



# REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – UEMG



**Dissertação de Mestrado**



**"Efeito da velocidade de vazamento e da fração de inoculante Al-5%Ti-1%B na microestrutura, propriedades mecânicas e desempenho em laminação da liga AA5052 produzida pelo processo *Direct Chill*"**

**Autor: Anderson Santos Leite**

**Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria**

**Ouro Preto, abril de 2018**



# REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – UEMG

Anderson Santos Leite

"Efeito da velocidade de vazamento e da fração de inoculante Al-5% Ti-1%B na microestrutura, propriedades mecânicas e desempenho em laminação da liga AA5052 produzida pelo processo *Direct Chill*"

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria

Ouro Preto, abril de 2018

L533e

Leite, Anderson Santos.

Efeito da velocidade de vazamento e da fração de inoculante Al-5%Ti-1%B na microestrutura, propriedades mecânicas e desempenho em laminação da liga AA5052 produzida pelo processo Direct Chill [manuscrito] / Anderson Santos Leite. - 2018.

102f.: il.: color; tabs; mapas; figuras.

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio Faria.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Pró-Reitoria de Pesquisa e Pós-Graduação. REDEMAT. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Processos de Fabricação.

1. Alumínio - Acabamento. 2. Alumínio - Metalografia. 3. Chapas de alumínio. 4. Alumínio - Reaproveitamento. I. Faria, Geraldo Lúcio. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU: 62-5

Catálogo: [www.sisbin.ufop.br](http://www.sisbin.ufop.br)



# REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS UFOP - UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Doutorado, Mestrado e Especialização



***“Efeito da velocidade e da fração de inoculante Al-5%Ti-1%B na microestrutura, propriedades mecânicas e desempenho em laminação da liga AA 5052 produzida pelo processo Direct Chill”***

**Autor: Anderson Santos Leite**

Dissertação defendida e aprovada, em 06 de abril de 2018, pela banca examinadora constituída pelos professores:

---

Prof. Geraldo Lúcio de Faria (Doutor) – Orientador  
Universidade Federal de Ouro Preto

---

Psq. Anderson dos Santos Paula (Doutora)  
Instituto Militar de Engenharia

---

Prof. Leonardo Barbosa Godefroid (Doutor)  
Universidade Federal de Ouro Preto

## AGRADECIMENTO

À Deus, pela presença presente em todos os meus momentos.

À minha mãe, Andreлина Henrique dos Santos, pelo amor incondicional a mim.  
Obrigado mãe!

À minha filha, Helena Rolim Leite, por existir em minha vida, inspiração para sempre continuar a lutar e melhorar a cada dia. Te amo filha! A Roberta Rolim, pela parceria na educação de nossa filha, muito obrigado!

Ao meu irmão, Henrique Santos Leite, que hoje busca trilhar o caminho do conhecimento com sabedoria e fé, estou orgulhoso de você!

À Companhia Brasileira de Alumínio (CBA–Votorantim) pelo incentivo e apoio ao desenvolvimento deste trabalho e liberdade em conduzi-lo de forma técnico científico.

Ao Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria, pela grande cooperação e altruísmo em dividir uma pequena parcela do seu conhecimento comigo e aos Profs. Drs. Leonardo Godefroid e Luiz Cláudio Cândido por fazerem parte da construção desse projeto.

À Escola de Minas (UFOP), por mais essa conquista acadêmica, obrigado!

Aos gestores da CBA, Rogério Minatel, Silvio Medeiros e em especial ao André Sanches por acreditar e confiar no trabalho proposto.

Aos colegas da CBA que me auxiliaram no projeto, especialmente aos técnicos Lauri Donizeti, Hélio Fogaça e Luis Leite que me ajudaram na interminável retirada e preparação das amostras.

Aos colegas do laboratório CBA, Fabio Raimundo, Alexander Crisolo, Felipe Domingues, Rodrigo da Silva, Nivaldo Medeiros, Viviane Serrão, Jinei Yamashiro e Julio Souza na realização dos trabalhos metalográficos e de ensaios mecânicos, especialmente aos técnicos Alexandro Andrade, Miguel Borodiak e João Camargo.

Aos supervisores e operadores da laminação e em especial da fundição que acreditaram no trabalho e realizaram brilhantemente o papel operacional proposto.

A equipe da laminação especialmente ao engenheiro metalurgista, Francisco Pinheiro, pelo apoio na busca da solução do problema.

E a todos os outros que aqui não mencionei, mas que também contribuíram de alguma forma para a concretização desse trabalho.

Os meus mais sinceros, agradecimentos!

# SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	II
LISTA DE TABELAS .....	VIII
LISTA DE SÍMBOLOS .....	X
RESUMO .....	XIV
ABSTRACT .....	XV
1 INTRODUÇÃO .....	5
2 OBJETIVOS.....	8
2.1 Objetivo geral .....	8
2.2 Objetivos específicos .....	8
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	9
3.1 O cenário macroeconômico do alumínio no Brasil e no mundo .....	9
3.2 O processo de transformação do alumínio .....	11
3.3 Classificação das ligas de alumínio .....	14
3.4 Processo de fusão do alumínio e suas ligas .....	16
3.5 Processo de fundição semicontínuo <i>Direct Chill</i> (DC) .....	20
3.6 A liga AA5052.....	28
3.7 Efeito da adição de inoculante na fundição para as ligas de alumínio .....	35
3.7.1 Processo de inoculação em metais líquidos .....	36
3.7.2 Refino de grão em ligas de alumínio.....	37
3.8 A Influência e controle da porosidade em fundições de alumínio .....	41
3.8.1 A influência do hidrogênio e inclusão sobre a formação da porosidade na microestrutura.....	42
3.8.2 A influência da contração do metal no processo de solidificação.....	48
3.9 Processo de laminação.....	52
4 MATERIAIS E MÉTODOS .....	58

4.1	Materiais .....	58
4.2	Procedimentos Experimentais .....	60
4.2.1	Caracterização das placas fundidas da liga AA5052 .....	63
4.2.2	Caracterização química .....	65
4.2.3	Caracterização microestrutural.....	65
4.2.4	Ensaio de tração .....	66
4.2.5	Ensaio de dilatométrica.....	69
4.2.6	Ensaio de dureza.....	70
4.2.7	Análise Estatística .....	71
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	72
5.1	Caracterização química.....	72
5.1.1	Análise do teor de hidrogênio no banho metálico.....	72
5.2	Caracterização microestrutural .....	73
5.2.1	Análise estatística para as condições do processo <i>Direct Chill</i> (DC) .....	82
5.3	Ensaio de tração .....	84
5.4	Ensaio de dureza <i>Brinell</i> .....	85
5.5	Ensaio de dilatométrica .....	86
5.6	Análise operacional da liga AA5052 durante o processo de laminação.....	88
6	CONCLUSÕES.....	90
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	91
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	92
9	ANEXO.....	102

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Gráfico de índice de rejeição de produtos laminados referente à ocorrência de defeitos dos tipos bolhas e escamas nas placas fundidas entre janeiro a maio de 2016.....	5
Figura 1.2 – Defeitos do tipo: a) Bolhas, em material conformado no laminador a quente, com espessura final de 9,52mm; b) Escamas, em material conformado no laminador a frio, com espessura final de 3,20mm. ....	6
Figura 3.1 – Representação esquemática do processo de transformação da bauxita e adição de sucata até a obtenção do semiacabado fundido e semiacabados conformados mecanicamente. ....	11
Figura 3.2 – Processo de beneficiamento da mina em Itamarati de Minas de propriedade da CBA sendo: a) Torre de beneficiamento; b) Área de estocagem de bauxita. ....	12
Figura 3.3 – a) Cubas eletrolíticas sequenciais de uma das salas fornos da CBA; b) Retirada do metal líquido da cuba por sucção e envio posterior para a etapa de fundição. ....	13
Figura 3.4 – Forno de vazamento e a sequência de preparação para o vazamento no processo DC: a) Alimentação do forno via salas fornos ou transferência via fusão; b) Adição de elementos de liga e fluxação de escorificante; c) Homogeneização do banho; d) Limpeza do forno via remoção da escória; e) Retirada de amostra; f) Preparação da calha, bacia, mesa e molde.....	19
Figura 3.5 – a) Mesa de molde vazado; b) Mesa de sapata; c) Mesas acopladas; d) Bacia de distribuição no poço para vazamento da liga AA5052. ....	20
Figura 3.6 – a) calha refratária de saída do forno; b) filtro cerâmico e calhas; c) bacia e mesa de moldes. ....	21
Figura 3.7 – Fluxograma esquemático do processo de fundição para liga AA5052.....	22
Figura 3.8 – Diagrama esquemático para o processo semicontínuo DC (NADELLA <i>et al.</i> , 2008).....	23
Figura 3.9 – a) Perfil de solidificação esquemático para o processo de fundição DC; b) Formação das partículas solidificadas (NADELLA <i>et al.</i> , 2008). ....	25



Figura 3.10 – Perfil de solidificação do reservatório para o processo DC de tarugo de Al, para velocidades: a) 200mm/min; b) 300mm/min; c) Efeito da velocidade de vazamento no perfil térmico de solidificação (Adaptado de HAO <i>et al.</i> , 2007).....	26
Figura 3.11 – Alguns tipos de defeitos do processo DC: a) marca de falha de refrigeração; b) trincas; c) sangramento lateral.....	27
Figura 3.12 – Relações entre ligas comumente usadas na série 5XXX (Al-Mg). A resistência à tração e o limite de elasticidade estão em unidade de MPa (adaptado de DAVIS, 1993). .....	30
Figura 3.13 – Diagrama binário de fase Al-Mg com respectivos constituintes (GASIOR <i>et al.</i> , 2000; AVEDESIAN, 1999).....	33
Figura 3.14 – a) Solubilidade dos elementos de liga mais frequentemente adicionados ao alumínio em função da temperatura; b) Correlação entre a resistência a tração e o alongamento com o teor de magnésio para algumas ligas de alumínio comerciais da série 5XXX (DAVIS, 1993).....	33
Figura 3.15 – Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA5052 fundidas (WANG <i>et al.</i> , 2015). .....	34
Figura 3.16 – Comparação da eficácia de vários inoculantes no refino de grão da liga A356 (GARCIA, 2001).....	35
Figura 3.17 – Macroestrutura de amostras: a) Fundição convencional sem adição de inoculante, com tamanho de grão resultante de 1,76mm; b) Fundição com adição de inoculante Al5%Ti1%B, com tamanho de grão resultante de 0,053mm (OSÓRIO <i>et al.</i> , 2009). .....	38
Figura 3.18 – Desenho esquemático das diferentes morfologias dos cristais de TiAl <sub>3</sub> presentes nas ligas de Al5%Ti1%B utilizados para inoculação: a) Cristais em placas; b) Cristais como pétalas e c) Cristais em blocos (ARNBERG <i>et al.</i> , 1982).....	39
Figura 3.19 – Distribuição de partículas de TiB <sub>2</sub> : a) Alumínio puro; b) Alumínio puro com adição de 0,01%Ti (MOHANTY; GRUZLESKI, 1995). .....	40
Figura 3.20 – Solubilidade do hidrogênio no alumínio a pressão de 1 atm (DAVIS, 1993). ..	42
Figura 3.21 – a) Esquema do processo ALPUR® (Hicter 1978; Bildstein and Hicter 1985; Bildstein and Ventre 1993), eficiência de 60-80% de remoção de hidrogênio no fundido; b) Esquema de uma unidade de degaseificação <i>Alcan Compact Degasser – ACD</i> (Waite e Thiffault 1996), com eficiência de 55-60% de remoção de hidrogênio (OTSUKA, 2003).....	44

Figura 3.22 – a) Relação entre o teor de hidrogénio e fração volumétrica dos poros para uma liga Al-4,7%Mg; b) Relação entre a fração volumétrica dos poros e taxa de arrefecimento para diferentes condições de processo para uma liga Al-4,7%Mg em termos de teor de hidrogênio em cm <sup>3</sup> /100g e utilização de inoculante: 1) 0,31, sem adição inoculante; 2) 0,31, com adição inoculante; 3) 0,22, com adição inoculante; 4) 0,18, com inoculante; 5) 0,10, com inoculante (DAVIS, 1993).	46
Figura 3.23 – Efeito da porosidade do hidrogênio e variação de vazios na resistência à tração e na resistência ao escoamento para materiais fundidos na liga 356.0-T6 (DAVIS, 1993).	47
Figura 3.24 – Fotografias dos moldes de vazamento: a) molde de vazamento vertical; b) Orifícios para lubrificação do óleo protetivo entre metal/molde.	49
Figura 3.25 – a) Fração da fase Al <sub>5</sub> Mg <sub>8</sub> em função do %Mg da liga (BRITO, 2016); b) Influência da taxa de resfriamento e do teor de Mg na formação do eutético α-Al + Al <sub>5</sub> Mg <sub>8</sub> (LIU e KANG, 1997).	50
Figura 3.26 – Tipos de poros e suas origens: a) Poro originado por contração térmica durante a solidificação; b) Poro originado por aprisionamento de hidrogênio (KIRKMAN, 2006).	51
Figura 3.27 – Fluxograma esquemático do processo de laminação para liga AA5052.	52
Figura 3.28 – Fotografias das placas fundidas: a) antes de fresar; b) após fresar.	52
Figura 3.29 – Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA5052 homogeneizadas (WANG <i>et al.</i> , 2015).	53
Figura 3.30 – Desenho esquemático de um laminador a quente reversível de duas cadeiras (Elaborado pelo autor).	53
Figura 3.31 – Desenho esquemático de laminadores à frio: a) 4 cilindros; b) 6 cilindros (Elaborado pelo autor).	55
Figura 3.32 – Desenho esquemático de um laminador e as relações de forças; b) Variação das forças de laminação entre os pontos A e B, área do arco de contato (DIETER, 1981).	55
Figura 3.33 – Micrografias ópticas mostrando microestrutura de ligas de alumínio AA5052 laminadas a frio com diferentes reduções: (a) 33%; (d) 46%; (c) 75% (WANG <i>et al.</i> , 2015).	56
Figura 3.34 – Padrões XRD da liga de alumínio AA5052 laminada com 75% de redução submetida a tratamentos térmicos diferentes a um tempo fixo de 4h (WANG <i>et al.</i> , 2015).	57

Figura 3.35 – Micrografias ópticas da liga AA5052, laminada com uma redução de 75%, submetida a diferentes tratamentos térmicos de recozimento de recristalização com tempo fixo de 4h: a) 220°C; b) 300°C; c) 380°C (WANG <i>et al.</i> , 2015). .....	57
Figura 4.1 – Imagem lateral da placa indicando a região de retirada da amostra no centro, topo e base. ....	58
Figura 4.2 – Fotografias do processo de serragem de placa: a) Base da placa; b) Topo da placa; c) Serra loma. ....	59
Figura 4.3 – a) Amostra da peça retirada para análise microestrutural, dureza e ensaio de tração; b) Ponto de retirada da amostra para análise microestrutural, ensaios de tração, dureza e dilatométrica; b) Face entre molde/metal com o ponto de retirada para realização dos ensaios de tração, dureza e dilatométrica. Seta indicando sentido de solidificação. ....	59
Figura 4.4 – Desenho esquemático para retirada das amostras das placas fundidas no processo <i>Direct Chill</i> . ....	60
Figura 4.5 – Fotografias das superfícies de amostras de materiais AA5052 laminados: a) Bolhas; b) Escamas. ....	60
Figura 4.6 – Equipamento AISCAN <sup>TM</sup> utilizando técnica quantitativa para monitorar diretamente o teor de hidrogênio dissolvido em alumínio líquido. <b>Erro! Indicador não definido.</b>	
Figura 4.7 – Sequência de limpeza do forno de vazamento: a) Fluxante para retirada de elementos alcalinos; b) etapa de limpeza do forno; c) Caçamba de escória após limpeza do forno. ....	61
Figura 4.8 – Equipamentos da Companhia Brasileira de Alumínio: a) Laminador a quente b) Laminador a frio para produto semiacabado; c) Laminador a frio para produto acabado. ....	63
Figura 4.9 – Fluxograma das atividades desenvolvidas na execução desta dissertação de mestrado. ....	64
Figura 4.10 – Posição de retirada da amostra para caracterização microestrutural. ....	66
Figura 4.11 – Fotografias ilustrando a) Sentido de retirada dos corpos de prova de tração coincidindo com o sentido de vazamento; b) Disposição das amostras para ensaio de tração, com relação ao sentido de vazamento. ....	68

Figura 4.12 – Padrão de corpo de prova para amostra de ensaio de tração de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09.....	68
Figura 4.13 – a) Região de retirada de amostra; b) Padrão de corpo de prova para amostra de dilatométrica.....	69
Figura 4.14 – a) Desenho esquemático para o ensaio <i>HB</i> ; b) Região de retirada da amostra..	71
Figura 5.1 – Micrografia óptica apresentando a forma e tamanho de poros nas amostras para as condições de processo: a) A1; b) A2; c) B1 e d) B2. ....	74
Figura 5.2 – Micrografia ótica sob luz polarizada para amostras com área padrão de 40 x 5mm. Avaliação da quantidade de poros (unid.) / Tamanho médio do grão, padrão ASTM E 112, para cada condição de processo: a) A1: 35/2,5; b) A2: 13/5,5; c) B1: 20/4; d) B2: 10/5. ....	76
Figura 5.3 – Micrografia da superfície das amostras utilizando MEV com aumento de 1.000x e espectro de EDS. a.1) Superfície da amostra A1; a.2) Análise EDS indicando a presença de inclusão MgO e Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> ; b.1) Superfície da amostra B1; b.2) Análise EDS indicando a presença de inclusão MgO e SiO <sub>2</sub> . ....	78
Figura 5.4 – Análise dos efeitos na alteração do processo sobre: a) Diâmetro Médio Poros x Qtd Poros; b) Qtd Poros x Camada <i>Shell zone</i> ; c) Qtd Poros x Tamanho Médio Grão; d) Diâmetro Médio Poros x Tamanho Médio Grão; e) Diâmetro Médio Poros x Camada <i>Shell zone</i> ; f) Tamanho Médio Grão x Camada <i>Shell zone</i> .....	80
Figura 5.5 – Análise de contorno entre as alterações de processo e os resultados obtidos na microestrutura: a) A1; b) A2; c) B1; d) B2. ....	83
Figura 5.6 – Fractografia MEV para as condições de processo: a) A1; b) A2; c) B1 e d) B2. ....	<b>Erro! Indicador não definido.</b>
Figura 5.7 – Resultados de dureza <i>Brinell</i> em função das alterações de processo (Índice de confiança de 95%). ....	86
Figura 5.8 – Gráfico de contração térmica medida por dilatométrica em um resfriamento de 500°C até a temperatura ambiente para as condições de processo A2 e B2. ....	87
Figura 5.9 – Efeito da taxa de resfriamento, sobre o coeficiente de contração térmica para as condições de processo A2 e B2. ....	88
Figura 5.10 – Resultados de índice de rejeição para o material fundido, após processo de laminação. ....	88

Figura 5.11 – Fotografia da superfície da chapa laminada da liga AA5052, com dimensional de 2000mm x 1200mm x 0,80mm: a) Condição de processo A1; b) Condição de processo B2.. 89

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Insumos por mil toneladas de alumínio primário (MDIC, 2012).....	13
Tabela 3.2 – Sistema de identificação e classificação das ligas de alumínio segundo a <i>European Aluminium Association (EAA)</i> (CAMPBELL e HARDING, 1994). .....	14
Tabela 3.3 – Faixas de resistência a tração de várias ligas de alumínio trabalhadas (DAVIS, 1993).....	29
Tabela 3.4 – Correspondência entre os parâmetros de rede, estrutura cristalina e o efeito inoculante de alguns compostos analisados para inocular alumínio. ....	37
Tabela 3.5 – Capacidade de segregação de alguns elementos de soluto no alumínio (EASTON <i>et al.</i> , 2001).....	41
Tabela 4.1 – Especificação química da liga AA5052 de acordo com a norma ASTM B221-14 (% em peso).....	58
Tabela 4.2 – Definição dos parâmetros de processo analisados no presente estudo.....	61
Tabela 4.3 – Parâmetros de processo fixados para produção das placas nas condições de teste. ....	62
Tabela 4.4 – Programação das corridas e número de placas produzidas para condição de processo.....	62
Tabela 4.5 – Dimensional para o padrão de corpo de prova de tração de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09.....	68
Tabela 5.1 – Especificação química da liga AA5052 de acordo com a norma ASTM e os resultados de composição química obtidos para as amostras produzidas para cada condição de processo (% em peso).....	72
Tabela 5.2 – Análise comparativa de teor de hidrogênio [ml de H <sub>2</sub> /100g de Al] em relação a cada processo.....	73
Tabela 5.3 – Análise comparativa das principais características microestruturais das placas provenientes de cada condição de processo avaliada.....	75
Tabela 5.4 – Comportamento mecânico em tração em função das mudanças nos parâmetros de processo.....	84

Tabela 5.5 – Coeficiente de resistência ( $k$ ) e coeficiente de encruamento ( $n$ ), obtidos por ajuste da equação de Hollomon aos dados de ensaios de tração. ....	85
Tabela 5.6 – Resultado do ensaio de dureza <i>Brinell</i> . ....	86

## LISTA DE SÍMBOLOS

DC	<i>Direct Chill</i>
Al-5%Ti-1%B	Inoculante contendo 95% de alumínio 5% de titânio e 1% de boro
CBA	Companhia Brasileira de Alumínio
EAA	<i>European Aluminum Association</i>
AAA	<i>American Aluminum Association</i>
DNPM	Departamento Nacional de Produção Mineral
LME	<i>London Metal Exchange</i>
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
FOB	<i>Free on Board</i>
BRIC	Países emergentes - Brasil, Rússia, Índia e China
MME	Ministério de Minas e Energia
ROM	<i>Run of mine</i>
CFF	<i>Ceramic Foam Filter</i> ou Filtro de Espuma Cerâmico
$p_{O_2}$	Pressão parcial de oxigênio
$O_2$	Oxigênio molecular
$v_{iVaz}$	Velocidade inicial de vazamento
$v_{RC}$	Velocidade de vazamento em regime constante
$\delta$	Eficiência de nucleação
$a_r$	Parâmetro de rede cristalina do substrato no inoculante
$a_s$	Parâmetro de rede cristalina do núcleo no sólido
GRF	<i>Growth restricting factor</i> ou fator de restrição de crescimento



$m$	Inclinação da tangente a linha <i>liquidus</i> no diagrama de fases
$C_0$	Concentração de soluto
$k_1$	Coefficiente de partição do soluto
$C_s$	Composição de soluto no sólido
$C_l$	Composição de soluto no líquido
$T_f$	Temperatura de fusão
NCE	Não conformidade externa a fundição
A1	Parâmetro de processo ajustado para velocidade de vazamento em 70mm/mim e adição de 4kg/ton de inoculante
A2	Parâmetro de processo ajustado para velocidade de vazamento em 70mm/mim e adição de 8kg/ton de inoculante
B1	Parâmetro de processo ajustado para velocidade de vazamento em 80mm/mim e adição de 4kg/ton de inoculante
B2	Parâmetro de processo ajustado para velocidade de vazamento em 80mm/mim e adição de 8kg/ton de inoculante
$T_{Vaz}$	Temperatura do metal durante vazamento
$v_{Inoculante}$	Velocidade da adição de inoculante
$\dot{q}_{ia}$	Vazão inicial de água para resfriamento no molde
$T_{Ea}$	Temperatura de água na entrada da mesa de vazamento
$T_{Sa}$	Temperatura de água na saída da mesa de vazamento
$Qt_{FE}$	Quantidade de fluxação de escorificante
$t_{FE}$	Tempo de fluxação do escorificante
MO	Microscopia óptica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva de raio X

IPEN	Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares (IPEN)
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
NBR	Norma Brasileira
ISO	<i>International Organization for Standardization</i> ou Organização Internacional para Padronização
G	Comprimento de Reparo do corpo de prova
W	Largura do corpo de prova
T	Espessura do corpo de prova
R	Raio do fillet do corpo de prova
L	Comprimento total do corpo de prova
A	Comprimento da zona de redução do corpo de prova
B	Comprimento da posição da garra do corpo de prova
C	Largura da posição da garra do corpo de prova
$\sigma_r$	Tensão real
$\varepsilon$	Deformação real
$k$	Fator de sensibilidade da taxa de deformação
$n$	Coefficiente de encruamento
$\Delta L$	Variação entre o comprimento final e inicial do material
$L_0$	Comprimento inicial do material
$\alpha_L$	Coefficiente de dilatação térmica linear
$\Delta T$	Variação entre a temperatura final e inicial do corpo
$HB$	<i>Hardness Brinell</i>
$F$	Carga aplicada
$A_c$	Área da calota esférica impressa no material

<i>p</i>	Profundidade da calota esférica impressa no material
<i>D</i>	Diâmetro externo da calota esférica impressa no material
<i>d</i>	Diâmetro interno da calota esférica impressa no material
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>

## RESUMO

Este estudo teve como objetivo avaliar o efeito da velocidade de vazamento e a adição de inoculante Al5% Ti1% B, para produção de placa de alumínio da liga AA5052, fundida pelo processo *Direct Chill*. O foco deste trabalho foi diminuir o índice de rejeição, atualmente de 5,69%, dos produtos laminados, devido à ocorrência de defeitos superficiais nas chapas laminadas a quente e a frio, denominados de: bolhas ou escamas. Esses defeitos influenciam diretamente os custos de produção e a qualidade dos produtos laminados. A principal causa dessas falhas está associada à porosidade do fundido que está relacionada com o excesso de hidrogênio atômico incorporado no banho metálico e com a contração do metal durante a etapa de solidificação. Foram avaliadas quatro condições de vazamento, onde foram testadas industrialmente, combinando a velocidade de vazamento e quantidade de inoculante. O efeito dessas variáveis sobre a microestrutura do fundido, as propriedades mecânicas da liga e sobre o seu desempenho no processo de conformação mecânico, também foi avaliado. Observou-se que quanto maior a velocidade de vazamento e fração de inoculante, mais refinada ficou a microestrutura e menor a quantidade e o diâmetro dos microporos formados. Com o aumento da velocidade de fundição e a fração de inoculante pôde-se constatar melhora no desempenho do fundido durante a laminação na liga AA5052. As alterações nas condições operacionais trouxeram resultados satisfatórios em escala industrial, com uma redução de 5,30%, diminuindo a rejeição para 0,39% por mês nos produtos laminados.

**Palavras-Chave:** Liga de alumínio AA5052, inoculante Al-5%Ti-1%B, *Direct Chill*, velocidade de vazamento, rejeição.

## ABSTRACT

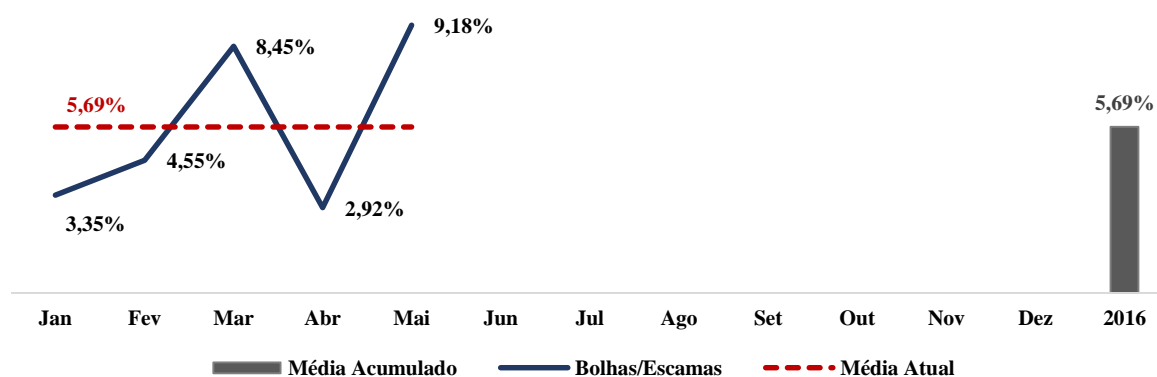
The objective of this study was to evaluate the effect of casting velocity and the addition of Al5% Ti1% B inoculant for the production of aluminum plate of the AA5052 alloy, cast by the Direct Chill process. The focus of this work was to reduce the rejection rate of 5.69% of the rolled products, due to the occurrence of superficial defects in hot and cold holling mill, called bubbles or scales. These defects directly influence the production costs and the quality of the rolled products. The main cause of these failures is associated with the porosity of the melt which is related to the excess of atomic hydrogen incorporated in the metal bath and the shrinkage of the metal during the solidification step. Four leakage conditions were proposed, where they were tested industrially, combining the rate of leakage and quantity of inoculant. The effect of these variables on the melt microstructure, the mechanical properties of the alloy and its performance in the mechanical forming process was also evaluated. It was observed that the higher the casting velocity and inoculant fraction, the more refined the microstructure and the smaller the quantity and the diameter of the micropores formed. With the increase of the casting speed and the inoculant fraction, an improvement in the melt performance during rolling in the AA5052 alloy can be observed. The changes in the operating conditions brought satisfactory results on an industrial scale, with a 5.30% reduction, decreasing rejection to 0.39% per month in rolled products.

**Keywords:** Alloy AA5052, inoculant Al-5% Ti-1% B, Direct Chill, casting speed, rejection.

# 1 INTRODUÇÃO

No período de janeiro a maio de 2016, na Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), estavam ocorrendo defeitos volumétricos, que afloram na superfície de produtos laminados durante as etapas de laminação a quente e a frio. Em especial, a incidência desta ocorrência tem sido frequente no processamento da liga de alumínio AA5052, e foi associada à porosidade da placa solidificada por meio do processo *Direct Chill* (DC).

A produção da liga AA5052 corresponde a 50% do total dos fundidos produzidos via processo DC, na Empresa CBA. Esses defeitos superficiais, até maio de 2016, antes das alterações de processo, registravam em média 5,69% de rejeição, nos produtos laminados dessa liga. Acarretando, assim, prejuízo financeiro e retrabalho interno devido à geração de sucata. A Figura 1.1 apresenta os índices mensais de rejeição de produtos laminados devido a ocorrência de defeitos superficiais. Essa é uma condição inadequada para um processo de qualidade pois, o custo de produção, em decorrência do retrabalho, é elevado, chegando a uma perda de US\$ 341.400/mês, considerando o *LME* à US\$ 2.000/ton. Isso ocorre devido às atuais condições de processo juntamente com a falta de um degaseificador na linha produtiva, equipamento geralmente utilizado para controle da concentração do hidrogênio no metal.



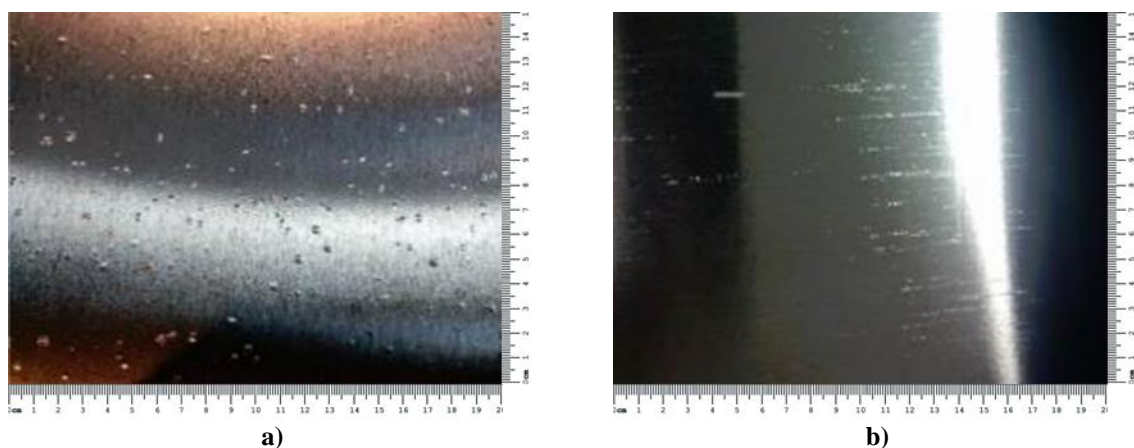
**Figura 1.1** – Gráfico de índice de rejeição de produtos laminados referente à ocorrência de defeitos dos tipos bolhas e escamas nas placas fundidas.

A liga AA5052 tem grande importância na linha de produção da CBA, pois este material possui elevada resistência mecânica e boa soldabilidade. Isso faz com que ele esteja entre as ligas de maior utilização para aplicações diversas, podendo ser usada na indústria automotiva, na indústria aeroespacial, na construção de máquinas, eletrodomésticos e estruturas, assim como em utensílios de cozinha, coberturas para carcaças de equipamentos

eletrônicos, vasos de pressão para aplicações criogênicas e em usos militares, nos quais se deseja boas propriedades balísticas, além de inúmeras outras áreas.

A fundição é uma das etapas de transformação desse metal e, para o seu sucesso, é importante que os aspectos que influenciam no processo de solidificação sejam avaliados e aprimorados. Sabe-se que a microestrutura resultante da mudança dos estados físicos do metal afeta fortemente as propriedades mecânicas do material e, conseqüentemente, o seu desempenho em processos posteriores de conformação mecânica. A garantia e o aumento na qualidade do produto fundido são fundamentais, havendo a necessidade de aplicação de métodos de controle eficientes para as variáveis de processo.

Neste contexto, o presente trabalho tem por finalidade avaliar os efeitos de dois parâmetros de processo da fundição, a fim de garantir uma placa fundida de qualidade que propicie menores índices de rejeição nos processos de laminação a quente e a frio subsequentes. Nesse trabalho, foi verificado o efeito da velocidade de vazamento e da adição de inoculante nas características microestruturais e nas propriedades mecânicas de placas fundidas da liga de alumínio AA5052. Foram avaliados os aspectos microestruturais, como refino de grão e a formação e distribuição de microporosidade, assim como as propriedades mecânicas medidas em tração, buscando, desse modo, os melhores parâmetros de processo que diminuam a densidade de microporosidade e evitem rejeições durante a laminação das placas pela ocorrência dos defeitos superficiais dos tipos bolhas e escamas, conforme apresentado nas Figuras 1.2-a e 1.2-b.



**Figura 1.2** – Defeitos do tipo: a) Bolhas, em material conformado no laminador a quente, com espessura final de 9,52mm; b) Escamas, em material conformado no laminador a frio, com espessura final de 3,20mm.

Segundo a literatura, um dos principais fatores que causa defeitos em produtos fundidos de liga de alumínio é a presença de microporos na placa. Em geral, a influência dos poros nas

propriedades mecânicas está relacionada ao seu tamanho e forma. A porosidade resulta de uma combinação de dois fatores: contração da liga durante a solidificação e o resfriamento; e o acúmulo de átomos dissolvidos formando bolhas de gases. Em especial, para as ligas de alumínio, o hidrogênio é o principal elemento formador de gás e causador de porosidade, que também tem um efeito deletério em processos de usinagem e laminação, afetando as propriedades superficiais do produto.

No processo DC, ou vazamento vertical, durante a solidificação, o hidrogênio atômico, rejeitado pelo sólido, no qual possui baixa solubilidade, enriquece continuamente a fase líquida à sua volta. Quando o líquido atinge teores de hidrogênio críticos em solução, bolhas de hidrogênio molecular começam a se formar. Esse elemento é o único gás com uma solubilidade significativa nos banhos de ligas de alumínio. Além desses efeitos, há outros que influenciam a formação da microestrutura, que são: o tipo de liga, a velocidade de solidificação e o gradiente térmico. Todas essas variáveis afetam a quantidade, o tamanho e a morfologia dos poros formados. Isso ocorre, já que a porosidade se forma devido à incapacidade do metal líquido preencher as regiões onde os poros estão se formando.

A velocidade de vazamento para o processo DC é um parâmetro operacional importante, pois ele influencia dois fatores para formação da microestrutura, que são: a velocidade de solidificação do fundido e o seu gradiente térmico. Ressalta-se que estudos sobre a solidificação transitória de ligas relacionados aos efeitos de parâmetros operacionais sobre as características microestruturais, modelagem de solidificação, segregação de soluto e a formação de porosidade são relativamente escassos na literatura.

O refinamento de grão consiste na obtenção de grãos finos e equiaxiais, por meio da adição controlada de inoculantes no metal líquido, antes da solidificação, proporcionando o mecanismo conhecido como nucleação heterogênea. O refino de grão, assim, melhora a homogeneidade microestrutural e as propriedades mecânicas, reduzindo a porosidade, a ocorrência de fraturas a quente, além de melhorar a usinabilidade das peças, sendo uma prática antiga e comum na indústria do alumínio. O método comumente utilizado é adição de uma liga refinadora à base de: Al, Ti e B. As ligas contendo esses elementos apresentam dois tipos de partículas: o diboreto de titânio ( $TiB_2$ ) e o alumineto de titânio ( $TiAl_3$ ).

Neste estudo, foram então avaliados os efeitos desses parâmetros na microestrutura, nas propriedades mecânicas e no desempenho em laminação de placas da liga AA5052 solidificadas pelo processo *Direct Chill* (DC), a fim de garantir um produto de maior qualidade e a diminuição dos índices de rejeição nos processos de laminação.



## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo geral**

Avaliar o efeito da velocidade de vazamento e da fração de inoculante na formação da microestrutura, nas propriedades mecânicas e no desempenho em laminação de placas fundidas da liga de alumínio AA5052, solidificadas pelo processo *Direct Chill*.

### **2.2 Objetivos específicos**

- Investigar a influência da velocidade de vazamento, juntamente com a fração de inoculante na formação da microestrutura e de microporos na placa fundida pelo processo *Direct Chill*; avaliando a profundidade da camada da *shell zone*, tamanho e quantidade média dos microporos e tamanho médio na formação dos grãos;
- Propor uma condição de processo que satisfaça todas as exigências de qualidade e produtividade, reduzindo o nível de rejeição dos produtos laminados da liga AA5052;
- Avaliar a influência da velocidade de vazamento e da fração de inoculante, nas propriedades mecânicas da placa fundida e nas características da superfície acabada do material laminado, para cada condição de processo estudada.

### **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 O cenário macroeconômico do alumínio no Brasil e no mundo**

O alumínio tem uma grande importância econômica no contexto mundial, devido à sua grande abundância na crosta terrestre, à sua facilidade de reciclagem e também por apresentar versatilidade na produção de produtos com necessidade de desempenho e propriedade das mais diversas. Por isso, torna-se um elemento utilizado em vários segmentos industriais.

De acordo com o Departamento Nacional de Produção Mineral (DNPM, 2016), as reservas mundiais de bauxita, em 2014, somaram 28,1 bilhões de toneladas. O Brasil deteve o 3º lugar com 2,6 bilhões de toneladas, sendo que o grande volume correspondente à reserva se concentra na região Amazônica. No mesmo ano, a produção nacional de bauxita atingiu 35,4 milhões de toneladas, contra os 33,8 milhões de toneladas do ano anterior.

De acordo com a maior bolsa de Londres, responsável pelo mercado de opções e contratos futuros para o alumínio e metais de base – a *London Metal Exchange (LME)* – a estagnação do preço, o custo crescente e a inflação alta levaram a uma nova crise, com lucros decrescentes e/ou agravamento dos prejuízos. A desvalorização cambial não foi suficiente para reverter a situação, de acordo com o estudo realizado em 2015 pela Associação Brasileira do Alumínio (ABAL, 2015).

Ainda em 2014, a produção de metal primário no Brasil foi de 962 mil toneladas, contra 1.304 mil toneladas do ano anterior, representando uma redução expressiva de 26,2%. Enquanto isso, o metal reciclado teve um crescimento de 5,88% entre 2013 e 2014, chegando a 540 mil toneladas em 2014 (ABAL, 2015).

No mesmo ano, a importação brasileira de alumínio primário e semiacabados alcançou US\$ 1,97 bilhões, representando um crescimento expressivo de 50,4% em relação ao ano anterior. As compras de bens semimanufaturados em 2014 atingiram US\$ 968,5 milhões, destacando-se o alumínio, liga na forma fundida, com compras no valor de US\$ 548,5 milhões. Os bens manufaturados tiveram US\$ 717,8 milhões em aquisições, sendo que US\$ 184 milhões de produtos foram chapas e bobinas de liga de alumínio, apresentando um crescimento de 28,7% de 2013 para 2014. O setor de fabricação de composto químico foi responsável pela

compra de US\$ 48,6 milhões em 2014, apresentando, assim, queda de 14,2% ante 2013 (DNPM, 2016).

As exportações totais de alumina alcançaram US\$ 2,3 bilhões para condição *Free On Board (FOB)* em 2014, caracterizou um crescimento de 29,2% em relação ao ano de 2013. Para essa modalidade em volume, houve um acréscimo de 1,1 milhões de toneladas. As exportações de bauxita, entre os anos de 2013 e 2014, permaneceram no mesmo nível, com pequeno decréscimo, de 8,4 milhões de toneladas em 2013, contra 8,3 milhões de toneladas em 2014 (DNMP, 2016).

A exportação do metal primário caiu de 530 mil para 456,9 mil toneladas, com aumento das vendas ao mercado interno, reflexo do fechamento de fábricas no Brasil. O produto mais vendido foi alumina calcinada, com US\$ 2,3 bilhões *FOB*, seguido do alumínio puro na forma bruta fundida, chamados lingotes, com US\$ 637 milhões na modalidade *FOB*, com redução de 19,3% em relação a 2013 (DNMP, 2016).

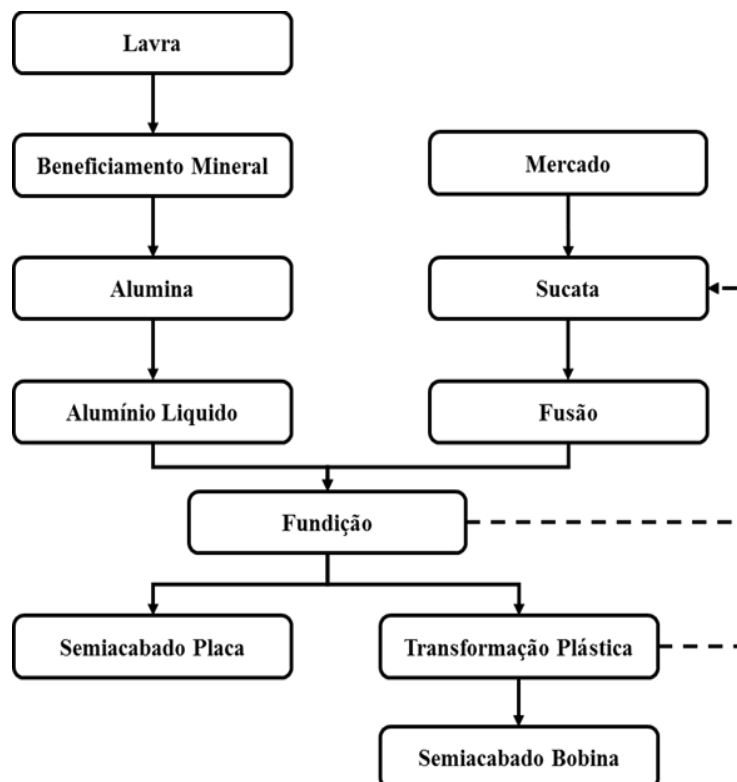
Os bens primários exportados foram de US\$ 277 milhões *FOB*, sobressaindo-se a bauxita não calcinada com US\$ 227,6 milhões. Os produtos manufaturados atingiram US\$ 464 milhões, ambos na condição de venda *FOB*. A venda externa dos compostos químicos proporcionou receita de US\$ 77 milhões *FOB* em 2014, representando um crescimento de 44,95% ante 2013 (ABAL, 2015).

O Brasil apresenta, logo, grande potencial para expansão dos segmentos produtores de bauxita e de alumina. No caso do metal, a oportunidade estratégica de expandir a verticalização da indústria do alumínio decorreria de uma eventual recomposição do contexto de energia abundante e a custos adequados. Os segmentos de consumo de alumínio no País que possuem maior importância econômica são os de embalagem, com cerca de 30% do total produzido, representando mais de 274 mil toneladas por ano; e o de transportes, que participam com 26% do consumo nacional do metal, ou seja, mais de 238 mil toneladas por ano; ambos os segmentos têm o consumo intenso de produtos laminados (ABAL 2015). O Brasil, como os outros países que integram o denominado grupo do *BRIC* (Brasil, Rússia, Índia e China), possui economia com renda *per capita* relativamente baixa, isto é, uma relação entre o consumo específico e a renda *per capita* baixa, em comparação aos demais países analisados (Estados Unidos e União Europeia). Portanto, o *BRIC* apresenta grande potencial de expansão de demanda de alumínio, caso haja o aumento de suas respectivas rendas *per capita*, de acordo com estudos apontados pelo Ministério de Minas e Energia (MME) (ABAL 2015).

### 3.2 O processo de transformação do alumínio

A transformação da bauxita, até os bens transformáveis, é composta em cinco macro etapas, sendo as três primeiras operações voltadas para processamentos físico-químicos, relacionadas à metalurgia extrativa. As duas últimas voltadas para o processamento mecânico e estão relacionadas à metalurgia física, podendo ser resumidas, conforme Figura 3.1.

Existe uma outra etapa de transformação, no sentido inverso, que é a reciclagem, fechando, desse modo, a cadeia produtiva do alumínio (SCHLESINGER, 2007).



**Figura 3.1** – Representação esquemática do processo de transformação da bauxita e adição de sucata até a obtenção do semiacabado fundido e semiacabados conformados mecanicamente.

O processo inicial de extração começa pela retirada do *run of mine (ROM)* do solo por retroescavadeiras, sendo transportada por caminhões até a área de beneficiamento, local onde é britada, lavada e transportada por esteiras até o estoque, conforme apresentado nas Figuras 3.2-a. e 3.2-b. A bauxita é o minério utilizado para obtenção do alumínio nas indústrias de transformação de base, estando disponível normalmente na forma de óxidos, não sendo possível encontrá-lo na forma metálica na natureza.

A Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) está instalada na cidade de Alumínio no estado de São Paulo, onde recebe a bauxita por meio de via ferroviária, coletada das diversas

unidades de mineração, que são: Itamarati de Minas, Mirai e Poços de Caldas, todas localizadas no estado de Minas Gerais.



**Figura 3.2** – Processo de beneficiamento da mina em Itamarati de Minas de propriedade da CBA sendo: a) Torre de beneficiamento; b) Área de estocagem de bauxita.

Para a realização do processo de transformação da bauxita em alumina calcinada, ou óxido de alumínio, na etapa de refinaria, é necessário passar por fases de produção, que podem ser especificadas em moagem, digestão, filtração/evaporação, precipitação e calcinação.

A técnica utilizada para esse tipo de transformação é denominada processo Bayer, baseado na solubilidade a quente do hidrato de alumínio ( $\text{Al}(\text{OH})_3$ ) na soda cáustica ( $\text{NaOH}$ ), e é direcionado a autoclaves que operam sob pressão, em que a solução de carbonato de sódio ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ) trabalha entre 80 a 100g/l e a temperatura entre  $100^\circ\text{C}$  a  $150^\circ\text{C}$ . Após a reação com a soda, é obtido o aluminato de sódio,  $\text{NaAlO}_2$ , que passa por filtragem e decantação para eliminar impurezas, como sílica e óxidos, de outros metais, como ferro. Após essas etapas, a soda é recuperada, e a alumina é precipitada por resfriamento da solução. Esta passa por secagem e calcinação à temperatura de aproximadamente  $960^\circ\text{C}$  e obtém um pó branco e fino (MDIC, 2012).

A fim de realizar a transformação da alumina calcinada em alumínio metálico, ou também conhecido como alumínio primário, a etapa da redução acontece pelo processo conhecido por Hall-Héroult, que emprega a técnica da eletrólise para separar o alumínio dos outros elementos químicos presentes na alumina.

A alumina é dissolvida em um banho de criolita fundida ( $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ) e fluoreto de alumínio ( $\text{AlF}_3$ ) em baixa tensão elétrica, decompondo-se em oxigênio. Este se combina com o ânodo de carbono, desprendendo-se na forma de dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e em alumínio líquido, que se precipita no fundo da cuba eletrolítica.

Nessa etapa é muito alto o consumo de energia elétrica, pois é necessária uma corrente elétrica frequentemente acima de 120.000 amperes para que ocorra a eletrólise. Também se faz uso de energia térmica nesta etapa, mas em quantidade relativamente pequena, se comparada à etapa anterior de refino.

Na Figura 3.3-a é mostrado um galpão com células eletrolíticas alinhadas lado a lado; na Figura 3.3-b é apresentada a etapa de retirada do metal líquido.



**Figura 3.3** – a) Cubas eletrolíticas sequenciais de uma das salas fornos da CBA; b) Retirada do metal líquido da cuba por sucção e envio posterior para a etapa de fundição.

Para cada mil toneladas de alumínio primário, conforme apresentado na Tabela 3.1, é mostrada uma estimativa da utilização de insumos para essa etapa. O alumínio primário obtido pelo processo de redução, proveniente das salas fornos, atinge teores de 99,7% de pureza, sendo o restante influenciado pela relação de Fe, Si e Ti na forma de impurezas aceitáveis, para alguns produtos.

**Tabela 3.1** – Insumos por mil toneladas de alumínio primário (MDIC, 2012).

Material	Consumo	Unidade
Alumina	1,9234	Mil toneladas
Energia elétrica	15,6133	Gigawatt/hora
Óleo combustível	0,0200	Mil toneladas
Coque	0,3584	Mil toneladas
Piche	0,1122	Mil toneladas
Fluoreto	0,0221	Mil toneladas
Criolita	0,0053	Mil toneladas

Outros elementos como V, C, Na, Ca e Li podem seguir para o processo de fundição e contaminar o fundido na forma de partículas não metálicas, como exemplo o composto  $Al_4C_3$ .

No processo de fundição subsequente, além dos elementos Fe, Si e Ti, importantes para produção das ligas de alumínio, há adição de outros elementos, como manganês, magnésio, zinco, cobre e outros, para composição das diversas ligas de alumínio (CALLISTER, 2008).

### 3.3 Classificação das ligas de alumínio

A aplicação das ligas de alumínio são das mais diversas; para uma normalização dos produtos, eles foram padronizados, nos Estados Unidos e na Europa, de acordo com o sistema internacional de designação emitido pela *Aluminum Association*, a nomenclatura AA (SMITH, HASHEMI, 2005). Nessa classificação, as ligas são agrupadas, conforme apresentado na Tabela 3.2.

**Tabela 3.2** – Sistema de identificação e classificação das ligas de alumínio segundo a *European Aluminium Association (EAA)* (CAMPBELL e HARDING, 1994).

Al + Elemento de Liga	Trabalhadas
Al Puro $\geq$ 99%	1XXX
Al + Cu	2XXX
Al + Mn	3XXX
Al + Si	4XXX
Al + Mg	5XXX
Al + Mg + Si	6XXX
Al + Zn	7XXX
Al + Outros	8XXX
<b>X1:</b> Elemento Majoritário; <b>X2:</b> 0 se é liga normal, 1, 2 e 3 indica uma variante da liga normal (como teor mínimo e máximo de um determinado elemento); <b>X3 e X4:</b> São para diferenciar as várias ligas dentro do grupo.	

O sistema de identificação distingue as ligas de fundição das ligas de trabalho mecânico, e as famílias são separadas da mesma forma. A seguir, será especificado brevemente com base nos principais elementos de adição para as ligas de trabalho mecânico, sendo:

- **Série 1XXX** – Ligas com mínimo 99% de alumínio, são frequentemente utilizadas em condutores elétricos, utensílios domésticos, defletores de calor e aplicações que exigem alta capacidade de conformação sem requisitos de alta resistência mecânica, sendo os principais solutos o Fe e Si.

- **Série 2XXX** – O elemento principal é o Cu e eventualmente o Mg, com larga utilização na indústria aeronáutica. São ligas tratáveis termicamente por meio de solubilização e envelhecimento, adquirindo alta resistência mecânica (METALS HANDBOOK, 2002).
- **Série 3XXX** – São ligas de Al-Mn, possui uma resistência mecânica mediana, boa ductilidade (POLMER, 1989), elevada resistência à corrosão (DAVIS, 1999) e boa soldabilidade. O aumento da resistência também pode ser adquirido com adição de magnésio. São utilizados no segmento de construção civil, como em calhas, telhas e revestimento, na indústria de ônibus e baús e na fabricação de latas de alumínio (MONDOLFO, 1976).
- **Série 4XXX** – As ligas de Al-Si têm propriedades mecânicas semelhantes às das ligas da série 3XXX. A maior parte dos produtos constituídos dessa série não são tratáveis termicamente. O silício, quando adicionado na liga, tende a abaixar o ponto de fusão sem provocar fragilidade excessiva na liga. As ligas dessa série possuem boa ductilidade (FERRARI, 2008; JORSTAD, 1996) e são aplicadas em fios, arames, construção civil e utensílios domésticos, como na panela de pressão.
- **Série 5XXX** – O principal elemento de liga é o Mg, que causa aumento significativo das propriedades mecânicas do alumínio. Ligas da série 5XXX podem atingir até 400MPa de limite de resistência à tração e são utilizadas na indústria de transportes, produção de barcos e outras, onde a resistência mecânica é requisito da aplicação. Ligas com magnésio apresentam também excelente resistência à corrosão em atmosfera marítima e ótimas propriedades de soldagem (RODRIGUES, 2007, DAVIS, 1999).
- **Série 6XXX** – Essas ligas apresentam dois principais elementos, o magnésio e o silício, em sua composição. As adições desses dois elementos de liga tornam o material com boa ductilidade, boas características de usinagem e resistência à corrosão. Trata-se de material largamente utilizado quando o processamento envolvido é a extrusão, sendo ligas tratáveis termicamente e endurecíveis por precipitação. São normalmente aplicados em estruturas soldadas, objetos decorativos e quadros de bicicletas (METALS HANDBOOK, 2002).
- **Série 7XXX** – As ligas dessa série possuem, como elemento de adição principal, o Zn, sendo adicionado como elemento secundário o Mg e, posteriormente, o Cu e Cr em menores quantidades (OSÓRIO, 2000), resultando, assim, em materiais com altíssima resistência mecânica e tenacidade. Algumas ligas desta série atingem limites de resistência à tração acima de 500MPa. São ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação e são aplicadas na fabricação de componentes para a indústria aeronáutica civil e militar.



- **Série 8XXX** – São ligas com adição de vários elementos, porém não se enquadram nas séries anteriores. Essa série tem elementos secundários como o Li, que pode estar acompanhado dos elementos Cu e/ou Mg, muito utilizados tanto na indústria aeronáutica civil e militar quanto na aeroespacial, devido à baixa densidade aliada ao elevado módulo de elasticidade e resistência mecânica. Outro elemento secundário é o Sn, podendo ser aplicado na fabricação de mancais e buchas que apresentam grande resistência à fadiga e boa resistência à corrosão (DAVIS, 1999). Além desses elementos, o Fe, Si, Mn entre outros, que não se encaixam nas séries anteriores, podendo ser classificados nessa série, a exemplo da liga AA 8011, utilizada para produção de folhas finas e extrafinas, aplicadas por exemplo em embalagens alimentícias (METALS HANDBOOK, 2002).

### **3.4 Processo de fusão do alumínio e suas ligas**

A fabricação de parte dos produtos de alumínio acabados requer a fusão do metal alumínio e suas ligas. Durante o processo de fusão, o alumínio reage com a atmosfera do forno e se oxida, formando uma camada superficial rica em óxido de alumínio, chamada escória, podendo ocorrer redução no rendimento metálico durante a etapa de mudança de fase entre 1 até 7%.

A quantidade da perda de fusão oxidativa do alumínio depende de alguns fatores no forno, tais como:

- Estanqueidade ou perda térmica;
- Temperatura do forno e banho metálico;
- Atmosfera do forno;
- Agitação ou homogeneização do banho;
- Área de superfície específica;
- Composição da liga;
- Contaminação da sucata.

Para ocorrer a transformação do alumínio, em ligas fundidas, conforme apresentado, na Figura 3.1, o fluxo de transformação do metal, ocorre por meio de duas vias de produção, de acordo com a rotina operacional interna na CBA descrita abaixo:

- i)** A produção da liga se dá via processo de fusão de sucatas, oriundas de compras externas ou provenientes das etapas de fundição e laminação, que podem ser obtidas da seguinte maneira:
- Durante acertos de parâmetros operacionais;
  - Aparagem das bordas nas bobinas laminadas;
  - Cortes das extremidades das placas e chapas laminadas a quente e a frio;
  - Fresagem de placas;
  - Sucateamento de fundidos ou laminados, fora das especificações dimensionais;
  - Defeitos superficiais;
  - Blocos gerados por falha de composição química.
- ii)** O alumínio primário, oriundo do processo de transformação da alumina em alumínio líquido, é transportado via panelas para a fundição e transferido diretamente ao forno de vazamento.

Ambas as vias de processo criadas para produção da liga podem acarretar um não atendimento às especificações de composição química, porém, quando isso ocorre, a matéria-prima é segregada e acondicionada, de forma que a sua utilização seja realizada de maneira particionada, para não haver novas contaminações em cargas futuras.

As sucatas provenientes dos processos internos ou externos são acondicionadas em berços apropriados. Isso impede a contaminação física entre sucatas.

No processo de fusão, o forno, com a capacidade máxima de instalação de 40 toneladas, é alimentado com panelas carregando sucata, por meio de uma ponte rolante. O tempo e a temperatura, nos fornos de fusão, são controlados para garantir a mudança de fase adequada do metal sólido em líquido através da combustão, oriunda da reação entre combustível e comburente proveniente da relação ar/gás (PETERSON, REVET; 2000).

Com um controle da atmosfera do forno, pode-se retardar o crescimento de filmes de óxido de escória, por meio da diminuição de taxas de difusão de oxigênio. Uma vez que o óxido de alumínio se forma, por meio do deslocamento de átomos de Al, o filme de óxido cresce na superfície, à medida que o Al atômico é atacado por uma variedade de agentes oxidantes na atmosfera do forno. Filmes de óxido sem defeito, bem ordenados, podem formar uma barreira significativa à oxidação (SUBODH, 2006).

De acordo com TAYLOR (2007), a oxidação de uma superfície de alumínio líquido, durante fusão, para  $\text{Al}_2\text{O}_3$  à temperatura de  $750^\circ\text{C}$ , ocorrerá se a pressão parcial de oxigênio ( $p_{\text{O}_2}$ ) for afetada pela variação de temperatura do forno durante o processo de fusão, ou seja, o excesso de temperatura para a mudança de fase poderá acarretar em um enriquecimento de  $\text{O}_2$  livre na atmosfera do forno, aumentando, por isso, a formação de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Elementos substitucionais ou intersticiais em baixa concentração na massa fundida, tanto como elemento de liga ou na forma de impureza, também podem afetar drasticamente a composição da camada de óxido e a sua cinética de crescimento. O crescimento do óxido pode ser limitado pela diminuição da exposição da superfície de fusão à atmosfera do forno (SUBODH, 2006).

SUBODH (2006) verificou que a escória para ligas contendo Mg, apresentaram primeiramente a formação de nitrito de alumínio ( $\text{Al}(\text{NO}_2)_3$ ) amorfo, seguido de óxido de magnésio ( $\text{MgO}$ ) amorfo e óxido de magnésio cristalino.

Na avaliação da superfície da liga de alumínio fundida, o óxido de magnésio é a primeira fase cristalina a se formar durante a oxidação de uma superfície de liga de alumínio.

Com base na avaliação da escória e nos testes de fusão, o principal fator contribuinte para as escórias de liga de alumínio encontra-se nas ligas contendo o elemento Mg. Após a transformação do metal sólido em líquido, o banho metálico da liga é transferido imediatamente para o forno de vazamento, por meio da calha de transferência.

No forno de vazamento, apresentado na Figura 3.4, são realizados os seguintes passos para preparação da liga AA5052, conforme procedimento interno CBA:

- a.** Alimentação do forno via salas fornos, com alumínio líquido ou forno de fusão, com sucata;
- b.** Adição do magnésio como elemento de liga principal para a liga AA5052;
- c.** Homogeneização primária no forno de vazamento;
- d.** Fluxação do escorificante para retirada de Na, Ca e Li, provenientes do processo de redução, das salas fornos ou presentes nas sucatas;
- e.** Homogeneização secundária no forno de vazamento;
- f.** Limpeza do forno, para retirada da escória sobrenadante no banho metálico;
- g.** Retirada de amostra no forno de preparação para análise da composição química no laboratório interno da CBA e posterior liberação do processo de vazamento.



a)



b)



c)



d)



e)



f)

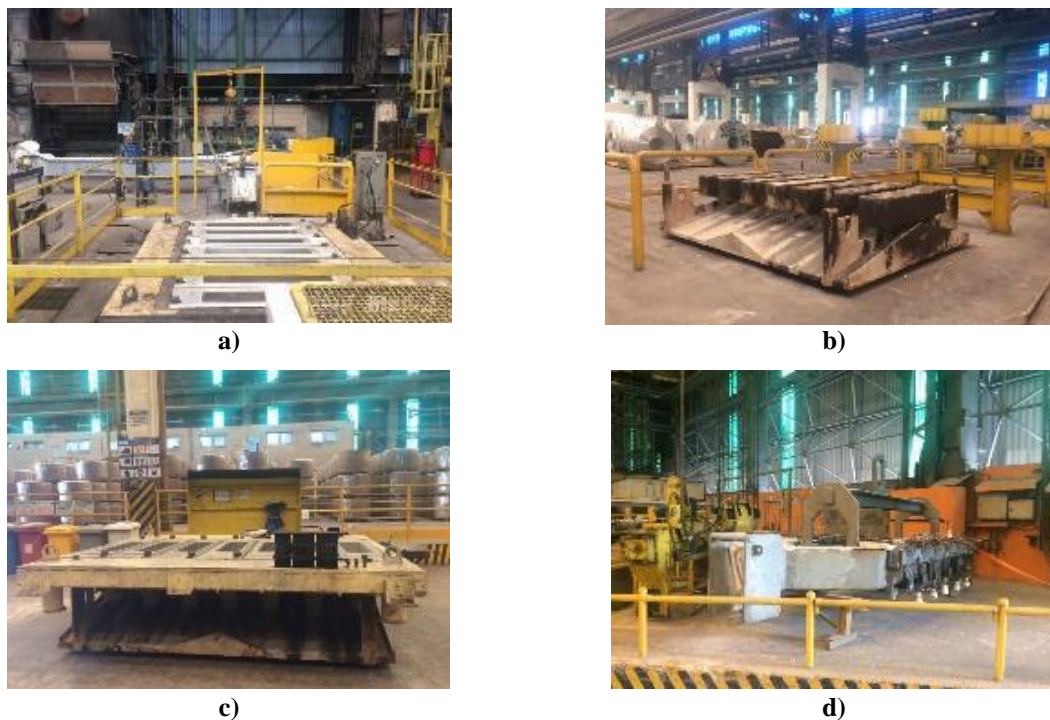
**Figura 3.4** – Forno de vazamento e a seqüência de preparação para o vazamento no processo DC: a) Alimentação do forno via salas fornos ou transferência via fusão; b) Adição de elementos de liga e fluxação de escorificante; c) Homogeneização do banho; d) Limpeza do forno via remoção da escória; e) Retirada de amostra; f) Preparação da calha, bacia, mesa e molde.

### 3.5 Processo de fundição semicontínuo *Direct Chill* (DC)

O processo de fundição *Direct Chill* de alumínio surgiu entre os anos de 1936 e 1938, quase simultaneamente na Alemanha (W. ROTH, VAW) e nos EUA (W.T. ENNOR, ALCOA) (WAGSTAFF, 2014; NADELLA *et al.*, 2008). Essa tecnologia baseou-se nos métodos existentes de fundição para o cobre e o alumínio, discutidas em trabalhos com ligas sugeridas por B. ZUNKEL (1935) e S. JUNGHANS (1933) (NADELLA *et al.*, 2008).

O rápido desenvolvimento e a utilização industrial deste método de fundição foram alavancados pelos requisitos da indústria aeronáutica, que permitia a utilização de fundidos cilíndricos (tarugos), ou prismáticos (placas) de grande porte. Essa demanda foi impulsionada pelo aumento do transporte aéreo de passageiros e, mais tarde, por necessidades militares durante a Segunda Guerra Mundial. No final da guerra, quase todo o alumínio trabalhado foi produzido por DC, nas fundições dos Estados Unidos, ex-União Soviética (hoje Rússia) e na Alemanha, países ainda fortes nesse setor (LIVANOV, GRANGER, 1989; GABIDULLIN, SHEPILOV, 1977; LEWIS, SAVAGE, 1956; DOBATKIN, 1948).

O processo de fundição DC, na empresa CBA, produz placas e tarugos, sendo apresentado na Figura 3.5 os itens necessários para produção da liga AA5052 na condição de placas.



**Figura 3.5** – a) Mesa de molde vazado; b) Mesa de sapata; c) Mesas acopladas; d) Bacia de distribuição no poço para vazamento da liga AA5052.



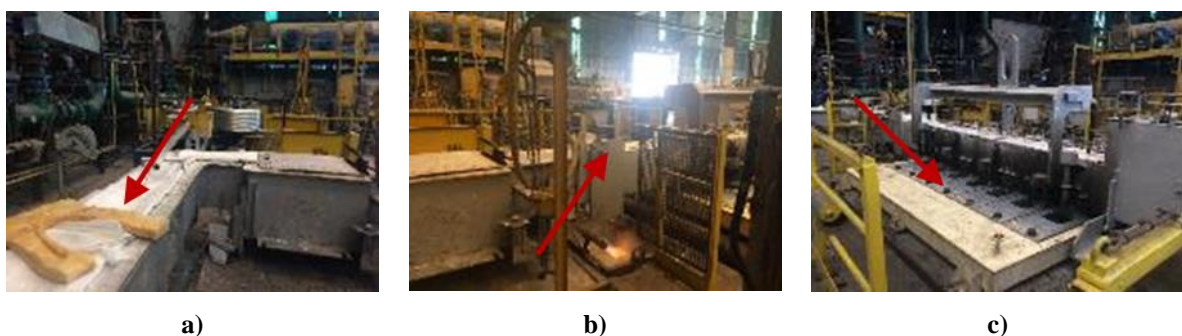
Antes de iniciar o vazamento propriamente dito, a operação deve seguir procedimentos internos da CBA, para garantir a segurança e integridade dos seus colaboradores e assegurar a qualidade dos fundidos. Para isso, é necessário realizar o pré-aquecimento em todos os pontos em que o metal líquido terá contato, como:

- Calhas refratárias;
- Filtros de espuma cerâmicos ou *Ceramic Foam Filter (CFF)*;
- Peças operacionais para escumar óxidos sobrenadantes e retirada de amostra.

Esse procedimento é importante para evitar reações entre metal e a umidade proveniente do ambiente e contaminação de óxidos metálicos, por meio de ferramental. Outro ponto de atenção é a necessidade de redução da diferença de temperatura entre peças refratárias e metal líquido, evitando maior perda de temperatura do metal e paradas, devido à solidificação nas regiões de transferência (calhas refratárias), evitando assim paradas indesejadas e danos aos materiais utilizados (TAYLOR, 2007; SUBODH, 2006).

Também é realizada a aplicação de um desmoldante nas paredes internas das calhas refratárias, para facilitar a remoção posterior do metal solidificado, o que impede danos aos revestimentos. São conferidos todos os moldes da mesa com relação aos pontos de refrigeração, pressão d'água e de óleo, que são inseridos durante a etapa de solidificação. É checada a temperatura e vazão de entrada d'água, além de averiguar-se o funcionamento do injetor de inoculante e a temperatura de forno.

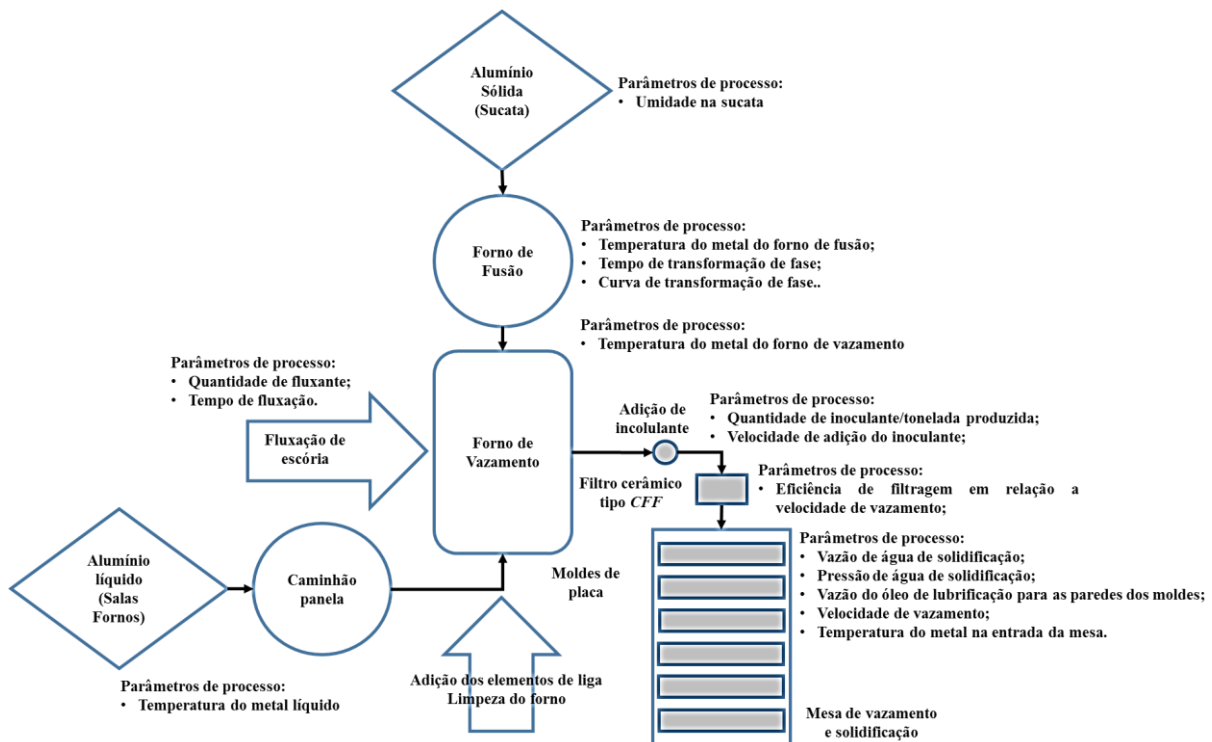
Na Figura 3.6 é mostrado a área de vazamento com todos os equipamentos checados e preparados para o *startup* operacional, sendo eles a calha refratária, o filtro cerâmico e a mesa de molde.



**Figura 3.6** – a) calha refratária de saída do forno; b) filtro cerâmico e calhas; c) bacia e mesa de moldes.

Na Figura 3.7 é apresentado o fluxograma de processo da fundição, por meio do qual se pode verificar o passo a passo das etapas e os parâmetros de processo para o vazamento de placas da liga AA5052, entre outras.

O processo de fundição semicontínuo DC, dar-se-á com o início da inclinação do forno de vazamento. Nele o metal líquido é vertido em um molde refrigerado com água, conforme Figura 3.6-c, com uma velocidade inicial ( $v_{vaz}$ ) de 50mm/min.



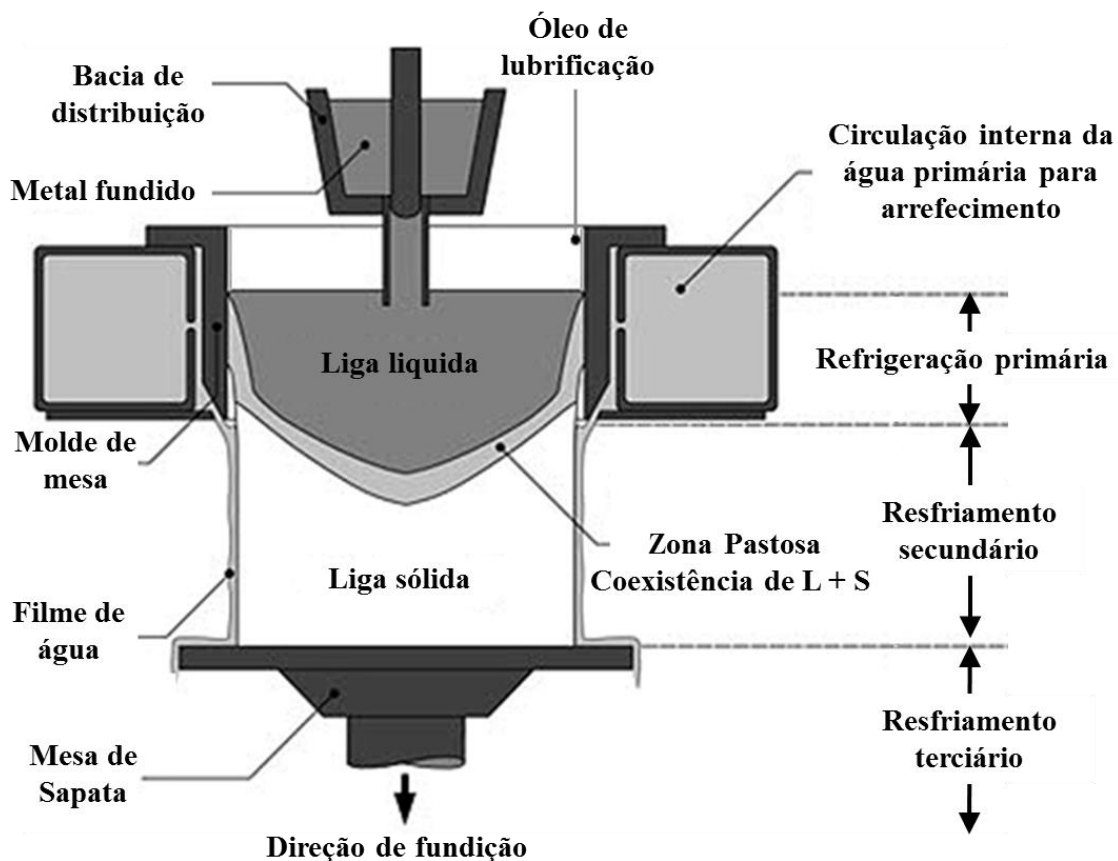
**Figura 3.7** – Fluxograma esquemático do processo de fundição para liga AA5052.

Uma vez que o metal líquido solidificou-se na sapata e a camada sólida encontra-se formada nas extremidades da parede do molde, é iniciado o deslocamento da mesa de sapata, onde a mesma é abaixada via sistema hidráulico. A velocidade de vazamento é aumentada gradativamente até um comprimento aproximado de 250mm, após esse instante inicial de deslocamento vertical, a mesa de sapata atinge a velocidade de regime constante ( $v_{RC}$ ) que corresponde a 70mm/min, garantindo assim um movimento estável sem turbulência no metal, até o final de curso (ESKIN *et al.* 2008; NADELLA *et al.*; 2008).

Durante a fase de solidificação, o nível de metal líquido no molde mantém-se constante até uma determinada altura. Nesse momento, ocorre um invólucro sólido que se forma na região de contato metal/molde, devido ao fluxo de calor decorrente da refrigeração realizada por meio da água primária que se encontra em circulação dentro do molde da mesa e sem contato direto com o fundido (ESKIN *et al.* 2008; NADELLA *et al.*, 2008; WAGSTAFF, 2014).

Nesse momento, o núcleo interno na placa ainda se encontra semissólido e líquido; um arrefecimento adicional nas paredes externas da placa ocorre durante seu deslocamento, por meio da água secundária injetada na saída do molde, fazendo contato direto com o fundido, como se vê no diagrama esquemático de um processo DC apresentado na Figura 3.8.

A superfície dos fundidos provenientes do processo DC são caracterizados por um padrão macroestrutural cíclico (WAGSTAFF, 2014; ESKIN *et al.*, 2008), podendo haver alterações na microestrutura do fundido, caso a velocidade de descolamento da mesa de sapata sofra variações muito grandes, podendo aumentar a camada externa, afetando, assim, a qualidade superficial do laminado e elevando o nível de rejeição, com a criação de trincas nas bordas durante laminação, por exemplo.



**Figura 3.8** – Diagrama esquemático para o processo semicontínuo DC (NADELLA *et al.*, 2008).

Dessa forma, faz-se necessário o controle de variáveis operacionais, que influenciam diretamente a qualidade do fundido obtido pelo processo de fundição DC, sendo as principais:

- i. Velocidade de vazamento do fundido;
- ii. Taxa de fluxo de água ou arrefecimento;



### iii. Temperatura do metal líquido.

A variável velocidade de vazamento do fundido encontra-se geralmente entre 3 e 200mm/min, a taxa de fluxo de água pode variar de 150 a 300L/min para moldes retangulares e temperatura de vazamento do metal líquido entre 690 e 720°C para as ligas comerciais de alumínio. Esses parâmetros determinam as condições térmicas de vazamento e distribuição de temperatura em diferentes seções da placa. Dessa forma, para esse projeto foram estipuladas as seguintes velocidades de vazamento: 70mm/min e 80mm/min, pois, de acordo com a liga a ser vazada, há limitações de controle operacional no equipamento, para velocidades menores ou maiores.

Trabalhos sobre a variação microestrutural ao longo da placa, em processos industriais envolvendo ligas comerciais dessa natureza, são escassos, o que indica necessidade de levantamento de correlações do tipo microestrutura e parâmetros térmicos de processo. Recentemente, BRITO *et al.* (2015) realizaram experimentos de solidificação direcional em regime transiente com a liga binária Al-3%Mg e para a liga ternária Al-3%Mg-1%Si, nos quais não foi observado nenhuma evidência de macrosegregação de Mg, apesar da ocorrência de rejeição de Mg à frente da interface S/L, que promove um enriquecimento local de soluto, tornando o líquido à frente dessa interface menos denso (BENNON, INCROPERA, 1987).

As ligas Al-3%Mg e Al-3%Mg-1%Si, solidificadas no sentido vertical descendente em regime transiente de extração de calor, apresentaram apenas a formação de grãos colunares ao longo de todo o lingote. A partir das observações realizadas durante a etapa de execução dos experimentos, em relação:

#### i) Velocidade de vazamento do fundido

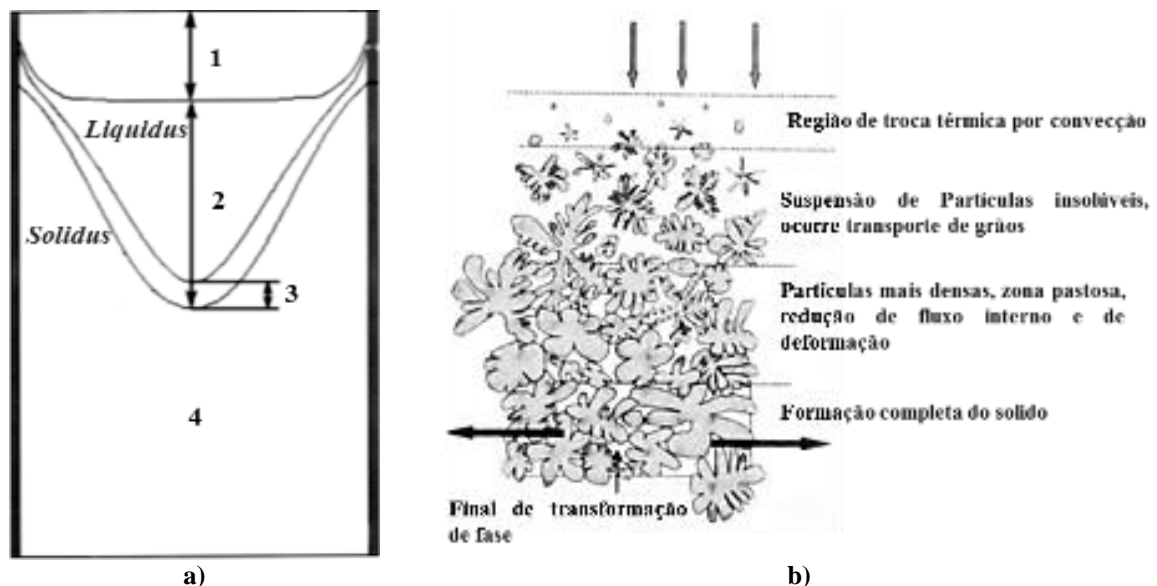
A velocidade de fundição depende da composição da liga e da dimensão do fundido, e isso influencia na geometria de transição entre a fase líquida e sólida (DU Q. *et al.*, 2006). Na Figura 3.9-a é mostrada uma condição esquemática do perfil de solidificação, que consiste nas seguintes regiões:

1. Região de líquido;
2. Região líquida de transição entre as isoterms *liquidus* e *solidus*;
3. Região de zona pastosa;
4. Região sólida.

Na Figura 3.9-b, é possível evidenciar o comportamento da solidificação, por meio das isoterms em termos térmicos e geométricos. A fronteira entre essas duas isoterms tem

condição de coerência, podendo ser definida como o momento ou a temperatura adequada em que os grãos sólidos, normalmente dendríticos, começam a tangenciar uns aos outros (NADELLA *et al.*, 2008; ESKIN *et al.*, 2008).

As segregações, positiva e negativa, são desvios na média da composição, sendo que a primeira significa mais alto conteúdo de soluto na liga, já a segunda, a negativa, significa menor concentração, em relação à composição nominal, conforme apresentado na Figura 3.9-b. Em condições de crescimento dendrítico, os canais interdendríticos contêm líquido rico em soluto, devido à difusão lateral de soluto. Associado à contração, o líquido rico em soluto é solidificado em direção à interface livre da base do braço dendrítico, produzindo alta concentração de soluto nas regiões mais externas da placa; o tempo de solidificação para essa ocorrência está ligado à velocidade de vazamento do fundido (OSORIO *et al.*, 2001).

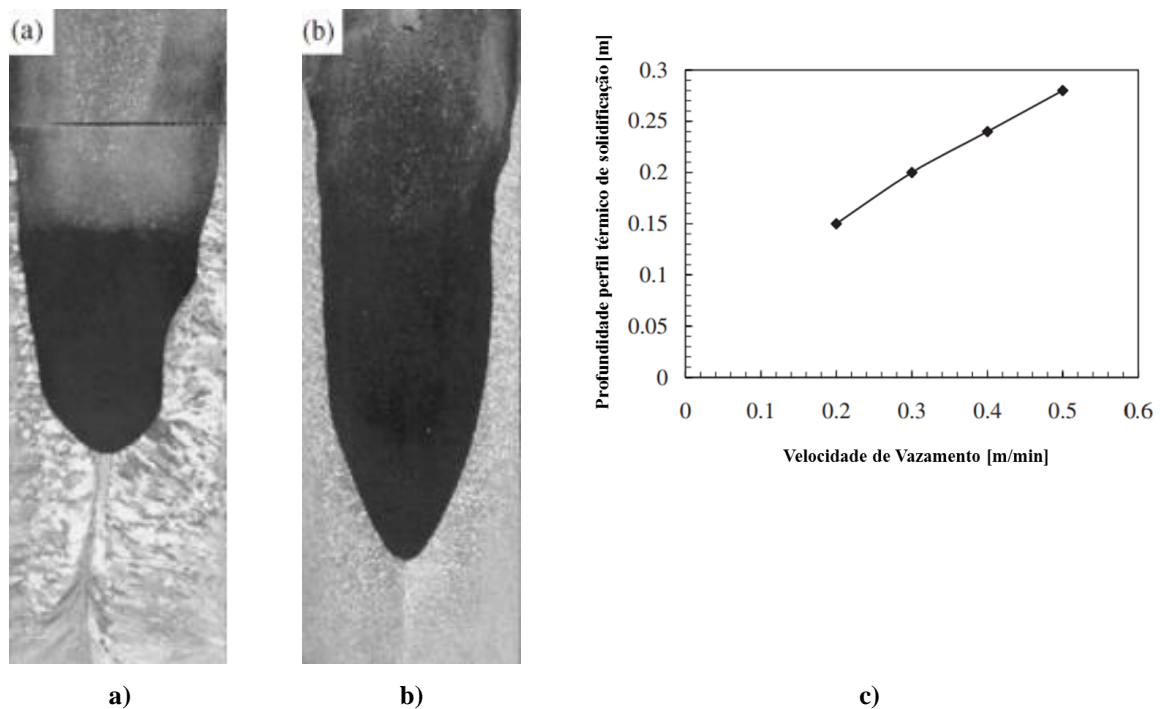


**Figura 3.9** – a) Perfil de solidificação esquemático para o processo de fundição DC; b) Formação das partículas solidificadas (NADELLA *et al.*, 2008).

Nas Figuras 3.10-a e 3.10-b é apresentada a profundidade das regiões de transformações para um processo DC de tarugos com velocidades de 200 e 300mm/min, respectivamente, em que é mostrado um fluxo maior da região de líquido, sendo a profundidade obtida com 160 e 210mm de acordo com a velocidade de vazamento do fundido, respectivamente, e, conseqüentemente, a microestrutura influenciada pela velocidade de vazamento.

De acordo com HAO *et al.* (2007), conforme apresentado na Figura 3.10-c, é então esperado por meio da influência da velocidade de vazamento de 70mm/min para 80mm/min

um aumento na fração de líquido no perfil térmico de solidificação. Isso promoverá um aumento do grau de super-resfriamento que diminui o raio crítico de nucleação dos grãos sólidos, favorecendo um aumento da taxa de nucleação e reduzindo o tamanho médio de grão da estrutura. Este tipo de alteração, também diminui a contribuição das taxas de contração do líquido na formação de porosidade, pois há um aumento da alimentação de metal líquido no molde, na fronteira líquido/sólido.



**Figura 3.10** – Perfil de solidificação do reservatório para o processo DC de tarugo de Al, para velocidades: a) 200mm/min; b) 300mm/min; c) Efeito da velocidade de vazamento no perfil térmico de solidificação (Adaptado de HAO *et al.*, 2007).

## ii) Taxa de fluxo de água ou arrefecimento

O arrefecimento ocorre por meio da lubrificação por óleo, na parte de contato entre placa e molde e a água circundante internamente no molde, conforme apresentado nas Figuras 3.5-a e 3.5-b. São usados para minimizar a aderência e controlar a taxa de resfriamento primária entre o invólucro semissólido e o molde (ESKIN *et al.*, 2008; HAO *et al.*, 2004; LAROUCHE, BROCHU, 1996). A recirculação de água que ocorre no interior do molde realiza troca térmica dentro do molde e na interface molde/metal. Essa relação, no início de operação, é afetada de forma mais intensa, pois, nesse momento, está sendo criada a base da placa (WAGSTAFF, 2014; ESKIN *et al.*, 2008).

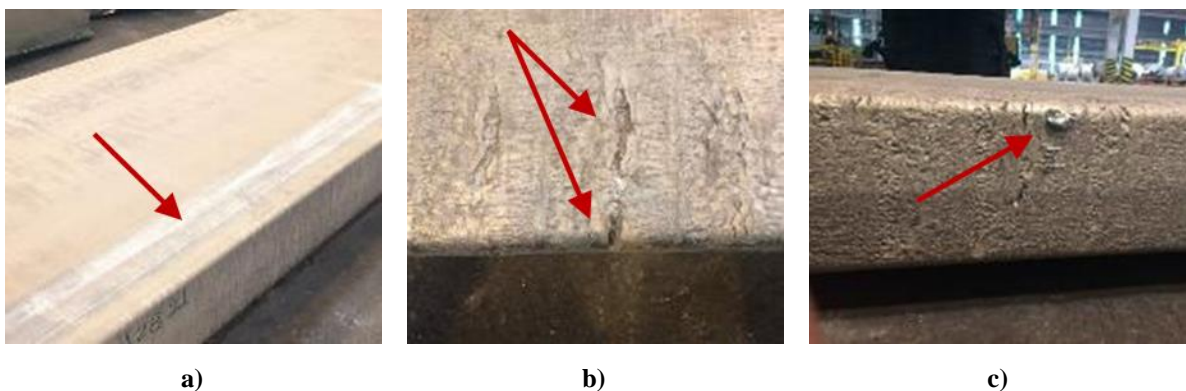
Após sua formação por meio do mecanismo de refrigeração, a camada sólida, casca de arrefecimento ou *shell zone*, estará formada, devido ao fluxo de calor por meio do molde refrigerado. O bloco formado na partida é abaixado com velocidade inicial e crescente, até

atingir uma velocidade de regime constante. Enquanto isso, o nível de metal no molde é mantido a uma determinada altura.

No mesmo momento em que a parte externa da placa é solidificada, a parte central interna estará semissólida. O resfriamento adicional no material a uma temperatura abaixo da linha *solidus* da liga é alcançado por resfriamento com a água secundária, proveniente do contato direto entre a camada externa do fundido com jatos de água, à medida que a placa é deslocada do seu ponto de partida.

A temperatura do fundido diminui cada vez mais, à medida que o equipamento é deslocado, com uma extração de calor entre 80% a 95% (GRANDFIELD, MCGLADE, 1996), devido ao arrefecimento secundário, enquanto cerca de 5 a 20% é extraído através da zona de arrefecimento primária (ETIENNE, 2012; NADELLA, *et al.*, 2008). As taxas de transferência de calor nessa etapa podem exceder valores de  $1\text{MW/m}^2$  em fundição de alumínio DC. Para retirada da camada da *shell zone*, faz-se necessária a realização da fresagem antes do processamento na laminação, o que onera os custos operacionais, devido a perdas metálicas e operacionais.

Caso esse sistema falhe durante o processamento, também poderá causar superfícies danificadas com diversos tipos de defeitos, tais como marcas de falha de refrigeração, trincas e sangramento lateral, conforme ilustrado na Figura 3.11.



**Figura 3.11** – Alguns tipos de defeitos do processo DC: a) marca de falha de refrigeração; b) trincas; c) sangramento lateral.

### iii) Temperatura do metal líquido

O aumento ou diminuição na temperatura do banho metálico afeta diretamente a formação do perfil de solidificação, fazendo alterações nas curvas de isothermas *liquidus* e *solidus*. Para o aumento da temperatura de vazamento, as posições de *liquidus* e *solidus* são movimentadas do centro para baixo no perfil de solidificação da placa. No entanto, a posição de *liquidus* é mais afetada do que a posição de *solidus* (ESKIN *et al.*, 2008). Este efeito é

compreensível, se levado em conta que o fundido aquecido introduz mais calor no sistema e estende a parte líquida no perfil de solidificação, apesar do arrefecimento no molde ser suficientemente eficiente para formar a capa sólida dentro dos limites do molde. Isso provoca um menor sobrearrefecimento e uma maior quantidade de calor a ser removido do líquido. Esses fatores traduzem-se numa maior variação de energia livre e num maior raio crítico e numa menor taxa de nucleação (ETIENNE, 2012; NADELLA *et al.*, 2008). Como consequência, a frequência de nucleação de novos grãos vai ser menor, o que se traduz numa estrutura de grão mais grosseira, sendo maior a porosidade (BRITO, 2016; ESKIN *et al.*, 2008; LIU e KANG, 1997).

A diminuição da temperatura tende a ter o efeito contrário à tendência das posições das isothermas *liquidus* e *solidus*, aproximando-se mais das bordas, aumentando a região de *liquidus*, afetando mais a posição da curva *solidus* (ETIENNE, 2012; NADELLA *et al.*, 2008).

Apesar dessas alterações nas curvas das isothermas, a temperatura do metal líquido entre as três variáveis de controle, para o processo DC na fundição CBA, tem menor impacto operacionalmente, pois o seu controle é realizado no forno de vazamento. Todo processo somente é iniciado quando o valor da temperatura do banho metálico encontrar-se entre 690°C e 720°C, de acordo com o padrão operacional interno CBA, e conforme descrito nos tópicos sobre a velocidade do fundido e taxa de água ou arrefecimento, pois ambos serão diretamente influenciados pela temperatura do banho metálico, que, por sua vez, se encontra fixado dentro de um range de temperatura adequado de operação.

Na prática isso acontece porque há uma necessidade de estabilidade de processo e garantia de segurança operacional, devido a operação manual de vazamento, já que alterações abruptas dessa magnitude podem levar a riscos severos a integridade dos operadores, além de possíveis rejeições de qualidade, uma vez que haverá necessidade de alteração nos outros parâmetros de processo, como volume de água, troca térmica, velocidade de vazamento.

### **3.6 A liga AA5052**

As ligas de alumínio da série 5XXX são econômicas em muitas aplicações. Apresentam versatilidade, possuem elevada resistência mecânica e boa soldabilidade. Isso faz com que estejam entre as ligas de maior utilização para aplicações diversas, podendo ser usadas na indústria automotiva, na indústria aeroespacial, na construção de máquinas, em eletrodomésticos e estruturas, como utensílios de cozinha; além de serem utilizadas em

coberturas para carcaças de equipamentos eletrônicos, vasos de pressão para aplicações criogênicas e em usos militares, nos quais se deseja boas propriedades balísticas, além de inúmeras outras áreas, como já sinalizado.

Elas também se destacam por apresentarem excelente acabamento superficial, como brilho intenso e baixa rugosidade. Essa combinação favorável amplia significativamente o uso dessas ligas, com posteriores processos de laminação a frio e tratamentos térmicos, para a fabricação de acessórios para automóveis, componentes arquitetônicos e outras aplicações decorativas (AVEDESIAN, BAKER, 1999; DÜSSELDORF, 1994; HATCH, 1990).

Na Tabela 3.3 são mostradas as várias combinações de adições de elementos de liga e mecanismos de conformação utilizados para as ligas de alumínio fundidas e não tratáveis termicamente, além da faixa de resistência mecânica correspondente. Como exemplo, têm-se algumas ligas, como AA (5056, 5082 e 5182), que são as mais usadas na fabricação de tampas para latas de bebidas. A liga AA 5182, assim como a AA5052, também é usada na indústria automobilística, e as ligas AA (5356, 5554 e 5556) são usadas como metais de adição na soldagem (LYNCH, 1982).

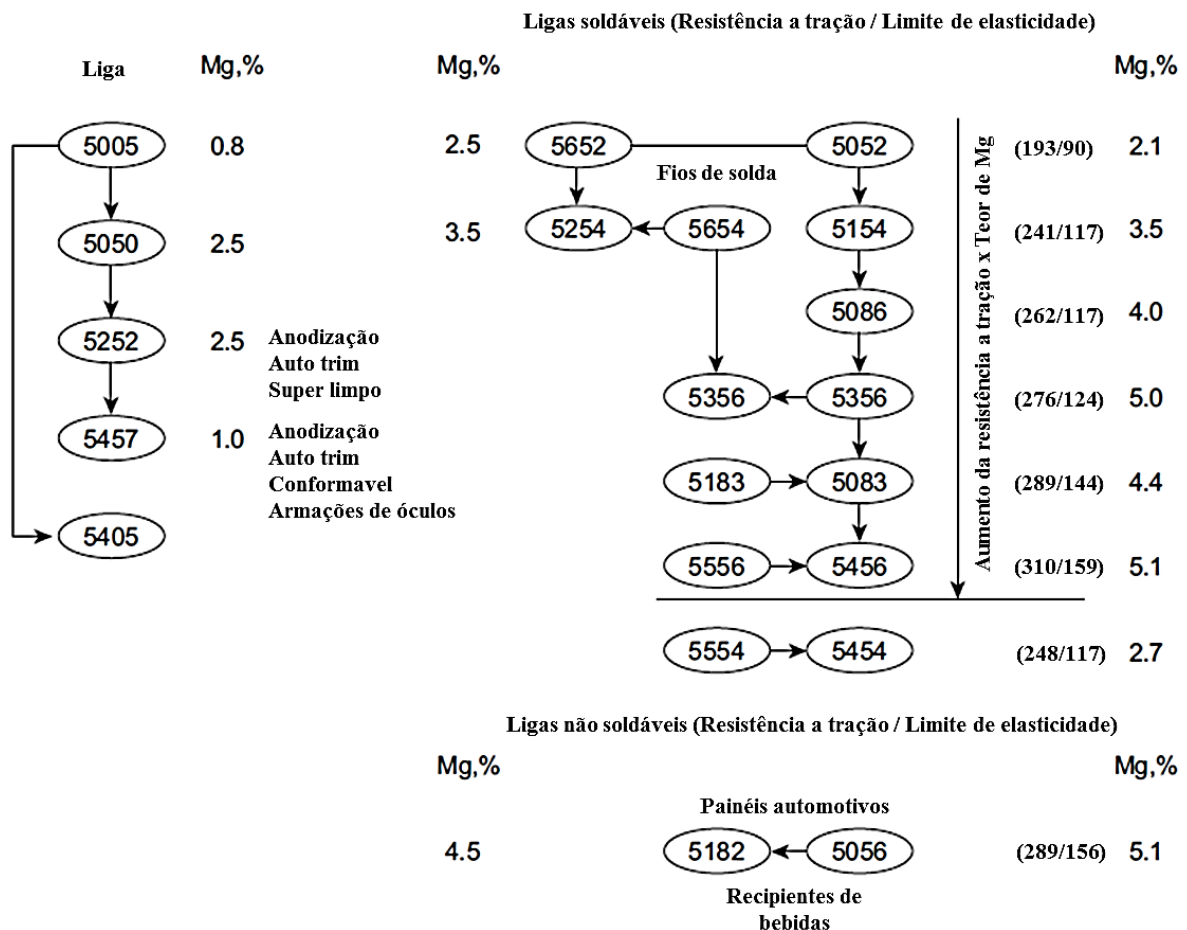
**Tabela 3.3** – Faixas de resistência a tração de várias ligas de alumínio trabalhadas (DAVIS, 1993).

<i>Aluminum Association: Series</i>	<b>Tipo de composição da liga</b>	<b>Método de reforço</b>	<b>Faixa de limite de resistência à tração [MPa]</b>
<b>1XXX</b>	Al	Trabalho a Frio	70–175
<b>2XXX</b>	Al-Cu-Mg (1–2.5% Cu)	Tratamento Térmico	170–310
<b>2XXX</b>	Al-Cu-Mg-Si (3–6% Cu)	Tratamento Térmico	380–520
<b>3XXX</b>	Al-Mn-Mg	Trabalho a Frio	140–280
<b>4XXX</b>	Al-Si	Trabalho a Frio (Algum tratamento térmico)	105–350
<b>5XXX</b>	Al-Mg (1–2.5% Mg)	Trabalho a Frio	140–280
<b>5XXX</b>	Al-Mg-Mn (3–6% Mg)	Trabalho a Frio	280–380
<b>6XXX</b>	Al-Mg-Si	Tratamento Térmico	150–380
<b>7XXX</b>	Al-Zn-Mg	Tratamento Térmico	380–520
<b>7XXX</b>	Al-Zn-Mg-Cu	Tratamento Térmico	520–620
<b>8XXX</b>	Al-Li-Cu-Mg	Tratamento Térmico	280–560

A Figura 3.12 mostra as relações entre algumas ligas mais comumente usadas da série 5XXX, a relação entre adição do elemento de liga Mg com a resistência mecânica do material.

O principal elemento de liga na série 5XXX é o magnésio, podendo ser utilizado, juntamente com o manganês, como modificadores na propriedade mecânica da liga. O resultado é um material de dureza moderada a alta resistência à tração.

O magnésio é consideravelmente mais eficaz do que o manganês como endurecedor, sendo o efeito da adição de cerca de 0,8% de Mg semelhante à adição de 1,25% de Mn proporcionalmente, e pode ser adicionado em quantidades consideravelmente maiores. Ligas nesta série possuem boas características de soldagem e boa resistência à corrosão em atmosferas marinhas. No entanto, existem certas limitações de trabalhabilidade a frio e temperaturas admissíveis em termos de segurança para teores de magnésio superiores a 3,5%, ao considerar temperaturas acima de 65°C, pois esses dois fatores aumentam a suscetibilidade à corrosão (DAVIS, 1993).



**Figura 3.12** – Relações entre ligas comumente usadas na série 5XXX (Al-Mg). A resistência à tração e o limite de elasticidade estão em unidade de MPa (adaptado de DAVIS, 1993).

Isso ocorre devido à superação no limite de solubilidade pelo magnésio, fazendo com que, em condições termodinamicamente favoráveis como temperaturas elevadas, ou

mesmo longo tempo à temperatura ambiente, ocorra precipitação das fases  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ,  $\text{Al}_3\text{Mg}_5$  ou  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$  nos contornos de grão, o que, em vez de proporcionar algum ganho de dureza, causa problemas, como aumento da susceptibilidade à corrosão nos contornos de grão e diminuição da resistência à corrosão sob tensão (LYNCH, 1982).

As ligas da série 5XXX contêm em sua maioria elementos formadores de dispersóides, tais como o cromo, o manganês e o titânio, em um total que pode variar de 0,25 a 1%. O cromo é um elemento de liga importante e pode formar dispersóides do tipo  $\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$ . Quando o manganês está presente nas fases ricas em ferro, tornam-se complexas, havendo a formação de dispersóides do tipo  $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ , mas que também podem conter cromo. O trabalho a frio dessas ligas produz acentuadas bandas de deformação, decoradas por precipitados ricos em magnésio (TSAI *et al.*, 2003; AVEDESIAN, BAKER, 1999; DÜSSELDORF, 1994; HATCH, 1990).

As propriedades mecânicas obtidas nessas ligas são decorrentes de dois mecanismos principais de endurecimento, que são por solução sólida e por encruamento, não sendo elas endurecidas por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (HATCH, 1990). As ligas forjadas, que contêm até 5% de Mg, devidamente fabricadas, são estáveis sob uso normal, apresentando uma boa resistência à corrosão e soldabilidade.

Na condição recozida, as ligas de magnésio formam linhas de *Lüders* ou linhas de distensão, durante a deformação. O teor de Mg nas ligas correntes não ultrapassa 5,5%, a sua adição acentua a resistência do alumínio sem diminuir indevidamente a ductilidade, agindo como agente tensioativo (DAVIS, 1999; MONDOLFO, 1976). O magnésio precipita preferencialmente nos limites dos contornos de grão como uma fase altamente anódica ( $\text{Al}_3\text{Mg}_5$  ou  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$ ), que é susceptível a fratura intergranular, devido à corrosão por tensão. O silício juntamente com o magnésio combina para formar o precipitado por endurecimento de fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , que fornece maior resistência (ABDEL-JABER *et al.*, 2010).

As ligas nas quais o magnésio está presente em quantidades que permanecem em solução sólida ou são parcialmente precipitadas como partículas de  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  dispersas uniformemente em toda a matriz ou são geralmente tão resistentes à corrosão como o alumínio comercialmente puro. Estas ligas também são mais resistentes à corrosão em meios salinos e em algumas soluções alcalinas, como as de carbonato de sódio e aminas.

As ligas forjadas contendo cerca de 3% ou mais de magnésio sob condições que conduzem a um precipitado intergranular  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  quase contínuo, com muito pouco precipitado dentro dos grãos, podem ser susceptíveis à esfoliação.



A liga de alumínio AA5052, é endurecida por trabalho a frio, obtendo maior resistência mecânica. Nessa liga o Mg, como único elemento de liga relevante, encontra-se na faixa de composição química de 2,2% a 2,8%, o que fortalece a liga formando uma solução sólida de fases  $\alpha$  e  $\beta$  (LÜ *et al.*, 2010; TSAI, *et al.*, 2003). Algumas das pesquisas foram realizadas sobre a melhoria das propriedades mecânicas da liga para satisfazer as necessidades de produção de chapa (LIU, MORRIS, 2004). Nelas descobriu-se que os grãos recristalizados da liga AA5052 podem ser refinados por laminação a frio antes do recozimento, o que é benéfico para melhorar suas propriedades mecânicas (LIU, MORRIS, 2004).

A liga AA5052 possui excelentes características como alta resistência à fadiga, sendo utilizada em estruturas sujeitas a vibrações excessivas (NADELLA *et al.*, 2005). SONG *et al.* (2006) estudaram as propriedades mecânicas da liga de alumínio AA5052, de grãos ultrafinos, produzida por laminação cumulativa e criogênica. A resistência da liga à corrosão em atmosferas marinhas é excelente, excedendo a da AA 5005 e, portanto, é comumente usada em barcos, componentes marinhos, indústria naval, combustível e tubulação de óleo. São utilizados também em peças com alta sollicitação mecânica, pois a liga possui uma excelente relação de resistência a tração e ductilidade, garantindo assim uma boa estampagem. É utilizada em aplicações estruturais, chegando a alcançar limites de resistência à tração da ordem de 400MPa, devido à deformação a frio e em outras aplicações, como em isolamentos térmicos, telhas, persianas, carrocerias e furgões, rebites, placas de sinalização, chapa piso, etc.

Na Figura 3.13-a, é apresentado o sistema eutético binário do Al-Mg, sendo verificadas as fases presentes e as temperaturas de transformações envolvendo esses elementos. Os pontos eutéticos de transformação de fase correspondentes são:

- a. O ponto de transformação com teor de magnésio de 35%, a uma temperatura de 450°C;
- b. O ponto de transformação com teor de magnésio de 50%, a uma temperatura de 455°C;
- c. O ponto de transformação com teor de magnésio de 67%, a uma temperatura de 437°C.

Para a liga AA5052, em que o teor médio de Mg é de 2,5% e está mostrado na Figura 3.13-b no ponto T6, é verificado que o magnésio se encontra retido em solução sólida a temperatura ambiente com no máximo 1,7% no alumínio e que as fases presentes, após o completo resfriamento para o teor de 2,5%, é a fase  $\alpha$  e a fase  $\beta$ , que correspondem respectivamente ao alumínio primário e ao precipitado  $Al_3Mg_2$  (NADELLA *et al.*, 2008; PORTER, EASTERLING, 1992; HULL, BACON, 1992).

Também é observada a temperatura de 450°C a máxima solubilidade do magnésio no alumínio, que corresponde a 14,9%.

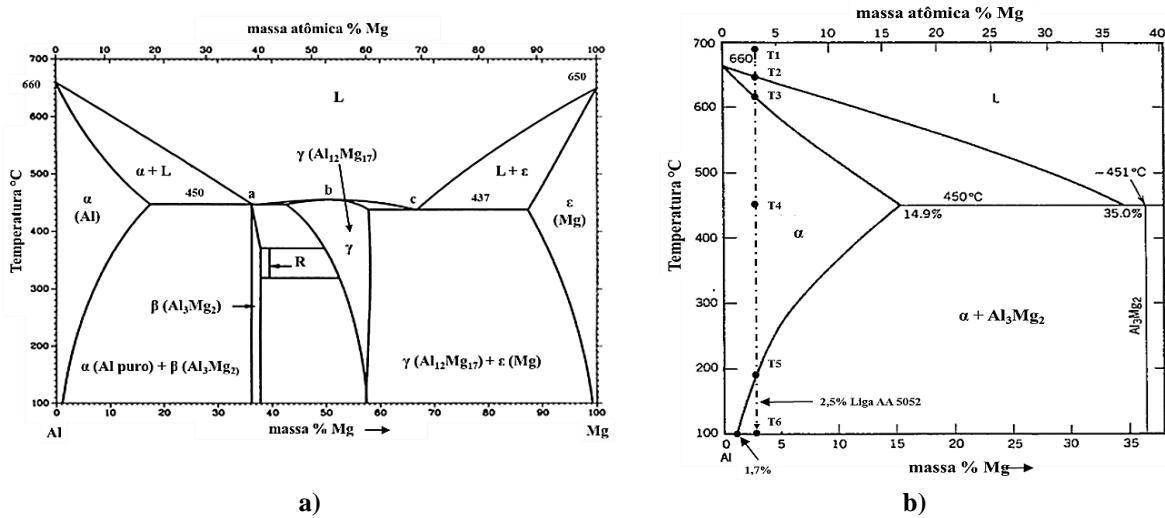


Figura 3.13 – Diagrama binário de fase Al-Mg com respectivos constituintes (GASIOR *et al.*, 2000; AVEDESIAN, 1999).

Na Figura 3.14-a, é mostrada a solubilidade de alguns elementos que fazem parte da composição da liga AA5052, além disso, é mostrado o efeito endurecedor do principal elemento de adição, o magnésio, na Figura 3.14-b, para o aumento da resistência à tração e alongamento do material, na medida em que ocorre o acréscimo do teor, para as várias ligas da série 5XXX.

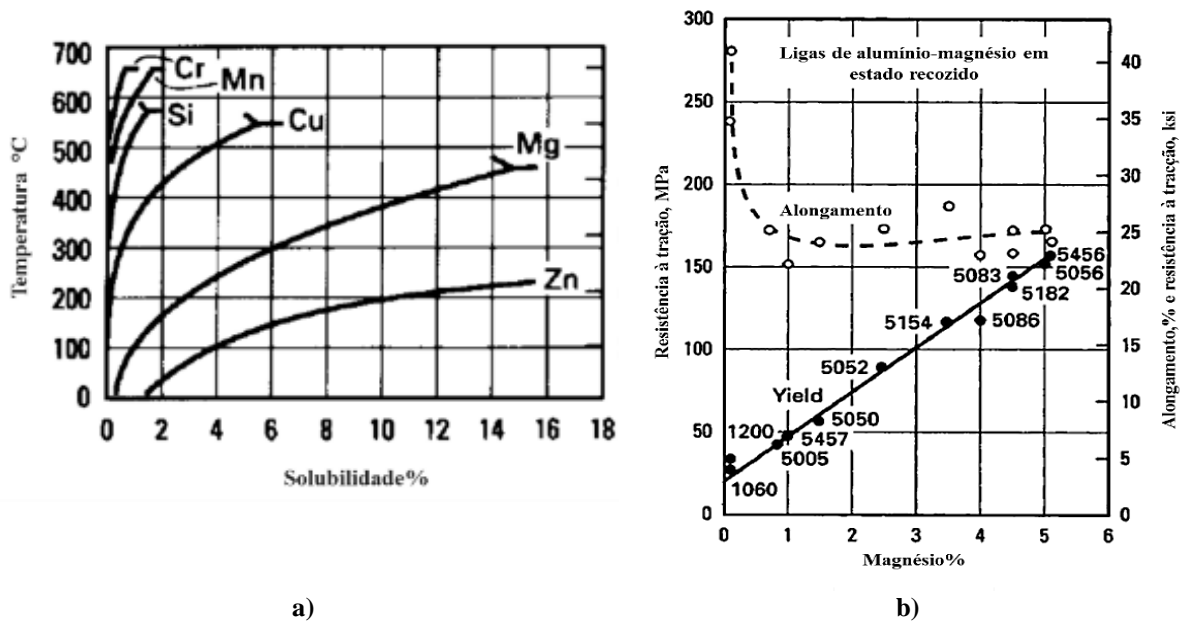
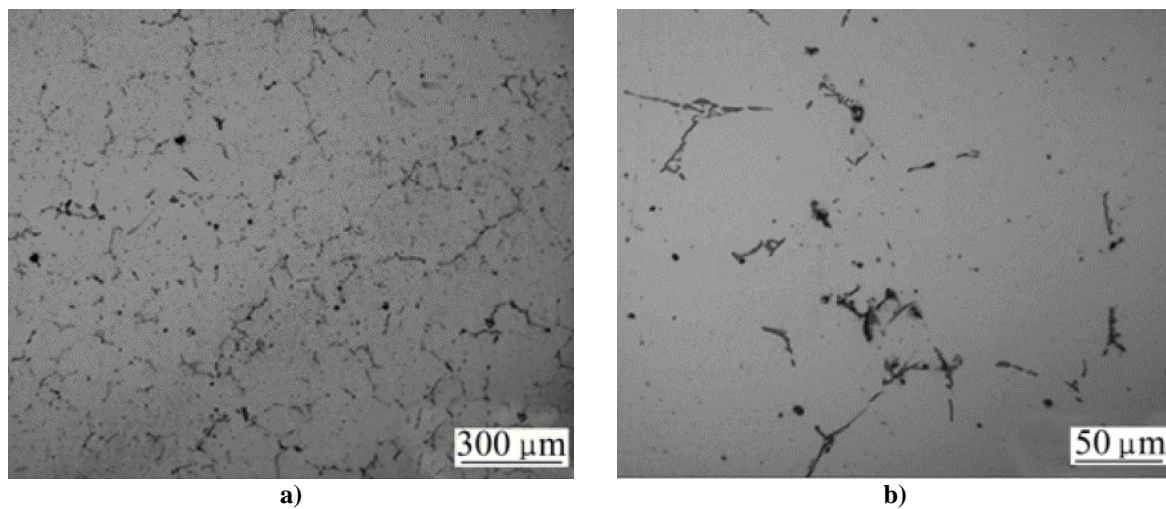


Figura 3.14 – a) Solubilidade dos elementos de liga mais frequentemente adicionados ao alumínio em função da temperatura; b) Correlação entre a resistência a tração e o alongamento com o teor de magnésio para algumas ligas de alumínio comerciais da série 5XXX (DAVIS, 1993).

As microestruturas típicas da liga AA5052 fundida são mostradas na Figura 3.15. De acordo com WANG *et al.* (2015), as ligas fundidas têm estrutura dendrítica característica com a presença de uma matriz  $\alpha$ , alumínio primário, e uma grande quantidade de segundas fases distribuídas ao longo dos limites dendríticos, o tamanho dos grãos apresentados foram de  $118\mu\text{m}$ .

Nas ligas da série 5XXX, que contêm cromo, inclusive a liga AA5052, são encontrados presentes como um precipitado submicroscópico, o  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ . O manganês nestas ligas está na forma de  $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$  como partículas submicroscópicas e maiores. Tais precipitados e partículas não afetam adversamente a resistência à corrosão destas ligas (WANG *et al.*, 2015).



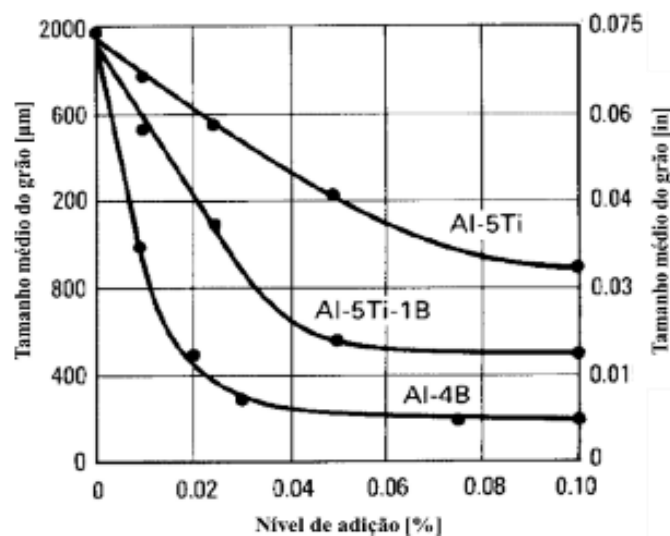
**Figura 3.15** – Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA5052 fundidas (WANG *et al.*, 2015).

A liga AA5052 pode obter melhorias nas suas propriedades mecânicas a partir da formação de solução sólida e deformação a frio. Partículas intermetálicas em ligas de alumínio possuem um efeito significativo sobre o desenvolvimento da microestrutura e propriedades mecânicas durante o processamento após a solidificação do material. Tamanho, densidade e distribuição dessas partículas afetam a textura de laminação, anisotropia, formabilidade, tamanho de grão recristalizado e qualidade superficial do material acabado. Na solidificação de ligas de alumínio que contêm Fe, Mn e Si, os intermetálicos se formam nas regiões interdendríticas. Como consequência de uma morfologia ramificada irregular e de uma elevada densidade de defeitos de crescimento, a estrutura dos intermetálicos é instável durante os processos térmicos e mecânicos após a solidificação (homogeneização, trabalho a quente e a frio), as partículas intermetálicas primárias sofrem alterações de morfologia, já que crescem

durante exposição térmica e são quebradas e redistribuídas durante a deformação (WANG *et al.*, 2015).

### 3.7 Efeito da adição de inoculante na fundição para as ligas de alumínio

O refinamento do grão desempenha um papel importante nas ligas de alumínio. O refino de grão consiste na obtenção de grãos finos e equiaxiais, por meio da adição controlada de inoculantes no metal líquido antes da solidificação (WEILER, WOOD, 2009). A adição do inoculante melhora a homogeneidade e as propriedades mecânicas, reduzindo as porosidades, a ocorrência de fraturas a quente, além de melhorar a usinabilidade das peças (WHITESELL, OVERFELT, 2001), sendo uma prática antiga e comum na indústria do alumínio (OLIVEIRA, 2012; GARCIA, 2001). Na Figura 3.16 é apresentada a relação entre o nível de adição de tipos diferentes de inoculantes e o efeito na liga A356.



**Figura 3.16** – Comparação da eficácia de vários inoculantes no refino de grão da liga A356 (GARCIA, 2001).

LIU *et al.*, (2004) e GRANGER (1989), observaram a influência do inoculante nas propriedades mecânicas de produtos de placa para aplicação estrutural, devido à variação do tamanho de grão em materiais produzidos com e sem refinamento de grão. GARCIA *et al.*, (2001) e GRANGER (1989) observaram variedades de defeitos superficiais em produtos bobinados ou extrudados para aplicações arquitetônicas, devido à estrutura de grãos grosseiras. APELIAN *et al.*, (1984 e 1986), MAYES *et al.*, (1993), avaliaram a influência positiva do inoculante na melhoria da resistência da vida em fadiga.

O refinamento de grãos possui vários benefícios em ligas fundidas, que são:

- Melhoria nas propriedades mecânicas, garantindo uniformidade ao longo do fundido;
- Distribuição homogênea do precipitado de segunda fase;
- Redução na microporosidade do fundido.

O método de inoculação mais utilizado é o refino do grão por meio da adição de ligas refinadoras à base de alumínio, titânio e boro (WEILER *et al.*, 2009, GARCIA, 2001, LEE *et al.*, 2001). A taxa de adição é cerca de 1kg/1000kg, proporcionando adições de Ti e B de 0,005% e 0,001%, respectivamente. Tal nível de adição tipicamente produziria um tamanho de grão equiaxial de 100 a 150 $\mu$ m num processo DC. Essas ligas contêm dois tipos de partículas: diboreto de titânio (TiB<sub>2</sub>) e alumineto de titânio (TiAl<sub>3</sub>).

### **3.7.1 Processo de inoculação em metais líquidos**

O tratamento de inoculação consiste em induzir, no líquido, maior quantidade de sítios preferenciais para nucleação heterogênea de cristais sólidos, aumentando assim a taxa de nucleação da fase sólida, refinando a microestrutura (MAXWELL, HELLAWELL, 1975). Dessa forma, a estrutura bruta de solidificação é modificada para uma fina morfologia equiaxial, que permite uma maior reprodutibilidade nos processos de fabricação das ligas metálicas e confere melhores propriedades mecânicas (MONDOLFO, 1982; CIBULA, RUDDLE, 1949).

Para melhor compreender os mecanismos que governam a inoculação, vários estudos foram realizados com alumínio puro, ligas dos sistemas alumínio-silício (MOHANTY, GRUZLESKI, 1995), alumínio-cobre (KIM, CANTOR, 1994) e cobre-chumbo (KIM, CANTOR, 1992). Nestes estudos, examinaram-se os efeitos dos tipos de substratos; o super-resfriamento crítico para a nucleação heterogênea (MARCANTO, MONDOLFO, 1970); os efeitos das orientações cristalográficas relativas entre o núcleo e o substrato e as energias interfaciais entre o núcleo e o substrato (MARASLI, HUNT, 1998), (CIBULA, 1949), (DAVIS *et al.*, 1970).

O núcleo sólido pode indicar a eficiência do refinamento causado pelas partículas nucleantes. Quanto maior a similaridade, menor a energia interfacial entre o substrato e núcleo

e, segundo a Equação 3.1, menor o ângulo de contato entre o núcleo e o substrato, menor o fator de forma e maior a taxa de nucleação (GARCIA, 2001). Como consequência, o parâmetro  $\delta$ , que indica a semelhança entre os reticulados do substrato e do núcleo, é utilizado para quantificar a eficiência de nucleação (BRAMFITT, 1970).

$$\delta = \frac{a_r - a_s}{a_s} \quad (3.1)$$

Onde:  $a_r$  é o parâmetro de rede cristalina do substrato inoculante e  $a_s$  é o parâmetro de rede cristalina do núcleo sólido. É importante notar que  $\delta < 0,15$  indica um forte efeito inoculante, como está na Tabela 3.4 para alguns compostos utilizados como inoculantes em alumínio (BRAMFITT, 1970). Esta correspondência entre valores baixos de  $\delta$  e efeito inoculante entre núcleo e substrato é um aspecto importante para a escolha de um substrato inoculante, mas as afinidades físico-químicas inerentes a esses materiais é outro fator que também deveria ser considerado na análise.

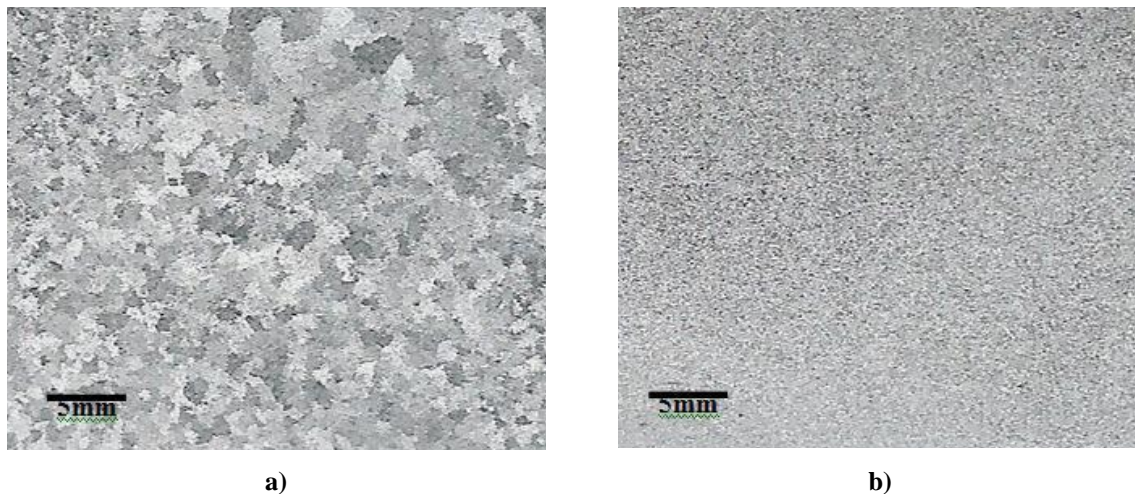
**Tabela 3.4** – Correspondência entre os parâmetros de rede, estrutura cristalina e o efeito inoculante de alguns compostos analisados para inocular alumínio.

Composto	Estrutura	$\delta$	Efeito inoculante
VC	Cúbica	0,014	Forte
TiC	Cúbica	0,060	Forte
TiB <sub>2</sub>	Hexagonal	0,048	Forte
AlB <sub>2</sub>	Hexagonal	0,038	Forte
ZrC	Cúbica	0,145	Forte
NbC	Cúbica	0,086	Forte
W <sub>2</sub> C	Hexagonal	0,035	Forte
Fe <sub>3</sub> C	Ortorrômico	0,115	Fraco

### 3.7.2 Refino de grão em ligas de alumínio

A adição de inoculantes em banhos de ligas de alumínio é um método antigo e comumente usada para obter estruturas de grãos equiaxiais relativamente finos e de tamanhos uniformes. Os sistemas de inoculantes mais utilizados em ligas de alumínio são Al-Ti, Al-Ti-C, AlB e Al-Ti-B. Os benefícios associados à prática de inoculação e refinamento de grão, por meio da adição de partículas destes sistemas, são o aumento de resistência mecânica; um acabamento superficial mais uniforme e reproduzível e a redução de tensões residuais internas,

entre outras (MAXWELL, HELLAWELL, 1975). A Figura 3.17 mostra a redução do tamanho de grão com o uso do inoculante Al-Ti-B em uma liga de Al.

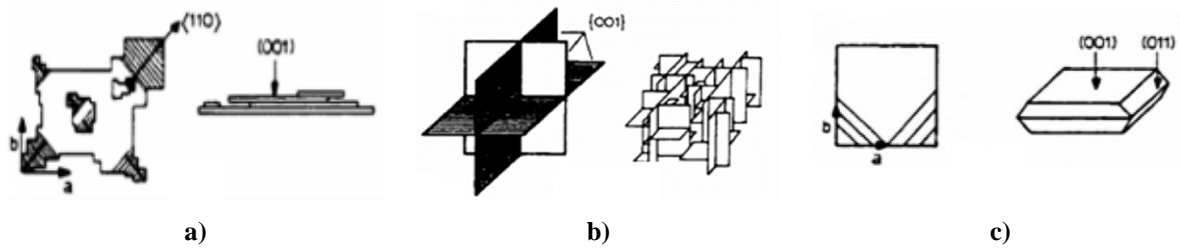


**Figura 3.17** – Macroestrutura de amostras: a) Fundição convencional sem adição de inoculante, com tamanho de grão resultante de 1,76mm; b) Fundição com adição de inoculante Al5%Ti1%B, com tamanho de grão resultante de 0,053mm (OSÓRIO *et al.*, 2009).

O diboreto de titânio ( $TiB_2$ ), presente no inoculante Al5%Ti1%B, é um material cerâmico muito estável e inerte (YANG *et al.*, 1998), com tamanho médio de partículas entre 1 e 2 $\mu m$ , com uma estrutura cristalina hexagonal, que não se dissolve no alumínio (QUESTED, GREER, 2005). A dispersão no metal fundido funciona como centros ativos de nucleação durante a solidificação (WEILER, WOOD, 2009).

O alumineto de titânio ( $TiAl_3$ ), também presente no inoculante, encontra-se na forma de partículas com tamanhos na faixa de 30 a 50 $\mu m$  e que se dissolve rapidamente no alumínio fundido (GUZOWSKI *et al.*, 1987). As partículas de  $TiAl_3$ , presentes no inoculante à temperatura ambiente, apresentam três morfologias diferentes (ARNBERG *et al.*, 1982): pétala, placa e em bloco, conforme Figura 3.18.

Desde de 1940, muitos pesquisadores realizaram trabalhos para explicar o mecanismo de refinamento de grão em ligas de alumínio a partir da adição de elementos químicos que possuem características de inoculação. O mecanismo do refino dar-se-á por meio da dispersão de um grande número de potentes sítios para nucleação heterogênea no metal fundido. Uma parcela desses sítios converte-se em centros ativos, durante a solidificação, para promover a nucleação do sólido.



**Figura 3.18** – Desenho esquemático das diferentes morfologias dos cristais de  $TiAl_3$  presentes nas ligas de Al5%Ti1%B utilizados para inoculação: a) Cristais em placas; b) Cristais como pétalas e c) Cristais em blocos (ARNBERG *et al.*, 1982).

Esse processo ocorre quando adicionados a matriz de alumínio, durante o processo de vazamento do metal fundido, o inoculante é dissolvido e libera as partículas nucleantes. Há várias teorias referentes ao mecanismo de refino. As mais recentes propostas são apresentadas a seguir:

#### i) Teoria do envoltório peritético

A teoria do envoltório peritético (MURTY *et al.*, 2002) procura explicar como o efeito do boro desacelera a taxa de dissolução do  $TiAl_3$ , quando está recoberta por uma couraça de partículas de  $TiB_2$ . JOHNSON (1994) demonstrou que, na presença de boretos, a dissolução das partículas de  $TiAl_3$  é desacelerada, auxiliando no efeito inoculador. Por outro lado, evidências experimentais obtidas em microscópio eletrônico de transmissão identificaram a presença de  $TiB_2$  no centro das partículas de  $TiAl_3$ , sugerindo que não existia um envoltório de  $TiB_2$  ao redor do  $TiAl_3$  (MAYES *et al.*, 1993).

#### ii) Teoria da hiper-nucleação

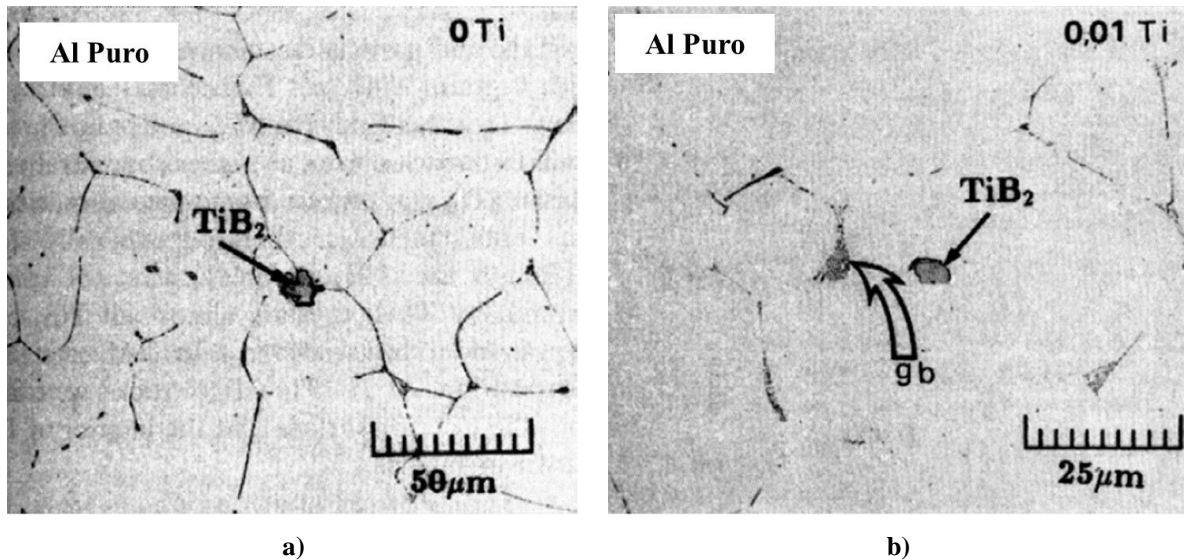
O termo hiper-nucleação (MURTY *et al.*, 2002) é introduzido inicialmente para explicar o refinamento de grão quando quantidades muito pequenas de liga Al-Ti-B são adicionadas. Essa teoria é baseada na ideia da segregação de soluto de Ti, no líquido para a interface  $TiB_2$ /líquido, formando assim uma camada estável de uma solução sólida de Al-Ti. Quando a temperatura atinge a temperatura *liquidus* da liga, a fase  $\alpha$  cresce a partir desta camada, sem a necessidade de nucleação. Um dos grandes problemas dessa teoria é a falta de evidências experimentais que possam confirmá-la.

#### iii) Teoria da nucleação dúplex

A teoria de nucleação dúplex (MOHANTY, GRUZLESKI, 1995) é a mais aceita atualmente e está baseada em estudos do refinamento de grão com adição de partículas de  $TiB_2$



diretamente no alumínio líquido para diferentes teores de Ti dissolvido. Esses estudos mostraram que, com a ausência de Ti no alumínio, as partículas de  $TiB_2$  aparecem nos contornos de grão, indicando que estas não agiram como substratos para a nucleação heterogênea. Após adição de  $Ti > 0,01\%$ , as partículas de  $TiB_2$  foram encontradas no centro dos grãos e parecem ter agido como centros nucleadores, conforme apresentado na Figura 3.19.



**Figura 3.19** – Distribuição de partículas de  $TiB_2$ : a) Alumínio puro; b) Alumínio puro com adição de 0,01% Ti (MOHANTY; GRUZLESKI, 1995).

Além disso, foi observado que, para concentrações tanto de  $Ti < 0,15\%$  como para  $Ti > 0,15\%$ , as partículas de  $TiB_2$  foram recobertas por camadas de  $TiAl_3$ , que eram rodeadas por uma capa de fase  $\alpha$ . Trabalhos anteriores GUZOWSKI *et al.*, (1987) já divulgavam a existência deste tipo de camada em partículas de  $TiB_2$  recobertas de  $TiAl_3$  nomeadas partículas dúplex.

Posteriormente, SCHUMACHER e GREER (1995) apresentaram observações diretas de eventos de nucleação sobre substratos de  $TiB_2$  e encontraram que a nucleação de fase  $\alpha$  acontece somente sobre as faces (0001) do  $TiB_2$ , as quais apresentavam uma camada superficial de  $TiAl_3$ . Entretanto, as razões para formação da camada dúplex ainda não estão claras.

#### iv) Teoria da restrição ao crescimento

Esta teoria, formalizada por JOHNSON e BACKERUD (1996), sugere que a presença de elementos de liga em solução no líquido influencia o mecanismo de refinamento de grão. Os elementos segregados pelo sólido para o líquido junto à interface sólido-líquido

durante o crescimento devem difundir constantemente para o interior do líquido para permitir que o crescimento continue. Dessa forma, esse soluto causa um efeito retardador da velocidade de crescimento e, quanto maior a quantidade de soluto segregada, maior este efeito de restrição. Esse efeito é quantificado pelo fator de restrição ao crescimento, conhecido como *growth restricting factor* ou fator de restrição de crescimento, definido conforme Equação 3.2:

$$GRF = mC_0(k_1 - 1) \quad (3.2)$$

Onde  $m$  é a inclinação da linha de *liquidus* do diagrama de fases binário;  $C_0$  é a concentração de soluto e  $k_1$  é o coeficiente de participação de soluto. Sabe-se que, em condições de equilíbrio, um sólido e um líquido podem apresentar composições distintas segundo o diagrama de fases. Dada as composições do sólido e do líquido, sendo  $C_s$  e  $C_l$  respectivamente, o coeficiente de partição de soluto é definido conforme Equação 3.3:

$$k_1 = \frac{C_s}{C_l} \quad (3.3)$$

Valores típicos do parâmetro  $GRF$ , para diferentes elementos no alumínio estão apresentadas na Tabela 3.5.

**Tabela 3.5** – Capacidade de segregação de alguns elementos de soluto no alumínio (EASTON *et al.*, 2001).

Elemento	$k_1$	$m$	$m(k_1 - 1)$	Solubilidade*	Tipo de Reação
Ti	7,8	33,3	220	0,15	Peritético
Si	0,11	-6,6	5,9	~12,6	Eutético
Cr	2,0	3,5	3,5	~0,40	Peritético
Mg	0,51	-6,2	3,0	~3,4	Eutético
Fe	0,02	-3,0	2,9	~1,8	Eutético
Cu	0,17	-3,4	2,8	33,2	Eutético
Mn	0,94	-1,6	0,1	1,9	Eutético

\*Concentração máxima de alguns elementos de soluto no alumínio.

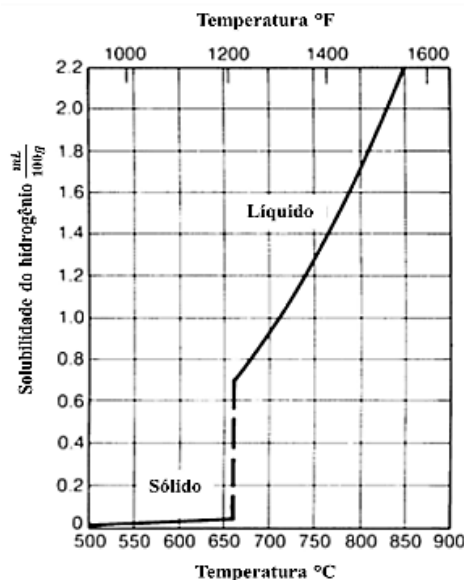
### 3.8 A Influência e controle da porosidade em fundições de alumínio

O impacto da porosidade interna sobre as propriedades é causado pela redução da área efetiva pela fração de volume de poros e por concentrações de tensões em vazios, levando à falha prematura de componentes. A porosidade do alumínio é causada pela precipitação do

hidrogênio a partir da solução líquida ou pelo encolhimento durante a solidificação, e mais usualmente por uma combinação destes efeitos. Existem outras fontes de vazios internos, como as reações ao molde, a oxidação a alta temperatura. Os vazios e o gás aprisionado resultam em defeitos que afetam adversamente as propriedades mecânicas, bem como superfícies dos produtos laminados e usinados. As inclusões não metálicas arrastadas antes da solidificação também influenciam a formação da porosidade e nas propriedades mecânicas (DAVIS, 1993).

### 3.8.1 A influência do hidrogênio e inclusão sobre a formação da porosidade na microestrutura

O hidrogênio é o único gás que é apreciavelmente solúvel em alumínio e suas ligas. Esse elemento tem um efeito deletério nas ligas de alumínio em geral. A solubilidade aumenta rapidamente com o aumento da temperatura acima da linha *liquidus*, conforme apresentado na Figura 3.20. As solubilidades do hidrogênio para os estados líquido e sólido reais do alumínio puro encontram-se entre 0,69 e 0,04ppm, respectivamente. Estes valores variam apenas ligeiramente para a maioria das ligas de fundição (ULANOVSKIY, 2015).



**Figura 3.20** – Solubilidade do hidrogênio no alumínio a pressão de 1 atm (DAVIS, 1993).

É possível observar na Figura 3.20, que, em temperaturas superiores a 660°C, a solubilidade do hidrogênio aumenta drasticamente. Acima destas temperaturas, o alumínio reage com vapor de água a temperatura elevada e gera hidrogênio gasoso (OTSUKA, 2003).

Durante os processos de fusão e vazamento da liga, o controle das condições dos fornos de fusão e de vazamento devem ser garantidos, pois os níveis de hidrogênio podem resultar em incorporação excessiva ou ser substancialmente reduzidos, tendo em vista que a temperatura do banho metálico determinará a quantidade de hidrogênio absorvido no metal (JORSTAD, RASMUSSEN, 1993).

As causas que levam absorção do hidrogênio podem ocorrer da seguinte maneira:

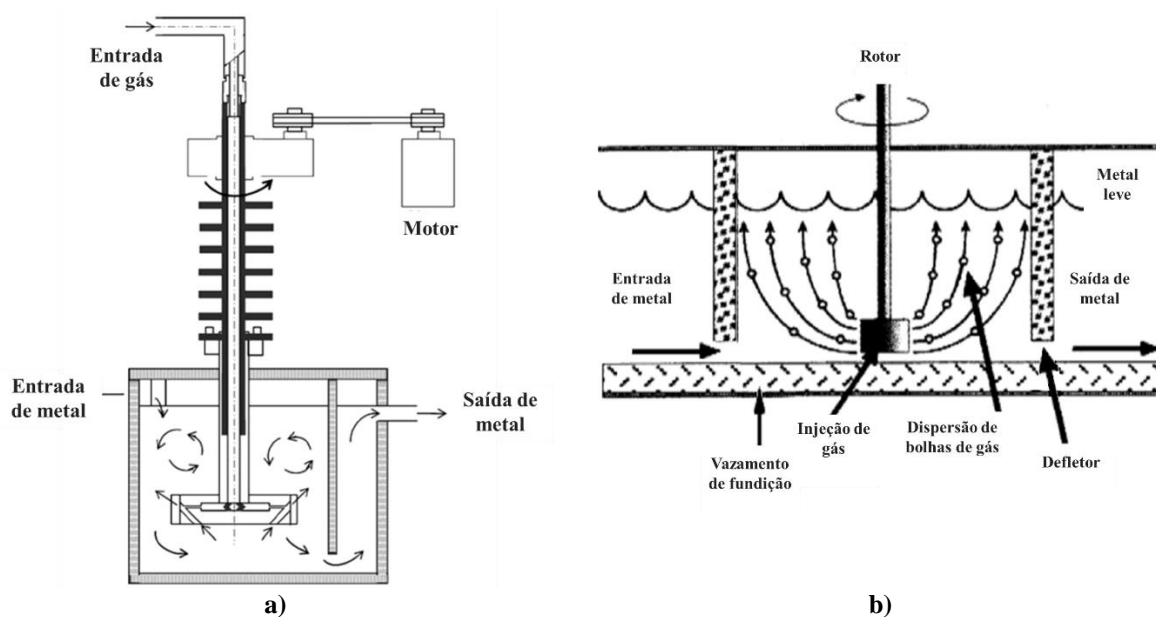
- i) **Atmosfera do forno:** Através da dissociação da umidade no ambiente proveniente dos produtos da combustão em atmosferas de forno, permitindo a difusão de hidrogênio atômico na massa fundida, tanto nos fornos de fusão ou de vazamento;
- ii) **Materiais da carga:** Os lingotes, as sucatas e os retornos de fundição podem conter óxidos de produtos de corrosão, areias ou outros detritos, e lubrificantes de máquinas. Todos estes contaminantes são fontes potenciais de hidrogênio através da redução dos compostos orgânicos, ou através da decomposição do vapor de água da umidade contida;
- iii) **Fluxos de Metal:** A umidade presente da atmosfera em contato com a parte superior do metal líquido, durante transporte de metal ou transferência na calha podendo resultar em absorção de hidrogênio a partir da decomposição do vapor d'água pelo alumínio;
- iv) **Componentes externos (utensílios):** As ferramentas utilizadas no forno tais como escumadeiras, pás e outros, podem fornecer hidrogênio para o banho se não forem mantidas limpas e pintadas com materiais refratários para evitar contaminação entre os óxidos presentes na peça com alumínio líquido. Os óxidos e resíduos de fluxo de tais ferramentas são particularmente as fontes de contaminação porque vão absorver a umidade diretamente da atmosfera;
- v) **Elementos de ligas:** A umidade presente nos metais metalúrgicos e refinadores de grãos podem ser adicionados ao fundido, afetando o teor de hidrogênio dissolvido;
- vi) **Tipo de liga:** Em ligas contendo magnésio, o óxido de magnésio formado sobre o banho metálico é amorfo e mais permeável ou menos protetor à difusão de hidrogênio da atmosfera para a massa fundida. Segue-se que períodos de elevada umidade aumentam os problemas enfrentados no tratamento da contaminação por hidrogênio e sua remoção e que as ligas contendo magnésio são mais suscetíveis à absorção de hidrogênio do que outras.

Devido à existência de grandes fontes potenciais de absorção de hidrogênio, foi desenvolvido um processo de degaseificação que começa pela injeção de um gás inerte no

banho. Esse vai borbulhar, e, por efeito mecânico, as bolhas do gás vão arrastar as bolhas de hidrogênio, bem como pequenas inclusões para a superfície. Essa injeção de gás inerte também vai contribuir para uma agitação do banho, melhor homogeneização da composição e temperatura. Esse processo, apesar de simples, requer alguns cuidados, entre os quais o pré-aquecimento da lança, quando inserido no banho, para não haver solidificação local de material fundido (OTSUKA, 2003).

Também foram desenvolvidas várias técnicas de rotor giratório que proporcionam uma mistura mais eficiente entre as reações gás-metal com tempo de reação mais curtos para atingir níveis mais baixos de hidrogênio. Juntamente com isso, o uso de gases fluxantes e filtração para remoção de óxidos vem permitindo melhores qualidade nos materiais fundidos.

Atualmente é comum encontrar, nos processos de fundição, equipamentos de inspeção e tratamento de metal, que são utilizados para detecção de inclusões não metálicas e retirada de hidrogênio no alumínio durante etapa de vazamento, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 3.21.



**Figura 3.21** – a) Esquema do processo ALPUR® (Hicter 1978; Bildstein and Hicter 1985; Bildstein and Ventre 1993), eficiência de 60-80% de remoção de hidrogênio no fundido; b) Esquema de uma unidade de degaseificação *Alcan Compact Degasser – ACD* (Waite e Thiffault 1996), com eficiência de 55-60% de remoção de hidrogênio (OTSUKA, 2003).

O hidrogênio, que ainda permanece no fundido, durante a solidificação, irá produzir porosidades nessa etapa, por causa do excesso de átomos absorvidos e a extrema baixa na solubilidade no estado sólido. Quando a temperatura abaixa, a pressão interna do hidrogênio cresce até atingir o valor da pressão hidrostática, podendo assim precipitar na forma molecular

e resultar na formação de vazios primários e/ou secundários, produzindo porosidades durante a solidificação (CAMPBELL, HARDING, 1994).

A porosidade primária ou interdendrítica se forma quando a concentração de átomos de hidrogênio é, suficientemente elevada e o tempo para sua rejeição na frente de solidificação é insuficiente, resultando em saturação supercrítica e formação de bolhas. A porosidade secundária ocorre quando os teores de hidrogênio dissolvido são baixos e a formação de vazios ocorre em concentrações de hidrogênio caracteristicamente subcríticas (ULANOVSKIY, 2015).

A formação de bolhas de hidrogênio é fortemente relacionada às forças de tensão superficial, pelo aumento das taxas de arrefecimento e solidificação do líquido que afetam a difusão e pela ausência de locais de nucleação para a precipitação de hidrogênio, tais como óxidos arrastados. A precipitação do hidrogênio obedece às leis de nucleação e crescimento e é semelhante nestes aspectos à formação de outras fases metalúrgicas durante a solidificação. O processo de precipitação com hidrogênio consiste em:

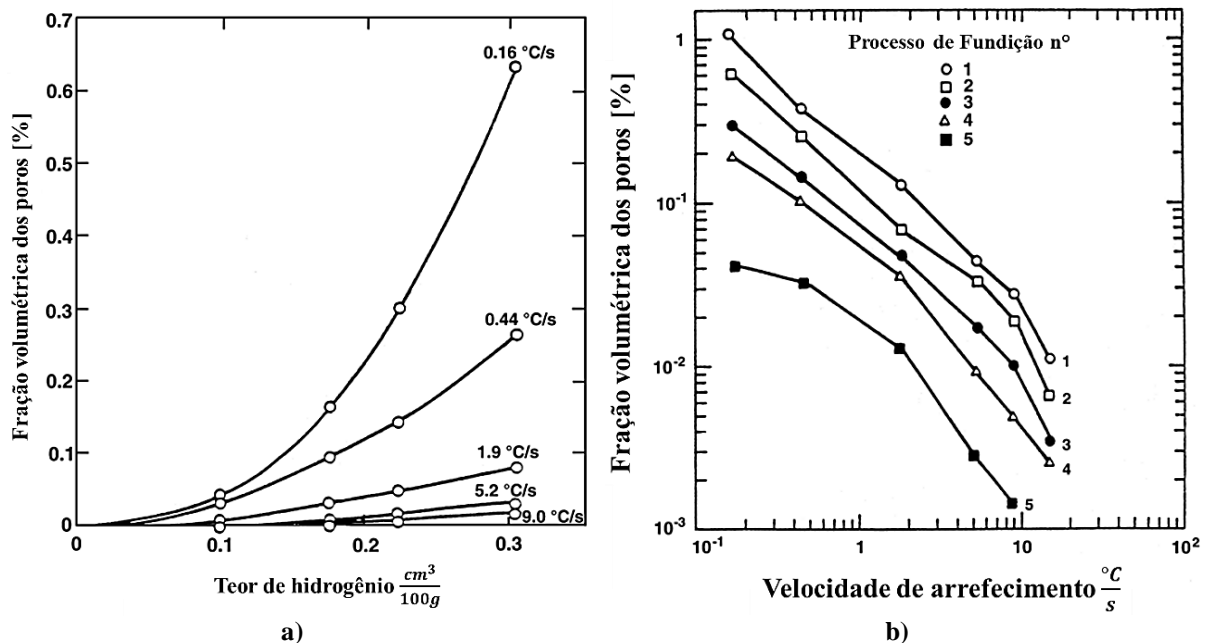
- Difusão de átomos de hidrogênio dentro da região de líquido;
- Formação de núcleos subcríticos em função do tempo e arrefecimento;
- Precipitação de bolhas de hidrogênio, ou seja, moléculas de H<sub>2</sub>;
- Permanência de átomos livres, devido ao excesso de hidrogênio dissolvido. Esses átomos irão se difundir posteriormente como bolhas, em processos subsequentes.

O resultado é uma distribuição geral de vazios que ocorre ao longo da estrutura solidificada. Na Figura 3.22, conforme DAVIS (1993), pode-se verificar a relação entre a taxa de arrefecimento para liga com teor de 4,7% de magnésio no alumínio em relação ao tamanho do poro formado na microestrutura. Também pode-se observar a relação entre o volume de poros, a taxa de arrefecimento e adição de inoculante.

A precipitação de hidrogênio num vazio de contração em formação influencia igualmente a morfologia da superfície. É impossível separar completamente os efeitos da contração de volume e do gás dissolvido na formação da microporosidade (DAVIS, 1993).

Mesmo que sejam normalmente considerados fenômenos independentes, existem mecanismos interativos que afetam ambos. Pequenas quantidades de hidrogênio dissolvido aumentam significativamente o tamanho dos poros quando se formam espaços vazios de contração.

A este respeito, os efeitos do gás e da contração do metal na fração volumétrica dos poros podem ser considerados aditivos. Uma vez que os vazios de retração devem, por definição, resultar em áreas de pressão reduzida em relação à atmosférica, a solubilidade em hidrogênio é reduzida no líquido circundante, facilitando a precipitação de hidrogênio no vácuo de formação. As características importantes desses poros como morfologia, densidade de poros, tamanho de poro e fração volumétrica de poros são afetadas pelo hidrogênio (DAVIS, 1993).

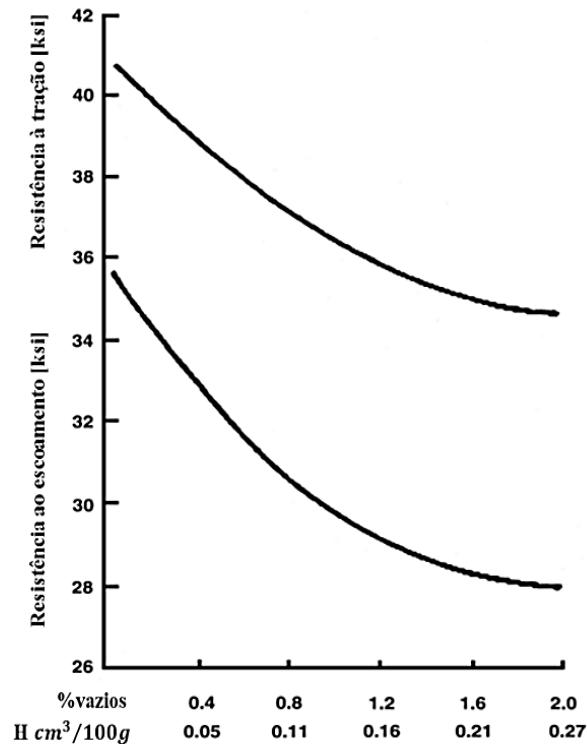


**Figura 3.22** – a) Relação entre o teor de hidrogênio e fração volumétrica dos poros para uma liga Al-4,7%Mg; b) Relação entre a fração volumétrica dos poros e taxa de arrefecimento para diferentes condições de processo para uma liga Al-4,7%Mg em termos de teor de hidrogênio em  $\text{cm}^3/100\text{g}$  e utilização de inoculante: 1) 0,31, sem adição inoculante; 2) 0,31, com adição inoculante; 3) 0,22, com adição inoculante; 4) 0,18, com inoculante; 5) 0,10, com inoculante (DAVIS, 1993).

A porosidade nas peças vazadas quer sejam causadas por bolhas de hidrogênio, contração de volume do metal, ou os defeitos mais habituais, que podem ser associados a ambas as condições, podem ser compreendidas e impedidas pelas seguintes atuações operacionais:

- i) Controle na atmosfera do forno e no tratamento do banho metálico no forno de fusão e vazamento, devendo ser realizada remoção efetiva de óxidos e outros minerais não metálicos, reduzindo assim a concentração de hidrogênio dissolvido;
- ii) Manipulação do banho metálico de forma a reduzir a turbulência, transportando um metal durante o vazamento mais brando e suave;
- iii) Processo de fundição utilizando as técnicas de extração de calor e aplicação dos princípios de solidificação direcional devem ser capazes de minimizar ou prevenir a porosidade de retração.

Na Figura 3.23 é verificada a influência do volume de vazios no sólido sobre as propriedades mecânicas dos produtos provenientes por meio do processo de fundição. Além disso, pode-se observar a incorporação de hidrogênio durante o processamento da liga A356.



**Figura 3.23** – Efeito da porosidade do hidrogênio e variação de vazios na resistência à tração e na resistência ao escoamento para materiais fundidos na liga 356.0-T6 (DAVIS, 1993).

As inclusões não metálicas são uma preocupação particular no alumínio fundido e juntamente com hidrogênio promovem vazios internos. Devido à sua reatividade, o alumínio se oxida facilmente nos estados líquido e sólido. A taxa de oxidação é maior nas temperaturas do metal fundido e aumenta com a temperatura e o tempo de exposição. O magnésio em ligas de alumínio oxida e com tempo e temperatura reage com oxigênio e óxido de alumínio para formar espinélio (DAVIS, 1993).

Várias formas de óxido exibem densidades semelhantes às do alumínio fundido e tamanhos que reduzem a eficácia da separação gravimétrica. Além disso, a maioria dos óxidos são molhados por alumínio fundido, reduzindo a eficácia dos métodos de separação mecânica. O alumínio é também quimicamente agressivo e pode reagir com compostos em formulações refratárias ou com os revestimentos usados para proteger cadinhos, conchas e ferramentas resultando no arrastamento de não metálicos exógenos.

Enquanto o óxido que se forma inicialmente na superfície do alumínio fundido é altamente protetor e limitante, qualquer agitação ou turbulência no tratamento e manuseamento



de alumínio fundido aumenta o risco de geração de óxidos e a reforma imediata da camada protetiva adicional. A concentração de óxido pode aumentar quando as adições de liga são agitadas na massa fundida, quando os elementos reativos e os compostos são imersos, quando o metal é estirado para o vazamento e quando o metal é vertido e conduzido pelo sistema de passagem para a cavidade do molde.

A prevenção de inclusões dar-se-á por meio de boas práticas operacionais e uso de equipamentos que minimizarão a oxidação, removendo eficazmente as partículas através de reações durante o fluxo do vazamento ou adequada filtração. A desgaseificação com gases inertes, como argônio; ou quase inerte, como o azoto, é apenas parcialmente eficaz na remoção da matéria incluída. A desgaseificação rotativa melhora a eficiência de remoção de inclusão, mas o uso de gases fluxantes, tais como cloro ou outros halogênios, são necessários para remover os óxidos incluídos, facilitando sua separação pela ação de varredura do gás fundente. O uso de fluxos sólidos apropriados tem o mesmo efeito.

O alumínio fundido pode ser filtrado por vários meios com eficácia variável. Filtros de telas, lã de aço, espuma porosa e cerâmica fundida podem ser usados, desde que a combinação de tamanho de poro, nível de contaminação de inclusão e área de superfície não restrinja excessivamente o fluxo de metal. Os filtros em cerâmica e em leito profundo são utilizados em fornos e cadinhos (DAVIS, 1993).

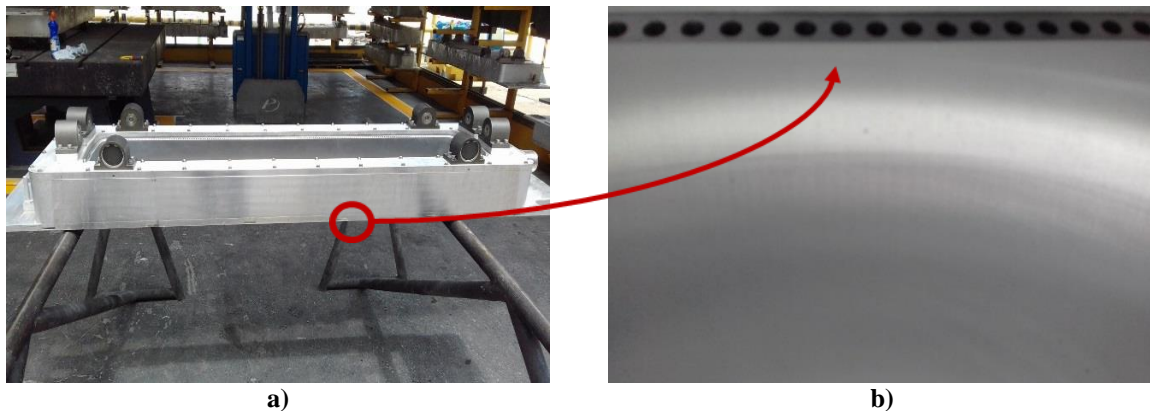
### **3.8.2 A influência da contração do metal no processo de solidificação**

A frente de solidificação no processo *Direct Chill*, da liga AA5052, como de qualquer outro fundido, passa, durante o seu resfriamento, por uma contração térmica.

O processo de lingotamento semicontínuo para produção de placas de alumínio na empresa CBA, tem como principal equipamento, o molde vazado, com orifícios para lubrificar as paredes do molde com óleo protetivo, conforme ilustra a Figura 3.24. São também verificadas, conforme apresentado na Figura 3.8, as etapas de refrigeração primária, secundária e terciária.

O controle e as características desse molde são necessários para impedir, principalmente, falhas de refrigeração durante a troca de calor existente entre o contato metal/molde, a fim de evitar porosidades internas por contrações de solidificação, que é um

problema derivado da troca térmica conforme IRFAN *et al.*, (2010) e outros defeitos superficiais, conforme apresentado na Figura 3.11.



**Figura 3.24** – Fotografias dos moldes de vazamento: a) molde de vazamento vertical; b) Orifícios para lubrificação do óleo protetivo entre metal/molde.

Os tipos de contração que ocorrem no metal, durante o processo de solidificação, são:

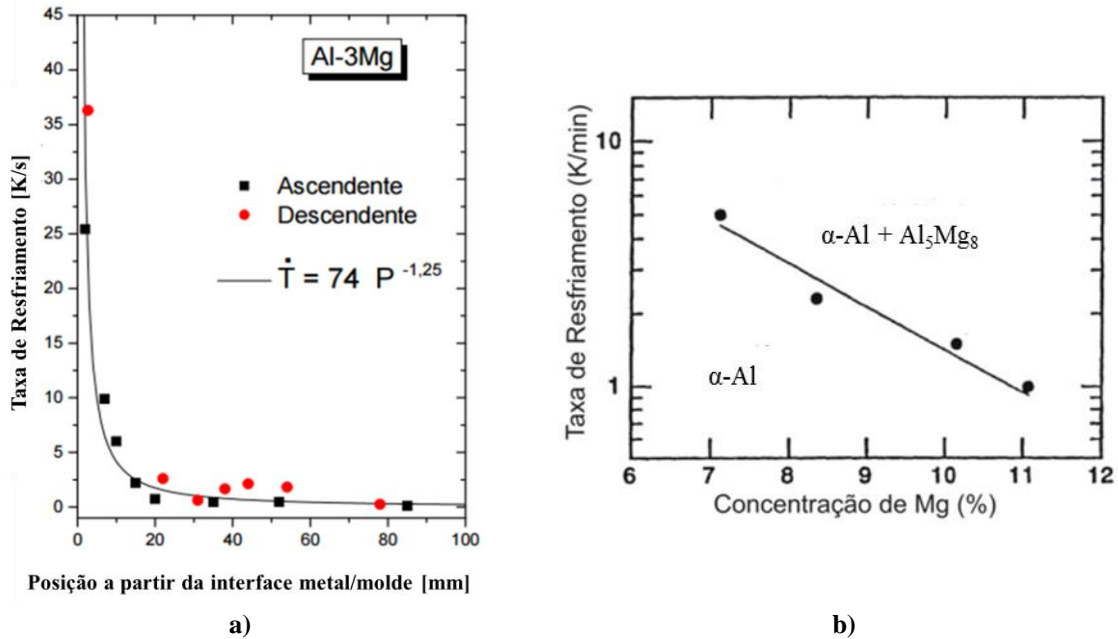
- i.** Contração líquida: Redução do volume de metal líquido à medida que o metal é resfriado.
- ii.** Contração de solidificação: Redução do volume de metal desde o início até o final da solidificação.
- iii.** Contração sólida: Redução do volume de metal no estado sólido até a temperatura ambiente.

A contração do metal se relaciona com a velocidade de vazamento e a quantidade de inoculante adicionada, pois essas variáveis influenciam diretamente a zona intermediária (sólido mais líquido), conforme apresentado na Figura 3.9, e podem gerar alguns defeitos relacionados à troca térmica e taxa de resfriamento de acordo com as condições atuais de processo, conforme apresentado na Figura 3.11.

De acordo com BRITO (2016), LIU e KANG (1997), a taxa de resfriamento, conforme mostrado na Figura 3.25, varia de acordo com a concentração de Mg na liga e entre o contato metal/molde. Os autores avaliaram a mudança de composição química das placas, em decorrência da adição do inoculante e alteração de velocidade, e se essa alteração pode influenciar de forma significativa o perfil de contração no estado sólido.

Sabe-se que a nucleação heterogênea é iniciada pela formação estável de núcleos cristalinos provenientes da adição de inoculantes com a função de refino de grão por meio de uma distribuição uniforme no metal líquido.

Dessa forma, o gradiente de temperatura pode ser determinado a partir dos valores das velocidades e taxas de resfriamento experimentais pela relação teórica entre essas duas variáveis térmicas de solidificação, conforme GARCIA (2007).



**Figura 3.25** – a) Fração da fase  $Al_5Mg_8$  em função do %Mg da liga (BRITO, 2016); b) Influência da taxa de resfriamento e do teor de Mg na formação do eutético  $\alpha$ -Al +  $Al_5Mg_8$  (LIU e KANG, 1997).

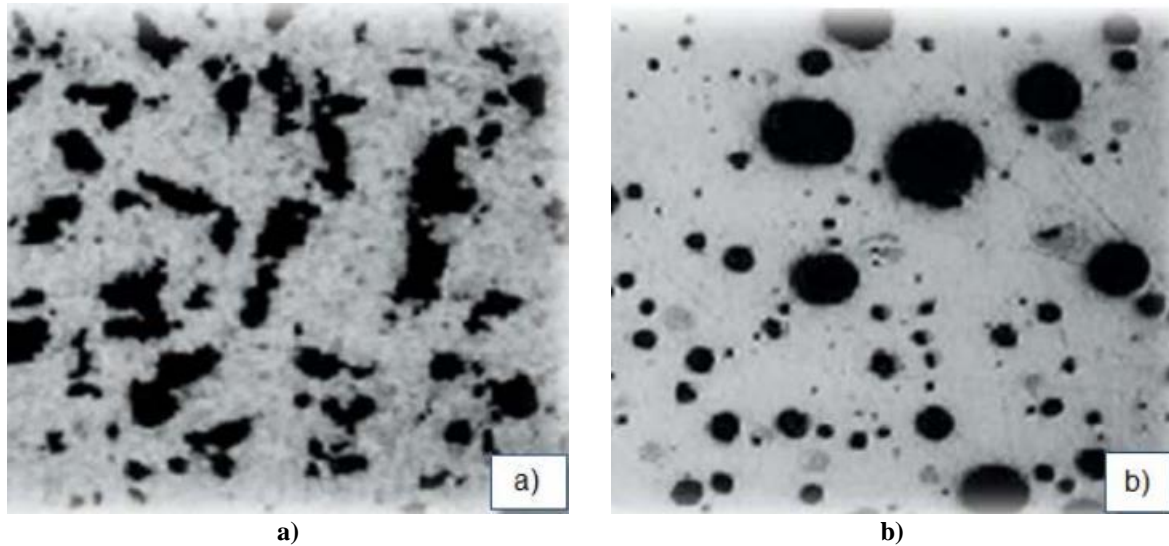
É importante lembrar que essa relação só se aplica para condições de transferência de calor unicamente por condução térmica, sendo esse o caso da solidificação unidirecional vertical decorrente do processo semicontínuo *Direct Chill* (DC), onde há transferência de calor exclusivamente por condução térmica, pois ambos os solutos rejeitados provocam a formação de um líquido mais denso junto à frente de solidificação (GARCIA, 2007).

De acordo com IRFAN *et al.* (2010), pode-se verificar que as contrações de solidificação são um problema derivado da troca térmica. Na Figura 3.26 é apresentado o comportamento e o formato dos poros, conforme KIRKMAN (2006). Na Figura 3.26-a, tem-se o poro com geometria irregular, definida como porosidade por contração, derivada na solidificação. Já na Figura 3.26-b, o poro apresenta geometria circular, definida como porosidade por hidrogênio aprisionado, derivado do fluxo de injeção.

Normalmente, a porosidade é gerada inicialmente durante contração do alumínio dentro do molde, durante a solidificação ou ainda pelo aprisionamento da molécula de hidrogênio conduzido para a cavidade durante o fluxo de injeção (HANGAI *et al.*, 2008). É

comum que apareçam poros com geometrias circulares, mesmo quando o efeito da contração é a principal fonte de formação da porosidade.

Quando verificada a presença de porosidade com formato com geometria irregular, esses podem ser derivados durante a contração do alumínio, que se formaram no início da solidificação (JORSTAD *et al.*, 2008).



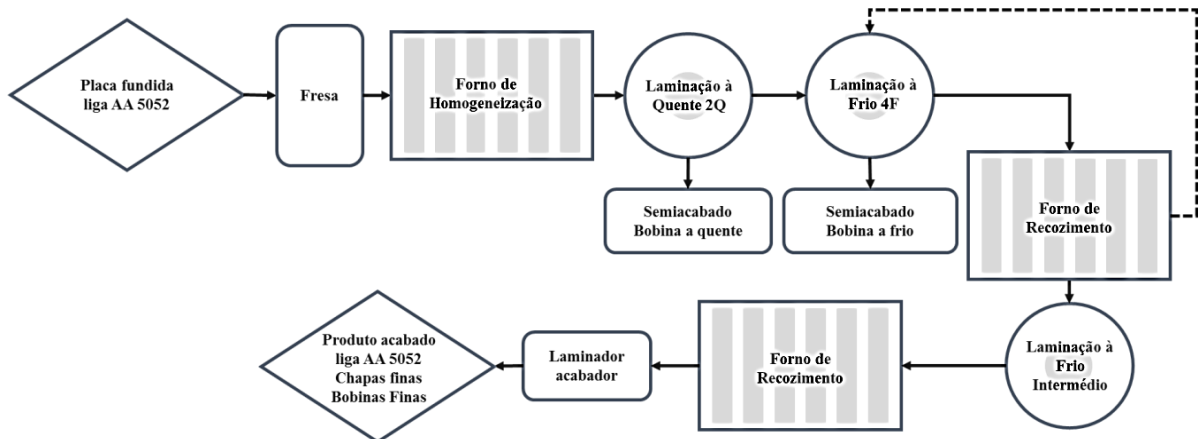
**Figura 3.26** – Tipos de poros e suas origens: a) Poro originado por contração térmica durante a solidificação; b) Poro originado por aprisionamento de hidrogênio (KIRKMAN, 2006).

Sabe-se que o intervalo da solidificação determina se a porosidade é classificada, do tipo macro ou micro. A porosidade gerada na contração, durante a solidificação do produto, pode ser então classificada como:

- Microporosidade. Pode ser resultado da solidificação do alumínio, que muitas vezes é gerada em função de produtos com alta concentração de massa, bolsas posicionadas em local inadequado ou até mesmo o molde com refrigeração insuficiente. Esse poro é conhecido como porosidade por contração (CAMPBELL, 2004).
- Macroporosidade: Pode ser resultado de uma alimentação inadequada, muitas vezes decorrente de um fluxo de material insuficiente, excesso de velocidade de vazamento ou turbulência.

### 3.9 Processo de laminação

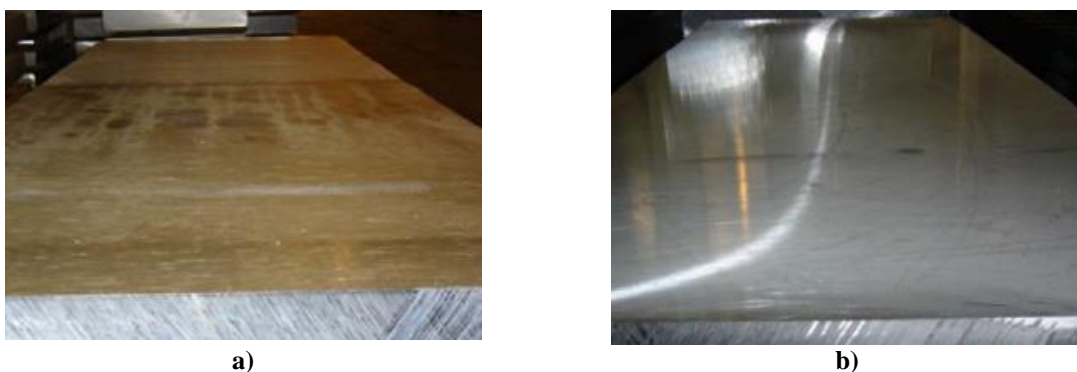
Para o processo de laminação as placas oriundas e aprovadas na inspeção visual são transportadas para a linha de laminação a quente. Nesse trabalho todas as placas fornecidas pela fundição foram encaminhadas para o processo de laminação a quente e posterior laminações a frio, de acordo com o fluxo de produção apresentado na Figura 3.27.



**Figura 3.27** – Fluxograma esquemático do processo de laminação para liga AA5052.

A placa fundida por meio do processo semicontínuo DC, com dimensional de 3000 a 3400mm de comprimento, 240mm de espessura e de 810 a 1310mm de largura é direcionada primeiramente para etapa de fresagem. Nesse processo de usinagem mecânica, a placa é fresada na parte superior e inferior para retirada de 10mm de ambas as faces, conforme apresentado nas Figuras 3.28-a e 3.28-b, a fim de retirar a camada da *Shell zone*, ou camada de contato metal/molde.

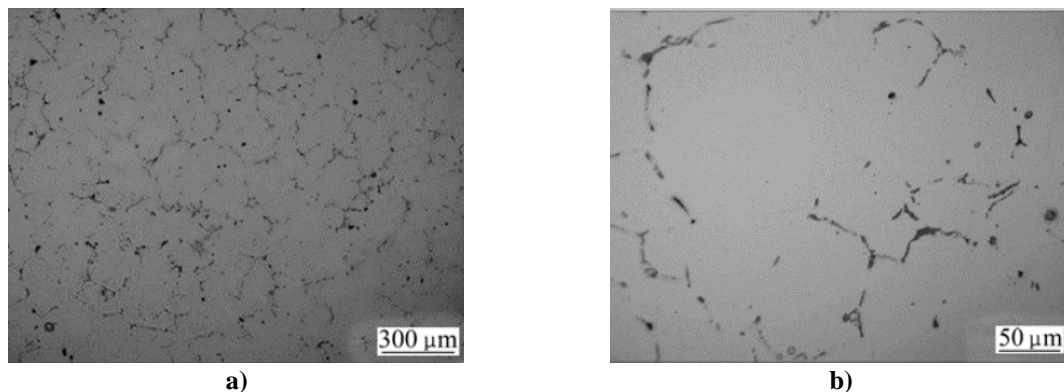
Posteriormente a placa fresada é transportada para a laminação a quente, sendo aquecida no forno de homogeneização estacionário, onde é aquecido o material até uma temperatura de 500°C por 10h, acima da temperatura de recristalização.



**Figura 3.28** – Fotografias das placas fundidas: a) antes de fresar; b) após fresar.

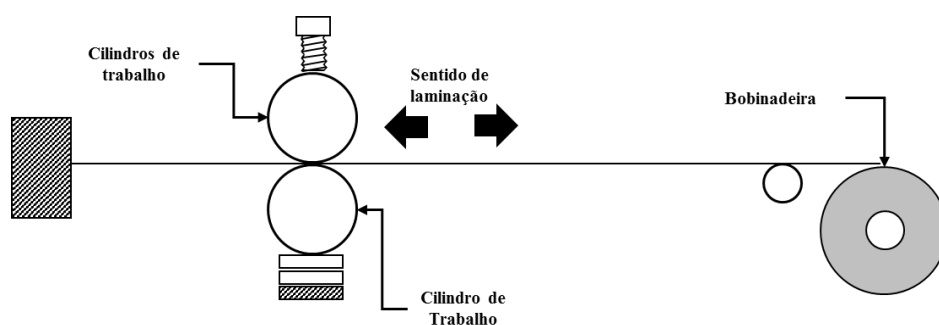
Na Figura 3.29 é mostrada a microestrutura característica do material após o tratamento térmico de recozimento.

De acordo com estudos mostrados por WANG *et al.* (2015), é possível observar a microestrutura da liga de alumínio AA5052, após homogeneização, apresentando uma estrutura dendrítica típica e uma matriz  $\alpha$ . Após o recozimento, há um crescimento de grão na matriz  $\alpha$  e o aumento das partículas de segunda fase, tendo a maioria das dendritas presentes no fundido dissolvidos na liga homogeneizada.



**Figura 3.29** – Micrografias ópticas de ligas de alumínio AA5052 homogeneizadas (WANG *et al.*, 2015).

O processo de laminação a quente dar-se-á por um laminador reversível; conforme mostrado na Figura 3.30, o equipamento consiste de dois cilindros de trabalho por meio do qual são realizados passes de laminação nas placas homogeneizadas, sendo a espessura de entrada 240mm, podendo chegar até 7mm de espessura no passe final, correspondendo a uma redução máxima de 97%.



**Figura 3.30** – Desenho esquemático de um laminador a quente reversível de duas cadeiras (Elaborado pelo autor).

Durante a laminação a quente, não há encruamento por deformação plástica, pois a uma temperatura acima de  $0,5T_f$ , onde  $T_f$  corresponde à temperatura de fusão do material, a liga de alumínio sofre recristalização, durante os passes de laminação (CALLISTER, 2008; DIETER, 1981). A grande vantagem desse processo é a possibilidade de grandes reduções, com poucos passes de laminação, aliado a uma baixa força de laminação, se comparados aos

laminadores a frio. Além disso, há garantia de uma microestrutura semelhante à microestrutura adquirida, após tratamento de recozimento, por causa da microestrutura recristalizada durante o processo, devido à energia interna, proveniente da temperatura de trabalho, mantendo-se, assim, as propriedades originalmente adquiridas antes da laminação (CALLISTER, 2008; DIETER, 1981).

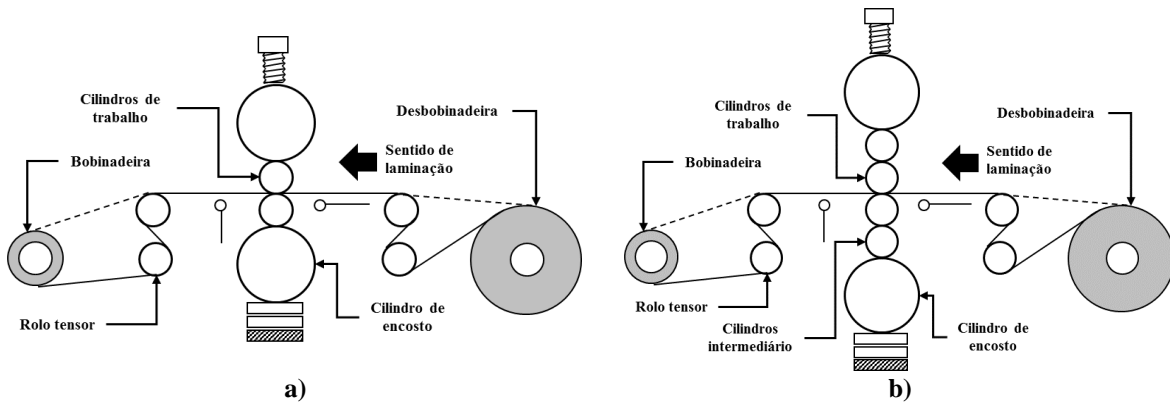
As condições superficiais do material são inspecionadas, após o material laminado como chapa ou bobina a quente, para checar defeitos superficiais, como ondulações, trincas laterais e bolhas. Nessa etapa do processo, devido às reduções da placa, as inclusões de hidrogênio ancoradas durante processo de solidificação na fundição são afloradas na superfície do laminado no formato de bolhas, gerando o defeito superficial, conforme apresentado na Figura 1.2-a.

A laminação a frio, processo subsequente à laminação a quente, lamina bobinas de 7mm de espessura até faixas de 0,80mm com filme plástico; condição essa mais crítica de processo para a liga AA5052. Na laminação a frio, as reduções nas bobinas ocorrem à temperatura abaixo da temperatura de recristalização do metal entre 0 a  $0,3T_f$ . Nesse processo, há um aumento na resistência mecânica e dureza do material, devido deformação plástica, devido ao grande acúmulo de discordâncias.

No processo de laminação a frio é melhorado o acabamento superficial no laminado, tornando a superfície mais plana e regular (CALLISTER, 2008; DIETER, 1981). Para as ligas de alumínio do grupo das não tratáveis termicamente, o encruamento do laminado é a única maneira de ocorrer um incremento em suas propriedades mecânicas.

Os laminadores a frio podem ser classificados quanto ao número de cilindros, podendo ser de dois, quatro ou seis cilindros, e quanto à forma de laminação, que pode ser reversível ou irreversível, conforme apresenta a Figura 3.31. Os cilindros de trabalho, que estão diretamente em contato com o material laminado, são separados somente por uma fina camada de emulsão que serve para refrigerar a área de arco de contato entre cilindro e metal. Esses cilindros têm a finalidade de manter a planicidade, rugosidade e qualidade superficial do laminado acabado (CALLISTER, 2008; DIETER, 1981).

Os cilindros de encosto ou apoio têm a finalidade de manter ajustados os parâmetros operacionais, a fim de garantir a força de laminação e o controle das pressões, auxiliando assim, na planicidade do material. O cilindro intermediário possui a finalidade de garantir a planicidade controlada por meio do deslocamento lateral dos cilindros.

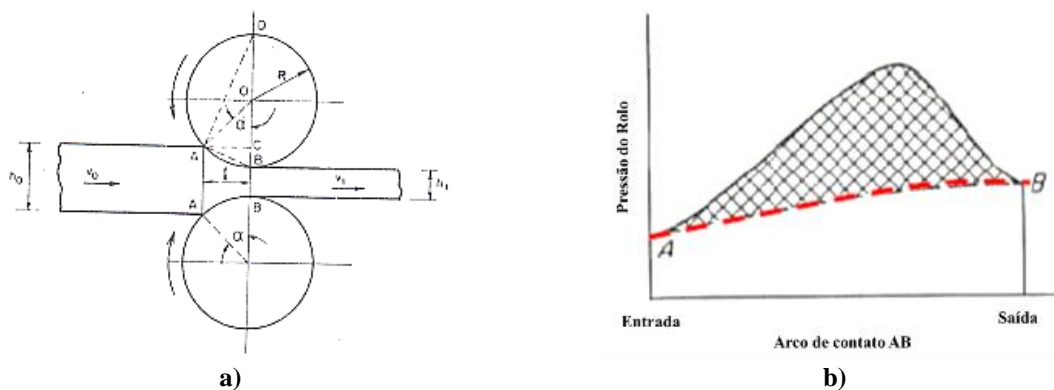


**Figura 3.31** – Desenho esquemático de laminadores à frio: a) 4 cilindros; b) 6 cilindros (Elaborado pelo autor).

Todo o processo de laminação a quente e a frio são baseados em fundamentos comuns de laminação, que envolvem os seguintes parâmetros de processo:

- Arco de contato entre os rolos e a chapa;
- Coeficiente de atrito ( $\mu$ );
- Redução total da deformação plástica;
- Quantidade de passes de laminação;
- Espessura do metal;
- Velocidade dos cilindros de laminação;
- Temperatura inicial do laminado;
- Pressão de laminação.

Na Figura 3.32 é apresentada a distribuição da pressão dos cilindros de laminação ao longo do arco de contato, mostrando que a pressão aumenta até um ponto máximo. Ponto esse onde a velocidade do laminado é igual à velocidade do cilindro, denominado ponto neutro, e, depois é reduzido. A velocidade da placa cresce, do ponto A entrada do laminado, até a saída no ponto B (DIETER, 1981).

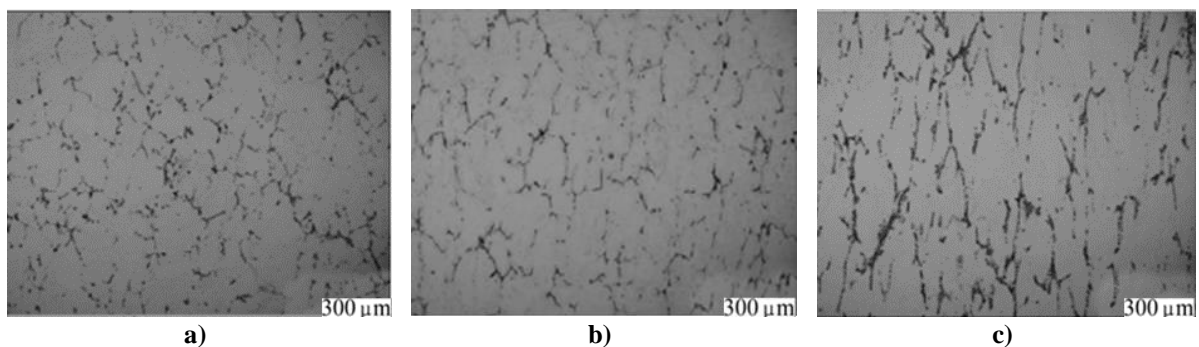


**Figura 3.32** – Desenho esquemático de um laminador e as relações de forças; b) Variação das forças de laminação entre os pontos A e B, área do arco de contato (DIETER, 1981).



De acordo com WANG *et al.* (2015) a quantidade de fase secundária é aumentada de acordo com o aumento da taxa de redução, decorrente dos processos de laminação. A Figura 3.33 apresenta as microestruturas ópticas da liga de alumínio AA5052 laminada a frio submetido a diferentes reduções, podendo verificar a estrutura típica tensionada e os grãos severamente alongados ao longo da direção de laminação para todas as amostras.

O tamanho dos grãos da liga AA5052 correspondentes aos laminados com diferentes reduções 33%, 46% e 75%, são: 156, 180 e 701 $\mu\text{m}$  de alongamento, respectivamente.



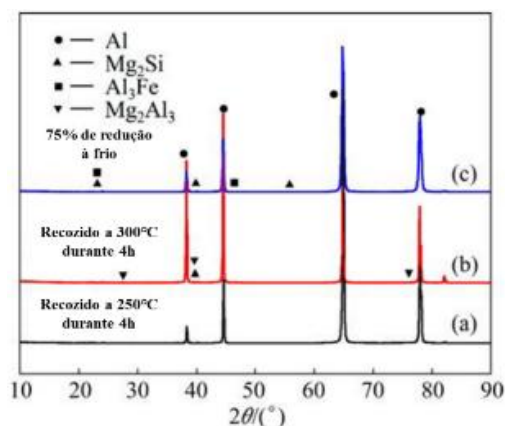
**Figura 3.33** – Micrografias ópticas mostrando microestrutura de ligas de alumínio AA5052 laminadas a frio com diferentes reduções: (a) 33%; (d) 46%; (c) 75% (WANG *et al.*, 2015).

Na Figura 3.34, são apresentados os resultados do estudo de difratometria de raios-x de WANG *et al.*, (2015) em que são verificados os microconstituintes da liga AA5052 laminada a frio com uma redução de 75%, posteriormente submetida a tratamentos térmicos de recozimento de recristalização em forno controlado. Abaixo encontram-se descritos os pontos de medição para a liga AA5052 laminada:

- (a) Com redução de 75%, recozida a 250°C por 4h;
- (b) Somente recozida a 300°C por 4h;
- (c) Redução de 75%.

Como pode ser visto na Figura 3.34, a fase  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$  pode ser detectada obviamente após o recozimento. Com o aumento do conteúdo de Mg, as fases são compostas por  $\alpha$  (Al) e  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ . Todas as amostras recozidas compreendem fases  $\alpha$  (Al),  $\text{Mg}_2\text{Si}$  e  $\text{Al}_3\text{Fe}$  e  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ . A amostra apenas laminada consiste das fases:  $\alpha$  (Al),  $\text{Mg}_2\text{Si}$  e  $\text{Al}_3\text{Fe}$  (nenhuma fase  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$  pode ser detectada).

Para a liga de alumínio AA5052 laminada com diferentes reduções são todas compostas por  $\alpha$  (Al),  $\text{Mg}_2\text{Si}$  e  $\text{Al}_3\text{Fe}$ , e nenhuma outra fase pode ser detectada. Isto significa que estes tipos de fases para a liga de alumínio AA5052 são inalteradas após a laminação.

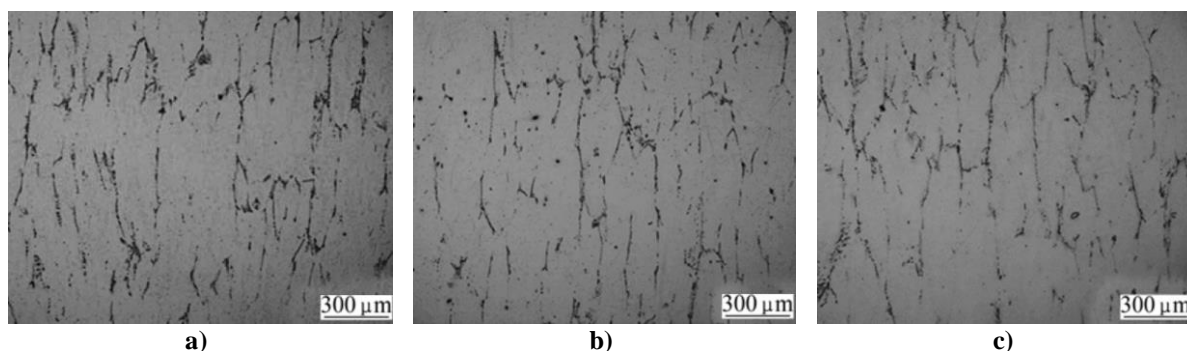


**Figura 3.34** – Padrões XRD da liga de alumínio AA5052 laminada com 75% de redução submetida a tratamentos térmicos diferentes a um tempo fixo de 4h (WANG *et al.*, 2015).

Comparando as composições de fase das amostras laminadas e as recozidas, é sabido que a fase  $Mg_2Al_3$  é induzida por tratamentos térmicos de recozimento. A medida que é aumentado o teor de Mg, a fase  $Mg_2Al_3$  também é aumentada (WEILER, *et al.*, 2009; BOEIRA, 2006; PIWONKA *et al.*, 2002; WHITESELL *et al.*; 2001; LEE *et al.*, 2001; VOLLER *et al.*, 1998).

WANG *et al.* (2015) ao estudar o efeito da laminação a frio e de diferentes tratamentos térmicos em ligas do tipo AA5052, pode ser observado conforme apresentado na Figura 3.35, as microestruturas da liga AA5052 laminada a frio com a redução de 75%, submetida a diferentes tratamentos térmicos de recozimento de recristalização com tempo fixo de 4h e temperaturas de: 220°C; 300°C e 380°C.

De acordo com WANG *et al.* (2015), os tratamentos de recozimento não alteram a morfologia dos grãos, mas o tamanho do grão da liga é maior com o aumento da temperatura de recozimento, tendo obtidos: 432 $\mu$ m, 480 $\mu$ m e 516 $\mu$ m, respectivamente.



**Figura 3.35** – Micrografias ópticas da liga AA5052, laminada com uma redução de 75%, submetida a diferentes tratamentos térmicos de recozimento de recristalização com tempo fixo de 4h: a) 220°C; b) 300°C; c) 380°C (WANG *et al.*, 2015).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Serão descritos neste capítulo os materiais e os ensaios executados para o desenvolvimento da presente Dissertação.

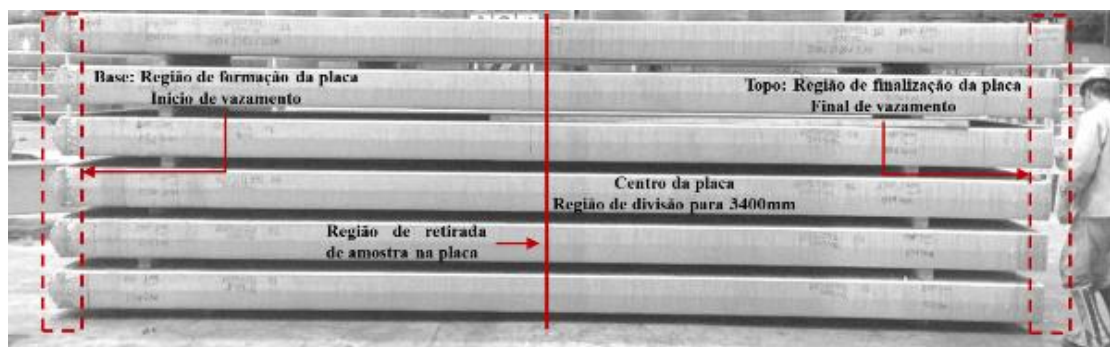
### 4.1 Materiais

O escopo do presente estudo propôs a análise da liga AA5052 fundida. Essa liga é um produto comercialmente utilizado principalmente no setor automobilístico, para fabricação de componentes de ônibus para transportes urbanos. Na Tabela 4.1 é apresentada a especificação química da liga AA5052, de acordo com a norma ASTM B221-14.

**Tabela 4.1** – Especificação química da liga AA5052 de acordo com a norma ASTM B221-14 (% em peso).

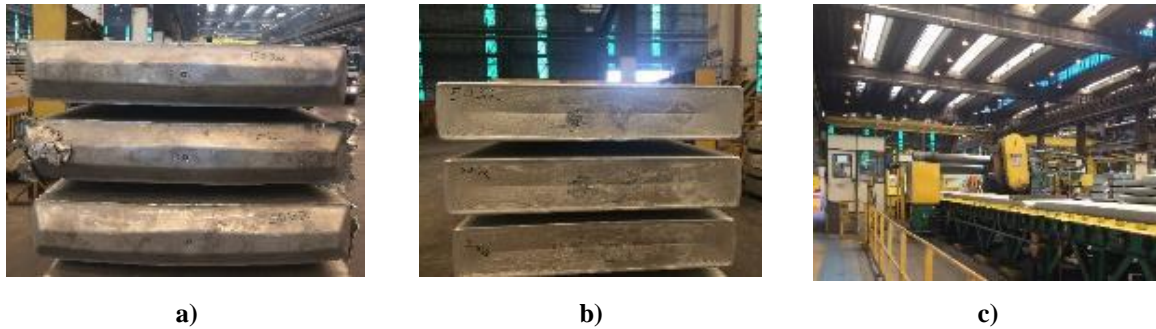
AA5052	Al	Mg	Fe	Cr	Si	Cu	Mn	Zn	Outros	
ASTM	Máx.	97,70	2,80	0,40	0,35	0,25	0,10	0,10	0,10	0,15
	Mín.	95,70	2,20	-	0,15	-	-	-	-	-

As amostras da liga AA5052 foram analisadas na condição bruta de fundição, na direção transversal à largura da placa e perpendicular à direção de vazamento, com dimensional de 1310mm de largura, 240mm de espessura e 7000mm de comprimento. Na Figura 4.1 é mostrado um conjunto de placas de uma corrida de 36 toneladas, com cada placa possuindo aproximadamente 6 toneladas.



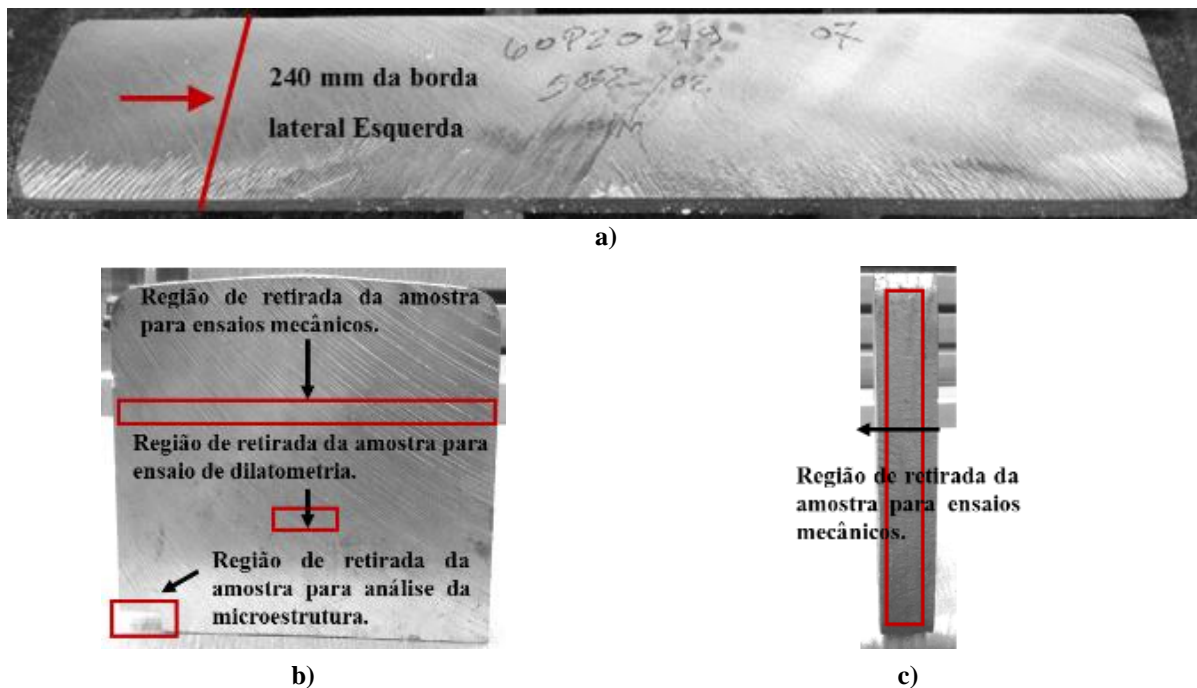
**Figura 4.1** – Imagem lateral da placa indicando a região de retirada da amostra no centro, topo e base.

As placas fundidas, após vazamento foram direcionadas para a etapa de serra loma, conforme ilustrado na Figura 4.2.c, onde foi feita a divisão em duas partes iguais de 3400mm, retirando a região da base e do topo, conforme apresentado na Figura 4.2.a e 4.2.b.



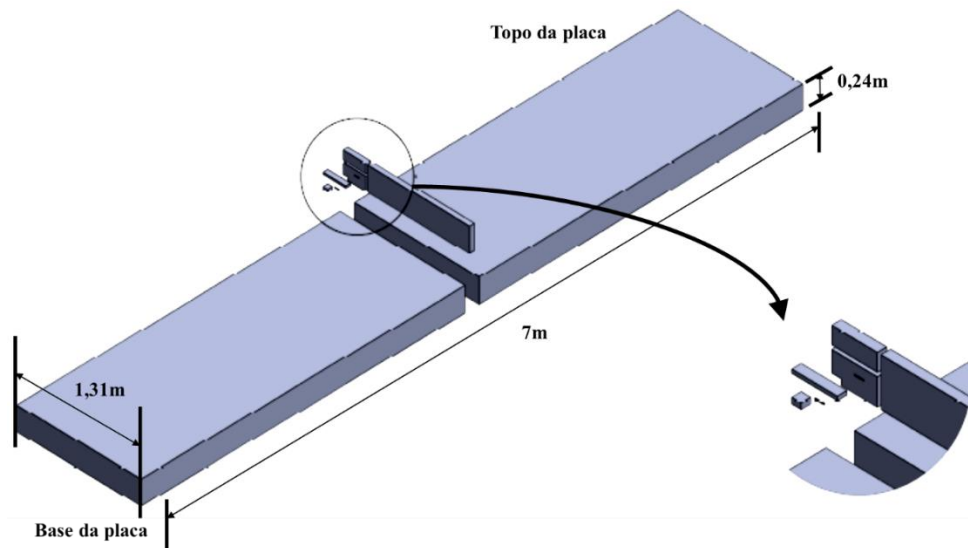
**Figura 4.2** – Fotografias do processo de serragem de placa: a) Base da placa; b) Topo da placa; c) Serra loma.

A amostra retirada do centro da placa, conforme apresentado na Figura 4.3-a, foi encaminhada para um segundo corte a 240mm de largura da borda para o centro. Depois foi retirada uma amostra de aproximadamente 50mm de comprimento, conforme Figura 4.3-b, para análise microestrutural, para a verificação da camada de *shell zone*, profundidade, tamanho e quantidade dos microporos. Nessa mesma amostra, também foram confeccionados os corpos de prova para análises de tração e dureza, conforme apresentado na Figura 4.3-b, ambos no sentido perpendicular a direção de vazamento do fundido, conforme a Figura e 4.3-c.



**Figura 4.3** – a) Amostra da peça retirada para análise microestrutural, dureza e ensaio de tração; b) Ponto de retirada da amostra para análise microestrutural, ensaios de tração, dureza e dilatometria; b) Face entre molde/metal com o ponto de retirada para realização dos ensaios de tração, dureza e dilatometria. Seta indicando sentido de solidificação.

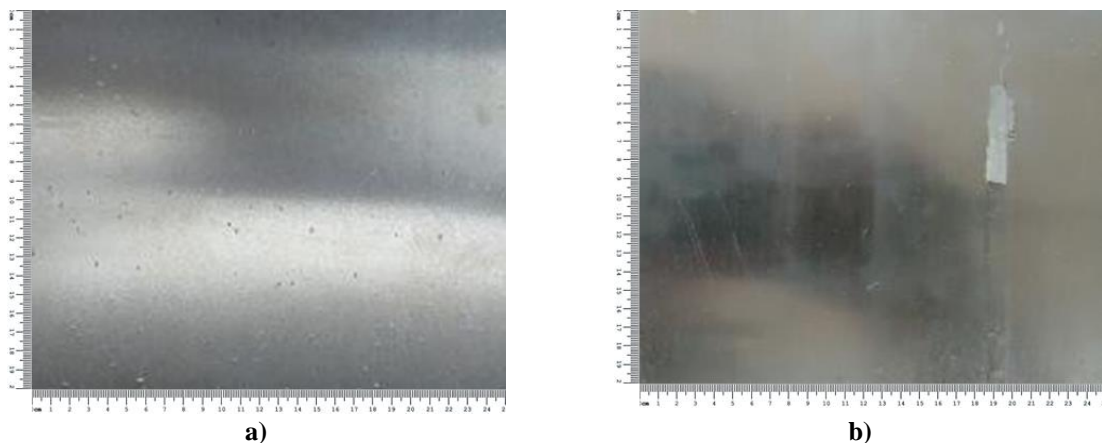
Na Figura 4.4 é apresentado um modelo de como foram retiradas as amostras para posterior realização dos ensaios e avaliação dos resultados.



**Figura 4.4** – Desenho esquemático para retirada das amostras das placas fundidas no processo *Direct Chill*.

## 4.2 Procedimentos Experimentais

Os materiais fundidos no processo DC da empresa CBA são transportados para a laminação a quente, porém, atualmente, o nível de rejeição verificado nesses processos, correspondente aos defeitos denominados internamente como bolhas e escamas, conforme ilustram as Figuras 4.5-a e 4.5-b, respectivamente, possuindo um nível de rejeição procedente muito elevado.



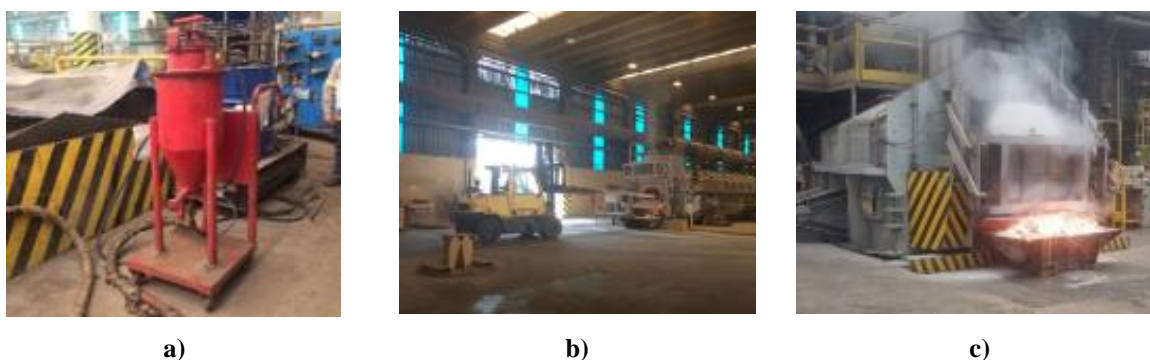
**Figura 4.5** – Fotografias das superfícies de amostras de materiais AA5052 laminados: a) Bolhas; b) Escamas.

Para isso, é imprescindível, para qualquer produto, processos bem controlados e ajustados, reduzindo assim os custos de produção, devido ao retrabalho.



A qualidade do fundido de placa para posterior laminação deverá garantir uma microestrutura com teores de hidrogênio, abaixo de 0,20ml de H<sub>2</sub>/100g de Al, a fim de garantir uma superfície isenta de defeitos de acordo com *benchmark* mundial.

Para remoção de elementos alcalinos: Na, Ca e Li foi utilizado um fluxador manual, conforme apresenta a Figura 4.6, o cloro utilizado como insumo para remoção dos elementos alcalinos e em menor proporção, foi utilizado para a remoção de átomos de hidrogênio. No mesmo estágio, o gás argônio é inserido para mover o banho e extrair também moléculas de gás de hidrogênio.



**Figura 4.6** – Sequência de limpeza do forno de vazamento: a) Fluxante para retirada de elementos alcalinos; b) etapa de limpeza do forno; c) Caçamba de escória após limpeza do forno.

O processo de lingotamento via DC para a produção de placa na empresa CBA, possui uma tecnologia ultrapassada, de controle operacional obsoleto em comparação às tecnologias atuais. Dessa forma, analisando as diversas variáveis operacionais que incorporam o processo de fabricação desse semiacabado, a velocidade de vazamento do fundido e a fração de inoculantes adicionada foram as escolhidas para análise neste estudo. Em função dos recursos tecnológicos disponíveis e respeitando os riscos à segurança dos colaboradores envolvidos, optou-se por realizar somente alterações iniciais nesses dois parâmetros chave do processo de solidificação. Para isso, foram separadas quatro condições de processamento de acordo com a mudança das variáveis operacionais, conforme descrito na Tabela 4.2.

**Tabela 4.2** – Definição dos parâmetros de processo analisados no presente estudo.

Condição	Velocidade de vazamento [mm/min]	Massa de inoculante [kg/ton]
A1	70	4
A2	70	8
B1	80	4
B2	80	8

Para efeito comparativo, a condição de processo A1, referência à situação atual de operação para produção da liga AA5052 na Companhia Brasileira de Alumínio. As velocidades e massas de inoculante utilizados foram baseados na capacidade máxima permitida para os elementos titânio e boro. Na especificação química da liga, esses elementos correspondem aos “outros” e devem ser adicionados no máximo 0,15% em peso da massa total, conforme apresentado na Tabela 4.1.

O planejamento para fabricação dos fundidos nas novas condições de processo consistiu na mesma preparação para os fornos de fusão e vazamento, ou seja, as curvas de temperatura, foram mantidas dentro da mesma faixa operacional usual. As condições operacionais de preparação da calha, ferramental e fluxação de escorificante também foram aplicados nas mesmas condições e medidas, conforme descrito na Tabela 4.3.

**Tabela 4.3** – Parâmetros de processo fixados para produção das placas nas condições de teste.

Parâmetros de processo	Faixa	Unidade
$T_{Vaz}$	690 à 720	°C
$v_{iVaz}$	50	mm/min
$v_{RC}$	70 ou 80	mm/min
$v_{Inoculante}$	2300	mm/min
$\dot{q}_{ia}$	250;	m <sup>3</sup> /h
$T_{Ea}$	24 a 32	°C
$T_{Sa}$	32 a 40	°C
$Qt_{FE}$	20	kg
$t_{FE}$	15	min

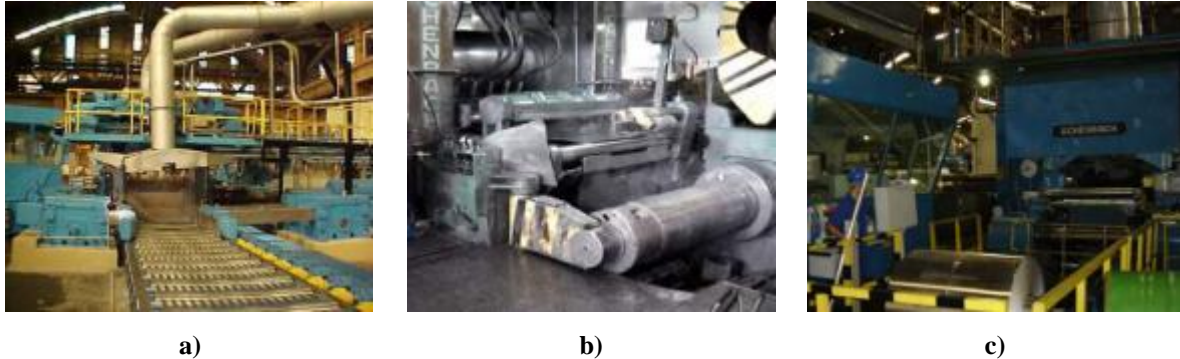
Na Tabela 4.4 é apresentado a quantidade de corridas e a quantidade de placas, para a produção em escala industrial, a fim de avaliar os efeitos das mudanças propostas no trabalho.

**Tabela 4.4** – Programação das corridas e número de placas produzidas para condição de processo.

Processo	Corrida [ton.]	Quantidade de corridas [unid.]	Quantidade de placas [unid./Corrida]
A1	36	2	6
A2	36	2	6
B1	36	2	6
B2	36	2	6

Para o processo de laminação, foram avaliados os aspectos superficiais do laminado, conforme etapa de processamento das placas da liga AA5052, apresentado na Figura 3.23. Independente da variação de espessura, após as reduções, as condições dos parâmetros operacionais tanto para a laminadores, quanto aos tratamentos térmicos foram as mesmas. Na

Figura 4.7 são mostrados os laminadores da transformação plástica da CBA, em que foram acompanhados e que puderam ser avaliados as superfícies dos produtos semiacabados e acabados, de acordo com cada etapa e condição de processo.



**Figura 4.7** – Equipamentos da Companhia Brasileira de Alumínio: a) Laminador a quente b) Laminador a frio para produto semiacabado; c) Laminador a frio para produto acabado.

#### 4.2.1 Caracterização das placas fundidas da liga AA5052

Para o estudo de caracterização das placas fundidas da liga AA5052, em condições estacionária e transiente de fluxo de massa, relacionado ao processo *Direct Chill*, empregou-se uma metodologia que envolveu a realização das etapas descritas no fluxograma apresentado na Figura 4.9.

- i. Elaboração da liga AA5052, com as proporções dos componentes calculadas em massa de acordo com a norma ASTM B221-14;
- ii. Obtenção das placas por solidificação transiente unidirecional descendente, referente ao processo *Direct Chill* e às condições de processo pré-estabelecidas (A1, A2, B1 e B2);
- iii. Determinação dos parâmetros de processo da liga AA5052 para as condições de processo;
- iv. Realização da análise química para as amostras retiradas antes da liberação do vazamento em escala industrial;
- v. Seccionamento da placa para obtenção da macroestrutura e da microestrutura;
- vi. Retirada de amostras e confecção de corpos de provas;



- vii. Caracterização da morfologia microestrutural por meio de técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) associada ao detector por energia dispersiva de raio X (EDS);
- viii. Realização de ensaios de dureza *Brinell* na placa para a liga AA5052, solidificadas no sentido vertical para as condições de processo pré-estipuladas (A1, A2, B1 e B2), de acordo com as normas ASTM E10-12;
- ix. Realização de ensaios de tração na placa para a liga AA5052, solidificadas no sentido vertical para as condições de processo pré-estipuladas (A1, A2, B1 e B2);
- x. Realização de ensaios de dilatométrica na placa para a liga AA5052, solidificadas no sentido vertical para as condições de processo pré-estipuladas (A1, A2, B1 e B2).
- xi. Correlações entre as propriedades mecânicas (tração, dureza) e dilatométrica e formação da microestrutura e condição de processo;
- xii. Correlações entre as microestruturas e parâmetros de processo de fundição;
- xiii. Obtenção do produto acabado no processo de laminação de acordo com as condições de processo pré-estabelecidas (A1, A2, B1 e B2).

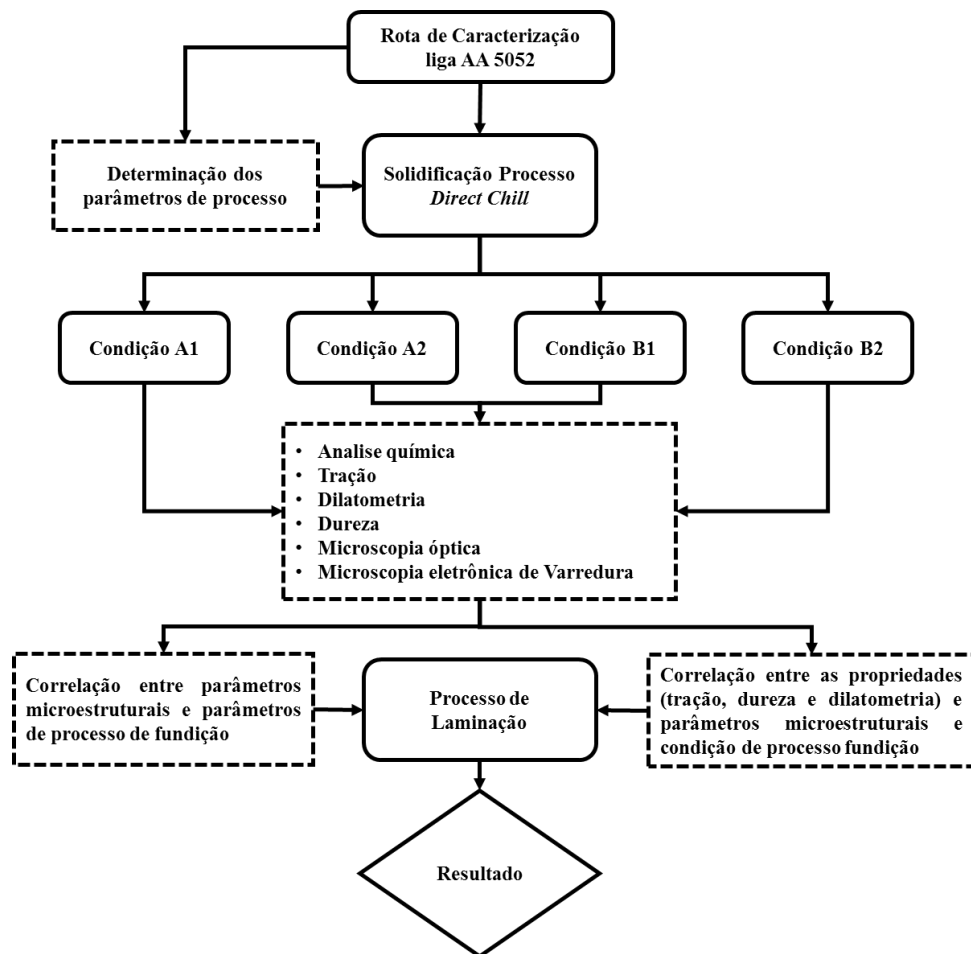


Figura 4.8 – Fluxograma das atividades desenvolvidas na execução desta dissertação de mestrado.

## 4.2.2 Caracterização química

Para avaliação da análise química, todas as amostras da liga AA5052, foram retiradas das placas processadas, conforme apresentado nas Figuras 4.3 e 4.4 de acordo com as condições de processo estabelecidas na Tabela 4.2.

Para realização das análises químicas, foi seguido um procedimento interno que consistiu primeiramente na preparação da superfície. Para isso, foi realizado o lixamento mecânico com lixas de carboneto de silício (SiC) com grãos 220, 400, 600, 800 e 1200. Posteriormente as amostras foram limpas com água destilada e devidamente secas.

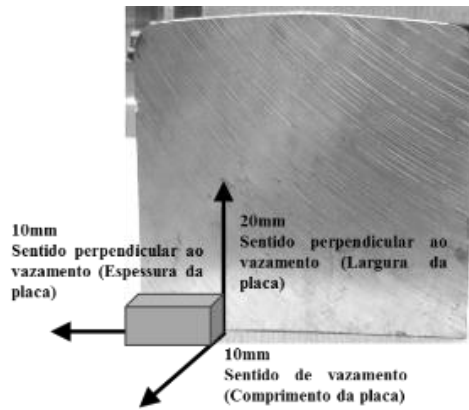
Para a medição da composição química das amostras foi utilizado o equipamento de espectrometria de emissão óptica da marca Thermo Scientific™ modelo ARL – *Applied Research Laboratories*, 3460, série 2557.

## 4.2.3 Caracterização macroestrutural e microestrutural

Os corpos de prova para realização da caracterização da macroestrutura e microestrutura possuíam dimensões de 20mm x 10mm x 10mm, conforme apresentado na Figura 4.11 e oito amostras, sendo duas para cada condição de processo. Depois de embutidos, foi realizado o lixamento mecânico com lixas de carboneto de silício (SiC) com grãos 220, 400, 600, 800 e 1200. Posteriormente as amostras foram limpas com água destilada e devidamente secas. Avaliação se deu em cinco pontos específicos partindo da borda para o centro a cada 8mm.

Para as análises com luz polarizada, as amostras foram atacadas com solução de anodização, denominada *Barker*, preparada com 982ml de H<sub>2</sub>O destilada e adição de 18ml de ácido fluobórico (HBF<sub>4</sub>) em concentração de 50%, seguindo essa ordem, mantendo-se a amostra em solução aquosa por 3min a 20V.

A mesma solução de ácido fluobórico (HBF<sub>4</sub>), com concentração de 50%, foi usada como revelador, e o ataque foi feito por imersão a frio durante um intervalo de tempo de 25 a 30s, para análise da camada da *shell zone*, microporosidades e precipitados.



**Figura 4.9** – Posição de retirada da amostra para caracterização microestrutural.

Foram aplicados procedimentos metalográficos quantitativos, com o objetivo de determinar os diâmetros dos poros, a quantidade de poros e o tamanho do grão da fase  $\alpha$ , para isso, foi utilizado a norma ASTM E112-13.

As amostras foram analisadas na longitudinal em relação à largura da placa e perpendicular ao comprimento da mesma, na região da borda (de forma que uma das faces coincida com região de contato entre metal/molde), conforme apresentado na Figura 4.11.

As micrografias foram obtidas com o auxílio de um microscópio óptico Olympus BX51M e uma câmera digital Olympus DP12. Para analisar a camada da *shell zone*, microporosidades, precipitados, e medição de tamanho de grãos, foi utilizado o software *Image Pro Plus*, com aumento de até 500x.

As amostras também foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), juntamente com a espectroscopia por energia dispersiva de raio X (EDS), equipamento EDAX AMETEK, Inc., NJ, EUA, do laboratório de microscopia do Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares (IPEN), com o objetivo de caracterizar a geometria e o tamanho dos poros, assim como os tipos de inclusões intermetálicas presentes nas placas, quando ocorrido. Para esse fim, as amostras foram devidamente lixadas e atacadas com solução aquosa de ácido fluobórico ( $\text{HBF}_4$ ), como reativo e o ataque por imersão a frio por 25 a 30s.

#### **4.2.4 Ensaio de tração**

O ensaio de tração fez-se necessário, pois o trabalho buscou modificar a microestrutura por meio da alteração da velocidade de vazamento e proporção de inoculante no produto fundido. Desejou-se para um bom desempenho das placas laminadas, condições

propostas sem alterações nas propriedades mecânicas em relação à condição atual de fabricação. É importante, dessa forma, entender o comportamento de duas variáveis que são:

- Tensão real  $\sigma_r$ ;
- Deformação real  $\varepsilon$ .

A Equação 4.1, proposta por Hollomon, mostra a relação entre  $\sigma_r$  e  $\varepsilon$ , a constante plásticas de resistência ou coeficiente de resistência ( $k$ ) e o fator de sensibilidade da taxa de deformação ( $n$ ) também conhecida como coeficiente de encruamento (DIETER, 1981).

$$\sigma_r = k \cdot \varepsilon^n \quad (4.1)$$

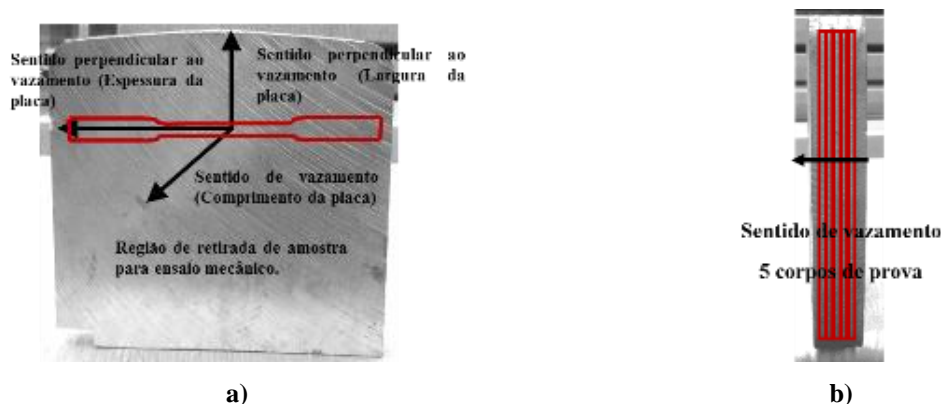
O gráfico duplo logarítmico da tensão verdadeira e da deformação verdadeira até a carga máxima resulta em uma linha reta quando os dados satisfazem a Equação 4.2. O coeficiente de resistência ( $k$ ) é a tensão verdadeira para  $\varepsilon = 1$ . O coeficiente de encruamento ( $n$ ) pode variar na faixa  $0 < n < 1$ . O valor  $n = 0$  representa um sólido perfeitamente plástico, enquanto que  $n = 1$  representa um sólido elástico. Para a grande maioria dos metais, o valor de  $n$  fica na faixa  $0,1 < n < 0,5$ .

A principal delas é que a tensão é nula quando a deformação plástica é zero, o que não é real. Além disso, frequentemente são observados desvios para deformações muito baixas, da ordem de  $10^{-3}$ , ou muito altas,  $\varepsilon \approx 1$  (DIETER, 1981). Outro tipo comum de desvio ocorre no gráfico duplo logarítmico da Equação 4.2, que resulta em duas linhas retas com diferentes inclinações. Neste trabalho, a partir dos dados de tensão e deformação de engenharia, foram calculadas as tensões e deformações reais. A partir desses dados, foi realizada uma regressão linear, com o objetivo de se determinar as constantes características  $k$  e  $n$ , que permitirão uma comparação mais refinada das relações entre a deformação plástica uniforme real e a tensão real das placas fabricadas nas condições estudadas.

$$\log \sigma_r = \log k + n \log \varepsilon \quad (4.2)$$

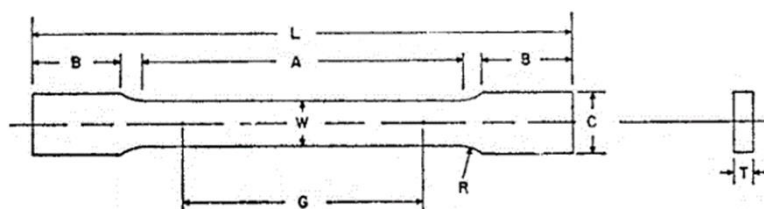
Os ensaios de tração foram realizados, conforme norma ASTM E8/E8M-09, para obtenção dos limites de escoamento e de resistência à tração e alongamento das placas solidificadas pelo processo DC. Estes ensaios foram realizados para corpos de prova usinados a partir de placas fabricadas em todas as condições propostas neste trabalho (A2, B1 e B2) e também na referência (A1), que representa a condição atual de processo na empresa CBA. A

Figura 4.12, apresenta a forma como confeccionado os corpos de prova para o ensaio de tração, para as diferentes condições. Todos os corpos de prova foram mecanicamente usinados na oficina de preparação de amostras da empresa CBA.



**Figura 4.10** – Fotografias ilustrando a) Sentido de retirada dos corpos de prova de tração coincidindo com o sentido de vazamento; b) Disposição das amostras para ensaio de tração, com relação ao sentido de vazamento.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina da marca EMIC, modelo DL5000/700 com capacidade de 50kN, sem extensômetro e velocidade média de 0,25m/min. Foram confeccionados cinco corpos de prova, para cada condição de processo, de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09, conforme Figura 4.13.



**Figura 4.11** – Padrão de corpo de prova para amostra de ensaio de tração de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09.

Na Tabela 4.5, é referenciado o dimensionamento padrão, conforme norma ASTM, para a confecção dos corpos de prova.

**Tabela 4.5** – Dimensional para o padrão de corpo de prova de tração de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09.

SIGLAS	DIMENSÕES [mm]
G – Comprimento	50 ± 0,1
W – Largura	12,5 ± 0,2
T – Espessura	240
R – Raio de curvatura	12,5
L – Comprimento Total	200
A – Comprimento da Zona de Redução	57
B – Comprimento da Posição da Garra	50
C – Largura da Posição da Garra	20

#### 4.2.5 Ensaio de dilatométria

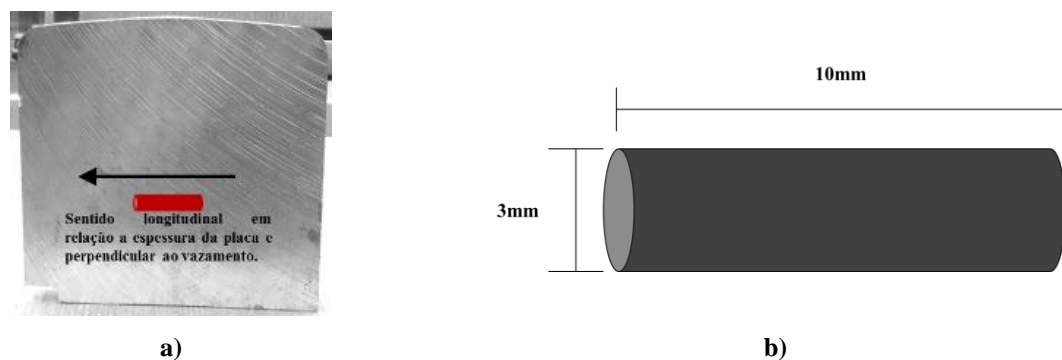
As amostras confeccionadas para os ensaios de dilatométria foram usinadas com geometria cilíndrica e possuíam 3,00mm de diâmetro e 10,00mm de comprimento.

Os cilindros foram usinados com o seu comprimento alinhado no mesmo sentido de retirada dos corpos de prova de tração, conforme apresentado na Figura 4.14. Foram elaboradas 10 amostras por corrida, para avaliação em cada condição de processo.

O equipamento utilizado para realização dos ensaios foi um dilatômetro de têmpera R.I.T.A L78 da fabricante LINSEIS do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) do DEMET-EM-UFOP.

O planejamento dos ensaios consistiu no aquecimento das amostras até a temperatura de 500°C, mantendo-as nesta temperatura por 1 min. Finalmente as amostras foram resfriadas com três diferentes taxas de resfriamento, que foram 0,5°C/s, 1,0°C/s e 2,0°C/s.

O objetivo destes ensaios foi avaliar se há um efeito significativo das diferenças de composição química e das velocidades de resfriamento do sólido sobre a taxa de contração térmica da liga AA5052. As taxas escolhidas para a realização dos ensaios estão próximas das taxas usuais do processo DC com e sem as alterações propostas.



**Figura 4.12** – a) Região de retirada de amostra; b) Padrão de corpo de prova para amostra de dilatométria.

As Equações 4.3 e 4.4 foram utilizadas para analisar e interpretar os dados de dilatométria, em que  $L$  é o comprimento instantâneo do cilindro para uma dada temperatura,  $L_0$  é o comprimento inicial do cilindro à temperatura ambiente, o coeficiente de proporcionalidade  $\alpha_L$ , chamado de coeficiente de dilatação linear, é uma característica do material e  $\Delta T$  é a diferença de temperatura entre  $T_0$  (temperatura inicial) e  $T$  (temperatura instantânea).

$$\Delta L = L - L_0 = L_0 \cdot \alpha_L \cdot \Delta T \quad (4.3)$$

$$\frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} = \alpha_L \cdot \Delta T \quad (4.4)$$

Como a deformação linear do material pode ser escrita por meio da Equação 4.5, logo pode-se escrever finalmente a Equação 4.6.

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (4.5)$$

$$\varepsilon = \alpha_L \cdot \Delta T \quad (4.6)$$

#### 4.2.6 Ensaio de dureza

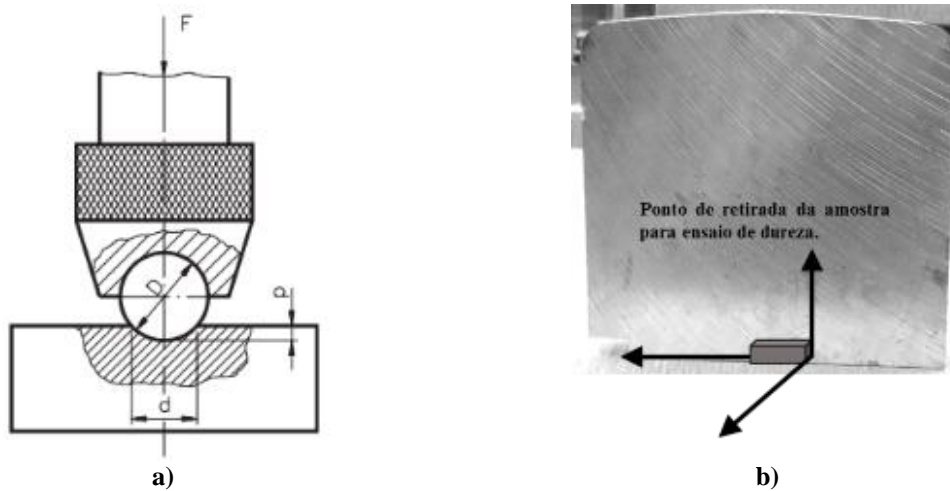
O ensaio de dureza *Brinell* consiste em comprimir lentamente uma esfera de aço temperado, de diâmetro ( $D$ ), sobre uma superfície plana, polida e limpa de um metal, por meio de uma carga  $F$ , durante um tempo  $t$  produzindo uma calota esférica de diâmetro ( $d$ ), conforme Figura 4.15-a.

A dureza *Brinell* é representada pelas letras  $HB$ , que correspondem a *Hardness Brinell*. Devido à dificuldade técnica de medição da profundidade ( $p$ ), que é diminuto, utiliza-se a relação matemática entre a profundidade ( $p$ ) e o diâmetro da calota ( $d$ ) para chegar à fórmula matemática que permite o cálculo da dureza *Brinell*, representada a seguir pela Equação 4.7.

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (4.7)$$

O ensaio de dureza *Brinell* foi realizado utilizando-se a norma ASTM E10-15, com o durômetro modelo *VebWerkstoffprüfmaschinen* Leipzig, fabricação de 1960.

Foram medidos 5 pontos para cada condição proposta. Na Figura 4.15-b, é apresentado a região de retirada e confecção das amostras.



**Figura 4.13** – a) Desenho esquemático para o ensaio *HB*; b) Região de retirada da amostra.

#### 4.2.7 Análise Estatística

Para a realização da análise estática foi utilizado o software MINITAB 18®, a fim de avaliar as amostras coletas industrialmente, correspondentes aos tipos de processos especificados conforme já apresentado nas Tabelas 4.2 e 4.4.

Para a obtenção de resultados confiáveis e ter a possibilidade de repetibilidade e reprodutibilidade do experimento, foi elaborado um procedimento operacional contendo o passo a passo das tarefas para cada condição de processo.

A metodologia aqui empregada para análise e estudo estatístico é denominada de DOE – *Design of Experiments*, Metodologia de Planejamento e Análise de Experimentos.

Foi realizada uma análise estatística descritiva com um intervalo de confiança de 95%, com o objetivo de avaliar a influência específica da velocidade de vazamento e da quantidade de inoculante para cada uma das variáveis respostas: profundidade da camada da *Shell zone* (mm), diâmetro do poro ( $\mu\text{m}$ ); quantidade de poro (unidade); Tamanho de grão ( $\mu\text{m}$ ).



## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos com o desenvolvimento deste estudo. Estão disponíveis os dados de caracterização química, microestrutural, propriedades mecânicas e de dilatométrica, para as amostras obtidas nas condições propostas no processo de fundição *Direct Chill*. Discussões pertinentes a respeito do efeito das condições de processamento, sobre as características dos materiais e o seu desempenho em laminação (índice de rejeição decorrente da ocorrência de defeitos superficiais) também são apresentadas.

### 5.1 Caracterização química

As composições químicas das amostras da liga AA5052 produzidas com as combinações propostas de velocidade de vazamento e adição de inoculante, estão apresentadas na Tabela 5.1.

**Tabela 5.1** – Especificação química da liga AA5052 de acordo com a norma ASTM e os resultados de composição química obtidos para as amostras produzidas para cada condição de processo (% em peso).

Amostra	Al	Mg	Fe	Cr	Si	Cu	Mn	Zn	Ti	B	Outros	
ASTM	Máx.	97,70	2,80	0,40	0,35	0,25	0,10	0,10	0,10	0,05	0,05	0,05
	Min.	95,70	2,20	-	0,15	-	-	-	-	-	-	-
A1	96,97	2,30	0,29	0,19	0,11	0,01	0,04	-	0,05	0,02	0,02	
A2	96,94	2,40	0,31	0,16	0,12	0,02	0,03	-	0,01	0,01	0,00	
B1	96,89	2,30	0,34	0,18	0,13	0,01	0,04	-	0,04	0,02	0,05	
B2	97,10	2,20	0,28	0,19	0,10	0,01	0,04	-	0,04	0,01	0,03	

Os resultados das análises químicas das quatro condições de processamento estão de acordo com a especificação da norma ASTM B221-14. Percebe-se uma pequena variação de valores, aceitável, para a classe de produto em questão. É importante salientar que mesmo com aumento na adição dos elementos titânio e boro, os mesmos mantiveram-se dentro dos limites estabelecidos pela norma.

#### 5.1.1 Análise do teor de hidrogênio no banho metálico

Na Tabela 5.2 é apresentado o resultado do valor obtido por meio do equipamento AISCAN<sup>TM</sup>, utilizando técnica quantitativa para monitorar diretamente o teor de hidrogênio dissolvido no alumínio líquido. Avaliação ocorreu durante o processo de vazamento, na calha

de transferência do metal líquido, conforme apresentado na Figura 3.6-a. Pôde observar que a variação no teor de hidrogênio não teve alterações significativas, com à alteração da velocidade, durante o vazamento do material, ou seja, o hidrogênio incorporado no metal está ligado diretamente a etapa de transformação de fase do metal. Este fato encontra-se em conformidade com os trabalhos de IRFAN *et al.* (2010), JORSTAD *et al.* (2008) e HANGAI *et al.* (2008) e KIRKMAN (2006).

Dessa forma, os microporos formados na etapa de solidificação encontram-se diretamente ligados ao perfil térmico de solidificação, alterado pela mudança de velocidade de vazamento.

**Tabela 5.2** – Análise comparativa de teor de hidrogênio [ml de H<sub>2</sub>/100g de Al] em relação a cada processo.

<b>Parâmetro de Processo</b>	<b>Teor de H<sub>2</sub> [ml de H<sub>2</sub>/100g de Al]</b>	<b>Temperatura de vazamento</b>
<b>A1</b>	0,32	715
<b>A2</b>	0,35	720
<b>B1</b>	0,31	715
<b>B2</b>	0,29	710

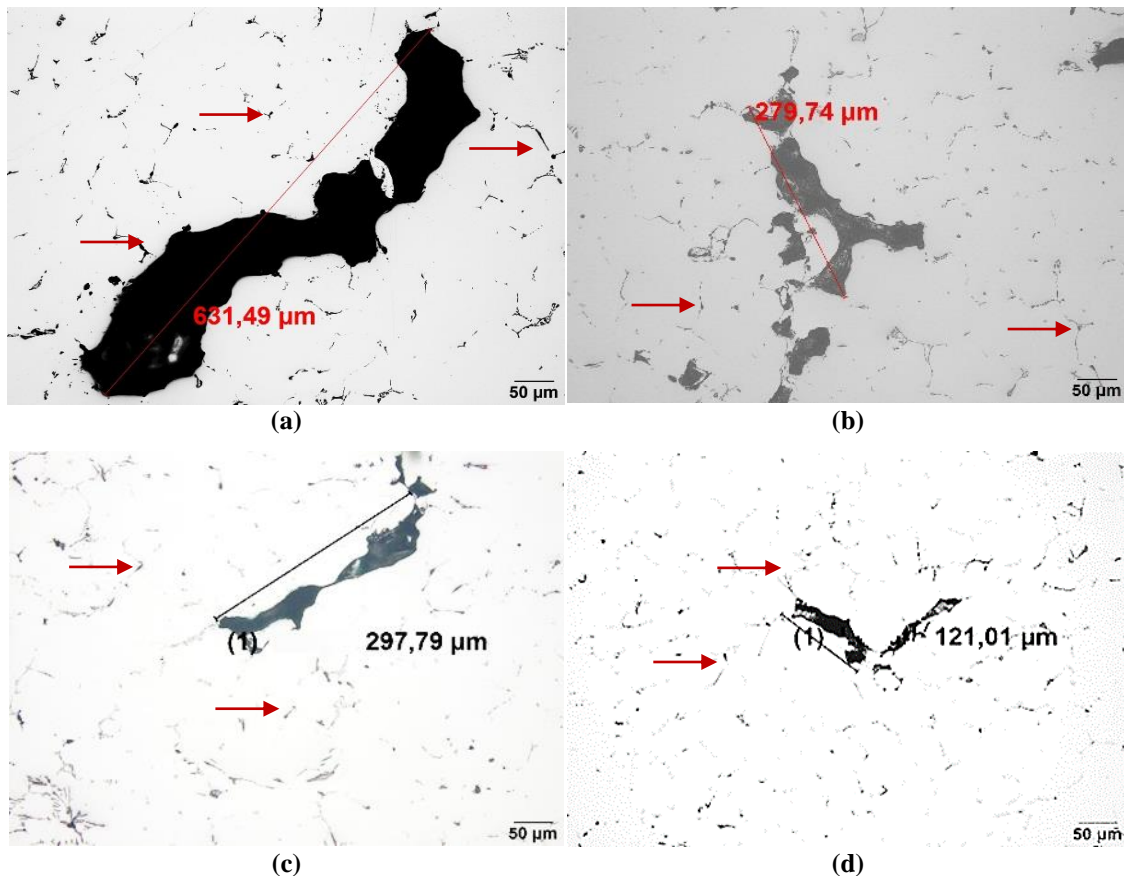
## 5.2 Caracterização macroestrutural e microestrutural

Na Figura 5.1 são apresentas as microestruturas das amostras A1, A2, B1 e B2 da liga AA5052 fabricadas para este estudo e solidificadas por meio do processo *Direct Chill*.

Em todas as micrografias apresentadas, é possível observar os precipitados intergranulares (Al<sub>x</sub>Mg<sub>y</sub>), apontados com setas vermelhas e os grãos da solução sólida Al-Mg, superfície com elevado poder refletor. Estas microestruturas obtidas estão de acordo com o esperado segundo LIU e MORRIS (2004). Também é possível verificar a microporosidade da amostra (tamanho e morfologia), gerada pela variação da contração térmica provocada pela variação da velocidade de vazamento, conforme observado nos trabalhos de IRFAN *et al.* (2010), JORSTAD *et al.* (2008) e HANGAI *et al.* (2008) e KIRKMAN (2006).

Segundo LYNCH (1982), a precipitação intensa e localizada de fase β, pode aumentar a susceptibilidade à corrosão nos contornos de grão e diminuir a resistência à corrosão

sob tensão do material. Conforme também apresentado por ABDEL-JABER *et al.*, (2010), o magnésio precipita preferencialmente nos limites dos contornos de grão como uma fase altamente anódica ( $Al_3Mg_5$  ou  $Al_8Mg_5$ ), que é susceptível a fratura intergranular, devido à corrosão por tensão. Enquanto o silício juntamente com o magnésio combina para formar o precipitado por endurecimento de fase  $Mg_2Si$ , que fornece maior resistência mecânica à liga (WANG *et al.*, 2015) e (QIU *et al.*, 2007).



**Figura 5.1** – Micrografia óptica apresentando a forma e tamanho de poros nas amostras para as condições de processo: a) A1; b) A2; c) B1 e d) B2.

Nota-se nas Figuras 5.1, que quanto maior a velocidade de vazamento e maior a adição de inoculante, mais homogênea e refinada ficou a microestrutura, com precipitados mais dispersos e menores, de acordo com OSÓRIO *et al.* (2009) e GARCIA (2001). Os tamanhos médios de poros também ficaram menores. A amostra A2 e B2, que foi fabricada com maior quantidade de inoculante, apresentou as melhores características microestruturais, de acordo com os objetivos deste estudo, em conformidade com a teoria de nucleação dúplex (MOHANTY, GRUZLESKI, 1995) e apresentado na Figura 5.2.

Visando validar quantitativamente as características acima descritas, a Tabela 5.3 apresenta os valores médios de tamanho de grão, diâmetro médio dos poros, quantidade de poros e extensão da camada da *shell zone* medidos para cada uma das condições de processamento da liga. Na condição B2, alcançou-se os melhores resultados, com um dos menores tamanhos médio de grão (maior número de grão ASTM), assim como menor quantidade de poros, menor diâmetro médio de poros e menor extensão da camada de *Shell zone*.

Pode-se observar claramente que ambas as variáveis operacionais: velocidade de vazamento e adição de inoculante tiveram efeitos positivos na formação da microestrutura, conforme também afirmam NADELLA *et al.*, (2008) e ESKIN *et al.*, (2004).

**Tabela 5.3** – Análise comparativa das principais características microestruturais das placas provenientes de cada condição de processo avaliada.

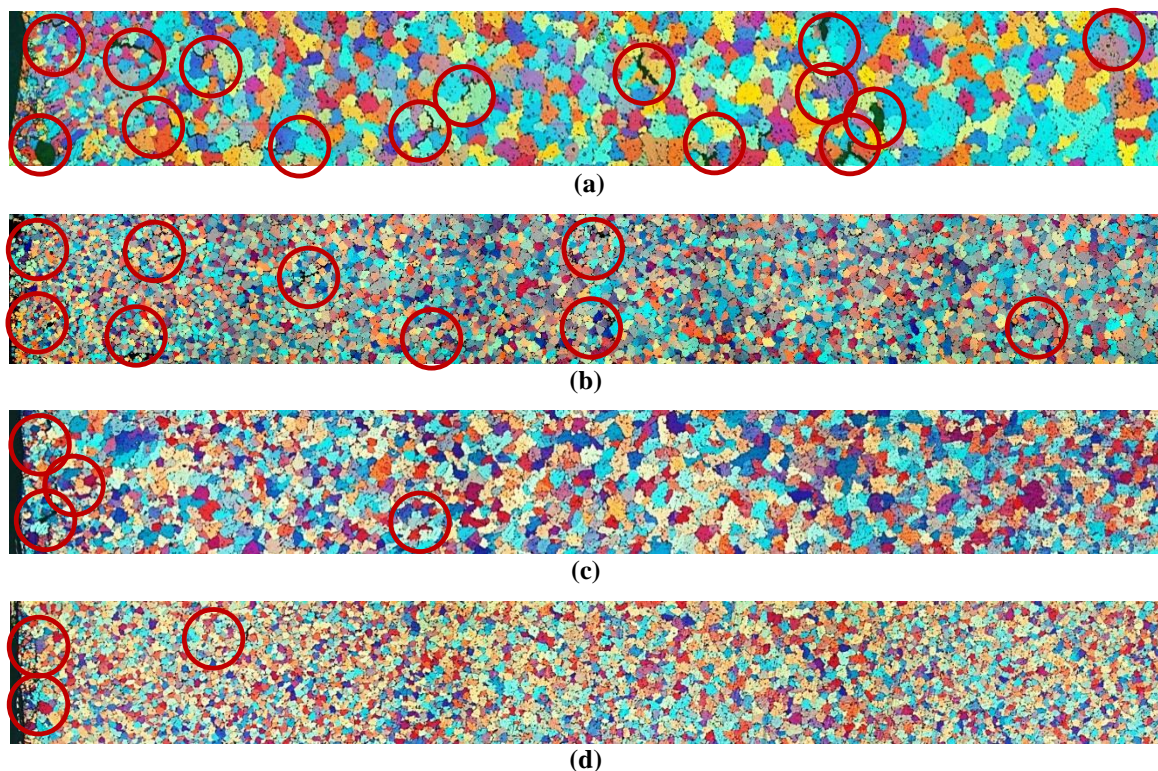
Parâmetro de Processo	Número de Grão ASTM E 112	$\phi$ Diâmetro médio dos poros [ $\mu\text{m}$ ]	Qtd de poros [Unid.]	Camada <i>shell zone</i> [ $\mu\text{m}$ ]	Tamanho médio do grão [ $\mu\text{m}$ ]
A1	2,5	614	35	18	151
A2	5,5	825	13	13	53
B1	4	331	20	14	90
B2	5	190	10	12	64

A Figura 5.2 mostra as micrografias de luz polarizada de amostras fabricadas, para as condições propostas. A região apresentada representa uma extensão da amostra que vai da superfície de contato entre metal e o molde (lado esquerdo da figura) até uma profundidade de 40mm. Verificou-se que quanto maior a velocidade de vazamento e maior a adição de inoculante, mais homogênea e refinada a microestrutura, com precipitados  $\beta$  mais dispersos e menores e tamanhos médios de poros menores (quantificados metalográficamente).

É possível verificar que a amostra B2, que foi fabricada com a maior velocidade de vazamento e a maior quantidade de inoculante, tem uma melhor formação microestrutural. Isso mostra que o experimento com aumento combinado de velocidade e maior adição inoculante alcançou um melhor resultado. Esse resultado encontra-se em conformidade com IRFAN *et al.* (2010), OSÓRIO *et al.* (2009), HANGAI *et al.* (2008), JORSTAD *et al.* (2008), KIRKMAN (2006) e GARCIA (2001), no que se diz respeito a influência da contração térmica para formação da microestrutura e NADELLA *et al.* (2008), ESKIN *et al.* (2004) e MOHANTY, GRUZLESKI, (1995), no que concerne à variação da velocidade e adição de inoculante.

Pode-se observar na condição atual A1 a presença de dois tipos de poros: circular e irregular, indicando um excesso de absorção de hidrogênio e um perfil térmico inadequada para formação da placa (OLIVEIRA, 2012, RODRIGUES, 2007, SIQUEIRA, 2002 e WHITESELL e OVERFELT, 2001), além disso, a quantidade de poros, o tamanho e diâmetro dos mesmos é inadequado para o processamento na laminação (WEILER e WOOD, 2009).

Para a condição A2 verificou-se uma diminuição na quantidade e tamanho dos poros, devido ao aumento da quantidade de inoculante, que propiciou uma taxa de nucleação de fase sólida maior com auxílio das partículas de  $TiB_2$ , reduzindo assim o efeito da absorção de hidrogênio, que pode ser uma barreira para a formação das dendritas, durante o processo de produção da placa conforme OLIVEIRA (2012), OSÓRIO *et al.* (2009), QIAN (2008), QUESTED e GREER, (2005), GARCIA (2001) e MOHANTY e GRUZLESKI, (1995).



**Figura 5.2** – Micrografia ótica sob luz polarizada para amostras com área padrão de 40 x 5mm. Avaliação da quantidade de poros (unid.) / Tamanho médio do grão, padrão ASTM E 112, para cada condição de processo: a) A1: 35/2,5; b) A2: 13/5,5; c) B1: 20/4; d) B2: 10/5.

Na condição de processo B1, onde foi realizado alteração somente na velocidade de vazamento, pode-se observar uma diminuição mais intensa na formação dos poros. Essa variação é claramente observada comparando as microestruturas A1 e B1. Isso mostra uma influência da velocidade sobre o perfil térmico durante a solidificação, influenciando

positivamente na formação da microestrutura da placa, em conformidade com ESKIN *et al.* (2008) e NADELLA *et al.* (2008).

Para a condição de processo B2, pôde-se verificar o efeito simultâneo de ambas as variáveis em estudo, podendo constatar uma melhora ainda maior com a redução nos tamanhos dos poros, diâmetros e quantidade dos mesmos, conforme ESKIN *et al.* (2008), NADELLA *et al.* (2008), QUESTED e GREER, (2005), MOHANTY e GRUZLESKI, (1995).

Referente a formação da camada da *shell zone*, pode-se observar uma maior redução com o aumento da velocidade, isso deve-se a mudança do perfil térmico, devido a distribuição de temperatura no DC, pois há uma mudança na posição das isothermas de forma a favorecer a redução da zona *liquidus*. A adição de inoculante contribui para isto por meio do aumento da taxa de nucleação de fase sólida, de acordo com resultados também obtidos por NADELLA *et al.* (2008) e HAO *et al.* (2007), para outros sistemas solidificados pelo processo DC.

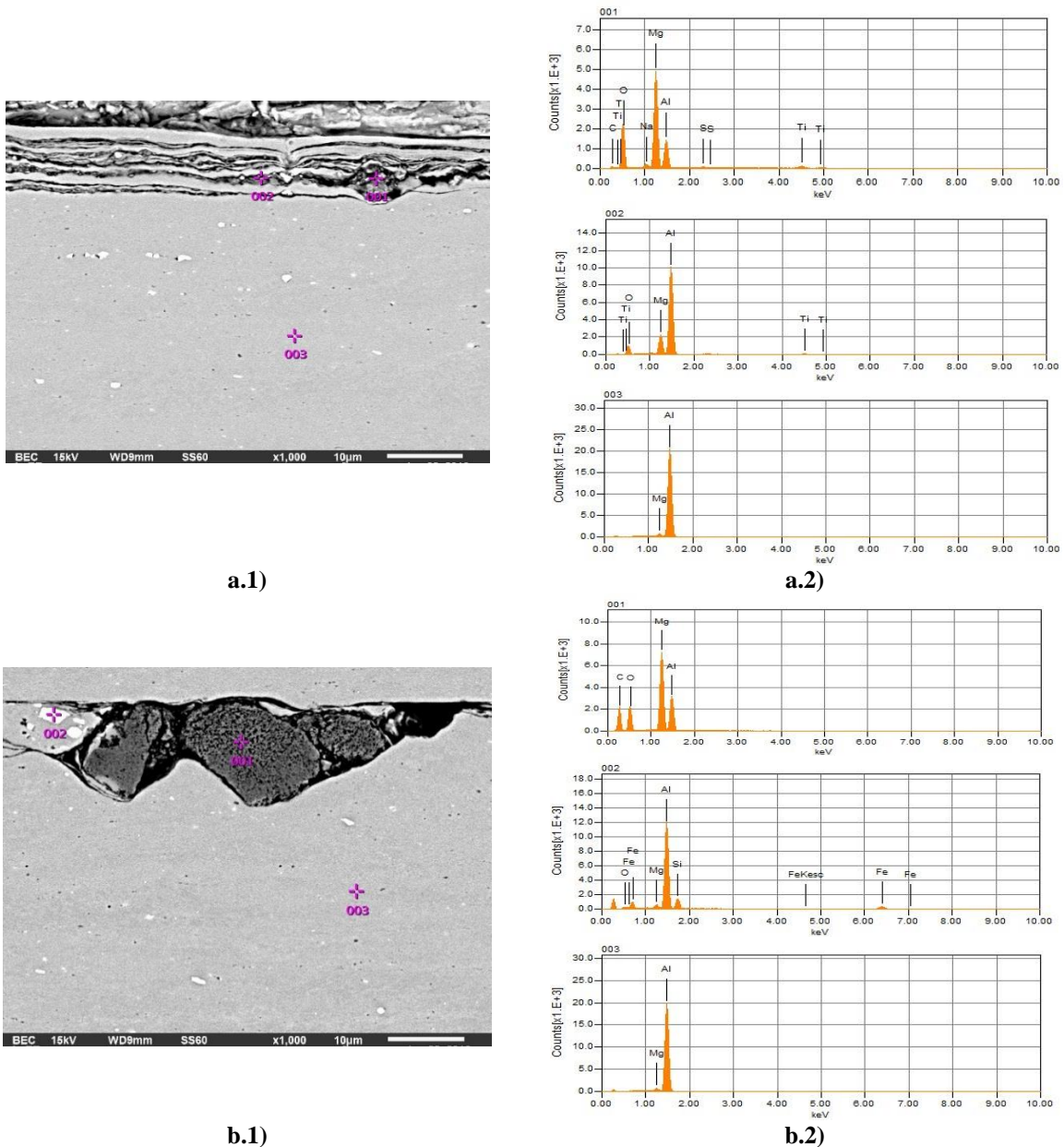
Para remoção da camada da *shell zone*, foi realizado a operação de fresagem para a retirada de 10mm de cada face da placa, ao longo da largura, conforme apresentado na Figura 3.25-a e 3.25-b. Pôde observar que a camada de formação da *shell zone*, para todas as condições de processo, ainda se manteve presente, mesmo após a fresagem. Esse fato mostra, há possibilidade na etapa de laminação, o afloramento dos defeitos bolha ou escamas na superfície do laminado. Pôde-se também verificar em todas as amostras, a presença de microporos ao longo da matriz conforme destacado pelos círculos em vermelhos. Para a velocidade de vazamento de 70mm/min, foi verificada maior quantidade de microporos, sinalizando a influência do perfil térmico, de acordo com IRFAN *et al.* (2010), OSÓRIO *et al.* (2009), HANGAI *et al.* (2008), JORSTAD *et al.* (2008), KIRKMAN (2006) e GARCIA (2001).

Com o aumento da velocidade de vazamento, aumentou-se o super-arrefecimento líquido, diminuindo assim o raio crítico dos núcleos sólidos e restringindo seu crescimento. Já a quantidade de inoculante, promoveu o aumento significativo dos locais preferenciais para a nucleação de grãos (nucleação heterogênea), aumentando sua taxa de nucleação. Esses fatores combinados, contribuíram para a diminuição do tamanho médio final do grão. Por esse motivo, observou-se que os menores tamanhos de grão foram obtidos para as amostras A2 e B2 e menores quantidades de poros B1 e B2, em conformidade com as observações de ESKIN *et al.* (2008), NADELLA *et al.* (2008) e HAO *et al.* (2007).

WEILER, WOOD (2009) afirmaram que o refinamento de grãos pode promover a diminuição do estresse residual da placa, o aumento da resistência mecânica e a melhoria do



acabamento da superfície laminada. Avaliando a microporosidade e a extensão da camada da *shell zone* (parcela heterogênea solidificada em contato com a interface do molde), observou-se que quanto menor o tamanho do grão, menor a quantidade de microporos e menor a extensão a camada da *shell zone*. Isso encontra-se em conformidade com os resultados obtidos, com a amostra B2, onde apresentou a melhor condição estrutural com os menores valores de tamanho de grão, fração de microporo e extensão da camada da *shell zone* combinados.



**Figura 5.3** – Micrografia da superfície das amostras utilizando MEV com aumento de 1.000x e espectro de EDS. a.1) Superfície da amostra A1; a.2) Análise EDS indicando a presença de inclusão MgO e Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>; b.1) Superfície da amostra B1; b.2) Análise EDS indicando a presença de inclusão MgO e SiO<sub>2</sub>.

Na Figura 5.3 é apresentado por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), juntamente com a espectroscopia por energia dispersiva de raios-X (EDS), a

presença de partículas na matriz de alumínio, para as amostras A1 e B1. As partículas de óxidos que podem ser inferidos de acordo com os elementos encontrados, são:  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{MgO}$  e  $\text{Al}_4\text{C}_3$ .

A partícula de inclusão  $\text{Al}_4\text{C}_3$ , encontradas para o processo A1 e B1, são provenientes do alumínio líquido entregue pelas salas fornos, conforme descrito no capítulo 3.2, ocorrendo durante o processo de eletrólise, por meio da liberação de carbono dos eletrodos de cátodo e ânodo utilizados na transformação da alumina em alumínio primário.

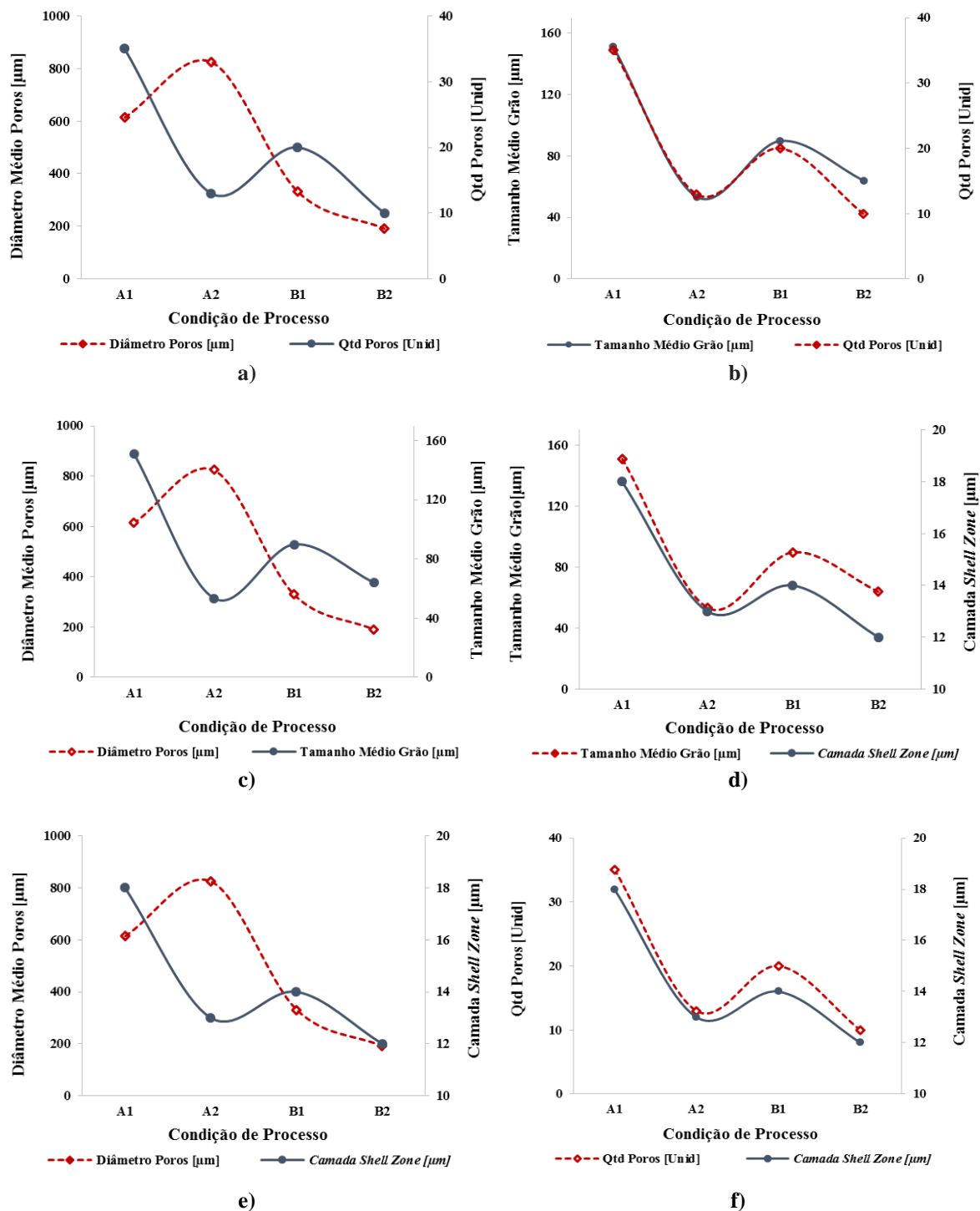
Possivelmente as partículas  $\text{SiO}_2$  e  $\text{MgO}$ , podem corresponder a falha na esquimagem do material no forno de vazamento, espera ou *holding*, durante a etapa de limpeza superficial do banho metálico ou falha de retenção na filtragem durante vazamento. As partículas de  $\text{SiO}_2$  são provenientes do material refratário utilizado nos fornos e podem desprender devido a desgastes naturais.

Já as partículas de  $\text{MgO}$  são provenientes do excesso de aquecimento, juntamente com o tempo elevado de forno, em que o elemento magnésio oxida primeiramente, devido a sua temperatura de fusão ser menor que a do alumínio, em torno de  $570^\circ\text{C}$ .

Para as amostras correspondentes ao processo A2 e B2, durante a etapa de laminação, não foi encontrado nenhuma anomalia em termos de inclusão de óxidos na matriz de alumínio. Na Figura 5.3, também se verifica a presença do elemento Fe, isso é indicativo da existência do microconstituente  $\text{Al}_3\text{Fe}$  na microestrutura da liga AA5052, conforme já apontado em estudos de WANG *et al.*, (2015).

Na Figura 5.4 é apresentada a relação entre as variáveis resultantes: Tamanho de grão, diâmetro dos poros, quantidade dos poros e camada da *shell zone*, para cada condição de processo: A1, A2, B1 e B2. Nas Figuras 5.4-a, 5.4-c e 5.4-e são apresentados uma forte influência do aumento da velocidade sobre a redução no diâmetro médio dos poros. Já para o tamanho médio do grão, quantidade de poros e camada da *shell zone*, conforme apresentado nas Figuras 5.4-b, 5-4.d e 5-4.f, foi observado uma maior influência da adição de inoculante, de acordo com as alterações de processo. Porém a velocidade de vazamento, também promoveu uma melhora em relação a essas variáveis resultantes, conforme apresentado nas Figuras 5.4-a, 5.4-b e 5.4-d. Esses efeitos estão de acordo com as observações de outros autores como SPINELLI *et al.*, (2004) e SIQUEIRA (2002).





**Figura 5.4** – Análise dos efeitos na alteração do processo sobre: a) Diâmetro Médio Poros x Qtd Poros; b) Qtd Poros x Camada *Shell zone*; c) Qtd Poros x Tamanho Médio Grão; d) Diâmetro Médio Poros x Tamanho Médio Grão; e) Diâmetro Médio Poros x Camada *Shell zone*; f) Tamanho Médio Grão x Camada *Shell zone*.

De acordo com as análises realizadas, foram verificadas as relações das variáveis de processo para cada condição proposta:

- A1 corresponde a condição atual de processo, onde foram verificados os efeitos mais negativos na microestrutura. Isso se deve em termos de velocidade de vazamento, à uma diminuição da extensão da região acima da linha liquidus no molde, o que acelera o processo de solidificação, agravando o aprisionamento de átomos de hidrogênio no sólido. A adição de inoculante em menor quantidade para o refinamento do grão reduz a área de contornos de grãos (via preferencial de difusão de hidrogênio da fase sólida para a líquida), contribuindo também para criação de maior fração de poros com diâmetros maiores. Esses resultados estão de acordo com estudos prévios sobre o processo de Direct Chill feito por ESKIN et al., (2007), HAO et al., (2009) e LIU et al., (2004).
- A2 corresponde ao efeito somente do aumento da adição de inoculante, onde se pode verificar uma influência positiva na redução do tamanho médio do grão, quantidade de poros e na profundidade da camada da *shell zone*, porém, para o diâmetro médio dos poros não foi observado melhora. Como a velocidade de solidificação não foi alterada, houve tempo suficiente para formar bolhas maiores que justificam o aumento do tamanho dos poros. Isso encontra-se em conformidade com os estudos de YANG et al. (1998), QUESTED et al. (2005), WEILER et al. (2009) e LIU et al., (2004).
- B1 corresponde ao efeito somente do aumento da velocidade de vazamento, onde se pode verificar uma influência positiva na redução do tamanho médio do grão, quantidade de poros, diâmetro dos poros e profundidade da camada da *shell zone*, porém, a intensidade do efeito da velocidade de vazamento é menos acentuada em comparação à adição de inoculante. Esses resultados estão de acordo com estudos prévios sobre o processo de *Chill Direct* feito por ESKIN et al., (2007, 2010) e HAO et al., (2009) e LIU et al., (2004);
- B2 corresponde ao efeito de ambas as variáveis, onde se pode verificar uma influência positiva na redução do tamanho médio do grão, quantidade de poros, diâmetro médio dos poros e redução da profundidade da camada da *shell zone*. Quando a velocidade de vazamento foi aumentada para 80mm/min., mesmo com a maior quantidade de inoculante (condição B2), obteve-se uma zona líquida maior, alterando o perfil de calor do processo *Direct Chill* e aumentando a disponibilidade de material de alimentação na frente de solidificação, diminuindo significativamente o efeito do encolhimento de metal. Este efeito possivelmente foi mais eficaz do que o aumento da quantidade de

inoculante e, conseqüentemente, diminuiu os diâmetros dos poros. Esses efeitos estão de acordo com trabalhos anteriores LIU *et al.* (2015), LEE *et al.* (2002, 2004).

LIU *et al.*, (2004), mostraram que a maior parte da microporosidade nas ligas de alumínio é resultado da alimentação incompleta na zona pastosa. O encolhimento de volume associado à solidificação não pode ser compensado pelo fluxo interdendritico oposto ao deslocamento das isoterma. Enquanto a temperatura diminui durante a solidificação, a solubilidade do hidrogênio diminui rapidamente, mas a concentração real do elemento no líquido aumenta devido à sua segregação.

O aumento da taxa de resfriamento promove uma maior contração volumétrica do metal e conseqüentemente o aumento da pressão interna do hidrogênio dissolvido. Isso pode formar vazios de retração e diminuindo a pressão hidrostática para a precipitação de hidrogênio molecular, criando condições favoráveis para a formação de microporos.

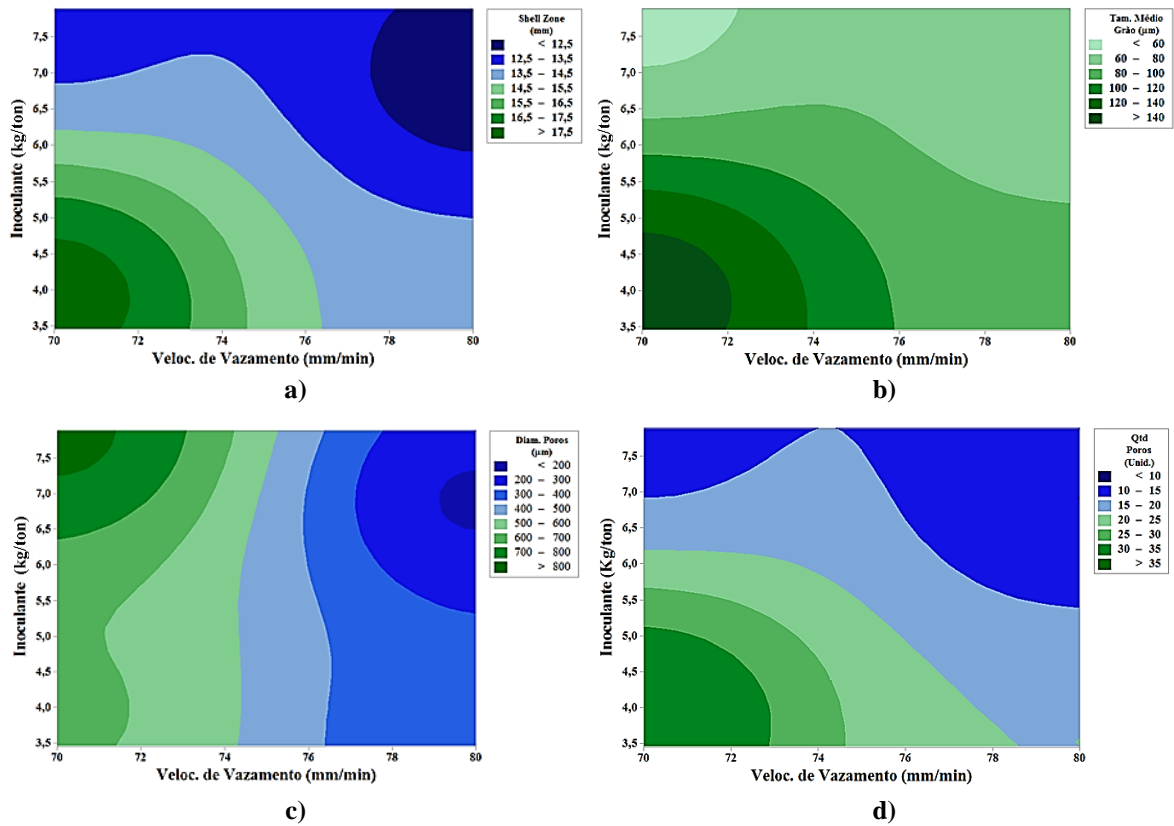
### **5.2.1 Análise estatística para as condições do processo *Direct Chill* (DC)**

Nesse capítulo buscou-se mostrar por meio da análise de contorno a influência das duas variáveis em estudo: Inoculante e velocidade de vazamento. A análise estatística foi realizada, para um intervalo de confiança de 95%.

Isso permitiu avaliar a influência específica da velocidade de vazamento e da quantidade de inoculante, sobre as variáveis resultantes:

- Profundidade da *shell zone* [mm];
- Diâmetro dos Poros [ $\mu\text{m}$ ];
- Quantidade de Poros [unidade];
- Tamanho Médio do Grão [ $\mu\text{m}$ ].

Na Figura 5.5 são apresentados os mapas de condição de contorno, para a formação da microestrutura da liga AA5052:



**Figura 5.5** – Análise de contorno entre as alterações de processo e os resultados obtidos na microestrutura:  
 a) A1; b) A2; c) B1; d) B2.

- i. De acordo com a Figura 5.5-a, pode-se comprovar o efeito positivo da adição de inoculante juntamente com o aumento da velocidade de vazamento sobre a redução da profundidade da *shell zone*. Isso ocorre, devido à redução no tamanho no grão, conforme verificado na Figura 5.2, promovido pelo aumento da adição de inoculante que influencia a taxa de nucleação de fase sólida, de acordo com resultados obtidos por NADELLA *et al.*, (2008) e HAO *et al.* (2007). O aumento da velocidade promove a mudança do perfil térmico, devido a distribuição de temperatura no DC, pois há uma mudança na posição das isoterms de forma a favorecer a redução da zona *liquidus*;
- ii. O aumento na adição de inoculante apresentou maior efetividade em comparação a velocidade de vazamento, para a redução do tamanho de grão, conforme apresentado na Figura 5.5-b, de acordo com OSÓRIO *et al.* (2009), GARCIA (2001) e (MOHANTY, GRUZLESKI, 1995);
- iii. Com o aumento da velocidade de vazamento para 80mm/min, pode-se obter maior eficácia sobre a diminuição na formação dos diâmetros dos poros em comparação à

adição de inoculante, conforme apresentado na Figura 5.5-c. Isso, também, deve-se a mudança do perfil térmico, com a redução da zona *liquidus*;

- iv. Na Figura 5.5-d é mostrada a influência positiva com aumento de adição de inoculante juntamente com aumento da velocidade de vazamento. Nota-se que aumento da velocidade, se permite uma ligeira redução na adição de inoculante. Novamente verifica-se a influência na redução dos grãos e alteração no perfil térmico, com a redução da zona *liquidus*, com a redução da zona *liquidus*.

### 5.3 Ensaios de tração

Pôde-se observar que apesar de significativas alterações microestruturais em decorrência das modificações operacionais, não houve uma intensa variação nos resultados referente às propriedades mecânicas medidas em tração para a liga fundida AA5052. Na Tabela 5.4 são apresentados os resultados do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento.

**Tabela 5.4** – Comportamento mecânico em tração em função das mudanças nos parâmetros de processo.

	LE [MPa]				LR [MPa]				Alongamento [%]			
	A1	A2	B1	B2	A1	A2	B1	B2	A1	A2	B1	B2
<b>Média</b>	83	80	78	79	177	177	171	177	26	26	23	24
<b>DP</b>	3,3	1,4	1,9	3,5	1,1	1,3	1,2	0,7	0,4	0,7	1,6	1,5
<b>Variância</b>	11	2	4	12	1	2	1	0	0,2	0,5	2,7	2,2
<b>Intervalo</b>	8,7	3,4	5,0	9,0	2,7	3,6	2,7	1,5	1,0	1,6	3,4	4,0
<b>Mínimo</b>	80	78	76	74	176	175	170	176	26	26	21	22
<b>Máximo</b>	89	82	81	83	179	179	173	178	27	27	25	26
<b>Contagem</b>	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5
<b>IC [95%]</b>	4,1	1,7	2,4	4,3	1,35	1,62	1,44	0,83	0,5	0,9	2,0	1,8

É observado na Tabela 5.4, pequena variação referente ao limite de escoamento, limite de resistência e alongamento, entre os processos. Podendo inferir que as alterações processuais não afetaram as propriedades mecânicas de forma significativa.

Na Tabela 5.5, são apresentados os resultados do coeficiente de resistência ( $k$ ) e o coeficiente de encruamento ( $n$ ), para análise da equação de Hollomon.

**Tabela 5.5** – Coeficiente de resistência (*k*) e coeficiente de encruamento (*n*), obtidos por ajuste da equação de Hollomon aos dados de ensaios de tração.

	Coeficiente de resistência ( <i>k</i> )				Coeficiente de encruamento ( <i>n</i> )			
	A1	A2	B1	B2	A1	A2	B1	B2
<b>Média</b>	329	336	331	339	0,24	0,27	0,25	0,25
<b>DP</b>	8,4	3,9	7,0	6,4	0,0110	0,0055	0,0091	0,0073
<b>Variância</b>	71	16	49	41	0,0001	0,0000	0,0001	0,0001
<b>Intervalo</b>	22	11	15	13	0,0277	0,0142	0,0213	0,0161
<b>Mínimo</b>	315	331	324	331	0,2262	0,2559	0,2381	0,2461
<b>Máximo</b>	337	342	339	344	0,2539	0,2701	0,2594	0,2622
<b>Contagem</b>	5	5	5	5	5	5	5	5
<b>IC [95%]</b>	10,5	4,9	8,7	8,0	0,0136	0,0069	0,0113	0,0090

Pode observar que não houve mudança significativa dos coeficientes de resistência e de encruamento, a capacidade de encruamento das amostras produzidas com as condições propostas não foi significativamente alterada, o que pode levar a um comportamento homogêneo, sem alterações significativas do desempenho mecânico em laminação. Garantindo assim à aplicação das cargas nos processos de conformação mecânica, conforme à condição A1, atualmente utilizada para laminação da liga AA5052.

#### 5.4 Ensaio de dureza *Brinell*

Na Tabela 5.6 são apresentados os resultados dos ensaios de dureza *Brinell*, para as amostras da liga AA5052, na condição bruta de fundição. Observou-se um pequeno aumento de 3,8% no valor de dureza, para as amostras A2 e B2 em comparação com A1 e B1.

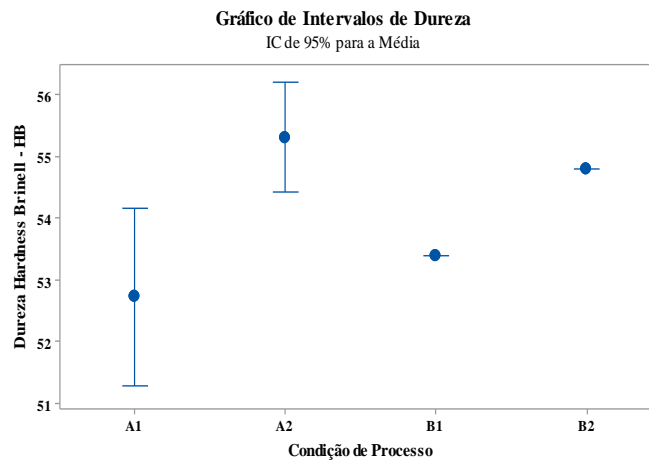
Sabe-se que o refinamento de grãos é um importante mecanismo de endurecimento usado para aumentar a resistência mecânica do material e sua resistência. Conforme já discutido, as condições A2 e B2 apresentaram os tamanhos de grão mais baixos, pois a quantidade de inoculante teve um efeito mais forte do que a velocidade de vazamento no tamanho do grão destacado nas Figuras 5.2, 5.4 e 5.6-b, explicando esse ligeiro aumento na dureza.

O modelo de Hall-Petch relaciona exatamente a resistência mecânica com o inverso do quadrado do diâmetro do grão DIETER, (1981) e REED-HILL, (1973).

**Tabela 5.6** – Resultado do ensaio de dureza *Brinell*.

	<i>A1</i>	<i>A2</i>	<i>B1</i>	<i>B2</i>
<b>Média</b>	53	55	53	55
<b>DP</b>	1,2	0,7	0	0
<b>Variância</b>	1,4	0,5	0	0
<b>Intervalo</b>	2,6	1,3	0	0
<b>Mínimo</b>	52	55	53	55
<b>Máximo</b>	55	56	53	55
<b>Contagem</b>	5	5	5	5
<b>IC (95,0%)</b>	1,4	0,9	0	0

Também é observada menor dispersão dos resultados para as condições B1 e B2, conforme apresentado na Figura 5.6, para um intervalo de confiança de 95%.



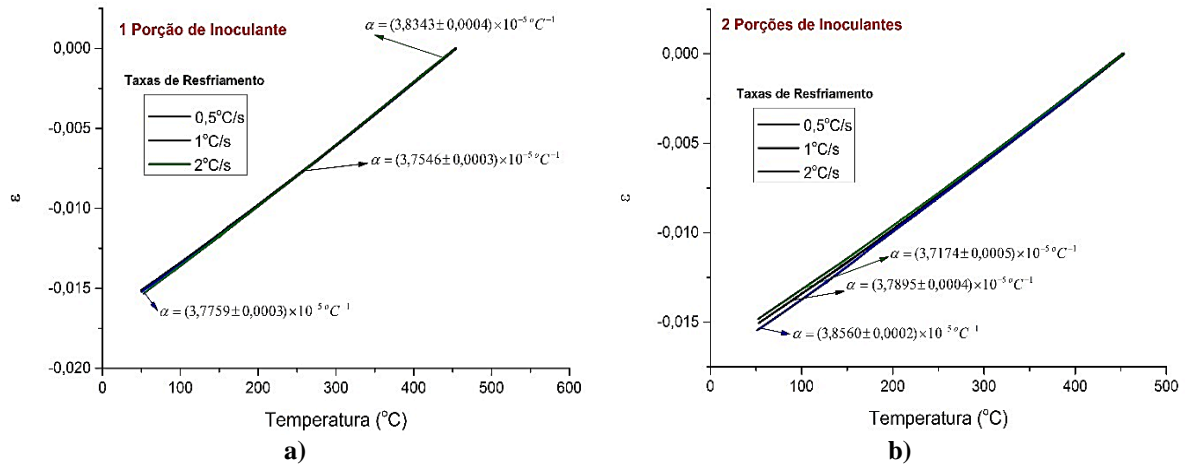
**Figura 5.6** – Resultados de dureza *Brinell* em função das alterações de processo (Índice de confiança de 95%).

Provavelmente isto se deve ao fato das microporosidades serem maiores e mais presentes nas condições de processo A1 e A2, devido a influência da velocidade de vazamento que corresponde a 70mm/min, pois a contração térmica é mais afetada para essas condições operacionais.

## 5.5 Ensaio de dilatometria

Ensaio dilatométricos foram conduzidos para avaliar se as pequenas alterações de composição química já apresentadas no tópico 5.1 e as velocidades de resfriamento iriam afetar de forma significativa a contração térmica da liga no estado sólido.

É apresentado na Figura 5.7, o gráfico de contração térmica medida por dilatométrica para um resfriamento de 500°C até a temperatura ambiente, nas condições de processo A2 (uma porção de inoculante) e B2 (duas porções de inoculante).



**Figura 5.7** – Gráfico de contração térmica medida por dilatométrica em um resfriamento de 500°C até a temperatura ambiente para as condições de processo A2 e B2.

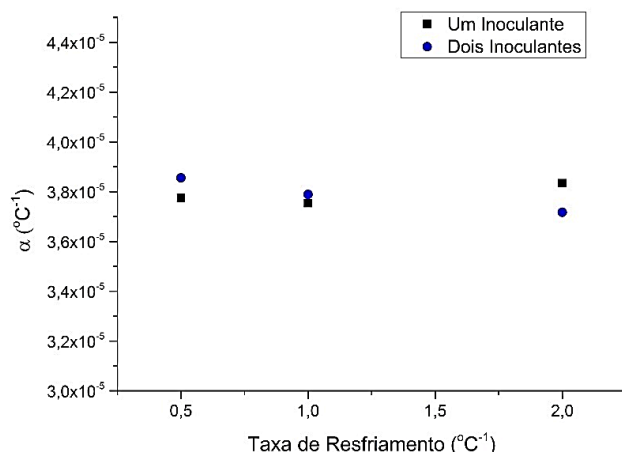
Na Figura 5.7-a, é apresentado o efeito da adição de inoculante, com uma porção de inoculante, e a Figura 5.7-b para duas porções de inoculante, podendo observar que para ambas situações, com e sem adição extra de inoculante, assim como para todas as velocidades de resfriamento avaliadas, a deformação de contração máxima experimentada pelas amostras foi de  $1,5 \times 10^{-2}$ .

Não foi evidenciado diferenças significativas nas taxas de contração do sólido durante o seu resfriamento de 500°C até 50°C.

Este fato sugere que adição de inoculante não influenciou no coeficiente de dilatação/contração térmica, que, segundo a literatura, poderia ser influenciado por pequenas modificações na composição química, pois ele está diretamente relacionado à simetria do poço de potencial das ligações.

Na Figura 5.8 é apresentado o resultado da influência da taxa de resfriamento sobre o coeficiente de contração térmico linear. Observou-se que com e sem adição de inoculante o coeficiente de expansão térmica permanece praticamente constante.



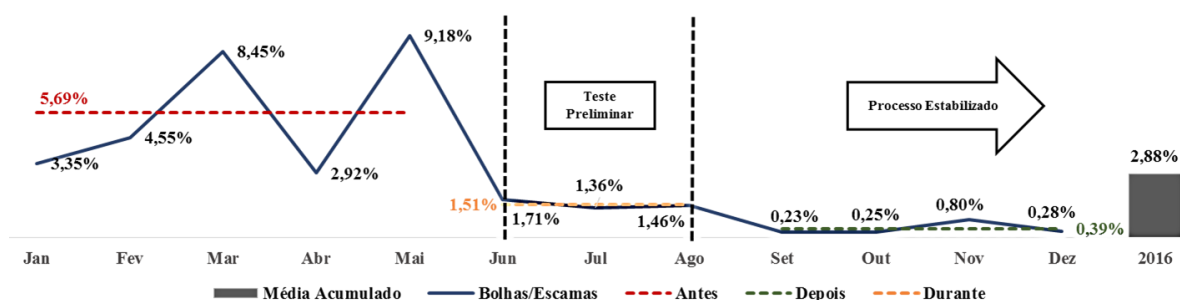


**Figura 5.8** – Efeito da taxa de resfriamento, sobre o coeficiente de contração térmica para as condições de processo A2 e B2.

## 5.6 Análise operacional da liga AA5052 durante o processo de laminação

Todas as placas produzidas nas condições: A1, A2, B1 e B2, conforme proposto neste trabalho, foram processados e monitoradas durante as etapas de fundição e laminação, entre os meses de junho a agosto *in loco*.

Na Figura 5.9 é apresentada a evolução do índice de rejeição pela ocorrência de defeitos superficiais em chapas laminadas a quente e a frio.



**Figura 5.9** – Resultados de índice de rejeição para o material fundido, após processo de laminação.

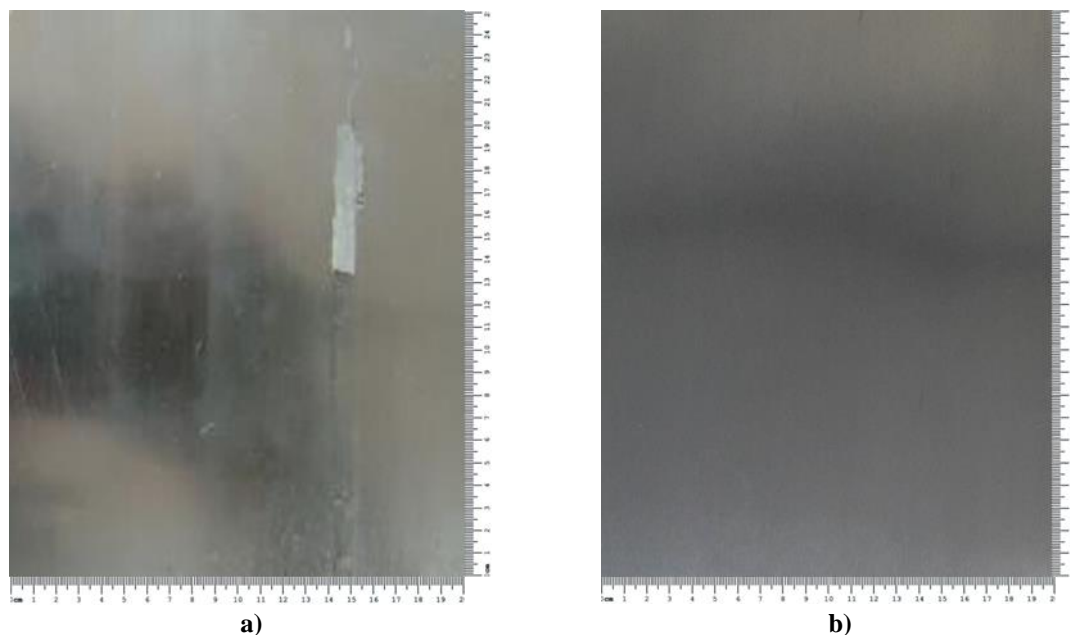
Os períodos antes das alterações operacionais, durante os testes industriais e após definição da condição B2, como parâmetro adequado para garantia da qualidade superficial do laminado. Para as alterações de processo nas condições A2 e B1, os defeitos bolhas e escamas

continuaram a surgir em patamares insatisfatórios, durante a produção dos laminados. Para a condição B2, foi atingido os valores de 0,39% de rejeição, referente aos defeitos superficiais, satisfazendo a condição de processo e custos operacionais.

Esse resultado mostra a influência positiva de ambas as variáveis de controle: velocidade de vazamento e adição de inoculante, na produção das placas fundidas em conformidade com WAGSTAFF, (2014), SONG *et al.*, (2006), HAO *et al.*, (2004) e TSAI *et al.*, (2003), sem comprometer as propriedades mecânicas dos produtos laminados (WEILER e WOOD, 2009).

Na Figura 5.10, é apresentado o aspecto visual das chapas laminadas para as condições de processo A1 e B2. Na Figura 5.10-a, é apresentado o defeito escama, ocorrido durante o processo de laminação para a condição A1, na superfície da chapa laminada da liga AA5052, com dimensional de 2000mm x 1200mm x 0,80mm, que correspondem respectivamente ao comprimento, largura e espessura do material.

Na Figura 5.10-b, é apresentado a superfície do laminado processado na condição B2, com os mesmos padrões operacionais de laminação e dimensional. Foi constatada uma superfície isenta de defeitos superficiais, por escamas ou bolhas, sendo aprovado para a situação mais crítica em termos de qualidade superficial. Esses resultados também podem ser evidenciados, conforme apresentado no anexo 1.



**Figura 5.10** – Fotografia da superfície da chapa laminada da liga AA5052, com dimensional de 2000mm x 1200mm x 0,80mm: a) Condição de processo A1; b) Condição de processo B2.

## 6 CONCLUSÕES

No processo de fabricação da liga de alumínio AA5052 o aumento da concentração de inoculante Al5%Ti1%B de aproximadamente 4kg/ton para 8kg/ton não altera de forma significativa a composição química da liga, uma vez que ela continua atendendo às especificações químicas estabelecidas pela norma ASTM B221-14.

Em relação à concentração de hidrogênio, pode-se afirmar que a alteração da velocidade juntamente com adição de inoculante, promoveu uma diminuição significativa na incorporação de hidrogênio no banho metálico, evitando assim um arraste do gás para o interior da placa.

O aumento da velocidade de vazamento de 70mm/min. para 80mm/min. e o aumento da concentração de inoculantes também contribuiu para a obtenção de uma microestrutura mais refinada, com menor: fração de poros; tamanho médio de poros e redução da *Shell zone* em placas solidificadas pelo processo *Direct Chill*.

Para as condições de estudo avaliadas, a adição de maior concentração de inoculantes tem efeito mais significativo sobre a microestrutura e distribuição de poros do que a velocidade de vazamento. Entretanto, o aumento da velocidade de vazamento tem importante efeito sobre a diminuição de consumo de insumos do processo e sobre a produtividade da planta.

Apesar dos importantes efeitos das alterações de parâmetros operacionais propostas neste estudo sobre o refino de grão e diminuição da porosidade, sugerindo menor aprisionamento de gás hidrogênio na fase sólida, na etapa de fundição, sem alteração significativa nas propriedades mecânicas da liga AA5052. Isto permitiu laminar com os mesmos parâmetros operacionais de laminação e, garantir a qualidade superficial do material.

Estudos operacionais realizados durante seis meses, comprovaram que as alterações dos parâmetros avaliados neste estudo foram eficientes no que diz respeito aos objetivos inicialmente traçados, pois para a condição de maior velocidade e maior adição de inoculante, verificou-se uma diminuição de aproximadamente 5,30% em média ao mês nos índices de recusa de produtos laminados da liga AA5052, por ocorrência de defeitos superficiais, em relação à condição de operação usualmente empregada na indústria.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como possíveis trabalhos futuros, pode-se apontar:

- Efeito da adição de inoculante AlTiB, AlTi e AlTiC na formação da microestrutura para a liga AA5052;
- Avaliar a formação das microestruturas para a liga AA5052 nos processos *Direct Chill* (DC) e *Twin Roll Continuous Casting* (TRC);
- Avaliação do efeito das condições de resfriamento da liga AA5052 no processo *Twin Roll Continuous Casting* (TRC);
- Avaliação da recristalização e textura cristalográfica em laminados da liga de alumínio AA5052 produzidas por meio de processos *Direct Chill* (DC) e *Twin Roll Continuous Casting* (TRC);
- Avaliar o efeito da adição de inoculante no tratamento térmico de roçamento para a liga AA5052 produzidas por meio de processos *Direct Chill* (DC) e *Twin Roll Continuous Casting* (TRC);
- Avaliar a influência microestrutural de forma mais detalhada na incorporação de inoculante na liga AA5052.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL–ASSOCIACAO BRASILEIRA DO ALUMINIO. *Anuário Estatístico do Setor Metalúrgico 2015*. São Paulo, 2015.

APELIAN, D., CHENG, J. J. *Al-Si processing variable: Effect on grain refinement and eutectic modification*. AFS Transactions, vol. 94, p. 797-808, 1986.

APELIAN, D., SIGWORTH, G. K., WHALER, K. R. *Assessment of grain refinement and modification of Al-Si foundry alloys by thermal analysis*. AFS Transactions, vol. 161, p. 297-307, 1984.

AVEDESIAN, M.M., BAKER, H. *ASM specialty handbook, magnesium and magnesium alloys*. ASM International, Materials Park, OH, 1999.

ABDEL-JABER, G. T. *et al. An Investigation into Solidification and Mechanical Properties Behavior of Al-Si Casting Alloys*. International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering, vol. 10, 2010.

ABNT – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *NBR 6023: informação e documentação: referência – elaboração*. Rio de Janeiro, 2000.

ASTM – American Society for Testing Materials. *ASTM B221-14 – Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Bar, Rod, and Wire*. U.S.A, 2014.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *ASTM E10-15 – Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials*. U.S.A., 2012.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *ASTM E112-12 – Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials*. U.S.A., 2013.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *ASTM E8/E8M-09 – Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials*. U.S.A., 2010.

ARANGO, J. M. R., MARTORANO, M. A. *Efeitos da adição do inoculante Al-3%Ti-1%B nas ligas do sistema Al-Si*. Tecnologia Metalurgia Materiais e Mineração, vol. 9, p. 71-79, 2012.

AVEDESIAN, M. M., BAKER, H. *ASM specialty handbook, magnesium and magnesium alloys*. ASM International, Materials Park, OH, 1999.

BENNON, W.D., INCROPERA, F.P. *The evolution of macro-segregation in statically cast binary ingots*. Metall. Trans. B, 18, p 611-616, 1987.

- BIROL, Y. *Grain refinement and modification of Al-Si foundry alloys with B and Sr additions*. Materials Science and Technology, vol. 30, p. 1154-1161, 2014.
- BOEIRA, A. P. *Macrossegregação e formação de poros na solidificação de ligas Al-Cu: modelagem numérica e desenvolvimento experimental*. 180 f. Tese de doutorado, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, Campinas, SP, 2006.
- BRAMFITT, B. L. *Effect of carbide and nitride additions on heterogeneous nucleation behavior of liquid iron*. Metallurgical Transactions, vol. 1, n. 7, p. 1987-1995, 1970.
- BRITO, C. C. *Parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação transitória de ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e correlação com resistências mecânicas e à corrosão*. 204 f. Tese de doutorado, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, Campinas, SP: 2016.
- CALLISTER Jr., W.D. *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*. Editora Guanabara, 7ª edição, 2008.
- CAMPBELL, R, HARDING, A. *The Liquid Metal*. EAA – European Aluminum Association, 1994.
- CAMPBELL, J. *Castings Practice - The 10 Rules of Castings*. Elsevier Butterworth-Heinemann Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP 200 Wheeler Road, Burlington, MA 01803, ISBN 07506 4791 4, Inglaterra, 2004.
- CIBULA, A. *The mechanism of grain refinement of sand castings in aluminum alloys*. Journal of the Institute of Metals, vol. 76, n. 4, p. 321-360, 1949.
- CIBULA, A. *The grain refinement of aluminum alloys castings by additions of titanium and boron*. Journal of the Institute of Metals, vol. 80, n. 1, p. 1-16, 1951.
- CIBULA, A., RUDDLE, R. W. *The effect of grain-size on the 10-sile properties of high-strength cast aluminum alloys*. Journal of the Institute of Metals, vol. 76, n. 4, p. 361-376, 1949.
- DAVIS, J. R. *Corrosion of Aluminum and Aluminum alloys*. ASM International, Materials Park, OH, 1999.
- DAVIS, J. R. *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM International, Materials Park, 1993.
- DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. Editora Guanabara Dois, 2ª edição, 1981.

DNPM–DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUCAO MINERAL. *Anuário Mineral Brasileiro: Principais substâncias metálicas*. Brasília, 2016.

DNPM–DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUCAO MINERAL. *Sumário Mineral Mineral 2015*. Brasília, 2016.

DOBATKIN, V. I. *Continuous casting and casting properties of alloys*. Moscow, Oborongiz, 1948.

DU Q., ESKIN D., KATGERMAN L. *Modeling macrosegregation during DC casting of a binary aluminum alloy*. In: Gandin C.-A, and Bellet M., editors. *Modeling of casting, welding and advanced solidification processes XI*, p. 235–242, Warrendale (PA), USA, 2006.

DÜSSELDORF, M. *Aluminium von innen*. Dietrich Altenpohl, Aluminum-Verlag, 1994.

EASTON, M., STJOHN, D. *Grain refinement of aluminum alloys: Part I. The nucleant and solute paradigms – A review of the literature*. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 30, p. 1613-1623, 1999.

ESKIN D. G., ZUIDEMA Jr. J, SAVRAN V. I., KATGERMAN L. *Structure formation and macrosegregation under different process conditions during DC casting*. Materials Science Engineer A. Edition 384, p. 232, 2004.

ESKIN, D. G. *Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys*. Taylor & Francis Group, Edition CRC Press, New York, 2008.

ESKIN, D. G. *Mechanisms of Macro-Segregation in Direct-Chill Casting of Aluminum Alloys*. Yokohama, Japan, p. 185-192, 2010.

ESKIN D. G., SAVRAN, V. I., KATGERMAN, L. *Effects of Melt Temperature and Casting Speed on the Structure and Defect Formation during Direct-Chill Casting of an Al-Cu Alloy*. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 36A, 2005. p. 1965-1976.

ESKIN D.G., ZHANG, L., MIROUX, A., SUBROTO, T., KATGERMAN, L. *Influence of Melt Feeding Scheme and Casting Parameters During Direct-Chill Casting on Microstructure of an AA7050 Billet*. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2012.

FELBERBAUM, M. *Porosity in Aluminum Alloys: Visualization, Characterization, and Modeling*. 2010. 191 f. École Polytechnique Fédérale de Lausanne, pour l'obtention du grade de Docteur ès Sciences.

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 de Mestrado – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN), São Paulo, 2008.

GASIOR, W., MOSER, Z., PSTRÚS, J. *Densities of Solid Aluminum-Magnesium (Al-Mg) Alloys*. Journal of Phase Equilibria. Institute of Metallurgy and Materials Science, Polish Academy of Sciences, Kraków, Poland, vol. 21, n. 2, 2000.

GARCIA A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. Editora Unicamp, 1º edição, Campinas, p. 315-351, 2001.

GOMES, M R, FILHO, E B. *Propriedades e Usos de Metais Não-Ferrosos*. ABM, São Paulo, 1987.

GRANDFIELD, F. J, MCGLADE T. P. *DC Casting of Aluminium: Process Behaviour and Technology*. Metals Forum, 1996, p 20, 29-51.

GRANGER, D. A. *Ingot casting in the aluminium industry*. In: Vasudevan AK, Doherty RD. Aluminum alloys – Contemporary research and applications. Treatise on materials science and technology, vol. 31, London: Academic Press Inc, p. 109, 1989.

GUZOWSKI, M. M., SIGWORTH, G. K., SENTNER, D. A. *The role of boron in the grain-refinement of aluminum with titanium*. Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, vol. 18, n. 4, p. 603-619, 1987.

HANGAI, Y., KITAHARA, S. *Quantitative Evaluation of Porosity in Aluminum Die Castings by Fractal Analysis of Perimeter*. Materials Transactions, Vol. 49, No. 4 (2008) pp. 782 to 786, Japan, 2008.

HAO H., MAIJER, D. M., WELLS, M. A., COCKCROFT, S. L., SEDIKO, D. *Development and Validation of a Thermal Model of the Direct Chill Casting of AZ31 Magnesium Billets*. Metallurgical and Materials Transactions, vol. 35A, p. 3843-3854, 2004.

HAO, H., ZHANG, X., YAO, S., JIN, J. *Improvement of Casting Speed and Billet Quality of Direct Chill Cast Aluminum Wrought Alloy with Combination of Slit Mold and Electromagnetic Coil*. Metallurgical and Materials Transactions, vol. 48, n. 8, p. 2194, 2007.

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



- HULL, D; BACON, D.J. *Introduction to Dislocation*. Pergamon Press, 3<sup>o</sup> edição, New York, 1984.
- IRFAN, M., SCHWAM, D., KARVE, A., RYDER, R. *Improvements of Mechanical Properties in Die Cast Engine Blocks*. 114th Metalcasting Congress, FL: North American Die Casting Association, Orlando, EUA, 2010.
- JOHANSSON, M., BACKERUD, L. *The influence of composition on equiaxed crystal growth mechanisms and grain size in Al alloys*. Zeitschrift Fur Metalkunde, vol. 87, n. 3, p. 216-220, 1996.
- JORSTAD, J. L., APELIAN, D. *High Integrity Die Castings (Sound, Reliable e Heat Treatable)*. Wheeling, IL: North American Die Casting Association, EUA, 2008.
- JORSTAD, J. L., RASMUSSEN W M. *Aluminum Casting Technology*. American Foundry Society, Inc., p. 19-37, 1993.
- JORSTAD, J. L. *Hypereutectic Al-Si casting alloys: 25 years. What's next?*. Silver anniversary paper, AFS Transactions, vol. 104, p. 669-671, 1996.
- KIM, W. T., CANTOR, B. *Solidification behavior of Pb droplets embedded in a Cu matrix*. Acta Metallurgical et Material, vol. 40, n. 12, p. 3339-3347, 1992.
- KIM, W. T., CANTOR, B. *Heterogeneous nucleation of Al<sub>2</sub>Cu in Al-Cu eutectic liquid droplets embedded in an Al matrix*. Acta Metallurgical et Materialia, vol. 42, n. 9, p. 3045-3053, 1994.
- KIRKMAN, S. *Shrinkage Porosity: A Guide to Correcting the Problems*. Wheeling, IL: North American Die Casting Association, EUA, 2006.
- LAROUCHE A., BROCHU, C. *Solidification Conditions in Aluminum DC Sheet Ingot: Understanding and Control*. In 31th Annual Conference of Metallurgists on Light Metals (CIM), Montreal, Quebec, 1996, p. 597-604.
- LEE, P.D, ATWOOD, R.C. *Simulation of the three-dimensional morphology of solidification porosity in an Al-Si alloy*. Acta Materialia, v.51, p. 5447-5466, 2003.
- LEE, P. D., ATWOOD, R. C., DASHWOOD, R. J., NAGAUMI, H. *Modeling of porosity formation in direct chill cast aluminum-magnesium alloys*. Materials Science and Engineering A. v. 328, p. 213-222, 2002.

- LEE, P. D, CHIRAZI, R. C., ATWOOD, R. C., WANG, W. *Multiscale modelling of solidification microstructures, including microsegregation and microporosity, in an AlSiCu alloy*. Materials Science and Engineering, vol. A365, p. 57-65, 2004.
- LEE, P. D., HUNT, J. D. *Hydrogen Porosity in Directionally Solidified Aluminium-Copper Alloys: A Mathematical Model*. Acta Materialia, vol.49, p.1383-1398, 2001.
- LEWIS, D. M, SAVAGE, J. *The principles of continuous casting of metals. In: Metallurgical reviews*. London: The Institute of Metals; vol. 1, p. 65-116, 1956.
- LIVANOV, V. A., GABIDULLIN, R. M. SHEPILOV, V. S. *Direct-chill casting of aluminium alloys*. Moscow: Metallurgiya; 1977.
- LIU, J. T., MORRIS J. *Recrystallization microstructures and textures in AA5052 continuous cast and direct chill cast aluminum alloy*. Materials Science and Engineering A, vol. 385, 2004. p. 342–351.
- LIU, Y.L., KANG, S.B. *Solidification and Segregation of Al-Mg Alloys and Influence of Alloy Composition and Cooling Rate*. Materials Science and Technology. v. 13, p.331-336, 1997.
- LIU, Y.L., JIE, W., GAO, Z., ZHENG, Y. *Investigation on the formation of microporosity in aluminum alloys*. Journal of Alloys and Compounds. v. 629, p. 221-229, 2015.
- LYNCH, J. P., *et al. Microanalysis of Age Hardening Precipitates in Aluminum Alloys*. Acta Metallurgica, v. 30, 1982, p.1389-1395.
- LÜ, S. L., WU, S. S, ZHU Z. M., AN. P., MAO Y. W. *Effect of semi-solid processing on microstructure and mechanical properties of 5052 aluminum alloy*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 20, 2010. p. 758–762.
- MAYES, C. D., MCCARTNEY, D. G., TATLOCK, G. J. *Influence of microstructure on grain refining performance of Al-Ti-B master alloys*. Materials Science and Technology, vol. 9, n. 2, p. 97-103, 1993.
- MARASLI, N., HUNT, J. D. *The use of measured values of surface energies to test heterogeneous nucleation theory*. Journal of Crystal Growth, vol. 191, n. 13, p. 558-562, 1998.
- MARCANTO, J. A., MONDOLFO, L. F. *Nucleation of aluminum by several intermetallic compounds*. Journal of the Institute of Metals, vol. 98, p. 23-27, 1970.

- MAXWELL, I., HELLAWELL, A. *Simple model for grain refinement during solidification*. Acta Metallurgica, vol. 23, n. 2, p. 229-237, 1975.
- MDIC – Ministério do Desenvolvimento, Indústria e Comércio Exterior. *Subsídios para a elaboração de uma estratégia industrial brasileira para economia de baixo carbono: Nota Técnica Alumínio*. Elaborado por FGVces - Fundação Getúlio Vargas - Centro de Estudos em Sustentabilidade, 2012. 100p.
- MELGES, J. P. *Dimensionamento de pilares com base na NBR6118:2003*. Notas de Aula, Departamento de Engenharia Civil, Universidade Estadual Paulista, São Paulo 2007.
- METALS HANDBOOK. *Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials*. American Society Materials, vol. 2, 2ª edition, 2002.
- MOHANTY, P. S., GRUZLESKI, J. E. *Mechanism of grain-refinement in aluminum*. Acta Metallurgica et Materialia, vol. 43, n. 5, p. 2001-2012, 1995.
- MONDOLFO, L. F. *Aluminum alloys: Structure and Properties*. London, Butterworths, 1976.
- MONDOLFO, L.F. *Grain-refinement in the casting of non-ferrous alloys*. Journal of Metals, vol. 34, n. 8, p7-7, 1982.
- MONTGOMERY, D. C. *Applied statistic and probability for engineers*. 6th edition. Arizona: John Wiley & Sons, Inc., 2013.
- MONTGOMERY, D. C. *Design and analysis of experiments*. 8th edition. Arizona: John Wiley & Sons, Inc., 2012.
- MURTY, B.S., KORI, S. A., CHAKRABORTY, M. *Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying. International*. Materials Reviews, vol. 47, n. 1, p. 3-29, 2002.
- NADELLA, R., ESKIN, D. G., DU, Q., KATGERMAN, L. *Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys*. Progress in Materials Science, vol. 53, p. 421–480, 2008.
- NBR – Normas Brasileiras. *NBR7549 – Alumínio e suas ligas - Ensaio de tração dos produtos dúcteis e fundidos*. Brasil, 2001.
- OLIVEIRA, A. F. *Redução controlada do teor de hidrogênio em ligas de alumínio*, Tese de Mestrado Faculdade de Engenharia-Universidade do Porto. 2012.
- OSÓRIO, W. R.; PEIXOTO, L. C.; GARCIA, A. *Efeitos da agitação mecânica e de adição de refinador de grão na microestrutura e propriedade mecânica de fundidos da liga Al-Sn*.

Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, S.P, Brasil Revista Matéria, v. 14, n. 3, p. 906 – 917, 2009.

OTSUKA, R. *Physical Metallurgy and Process*. In Handbook of Aluminum. Marcel Dekker Inc., p. 643-663, 2003.

PAN, F S, ZHANG, D F. *Aluminum and applications*. Beijing: Chemical Industry Press, p. 118–119, 2006.

PETERSON, R.D; REVET, A. *Dross Analysis Methods and Their Application for Evaluating Secondary Furnace Operations*. Recycling of Metals and Engineered Materials, TMS, p. 1035-1044, 2000.

PIWONKA, T. S., KUYUCAK, S., DAVIES, K. G. *Shrinkage- Related Porosity in Steel castings: A State-of-the-Art Review*. AFS Transactions, v.02, n°113, pp.1257-1270, 2002.

POLMEAR J. Light Alloys – Metallurgy of the light metals. New York: Edward Arnold, 2° edition, 1989, 278p.

PORTER, D.A, EASTERLING; K.E. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Chapman & Hall, 2° edition, 1992.

QIAN, B, H. *Effect of processing technics on microstructure and properties for 5052 sheet*. Chongqing University, 2008.

QIU, D., TAYLOR J. A., ZHANG, M. X., *et al*. *A mechanism for the poisoning effect of silicon on the grain refinement of Al-Si alloys*. Acta Materialia, vol. 55, p. 1447-1456, 2007.

QUESTED, T. E., GREER, A. L. *Grain refinement of Al alloys: Mechanisms determining as cast grain size in directional solidification*. Acta Materialia, vol. 53, n. 17, p. 4643-4653, 2005.

REED-HILL, R. E. *Physical Metallurgy Principles*. Van Nostrand, 2° edição, 1973.

RODRIGUES, J. R. P. *Efeito da composição nos parâmetros térmicos e estruturais de ligas Al-Mg solidificadas unidirecionalmente*. Tese de Doutorado apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, Universidade de Campinas, Campinas, SP, 2007.

ROWLANDS, H.; ANTONY, F. *Application of design of experiments to a spot welding process*. Assembly Automation, v. 23, n. 3, p. 273- 279, 2003.

SCHLESINGER, M. E. *Aluminum Recycling*. CRC Press, Broken Sound Parkway, NW, p. 9, 2007.

- SCHUMACHER, P. GREER, A. L. *Studies of the action of grain-refining particles in aluminum alloys*. 124th TMS annual meeting and exhibition, Conference Light Metals, Las Vegas NV, USA, p. 1-6, 1995.
- SIQUEIRA, C. A. *Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial*. Campinas. Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica- Universidade Estadual de Campinas, 2002.
- SMITH, W. F., HASHEMI, J. *Princípios de ciência e engenharia dos materiais*. Lisboa McGraw-Hill, 2005.
- SONG H. Y., KIM Y. S., NAM W. J. *Mechanical properties of ultrafine-grained 5052 Al alloy produced by accumulative roll-bonding and cryogenic rolling*. Metals and Materials International, vol. 12, 2006. p.7–12.
- SPINELLI, J. E., FERREIRA, I. L., GARCIA, A. *Influence of Melt Convection on the Columnar to Equiaxed Transition and Microstructure of Downward Unsteady-State Directionally Solidified Sn-Pb Alloys*. Journal of Alloys and Compounds, v.384, p.217-226, 2004.
- SUBODH, K. *Reduction of oxidative melt loss of aluminum and its alloys*. Das Secat, Inc, 1505 Bull Lea Road, Lexington, 2006.
- TAYLOR, J.A. *Oxidation, dross and melt loss issues involved in the aluminium cast house*. Proceedings of Aluminium Cast House Technology, Sydney, Australia, p. 47-55, 2007.
- TOTTEN, G. E., MACKENZIE, D. S. *Handbook of Aluminum: Physical Metallurgy and Processes*. Marcel Dekker, Inc. New York, USA, vol. 1, 2003.
- TSAI, T. L., SUN, P. L., KAO, P. W., CHANG, C. P. *Microstructure and tensile properties of a commercial 5052 aluminum alloy processed by equal channel angular extrusion*. Materials Science and Engineering A, vol. 342, p. 144-151, 2003.
- ULANOVSKIY, I.B. *Hydrogen diffusion and porosity formation in Aluminium*. National University of Science and Technology, Moscow, 2015. ISBN 978-5-87623-939-6.
- VOLLER, V.R. *A numerical scheme for solidification of an alloy*. Canadian Metallurgical Quarterly, v.37, p.169-177, 1998.
- VOLLER, V. R., SWAMINATHAN, C.R. *Towards a general numerical method for analysis of solidification systems*. Int. J. Heat Mass Trans., Vol. 40, 2859-2868., 1997.

WAGSTAFF, S. R. *Experimental Observations and Analysis of Macrosegregation in Rolling Slab Ingots*. Submitted to the department of materials science and engineering in partial fulfillment of the requirements for the degree of master of science in materials science and engineering at the Massachusetts Institute of Technology – MIT, 2014.

WANG; C. Y., BECKERMANN, C. *A multiphase solute diffusion model for dendritic alloy solidification*. Metall. Trans. A, vol. 24, p. 2787-2802, 1993.

WANG, B., CHEN, X. H., PAN, F. S., MAO, J. J., FANG, Y. *Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA5052 aluminum alloy*. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, v. 25, p. 2481–2489, April 2015

WEILER, J.P., WOOD, J.T. *Modeling fracture properties in a die-cast AM60B magnesium alloy II – The effects of the size and location of porosity determined using finite element simulations*, Materials Science and Engineering: A, vol. 527, p. 32-37, 2009.

WHITESELL, H.S, OVERFELT, R.A. *Influence of solidification variables on the microstructure, macrosegregation, and porosity of directionally solidified Mar-M247*, Science and Engineering: A, vol. 318, p. 264-276, 2001.

YANG, B., WANG, Y. Q., ZHOU, B. L. *The mechanism of formation of TiB<sub>2</sub> particulates prepared by in situ reaction in molten aluminum*. Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science, v. 29, n. 3, p. 635-640, 1998.

## 9 ANEXO

**ANEXO 1** – Publicação de Artigo Científico Referente ao Desenvolvimento da Presente Dissertação de Mestrado: “*Effect of Casting Speed and the Fraction of Al5%Ti1%B Inoculant on the Microstructure and Mechanical Properties of the AA5052 Aluminum Alloy Produced by the Direct Chill Process.*”

*Materials Research.*

DOI: <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0997>



### **The Effect of Casting Speed and the Fraction of Al5%Ti1%B Inoculant on the Microstructure and Mechanical Properties of the AA5052 Aluminum Alloy Produced by the Direct Chill Process**

*Geraldo Lúcio de Faria\**, *Anderson Santos Leite\**

*\*Universidade Federal de Ouro Preto, Campus Universitário do Morro do Cruzeiro, Ouro Preto, MG, Brazil*

Received: November 10, 2017; Revised: November 28, 2017; Accepted: December 28, 2017

This study aimed to assess the effect of casting speed and the addition of Al5%Ti1%B inoculant in the casted AA5052 aluminum alloy plate manufactured by the *Direct Chill* process. The focus of this work was to decrease the rejection index of rolled products due to the occurrence of superficial flaws on plates. These defects impact directly on the production costs and on the rolled product quality. The main cause of those flaws is associated with the billet porosity that is related with the excess of atomic hydrogen incorporated into the metallic bath and with the metal shrinkage during solidification. Four different cast conditions were industrially tested, combining two casting speeds and two inoculants amounts. The effect of those variables on the alloy mechanical properties and on their performance in rolling process was also assessed. It was observed that the higher the casting speed and the inoculant fraction, the more refined the microstructure and the lower the fraction and diameter of formed micropores. The increase of casting speed and the inoculant fraction improved the AA5052 alloy rolling performance. The application of these results in an industrial scale performed a decrease from **5,69%** to 0.39% per month in the rejection index of rolled products.

**Keywords:** *AA5052 alloy, casting speed, inoculant Al5%Ti1%B, Direct Chill.*