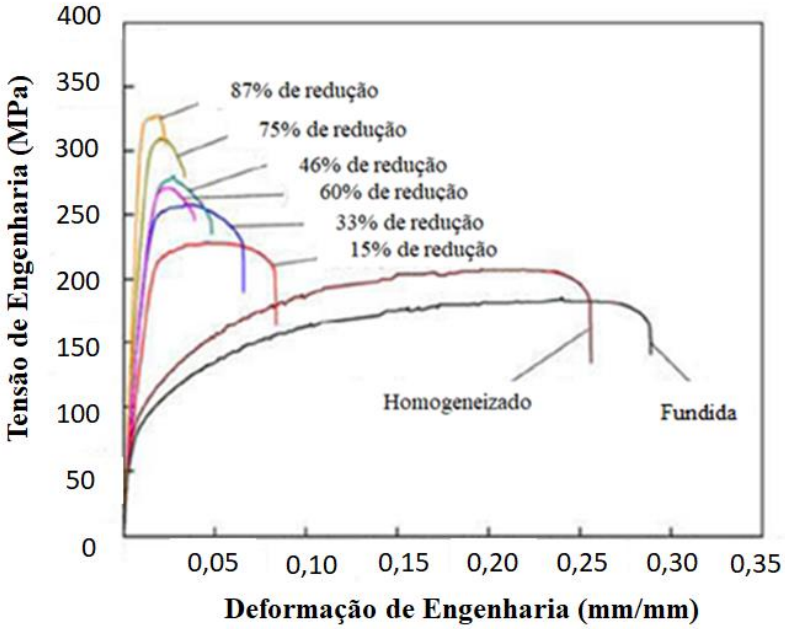


FIG. 2.13 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 (Adaptado de WANG *et al.*, 2015).

De acordo com os resultados apresentados, para a liga na condição fundida, a resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento são de 199 MPa, 69 MPa e 27%, respectivamente. Após o tratamento de homogeneização, há uma sutil mudança em relação às propriedades em tração da liga, sendo o limite de resistência a tração, o limite de escoamento e o alongamento, 191 MPa, 70 MPa e 25%, respectivamente. Com o aumento da redução, o limite de escoamento e o limite de resistência a tração aumentam gradualmente, enquanto o alongamento reduz muito. Para o primeiro passe de laminação (15% de redução), o alongamento é 7,5%. O limite de resistência a tração aumenta de 199 para 325 MPa, e o limite de escoamento aumenta de 69 para 320 MPa com 87% de redução; no entanto, o alongamento é de apenas 2,5% em comparação com a liga AA 5052 na condição fundida. Observa-se que o comportamento apresentado pela liga em relação à resistência mecânica é bastante consistente com a dureza (WANG *et al.*, 2015).

Sabe-se que o aumento da resistência pode ser atribuído a dois fatores: a formação da textura da fibra ao longo da direção da direção de laminação devida o alongamento dos grãos e aumento dos precipitados da fase secundária (WANG *et al.*, 2015).

LIU e MORRIS (2004) avaliaram a textura e a microestrutura de recristalização na liga AA 5052 processada por fundição contínua e por fundição direta. Segundo os autores, o tamanho de grão recristalizado da liga AA 5052 é fortemente afetado pela redução na laminação

a frio. A nucleação durante a recristalização ocorre, principalmente, em regiões de alta energia como, por exemplo, os contornos de grão, assim quanto mais encruada estiver a liga, maior será a área disponível para a formação dos novos grãos durante o tratamento térmico de recozimento.

WANG *et al.* (2015) também estudaram as propriedades mecânicas da liga AA 5052 após o recozimento. Os autores verificaram que com o aumento da temperatura de recozimento se tem a diminuição da dureza. Tal fato se dá devido à recuperação e recristalização que ocorrem durante o tratamento térmico, sendo a etapa de recristalização a responsável pela diminuição drástica dessa propriedade, conforme observado na FIG. 2.14.

Para um tratamento realizado durante 4 h, nota-se que após o recozimento a 220 °C e 250 °C, a dureza diminui ligeiramente, de 83 HV para 81 HV; no entanto, tem-se uma diminuição considerável de 81 HV a 61 HV, para as temperaturas de 250 °C a 300 °C respectivamente.

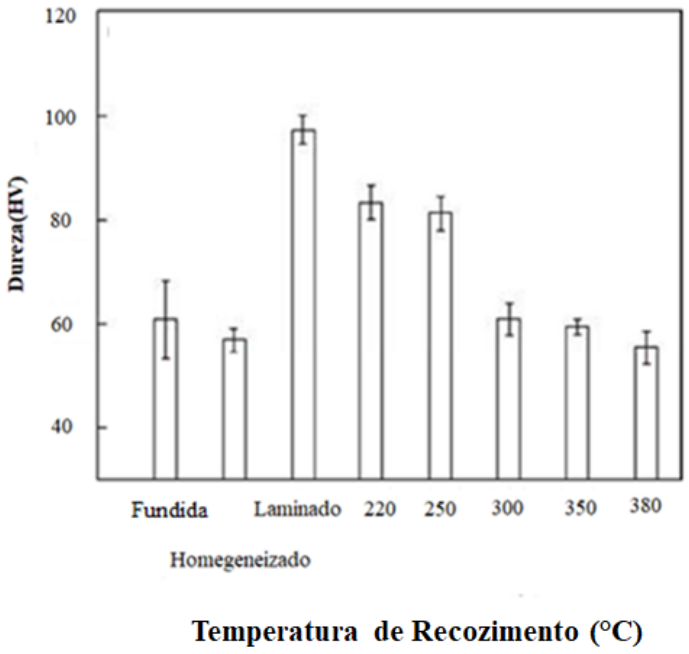


FIG. 2.14 Variação da dureza com a temperatura de recozimento para a liga AA 5052 (Adaptado de WANG *et al.*, 2015).

Em relação à resistência mecânica, observa-se um aumento do alongamento em detrimento da resistência à tração do material após o recozimento. WANG *et al.* (2015) verificaram, para as temperaturas de 220 °C e 300 °C, uma redução do limite de resistência à tração de 277 MPa para 212 MPa e um aumento da ductilidade de 7,2% a 23,4%, respectivamente. Após o recozimento a 350 °C, atinge-se um alongamento de 25,2%. Contudo, para temperaturas acima

desta, os autores não observaram mudanças consideráveis. Tal fato é coerente com o comportamento apresentado pela liga em relação à variação da dureza.

Por fim, nota-se que a recristalização da liga AA 5052 tem início a partir dos 300 °C, ocasionando a diminuição do número de discordâncias e, consequentemente, causando mudanças nas propriedades mecânicas. Esses resultados encontram-se representados na FIG. 2.15.

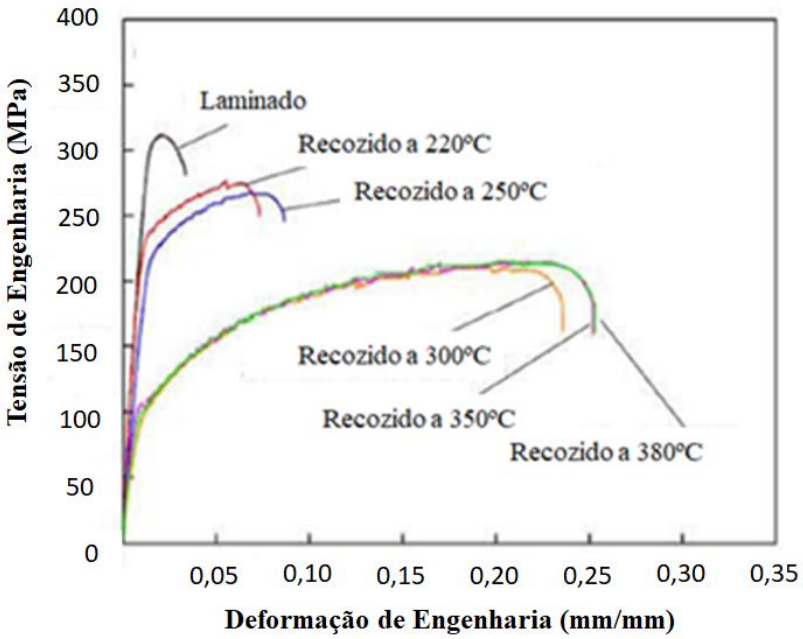


FIG. 2.15 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 com 75% de redução para diversas temperaturas de recozimento durante 4 horas (Adaptado de WANG *et al.*, 2015).

ABOULFADL *et al.* (2015) reportam que após deformação à temperatura ambiente, as ligas de alumínio 5xxx exibem vestígios de deformação indesejáveis na superfície da chapa, o que reduz a ductilidade do material, cria efeitos ópticos indesejáveis e limita as aplicações de conformação. Estes traços superficiais resultam de fluxo plástico instável, implicando em efeitos de deformação localizada. Tais fenômenos tornam-se aparentes nas bandas presentes nas superfícies das amostras ao serem tracionadas e nos serrilhados observados em curvas de tensão-deformação, conhecidas como o efeito *Portevin-Le Chatelier* (PLC) ou envelhecimento dinâmico.

Segundo RODRIGUEZ (1984), cinco tipos de serrilhados, oriundos do envelhecimento dinâmico, podem ser identificados e caracterizados, conforme apresentado na FIG. 2.16.

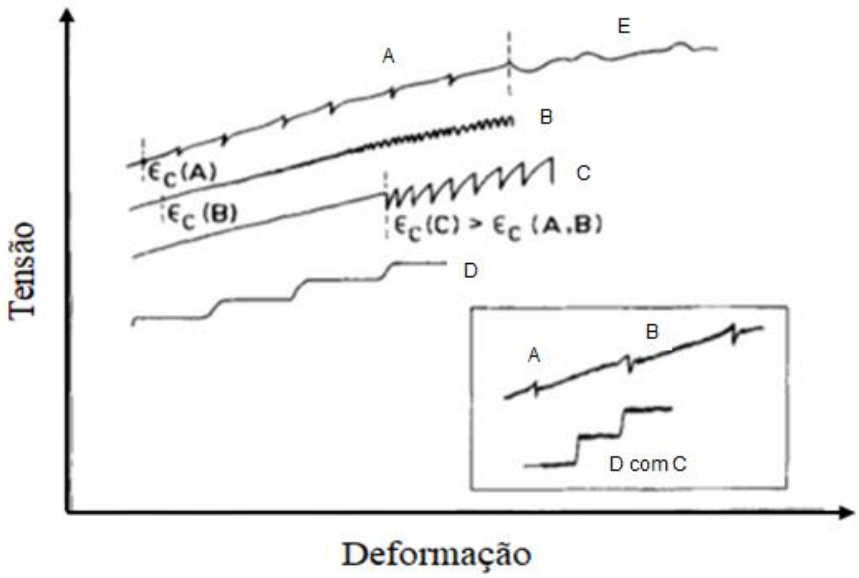


FIG. 2.16 Tipos de serrilhados oriundos do envelhecimento dinâmico (Adaptado de RODRIGUES, 1984).

Os serrilhados do tipo A são caracterizados por repetidos aumentos e quedas abruptas de tensão, os quais ocorrem, normalmente, em baixas temperaturas e elevadas taxas de deformação. Os serrilhados do tipo B definidos pela presença de oscilações rápidas e sucessivas de decréscimo e aumento da tensão, frequentemente ocorrem em altas temperaturas e baixas taxas de deformação. Os serrilhados do tipo C são determinados por quedas excessivas de tensão e, normalmente, tem sua origem em temperaturas mais altas e menores taxas de deformação do que no caso dos tipos A e B. Serrilhados do tipo D apresentam-se praticamente paralelos ao eixo de deformação da curva tensão *versus* deformação. Os serrilhados do tipo E, por sua vez, são oriundos de elevadas taxas de deformação e exibem comportamento aleatório (RODRIGUEZ, 1984).

Segundo ABOULFADL *et al.* (2015) pode-se atribuir o movimento brusco das discordâncias e o padrão serrilhado apresentado pelas curvas como resultado da interação dinâmica das discordâncias – átomos de soluto. Nesta percepção, supõe-se que o movimento das discordâncias é impedido por átomos de soluto que as isolam, consequentemente, para as discordâncias serem liberadas, torna-se necessário um aumento da tensão, resultando numa sensibilidade negativa de tensão/deformação, conduzindo a instabilidade de fluxo, isto é, o efeito PLC.

ABOULFADL *et al.* (2015) avaliaram uma liga de alumínio com 4,8%a de Mg. A liga foi obtida via fusão por indução a vácuo. Em seguida foi aquecida a 400 °C durante 3 horas para

assegurar a homogeneização e laminada a frio com 90% de redução. Foram avaliadas três condições: laminada, após tratamento térmico de recozimento de estabilização (120 °C por 20 horas) e após tratamento térmico de recozimento de recristalização (400 °C durante 10 minutos). As amostras foram ensaiadas com taxa de deformação de $1{,}67 \times 10^{-5}\ s^{-1}$. Na FIG. 2.17 são apresentadas as curvas tensão – deformação obtidas.

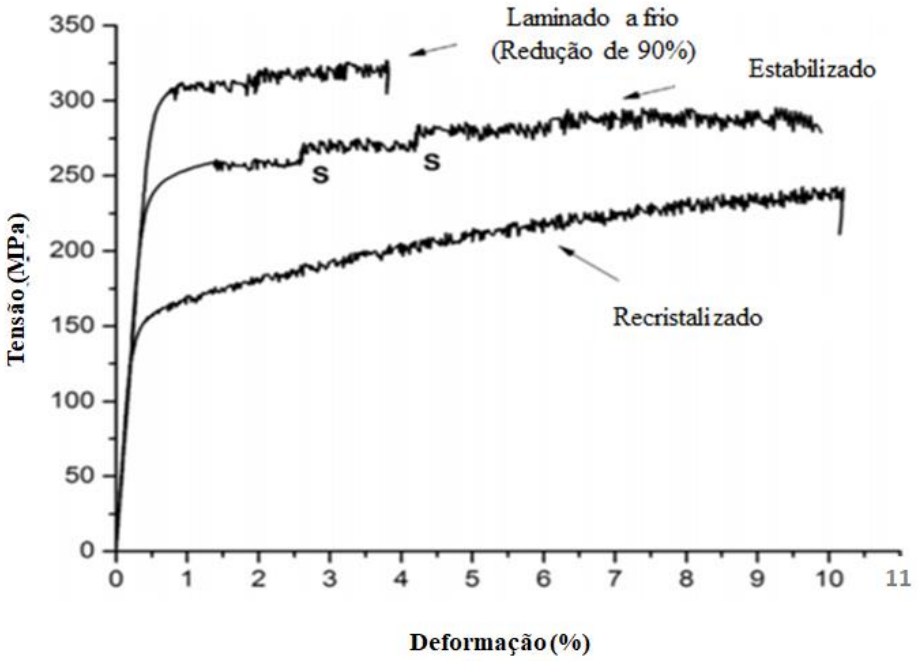


FIG. 2.17 Curvas tensão versus deformação de uma liga Al-Mg com 4,8% Mg nas condições como recebida (laminada a frio com redução de espessura de 90%), recristalizada (400 °C por 10 minutos) e solubilizada (120 °C por 20 horas) (Adaptado de ABOULFADL *et al.*, 2015).

Os autores reportam que os serrilhados foram observados para todas as condições analisadas. Ressaltam ainda que o seu início e a resistência a tração foram diferentes entre as amostras analisadas, uma vez que estas apresentam diferentes densidades de discordâncias e microestruturas. As maiores variações de tensão (marcadas com S) foram observadas para a condição estabilizada, tal fato é atribuído à diferença de densidade de discordâncias e às condições microestruturais de parcialmente e completamente recristalizada apresentadas pelas amostras.

A evolução textural, como mencionando previamente, é um dos principais fatores responsáveis pela anisotropia mecânica apresentada pelas ligas de alumínio deformadas. As texturas de laminação a frio de materiais CFC apresentam suas componentes principais ao longo de um tubo de orientações que se estende da orientação $\{110\}\langle 11\bar{2}\rangle$ até $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$. Metais

e ligas com baixa energia de falha de empilhamento (EFE) como, por exemplo, o latão, tendem a se concentrar na região do tubo próxima de {112}<11$\bar{1}$>. Entretanto, metais com alta energia de falha de empilhamento (EFE) como, por exemplo, os aços e o alumínio, fazem o contrário. Os materiais com energia de falha de empilhamento intermediária, por exemplo, o cobre, apresentam intensidades constantes ao longo do tubo, sendo considerados materiais de referência para textura (VIANA e PAULA, 2001). Na FIG. 2.18 são apresentadas as seções de φ=45° para esses materiais após laminação a frio.

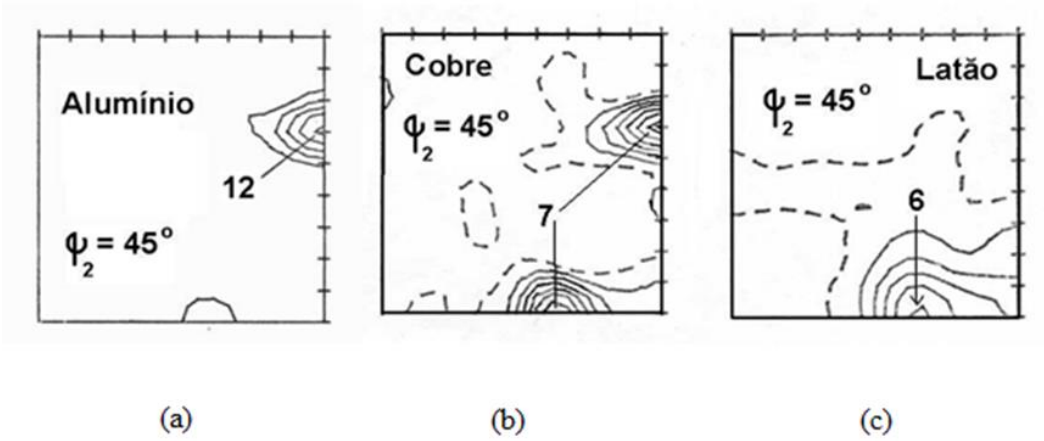


FIG. 2.18 Seções de φ_2 = 45º das FDOC's de chapas laminadas 90% a frio para o: (a) alumínio (alta EFE), (b) cobre e (c) latão-α (baixa EFE) (Adaptado de VIANA e PAULA, 2001).

SLÁMOVÁ *et al.* (2003) reportam que as texturas obtidas pelos processos de fundição direta (DC) e fundição contínua de chapas (TRC) são distintas. O material obtido através do processo de fundição contínua de chapas (TRC) são caracterizados pela presença de orientação preferencial de grãos relativamente fraca e uma textura incomum com orientações muito diferentes das texturas ideais conhecidas. Contudo, ambas apresentam uma textura por deformação caracterizada por um bom desenvolvimento da fibra β e uma textura de recristalização caracterizada por uma orientação cubo dominante (LIU e MORRIS, 2003).

A composição da liga, a textura inicial e a microestrutura afetam a evolução da textura durante o processo de laminação, levando a diferentes graus de distribuição das fibras e intensidades de orientação.

Segundo LIU e MORRIS (2003), durante o processamento a quente das ligas, observa-se que a textura obtida via fundição contínua possui uma textura típica de laminação, com bom desenvolvimento da fibra β, partindo da orientação cobre {122}<111> através da orientação

S {123}<634> e terminando na orientação *Brass* (Latão) {011}<211>, conforme apresentado na FIG. 2.19. Já as ligas produzidas via fundição contínua, desenvolvem uma textura caracterizada pela combinação da textura de laminação e recristalização com as orientações cubo {100}<001> e R {124}<211>, como dominantes.

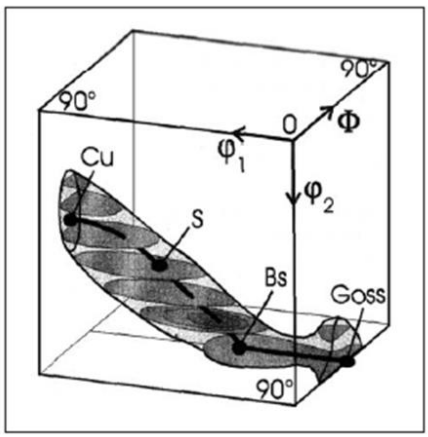


FIG. 2.19 Componentes de textura de laminação de metais CFC no espaço de Euler em 3D: a fibra β entre a componente cobre e latão (*Brass*) e a fibra α entre a componente do tipo latão e Goss (MARTINS e PADILHA, 2007).

Quanto à textura exibida durante a laminação a frio, LIU e MORRIS (2004) reportam que a fração volumétrica da orientação cubo {100}<001> diminui com o aumento da redução da laminação a frio antes do recozimento. A intensidade da orientação cubo é maior na liga produzida por fundição direta (DC) do que a produzida via fundição contínua de chapas (TRC). Além disso, durante o recozimento, a evolução mais importante da textura de recristalização ocorre antes que um estado completo de recristalização seja alcançado. Uma vez que o estado completo de recristalização é alcançado, a textura de recristalização não pode ser significativamente alterada, seja aumentando a temperatura de recozimento ou aumentando o tempo de recozimento.

Na FIG. 2.20 são apresentadas as FDOC's da liga de alumínio AA 5052 produzida pelos processos de fundição contínua de chapas (TRC) e fundição direta (DC) após redução de 70%, 80% e 90% durante a laminação a frio. LIU e MORRIS (2004) reportam, que para a liga produzida pelo processo de fundição continua de chapas (TRC) (FIG. 2.20 (a)), considerando uma redução de 70%, a textura é caracterizada por uma orientação cubo retido {001}<100>. Com reduções maiores, os grãos giram a partir da orientação cubo {100}<001> para a orientação Goss {011}<100> e, em seguida, na direção *Brass* {011}<211> ao longo do

cubo {100}<001> na direção de laminação. Dessa forma, com o aumento da redução, a intensidade da orientação latão aumenta enquanto a intensidade da orientação cubo diminui. Por fim, após 90% de laminação a frio, a orientação cubo desaparece.

Considerando o processo de fundição direta (DC) (FIG. 2.20 (b)), observa-se que, em 70% de redução, a intensidade da orientação cubo do material obtido por fundição direta (DC) permanece em 6,2 a qual é muito maior quando comparado ao processo de fundição continua de chapas (TRC) na mesma redução. Com o aumento da redução, a orientação cubo se transforma na orientação Goss {011}<100> ao longo da direção de laminação e posteriormente na orientação bronze através da fibra, o que também é observado para o material obtido por fundição contínua de chapas (TRC). Após a redução de 90% nota-se que a orientação do cubo é mantida (LIU e MORRIS, 2004).

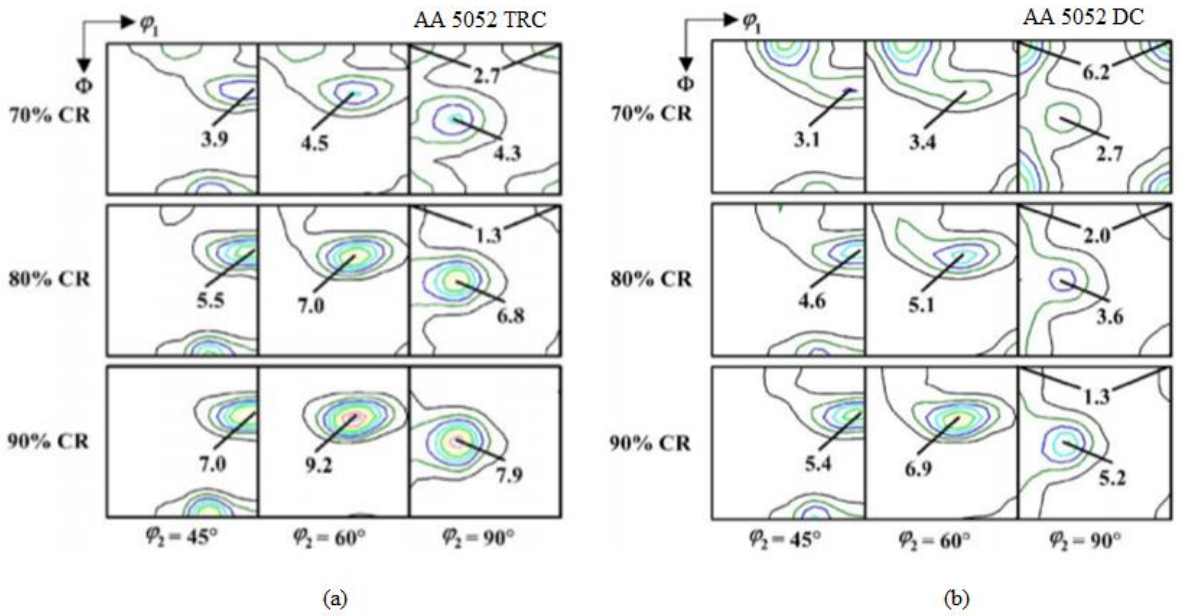


FIG. 2.20 FDOC's das seções de ϕ_2 = 45°, 60° e 90° da liga AA 5052 produzida pelo (a) processo de fundição contínua de chapas (TRC) e (b) pelo processo de fundição direta (DC) (Adaptado de LIU e MORRIS, 2004).

Em geral, essa diferença de textura ocorre devido ao atraso na evolução textural da liga obtida pelo processo de fundição direta (DC) que desenvolve forte orientação cubo inicial, resultando em uma intensa componente de textura cubo e orientação preferencial de grãos (LIU e MORRIS, 2003).

As ligas que apresentam componentes de textura variáveis exibem menores relações de anisotropia quando comparadas a aquelas com forte textura cubo inicial. Portanto, a presença

de uma componente cubo mais fraca, em ligas fundidas pelo processo de fundição contínua de chapas (TRC), favorece a anisotropia e conformabilidade do material (SLÁMOVÁ *et al.*, 2003).

HAN *et al.* (2002) reporta que existe uma relação bem clara entre os valores de coeficientes de anisotropia e a textura apresentada pela liga. Na TAB. 2.3 são apresentados os valores teóricos de coeficiente de anisotropia (r), coeficiente de anisotropia normal ($\bar{r}$) e coeficiente de anisotropia planar (Δr) para texturas ideias, ou seja, todos os grãos direcionados a uma orientação específica.

TAB. 2.3 Coeficientes de anisotropia e suas respectivas orientações ideais (HAN *et al.*, 2002).

Orientação Ideal	r_0	R_{45}	r_{90}	$\bar{r}$	Δr
{001}<100>	1,00	0,00	1,00	0,53	0,30
{001}<110>	0,00	1,00	0,00	0,53	0,30
{111}<110>	1,84	1,89	1,95	1,91	0,04
{111}<112>	1,95	1,89	1,84	1,91	0,04
{110}<100>	0,96	0,50	17,0	2,96	2,70
{100}<112>	0,50	2,09	1,00	1,65	0,46

Sabe-se que quando o valor de $\bar{r}$ é superior a 1, diz-se que o material apresenta resistência a diminuição de espessura, além de apresentar aumento da força transversal em relação à espessura. Essas características permitem que o material seja estampado sem que haja a diminuição da resistência da chapa e quebras durante o processo de estampagem, sendo assim, quanto maior o valor de $\bar{r}$, melhores serão as propriedades de estampabilidade do material (OTOMAR e PLAUT, 2012).

Em relação ao coeficiente de anisotropia normal está associado à formação de orelhas a 45° durante o processo de estampagem, aumentando o descarte de durante o processo de conformação. Assim é desejável baixos valores de Δr, a fim de se evitar a presença de orelhas (OTOMAR e PLAUT, 2012).

Segundo os autores, as orientações que melhor favorecem a conformação das ligas de alumínio são {111}<110> e {111}<112>, uma vez que fazem a melhor combinação entre os coeficientes de anisotropia normal e planar.

Não existem informações disponíveis na literatura sobre a liga AA 5050C, pois é uma adequação composicional realizada pela CBA a partir da liga AA 5052 para que fosse possível a produção desse material via processo de fundição contínua.

2.4 INFLUÊNCIA DE ELEMENTOS DE LIGA E PRECIPITADOS NAS PROPRIEDADES FINAIS DAS LIGAS DA SÉRIE 5XXX

Como mencionado, as ligas da série 5XXX, devido a sua maior resistência, encontraram aplicações nas indústrias automotivas, como os painéis internos da carroceria e partes estruturais. Visando melhorar suas propriedades mecânicas, bem como sua resistência à corrosão, a adição de elementos de liga se torna uma alternativa viável.

ENGLER *et al*. (2017) avaliaram a influência da adição de cobre nas propriedades mecânicas, na conformabilidade e na resistência a corrosão de ligas da série 5XXX. Os autores compararam a liga AA 5023, na qual foi adicionada 0,33%p de Cu, com as ligas AA 5019 (<0,15%p de Cu) e AA 5182 (<0,10%p de Cu). As ligas AA 5019 e AA 5023 apresentaram aumento significativo na resistência, ductilidade e capacidade de conformação em relação AA 5182, esse incremento das propriedades mecânicas foi atribuído ao maior teor de Mg na composição das ligas (FIG. 2.21).

Sabe-se que as propriedades mecânicas das ligas Al-Mg são obtidas principalmente através de deformação plástica, assim, a adição de 0,33%p de Cu na liga AA 5023 aparentemente não apresentaram efeito adicional sobre a resistência ou a conformabilidade. No entanto, após pré-aquecimento e subsequente envelhecimento, a liga AA 5023 mostrou um notável efeito de endurecimento por envelhecimento, devido à precipitação das fases S' contendo Cu em solução sólida supersaturada. Por se tratar de uma solução sólida complexa, a adição de Cu na liga atua diminuindo os limites de solubilidade e aumentando o número de segunda fase precipitada. Assim, o tratamento térmico de recozimento irá contribuir de forma mais significativa para o aumento das propriedades mecânicas da liga AA 5023.

Em relação ao comportamento geral de corrosão das ligas Al-Mg da série 5XXX, verificou-se um comportamento comparável; isto é, a liga AA 5023 apresentou comportamento e propriedades semelhantes às demais, contudo, a adição de 0,33%p de Cu causou uma resistência inferior à corrosão por pite.

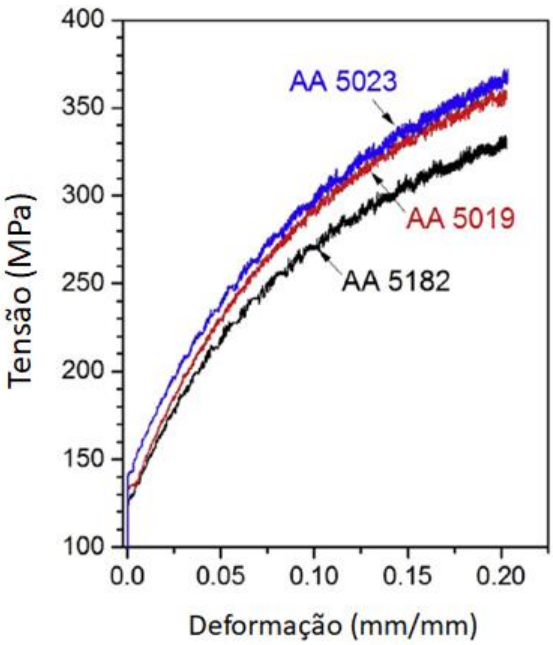


FIG. 2.21 Curva tensão verdadeira – Deformação verdadeira para três diferentes ligas da série 5XXX (Adaptado de ENGLER *et al.*, 2017).

D'ANTUANO *et al.* (2017) pesquisaram o efeito da laminação a frio na cinética de precipitação da fase β em ligas da série 5XXX. Os autores observaram que o tamanho do precipitado final não é impactado com o aumento da redução durante a laminação (FIG. 2.22). Contudo, a quantidade de segunda fase precipitada é fortemente influenciada, sendo observado um aumento expressivo. Esse efeito é atribuído ao aumento da densidade de discordâncias da liga durante o processo.

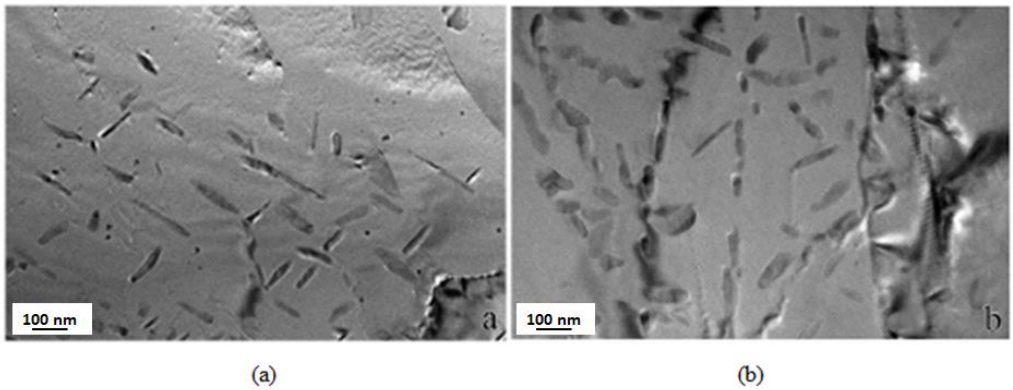


FIG. 2.22 Imagens em campo claro do microscópio eletrônico de transmissão da liga AA 5456 (a) sem deformação e (b) reduzida 30% (Adaptado de D'ANTUANO *et al.*, 2017).

Outro aspecto avaliado pelos autores foi a taxa de crescimento da fase β. A influência do ângulo de desorientação foi analisada, segundo reportado os contornos de grão de alto ângulo apresentaram crescimento mais acelerado quando comparado aos de baixo ângulo. O maior impacto, devido à laminação a frio, na taxa de crescimento da fase β foi associado à temperatura de nucleação dos precipitados. As amostras laminadas apresentaram redução da energia de ativação devido aumento da densidade de discordâncias e, consequentemente, houve um aumento taxa de nucleação se iniciado a baixas temperaturas.

WEN *et al.* (2005) estudaram a influência da precipitação de segunda fase nas propriedades mecânicas de ligas com alto teor de magnésio (AA 5182C e AA 5052C). Inicialmente, os autores submeteram as condições de tratamentos térmicos distintas. Após uma avaliação das microestruturas obtidas, os autores reportaram que na temperatura de 182 °C, a liga AA 5182C exibiu precipitação do magnésio em excesso na solução sólida sob a forma de Mg_2Al_3 (FIG. 2.23). A precipitação dessa segunda fase se dá preferencialmente ao longo dos contornos de grão, favorecendo a fratura prematura do material durante esforços mecânicos de tração.

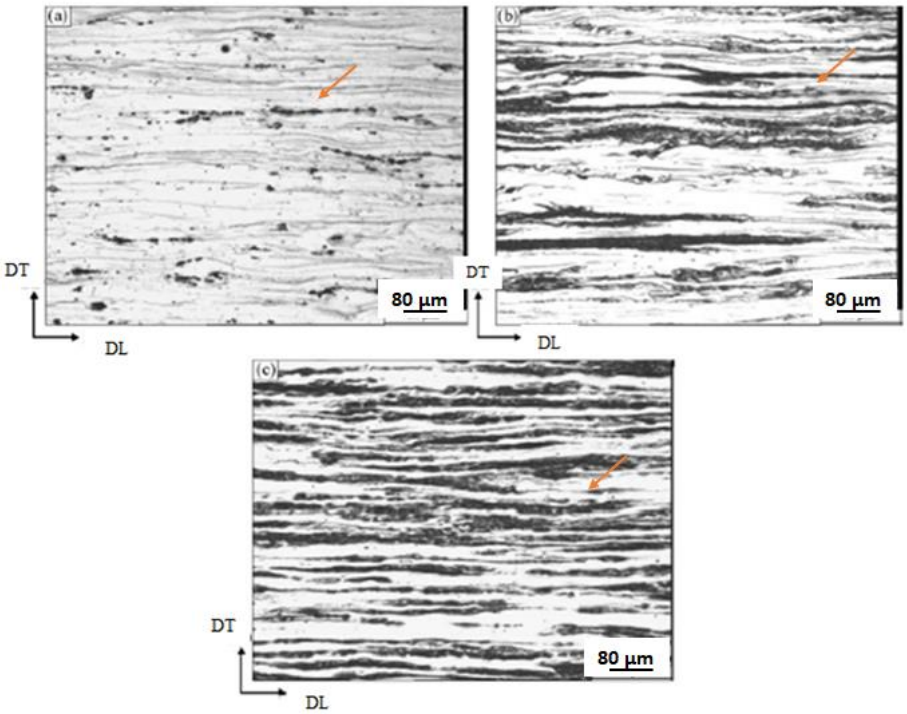


FIG. 2.23 Partículas de segunda fase da liga AA 5182C após diferentes tempos de tratamento térmico: (a) como recebida, (b) tratada termicamente a 182 °C por 30 horas e (c) tratada termicamente a 182 °C por 100 horas (Adaptado de WEN *et al.*, 2005).

Avaliou-se também resistividade elétrica e as propriedades mecânicas de ambas as ligas. Quanto à resistividade elétrica, por se tratar de uma propriedade física altamente influenciada pela quantidade de soluto em solução sólida, observou-se que com o aumento da precipitação de Mg_2Al_3 houve sua diminuição para a liga AA 5182C, confirmando que a quantidade de precipitados aumenta com o aumento do tempo de tratamento térmico ao qual a liga é submetida. As propriedades mecânicas também foram afetadas negativamente. Segundo os autores, devido aumento do tempo de tratamento térmico a baixas temperaturas, tem-se uma diminuição significativa do alongamento da liga AA 5182C. Tal fato pode ser explicado devido ao aumento de precipitados nos contornos de grãos grosseiros, os quais são mais prejudiciais ao material. Em relação ao limite de resistência a tração, também se observa uma diminuição.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Os materiais recebidos para a realização do estudo consistem em duas ligas de alumínio da série 5XXX, AA 5052 e AA 5050C; compostas majoritariamente por Al-Mg. As ligas foram produzidas por processos de fabricação distintos, sendo a primeira via fundição direta (DC) e a segunda por fundição contínua de chapas (TRC) conforme apresentado na FIG. 3.1. As chapas foram fornecidas pela empresa Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) com aproximadamente 1,20 mm de espessura na condição final laminada a frio e recozida/estabilizada.

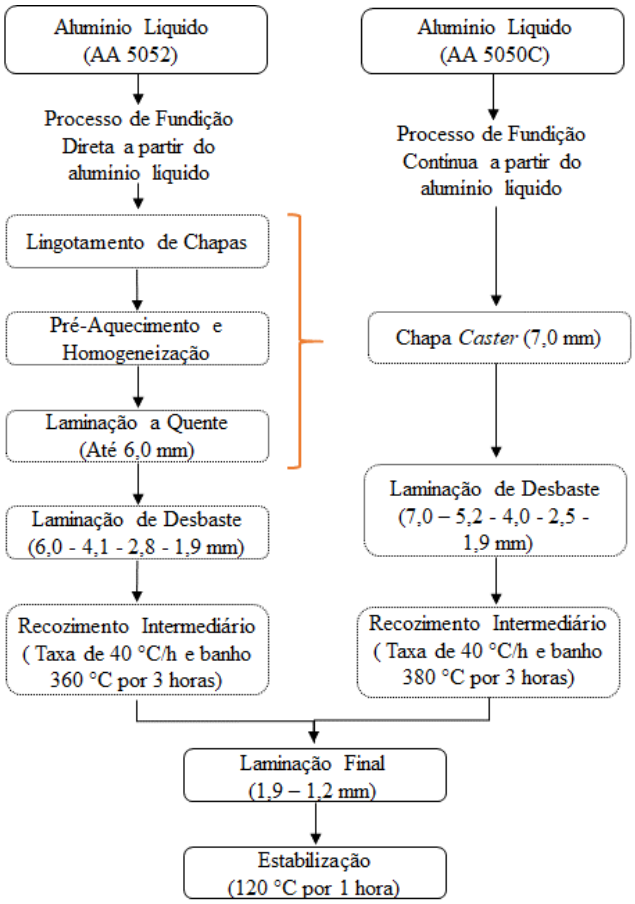


FIG. 3.1 Etapas de processamento na CBA das ligas da série 5XXX a serem estudadas.

A composição, fornecida pela CBA, de ambas as ligas se encontra descrita na TAB. 3.1.

TAB. 3.1 Composição química (% em massa) das ligas de alumínio AA 5052 e AA 5050C fornecidas pela CBA.

Ligas	***Elementos (% em massa)***						
	Si	***Fe***	***Cu***	***Mn***	***Mg***	***Cr***	***Ti***
AA 5052	0,06	0,26	0,06	0,06	2,41	0,20	0,01
AA 5050C	0,07	0,47	0,36	0,10	1,39	0,00	0,04

As ligas foram fornecidas na condição final de processamento após ser submetida a determinada rota, conforme indicado na FIG. 3.1, que resulta em termos de propriedades mecânicas como H34. Segundo a norma NBR 6835, H34 se refere ao grau de têmpera da liga, isto é, a condição adquirida pela liga devido a ação das deformações plásticas a frio (H) e estabilizado por um tratamento térmico a baixa temperatura (3), resultando em uma liga de resistência à tração ligeiramente menor e melhor ductilidade (4 – limite de resistência à tração é aproximadamente a metade daqueles entre as têmperas O e HX8) (ABNT, 2000).

A liga AA 5052 é uma liga consolidada no mercado, contudo, visando diminuir o custo de produção e atingir potenciais consumidores, encontrou-se no processo de fundição contínua de chapas uma alternativa viável. Durante o desenvolvimento dessa nova rota de produção, a adequação da composição química da liga AA 5052 foi necessária, a fim de se evitar problemas recorrentes de oxidação excessiva, desenvolvendo-se assim a liga AA 5050C. Sendo a presente dissertação de mestrado o primeiro estudo acadêmico conduzido para a liga AA 5050C na sua condição final de processamento.

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Na FIG. 3.2 encontra-se um esquema com um resumo dos procedimentos experimentais realizados neste trabalho e descritos nas subseções desta metodologia.

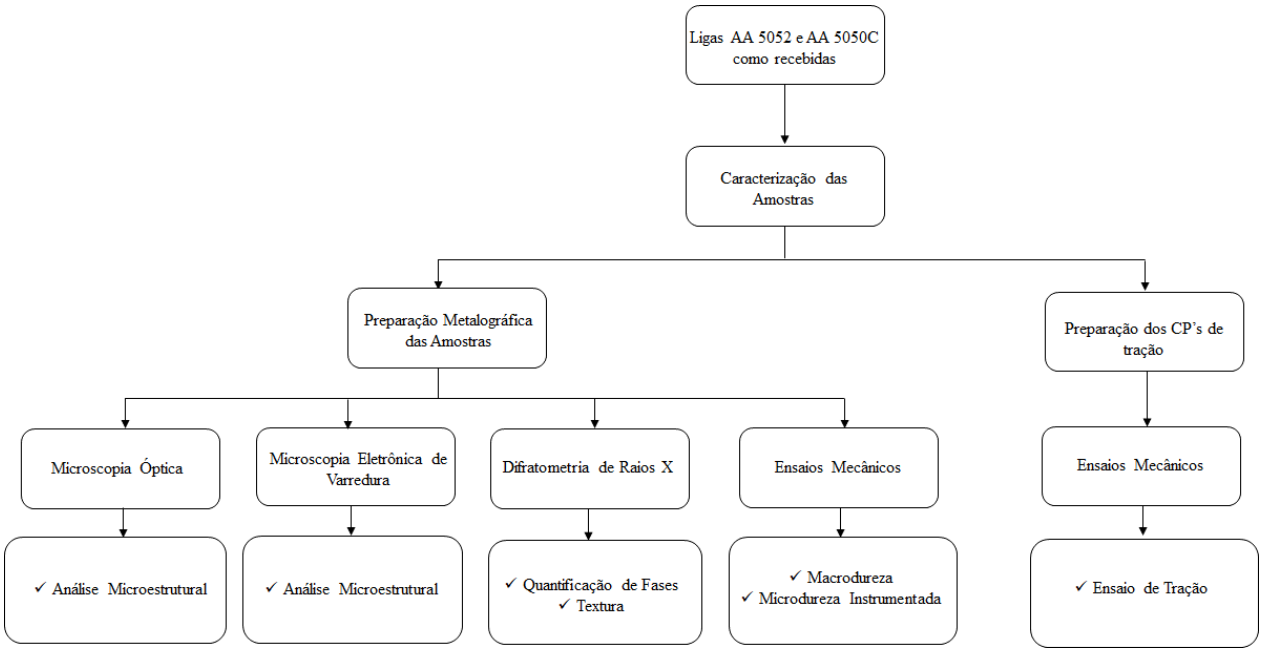


FIG. 3.2 Fluxograma das atividades desenvolvidas na execução desta dissertação de mestrado.

3.2.1 Preparação de Amostras

A preparação metalográfica das amostras analisadas encontra-se descrita na TAB. 3.2.

TAB. 3.2 Resumo das etapas de preparação das amostras para caracterização mecânica e microestrutural.

Caracterização	*Preparação*
MO *MEV* *Microdureza*	As amostras foram cortadas com dimensões de 10 mm x 5 mm x 1,20 mm (DL x DT x DN) em uma máquina de corte de precisão com disco diamantado, para análise na espessura da seção associada a direção de laminação e transversal. Posteriormente as amostras foram embutidas em resina acrílica e passaram por preparação metalográfica mecânica da superfície a ser analisada. Tal preparação consistiu em lixamento utilizando lixas metalográficas de granulometrias de 800, 1000, 1200, 2500 e 5000 mesh, polimento em pasta de diamante de 3 e 1 µm. Para a avaliação da microestrutura, morfologia e distribuição de constituintes das ligas foi utilizado ataque com solução de 0,5% de HF + 99,5% de H_2O em volume por 30 segundos. Nota: As amostras para análise no MEV passaram, após o polimento mecânico, por polimento eletrolítico com solução de ácido perclórico (20% de $HClO_4$ + 80% C_2H_5OH) por 5 segundos a 10 Volts.
Macrodureza *DRX*	As amostras foram cortadas com dimensões de 25 mm x 25 mm x 20 mm (DL x DT x DN), em uma máquina de corte Discotom com disco abrasivo de carbeto de silício, para análise no plano da chapa. Posteriormente as amostras passaram por lixamento mecânico utilizando lixas metalográficas de granulometrias de 800, 1000, 1200, 2500 e 4000 mesh, de polimento em pasta de diamante de 6, 3, 1 e ¼ µm. Para a retirada da camada deformada, as amostras foram atacadas com solução de 0,5% de HF + 99,5% de H_2O em volume por 30 segundos. Nota: As amostras de DRX foram analisadas na superfície, ½ e ¼ de espessura, após o devido desbaste, na direção de laminação. Enquanto as amostras para macrodureza somente na superfície próxima a original.

3.2.2 Análise Microestrutural

3.2.2.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA

Para a avaliação da microestrutura quanto a morfologia e distribuição de constituintes de segunda fase presentes nas ligas, utilizou-se um microscópio óptico modelo BX53MLFBD, fabricação Olympus com câmera digital modelo LC20 com sistema de aquisição de imagem da Olympus, instalado no laboratório de Metalografia do Instituto Militar de Engenharia (IME). As amostras das duas ligas em estudo foram preparadas seguindo os procedimentos descritos

no item 3.2.1. A fim averiguar a homogeneidade de distribuição destes constituintes, coletou-se imagens com 100x de aumento de 3 campos das regiões próxima a superfície, a ¼ e ½ espessura das amostras relativas as seções associadas a DT e DL, de ambas as ligas. Para avaliar qualitativamente as ligas quanto ao refinamento da microestrutura, coletou-se cinco imagens com aumentos de 100x e 1000x, respectivamente, relativas à seção DL na superfície das amostras e foi realizada a avaliação dos precipitados quanto ao tamanho médio e a área por eles ocupada através do software *ImageJ*.

3.2.2.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Para visualização dos detalhes microestruturais via detector de elétrons secundários (SE) foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura, modelo QUANTA 250 FEG da fabricante FEI, instalado no laboratório de Microscopia Eletrônica do Instituto Militar de Engenharia (IME). As amostras foram preparadas seguindo os procedimentos descrito no item 3.2.1. Coletou-se imagens de 3 campos das regiões associadas a superfície, ¼ e ½ espessura das amostras relativas à seção associada a DL, de ambas as ligas, a fim averiguar a homogeneidade microestrutural em aumentos que permitam exibir em detalhe os aspectos microestruturais presentes. As análises foram realizadas com tensão de 10 kV, distância de trabalho de 10 mm e um *spot size* de 4.5.

3.2.3 Difração de Raios X

Para identificar e quantificar a segunda fase precipitada junto a matriz metálica rica em alumínio, foi utilizado o difratômetro de Raios X, modelo X'PERT PRO MPD da PANalytical, instalado no laboratório de difração de Raios X da Companhia de Pesquisa de Recursos Minerais (CPRM).

As amostras foram preparadas seguindo os procedimentos descrito na TAB. 3.2 do item 3.2.1. Os difratogramas foram refinados utilizando o método Rietveld pelo software TOPAS-Academic versão 4.1 para quantificação de fases.

As fichas ICDD (*International Centre for Diffraction Data*) utilizadas nestes trabalhos foram 04-003-7061 (Al-Mg), 01-079-9951 ($AlFe_3$), e 00-046-1212 (Al_2O_3) detalhadas na seção 8.1 de Anexos.

Na TAB. 3.3 encontram-se apresentados os parâmetros obtidos pelo ajuste dos difratogramas.

TAB. 3.3 Parâmetros de ajuste dos difratogramas.

Parâmetros	***Valores***
Radiação	Cu (λ = 1,5406 Å)
Voltagem do tubo	40 kV
Corrente do tubo	40 mA
Fenda Soller	0,04 rad
Máscara	10 mm
Fenda de divergência	1°
Fenda anti-espalhamento	1/2°
Tamanho do passo	0,0084°
Tempo por passo	150 s
Faixa de varredura	10° - 100°

Para avaliar a macrotextura desenvolvida, foi utilizado o difratômetro de Raios-X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical, instalado no laboratório de difração de Raios X do Instituto Militar de Engenharia (IME).

Para a avaliação da textura foram utilizados picos os dados de difração referentes aos planos (2 0 0) - 45°, (2 2 0) - 65° e (3 1 1) - 78° para a medição das figuras de pólo. A partir da medição destes dados e com o auxílio do software popLA (*Preferred Orientation Package – Los Alamos*), procedeu-se com os cálculos que resultaram nas funções de distribuição de orientação (FDOC), das quais foram obtidas as frações volumétricas das orientações de interesse. Define-se como função, a probabilidade de ocorrência de uma determinada orientação tomando como diretriz uma direção da amostra.

As componentes de textura presentes nas FDOC's dos cortes de 0° e 45° em φ_2, selecionados neste trabalho, em função das coordenadas de Bunge, foram indexadas com o auxílio do ábaco exibido na FIG.3.3.

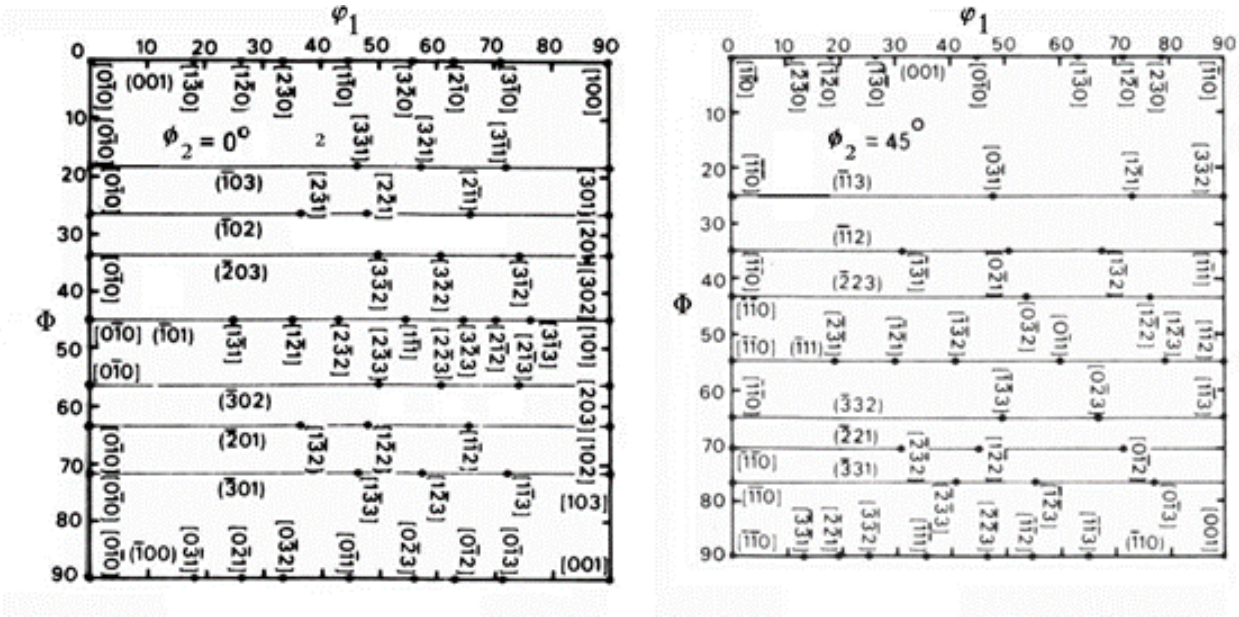


FIG. 3.3 Ábacos de indexação para ângulos 0° e 45° em função dos ângulos de Bunge (VIANA e PAULA, 2001).

Na TAB. 3.4 encontram-se apresentados os parâmetros obtidos pelo ajuste dos difratogramas para análise de textura.

TAB. 3.4 Parâmetros de ajuste dos difratogramas para análise de textura.

Parâmetros	***Valores***
Radiação	Co (λ = 1,5406 Å)
Voltagem do tubo	40 kV
Corrente do tubo	45 mA
Fenda Soller	0,04 rad
Máscara	10 mm
Fenda de divergência	1°
Fenda anti-espalhamento	2°
Tamanho do passo	0,03°
Tempo por passo	100 s
Picos objetivados (hkl) - 2Theta (º)	(2 0 0) - 45°, (2 2 0) - 65° e (3 1 1) - 78°

3.2.4 Caracterização Mecânica

3.2.4.1 ENSAIO UNIAXIAL DE TRAÇÃO

Para avaliar as ligas quanto às suas propriedades mecânicas em tração, bem como a presença de anisotropia; isto é, variação das propriedades mecânicas dos materiais em função da direção, ensaios utilizados corpos de prova reduzidos (FIG. 3.4), conforme a norma ASTM E8/E8M (ASTM, 2013) foram realizados.

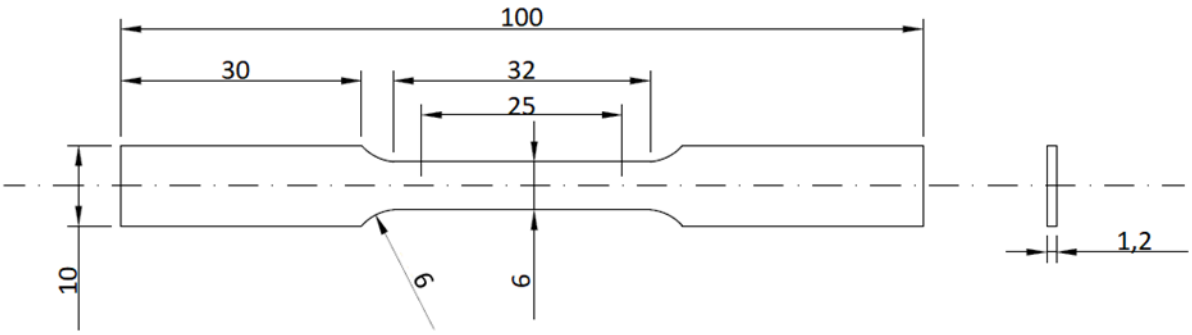


FIG. 3.4 Corpo de prova reduzido para ensaios de tração, unidades em mm, de acordo com a norma ASTM E8/E8M (ASTM, 2013).

Para cada liga, para cada direção de laminação (0º, 45º e 90º) e cada velocidade de deformação em tração (2 e 7 mm/min) foram extraídos cinco corpos de prova, a fim de determinar o limite de resistência à tração (LTR), o limite de escoamento (σ_e), o módulo de elasticidade (E), o alongamento (Δl) e índice de anisotropia (r) do material, sendo que para este último somente foi avaliado nos ensaios de velocidade de deformação de 7 mm/min.

A anisotropia é oriunda da orientação preferencial dos grãos do metal após o processo de deformação ou devido ao alinhamento de descontinuidades internas do metal (SOUZA, 1982). O coeficiente de anisotropia (r) é definido pela relação entre a deformação real na largura (δ_w) dividida pela deformação real na espessura (δ_e) do corpo de prova durante o ensaio. A largura e a espessura foram medidas em diversas regiões ao longo da área útil do corpo de prova antes e após o ensaio. O valor do coeficiente de anisotropia (r) foi obtido conforme a equação 1.

$$r = \frac{ln\left({w_0}/{w_f}\right)}{ln\left({t_f}/{t_0}\right)} \tag{1}$$

Onde:

r: Índice de anisotropia;

w_0: Largura inicial (mm);

w_f: Largura final (mm);

t_0: Espessura inicial (mm);

t_f: Espessura final (mm).

Para um material perfeitamente isotrópico, r deverá ser igual a 1.

Define-se anisotropia planar (Δr) como a variação dos valores de r determinados em corpos de prova num mesmo plano do metal trabalho, porém retirados em diferentes direções. A anisotropia planar foi obtida conforme a equação 2.

$$\Delta r = \frac{r_{90} + r_0 - (2.r_{45})}{2} \quad (2)$$

Onde os sub-índices de r representam os valores de r para os corpos de prova retirados a 0°, 45° e a 90° da direção de laminação do material.

Outra variação para o cálculo de r é a anisotropia normal (e está relacionada à direção normal da superfície do material laminado. A anisotropia normal foi obtida conforme a equação 3.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + (2.r_{45}) + r_{90}}{4} \quad (3)$$

Onde os sub-índices de r representam os valores de r para os corpos de prova retirados a 0°, 45° e a 90° da direção de laminação do material.

Os ensaios de tração foram realizados em um equipamento da marca EMIC DL 10000, com capacidade máxima de 100 kN, localizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Militar de Engenharia (IME). Os corpos de prova foram ensaiados à temperatura ambiente com velocidade de deslocamento do travessão de 2 mm/min e com o auxílio de extensômetro de contato, a fim de averiguar a ocorrência de envelhecimento dinâmico no material.

Realizou-se também ensaios em um equipamento da marca INSTRON, modelo 5585H, com ao auxílio de um extensômetro AVE (*Advanced Video Extensometer*), com velocidade de deslocamento do travessão de 7 mm/min, a fim de averiguar se ocorrência do envelhecimento pode-se se dar em valor de velocidade deformação superior e proceder as cálculos dos coeficientes de encruamento, e de anisotropia normal e planar.

Para os ensaios utilizando extensômetro óptico foram realizadas marcações (pontos com tinta branca) ao longo da área útil do corpo de prova, demarcando os 25 mm de comprimento útil, bem como a largura útil do corpo de prova, conforme apresentado na FIG. 3.5. Tal marcação se faz necessária para o monitoramento via vídeo da deformação (no comprimento e largura) do corpo de prova durante o ensaio de tração.

FIG. 3.5 Pontos brancos utilizados para delimitação do comprimento e largura na região útil do corpo de prova utilizado no ensaio de tração para monitoração das deformações durante o ensaio de tração com auxílio de extensômetro óptico.

3.2.4.2 MACRODUREZA

O ensaio de dureza *Vickers* consiste na aplicação de uma carga, a qual comprime lentamente o indentador de diamante com formato piramidal sobre uma superfície plana, polida e limpa de um metal, por meio de uma carga F, durante um tempo t produzindo uma losango

de diagonal média ($\bar{d}$), conforme FIG. 3.6 (a). A dureza *Vickers* é representada pelas letras HV, que correspondem a *Hardness Vickers*.

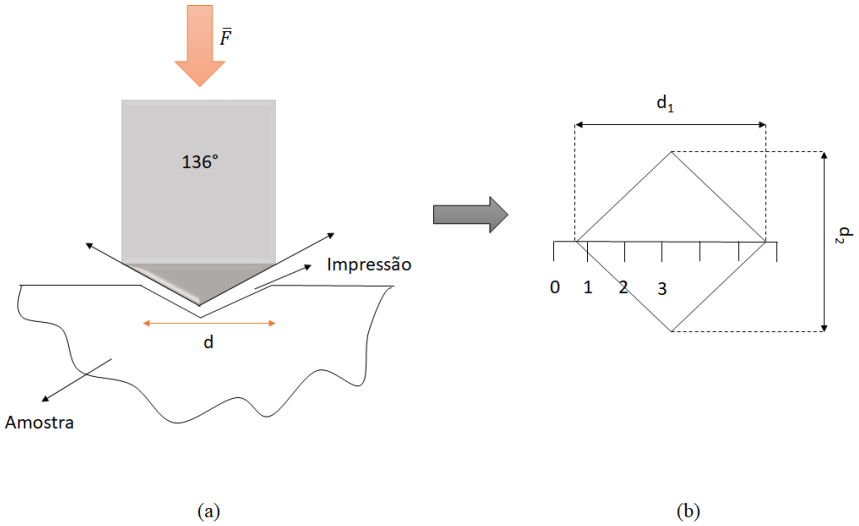


FIG. 3.6 (a) Desenho esquemático do ensaio de dureza Vickers, (b) Medidas das diagonais da impressão.

Para as medições de dureza superficial utilizou-se um durômetro superficial modelo *VebWerkstoffprüfmaschinen* (WPM) 308/43, marca Heckert do fabricante Leipzig instalado no laboratório de Ensaios Mecânicos da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense (EEIMVR/UFF). Foram realizadas 10 medidas para cada amostra ao longo do plano da chapa, para as duas ligas em estudo, com uma carga de 10 kgf. As amostras foram preparadas seguindo os procedimentos descrito no item 3.2.1.

O resultado da dureza foi obtido através de cálculos levando em consideração a área da superfície impressa pela medição de suas diagonais (FIG. 3.6 (b)) conforme a equação 4.

$$HV = 1{,}8544 \,.\, \frac{F}{\bar{d}^2} \tag{4}$$

Onde:

HV: Dureza Vickers

F: Força/carga aplicada (kgf);

$\bar{d}$: Média das diagonais da impressão (mm).

3.2.4.3 MICRODUREZA INSTRUMENTADA

Com o objetivo de avaliar a evolução das propriedades mecânicas em função de alterações microestruturais, foram realizadas medidas de microdureza instrumentada. Os ensaios foram conduzidos em um microdurômetro instrumentado (Modelo DUH – 211S, fabricante Shimadzu) com um indentador do tipo Berkovich, situado no Laboratório de Caracterização de Materiais Multiusuários no Instituto de Ciências Exatas (ICEx) da Universidade Federal Fluminense (UFF), em Volta Redonda/RJ. Os ensaios foram realizados em condição de ciclo de carga e descarga com carga mínima de 0,20 gf e carga máxima de 50 gf, sob velocidade de carregamento/descarregamento de 7,14 gf/s e 20 s de permanência na carga máxima. Coletou-se 10 medidas por amostras das duas ligas em estudo, nas regiões próximas a superfície, ¼ e ½ da espessura das amostras relativas a seção associada a DL, de modo a estimar os valores médio das durezas dinâmicas elasto-plástica (DHT-1) e plástica (DHT-2), módulo da indentação (Eit), dureza da indentação (Hit), razão elástica da indentação (ηit) e da dureza Berkovich.

3.2.4.3.1 Princípio de funcionamento

O método de medição de dureza por indentação instrumentada baseia-se na penetração do indentador na superfície da amostra e posterior remoção com velocidade controlada e monitoramento da carga e profundidade de indentação. Durante o carregamento e/ou descarregamento ocorrem processos de deformação elástica e plástica, originando uma impressão com projeção (A_p) sobre uma área de contato (A_s) a qual apresentará a forma do indentador e a profundidade de penetração dependerá da profundidade de contato com a amostra (h_c) e da profundidade máxima ($h_{máx}$), como demonstrado na FIG. 3.7.

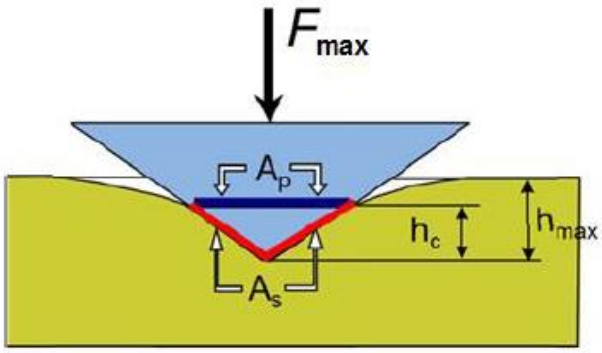


FIG. 3.7 Desenho esquemático do indentador penetrado na superfície da amostra na condição de carga máxima durante ensaio de microdureza (Adaptado de TAYLOR e FRANCIS, 2010 *apud* GURGEL, 2016).

As medidas aferidas são referentes aos ciclos de carga e descarga da força aplicada durante o ensaio. Como resultado tem-se um gráfico de força aplicada por deslocamento do indentador, conforme apresentado na FIG. 3.8.

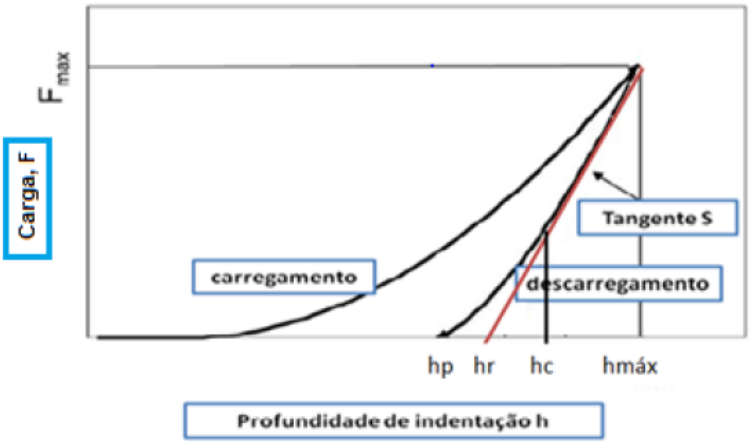


FIG. 3.8 Curva da carga aplicada versus profundidade de indentação sob condição de carga e descarga em ensaio de microdureza instrumentada (Adaptado de TAYLOR e FRANCIS, 2010 *apud* GURGEL, 2016).

Com base nas informações obtidas a partir do gráfico da FIG. 3.8 é possível caracterizar uma gama de propriedades mecânicas do material analisado, dentre elas pode-se citar a dureza dinâmica e o módulo de elasticidade.

3.2.4.3.2 Dureza dinâmica (HD)

A dureza dinâmica (HD) é a principal propriedade obtida através desta análise. Tal propriedade é obtida utilizando a força máxima aplicada durante a indentação e a profundidade resultante. A dureza dinâmica elasto-plástica (HD-1) está relaciona à profundidade máxima ($h_{máx}$), enquanto a dureza dinâmica plástica (HD-2) está associada ao perfeito retorno elástico (h_r). Estas propriedades estão diretamente ligadas ao regime elasto-plástico e plástico conforme apresentado na equação (5) e (6), respectivamente, e normatizadas como DHT quando utilizado o indentador Berkovich e DHV quando utilizado o indentador Vickers (GURGEL, 2016; SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

$$HD - 1 = \frac{a \,.\, F_{máx}}{h_{máx}^2} \tag{5}$$

$$HD - 2 = \frac{a \,.\, F_{máx}}{h_r^2} \tag{6}$$

Onde:

a: 3,8584 (Indentador Berkovich - triangular de 115º)

$F_{máx}$: Força/carga máxima aplicada (mN);

$h_{máx}$: Profundidade máxima da indentação (μm);

h_r: Ponto de interseção da reta tangente com a curva de descarregamento (FIG. 3.7) a partir da força máxima ($F_{máx}$) com o eixo horizontal vinculado a profundidade de indentação (μm).

3.2.4.3.3 Fluência da indentação (Cit)

Durante a realização de um ensaio de dureza, um fator importante a ser considerado é o tempo de permanência do indentador para que se tenha a acomodação da deformação no material em função da carga máxima aplicada. A fluência da indentação (Cit) relativa ao material pode ser calculada a partir da medida da profundidade de indentação a uma força constante como apresentado na equação (7). Cabe ressaltar que variações térmicas influenciam

significativamente essa propriedade (GURGEL, 2016; SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

$$Cit(\%) = \left[\frac{(h_1 - h_2)}{h_1}\right].100 \quad (7)$$

Onde:

h_1: Profundidade da indentação início da aplicação da carga máxima ($F_{máx}$);

h_2: Profundidade da indentação ao fim do tempo de espera na carga máxima.

3.2.4.3.4 Razão elástica da indentação (ηit)

A razão elástica da indentação correlaciona o cálculo entre a parte elástica e o trabalho total, conforme equação (9). De acordo com a definição de trabalho mecânico ($W = \int Fdh$), observamos $W_{elástico}$ como a área abaixo da curva de descarregamento e o $W_{plástico}$ a área entre as curvas de carregamento e descarregamento (GURGEL, 2016; SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

$$W_{total} = W_{elástico} + W_{plástico} \quad (8)$$

$$\eta it(\%) = \left[\frac{W_{elástico}}{W_{total}}\right].100 \quad (9)$$

Onde:

$W_{elástico}$: Trabalho elástico;

$W_{plástico}$: Trabalho plástico;

W_{total}: Trabalho total.

3.2.4.3.5 Dureza de indentação (Hit)

A dureza de indentação (Hit) pode ser considerada como o valor de resistência do material a deformação (GURGEL, 2016; SHIMADZU Instruction Manual, 2009).

Esta dureza está associada qualitativamente a tensão máxima de limite de escoamento plástico conforme a equação (10).

$$Hit(N/mm^2) = \frac{F_{máx}}{A_p} \tag{10}$$

A área da projeção do indentador (A_p) relaciona-se com a profundidade de contato do indentador na superfície do material em análise conforme a Equação (11).

$$A_p = b.h_c^2 \tag{11}$$

Sendo b igual a 23,96 para um indentador Berkovich (Triangular de 115º).

3.2.4.3.6 Módulo da indentação (Eit)

O módulo de indentação está associado ao módulo de elasticidade do material e pode ser calculado a partir da equação (12).

$$Eit\ (N/mm^2) = \frac{1-(\upsilon_s)^2}{\left[\frac{S.\sqrt{\pi}}{2.A_p}\right]-\left[\frac{1-(\upsilon_i)^2}{E_i}\right]} \qquad 12)$$

Onde:

υ_i: Coeficiente de Poisson do indentador;

υ_s: Coeficiente de Poisson da amostra;

E_i: Módulo de elasticidade do indentador;

E_s: Módulo de elasticidade da amostra;

A_p: Área de projeção da indentação;

S: Rigidez do contato entre o indentador e a amostra, sendo calculado pela derivada (dF/dh) da curva de descarregamento (FIG. 3.7).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

De acordo com PARK e NIEWCZAS (2008), durante a rápida solidificação, as ligas produzidas por fundição contínua de chapas (TRC) apresentam uma distribuição heterogênea das partículas de segunda fase. Devido à diferença da taxa de resfriamento entre o centro e a superfície da placa, as impurezas podem ser levadas para a região de resfriamento mais lento, formando partículas de segunda fase (ZENG, WENB e ZHAI 2008). Essas partículas de segunda fase precipitam-se, preferencialmente, nas regiões de contornos de grão e com maior frequência na região central da amostra (MARTINS e PADILHA, 2006).

Observa-se, tanto para a seção DT, quanto para a seção DL, das ligas de alumínio AA 5050C e AA 5052, apresentadas nas FIG. 4.1 e FIG. 4.2, respectivamente, uma distribuição homogênea e similar dos constituintes microestruturais (precipitados e/ou inclusões) ao longo da espessura das amostras, elucidando que não há uma segregação significativa a meia espessura.

As micrografias associadas a seção DL observadas na FIG. 4.3 confirmam que as ligas apresentam uniformidade na distribuição das partículas de segunda fase e/ou inclusões ao longo de sua matriz. Por serem resultados do polimento eletrolítico, verifica-se para ambas as ligas em estudo a remoção de parte das partículas de segunda fase e/ou inclusões devido ao comportamento anódico na célula eletrolítica formada, dando lugar as cavidades apresentadas junto a matriz metálica nestas microestruturas.

SUN *et al.* (2017), ZHANG *et al.* (2006) e GRAS, MEREDITH e HUNT (2005) inferem que a formação de uma linha central de segregação é um defeito recorrente e também está associado ao processo de solidificação do metal. Em decorrência dessas variações microestruturais, tem-se uma redução do alongamento à tração e conformabilidade, resultando em um material com maior anisotropia mecânica quando comprado aos materiais produzidos por fundição direta (DC).

Segundo ZENG, WENB e ZHAI (2008), com apenas um passe de laminação a quente é possível minimizar essa não uniformidade na distribuição de partículas de segunda fase ao longo da espessura.

A ausência dessa segregação em ambas as ligas estudadas indica que o tratamento térmico intermediário à laminação final garantiu a homogeneidade das ligas, conferindo aspectos microestruturais em termos de distribuição de segunda fase adequadas para suas aplicações finais. As seções seguintes deste capítulo 4 de Resultados e Discussão, exploram o comportamento das ligas em estudo em relação as propriedades mecânicas e aspectos da textura cristalográfica desenvolvidas.

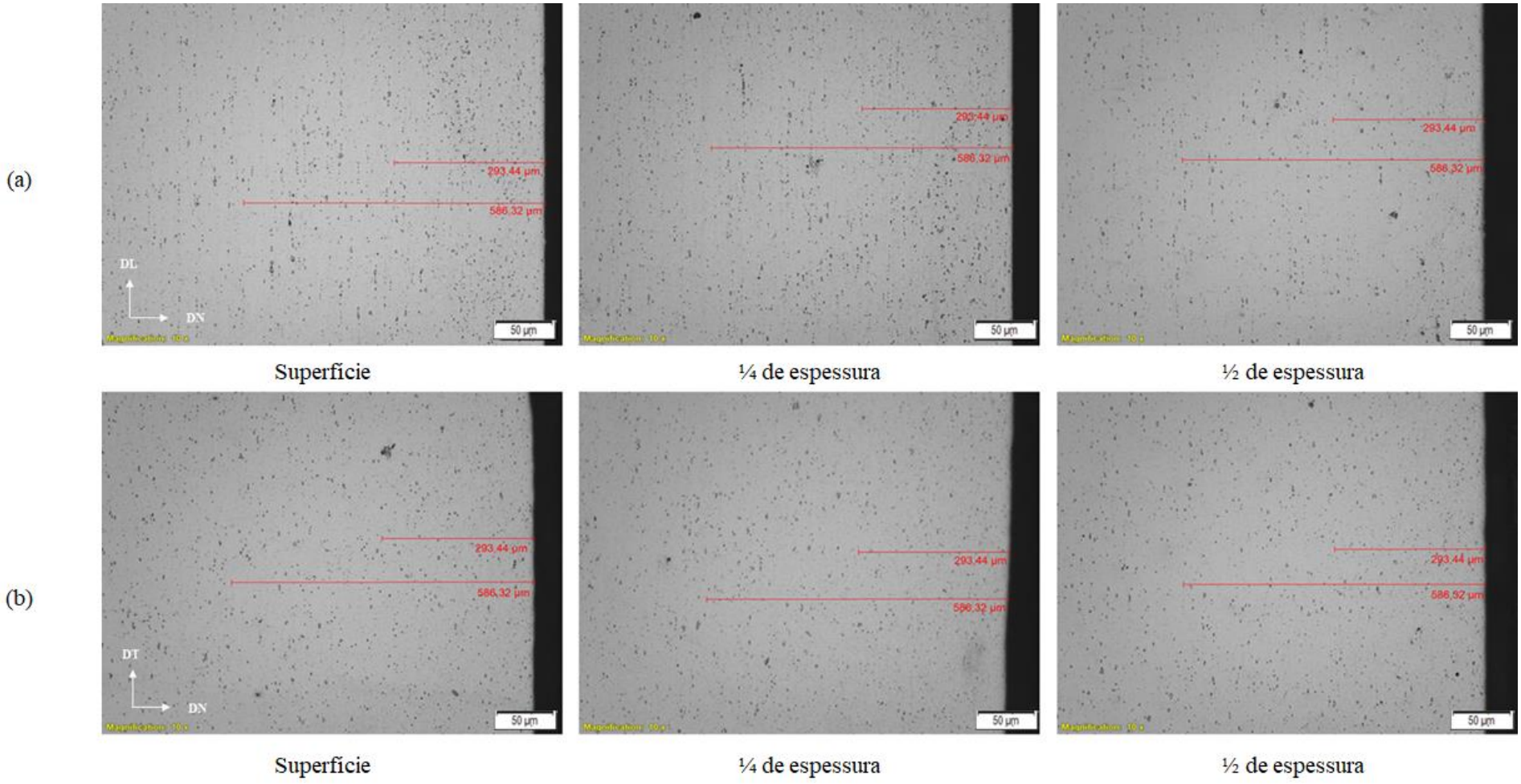


FIG. 4.1 Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA 5050C com aumento de 100x em pontos distintos, com destaque a espessura da superfície a até a meia espessura ao longo da (a) direção de laminação e (b) direção transversal de laminação.

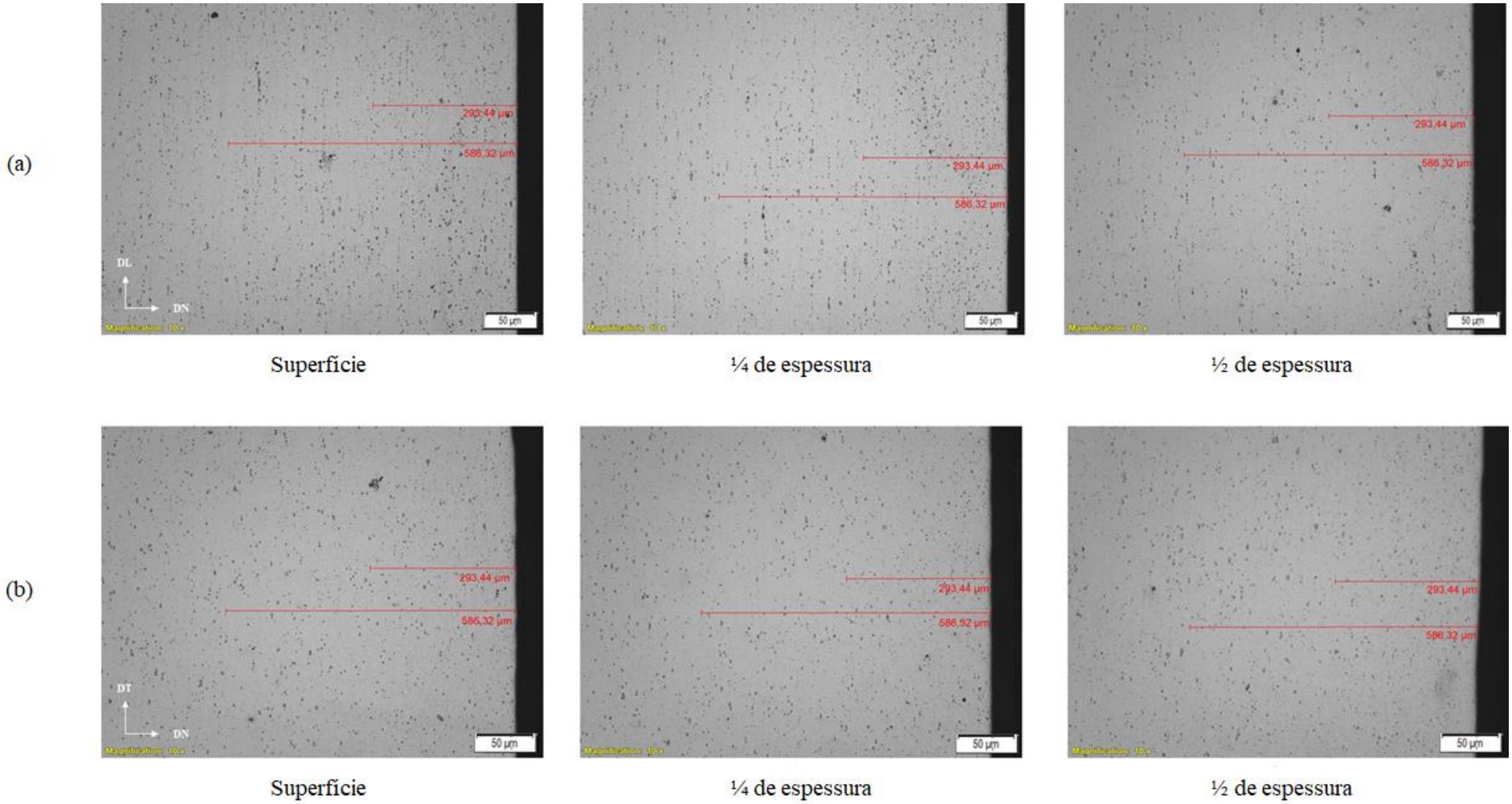


FIG. 4.2 Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA 5052 com aumento de 100x em pontos distintos, com destaque a espessura da superfície a até a meia espessura ao longo da (a) direção de laminação e (b) direção transversal de laminação.

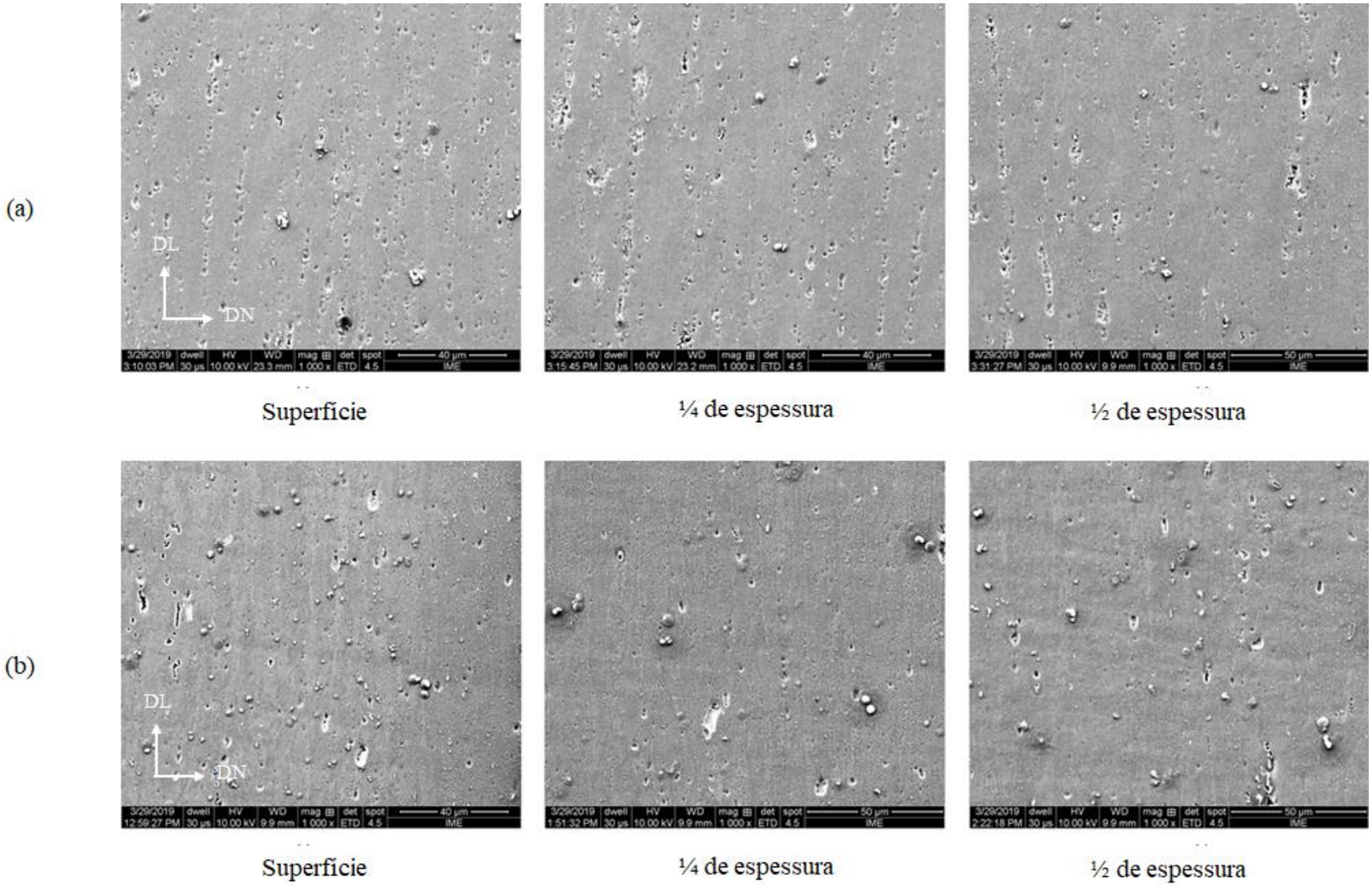
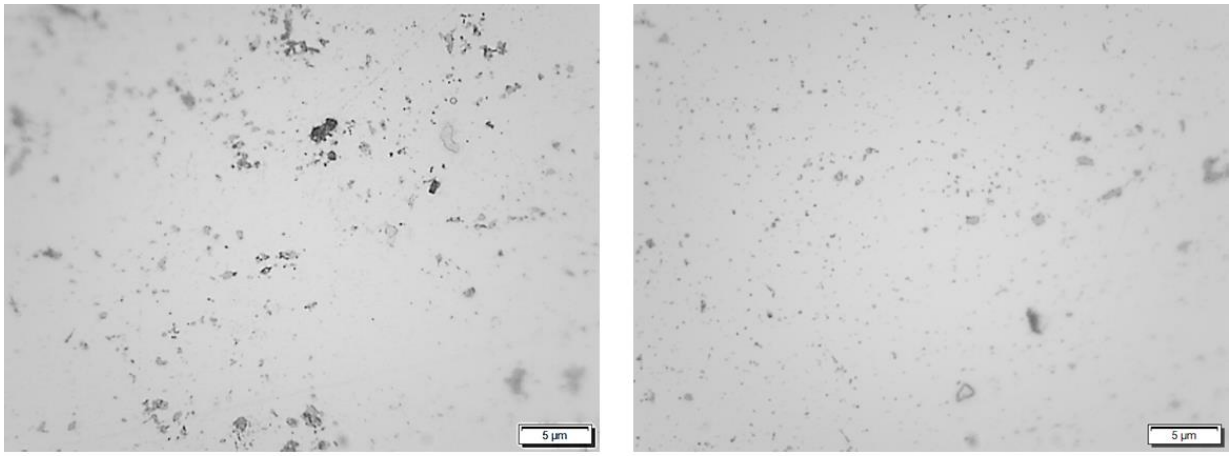


FIG. 4.3 Micrografias obtidas via MEV com aumento de 1000x ao longo da direção de laminação na superfície, ¼ de espessura e ½ espessura das ligas (a) AA 5050C e (b) AA 5052.

Para melhor avaliar as ligas quanto às partículas de segunda fase presentes, na FIG. 4.4 são apresentadas micrografias representativas relativas à seção DL e obtidas via análise em microscópio óptico com maior detalhamento (aumento de 1000x). Com o auxílio do software *ImageJ* foi realizada a análise da porcentagem de área ocupada pelos precipitados e/ou inclusões, bem como seu tamanho médio. Com base na TAB. 4.1, verifica-se que a liga produzida pelo processo de fundição contínua de chapas (AA 5050C) apresenta partículas de segunda fase e/ou inclusões em maior quantidade distribuídas ao longo da matriz em relação à liga produzida pelo processo de fundição direta (AA 5052), e que ambas as ligas apresentaram tamanho médio de 0,07 µm. Tal fato pode ser explicado devido às maiores taxas de solidificação obtidas no processo de fundição contínua de chapas, que favorece a formação de uma maior quantidade de sítios para nucleação de segunda fase (HOSEINIFAR, SALARI e SOLTAN, 2016).



(a) (b)

FIG. 4.4 Micrografias ópticas com aumento de 1000x ao longo da superfície das ligas de alumínio (a) AA 5050C e (b) AA 5052.

TAB. 4.1 Quantificação das partículas de segunda fase e/ou inclusões presente nas ligas AA 5050C e AA 5052 com base nas observações com aumento de 1000x da seção DL via microscopia óptica.

	AA 5050C		***AA 5052***	
	Área (%)	***Tamanho Médio (µm)***	***Área (%)***	***Tamanho Médio (µm)***
Média	7,0	0,07	5,0	0,07
Desv. Padrão	0,04	0,00	0,03	0,00
Variância	0,00	0,00	0,00	0,00
Mínimo	0,75	0,06	0,56	0,07
Máximo	0,82	0,07	0,62	0,08
Contagem	5	5	5	5
IC (95%)	0,02	0,00	0,00	0,00

4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

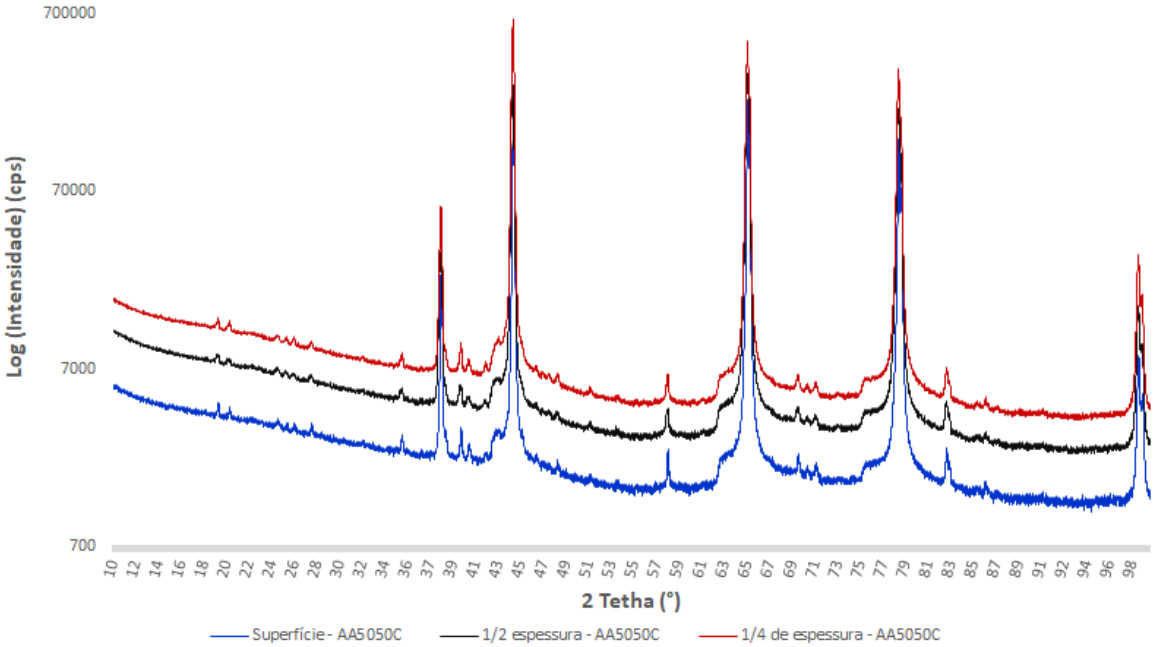
4.2.1 Difratogramas

De acordo com os picos de difração que se destacam na FIG. 4.5 relativos as análises de DRX das liga AA 5052 e AA 5050C no plano da chapa pós desbaste na espessura (Superfície, ¼ e ½ de espessura), e com o auxílio das fichas ICDD (indicadas no Capítulo 3 de Materiais e Métodos) relativas às possíveis fases que poderiam se fazer presentes nestes materiais, observa-se em todas as amostras os picos de difração referentes aos planos da fase Al-Mg, precipitados Al_3Fe e inclusões de Al_2O_3. Em relação à fase α do alumínio, os picos de difração são referentes aos planos (111) CFC, (200) CFC, (220) CFC e (311), em ângulos de difração de aproximadamente 38°, 45°, 65° e 78°, respectivamente. Em relação aos precipitados Al_3Fe, o pico de difração é referente ao plano (4 0 0), (5 3 0) e (4 4 4) com ângulo de difração de aproximadamente 40°, 60° e 73°. Já as inclusões de Al_2O_3, o pico de difração é referente ao plano (1 0 0), (1 2 5) e (3 0 6) com ângulo de difração de aproximadamente 38°, 70° e 83°. Nota-se também que os picos de cada plano possuem intensidade próxima, independentemente da posição da espessura; isto é, trata-se de materiais homogêneos.

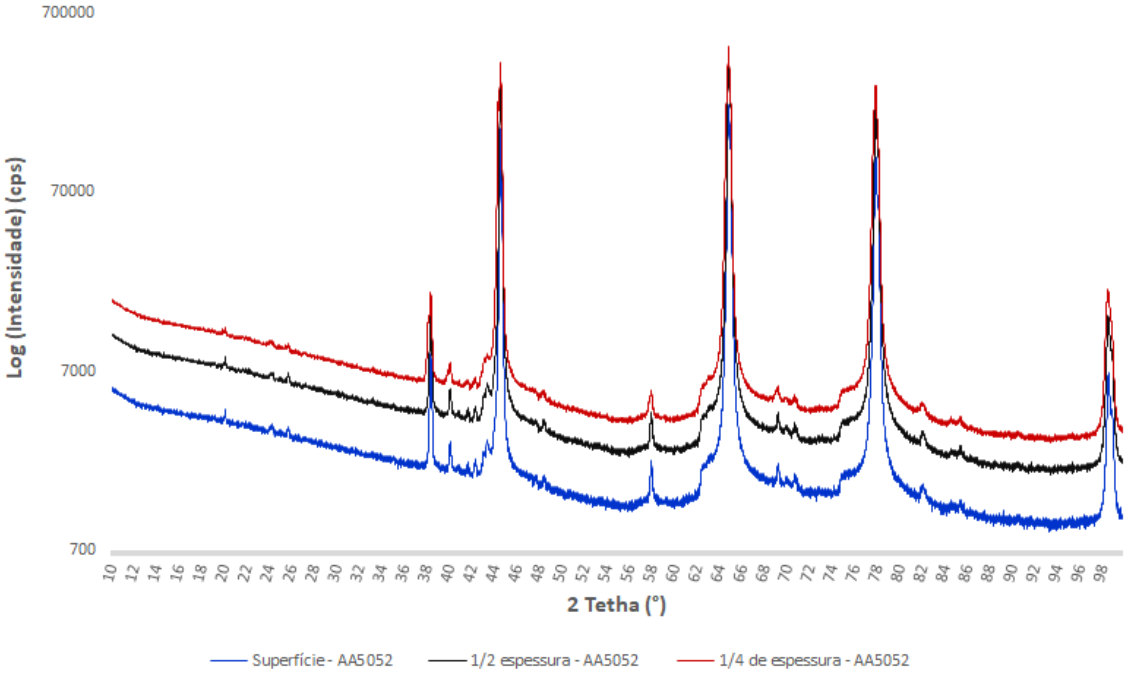
A avaliação do volume de cada fase através do método *Rietveld* indica que as ligas são constituídas majoritariamente pela solução sólida Al-Mg, precipitados Al_3Fe e a inclusões Al_2O_3, havendo pequenas variações nos teores entre essas, conforme exposto na FIG. 4.6.

Em relação à segunda fase presente dispersa na matriz, como o percentual de ferro nas ligas AA 5052 (0,26%) e AA 5050C (0,47%) é muito maior que sua solubilidade no alumínio, a qual é de 0,05% em peso, têm-se a precipitação ferro na forma do intermetálico de Al_3Fe. Segundo HOSEINIFAR, SALARI e SOLTAN (2016) este constituinte se forma pela decomposição eutética durante a solidificação.

Como esperado, não foram detectados os precipitados Al_3Mg_2, Al_3Mg_5 ou Al_8Mg_5, posto que esses precipitados são comumente encontrados em ligas com teores de magnésio acima de 3,5%. A ausência desses precipitados é benéfica à liga, uma vez que estes compostos intermetálicos se precipitam preferencialmente nos contornos de grão, conferindo uma maior susceptibilidade a fratura intergranular e corrosão sob tensão (LEITE, 2018; GOMES, 2017; ALMEIDA, 2015). No entanto, é importante destacar que não há como se afirmar com total certeza a ausência destes precipitados em ambas as ligas, visto que a técnica DRX e equipamento utilizado apresenta limitações de detecção em função da fração volumétrica e dimensão das fases precipitadas associadas ao Mg que podem estar presentes nos materiais em análise. Sendo necessário para isto análises via microscopia eletrônica de transmissão em conjunto com espectrometria de energia dispersiva de Raios X.



(a)



(b)

FIG. 4.5 Padrões de difração ao longo da espessura das ligas (a) AA 5050C e (b) 5052.

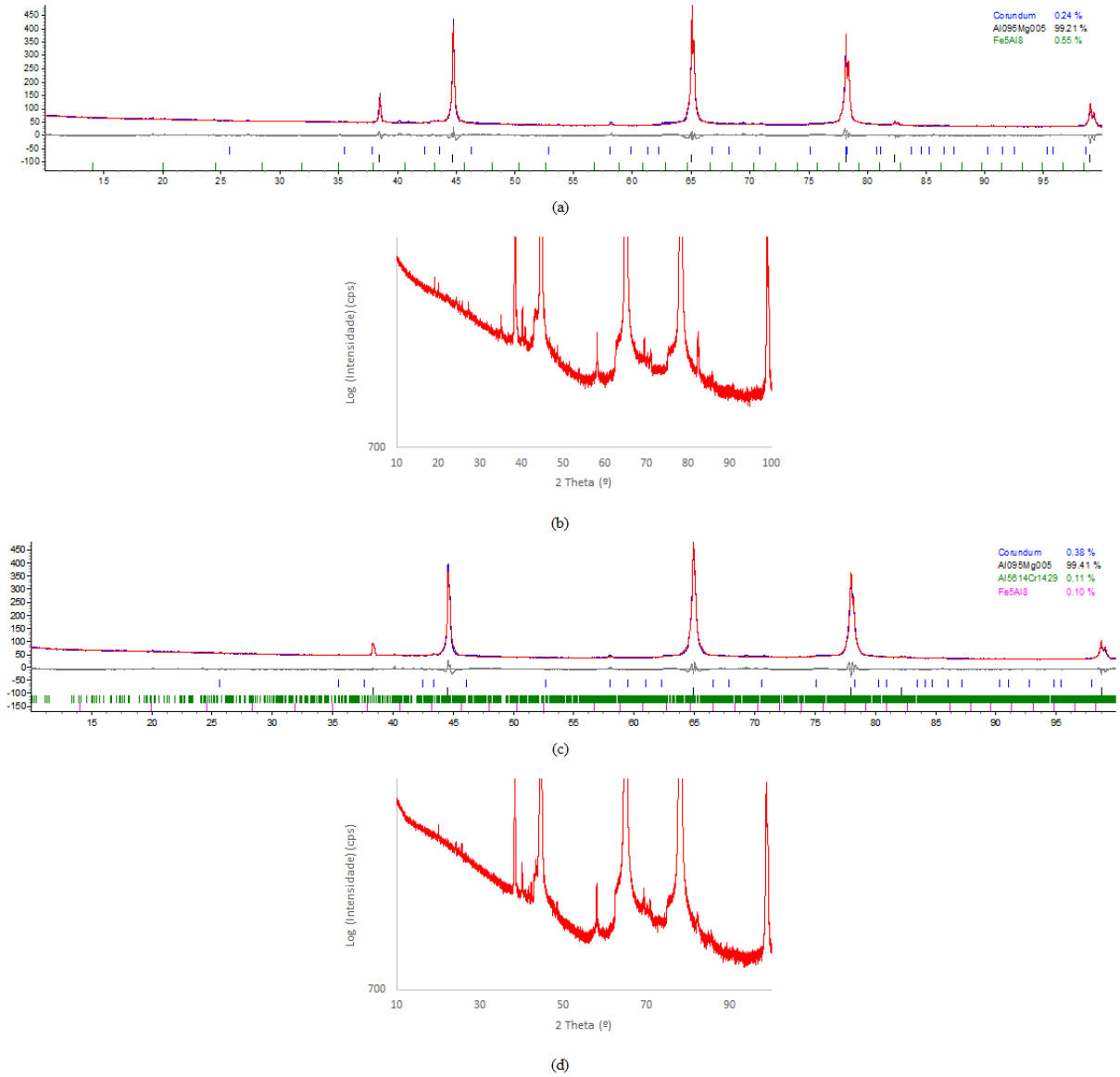


FIG. 4.6 (a) Quantificação da fração de fases através do método *Rietveld* para a liga AA 5050C, (b) detalhamento dos picos dos precipitados/inclusões da liga AA 5050C, (c) Quantificação da fração de fases através do método *Rietveld* para a liga AA 5052 e (d) detalhamento dos picos dos precipitados/inclusões da liga AA 5052 .

4.2.2 Textura

Nas FIG. 4.7 e FIG. 4.8, são apresentadas as texturas referentes às seções φ=0º e φ=45º, da superfície, ¼ de espessura e ½ espessura das ligas AA 5050C e AA 5052, respectivamente.

Para as ligas de alumínio, a textura normalmente se desenvolve em torno das orientações cobre (112)[$1\bar{1}\bar{1}$], latão (“Brass”) {110}<112> e S {123}<$63\bar{4}$> durante o processo de

laminação, e em torno de orientações de cubo (001)[0$\bar{1}$0] e Goss {110}<001> durante o processo de recozimento (YOSHIDA *et al.*, 2007).

A macrotextura apresentada pela liga AA 5050C (FIG. 4.7) exibe componentes de textura típicas de uma liga laminada e, posteriormente, tratada termicamente. Analisando a seção φ=0º, observa-se, na superfície, as componentes cubo (001)[0$\bar{1}$0] e Goss {110}<001>. A ¼ de espessura têm-se a intensificação da componente cubo (001)[0$\bar{1}$0]. Em ½ espessura a componente cubo (001)[0$\bar{1}$0] diminui a intensidade e a componente Goss {110}<001> volta a aparecer.

A seção φ=45º permite uma melhor observação das componentes presentes na liga. Na superfície, nota-se as componentes cubo (001)[0$\bar{1}$0], Goss {110}<001>, cobre (112)[1$\bar{1}\bar{1}$] e latão ("Brass") {110}<112>. Como observado para a seção φ=0º, têm se o aumento da intensidade da componente cubo (001)[0$\bar{1}$0] e a diminuição da intensidade da componente latão {110}<112> a ¼ de espessura. A ½ espessura se tem um aumento da intensidade da componente latão, a diminuição da componente cubo e retorno da componente Goss {110}<001>. Para todas as espessura analisadas, verifica-se que a componente cobre (112)[1$\bar{1}\bar{1}$] mantem a intensidade constante.

A liga AA 5052 (FIG. 4.8) também exibe componentes de textura típicas de uma liga laminada e, posteriormente, tratada termicamente. Em φ=0º, observa-se, para todas as espessuras, a componente cubo (001)[0$\bar{1}$0]. Com a diminuição da espessura, nota-se o aumento da intensidade dessa componente.

Como verificado anteriormente, a seção φ=45º permite uma melhor observação das componentes presentes na liga. Na superfície, nota-se as componentes cubo (001)[0$\bar{1}$0], cobre (112)[1$\bar{1}\bar{1}$] e latão {110}<112>. A ¼ e ½ espessura, as intensidades das componentes cubo (001)[0$\bar{1}$0], cobre (112)[1$\bar{1}\bar{1}$] e latão {110}<112> se intensificam. Não observa-se a componente Goss {110}<001> .

As texturas desenvolvidas durante o processamento de ambas as ligas seguem, em geral, o mesmo caminho. Segundo LIU e MORRIS (2003), a presença de uma forte componente cubo (001)[0$\bar{1}$0] afeta a evolução da textura de deformação durante a laminação.

LIU e MORRIS (2004) reportam que, a fração volumétrica da orientação cubo {100}<001> diminui com o aumento da redução, o que contribui para uma distribuição de orientações mais aleatória e, consequentemente, influência nas propriedades mecânicas. Os autores também afirmam que a intensidade da orientação cubo é maior na liga produzida por fundição direta (DC) do que a produzida via fundição contínua de chapas (TRC). Analisando

as FDOC's, considerando a seção φ=45º, não foi possível observar essa diferença de intensidade da componente cubo (001)[$0\bar{1}0$] entre as ligas em estudo.

HAN *et al.* (2001) definem que, considerando uma textura ideal, as orientações que melhor favorecem a conformação das ligas de alumínio são {111}<110> e {111}<112>, as quais apresentam coeficientes de anisotropia normal e planar de 1,91 e 0,04, respectivamente.

As ligas AA 5050C e AA 5052 apresentaram as componentes cubo, Goss e latão com intensidade mais significativas, não sendo observadas a textura <111>//DN. Em relação aos índices de anisotropia planar e normal, os valores obtidos foram de -0,096 e 0,0605 para a liga AA 5050C e de -0,213 e 0,0885 para a liga AA 5052, respectivamente. Tais valores indicam que a textura obtida durante o processamento das ligas não é o ideal para aplicações em estampagem profunda, uma vez que não apresenta uma combinação adequada entre os valores dos coeficientes de anisotropia planar e normal. Os elevados valores de Δr indicam uma maior propensão à formação de orelhas durante o processo de estampagem, enquanto os valores de $\bar{r}$ inferiores a um, reforçam a possibilidade de rupturas e diminuição da resistência mecânica da liga. No entanto, as chapas das ligas em estudo não apresentam limites para aplicações se façam presentes operações de estampagem menos severa.

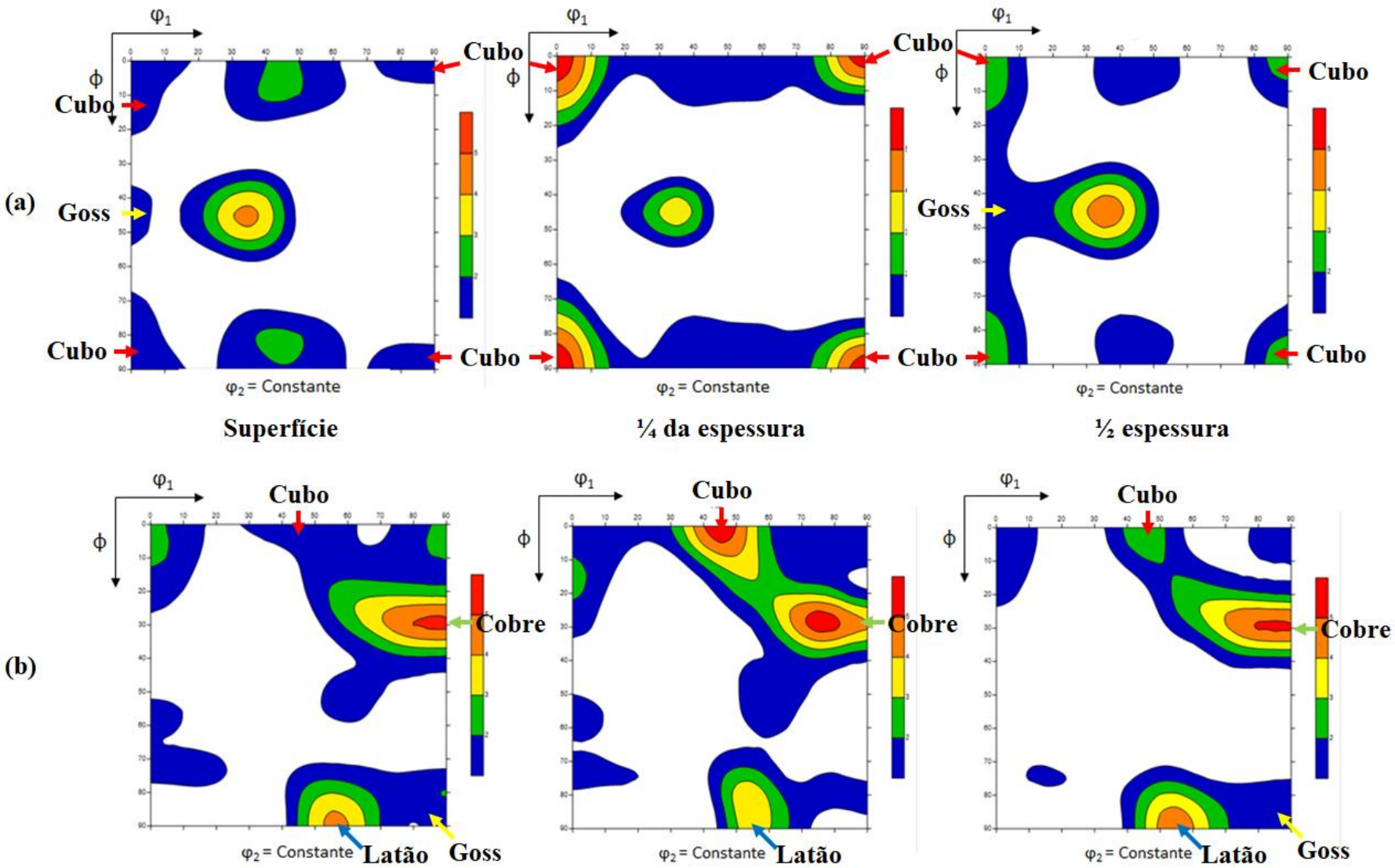


FIG. 4.7 FDOC's ao longo da espessura da liga AA 5050C a (a) 0° e (b) 45°.

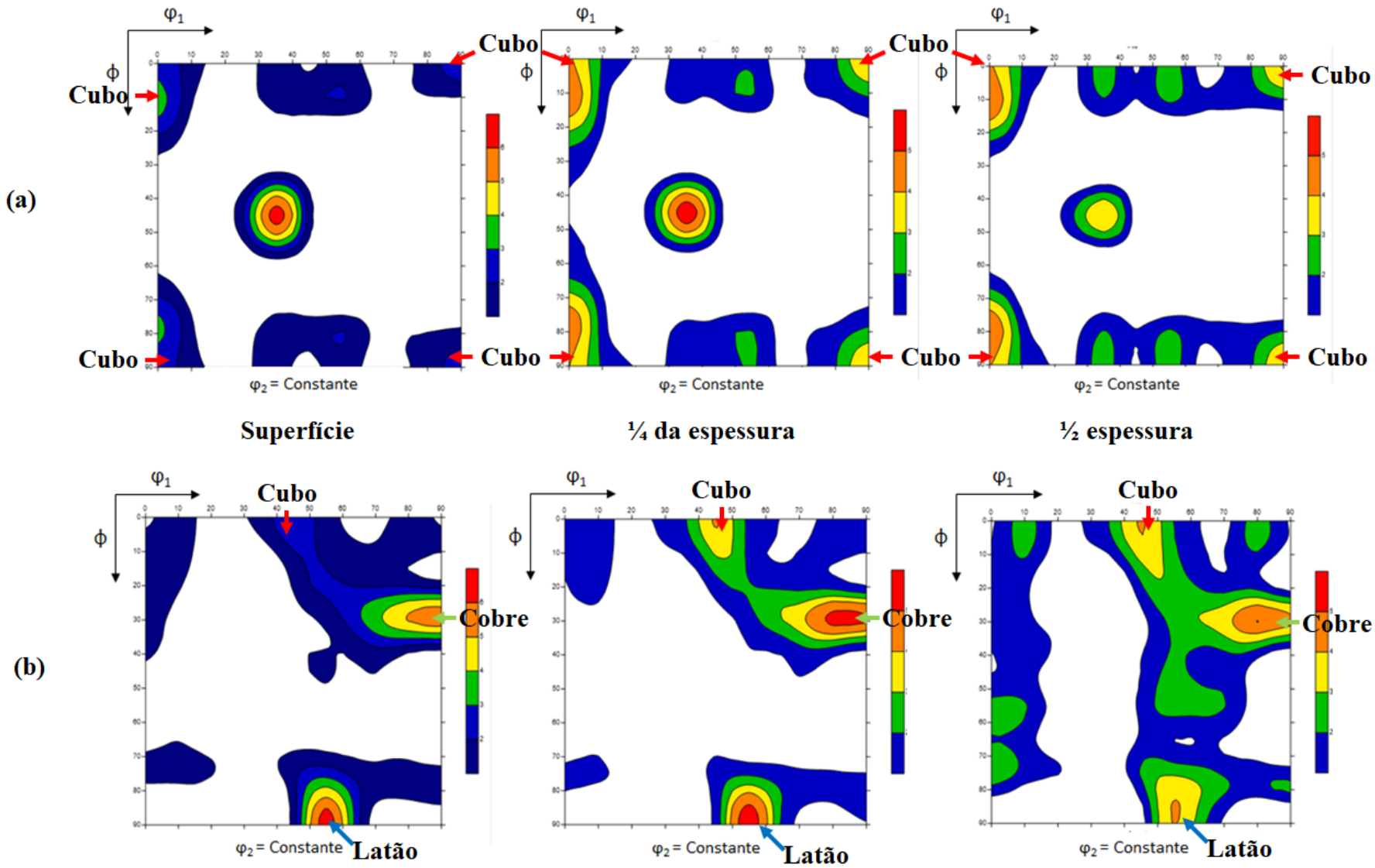


FIG. 4.8 FDOC's ao longo da espessura da liga AA 5052 a (a)0° e (b)45°.

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.3.1 Ensaio de Tração Uniaxial

Avaliou-se o comportamento mecânico, em tração uniaxial a temperatura ambiente, das ligas de alumínio em diferentes angulações em relação a direção de laminação. Na TAB. 4.2 e na FIG. 4.9 encontram-se apresentados os dados referentes às médias das propriedades mecânicas observados nos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizados com velocidade de deformação de 2 mm/min. Os dados fornecidos pela CBA são referentes a condição de ensaio a 0° da direção de laminação e com velocidade de 7 mm/min.

TAB. 4.2 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizados com velocidade de deformação de 2 mm/min.

Propriedades	***0°***	***45°***	***90°***	***Dados da CBA****
Limite de Escoamento (σ_e) (MPa)	156,61 ± 6,96	154,81 ± 5,09	164,60 ± 12,19	>175
Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	68,58 ± 11,68	47,95 ± 11,35	79,09 ± 17,55	68
Limite de Resistência a Tração (LTR) (MPa)	211,13 ± 2,39	203,65 ± 3,85	215,40 ±9,25	215 ~ 260
Alongamento (%)	14,66 ± 0,98	13,47 ± 0,82	14,20 ± 0,38	>4

* com base em condição de ensaio de 0º (DL) e velocidade de 7 mm/min.

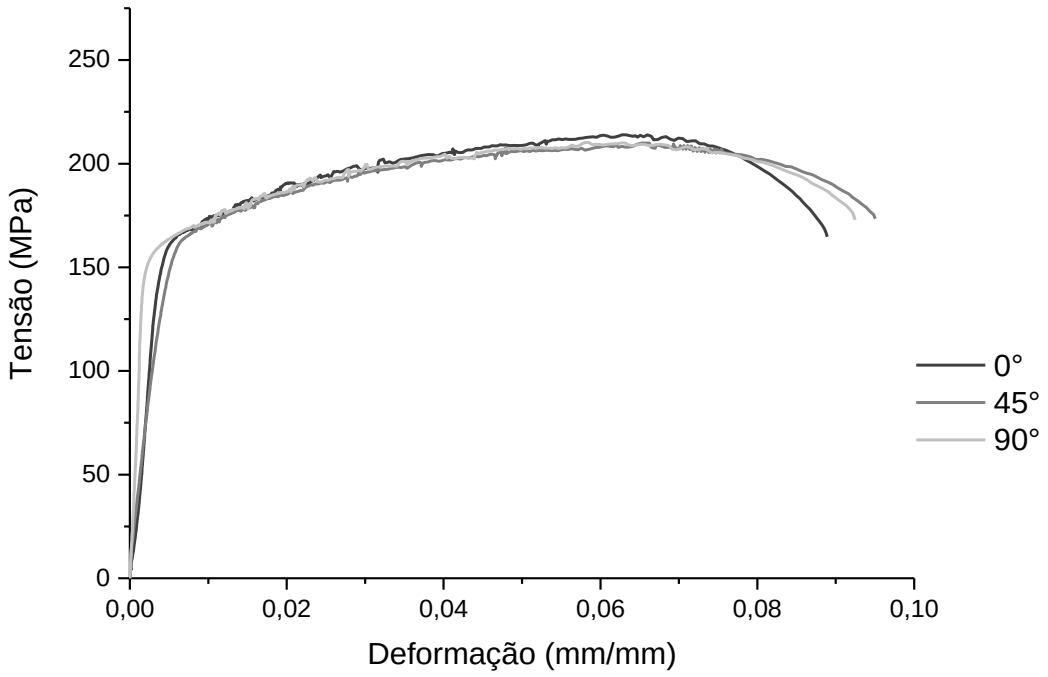


FIG. 4.9 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5050C com velocidade de deformação no ensaio de tração de 2 mm/min.

Nota-se que os resultados ficaram abaixo dos valores especificados pela CBA para as propriedades de limite de escoamento (10,5% menor em relação a direção 0º - DL), módulo de elasticidade (44% menor em D45 e 16% maior em DT, em relação a direção 0º - DL) e limite de resistência a tração (2% menor em relação a direção 0º - DL). No entanto, é importante desde início destacar que os ensaios foram conduzidos em uma velocidade inferior (2 mm/min) daquela referente a condição da especificação fornecida pela empresa (7 mm/min). Em relação aos valores do limite de escoamento e limite de resistência a tração, tal efeito pode ser explicado, segundo KVAČKAJ *et al.* (2010), pelo aumento da quantidade de discordâncias empilhadas que, em altas velocidades de movimento, isto é; altas taxas de deformação, provocam um maior encruamento da liga. No entanto, em relação ao módulo de elasticidade, o resultado encontra-se próximo ao especificado apenas para direção 0º. Essa diferença entre os valores de E, em relação as diferentes direções ensaiadas, pode ser atribuída à anisotropia apresentada pela liga em questão e até mesmo a imprecisão de medidas do módulo de elasticidade via ensaio de tração. Quanto ao alongamento, todas as direções apresentaram valores dentro da especificação.

Realizou-se a análise de variância (ANOVA) para a verificar se houve diferença significativa entre os resultados obtidos para as propriedades em tração da liga AA 5050C ensaiada com velocidade de deformação de 2 mm/min. Na TAB. 4.3 são apresentados os resultados.

TAB. 4.3 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizado com velocidade de deformação de 2 mm/min.

Módulo de Elasticidade					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	564,59	282,30	**0,20**	**3,89**
Resíduo	12	17092,68	1424,39		
Total	14	17657,27			
Limite de Escoamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	199,81	99,91	**0,64**	**3,89**
Resíduo	12	1863,75	155,31		
Total	14	2063,56			
Limite de Resistência a Tração					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	0,31	0,15	**0,31**	**3,89**
Resíduo	12	5,85	0,49		
Total	14	6,16			
Alongamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	0,30	0,15	**1,67**	**3,89**
Resíduo	12	1,08	0,09		
Total	14	1,37			

Aceita-se a hipótese de que as médias são iguais com nível de significância de 5%, pois pela estatística “F”, têm-se: F crítico >> F calculado para todas as propriedades analisadas. Portanto as diferentes direções em relação à direção de laminação da liga não apresentam propriedades mecânicas em tração distinta, isto é, não há indícios de anisotropia quanto as propriedades avaliadas (módulo de elasticidade, limite de escoamento e de resistência a tração, e alongamento) com a velocidade de deformação de 2 mm/min.

Na TAB. 4.4 e na FIG. 4.10 encontram-se apresentados os dados referentes às propriedades mecânicas observados em ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min. Os dados fornecidos pela CBA são referentes a condição de ensaio a 0° da direção de laminação e com velocidade de 7 mm/min.

TAB. 4.4 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min.

Propriedades	***0°***	***45°***	***90°***	***Dados da CBA****
Limite de Escoamento (σ_e) (MPa)	169,88 ± 0,41	166,69 ± 0,82	171,20 ± 0,62	>175
Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	73,52 ± 13,38	72,56 ± 4,55	66,23 ± 4,00	68
Limite de Resistência a Tração (LTR) (MPa)	209,46 ± 0,48	207,31 ± 0,69	211,42 ±0,76	215 ~ 260
Alongamento (%)	8,35 ± 0,19	9,88 ± 0,69	9,89 ± 0,71	>4
r	0,43 ± 0,09	0,65 ± 0,06	0,69 ± 0,08	-
Δr	-0,096			
$\bar{r}$	0,605			

* com base em condição de ensaio de 0º (DL) e velocidade de 7 mm/min.

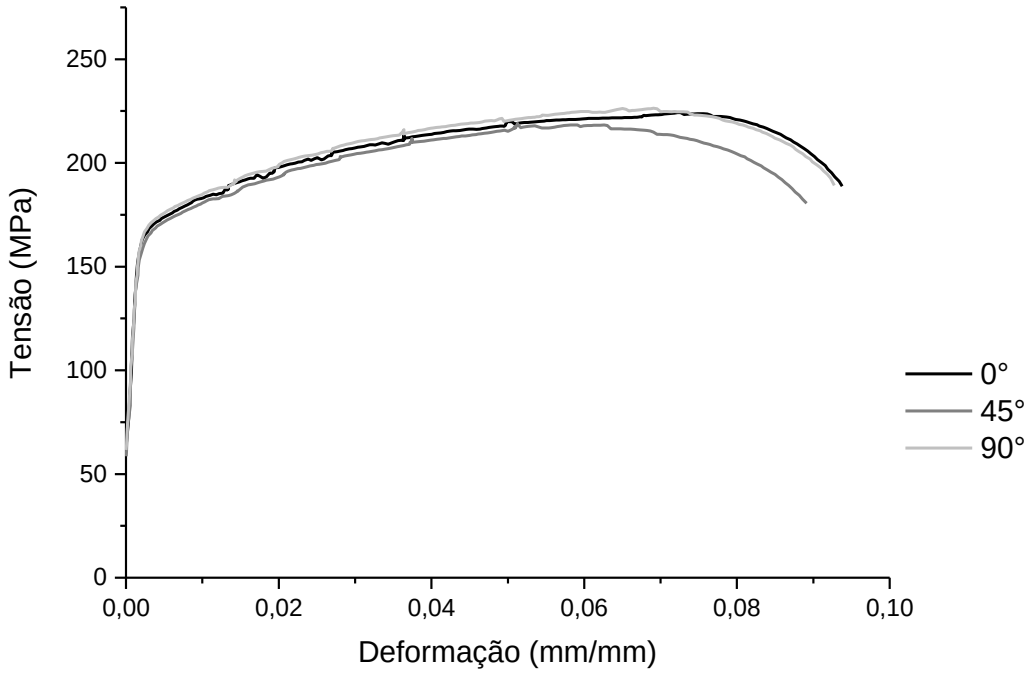


FIG. 4.10 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5050C com velocidade de deformação no ensaio de tração de 7 mm/min.

Nota-se que os resultados apresentaram valores abaixo (cerca de 3% em relação a direção 0º - DL) do especificado pela CBA quanto ao limite de escoamento, módulo de elasticidade e limite de resistência a tração. Quanto ao alongamento, todas as direções apresentaram-se dentro da faixa especificada. Em função deste cenário, uma pequena redução na temperatura dos Recozimentos Intermediário e para Estabilização ou de seus respectivos tempos de permanência (conforme destacado na FIG. 3.1) facilmente ajustariam incrementando os valores de limite de escoamento e de resistência a tração quanto a especificação, sem prejuízos ao valor especificado para o alongamento.

A fim de verificar se houve variação significativa entre os resultados obtidos nos ensaios realizados com velocidade de deformação de 7 mm/min, utilizou-se a ANOVA. Na TAB. 4.5 são apresentados os resultados para as propriedades em tração da liga AA 5050C.

TAB. 4.5 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5050C realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min.

Módulo de Elasticidade					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	290,88	145,44	**2,02**	**3,89**
Resíduo	12	862,88	71,91		
Total	14	1153,76			
Limite de Escoamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	52,85	26,43	64,95	3,89
Resíduo	12	4,88	0,41		
Total	14	57,74			
Limite de Resistência a Tração					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	48,99	24,49	**57,72**	**3,89**
Resíduo	12	5,09	0,42		
Total	14	54,08			
Alongamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	7,20	3,60	**10,53**	**3,89**
Resíduo	12	4,11	0,34		
Total	14	11,31			
Coeficiente de Anisotropia					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	0,18	0,09	**14,60**	**3,89**
Resíduo	12	0,07	0,01		
Total	14	0,25			

Constatou-se que as médias são iguais pela estatística “F” apenas para o módulo de elasticidade. Para as demais propriedades analisadas, as médias são estatisticamente distintas, com nível de significância de 5%.

Aplicou-se o Teste de Tukey a fim de se comparar as médias das propriedades que apresentaram variações estatísticas, utilizando-se um nível de confiança de 95%, para verificar a influência das direções analisadas. Na TAB. 4.6 são apresentados os resultados obtidos para

as diferenças entre os valores médios das propriedades e suas respectivas diferenças médias significativas (dms).

TAB. 4.6 Resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades mecânicas para a liga AA 5050C ensaiada com velocidade de deformação de 7 mm/min, após aplicação do teste de Tukey.

Limite de Escoamento				
Direção do CP	*0°*	*45°*	*90°*	*dms*
0°	0,00	2,94	1,59	**0,88**
45°	2,94	0,00	4,53	
90°	1,59	4,53	0,00	
Limite de Resistência a Tração				
Direção do CP	*0°*	*45°*	*90°*	*dms*
0°	0,00	2,27	2,15	**0,90**
45°	2,27	0,00	4,43	
90°	2,15	4,43	0,00	
Alongamento				
Direção do CP	*0°*	*45°*	*90°*	*dms*
0°	0,00	1,44	1,50	**0,81**
45°	1,44	0,00	0,06	
90°	1,50	0,06	0,00	
Coeficiente de Anisotropia				
Direção do CP	*0°*	*45°*	*90°*	*dms*
0°	0,00	0,22	0,25	**0,11**
45°	0,22	0,00	0,03	
90°	0,25	0,03	0,00	

Constatou-se que, quanto ao limite de escoamento e limite de resistência a tração, os valores das médias das propriedades são estatisticamente diferentes para todas as direções analisadas. Em relação ao alongamento, as médias são estatisticamente iguais para as direções 45° e 90°; isto é, não houve diferença significativa nos resultados de alongamento para essas direções para a liga AA 5050C.

Em relação ao módulo de elasticidade, não foi observado, estatisticamente, diferença entre as médias, o que infere que não há variação dessa propriedade em relação à direção de laminação. Isso ocorre, pois, esta propriedade está relacionada à energia de ligação entre os átomos de modo a se mantê-los na posição de equilíbrio a uma dada temperatura sem aplicação

de esforços externos, não dependendo da tensão crítica cisalhante para movimentação de discordâncias.

Comparando os resultados com diferentes velocidades de ensaio e respeitando a mesma orientação de extração dos corpos de prova, nota-se que os resultados apresentaram diferentes valores quanto ao limite de escoamento, módulo de elasticidade e alongamento. Esse efeito em relação aos valores do limite de escoamento e alongamento, segundo KVAČKAJ *et al.* (2010), pode ser explicado devido um aumento da quantidade de discordâncias empilhadas que, em altas velocidades de movimento, isto é; altas taxas de deformação, provocam um maior encruamento da liga. No entanto, em relação ao módulo de elasticidade a diferença pode ser atribuída ao fato dos ensaios de terem sido conduzidos com tecnologias diferentes de extensômetro (de contato para velocidade de 2 mm/min e óptico para velocidade de 7 mm/min).

Em relação ao coeficiente de anisotropia, verifica-se que as médias são estatisticamente iguais para as direções de 45° e 90. Contudo, para as direções de 0° e 45°, 0° e 90°, há diferença entre as médias, indicando que o material é anisotrópico. Segundo FILHO (2004), materiais que possuem os valores de $r_{0°}$, $r_{45°}$ e $r_{90°}$ distintos, possuem anisotropia planar e normal. Tal fato corrobora com os valores obtidos para Δr e $\bar{r}$. Este resultado encontra-se em concordância com a literatura, posto que PARK E NIEWCZAS (2008) e SLÁMOVÁ *et al.* (2003) indicam que o processamento do material via fundição contínua favorece a anisotropia e conformabilidade dos materiais.

Sabe-se que a textura está diretamente relacionada com o coeficiente de anisotropia do material, visto que o alinhamento de estruturas em direções preferenciais proporciona comportamentos distintos quando há a solicitação do mesmo em direções diversas. A liga AA 5050C não apresenta uma textura muito intensa, o que influencia diretamente em sua estampabilidade. Tal fato pode ser confirmado através da análise de $\bar{r}$. Valores de coeficiente de anisotropia normal inferiores a 1, como o apresentado pela liga AA 5050C, indicam que ao se estampar o material, suas propriedades mecânicas em tração podem não apresentar o comportamento esperado em relação à resistência, ocasionado sua ruptura durante o processo.

Os dados referentes às propriedades mecânicas observados em ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 2 mm/min são apresentados na TAB. 4.7 e na FIG. 4.11. Os dados fornecidos pela CBA são referentes a condição de ensaio a 0° da direção de laminação e com velocidade de 7 mm/min.

TAB. 4.7 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 2 mm/min.

Propriedades	***0°***	***45°***	***90°***	***Dados da CBA****
Limite de Escoamento (σ_e) (MPa)	240,74 ± 8,06	227,05 ± 10,00	237,35 ± 6,81	>180
Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	66,78 ± 5,83	65,35 ± 15,98	68,80 ± 9,41	68
Limite de Resistência a Tração (LTR) (MPa)	286,76 ± 9,39	281,53 ± 8,02	296,12 ± 2,90	235 ~ 285
Alongamento (%)	7,49 ± 0,52	10,34 ± 0,66	11,80 ± 1,49	>6

* com base em condição de ensaio de 0º (DL) e velocidade de 7 mm/min.

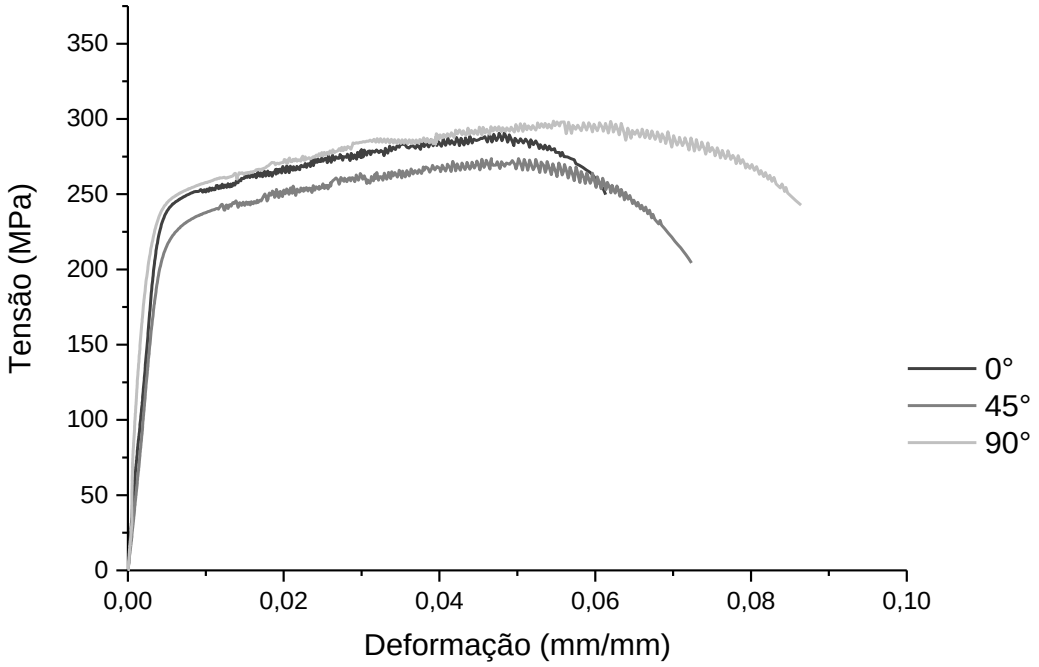


FIG. 4.11 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 com velocidade de deformação no ensaio de tração de 2 mm/min.

Nota-se que os resultados, para todas as propriedades e direções avaliadas, se apresentaram dentro das faixas especificadas pela CBA, mesmo levando em consideração que os ensaios foram conduzidos em uma velocidade de deformação inferior (2 mm/min) da especificação (7 mm/min).

A fim de investigar se houve variação significativa entre os resultados obtidos nos ensaios realizados com velocidade de deformação de 2 mm/min, utilizou-se a ANOVA. Na TAB. 4.8 são apresentados os resultados para as propriedades em tração da liga AA 5052.

TAB. 4.8 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 2 mm/min.

Módulo de Elasticidade					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	1615,57	807,78	**0,92**	**3,89**
Resíduo	12	10494,03	874,50		
Total	14	12109,60			
Limite de Escoamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	552,07	276,03	**1,30**	**3,89**
Resíduo	12	2555,84	212,99		
Total	14	3107,91			
Limite de Resistência a Tração					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	587,25	293,62	**24,51**	**3,89**
Resíduo	12	143,73	11,98		
Total	14	730,98			
Alongamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	1,07	0,53	**5,15**	**3,89**
Resíduo	12	1,25	0,10		
Total	14	2,32			

Nota-se que as médias são distintas para o limite de resistência a tração e alongamento, com nível de significância de 5%.

A fim de se comparar as médias das propriedades que apresentaram variações estatísticas, o Teste de Tukey foi utilizado para verificar a influência das direções analisadas, sendo o nível de confiança das análises de 95%. Na TAB. 4.9 são apresentados os resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades e suas respectivas diferenças médias significativas (dms).

TAB. 4.9 Resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades mecânicas para a liga AA 5052 ensaiada com velocidade de deformação de 2 mm/min, após aplicação do teste de Tukey.

Limite de Resisitência a Tração				
Direção do CP	0°	45°	90°	*dms*
0°	0,00	9,99	15,06	**4,77**
45°	9,99	0,00	5,08	
90°	15,06	5,08	0,00	
Alongamento				
Direção do CP	0°	45°	90°	*dms*
0°	0,00	0,37	0,65	**0,44**
45°	0,37	0,00	0,28	
90°	0,65	0,28	0,00	

Observa-se que em relação ao limite de escoamento e módulo de elasticidade, os valores das médias são estatisticamente iguais; isto é, avaliando os CPs retirados a diferentes angulações em relação à direção de laminação, a liga AA 5052 não apresentou diferença significativas para essas propriedades. Entretanto, em relação ao limite de resistência a tração observou-se que as médias são distintas estatisticamente para todas as direções analisadas; isto é, o material apresenta anisotropia. Já em relação ao alongamento, apenas para as direções de 0° e 90°, a liga apresentou médias estatisticamente distintas.

Na TAB. 4.10 e na FIG. 4.12 encontram-se apresentados os dados referentes às propriedades mecânicas observados em ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min. Os dados fornecidos pela CBA são referentes a condição de ensaio a 0° da direção de laminação e com velocidade de 7 mm/min.

TAB. 4.10 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min.

Propriedades	***0°***	***45°***	***90°***	***Dados da CBA****
Limite de Escoamento (σ_e) (MPa)	254,26 ± 6,13	239,39 ± 1,13	242,22 ± 1,68	>180
Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	71,84 ± 6,36	69,45 ± 3,43	69,77 ± 4,78	68
Limite de Resistência a Tração (LTR) (MPa)	298,91 ± 20,47	276,48 ± 0,85	283,78 ± 1,01	235 ~ 285
Alongamento (%)	9,85 ± 0,25	9,13 ± 0,38	9,38 ± 0,46	>6
r	0,42 ± 0,09	0,99 ± 0,10	1,14 ± 0,26	-
Δr	-0,213			
$\bar{r}$	0,885			

* com base em condição de ensaio de 0º (DL) e velocidade de 7 mm/min.

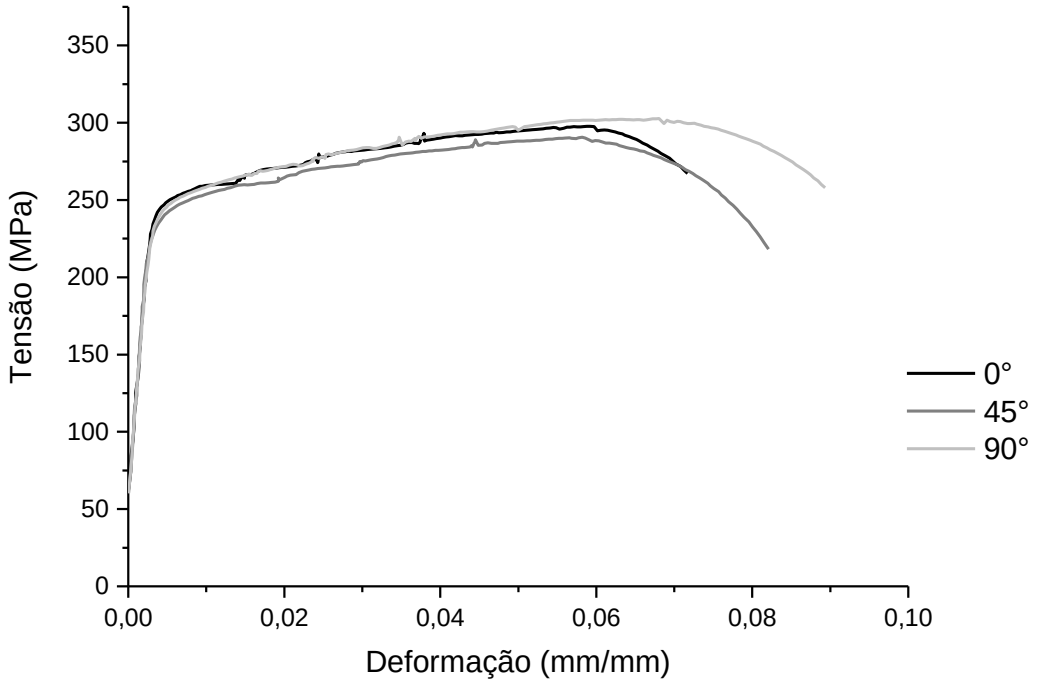


FIG. 4.12 Curva tensão-deformação de engenharia da liga AA 5052 com velocidade de deformação no ensaio de tração de 7 mm/min.

Nota-se que os resultados, para todas as propriedades e direções avaliadas, se apresentaram dentro das faixas especificadas pela CBA.

A fim de verificar se houve variação significativa entre os resultados obtidos nos ensaios realizados com velocidade de deformação de 7 mm/min, utilizou-se a ANOVA. Na TAB. 4.11 são apresentados os resultados para as propriedades em tração da liga AA 5052.

TAB. 4.11 Análise de variância das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial da liga AA 5052 realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min.

Módulo de Elasticidade					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcritico*
Tratamentos	2	43,89	21,95	**0,84**	**3,89**
Resíduo	12	312,31	26,03		
Total	14	356,20			
Limite de Escoamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	485,12	242,56	**21,45**	**3,89**
Resíduo	12	135,68	11,31		
Total	14	620,80			
Limite de Resistência a Tração					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	1360,14	680,07	**3,91**	**3,89**
Resíduo	12	2089,01	174,08		
Total	14	3449,16			
Alongamento					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	1,04	0,52	**3,76**	**3,89**
Resíduo	12	1,66	0,14		
Total	14	2,71			
Coeficiente de Anisotropia					
Causas de variação	*Graus de Liberdade*	*Soma dos Quadrados*	*Quadrado Médio*	*Fcalculado*	*Fcrítico*
Tratamentos	2	1,34	0,67	**22,54**	**3,89**
Resíduo	12	0,36	0,03		
Total	14	1,69			

Nota-se que, quanto ao módulo de elasticidade e ao alongamento, para velocidade de deformação de 7 mm/min, os valores das médias são estatisticamente iguais para todas as direções analisadas com nível de significância de 5%. Em relação ao limite de escoamento, limite de resistência a tração e coeficiente de anisotropia, as médias apresentaram valores estatisticamente distintos com nível de significância de 5%.

Contrastando as médias das propriedades que apresentaram variações estatísticas, o Teste de Tukey foi utilizado para verificar a influência das direções analisadas, sendo o nível de

confiança das análises de 95%. Na TAB. 4.12 são apresentados os resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades e suas respectivas diferenças médias significativas (dms).

TAB. 4.12 Resultados obtidos para as diferenças entre os valores médios das propriedades mecânicas para a liga AA 5052 ensaiada com velocidade de deformação de 7 mm/min, após aplicação do teste de Tukey.

Limite de Escoamento				
Direção do CP	*0°*	*45°*	*90°*	*dms*
0°	0,00	13,40	9,99	
45°	13,40	0,00	3,42	**4,66**
90°	9,99	3,42	0,00	
Limite de Resistência a Tração				
Direção do CP	*0°*	*45°*	*90°*	*dms*
0°	0,00	22,83	15,54	
45°	22,83	0,00	7,29	**18,18**
90°	15,54	7,29	0,00	
Coeficiente de Anisotropia				
Direção do CP	*0°*	*45°*	*90°*	*dms*
0°	0,00	0,51	0,71	
45°	0,51	0,00	0,20	**0,24**
90°	0,71	0,20	0,00	

Em relação ao módulo de elasticidade, não foi observado, estatisticamente, diferença entre as médias, o que infere que não há variação dessa propriedade em relação à direção de laminação. Como previamente mencionado, isto decorre desta propriedade está relacionada à energia de ligação entre os átomos, não dependendo da tensão crítica cisalhante para movimentação de discordâncias.

Verifica-se que, em relação ao limite de escoamento, os valores das médias são estatisticamente iguais para as direções 45° e 90°. Em relação ao limite de resistência a tração, as médias são estatisticamente distintas apenas para as direções 0° e 45°.

Em relação ao coeficiente de anisotropia, a liga AA 5052 apresentou valores médios iguais apenas para as direções 45º e 90°, indicando que o material é anisotrópico. Os valores de Δr e $\bar{r}$ diferentes de 1 indicam que a liga exibe anisotropia planar e normal.

Comparando os resultados obtidos em diferentes velocidades de ensaio, nota-se que esses se apresentaram distintos para todas as propriedades em tração analisadas. Como mencionado anteriormente, tal efeito advém do aumento da quantidade de discordâncias empilhadas que,

para altas taxas de deformação, provocam um maior encruamento da liga. Exceto pelo módulo de elasticidade que a diferença pode ser atribuída ao fato do ensaio de ter sido conduzido com tecnologias diferentes de extensômetro (de contato para velocidade de 2 mm/min e óptico para velocidade de 7 mm/min).

De acordo com o observado nas FDOC's, a liga AA 5052 apresenta uma textura mais intensa em relação a liga AA 5050C, o que pode ser confirmado por meio dos valores obtidos em relação ao coeficiente de anisotropia. Contudo, assim como observado para a liga AA 5050C, o valor de $\bar{r}$ é inferior a 1, indicando que a liga AA 5052 pode não apresentar o comportamento esperado em relação à resistência e rupturas durante o processo de estampagem.

Quanto às propriedades mecânicas, as ligas também apresentaram diferenças significativas, como apresentado na TAB. 4.13.

TAB. 4.13 Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial das ligas AA 5050C e AA 5052 realizados com diferentes velocidades de deformação.

	7 mm/min		*2 mm/min*	
	AA 5050C	***AA 5052***	***AA 5050C***	***AA 5052***
Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	70,77 ± 0,14	70,35 ± 2,10	65,21 ± 2,68	66,98 ± 3,72
Limite de Escoamento (σ_e) (MPa)	169,25 ± 0,11	245,29 ± 8,60	158,67 ± 2,74	235,05 ± 1,11
Limite de Resistência a Tração (LTR) (MPa)	209,39 ± 4,04	284,59 ± 0,98	210,06 ± 2,72	288,14 ± 2,58
Alongamento (%)	9,37 ± 0,23	9,45 ± 0,07	14,11 ± 0,23	9,88 ± 0,40

Nota-se, para todas as condições analisadas, que a liga AA 5052 apresentou valores maiores de resistência à tração e limite de escoamento quando comparada à liga AA 5050C.

Materiais processados por fundição contínua de chapas (TRC), apresentam melhores propriedades mecânicas, em termos de maior resistência ao início do escoamento e limite de resistência a tração sem prejuízos a ductilidade, quando comparado aos produzidos por fundição direta (DC). Tal fato decorre da presença de maior número de segunda fase precipitada durante o TRC (SLÁMOVÁ *et al*., 2003). Entretanto, em relação às propriedades mecânicas, as ligas em estudo apresentaram comportamento contrário ao apresentado na literatura. Essa diferença pode ser explicada pela diferença de composição entre as ligas, uma vez que a liga AA 5050C apresenta menores teores de magnésio e cromo e maior teor de cobre. Essa variação composicional foi necessária a fim de reduzir a oxidação superficial durante a solidificação no processamento de fundição contínua de chapas (TRC). Com isso, apesar de apresentar maior

propensão a formação de número de precipitados dispersos na matriz, em relação à liga AA 5052, a liga AA 5050C apresenta menor teor de magnésio em sua composição e em oferta para precipitação, o que reflete na redução das propriedades mecânicas da liga. Este comportamento poderia ser modificado com ajuste das temperaturas e/ou tempos de encharque empregues no processamento da liga AA 5050C, reduzindo seus valores nos tratamentos de recozimento intermediário e para a estabilização, conforme descrito na FIG. 3.1, que propiciaria um menor tamanho de grão e retenção de tensões residuais do encruamento imposto nas laminações de desbaste e a frio.

Em relação ao aspecto da curva, observa-se a presença de serrilhados na região de deformação plástica de ambas as ligas ensaiadas com a velocidade 2 mm/min. A liga AA 5052 exibe não só uma magnitude maior de quedas de tensão (diferença entre o pico e o vale de tensão em cada dentição), como também uma maior frequência (número de quedas de tensão) quando comparada a liga AA 5050C. Tal efeito pode ser associado ao maior teor de Mg na liga AA 5052.

WEN, ZAO e MORRIS (2005) e ABOULFADL *et al.* (2015) atribuem esse efeito ao modelo dinâmico de envelhecimento de tensão, e segundo os autores, quando as discordâncias se movimentam e são temporariamente interrompidas em obstáculos, tais como emaranhados de discordâncias, os átomos de soluto que já estão isolados nesses obstáculos, se movimentam no sentido desses emaranhados de discordâncias. Assim, os átomos de soluto formam atmosferas em torno das discordâncias e fazem com que elas sejam bloqueadas. Quando a força aplicada é elevada o suficiente, as discordâncias se desprendem das atmosferas e avançam livremente em direção a outros obstáculos. A repetição deste processo constitui a produção do serrilhado observado na curva de tensão-deformação.

Sabendo que o Mg se encontra, preferencialmente, em solução sólida e com base no exposto, é possível inferir que, como a liga AA 5052 possui maior concentração de magnésio, a maior parte dos átomos de soluto de Mg movimentam-se no sentido das discordâncias e, portanto, a fuga destas é mais difícil. Assim, uma força maior será necessária para a liberação das discordâncias, resultando em uma maior queda de tensão na curva tensão-deformação. Por outro lado, quando a concentração de magnésio é alta, a interação de átomos de soluto de magnésio com as discordâncias é mais frequente e, consequentemente, o processo de quedas por tensão torna-se mais frequente. Nas curvas tensão-deformação analisadas, o serrilhado ocorre com maior frequência para a liga AA 5052 quando comparado a liga AA 5050C.

Para as curvas ensaiadas com velocidade de deformação de 7 mm/min, observa-se, como esperado, uma diminuição na quantidade e na intensidade do serrilhado. Tal fato se dá pelo aumento da taxa de deformação, a qual não favorece a movimentação da atmosfera de soluto devido a diminuição do tempo para a ocorrência do fenômeno responsável pelo envelhecimento dinâmico. Apesar da velocidade de deformação de 7 mm/min não ser suficiente para eliminar completamente o serrilhado, ela auxilia na diminuição da frequência de quedas de tensão.

4.3.2 Macrodureza

As ligas AA 5052 e AA 5050C foram avaliadas quanto a sua macrodureza na escala Vickers. Os resultados obtidos encontram-se na TAB. 4.14.

TAB. 4.14 Resultados do ensaio de macrodureza Vickers das ligas em estudo.

	AA 5052	***AA 5050C***
Média	87,38	68,35
Desv. Padrão	2,42	1,38
Variância	5,86	1,91
Mínimo	83,59	65,64
Máximo	91,17	69,92
Contagem	10	10
IC (95%)	1,50	1,18

Os valores médios de dureza das ligas apresentaram diferenças significativas, sendo possível observar uma redução de 21,78% no valor de dureza, para a liga AA 5050C em comparação com a AA 5052.

Esperava-se que a liga AA 5050C, por possuir maior quantidade de precipitados dispersos na matriz devido o processo de produção via processamento contínuo, seria mais dura que a AA 5052. Tal fato não é observado e pode ser explicado através da diferença composicional das ligas. Como mencionado anteriormente, a liga AA 5050C é uma adequação composicional da liga AA 5052 com o intuito de reduzir camada de óxido formada durante o processamento TRC. O magnésio foi um dos elementos alterados, passando de 2,41%p para 1,39%p, por se

tratar de um elemento que se encontra em solução sólida preferencialmente, essa redução de teor afeta diretamente a dureza e resistência mecânica da liga.

4.3.3 Microdureza Instrumentada

A técnica de microdureza instrumentada foi empregada em três regiões distintas da espessura (associada a direção de laminação) para avaliar a existência de heterogeneidade estrutural no material, e posterior comparação entre as propriedades apresentadas por ambas as ligas, conforme apresentado nas TAB. 4.15, TAB. 4.16 e TAB. 4.17.

TAB. 4.15 Propriedades mecânicas extraídas das medidas de microdureza instrumentada ao longo da superfície da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5052 e AA 5050C.

	Dureza		***DHT-1***		***DHT-2***		***Hit***		***Eit***		***ηit***		***Cit***	
	5052	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*
Média	91,7	71,22	38,04	46,85	98,74	74,48	737,15	660,21	$6,64x10^{6}$	$1,44x10^{7}$	42,08	22,99	3,44	2,51
Desv. Padrão	2,08	3,27	1,99	2,5	3,81	1,85	22,57	27,4	$5,38x10^{5}$	$1,48x10^{6}$	1,67	1,11	0,28	0,42
Variância	4,32	10,67	3,94	6,24	14,51	3,42	509,59	750,97	$2,89x10^{11}$	$2,19x10^{12}$	2,8	1,23	0,08	0,18
Mínimo	89,24	66,97	35,3	43,6	92,61	71,24	693,87	614,33	$5,87x10^{6}$	$1,22x10^{7}$	40,04	21,33	3,04	2,01
Máximo	95,73	76,12	41,08	49,95	104,84	77,43	763,24	691,21	$7,48 x10^{6}$	$1,64x10^{7}$	44,89	24,75	3,82	3,42
Contagem	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	1,29	2,02	1,23	1,55	2,36	1,15	13,99	16,98	$3,33x10^{5}$	$9,18x10^{5}$	1,04	0,69	0,18	0,26

TAB. 4.16 Propriedades mecânicas extraídas das medidas de microdureza instrumentada ao longo de ¼ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5052 e AA 5050C.

	Dureza		***DHT-1***		***DHT-2***		***Hit***		***Eit***		***ηit***		***Cit***	
	5052	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*
Média	94,23	71,7	41,37	50,09	103,36	78,53	773,58	703,16	$7,50x10^{6}$	$1,56x10^{7}$	40,17	23,16	3,23	2,1
Desv. Padrão	2,25	1,08	2,19	2,08	3,44	2,75	21,87	17,64	$6,24x10^{5}$	$1,91x10^{6}$	1,21	1,92	0,4	0,11
Variância	5,07	1,16	4,81	4,34	11,86	7,54	478,14	311,09	$3,90x10^{11}$	$3,63x10^{12}$	1,46	3,7	0,16	0,01
Mínimo	91,28	70,54	37,98	47,78	98,33	75,41	741,01	681,44	$6,57x10^{6}$	$1,32x10^{7}$	38,64	20,79	2,71	1,95
Máximo	97,81	73,69	44,98	53,85	108,37	85,64	811,08	729,81	$8,50x10^{6}$	$1,89x10^{7}$	42,12	26,26	3,89	2,25
Contagem	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	1,4	0,67	1,36	1,29	2,13	1,7	13,55	10,93	$3,87x10^{5}$	$1,18x10^{6}$	0,75	1,19	0,25	0,07

TAB. 4.17 Propriedades mecânicas extraídas das medidas de microdureza instrumentada ao longo de ½ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5052 e AA 5050C.

	Dureza		***DHT-1***		***DHT-2***		***Hit***		***Eit***		***ηit***		***Cit***	
	5052	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*	*5052*	*5050C*
Média	93,95	68,78	40,11	49,92	98,74	69,95	747,17	686,8	$7,29x10^{6}$	$1,66x10^{7}$	39,15	21,85	4,28	2,03
Desv. Padrão	1,82	1,93	4,04	1,93	10,01	20,93	83,69	13,71	$6,71x10^{5}$	$1,92x10^{6}$	2,65	1,81	2,19	0,11
Variância	3,3	3,74	16,29	3,72	100,12	438,17	703,85	188,08	$4,51x10^{11}$	$3,68x10^{12}$	7,03	3,28	4,81	0,01
Mínimo	90,06	64,54	29,79	47,15	72,22	11,35	523,29	666,87	$5,78x10^{6}$	$1,39x10^{7}$	31,87	19,1	2,99	1,87
Máximo	96,47	71,28	43,64	52,53	108,96	85,34	823,83	705,71	$8,15x10^{6}$	$1,96x10^{7}$	41,07	24,48	10,42	2,22
Contagem	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	1,13	1,2	2,5	1,2	6,2	12,97	51,87	8,5	$4,16x10^{5}$	$1,19x10^{6}$	1,64	1,12	1,36	0,07

Em termos de dimensão de valores, assim como observado na macrodureza , a propriedade mecânica de dureza convencional extraída das medidas de microdureza instrumentada indicaram que a liga AA 5052 é mais dura que a AA 5050C. Não houve dispersão significativa dos resultados em função da espessura de medida e os erros calculados em relação aos resultados experimentais foram muito pequenos, sugerindo uma homogeneidade estrutural de ambas as ligas.

Pela definição de dureza, ou seja, resistência a penetração de um indentador, as medidas onde se avalia a dureza pela dimensão no plano de uma indentação gerada após a remoção de um indentador, podem não retratar de maneira digna o comportamento do indentador ao penetrar na superfície e subsuperfície de uma amostra ou de um material em função da sua resistência a penetração. As propriedades do ensaio de microdureza calculadas a partir do resultado da curva força *versus* profundidade de indentação podem trazer informações mais fidedignas do comportamento do material quanto da ação do carregamento e descarregamento do indentador durante o ensaio de dureza instrumentada. Contudo, levando em conta as baixas cargas utilizadas nesse ensaio, o comportamento irá sempre retratar as características microestruturais da região de análise, permitindo assim criticar de forma indireta quanto à homogeneidade microestrutural do material no seu volume e, por consequência, a variação de suas propriedades mecânicas em um determinado local da microestrutura.

A dureza dinâmica elasto-plástica (DHT-1) relaciona-se de forma inversa com a profundidade máxima de indentação quanto a aplicação da carga máxima. Assim, esperava-se que os valores desta propriedade fossem mais significativos para a liga AA 5052, o que não foi confirmado pelo resultado. No entanto, é importante destacar que a DHT- 1 mede a resistência a indentação em função dos esforços de natureza elástica e plástica atuantes quanto a aplicação da força máxima do ensaio. Além disso, por se tratar de uma análise que abrange uma pequena região a nível microestrutural e dada a maior quantidade de precipitados (evidenciados pela difração de raios X e microscopia óptica) na liga produzida por TRC, a resposta da liga foi sensivelmente afetada, consequentemente, a liga AA 5050C apresentou uma maior resistência à deformação elasto-plástica em relação à produzida por DC (AA 5052), tendo em vista que esses distintos aspectos microestruturais podem ter contribuído de maneira mais significativa para a resistência a deformação no campo elástico ter um comportamento, microestruturalmente, muito distinto entre as ligas.

A dureza dinâmica plástica (DHT-2) e a dureza dinâmica elasto-plástica (DHT-1) se diferenciam pela profundidade de indentação máxima ($h_{máx}$), associada a DHT-1, e a

profundidade de indentação recuperável (h_r), associada a DHT-2. A liga AA 5052 apresentou maiores valores de DTH-2 em relação à AA 5050C.

Os valores de DHT-2 se mostraram substancialmente maiores que os de DHT-1 e com pequena variação em relação aos de dureza Berkovich, salientado que a dureza DHT-2 é medida em função somente da deformação plástica da região analisada.

Sabe-se que os cálculos de dureza dinâmica plástica e a dureza Berkovich da região analisada do material estão relacionadas à geometria da indentação após a remoção da carga considerando o retorno elástico. Dessa forma, essa diferença de comportamento observada entre a DTH-2 e a dureza Berkovich a nível microestrutural das ligas pode estar relacionada às características anisotrópicas apresentadas por elas a nível microestrutural.

A dureza de indentação (Hit) indica a resposta do material ao início da deformação plástica na etapa de carregamento do ensaio, de forma qualitativa esta propriedade está relacionada ao limite de escoamento do material e em valores numéricos é inversamente, ou seja, quando há indicação do escoamento plástico do material associados a valores baixos de indentação isso implica em valores de dureza de indentação (Hit) alto que se relacionam com o valor baixo de limite de escoamento quando comparado a um material ou região microestrutural que tem seu início de escoamento plástico associado a uma maior profundidade de indentação . Ao analisar os resultados verifica-se que os valores encontrados para a liga AA 5052 foram superiores aos da liga AA 5050C. No entanto, o convencionado para determinação dos valores do limite de escoamento em uma curva de tração para um material que possuí patamar de escoamento não definido, é uma convenção de engenharia que não representa atribui certezas do real início do escoamento plástico desses materiais quando solicitados mecanicamente neste tipo de ensaio. Já o método para determinação do Hit, além de ser uma avaliação a nível microestrutural, apresenta uma metodologia mais sensível em termos de mudança de andamento elástico e plástico na curva força versus profundidade de indentação. O que pode vir a retratar diferenças de andamentos quando se compara propriedades medidas por ensaios a nível macro e micro, como é o limite de escoamento em tração e a resistência a indentação em um ensaio de dureza instrumentada. Tal resultado pode ser justificado pela maior presença de precipitados evidenciados na liga AA 5050C que contribuíram para o aumento de sua resistência ao início da deformação plástica, refletido pelo início do escoamento plástico em uma maior profundidade de indentação que resulta, numericamente, em um menor valor de dureza de indentação.

O módulo de indentação (Eit) está qualitativamente associado ao módulo de elasticidade do material (Módulo de Young). Os dados apresentaram uma diferença menor que uma ordem de grandeza, sendo o valor do Eit da liga AA 5050C maior que a da AA 5052.

Do ponto de vista microestrutural este resultado é coerente uma vez que, devido à abrangência da região amostrada, a liga AA 5050C apresenta uma maior quantidade de precipitados dispersos na matriz em relação à AA 5052, o que pode resultar em distinta rigidez elástica em função da localização dos constituintes microestruturais distribuídos na matriz metálica na região de análise.

Em relação à espessura chapas das ligas, observou-se uma sutil variação dessa propriedade. Este comportamento pode ser justificado pelo volume de deformação gerado durante o ensaio. Sabe-se que volumes maiores de deformação abrangem regiões com um maior número de grãos e/ou distintas distribuições de precipitados, resultando numa média da influência de suas distintas orientações e seus respectivos contornos e demais microconstituintes (SILVA, 2019).

A razão elástica da indentação (ηit) determina a relação entre o trabalho elástico e o trabalho total de deformação, dessa forma, quanto maior for a contribuição do trabalho elástico para definir o trabalho total em conjunto com o trabalho plástico, maior será o ηit.

Com base nos resultados obtidos é possível inferir que a liga AA 5052 apresentou razão elástica de indentação substancialmente maior que a liga AA 5050C. A partir de uma avaliação microestrutural da região analisada, sabe-se que a presença de precipitados interfere diretamente no trabalho elástico e plástico resultante, ou seja, como a liga AA 5050C apresenta uma maior quantidade de precipitados distribuídos ao longo da matriz. O que já foi destacado pelos superiores valores da dureza dinâmica elasto-plástica (DHT-1) e o módulo de indentação (Eit) propriedades estas que são intimamente influenciadas pelo comportamento elástico do material medidos a nível microestrutural.

A fluência de indentação (Cit) relaciona tempo de permanência do indentador para que se tenha a acomodação da deformação no material em função da carga máxima aplicada. Conforme observado, as ligas AA 5052 e AA 5050C apresentaram valores de Cit em torno de 3,65% e 2,21%, respectivamente, levando em conta que esses valores podem variar de 0 a 100%, essa diferença entre as ligas não é significativa. Contudo, para justificar essa pequena diferença, como essa propriedade é influenciada pela acomodação da deformação, tal resultado pode ser justificado pela maior quantidade de precipitados distribuídos ao longo da matriz da liga AA 5050C, os quais são responsáveis por travar as discordâncias e possivelmente reduzir o tempo para a acomodação da carga durante o estabelecimento da carga máxima.

5 CONCLUSÕES

As conclusões abaixo referem-se aos materiais e condições de análise da presente pesquisa:

I – A liga AA 5050C pode ser considerada como uma opção viável de substituição da liga AA 5052 para aplicações que não demandem elevada resistência nas condições de processamento adotadas.

II – Os resultados de microscopia óptica mostram que a liga AA 5050C, produzida por fundição contínua de chapas, possui precipitados mais finos e em maior quantidade dispersos ao longo da matriz, quando comparada à AA 55052. Constatou-se que há uma homogeneidade estrutural das amostras ao longo da espessura para ambas as ligas.

III – Foram detectadas inclusões de alumina (Al_2O_3) e precipitados intermetálicos de Al_3Fe juntos à matriz metálica, os quais, somados, correspondem a 0,37% e 0,79% para as ligas AA 5050C e AA 5052, respectivamente. Em relação à segunda fase de Al_3Fe, não é possível inferir que a segunda fase é composta apenas por esse tipo de precipitado, uma vez que a técnica de DRX apresenta limitações quanto à fração volumétrica e dimensão dos precipitados.

IV – A liga AA 5052 apresentou propriedades mecânicas medidas em tração uniaxial e ensaios de macrodureza diferentes e superiores as da liga AA 5050C. Tal resultado pode ser explicado em razão das distintas composições químicas e processos de produção. (temperatura encharque de recozimento intermediário superior e igual na estabilização para a liga AA 5050C).

V – A liga AA 5050C apresenta valores de limite de escoamento e de resistência a tração inferiores (3% menor para velocidade de deformação de 7 mm/min), e a ductilidade dentro do limite dos aos valores indicados pela especificação da CBA. No entanto, um pequeno decréscimo nas temperaturas e/ou no tempo de encharque nos tratamentos de recozimento intermediário e para estabilização propiciaria ajustes para estas propriedades atenderem a especificação sem prejuízos a ductilidade especificada.

VI – Em relação ao aspecto da curva, observa-se a presença de serrilhados na região de deformação plástica para ambas as ligas, indicando que a ocorrência do envelhecimento dinâmico. A frequência e magnitude de quedas de tensão verificadas podem ser associadas aos diferentes teores de Mg das ligas. O aumento da velocidade de deformação de 2 mm/min para 7 mm/min durante o ensaio de tração, promove uma diminuição na quantidade e na intensidade do serrilhado devido a redução do tempo para a movimentação da atmosfera de soluto.

VII – Ambas as ligas apresentam as componentes cobre (112)[$1\bar{1}\bar{1}$], latão (“Brass”) {110}<112>, cubo (001)[$0\bar{1}0$] e Goss {110}<001>, as quais são típicas de materiais laminados e tratados termicamente. A liga AA 5052, processada via fundição direta, apresentou textura mais intensa quando comparada a liga AA 5050C processada via fundição contínua.

VIII – Considerando a relação entre os coeficientes de anisotropia planar e normal, as ligas não possuem características favoráveis para aplicações que exigem estampagem profunda, mas não apresentam limitações para condições de estampagem menos severas.

IX – Os resultados de microdureza evidenciaram que as rotas de processamento adotadas para as duas ligas proporcionaram uma homogeneidade microestrutural ao longo da espessura, destacando a eficiência dos parâmetros definidos para o processamento via fundição contínua, no sentido de homogeneizar a microestrutura inicial da chapa obtida após o início deste processamento.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como base nos resultados apresentados e discussão realizada verifica-se a necessidade de estudo complementar no que diz respeito a:

- Um estudo sobre os precipitados presentes nas ligas utilizando a análise de EDS conjugada a microscopia eletrônica de transmissão (MET) para identificação, quantificação e avaliação de sua influência nas propriedades mecânicas das ligas;

- Um estudo de caracterização via calorimetria diferencial de varredura (DSC) das temperaturas de formação dos diferentes precipitados, a partir da condição fundida das ligas para avaliação no seu resfriamento sob distintas taxas, bem como das condições de laminação de desbaste e laminação a frio para avaliação nos ciclos subsequentes de recozimento intermediário e para estabilização respectivamente;

- Um estudo de caracterização mais profundado da textura (micro e mesotextura) de ambas as ligas, via análise de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), visando avaliar os aspectos cristalográficos da microestrutura desenvolvida ao longo da espessura das duas ligas em estudo;

- Um estudo aplicando diferentes tratamentos térmicos e/ou percentual de encruamento em ambas as ligas, visando obter uma textura adequada para aplicações que exigem estampagem profunda e incremento da resistência mecânica (limite de escoamento e resistência a tração) sem prejuízos a ductilidade para a liga AA 5050C;

- Um estudo para averiguar a ocorrência do envelhecimento dinâmico em ambas as ligas com amostras coletadas ao longo das etapas semelhantes de processamento (laminação de desbaste, recozimento intermediário, laminação a frio e estabilização) sob distintas taxas de deformações e temperaturas de ensaio;

- Um estudo onde haja a presença de cada liga, ou seja, manutenção da composição em cada processo de produção, a fim de verificar o efeito da composição e do processo nas propriedades finais das ligas;

- Além disso, visto a possibilidade de aplicação destas ligas em condições sujeitas a esforços com fadiga de baixo e alto ciclo, realizar estudo neste contexto para ambas as ligas.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDEL-JABER, G.T.; OMRAN, A. M.; KHALIL, K. A.; FUJII, M.; SEKI, M.; YOSHIDA, A. An Investigation into Solidification and Mechanical Properties Behavior of Al-Si Casting Alloys**. International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering**, vol. 10, 2010.

ABOULFADL, H.; DEGES, J.; CHOI, P.; RAABE, D. Dynamic strain aging studied at the atomic scale. **Acta Materialia Inc**, vol. 86, p.34-42, 2015.

ALMEIDA, D. T. **Análise Microestrutural e Avaliação Mecânica de Juntas Soldadas por Fricção e Mistura Mecânica (FSW) da Liga de Alumínio 5182-O**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2015.

ASM Handbook. **Alloy Phase Diagrams**. ASM International: vol. 3, 1992.

ASM Handbook. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. ASM International: vol. 2, 1990.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6599 – Alumínio e suas ligas - Processos e produtos – Terminologia**. Rio de Janeiro, p.1, 2000.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, ABAL. **Aumento de demanda. Disponível** em < http://aluauto.com.br/automoveis-no-mercado-norte-americano-terao-em-media-179-kg-de-aluminio-em-2015-diz-estudo/> Acesso em: 18 de agosto de 2018 às 00:50.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, ABAL. **Vantagens e desvantagens do alumínio**. Disponível em <http://abal.org.br/aluminio/vantagens-do-aluminio/#accordion9> Acesso em: 27 de julho de 2018 às 09:30.

ASTM American Society for Testing and Materials **ASTM E8/E8M – 13a: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials**. Relatório, 2013.

BAREKAR, N. S.; DAS, S.; YANG, X.; HUANG, Y.; OMER EL FAKIR; BHAGURKAR, A. G.; ZHOU, L.; FAN, Z. The impact of melt conditioning on microstructure, texture and ductility of twin roll cast aluminium alloy strips. **Materials Science & Engineering A**, vol.650, p. 365–373, 2016.

BRITO, C. C. **Parâmetros Térmicos e Microestruturais na Solidificação Transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e Correlação com Resistências Mecânica e à Corrosão**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, 2016.

CALLISTER, W. D., RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais – Uma Introdução**. 8 ed. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2013.

COOK, R.; GROCOCK, P. G.; THOMAS, P. M.; EDMONDS, D. V.; HUNT, J.D. Development of the twin-roll casting process. **Journal of Materials Processing Technology**, vol.55, p.76-84, 1995.

CURSO DE LAMINAÇÃO, Companhia Brasileira de Alumínio, p.73, 1999.

D'ANTUONO, D. S.; GAIES, J.; GOLUMBFSKIE, W.; TAHERI, M. L. Direct measurement of the effect of cold rolling on β phase precipitation kinetics in 5XXX series aluminum alloys. **Acta Material Inc**, p. 264-271, 2017.

DAVIS, J. ASM **Specialty Handbook: Aluminium and aluminium alloys**. OH, p.784-794, 1993.

ENGLER, O.; MARIOARA, C. D; HENTSCHEL, T.; BRINKMAN, H. Influence of copper additions on materials properties and corrosion behaviour of Al e Mg alloy sheet. **Journal of Alloys and Compounds**, p. 650-662, 2017.

FILHO, R. A. C. **Avaliação das deformações de chapas finas e curvas clc para diferentes geometrias de punções**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, 2004.

GODINHO, W. **Obtenção de produtos laminados de alumínio através do vazamento contínuo de bobinas**. In: Seminário Alumínio para Utensílios Domésticos, 1. ABAL. São Paulo, 2004.

GOMES, F. L. **Análise da microestrutura, parâmetros térmicos e de propriedades mecânicas na solidificação direcional de ligas Al-Mg-Fe**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, 2017.

GRAS, C. H.; MEREDITH, M.; HUNT, J. D. Microstructure and texture evolution after twin roll casting and subsequent cold rolling of Al–Mg–Mn aluminium alloys. **Journal Of Materials Processing Technology**, vol.169, n.2, p.156-163, 2005.

GURGEL, M. A. M. **Evolução estrutural de um aço DP laminado a frio e submetido ao recozimento intercrítico sob distintas condições de resfriamento**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal Fluminense, 2016.

HAN, J.; SEOK, H.; CHUNG, Y.; SHIN, M.; LEE, J. Texture evolution of the strip cast 1050 Al alloy processed by continuous confined strip shearing and its formability evaluation. **Materials Science and Engineering**, p.342-347, 2002.

HIRSCH, J. **Aluminium sheet fabrication and processing**. In: Fundamentals of aluminium metallurgy: production, processing and applications. Woodhead Publishing Limited, Philadelphia, cap.23, p.719-746, 2011.

HOSEINIFAR, A.; SALARI, S.; SOLTAN, A. N. M. Effect of twin-roll casting parameters on microstructure and mechanical properties of AA5083-H321 sheet. **Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China**, vol.26, n.10, p.2552-2560, 2016.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Relates Annealing Phenomena**. Segunda Edição, Oxford: Editora Pergamon, 614f. Volume Único, 2004.

HUPALO, M. F., FERNANDES, R. C., MARTINS, J. P., PADILHA, A. F. **Caracterização microestrutural das ligas comerciais de alumínio 3003 e 8106 produzidas por fundição contínua de chapas ("twin roll caster").** 12º Congresso de Fundição. São Paulo, 2005.

KVAČKAJ, T.; KOVÁČOVÁ, A.; KVAČKAJ, M.; POKORNÝ, I.; KOČIŠKO, R.; DONIČ, T. Influence of strain rate on ultimate tensile stress of coarse-grained and ultrafine-grained copper. **Materials Letters**, vol.64, p. 2344-2346, 2010.

LEE, D. Y.; KANG, S. W.; CHO, D. H.; KIM, K. B. Effect of casting speed on microstructure and segregation of electro-magnetically stirred aluminum alloy in continuous casting process, **Rare Metals**. vol.25, p.118–123, 2006.

LEE, J. C., SEOK, H. H., HAN, J. Y., CHUNG, Y. H. Structural Evolution of a Strip-Cast Al Alloy Sheet Processed by Continuous Equal-Channel Angular Pressing. **Metallurgical and Materials Transctions**, v. 33A, p.665-673, 2002.

LEITE, A. S. **Efeito da velocidade de vazamento e da fração de inoculante Al-5%Ti-1%B na microestrutura, propriedades mecânicas e desempenho em laminação da liga AA 5052 produzida pelo processo Direct Chill.** Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais, 2018.

LIU, J.; MORRIS, J. G. Recrystallization microstructures and textures in AA 5052 continuous cast and direct chill cast aluminum alloy. **Materials Science and Engineering A**, n.385, p.342-351, 2004.

LIU, J.; MORRIS, J. G. Texture and grain-boundary evolutions of continuous cast and direct chill cast AA 5052 aluminum alloy during cold rolling. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 34A, p.951-966, 2003.

LÜ, S.; WU, S.; ZHU, Z.; AN, P.; MAO, Y. Effect of semi-solid processing on microstructure and mechanical properties of 5052 aluminum alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, vol.20, p. 578-762, 2010.

LV, Z.; DU, F.; AN, Z.; HUANG, H.; XU, Z.; SUN, J. Centerline segregation mechanism of twin-roll cast A3003 strip. **Journal Of Alloys And Compounds**, vol.643, p.270-274, 2015.

MARTINS, J. P.; PADILHA, A. F. Caracterização da liga comercial de alumínio 3003 produzida por fundição contínua de chapas (twin roll caster) – microestrutura. **Revista Escola de Minas**, vol.59, n.4, p. 427-431, 2006.

MARTINS, J. P.; PADILHA, A. F. Caracterização da liga comercial de alumínio 3003 produzida por fundição contínua de chapas (“twin roll caster”) - textura cristalográfica. **Revista Escola de Minas**, vol.59, n.4, p. 565-569, 2007.

MINATEL, R. **Um estudo comparativo sobre a recristalização de chpas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento contínuo (twin roll caster) e por fundição de placas. Dissertação** (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009.

NADELLA, R.; ESKIN, D. G.; DU, Q.; KATGERMAN, L. Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys. **Progress in Materials Science**, vol.53, n.3, p.421–480, 2008.

OGATA, C. T. **Correlações entre microestrutura, parâmetros térmicos e propriedades mecânicas de ligas de alumínio da série 5xxx solidificadas unidirecionalmente**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, 2017.

OLIVEIRA, J. C. P. T. **Evolução da microestrutura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização de alumínio com diferentes níveis de pureza**. Tese (Doutorado em Engenharia) - Universidade de São Paulo, 2009.

OTOMAR, H. P.; PLAUT, R. L. **Comparision of the microstructure and texture evolution in AA 1050 aluminum alloy sheets produced by the DC and CC methods**. In: Light Metals 2012. John Wiley & Sons, New Jersey, p.223-238, 2012.

PADILHA, A.F.; SICILIANO JR, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. Terceira Edição, Revisada e Ampliada. São Paulo: ABM Livros, 248f. Volume Único, 2005.

PARK, D. Y.; NIEWCZAS, M. Texture evolution in AA5754 alloys deformed in tension. **Materials Science and Engineering A**, n. 497, p.65-73, 2008.

POOLE, W. J.; EMBURY, J. D.; LLOYD, D. J. Work hardening in aluminium alloys. In: Fundamentals of aluminium metallurgy: production, processing and applications. **Woodhead Publishing Limited**, Philadelphia, cap.11, p.307-344, 2011.

RODRIGUEZ, P. Serrated plastic flow. **Bulletin of Materials Science**. Vol. 6, p.653-663, 1984.

SHIMADZU **Dynamic Ultra-micro Hardness Tester, DUH-211/ DUH-211S Instruction Manual**, 2009.

SILVA FILHO, E. B.; ALVES, M. C. M.; DA MOTTA, M. Lama vermelha da indústria de beneficiamento de alumina produção, características, disposição e aplicações alternativas. **Revista Matéria**, vol.12, n.2, p.322 – 338, 2007.

SLÁMOVÁ, M.; KARLÍK, M.; ROUBAUT, F.; SLÁMA, P.; VÉRONA, M. Differences in microstructure and texture of Al–Mg sheets produced by twin-roll continuous casting and by direct-chill casting. **Materials Characterization**, vol.49, n.3, p.231-240, 2003.

SLÁMOVÁ, M.; OCENÁSEK, V.; VOORT, G. V. **Polarized Light Microscopy: Utilization in the Investigation of the Recrystallization of Aluminum Alloys.** Elservier, Materials Characterization, 52, p. 165–177, 2004.

SOKEI C. R.; TOKIMATSU, R. C.; FERREIRA, I. **Influência das partículas de segunda fase nas propriedades mecânicas da liga de alumínio 7050**. XV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica. São Paulo, 1999.

SUN, K. M.; LI, L.; CHEN, S. D.; XU, G. M.; CHEN, G.; MISRA, R. D. K; ZHANG, G. A new approach to control centerline macrosegregation in Al-Mg-Si alloys during twin roll continuous casting. **Materials Letters**, vol.190, p.205-208, 2017.

TOTTEN, G. E. MACKENZIE, D. S. **Handbook of aluminium: Physical Metallurgy and Process**. Marcel Dekker Inc., New York, v.1, 2003.

TSAI, T. L.; SUN, P. L. KAO, P. W, CHANG, C. P. Microstructure and tensile properties of a commercial 5052 aluminum alloy processed by equal channel angular extrusion. **Journal Materials Science and Engineering A**, vol. 342, p.144−151, 2003.

VARGEL, C. The Most Common Wrought Aluminium Alloys. In: Corrosion of Aluminium. **Elsevier B.V.**, Holanda, cap.4, p.62-63, 2004.

VIANA, C. S. C.; PAULA, A. S. **Texturas de deformação**. Workshop Textura e Relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização e Crescimento de Grão. 2001.

WANG, B.; CHEN, X.; PAN, F.; MAO, J.; FANG, Y. Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA 5052 aluminum alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, vol.25, n.8, p.2481-2489, 2015.

WEN, W.; ZHAO, Y.; MORRIS, J. G. The effect of Mg precipitation on the mechanical properties of 5xxx aluminum alloys. **Materials Science and Engineering A**, p.136-144, 2005.

YOSHIDA, K.; ISHIZAKA, T.; KURODA, M.; IKAWA, S. The effects of texture on formability of aluminum alloy sheets. **Acta Materialia**, v.55, p.4499-4506, 2007.

YUN, M.; LOKYER, S.; HUNT, J. D. Twin roll casting of aluminium alloys. **Materials Science and Engineering**, vol.280, p.116–123, 2000.

ZENG, Q.; WENB, X.; ZHAI, T. Texture evolution rate in continuous cast AA5052 aluminum alloy during single pass hot rolling. **Materials Science and Engineering A**, p. 290-300, 2008.

ZHANG, X. M.; JIANG, Z. Y.; LIU, X. H.; WANG, G. D. Simulation of fluid flow, heat transfer and micro-segregation in twin-roll strip casting of stainless steel. **Journal of Materials Science & Technology**, vol.22, n.3, p.295–300, 2006.

8 ANEXOS

8.1 ANEXO 1

Alumínio – Magnésio

A TAB. 8.1 apresenta os picos de DRX referentes a Fase Al-Mg.

TAB. 8.1 Picos de DRX referentes a ficha ICDD – 04-003-7061 para a Fase Al-Mg, adotando a radiação Co-Kα.

2 Theta (°)	Intensidade (cps)	(h k l)
38,32393	1000	1 1 1
44,54584	463	2 0 0
64,82551	240	2 2 0
77,88397	237	3 1 1
82,06383	65	2 2 2
98,58302	26	4 0 0
111,39071	76	3 3 1
115,88418	71	4 2 0
136,37438	56	4 2 2

$AlFe_3$

A TAB. 8.2 apresenta os picos de DRX referentes a fase $AlFe_3$.

TAB. 8.2 Picos de DRX referentes a ficha ICDD – 01-079-9951 para a Fase $AlFe_3$, adotando a radiação Co-Kα.

2 Theta (°)	Intensidade (cps)	(h k l)	2 Theta (°)	Intensidade (cps)	(h k l)
13,94198	1	1 1 0	85,02383	1	6 5 1
19,76622	1	2 0 0	86,71599	1	8 0 0
24,26976	229	2 1 1	88,40551	50	7 4 1
28,09592	3	2 2 0	90,09378	1	8 2 0
31,49339	1	3 1 0	91,78178	1	6 5 3
34,58947	4	2 2 2	93,47214	26	6 6 0
37,45971	6	3 2 1	95,16468	2	8 3 1
40,15335	1	4 0 0	96,86197	2	6 6 2
42,70447	1000	3 3 0	98,56467	7	7 5 2
45,13788	1	4 2 0	100,27654	1	8 4 0
47,47278	3	3 3 2	101,9966	1	9 1 0
49,72302	30	4 2 2	103,72804	1	8 4 2
51,901	1	5 1 0	105,47229	2	7 6 1
56,07543	4	5 2 1	107,23149	1	6 6 4
58,08608	1	4 4 0	109,00758	34	9 3 0
60,05416	2	5 3 0	112,61974	2	9 3 2
61,98383	126	6 0 0	114,46095	1	8 4 4
63,87955	6	5 3 2	116,32954	7	8 5 3
65,74453	1	6 2 0	118,22866	1	10 0 0
67,5828	13	5 4 1	120,16228	18	10 1 1
69,39758	2	6 2 2	122,13468	2	8 6 2
71,19043	3	6 3 1	124,15075	1	9 4 3
72,96426	20	4 4 4	126,21587	12	10 2 2
74,72201	4	5 5 0	128,33733	2	9 5 2
76,46483	1	6 4 0	132,78196	20	7 7 4
78,19516	155	6 3 3	140,13812	13	10 4 0
79,91448	1	6 4 2	142,84914	1	11 1 0
81,62455	1	7 3 0	148,86699	34	9 6 3

Al_2O_3

A TAB. 8.1 apresenta os picos de DRX referentes a Fase Al_2O_3.

TAB. 8.3 Picos de DRX referentes a ficha ICDD – 00-046-1212 para a Fase Al_2O_3, adotando a radiação Co-Kα.

2 Theta (°)	Intensidade (cps)	(h k l)
25,57794	45	0 1 2
35,15192	100	1 0 4
37,77599	21	1 1 0
41,67497	2	0 0 6
43,33504	66	1 1 3
46,17491	1	2 0 2
52,54896	34	0 2 4
57,49573	83	1 1 6
59,73881	1	2 1 1
61,11669	2	1 2 2
61,29812	14	0 1 8
66,51865	23	2 1 4
68,21199	27	3 0 0
70,41808	1	1 2 5
74,29668	2	2 0 8
76,86901	29	1 0 10
77,22381	12	1 1 9
80,41913	1	2 1 7
80,69788	2	2 2 0
83,21484	1	3 0 6
84,35624	3	2 2 3
85,14012	<1	1 3 1
86,35989	2	3 1 2
86,50058	3	1 2 8
88,99411	9	0 2 10