UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

CÁTIA GISELE PINTO

**Estudo sobre o efeito do tratamento de recuperação nas propriedades mecânicas da
liga AA 5182 utilizada na fabricação de tampas de latas de bebidas**

Lorena

2019

CÁTIA GISELE PINTO

**Estudo sobre o efeito do tratamento de recuperação nas propriedades mecânicas da
liga AA 5182 utilizada na fabricação de tampas de latas de bebidas**

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza

Versão Corrigida

Lorena

2019

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Pinto, Cátia Gisele

Estudo sobre o efeito do tratamento de recuperação nas propriedades mecânicas da liga AA 5182 utilizada na fabricação de tampas de latas de bebidas / Cátia Gisele Pinto; orientador Miguel Justino Ribeiro Barboza - Versão Corrigida. - Lorena, 2019.
84 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo.
2019

1. AA 5182. 2. Anisotropia. 3. Propriedades mecânicas. I. Título. II. Barboza, Miguel Justino Ribeiro, orient.

*À minha mãe, irmãos e todos os familiares,
pelo apoio incondicional.
Ao meu amado pai, razão e inspiração de
minhas batalhas.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente minha família que sempre acreditou e me deu apoio em cada decisão. Em especial à minha prima e companheira de vida Andressa Diniz.

Aos colegas de trabalho: Jonas Santos Filho, Marcela Sales Moraes, Takeshi Shirozu, Felipe Pereira e Carlos Eduardo Alves. Sem o apoio e ajuda de vocês a realização desse sonho estaria certamente mais distante.

Ao meu gestor Francisco Carvalho e aos colegas Braúlio Oliveira Júnior, Alexandre Sartori, Luiz Murad, Simone Akemi Inuma e todos os outros que me incentivaram.

Agradeço ao meu querido professor Miguel Justino Ribeiro Barboza e sua esposa Michele Carstens Muller Barboza. Vocês são pessoas fundamentais no meu sucesso.

A todos os meus amigos, em especial aos amigos João Paulo Antunes e Tavânia Mara, que nunca desistiram de me dar suporte nessa caminhada.

*“Se não puder voar, corra. Se não puder
correr, ande. Se não puder andar, rasteje, mas
continue em frente de qualquer jeito”*

Martin Luther King Jr.

RESUMO

PINTO, C. G. Estudo sobre o efeito do tratamento de recuperação nas propriedades mecânicas da liga AA 5182 utilizada na fabricação de tampas de latas de bebidas. 2018. 84 p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2019.

A liga de alumínio AA 5182 é utilizada para a fabricação de tampas de latas de bebidas, além de aplicada também no setor automotivo. Essa liga tem elevada resistência mecânica devido à presença de Mg. O presente trabalho visa estudar os efeitos da anisotropia desta liga laminada a frio e submetida a diferentes tipos de tratamento de estabilização e pintura. Nesse estudo, foram comparadas amostras com teores de magnésio e cobre variando dentro da faixa dessa liga nas condições: laminada a frio, pintada e tratada termicamente a 150 °C / 1 hora, 165 °C / 1 hora e a 180 °C / 1 hora. Foram analisadas e comparadas a microestrutura, tamanho médio de grão, dureza e propriedades mecânicas nas condições citadas. Observou-se que não há alteração nas partículas de segunda fase em nenhuma das condições testadas. As propriedades mecânicas do material pintado são semelhantes às do material tratado termicamente a 150 °C / 1 hora. Para todas as condições testadas, as propriedades mecânicas reduzem em 3 a 6% a 45° do sentido de laminação e as propriedades dos materiais tratados termicamente ou pintado são reduzidas em 4 a 10% quando comparadas às amostras na condição laminado a frio. Para as duas amostras, observou-se que os efeitos da anisotropia são reduzidas com o aumento da temperatura de tratamento.

Palavras-chave: AA 5182. Anisotropia. Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

PINTO, C. G. Study about the effect of the stabilization treatment at the mechanical properties of AA 5182 alloy used to produce can lids. 2018. 84 p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2019.

The aluminum alloy AA 5182 is used for the production of lids for beverage cans, besides this it is also applied at the auto market. This alloy has an enhanced resistance due to Mg presence. This work aim to evaluate the effect on the anisotropy of this alloy cold rolled submitted to different heat treatments and coated. At this study it was compared samples with different Mg and Cu content varying within the specification of the alloy at the following conditions: cold rolled, coated, and heat treated at 150 °C / 1 hour, 165 °C / 1 hour; 180 °C / 1 hour. It was analyzed and compared the microstructure, average grain size, hardness and mechanical properties on the conditions mentioned. It was not observed any differences at the second phase particles at this conditions. The mechanical properties of the painted material are similar to the heat treated at 150 °C / 1 hour. For all the conditions tested, the mechanical properties decrease around 3 – 6% at 45° of the rolling direction and the mechanical properties of the heat treated or painted material decrease around 4 – 10% compared to the cold rolled. For both samples it was observed that the anisotropy reduces with the increase of the temperature of the heat treatment.

Keywords: AA 5182. Anisotropy. Mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Consumo por produto e segmento em 2016.....	24
Figura 2 – Processo de fabricação de chapas de alumínio.....	26
Figura 3 – O processo de fabricação da tampa da lata.....	28
Figura 4 – Micrografias ópticas mostrando o tamanho de grão de amostras retiradas de: (A) centro, (B) 62,5 mm, (C) 125 mm e (D) superfície do lingote.	30
Figura 5 – Partículas primárias presentes numa placa da liga AA 5182 com (A) 10 mm e (B) 250 mm de distância da superfície da placa.....	31
Figura 6 – Fases primárias (A) $Al_3(Fe, Mn)$ e (B) $Alm(Fe, Mn)$ na liga AA 5182 numa estrutura bruta de fusão após o processo <i>Direct Chill</i>	31
Figura 7 – Partícula primária portadora de Fe após tratamento de homogeneização a 520 °C / 7 h.	32
Figura 8 – Imagem resultante da transformação da fase $Al_3(Fe, Mn)$ na fase $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$ após homogeneização a 470 °C / 48 h.	33
Figura 9 – Simulações termodinâmicas feitas no “FactSage” para as ligas do grupo 5XXX.	34
Figura 10 – Exemplo da análise microestrutural em microscópio eletrônico de varredura das ligas (A) AA 5754 e (B) AA 5182.	36
Figura 11 – Bandas de cisalhamento após deformação a frio da liga AA 5182.	38
Figura 12 – Curva de encruamento da liga AA 5182 laminada a frio a 12, 20, 40, 60 e 80% de redução.	38
Figura 13 – Microestrutura da liga AA 5182 após laminação a quente (lâmina) obtida por microscopia ótica e aumento de 100x.....	42
Figura 14 – Microestrutura da liga AA 5182 após 80% de redução a frio obtida por microscopia ótica e aumento de 100x, sem tratamento térmico.	42
Figura 15 – Microestrutura do material recozido a 300 °C na liga AA 5180 com 80% de redução a frio obtida com microscopia ótica com aumento de 100x.....	43
Figura 16 – Comportamento dos limites de escoamento da liga AA 5182 laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora.	44
Figura 17 – Exemplo de uma curva tensão-deformação de engenharia.	45
Figura 18 – Comparação entre a curva tensão-deformação de engenharia (azul) e verdadeira (vermelha).	48
Figura 19 – Fluxograma da amostragem	50

Figura 20 – Desenho esquemático da região da amostra analisada nos exames metalográficos.	51
Figura 21 – Imagens das amostras embutidas e polidas (A) bobina 1 e (B) bobina 2.	51
Figura 22 – Imagens dos equipamentos utilizados (A) microscópio ótico Nikon Eclipse ME600; (B) microscópio eletrônico de varredura Quanta 450 – FEL.	52
Figura 23 – Microestrutura do material observado em microscópio ótico na ampliação de 200X.	54
Figura 24 – Microestrutura do material laminado a frio da bobina 1 observado em microscópio ótico na ampliação de 100X ao longo da espessura, ataque HF 0,5%.	55
Figura 25 – Microestrutura do material laminado a frio da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	56
Figura 26 – Microestrutura do tratado termicamente a 150 °C / 1 hora da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	57
Figura 27 – Microestrutura do material tratado termicamente a 180 °C / 1 hora da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	58
Figura 28 – Microestrutura do material pintado da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	59
Figura 29 – Imagens da bobina 1 observada em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	60
Figura 30 – Microestrutura do material laminado à frio da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	61
Figura 31 – Microestrutura do material tratado termicamente a 150 °C / 1 hora da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	62
Figura 32 – Microestrutura do material tratado termicamente a 180 °C / 1 hora da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	63
Figura 33 – Microestrutura do material pintado da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	64
Figura 34 – Imagens do material observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.	65
Figura 35 – Espectro dos precipitados contendo Fe, Mn e Al (2) e (3) das Figuras 34 A e B, respectivamente.	66
Figura 36 – Imagens das amostras da bobina 1 observadas em microscópio ótico na direção de laminação, ataque eletrolítico de 3,33% de HBF ₄ e 96,67% de água destilada.	66

Figura 37 – Imagens das amostras da bobina 2 observadas em microscópio ótico na direção de laminação, ataque eletrolítico de 3,33% de HBF_4 e 96,67% de água destilada.....	67
Figura 38 – Curva tensão-deformação da liga AA 5182 para a bobina 1 - laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada.	68
Figura 39 – Curvas referentes aos limites de escoamento da liga AA 5182 - bobina 1- laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.....	71
Figura 40 – Diagrama referente aos limites de resistência da liga AA 5182 - bobina 1- laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.....	72
Figura 41 – Curvas referentes aos limites de escoamento da liga AA 5182 – bobina 2 - laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 165 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.	72
Figura 42 – Diagrama referente aos limites de resistência da liga 5182AA – bobina 2 - laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 165 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.	72
Figura 43 – Gráfico da anisotropia (0°-45°) do limite de escoamento da liga AA 5182 laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora.....	73
Figura 44 – Gráfico do <i>spread</i> e alongamento da liga AA 5182 laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0° da direção de laminação: a) bobina 1; b) bobina 2.	74
Figura 45 – Curvas representativas das médias das medições de dureza da liga AA 5182 para a bobina 1 - nas condições laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°, 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.	77
Figura 46 – Curvas representativas das médias das medições de dureza da liga AA 5182 para a bobina 2 - nas condições laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 165 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°, 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação das ligas de alumínio.	21
Tabela 2 – Relação entre o grau de deformação e a redução total aproximada.	23
Tabela 3 – Temperaturas <i>liquidus</i> e <i>solidus</i> das duas ligas do grupo 5XXX analisadas, AA 5754 e AA 5182, obtidas por simulação (CALPHAD) e análise DSC.	34
Tabela 4 – Composição química da liga AA 5182.	50
Tabela 5 – Representação do número de ensaios realizados.	53
Tabela 6 – Resultados das propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração das amostras da bobina 1: laminadas a frio, tratadas por 150 °C / 1 hora; 180 °C / 1 hora e pintada.	69
Tabela 7 – Resultados das propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração das amostras da bobina 2: laminadas a frio, tratadas por 150 °C / 1 hora; 165 °C / 1 hora; 180 °C / 1 hora e pintada.	70
Tabela 8 – Valores das constantes n e K para a liga AA 5182 laminada à frio, tratada termicamente a 150 °C / 1 hora; tratada termicamente a 180 °C / 1 hora e pintada para as direções 0°, 22,5°, 45°, 67,5° e 90°.	75

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVA E OBJETIVOS	19
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1 Considerações gerais sobre o alumínio	20
2.2 As ligas de alumínio e suas aplicações.....	20
2.2.1 Classificação das ligas de alumínio quanto ao processo de fabricação	20
2.2.2 Classificação das ligas de alumínio quanto à composição química.	21
2.2.3 Classificação das ligas de alumínio quanto à têmpera	22
2.3 Indústria de alumínio e a indústria de latas para bebidas.....	24
2.4 A liga AA 5182 e o processo de fabricação de chapas	25
2.5 Considerações sobre o processo de fabricação de tampas	28
2.6 Aspectos da metalurgia física da liga AA 5182	29
2.6.1 Efeitos do processo de solidificação e laminação a quente.....	29
2.6.2 A laminação a frio e o fenômeno do encruamento.....	36
2.6.3 Recozimento, recuperação e recristalização.....	39
2.7 Ensaio de tração	45
2.7.1 A curva tensão-deformação de engenharia	45
2.7.2 A curva tensão-deformação real.....	47
3 MATERIAIS E MÉTODOS	50
3.1 Materiais	50
3.2 Métodos.....	50
3.3 Caracterização metalográfica	51
3.4 Medidas de dureza	52
3.5 Ensaio de tração	53
4 RESULTADOS	54
4.1 Caracterização metalográfica	54
4.2 Ensaio de tração	67
4.3 Medições de dureza.....	76
5 CONCLUSÃO	79
6 TRABALHOS FUTUROS	80
REFERÊNCIAS	81

1 INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVA E OBJETIVOS

As chapas de alumínio correspondem a 46% do mercado desse metal no Brasil, sendo que, aproximadamente 19% delas, são consumidas na fabricação de latas de alumínio para bebidas. As latas de alumínio são constituídas por duas peças: corpo da lata, produzido a partir da liga AA 3104, e tampa produzida na liga AA 5182.

A Novelis do Brasil fornece chapas envernizadas para a fabricação das tampas das latas de bebidas. Em diversas ocasiões, quando a resistência da tampa (*buckle*) não atende as especificações exigidas pelos clientes, foram medidas as propriedades em tração uniaxial em diferentes direções (45° e 90°). Os valores encontrados referentes aos limites de escoamento foram inferiores aos valores medidos na direção de laminação. O estudo dessa diferença é importante para prever problemas na resistência da tampa. Tais fatos motivaram a empresa a iniciar alguns trabalhos de pesquisa em diferentes áreas, sendo uma delas dedicada aos estudos sobre os efeitos do processo de laminação e pintura (200-260 °C) na anisotropia das chapas utilizadas na fabricação de tampas de latas. O processo de pintura consiste na aplicação de um verniz na superfície da chapa de alumínio com posterior processo de forno para secagem do produto.

Com base nestas informações, os objetivos deste trabalho estão concentrados no estudo do efeito da estabilização nas propriedades mecânicas nas ligas do grupo 5XXX e, a partir disso, determinar uma temperatura para simulação do processo de pintura em laboratório. Para essa análise foram estudadas duas amostras com teores diferentes de magnésio (Mg) e cobre (Cu) nas condições: laminada a frio, tratado termicamente a 150 °C por 1 hora; 165 °C por 1 hora, 180 °C por 1 hora e pintado. A microestrutura, dureza, tamanho de grão e propriedades mecânicas dessas amostras tratadas nas diferentes condições foram analisadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Considerações gerais sobre o alumínio

O alumínio é um metal que possui uma excelente combinação de propriedades como baixo peso específico, excelente resistência específica, boa resistência à corrosão em diferentes meios, alta condutividade térmica e elétrica além da boa reciclabilidade, tornando-o um dos metais mais versáteis, atrativos e econômicos para diversas aplicações em diferentes setores da engenharia (ZANGRANDI, 2008).

A bauxita, minério mais comum de alumínio, foi descoberta pelo francês P. Berthier em 1821. Em 1855 foi apresentado numa exposição em Paris o processo de obtenção do alumínio através da redução eletrolítica da alumina dissolvida em banho fundido de criolita (Na_3AlF_6). O processo Hall-Héroult, como ficou conhecido, foi desenvolvido por dois pesquisadores simultaneamente e ainda é o principal processo para obtenção de alumínio (ABAL, 2017a).

Este metal comercialmente puro possui temperatura de fusão de 660 °C, resistência à tração em torno de 90 MPa e massa específica de 2,7 g/cm³, a qual corresponde a aproximadamente 35% da massa específica do aço. Neste caso, a sua utilização como um material estrutural nessa condição é bastante limitada. No entanto, o alumínio pode combinar-se com diversos elementos formando um conjunto de ligas especiais para diferentes aplicações industriais. As aplicações mais importantes do alumínio incluem os setores da construção civil e elétrico, a área de transportes, o setor aeronáutico e sendo um dos mais importantes, a fabricação de embalagens (MOORS, 2006).

2.2 As ligas de alumínio e suas aplicações

Há diferentes classificações para as diversas ligas de alumínio conforme a *Aluminum Association* (AA): quanto ao processo de fabricação, quanto à composição química e quanto à têmpera.

2.2.1 Classificação das ligas de alumínio quanto ao processo de fabricação

As ligas de alumínio podem ser classificadas em trabalháveis ou fundidas. As ligas trabalháveis passam por um processo de conformação como laminação, extrusão, trefilação

e apresentam alongamento mais alto quando comparadas às ligas fundidas. As ligas trabalháveis podem passar por um processo de conformação a quente e/ou a frio (NASCIMENTO, 2014).

2.2.2 Classificação das ligas de alumínio quanto à composição química.

As ligas de alumínio são identificadas por um número de quatro dígitos no qual o primeiro dígito identifica a classe geral, ou família, à qual essa liga pertence, caracterizado por seu principal elemento de liga. A Tabela 1 apresenta as famílias das ligas de alumínio de acordo com principal elemento de liga contido.

Tabela 1 – Classificação das ligas de alumínio.

Designação	Principal elemento de liga
1XXX	Alumínio 99,00% de pureza
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Classificação não utilizada

Fonte: ABAL (2008).

As ligas do grupo 1XXX são compostas por alumínio com grau de pureza maior ou igual a 99%, caracterizadas por elevada condutibilidade elétrica e térmica, excelente trabalhabilidade e apresentam baixa resistência mecânica, sendo aplicadas em indústrias de trocadores de calor.

As ligas do grupo 2XXX tem como principal elemento de liga o cobre e pertencem a uma classe de ligas, juntamente com as ligas do grupo 6XXX, conhecida como ligas tratáveis termicamente. Essas ligas podem apresentar resistência mecânica superior à de aços de médio carbono desde que submetidas ao tratamento térmico adequado. Essas ligas

apresentam boa ductilidade, boa usinabilidade e baixa resistência à corrosão. Uma de suas ligas mais populares, 2024, é usada na indústria aeronáutica.

As ligas do grupo 3XXX, cujo principal elemento de liga é o manganês, têm conformabilidade semelhante às ligas do grupo 1XXX. As ligas desse grupo têm aplicações versáteis desde utensílios domésticos a equipamentos de veículos. A liga 3104 é a liga mais utilizada para fabricação do corpo de latas de bebidas.

As ligas do grupo 4XXX, caracterizadas pela presença do elemento químico silício, com o objetivo de reduzir a temperatura de fusão, são comumente utilizadas em varetas de solda.

As ligas do grupo 5XXX, que tem como principal elemento o magnésio, apresentam as maiores resistências mecânicas. Essas ligas são amplamente usadas na área de transportes, automobilística e embarcações. A liga 5182, estudada neste trabalho, faz parte desse grupo e é usada na fabricação de tampas de latas de bebidas.

O grupo 6XXX contém silício e magnésio como principais elementos de liga, são ligas tratáveis termicamente, aplicadas como elementos estruturais, carrocerias de ônibus, entre outras.

O grupo 7XXX contém zinco como principal elemento de liga e são usadas na indústria aeronáutica.

2.2.3 Classificação das ligas de alumínio quanto à têmpera

As ligas de alumínio são também classificadas conforme sua têmpera, onde têmpera consiste no estado que o material adquire após ação de deformações plásticas a quente ou a frio, por tratamentos térmicos ou pela combinação de ambos, dando aos produtos estruturas e propriedades características (ABAL, 2008). As ligas de alumínio trabalháveis, descritas acima, são subdivididas em ligas tratáveis e não tratáveis termicamente.

As ligas tratáveis termicamente são aquelas em que pode haver um aumento da resistência mecânica e mudança da microestrutura por meio de um aquecimento e resfriamento brusco. Essas ligas recebem a letra “T” como designação para diferenciar esse tipo de tratamento (PATROCÍNIO, 2011).

As ligas não tratáveis termicamente são aquelas que um aumento na resistência mecânica ocorre por trabalho à frio. Essas ligas são classificadas nas têmperas “F” – como fabricada; “O” – recozida; “H” – encruada e “W” – solubilizada (RUTTER, 2011).

As ligas não-tratáveis termicamente que passam por um processo de encruamento e são descritas como têmpera H englobam a maioria dos produtos laminados. A letra “H” é acompanhada por dois algarismos, que tem a função de identificar o processo aplicado e o grau de encruamento do material. Dentro dessa classificação de têmpera existem subgrupos, onde:

a) H1 representa uma liga que foi encruada, sem qualquer recozimento complementar, o segundo dígito indica o grau de deformação;

b) H2 representa uma liga que foi deformada a frio e passou por um processo de recozimento parcial, reduzindo sua resistência a um nível especificado, o segundo dígito indica o grau de encruamento após o recozimento parcial;

c) H3 representa uma liga que foi deformada a frio e posteriormente passou por um processo de estabilização, reduzindo ligeiramente sua resistência. O segundo dígito indica o grau de deformação antes da estabilização;

d) H4 representa uma liga que foi deformada a frio e posteriormente passou por um processo de pintura. O segundo dígito indica o grau de encruamento após esse processo de pintura.

O grau de encruamento de materiais deformados a frio é representado por números inteiros em ordem crescente, conforme Tabela 2 abaixo:

Tabela 2 – Relação entre o grau de deformação e a redução total aproximada.

Grau de deformação	Redução aproximada (%)
1	15
2	20
4	35
6	60
8	75
9	85

Fonte: Rutter (2011).

Comumente as têmperas possuem um terceiro dígito, indicando uma variação da têmpera de dois dígitos. Essa variação é usada quando as propriedades mecânicas da têmpera diferem da têmpera de dois dígitos, por exemplo.

2.3 Indústria de alumínio e a indústria de latas para bebidas

Dados de 2016 mostram um faturamento da indústria brasileira de alumínio da ordem de R\$ 55,7 bilhões, ou seja, 4,8% do PIB Industrial. Esse valor representa praticamente o mesmo do ano de 2015 (R\$ 55 bilhões) e é reflexo do baixo desempenho do setor industrial do País, que finalizou o ano de 2016 com 6,6% de queda (ABAL, 2017b).

O mercado de transformados é constituído por 46% de chapas de alumínio. Dentre os diversos segmentos em que é utilizado alumínio e suas ligas o setor de embalagens é o principal deles, abrangendo 38,8% como mostra o diagrama da Figura 1 (ABAL, 2017b).

Figura 1 – Consumo por produto e segmento em 2016.

Fonte: Adaptado de ABAL (2017b).

Dentro do mercado de embalagens o setor de latas de alumínio para bebidas representa 18,9% (ABRALATAS, 2016).

Uma das maiores contribuições da utilização do alumínio para redução de emissões de gases de efeito estufa e resíduos é a sua boa reciclabilidade. A reciclagem também representa um significativo papel social ao gerar renda para milhares de trabalhadores e famílias. Nesse contexto, o Brasil destaca-se com o maior índice de reciclagem de latas de alumínio no mundo. As latas de alumínio para bebidas, cujo consumo médio é de 117 unidade por ano/pessoa, são o principal produto reciclado no país, correspondendo à quase 50% do volume de sucata de alumínio recuperada anualmente (ABRALATAS, 2016). O índice de reciclagem de latas em 2015 atingiu 97,9%, ou seja, das 298,7 mil toneladas de latas vendidas no país nesse ano, 292,5 mil toneladas foram coletadas e recicladas (ABAL, 2017b).

A coleta de latas de alumínio de bebidas representa mais de R\$ 700 milhões inseridos na economia do país, gerando renda e empregos. Além disso, a reciclagem de latas de alumínio representa uma economia de 20% da energia salva no horário de verão, quando comparada ao processo de obtenção do alumínio primário (ABAL, 2017b).

O primeiro passo para a produção de latas de alumínio no Brasil foi a instalação de um laminador a quente na Alcan Alumínio do Brasil Ltda em 1986. Em 1989 teve início na empresa Latas de alumínio S.A. – Latasa, a produção de latas de alumínio em três peças que, posteriormente, foi substituída pela lata de duas peças, tecnologia mais usada no mundo. A partir desse momento o mercado de latas de alumínio apresentou um acentuado crescimento, atingindo valores de 12,1% ao ano (ABRALATAS, 2016).

As latas são constituídas por duas partes: o corpo e a tampa, produzidas em processos distintos. As chapas de alumínio usadas para fabricação do corpo são as ligas AA 3104 ou AA 3004. Esta classe de ligas apresenta boa capacidade de conformação, a qual é imprescindível no processo de conformação profunda. Para produção da tampa é utilizada a liga AA 5182, que apresenta boa conformabilidade, bons níveis de resistência mecânica e corrosão (ZANGRANDI, 2008; ZUMBA, 2016).

2.4 A liga AA 5182 e o processo de fabricação de chapas

A liga AA 5182 pertence ao grupo 5XXX das ligas Al-Mg. As ligas Al-Mg constituem um importante grupo de ligas não tratáveis termicamente não sendo, portanto,

endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. Entretanto, são endurecíveis por solução sólida e por trabalho mecânico (ZANGRANDI, 2008).

A fabricação de chapas de alumínio passa pelo processo de fusão do alumínio, lingotamento *Direct Chill* (DC), preparação da placa, laminação a quente, laminação a frio e acabamento, conforme Figura 2.

Figura 2 – Processo de fabricação de chapas de alumínio.

Fonte: Zumba (2016).

Todo o processo de fabricação começa na reciclagem, onde todas as latas de alumínio coletadas são fundidas e transferidas para os fornos de fusão, esse processo não está representado no fluxograma. O processo de reciclagem possui duas áreas: área fria e área quente. Na área fria o material passa por desfardadores, moinhos de faca, moinhos de martelo, separadores e silos, com o intuito de separar os contaminantes existentes no fardo, picotando as latas para a próxima etapa. Na área quente ocorre a queima dos vernizes usados na pintura das latas e posterior fusão destas. Esse material é enviado então para a fundição na forma de alumínio líquido (RUTTER, 2011).

Na fundição todo o material recebido da reciclagem e toda a sucata produzida na fábrica é fundido em um forno de fusão e, posteriormente, transferido para um forno de tratamento, onde os elementos de liga são adicionados para atender a composição química conforme normas técnicas específicas. Após a adequação da composição química, o metal é vazado em formas de placas, passando por filtros para garantir a limpeza do metal (RUTTER, 2011).

Esse processo de vazamento é realizado de forma vertical, semicontínuo, conhecido como processo *Direct Chill* (ou DC). Esse processo tem baixa segregação e possibilidade de utilização de diversos moldes. As placas tem espessura média de cerca de 550 mm com larguras que variam de 950 mm a 2000 mm, e comprimento de 2500 mm a 7000 mm, limitados pela altura do poço de vazamento (ZUMBA, 2016). O processo de vazamento também pode ser realizado de forma contínua, conhecido como *Continuous Casting* (ou CC). Essa tecnologia apresenta maior produtividade, no entanto, o controle de anisotropia plástica de ligas produzidas com esse processo é mais difícil comparado ao processo DC (PATROCÍNIO, 2011).

Após o vazamento das placas, estas são submetidas a uma usinagem superficial para remoção do óxido de alumínio e impurezas da superfície. Posteriormente, as placas são submetidas ao tratamento de homogeneização (RUTTER, 2011). O tratamento de homogeneização consiste em aquecer o metal em uma temperatura próxima ao ponto de fusão permitindo a difusão de elementos de liga a partir dos contornos de grãos e outras regiões ricas em soluto para a região central dos grãos. Esse processo é uma importante etapa dentro do processo produtivo pois influencia as características microestruturais do material (ZUMBA, 2016).

O processo subsequente é a laminação à quente, onde ocorre reduções da seção transversal da placa homogeneizada. Esse processo tem início em laminadores reversíveis quadrúo e termina em um laminador tipo tandem de quatro cadeiras. O produto final, uma bobina laminada a quente é enviada à próxima etapa do processo, a laminação à frio. (ZUMBA, 2016).

Na laminação à frio ocorre a redução da espessura da chapa em uma temperatura inferior à de recristalização da liga. Após o processo de laminação a frio o metal é conduzido para a linha de pintura contínua, onde passa pelo processo de refile, planificação, desengraxe e pré-tratamento e pintura. Na fase de pintura (envernizamento), o metal é envernizado e passa por um forno para cura do verniz no qual a máxima temperatura que o metal atinge é

de 200-260 °C. Posteriormente, segue o processo pela aplicação de um lubrificante e refil final para formar a bobina acabada pronta para o envio ao cliente (TROPEANO, 2015).

2.5 Considerações sobre o processo de fabricação de tampas

No processo de fabricação de tampas a chapa de alumínio liga AA 5182 envernizada é alimentada numa prensa para conformação e corte na forma de discos, transformando-o na tampa básica. Como mostra a Figura 3, após a tampa básica é formada a reborda na tampa, para garantir sua recravação na lata e, em seguida, é aplicado um selante na reborda para garantir a vedação quando a tampa for fixada na lata, evitando o vazamento de gás do líquido envasado. A segunda parte do processo consiste na formação da tampa acabada, formada por um processo de conformação onde se obtêm os relevos da tampa, o rebite e a linha de corte que permite a abertura da lata. Nessa etapa o anel também é fixado. Após essa etapa, a tampa está pronta para seguir para a envasadora.

Figura 3 – O processo de fabricação da tampa da lata.

Fonte: Própria autora.

A resistência da tampa é medida por um teste chamado *buckle*, onde se simula a típica pressão sofrida pela tampa em uma lata de bebidas. Nesse teste a tampa básica é presa por suas bordas e uma pressão hidráulica é aplicada enquanto ocorre o estufamento da tampa. A máxima pressão que a tampa resiste até a falha é conhecida como resistência *buckle* ou estufamento.

Diversos fatores influenciam na resistência da tampa, como as dimensões da tampa conformada, qualidade da ferramenta de estampagem e a resistência mecânica do metal, a qual é dependente das características anisotrópicas da chapa (HIRSCH, 2005).

2.6 Aspectos da metalurgia física da liga AA 5182

2.6.1 Efeitos do processo de solidificação e laminação a quente

A liga AA 5182 pertence a um grupo não tratável termicamente e suas propriedades mecânicas são dependentes do endurecimento por solução sólida e do fenômeno do encruamento. No entanto, durante o vazamento das placas no processo DC, a superfície é submetida a um resfriamento muito rápido e as regiões internas da placa são resfriadas de forma mais lenta. Esta variação na taxa de solidificação conduz a uma microestrutura tipicamente heterogênea ao longo da seção transversal do lingote e não proporciona as características mínimas necessárias no produto acabado.

Diversos estudos vêm sendo conduzidos nas últimas décadas para compreender melhor os diferentes aspectos do processo de fundição DC, incluindo a evolução da microestrutura, segregação de elementos de liga, heterogeneidades na estrutura de grãos, inclusões, porosidade e formação de trincas. Neste contexto, os estudos de Jamaly, Haghdadi e Phillion (2015) para a liga AA 5180 revelaram forte segregação de elementos como Mg, Mn e Cr na formação do lingote e aumento do tamanho médio de grãos da superfície para o centro do lingote como mostra a Figura 4, em função da diminuição na taxa de extração de calor. Neste caso, as medidas foram efetuadas do centro do lingote a uma distância de 250 mm na superfície. A região central apresentou tamanho médio de grão em torno de $515 \pm 31 \mu\text{m}$ e na superfície na faixa de $123 \pm 20 \mu\text{m}$ correspondendo, portanto, a um aumento de aproximadamente quatro vezes.

Outro aspecto importante refere-se à presença de partículas intermetálicas oriundas do processo de solidificação, as quais exercem efeitos significativos sobre a evolução da microestrutura e os valores de propriedades mecânicas. Neste caso, a estrutura de solidificação obtida por *Direct Chill* tem como um dos objetivos principais a obtenção de ligas com granulação fina e redução da segregação.

Nos estudos propostos para a liga AA 5182 por Li e Arnberg (2004a), foi observado que na área central do lingote, o espaçamento do braço dendrítico e tamanho de grão são muito grandes quando comparado a outras regiões. Observou-se a presença de partículas

primárias na estrutura bruta de fusão identificadas por $Al_m(Fe, Mn)$ onde $m = 4,0 - 4,4$, $Al_3(Fe, Mn)$ e Mg_2Si , as quais diferem tanto em morfologia quanto em composição. Ambas as fases apresentam teores (em peso) de silício na faixa de 0,2 a 0,6%. O teor de Mn na fase $Al_3(Fe, Mn)$ é superior a 4,0% em peso e em torno de 3,0% na fase $Al_m(Fe, Mn)$. As partículas intermetálicas dominantes, à base de ferro como $Al_m(Fe, Mn)$, têm uma morfologia denominada de esquelética. As partículas de $Al_3(Fe, Mn)$ uma forma semelhante a uma placa ou uma haste. A fração de $Al_m(Fe, Mn)$ aumenta com aumento da taxa de resfriamento local do lingote e um teor elevado de Mg presente liga pode ter a influência na estabilização de ambas as fases.

Figura 4 – Micrografias ópticas mostrando o tamanho de grão de amostras retiradas de: (A) centro, (B) 62,5 mm, (C) 125 mm e (D) superfície do lingote.

Fonte: Jamaly, Haghdadi e Phillion (2015).

A Figura 5 mostra a morfologia das partículas primária em duas diferentes regiões do lingote, ou seja, a 10 e 250 mm de distância da superfície da placa. Dois tipos de partículas foram localizadas nos contornos de grão, a fase à base de ferro com morfologia esquelética na cor branca e a fase escura Mg_2Si .

Figura 5 – Partículas primárias presentes numa placa da liga AA 5182 com (A) 10 mm e (B) 250 mm de distância da superfície da placa.

Fonte: Li e Arnberg (2004a).

Nota: Imagens obtidas via MEV (BE).

A Figura 6 apresenta a fase $Al_3(Fe, Mn)$, a qual possui direções preferenciais de crescimento com morfologia alongada, e a fase $Al_m(Fe, Mn)$ que consiste de ramos grosseiros ou na forma de blocos irregulares. Entre outras análises, observou-se um aumento do tamanho médio das partículas ao longo da espessura do lingote para ambas as fases.

Figura 6 – Fases primárias (A) $Al_3(Fe, Mn)$ e (B) $Al_m(Fe, Mn)$ na liga AA 5182 numa estrutura bruta de fusão após o processo *Direct Chill*.

Fonte: Li e Arnberg (2004a).

Nota: Imagens obtidas via MEV (BE).

Posteriormente ao processo de produção das placas, é realizado o tratamento de homogeneização. Neste caso, a placa é aquecida na faixa de temperatura entre 450 a 600 °C antes de ser enviada para a laminação a quente. Este tratamento tem como objetivo principal a eliminação da microsegregação, a redução do tamanho médio de partículas eutéticas formadas durante a solidificação e a obtenção de uma distribuição uniforme dos finos precipitados dispersóides. Essencialmente, a homogeneização envolve difusão dos elementos de liga a partir dos contornos de grãos e outras regiões ricas em solutos para região central dos grãos permitindo maior homogeneidade da microestrutura. Assim, o tratamento é considerado indispensável para muitos setores industriais voltados para a produção de alumínio, pois as características microestruturais podem afetar as propriedades mecânicas, o fenômeno da recristalização, a capacidade de conformação da liga e os processamentos termomecânicos subsequentes (JAMALY; HAGHDADI; PHILLION, 2015). Nos estudos propostos por Li e Arnberg (2004b) foram reportados dois fenômenos importantes durante a homogeneização envolvendo a dissolução ou a esferoidização de grande parte das partículas de Mg_2Si e uma transformação das partículas de $Al_m(Fe, Mn)$ para $Al_3(Fe, Mn)$ e Al . Com a transformação, essas partículas portadoras de Fe se apresentam com uma estrutura lamelar distribuída em áreas escuras identificadas como alumínio puro, como mostra a Figura 7.

Figura 7 – Partícula primária portadora de Fe após tratamento de homogeneização a 520 °C / 7 h.

Fonte: Li e Arnberg (2004b).

Nota: imagem obtida via MEV.

Após um longo tratamento isotérmico a 470 °C por 48 h, observou-se que outra transformação a partir da fase $\text{Al}_3(\text{Fe}, \text{Mn})$ resulta na $\alpha\text{-Al}(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Si}$ como mostra a Figura 8, demonstrando que o tratamento de homogeneização é dependente do tempo e da temperatura.

Figura 8 – Imagem resultante da transformação da fase $\text{Al}_3(\text{Fe}, \text{Mn})$ na fase $\alpha\text{-Al}(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Si}$ após homogeneização a 470 °C / 48 h.

Fonte: Li e Arnberg (2004b).

Nota: Imagem obtida via MEV.

Tais transformações podem ser bastante benéficas para a quebra e dissolução dessas partículas durante a laminação a quente. As partículas primárias de $\text{Al}_m(\text{Fe}, \text{Mn})$ e $\text{Al}_3(\text{Fe}, \text{Mn})$ fragmentadas tendem a ficar alinhadas com a direção de laminação e têm uma contribuição importante no processo de recristalização devido ao fenômeno de nucleação estimulada por partículas (KAMAT, 1996). Além destas fases, há a possibilidade de formação de Mg_2Si e Mg_5Al_8 . A dissolução dessa fase ocorre em temperaturas ao redor de 400 e 420 °C. Como consequência é necessário aquecer o lingote em temperaturas superiores à estas, assim, o processo de laminação a quente pode atingir temperaturas superiores a 500 °C (RATCHEV; VERLINDEN; VAN HOUTTE, 1995; BROWN; CLINCH; EVANS, 1996).

Essas transformações também foram estudadas por Engler, Kuhnke e Hasenclever (2017). Em seu estudo foram comparadas as fases formadas na solidificação das ligas AA 5754 e AA 5182, diferenciadas por seu teor de Mg, 2,84% para a primeira e 4,34% para a segunda. Nesse estudo foram retiradas amostras de uma placa bruta de fusão dessas ligas e realizada a homogeneização em laboratório por 545 °C / 2 h para a liga AA 5754 e para a liga AA 5182, 530 °C / 2 h seguido de resfriamento em forno de

480 °C / 2 h. Essas placas foram laminadas à quente passando por um processo de laminação em um laminador duo-reversível com espessuras finais de 25-40 mm seguidas por um laminador de três ou quatro cadeiras com espessura acabada de 2,5-4,0 mm e temperaturas de 300-350 °C.

Para o cálculo do estado de equilíbrio em função da temperatura foi utilizado a abordagem CALPHAD. Nesse estudo foi utilizado o software Facstage fornecido por GTT-Technologies junto com uma extensa base de dados da ThermoTech Ltd., incluindo os 14 elementos mais importantes de liga de alumínio. Os resultados estão na Figura 9 A e B. A Figura 9 A mostra o diagrama de fase clássico onde as fases estáveis são mostradas em função da temperatura e concentração de Mg. Alternativamente a fração volumétrica das fases pode ser plotado em função da temperatura conforme mostrado na Figura 9 B. As simulações também indicaram as temperaturas *liquidus* e *solidus* dos materiais de interesse. A Tabela 3 mostra as temperaturas determinadas pelas simulações comparadas com as temperaturas obtidas por análise térmica DSC.

Figura 9 – Simulações termodinâmicas feitas no “FactSage” para as ligas do grupo 5XXX.

Fonte: Engler, Kuhnke e Hasenclever (2017).

Nota: A – seção vertical através da seção rica em alumínio do digrama de fase de equilíbrio Al-Mg-Mn-Fe-Si (computada para 0,3% Mn, 0,25% Fe, 0,15% Si; Al(Fe,Mn)Si);

B – Simulação esquemática da solidificação da liga AA 5754.

Tabela 3 – Temperaturas *liquidus* e *solidus* das duas ligas do grupo 5XXX analisadas, AA 5754 e AA 5182, obtidas por simulação (CALPHAD) e análise DSC.

Liga	Simulação CALPHAD		Experimental (DSC)	
	<i>Liquidus</i>	<i>Solidus</i>	<i>Liquidus</i>	<i>Solidus</i>
AA 5754	644 °C	594 °C	639 °C	577 °C
AA 5182	638 °C	577 °C	631 °C	560 °C

Fonte: Engler, Kuhnke e Hasenclever (2017).

A Figura 9 A mostra o diagrama de fases da região rica em Al do diagrama de Al-Fe-Mn-Si-Mg como função do teor de Mg (considerando 0,3% de Mn, 0,25% de Fe e 0,15% de Si). É possível observar que as fases mais importantes são Al_3Fe , Al_6Mn e $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ e Mg_2Si , sendo que as fases dependem da temperatura e concentração de Mg da liga. Em concentrações de Mg altas, a fase mais importante é a Al_6Mn . Note que nessa fase, porções significativas dos átomos de Mn devem ser substituídos por Fe, sendo a fase conhecida por $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$. Em altas temperaturas e baixas concentrações de Mg as simulações revelam a fase Al_3Fe , na qual uma porção de até 7,5% de Fe pode ser substituída por Mn. Além disso em concentrações de baixo Mg a fase quaternária $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ é obtida, com uma composição reportada variando de $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ ou $\text{Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$. O aumento do conteúdo de Si leva à uma estabilidade maior da fase α em detrimento da fase $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn})$. Com o aumento da temperatura e mais notavelmente com o aumento do Mg a fase α é substituída pela fase estequiométrica Mg_2Si .

A Figura 9 B mostra um diagrama de solidificação esquemático da liga AA 5754 mostrando a fração em volume das fases em função da temperatura. Ele indica a formação de diferentes fases, na sequência de formação, Al_6Mn , Al_3Fe , Mg_2Si e, bem perto da temperatura eutética, $\beta\text{-Al}_8\text{Mg}_5$ e $\tau\text{-Al}_6\text{MgCu}_4$. Para a liga AA 5182 a simulação resultou nas mesmas fases com diferentes frações em volume. As proporções de Al_3Fe e Al_6Mn dependem fortemente da composição química da liga, mais notavelmente a relação de Fe para Mn. Para a liga AA 5182 Al_6Mn é a segunda fase dominante enquanto para a liga AA 5754 é a Al_3Fe . Considerando que ambas as fases contêm volume abundante de Mg, o volume de Mg_2Si é proporcional ao conteúdo de Si. Próximo ao ponto eutético, aproximadamente 445 °C, as duas fases $\beta\text{-Al}_8\text{Mg}_5$ e $\tau\text{-Al}_6\text{MgCu}_4$ surgem.

Nesse estudo foram observadas as microestruturas das ligas antes da homogeneização, Figura 10 A e B, para a liga AA 5754 e AA 5182 respectivamente. A Figura 10 A mostra as fases encontradas na liga AA 5754 após fundição identificadas de 1 a 3: $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn})$; 4: $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$; 5: Mg_2Si ; 6: $\tau\text{-Al}_6\text{MgCu}_4$. A Figura 10 B mostra as fases encontradas para a liga AA 5182 classificadas como $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn})$ e Mg_2Si . A fase α não foi encontrada, o que pode ser explicado pelo baixo conteúdo de Si dessa liga. Ocasionalmente partículas da fase β e τ foram detectadas.

Figura 10 – Exemplo da análise microestrutural em microscópio eletrônico de varredura das ligas (A) AA 5754 e (B) AA 5182.

Fonte: Engler, Kuhnke e Hasenclever (2017).

Nota: A – 1 a 3: $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn})$; 4: $\alpha\text{-Al}(\text{Fe,Mn})\text{Si}$; 5: Mg_2Si ; 6: $\tau\text{-Al}_6\text{MgCu}_4$.

Após o tratamento de homogeneização foram realizadas análises das fases constituintes nas placas e no material laminado a quente para entender o efeito desse tratamento nas fases. As partículas da fase $\tau\text{-Al}_6\text{MgCu}_4$ e $\beta\text{-Al}_8\text{Mg}_5$ de ambas as ligas sumiram após a etapa de homogeneização. Por outro lado, a composição das partículas contendo Fe permaneceram inalteradas. Na liga AA 5182 prevalecem as partículas de $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn})$ numa proporção de Fe:Mn de 5. Na liga AA 5754 foram encontradas partículas de $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn})$ numa proporção de Fe:Mn de 9, enquanto uma pequena fração foi identificada como a fase $\alpha\text{-Al}(\text{Fe,Mn})\text{Si}$ com aproximadamente 27% de Fe, 9% Mn e 5% de Si. A fase Mg_2Si foi observada persistindo após homogeneização nas duas ligas.

Durante a operação de laminação a quente, a quebra de partículas, as transformações de fases observadas e a evolução da textura exercem um forte impacto sobre a microestrutura. Assim, uma chapa laminada a quente recristalizada apresenta textura cúbica na superfície, $\{100\}\langle 001\rangle$, e uma combinação de textura do tipo cobre $\{112\}\langle 111\rangle$, e tipo Goss no centro da chapa. Neste caso, a textura tipo cubo tem sua origem associada a subestruturas de deformação como subgrãos de tamanho médio elevado (HIRSCH, 2005).

2.6.2 A laminação a frio e o fenômeno do encruamento

Uma das principais características da liga AA 5182 é a capacidade de elevar a resistência por deformação plástica. Essas mudanças de propriedades são de grande interesse industrial, pois o fenômeno do encruamento exerce influência sobre as cargas necessárias para processar o material e na definição dos métodos de trabalho mecânico a serem

empregados em produtos laminados. O fenômeno está associado à atividade dos principais sistemas preferenciais de deslizamento das ligas de alumínio com a consequente multiplicação de discordâncias e ao bloqueio da movimentação de discordâncias livres durante o trabalho a frio. Os principais obstáculos ao movimento de discordâncias são os contornos de grão, discordâncias imóveis, átomos de soluto em solução sólida e partículas de segunda fase. Além do aumento na densidade de discordâncias e defeitos de ponto, se observa aumento na energia interna, alterações na morfologia dos grãos e na orientação cristalográfica, a qual pode definir uma textura de deformação (DOHERTY, 1974).

De uma forma geral, a distribuição de discordâncias em um metal endurecido por deformação plástica é fortemente dependente da energia de falha de empilhamento (EFE). O alumínio apresenta energia de falha de empilhamento na ordem de 160 ergs/cm^2 (LOW, 2000). Quando os metais de alta EFE, como o alumínio e suas ligas, são deformados, as discordâncias possuem maior mobilidade, em função das parciais estarem próximas umas das outras favorecendo o deslizamento com desvio e o fenômeno da escalagem de componentes em cunha. Neste caso, essa classe de metais tende a apresentar uma distribuição heterogênea de discordâncias. No entanto, o efeito na deformação de metais de baixa EFE, onde as discordâncias têm menor mobilidade, é uma configuração mais homogênea na microestrutura (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Átomos em solução sólida exercem um importante papel na microestrutura de um material processado por deformação a frio. Além de alterar a EFE, a exemplo do Mg que reduz a EFE do alumínio, promovem distorções e campos de tensão na rede cristalina. Durante o trabalho a frio, esses átomos tendem a migrar e segregar em torno de discordâncias e restringem a mobilidade das discordâncias, favorecendo o encruamento. No caso específico do elemento Mg que apresenta um tamanho de aproximadamente 12% maior do que o tamanho dos átomos de alumínio, as distorções induzem a um campo de tensões compressivas sobre os átomos adjacentes, bloqueando os mecanismos de deslizamento com desvio e dificultando assim, a formação de estruturas de células de discordâncias. Este fato resulta numa configuração típica de emaranhados com elevada densidade de discordâncias distribuídas uniformemente pela microestrutura. Isso conduz a maiores valores de propriedades mecânicas como os limites de resistência e de escoamento assim como a redução na ductilidade (ZOU et al., 2014; SAUVAGE et al., 2014; ZHAO; WEN; MORRIS, 2004). Além disso, dependendo do grau de redução, heterogeneidades podem ser geradas durante a deformação a frio, a exemplo de bandas de cisalhamento observadas por Ryen (2003) e apresentadas na Figura 11.

Figura 11 – Bandas de cisalhamento após deformação a frio da liga AA 5182.

Fonte: Ryen (2003).

A Figura 12 mostra o efeito no grau de redução sobre os valores dos limites de escoamento obtidos na direção de laminação para a liga AA 5182. Com 12% de redução o limite corresponde a 256,4 MPa e com 80% de redução o valor atinge 388,6 MPa, indicando um aumento de aproximadamente 52% nos valores de resistência (NASCIMENTO, 2014).

Figura 12 – Curva de encruamento da liga AA 5182 laminada a frio a 12, 20, 40, 60 e 80% de redução.

Fonte: Nascimento (2014).

As partículas de segunda fase oriundas dos elementos que compõe a composição química e do processo de solidificação também exercem um papel importante no controle

dos processos termomecânicos e nas microestruturas de deformação e recozimento. O efeito sobre a capacidade de encruamento depende do tamanho médio de cada partícula presente na microestrutura. Portanto, para um mesmo grau de deformação, uma microestrutura contendo partículas apresenta maior densidade de discordâncias do que uma liga isenta de partículas. No caso de partículas micrométricas, acima de $1\mu\text{m}$, e indeformáveis em relação à matriz, o trabalho a frio induz, nas regiões ao redor das partículas, uma concentração de deformação com elevada densidade de discordâncias. Tal fato pode conduzir à formação de bandas de deformação e contribuir para a recristalização assistida por partículas (PADILHA; SICILIANO, 2005; RYEN, 2003).

A textura resultante de deformação a frio depende principalmente da orientação inicial dos grãos, da modalidade da conformação e da temperatura de trabalho. A partir de um metal com orientação aleatória, as texturas de deformação encontradas com maior frequência no alumínio e suas ligas apresentam predominância de componentes de textura tipo cobre $\{112\} \langle 111 \rangle$ e textura tipo latão $\{110\} \langle 112 \rangle$ e, eventualmente, componentes tipo Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$ e tipo S $\{123\} \langle 634 \rangle$ (ENGLER, 1996; WANG, 2016).

2.6.3 Recozimento, recuperação e recristalização

Um material deformado a frio possui uma energia interna maior que o material não-deformado, embora sua estrutura celular de discordâncias seja estável mecanicamente, não é estável termodinamicamente. Quando exposto à um aumento de temperatura, o metal se recupera e retorna para uma condição livre de deformação, através de um processo conhecido como recozimento. Esse processo é extremamente importante na indústria pois restaura a ductilidade de um metal deformado a frio. O processo de recozimento é dividido em três etapas: recuperação, recristalização e crescimento de grão (DIETER, 1981; ZOU et al., 2014).

A recuperação refere-se às possíveis alterações no estado encruado, as quais restauram parcialmente a microestrutura e as respectivas propriedades e não envolvem a migração de contornos de alto ângulo. Essa restauração pode ser avaliada pelas variações encontradas nas propriedades mecânicas, densidade, tensões residuais e resistividade elétrica. Durante a recuperação, a energia armazenada na forma de defeitos é reduzida pela aniquilação de discordâncias e pelo rearranjo em configurações de baixa energia. Os dois processos envolvem mecanismos de escalagem de componentes em cunha e deslizamento com desvio de discordâncias em hélice. Com a subsequente aniquilação, discordâncias de mesmo sinal tendem a se rearranjar em configurações de menor energia pelo fenômeno da

poligonização resultando na formação de subgrãos. De uma forma geral, o processo de recuperação depende de fatores como a EFE, da presença de átomos de soluto em solução sólida e da temperatura de recozimento. Neste caso, a EFE controla a taxa de deslizamento com desvio e escalagem e, por consequência, a taxa de recuperação. Os átomos em solução sólida podem contribuir para reduzir a EFE, dificultar o fluxo de discordâncias ou afetar a concentração e mobilidade das lacunas. Quanto à temperatura de recozimento, a recuperação tende a ocorrer em temperaturas mais baixas que a recristalização, entre 0,2 e 0,3 da temperatura absoluta de fusão. Quanto maior a temperatura dentro desse range, maior a intensidade da recuperação no processo de restauração microestrutural. Enquanto a recuperação ocorre, a energia armazenada é reduzida e reduz a força motriz para a recristalização. Durante a recuperação em temperaturas mais baixas em metais levemente encruados a textura de deformação permanece praticamente inalterada (DIETER, 1981).

No fenômeno da recristalização ocorre a eliminação de defeitos cristalinos por meio da migração de contornos de alto ângulo tendo com base a energia armazenada na deformação plástica. A recristalização ocorre geralmente na faixa de 0,3 a 0,6 da temperatura absoluta de fusão com a nucleação de novos grãos, as propriedades mecânicas induzidas pelo trabalho a frio são restauradas e o metal perde resistência ao escoamento e ganha em ductilidade. Se os novos grãos livres de deformação forem aquecidos em temperaturas superiores à temperatura necessária para ocorrer a recristalização haverá um gradativo aumento no tamanho de grão. A força motriz para esse crescimento é a diminuição da energia livre decorrente da diminuição da área de contornos de grão, devido ao crescimento destes (PADILHA; SICILIANO, 2005; DIETER, 1981).

Os núcleos de recristalização são regiões pré-existent no material no estado encruado decorrente de uma deformação plástica classificada como heterogênea. As heterogeneidades como bandas de transição, de cisalhamento, dobramento e de deformação têm alta energia armazenada sendo, portanto, sítios preferenciais para formação de núcleos de recristalização, pois possuem grande quantidade de defeitos e exercem grandes distorções no reticulado. Nas ligas de alumínio, como a AA 5182, as partículas de segunda fase micrométricas também são importantes heterogeneidades, propiciando a nucleação estimulada por partículas, favorecendo e acelerando o processo de recristalização (GONÇALVES, 2003).

A microestrutura resultante da recristalização é fortemente dependente do estado encruado gerado na conformação plástica e, por conseguinte, quanto mais acentuado o encruamento menor a temperatura de recozimento e menor é o tamanho médio de grão final. Após a completa recristalização, a microestrutura ainda não é a mais estável em função da

elevada densidade de contornos de grão, que são regiões de elevada energia. Essa energia, então, atua como potencial termodinâmico para o crescimento de grãos. Como os contornos são eficientes no bloqueio ao fluxo de discordâncias, a redução na densidade de contornos implica na perda de resistência mecânica (PADILHA; SICILIANO, 2005; LI et al., 2011).

Um metal que tenha sofrido uma grande deformação desenvolve uma textura, ou orientação preferencial, na qual os planos cristalográficos tendem a se orientar de uma forma preferencial à direção de máxima deformação. Essas orientações preferenciais são determinadas por métodos de raios X. A textura resultante da deformação plástica é fortemente dependente dos sistemas de deslizamento e maclação disponíveis para a deformação. A textura de recristalização de um metal trabalhado a frio e recristalizado produz uma orientação preferencial que é diferente e mais forte do que a textura do metal não deformado (DIETER, 1981).

As texturas de recristalização de ligas de alumínio ou de alumínio puro apresentam como característica a presença de componente cubo $\{001\} \langle 100 \rangle$. Esta componente não é a única, uma vez que a textura final de recristalização depende da microestrutura gerada durante a deformação, ou seja, da taxa de deformação, temperatura e da microestrutura inicial da chapa. Esta reorientação em chapas laminadas varia consideravelmente com a história de fabricação e a composição da liga. Diferentemente da textura de laminação, que produz orelhas a 45° durante a estampagem, a textura cubo $\{100\} \langle 100 \rangle$ produz orelhas na posição 0° e 90° ao redor do copo estampado. Em geral, a presença de precipitados estimula a nucleação da recristalização e favorece a ausência de textura. A textura do tipo cubo, portanto, é fortalecida por altas reduções a frio e por altas temperaturas de recristalização. Desta forma, a altura das orelhas aumenta com a fração volumétrica de grãos tipo cubo (VATNE et al., 1996).

As propriedades mecânicas da liga AA 5182 variam com os processos de conformação e as etapas que envolvem o recozimento. Os estudos conduzidos por Nascimento (2014) revelaram que a liga apresenta uma elevada capacidade de encruamento e os limites de escoamento (σ_e) e resistência (σ_r) obtidos na direção de laminação, variaram de 131,6 MPa e 279,7 MPa (lâmina recozida) para aproximadamente 390 MPa e 415 MPa (chapa com 80% de redução), respectivamente. As Figuras 13 e 14 apresentam as microestruturas típica da lâmina laminada a quente com grãos coalescidos e distribuição de partículas de segunda fase e, após laminação, com 80% de redução a frio com grãos e partículas orientados na direção de laminação, respectivamente.

Figura 13 – Microestrutura da liga AA 5182 após laminação a quente (lâmina) obtida por microscopia ótica e aumento de 100x.

Fonte: Nascimento (2014).

Figura 14 – Microestrutura da liga AA 5182 após 80% de redução a frio obtida por microscopia ótica e aumento de 100x, sem tratamento térmico.

Fonte: Nascimento (2014).

A continuidade dos estudos revelaram a importância da temperatura de recozimento e seus efeitos na microestrutura. A Figura 15 mostra o efeito do recozimento a 300 °C/1hora na microestrutura da liga com 80% de redução a frio. Neste caso, observou-se a recristalização e uma perda de resistência em torno de três vezes para o limite de escoamento e aproximadamente 1,5 para o limite de resistência. Os valores apresentados estão consistentes com o trabalho proposto por Liu (2003).

Figura 15 – Microestrutura do material recozido a 300 °C na liga AA 5180 com 80% de redução a frio obtida com microscopia ótica com aumento de 100x.

Fonte: Nascimento (2014).

No entanto, a variação nos valores de propriedades mecânicas desta classe de metais é dependente da direção de laminação em função dos respectivos tratamentos e temperaturas de recozimento. Wang et al. (2016) reportaram que, para a liga em questão na condição recozida, houve variações de 8 a 12% nos limites de resistência e escoamento, respectivamente, que resultaram em numa variação significativa de 42% nos índices de anisotropia e influenciaram fortemente a capacidade de embutimento.

O trabalho de Lee et al. (2011) comparou o comportamento anisotrópico de uma liga de Al-Mn-Fe produzida pelo processo DC, “*Direct Chill*”, e CC, “*Continuous Casting*”. A chapa de alumínio produzida por elevada redução à frio e tratamento térmico para recuperação apresentou propriedades em tração altamente anisotrópicas, especialmente uma queda na ductilidade na direção a 45° do sentido de laminação. A anisotropia foi relacionada ao efeito da textura e, comparativamente, chapas produzidas por DC apresentaram uma anisotropia maior que chapas produzidas por CC. Isto se deve ao fato de que a alta taxa de resfriamento das chapas via CC pode manter uma quantidade significativa de Mn em solução sólida, o que pode ajudar na retenção de discordâncias dessas chapas quando tratadas termicamente.

Jeffrey et al. (1993) investigaram o efeito da recuperação na anisotropia da liga AA 5182, utilizada na fabricação de tampas de latas. O estudo da anisotropia é de interesse visto que, com o intuito de reduzir a quantidade de ensaios, as empresas fabricantes de lata geralmente monitoram as propriedades mecânicas no sentido de laminação (0°). Isso é adequado se a chapa tiver propriedades mecânicas acima do limite mínimo especificado. No entanto, se a resistência de uma bobina está abaixo da média, devido a uma combinação de

parâmetros de processo, a resistência a 45° do sentido de laminação, que sempre é mais baixa, pode estar muito baixa resultando em uma resistência à pressão interna da tampa da lata abaixo do especificado.

Em seu estudo, Jeffrey et al. (1993) mostrou o efeito de um tratamento térmico intermediário, variando o endurecimento por deformação, e de tratamentos térmicos de recuperação após laminação a frio nas propriedades mecânicas dessa liga. Para isso, partiu-se de uma chapa laminada à quente, da liga AA 5182, com espessura 2,8 mm. Essas chapas foram laminadas a frio até a espessura de 2,03 mm e divididas em dois subgrupos. O primeiro subgrupo foi submetido a um recozimento intermediário simulando um processo de forno a 330 °C por 2 horas, seguido de um resfriamento no forno. Posteriormente, foram laminadas até a espessura final de 0,279 mm. O segundo subgrupo de chapas foi laminado a frio até a espessura 0,279 mm sem qualquer tratamento térmico intermediário. O resultado desses testes foram chapas laminadas a frio com redução de 86% e 90%, reproduzindo a maioria dos processos comerciais para tampa de lata. Na espessura final as chapas foram tratadas em diferentes tempos e temperaturas: a) 1 hora a 100, 120, 150 e 180 °C; e b) 120 e 150 °C por 1, 8 e 24 horas.

As propriedades mecânicas dessas chapas no sentido de laminação (0°), 45° e 90° do sentido de laminação foram medidas e comparadas mostrando que a maior queda na resistência ocorre no sentido de laminação, que apresenta inicialmente o maior limite de escoamento, e essa diferença aumenta com o aumento do tempo e/ou temperatura de tratamento térmico de recuperação, conforme apresentado na Figura 16.

Figura 16 – Comportamento dos limites de escoamento da liga AA 5182 laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora.

Fonte: Adaptado de Jeffrey et al. (1993).

2.7 Ensaio de tração

2.7.1 A curva tensão-deformação de engenharia

O ensaio de tração é largamente usado para prover os dados básicos das propriedades mecânicas dos materiais e é também usado como ensaio de liberação nas indústrias. No ensaio de tração um corpo de prova é submetido continuamente a forças de tração uniaxiais crescentes enquanto se observa seu alongamento. A partir deste é construída uma curva de tensão-deformação de engenharia, conforme exemplo da Figura 17 (DIETER, 1981).

Figura 17 – Exemplo de uma curva tensão-deformação de engenharia.

Fonte: Milan (2014).

Tensão é definida como a resistência interna de um corpo a uma força aplicada a ele, e é expresso pela Equação 1:

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (1)$$

Onde: P – representa a força de tração;

A_0 – área original da seção transversal do corpo de prova.

A deformação usada para a curva de engenharia é a deformação média linear, obtida pela divisão do alongamento do corpo de prova pelo seu comprimento original, conforme expressão da Equação 2:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2)$$

Onde: ε – deformação média linear;

L – comprimento final;

L_0 – comprimento inicial.

A forma e magnitude da curva tensão-deformação de um metal irá depender de sua composição, tratamento térmico, sua história prévia de deformação plástica assim como taxa de deformação, temperatura e condições do teste. Os parâmetros comumente usados para descrição de uma curva tensão-deformação são: limite de resistência (σ_R), limite de escoamento (σ_e), alongamento percentual e redução de área. Os dois primeiros são parâmetros que indicam a resistência do metal, os dois últimos indicam a ductilidade. O limite de escoamento é a medida da maior tensão que um material é submetido sem que qualquer deformação plástica aconteça se a carga for liberada. O limite de resistência representa a máxima tensão atingida no teste.

Na porção chamada de zona elástica da curva tensão-deformação a deformação é proporcional à tensão. Quando a força aplicada excede o valor correspondente ao limite de escoamento, o corpo de prova passa a sofrer deformações plásticas, ou seja, encontra-se permanentemente deformado. A tensão necessária para dar continuidade à deformação plástica aumenta. O volume do corpo de prova permanece constante durante a deformação e à medida que ele alonga e ocorre uma redução uniforme ao longo da área da seção transversal. Inicialmente o endurecimento por deformação compensa esse decréscimo da área e a tensão necessária para deformar o corpo de prova continua a aumentar junto à deformação. Eventualmente um ponto é alcançado onde o decréscimo na área da seção transversal é maior que o endurecimento por deformação. A área da seção transversal sofre um processo de estricção onde a carga necessária para deformar esse corpo será reduzida até a fratura (DIETER, 1981).

O módulo de elasticidade (E) representa uma medida da rigidez do material. Em termos práticos, define a deformação elástica de um corpo com a aplicação de carga, sendo que quanto maior o módulo elástico, menor a deformação elástica apresentada. O módulo de

elasticidade é determinado pelas forças de ligação dos átomos. Segundo Dieter (1981) o módulo de elasticidade pode ser ligeiramente afetado pela adição de elementos de liga, tratamentos térmicos ou deformação à frio. Entretanto, o aumento de temperatura causa o decréscimo do módulo de elasticidade (DIETER, 1981; SOUZA, 1982).

A resiliência é a medida de um material absorver energia quando deformado elasticamente e liberá-la quando descarregado. Ela é calculada em função do módulo elástico, E , e do limite de escoamento, conforme mostrado na Equação 3.

$$U_R = \frac{\sigma_e^2}{2E} \quad (3)$$

Onde U_R – representa a resiliência;

σ_e – limite de escoamento;

E – módulo elástico.

Essa equação indica que o material ideal para resistir a aplicações onde o material não deve sofrer deformação permanente, como molas mecânicas, é aquele que tem alto limite de escoamento e baixo módulo de elasticidade (DIETER, 1981; SOUZA, 1982).

A tenacidade mede a capacidade de absorver energia na região plástica. Uma forma de calcular a tenacidade é considerar a área sob a curva tensão-deformação. A tenacidade é calculada pela Equação 4 (DIETER, 1981; SOUZA, 1982).

$$U_T = \frac{\sigma_e + \sigma_r}{2} \cdot \varepsilon_f \quad (4)$$

Onde: U_T – tenacidade;

σ_r – tensão limite de resistência;

σ_e – tensão limite de escoamento;

ε_f – deformação final.

2.7.2 A curva tensão-deformação real

A curva tensão-deformação de engenharia não dá uma indicação clara das características de deformação do metal pois é baseada inteiramente nas dimensões originais do corpo de prova, que são alteradas constantemente durante o ensaio. Metais dúcteis

tracionados se tornam instáveis e passam por estricção durante o ensaio. Devido à área da seção transversal decrescer rapidamente durante o teste, a força necessária para a deformação cai. Na verdade, o metal continua a sofrer endurecimento pela deformação à frio até a fratura, então a tensão necessária para deformá-lo deveria também aumentar.

Dessa forma, estabeleceu-se a curva tensão-deformação verdadeira ou real. A Figura 18 mostra uma comparação entre a curva tensão-deformação de engenharia, representada pela linha azul, e curva verdadeira, representada pela linha vermelha. Observa-se que a tensão real é maior que a tensão de engenharia, assim como a deformação real é maior que a deformação convencional, ou de engenharia.

Figura 18 – Comparação entre a curva tensão-deformação de engenharia (azul) e verdadeira (vermelha).

Fonte: Milan (2014).

A curva verdadeira é o ensaio convencional, ou de engenharia, corrigido. Para essa correção, utiliza-se as seguintes Equações 5 e 6:

$$\sigma_R = \frac{P}{A_0} (\varepsilon + 1) = \sigma (\varepsilon + 1) \quad (5)$$

$$\delta = \ln(\varepsilon + 1) \quad (6)$$

Onde: σ_R – tensão verdadeira, representada na Figura 18 pelo ponto M’;

P – força;

A_0 – área da seção transversal;

ε – deformação;

σ – tensão;

δ – deformação verdadeira.

As curvas tensão-deformação reais dos metais são descritas por expressões matemáticas que permitem que a parte plástica da curva possa ser tratada por parâmetros que possibilitam o estudo dos mecanismos de deformação, uma das expressões comumente utilizada é o modelo de Ludwik. De acordo com este modelo, a tensão é proporcional à deformação para valores menores ou iguais à tensão limite de escoamento (LE), enquanto que para valores superiores à tensão limite de escoamento, é necessário utilizar a equação de Ludwik, apresentada pela Equação 7 (ANTUNES, 2017).

$$\sigma_R = K \cdot \delta^n \quad (7)$$

Onde: σ_R – valor verdadeiro da tensão;

δ – valor verdadeiro da deformação plástica;

K – coeficiente de resistência;

n – coeficiente de encruamento.

Os parâmetros K e n são constantes do material, os quais podem variar com as condições de processamento. O parâmetro K é o coeficiente de resistência, e n é o coeficiente de encruamento e pode ser definido como a habilidade de endurecimento por deformação quando o material é solicitado mecanicamente. Materiais com alto valor de n indicam que esses materiais tem grande capacidade de deformar-se sem que ocorra estricção do corpo de prova (DIETER, 1981).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Para a realização desse trabalho foi utilizada a liga comercial AA 5182 na forma de chapas na espessura acabada 0,21 mm, laminada a frio e pintada fornecida pela Novelis do Brasil Ltda (Pindamonhangaba – SP). A Tabela 4 apresenta a composição típica da liga. Por sigilo industrial a verdadeira composição das amostras foi analisada e não será apresentada.

Tabela 4 – Composição química da liga AA 5182.

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Cr (%)	Zn (%)	Ti (%)	Al (%)
0,20	0,35	0,15	0,2-0,5	4,0-5,0	0,10	0,25	0,10	balanço

Fonte: The Aluminum Association (1990).

Foram comparadas amostras de duas bobinas da liga AA 5182 sendo a primeira, denominada bobina 1 contendo maior teor de Mg e Cu em relação à segunda bobina (bobina 2). Todas as amostras foram retiradas sempre na mesma posição da bobina em relação ao comprimento e largura.

3.2 Métodos

Para todas as análises nesse trabalho foram retiradas amostras das chapas das bobinas laminadas a frio. Parte das amostras foram tratadas termicamente (recuperadas) em um forno de laboratório a 150 °C / 1 hora e 180 °C / 1 hora e foram resfriadas ao ar. A mesma bobina seguiu processo normal de pintura (200-260 °C). Para a amostra da bobina 2 foram realizados os mesmos tratamentos térmicos da bobina 1 e também o tratamento térmico de 165 °C / 1 hora. Após pintura foram retiradas amostras para análise do material pintado. A amostragem está mostrada no fluxograma da Figura 19.

Figura 19 – Fluxograma da amostragem

Fonte: Própria autora.

3.3 Caracterização metalográfica

Para os exames metalográficos foram caracterizadas um total de vinte (20) amostras para a bobina 1, sendo quatro na direção 0° , quatro a $22,5^\circ$, quatro a 45° , quatro a $67,5^\circ$ e quatro a 90° da direção de laminação, para as chapas laminadas a frio, chapas pintadas e chapas tratadas termicamente a $150^\circ\text{C} / 1$ hora e $180^\circ\text{C} / 1$ hora. Para a bobina 2 foram caracterizadas um total de quinze (15) amostras sendo cinco na direção de laminação (0°), cinco a 45° e cinco a 90° da direção de laminação, para as chapas laminadas a frio, chapas pintadas e chapas tratadas termicamente a $150^\circ\text{C} / 1$ hora, $165^\circ\text{C} / 1$ hora e $180^\circ\text{C} / 1$ hora.

As amostras foram cortadas conforme mostrado na Figura 20, onde a área em cinza representa a área analisada para a amostra laminada a frio, 0° . As demais amostras foram cortadas a partir da direção de laminação no sentido anti-horário.

Figura 20 – Desenho esquemático da região da amostra analisada nos exames metalográficos.

Fonte: Própria autora.

A preparação das amostras seguiu os padrões usuais de metalografia, envolvendo embutimento a quente, seguido de lixamento manual. O polimento foi feito com uma suspensão de diamante $4\ \mu\text{m}$. Após o polimento, as amostras foram atacadas com HF a 0,5%. A Figura 21 mostra as amostras embutidas e polidas.

Figura 21 – Imagens das amostras embutidas e polidas (A) bobina 1 e (B) bobina 2.

Fonte: Própria autora.

Para verificar o tamanho de grão, as amostras passaram por um ataque eletrolítico com uma solução de 3,33% de HBF_4 e 96,67% de água destilada. Como cátodo foi utilizado um disco de alumínio comercialmente puro. No ataque foi usada uma corrente de 1 A e uma tensão de 20 V por 3 min. Durante todo o tempo a solução estava sob agitação.

Para a aquisição e captura de imagens em microscopia óptica foi utilizado um microscópio ótico Nikon Eclipse ME600 com uma câmera digital μEye acoplada a um analisador de imagens Buehler OmniMet 9.5. As microestruturas também foram observadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Quanta 450 - FEI. Ambos os equipamentos encontram-se instalados e disponibilizados na Novelis do Brasil S.A e são mostrados na Figura 22.

Figura 22 – Imagens dos equipamentos utilizados (A) microscópio ótico Nikon Eclipse ME600; (B) microscópio eletrônico de varredura Quanta 450 – FEI.

Fonte: (A) Própria autora; (B) Zumba (2016).

3.4 Medidas de dureza

As medidas de dureza Vickers foram realizadas nas 20 amostras da bobina 1 e 15 amostras da bobina 2 em um microdurômetro Microhardness Tester FM da Future Tech instalado na Novelis do Brasil S.A com base na norma ASTM E 384 (ASTM, 2001). Para cada direção e condição de tratamento foram realizadas 3 medições na região central da amostra e a média dessas medições foi adotada para comparação neste trabalho. Para a realização desse ensaio utilizou-se 50 g de carga.

3.5 Ensaios de tração

Realizou-se um conjunto de 135 ensaios: 30 para o material laminado antes da pintura, 30 para o material pintado e 30 para cada condição de tratamento: 150 °C / 1 hora e 180 °C / 1 hora; e 15 a 165°C/ 1 hora a 0, 22,5° 45, 67,5° e 90° da direção de laminação. Sendo que para cada direção serão realizados um conjunto de 3 ensaios conforme representado na Tabela 5. Os ensaios foram realizados em um equipamento PIW modelo ZD 10/90, equipada com uma célula de carga de 200 kg Kratos modelo KM e um software de ensaio de tração desenvolvido pela Novelis. Para as medidas no comprimento útil foi utilizado um extensômetro MTS modelo 634 12F-25 “*gauge length*” de 25 mm. A preparação dos corpos de prova e os ensaios de tração foram realizados no laboratório físico da empresa Novelis (Pindamonhangaba-SP) obedecendo à norma ASTM E08 (ASTM, 2001b).

Tabela 5 – Representação do número de ensaios realizados.

Tratamento	Direção	Bobina 1	Bobina 2
Laminado a frio	0°	3	3
Laminado a frio	22,5°	3	3
Laminado a frio	45°	3	3
Laminado a frio	67,5°	3	3
Laminado a frio	90°	3	3
150 °C / 1 h	0°	3	3
150 °C / 1 h	22,5°	3	3
150 °C / 1 h	45°	3	3
150 °C / 1 h	67,5°	3	3
150 °C / 1 h	90°	3	3
165 °C / 1 h	0°	—	3
165 °C / 1 h	22,5°	—	3
165 °C / 1 h	45°	—	3
165 °C / 1 h	67,5°	—	3
165 °C / 1 h	90°	—	3
180 °C / 1 h	0°	3	3
180 °C / 1 h	22,5°	3	3
180 °C / 1 h	45°	3	3
180 °C / 1 h	67,5°	3	3
180 °C / 1 h	90°	3	3
Pintado	0°	3	3
Pintado	22,5°	3	3
Pintado	45°	3	3
Pintado	67,5°	3	3
Pintado	90°	3	3

Fonte: Própria autora.

4 RESULTADOS

4.1 Caracterização metalográfica

As Figuras 23 A a D mostram a microestrutura da chapa laminada de AA 5182, bobina 1, nas condições laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora, tratada a 180 °C / 1 hora e pintada na direção de laminação, 0°.

Figura 23 – Microestrutura do material observado em microscópio ótico na ampliação de 200X.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) AA 5182 laminado a frio;

B) AA 5182 laminado a frio e tratada termicamente a 150 °C / 1 hora;

C) AA 5182 laminado a frio e tratada termicamente a 180 °C / 1 hora;

D) AA 5182 laminado a frio e pintado.

Com base na Figura 23, observa-se os efeitos característicos do processo “*Direct Chill*”, indicando a presença de dispersóides e partículas de segunda fase distribuídas heterogeneamente.

A microestrutura nas direções de laminação; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação foram observadas. Nas amostras analisadas não se observa uma consistência em termos de tamanho e distribuição dos precipitados na microestrutura. A Figura 24 mostra as microestruturas nas direções citadas acima para a condição laminada a frio da bobina 1.

Figura 24 – Microestrutura do material laminado a frio da bobina 1 observado em microscópio ótico na ampliação de 100X ao longo da espessura, ataque HF 0,5%.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);
B) $22,5^\circ$ da direção de laminação;
C) 45° da direção de laminação;
D) $67,5^\circ$ da direção de laminação;
E) 90° da direção de laminação.

Observa-se na microestrutura das Figuras 24 A a E o aspecto dos precipitados como partículas facetadas e, à medida que o ângulo em relação à direção de laminação aumenta, as partículas apresentam aparência mais arredondadas.

As Figuras 25 A a E mostram as imagens do microscópio eletrônico de varredura nas diferentes direções: 0°, 22,5°, 45°, 67,5 e 90° da direção de laminação para a amostra laminada a frio da bobina 1. Nessas imagens é possível observar a existência de partículas de segunda fase distribuídas de forma heterogênea na matriz de alumínio. Observa-se também nas Figuras 25 A a E partículas facetadas e, à medida que o ângulo em relação à direção de laminação aumenta, as partículas apresentam aparência mais arredondadas.

Figura 25 – Microestrutura do material laminado a frio da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);
 B) 22,5° da direção de laminação;
 C) 45° da direção de laminação;
 D) 67,5° da direção de laminação;
 E) 90° da direção de laminação (transversal).

As Figuras 26 a 28 apresentam as amostras tratada termicamente a 150 °C / 1 hora, tratada termicamente a 180 °C / 1 hora e pintada da bobina 1, respectivamente. Para cada uma das amostras foram observadas a distribuição de partículas a 0°, 22,5°, 45°, 67,5° e 90° da direção de laminação. Não foi possível observar diferenças entre quantidade de partículas e dispersão delas nas diferentes amostras.

Figura 26 – Microestrutura do tratado termicamente a 150 °C / 1 hora da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);
 B) 22,5° da direção de laminação;
 C) 45° da direção de laminação;
 D) 67,5° da direção de laminação;
 E) 90° da direção de laminação (transversal).

Figura 27 – Microestrutura do material tratado termicamente a 180 °C / 1 hora da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);
 B) 22,5° da direção de laminação;
 C) 45° da direção de laminação;
 D) 67,5° da direção de laminação;
 E) 90° da direção de laminação (transversal).

É possível observar nas Figuras 26, 27 e 28 uma distribuição de precipitados finos e grosseiros ao longo das amostras. Os precipitados grosseiros apresentam formas facetadas. É possível observar nas microestruturas na direção de laminação (0°) que os precipitados estão alongados e alinhados e à medida que o ângulo em relação à direção de laminação aumenta é possível observar um aumento do número de partículas com o formato

arredondado, indicando que estas partículas que estavam alinhadas com a direção de laminação foram cortadas transversalmente.

Figura 28 – Microestrutura do material pintado da bobina 1 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);
 B) 22,5° da direção de laminação;
 C) 45° da direção de laminação;
 D) 67,5° da direção de laminação;
 E) 90° da direção de laminação (transversal).

Utilizando a técnica de espectroscopia de dispersão de energia de raios-X (EDS) foi possível caracterizar quanto a composição química elementar as partículas encontradas nas microestruturas. A análise dos difratogramas revelou que estes precipitados apresentam

composições químicas distintas. O precipitado da Figura 29 A apresenta em sua composição Al, Fe e Mn enquanto o precipitado mostrado na Figura 29 B apresenta Mg e Si e o precipitado da Figura 29 C e D apresentam Al, Fe, Mn e Si.

Figura 29 – Imagens da bobina 1 observada em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) precipitado com forma facetada com quebra cujo espectro indica presença de Al, Fe, Mn (0°);

B) precipitado de Mg_2Si ;

C) precipitado com forma facetada cujo espectro indica presença de Al, Fe, Mn;

D) precipitado com forma pentagonal cujo espectro indica presença de Al, Fe, Mn e Si.

Conforme mencionado nos estudos de Li e Arnberg (2004b), os precipitados observados nas Figuras 29 D parecem corresponder à fase $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$, precipitada após o tratamento de homogeneização em alta temperatura e tempo onde é formada a partir da transformação da fase $Al_3(Fe, Mn)$. Essa transformação depende do tempo e da temperatura de homogeneização das placas antes do processo de laminação à quente. Os precipitados das Figuras 29 A e C parecem corresponder à fase $Al_3(Fe, Mn)$. O precipitado de Mg_2Si é considerado um endurecedor para as ligas de alumínio quando finamente distribuído na matriz.

As amostras da bobina 2 foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura para análise da microestrutura. As Figuras 30 a 33 apresentam as microestruturas das

amostras da bobina 2 laminadas a frio, tratadas termicamente a 150 °C / 1 hora, 180 °C / 1 hora e pintadas, respectivamente nas direções 0°, direção de laminação, 45° e 90°.

Figura 30 – Microestrutura do material laminado à frio da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);

B) 45° da direção de laminação;

C) 90° da direção de laminação (transversal).

Figura 31 – Microestrutura do material tratado termicamente a 150 °C / 1 hora da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);

B) 45° da direção de laminação;

C) 90° da direção de laminação (transversal)

Figura 32 – Microestrutura do material tratado termicamente a 180 °C / 1 hora da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);

B) 45° da direção de laminação;

C) 90° da direção de laminação (transversal).

Figura 33 – Microestrutura do material pintado da bobina 2 observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) na direção de laminação (0°);

B) 45° da direção de laminação;

C) 90° da direção de laminação (transversal).

Utilizando a técnica de espectroscopia de dispersão de energia de raios-X (EDS) caracterizou-se também quanto a composição química elementar as partículas encontradas nas microestruturas da bobina 2. A análise dos difratogramas revelou que estes precipitados apresentam composições químicas distintas. Os precipitados da Figura 34 A foram identificados como 1 e 2 e apresentam em sua composição Mg, Si e Al e Fe, Mn e Mg, respectivamente. Enquanto os precipitados mostrados na Figura 34 B apresentam Al, Fe, Mn, precipitado 3, e Mg e Si precipitado 4. Não foram encontrados precipitados de Al, Fe, Mn e Si, fase α . A análise da composição do precipitado 2 e 3 é mostrada no espectro da Figura 35.

Figura 34 – Imagens do material observado em microscópio eletrônico de varredura, ataque HF 0,5%, SE.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) (1) precipitado de Mg_2Si e (2) precipitado com forma facetada com cujo espectro indica presença de Al, Fe, Mn (0°);

B) (3) precipitado com quebra cujo espectro indica presença de Al, Fe, Mn e (4) precipitado de Mg_2Si .

Figura 35 – Espectro dos precipitados contendo Fe, Mn e Al (2) e (3) das Figuras 34 A e B, respectivamente.

Fonte: Própria autora.

Observou-se a evolução da microestrutura das amostras das bobinas 1 e 2 laminadas a frio, pintadas e tratadas termicamente a 150 °C / 1 hora, 180 °C / 1 hora e 165 °C / 1 hora, sendo essa última condição avaliada apenas para a bobina 2. As Figuras 36 e 37 mostram os contornos de grão para as duas condições.

Figura 36 – Imagens das amostras da bobina 1 observadas em microscópio ótico na direção de laminação, ataque eletrolítico de 3,33% de HBF_4 e 96,67% de água destilada.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) laminada a frio;

B) tratada termicamente a 150 °C / 1 hora;

C) tratada termicamente a 180 °C / 1 hora;

D) pintada.

Figura 37 – Imagens das amostras da bobina 2 observadas em microscópio ótico na direção de laminação, ataque eletrolítico de 3,33% de HBF_4 e 96,67% de água destilada.

Fonte: Própria autora.

Nota: A) laminada a frio;

B) tratada termicamente a 150 °C / 1 hora;

C) tratada termicamente a 165 °C / 1 hora;

D) tratada termicamente a 180 °C / 1 hora;

E) pintada.

Observa-se nas análises os grãos alongados no sentido de laminação. Não foi possível observar para as condições analisadas alterações nos formatos dos grãos.

4.2 Ensaios de tração

A partir do ensaio de tração dos materiais na condição laminado a frio, tratado a 150 °C / 1 hora, tratado a 180 °C / 1 hora e pintado foram obtidos valores referentes à ductilidade e aos limites de escoamento e tração. O diagrama da Figura 38 são curvas representativas para os ensaios na direção longitudinal de laminação 0° da bobina 1.

Figura 38 – Curva tensão-deformação da liga AA 5182 para a bobina 1 - laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada.

Fonte: Própria autora.

As Tabela 6 e 7 mostram os resultados comparativos para as direções 0°; 22,5°, 45°; 67,5° e 90° em relação à direção de laminação para a bobina 1 e 2, respectivamente. Observou-se, portanto, uma redução nos limites de escoamento e de resistência do material além de um aumento do alongamento com o aumento da temperatura de tratamento quando comparados com o material encruado à temperatura ambiente. Tais efeitos podem ser associados à maior atividade de discordâncias móveis em temperaturas mais elevadas. No entanto, os baixos valores de ductilidade avaliados pelo alongamento percentual na faixa de 5,56 a 11,09 %, estão diretamente relacionados ao efeito direto dos elementos em solução sólida e pela presença das partículas frágeis, como observadas no item 4.1, resultantes do processo de produção da liga em questão.

O limite de escoamento ($377, \pm 2,7$ MPa para a bobina 1 e $381,5 \pm 1,3$ MPa para a bobina 2) e limite de resistência ($426 \pm 1,1$ MPa para a bobina 1 e $427,7 \pm 2,2$ MPa para a bobina 2) observados neste trabalho está compatível com os resultados de Nascimento (2004), onde o limite de escoamento foi de 388,6 MPa e o limite de resistência entre 400 e 420 MPa, para a liga AA 5182 laminada a frio com 80% de redução.

Outros valores de propriedades de interesse foram determinados para as amostras estudadas nesse trabalho como o módulo de elasticidade, a resiliência e a tenacidade (SOUZA, 1982) e são apresentados nas Tabelas 6 e 7.

Tabela 6 – Resultados das propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração das amostras da bobina 1: laminadas a frio, tratadas por 150 °C / 1 hora; 180 °C / 1 hora e pintada.

Tratamento	Direção	LR (MPa)	LE (MPa)	Alongamento (%)	E (Gpa)	Resiliência (MPa)	Tenacidade (N.m/mm ³)
Laminado a frio	0°	425,97 ± 1,15	377,23 ± 2,75	6,45 ± 0,71	72,68 ± 2,97	0,98 ± 0,05	25,88 ± 2,76
Laminado a frio	22,5°	418,45 ± 1,13	361,15 ± 0,64	8,19 ± 1,03	69,44 ± 1,00	0,94 ± 0,01	31,91 ± 3,96
Laminado a frio	45°	408,81 ± 2,59	356,24 ± 1,31	10,81 ± 1,19	68,16 ± 0,64	0,93 ± 0,01	41,34 ± 4,55
Laminado a frio	67,5°	419,99 ± 0,65	370,07 ± 0,79	8,54 ± 0,46	69,46 ± 0,94	0,99 ± 0,01	33,73 ± 1,77
Laminado a frio	90°	434,17 ± 3,00	372,82 ± 1,85	8,51 ± 0,41	71,25 ± 1,07	0,98 ± 0,02	34,33 ± 1,83
150 °C / 1 h	0°	415,64 ± 1,44	363,96 ± 1,15	5,56 ± 0,43	71,56 ± 0,68	0,93 ± 0,01	21,67 ± 1,66
150 °C / 1 h	22,5°	412,27 ± 2,39	351,93 ± 3,43	8,37 ± 0,50	70,28 ± 1,80	0,93 ± 0,01	31,97 ± 1,88
150 °C / 1 h	45°	399,03 ± 2,15	348,10 ± 0,76	9,09 ± 1,39	68,63 ± 1,79	0,88 ± 0,03	33,98 ± 5,27
150 °C / 1 h	67,5°	410,47 ± 0,45	358,92 ± 0,55	7,33 ± 0,04	69,62 ± 1,40	0,93 ± 0,02	28,19 ± 0,13
150 °C / 1 h	90°	422,57 ± 1,82	365,20 ± 1,64	7,87 ± 0,50	71,06 ± 1,46	0,94 ± 0,01	31,02 ± 2,08
180 °C / 1 h	0°	400,93 ± 1,42	346,27 ± 2,39	7,71 ± 0,32	72,56 ± 1,36	0,83 ± 0,01	28,82 ± 1,28
180 °C / 1 h	22,5°	403,12 ± 1,65	342,51 ± 2,47	10,31 ± 0,50	69,03 ± 0,84	0,93 ± 0,02	38,43 ± 1,88
180 °C / 1 h	45°	386,71 ± 1,44	333,16 ± 1,41	11,09 ± 1,59	68,24 ± 1,01	0,81 ± 0,01	39,92 ± 5,65
180 °C / 1 h	67,5°	400,93 ± 1,65	344,28 ± 0,28	10,25 ± 0,72	68,37 ± 1,20	0,87 ± 0,02	38,20 ± 2,61
180 °C / 1 h	90°	410,83 ± 0,76	351,37 ± 1,37	10,03 ± 0,45	71,57 ± 0,87	0,86 ± 0,02	38,24 ± 1,70
Pintado	0°	411,55 ± 0,62	364,22 ± 1,08	5,73 ± 0,94	72,87 ± 0,14	0,91 ± 0,01	22,24 ± 3,61
Pintado	22,5°	409,13 ± 1,37	355,20 ± 1,48	10,43 ± 0,25	70,42 ± 0,43	0,93 ± 0,00	21,67 ± 1,66
Pintado	45°	397,23 ± 1,17	347,97 ± 0,96	8,88 ± 1,13	68,51 ± 1,49	0,88 ± 0,02	33,09 ± 4,29
Pintado	67,5°	411,03 ± 2,07	359,61 ± 3,02	6,89 ± 0,42	74,08 ± 2,87	0,87 ± 0,05	26,57 ± 1,76
Pintado	90°	418,48 ± 1,31	367,46 ± 1,08	9,35 ± 0,63	72,76 ± 1,32	0,93 ± 0,01	36,76 ± 2,60

Fonte: Própria autora.

Tabela 7 – Resultados das propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração das amostras da bobina 2: laminadas a frio, tratadas por 150 °C / 1 hora; 165 °C / 1 hora; 180 °C / 1 hora e pintada.

Tratamento	Direção	LR (MPa)	LE (MPa)	Alongamento (%)	E (Gpa)	Resiliência (MPa)	Tenacidade (N.m/mm ³)
Laminado a frio	0°	427,7 ± 2,2	381,5 ± 1,3	6,1 ± 0,2	75,3 ± 2,5	0,97 ± 0,04	24,81 ± 0,90
Laminado a frio	22,5°	418,6 ± 2,8	373,6 ± 1,3	7,7 ± 0,1	73,7 ± 2,3	0,95 ± 0,03	30,68 ± 0,58
Laminado a frio	45°	405,9 ± 1,9	359,4 ± 3,0	9,4 ± 1,5	71,2 ± 1,8	0,91 ± 0,01	36,02 ± 6,02
Laminado a frio	67,5°	414,4 ± 1,0	360,0 ± 0,8	9,6 ± 0,6	73,6 ± 1,2	0,88 ± 0,01	37,02 ± 2,34
Laminado a frio	90°	426,7 ± 1,8	374,7 ± 1,1	8,3 ± 0,6	74,2 ± 1,2	0,95 ± 0,02	33,44 ± 2,42
150 °C / 1 h	0°	415,1 ± 1,9	366,0 ± 1,3	6,6 ± 0,8	76,0 ± 0,8	0,88 ± 0,02	25,61 ± 3,19
150 °C / 1 h	22,5°	410,0 ± 1,8	360,8 ± 1,0	7,4 ± 0,2	74,7 ± 1,1	0,87 ± 0,02	28,67 ± 0,74
150 °C / 1 h	45°	397,4 ± 1,8	349,4 ± 0,6	9,3 ± 1,4	72,5 ± 0,1	0,84 ± 0,00	34,58 ± 5,15
150 °C / 1 h	67,5°	405,5 ± 3,1	350,0 ± 4,1	10,0 ± 0,6	74,0 ± 2,2	0,83 ± 0,01	37,64 ± 1,91
150 °C / 1 h	90°	419,8 ± 0,6	367,4 ± 1,4	8,2 ± 0,5	75,9 ± 0,3	0,89 ± 0,01	32,41 ± 1,90
165 °C / 1 h	0°	412,8 ± 2,9	362,1 ± 1,7	5,9 ± 0,8	75,5 ± 2,2	0,87 ± 0,03	22,67 ± 3,03
165 °C / 1 h	22,5°	405,7 ± 1,5	357,8 ± 2,1	7,7 ± 0,6	75,2 ± 2,2	0,85 ± 0,02	29,40 ± 2,30
165 °C / 1 h	45°	392,4 ± 0,6	343,9 ± 1,2	9,5 ± 0,7	72,4 ± 2,6	0,82 ± 0,03	35,10 ± 2,36
165 °C / 1 h	67,5°	400,7 ± 1,9	347,3 ± 0,9	9,1 ± 0,7	73,7 ± 2,8	0,82 ± 0,03	34,11 ± 2,82
165 °C / 1 h	90°	414,8 ± 2,0	362,6 ± 1,3	9,0 ± 1,6	74,5 ± 0,2	0,88 ± 0,00	35,07 ± 6,20
180 °C / 1 h	0°	394,4 ± 0,8	343,7 ± 2,0	7,9 ± 0,5	75,2 ± 2,5	0,79 ± 0,03	28,98 ± 1,97
180 °C / 1 h	22,5°	394,0 ± 2,9	344,1 ± 1,7	8,3 ± 0,9	74,1 ± 1,8	0,8 ± 0,02	30,52 ± 3,52
180 °C / 1 h	45°	383,3 ± 0,8	335,9 ± 1,1	10,4 ± 0,9	72,1 ± 1,0	0,78 ± 0,02	37,47 ± 3,19
180 °C / 1 h	67,5°	392,8 ± 0,7	339,8 ± 0,7	9,3 ± 1,3	74,7 ± 2,2	0,77 ± 0,02	34,24 ± 4,74
180 °C / 1 h	90°	404,1 ± 2,3	354,7 ± 1,2	9,4 ± 1,4	72,2 ± 6,8	0,88 ± 0,09	35,57 ± 5,25
Pintado	0°	404,8 ± 3,8	359,0 ± 3,5	7,0 ± 0,3	79,3 ± 7,7	0,82 ± 0,09	26,61 ± 1,27
Pintado	22,5°	406,6 ± 1,8	357,0 ± 0,5	7,4 ± 0,7	79,0 ± 2,0	0,81 ± 0,02	28,35 ± 2,69
Pintado	45°	394,2 ± 1,1	347,9 ± 2,4	9,1 ± 2,1	78,3 ± 1,1	0,77 ± 0,02	33,62 ± 7,85
Pintado	67,5°	405,9 ± 1,1	352,3 ± 3,2	10,2 ± 0,2	73,9 ± 4,3	0,84 ± 0,03	38,52 ± 0,69
Pintado	90°	412,9 ± 2,9	365,1 ± 1,2	8,1 ± 0,1	77,3 ± 4,7	0,86 ± 0,08	31,43 ± 0,72

Fonte: Própria autora.

Com base na Tabela 6 é mostrado nas Figuras 39 e 40 graficamente o comportamento dos limites de escoamento, limite de resistência, resiliência e tenacidade, respectivamente, em função dos ângulos de orientação para as amostras consideradas neste trabalho da bobina 1. Com base na Tabela 7, as Figuras 41 e 42 apresentam os dados para a bobina 2.

O valor do módulo de elasticidade para o material laminado à frio apresentado na Tabela 6 ($72,68 \pm 2,97$ GPa) e Tabela 7 ($75,3 \pm 2,5$ GPa) estão próximos ao módulo de elasticidade reportado para as ligas de alumínio, 70 GPa (CALLISTER,2002).

A resiliência do material laminado à frio a 0° mostrado na Tabela 6 ($0,98 \pm 0,05$ N.mm/mm³) e Tabela 7 ($0,97 \pm 0,4$ N.mm/mm³) são maiores do que o reportado por Antunes para a liga AA 6351-T6 ($0,80 \pm 0,00$ N.mm/mm³). Para todas as condições observa-se que a 45° da direção de laminação as amostras possuem menor capacidade de absorver energia na região elástica, ou seja, menor resiliência (ANTUNES, 2017).

O valor de tenacidade observado na Tabela 6 para o material deformado a frio na direção de laminação ($25,88 \pm 2,76$ N.mm/mm³) e Tabela 7 ($24,81 \pm 0,9$ N.mm/mm³) são menores do que o valor encontrado para a liga AA 6351-T6 no trabalho de Antunes (2017). Para todas as condições é possível observar que a tenacidade a 45° é maior do que na direção de laminação, 0° (ANTUNES, 2017). A tenacidade e a resiliência das amostras pintadas e tratadas termicamente a 150°C apresentam valores semelhantes.

Figura 39 – Curvas referentes aos limites de escoamento da liga AA 5182 - bobina 1- laminada a frio, tratada a 150°C / 1 hora; tratada a 180°C / 1 hora e pintada a 0° ; $22,5^\circ$; 45° ; $67,5^\circ$ e 90° da direção de laminação.

Fonte: Própria autora.

Figura 40 – Diagrama referente aos limites de resistência da liga AA 5182 - bobina 1- laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.

Fonte: Própria autora.

Figura 41 – Curvas referentes aos limites de escoamento da liga AA 5182 – bobina 2 - laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 165 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.

Fonte: Própria autora.

Figura 42 – Diagrama referente aos limites de resistência da liga 5182AA – bobina 2 - laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 165 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°; 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.

Fonte: Própria autora.

Os diagramas revelaram uma queda acentuada da resistência mecânica à 45° da direção de laminação. Resultados similares foram encontrados no trabalho proposto por Jeffrey et al. (1993) como mostra a Figura 16, os quais justificaram tal comportamento com base na redução dos valores de anisotropia devido ao processo de recuperação dinâmica em altas temperaturas. No entanto, neste trabalho destaca-se outro ponto importante e de interesse tecnológico para o processo produtivo do material tampas das latas, o qual se refere ao comportamento similar entre o material pintado e o material tratado ao forno a 150 °C / 1 hora para teores de Mg e Cu da ordem da bobina 1 considerando, portanto, os valores dos limites de escoamento e resistência. Essa similaridade possibilita a realização de tratamentos térmicos em laboratório simulando o processo de pintura.

Com base no trabalho de Jeffrey (1993) a curva da Figura 43 foi elaborada. Ela apresenta a diferença entre o limite de escoamento a 0° e o limite de escoamento a 45°, anisotropia, para as condições laminado à frio, pintado, tratado termicamente a 150 °C / 1 hora e 180 °C / 1 hora. É possível observar que o valor da anisotropia das amostras analisadas é menor com o aumento da temperatura de tratamento. Observa-se também que a amostra pintada apresenta comportamento similar à amostra tratada termicamente a 150 °C / 1 hora. Esses resultados são coerentes com os resultados apresentados no trabalho de Jeffrey et al. (1993) onde foi observado que a anisotropia da liga AA 5182 que na condição laminada a frio era de aproximadamente 20 MPa, quando submetida a um tratamento isotérmico a 150 °C / 1 hora resultou em uma anisotropia de 13 MPa, e após 8 horas nesta temperatura 10 MPa (Jeffrey et al., 1993). Para a bobina 2 foi possível observar valores de anisotropia similares ao da bobina 1 nas condições laminada a frio e após o tratamento de 150 °C / 1 hora. No entanto, observou-se que uma queda acentuada da anisotropia após pintura e tratamento térmico a 180 °C / 1 hora.

Figura 43 – Gráfico da anisotropia (0°-45°) do limite de escoamento da liga AA 5182 laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora.

Fonte: Própria autora.

O *spread*, que é a diferença entre o limite de resistência e o limite de escoamento, é uma maneira conveniente para caracterizar a ductilidade da chapa em operações de conformação. Na Figura 44 é possível observar que o *spread* para as amostras laminada à frio, tratada termicamente a 150 °C / 1 hora, tratada termicamente a 180 °C / 1 hora e pintada. Os valores de *spread* encontrados são similares aos valores encontrados por Jeffrey et al. (1993), cerca de 55 MPa. Observa-se que o *spread* e o alongamento aumentam quando compara-se as amostras laminada a frio e tratada termicamente a 180 °C, isso ocorre devido à aniquilação de defeitos, aumentando a ductilidade. É possível observar que o *spread* do material pintado apresenta o menor valor dentre os materiais comparados (Jeffrey et al., 1993).

Figura 44 – Gráfico do *spread* e alongamento da liga AA 5182 laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0° da direção de laminação: a) bobina 1; b) bobina 2.

Fonte: Própria autora.

Lee et al. (2016) estudaram o efeito da adição de Mg na resistência e ductilidade de para ligas de alumínio recristalizadas com diferentes percentuais desse elemento químico. Os

teores de Mg comparados foram 0% (alumínio puro), 3%, 5% 7% e 10%. Nesse estudo foi observado que o limite de escoamento e limite de resistência aumentaram com o aumento do Mg e a ductilidade foi reduzida.

O estudo da curva tensão-deformação real da liga AA 5182 laminada à frio, tratada termicamente a 150 °C, tratada termicamente a 180 °C e pintada foi conduzido pelo uso da equação de Ludwik para modelar a resposta mecânica do material. Pelo uso dos resultados obtidos, os parâmetros requeridos para a equação de Ludwik (K e n) foram determinados usando a técnica da regressão pelo método dos mínimos quadrados, equação 7, e são mostrados na Tabela 8.

Tabela 8 – Valores das constantes n e K para a liga AA 5182 laminada à frio, tratada termicamente a 150 °C / 1 hora; tratada termicamente a 180 °C / 1 hora e pintada para as direções 0°, 22,5°, 45°, 67,5° e 90°.

Tratamento	Direção	Bobina 1		Bobina 2	
		Coefficiente de encruamento [n]	Coefficiente de resistência [K] (MPa)	Coefficiente de encruamento [n]	Coefficiente de resistência [K] (MPa)
Laminado a frio	0°	0,077 ± 0,003	549 ± 3	0,072 ± 0,001	540 ± 1
Laminado a frio	22,5°	0,084 ± 0,001	553 ± 3	0,073 ± 0,001	534 ± 4
Laminado a frio	45°	0,08 ± 0,004	530 ± 10	0,074 ± 0,001	519 ± 1
Laminado a frio	67,5°	0,078 ± 0,002	540 ± 4	0,079 ± 0,001	537 ± 1
Laminado a frio	90°	0,083 ± 0,001	567 ± 4	0,076 ± 0,001	550 ± 2
150 °C / 1 h	0°	0,082 ± 0,006	541 ± 12	0,076 ± 0,005	530 ± 9
150 °C / 1 h	22,5°	0,081 ± 0,006	534 ± 13	0,074 ± 0,001	521 ± 2
150 °C / 1 h	45°	0,081 ± 0,001	520 ± 2	0,075 ± 0,002	508 ± 4
150 °C / 1 h	67,5°	0,082 ± 0,002	534 ± 3	0,083 ± 0,005	531 ± 6
150 °C / 1 h	90°	0,083 ± 0,001	553 ± 4	0,079 ± 0,001	545 ± 1
165 °C / 1 h	0°	-	-	0,075 ± 0,003	524 ± 10
165 °C / 1 h	22,5°	-	-	0,077 ± 0,004	520 ± 8
165 °C / 1 h	45°	-	-	0,078 ± 0,002	506 ± 4
165 °C / 1 h	67,5°	-	-	0,078 ± 0,002	517 ± 5
165 °C / 1 h	90°	-	-	0,076 ± 0,002	530 ± 3
180 °C / 1 h	0°	0,096 ± 0,001	545 ± 2	0,091 ± 0,002	533 ± 3
180 °C / 1 h	22,5°	0,089 ± 0,002	536 ± 3	0,081 ± 0,003	510 ± 4
180 °C / 1 h	45°	0,087 ± 0,002	512 ± 3	0,085 ± 0,002	505 ± 3
180 °C / 1 h	67,5°	0,087 ± 0,004	527 ± 8	0,085 ± 0,002	519 ± 4
180 °C / 1 h	90°	0,093 ± 0,005	551 ± 10	0,084 ± 0,006	531 ± 12
Pintado	0°	0,083 ± 0,007	542 ± 13	0,08 ± 0,006	527 ± 16
Pintado	22,5°	0,084 ± 0,002	537 ± 5	0,075 ± 0,003	517 ± 4
Pintado	45°	0,078 ± 0,002	513 ± 5	0,072 ± 0,002	500 ± 3
Pintado	67,5°	0,074 ± 0,002	522 ± 6	0,079 ± 0,003	526 ± 6
Pintado	90°	0,079 ± 0,001	541 ± 2	0,075 ± 0,002	528 ± 4

Fonte: Própria autora.

Os valores de n e K encontrados neste trabalho para a direção longitudinal de laminação para a amostra laminada à frio da bobina 1, $0,077 \pm 0,003$ e 549 ± 3 MPa respectivamente, encontram-se acima dos valores reportados para a liga AA 6351-T6, 0,066 e 434,26 MPa, no trabalho de Antunes (ANTUNES, 2017). Lee et al. (2016) determinaram o coeficiente de encruamento (n) para ligas de alumínio recristalizadas com diferentes percentuais de Mg. Para uma adição de 3% Mg, comparada ao alumínio puro, o valor de n aumentou de 0,21 para 0,32. Nesse estudo foi observado um aumento de resistência e ductilidade com o aumento do Mg para essas ligas. O Mg, quando adicionado ao Al, é um átomo substitucional e funciona bloqueando a escalagem de discordâncias. No entanto, as ligas de Al-xMg apresentam maior resistência que alumínio puro. O grau de resistência causado devido à essa substituição para essas ligas varia com a quantidade de Mg dissolvida na matriz. Enquanto isso, adicionar Mg ao Al conduz a um decréscimo na energia de falha de empilhamento tornando o escorregamento com desvio menos efetivo, contribuindo com o aumento do coeficiente de encruamento. Esse aumento da habilidade de encruamento por deformação alivia a deformação localizada, acomodando maiores deformações. Tal efeito permite processos de estampagem leves mais eficientes.

Na comparação feita entre as bobinas 2 e 1, na direção de laminação na condição laminada à frio, observa-se um aumento do n , de 0,072 para 0,077.

Comparando os valores de n e K para as diferentes condições e direções observa-se que para todas as condições estudadas o valor de n e K a 45° da direção de laminação são menores que as demais direções. O valor de n para o material tratado a $180^\circ\text{C} / 1$ hora é 20% maior que o valor de n para o material laminado a frio, indicando que este material possui uma maior habilidade de acomodar deformação plástica durante o carregamento, tanto para a bobina 1 como para a bobina 2. Isso se deve à movimentação de discordâncias causada pela elevação da temperatura, com isso, o metal possuirá maior habilidade de deformar-se quando solicitado mecanicamente. O coeficiente de encruamento do material pintado e do material tratado termicamente a $150^\circ\text{C} / 1$ hora apresentam valores semelhantes, na ordem de $0,08 \pm 0,01$.

4.3 Medições de dureza

Foram realizadas medições de dureza nas amostras das bobinas 1 e 2 nas diferentes condições: laminada a frio, tratada termicamente a $150^\circ\text{C} / 1$ hora; tratada termicamente a $180^\circ\text{C} / 1$ hora, pintada e somente para a bobina 2, tratada termicamente a $165^\circ\text{C} / 1$ hora.

A Figura 45 e 46 compila os dados para as diferentes direções e condições. Os valores estão na faixa de 109 a 131 HV com desvios na faixa de 0 a 17,21 HV. Apesar da queda de dureza observada para as amostras analisadas a 150 °C, não foi possível identificar diferenças significativas entre as direções e tratamentos. No entanto, destaca-se que, as diferenças marcantes observadas nos desvios podem estar associadas aos efeitos da distribuição heterogênea de partículas, como discutidas no item 4.1 e, as respectivas características de fragilidade das fases como identificadas por Li e Arnberg (2004a). Com base nos estudos de Antunes (2017), os valores encontrados estão acima de durezas típicas para as ligas tradicionais como AA 6351-T6 ($83,7 \pm 4,4$ HV) e abaixo da AA 7050/T7451 ($170 \pm 2,7$ HV) de aplicação nos setores automobilístico e aeronáutico, respectivamente. Tais ligas também passam por processos de conformação a frio. No entanto, os valores típicos de ductilidade, nestes casos, são de duas a três vezes superiores ao material considerado neste trabalho. Portanto, segundo a ABAL (2017c), não existe uma relação direta entre as medidas de dureza e as propriedades mecânicas das várias ligas de alumínio. As medidas de dureza são superficiais e as medidas referentes aos limites de resistência e escoamento correspondem a valores médios associados ao *bulk*. Desta forma, isso justifica em parte, a não observação da redução da dureza média a 45° da direção de laminação, ao contrário do que foi observado para as propriedades em tração destacados no item 4.2.

Figura 45 – Curvas representativas das médias das medições de dureza da liga AA 5182 para a bobina 1 - nas condições laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°, 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.

Fonte: Própria autora.

Figura 46 – Curvas representativas das médias das medições de dureza da liga AA 5182 para a bobina 2 - nas condições laminada a frio, tratada a 150 °C / 1 hora; tratada a 165 °C / 1 hora; tratada a 180 °C / 1 hora e pintada a 0°; 22,5°, 45°; 67,5° e 90° da direção de laminação.

Fonte: Própria autora.

5 CONCLUSÃO

A partir da análise da microestrutura do material laminado, tratado termicamente a 150 °C / 1 hora, 180 °C / 1 hora e pintado foi possível observar, para todos os casos e direções, partículas de segunda fase e dispersóides distribuídos heterogeneamente na matriz de alumínio. As partículas de segunda fase apresentam-se na forma facetada e, na direção de laminação (0°), algumas apresentaram-se alongadas. O mesmo comportamento é observado para a bobina 2, com menor teor de Mg e Cu.

A análise das partículas no MEV permitiu a identificação de Mg₂Si e partículas de segunda fase contendo Fe, Mn e Mg. Foi possível identificar também partículas contendo Fe, Mn, Mg e Si.

Os valores de dureza média foram encontrados na faixa de 110 a 131 HV.

As propriedades mecânicas do material tratado termicamente a 150 °C / 1 hora apresentam resultados similares ao material pintado para a bobina com maior teor de Mg, bobina 1. Os limites de escoamento e resistência apresentaram queda de valores a 45° independentemente das condições testadas.

Os valores encontrados neste trabalho para a tenacidade e resiliência para as amostras pintadas e tratadas termicamente a 150 °C / 1 hora são semelhantes. A resiliência diminui para a direção a 45° da laminação, comparado com a direção longitudinal, 0°, enquanto a tenacidade aumenta.

O valor do coeficiente de encruamento, n , do material tratado a 180 °C / 1 hora apresentou um aumento de 20% quando comparado ao material laminado à frio para as duas condições testadas.

Observou-se que a anisotropia do material com maior teor de Mg, bobina 1, é maior do que o material com menor teor, bobina 2 para as condições pintado e tratado termicamente a 180 °C / 1 hora. Para as condições laminado a frio e tratado termicamente a 150 °C / 1 hora, o oposto é observado.

Desta forma, as análises mecânicas e metalográficas contribuíram de forma efetiva para compreensão dos efeitos do processo de produção na resposta mecânica da liga em questão. No entanto, diante dos resultados apresentados neste trabalho, uma das conclusões mais importantes está relacionada à possibilidade de se prever as propriedades mecânicas do material pintado utilizando-se de tratamento térmico a 150 °C / 1 hora com amostras em fornos de laboratório reduzindo os custos de fabricação. Outro efeito, de importância tecnológica está associado à adição de Mg no aumento da anisotropia do material pintado, o qual deverá ser investigado em trabalhos futuros.

6 TRABALHOS FUTUROS

Diante dos resultados apresentados e discussões presentes neste trabalho sugere-se como tópicos de futuros trabalhos:

- a) Análise da macro e microtextura após as operações de laminação e pintura da liga em questão;
- b) Análise de fases e estrutura de discordâncias por microscopia eletrônica de transmissão após cada passo do processo;
- c) Execução de estampagem em laboratório e determinação dos índices de anisotropia;
- d) Efeitos do teor de Mg no processo de fabricação e na anisotropia da liga AA 5182.

REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **Coletânea de Normas Técnicas – Alumínio e Suas Ligas**. São Paulo: ABAL, 2008. 758 p.

_____. **Anuário Estatístico 2012**. São Paulo: ABAL, 2013. 64 p.

_____. **História do alumínio**. 2017a. Disponível em: <http://www.abal.org.br>. Acesso em: 10 jun. 2017.

_____. **Anuário Estatístico 2016**. São Paulo: ABAL, 2017b. 89 p.

_____. **Características químicas e físicas**. 2017c. Disponível em: <http://www.abal.org.br>. Acesso em: 10 jun. 2017.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DOS FABRICANTES DE LATA DE ALTA RECICLABILIDADE (ABRALATAS). **A importância da lata para a indústria do alumínio**. Disponível em: <http://www.abralatas.com.br>. Acesso em: 09 de out. 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E384 – Standard test method for microindentation hardness of materials**. 2001a.

_____. **ASTM E08 – Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. 2001b.

ANTUNES, A. M. B. S. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo de ligas de alumínio AA6351 e AA7050 para aplicação aeronáutica**. 2017. 195 p. Tese (Doutorado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2017.

BROWN, J. M.; CLINCH, M. R.; EVANS, P. V. **Oxidation of can end stock AA5182 and its relation to final gauge streaking**. Investigation report. [s.l.]:[s.n.], 1996.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 5. ed. LTC, 2002. 589 p.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653 p.

DOHERTY, R. D. The deformed state and the nucleation of recrystallization. **Metal Science Journal**, v. 8, n. 1, p. 132-142, 1974.

ENGLER, O. Nucleation and growth during recrystallization of aluminium alloys investigated by local texture analysis. **Materials Science and Technology**, v.12, n. 10, p. 859-872, 1996.

ENGLER, O.; KUHNKE, K.; HASENCLEVER, J. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 728, p. 669- 681, 2017.

GONÇALVES, M. Processamento termomecânico e evolução microestrutural de ligas de alumínio: aspectos da metalurgia física fundamental. In: TSCHIPTSCHIN, A. P. e outros (eds). **Textura e relações de orientação**. 2. ed. São Paulo: IPEN, 2003. p. 329-348.

HIRSCH, J. Texture and anisotropy in industrial applications of aluminium alloys. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 50, n. 1, p. 21-34, 2005.

JAMALY, N., HAGHDADI, N., PHILLION, A. B., Microstructure, macrosegregation, and thermal analysis of direct chill cast AA5182 aluminum alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, p 2067-2073, 2015.

JEFFREY, P. W., MILLS, P. E., LLOYD D.J., BURGER, G. The influence of recovery on yield strength anisotropy in cold rolled AA5182. In: MERCHANT H. G. et al. **Aluminum alloys for packaging**. Warrendale: TMS, 1993. p. 335-346.

KAMAT R. G. AA3104 Can-body stock ingot: characterization and homogenization. **Journal of Metals**, v. 48, n. 6, p. 34-38, 1996.

LEE, N. H., CHEN, J. H.; KAO, P. W.; TSENG, T. Y.; SU, J. R. Anisotropic tensile properties of recovery annealed aluminum alloy sheet. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 4-5, p. 1979-1986, 2011.

LEE, B. H.; KIM, S. H.; PARK, J. H.; KIM, H. W.; LEE, J. C. Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al-Mg alloys. **Materials Science & Engineering: A**, v. 657, p. 115-122, 2016.

LI, J.; KIM, S.; LEE, T. M.; KRAJEWSKI, P. E.; WANG, H.; HU, J. S. The effect of prestrain and subsequent annealing on the mechanical behavior of AA5182-O. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 10-11, p. 3905-3914, 2011.

LI, Y. J., ARNBERG, L. Solidification structures and phase selection of iron-bearing eutectic particles in a DC-cast AA5182 alloy. **Acta Materialia**, v. 52, n. 9, p. 2673-2681, 2004a.

_____. A eutectoid phase transformation for de primary intermetallic particle from (Fe, Mn) to (Fe, Mn) in AA5182 alloy. **Acta Materialia**, v. 52, n. 10, p. 2945-2952, 2004b.

LIU, W. C.; ZHAI, T.; MAN, C. S.; MORRIS, J. G. Quantification of recrystallization texture evolution in cold rolled AA5182 aluminum alloy. **Scripta Materialia**, v. 49, n. 6, p. 539-545, 2003.

MILAN, J. C. G. **Propriedades mecânicas dos metais**. 2014. Disponível em: <https://www.slideshare.net/ironsavior/aula-07-propriedadesmecanicasdometais>. Acesso em: 20 out. 2017.

MOORS, E. H. M. Technology strategies for sustainable metals production systems: a case study of primary aluminum production in the Netherlands and Norway. **Journal of Cleaner Production**, v. 14, n. 12-13, p. 1121-1138, 2006.

NASCIMENTO, L. V. **Efeito da temperatura de recozimento sobre as propriedades mecânicas e microestrutura da liga AA5182 em função do grau de redução a frio.** 75 p. 2014. Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2014.

PADILHA, A. F.; SICILIANO J. F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura.** São Paulo: ABM, 2005. 232 p.

PATROCINIO, P. R. G. **Caracterização da textura e do orelhamento (“earring”) da liga AA3104 após a redução a frio.** 2011. 115 p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

RATCHEV, P.; VERLINDEN, B.; VAN HOUTTE, P. Effect of preheat temperature on the orientation relationship of (Mn,Fe)Al₆ precipitates in AA5182 AlMg alloy. **Acta Metal. Mater.**, v. 43, n. 2, p. 621-629, 1995.

RUTTER, R. O. **Estudo da ocorrência de abertura espontânea da escotilha relacionada à corrosão sob tensão em tampas de alumínio utilizadas em latas para bebidas carbonatadas.** 78 p. 2011. Monografia (Tecnólogo em Metalurgia) – Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba, Pindamonhangaba, 2011.

RYEN, O. **Work hardening and mechanical anisotropy of aluminium sheets and profiles.** 192 p. 2003. Thesis (Doktor Ingeniør) – Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim, 2003.

SAUVAGE, X.; ENIKEEV, N.; VALIEV, R.; NASEDKINA, Y.; MURASHKIN, M. Atomic-scale analysis of the segregation and precipitation mechanisms in a severely deformed Al–Mg alloy. **Acta Materialia**, v. 72, p. 125-136, 2014.

SOUZA, S. A. **Ensaaios mecânicos de materiais metálicos – fundamentos teóricos e práticos.** 5. ed. São Paulo: Editora Blucher, 1982. 286 p.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **Aluminum standart and data.** 1990. p. 15.

TROPEANO, A.; NETO, T. R. **Novelis high-speed can end coating line** – operational results, in light metals. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc., 2015.

VATNE, H. E; FURU, T.; ORSUND, R.; NES, E. Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium. **Acta Materialia**, v. 44, n. 11, p. 4463-4473, 1996.

WANG, Y.; HUANG, G.; LIU, D.; CHEN, L.; HAN, T.; PENG, J.; PAN, F. Influence of blank holder type on drawability of 5182-O aluminum, sheet at room temperature. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 26, n. 5, p. 1251-1258, 2016.

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

ZHAO, Y. M.; WEN, W.; MORRIS, J. G. The differences in particle structures and recrystallization behaviors between DC and CC AA5052 aluminum alloys. **Materials Science and Engineering A**, v.373, n. 1-2, p. 167-174, 2004.

ZOU, B. CHEN, Z. Q.; LIU, C. H.; CHEN, J. H. Microstructure evolution of heavily deformed AA5083 Al–Mg alloy studied by positron annihilation spectroscopy. **Applied Surface Science**, v. 296, p. 154-157, 2014.

ZUMBA, A. A. F. **Estudo de redução do tempo de ciclo de homogeneização da liga AA5182**. 74 p. 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Área: Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.