

AMÉLIA ALIK DE FREITAS ZUMBA

**ESTUDO DE REDUÇÃO DO TEMPO DE CICLO DE HOMOGENEIZAÇÃO
DA LIGA AA5182.**

Guaratinguetá

2016

Amélia Alik de Freitas Zumba

Estudo de Redução do Tempo de Ciclo de Homogeneização da Liga AA5182.

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: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá - SP

2016

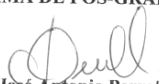
Z94e	Zumba, Amélia Alik de Freitas Estudo de redução do tempo de ciclo de homogeneização da liga AA5182 / Amélia Alik de Freitas Zumba – Guaratinguetá, 2016. 74 f : il. Bibliografia: f. 70-74 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016. Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira 1. Ligas de alumínio. 2. Laminação (Metalurgia). 3. Homogeneização (Beneficiamento de minério) I. Título CDU 669.715(043)
------	--

AMÉLIA ALIK DE FREITAS ZUMBA

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

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Baestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
UNESP/FEG


Prof. Dr. ANGELO CAPORALI FILHO
UNESP/FEG


Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
IEAv/DCTA

Agosto de 2016

DADOS CURRICULARES

NASCIMENTO 06.01.1984 – SÃO PAULO / SP

FILIAÇÃO Arnaldo Zumba da Silva
Neuza Maria de Freitas Zumba

2014/2016 Curso de Pós – Graduação
Faculdade de Engenharia – Universidade
Estadual Paulista

DEDICATÓRIA

À Família,
Aos amigos,
Pelo apoio e incentivo nessa jornada.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus, pela coragem e força para enfrentar as adversidades durante esta trajetória.

Agradeço aos meus queridos pai Arnaldo e mãe Neuza, pela eterna fortaleza e incentivo, à minha irmã Aline pela motivação. Ao meu amado Willian Catto, pelos puxões de orelha e eterno conselheiro. Aos meus amigos que conseguiram entender “o desaparecimento social” para a realização deste trabalho.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira que jamais deixou de me incentivar. Pelos conselhos, dedicação e extrema paciência, por ser sempre um ponto de referência positiva nesta trajetória.

Ao Engenheiro Luiz Murad, pela idéia deste trabalho e o estímulo de realização do mesmo, ao Engenheiro Adilson Luiz, pela experiência na ajuda do preparo e na realização dos testes.

Aos técnicos Márcio Rocha e Rafael Moraes pela troca de experiências e conhecimento para a realização das análises no microscópio eletrônico de varredura.

À minha querida amiga e colega Ana Sorrilha, pela eterna motivação, quando às vezes duvidei que podia conseguir.

Aos mestres que encontrei durante essa trajetória e que muito contribuíram para edificar mais um degrau do conhecimento profissional que tenho hoje.

“A satisfação está no esforço, não na conquista.
Esforço completo significa vitória completa.”

Mahatma Ghandi (1869 – 1948).

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

RESUMO

Há uma crescente demanda pelo uso de materiais na indústria em geral, que consigam aliar sustentabilidade e performance, onde o alumínio enquadra-se nestes dois requisitos. A liga AA5182 apresenta propriedades importantes, tais como: baixa densidade, alta resistência mecânica e à corrosão, bem como boa conformabilidade. Neste estudo, foi realizada a definição de uma região crítica na qual foram realizados três testes, simulando diferentes ciclos de homogeneização desta liga, através da realização do ciclo de homogeneização em menores tempos que o ciclo original, antes do envio para a laminação a quente e avaliando características superficiais e microscópicas, para que não exista impacto negativo nos processos subsequentes. Após as análises comparativas realizadas, percebeu-se que o teste onde o patamar de aquecimento foi abaixo da temperatura de liquação de precipitados de magnésio apresentou melhor resultado, proporcionando a redução do tempo de ciclo sem o aparecimento de linhas pretas, oriundas da oxidação do magnésio, permitindo assim, a redução do tempo de ciclo de homogeneização.

PALAVRAS-CHAVE: AA5182. Homogeneização. Exsudação.

ZUMBA, A.A.F. **Study of reduction cycle time of homogenization of AA5182 alloy.** 2016. 74f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

ABSTRACT

There is a growing demand for the use of materials in the industry in general, they can combine sustainability and performance, where aluminum fits these two requirements. The alloy AA5182 has important properties such as: low density, high mechanical resistance and corrosion resistance as well as good formability. First of all, this study was conducted to define a critical region in which there were three tests, simulating different homogenization cycles of this alloy, by conducting the homogenization cycle times smaller than the original cycle, prior to shipment to the hot rolling and evaluating superficial and microscopic characteristics, so that there is no negative impact on subsequent processes. After that, comparative analyzes it was observed that the test where the heating level was below the magnesium precipitates liquation temperature showed better results, providing a reduction in the cycle time without the appearance of black streaks, derived from the magnesium oxidation, thus, reducing the homogenization cycle time.

KEY WORDS: AA5182. Homogenization. Exudation.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Tampas de latas de alumínio	18
Figura 2 – Bauxita em sua forma mineral	21
Figura 3 – Lingote de alumínio primário	22
Figura 4 – Produção de alumínio primário no parque industrial brasileiro.....	23
Figura 5 – Ciclo de Reciclagem de latas.	31
Figura 6 – Representação do processo DC.....	32
Figura 7 – Vazamento de placa no processo DC.....	33
Figura 8 – Representação do processo produtivo da Refusão de placas de alumínio	34
Figura 9 – Fluxo de produção de chapas de alumínio	35
Figura 10 – Forno poço	39
Figura 11 – Forno empurrador	40
Figura 12 – Diagrama de fases genérico.	41
Figura 13 – Microestrutura Al_3Fe (em cinza) e Mg_2Si (em preto). Ataque HF 0,5%....	46
Figura 14 – Representação esquemática de uma placa do processo DC. a) desenho esquemático do vazamento de placas e b) placa de alumínio sendo retirada do poço DC.	47
Figura 15 – Representação da região de retirada de amostra na placa – em vermelho. .	48
Figura 16 – Amostra utilizada para simulação dos ciclos no forno.	49
Figura 17 – Amostras como fundida, ciclo original (1), sugestões dos testes (2, 3 e 4).	49
Figura 18 – Máquina de polimento manual.....	50
Figura 19 – Microscópio ótico integrado ao software de análise de imagens.....	51
Figura 20 - Microscópio de varredura eletrônica	52
Figura 21 – Principais precipitados da liga AA5182. Aumento 50x, escala 200 μm	55
Figura 22 – Imagem no MEV, amostra como fundida. Aumento 1060x, 100 μm , elétrons secundários.	56
Figura 23 – Espectro do precipitado Fe-Mn (A).	56
Figura 24 – Espectro do precipitado Mg_2Si (B).	57
Figura 25 – Espectro do precipitado Mg_5Al_8 (C)	57
Figura 26 – Fotomontagem da superfície do metal como fundido. Aumento 50x, escala 200 μm	58
Figura 27 - Metal como fundido, Mg_5Al_8 e Mg_2Si . Aumento 100x, escala 100 μm	59
Figura 28 – Fotomontagem da superfície do metal após homogeneização no ciclo original. Aumento 50x, escala 200 μm	60
Figura 29 – Precipitado Mg_5Al_8 , a 2,5mm da superfície de laminação. Aumento 500x escala 20 μm	61
Figura 30 – Amostra do teste 1 após forno, com aparecimento de exsudação na superfície.	63
Figura 31 – Fotomontagem da superfície do teste 1. Aumento 50x, escala 200 μm	63
Figura 32 - Amostra do teste 2 após forno, sem aparecimento significativo de exsudação na superfície.....	64
Figura 33 – Fotomontagem da superfície do teste 2. Aumento 50x, escala 200 μm	65

Figura 34 – Amostra do teste 3 após forno, com aparecimento excessivo de exsudação na superfície.....	66
Figura 35 - Fotomontagem da superfície do teste 3. Aumento 50x, escala 200 μm	67

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Capacidade de produção e produção efetiva de latas para bebidas anos 2000-2014 (em bilhões de unidades).....	17
Gráfico 2 – Vendas anuais de latas (em bilhões de unidades).....	20
Gráfico 3: Teor de magnésio em relação à profundidade, região de início de vazamento.	54
Gráfico 4: Teor de magnésio em relação à profundidade, região de final de vazamento.	54
Gráfico 5 – Ciclo de homogeneização original.	60
Gráfico 6 – Comparativo ciclo de homogeneização original e teste 1.	62
Gráfico 7- Comparativo ciclo de homogeneização original e teste 2.....	64
Gráfico 8 - Comparativo ciclo de homogeneização original e teste 3.....	65

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Designação de ligas de alumínio e principais propriedades	25
Quadro 2 – Temperaturas de fusão dos precipitados de segunda fase.	43
Quadro 3 – Composição química da liga AA5182 utilizada neste estudo.	47

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	<i>Aluminium Association</i>
a.C.	Antes de Cristo
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ABNT NBR	Norma Brasileira aprovada pela ABNT
ABRALATAS	Associação Brasileira dos Fabricantes de Latas de Alta Reciclabilidade
ALCAN	<i>Aluminium Limited Canadá</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CBA	Companhia Brasileira de Alumínio
DC	<i>Direct Chill</i>
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
ELQUISA	Eletro-Química Brasileira S.A.
IAI	<i>International Aluminum Institute</i>
MEV	Microscópio de Varredura Eletrônica
MG	Minas Gerais
SE	Elétrons Secundários
SP	São Paulo

LISTA DE SÍMBOLOS

β	Beta
$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius
%	Percentual (parte por cem)
$^{\circ}\text{C/h}$	Graus Celsius por hora
Al	Alumínio
Mg	Magnésio
Si	Silício
Fe	Ferro
Mn	Manganês
α	Alfa
Cu	Cobre
Cr	Cromo
Zn	Zinco
Ti	Titânio
V	Volts
A	Ampère
mm	Milímetro
μm	Micrômetro

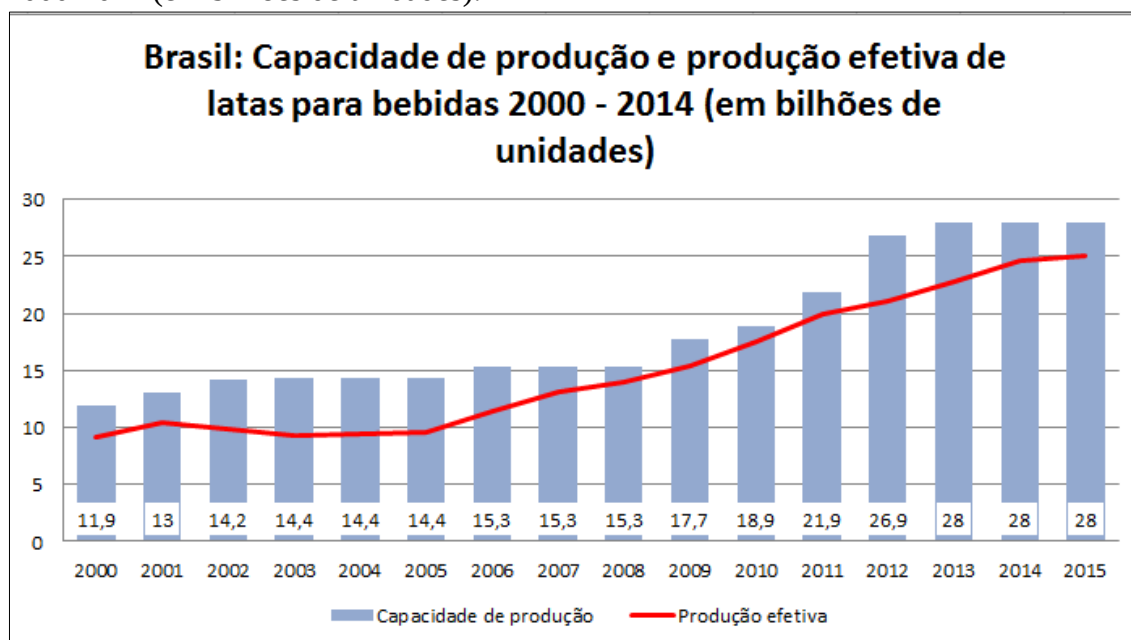
SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
1.1 OBJETIVOS	17
1.2 JUSTIFICATIVA:	18
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1 UM POUCO DE HISTÓRIA – O SURGIMENTO DO ALUMÍNIO	21
2.2 A INDÚSTRIA DO ALUMÍNIO NO BRASIL	22
2.3 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	24
2.4 PROCESSO PRODUTIVO DO ALUMÍNIO	29
2.4.1 <i>O alumínio primário</i>	29
2.4.2 <i>O alumínio secundário: reciclagem</i>	29
2.4.3 <i>Refusão e lingotamento de placas</i>	31
2.4.4 <i>Laminação a quente</i>	34
2.4.5 <i>Laminação a frio</i>	36
2.5 HOMOGENEIZAÇÃO.....	36
2.6 HOMOGENEIZAÇÃO DA LIGA AA5182	42
2.7 TÉCNICAS DE OBSERVAÇÃO	43
2.7.1 <i>Microscopia</i>	43
2.7.2 <i>Metalografia</i>	44
3 MATERIAIS E MÉTODOS	47
3.1 MATERIAIS.....	47
3.2 MÉTODOS	48
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	53
5 CONCLUSÕES.....	68
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	69
7 REFERÊNCIAS	70

1 INTRODUÇÃO

De acordo com a Associação Brasileira dos Fabricantes de Latas de Alta Reciclabilidade (ABRALATAS), a venda de latas de alumínio tem crescido paulatinamente no Brasil desde os anos 2000, assim como a capacidade de produção tem aumentado para suprir esta demanda do mercado, como é possível observar no Gráfico 1. No entanto, percebe-se que a demanda do mercado ainda é superior a capacidade produtiva que o parque industrial brasileiro apresenta para suprir a necessidade de latas para bebidas no Brasil.

Gráfico 1 – Capacidade de produção e produção efetiva de latas para bebidas anos 2000-2014 (em bilhões de unidades).



Adaptado de: ABRALATAS (2016).

Além do mais, a demanda do uso novas de ligas de alumínio tem crescido devido a possibilidade de sua aplicação em áreas como: aeronáutica, civil, indústria ferroviária, automotiva e naval (MAZZOLANI,1995; ZANGRANDI, 2008; LI 2011).

1.1 OBJETIVOS

O presente trabalho, visa apresentar uma solução viável para a redução do tempo de homogeneização de placas de alumínio da liga AA5182, sem apresentar perdas de qualidade superficial no processamento de chapas de alumínio.

É importante salientar que no escopo desse projeto estará apenas sendo analisado características microestruturais do material após o processo de homogeneização, delimitando assim as condições deste trabalho.

1.2 JUSTIFICATIVA:

A motivação deste trabalho deu-se em razão do crescente uso do alumínio no mercado, principalmente no que diz respeito a utilização deste metal para uso em latas de bebidas, para a liga AA5182 tipicamente utilizada em tampas de latas de alumínio, como as apresentadas na Figura 1. Além disso, há um crescente aumento de demanda pelo uso de materiais na indústria que, de maneira geral, possibilite aliar sustentabilidade e performance, no qual o alumínio se adequa perfeitamente nestes dois requisitos.

Figura 1 – Tampas de latas de alumínio



Fonte: LATAPACK (2011).

Para a realização deste trabalho, foram retiradas amostras de placas brutas do processo de refusão no início, e final da solidificação da placa, para definição da região mais crítica com relação a existência de partículas de segunda fase ricas em magnésio.

Após a definição da região crítica, colocam-se as amostras desta região em um forno de resistência elétrica em laboratório, de forma a simular os estágios de homogeneização durante o processo fabril, comparando com o ciclo atual e novas sugestões. Além disso, verifica-se na superfície se há a ocorrência de óxidos de magnésio, característicos de exsudação bem como a existência de partículas de segunda fase próximas à superfície da amostra. Desta forma, comparando-se os tempos das novas sugestões com o tempo atual e, a performance na região da superfície padrão, avalia-se a possibilidade de um ciclo com menor tempo de homogeneização da liga AA5182.

Estas etapas são importantes para que seja evitado o aparecimento de defeitos superficiais que possam prejudicar a qualidade e performance do metal, bem como evitar problemas estéticos durante as etapas subsequentes de processamento.

Neste estudo, o ciclo de homogeneização deve ser realizado de forma cuidadosa devido a possibilidade de aparecimento de oxidação do MgO (óxido de magnésio) na superfície laminada, dando origem a um defeito conhecido como “linha preta” (BROWN et al.,1996).

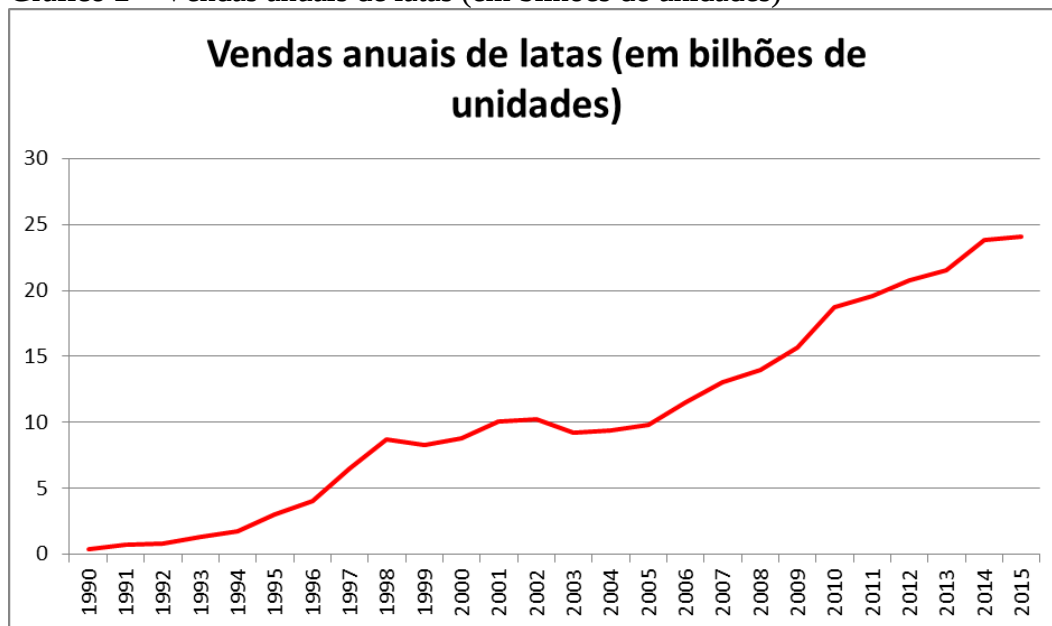
No Brasil, a liga AA5182 tem como sua principal aplicação as tampas e anéis de latas de alumínio para bebidas. Uma vez que esta liga apresenta propriedades importantes para a indústria, tais como: baixo peso, alta resistência mecânica, alta resistência a corrosão e boa conformabilidade, é importante que esse material não tenha alteração nas características superficiais – isenção de linha preta oriunda de exsudação – e mecânicas – sem alteração nos valores de limite escoamento e limite de resistência a tração –, após a realização deste projeto.

Atualmente, para esse material é gasto um período muito longo de processamento no seu ciclo de homogeneização, antes do seu envio para o processo de laminação a quente, o que aumenta significativamente seu tempo de entrega aos produtores de latas.

Ressalta-se ainda, a importância do aumento de produtividade desta liga, visto que o mercado de latas apresentou um significativo aumento de produção nos últimos anos

como é possível avaliar pelo Gráfico 2, e ainda mostra uma boa perspectiva de crescimento para os próximos, tornando-se assim, importante possibilitar um aumento da sua disponibilidade no mercado através da redução do tempo de processamento. Além disso, a liga AA5182 é utilizada em outras aplicações, como na indústria automotiva e naval, por exemplo.

Gráfico 2 – Vendas anuais de latas (em bilhões de unidades)



Adaptado de: ABRALATAS (2016).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 UM POUCO DE HISTÓRIA – O SURGIMENTO DO ALUMÍNIO

De acordo com ABAL (Associação Brasileira do Alumínio), o alumínio é o terceiro material mais abundante e o metal mais disponível da crosta terrestre. Embora os povos persas, egípcios e babilônios já conhecessem a argila contendo óxido de alumínio para fabricação de recipientes cerâmicos, medicamentos e cosméticos cerca de 3000 a.C.. O alumínio é um metal relativamente novo em escala industrial, devido as grandes dificuldades tecnológicas na sua obtenção em forma isolada como metal.

Segundo Mazzolani (1995), o químico inglês Sir Humphry Davy foi o primeiro a prever a possibilidade de isolar o elemento alumínio enquanto trabalhava com sais de alumina em 1807. Ao final do século XVIII, Guyton De Morveau conseguiu validar o trabalho de Sir Davy durante seus estudos. Alguns anos mais tarde, de acordo com ABAL, em 1821, o francês P. Berthier descobre um minério com cor avermelhada contendo cerca de 52% de óxido de alumínio, na região do sul da França, em Les Baux. É descoberta então a bauxita, um minério de cor geralmente avermelhada como visto na Figura 2, o minério mais comum que contém alumínio.

Figura 2 – Bauxita em sua forma mineral



Fonte: HYDRO (2013).

Ainda segundo ABAL, em 1825, Oersted, assim como Sir Davy, isolou o alumínio, mas de uma forma diferente, a partir do cloreto de alumínio. De acordo com Mazzolani (1995), em 1827 o químico Whoeler obteve o primeiro lingote de alumínio, similar ao apresentado na Figura 3, que atualmente está exposto no museu da Universidade de *Göttingen*, na Alemanha.

Em 1854, Henry Saint-Claire Deville obtém alumínio por via química pela primeira vez, e no ano seguinte, em Paris, torna-se público o processo de produção por meio de redução eletrolítica da alumina dissolvida em banho de criolita. O processo desenvolvido simultaneamente por dois pesquisadores ficou conhecido por Hall-Héroult, e permitiu o desenvolvimento da indústria do alumínio no mundo.

Figura 3 – Lingote de alumínio primário



Fonte: ARPAL(2012).

2.2 A INDÚSTRIA DO ALUMÍNIO NO BRASIL

Segundo ABAL, as primeiras referências brasileiras sobre o alumínio estão em Ouro Preto, datadas em 1928, período pelo qual o Brasil, teve duas iniciativas para a produção do alumínio: a Eletro-Química Brasileira S/A (Elquisa) em Ouro Preto-MG, onde foi produzido o primeiro lingote alumínio no Brasil, em 1938, com apoio do

governo Vargas, e a Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), em Mairinque-SP. No entanto, apenas durante o período da Segunda Grande Guerra Mundial, em 1944, que a produção da alumina brasileira tomou proporções industriais.

Em 1950, de acordo com ABAL, a ALCAN (*Aluminium Limited* Canadá) torna-se a primeira multinacional a participar da economia brasileira, produzindo não apenas alumínio primário, mas também, produtos transformados. Em 1986, o Brasil passa de importador a ser um dos principais exportadores tornando-se o quinto produtor de alumínio primário mundial.

A demanda do alumínio vem crescendo paulatinamente em diversos setores da indústria, tomando lugar muitas vezes de materiais com uso já tradicional e consolidado como o aço e o ferro fundido, devido às características de menor densidade e resistência a corrosão que o alumínio apresenta.

O Brasil deixou de ser um produtor de alumínio primário e tem crescido como reciclador deste metal, sobretudo devido aos altos custos de energia elétrica, principal insumo necessário para a produção de alumínio primário. De acordo com ABAL, a produção nacional de alumínio primário vem sofrendo forte queda na produção nacional nos últimos anos conforme dados apresentados na Figura 4.

Figura 4 – Produção de alumínio primário no parque industrial brasileiro

Alumínio Primário					
Produção por Usina					
Unidade: 1.000 toneladas					
Produtores	Localização		2012	2013	2014
Albras	Barcarena	(PA)	446,7	452,3	441,0
Alcoa	Poços de Caldas	(MG)	85,9	69,4	17,5
Alumar ⁽¹⁾	São Luís	(MA)	402,4	339,5	167,0
Novelis	Ouro Preto	(MG)	46,5	29,2	18,0
Votorantim Metais – CBA	Alumínio	(SP)	454,9	413,9	318,5
Total			1.436,4	1.304,3	962,0
Nota(s): (1) A unidade de redução do consórcio Alumar, tem como principais acionistas as empresas Alcoa Alumínio S.A. e BHP Billiton Metais S.A.					

Fonte: ABAL(2015).

De acordo com ABAL (2015), a capacidade nacional instalada para a produção de alumínio primário apresenta um patamar de estagnação nesse setor, visto que para a realização de expansão deste setor da indústria seriam necessários grandes investimentos e uma significativa redução no custo de energia elétrica para tornar a produção de alumínio primário competitiva quando comparada ao cenário de produção de alumínio reciclado.

Em contrapartida, ainda de acordo com a ABAL (2015), a indústria brasileira encontra-se bem posicionada com relação à reciclagem de latas, conquistando patamares expressivos no cenário internacional, ocupando em 2013 a 8ª posição em reciclagem de sucata de alumínio e conquistando em 2014 a primeira posição dos países que mais reciclam alumínio no mundo a partir de latas, superando inclusive países desenvolvidos como o Japão e os Estados Unidos.

É importante ainda ressaltar que a fabricação de alumínio a partir da reciclagem torna-se uma vantagem bastante competitiva no mercado, visto que há uma redução dos custos de energia elétrica em torno de 95%. Além disso, de acordo com HYDRO (2013), o alumínio pode ser infinitamente reciclado, sem que ocorra perdas de suas propriedades, tornando-o mais eficiente quando comparado com outros materiais.

2.3 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

Existem inúmeras ligas de alumínio e estas são classificadas, tradicionalmente pela *Aluminum Association* – AA, apresentando quatro dígitos (XXXX). O primeiro número é relacionado com o elemento de liga principal, o segundo número indica os limitantes de pureza, e os dois últimos identificam a liga.

No Quadro 1, é apresentado de forma resumida a caracterização das ligas de alumínio em função do principal elemento de liga.

Quadro 1 – Designação de ligas de alumínio e principais propriedades

Tipo de liga (XXXX)	Elemento de liga principal	Propriedades
1XXX	Pureza acima de 99,00% de Al	✓ Excelente resistência a Corrosão ✓ Alta condutividade térmica e elétrica ✓ Baixa resistência mecânica ✓ Boa trabalhabilidade
2XXX	Cobre	✓ Necessita de trabalho térmico para melhora das propriedades ✓ Semelhança de propriedades mecânicas ao aço de baixo carbono ✓ Baixa resistência a corrosão
3XXX	Manganês	✓ Não é tratável termicamente ✓ Excelente trabalhabilidade ✓ Possui resistência mecânica 20% melhor do que o grupo 1XXX
4XXX	Silício	✓ Não tratável termicamente ✓ Boa trabalhabilidade
5XXX	Magnésio	✓ Excelente resistência a corrosão ✓ Não tratável termicamente ✓ De moderada a alta resistência mecânica
6XXX	Magnésio e Silício	✓ Boa soldabilidade ✓ Boa maleabilidade ✓ Boa resistência a corrosão
7XXX	Zinco	✓ Excelente resistência mecânica
8XXX	Outros elementos	-----
9XXX	Não Usado	-----

Fonte: Adaptado de Ferrari (2008).

2.3.1 A série 5XXX

A crescente demanda por materiais aptos para substituírem o aço na indústria em geral, visando soluções para redução de peso, redução de consumo de combustíveis, adequação à segurança, resistência à corrosão entre outras propriedades, o alumínio tem se mostrado uma alternativa eficiente para cumprir esse papel.

De acordo com *ASM Handbook* (1992), a liga AA5182 apresenta uso típico para fechamento de containers, corpo de painéis automotivo e partes de reforços e suportes automotivos.

Segundo Zangrandi (2008), ligas do grupo 5XXX apresentam uma grande diversidade de aplicações, tais como acessórios decorativos, componentes de refrigeração, casco de barcos, componentes veiculares, vasos de pressão, tampas de latas para bebidas entre outras aplicações.

Por apresentarem equilíbrio entre a baixa densidade e a boa resistência à corrosão, ligas de alumínio-magnésio têm sido frequentemente utilizadas na indústria de transportes, além de ser um material utilizado frequentemente em ambientes marinhos, como por exemplo em navios de guerra e vasos de pressão (HUANG et al., 2016; SCOTTO D'ANTUONO et al., 2014).

Para Engler et al. (2013), a maioria das aplicações são estruturais, e necessitam de chapas com boa conformabilidade, no entanto, se essas chapas forem processadas sob condições inadequadas, em parte do material poderá ser observado grãos altamente alongados misturados com grãos equiaxiais pequenos, que poderá comprometer a conformabilidade do material. Ainda de acordo com Engler et al.(2013), essa mistura de grãos diferentes poderá ser adequada com a realização de um ciclo de homogeneização apropriado e facilitar a recristalização após a laminação do material.

As ligas binárias de alumínio-magnésio são uma importante classe de ligas não-tratáveis termicamente. As ligas da série 5XXX são um grupo importante das ligas de alumínio que apresentam de 0,8 a 5% em teor de magnésio que é o principal elemento de liga. Embora o magnésio apresente uma solubilidade sólida substancial no alumínio sólido, ligas binárias não apresentam apreciável característica de endurecimento por

precipitação quando apresenta concentrações abaixo de 7% de magnésio. No entanto, são dúcteis quando recozidas, ou apresentam um apreciável endurecimento quando trabalhadas a frio, além disso, possuem alta soldabilidade e excelente resistência à corrosão (CHUMSKY, 2003; HATCH, 1984).

As propriedades mecânicas das ligas Al-Mg são decisivas para suas aplicações em engenharia e na maior parte são baseadas no fortalecimento da sua solução sólida. No entanto, as altas concentrações de magnésio na solução sólida supersaturada é metaestável em relação a precipitados de beta (Mg_2Al_3) de maneira que há instabilidade da microestrutura. Portanto, das propriedades mecânicas, podendo se tornar um problema. Por exemplo, se uma fase β é formada nos contornos de grãos, a resistência contra a corrosão sob tensão é reduzida (GOLOVIN et al., 2013).

De acordo com Hatch (1984), em ligas de alumínio ricas em magnésio, a temperatura eutética é 450°C e a concentração de magnésio é de 35%. A fase de equilíbrio com alumínio é usualmente dada por Mg_2Al_3 (37,3% de magnésio), embora esta composição esteja fora dos limites de existência (34,8 a 37,1% de magnésio). A fórmula Mg_5Al_8 (36% de magnésio) ajusta a composição da fase sólida e a maior parte das estruturas propostas.

O magnésio se mantém em solução sólida no alumínio até 14,9%, após este ponto ocorre sua precipitação. Após 35% de magnésio há a formação um composto intermetálico (Mg_2Al_3). O magnésio possui uma grande solubilidade no alumínio e não ocorre endurecimento por precipitação na composição abaixo de 7% de Mg. Quando ocorre o processo de precipitação, é observado o aparecimento da fase β – Mg_5Al_8 . A solubilidade do magnésio na matriz de alumínio diminui, com a redução da temperatura (BRADY e CLAUSER, 1991).

É importante perceber, segundo Hatch (1984), que as ligas da série 5XXX podem possuir estruturas instáveis como:

- A fase β tem a tendência de precipitar em bandas de deslizamento e nos contornos de grãos, quando ultrapassado 3-4% de Mg. A fase β precipita em temperatura ambiente e é acelerada por um trabalho a frio consideravelmente ou quando levemente aquecida;

- As ligas endurecíveis podem sofrer amolecimento a temperaturas ambientes. Este amolecimento é explicado em termos de processo de relaxação ou precipitação da fase β nas bandas de deslizamento.

De acordo com Mondolfo (1976), ligas com teores de magnésio menores que 3%, dificilmente apresentam a fase Mg_5Al_8 .

Segundo Scotto D'Antuono et al. (2014), os mecanismos de crescimento e de nucleação da fase β ainda não são totalmente compreendidos. A solidificação em equilíbrio é obtida apenas sob taxas de resfriamento menores do que 5×10^{-6} °C/h. A solidificação sob condições de não equilíbrio acarreta na retirada da fase β do núcleo que contém baixo magnésio, entre 4 a 5% de magnésio. O Mg_5Al_8 é muito quebradiço abaixo de 330 °C mas apresenta alguma plasticidade quando submetido a altas temperaturas (HATCH, 1984).

Segundo Golovin et al.(2013), a influência de diferentes quantidades de deformação plástica a frio na interação entre os tratamentos de recristalização, recuperação e precipitação tem sido investigados embora, nenhum efeito de formação na sequência de precipitação foi observada. Anomalias importantes originárias de deformação plástica foram atribuídas a precipitação, recuperação ou dissolução, ou ainda, referentes a interações de recristalização que dependem tanto do grau de deformação quanto dos progressos alcançados na reação de precipitação/recuperação.

O precipitado β formado, é altamente anódico na matriz da liga alumínio-magnésio e a formação de uma rede descontínua de contornos de grãos, com precipitados da fase β , causa aos produtos grande susceptibilidade a corrosão. Quando as ligas de Al-Mg são expostas à altas temperaturas, há o endurecimento de precipitados, produzindo assim uma estrutura de contorno de grão descontínua e reduzindo ou eliminando a susceptibilidade à corrosão. (HATCH, 1984).

A corrosão que ocorre nas ligas do grupo 5XXX é devido a grande sensibilização que ocorre no metal no momento em que fica exposto à temperaturas que se apresentam entre 50 à 400 °C e por longos períodos de tempo, é um mecanismo caracterizado pela nucleação e crescimento da fase β que pode se formar preferencialmente nos contornos de grãos, causando assim a corrosão quando o material é solicitado sob tensão (SCOTTO D'ANTUONO et al. 2014).

2.4 PROCESSO PRODUTIVO DO ALUMÍNIO

2.4.1 O alumínio primário

Segundo ABAL (2004), a bauxita é o principal minério de onde o alumínio é extraído, presente em aproximadamente 8% da crosta terrestre.

O alumínio primário é extraído pelo processo eletrolítico e possui um elevado grau de pureza que pode variar de 99,5 a 99,8%. Esse alumínio geralmente passa por processos de refino para a remoção de impurezas e conseguir atender a determinadas especificações, de acordo com a aplicação que apenas o metal puro pode atender (ZANGRANDI, 2008).

De acordo com ABAL (2004), o processo Bayer é o mais usual para a obtenção da alumina a partir da bauxita. Este processo tem como objetivo a obtenção do hidróxido de alumínio, com o uso de uma solução cáustica sob altas temperaturas separando os resíduos sólidos, seguido de um resfriamento da suspensão, realizando assim, a retirada do hidróxido de alumínio da solução supersaturada. Há em seguida, a desidratação do hidróxido restando apenas o óxido de alumínio ou alumina (Al_2O_3).

No processo seguinte, Hall-Héroult, a alumina obtida no processo Bayer é então reduzida em alumínio primário sob altas temperaturas, através da reação de eletrólise em uma cuba eletrolítica, onde há a fundição da alumina dissolvida em criolita através de um ânodo, obtendo-se assim o alumínio líquido. Após a obtenção do alumínio líquido com alto grau de pureza obtido pelo processo Hall-Héroult, este sofre refino para remoção de impurezas ou há adição de elementos de liga, em função da aplicação do material (ABAL, 2004; ZANGRANDI, 2008).

2.4.2 O alumínio secundário: reciclagem

A crescente demanda por ações sustentáveis está alinhada com o aumento da reciclagem de alumínio. O processo de reciclagem de alumínio utiliza menos do que 5% da energia na qual é utilizada para a produção de alumínio primário (ABAL, 2004).

A indústria de reciclagem do alumínio vem se tornando uma das maiores forças na indústria do alumínio, pelo fato de estar contribuindo na redução do consumo de energia, além da redução dos níveis de extração de bauxita e consequentemente com a diminuição de impactos ambientais gerados pela extração e tratamento da bauxita. A indústria de secundário do alumínio vem se tornando uma alternativa exemplar para os materiais recicláveis (CARVALHO, 2000).

Segundo a IAI (INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2012), mercados consolidados como Estados Unidos, Europa e Japão já apresentam boa disponibilidade de sucata no final de vida útil. Nesses mercados foi gerada uma quantidade suficiente de sucata para desenvolver a indústria da reciclagem nos últimos 70 anos. Somando-se a isso, com o aumento do custo de energia devido a instabilidade dos preços do petróleo, há uma forte tendência na diminuição da produção de alumínio primário provocando assim o maior uso dos recursos tecnológicos da indústria recicladora, como por exemplo, a compactação das latas de alumínio.

De acordo com ABAL (2004), a sucata de alumínio não deve ter incrustações de outros metais, podendo assim, alcançar maiores valores comerciais, ou seja, quanto menor a mistura das ligas, maior será seu valor comercial.

A reciclagem do alumínio inicia-se no recebimento do material pelo reciclador. No caso de latas recicladas, – processo no qual a indústria brasileira é baseada – há um processo de corte progressivo em pequenos fragmentos para a liberação de possíveis contaminações. Após a fragmentação, há uma separação magnética seguida de uma separação por filtro pneumático de materiais pesados. Segue-se então para o peneiramento vibratório para a retirada de materiais finos e completando assim a etapa de limpeza da sucata recebida (PIRES, 2002).

Em seguida, há a queima de tintas e vernizes existentes em latas, e consequentemente a retirada e eliminação do revestimento, o que propicia o aumento da eficiência de operação de reciclagem. Finalmente, há o envio para os fornos de fusão estacionários. Então, o metal líquido gerado nesse processo estará apto para a adição de elementos de liga, o tratamento de escória e o lingotamento de placas, que está intimamente relacionada com aplicação final desejada do material (PIRES, 2002). O fluxo do processo de reciclagem de latas é representado pela Figura 5.

Figura 5 – Ciclo de Reciclagem de latas.



Fonte: NOVELIS (2014).

2.4.3 Refusão e lingotamento de placas

Nesta etapa, há o recebimento das matérias-primas advindas dos processos de descartes subsequentes e também do metal líquido recebido de processamento primário ou reciclagem do alumínio, por meio de cadinhos (CHUMSKI, 2003).

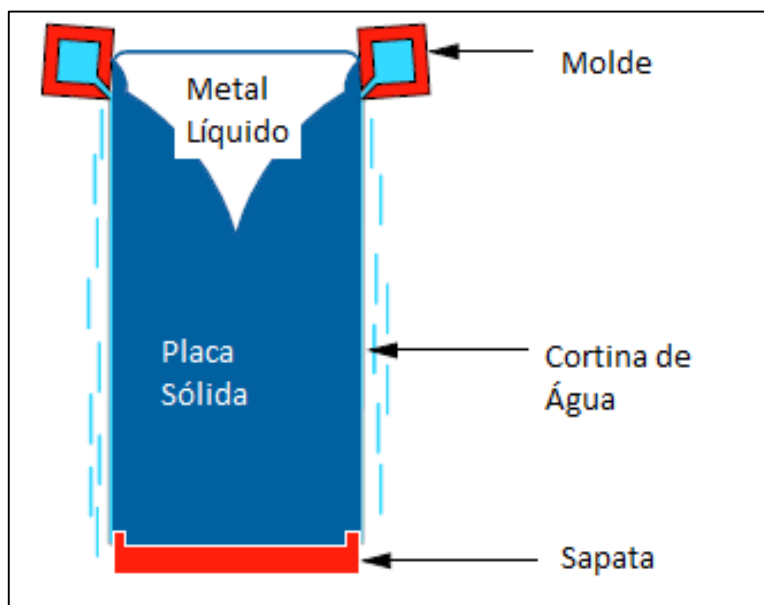
Este processo consiste em (re)fundir todo o material recebido, juntamente com antelgas para realizar a correção da composição química de acordo com a aplicação final do material, existe a necessidade de que a sucata utilizada seja isenta de contaminação para evitar a geração excessiva de escória (CHUMSKI,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

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

Encerrado o processamento nos fornos de espera, o metal líquido é transferido para iniciar então, o processo de lingotamento de placas. Neste momento, o alumínio é enviado do forno, pela movimentação de cilindros hidráulicos, para um sistema de tratamento em linha composto por um desgaseificador e um filtro, visando ainda a remoção de álcalis, hidrogênio e inclusões que são residuais do processo anterior, a partir de então, inicia-se o lingotamento de placas de alumínio.

Este processo é realizado de forma vertical, semicontínuo, composto por um conjunto de moldes e sapatas que são fixados em um sistema hidráulico, que realiza a movimentação controlada do sistema, é conhecido como processo *Direct Chill*, ou DC apresentado na Figura 6.

Figura 6 – Representação do processo DC



Fonte: Adaptado de WOODWARD (1994).

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 como pode-se observar na Figura 7.

Figura 7 – Vazamento de placa no processo DC



Fonte: The International Aluminium Institute (2012).

De acordo com Carvalho (2000), as vantagens do uso do processo DC são:

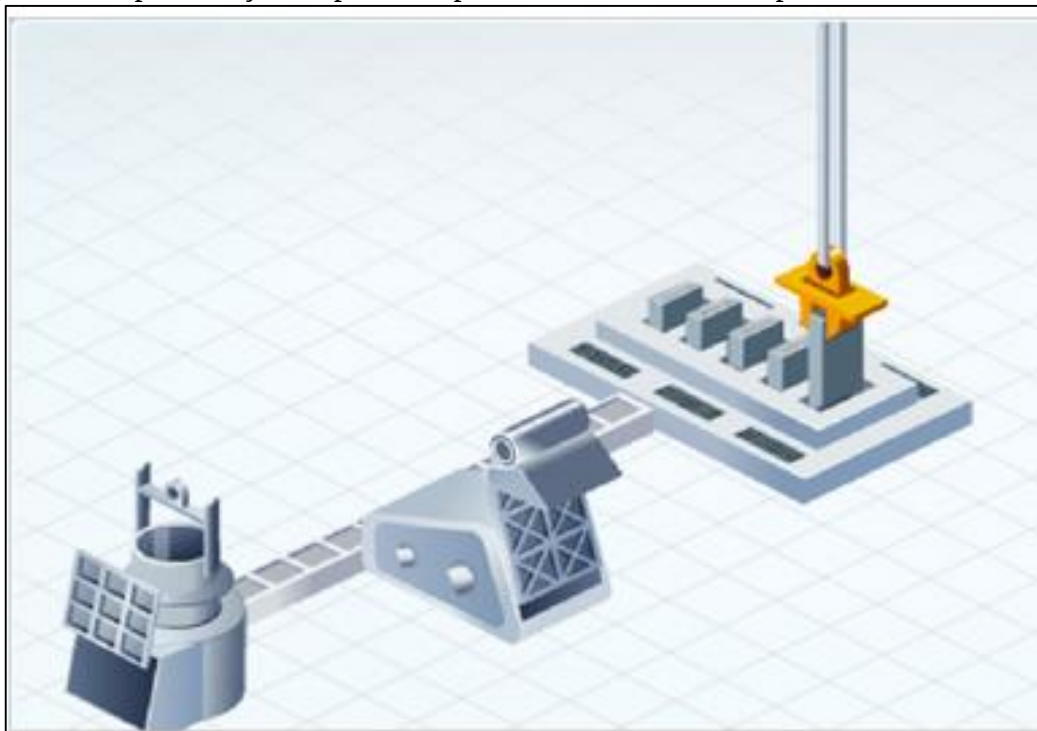
- obtenção de ligas com granulação mais fina;
- mínima segregação;
- o uso de múltiplos moldes.

O processo DC realiza a produção de placas de acordo com a capacidade do poço, da mesa e do conjunto de moldes e sapatas onde realizará o processamento, podendo variar de uma única placa, até sete placas por basculamento do forno, na Figura 8 é apresentado uma representação do processo produtivo com uma mesa de cinco placas.

O dimensional da placa produzida é impactado diretamente pelo dimensional do molde utilizado para vazamento, onde há uma grande flexibilização de larguras e espessuras de moldes, uma espessura média é de cerca de 550mm com larguras que

variam de 950mm a 2000mm. O comprimento das placas variam a partir de 2500mm a 7000mm limitados pela altura do poço do DC.

Figura 8 – Representação do processo produtivo da Refusão de placas de alumínio

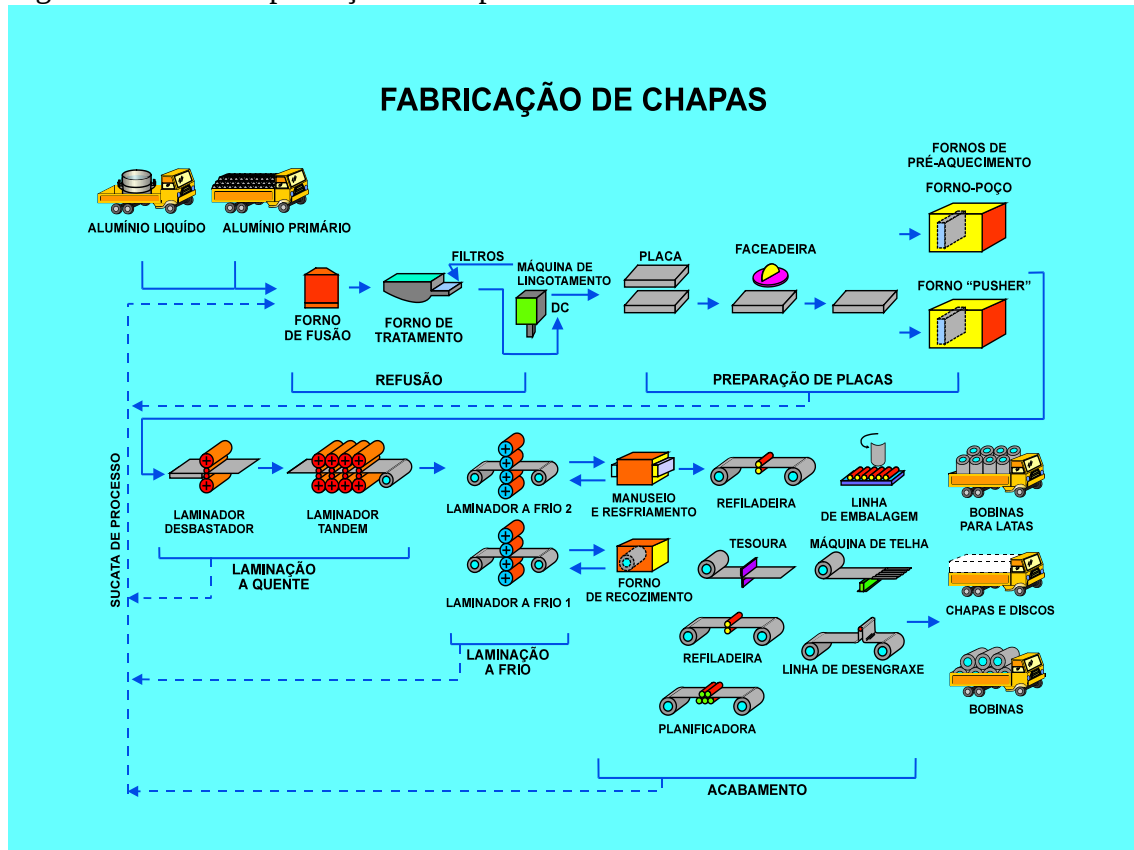


Fonte: NOVELIS (2014).

2.4.4 Laminação a quente

Após o processo DC, a placa formada segue para etapas de conformação mecânica, na laminação a quente, em seguida etapa laminação a frio, depois há o processamento de corte lateral para alinhamento das voltas da bobina de alumínio, antes do seu envio para clientes produtores de latas, por exemplo. Esse processamento, está representado no fluxo da Figura 9.

Figura 9 – Fluxo de produção de chapas de alumínio



Fonte: NOVELIS (2014).

O processo de laminação a quente está dividido em três etapas de produção:

- **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 “casca 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. Este processo é o foco do presente trabalho e será visto em maiores detalhes no item 2.5.
- **Laminação a quente:** 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).

2.4.5 Laminação a frio

Na laminação a frio as bobinas oriundas do processo a quente são submetidas a maiores conformações mecânicas com o objetivo principal de aumentar a resistência mecânica do alumínio.

As bobinas neste estágio podem ser enroladas em espessuras de 0,05mm, e dependendo do tipo da liga, da propriedade desejada e de acordo com a aplicação final, o material poderá ainda passar por tratamentos térmicos intermediários para adequação de propriedades mecânicas (NOVELIS, 2014).

É possível ainda, realizar processamentos diversos, como por exemplo, cortes para ajuste de largura, pintura da superfície com verniz entre outros processamentos, antes de ser comercializado, atendendo assim as necessidades, limitações e exigências de clientes.

2.5 HOMOGENEIZAÇÃO

Segundo Polmear (1997), depois das placas produzidas pelo processo DC é geralmente necessário realizar a homogeneização das mesmas, no caso de ligas de alumínio, realiza-se a homogeneização na faixa de temperatura entre 450 a 600°C.

A homogeneização é o processo onde há o aquecimento do material em temperatura elevada, muito próxima ao ponto de fusão do alumínio. Essa elevação de temperatura permite a difusão de determinados elementos de liga presentes no material, e que estes, realizem uma migração adequando a dissolução e permitindo o equilíbrio da microestrutura. Esta temperatura é mantida por algum tempo para que as fases secundárias presentes no início do tratamento sejam diluídas (ALUTRAT, 2015).

A homogeneização é importante para os processos e tratamentos subsequentes, pois os próximos tratamentos serão realizados com temperaturas inferiores e por maior tempo para melhor controle do tamanho e quantidade de precipitados (ALUTRAT, 2015).

Essencialmente, a homogeneização envolve difusão dos elementos de liga a partir dos contornos de grãos e outras regiões ricas em solutos para região central dos grãos. (POLMEAR, 1997).

De acordo com Huang et al. (2016), a homogeneização é geralmente considerada indispensável para muitos setores industriais, pois características microestruturais são influenciadas pelas práticas de homogeneização e conseqüentemente podem afetar as características de propriedades mecânicas de processamentos termomecânicos subsequentes.

Durante o vazamento das placas de alumínio no processo DC, a superfície é submetida a um resfriamento muito rápido de forma a produzir uma superfície com maior dureza. Em contra partida, as regiões internas da placa são resfriadas muito lentamente. Esta variação na taxa de solidificação produz uma microestrutura de fusão não uniforme em toda a extensão do lingote e, com isso, não proporciona as características necessárias no produto acabado.

Segundo Zangrandi (2008), a microestrutura bruta devido à solidificação das ligas fundidas de alumínio é bastante heterogênea devido a estrutura dendrítica resultante da solidificação do metal.

Durante a homogeneização, as placas de alumínio são aquecidas a temperaturas próximas à 600°C – dependendo da liga –, e abaixo da temperatura de fusão (cerca de 50°C abaixo da temperatura de início de fusão), antes de serem laminadas, geralmente há uma grande variação das temperaturas de homogeneização e são diretamente relacionadas com o principal elemento de liga das placas.

Em altas temperaturas e baixas taxas de aquecimento, a operação de homogeneização produz a energia e o tempo necessário que permite a mudança da microestrutura para uma estrutura com tamanho e distribuição de várias partículas e constituintes mais uniforme. (BROWN et al., 1996).

No processo de homogeneização os controles de taxa de aquecimento, a máxima temperatura do forno alcançada, o tempo de encharque, a temperatura de transferência da placa para a laminação, são variáveis importantes para:

- Uniformização térmica das placas em toda sua extensão antes do processo de laminação a quente;
- Desenvolver a microestrutura necessária para atingir as propriedades mecânicas finais, características dentro de padrões adequados de qualidade: aparência, qualidade superficial (isenção de defeitos superficiais, como por exemplo furos e trincas);
- Aumento da temperatura (aumento da ductibilidade) do material para diminuição das cargas de laminação a quente;
- Atingir a temperatura de laminação durante bobinamento (geralmente, cerca de 300°C), visando a adequação de propriedades mecânicas ao final do processo de laminação a quente.

É importante ressaltar, que também de acordo com Aghaie-Khafri e Mahmudi (2005), a temperatura é a variável mais importante durante o tratamento de homogeneização em ligas de alumínio, para garantir as características necessárias de adequação de propriedades mecânicas necessárias.

Essas considerações, bem como o correto manuseio das placas antes e após o enformamento garantem a qualidade superficial do lingote, evitando assim danos, contaminação nas superfícies a serem laminadas, furos, incrustações, delaminação (lascamento), esfoliação, dentre outros.

Esse processo na indústria de alumínio, é comumente realizado em fornos do tipo poço ou em fornos do tipo empurrador, para placas oriundas do processo DC. Nas Figuras 10 e 11 são mostrados os fornos poço e empurrador respectivamente.

Figura 10 – Forno poço



Fonte: GAUTSCHI (2015).

Os fornos poço são constituídos essencialmente em duas partes: a região de carregamento e a região de aquecimento. Possuem uma tampa que se desloca na sua parte superior, permitindo assim abertura e o fechamento do forno. Este tipo de forno é particularmente adequado para o aquecimento de peças longas como, por exemplo, placas e tubos longos, pois permite um carregamento de forma a minimizar possíveis empenos.

São fornos que possuem alta flexibilidade produtiva, devido à ampla possibilidade de *layouts* de carregamentos e capacidade de peso, adaptados para a sua utilização.

Uma desvantagem deste tipo de forno é o contato com a atmosfera permitindo a formação de óxidos na superfície das peças que estão sendo aquecidas. Outra desvantagem é a não recomendação do uso deste tipo de forno para tratamento de precipitação quando aplicadas a grandes carregamentos devido à dificuldade operacional para esse tipo de processo.

O forno do tipo empurrador tem como principal mecanismo empurrar o material por bandejas cerâmicas sobre trilhos por dentro do forno, de forma sucessiva adequando o tempo e a temperatura de ciclo de homogeneização de um dado material.

São fornos com grande capacidade produtiva como pode ser visto na Figura 11, e bastante versáteis uma vez que, promovem alta produtividade com mínima deformação nas peças inseridas durante seu processamento. Permitem também, o carregamento de diferentes processos ao mesmo tempo, flexibilizando assim a produção quando necessário. Esses fornos são de longe os mais utilizados na indústria do alumínio no que diz respeito à utilização para homogeneização de placas do processo DC.

Figura 11 – Forno empurrador



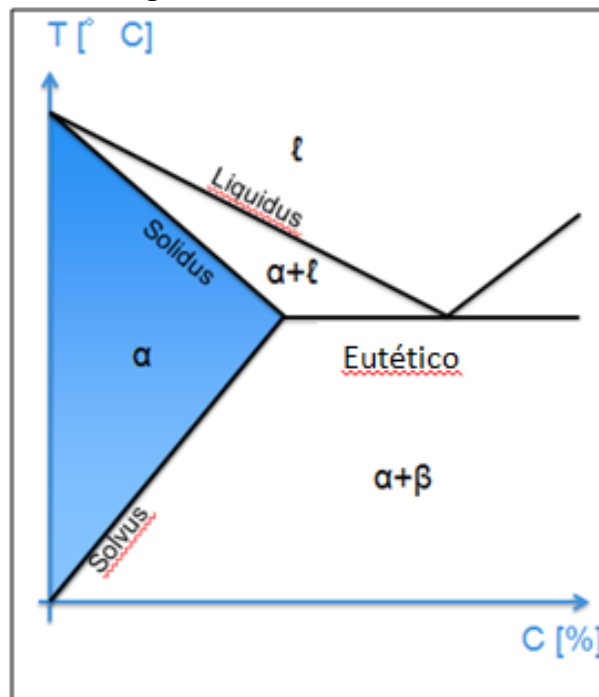
Fonte: EBNER (2015).

Os elementos de liga são significativamente afetados pela homogeneização, e no caso do alumínio os principais elementos de liga, ou anteligas do alumínio, são: ferro, silício, magnésio e especialmente o manganês, este último demora muito mais tempo para mudanças na matriz de alumínio do que os demais elementos de liga.

A temperatura nominal do tratamento é determinada pela composição química em questão, ligas com alta resistência necessitam de controles de temperatura mais precisos. Deve-se evitar exceder a temperatura inicial eutética de fusão, caso isso ocorra, as propriedades mecânicas tais como: resistência à ruptura, ductilidade, tenacidade, entre outras, serão afetadas impossibilitando o uso do material.

Embora a temperatura máxima deva ser evitada, a faixa de temperatura mínima para homogeneização da liga (para ligas de alto magnésio, acima de 420°C), sempre que possível, deve ser atingido para ocorrer a solubilização completa: acima da linha *solvus* e abaixo da linha *solidus*, estas linhas estão identificadas no diagrama de fases na Figura 12.

Figura 12 – Diagrama de fases genérico.



Fonte: Adaptado de FRIEDLI (2012).

Nos sistemas ternários e quaternários mais complexos, os tratamentos de solução sólida são modificados de acordo com o efeito dos elementos de liga sobre a solubilidade sólida do sistema base (IAI,1991).

De acordo com Polmear (1997), tempo necessário para realizar a homogeneização depende de tamanho para realizar a difusão, tamanho de grão (ou espaçamento de braço dendrítico) e taxas de difusão de elementos de liga. Ainda segundo Polmear (1997), a homogeneização é particularmente importante para ligas de alta resistência, para precipitar e redistribuir soluto e compostos intermetálicos na matriz.

2.6 HOMOGENEIZAÇÃO DA LIGA AA5182

Como citado anteriormente, a homogeneização é um processo onde o material é submetido à elevadas temperaturas com o objetivo de proporcionar ao material fundido equilíbrio em sua microestrutura, em função da difusão e da solubilidade dos elementos de liga, além de reduzir a microsegregação do soluto.

Durante a solidificação da liga AA5182 a microestrutura do material é formada por uma matriz de alumínio com as seguintes fases: $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ e Mg_2Si . (RATCHEV et al., 1995).

Na região da segregação inversa, além das fases $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ e Mg_2Si existe também a fase Mg_5Al_8 . Esta fase beta Al-Mg tem uma pequena e finita variação de composição química, próxima de 39% de Mg e está presente na microestrutura de fusão através da segregação no vazamento (SARTORI e SILVA, 2007).

Segundo Brown et al. (1996), a dissolução da fase Mg_5Al_8 ocorre em temperaturas ao redor de 400 e 420°C. No entanto, para a realização da laminação a quente, esse material chega a atingir temperaturas superiores à 500 °C.

De acordo com Engler et al. (2013) está bem estabelecido que um tipo de homogeneização adequada pode facilitar amplamente a recristalização da chapa de alumínio. Ciclos de homogeneização com prática de duas fases modificadas foram propostas neste trabalho, assim como realizado por Engler et al. (2013).

O primeiro alumínio que se forma durante a solidificação possui baixo teor de magnésio, influenciando assim, a composição mássica do último alumínio líquido a se solidificar, rico em magnésio e ao se solidificar em forma precipitado de Mg_5Al_8 . A rejeição do magnésio dentro do início da fase líquida, aumenta a concentração do magnésio na última parcela do material ao se solidificar (BROWN et al., 1996).

De acordo com Brown et al. (1996), três fenômenos ocorrem enquanto a placa é aquecida:

- Mg_5Al_8 é dissolvido na matriz de alumínio em temperaturas abaixo de 450°C. A taxa de dissolução aumenta com a temperatura e é mais rápida na região entre 400 a 450°C;

- A exsudação ocorre em 450°C (ou ligeiramente acima dessa temperatura). Se isso ocorrer no interior da placa, é provável que isso não seja um problema, porém, caso ocorra próximo a superfície, ocorre uma expansão volumétrica na fusão e o magnésio é oxidado;
- Se há a presença de líquido não oxidado presente, mas aquecido acima de 450°C, dois fatos ocorrem:
 - Faixas de líquido com aumento da composição '*liquidus*' e fração volumétrica de Mg contendo líquido diminui.
 - Mg continua a se dissolver dentro da matriz CFC até que o líquido se consuma.

De acordo com ASTM (2004), as partículas de segunda fase possuem baixo ponto de fusão, conforme elucidado no Quadro 2.

Quadro 2 – Temperaturas de fusão dos precipitados de segunda fase.

Precipitado	Temperatura de Fusão (°C)
Mg ₅ Al ₈	450°C
Mg ₂ Si	458°C
Al ₆ (Fe,Mn)	650°C

Fonte: Adaptado de ASTM (2004).

2.7 TÉCNICAS DE OBSERVAÇÃO

2.7.1 Microscopia

De acordo com Padilha (1997), para uma possível caracterização de mudança de fases e microestruturas de um material é possível o uso de microscópio óptico, microscópio de transmissão eletrônica, microscópio de varredura eletrônica dentre outras técnicas para caracterização do material analisado.

Apesar das numerosas ferramentas desenvolvidas, o microscópio óptico é um instrumento ainda de extrema importância na observação de estruturas da matéria não visíveis a olho nu.

O microscópio óptico tem inúmeras possibilidades de aplicações, dentre elas a mais importante é a possibilidade de identificação de fases existentes. Estas fases são determinantes para o melhor entendimento das características mecânicas, bem como outras propriedades do material.

Para a melhor observação no microscópio óptico torna-se necessário uma boa preparação da superfície a ser observada. Além de um bom preparo da amostra, a iluminação correta no microscópio óptico é também uma importante ferramenta no estudo de microscopia.

As técnicas de microscopia produzem imagens que permitem visualizar detalhes do material sob estudo, facilitando o entendimento da natureza do material estudado.

Dentre as técnicas de microscopia, destaca-se a microscopia eletrônica de varredura (MEV), na qual destaca-se pela grande versatilidade de uso para observação de características microestruturais de objetos sólidos, nas mais diversas áreas do saber humano (DEDAVID et al., 2007).

Ainda segundo Dedavid et al.(2007), o MEV permite que o exame em pequenos aumentos e com grande profundidade de foco, complementem a análise óptica permitindo assim, um melhor entendimento da estrutura analisada.

2.7.2 Metalografia

De acordo com ASTM (2004), a metalografia é uma ciência que examina e determina a estrutura fundamental ou parte dela e os constituintes metálicos, ligas e materiais. A metalografia examina a estrutura e a relaciona com as propriedades físicas, com o processo de produção e o desempenho das funções do material, através de aumentos realizados por microscópios, e também pode avaliar a estrutura cristalina do material com técnicas de difração de raio x.

A metalografia consiste na preparação de amostras para exame em microscópio e estudo de microestrutura em relação às propriedades físicas e mecânicas de um determinado material. Segundo ASTM (1995), existem dois tipos de metalografia: a de pesquisa metalográfica – que geralmente é mais sofisticada –, e a metalografia de

controle de qualidade – que é a mais utilizada nas indústrias para responder a questões de controle de processamentos e qualidade do produto final.

As ligas de alumínio possuem uma grande quantidade de composições químicas e formas de produtos que podem ser fabricados por praticamente todas as técnicas de metalurgia disponíveis, bem como processos de fundição convencionais. Formas manufaturadas de ligas de alumínio e alumínio puro podem ser encontradas em produtos laminados. Por exemplo folhas, chapas, tiras, barras entre outras formas estruturais e formas de engenharia para aplicações específicas produzidos por extrusão, forjamento, estampagem, metalurgia do pó entre outros meios de fabricação.

A preparação metalográfica do alumínio e suas ligas podem variar consideravelmente devido à grande quantidade de produtos químicos, as composições e durezas resultantes. As ligas mais moles geralmente são mais difíceis de preparar para a análise metalográfica, principalmente nos processos mecânicos de polimento porque:

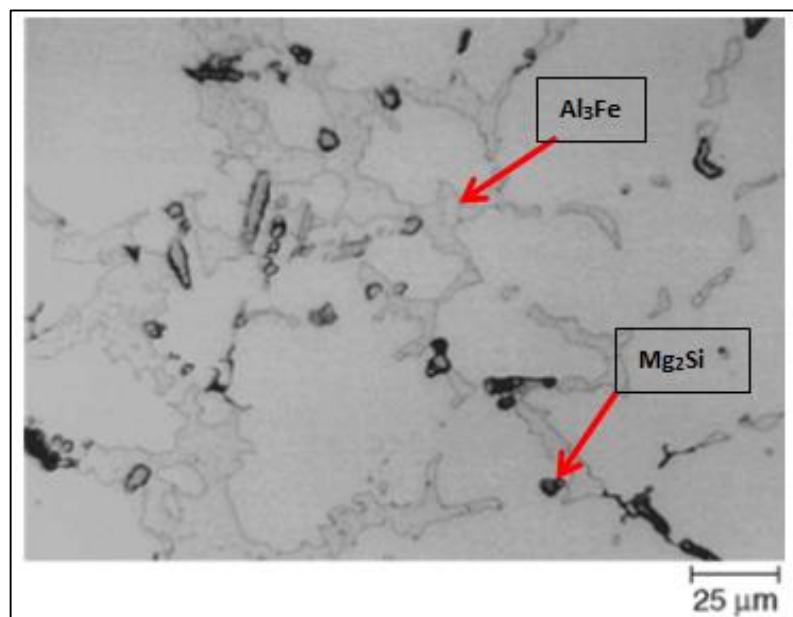
- A deformação causada pelo corte e lixamento estende-se a uma maior profundidade, deixando a amostra mais susceptível à danos de manuseio;
- A incorporação de partículas abrasivas no metal durante o polimento é mais provável, principalmente que tais partículas apresentem compatibilidade química, como por exemplo, abrasivos que apresentem alumina em sua composição;

Em contrapartida, as ligas que apresentam maiores durezas, apresentam maior facilidade no preparo da amostra. No entanto, ligas duras costumam apresentar uma complexidade na análise muito superior às amostras de liga mole. Desta maneira, os procedimentos para a coleta de amostras e preparação devem considerar as propriedades específicas, tais como a maior diferença na dureza entre a matriz e outros constituintes de fase em temperatura relativamente mais baixa em processos de precipitação no estado sólido.

Segundo ASTM (2004), a interpretação de microestruturas de liga de alumínio requer uma compreensão das diferentes formas morfológicas e a presença simultânea de constituintes estável e metaestável, compostos isomorfos, e matrizes de soluções sólidas contínuas diferentes.

Na Figura 13, pode ser observado estruturas típicas presentes nas ligas de alumínio-magnésio comerciais, dentre as quais mais facilmente visualizadas são Al_3Fe e o Mg_2Si (escrita chinesa).

Figura 13 – Microestrutura Al_3Fe (em cinza) e Mg_2Si (em preto). Ataque HF 0,5%.



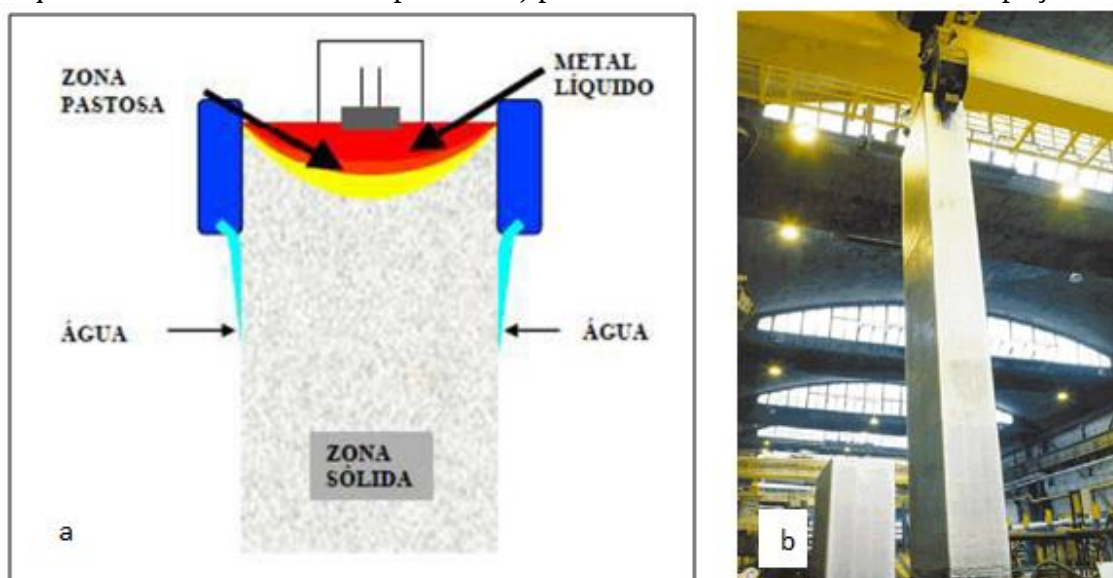
Adaptado de ASTM (2004).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

No presente estudo fez-se uso de amostras fundidas no processo DC da liga AA5182, fornecida pela Novelis do Brasil Ltda. (Pindamonhangaba – SP). Foram retiradas amostras de placas da liga AA5182 vazadas pelo processo DC, similar ao representado nas Figuras 14a e 14b.

Figura 14 – Representação esquemática de uma placa do processo DC. a) desenho esquemático do vazamento de placas e b) placa de alumínio sendo retirada do poço DC.



Fonte: Adaptado de PATROCINIO, P. (2011) e TMS (2015).

A composição química típica do material utilizado é apresentada no Quadro 3.

Quadro 3 – Composição química da liga AA5182 utilizada neste estudo.

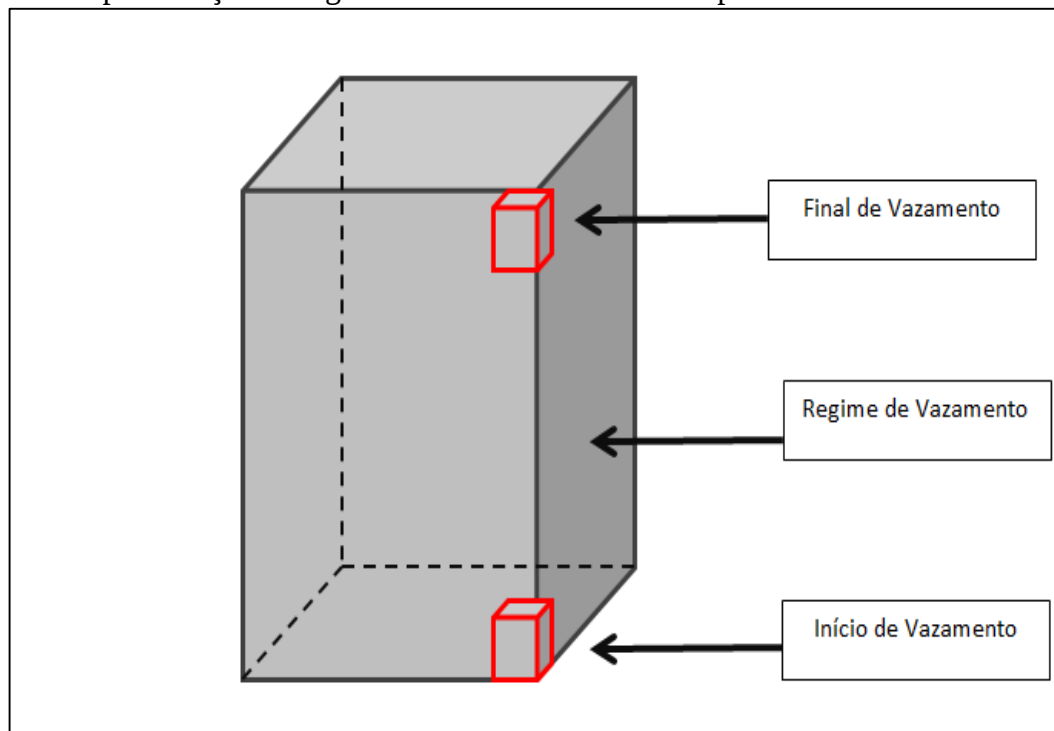
Elemento de liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
% Peso	0,2	0,35	0,15	0,20-0,50	4,0-5,0	0,1	0,25	0,1

Fonte: ABNT NBR 6834:2006

3.2 MÉTODOS

Com o uso de uma serra circular portátil nas regiões de início e final de vazamento do processamento DC, foram retiradas amostras de placa, conforme identificado na representação da Figura 15.

Figura 15 – Representação da região de retirada de amostra na placa – em vermelho.



Fonte: Autoria própria.

Essas amostras têm um dimensional de aproximadamente 250x250x250mm. Para a realização dos ensaios subsequentes, foi necessário a redução de dimensional dessas amostras, para amostras com aproximadamente 20x20x35mm de dimensional.

Em seguida, foi realizado um mapeamento do teor de magnésio de cada amostra, utilizando-se um torno horizontal Diplomat modelo Mascote 3001, realizando um faceamento a cada 0,5mm de profundidade a partir da camada bruta, da superfície mais externa, e em seguida submetendo a amostra à análise em um espectrômetro de emissão ótica ARL modelo 4460, utilizando um eletrodo de tungstênio em atmosfera de argônio de acordo com a norma ASTM E 1251- 99, até a profundidade de 20 mm da superfície.

Esse mapeamento, se deu para efeito de análise comparativa com os limites da liga utilizada, onde é possível perceber se há a influência da etapa de vazamento do

processo DC. As curvas de mapeamento do teor de magnésio estão apresentadas no Capítulo 4.

Após o mapeamento do magnésio ao longo da profundidade e assim definindo a condição mais crítica (com maior teor de magnésio), utilizou-se amostras, como apresentada na Figura 16, para simular o ciclo de homogeneização original, e outros três testes como propostas de novos ciclos para comparar o comportamento da microestrutura de acordo com a variação do ciclo em relação ao ciclo original observado na Figura 17.

Figura 16 – Amostra utilizada para simulação dos ciclos no forno.



Fonte: Autoria própria

Figura 17 – Amostras como fundida, ciclo original (1), sugestões dos testes (2, 3 e 4).



Fonte: Autoria própria

As amostras submetidas aos testes em forno, estão com dimensionais de aproximadamente 250x250x250mm.

Para a realização do estudo comparativo, utilizou-se um forno industrial KR de laboratórios por aquecimento elétrico, com controlador de temperatura digital com máxima temperatura de trabalho igual à 750°C e pirômetro com leitor digital do tipo K em fio.

A homogeneização, foi realizada de forma separada para cada amostra para um melhor acompanhamento do aquecimento do material.

Após o aquecimento, as amostras foram retiradas do forno, resfriadas em água em temperatura ambiente (cerca de 23°C). Também posteriormente ao tratamento de homogeneização, as amostras foram serradas em serra do tipo fita para amostras menores, sem a necessidade de realização de embutimento, seguido de lixamento manual, sequencial com granas 200, 400 e 600 respectivamente, todas de SiC (Carbeto de Silício) e com água utilizada como refrigerante.

Após o lixamento, realizou-se o polimento das amostras com pasta diamantada 4µm, e como refrigerante etilenoglicol em um pano “Texmet” (Buehler) com carga de 3500g por um tempo de 20 minutos e óxido de magnésio, em máquina de polimento manual Panambra DP 9U, realizado na Novelis de Pindamonhangaba.

Figura 18 – Máquina de polimento manual.



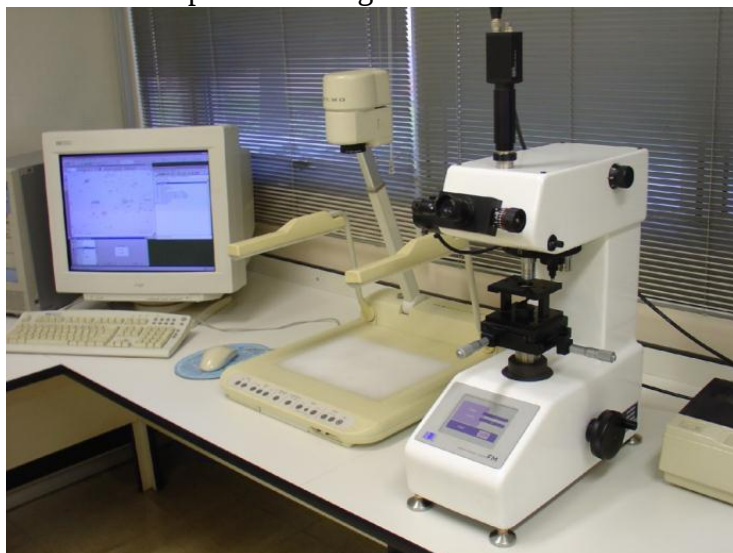
Fonte: Autoria Própria

Após o polimento, as amostras foram atacadas com reagente de Poultons, H_3PO_4 , com 40% de concentração à temperatura ambiente por cinco minutos.

Para facilitar a análise da microestrutura do material, as amostras foram submetidas a um ataque eletrolítico em uma solução de ácido fluorbórico (HBF_4) à 5,4% em água destilada, com corrente contínua e agitador magnético com corrente de 1,5A e uma tensão de 20V durante 3 minutos em temperatura ambiente. Durante a realização do ataque eletrolítico, a solução foi mantida em agitação e fez-se uso de um disco de alumínio comercialmente puro como cátodo.

As amostras foram submetidas à análise em microscópio óptico com luz polarizada. Para a realização da captura das imagens fez-se uso de um microscópio óptico Nikon, modelo eclipse ME600 associado a um analisador de imagens integrado, também realizado na Novelis Pindamonhangaba.

Figura 19 – Microscópio óptico integrado ao software de análise de imagens.



Fonte: Autoria própria

Além da microscopia ótica, as amostras também foram submetidas à análise de MEV para caracterização dos particulados presentes nas amostras de forma a complementar a interpretação dos resultados obtidos com a microscopia ótica. Para a realização dessa observação utilizou-se 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), apresentado na Figura 20.

Figura 20 - Microscópio de varredura eletrônica



Fonte: Autoria própria

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

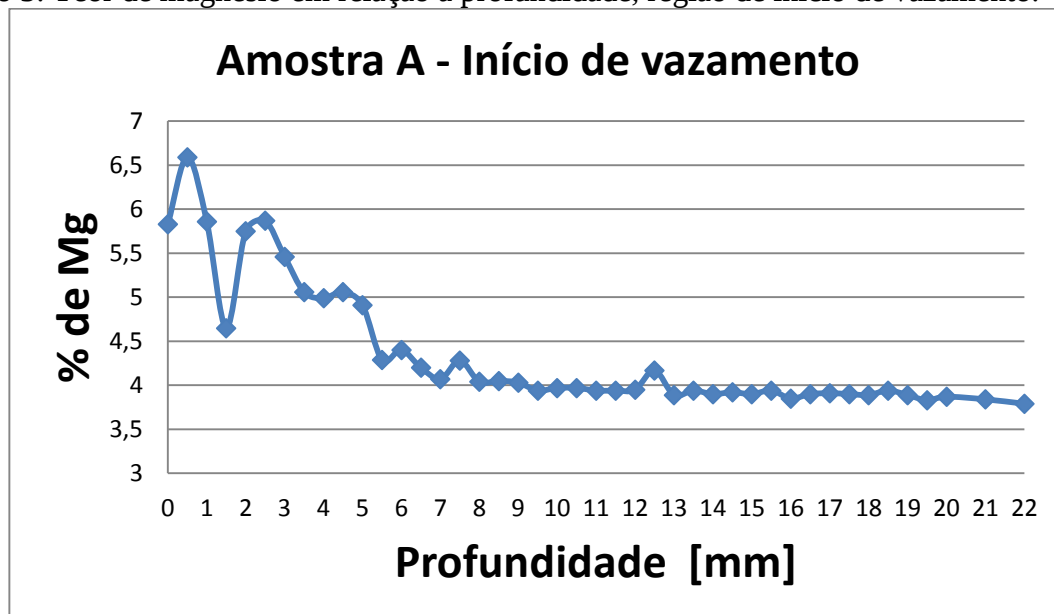
De acordo com Engler et al. (2013), a maior parte das aplicações estruturais exigem que as chapas tenham uma boa conformabilidade. Contudo, sobre uma condição inapropriada de processamento, em significantes porções do material são observados grãos consistentemente grandes e alongados na direção de laminação, misturados com outras porções de grãos equiaxiais. Estruturas parcialmente recristalizadas são causadas por alto teor de manganês contido na liga e indesejáveis efeitos adversos de ductilidade e formabilidade são ocasionados por isso.

De acordo com Jiang et al. (2013), há uma significativa segregação dendrítica que ocorre na liga como fundida, e muitos elementos de liga acabam enriquecendo o contorno de grão. Jiang et al. (2013) ressalta ainda que, aumentando a temperatura de homogeneização ou prolongando o tempo de espera, fases residuais são dissolvidas na matriz gradualmente, conseguindo tornar a distribuição de todos os elementos ainda mais homogênea.

Primeiramente foram realizadas as curvas de concentração com relação ao teor de magnésio, conforme apresentado nos Gráfico 3 e Gráfico 4, nas amostras das regiões de início e fim de vazamento, com o intuito de determinar a região da placa que apresente maior concentração de magnésio, e consequentemente, seja a região a ser observada. Nominalmente, é sabido que o teor de magnésio para esta liga pode variar de 4,0 a 5,0% de magnésio, ABNT NBR 6834:2006.

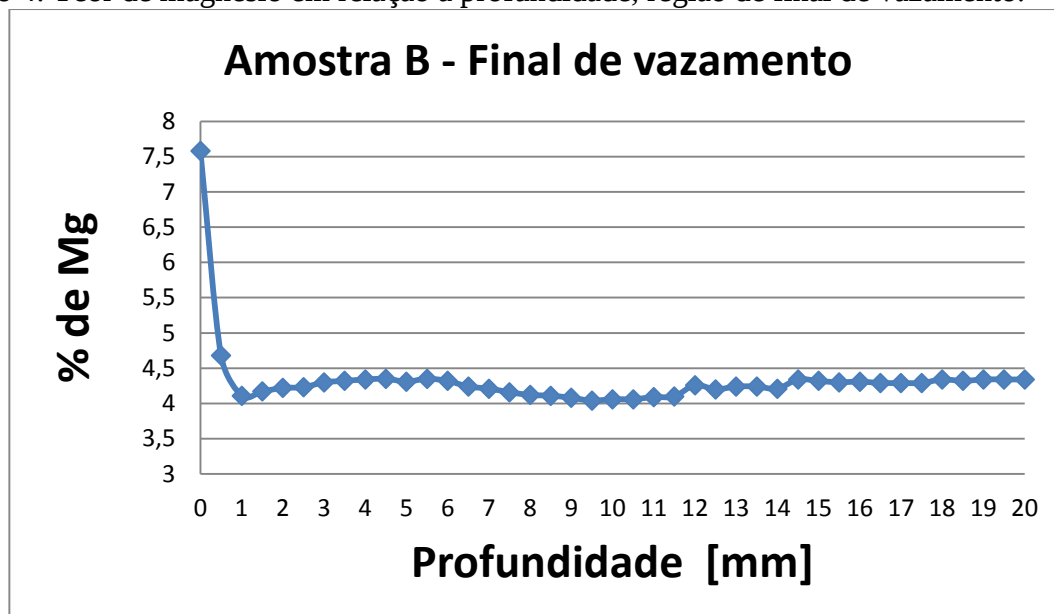
Para a determinação da região com maior concentração de magnésio, foi realizado um torneamento a cada 0,5 mm, numa profundidade total de 20 mm, a partir da superfície de laminação, simulando um processamento de fresamento e realizando a espectroscopia a cada passe usinado, para determinação da concentração de magnésio de acordo com a profundidade de corte. O material analisado é oriundo do processo DC, sem nenhum tratamento térmico.

Gráfico 3: Teor de magnésio em relação à profundidade, região de início de vazamento.



Fonte: Autoria própria

Gráfico 4: Teor de magnésio em relação à profundidade, região de final de vazamento.



Fonte: Autoria própria

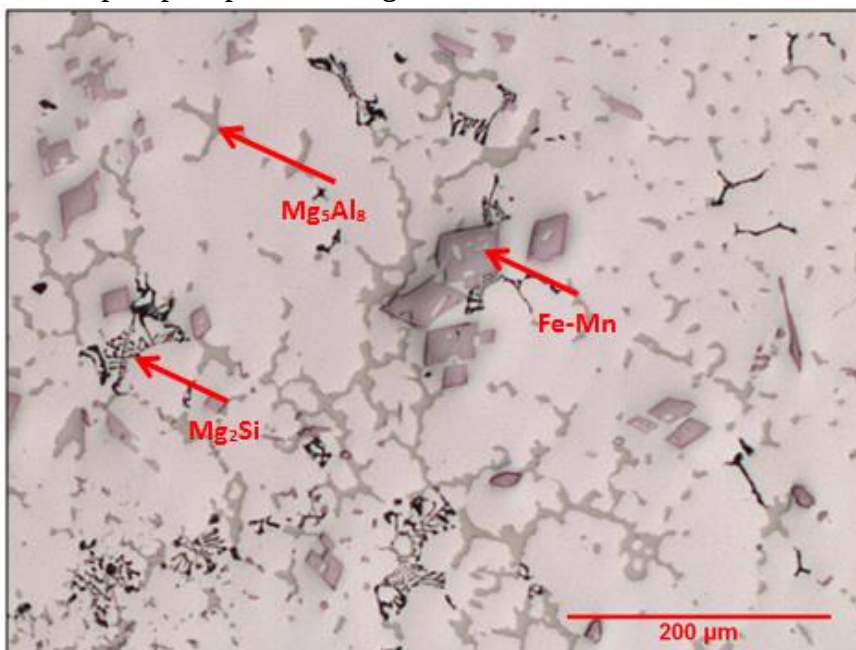
Comparando os Gráficos 3 e 4, é notório que a estabilização do teor de magnésio se dá de forma mais homogênea na região de final de vazamento, que em apenas 1 mm de profundidade já alcança o valor nominal da liga, com pouca variação do mesmo. Em contrapartida, o início de vazamento apresenta maior variabilidade com relação à concentração do percentual de magnésio, apresentando estabilização deste, apenas após 8 mm de profundidade, ainda assim, abaixo do percentual mínimo definido pela norma.

Portanto, para a realização do presente estudo, foram utilizadas amostras de início de vazamento do processo DC.

Na Figura 17, apresenta-se as amostras retiradas da região de início de vazamento do processo DC: uma amostra como fundida (sem numeração), amostra simulando o ciclo original (1) e as sugestões de novos ciclos (2, 3 e 4), que foram utilizadas para a realização do presente trabalho.

No Quadro 2, foram apresentados os principais precipitados que estão presentes na liga AA5182 e seus respectivos pontos de fusão, na Figura 21, estes precipitados estão identificados na região de segregação inversa, na amostra como fundida (sem nenhum tipo de homogeneização).

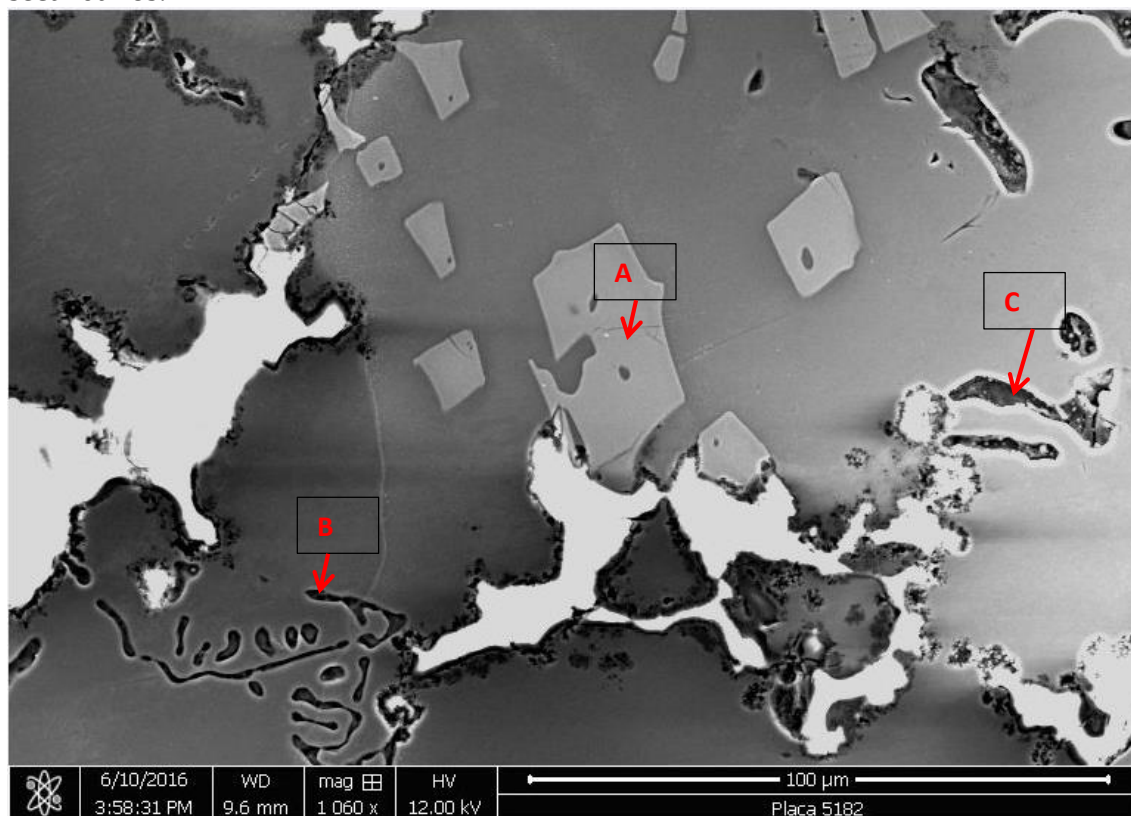
Figura 21 – Principais precipitados da liga AA5182. Aumento 50x, escala 200 μm .



Fonte: Autoria própria.

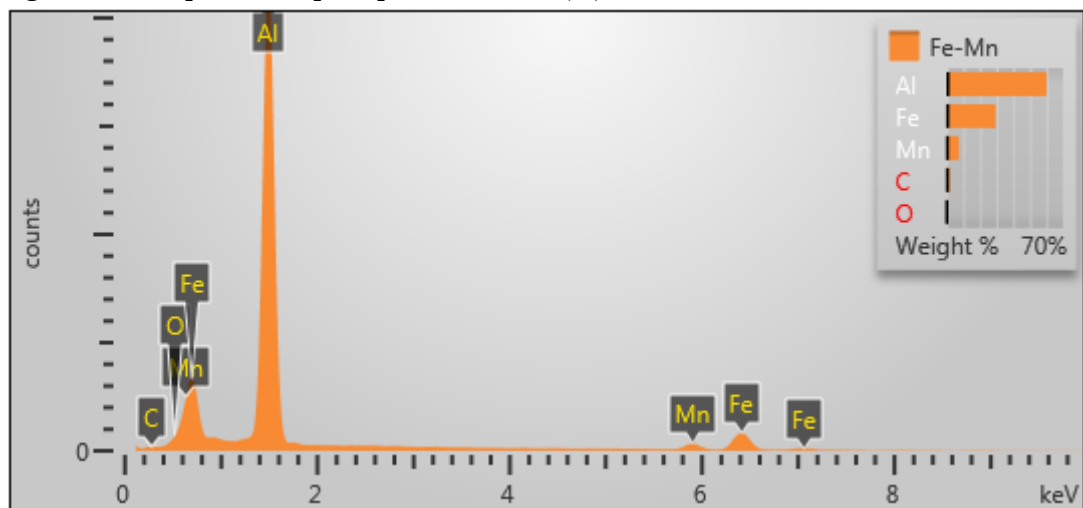
Na Figura 22, pode-se observar a imagem dos principais precipitados da liga AA5182, onde A é o precipitado de Fe-Mn, B é o precipitado de Mg_2Si e C é o precipitado Mg_5Al_8 . Nas Figuras 23, 24 e 25, são apresentados os espectros indicados pelo MEV.

Figura 22 – Imagem no MEV, amostra como fundida. Aumento 1060x, 100um, elétrons secundários.



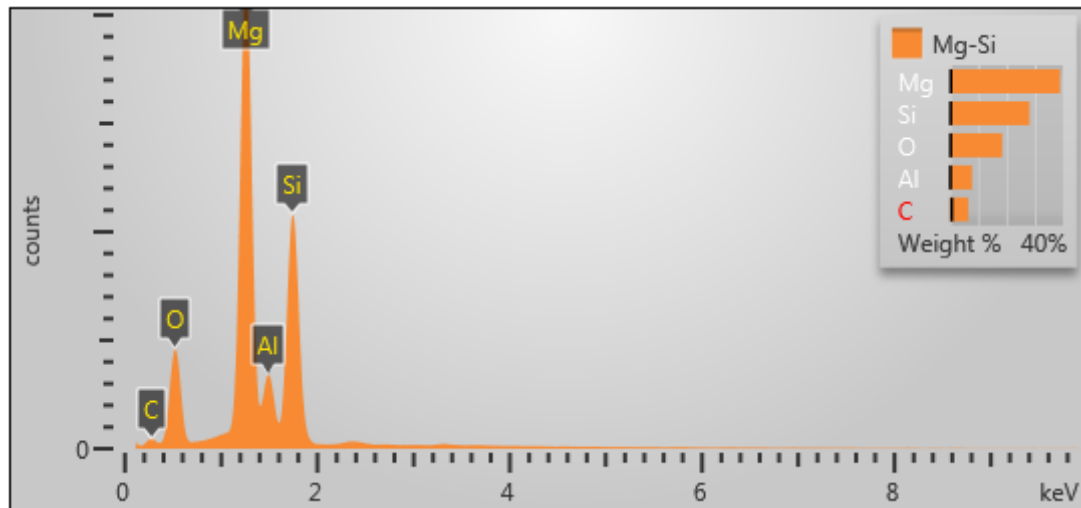
Fonte: Autoria própria.

Figura 23 – Espectro do precipitado Fe-Mn (A).



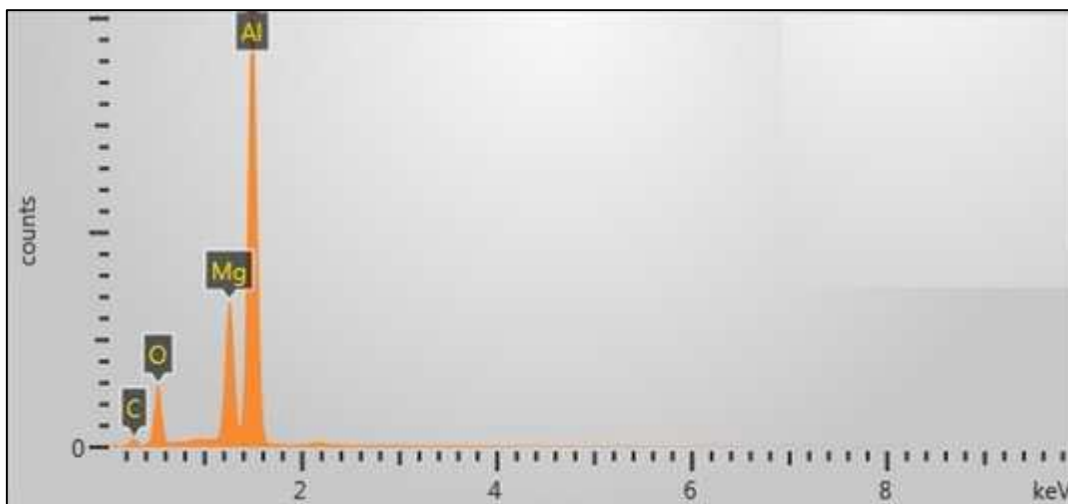
Fonte: Autoria própria.

Figura 24 – Espectro do precipitado Mg_2Si (B).



Fonte: Autoria própria.

Figura 25 – Espectro do precipitado Mg_5Al_8 (C)



Fonte: Autoria própria.

Realizado observação com microscopia ótica da superfície do metal na região de início de vazamento, Figura 26, sem qualquer tipo de tratamento térmico, para observação da presença de precipitados presentes em relação à superfície. Como é possível observar, em toda a extensão da amostra, a presença da fase β .

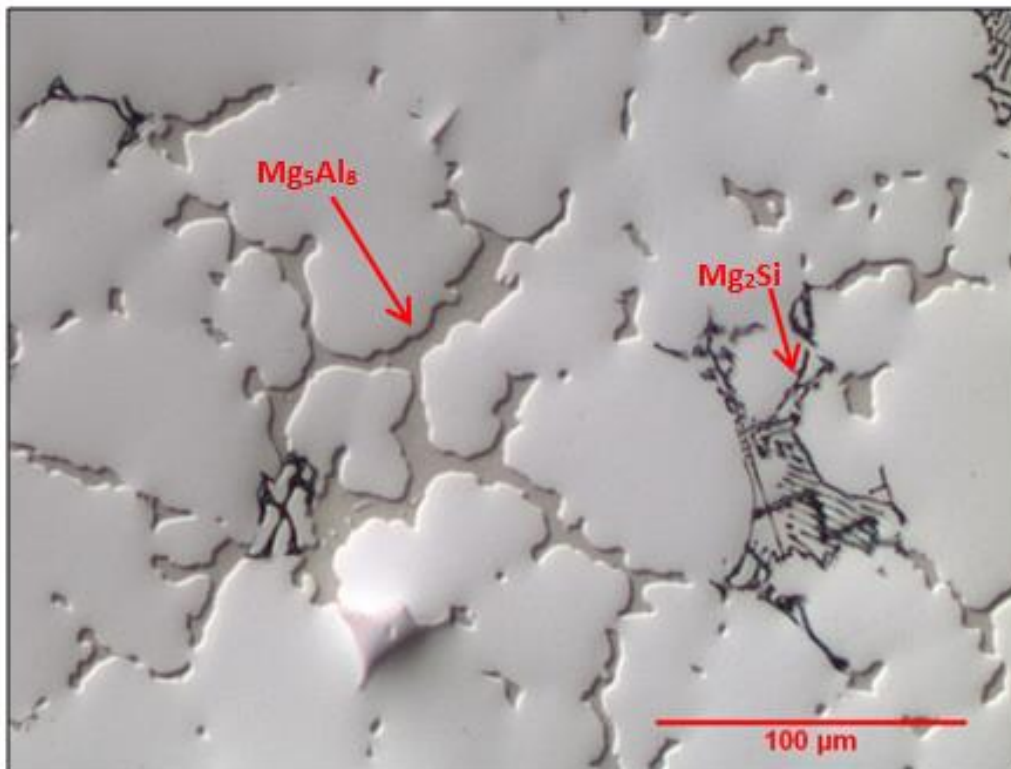
Figura 26 – Fotomontagem da superfície do metal como fundido. Aumento 50x, escala 200 μ m.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 27 , foi realizado uma ampliação de 100x, onde é possível observar com maior detalhamento os precipitados Mg_5Al_8 , em baixo relevo e Mg_2Si , “escrita chinesa”.

Figura 27 - Metal como fundido, Mg_5Al_8 e Mg_2Si . Aumento 100x, escala 100 μm .

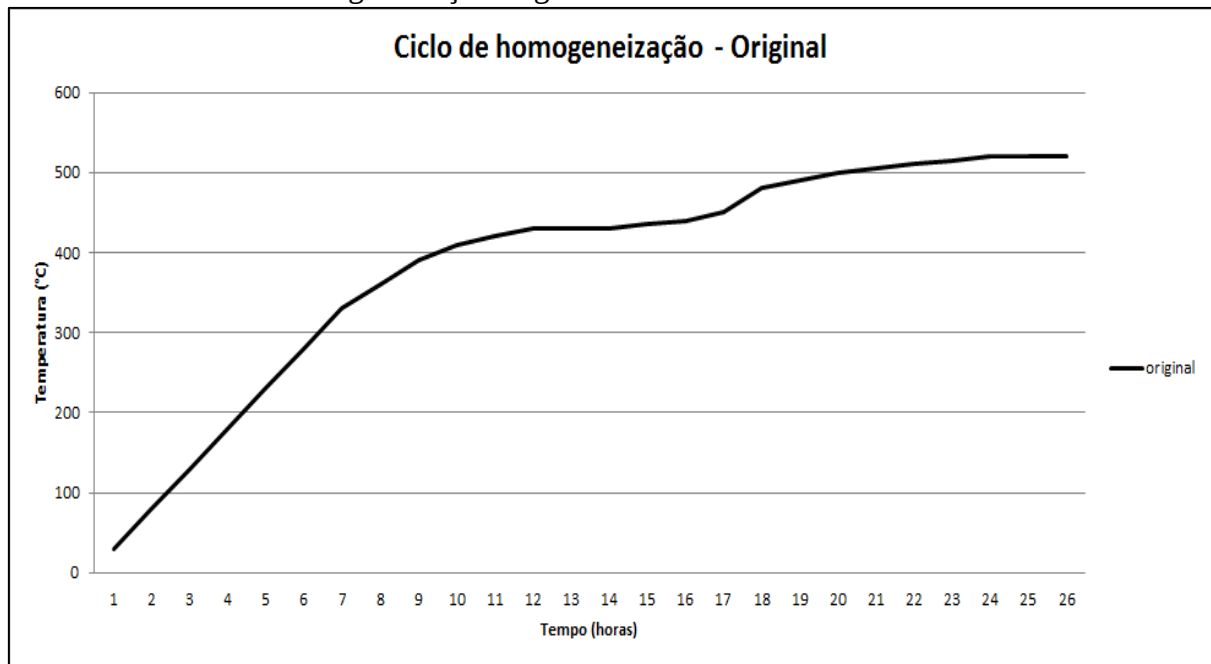


Fonte: Autoria própria.

Foi realizado o enformamento da amostra no ciclo original, como pode ser observado no Gráfico 5, para ser tomado como base com relação ao tempo e à temperatura originais. Em seguida, também foi realizado a observação do metal submetido ao enformamento do ciclo original, sob microscopia ótica, onde é apresentado nas Figuras 28 e 29.

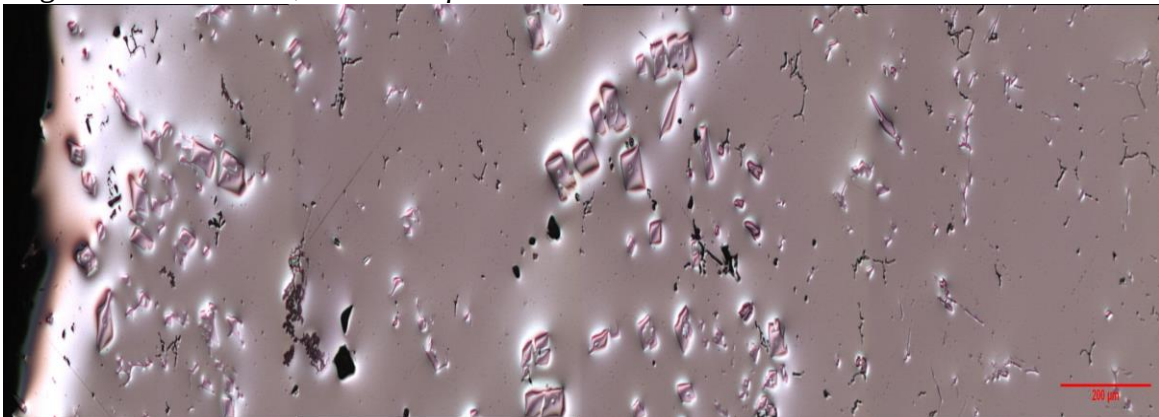
A taxa de aquecimento do ciclo original é de cerca de 46°C/h, para as primeiras 9 horas de ciclo.

Gráfico 5 – Ciclo de homogeneização original.



Fonte: Autoria própria.

Figura 28 – Fotomontagem da superfície do metal após homogeneização no ciclo original. Aumento 50x, escala 200µm.



Fonte: Autoria própria

Figura 29 – Precipitado Mg_5Al_8 , a 2,5mm da superfície de laminação. Aumento 500x escala 20 μm .

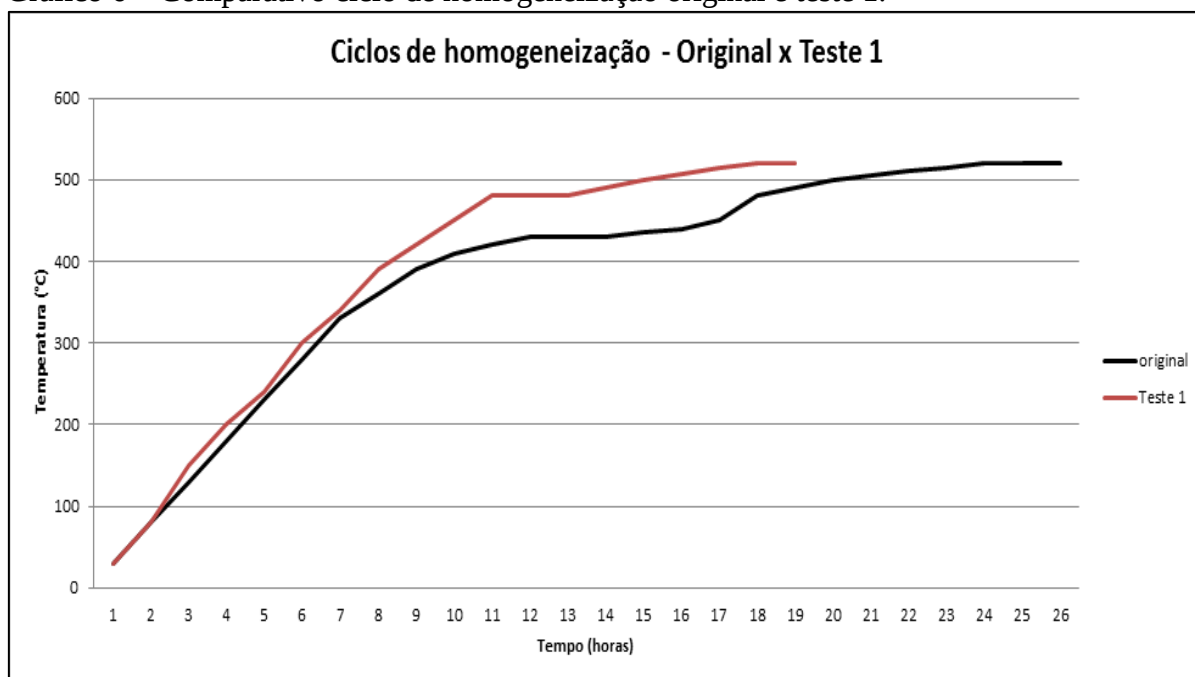


Fonte: Autoria própria

É observado na Figura 28, que há presença da fase beta é dificilmente percebida quanto maior for a distância da superfície de laminação. Muito nitidamente percebe-se apenas as fases Mg_2Si e Fe-Mn. No entanto, apenas com um aumento 10 vezes maior é observada a presença de Mg_5Al_8 , na superfície da amostra, conforme apresentado na Figura 29. Portanto, para uma possível substituição de um novo ciclo de homogeneização é necessário que a superfície apresente característica similar ao encontrado nesse ciclo.

No teste 1, foi realizado o patamar de aquecimento logo acima da temperatura de fusão de Mg_5Al_8 e Mg_2Si . A taxa de aquecimento do ciclo no teste 1 é de cerca de $50^{\circ}C/h$, para as primeiras 9 horas de ciclo. O resultado deste ciclo é apresentado no Gráfico 6.

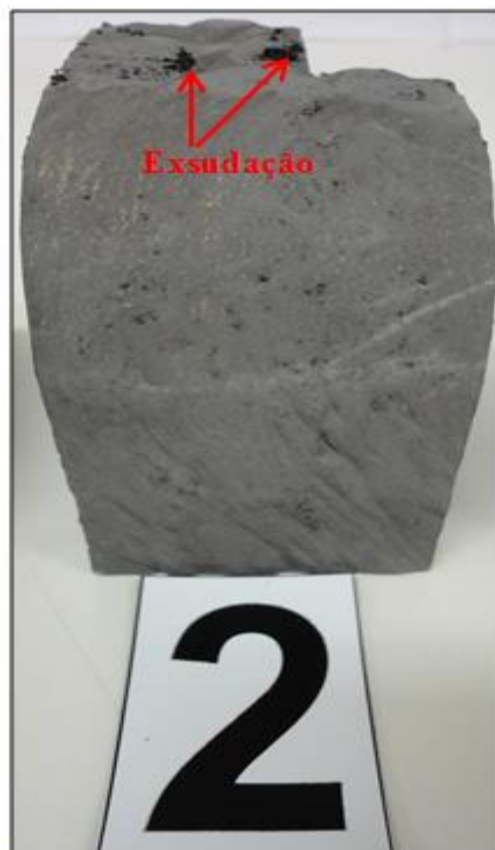
Gráfico 6 – Comparativo ciclo de homogeneização original e teste 1.



Fonte: Autoria própria.

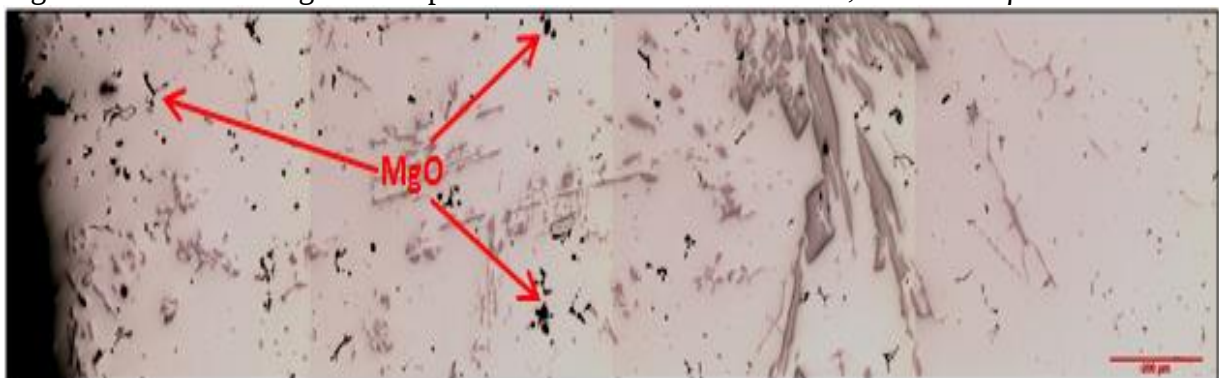
No teste 1, obteve-se um ciclo de 19 horas o que significa um ganho de 7 horas com relação ao ciclo original. No entanto, como é possível observar, na Figura 30, que há o aparecimento de pequenos pontos de exsudação na superfície do metal (MgO), mas também não apresenta porções significantes onde exista Mg_5Al_8 de forma tão nítida como é observado na Figura 31.

Figura 30 – Amostra do teste 1 após forno, com aparecimento de exsudação na superfície.



Fonte: Autoria própria.

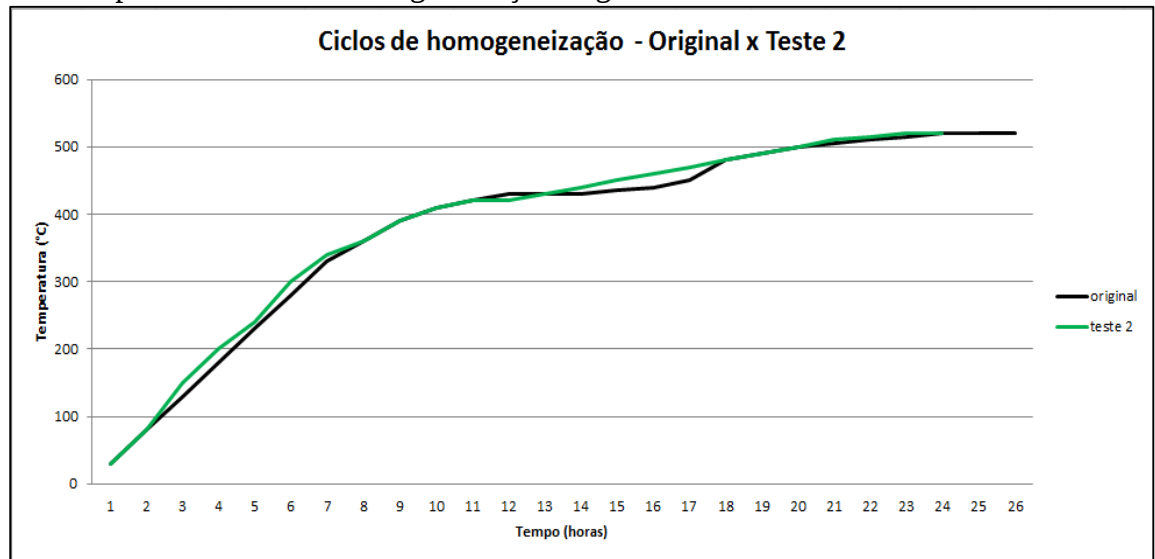
Figura 31 – Fotomontagem da superfície do teste 1. Aumento 50x, escala 200 μm .



Fonte: Autoria própria.

Para a realização do teste 2, foi utilizado um primeiro patamar de aquecimento abaixo da temperatura de fusão do Mg_5Al_8 e Mg_2Si . Este teste apresentou um ciclo de 24 horas de duração como apresentado no Gráfico 7 e a taxa de aquecimento do ciclo no teste 2 é de cerca de 46°C/h , para as primeiras 9 horas de ciclo.

Gráfico 7- Comparativo ciclo de homogeneização original e teste 2.



Fonte: Autoria própria.

Neste caso, não houve um aparecimento significativo de exsudação na superfície da amostra, como pode ser observado na Figura 32.

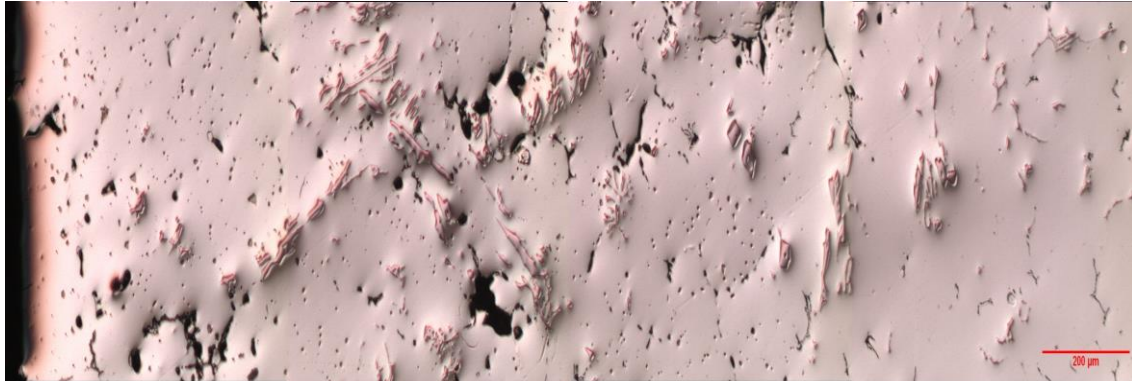
Figura 32 - Amostra do teste 2 após forno, sem aparecimento significativo de exsudação na superfície.



Fonte: Autoria própria.

No teste 2, o patamar de aquecimento mais baixo propiciou ainda o aparecimento da fase β em todo o comprimento da amostra, além de apresentar exsudação na superfície do metal, porém, em intensidade bastante inferior ao teste 1 como pode ser observado nas Figuras 32 e 33.

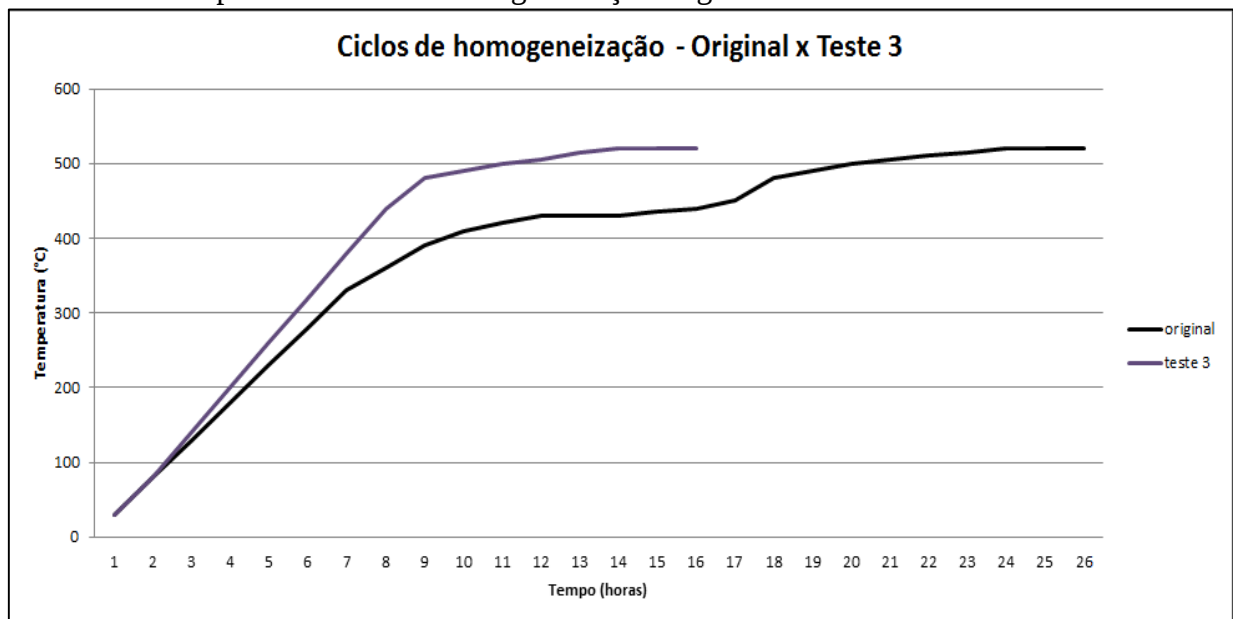
Figura 33 – Fotomontagem da superfície do teste 2. Aumento 50x, escala 200 μm



Fonte: Autoria própria.

Para a realização do teste 3 foi utilizado o aquecimento contínuo até a temperatura de laminação. Sem patamar intermediário de aquecimento onde a taxa de aquecimento deste ciclo chegou à quase 60°C/h para as mesmas 9 horas de aquecimento do ciclo.

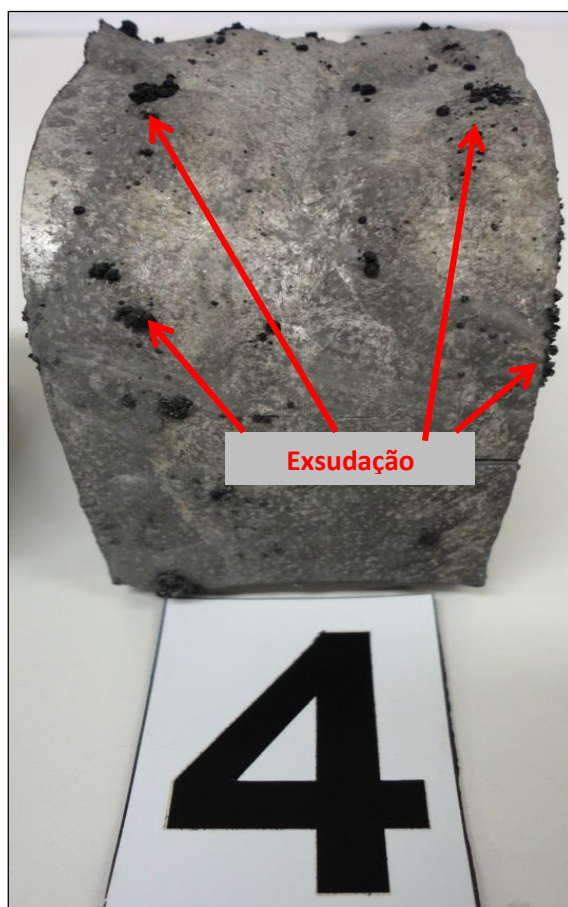
Gráfico 8 - Comparativo ciclo de homogeneização original e teste 3



Fonte: Autoria própria.

Neste teste 3, há uma significativa redução de tempo de ciclo, pois o ciclo foi realizado com redução 10 horas do ciclo original como é possível observar no Gráfico 8. Em contrapartida, apesar da significativa redução de tempo de ciclo de homogeneização, há uma exsudação excessiva na superfície quando comparamos com os demais ciclos, como é observado nas Figuras 34 e 35.

Figura 34 – Amostra do teste 3 após forno, com aparecimento excessivo de exsudação na superfície.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 35, nota-se ainda que há duas regiões muito distintas na fotomontagem do teste 3 que não foi observado nos demais testes. Uma região onde há a presença de muitas regiões escuras e outra região com aspecto praticamente, isento de precipitados.

Figura 35 - Fotomontagem da superfície do teste 3. Aumento 50x, escala 200 μm



Fonte: Autoria própria.

Assim como Bronw et al.,1996, foi necessário analisar com cuidado os resultados obtidos para ser evitado o aparecimento do defeito de linha preta, oriundo da oxidação de precipitados de magnésio.

Percebeu-se que a relação entre tempo e temperatura de homogeneização do ciclo impacta diretamente na característica da superfície do material. Além disso, é notória a diferença entre a superfície fundida e as superfícies que foram tratadas, onde o aparecimento da fase beta na região do contorno de grão deixa de ser grosseira.

Notou-se que quando a taxa de aquecimento é mais rápida, nota-se o forte aparecimento da exsudação da fase beta na superfície, como observado nos resultados dos testes 1 e 3. Apesar do teste 1 ser mais lento do que o teste 3, a temperatura onde há um “degrau” no início do aquecimento deu-se acima da temperatura de fusão dos precipitados de magnésio, desta forma, os testes 1 e 3, não proporcionaram tempo suficiente para que os precipitados de magnésio pudessem se movimentar dentro da matriz sem que houvesse a liquação dos mesmos.

A opção por realizar este ciclo com um patamar de temperatura acima da temperatura de fusão dos precipitados de magnésio, deu-se para melhorar e facilitar a análise do resultado obtido com o ciclo realizado no teste 2, desta forma seria possível a observação do comportamento dos mesmos precipitados sob condições de tempo e temperatura diferentes.

5 CONCLUSÕES

O presente trabalho, teve como principal objetivo apresentar uma solução viável para a redução do tempo de homogeneização de placas de alumínio da liga AA5182, sem apresentar perdas de qualidade superficial no processamento de chapas de alumínio. Ressaltando ainda que no escopo desse projeto focou-se apenas na realização de análises metalográficas após simulações de ciclos de homogeneização bem como observações na superfície do metal amostrado, delimitando assim as condições de estudo deste, sem a realização de estudos mais aprofundados nos processos subsequentes de laminação.

Para que seja evitado o aparecimento de defeitos superficiais que possam prejudicar a qualidade ou performance do metal, bem como evitar problemas estéticos durante as etapas subsequentes de processamento, foi necessário a verificação da ocorrência de óxidos na superfície da amostra. Neste caso, para os testes 1 e 3 ficou evidenciado um aparecimento de exsudação significativa nas superfícies destes testes, onde é possível observar a ocorrência de tais óxidos tanto a olho nu, como sob observação microscópica, visualizado nas Figuras 30, 31, 34 e 35, inviabilizando assim, a substituição do ciclo atual por qualquer um desses dois ciclos.

Entretanto, ocorrendo um aumento significativo no tempo de espera, a realização da mudança de ciclo torna-se incoerente para uma possível otimização de ciclo. Em contrapartida, o aumento de temperatura, pode tornar-se uma ação complexa, devido ao baixo ponto de fusão da liga AA5182, que inicia-se em torno de 550°C.

Vale ainda destacar que, para a realização do presente estudo, a simulação de ciclo foi focada em processamento de homogeneização similar ao funcionamento de um forno poço.

Observa-se assim, que o ciclo sugerido 2 apresentou melhor performance entre os ciclos de homogeneização sugeridos, pois apresentou redução do tempo de ciclo de homogeneização bem como uma melhor difusão da fase beta na matriz, muito similar ao ciclo original, tornado assim a redução do ciclo de homogeneização viável.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar estudo sobre propriedades mecânicas em temperatura de precipitação.
- A realização do comportamento dos precipitados após o processamento na laminação a quente e a frio.
- Comparativo do comportamento dos precipitados das ligas AA 5182 e AA3104 após o processamento de laminação a quente e a frio
- Realizar estudo sobre a influência dos elementos de liga, nas propriedades mecânicas do alumínio após o processo de laminação a quente e a frio.

7 REFERÊNCIAS

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

ABAL, 2015. Disponível em: < <http://www.abal.org.br/estatisticas/nacionais/aluminio-primario/capacidade-instalada-de-producao/>>. Acesso em 28/11/2015.

ABAL, 2016. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/estatisticas/nacionais/aluminio-primario/producao-por-usina/>>. Acesso em 28/03/2016.

ABNT NBR 6834:2006

ABRALATAS, 2016. Disponível em: < <http://www.abralatas.org.br/#containerLata>>. Acesso em 28/03/16.

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>>. .

ALUTRAT, Disponível em: < <http://alutrat.com.br/servicos/tratamento-termico/recozimento-to/>> , Acesso em 27 de setembro de 2015.

ARPAL, <<http://aluminio.org/wp-content/uploads/2012/03/archivo9.jpg>>, Acesso em: 15/08/2015.

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>>. .

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

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.

CARVALHO, W. **Influência do teor de chumbo no processamento a quente da liga de alumínio AA3104**. 2000. 68f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2000.

CHEN, L.; ZHAO, G.; YU, J. Hot deformation behavior and constitutive modeling of homogenized 6026 aluminum alloy. **Materials and Design**, v. 74, p. 25–35, 2015.

Elsevier Ltd. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.02.024>>. .

CHEN, L.; ZHAO, G.; YU, J.; ZHANG, W. Constitutive analysis of homogenized 7005 aluminum alloy at evaluated temperature for extrusion process. **Materials and Design**, v. 66, n. PA, p. 129–136, 2015. Elsevier Ltd. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.045>>. .

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.

CUNHA, R. P. DA. **Caracterização mecânica e metalográfica de uma liga de alumínio empregada para cabeçote de motor flex**, 2012. 85p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Politécnica de São Paulo, São Paulo, 2012.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA - Aplicações e preparação de amostras - Materiais Poliméricos, metálicos e semicondutores. **Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)**, p. 60, 2007.

DENG, Y.; YIN, Z.; HUANG, J. Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 3, p. 1780–1786, 2011. Elsevier B.V. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.016>>. .

DIAS, E. X. **Caracterização Metalográfica de um aço de fases complexas (CP)**., 2014. 135 f; Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica –Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

DU, Q.; POOLE, W. J.; WELLS, M. A. A mathematical model coupled to CALPHAD to predict precipitation kinetics for multicomponent aluminum alloys. **Acta Materialia**, v. 60, n. 9, p. 3830–3839, 2012.

EBNER, 2015. Disponível em: <<http://www.ebner.cc>> , Acesso em 27 de setembro de 2015.

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>>. .

ESKIN, D. G.; NADELLA, R.; KATGERMAN, L. Effect of different grain structures on centerline macrosegregation during direct-chill casting. **Acta Materialia**, v. 56, n. 6, p. 1358–1365, 2008.

ESKIN, D. G.; SUYITNO; KATGERMAN, L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. **Progress in Materials Science**, v. 49, n. 5, p. 629–711, 2004.

FERRARI, R. B.; PAULO, S. **Caracterização de liga metálica a base de alumínio - magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas microcristalinas**. 2008. 85f. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN), São Paulo, 2008.

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

GALI, O. A.; SHAFIEI, M.; HUNTER, J. A.; RIAHI, A. R. A study of the development of micro-cracks in surface/near surface of aluminum-manganese alloys during hot rolling. **Materials Science and Engineering A**, v. 627, p. 191–204, 2015.

GAUTSCHI (2015). . Disponível em: <<http://www.gautschi.cc/pt>> , Acesso em 27 de setembro de 2015.

GOLOVIN, I. S.; MIKHAYLOVSKAYA, A. V.; SINNING, H. R. Role of the γ_2 -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>>. .

GONG, L.; XI, Y.; MA, Z.; LIU, C. Modeling, identification and simulation of DC resistance spot welding process for aluminum alloy 5182. **Journal of Shanghai Jiaotong University (Science)**, v. 18, n. 1, p. 101–104, 2013. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s12204-013-1371-8>>. .

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

HOSSEINIPOUR, S. J. An investigation into hot deformation of aluminum alloy 5083. **Materials and Design**, v. 30, n. 2, p. 319–322, 2009.

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>>. .

HUH, M. Y.; CHO, S. Y.; ENGLER, O. Randomization of the annealing texture in aluminum 5182 sheet by cross-rolling. **Materials Science and Engineering A**, v. 315, n. 1-2, p. 35–46, 2001.

HYDRO 2013, Disponível em: <<http://www.hydro.com/pt/A-Hydro-no-Brasil/Sobre-o-aluminio/>>. Acesso em 15 de agosto de 2015.

INFOMET **Handbook**, Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=50>>. Acesso em 28 de março de 2016.

INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2012 <<http://recycling.world-aluminium.org/review/industry-structure.html>>. Acesso em 15 de agosto de 2015.

INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2012, Disponível em: <http://primary.world-aluminium.org/index.php?id=285>, Acesso em 27 de setembro de 2015.

JAIN, S.; HUDSON, J. L.; SCULLY, J. R. Effects of constituent particles and sensitization on surface spreading of intergranular corrosion on a sensitized AA5083 alloy. **Electrochimica Acta**, v. 108, p. 253–264, 2013. Elsevier Ltd. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.electacta.2013.06.036>>. .

JIANG, D. M.; NING, J. L.; SUN, J. F.; HU, Z. M.; HOU, Y. Annealing behavior of Al-Mg-Mn alloy processed by ECAP at elevated temperature. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 18, n. 2, p. 248–254, 2008.

JIANG, H. C.; YE, L. Y.; ZHANG, X. M.; et al. Intermetallic phase evolution of 5059 aluminum alloy during homogenization. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 23, n. 12, p. 3553–3560, 2013. The Nonferrous Metals Society of China. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62900-3](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62900-3)>. .

KARABAY, S. Influence of AlB₂ compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw rod extruded from billets cast of alloy AA-6101 by vertical direct chill casting. **Materials and Design**, v. 29, n. 7, p. 1364–1375, 2008.

KARABAY, S.; YILMAZ, M.; ZEREN, M. Investigation of extrusion ratio effect on mechanical behaviour of extruded alloy AA-6101 from the billets homogenised-rapid quenched and as-cast conditions. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 160, n. 2, p. 138–147, 2005.

KARLÍK, M.; JOUFFREY, B. High resolution electron microscopy study of Guinier-Preston (GP1) zones in Al–Cu based alloys. **Acta Materialia**, v. 45, n. 8, p. 3251–3263, 1997.

LATAPACK, 2011. Disponível em: <http://www.latapack.com.br/mundo-da-lata/a-lata-de-aluminio/processo-produtivo/>, Acesso em 23 de janeiro de 2016.

MAZZOLANI, F.M., **Aluminium alloy structures**. London, E&FN Spon, 1995, 693 p.

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>>. .

POLMEAR, I. J. Wrought aluminium alloys. **Materials Forum**, v. 21, p. 1–26, 1997.

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.

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>>.

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.

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 15 de agosto de 2015.

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

ZHENG, Y. L.; LI, C. B.; LIU, S. D.; DENG, Y. L.; ZHANG, X. M. Effect of homogenization time on quench sensitivity of 7085 aluminum alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 24, n. 7, p. 2275–2281, 2014. The Nonferrous Metals Society of China. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63344-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63344-6)>..

ZOLRIASATEIN, A.; SHOKUHFAR, A. Homogenizing annealing heat treatment effects on the microstructure, hardness and thermal behavior of $Al_{12}Mg_{17}$ complex metallic alloy. **Materials and Design**, v. 75, p. 17–23, 2015. Elsevier Ltd. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.03.014>>..