

MAURÍCIO VIEIRA CALÇADA

**AVALIAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DA LIGA DE ALUMÍNIO
AA3104 EMPREGADA NA INDÚSTRIA DE FABRICAÇÃO DE LATAS LAMINADA
À FRIO COM E SEM INTERPASSES.**

Guaratinguetá - SP

2018

Maurício Vieira Calçada

**AVALIAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DA LIGA DE ALUMÍNIO
AA3104 EMPREGADA NA INDÚSTRIA DE FABRICAÇÃO DE LATAS LAMINADA
À FRIO COM E SEM INTERPASSES.**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador (a): Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá - SP

2018

C144a	Calçada, Maurício Vieira Avaliação mecânica e microestrutural da liga de alumínio AA3104 empregada na indústria de fabricação de latas laminada à frio com e sem interpassos / Maurício Vieira Calçada – Guaratinguetá, 2018. 85 f : il. Bibliografia: f. 80-85 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2018. Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira 1. Laminação (Metalurgia). 2. Ligas de alumínio. 3. Materiais laminados. I. Título
	CDU 621.771(043)


 Luciana Máximo
 Bibliotecária/CRB-8 3595

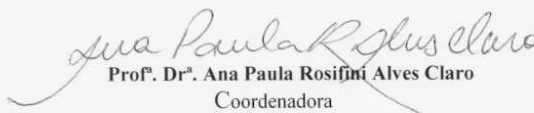


MAURICIO VIEIRA CALÇADA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof.ª. Dr.ª. Ana Paula Rosifini Alves Claro
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / UNESP/FEG


Prof.ª. Dr.ª. ANA PAULA ROSIFINI ALVES CLARO
UNESP/FEG


Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
FATEC/Pindamonhangaba

Fevereiro de 2018

DADOS CURRICULARES

MAURÍCIO VIEIRA CALÇADA

NASCIMENTO

14.09.1984 – GUARATINGUETÁ / SP

FILIAÇÃO

Waldir Soares Calçada

Lilian Maria Vasques Vieira Calçada

2016/2018

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de mestrado, na Faculdade de Engenharia no Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

2003/2007

Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia no Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

DEDICATÓRIA

À Família,
Pelo incentivo e suporte durante a realização deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

Aos meus pais, Waldir Soares Calçada e Lilian Maria Vasques Vieira Calçada, pela dedicação, amor e carinho que me proporcionaram a possibilidade de iniciar e concluir este trabalho.

À minha esposa, Fernanda Theresa Bueno Calçada, pelo incentivo e companheirismo sempre me apoiando ao longo da execução do mesmo.

À Novelis do Brasil Ltda. como um todo pela cooperação e apoio ao desenvolvimento desta dissertação.

Ao Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira pelo constante apoio e pela humildade em dividir seu conhecimento comigo.

Aos analista de laboratório Vitor Ataíde, pelo suporte e dedicação para realização das análises microestruturais.

Aos amigos que me acompanharam nesta jornada, por nunca me permitirem desanimar ou esmorecer nos momentos mais difíceis.

“Tente uma, duas, três vezes e se possível tente a quarta, a quinta e quantas vezes for necessário. Só não desista nas primeiras tentativas, a persistência é amiga da conquista. Se você quer chegar aonde a maioria não chega, faça o que a maioria não faz.”

Bill Gates.

CALÇADA, M.C. Avaliação Mecânica e Microestrutural da Liga de Alumínio AA3104 Empregada na Indústria de Fabricação de Latas Laminadas à Frio Com e Sem Tempo de Resfriamento entre Passes. 2018. 88f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2018.

RESUMO

Os fabricantes de latas vêm se tornando cada vez mais exigentes na qualidade e propriedades dos materiais utilizados na confecção de seus produtos. Um dos metais mais usados na indústria de manufatura de componentes obtidos através de estampagem e estiramento, como na fabricação de corpo de latas de bebidas, trata-se da liga de Alumínio AA3104. Isto se deve às suas propriedades mecânicas, estampabilidade, entre outra. Ela pertence ao grupo 3XXX, sendo que seu principal elemento de liga é o manganês (em pequenas quantidades / teores). Trata-se de uma liga não tratável termicamente, sendo que suas propriedades mecânicas são melhoradas a partir da formação de solução sólida e / ou deformação à frio. Desta forma, o presente estudo teve como objetivo avaliar de maneira detalhada a influência de duas diferentes condições de laminação à frio sobre o comportamento mecânico e microestrutural da liga de Alumínio AA3104: laminação à frio com tempo de resfriamento intermediário e sem tempo de resfriamento intermediário entre passes. A análise mecânica, por meio do Ensaio de Tração, mostrou que os materiais laminados com tempo de resfriamento intermediário obtiveram maiores valores de Limite de Escoamento (283,1 MPa) e Limite de Resistência a Tração (309,3 MPa) do que aqueles materiais laminados sem este tempo de resfriamento intermediário (273,2 e 300,0 MPa, respectivamente). Isto foi justificado pelo aumento da quantidade de partículas de segunda fase precipitados na matriz da liga, que dificultou a movimentação de discordâncias, tornando o material mais resistente.

PALAVRAS-CHAVE: AA3104. Laminação à Frio.

CALÇADA, M.C. Mechanical and Microstructural Evaluation of the AA3104 Aluminum Alloy Applied to the Can Manufacturing Industry Cold Rolled With and Without Intermediate Cooling Time Between Passes. 2018. 88f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) - Faculty of Engineering of Guaratinguetá Campus, Paulista State University, Guaratinguetá, 2018.

ABSTRACT

The manufacturers of cans have become increasingly demanding in quality and in the properties of the materials used to make their products. One of the most used metals in the manufacturing industry of components obtained by stamping, as in the manufacture of beverage cans body, is the AA3104 Alloy. This is due to its mechanical properties, stampability, among others. It belongs to the 3XXX group, and its main alloying element is manganese (in small amounts / contents). It is an alloy not thermally treatable, where its mechanical properties are improved from the formation of solid solution and / or cold forming. Therefore, the present study had as objective to evaluate in detail the influence of two different conditions of cold rolling on the mechanical and microstructural behavior of the aluminum alloy AA3104: cold rolling with intermediate cooling time and without intermediate cooling time between passes. The mechanical analysis, through the Tensile Test, showed that rolled materials with intermediate cooling time obtained higher values of Yield Strength (283,1 MPa) and Ultimate Tensile Strength (309,3 MPa) than those laminated materials without this intermediate cooling time (273,2 and 300,0 MPa, respectively). This was justified by the increase in the amount of second phase particles and precipitated dispersions in the alloy matrix, which made difficult the movement of dislocations, making the material more resistant.

KEY WORDS: AA3104. Cold Mill.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Cronologia da descoberta e uso do alumínio (ABAL, 2017)	19
Figura 2 – Etapas de Mineração da Bauxita.....	20
Figura 3 – Etapas do Refino da Alumina	21
Figura 4 – Etapas do Processo Hall-Héroult.	23
Figura 5 – Diagrama esquemático do Processo Hall-Héroult.	23
Figura 6 – Solidificação do alumínio fundido.....	24
Figura 7 – Etapas Básicas de Reciclagem de Alumínio.....	25
Figura 8 – Coleta, Separação, Prensagem e Segregação de Sucata.	26
Figura 9 - Distribuição de precipitados na liga AA3104 condição H19.	34
Figura 10 - Precipitado tipo α -Al ₁₂ (Fe,Mn) ₃ Si com forma arredondada. Ataque HF 0,5%.	35
Figura 11 - Precipitado tipo Al ₆ (Mn, Fe) com forma alongada. Ataque HF 0,5%.	35
Figura 12 - Correlação entre resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio e manganês presentes na liga Al-Mn-Mg.	36
Figura 13 - Processo de vazamento a) desenho esquemático do vazamento de placas e b) placas de alumínio no poço de vazamento.	38
Figura 14 – Etapas de processamento e obtenção de amostras para realização deste trabalho.	41
Figura 15 – Imagem das placas obtidas através do processo DC.....	41
Figura 16 – Imagem da laminação a quente laminador de quatro cadeiras.	42
Figura 17 – Laminador QUADRUO tipo Tandem de duas cadeiras responsável pela laminação dos materiais do grupo A.	43
Figura 18 – Laminador QUADRUO responsável pela laminação dos materiais do grupo B..	44
Figura 19 – Produto final do após conclusão do processo de laminação à frio – bobinas da liga AA3104.	45
Figura 20 – Processo de retirada de amostras para execução dos ensaios propostos – (a) e (b): amostras cortadas em dimensões finais: 0,262 x 100 x 400 mm.	45
Figura 21 – Processo de estampagem e obtenção dos corpos de prova para Ensaio de Tração.	46
Figura 22 – Imagem do equipamento utilizado para realização do Ensaio de Tração.	47
Figura 23 – Amostra cortadas para realização dos ensaios metalográficos propostos – (a): amostras após etapa de corte; (b): “painel sanduíche” elaborado.	47
Figura 24 – Processo de embutimento das amostras – (a): equipamento utilizado para embutimento das amostras; (b) amostras embutidas.	48
Figura 25 – Processo de polimento em pasta de diamante 6,0 μ m.	48
Figura 26 – Processo de polimento em abrasivo 5,0 de MgO em pó diluídos em 30 mL de água destilada.	49
Figura 27 – Processo de polimento em suspensão de sílica coloidal.	49
Figura 28 – Processo de ataque químico: solução de 0,5% de ácido fluorídrico HF em 99,5% de água destilada.	50
Figura 29 – Processo de ataque eletrolítico para revelação dos contornos de grão.	50

Figura 30 – Imagem do microscópio óptico utilizado para análise das imagens.	51
Figura 31 – Calibração do software utilizado para contagem de partículas de segunda fase. .	51
Figura 32 – Microscópio eletrônico de varredura utilizado neste trabalho.	52
Figura 33 – Histograma ilustrando os valores de limite de escoamento (em MPa) entre os materiais do grupo A e grupo B.	53
Figura 34 – Histograma ilustrando os valores de limite de resistência a tração (em kgf/mm ²) entre os materiais do grupo A e grupo B.	54
Figura 35 – Histograma ilustrando os valores de alongamento entre os materiais do grupo A e grupo B.	54
Figura 36 – Histograma ilustrando os valores de spread entre os materiais do grupo A e grupo B.	54
Figura 37 – Teste ANOVA para Limite de Escoamento – Comparação entre os materiais do grupo A e B.	55
Figura 38 – Teste ANOVA para Limite de Resistência à Tração – Comparação entre os materiais do grupo A e B.	55
Figura 39 – Teste ANOVA para Alongamento – Comparação entre os materiais do grupo A e B.	56
Figura 40 – Teste ANOVA para SPREAD – Comparação entre os materiais do grupo A e B.	56
Figura 41 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo A, ampliação 100X.	57
Figura 42 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo A, ampliação 200X.	57
Figura 43 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo A, ampliação 500X.	58
Figura 44 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo B, ampliação 100X.	58
Figura 45 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo B, ampliação 200X.	59
Figura 46 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo B, ampliação 500X.	59
Figura 47 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 0mm dos materiais do grupo A.	60
Figura 48 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 2mm dos materiais do grupo A.	61
Figura 49 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 4mm dos materiais do grupo A.	61
Figura 50 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 6mm dos materiais do grupo A.	62
Figura 51 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 8mm dos materiais do grupo A.	62
Figura 52 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 0mm dos materiais do grupo B.	63

Figura 53 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 2mm dos materiais do grupo B.	63
Figura 54 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 4mm dos materiais do grupo B.	64
Figura 55 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 6mm dos materiais do grupo B.	64
Figura 56 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 8mm dos materiais do grupo B.	65
Figura 57 – Comparação entre os valores de fração de área das partículas de segunda fase precipitadas entre os materiais do grupo A e B.	66
Figura 58 – Comparação entre os valores médios da fração de área das partículas de segunda fase precipitadas entre os materiais do grupo A e B.	66
Figura 59 – Análise da morfologia, tamanho e orientação dos grãos cristalográficos para os materiais do grupo B.	67
Figura 60 – Análise da morfologia, tamanho e orientação dos grãos cristalográficos para os materiais do grupo A.	68
Figura 61 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 587X, 20,00kV, elétrons secundários.	69
Figura 62 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 1251X, 20,00kV, elétrons secundários.	69
Figura 63 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 1844X, 20,00kV, elétrons secundários. (A e B)	70
Figura 64 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 5033X, 20,00kV, elétrons secundários.	70
Figura 65 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 587X, 20,00kV, elétrons secundários.	71
Figura 66 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 1257X, 20,00kV, elétrons secundários.	71
Figura 67 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 1843X, 20,00kV, elétrons secundários.	72
Figura 68 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 5047X, 20,00kV, elétrons secundários.	72
Figura 69 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV identificando as partículas alongadas e arredondadas. Aumento 2538X, 20,00kV, elétrons secundários.	73
Figura 70 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV identificando as partículas alongadas e arredondadas. Aumento 2385X, 20,00kV, elétrons secundários.	73
Figura 71 – Espectro observado para os precipitados com morfologia de extremidades arredondadas para as amostras do grupo A.	74
Figura 72 – Espectro observado para os precipitados com morfologia de extremidades arredondadas para as amostras do grupo B.	74
Figura 73 – Espectro observado para os precipitados com morfologia alongada para as amostras do grupo A.	75
Figura 74 – Espectro observado para os precipitados com morfologia alongada para as amostras do grupo B.	75

Figura 75 – Espectro comparativo entre os materiais do grupo A e B para os precipitados com morfologia arredondada.....	76
Figura 76 – Espectro comparativo entre os materiais do grupo A e B para os precipitados com morfologia alongada.	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Limites de composição química da liga AA3104, especificados pela <i>Aluminum Association</i>	27
Tabela 2 - Resumo dos resultados obtidos no Ensaio de Tração.....	55

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1 HISTÓRIA DO ALUMÍNIO.....	19
2.2 PROCESSO DE OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO PRIMÁRIO	20
2.2.1 <i>Mineração da Bauxita</i>	20
2.2.2 <i>Refino da Alumina</i>	21
2.2.3 <i>Redução do Alumínio</i>	23
2.3 PROCESSO DE OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO SECUNDÁRIO – RECICLAGEM	25
2.4 LIGAS DE ALUMÍNIO.....	26
2.4.1 <i>Liga AA3104</i>	31
2.5 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE CHAPAS PARA CONFEÇÃO DE LATAS DE BEBIDAS - LIGA AA3104.....	37
2.5.1 <i>Fusão do alumínio e lingotamento de placas</i>	37
2.5.2 <i>Laminação</i>	38
3 MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1 MATERIAIS	41
3.1.1 <i>Laminação a frio em laminador sem resfriamento intermediário</i>	43
3.1.2 <i>Laminação a frio em laminador com resfriamento intermediário</i>	44
3.2 MÉTODOS.....	46
3.2.1 – <i>Ensaio de tração</i>	46
3.2.2 – <i>Metalografia</i>	47
3.2.3 – <i>Microscopia óptica</i>	50
3.2.4 – <i>Microscopia eletrônica de varredura (MEV)</i>	52
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	53
4.1 – <i>Ensaio de tração uniaxial</i>	53
4.2 – <i>Microscopia Óptica</i>	57
4.2.1 – <i>Microscopia Qualitativa</i>	57
4.2.2 – <i>Microscopia Quantitativa</i>	60
4.2.3 – <i>Análise da Morfologia, Tamanho e Orientação dos Grãos Cristalográficos</i>	67
4.3 – <i>Microscopia Eletrônica de Varredura</i>	69
5 CONCLUSÕES	78
REFERÊNCIAS	80

1 INTRODUÇÃO

A história do alumínio e de suas múltiplas aplicações no mundo moderno é relativamente recente. Apesar de ser o mais abundante metal do planeta, ele não é encontrado naturalmente na forma metálica, e foi somente em 1825 que o dinamarquês Hans Christian Oersted conseguiu isolar o alumínio na forma como é hoje conhecido (ABAL, 2017). O alumínio é obtido a partir do minério bauxita, ressaltando apenas que o processo de extração deste minério, assim como dos demais, é uma atividade que provoca intenso impacto do solo e dos corpos hídricos próximos. Por esse motivo se mostra tão importante a reciclagem desse metal (RECICLOTERRA, 2017).

Em virtude da diversidade de ligas de alumínio e tratamentos térmicos existentes, uma classificação se faz necessária, sendo que a mais comum é aquela desenvolvida pela AA – Aluminum Association. No Brasil a NBR 6834 adota uma classificação similar a AA. A Aluminum Association classifica o alumínio e suas ligas segundo três critérios: quanto ao processo de fabricação, têmpera e composição química (DE CARVALHO, 2000).

O alumínio e suas ligas podem ser classificadas quanto ao processo de fabricação basicamente de duas maneiras: fundidas ou trabalhadas. A principal diferença existente entre os dois grupos se dá ao fato de que no primeiro, as ligas possuem baixo alongamento, tendo praticamente sua aplicação restrita a produtos fundidos. Já o segundo grupo referem-se as ligas de alto alongamento, permitindo posterior trabalho a quente ou a frio (ZANGRANDI, 2008). Tais ligas ainda podem ser sub-classificadas em tratáveis termicamente e não-tratáveis termicamente. As primeiras são aquelas onde há aumento da resistência mecânica e mudança da microestrutura através do processo de fornecimento de energia térmica e posterior resfriamento. Já as demais são aquelas em que o mesmo fenômeno só é possível mediante a realização de um trabalho a frio. Este é o caso da maioria dos produtos laminados de alumínio no Brasil, incluindo a liga AA3104 (PATROCINIO, 2011).

O liga de Alumínio AA3104 é uma liga classificada como Trabalhável Não-Tratável Termicamente, contendo como principal elemento de liga o manganês. O manganês é um importante elemento de liga na indústria do alumínio mesmo sendo utilizado em pequenos teores, inferiores à 1,5% (KOLOSOSKI et al., 1998). Durante os processamentos relacionados as deformações a quente e a frio dessa liga, ocorrem fenômenos metalúrgicos que favorecem

determinadas aplicações, tais como: estampagem de chapas e folhas para a fabricação de latas para bebidas (KOLOSOSKI et al, 1998, MERCHANT et al, 1990).

A pesquisa com este tipo de material é pequena, mesmo ocupando a segunda posição mundial na produção de latas para bebidas. Seu conhecimento teórico é preferencialmente desenvolvido e produzido nos países do primeiro mundo, sendo posteriormente transferido para as empresas multinacionais (FERRI et al, 2005).

Desta forma, o objetivo geral deste projeto foi avaliar a influência de duas diferentes condições de laminação à frio sobre o comportamento mecânico e microestrutural da liga de Alumínio AA3104 aplicada na indústria de fabricação de Corpo de Latas de Bebidas: laminação com tempo de resfriamento entre passes e sem resfriamento entre passes.

Para atender a este objetivo geral, devem ser atingidos os seguintes objetivos específicos:

- i. Caracterização mecânica da liga de alumínio AA3104 submetida a dois diferentes processos de laminação à frio: laminação com tempo de resfriamento entre passes e sem resfriamento entre passes.
- ii. Caracterização microestrutural da liga de alumínio AA3104 submetida a dois diferentes processos de laminação à frio: laminação com tempo de resfriamento entre passes e sem resfriamento entre passes.

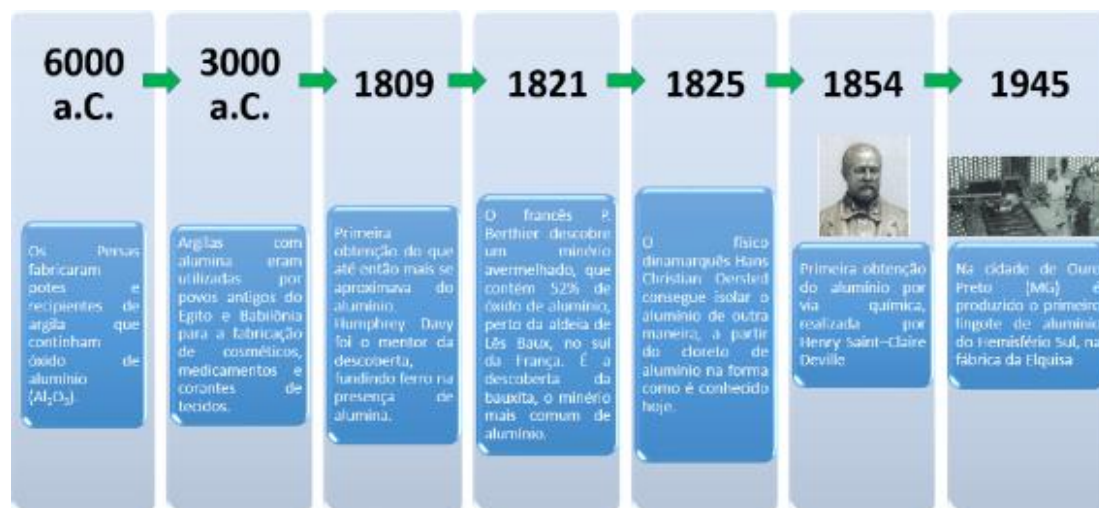
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 HISTÓRIA DO ALUMÍNIO

A história do alumínio e de suas múltiplas aplicações no mundo moderno é recente. Apesar de ser o mais abundante metal do planeta, ele não se encontra naturalmente na forma metálica e foi somente em 1825 que o dinamarquês Hans Christian Oersted conseguiu isolar o alumínio na forma como é hoje conhecido. Segundo a ABAL, o alumínio, mesmo sendo o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, é o metal mais novo usado em escala industrial. (ABAL, 2017)

Há milênios, alguns ceramistas da Pérsia já produziam seus vasos com uma cerâmica que continha óxido de alumínio. Egípcios e babilônios também já utilizaram substâncias contendo alumínio para fabricação de cosméticos e produtos medicinais. Tanto na Grécia quando na Roma antiga utilizavam a chamada “pedra-ume”, um sal de alumínio e potássio como mordente em tinturaria e adstringente em medicina, usos esses que até os dias de hoje ainda estão em vigor. (ABAL, 2017)

Figura 1 – Cronologia da descoberta e uso do alumínio (ABAL, 2017)



Fonte: Abal (2017).

Somente em 1866 quando nos Estados Unidos, Charles Martin Hall e na França Louis Toussaint Héroult, de maneira independente, ambos obtiveram o primeiro alumínio puro da dissolução eletrolítica de óxido de alumínio em banho de criolita. Tal processo (Hall-Héroult) é conhecido até hoje e ainda é o principal método de obtenção do metal puro (ABAL, 2017). O

procedimento Hall-Héroult é o que se usa atualmente e consome cerca de 15,9 kWhcc (média brasileira - 2011) para a produção de um quilo de alumínio primário (ABAL, 2017).

Anos mais tarde, a necessidade de fabricar produtos mais leves e resistentes impulsionou a indústria do alumínio durante a primeira guerra mundial e, desde então, tem ocupado uma posição mundial altamente estratégica, ao suprir com metal praticamente todos os setores da economia.

No Brasil esta história teve início com a instalação da Companhia Paulista de Artefatos de Alumínio em 1917, ano que a produção mundial do alumínio atingiu seu primeiro milhão de toneladas. Já a instalação das primeiras fábricas de alumínio primário no País ocorreu a partir dos anos 1950 (ABAL, 2017).

2.2 PROCESSO DE OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO PRIMÁRIO

O alumínio não é encontrado diretamente em estado metálico na crosta terrestre. Sua obtenção parte da Mineração da bauxita e segue para as etapas posteriores de Refinaria e Redução. É importante ressaltar que o processo de extração deste minério, assim como dos demais, é uma atividade que provoca intenso impacto do solo e dos corpos hídricos próximos, por esse motivo se mostra tão importante a reciclagem desse metal (RECICLOTERRA, 2017).

2.2.1 Mineração da Bauxita

O alumínio é obtido a partir do minério da bauxita que é constituída por óxido de alumínio hidratado de composições variáveis. A bauxita deve apresentar no mínimo 30% de óxido de alumínio (Al_2O_3) aproveitável para que a produção de alumínio seja economicamente viável. As etapas para mineração da bauxita podem ser visualizadas na Figura 2.

Figura 2 – Etapas de Mineração da Bauxita

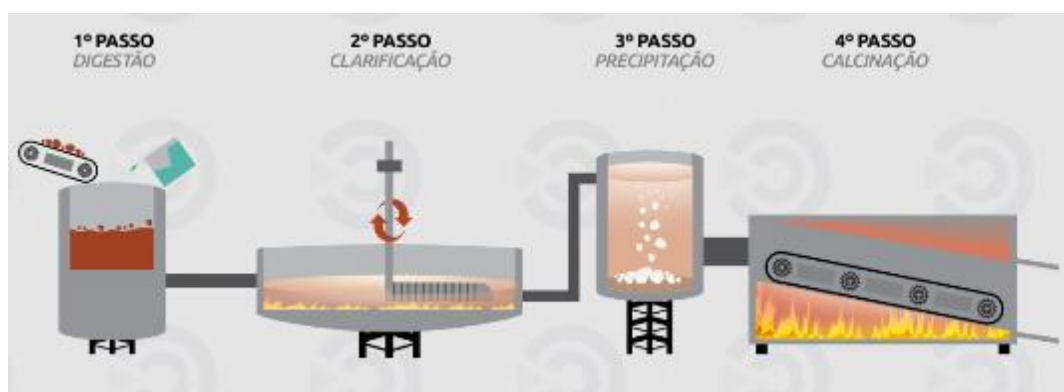


Fonte: Brasil Alumínio (2017).

2.2.2 Refino da Alumina

Essa fase do processo além de ser insumo para a obtenção do alumínio primário, a alumina tem diversas aplicações como a fabricação de materiais refratários, tratamento de água, uso em produtos abrasivos e para polimento, como retardante de chamas, na fabricação de velas de ignição entre outros. O processo mais utilizado para obtenção de alumina é o Processo Bayer (BRASIL ALUMÍNIO, 2017). Suas etapas podem ser visualizados na Figura 3.

Figura 3 – Etapas do Refino da Alumina

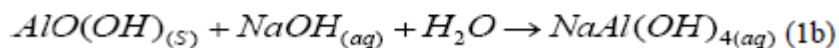
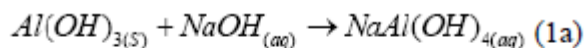


Fonte: Brasil Alumínio (2017).

O processo Bayer é o principal e o mais econômico método para produção de alumina e alumínio, a partir de bauxitos gibbsíticos com baixa porcentagem de sílica. A bauxita é moída e digerida em auto-clave com uma solução de hidróxido de sódio, carbonato de sódio e cal. A suspensão e o rejeito, denominado lama vermelha, após a digestão e resfriamento, são separados por sedimentação e filtração. Os principais constituintes da lama vermelha são: óxido de ferro, titânio, carbonato de cálcio e produtos de desilicação. Após a digestão, a suspensão de aluminato de sódio é introduzida em precipitadores, onde germens de gibsitá catalisam a formação de $\text{Al}(\text{OH})_3$. O precipitado é separado, lavado e calcinado. As condições de precipitação, tais como tempo, temperatura e condições de nucleação, são importantes no controle da distribuição de tamanho da partícula, textura e pureza do hidróxido produzido. No processo Bayer para cada 2-2,5 toneladas de bauxita tem-se, após a calcinação, aproximadamente 1 tonelada de alumina (BRASIL ALUMÍNIO, 2017).

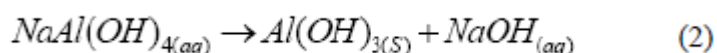
O estágio inicial, denominado digestão, envolve num primeiro momento a moagem da bauxita, seguida pela digestão propriamente dita com uma solução cáustica de hidróxido de sódio (NaOH) sob temperatura e pressão. As condições em que se processa a digestão (concentração, temperatura e pressão), variam de acordo com as propriedades da bauxita.

Plantas modernas comumente operam em temperaturas entre 200 e 240 °C, e pressão em torno de 30 atm (WAO, 2003). Nestas condições a maioria das espécies contendo alumínio é dissolvida, formando um licor verde, Eq. (1a) e (1b).



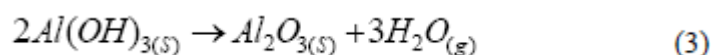
A clarificação é uma das etapas mais importantes do processo, nela ocorre a separação entre as fases sólida (resíduo insolúvel) e líquida (licor). Normalmente as técnicas empregadas envolvem espessamento seguido de filtração. O espessamento é um processo de decantação, em que o resíduo proveniente da digestão é encaminhado para unidades denominadas de espessadores/lavadores. O objetivo destas unidades é adensar o resíduo, aumentando seu teor de sólidos, para recuperar a maior quantidade de NaOH possível e fornecer um "overflow" para a filtragem. Nesta fase é comum a adição de polímeros (como hidroxamatos e poliacrilamida) para induzir a floculação das partículas nos espessadores ou até mesmo a utilização de processos de separação com membranas poliméricas (GOIS et al., 2003; HIND et al., 1999; IOM3, 2005).

Em seguida, ocorre a etapa de precipitação, quando se dá o esfriamento do licor verde. Após este esfriamento é feita adição de uma pequena quantidade de cristais de alumina (semeadura) para estimular a precipitação, em uma operação reversa à digestão, Eq. (2).



A alumina cristalizada é encaminhada para a calcinação e o licor residual contendo NaOH e alguma alumina é recirculada para a etapa de digestão (HIND et al., 1999).

A calcinação é a etapa final do processo, em que a alumina é lavada para remover qualquer resíduo do licor e posteriormente seca. Em seguida a alumina é calcinada a aproximadamente 1000 °C para desidratar os cristais, formando cristais de alumina puros, de aspecto arenoso e branco, Eq. (3) (HIND et al., 1999).



O resíduo insolúvel formado durante a clarificação, chamado genericamente de lama vermelha, é composto por óxidos insolúveis de ferro, quartzo, aluminossilicatos de sódio, carbonatos e aluminatos de cálcio e dióxido de titânio (geralmente presente em traços). Há uma

distinção entre as partículas grosseiras (areias) e as partículas finas (lamas), devido ao fato de serem geradas em momentos diferentes durante a clarificação. Entretanto, a disposição final dos dois materiais é operacional.

2.2.3 Redução do Alumínio

A obtenção do alumínio ocorre pela redução da alumina em um processo conhecido como Hall-Hérout. Ele pode ser dividido basicamente em 5 passos, conforme pode ser visualizado na Figura 4.

Figura 4 – Etapas do Processo Hall-Hérout.

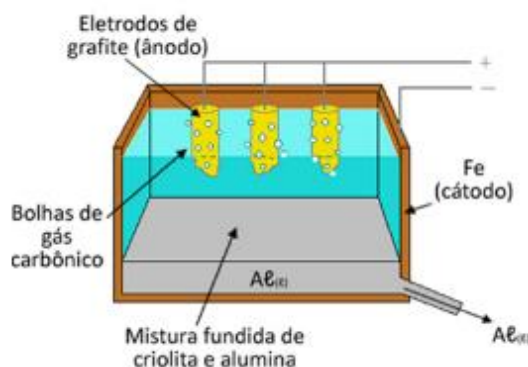


Fonte: Brasil Alumínio (2017).

Este processo consiste em colocar uma mistura fundida da alumina com a criolita ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Na}_3\text{AlF}_6$) num recipiente feito de ferro ou de aço (liga metálica cujo principal constituinte é o ferro), com eletrodos de carbono (pode ser de carvão ou de grafite) mergulhados nessa mistura. O processo se desenvolve em fornos especiais revestidos de carbono, também chamados de cubas eletrolíticas, que operam a aproximadamente 960°C (BRASIL ALUMÍNIO, 2017).

A cuba possui dois componentes principais: os anodos, dispostos na parte superior, e o catodo, ou cuba propriamente dita, onde se processa a eletrólise (diagrama da Figura 5).

Figura 5 – Diagrama esquemático do Processo Hall-Hérout.

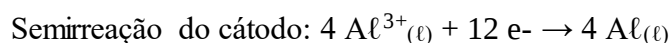


Fonte: Mundo do Alumínio (2017).

A criolita consegue baixar o ponto de fusão da alumina a cerca de 1000 °C. Visto que está fundida, a mistura líquida contém os íons $Al^{3+}_{(l)}$ e $O^{2-}_{(l)}$ livres.

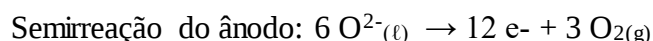


O recipiente de aço atua como cátodo, ou seja, como polo negativo, onde ocorre a redução dos cátions do alumínio:

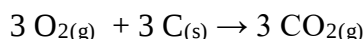


Esse alumínio formado permanece no estado líquido, porque o seu ponto de fusão é menor que o da mistura “criolita+alumina”, sendo igual a 660,37 °C. Porém, visto que sua densidade é maior que a densidade da mistura, ele desce para o fundo do recipiente, onde é coletado por escoamento.

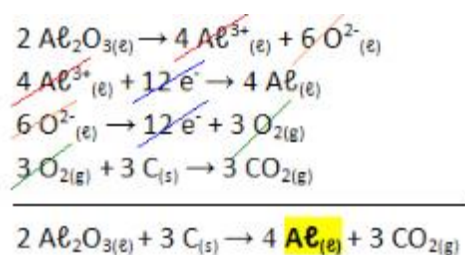
Os eletrodos de carbono atuam como ânodos, polos positivos onde há a oxidação dos ânions oxigênio:



Esse gás oxigênio formado reage com o carbono do eletrodo e forma o gás carbônico ($CO_{2(g)}$):



Desse modo, a equação global que ocorre nesse processo é dada por:



Depois o alumínio fundido é colocado em moldes, nos quais se solidifica (Figura 6).

Figura 6 – Solidificação do alumínio fundido.



Fonte: Mundo do Alumínio (2017).

2.3 PROCESSO DE OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO SECUNDÁRIO – RECICLAGEM

Em paralelo ao processo de obtenção do alumínio primário, os lingotes de alumínio podem ser obtidos a partir de sucata de alumínio. O alumínio é o primeiro nome lembrado quando o assunto é reciclagem. A reciclabilidade é um dos principais atributos do metal e reforça a vocação de sua indústria para a sustentabilidade em termos econômicos, sociais e ambientais. O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes, sem perder suas características no processo de reaproveitamento, ao contrário de outros materiais (ABAL, 2017).

O processo de reciclagem, além de colaborar com questões ambientais, utiliza apenas 5% da energia necessária para a produção do metal primário a partir do minério, tornando-o altamente atrativo. O processo industrial de reaproveitamento da sucata do alumínio obedece ilustradas na figura 7 (BRASIL ALUMÍNIO, 2017).

Figura 7 – Etapas Básicas de Reciclagem de Alumínio.



Fonte: Brasil Alumínio (2017).

Os primeiros processos envolvem a coleta de sucata e separação da sucata e prensagem do material selecionado e segregado (Figura 8).

Figura 8 – Coleta, Separação, Prensagem e Segregação de Sucata.



Fonte: Vilfer (2017).

A reciclagem do alumínio é iniciada no recebimento do material pelo reciclador. Há um processo de corte progressivo em pequenos fragmentos para a liberação de possíveis contaminações. Após tal fragmentação, há um processo de separação magnética seguido de uma separação por filtro pneumático para materiais pesados. Este processo tem sequência para o peneiramento vibratório para a retirada de materiais finos e completando assim a etapa de limpeza da sucata recebida (PIRES, 2002).

Posteriormente, há a queima de tintas e vernizes existentes, e consequentemente a retirada e eliminação de revestimentos, o que propicia o aumento da eficiência de operação de reciclagem. Finalmente, há o envio para os fornos de fusão estacionários.

Finalmente o metal líquido gerado nesse processo estará apto à adição de elementos de liga, estando intimamente relacionados com aplicação final desejada de cada material (PIRES, 2002).

2.4 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio e suas ligas são caracterizados principalmente por sua densidade relativamente baixa quando comparada com a densidade do aço, a condutividade elétrica e

térmica elevadas além de uma boa resistência à corrosão em alguns ambientes incomuns para outros materiais. Outro ponto forte das ligas de alumínio é sua elevada ductibilidade, ficando nítido em processos de laminação de até finas folhas (CALLISTER, 2002).

As ligas de alumínio podem ser classificadas quanto ao seu processo de fabricação: fundidas ou forjadas. A diferença principal entre esses dois processos é que as ligas fundidas possuem baixo alongamento, tendo praticamente apenas funções para produtos fundidos. Já as ligas forjadas apresentam alto alongamento, permitindo trabalhos a quente e a frio com o material, abrindo uma grande variedade de possíveis produtos (ZANGRANDI, 2008).

As ligas forjadas, também podem ser chamadas de trabalháveis. Essas ligas apresentam o produto final a partir de transformações de semimanufaturados, oriundos de transformação mecânica a quente ou a frio de tarugos ou placas. Os processos de conformação mecânica mais utilizados são: laminação, extrusão, trefilação e forjamento (ZANGRANDI, 2008).

As ligas de alumínio também podem ser classificadas de acordo com o tratamento térmico sofrido. Considerando-se os tratamentos térmicos das ligas de alumínio, deve-se inicialmente diferenciar as ligas termicamente tratáveis (séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e a maioria da série 8XXX), as que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, daquelas cujo aumento de dureza só pode ser obtido mediante trabalho mecânico e conseqüentemente encruamento (séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX) (ZANGRANDI, 2008).

A letra T é sempre seguida por um ou mais dígitos indicam que a liga foi termicamente tratada. Números de 1 a 10 indicam seqüências de tratamentos específicas:

T1 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após resfriamento de uma temperatura elevada em um processo de conformação a quente, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T2 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica após resfriamento de uma temperatura elevada em um processo de conformação, ou nos quais o efeito do trabalho

mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas

T3 = solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica após solubilização, ou nos quais o efeito do trabalho mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T4 = solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que não são trabalhados mecanicamente após solubilização, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou a planificação pode não ser reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T5 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após resfriamento de uma temperatura elevada em um processo de conformação a quente, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou a planificação pode não ser reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T6 = solubilizado e envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após solubilização, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou a planificação pode não ser reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T7 = solubilizado e estabilizado. Aplica-se a produtos que são estabilizados após solubilização para levá-los além do ponto de máxima resistência mecânica, de modo a permitir o controle de alguma característica especial.

T8 = solubilizado, trabalhado a frio, e então envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica, ou nos quais o efeito do trabalho mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T9 = solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica.

T10 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e então envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para

aumentar a resistência mecânica, ou nos quais o efeito do trabalho mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

As designações de tratamento térmico de “T1” a “T10” podem ser seguidas de dígitos adicionais, dos quais o primeiro não pode ser zero, a fim de indicar uma variação do tratamento básico, alterando assim significativamente as características do produto (ZANGRANDI, 2008). Alguns exemplos:

TX51 ou TXX51 – aplica-se aos produtos, que são submetidos a alívio de tensões por estiramento.

TX52 ou TXX52 – aplica-se aos produtos, que são submetidos a alívio de tensões por compressão.

As ligas que não são tratáveis termicamente são aquelas em que o incremento de resistência mecânica só é possível mediante a realização de um trabalho a frio. Este é o caso da maioria dos produtos laminados de alumínio no Brasil, cuja classificação é definida conforme indicado abaixo:

“F”- Como fabricado. Aplica-se aos produtos obtidos por conformação mecânica, não havendo nenhum controle térmico ou de encruamento especial durante o processamento e, nestes casos não se especifica as propriedades mecânicas.

· “O”- Recozido. Aplica-se aos produtos na condição de menor resistência mecânica.

· “H”- Encruado. Aplicável à maioria dos produtos laminados não-tratáveis termicamente, indicando que o aumento na propriedade mecânica se deu por trabalho a frio. A letra “H” é acompanhada de mais dois algarismos, que permitem identificar o processo aplicado e o seu grau de encruamento, conforme indicado a seguir:

HXX, sendo o primeiro X após o H o processo aplicado (1,2 e 3) e o segundo X o grau de encruamento (1, 2, 4, 6, 8 e 9).

Os números 1, 2 e 3 indicativos do processo aplicado significam:

1- Liga apenas encruada: As propriedades mecânicas obtidas, neste caso, são resultantes exclusivamente do trabalho a frio.

2- Liga encruada e recozida parcialmente: Neste caso, a liga é encruada até um grau de encruamento definido e, em seguida recozida parcialmente, reduzindo as propriedades mecânicas até um grau requerido. Este processo não é muito usual, em função das dificuldades de controle do processo de recozimento parcial.

3 – Liga encruada e estabilizada: A liga foi trabalhada a frio e em seguida submetida a um tratamento térmico a baixa temperatura, visando apenas um alívio das tensões geradas durante o processo de trabalho a frio. Este tratamento, normalmente, é aplicado a fim de promover a estabilidade dimensional e das propriedades mecânicas das ligas de Al-Mg.

Os números 1, 2, 4, 6, 8 e 9, indicativos do grau de encruamento, indicam o grau de endurecimento por trabalho a frio a que o produto foi submetido.

A classificação do alumínio e suas ligas, designada pela ANSI H35.1 da *Aluminium Association* e adotada pela ABNT (NBR 6834), é constituída de 4 dígitos, abrangendo tanto as ligas não-trabalháveis, quanto as trabalháveis por processos de conformação mecânica (CARVALHO, 2000). O primeiro dígito define sempre o grupo de ligas e indica o seu principal elemento.

1xxx - Al puro não ligado com 99,00% mínimo de Al. As principais propriedades são: excelente resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, baixa resistência mecânica e boa trabalhabilidade.

2xxx - ligas contendo COBRE como elemento de liga principal e adições de outros elementos, principalmente Mg. As ligas da série 2xxx são largamente empregadas na indústria aeronáutica e aeroespacial. As características principais dessas ligas são: semelhança de propriedade mecânica ao aço de baixo carbono, baixa resistência a corrosão e a necessidade de trabalho térmico para melhoria das propriedades.

3xxx - ligas contendo MANGANÊS como elemento de liga principal. As principais características dessas ligas são: excelente trabalhabilidade, não pode ser tratada termicamente, possui resistência mecânica cerca de 20% melhor do que as ligas de alumínio do grupo 1XXX.

4xxx - ligas contendo SILÍCIO como elemento de liga principal. As propriedades dessas ligas são: boa trabalhabilidade e não podemos tratar termicamente esse tipo de liga.

5xxx - ligas contendo MAGNÉSIO como elemento de liga principal. Essas ligas apresentam como características principais: excelente resistência a corrosão, de moderada a alta resistência mecânica e não pode ser tratada termicamente.

6xxx - ligas contendo MAGNÉSIO e SILÍCIO como elementos de liga principais. As características principais dessas ligas são: boa soldabilidade, boa maleabilidade além da boa resistência a corrosão.

7xxx - ligas contendo ZINCO como elemento de liga principal e adições de Cu, Mg, Cr e Zr. A principal característica dessas ligas é a excelente resistência mecânica.

8xxx – Ligas cujas composições apresentam diferentes elementos como Sn ou Li.

9xxx – reservada para uso futuro.

2.4.1 Liga AA3104

A liga de alumínio AA3104 pertence ao grupo 3XXX sendo uma liga não tratável termicamente. As suas propriedades mecânicas são aprimoradas com base na formação de solução sólida e/ou deformação a frio. Os efeitos do endurecimento por constituintes de segunda fase não são predominantes. A Tabela 1 apresenta a composição química da liga AA3104 bem como seus limites, conforme definidos pela *Aluminum Association*.

Tabela 1 - Composição química da liga AA3104, especificados pela *Aluminum Association*.

Liga	Mg	Mn	Fe	Si	Cu
AA3104	0,8-1,3	0,8-1,4	0,8 máx	0,6 máx	0,050-0,25

Fonte: The Aluminum (2009).

As partículas intermetálicas neste tipo de liga têm um papel considerável na formação / estruturação de sua microestrutura, além de afetar nas propriedades durante seu processamento após solidificação. A textura de laminação tem como consequência do tamanho, densidade e distribuição destas partículas. Tamanho de grão, anisotropia, formabilidade e acabamento superficial final também são afetados por estes elementos.

Ligas de alumínio contendo Mn, Fe e Si solidificam com a formação de intermetálicos na região interdendrítica. A estrutura dos particulados intermetálicos é instável devido a uma morfologia ramificada irregular e uma alta densidade de defeitos de crescimento. Ferro é um elemento de liga que possui uma elevada tendência de segregação no alumínio. Desta forma, as

partículas de segunda fase formadas durante o processo de solidificação contêm relativamente mais Fe do que Mn.

Após a fundição e durante os processamentos térmicos e mecânicos (homogeneização, deformações a quente e a frio), as partículas de segunda fase primárias passam por alterações de tamanho e forma. Estas partículas desestabilizam e crescem durante a exposição térmica, porém se decompõem e são redistribuídas durante a deformação. O tamanho das partículas de segunda fase primárias aumenta com a temperatura de homogeneização (MERCHANT et al., 1990).

As ligas de alumínio da série 3XXX apresentam, em sua estrutura bruta de fusão, uma matriz de alumínio com uma estrutura celular dendrítica com fases intermetálicas nos contornos de grão. Existem dois constituintes principais para estas partículas de segunda fase formadas na liga AA3104. São elas: fase ortorrômbica $Al_6(Fe,Mn)$ e fase cúbica $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. A quantidade relativa destas fases é determinada pela composição da liga bem como pela taxa de resfriamento.

Na produção convencional e comercial de placas da liga AA3104 a taxa de resfriamento é da ordem de $1^\circ C/s$. Nesta taxa, cerca de 85% das partículas primárias na estrutura bruta de fusão correspondem à fase $Al_6(Fe,Mn)$ e o restante corresponde a fase $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. Nesta condição de 25 a 30% do Mn precipitou na forma de partículas intermetálicas durante a solidificação e o restante do Mn ($\sim 70-75\%$) permanece na solução sólida, produzindo assim uma estrutura bruta de fusão a qual está em uma condição de solução sólida metaestável supersaturada (KAMAT, 1996).

Após a solidificação ocorre o processo de homogeneização, que modifica a microestrutura bruta de fusão da liga AA3104 consideravelmente e possui uma relação direta com as propriedades obtidas nas etapas de laminações a quente e a frio. Durante a homogeneização, as placas são submetidas a temperaturas entre $10-100^\circ C$ abaixo da curva *solidus* da liga e entre $20-100^\circ C$ acima da temperatura da laminação a quente. Para ligas do grupo 3XXX, o intervalo de temperatura da curva *solidus* está entre $630-645^\circ C$, a temperatura de homogeneização entre $530-620^\circ C$ e a temperatura inicial de laminação está entre $489-520^\circ C$ (MERCHANT et al., 1988).

A meta principal da etapa de homogeneização é reduzir a microsegregação existente na estrutura bruta de fusão, bem como aquecer o material para a temperatura de laminação desejada. Entretanto, acontecem diversas outras alterações na matriz da liga, tais como:

- precipitação de elementos supersaturados;

- dissolução de precipitados ou de outras fases metaestáveis;
- transformação da $Al_6(Fe,Mn)$ em $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ e
- crescimento de partículas intermetálicas estáveis.

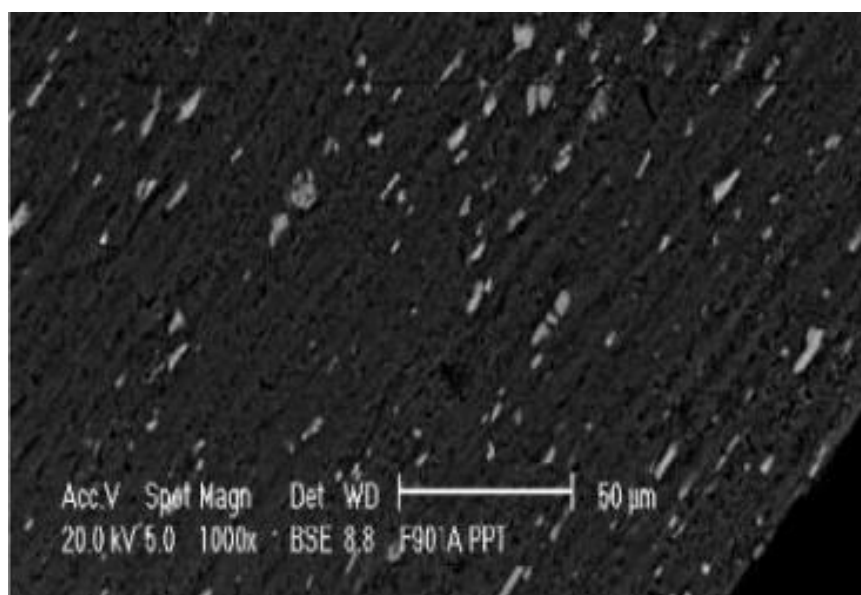
As ligas de alumínio do grupo 3XXX apresentam como característica uma baixa solubilidade do Mn e do Fe na matriz e por isso eles tendem a ser os componentes que estarão na condição supersaturada na matriz do alumínio bruta de fusão. Enquanto ocorre a homogeneização, a supersaturação de Mn e Fe é reduzida pela precipitação constituintes representados pela fase $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ ou da fase $Al_6(Fe,Mn)$ se a quantidade de Si for menor que 0.07% em peso (BOLINGBROKE, 1992).

Precipitados secundários formados durante a etapa de homogeneização em função da supersaturação de elementos na matriz são conhecidos como dispersóides. A formação destes precipitados durante o processo de homogeneização é um processo complexo envolvendo a nucleação de nova fase na matriz do alumínio seguido pelo crescimento até que todo o excesso de soluto tenha sido consumido. Nas ligas de alumínio AA3XXX, quando a placa é aquecida acima de 300°C, a fase $\beta-Mg_2Si$ começa a precipitar na matriz do Al. A uma temperatura próxima de 400°C, precipitados $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ começam a nuclear na fase $\beta-Mg_2Si$, a qual é dissolvida com o aumento da temperatura. Com o aumento da temperatura os dispersóides $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ continuam a precipitar, enquanto que os precipitados já existentes começam a coalescer. A fração volumétrica e o tamanho médio dos dispersóides crescem até uma temperatura próxima de 480°C quando a taxa de precipitação do Mn atinge o ponto máximo (WESTERMAN, 1993). Acima desta temperatura ocorre uma re-dissolução de dispersóides devido ao aumento da solubilidade do Mn no Al em altas temperaturas. A re-dissolução diminui a quantidade de dispersóides, porém, os dispersóides que ainda permaneceram sofrem um crescimento. O tamanho médio deste dispersóide depende do tratamento térmico e pode variar de 50 nm a 0,5 μm de diâmetro (BOLINGBROKE, 1992).

A função real de transformação de $Al_6(Fe, Mn)$ em $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ não é completamente compreendida, embora um aumento da $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ tem sido notado como melhoria na performance de estampagens profundas nas fábricas de confecção de corpos de latas; as partículas $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ são mais duras que as partículas $Al_6(Fe,Mn)$ e com isso ajudam na limpeza das ferramentas de estampagem, servindo como abrasivos. O teor de (Fe+Mn) na fase $Al_6(Fe,Mn)$ é de cerca de 25 % (em peso), enquanto que na fase α é da ordem de 32%. Com pouco ferro disponível na matriz, a transformação α retira tanto o Si como o Mn da matriz.

A Figura 9 mostra uma imagem obtida de uma lâmina de 3104 na condição H19 com espessura de 0,26 mm através do MEV (no modo elétrons retroespalhados), onde é possível observar uma distribuição de precipitados finos e grosseiros ao longo da espessura da bobina, sendo que os precipitados com maiores dimensões apresentam formas alongadas e facetadas.

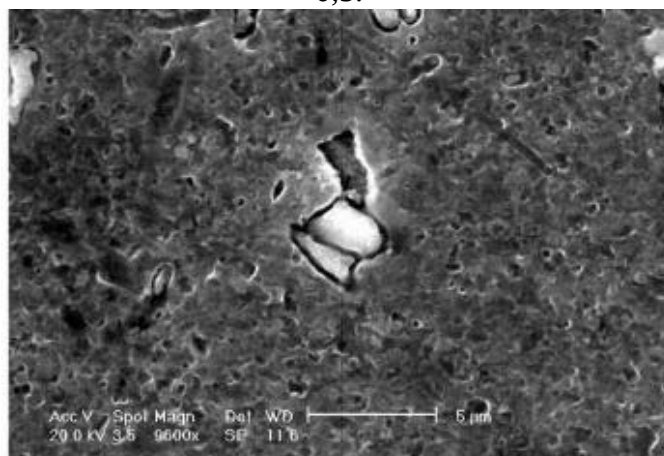
Figura 9 - Distribuição de precipitados na liga AA3104 condição H19.



Fonte: Fogazzi et al (2005).

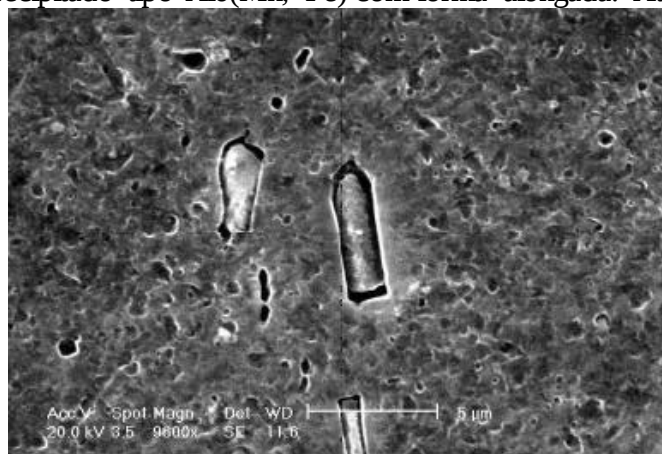
De maneira geral, é observado um alinhamento preferencial de partículas na direção de laminação e percebe-se a diferença morfológica dos precipitados, alguns com extremidades arredondadas, outros alongadas. Precipitados α - $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ apresentam maior dureza em relação às partículas $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$. Tal característica sugere a possibilidade de que os precipitados que aparecem alongados nas micrografias são do tipo $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ enquanto os precipitados não deformados na direção de laminação são do tipo α - $\text{Al}_{12}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}$. As Figuras 10 e 11 mostram imagens via MEV das partículas α - $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ e $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ respectivamente (FOGAZZI et al., 2005).

Figura 10 - Precipitado tipo $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$ com forma arredondada. Ataque HF 0,5.



Fonte: Fogazzi et al (2005).

Figura 11 - Precipitado tipo $\text{Al}_6(\text{Mn, Fe})$ com forma alongada. Ataque HF 0,5%.



Fonte: Fogazzi et al. (2005)

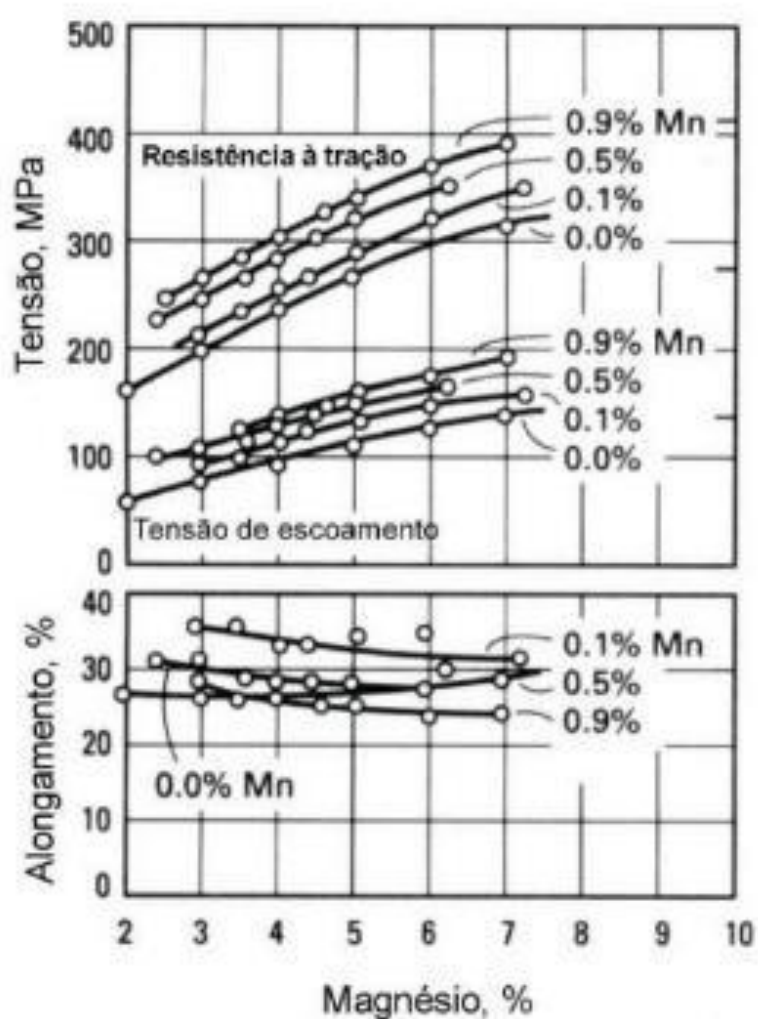
Caso sejam realizadas novas adições de Mn na liga AA3104, há a formação de precipitados complexos, que não apenas restringem o crescimento de grão durante o reaquecimento da placa, mas também proporciona o refino de grão durante a laminação. A razão de tais precipitações é formar partículas finamente dispersas na matriz, que retardam e inibem o crescimento de grão durante os aquecimentos realizados em processos subsequentes da liga. A presença dos dispersóides proporciona um menor tamanho de grão e, conseqüentemente, melhores níveis de propriedades mecânicas (PATROCINIO, 2011).

Para as ligas contendo tanto solução sólida como partículas de segunda fase e/ou precipitados dispersóides, todos esses componentes da microestrutura contribuem para aumentar a sua resistência mecânica. A Figura 12 mostra os efeitos do aumento dos teores de

magnésio e manganês sobre as propriedades mecânicas de uma liga de Al-Mg-Mn (PATROCINIO, 2011).

O aumento no teor de magnésio representa uma contribuição ao endurecimento por solução sólida. Já o aumento do teor de manganês proporciona uma maior fração de precipitados de segunda fase e dispersóides, que contribuem para o aumento da resistência mecânica controlando o tamanho de grão final do material (PATROCINIO, 2011).

Figura 12 - Correlação entre resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio e manganês presentes na liga Al-Mn-Mg.



Fonte: Hatch (1984)

2.5 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE CHAPAS PARA CONFEÇÃO DE LATAS DE BEBIDAS - LIGA AA3104

2.5.1 Fusão do alumínio e lingotamento de placas

Este processo consiste em (re)fundir todo o material recebido, juntamente com anteligas para realizar a correção da composição química de acordo com a aplicação final do material, existe a necessidade de que a sucata utilizada seja isenta de contaminação para evitar a geração excessiva de escória (CHUMSKY, 2003; PIRES, 2002).

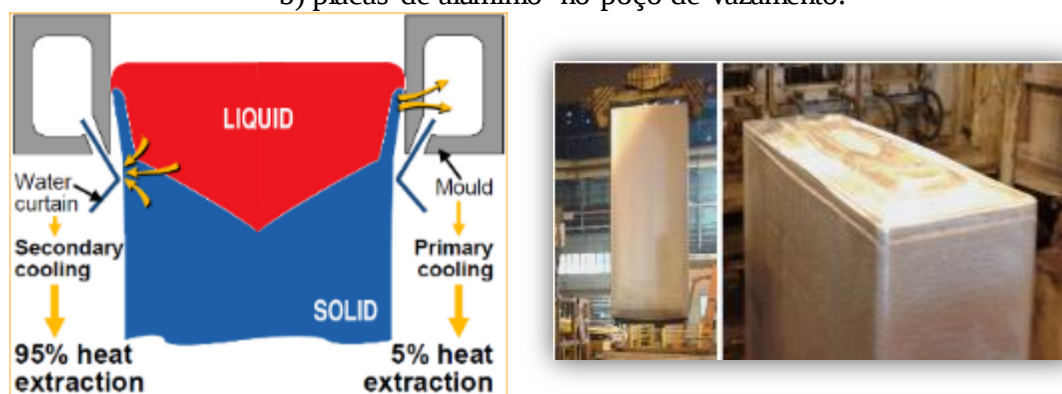
Nos fornos de fusão, além do metal líquido recebido do centro de reciclagem, sucata interna do processo de laminação, alumínio primário e anteligas fazem parte dos insumos padrões para produção da liga AA3104. Do metal líquido são retiradas amostras para análise química e o ajuste fino da composição química é feito adicionando-se anteligas.

Após a correção da composição química, o metal é transferido para fornos de tratamento de espera, onde são realizados uma série de processamentos para a retirada de álcalis, hidrogênio e inclusões com a mínima quantidade de geração de escória possível (PIRES, 2002).

Após o tratamento preliminar do alumínio no forno, há o lingotamento propriamente dito das placas. A etapa de vazamento consiste em realizar a migração do metal líquido por um molde refrigerado por água, sendo solidificado em formato de placas, com dimensões que podem variar em função da capacidade dos laminadores. O processo de solidificação é realizado em dois segmentos: formação de metal sólido na parede do molde refrigerado com água e solidificação do restante do lingote na seção transversal pela retirada de calor por meio de jatos de água. As dimensões das placas variam de acordo com a aplicação final do material. Uma dimensão típica de uma placa é 648 x 1860 x 5100 mm (PATROCINIO, 2011).

A Figura 13 representa o processo de vazamento. Na Figura 13 (a) temos uma representação esquemática do processo e na Figura 13 (b) temos a imagem do poço de vazamento.

Figura 13 - Processo de vazamento a) desenho esquemático do vazamento de placas e b) placas de alumínio no poço de vazamento.



Fonte: Autoria própria.

Este processo apresenta uma automação bastante refinada, pois é necessário o controle de nível e de fluxo do metal entrando nos moldes, controle do fluxo de vazão de água necessária para a formação da casca sólida para manter o metal líquido no interior da mesma, controlando assim, a taxa de resfriamento dos lingotes e permitindo dessa maneira, o vazamento de placas de forma mais controlada (INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2012).

2.5.2 Laminação

2.5.2.1 Laminação à quente

O processo de laminação a quente trata-se de uma etapa chave para o desenvolvimento termomecânico de fabricação de chapas de alumínio para a indústria de latas. Ele ocorre basicamente seguindo três estágios, conforme abaixo:

- Fresamento: é a etapa onde há uma remoção da superfície bruta de fusão nas faces de laminação da placa. Este estágio é necessário para que se remova a “camada sólida” do processo DC na superfície de laminação.

- Homogeneização: é o processo onde a placa é aquecida, acima da temperatura de recristalização antes de ser enviada para a laminação a quente.

- Laminação a quente propriamente dita: neste estágio, ocorre o envio das placas homogeneizadas para início do processamento termomecânico das mesmas. Este processamento inicia-se no laminador quádruplo reversível para desbaste das placas, transferindo o material posteriormente para um laminador do tipo tandem de quatro cadeiras. O produto final deste processo é uma bobina, que poderá ser laminada a frio ou comercializada como laminado à quente (CHUMSKY, 2003).

Os objetivos principais da etapa de homogeneização são os de remoção das microsegregações, redução da quantidade de manganês em solução sólida, promoção do coalescimento de particulados, além da transformação dos constituintes $Al_6(Fe,Mn)$ em $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ (transformação conhecida como $6 \rightarrow \alpha$).

Sun (1993) explica o mecanismo de redução do manganês em solução sólida. Este pode acontecer de três maneiras: primeiramente há uma precipitação de particulados de segunda fase ricos em manganês. Este mecanismo ocorre a 480°C, aproximadamente. Em uma segunda fase, há uma transformação dos constituintes eutéticos α , que promove a redução de Mn na solução. Na terceira etapa de redução do Mn em solução sólida, há um aumento de Mn contido nos constituintes eutéticos e nos particulados de segunda fase. Este processo pode ser afetado fortemente pela temperatura de pré-aquecimento e pelo espaçamento das ramificações dendríticas da estrutura de placa (SUN, 1993).

De acordo com Marshal (1996) as condições microestruturais atingidas com o tratamento prévio de homogeneização influenciam as mudanças de textura durante o processo de deformação a quente. Pode-se citar como condições microestruturais o nível de elementos em solução sólida e a distribuição de precipitados dispersóides, em particular o manganês em solução sólida e distribuição de precipitados $\alpha-Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ (MARSHAL et al., 1996).

Convencionalmente, o processo de laminação utilizado para produção de chapas para confecção de latas de bebidas de alumínio consiste em um laminador desbastador quadro reversível, seguido de um grupo de cadeira de laminadores de acabamento, conhecido na indústria do alumínio como *Tandem*.

A organização de número de passes de laminação nos laminadores desbastadores e de acabamento tem relação com os seguintes fatores: temperatura final de bobinamento, número de cadeiras e taxa de deformação em cada cadeira. A unidade da Novelis de Pindamonhangaba dispõe de dois equipamentos de laminação a quente para a fabricação de chapas para latas de bebidas.

Marshall e colaboradores (1996) informam as condições típicas de acabamento dos laminadores Tandem, para taxas de deformação entre 50 a 150 %/s e temperaturas entre 280 e 360 °C. Seus estudos demonstram a importância de se controlar a deformação com o objetivo de garantir o nível de textura cúbica. A temperatura empregada na fase de acabamento proporciona o recozimento da liga sem a necessidade de posterior tratamento térmico em forno, “self-annealing” (MARSHALL, et al., 1996).

2.5.2.2 Laminação a frio

O processo de laminação a frio da liga AA3104 apresenta dois objetivos básicos: aumento da resistência mecânica e balanceamento da anisotropia. A chapa para produção de latas de bebidas deve estar na condição de tratamento termomecânico H19, após uma deformação a frio de aproximadamente 85%. A resistência mecânica é aumentada e em contrapartida há uma redução da ductilidade da liga.

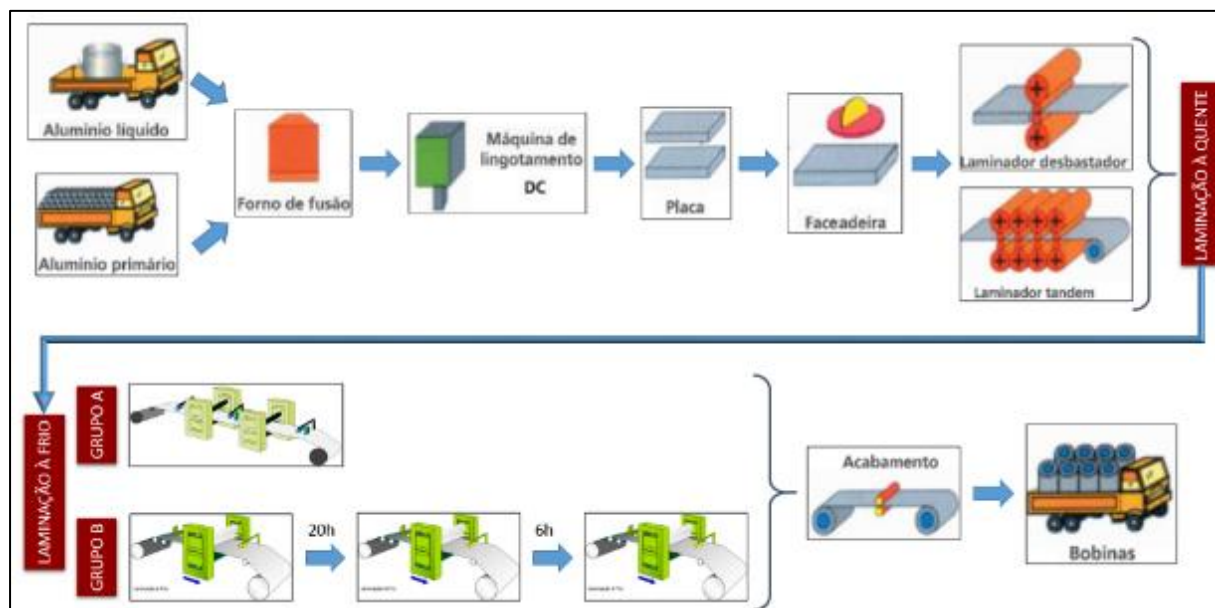
O processo de recozimento da tira a quente aumenta a textura cúbica proporcionando maiores orelhas (earing) a 90° da direção de laminação. A deformação a frio introduz uma componente de earing à 45° da direção de laminação. Estes dois fatores devem ser balanceados de forma a se obter latas estampadas com quatro orelhas, proporcionando baixo “earing” para o nível de encruamento desejado.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Os materiais analisados neste trabalho foram fornecidos pela empresa Novelis do Brasil Ltda. (Pindamonhangaba – SP). Seu processamento seguiu as etapas descritas no diagrama da Figura 19.

Figura 14 – Etapas de processamento e obtenção de amostras para realização deste trabalho.



Fonte: Autoria própria.

Primeiramente foram obtidas 108 placas da liga AA3104, produzidas pelo processo “Direct Chill” (DC). Numa mesma fusão foram vazadas placas com as seguintes dimensões 630 x 1850 x 5120 mm (espessura x largura x comprimento), conforme Figura 20 abaixo.

Figura 15 – Imagem das placas obtidas através do processo DC.



Fonte: Autoria própria.

.A composição química da liga AA3104, especificada pela “*Aluminum Association*”, e a observada no material utilizado neste estudo foi extraída através da realização de um ensaio de espectrometria de emissão ótica utilizando um espectrômetro ARL modelo 4460. A Tabela 2 mostra estes resultados.

Tabela 2 - Composição química da liga AA3104 analisada no material utilizado neste trabalho.

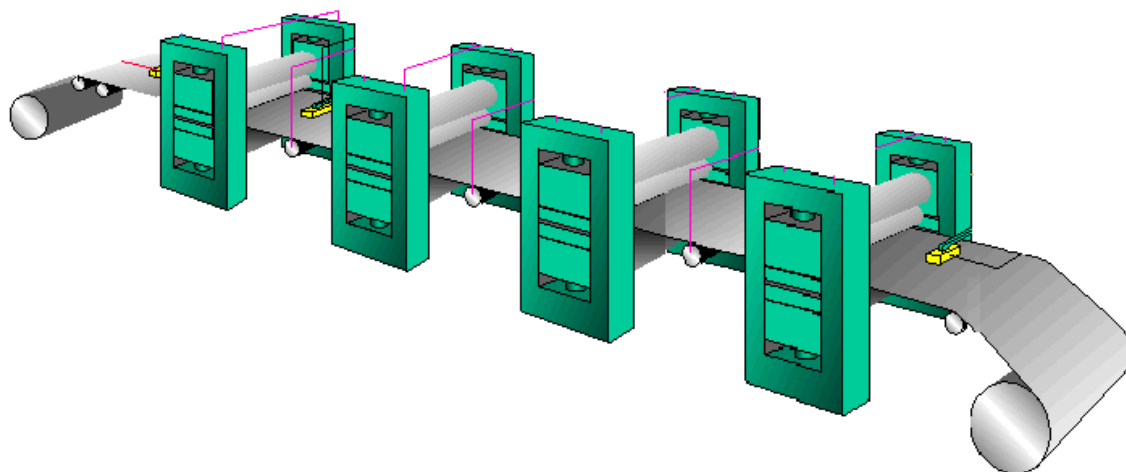
Composição química utilizada neste estudo (% peso)					
Liga	Cu (%)	Fe (%)	Mg (%)	Mn (%)	Si (%)
AA3104	0,207	0,493	1,226	0,865	0,199

Fonte: Autoria própria

As placas foram faceadas 10 mm de cada lado com o intuito de remover segregações remanescentes do processo de refusão. Na sequência, as placas foram colocadas em um forno Pusher e pré-aquecidas no intervalo de temperatura entre 550 e 600 °C, por um tempo total de 10h. Posteriormente, entraram no laminador desbastador a quente com uma espessura de 610mm e sofreram uma redução de espessura de 95%.

Posteriormente, foram laminados num laminador a quente de quatro cadeiras, conforme Figura 21. As temperaturas finais de laminação destes materiais variaram entre 300 e 340°C. A espessura final após este processo foi de 2,10 mm.

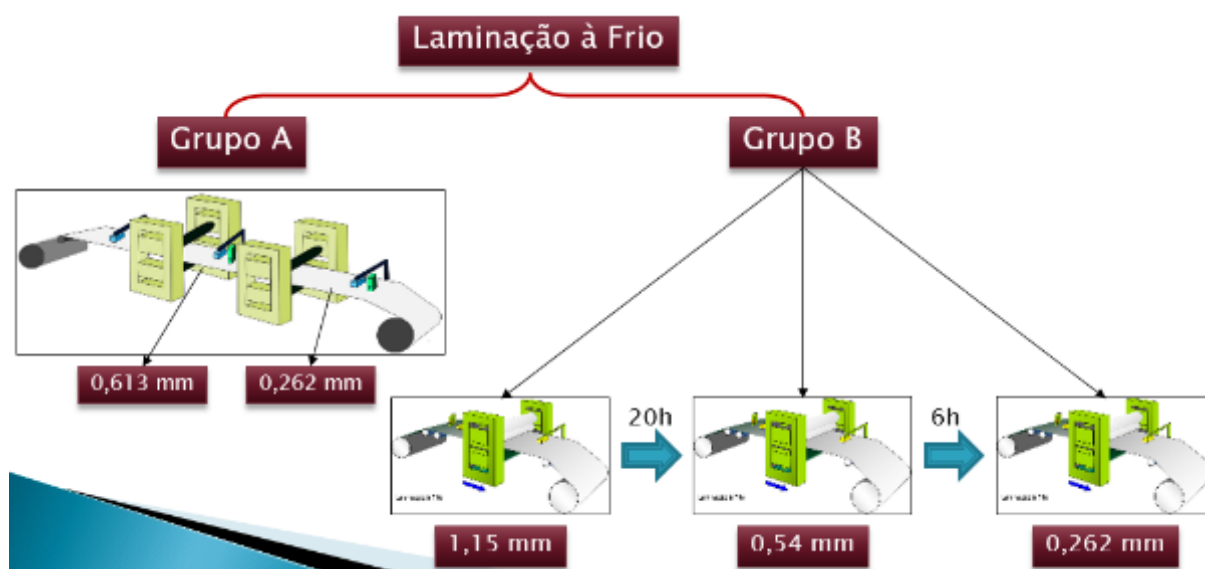
Figura 16 – Imagem da laminação a quente laminador de quatro cadeiras.



Fonte: Autoria própria.

A próxima etapa foi a de laminação a frio das lâminas. Neste processo, os materiais foram divididos em dois grupos e analisados conforme fluxograma abaixo.

Figura 22 – Fluxograma da etapa de laminação a frio dos dois grupos de materiais.

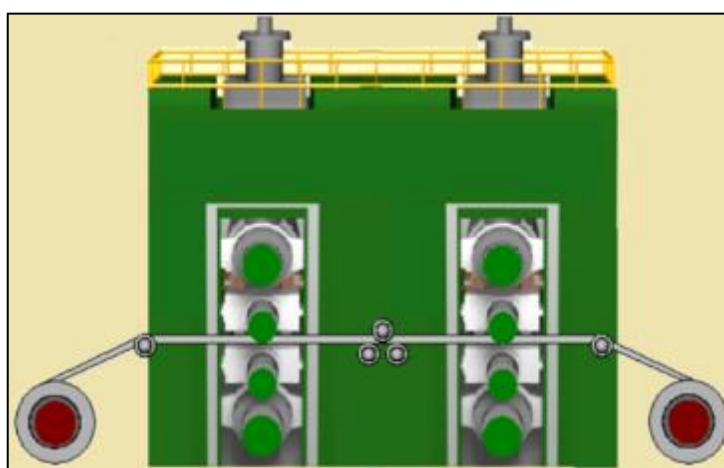


Fonte: Autoria própria.

3.1.1 Laminação a frio em laminador sem resfriamento intermediário

Os materiais do grupo A foram laminados duas vezes a frio em um laminador QUADRUO tipo TANDEM, com reduções de espessura da ordem de 64% e 59%, respectivamente entre as cadeiras 1 e 2, conforme Figura 22. Estes materiais não sofreram qualquer resfriamento intermediário.

Figura 17 – Laminador QUADRUO tipo Tandem de duas cadeiras responsável pela laminação dos materiais do grupo A.

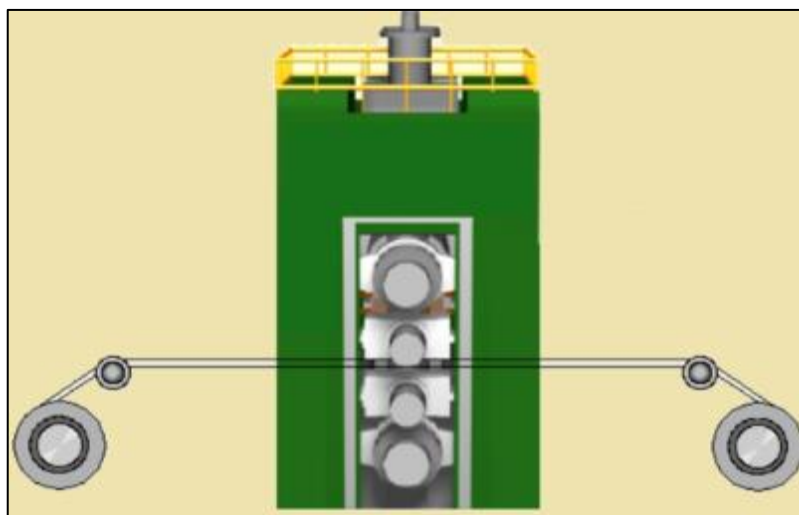


Fonte: Autoria própria.

3.1.2 Laminação a frio em laminador com resfriamento intermediário

Já os materiais do grupo B foram laminados três vezes a frio em um laminador QUADRUO tradicional, com reduções de espessura da ordem de 55%, 47% e 49% respectivamente, conforme Figura 23. Para estes materiais, entre cada etapa de laminação eles passaram um processo de resfriamento. Após a primeira etapa de redução, os materiais resfriaram em torno de 20 horas (média), saindo de uma temperatura média final de laminação de 85°C para uma temperatura de 25°C. Para a segunda redução, os materiais resfriaram em torno de 6 horas (média), com o mesmo gradiente térmico. A espessura final após a laminação a frio destes dois grupos de materiais foi de 0,262 mm.

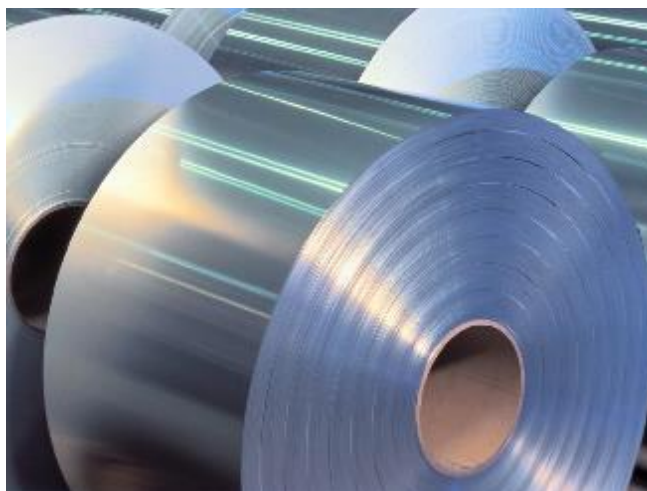
Figura 18 – Laminador QUADRUO responsável pela laminação dos materiais do grupo B.



Fonte: Autoria própria.

Em ambos os grupos de materiais, após conclusão de cada etapa de laminação a frio, os produtos finais foram bobinas, conforme Figura 24.

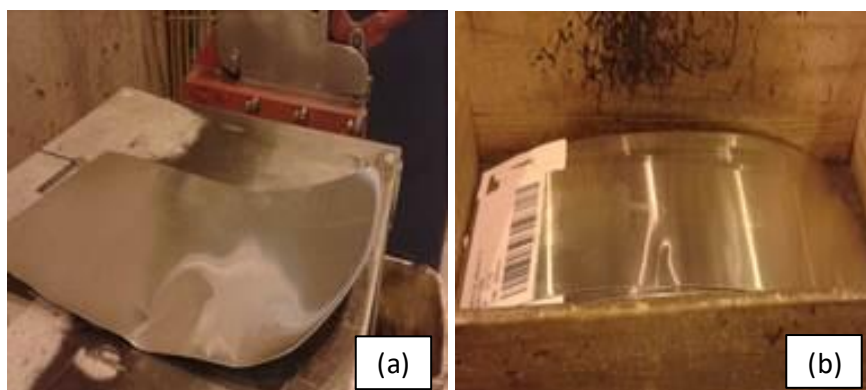
Figura 19 – Produto final do após conclusão do processo de laminação à frio – bobinas da liga AA3104.



Fonte: Autoria própria.

Por fim, ambos os grupos de materiais foram refilados para atingir largura final. Após conclusão deste processo, foram realizados cortes na ponta final de cada bobina. Posteriormente, com auxílio de uma guilhotina, foram cortadas nas dimensões finais de 0,262 x 100 x 400 mm para realização dos ensaios propostos neste trabalho (Figura 25 (a) e (b)).

Figura 20 – Processo de retirada de amostras para execução dos ensaios propostos – (a) e (b): amostras cortadas em dimensões finais: 0,262 x 100 x 400 mm.



Fonte: Autoria própria.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 – Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado conforme norma ASTM B 557-02, sendo que para este ensaio, para cada grupo de materiais (A e B) foram coletadas 54 amostras, sendo extraídos 1 corpo-de-prova de secção retangular na direção 0° em relação ao sentido de laminação, por amostra. Os corpos-de-prova foram obtidos com auxílio do equipamento de estampagem Unistamp, modelo PHCU 20T PRATA, conforme Figura 26.

Figura 21 – Processo de estampagem e obtenção dos corpos de prova para Ensaio de Tração.



Fonte: Autoria própria.

Todos os corpos-de-prova obtiveram medições de espessura e largura na região útil com auxílio de um micrômetro Mitutoyo modelo 293-521-30. Essas medidas foram utilizadas para análise e cálculo da área de seção transversal dos mesmos.

Posteriormente, os corpos-de-prova foram ensaiados em uma máquina de tração PIW modelo ZD 10/90, sendo equipada com uma célula de carga de 200 kg Kratos modelo KM e um software de ensaio de tração (Figura 27). Para a medida do valor de alongamento utilizou-se um extensômetro MTS modelo 634 12F-25 “gage length” de 25 mm. Todos os equipamentos usados para os ensaios de tração estão instalados na Novelis.

Figura 22 – Imagem do equipamento utilizado para realização do Ensaio de Tração.

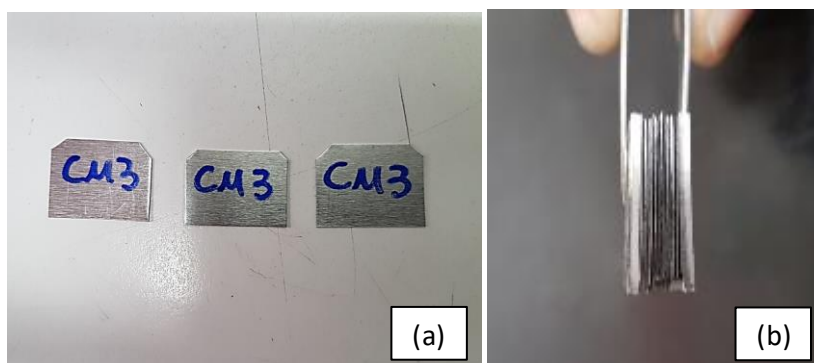


Fonte: Autoria própria.

3.2.2 – Metalografia

Para a preparação metalográfica, primeiramente foi utilizado o processo de corte das amostras no sentido longitudinal ao de laminação, com auxílio de uma guilhotina e tesoura. Três amostras do grupo A e do grupo B foram cortadas. Elas foram obtidas nas dimensões finais de 0,262 x 20 x 15 mm, sendo que foram dispostas de maneira alinhada, formando assim um “painel sanduíche” para posterior embutimento (figura 28 (a) e (b)).

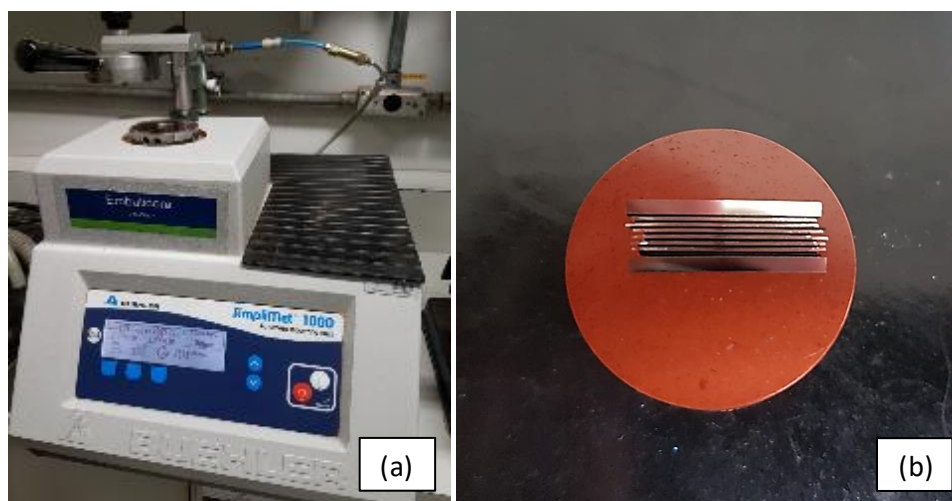
Figura 23 – Amostra cortadas para realização dos ensaios metalográficos propostos – (a): amostras após etapa de corte; (b): “painel sanduíche” elaborado.



Fonte: Autoria própria.

Posteriormente, este “painel sanduíche” foi embutido a quente com o auxílio de uma embutidora Buhler, modelo SimpliMet 1000, com o intuito da realização de lixamento das amostras (figura 29 (a) e (b)).

Figura 24 – Processo de embutimento das amostras – (a): equipamento utilizado para embutimento das amostras; (b) amostras embutidas.



Fonte: Autoria própria.

Para a etapa de lixamento foram utilizada a seguinte sequência de granas: 220, 400 e 600, todas de SiC. O lixamento foi feito manualmente utilizando-se água como refrigerante.

Para o processo de polimento das amostras, foi utilizado o seguinte processo:

1 – 12 minutos em pasta de diamante $6,0\ \mu\text{m}$, em um pano “Policloth” da Buehler (figura 30);

Figura 25 – Processo de polimento em pasta de diamante $6,0\ \mu\text{m}$.



Fonte: Autoria própria.

2 – 6 minutos em abrasivo 3,0 mg de MgO em pó diluídos em 30 mL de água destilada, em um pano “Policloth” da Buehler (figura 31);

Figura 26 – Processo de polimento em abrasivo 5,0 de MgO em pó diluídos em 30 mL de água destilada.



Fonte: Autoria própria.

3 – 3 minutos em suspensão de sílica coloidal, em um pano “Microcloth” da Buehler (figura 32);

Figura 27 – Processo de polimento em suspensão de sílica coloidal.



Fonte: Autoria própria.

Após cada etapa de polimento, as amostras foram lavadas com água corrente e secadas com ar.

Para revelar a microestrutura do material e acentuar as *partículas de segunda fase*, as amostras foram submetidas a um ataque químico com uma solução de 0,5% de ácido fluorídrico HF em 99,5% de água destilada, durante 15 segundos (figura 33).

Figura 28 – Processo de ataque químico: solução de 0,5% de ácido fluorídrico HF em 99,5% de água destilada.



Fonte: Autoria própria.

Para melhor revelar a microestrutura do material e *seus respectivos grãos*, as amostras foram submetidas a um ataque eletrolítico com uma solução de 10 mL de ácido tetrafluobórico HBF₄ em 290 mL de água destilada com uma corrente de 1,5 A e uma tensão de 20 V por 3 min, em temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi uma fonte de corrente contínua e um agitador magnético. Durante todo o tempo de ataque a solução foi mantida em agitação e utilizou-se como cátodo um disco de alumínio comercialmente puro (figura 34).

Figura 29 – Processo de ataque eletrolítico para revelação dos contornos de grão.



Fonte: Autoria própria.

3.2.3 – Microscopia óptica

As amostras obtidas foram caracterizadas via microscopia ótica com luz polarizada. Para a aquisição e captura das imagens, foi utilizado um microscópio óptico Nikon, modelo eclipse

ME600 acoplado a um analisador de imagens integrado, ambos instalados na Novelis, conforme Figura 35 abaixo.

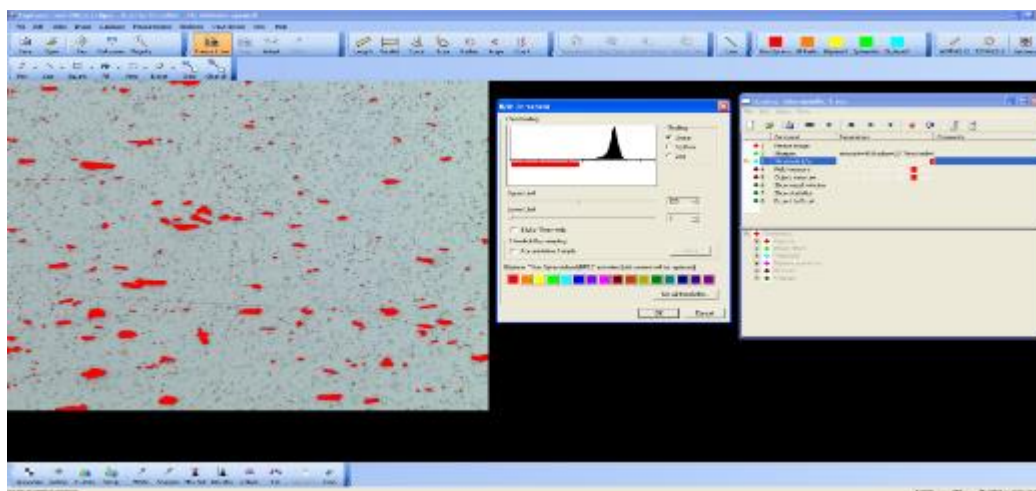
Figura 30 – Imagem do microscópio óptico utilizado para análise das imagens.



Fonte: Autoria própria.

Após realização do ataque químico com solução de 0,5% de ácido fluorídrico HF em 99,5% de água destilada, as amostras foram levadas ao microscópio óptico para análise e contagem de partículas de segunda fase. Com auxílio do software analisador de imagens Nikon Eclipse – Buhler OmniMet e um aumento de 100X, foi feito a calibração de threshold conforme figura 36.

Figura 31 – Calibração do software utilizado para contagem de partículas de segunda fase.



Fonte: Autoria própria

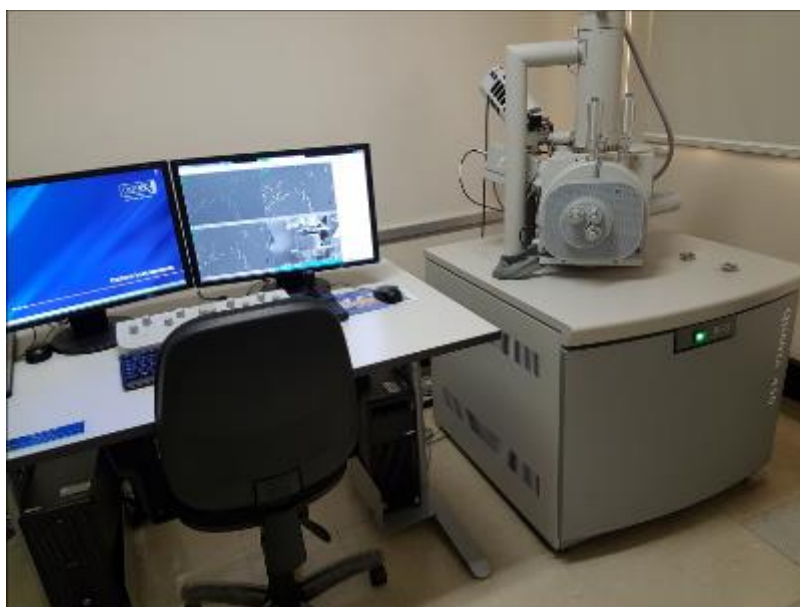
Posteriormente, foram feitas imagens a 200 e 500X de ampliação.

3.2.4 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Além da microscopia óptica, as amostras também foram caracterizadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV), com o intuito de avaliar particulados presentes nas amostras e como forma de complementar a análise dos resultados obtidos nos ensaios anteriores (Ensaio de Tração, Microscopia Óptica, etc).

Para a realização deste ensaio, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura Quanta 450 FEI, com canhão de emissão por efeito de campo, com um detector de raios X por espectroscopia por energia dispersiva (EDS) além de detector de elétrons secundários (SE), conforme figura 37.

Figura 32 – Microscópio eletrônico de varredura utilizado neste trabalho.



Fonte: Autoria própria.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

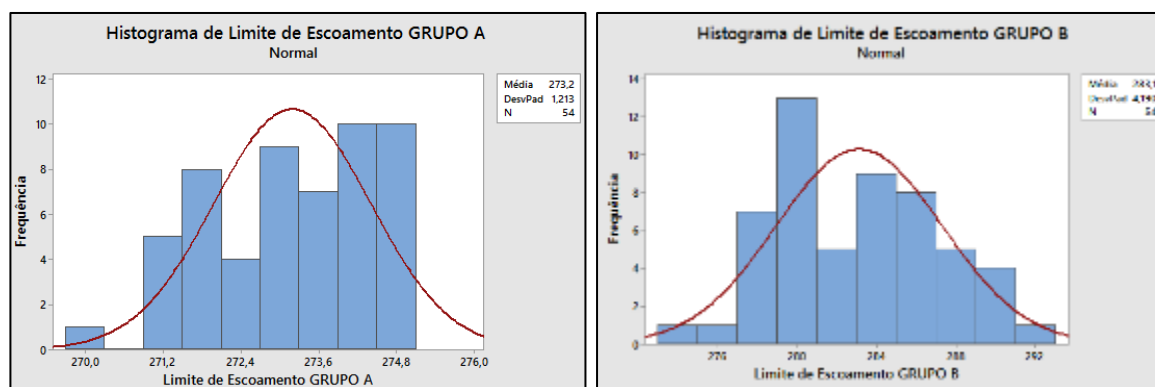
4.1 – Ensaio de tração uniaxial

Foram realizados ensaios de tração uniaxial no sentido 0° em relação ao sentido de laminação para os materiais dos grupos A e B. Para a análise estatística, foi utilizado o software Minitab versão 16 com o intuito de analisar estatisticamente os resultados e dar embasamento às discussões. Os resultados estatísticos foram dispostos lado a lado como maneira de facilitar o processo de comparação entre os grupos de materiais. As figuras 38 a 41 ilustram os histogramas obtidos com as principais propriedades mecânicas extraídas do Ensaio de Tração para ambos os grupos de materiais.

Tabela 3 – Resumo dos resultados obtidos no Ensaio de Tração.

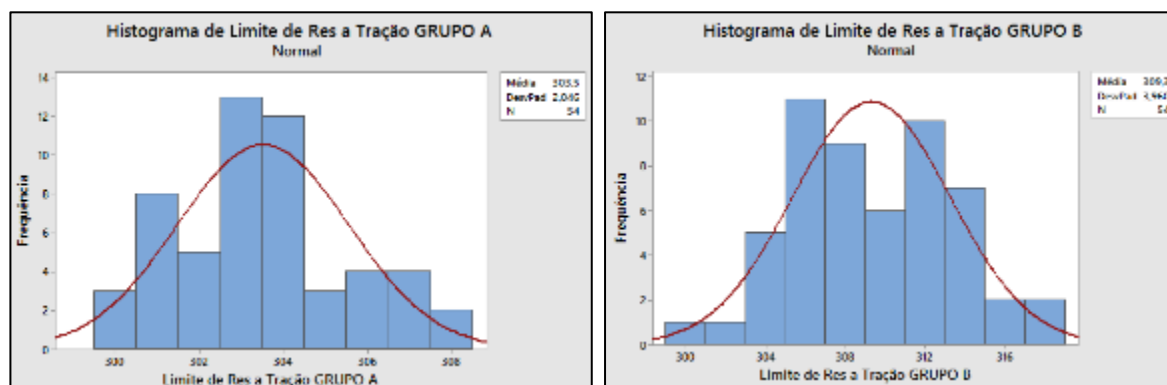
	Limite de Escoamento	Limite de Resistência à Tração	Alongamento	Spread
Grupo A	273,20	303,52	5,17	30,40
Grupo B	283,14	309,31	5,45	26,18

Figura 33 – Histograma ilustrando os valores de limite de escoamento (em MPa) entre os materiais do grupo A e grupo B.



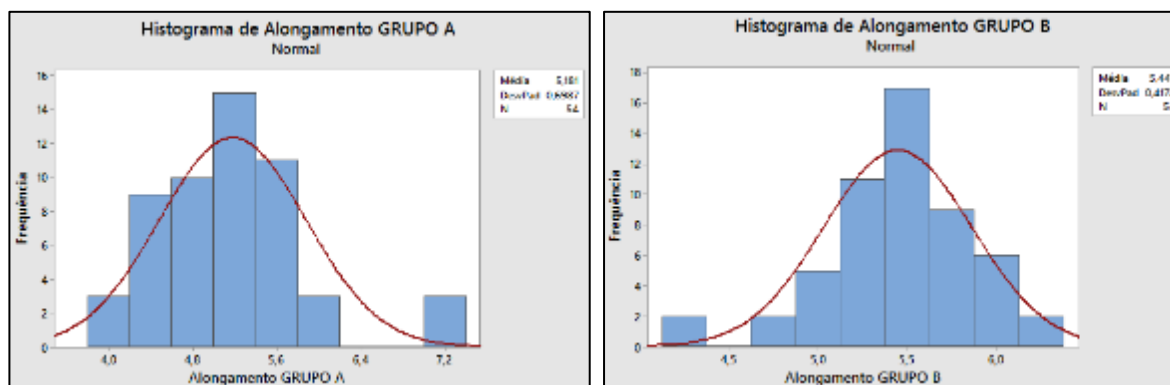
Fonte: Autoria própria.

Figura 34 – Histograma ilustrando os valores de limite de resistência a tração (em kgf/mm²) entre os materiais do grupo A e grupo B.



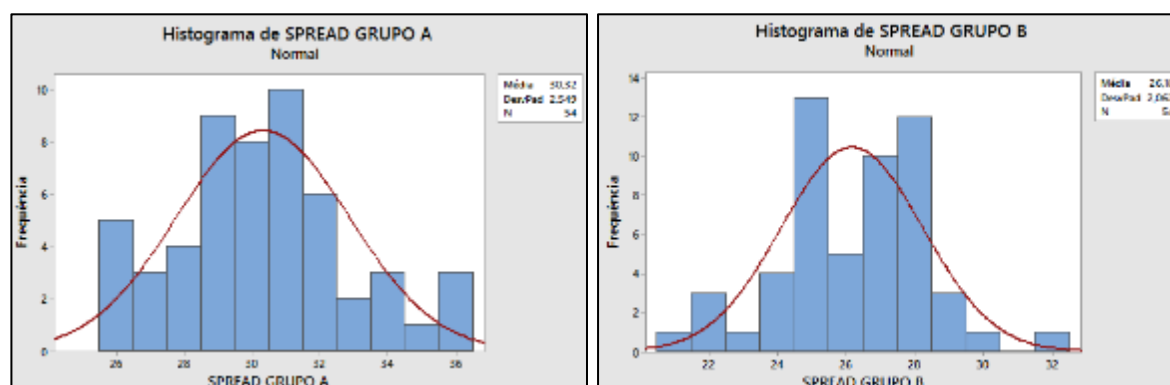
Fonte: Autoria própria.

Figura 35 – Histograma ilustrando os valores de alongamento entre os materiais do grupo A e grupo B.



Fonte: Autoria própria.

Figura 36 – Histograma ilustrando os valores de spread entre os materiais do grupo A e grupo B.

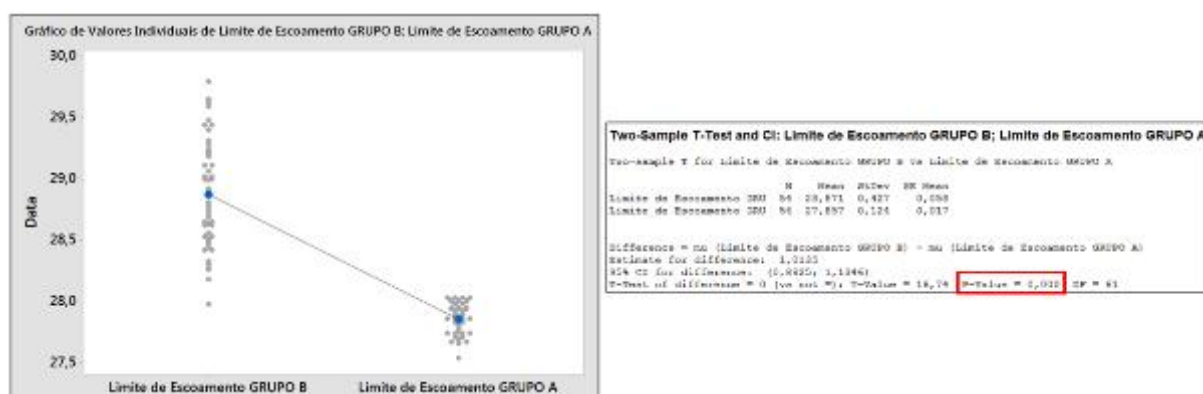


Fonte: Autoria própria.

Com base nos valores ilustrados nas figuras 38 e 39, foi observado que os materiais do grupo B apresentaram valores médios de limites de escoamento e de resistência à tração consideravelmente superiores aos dos materiais do grupo A. Todos estes valores (limite de escoamento e resistência à tração) atendem as especificações da *Aluminum Association*. Ambos estes parâmetros apresentaram cerca de 10,0 MPa em média maiores para os materiais do grupo B em relação aos materiais do grupo A.

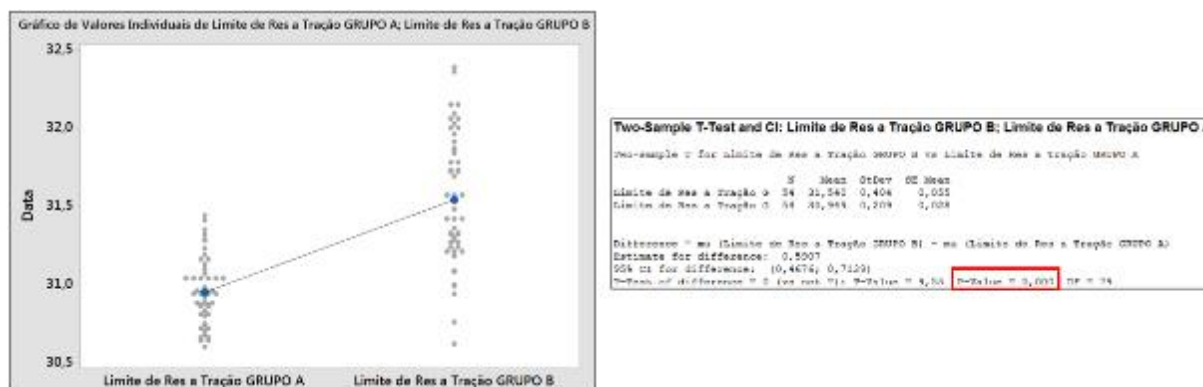
Estes mesmos resultados foram avaliados através da ferramenta estatística ANOVA do Minitab, com o intuito de avaliar se as médias estavam realmente diferentes, com fundamentações estatísticas. Estes resultados estão apresentados nas Figuras 42 a 45.

Figura 37 – Teste ANOVA para Limite de Escoamento – Comparação entre os materiais do grupo A e B.



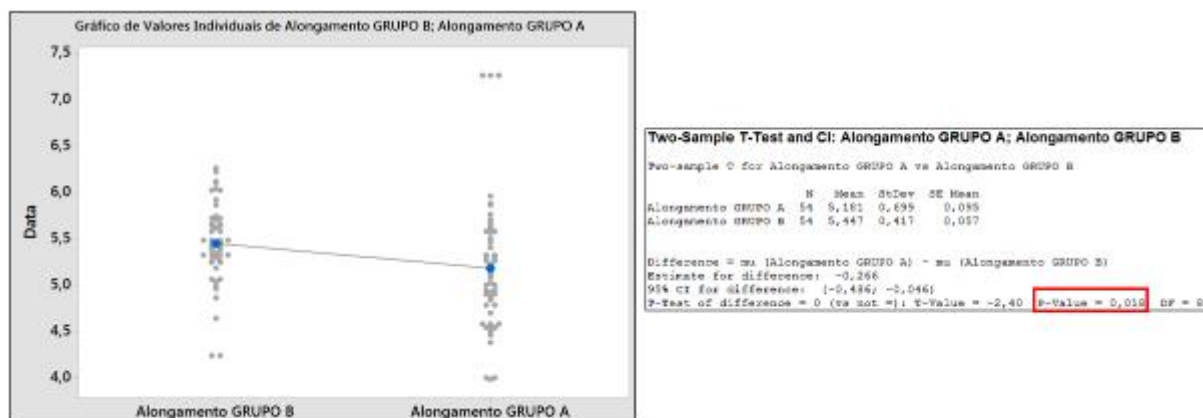
Fonte: Autoria própria.

Figura 38 – Teste ANOVA para Limite de Resistência à Tração – Comparação entre os materiais do grupo A e B.



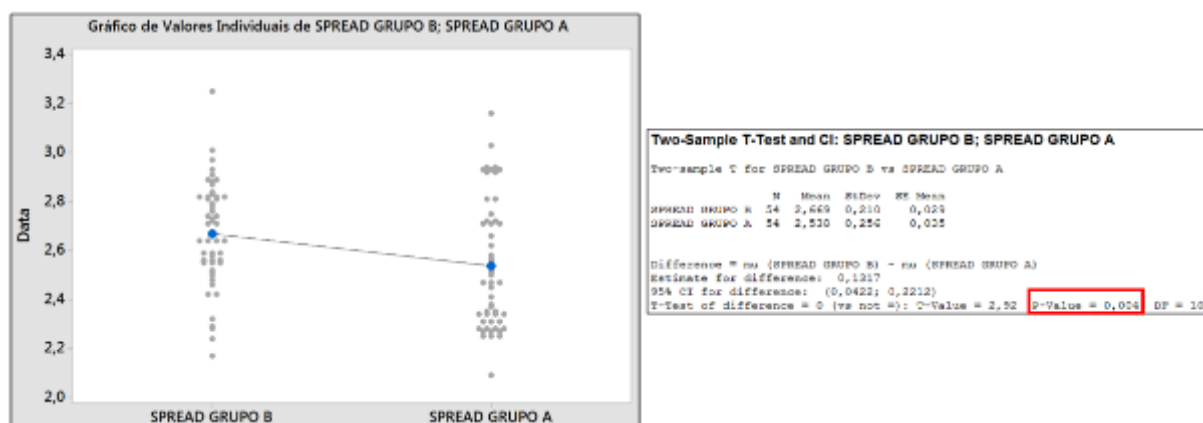
Fonte: Autoria própria.

Figura 39 – Teste ANOVA para Alongamento – Comparação entre os materiais do grupo A e B.



Fonte: Autoria própria.

Figura 40 – Teste ANOVA para SPREAD – Comparação entre os materiais do grupo A e B.



Fonte: Autoria própria.

Como o valor de P-Value para todas as variáveis deram menores do 0,05, isto significa que todos os parâmetros do Ensaio de Tração analisados apresentaram diferenças estatísticas entre as médias de cada grupo de material. Outro ponto importante a ser destacado é o fato de que a dispersão dos valores de cada parâmetro é menor para os materiais do grupo A, quando comparados ao grupo B.

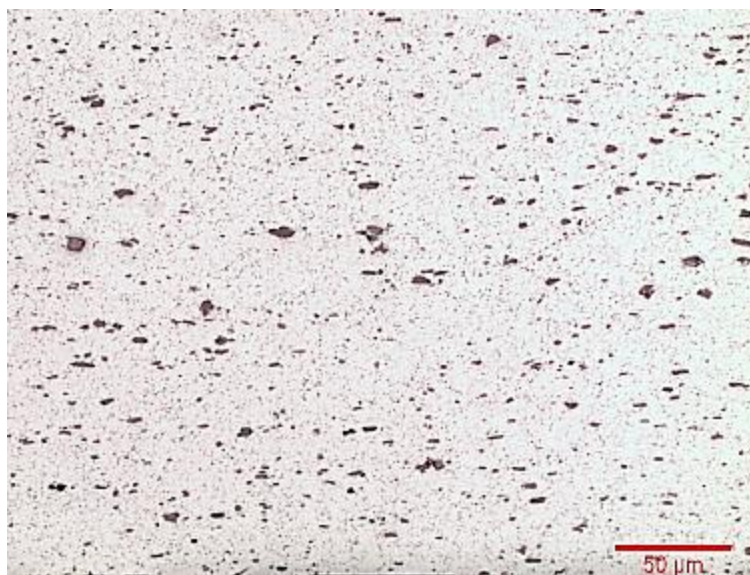
Esta diferença pode ser justificada pelo processo de resfriamento que os materiais do grupo B foram submetidos e afeta diretamente a conformação das chapas de alumínio da liga AA3104 em corpos de latas. Precipitados podem ser formados durante o processo de resfriamento e tornar a liga mais resistente a deformações impostas pelo ensaio (fenômeno do endurecimento por formação de solução sólida).

4.2 – Microscopia Óptica

4.2.1 – Microscopia Qualitativa

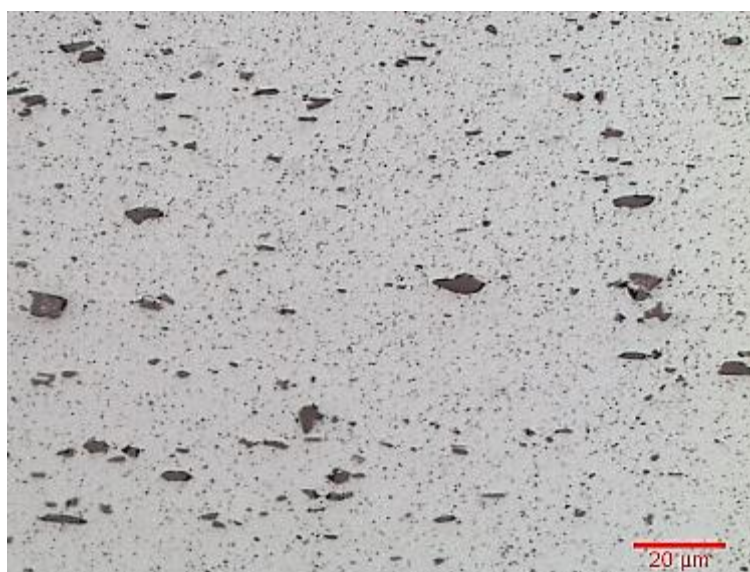
As imagens micrográficas obtidas via microscopia óptica podem ser visualizadas nas figuras 46 a 51 para os aumentos de 100, 200 e 500X, para ambos os grupos de materiais.

Figura 41 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo A, ampliação 100X.



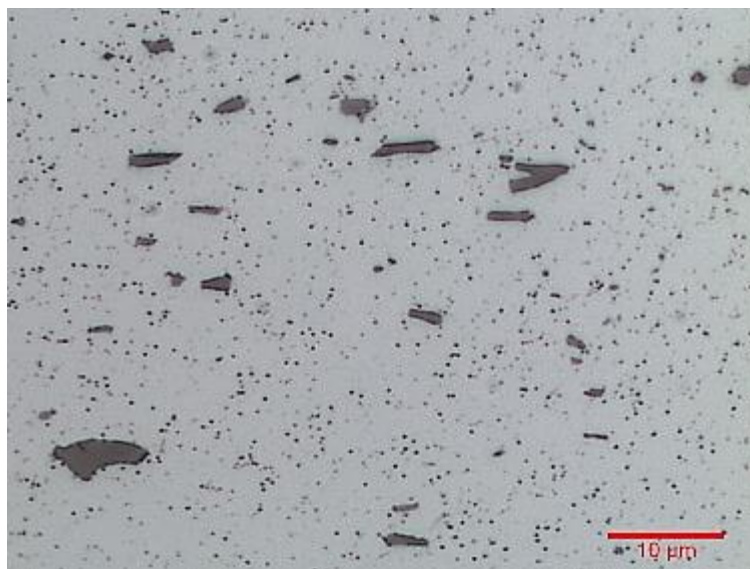
Fonte: Autoria própria.

Figura 42 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo A, ampliação 200X.



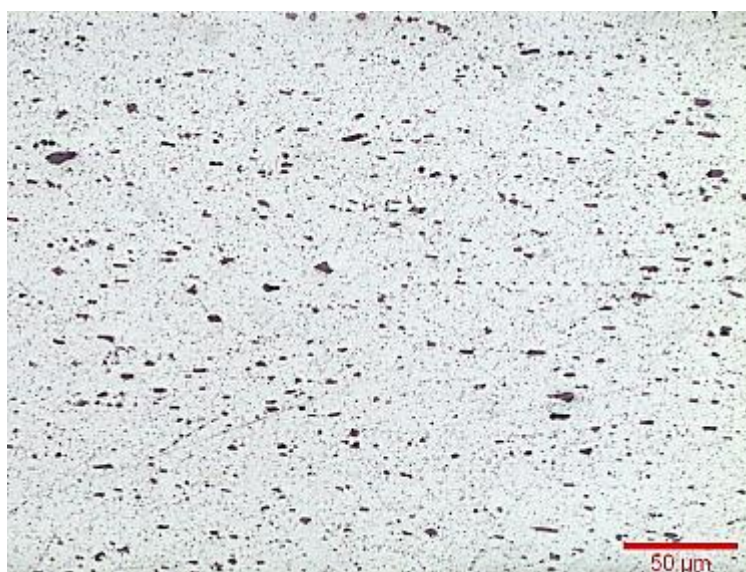
Fonte: Autoria própria.

Figura 43 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo A, ampliação 500X.



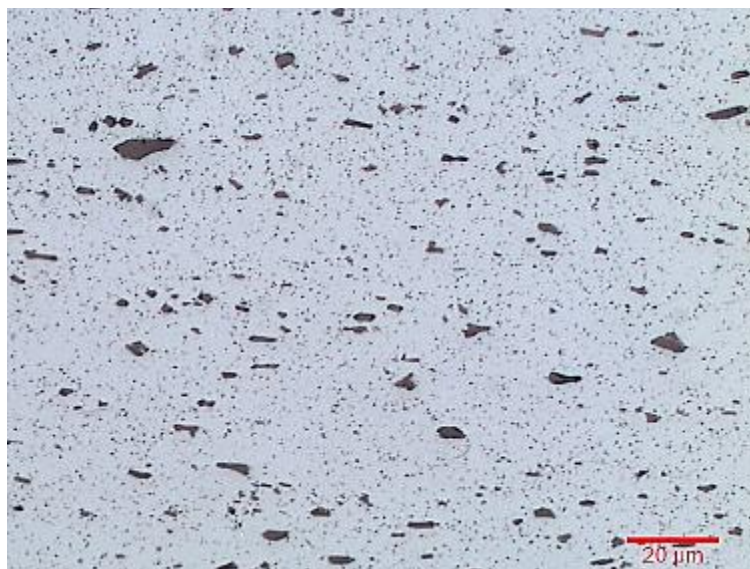
Fonte: Autoria própria.

Figura 44 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo B, ampliação 100X.



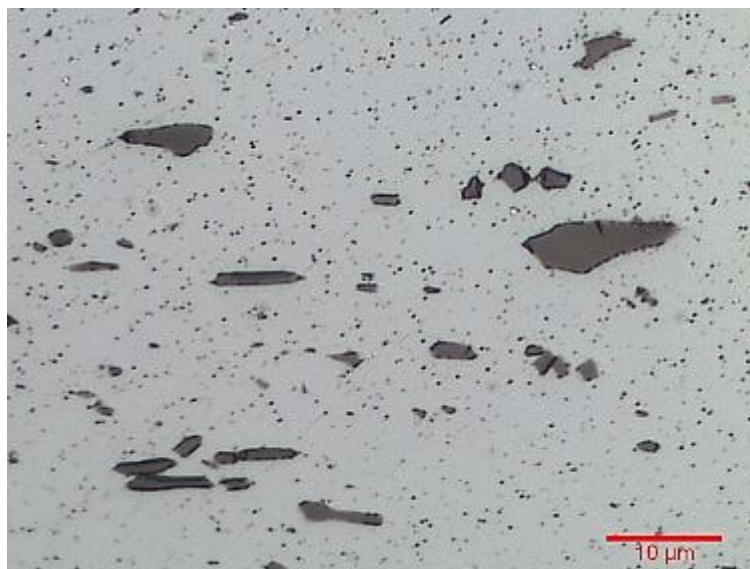
Fonte: Autoria própria.

Figura 45 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo B, ampliação 200X.



Fonte: Autoria própria.

Figura 46 – Análise Microestrutural através de Microscópio Óptico para o grupo B, ampliação 500X.



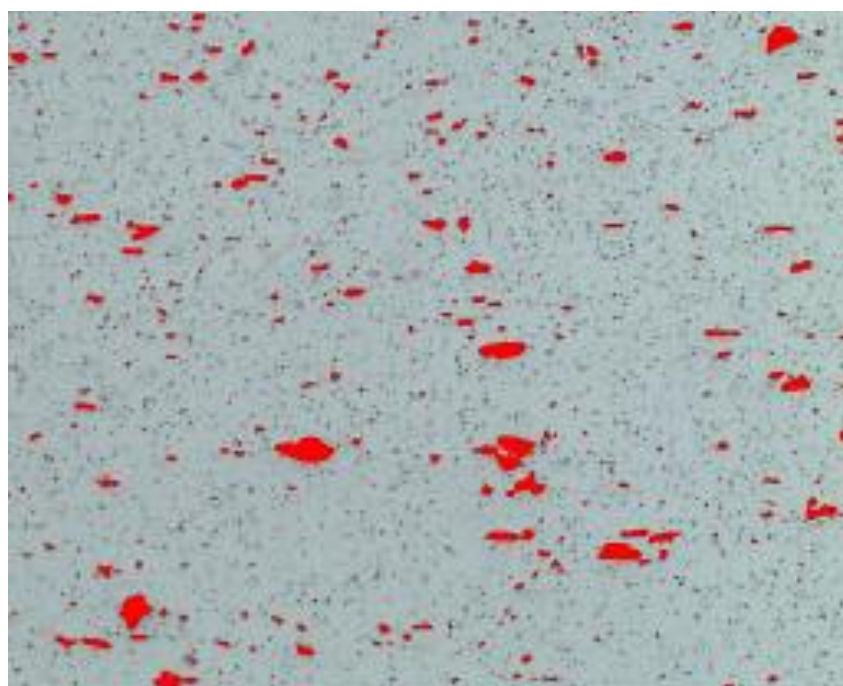
Fonte: Autoria própria.

Com base nas imagens coletadas acima, pode-se observar que, para todas as ampliações, os materiais do grupo B apresentam visualmente uma quantidade superior de partículas de segunda fase precipitadas na matriz da liga comparado aos materiais do grupo A.

4.2.2 – Microscopia Quantitativa

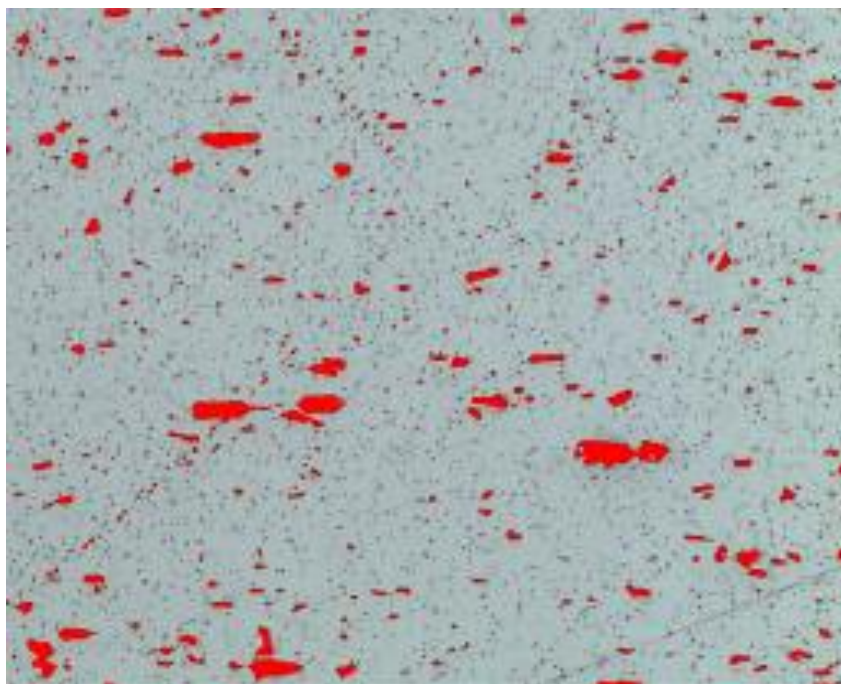
Para confirmar a constatação de que efetivamente há uma maior quantidade de partículas de segunda fase precipitadas para os materiais do grupo B, tais resultados foram avaliados estatisticamente com auxílio do software analisador de imagens Nikon Eclipse – Buhler OmniMet. O mesmo fornece por imagem valores individuais de fração de área destas partículas de segunda fase. Desta forma, foi calculado uma média desta fração de área em 30 imagens coletadas. As imagens utilizadas foram obtidas movimentando as amostras em espaçamentos de 1 em 1mm. Tais imagens (obtidas em ampliação de 100X) e os resultados estatísticos estão apresentados nas figuras 52 a Y.

Figura 47 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 0mm dos materiais do grupo A.



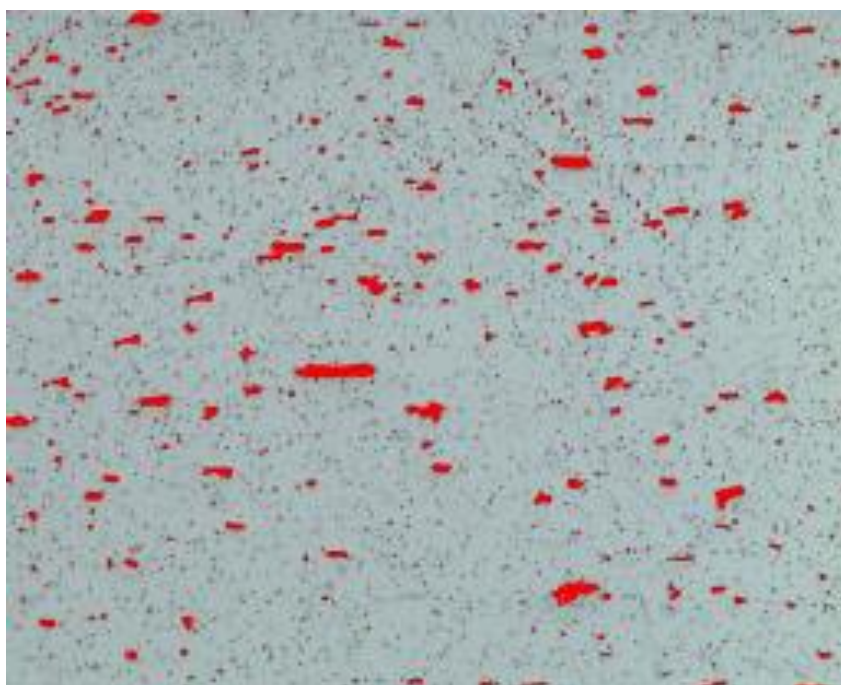
Fonte: Autoria própria.

Figura 48 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 2mm dos materiais do grupo A.



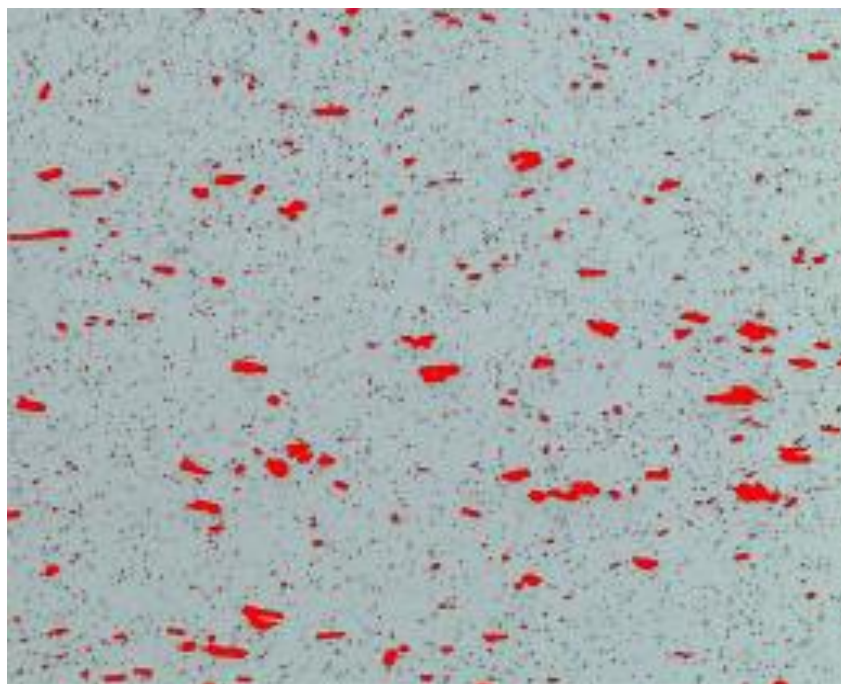
Fonte: Autoria própria.

Figura 49 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 4mm dos materiais do grupo A.



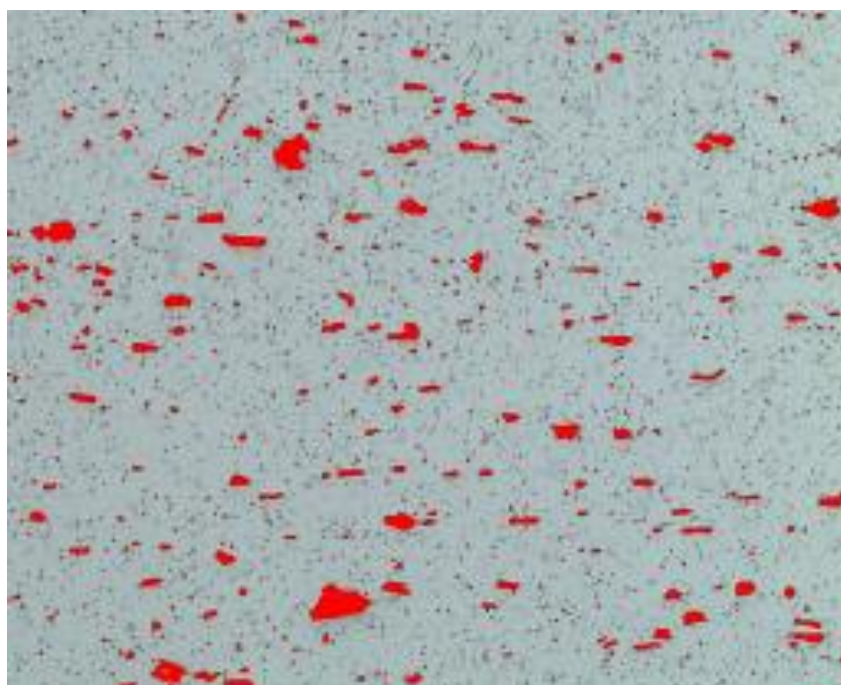
Fonte: Autoria própria.

Figura 50 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 6mm dos materiais do grupo A.



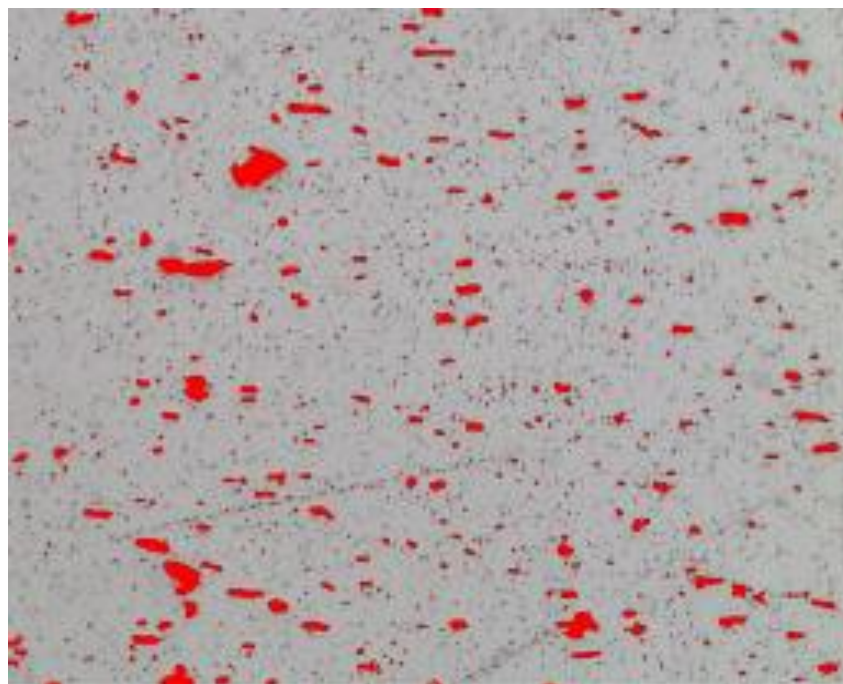
Fonte: Autoria própria.

Figura 51 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 8mm dos materiais do grupo A.



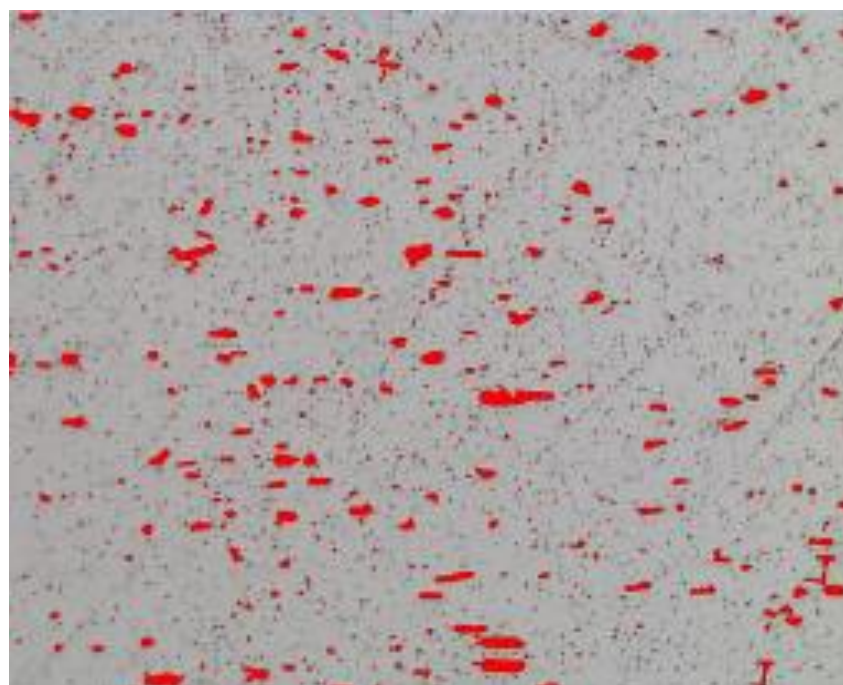
Fonte: Autoria própria.

Figura 52 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 0mm dos materiais do grupo B.



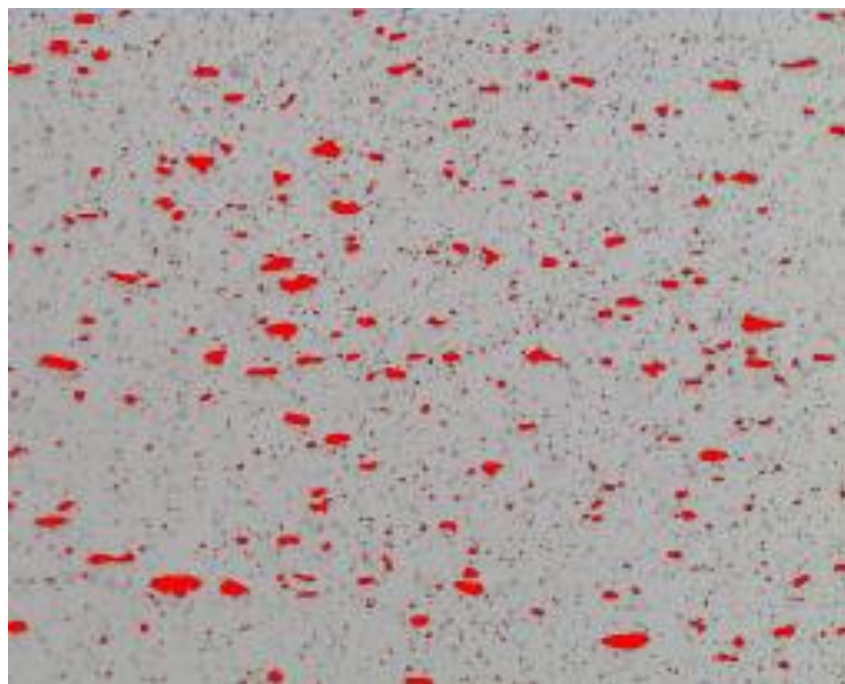
Fonte: Autoria própria.

Figura 53 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 2mm dos materiais do grupo B.



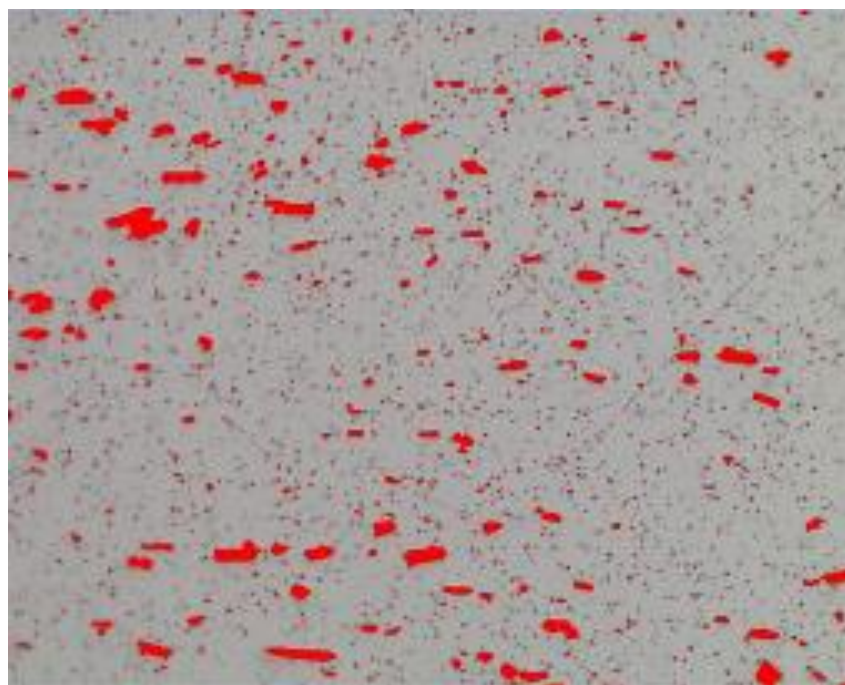
Fonte: Autoria própria.

Figura 54 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 4mm dos materiais do grupo B.



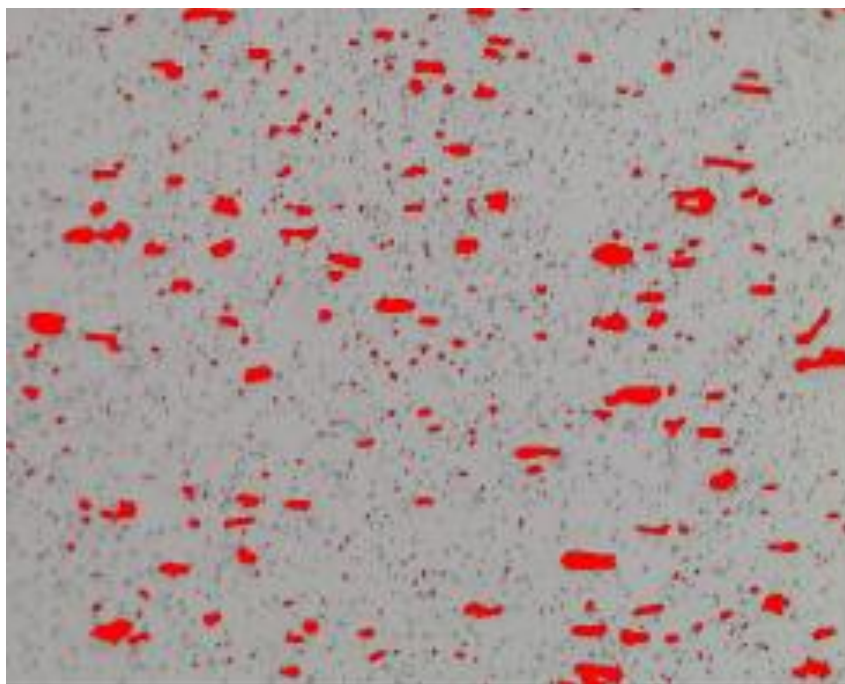
Fonte: Autoria própria.

Figura 55 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 6mm dos materiais do grupo B.



Fonte: Autoria própria.

Figura 56 – Análise de partículas de segunda fase: imagem na posição 8mm dos materiais do grupo B.

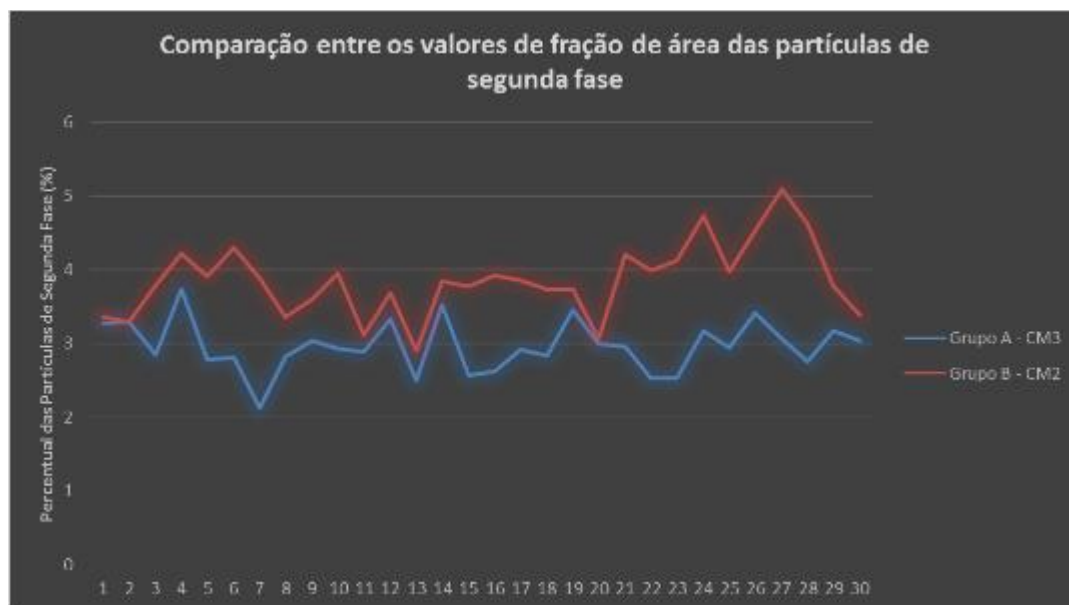


Fonte: Autoria própria.

É possível observar através da figura 62 que os materiais do grupo B apresentam valores individuais de fração de área maior do que aqueles materiais do grupo A. A partir do cálculo da média dos 30 valores individuais (figura 63), é possível verificar que o grupo B apresenta aproximadamente 1,0% mais de fração de área do que o grupo A. Ou seja, comprovadamente existe uma maior quantidade de partículas de segunda fase precipitadas na matriz da liga AA3104.

Desta forma, infere-se que a diferença observada entre os valores de propriedades mecânicas destes materiais, pode ser justificada por esta significativa diferença entre os valores obtidos nas técnicas de microscopia quantitativa. Isto é, os materiais do grupo B, por sofrerem um processo de resfriamento intermediário entre passes de laminação, promovem uma maior precipitação de partículas de segunda fase comparativamente aos materiais do grupo A, criando assim, maiores obstáculos à movimentação de discordâncias durante o processo de deformação. Isto faz com que sua resistência mecânica seja maior.

Figura 57 – Comparação entre os valores de fração de área das partículas de segunda fase precipitadas entre os materiais do grupo A e B.



Fonte: Autoria própria.

Figura 58 – Comparação entre os valores médios da fração de área das partículas de segunda fase precipitadas entre os materiais do grupo A e B.



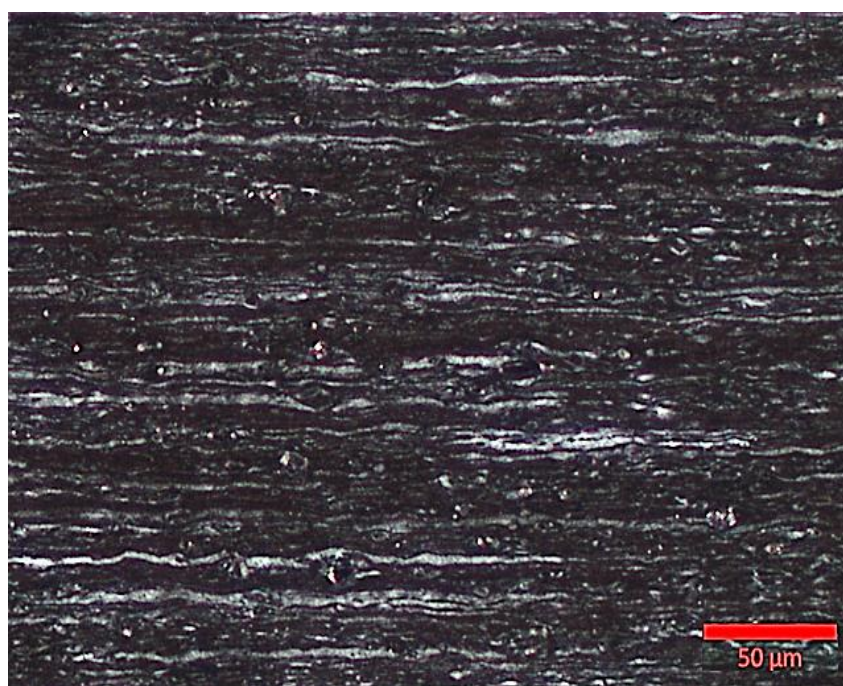
Fonte: Autoria própria.

4.2.3 – Análise da Morfologia, Tamanho e Orientação dos Grãos Cristalográficos

Outro método estudado que pudesse justificar a diferença nas propriedades mecânicas observadas entre os materiais do grupo A e materiais do grupo B (maiores para este último), foi o de avaliar a morfologia, tamanho, orientação e contorno dos grãos cristalográficos.

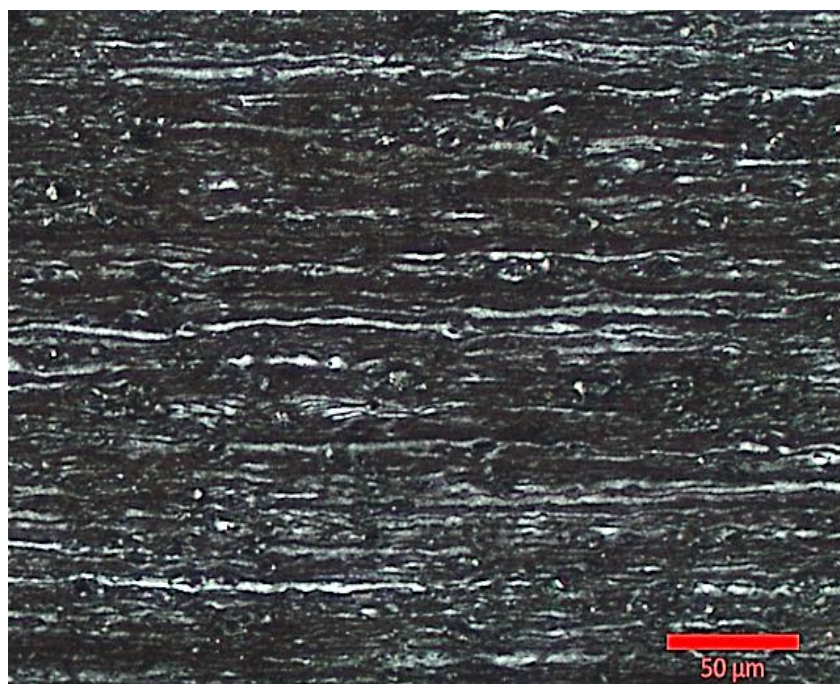
Desta maneira, após o ataque eletrolítico para revelar a microestrutura, nas figuras 64 e 65 pode ser visualizado as imagens obtidas para ambos os materiais, para uma ampliação de 100X.

Figura 59 – Análise da morfologia, tamanho e orientação dos grãos cristalográficos para os materiais do grupo B.



Fonte: Autoria própria.

Figura 60 – Análise da morfologia, tamanho e orientação dos grãos cristalográficos para os materiais do grupo A.



Fonte: Autoria própria.

Com base nas imagens obtidas, é possível observar que os dois grupos avaliados apresentam grãos totalmente alongados e achatados, respeitando o sentido de laminação. Não há possibilidade do cálculo do tamanho médio de grão segundo a norma ASTM E112, justamente pelo fato do material não estar recozido.

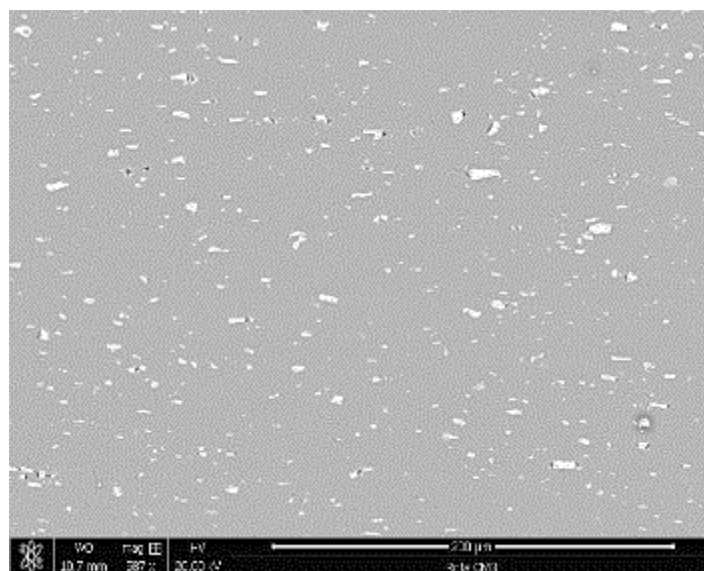
Devido ao processo de laminação que estes materiais foram submetidos, eles se encontram na condição encruados, sendo que, portanto, pode-se aferir que não há relação entre a maior resistência mecânica observada dos materiais do grupo B quando comparados aos do grupo A frente a morfologia, tamanho e orientação de seus grãos cristalográficos.

Não há influência do tempo de resfriamento entre passes utilizado no processo de laminação a frio dos materiais do grupo B na morfologia, tamanho e orientação de seus grãos cristalográficos, quando comparados aos materiais do grupo A. Este grupo, por não ter passado por resfriamento entre passes fez com que a permanência por mais tempo em temperatura de precipitação promoveu a segregação em longo alcance e causou o fenômeno de superenvelhecimento.

4.3 – Microscopia Eletrônica de Varredura

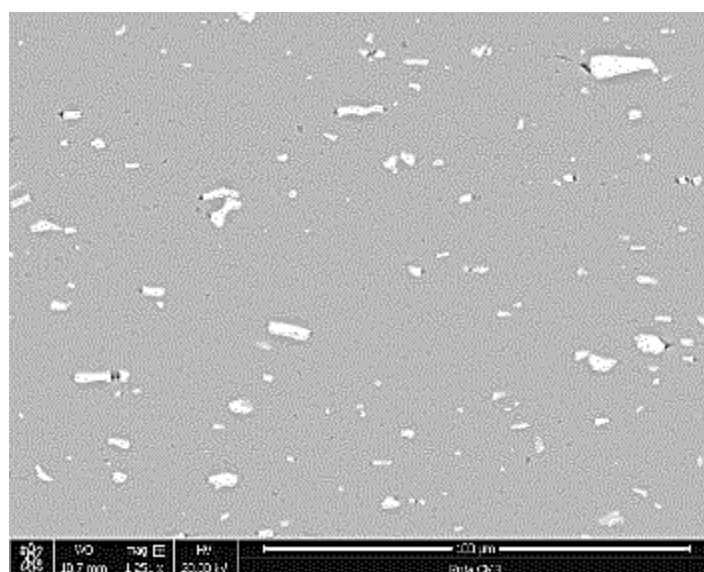
Nas Figuras 66 a 73, pode-se observar os principais precipitados da liga AA3104 para ambos os grupos de materiais estudados.

Figura 61 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 587X, 20,00kV, elétrons secundários.



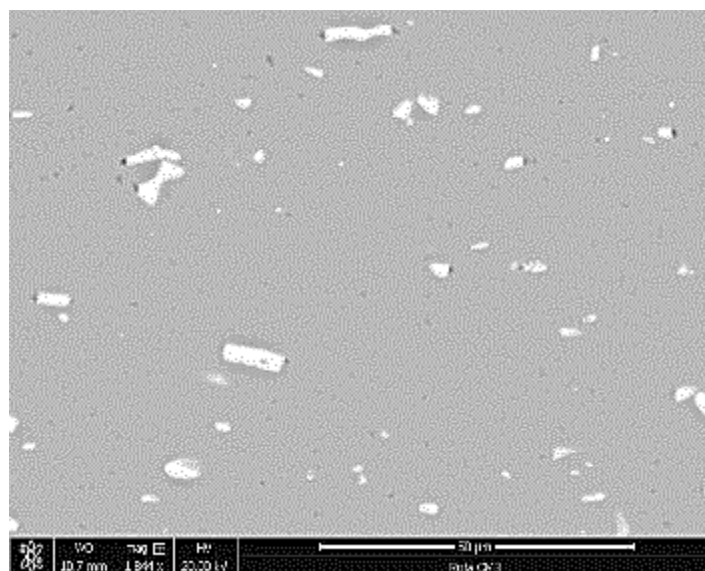
Fonte: Autoria própria.

Figura 62 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 1251X, 20,00kV, elétrons secundários.



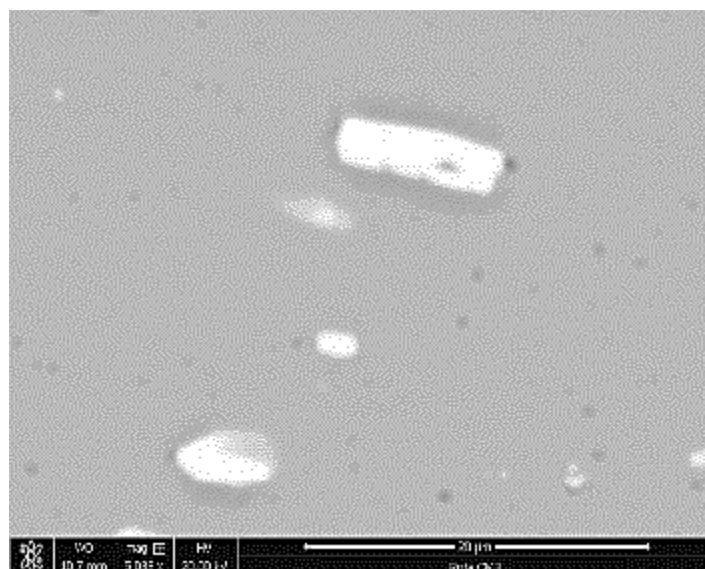
Fonte: Autoria própria.

Figura 63 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 1844X, 20,00kV, elétrons secundários. (A e B)



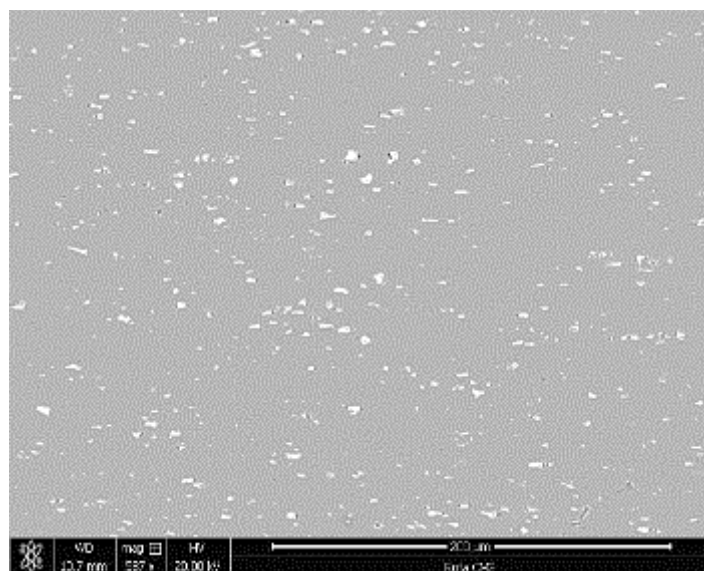
Fonte: Autoria própria.

Figura 64 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV. Aumento 5033X, 20,00kV, elétrons secundários.



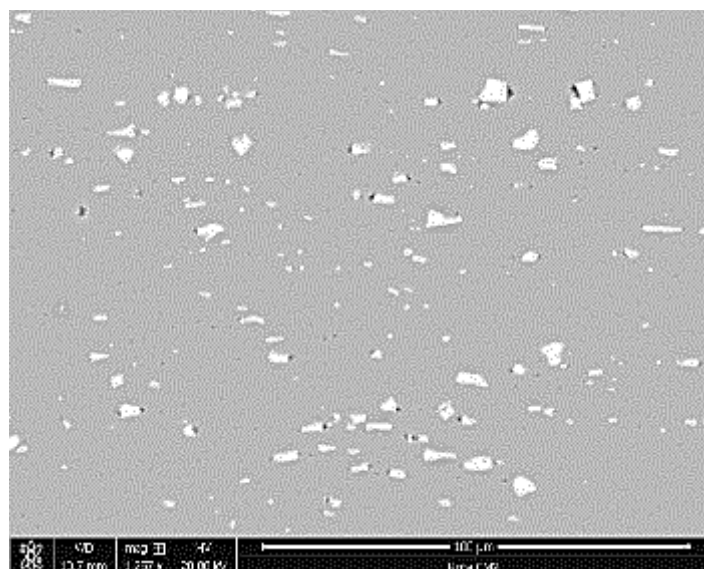
Fonte: Autoria própria.

Figura 65 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 587X, 20,00kV, elétrons secundários.



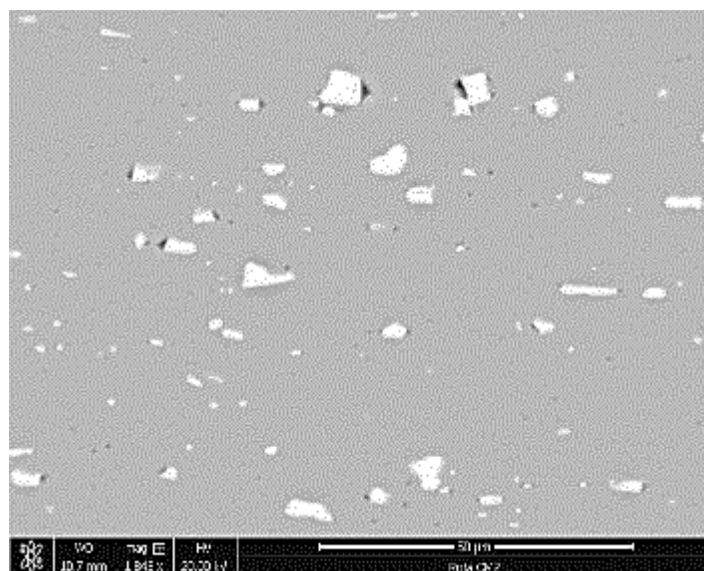
Fonte: Autoria própria.

Figura 66 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 1257X, 20,00kV, elétrons secundários.



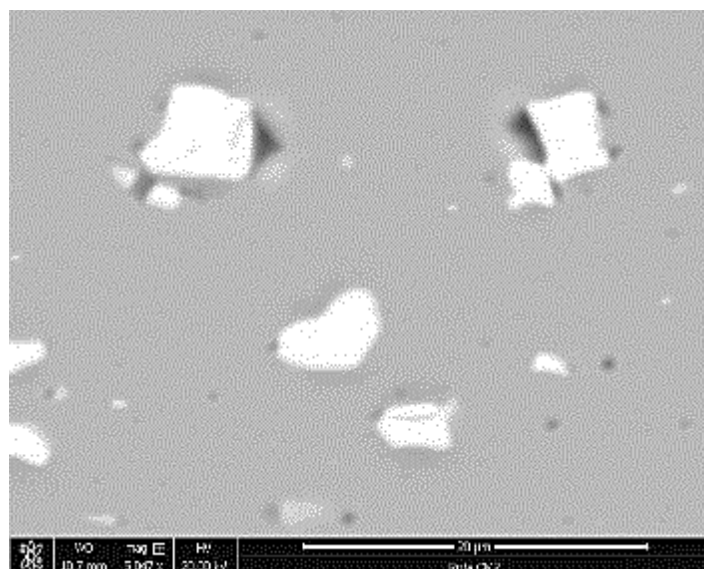
Fonte: Autoria própria.

Figura 67 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 1843X, 20,00kV, elétrons secundários.



Fonte: Autoria própria.

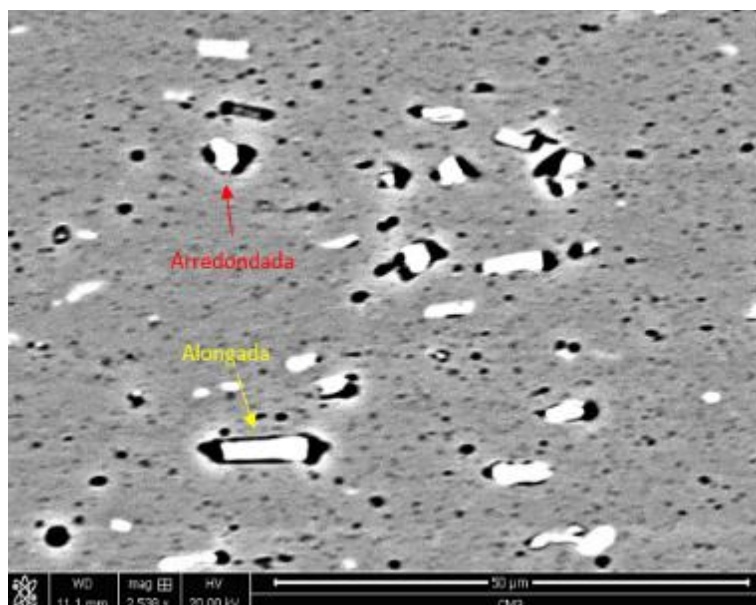
Figura 68 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV. Aumento 5047X, 20,00kV, elétrons secundários.



Fonte: Autoria própria.

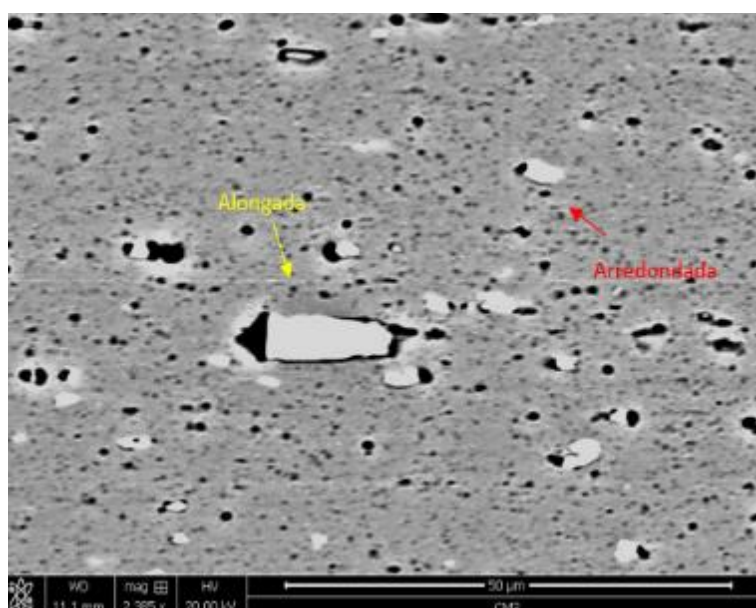
De maneira geral, pode-se perceber uma diferença morfológica dos precipitados, alguns com extremidades arredondadas, outros facetadas, sendo que para estes últimos nota-se um alinhamento preferencial na direção de laminação, não ocorrendo para os primeiros (figuras 74 e 75). Não foi possível observar a existência de precipitados em contornos de grão, o que justificaria ainda mais o aumento nas propriedades mecânicas do grupo B.

Figura 69 – Análise Microestrutural do grupo A no MEV identificando as partículas alongadas e arredondadas. Aumento 2538X, 20,00kV, elétrons secundários.



Fonte: Autoria própria.

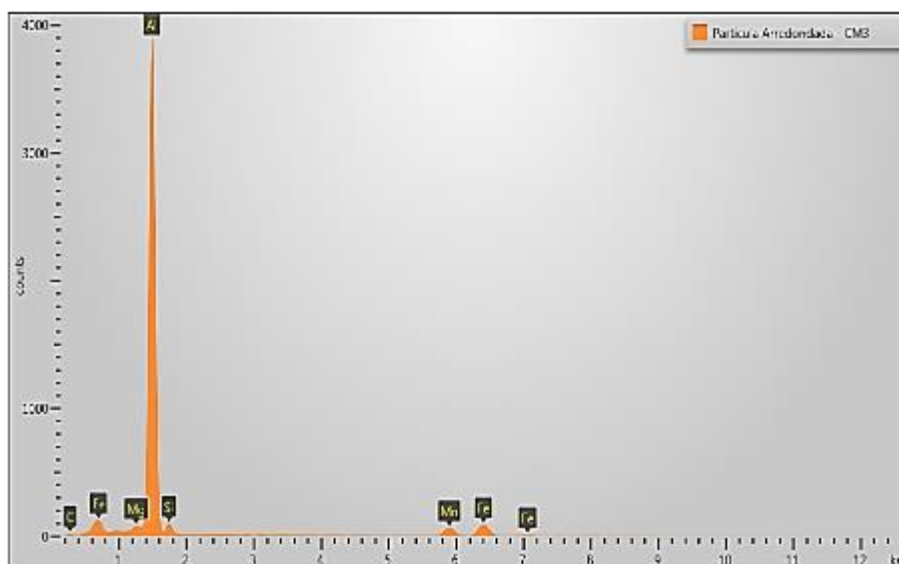
Figura 70 – Análise Microestrutural do grupo B no MEV identificando as partículas alongadas e arredondadas. Aumento 2385X, 20,00kV, elétrons secundários.



Fonte: Autoria própria.

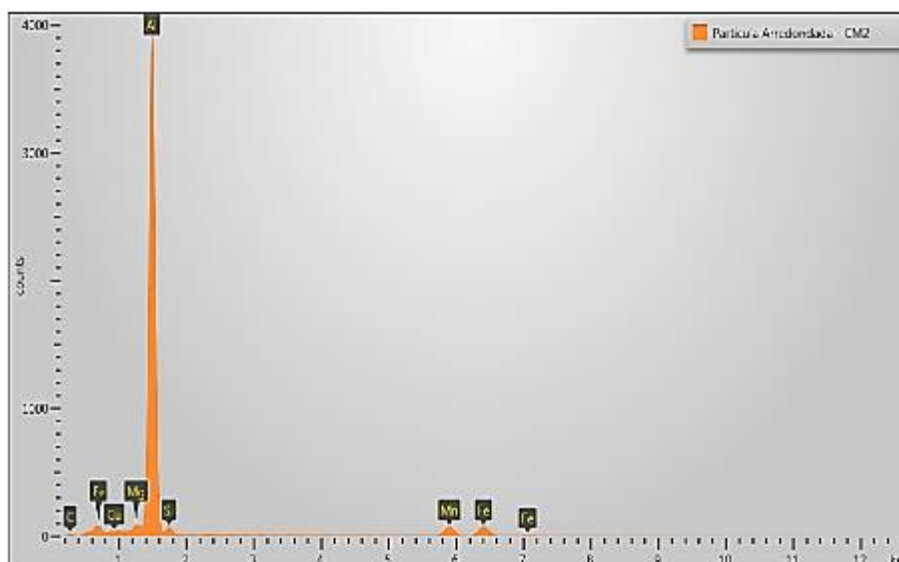
Nas Figuras 76 a 79, são apresentados os espectros indicados pelo MEV para os precipitados com morfologias arredondadas e alongadas dos grupos de materiais A e B, respectivamente.

Figura 71 – Espectro observado para os precipitados com morfologia de extremidades arredondadas para as amostras do grupo A.



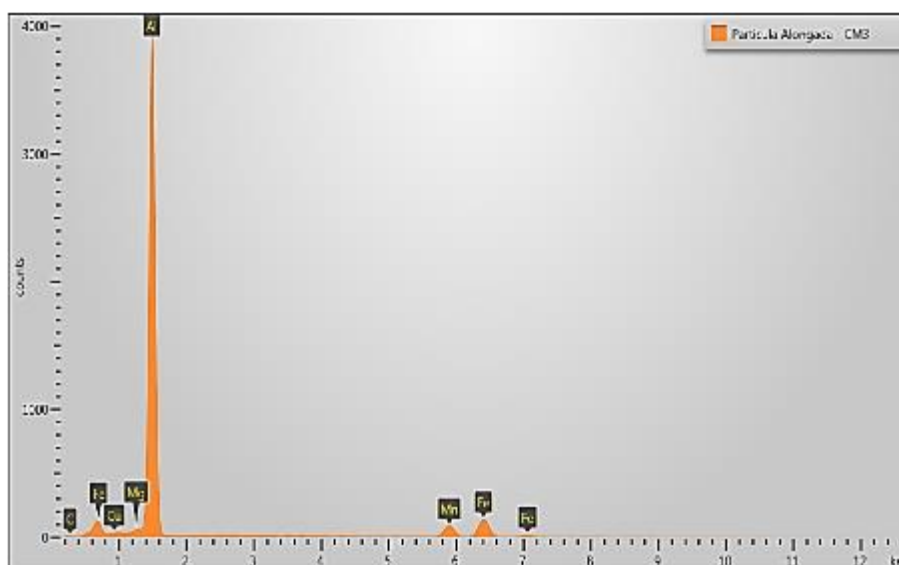
Fonte: Autoria própria.

Figura 72 – Espectro observado para os precipitados com morfologia de extremidades arredondadas para as amostras do grupo B.



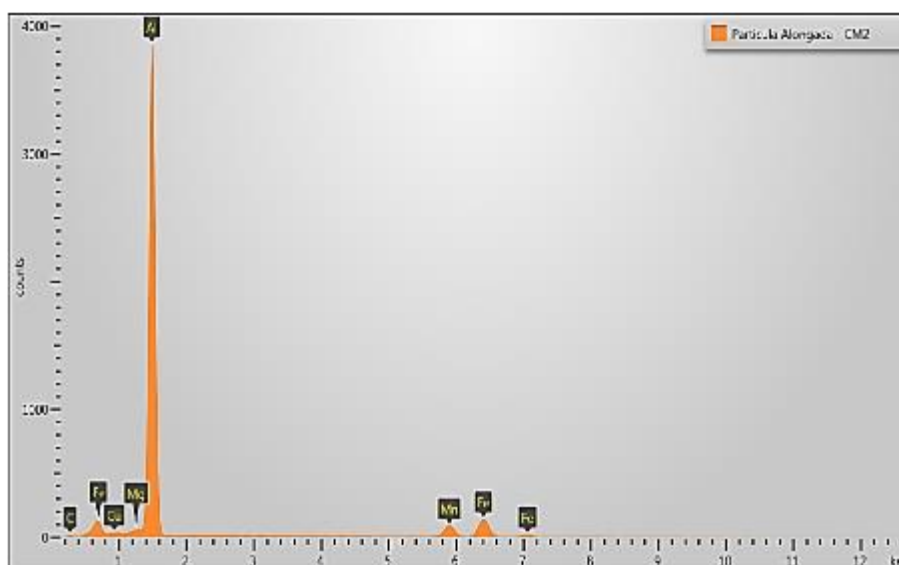
Fonte: Autoria própria.

Figura 73 – Espectro observado para os precipitados com morfologia alongada para as amostras do grupo A.



Fonte: Autoria própria.

Figura 74 – Espectro observado para os precipitados com morfologia alongada para as amostras do grupo B.



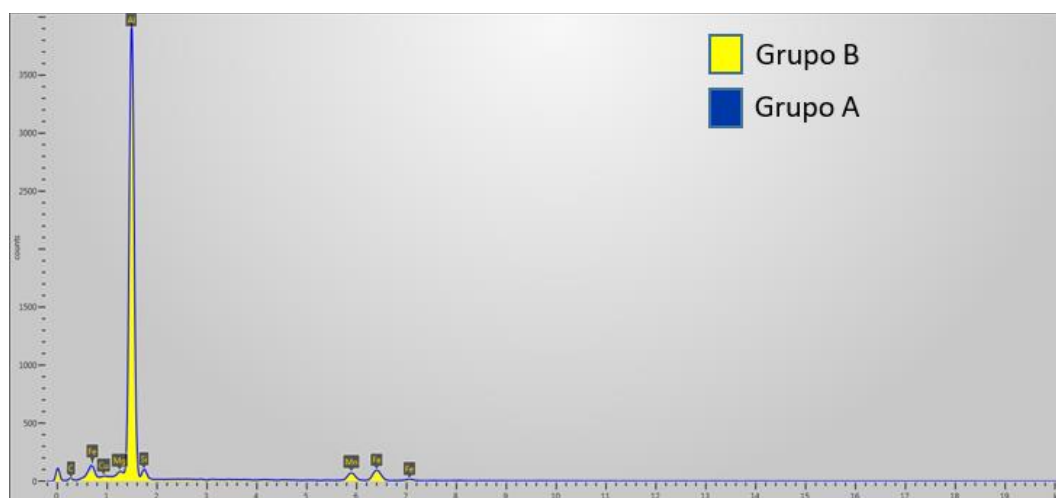
Fonte: Autoria própria.

Segundo Fogazzi et al, os precipitados α -Al₁₂(Fe,Mn)₃Si apresentam uma alta dureza em relação às partículas Al₆(Mn,Fe). Tal característica sugere que os precipitados que aparecem alongados nas micrografias são do tipo Al₆(MnFe) enquanto os precipitados não deformados na direção de laminação são do tipo α -Al₁₂(MnFe)₃Si. Isto pode ser observado pelas análises de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) realizadas neste estudo. Ou seja,

independentemente do método de laminação a frio adotado, não há alteração na composição das partículas de segunda fase precipitadas. Isto se confirma, pois segundo Kamat, o tamanho e a forma dos precipitados e dos dispersóides são formados durante a homogeneização na etapa de laminação a frio.

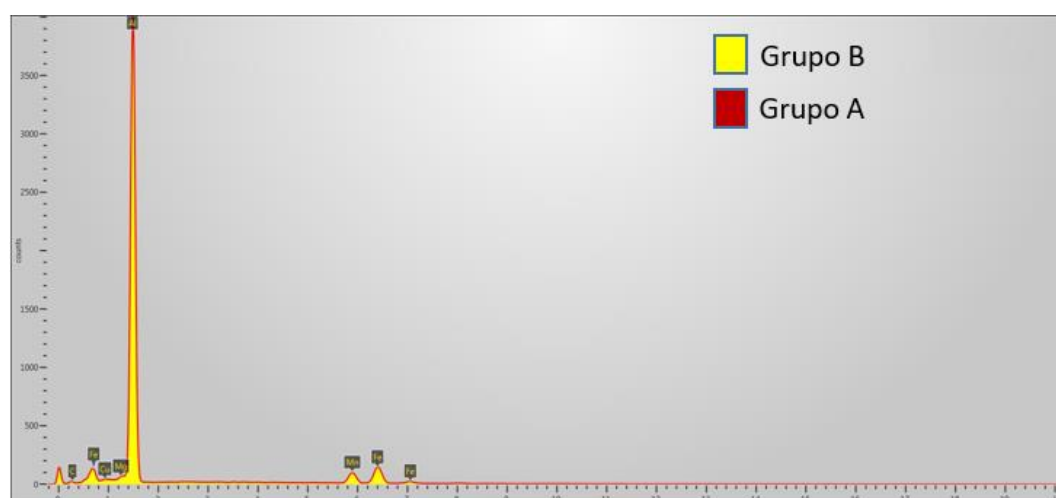
As figura 80 e 81 compara o espectro de cada tipo de precipitados (arredondados e alongados) para cada grupo de material.

Figura 75 – Espectro comparativo entre os materiais do grupo A e B para os precipitados com morfologia arredondada.



Fonte: Autoria própria.

Figura 76 – Espectro comparativo entre os materiais do grupo A e B para os precipitados com morfologia alongada.



Fonte: Autoria própria.

É possível observar que não há diferença nos espectros dos precipitados de segunda fase comparativamente para os dois grupos de materiais, tanto para aqueles com morfologia mais arredondas, quanto para aqueles com morfologia mais alongada.

Desta forma, pode-se aferir que não há correlação existente entre a diferença observada de propriedades mecânicas para os grupos de materiais analisados neste estudo e a característica morfológica das partículas de segunda fase precipitadas.

5 CONCLUSÕES

Amostras da liga AA3104 utilizadas como material para produção de corpo das latas de bebidas foram processadas com diferentes sequências de laminação a frio, A e B, sendo posteriormente caracterizadas do ponto de vista mecânico e microestrutural. Os principais resultados obtidos são os seguintes:

✓ Nos ensaios de tração das amostras dos grupos de materiais A e B laminadas a frio foi observado que os materiais do grupo B apresentaram valores médios de limites de escoamento e de resistência à tração consideravelmente superiores aos dos materiais do grupo A (cerca de 1,0 kgf/mm² maior), constatação essa comprovada estatisticamente pela ferramenta ANOVA.

✓ A diferença observada entre os valores de propriedades mecânicas para os dois grupos de materiais analisados neste estudo, é justificada pelo tempo de resfriamento intermediário entre passes utilizadas durante o processamento dos materiais do grupo B. Este processo leva a uma maior fração de área de partículas de segunda fase precipitadas quando comparados aos materiais do grupo A, criando maiores obstáculos à movimentação de discordâncias durante as etapas de deformação, tornando este grupo de material mais resistente mecanicamente.

✓ Não há relação entre a maior resistência mecânica observada dos materiais do grupo B quando comparados aos do grupo A frente a morfologia, tamanho e orientação de seus grãos cristalográficos, pois ambos os materiais apresentam-se na condição encruado após o processo de laminação.

✓ Não há influência do tempo de resfriamento entre passes utilizado no processo de laminação a frio dos materiais do grupo B na morfologia, tamanho e orientação de seus grãos cristalográficos, quando comparados aos materiais do grupo A.

✓ Para ambos os grupos de materiais estudados neste trabalho há a formação de precipitados de segunda fase, sendo que existe uma diferença morfológica dos mesmos na matriz da liga AA3104, alguns com extremidades arredondadas, outros facetadas, sendo que para estes últimos nota-se um alinhamento preferencial na direção de laminação, não ocorrendo para os primeiros.

✓ Não existem diferenças nos espectros dos precipitados de segunda fase comparativamente para os dois grupos de materiais, tanto para aqueles com morfologia mais arredondadas, quanto para aqueles com morfologia mais alongada.

✓ Não há correlação entre a diferença de propriedades mecânicas observada para os grupos de materiais analisados neste estudo e a característica morfológica das partículas de segunda fase precipitadas.

✓ Independentemente do método de laminação a frio adotado para cada grupo de materiais analisados neste estudo, não há alteração na composição das partículas de segunda fase precipitadas na matriz da liga AA3104. Isto se dá na etapa de laminação à quente.

REFERÊNCIAS

ABAL, 2008. **Coletânea de Normas Técnicas – Alumínio e Suas Ligas**. São Paulo: ABAL – Associação Brasileira do Alumínio, 2008. 758p.

ABAL, 2017. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/estatisticas/nacionais/aluminio-primario/producao-por-usina/>>. Acesso em: 30 jun. 2017.

ABRALATAS, 2016. Disponível em: < <http://www.abralatas.org.br/#containerLata>>. Acesso em: 28 mar. 17.

AGHAIE-KHAFRI, M.; MAHMUDI, R. Optimizing homogenization parameters for better stretch formability in an Al-Mn-Mg alloy sheet. **Materials Science and Engineering A**, v. 399, n. 1-2, p. 173–180, 2005. Disponível em: <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-23344444063&partnerID=40&md5=7e36a0247ceae9e8aaec1c01455e4b64>, Acesso em: 16 ago. 2017.

ALUMATTER, 2017. Disponível em: <<http://www.aluminium.matter.org.uk>>. Acesso em: 15 mai. 2017.

ALUTRAT, Disponível em: < <http://alutrat.com.br/servicos/tratamento-termico/recozimento-to/>> , Acesso em: 17 abr. 2017.

ARPAL, <<http://aluminio.org/wp-content/uploads/2012/03/archivo9.jpg>>, Acesso em: 15 abr. 2017.

ASM Handbook, Volume 2, **Properties and Selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials**, page 371 e 372 de 3470. ASM International, 1992.

ASTM, I. **ASM Handbook Vol 4: Heat-treating**. . p.291–304, 1991.

ASTM, I. **Metallography and Microstructures 2004 ASM. Managing**. v. 9, p.2733, 2004. Disponível em: <<http://www.worldcat.org/oclc/42469467>>. Acesso em: 15 abr. 2017.

BOLINGBROKE R.K., MARSHALL G.J., RICKS R.A., Microstructural development during preheating of AA3004. In: **INTERNATION CONFERENCE ON ALUMINUM ALLOYS**, 3, 1992, Tronheim, Norway. Proceeding. p. 285-290.

BRADY, G.S., CLAUSER, H.H. **Materials Handbook**. 13ª edição, New York: Macgraw Hill, 1991.

BRASIL ALUMÍNIO, Disponível em: <http://brasilaluminio.com.br/pt/>, Acesso em: 16 ago. 2017.

BROWN, J. M.; CLINCH, M. R.; EVANS, P. V. **Investigation r e p o r t. Oxidation of Can End Stock AA5182 and its Relation to Final Gauge Streaking**. 1996.

CALLISTER, W. D. Jr. **Materials Science and Engineering**. 5ªed. New York: John Wiley & Sons, Inc.; 2000.

CHUMSKY, V. **Estudo do comportamento das ligas de alumínio-magnésio AlMg 5083 e AlMg 5182, sob solicitação em fadiga axial**. 2003. 110 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2003.

DE CARVALHO, W. **Influência do teor de chumbo no processamento a quente da liga de alumínio AA3104**. 2000. 71f. Tese (Mestrado) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2000.

ENGLER, O.; LIU, Z.; KUHNKE, K. Impact of homogenization on particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5454-Experiment and simulation. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 560, p. 111–122, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.01.163>, Acesso em: 16 ago. 2017.

FERRI, T. V.; CUNHA, P. H. C. P.; FERREIRA, C. R. F.; SPIM JUNIOR, J. **Determinação das propriedades mecânicas e características metalográficas das bobinas liga de alumínio AA3104-H19**. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 60., 2005, Belo Horizonte, Brasil. **Anais**. Belo Horizonte, 2005. p. 25-28.

FERRARI, R. B.; PAULO, S. **Caracterização de liga metálica a base de alumínio - magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas** **Caracterização de liga metálica a base de alumínio - magnésio obtida por método convencional após tratamentos t. , 2008.**

FOGAZZI, W., FERREIRA, C. R. F.; SANTOS C. A.; DEDAVID, B. A.; SPIM, J. A.; **Análise microestrutural da liga AA3104 H19**. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2005.

FRIEDLI, J. **Novelis Sheet Metallurgy Course: Homogenization**. 2012.

GÓIS, C. C., LIMA, R. M. F., MELO, A. C., "**Sedimentação de resíduo Bayer utilizando floculantes hidroxamatos e poliacrilamida**", Revista Escola de Minas, v. 56, n.2, pp. 119-122, Ouro Preto, Minas Gerais, Abril/Junho, 2003.

GOLOVIN, I. S.; MIKHAYLOVSKAYA, A. V.; SINNING, H. R. Role of the phase in grain boundary and dislocation anelasticity in binary Al-Mg alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577, p. 622–632, 2013. Elsevier B.V. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.06.138>, Acesso em: 31 jul. 2017.

HATCH, J.E. **Aluminum Properties and Physical Metallurgy**. Metals Park, Ohio: ASM, 1984.

HIND, R. A., BHARGAVA, S. K., GROCOTT, S. C., "**The surface chemistry of Bayer process solids: a review**", Colloids and surfaces A: Physicochemical and engineering aspects, n. 146, pp.359-374, 1999.

HOSFORD, W.F.; DUNCAN, J.L. The aluminum beverage can. **Scientific American**, v.271, p. 48-53, 1994.

HUANG, Y.; LI, Y.; XIAO, Z.; et al. Effect of homogenization on the corrosion behavior of 5083-H321 aluminum alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 673, p. 73–79, 2016. Elsevier B.V. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0925838816305060>, Acesso em: 28 jul. 2017.

HYDRO 2013, Disponível em: < <http://www.hydro.com/pt/A-Hydro-no-Brasil/Sobre-o-aluminio/>>. Acesso em: 15 abr. 2017.

IOM3 - Institute of Materials, Minerals and Mining, <http://www.iom3.org>, Acesso em: 28 mar. 2017.

INFOMET Handbook, Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=50>>. Acesso em: 28 mar. 2017.

INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2012 <<http://recycling.world-aluminium.org/review/industry-structure.html>>. Acesso em: 05 ago. 2017.

INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2012, Disponível em: <http://primary.world-aluminium.org/index.php?id=285>, Acesso em: 05 ago. 2017.

KAMAT R.G., AA3104 Can-body stock ingot: Characterization and homogenization. **Journal of Metals**, v. 48, n. 6, p. 34-38, 1966.

KOLOSOSKI J.; FILHO F. A.; COUTO A. A. **Curso de metalografia do alumínio e suas ligas**. São Paulo: ABAL, 1998. p. 148.

LATAPACK, 2011. Disponível em: <http://www.latapack.com.br/mundo-da-lata/a-lata-de-aluminio/processo-produtivo/>, Acesso em: 23 jan. 2017.

LI, J. **Characterization of post-annealing mechanical behavior of preformed aluminum alloy 5182-O.**, 2011.

MARSHALL, O. J., MEREDITH, M.W., BOLINGBROKE, R. K. The effect of initial microstructure on the evolution of crystallographic texture in AA3104 during simulation of hot rolling. **Aluminum Alloys for Packaging II**, p. 74, 1996.

MERCHANT, H.D.; KATTAMIS, T.Z.; SCHART: **Homogenization of aluminum alloys**, Homogenization and Annealing of Aluminum and Copper Alloys. Warrendale, PA, 1988, p.1-52.

MERCHANT, H.D.; MORRIS, J.G., HODGSON, D.S. Characterization of Intermetallics in Aluminum Alloy 3004. **Materials Characterization**, v. 25 p.339-373, 1990.

MOULIN, N. **Modélisation numérique de la fragmentation de particules de formes complexes avec une application au laminage des alliages d'aluminium.**, 2008. Disponível em: <<http://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00348163>>, Acesso em: 20 jul. 2017.

MUNDO DO ALUMÍNIO, 2017 Disponível em: <http://mundoeducacao.bol.uol.com.br/quimica/producao-aluminio-por-eletrolise.htm>, Acesso em: 15 ago. 2017.

PATROCÍNIO, P. R. G., **Caracterização da textura e do orelhamento (“earing”) da liga AA3104 após a redução a frio**. 2011, 117f., Dissertação (Mestrado), Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

PIRES, M. M., **Influência do teor de zinco e do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão da liga de alumínio AA3104**. 2002. 111f. Tese (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá. 2002

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.

RECICLOTERRA, Disponível em: (<http://www.recicloteca.org.br/material-reciclavel/met-al/aluminio/>), Acesso em: 15 jul. 2017.

SARTORI, A.; SILVA, B. A. E. Influência do Tempo de Exposição e Temperaturas Elevadas na Microestrutura da liga AA5083. **III Congresso Internacional do Alumínio**, 2007.

SCOTTO D’ANTUONO, D.; GAIES, J.; GOLUMBFSKIE, W.; TAHERI, M. L. Grain boundary misorientation dependence of phase precipitation in an Al-Mg alloy. **Scripta Materialia**, v. 76, p. 81–84, 2014. Acta Materialia Inc. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.01.003>, Acesso em: 15 jul. 2017.

SUN, T., C. The effect of preheating on AA3104 aluminum alloy ingot structure and particulate composition. **Aluminum Alloys for Packaging**. p. 173-182, 1993

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys**, 2009. 37 p.

VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; SAMAJDA I.; DOHERTY R. D. **Thermo-mechanical processing of metallic materials**. London: Elsevier, 2007. v. 11, cap. 14, p. 365-404.

VILFER, Disponível em: <http://www.vilfer.com.br/index.php/widgetkit/reciclagem>, Acesso em: 15 mai. 2017.

ZANGRANDI, A. **Alumínio e suas ligas: fundamentos metalúrgicos e tecnológicos**. Lorena, Editora Instituto Santa Teresa, 2008, 104 p.

WEN, W.; LIU, W. C.; MORRIS, J. G. The effect of precipitation of Mg_2Al_3 and of $MnAl_6$ on texture evolution during isothermal annealing and subsequently on formability of CC AA5182 Al alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 380, n. 1, p. 191–207, 2004.

WESTERMAN E.J., Silicon: a vital alloying element in aluminum beverage can body stock. **In: Aluminum Alloys for Packaging**, California: TMS, 1993. p. 1-16.

WOODWARD, R. The Rolling of Aluminium: the Process and the Product 1301 The Rolling of Aluminium: the Process and the Product. , 1994.

WORLD ALUMINIUM, disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/>> Acesso em: 10 mar. 2017.