



PROJETO DE GRADUAÇÃO

ANÁLISE DA FABRICAÇÃO POR FUNDIÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA COM REFORÇO DE ESCÓRIA DE ALTO-FORNO

Por,
João Vitor Melo Gontijo
Lucas Xavier Pereira Cruz

Brasília, 21 de Junho de 2017

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

PROJETO DE GRADUAÇÃO

ANÁLISE DA FABRICAÇÃO POR FUNDIÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA COM REFORÇO DE ESCÓRIA DE ALTO-FORNO

POR,

João Vitor Melo Gontijo
Lucas Xavier Pereira Cruz

Relatório submetido como requisito parcial para obtenção
do grau de Engenheiro Mecânico.

Banca Examinadora

Prof. Daniel Monteiro Rosa UnB/ ENM (Orientador)

Prof. Palloma Vieira Muterlle, UnB/ ENM

Prof. Cosme Roberto Moreira da Silva, UnB/ ENM

Brasília, 21 de Junho de 2017

RESUMO

Este estudo apresenta uma análise da fabricação de um compósito de matriz metálica com reforço de escória de alto-forno, utilizando processo de solidificação unidirecional ascendente com fluxo de calor transitório através de uma lingoteira de aço resfriada a água. A matriz é constituída de uma liga de alumínio proveniente da fusão de latas de bebida. Um lingote sem adição de reforço também foi fabricado para comparação com o primeiro. Ambos os lingotes foram caracterizados por meio da observação de sua macroestrutura, microestrutura e análise da composição química e propriedades mecânicas. Foi observado que há variação na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos materiais ao longo da altura do lingote. Os resultados mostram que, com o método adotado, foi inviável a fabricação do compósito, pois a escória não se misturou à matriz metálica.

Palavras-chave: compósito de matriz metálica, escória de alto-forno, solidificação unidirecional.

ABSTRACT

This study presents an analysis of the fabrication of a metal matrix composite reinforced by blast-furnace slag using ascending unidirectional solidification process with transient heat flow in a water cooled steel ingot mold. The matrix is made of an aluminum alloy obtained from the casting of beverage cans. An ingot without reinforcement addition was also manufactured for comparison with the first one. Both ingots were characterized by the observation of their macrostructure, microstructure and analysis of chemical composition and mechanical properties. It was observed that there is a variation in the microstructure and mechanical properties of the materials throughout the height of the ingot. The results show that it was unviable to manufacture the composite using the adopted method, for the slag did not mix to metal matrix.

Keywords: metal matrix composite, blast-furnace slag, unidirectional solidification.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	MOTIVAÇÃO	1
1.2	OBJETIVOS	2
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1	COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA	3
2.1.1	LATAS DE ALUMÍNIO	6
2.1.2	LATAS DE ALUMÍNIO RECICLADO.....	8
2.1.3	ESCÓRIA DE ALTO-FORNO	8
2.2	COMPÓSITO DE ALUMÍNIO COM ESCÓRIA GRANULADA.....	12
2.3	SOLIDIFICAÇÃO	13
2.3.1	SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL	13
2.3.2	VARIÁVEIS TÉRMICAS E MICROESTRUTURA BRUTA DE FUSÃO	14
2.3.3	RELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DO MATERIAL	17
3	MATERIAIS E MÉTODOS	21
3.1	COLETA DOS MATERIAIS	21
3.2	DESCRIÇÃO DOS EQUIPAMENTOS UTILIZADOS	21
3.2.1	FUNIL PARA FUNDIÇÃO DAS LATAS.....	21
3.2.2	FORNO MUFLA.....	22
3.2.3	DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL ASCENDENTE	22
3.3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	23
3.3.1	FABRICAÇÃO	23
3.3.2	MACROESTRUTURA	27
3.3.3	MICROESTRUTURA	28
3.3.4	MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA	29
3.3.5	ANÁLISE QUÍMICA	30
3.3.6	ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO	31
3.3.7	DUREZA.....	32
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
4.1	FABRICAÇÃO	33
4.2	MACROESTRUTURA	35
4.3	MICROESTRUTURA.....	36
4.4	MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA	38
4.5	ANÁLISE QUÍMICA	40
4.6	ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO	41
4.7	DUREZA.....	43
5	CONCLUSÃO	44
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	45
	ANEXOS	49

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Crescimento da utilização de alumínio no mundo. [<i>International Aluminium Institute</i> , 2009 - adaptado].....	1
Figura 2.1. Diferentes tipos de MMCs [Chawla & Chawla 2013 - adaptado]	4
Figura 2.2. Latas de alumínio. [https://gundersenenvision.files.wordpress.com].....	6
Figura 2.3. Pelotas de minério de ferro. [http://www.vale.com]	9
Figura 2.4. Calcário (CaCO ₃) [http://www.mtagricola.com.br].....	9
Figura 2.5. Coque (C). [http://www.infoescola.com]	9
Figura 2.6. Esquema de funcionamento de um alto-forno. [http://www.mspc.eng.br]	9
Figura 2.7. Escória bruta de alto-forno. [http://tubarao.arcelormittal.com].....	10
Figura 2.8. Escória granulada de alto-forno. [http://www.beton-informationen.de].....	11
Figura 2.9. Comportamento do limite de resistência à compressão em função da concentração de escória. [Torres et al. 2001 - adaptado]	12
Figura 2.10. Comportamento da microdureza Vickers em função da concentração de escória. [Torres et al. 2001 - adaptado]	12
Figura 2.11. Crescimento da interface sólido/líquido. [Campbell 2003 - adaptado].....	14
Figura 2.12. Formação dos eixos principais de dendrita. [Ohno 1988 - adaptado].....	15
Figura 2.13. Ilustração esquemática de uma formação dendrítica. [Campbell 2003 - adaptado].....	16
Figura 2.14. Diferença das taxas de crescimento nos eixos principais. (a) Crescimento do cristal livre no líquido, (b) dois eixos principais crescendo ao longo do molde, (c) somente um eixo principal cresce ao longo do molde, (d) todos os eixos principais fazem interseção na parede em um ponto. [Ohno 1988]	16
Figura 2.15. Influência do tamanho de grão em uma liga de latão (70%Cu – 30%Zn). [Callister Jr., 1999].....	18
Figura 2.16. Movimentos de uma discordância. [Callister Jr., 1999]	19
Figura 2.17. Representação esquemática de uma microestrutura produzida por fundição. [Osório 2006 - adaptado]	20
Figura 3.1. Funil utilizado para fundição das latas.	21
Figura 3.2. Forno mufla utilizado para fundição.	22
Figura 3.3. Lingoteira utilizada para receber o material fundido.	22
Figura 3.4. Latas de alumínio no funil posicionado sobre o cadinho antes da fundição. ..	23
Figura 3.5. Montagem do dispositivo de solidificação.	24
Figura 3.6. Processo de medição da TL.	25
Figura 3.7. Carrinho com areia contendo cadinho alumínio fundido.	25
Figura 3.8. Agitação e deposição da escória no alumínio fundido.	26
Figura 3.9. Conteúdo do cadinho sendo vertido na lingoteira.	26
Figura 3.10. Lingote com adição de escória.	27
Figura 3.11. Lingote sem adição de escória.	27
Figura 3.12. Esquema do fatiamento inicial dos lingotes (vista frontal).	28
Figura 3.13. Esquema do fatiamento para produção das amostras para visualização da microestrutura (vista lateral).	29
Figura 3.14. Equipamento EDX 720HS utilizado para o teste EDX. [http://caiq.unb.br] .	30
Figura 3.15. Equipamento Bruker S2 RANGER utilizado para o teste FRX.	30
Figura 3.16. Desenho esquemático da numeração das peças fatiadas do lingote (a) sem adição de escória e (b) com adição de escória.	31
Figura 3.17. Aparelho Sonelastic.	32
Figura 4.1. Rechupe presente no lingote sem reforço.	33
Figura 4.2. Curva para determinação da temperatura <i>liquidus</i>	33
Figura 4.3. Curva de resfriamento.	34
Figura 4.4. Face do lingote com adição de escória após ataque químico com Keller.	35
Figura 4.5. Face do lingote sem reforço após ataque químico com Flick e HNO ₃	35

Figura 4.6. Imagens com aumento de 50 vezes das amostras de planos paralelos à direção de solidificação referentes às alturas de (a) 11,4 – 22 mm do lingote sem reforço e (b) 10,5 – 22 mm do lingote com adição de escória.....	36
Figura 4.7. Imagens com aumento de 50 vezes de amostras de planos perpendiculares à direção de solidificação referentes às alturas de 3,5 mm do (a) lingote sem reforço e (b) do lingote com adição de escória.	37
Figura 4.8. Imagens com aumento de 50 vezes de amostras de planos perpendiculares à direção de solidificação referentes às alturas de 32 mm do (a) lingote sem reforço e (b) do lingote com adição de escória.	37
Figura 4.9. Imagem referente à amostra de altura igual a 3,5 mm do lingote com adição de escória, com aumento de 100 vezes.	38
Figura 4.10. Imagem referente à amostra de altura igual a 19 mm do lingote com adição de escória, com aumento de 100 vezes.	38
Figura 4.11. Imagem referente à amostra de altura igual a 32 mm do lingote com adição de escória, com aumento de 100 vezes.	39
Figura 4.12. Imagem referente à amostra de altura igual a 12 mm do lingote sem reforço, com aumento de 100 vezes.....	39
Figura 4.13. Gráfico relacionando o módulo de elasticidade com a altura no lingote.	42
Figura 4.14. Gráfico relacionando a dureza com a altura no lingote.....	43

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Composição química da liga de alumínio 3xxx.	7
Tabela 2.2. Composição química da liga de alumínio 5xxx.	7
Tabela 2.3. Composição química das ligas 3004 e 5182.	7
Tabela 2.4. Propriedades mecânicas das ligas de alumínio.	8
Tabela 2.5. Composição química da escória de alto-forno. [Thomaz 2012 – adaptado] ..	11
Tabela 2.6. Características físicas da escória de alto-forno.	11
Tabela 4.1. Taxas de resfriamento em diferentes posições.	34
Tabela 4.2. Composição química da escória de alto-forno.	40
Tabela 4.3. Resultado da análise FRX para presença de óxidos no material.	40
Tabela 4.4. Resultado da análise EDX para a composição dos lingotes.	41
Tabela 4.5. Dados para módulo de elasticidade em várias alturas de cada lingote.	42
Tabela 4.6. Dados para dureza em várias alturas de cada lingote.	43
Tabela 5.1. Resultados obtidos para dureza e módulo de elasticidade.	44

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

E	Módulo de elasticidade	[Pa]
G_L	Gradiente de temperatura	[K/m]
\dot{T}	Taxa de resfriamento	[K/s]
V_L	Taxa de crescimento	[m/s]

Símbolos Gregos

λ_1	Espaçamento dendrítico primário	[m]
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário	[m]

Siglas

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ABCP	Associação Brasileira de Cimento Portland
ABRALATAS	Associação Brasileira dos Fabricantes de Latas de Alta Reciclabilidade
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
EDX	<i>Energy-dispersive X-ray spectroscopy</i>
FRX	Fluorescência de raios X
IFBA	Instituto Federal da Bahia
IQ	Instituto de Química
LATASA	Latas de alumínio S/A
MMC	<i>Metal matrix composite</i>
SDAS	<i>Secondary dendritic arm spacing</i>
TL	<i>Temperatura liquidus</i>

1 INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO

É crescente o apelo para que o setor industrial se adeque a um modo de produção mais sustentável. Além disso, é constante a busca pela diminuição do custo de produção mantendo a qualidade do produto.

De acordo com a ABRALATAS, em 2015, foram reciclados no Brasil 295,5 mil toneladas de latas de alumínio para bebidas. A LATASA mostra ainda que o país é o que mais recicla latas de alumínio no mundo desde 2001, tendo reciclado 97,9% das latas vendidas em 2015.

O Instituto Internacional de Alumínio aponta que em 1990 a produção mundial de alumínio era de aproximadamente 28 milhões de toneladas. Em 2009, a produção era de 56 milhões de toneladas e, para 2020, projeta-se que a demanda será de 97 milhões de toneladas. O Instituto mostra ainda que, em 2007, o uso de alumínio primário na indústria era de 38 milhões de toneladas, enquanto que apenas 18 milhões eram de alumínio reciclado. A Figura (1.1) mostra o crescimento da utilização do alumínio no mundo em 1950, 1980 e 2007. Apesar de o Brasil reciclar grande parte das latas produzidas no país, nota-se que ainda há a necessidade de aumentar esse número a nível global e que é evidente que a reciclagem do alumínio é um processo com potencial expansão, abrindo espaço para novas aplicações do metal reciclado.

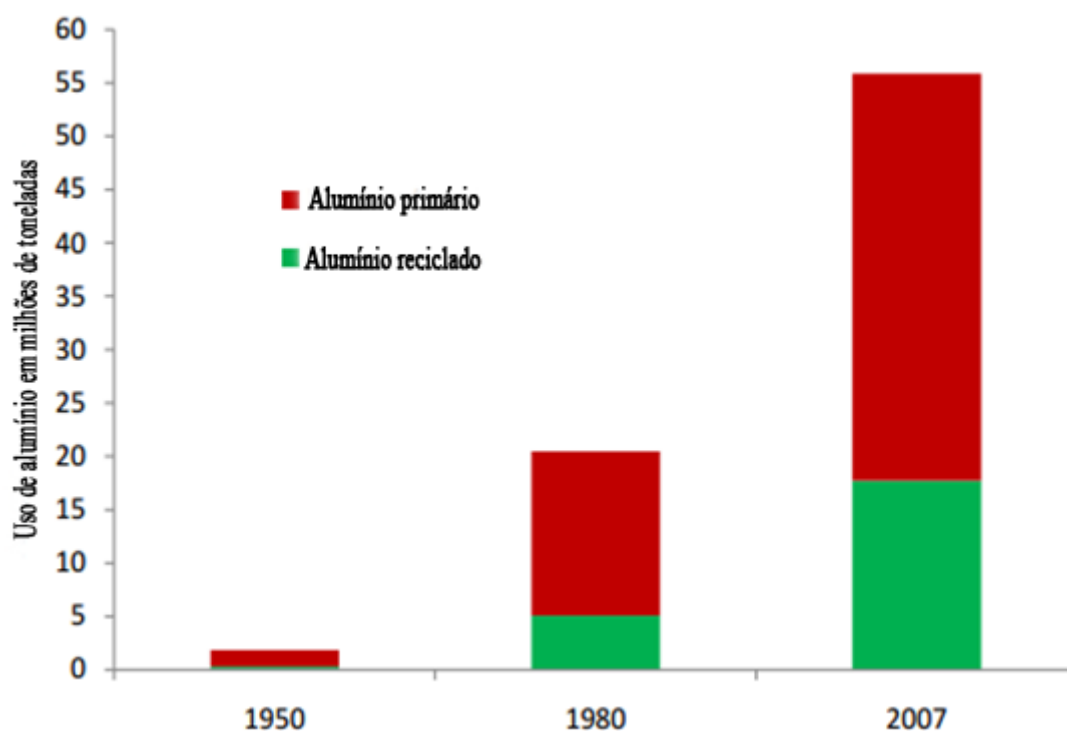


Figura 1.1. Crescimento da utilização de alumínio no mundo. [International Aluminium Institute, 2009 - adaptado]

Para confecção das latas, são utilizadas ligas de Al-Mn-Mg. Ligas de Al-Mn possuem excelente resistência à corrosão e são utilizadas na fabricação de lâminas e utensílios culinários. As ligas de Al-Mg são extensivamente utilizadas em boa parte da estrutura de veículos automotores devido a algumas de suas propriedades, como boa soldabilidade e, também, resistência à corrosão (Pradhan et al. 2014).

A escória de alto-forno é resultante da redução do minério de ferro em ferro gusa, para produção do aço. De acordo com o Instituto Aço Brasil, em 2015, 19,8 toneladas de coprodutos e resíduos diretos da produção de aço foram gerados, sendo que 88% foram reaproveitados (principalmente na produção de cimento, uso agrônômico e nivelamento de terrenos e aterros), enquanto 9% foram estocados.

Tendo em vista a necessidade de maior reaproveitamento dos resíduos siderúrgicos e, segundo Torres et al. (2001), o alto custo dos cerâmicos frequentemente utilizados na indústria como reforço para compósitos de matriz metálica, se torna interessante o aproveitamento desses resíduos para essa função. Sito e Jayadevan (2015) e Moses et al. (2016) apontam que compósitos de matriz de alumínio com reforço cerâmico têm aplicação nas indústrias aeroespacial, automotiva, naval e nuclear.

1.2 OBJETIVOS

O presente estudo propõe a análise da fabricação de um compósito de matriz metálica com reforço de escória de alto-forno e matriz de liga de alumínio via solidificação unidirecional ascendente com fluxo de calor transitório.

Essa análise tem por finalidade caracterizar dois lingotes (um com adição de escória de alto-forno e outro sem) quanto à composição química, macroestrutura, microestrutura e propriedades mecânicas ao longo de suas respectivas alturas, bem como comparar essas propriedades entre eles, a fim de verificar o efeito da adição do reforço na matriz.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA

Materiais compósitos são materiais fabricados ou encontrados na natureza que contêm dois ou mais constituintes distintos, cujas propriedades químicas, físicas e mecânicas são significativamente diferentes (Moghadam et al. 2015). Seus constituintes são combinados a nível microscópico e não são miscíveis, sendo esses materiais geralmente compostos de um reforço (como fibras e partículas) disperso em uma matriz (como metais, polímeros). A matriz é o material que engloba o reforço para adquirir o formato desejado e é completamente contínua, enquanto que o reforço melhora as propriedades mecânicas do material. As propriedades desejáveis de um reforço incluem alta resistência, facilidade de fabricação, baixo custo e boa estabilidade química. Quando projetado adequadamente, o novo material possui melhor resistência do que teriam cada um dos materiais constituintes. Os compósitos em geral possuem excelente resistência mecânica e rigidez, são materiais bastante leves, que possuem elevada resistência à corrosão, à tenacidade e elevada razão entre resistência mecânica e massa (Singh et al. 2013).

Compósitos de matriz metálica (*metal matrix composites* – MMCs) são os compósitos cuja matriz se trata de um metal ou liga metálica, e cujo reforço pode ser metálico ou cerâmico. As propriedades mais características dos MMCs são suas elevadas rigidez e resistência mecânica, entretanto, a utilização de reforço para obter esses resultados nem sempre é o objetivo mais importante. Propriedades como reduzir a expansão linear térmica ou diminuir a resistência ao desgaste podem ser importantes, dependendo da aplicação (Chawla & Chawla 2013).

Xue et al. (2015) aponta que, mesmo que a resistência mecânica dos materiais possa ser melhorada com a introdução de partículas cerâmicas, sua ductilidade será severamente diminuída, o que restringe substancialmente as aplicações dos compósitos. A ductilidade reduzida se dá por dois motivos. Primeiramente, a existência de defeitos intrínsecos (como microfraturas) dentro das partículas cerâmicas introduzidas durante o processo de fabricação irá nucleiar trincas durante a deformação dos compósitos. Em geral, partículas cerâmicas maiores possuem maior probabilidade estatística de conter defeitos que podem formar falhas durante a deformação. Além disso, a porosidade residual na interface entre a matriz e os reforços, a formação de fases frágeis resultantes da reação química durante o processo de fabricação e a pobre molhabilidade e significativa diferença entre os coeficientes de expansão térmica da matriz e dos reforços podem induzir à nucleação e propagação de trincas durante deformação plástica.

De acordo com Chawla & Chawla (2013), existem quatro tipos de MMCs: reforçado com partículas, reforçado com fibras curtas ou partículas irregulares (*whiskers*), reforçado com fibras contínuas e compósito laminado ou em camadas, sendo o terceiro tipo o mais anisotrópico entre eles. A Figura (2.1) ilustra esses tipos. Sijo & Jayadevan (2016) apontam que, entre os vários tipos de reforços, o particulado é o mais comum e mais barato. Enquanto MMCs reforçados por fibras contínuas fornecem o fortalecimento mais efetivo (em uma dada direção). MMCs de reforço particulado são mais atrativos devido a seu custo-benefício, propriedades isotrópicas e à capacidade de serem processados utilizando tecnologias similares às utilizadas para materiais monolíticos.

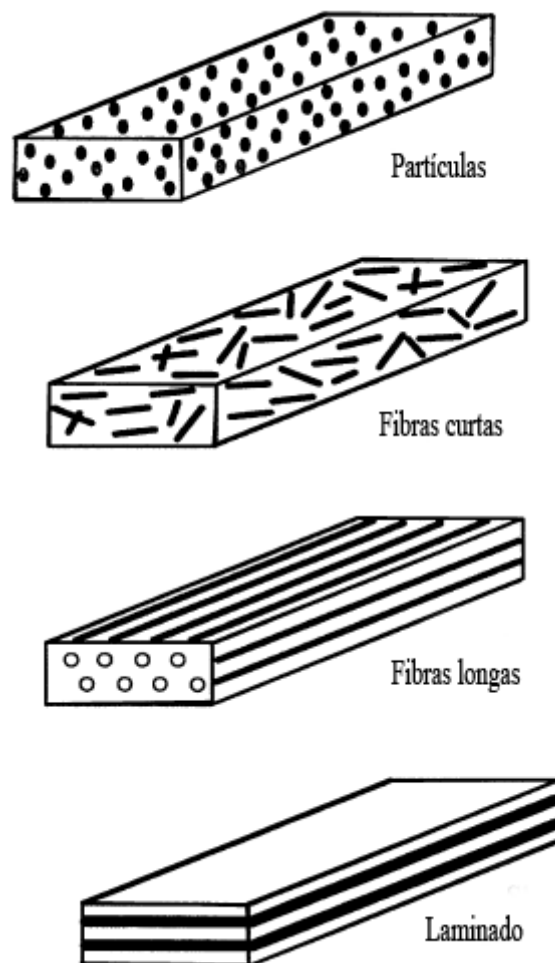


Figura 2.1. Diferentes tipos de MMCs [Chawla & Chawla 2013 - adaptado]

De acordo com Moghadam et al. (2015), a matriz de um MMC é geralmente feita de ligas de alumínio, cobre ou magnésio, sendo que, entre elas, as ligas de alumínio são as mais utilizadas, tanto no ponto de vista industrial quanto no de pesquisa, devido a suas excelentes propriedades, como baixa massa específica, alta resistência mecânica, elevado módulo de elasticidade específico, baixo coeficiente de expansão térmica e boa resistência ao desgaste. Fathy et al. (2015) apontam que esses compósitos vêm sendo amplamente utilizados para aplicações estruturais e funcionais nas indústrias automotiva e aeroespacial.

Moghadam et al. (2015) citam que existem diferentes métodos para sintetizar MMCs reforçados por partículas, sendo esses métodos geralmente classificados em processamento em estado sólido, processamento em estado líquido e deposição a vapor. Dois métodos comuns que são aplicados para fabricar compósitos de matriz de alumínio reforçados por partículas em larga escala são a metalurgia do pó (estado sólido) e a fundição (estado líquido). Na técnica da metalurgia do pó, em que todos os materiais permanecem no estado sólido, os pós são misturados e compactados, sendo esta parte compactada sinterizada para que se alcance a menor porosidade possível e a maior densidade possível. No método em estado líquido, a matriz está no estado líquido.

Sijo & Jayadevan (2016) explicam que, no processo de fundição, material fundido a alta temperatura é utilizado. A temperatura elevada geralmente promove a reação química entre o material fundido e os reforços. A reação leva à degradação ou ao desaparecimento dos reforços, sendo que as propriedades esperadas do compósito não seriam obtidas se essa reação ocorresse. Portanto, a fim de obter um compósito de matriz metálica com boas características, técnicas especiais são necessárias. Dentre vários métodos de fabricação, a fundição por centrifugação é geralmente aceita como um caminho promissor devido ao baixo custo, baixo dano ao reforço, e aos componentes do processo não possuírem restrição de tamanho e forma. O processo possui também vantagens como simplicidade, flexibilidade e aplicabilidade à produção em larga escala.

De acordo com Kala et al. (2014), a maior vantagem do processo de fundição por centrifugação é sua aplicabilidade à produção em massa. Comparado a outros métodos de fabricação, o processo de fundição por centrifugação custa de 1/3 a 1/10 para produção em massa de compósitos de matriz metálica. Devido às razões acima listadas, a fundição por centrifugação é o método comercial mais amplamente utilizado para produzir compósitos baseados em alumínio.

Ravi et al. (2015) caracterizaram um compósito com matriz de liga de alumínio AA6061 com reforço particulado de B_4C fabricado por fundição por centrifugação e obteve uma distribuição homogênea das partículas cerâmicas pela matriz, diminuição do tamanho de grão da matriz e aumento de microdureza e resistência à tração.

Sarada et al. (2015) concluíram que parâmetros como formato do agitador, velocidade e temperatura de vazamento da liga, temperatura de pré-aquecimento das partículas e tipos de molde e de reforço particulado são importantes no processo de fundição por centrifugação, além de observar um aumento de dureza e resistência ao desgaste para reforços híbridos em relação a reforços simples, utilizando a liga LM25 com carbono ativado e mica, comparando com LM25 apenas com carbono ativado e LM25 apenas com mica.

Balaji et al. (2015) verificaram, em compósito de matriz de Al7075 com reforço particulado de SiC tomando até 6% do material, aumento nas densidades, distribuição uniforme das partículas na matriz, aumento na dureza, na resistência ao desgaste e resistência à tração.

Moses et al. (2016) fabricaram um compósito de AA6061/15% TiC usando fundição por centrifugação e constatou a influência de parâmetros como velocidade e tempo de agitação, ângulo da pá e temperatura de fundição na resistência à tração do material.

Raj & Thakur (2016) produziram um compósito com matriz de AA6061 com reforço particulado de B₄C a 5, 10, 15 e 20% utilizando uma técnica de fundição por centrifugação modificada, obtendo uma distribuição uniforme e homogênea de partículas na matriz, observando aglomerações de partículas de pequena escala na matriz, além de aumento na dureza com o aumento na porcentagem de reforço no material.

Sahoo et al. (2013) frisam que, como MMCs são produzidos por meio de processos como a fundição, usinagem é requerida para que se obtenham as dimensões desejadas e qualidade de acabamento superficial. A usinagem de MMCs é o maior desafio no setor de fabricação devido à presença de alta abrasão oriunda do reforço. Przystacki (2014) aponta que o principal problema na usinagem de MMCs está relacionado ao extremo desgaste da ferramenta de corte devido à ação abrasiva das partículas de cerâmica. Portanto, materiais que possuem alta resistência à abrasão, como diamantes (mono e policristalino) e nitretos de boro policristalinos são geralmente recomendados. Segundo, Sahoo et al. (2013) o diamante policristalino é a melhor opção de material para a ferramenta de corte e que é tipicamente utilizada na usinagem de MMCs.

2.1.1 LATAS DE ALUMÍNIO

Neste estudo serão usadas latas comerciais de alumínio que são utilizadas para armazenar bebidas como refrigerantes, sucos e chás (Fig. 2.2). Esta liga não é formada por alumínio puro e possui diferenças na sua composição quando analisado o corpo da lata, tampa e anel.



Figura 2.2. Latas de alumínio. [<https://gundersenenvision.files.wordpress.com>]

Segundo Kurzawa (2006), o corpo da lata é produzido a partir da liga de alumínio ASTM 3004, a tampa pela liga ASTM 5182 e o anel é feito a partir do alumínio ASTM 5082. A primeira tem como principais características resistência à corrosão, boa conformabilidade e resistência mecânica moderada. As últimas possuem boa resistência à corrosão (assim como a liga 3004) e alta resistência mecânica.

As ligas da série 3xxx possuem na sua composição maior teor de manganês entre seus elementos de liga. O manganês é adicionado para que se aumente a resistência à corrosão e ductilidade do alumínio comercial. Já as ligas da série 5xxx têm alto teor de magnésio. Este elemento confere à liga de alumínio maior dureza, resistência mecânica e à corrosão, além de melhorar a usinabilidade (Kurzawa, 2006).

Segundo a Novelis (2016), as ligas de alumínio da série 3xxx e o da série 5xxx devem possuir composições químicas de acordo com as Tabs. (2.1) e (2.2).

Tabela 2.1. Composição química da liga de alumínio 3xxx.

COMPOSTO QUÍMICO	PORCENTAGEM NA MATRIZ TOTAL
Alumínio	95-98,9%
Manganês	0,05-1,98%
Zinco	0,3-2,5%
Silício	0,03-1,6%
Magnésio	0,2-1,47%
Outros	< 1,8%

Tabela 2.2. Composição química da liga de alumínio 5xxx.

COMPOSTO QUÍMICO	PORCENTAGEM NA MATRIZ TOTAL
Alumínio	> 86%
Magnésio	0,1-6,0%
Manganês	< 1,8%
Silício	< 1,4%
Zinco	< 0,8%
Outros	< 2,1%

As ligas usadas no corpo e na tampa foram estudadas por AlSaffar & Bdeir (2008). A composição química das ligas é mostrada na Tab. (2.3) e suas principais propriedades mecânicas são mostradas na Tab. (2.4).

Tabela 2.3. Composição química das ligas 3004 e 5182.

Liga	Elementos		
	Al	Mn	Mg
3004	97,8	1,2	1,0
5182	95,2	0,35	4,5

Tabela 2.4. Propriedades mecânicas das ligas de alumínio.

PROPRIEDADES	LIGAS	
	3004	5182
Massa específica (1000 kg/m ³)	2,6 – 2,8	2,6 – 2,8
Módulo de elasticidade (GPa)	70 - 80	70 - 80
Limite de Resistência (MPa)	215	420
Limite de Escoamento (MPa)	170	395
Dureza (HB500)	52	25

2.1.2 LATAS DE ALUMÍNIO RECICLADO

A maior parte das latas é proveniente da reciclagem. O alumínio possui como uma de suas principais características a possibilidade de ser infinitamente reciclado sem perder suas características (ABAL, 2011).

Desde 2001 o Brasil figura como o país que mais recicla latas no mundo (cerca de 98% do total produzido). Os recipientes passam por todo ciclo de reciclagem em apenas 30 dias (LATASA, 2013).

Verran et al. (2007) investigaram via espectroscopia de emissão ótica, a composição química das latas depois de fundidas em um forno elétrico à indução. O resultado foi que o alumínio reciclado apresenta uma composição química muito próxima da inicial, tendo pouca perda de manganês e magnésio, que são os principais elementos de liga. O segundo, por ser um elemento extremamente reativo com oxigênio, apresentou maior perda que manganês.

Pelo comportamento dos elementos de liga apresentado no parágrafo anterior e pelo fato do corpo e tampa apresentarem composições químicas diferentes, é necessário que, depois de feita a fusão das latas, se regularize a porcentagem dos elementos a fim de obter a liga de alumínio desejada.

2.1.3 ESCÓRIA DE ALTO-FORNO

Escória, segundo o dicionário Aurélio (2010), é um termo que tem origem no latim e significa “coisa desprezível”.

Quando se trata do resíduo proveniente da redução do minério de ferro para obtenção do ferro gusa, tal material é denominada escória de alto-forno.

A escória de alto-forno é proveniente da fusão das impurezas do minério de ferro (Fig. 2.3) com os fundentes calcário (Fig. 2.4) e cinzas do coque (Fig. 2.5). Para cada tonelada de ferro gusa produzido, são geradas cerca de 300 kg de escória (Thomaz, 2012).

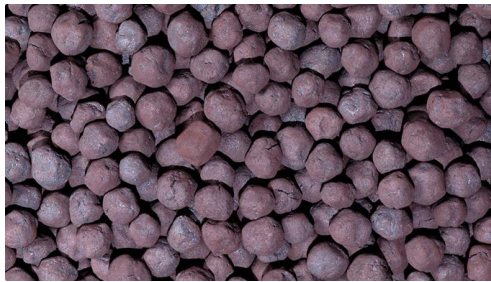


Figura 2.3. Pelotas de minério de ferro. [http://www.vale.com]



Figura 2.4. Calcário (CaCO_3) [http://www.mtagricola.com.br]



Figura 2.5. Coque (C). [http://www.infoescola.com]

O alto-forno pode ser entendido como um grande forno feito de material metálico que possui o seu interior revestido com material refratário. Sua função é fundir e reduzir o minério de ferro para transformá-lo em ferro gusa. Como mostrado no esquema da Fig. (2.6), o minério de ferro, fundente (calcário) e o coque são despejados na parte superior do forno, enquanto os gases comburentes são injetados em uma posição inferior (Chiaverini, 1986).

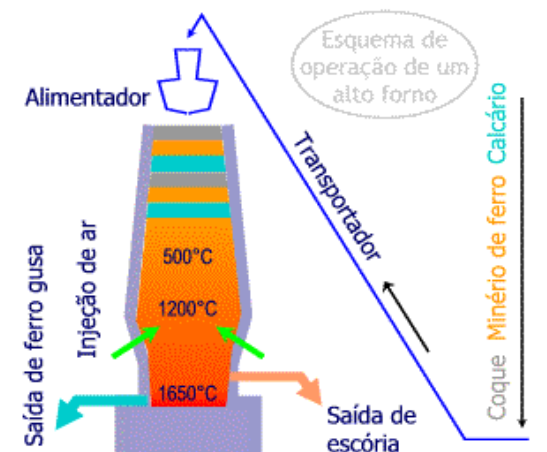


Figura 2.6. Esquema de funcionamento de um alto-forno. [http://www.mspc.eng.br]

No cadinho são depositados os materiais que vêm sendo fundidos desde o topo do forno. Por possuir menor massa específica, a escória sai por um orifício acima da saída do ferro gusa (Chiaverini, 1986).

A escória de alto-forno pode ser classificada de duas formas diferentes, conforme o tipo de resfriamento ao qual está submetida. Essa pode ser escória bruta de alto-forno (Fig. 2.7) ou escória granulada (Fig. 2.8).

A escória bruta é coletada no alto-forno e, em seguida, vertida ainda quente em pátios apropriados nos quais será resfriada lentamente devido à ação do ar. Por ser um processo lento, são formadas distintas fases cristalinas (Thomaz, 2012).



Figura 2.7. Escória bruta de alto-forno. [<http://tubarao.arcelormittal.com>]

Segundo Thomaz (2012), a escória granulada (Fig. 2.8) passa por um processo de resfriamento rápido que utiliza jatos d'água sob alta pressão para este fim. Por não ter tempo suficiente para formação de cristais, a escória se granula adquirindo aparência vítrea com grãos de no máximo 5 mm.

Uma característica importante deste tipo de escória extensamente utilizada pela construção civil é a sua capacidade hidráulica. Tal atributo permite que, ao entrar em contato com a água ela endureça, podendo assim substituir parte do clínquer Portland usado nos cimentos CII-E e CIII (ABCP, 2002).

Ainda segundo a ABCP (2002), o cimento CII-E possui em sua composição cerca de 6% a 34% de escória granulada e o CIII possui entre 35% e 70% de escória.

Algumas das vantagens do uso da escória nos cimentos citadas por Thomaz (2012) são:

- Maior resistência final e maior durabilidade;
- Menor risco de fissuração (baixo calor de hidratação);
- Melhor trabalhabilidade e plasticidade;
- Menor porosidade e permeabilidade;
- Aumento da resistência à corrosão.



Figura 2.8. Escória granulada de alto-forno. [<http://www.beton-informationen.de>]

A Tabela (2.5) mostra a composição química da escória de alto-forno de acordo com Thomaz (2012).

Tabela 2.5. Composição química da escória de alto-forno. [Thomaz 2012 – adaptado]

COMPOSTO QUÍMICO	PERCENTUAL
CaO	41,60%
SiO ₂	33,65%
Al ₂ O ₃	12,42%
MgO	7,95%
Fe ₂ O ₃	0,45%
TiO ₂	0,73%

A partir da análise da Tab. (2.5) podem ser inferidas importantes características das escórias. É possível notar que seus compostos são basicamente óxidos o que afirma sua característica de material cerâmico. Além disso, o composto mais presente é o cálcio (CaO – Óxido de cálcio) proveniente do fundente calcário.

Segundo Tasong et al. (1999), a escória granulada de alto-forno possui características físicas tais como mostrado na Tab. (2.6).

Tabela 2.6. Características físicas da escória de alto-forno.

PROPRIEDADE	VALOR
Forma física	Pó Branco
Massa específica aparente (kg/m ³)	1200
Superfície específica (m ² /kg)	425 - 470

2.2 COMPÓSITO DE ALUMÍNIO COM ESCÓRIA GRANULADA

Torres et al. (2001), produziram um compósito de alumínio com escória granulada de alto-forno utilizando a metalurgia do pó. Foram sinterizadas quatro amostras, 95% Al e 5% escória, 85% Al e 15% escória, 75% Al e 25% escória e 65% Al e 35% escória. Estas amostras foram compactadas a 400 MPa e depois aquecidas até 620 °C e mantidas neste estado por 60 minutos. Ao final do estudo foram avaliadas características do compósito como dureza e resistência à compressão.

Foi observado que tanto para dureza quanto para resistência à compressão o compósito produzido a partir de 85% Al e 15% escória apresentou os melhores resultados. O motivo das melhores propriedades no compósito com essas configurações pode estar relacionado com a melhor ligação interfacial entre as partículas de escória e a matriz de alumínio. Além disso, foi evidenciado, ao fim do processo de aquecimento do material, partículas de Al-Fe presentes no compósito, o que também pode ser o motivo para crescimento no valor de tais propriedades (Torres et al. 2001).

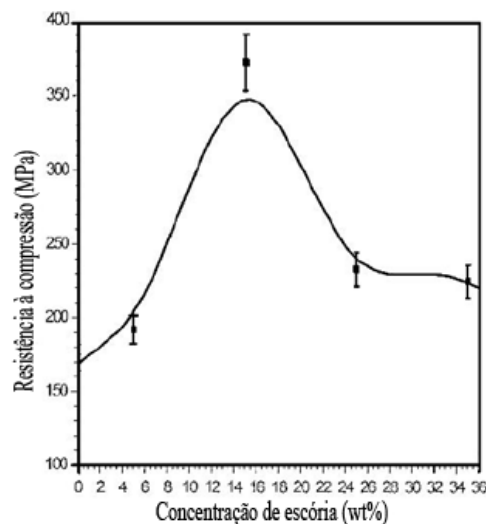


Figura 2.9. Comportamento do limite de resistência à compressão em função da concentração de escória. [Torres et al. 2001 - adaptado]

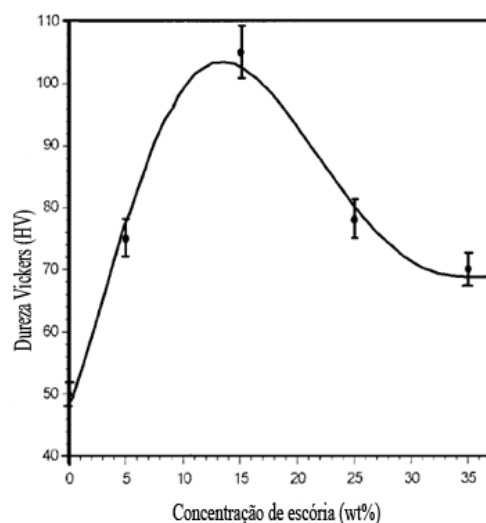


Figura 2.10. Comportamento da microdureza Vickers em função da concentração de escória. [Torres et al. 2001 - adaptado]

A Figura (2.9) mostra uma curva de comportamento da resistência à compressão do compósito à medida que se aumenta a porcentagem de escória. É possível notar o considerável ganho na resistência quando se tem 15% de escória na massa total (372 MPa) ao comparar-se o valor da mesma propriedade do alumínio comercialmente puro (170 MPa).

A Figura (2.10) ilustra a curva que rege o comportamento da microdureza em função do conteúdo de escória presente no compósito. Neste caso é possível notar que novamente o maior valor é encontrado quando se analisa o compósito com 15% de escória na sua massa total. A dureza Vickers do alumínio comercialmente puro é de cerca de 48 HV enquanto o compósito com 15 wt% de escória possui dureza de aproximadamente 102 HV.

2.3 SOLIDIFICAÇÃO

2.3.1 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL

Na maioria das vezes, a solidificação de materiais em moldes pode ser considerada como um processo de transferência de calor em regime transiente. A mudança de fase (sólido para líquido) é acompanhada por liberação de energia térmica, com uma fronteira móvel separando tais fases (Garcia, 2001).

À medida que ocorre a solidificação, há um aumento no resistor térmico presente no processo, devido ao crescimento da camada solidificada. Este resistor térmico, composto pela parte solidificada da liga, faz com que a taxa de solidificação varie ao longo do processo (Da Silva, 2015). Essa variação na taxa de resfriamento é um dos fatores que influencia nas perturbações na interface sólido/líquido, como será abordado na seção 2.3.2.

Uma alternativa para solidificação unidirecional é o método de Bridgman. Este método é normalmente utilizado para produção de lingotes monocristalinos e policristalinos (Azevedo, 2014), sendo, portanto, muitas vezes inviável para grande produção industrial.

O método consiste em solidificar a liga constantemente, assim, a fase líquida permanece sobre a fase sólida em formação. Um cadinho em forma cônica é movimentado lentamente dentro de um forno com zonas de temperaturas diferentes, levemente acima e abaixo do ponto de fusão do material. Deste modo se estabelece uma configuração estável no aspecto térmico (Carvalho, 1997), diferentemente do observado na solidificação unidirecional com fluxo de calor variável.

2.3.2 VARIÁVEIS TÉRMICAS E MICROESTRUTURA BRUTA DE FUSÃO

A descrição precisa da evolução da solidificação é de interesse tanto tecnológico como teórico, e requer a solução do problema de transferência de calor dependente do tempo (Bertelli et al. 2013).

Ohno (1988) mostra que a solidificação dos metais ocorre por meio de nucleação e crescimento, formando-se inicialmente o núcleo do cristal que, com a adição de mais átomos, cresce formando grãos ou cristais. De acordo com Campbell (2003), nucleação é o processo de agregação de aglomerados de átomos que representa a primeira aparição de uma nova fase. Ainda em Ohno (1988), se mostra que a nucleação se dá quando vários átomos do metal fundido atingem um valor suficientemente baixo de energia cinética que permite a eles ocupar as posições na rede do metal. O núcleo, então, continua a crescer na medida em que ocorre a extração de calor.

Ohno (1988) aponta ainda que, com a elevação do teor de soluto num metal, a interface sólido/líquido se modifica, indo da forma plana e lisa dos metais puros para estruturas celulares e, posteriormente, para estruturas dendríticas. Além disso, como a transição da estrutura solidificada se dá principalmente devido à segregação de soluto na interface sólido/líquido, esta é influenciada também pela taxa de resfriamento. As diferentes formas de crescimento da interface sólido/líquido são mostradas na Fig. (2.11).

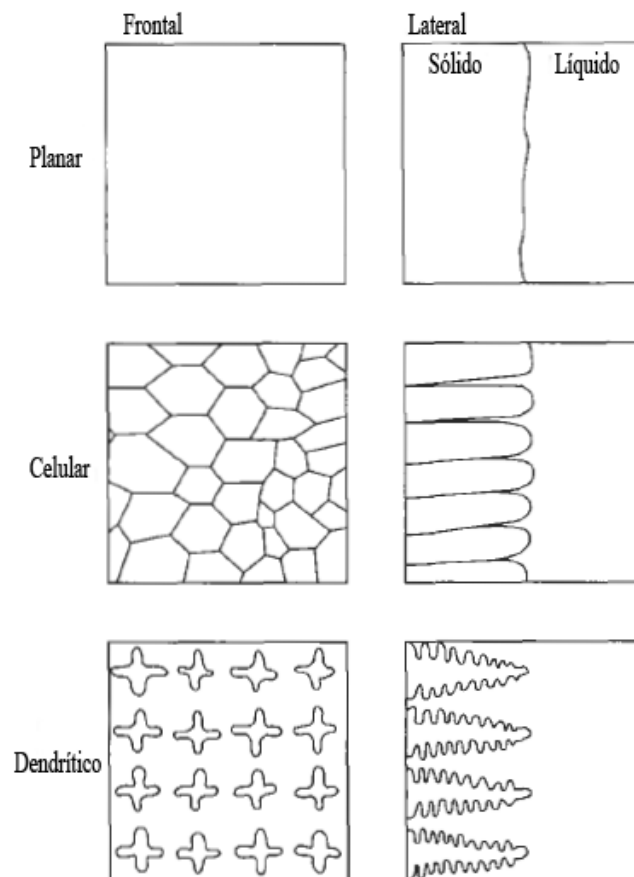


Figura 2.11. Crescimento da interface sólido/líquido. [Campbell 2003 - adaptado]

De acordo com Dias et al. (2014), a determinação experimental das variáveis térmicas da solidificação (como o gradiente de temperatura (G_L), a taxa de crescimento (V_L) e a taxa de resfriamento (\dot{T})) é de suma importância, visto que a morfologia de crescimento de ligas é fortemente dependente da cinética da solidificação. Brito et al. (2015) mostram que essas variáveis se relacionam de acordo com a Eq. (2.1).

$$\dot{T} = G_L V_L \quad (2.1)$$

Em Brito et al. (2015) se constata que estudos teóricos e experimentais da solidificação direcional mostraram que, perto de condições de equilíbrio, a morfologia da interface sólido/líquido se transforma de planar para celular e, depois, para dendrítica, com aumento em V_L , definindo um efeito direto dos parâmetros da solidificação na morfologia da frente de solidificação. Um aumento ainda maior em V_L transforma a frente dendrítica de volta para celular e, depois, para planar, caracterizando uma transição reversa.

De acordo com Ohno (1988), a cristalografia da dendrita está geralmente associada com o crescimento preferencial em certos planos cristalográficos. Os ramos primários começam a crescer a partir dos eixos principais, que são formados, no caso de metais cúbicos de face centrada como o alumínio, com a projeção das seis pontas de pirâmide que se formam com o crescimento de um cristal livre de alumínio, devido à diferença na segregação de soluto (menor nessa região), como ilustrado na Fig. (2.12).

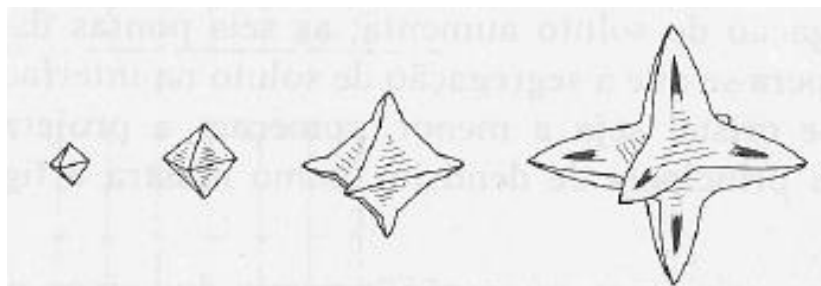


Figura 2.12. Formação dos eixos principais de dendrita. [Ohno 1988 - adaptado]

Os ramos primários crescem a partir dos eixos principais, começando a crescer em locais com menor segregação de soluto na superfície dos eixos principais, enquanto que os ramos secundários crescerão a partir dos ramos primários (Ohno 1988). Os ramos dendríticos se ligarão de modo a formar um grão, sendo que este pode consistir de milhares de dendritas como, também, de um único ramo primário (Campbell 2003). A Figura (2.13) mostra um esquema de formação dendrítica.

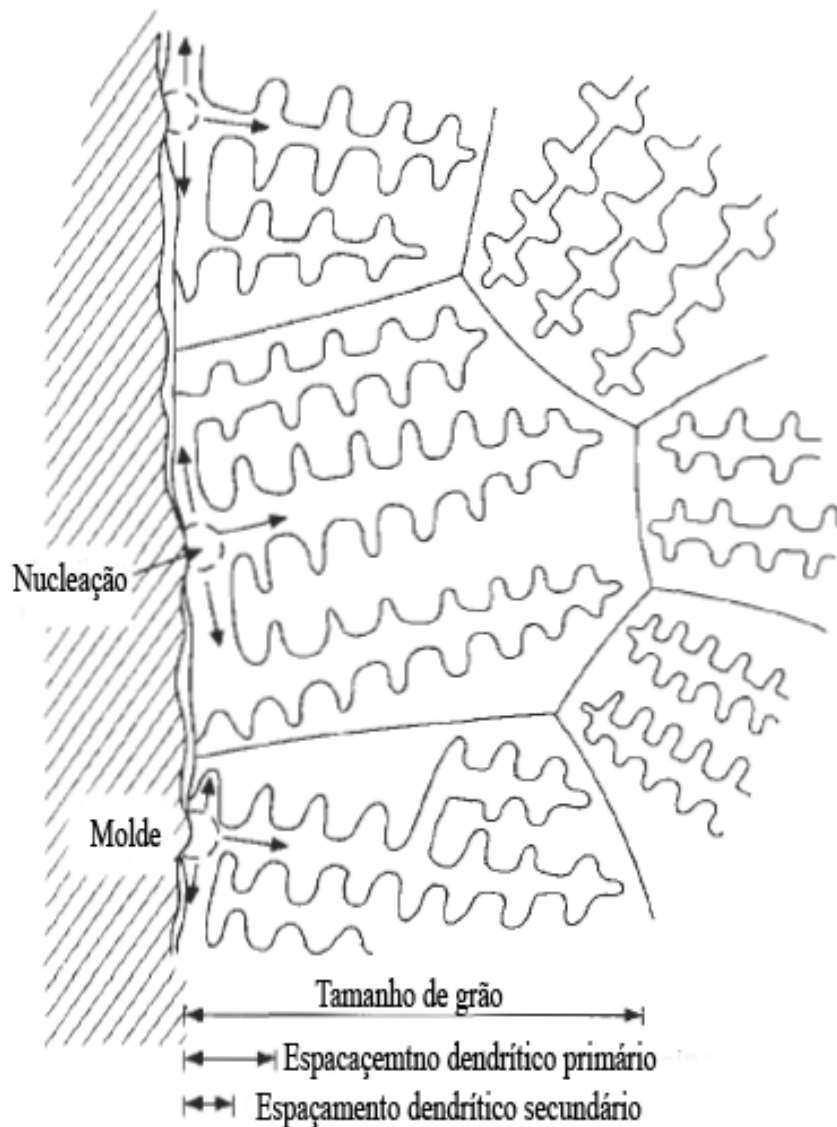


Figura 2.13. Ilustração esquemática de uma formação dendrítica. [Campbell 2003 - adaptado]

Ohno (1988) destaca que, se o cristal livre de alumínio cresce no líquido, os três eixos principais crescerão à mesma taxa, entretanto, se a nucleação ocorre na parede do molde, os eixos principais e seus ramos não crescem à mesma taxa, sendo o crescimento mais veloz ao longo da superfície do molde. Essa diferença das taxas de crescimento é ilustrada na Fig. (2.14).

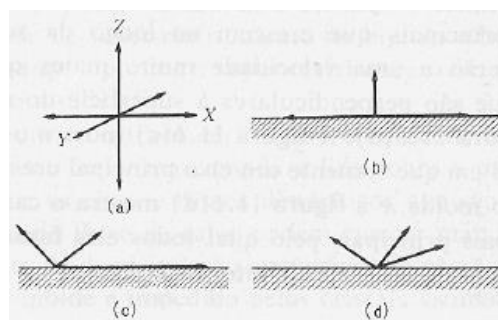


Figura 2.14. Diferença das taxas de crescimento nos eixos principais. (a) Crescimento do cristal livre no líquido, (b) dois eixos principais crescendo ao longo do molde, (c) somente um eixo principal cresce ao longo do molde, (d) todos os eixos principais fazem interseção na parede em um ponto. [Ohno 1988]

Campbell (2003) aponta que, em solidificação, além do tamanho de grão, o espaçamento dendrítico é um parâmetro estrutural importante, visto que as propriedades mecânicas de ligas obtidas por fundição dependem deste, sendo desejável que o espaçamento seja o menor possível, já que, com a sua diminuição, as propriedades mecânicas da liga fundida serão invariavelmente melhoradas. O espaçamento dendrítico geralmente se refere ao espaçamento entre os ramos secundários de dendritas. Entretanto, se ramos terciários estiverem presentes com um espaçamento ainda menor, então o termo se referiria a este espaçamento. Similarmente, se não houver ramos secundários, o que é bastante raro, o termo se referiria ao espaçamento entre os ramos primários. Ohno (1988) frisa que, se o teor de soluto na liga for constante, o espaçamento dendrítico diminuirá com o aumento da taxa de solidificação.

2.3.3 RELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DO MATERIAL

Osório et al. (2005) afirmam que as propriedades mecânicas dos materiais têm relação direta com a sua microestrutura e que a morfologia estrutural depende das propriedades de fusão e condições de solidificação da liga. Segundo Okaysu et al. (2013), dentre as propriedades mecânicas afetadas pela microestrutura é possível citar:

- Limite de escoamento;
- Limite de resistência à tração;
- Tenacidade;
- Dureza.

Com o alumínio e suas ligas não é diferente, suas propriedades mecânicas são fortemente influenciadas por sua microestrutura que, por sua vez, varia de acordo com a técnica utilizada para fabricação da peça.

Estudos relacionam o limite de escoamento de materiais com o tamanho dos grãos (Kurzydowski et al. 1996), a dureza à densidade de discordâncias (Okaysu et al. 2013), o limite de resistência aos espaçamentos dendríticos secundários (Okaysu et al. 2013), resistência a corrosão ao aspecto das dendritas (Garcia et al. 2016) e limite de resistência à porosidade (Okaysu et al. 2013).

A equação de Hall-Petch relaciona o tamanho dos grãos com o limite de resistência ao escoamento. Entretanto, para materiais produzidos a partir do método de fundição (caso desse estudo), a relação nem sempre é verdadeira. O aumento do limite de resistência ao escoamento só acontece caso a geração de pequenos grãos não aumente a porosidade, o espaçamento entre dendritas e a presença da segunda fase na liga (Garcia & Osório, 2002).

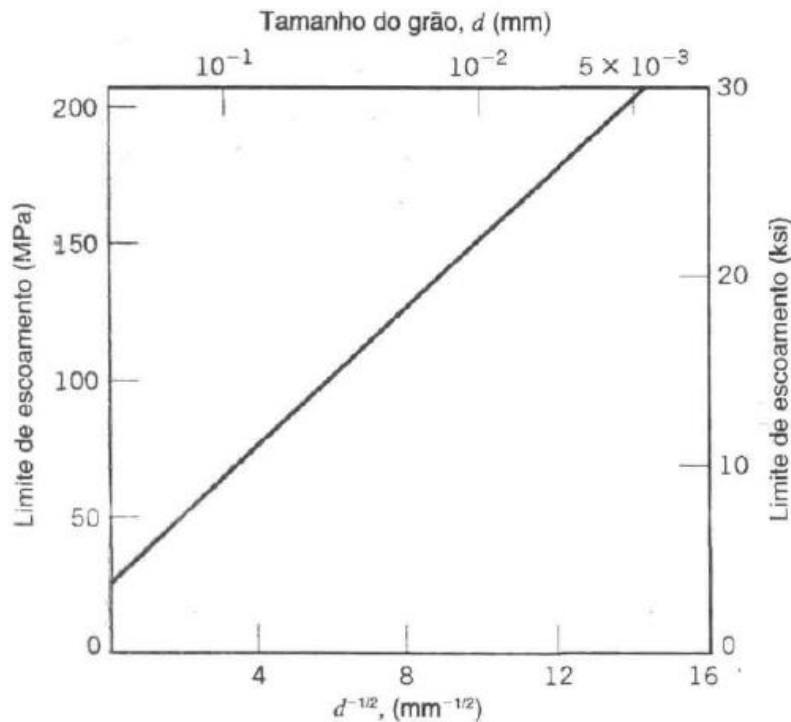


Figura 2.15. Influência do tamanho de grão em uma liga de latão (70%Cu – 30%Zn). [Callister Jr., 1999]

Segundo Callister Jr. (1999), o contorno de grão apresenta importante papel na resistência mecânica do material já que estes se comportam como uma barreira ao movimento das discordâncias. As razões disso são:

- Como os grãos apresentam orientações diferentes, uma discordância que caminha dentro de um grão deve mudar sua direção para que se propague no grão adjacente;
- A desordenação atômica dentro de um grão resulta em uma descontinuidade de planos de escorregamento entre um grão e o outro.

Desse modo, um material com granulação fina é mais resistente que um que possui granulação grosseira (Fig. 2.15), já que no primeiro as discordâncias têm maior dificuldade de se propagar. Além disso, é importante ressaltar que a redução no tamanho do grão aumenta a tenacidade do material (Callister Jr., 1999).

Garcia et al. (2016) estudaram a relação entre o aspecto dos braços dendríticos e a resistência à corrosão. Para isso, foi usada uma liga de Al-Mn-Si. O resultado observado foi que uma estrutura mais fina dos braços tende a ter maior potencial de corrosão do que uma estrutura mais grosseira dos braços.

As características apresentadas no parágrafo anterior são resultado da distribuição do alumínio, manganês e silício na liga. Caso a liga tenha estruturas dendríticas finas, existe maior deposição de Mg_2S e, por este componente ter caráter mais anódico que o alumínio puro, existe intensificação no potencial de corrosão. O contrário irá acontecer para estruturas grosseiras já que a presença de alumínio será intensificada (Garcia et al. 2016).

O processo de corrosão alveolar também foi analisado. Entretanto, para este a estrutura dendrítica mais fina provoca um processo de corrosão alveolar menos intenso do que estruturas grosseiras. O motivo disto é que quando há formação de estruturas finas existe uma melhor distribuição de segunda fase nas regiões interdendríticas, fazendo com que a intensidade de corrosão alveolar seja diminuída (Garcia et al. 2016).

Okaysu et al. (2013) produziram um artigo que relaciona as seguintes características da microestrutura da liga de alumínio ADC12 com suas propriedades mecânicas: espaçamento dendrítico secundário (*secondary dendrite arm spacing - SDAS*), taxa de porosidade (*microporosity rate*) e densidade de discordâncias (*dislocation density*).

O SDAS está relacionado diretamente com a resistência mecânica do material. Quanto maiores os braços, menor é a resistência. O crescimento dos braços varia de acordo com a taxa de solidificação da liga. Como nas ligas com vazamento por gravidade a taxa de perda de calor é baixa, os SDAS têm tendência a serem maiores que os encontrados nas ligas produzidas a partir da moldagem sob pressão (Okaysu et al. 2013).

Cruz et al. (2010) afirmam que as características mecânicas dos materiais com menores espaçamentos dendríticos é melhorada pois sua estrutura interdendrítica torna-se mais sólida e possui distribuição mais homogênea da segunda fase.

As discordâncias estão relacionadas com a dureza do material. Caso a solidificação aconteça à pressão e velocidade baixa, existe a tendência de se obter baixas densidades de discordância e, conseqüentemente, é obtida menor dureza no material final (Okaysu et al. 2013).

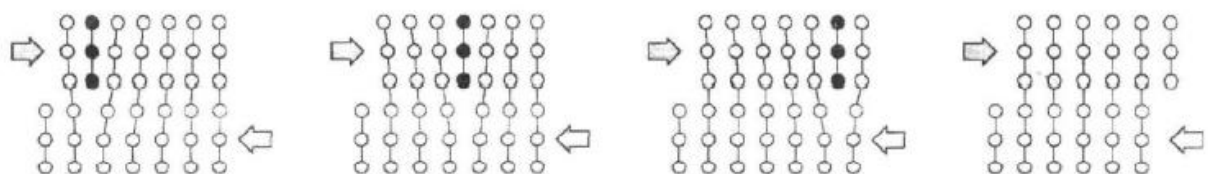


Figura 2.16. Movimentos de uma discordância. [Callister Jr., 1999]

Callister Jr. (1999) mostra que o motivo da alta densidade de discordância provocar aumento na dureza é baseado no fato de que a deformação plástica de um sólido cristalino está intimamente ligada à movimentação das discordâncias. Se existe aumento da densidade das mesmas, o movimento é dificultado já que as interações entre discordâncias são, na média, repulsivas (movimento das discordâncias é barrado pela existência de discordâncias adjacentes).

Pela Figura (2.16) é possível observar como as discordâncias se propagam no material até que exista a sua deformação. Esta é a movimentação dificultada quando existe alta densidade de discordâncias.

Nos cerâmicos, a razão para sua elevada dureza vem da dificuldade de escorregamento (movimento) das discordâncias. Isto acontece em função das ligações entre átomos serem predominantemente iônicas e, por isso, existem poucos sistemas de escorregamento (Callister Jr., 1999).

A taxa de porosidade tem influência negativa na resistência mecânica da liga (Okaysu et al. 2013). Callister Jr. (1999), ao tratar da estrutura e propriedades das cerâmicas, discorre que a porosidade presente no material terá influência negativa sobre propriedades elásticas e de resistência. Na resistência os efeitos podem ser drásticos, já que uma porosidade de 10% no volume total pode representar diminuição de 50% na resistência mecânica. Os motivos disso são:

- Os poros reduzem a área em que a carga é aplicada, resultando assim em uma maior tensão no material;
- Os poros também atuam como concentradores de tensão. Se existir a presença de um poro circular, por exemplo, a tensão aplicada é amplificada por um fator igual a 2.

Na Figura (2.17) pode-se ver uma representação da porosidade intergranular e da porosidade interdendrítica.

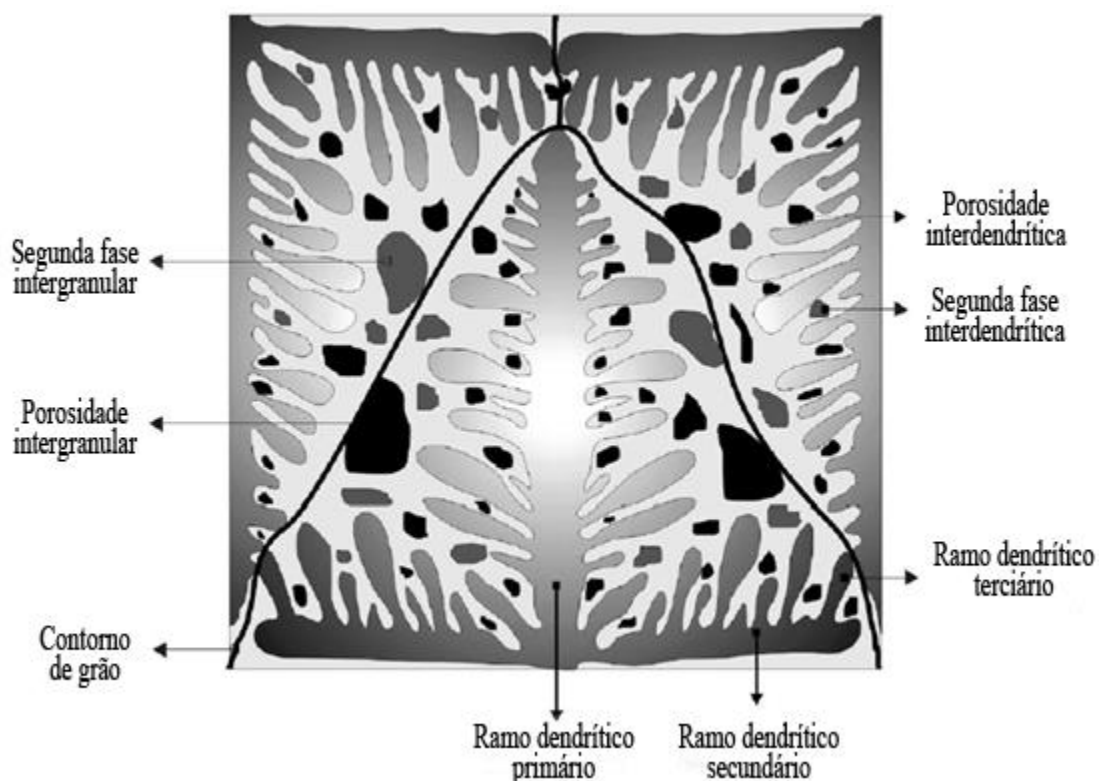


Figura 2.17. Representação esquemática de uma microestrutura produzida por fundição. [Osório 2006 - adaptado]

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 COLETA DOS MATERIAIS

A escória granulada de alto-forno foi cedida por uma siderúrgica do nordeste do Brasil à Universidade de Brasília na quantidade de 2,0 kg para ser utilizada como reforço particulado no compósito de matriz metálica. Esta escoria é passante em 150 mesh e retida em 200 mesh.

As latas de alumínio foram cedidas pelo restaurante executivo da Universidade de Brasília. As latas tinham capacidade para 350 mL ou 269 mL de bebida (sucos, refrigerante, chás) e eram feitas a partir de ligas de alumínio, como descrito na seção 2.1.1.

Finalizada a coleta, todas as latas foram lavadas e deixadas em repouso para secagem. Posteriormente, os anéis de cada uma foram retirados para que então as latas fossem amassadas. Os anéis foram retirados para que houvesse menor diferença entre as ligas que formariam a peça final. Apesar da tampa também ser de liga diferente do corpo lata, esta não foi retirada por motivos práticos e para evitar a perda excessiva de material.

3.2 DESCRIÇÃO DOS EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

3.2.1 FUNIL PARA FUNDIÇÃO DAS LATAS

O funil foi concebido de forma a comportar aproximadamente 200 latas de alumínio amassadas. Este grande volume é necessário visto que existe pouco alumínio em uma lata, portanto, para que se encha o cadinho é necessária uma alta quantidade das mesmas.

O funil possui forma piramidal de base quadrada. Seu formato é mostrado na Fig. (3.1).



Figura 3.1. Funil utilizado para fundição das latas.

As paredes do equipamento são feitas por placas de aço unidas umas às outras por soldagem. É usado um revestimento protetor composto por argamassa refratária com espessura aproximada de 50 mm, cuja função é evitar a corrosão das paredes provocadas pelo alumínio fundido.

Na saída do funil foi colocada uma grade composta por vergalhões de aço. Tal grade tem como função reter as impurezas provenientes da fundição do alumínio.

3.2.2 FORNO MUFLA

O forno utilizado para fundição do alumínio foi o Linn Elektro Therm (Fig. 3.2).



Figura 3.2. Forno mufla utilizado para fundição.

3.2.3 DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL ASCENDENTE

Uma lingoteira de aço foi utilizada para receber o material fundido (Fig. 3.3).



Figura 3.3. Lingoteira utilizada para receber o material fundido.

A lingoteira possui na sua base um canal que permite a circulação de água para refrigeração do material a ser solidificado.

O dispositivo possui entrada para termopares em diferentes níveis (3,5 mm, 8 mm, 12 mm, 15 mm, 19 mm, 25 mm e 32 mm de altura) para que se tenha informações sobre o processo de solidificação em diferentes estágios.

3.3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.3.1 FABRICAÇÃO

As latas amassadas foram colocadas dentro do funil para que fossem fundidas. Feito isso, o cadinho foi posicionado no interior do forno para que finalmente o funil fosse colocado sobre o mesmo. A disposição desses elementos dentro do forno é mostrada na Fig. (3.4). Fechada a porta do forno, o mesmo foi programado para atingir a temperatura de 860 °C.



Figura 3.4. Latas de alumínio no funil posicionado sobre o cadinho antes da fundição.

Fundidas as latas, esperou-se uma noite para que todos os componentes se resfriassem, permitindo assim o manuseio dos mesmos e a retirada do alumínio do cadinho. Este processo foi feito quatro vezes para que se obtivesse quantidade considerável de alumínio para fabricação dos lingotes com e sem reforço.

Os passos que seguem são referentes à produção do primeiro lingote, no qual foi adicionado escória de alto-forno.

Com as duas amostras para produção do compósito prontas, foi aferida sua massa total (1448 g) utilizando a balança Balmak MP-5. Isto foi feito para que se pudesse calcular a quantidade de escória necessária. Optou-se por utilizar 15% de escória e 85% de alumínio em massa na formação final do compósito. Essa escolha foi feita de acordo com os resultados obtidos por Torres et al. (2001), como citado na seção 2.2. Dessa maneira, foram preparados 255,53 g de escória utilizando a balança Shimadzu AUY220.

Paralelamente à preparação da escória, as amostras de alumínio obtidas anteriormente foram colocadas no forno a fim de serem fundidas. O forno foi programado para atingir a temperatura de 860 °C. Apesar de a temperatura utilizada estar acima do ponto de fusão do alumínio, isto foi feito para que houvesse tempo hábil para misturar a escória no metal fundido.

O próximo passo foi a preparação da lingoteira. Primeiramente, foi feito um revestimento de alumina no seu interior, com finalidade semelhante à da camada protetora do funil. A lingoteira foi apoiada em uma base para que permanecesse estável na posição vertical, sem que esta tocasse no chão, possibilitando assim o encaixe das mangueiras responsáveis pelo fluxo de água. Finalmente, foram conectados os termopares para medição da temperatura nas posições de altura igual a 3,5 mm, 8 mm, 12 mm e 32 mm. A Figura (3.5) mostra a disposição dos elementos supracitados.

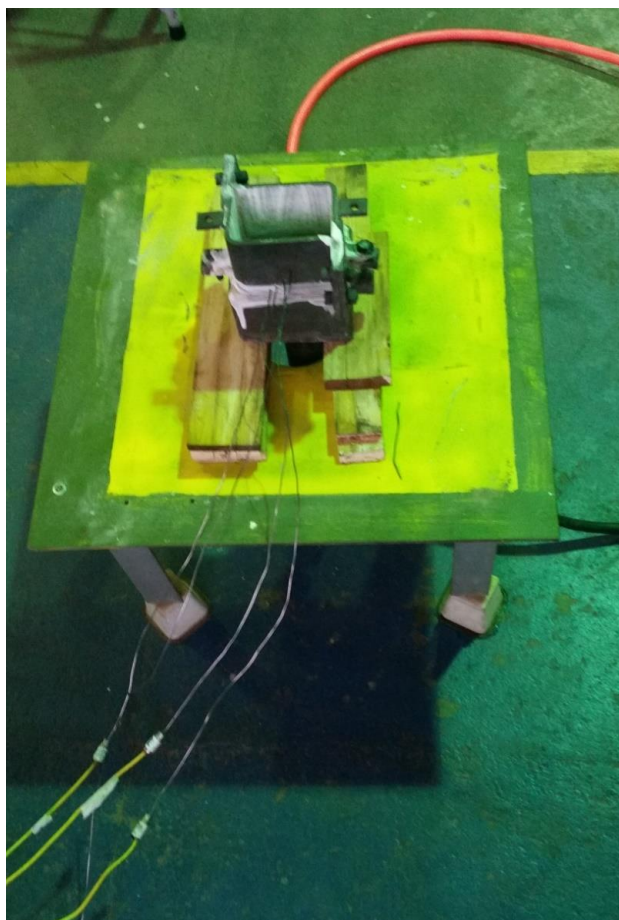


Figura 3.5. Montagem do dispositivo de solidificação.

Terminada a fundição do alumínio, o mesmo foi retirado do forno e colocado num carrinho com areia para aferição da temperatura *liquidus* – TL utilizando um termopar (Fig. 3.6).



Figura 3.6. Processo de medição da TL.

Aferida a TL, o cadinho retornou ao forno para ser reaquecido. Isto feito, o cadinho foi novamente colocado num carrinho com areia (Fig. 3.7) e levado para perto da lingoteira. Ao mesmo tempo, o fluxo de água foi iniciado.



Figura 3.7. Carrinho com areia contendo cadinho alumínio fundido.

As impurezas provenientes do processo de fundição foram retiradas e, em seguida, foi iniciada a deposição do reforço na matriz enquanto esta era agitada manualmente com uma vareta, como mostrado na Fig. (3.8).



Figura 3.8. Agitação e deposição da escória no alumínio fundido.

Finalmente, o conteúdo do cadinho foi vertido na lingoteira (Fig. 3.9) a uma temperatura de aproximadamente 700 °C e o processo de solidificação do lingote iniciado. O mesmo ficou em repouso por algumas horas e depois foi desenformado.



Figura 3.9. Conteúdo do cadinho sendo vertido na lingoteira.

Em uma segunda etapa foi fabricado outro lingote, agora sem adição de reforço, para comparação e caracterização das propriedades. O processo de fabricação foi semelhante ao utilizado para produzir o lingote com escória, a menos da parte referente à preparação e adição desta.

3.3.2 MACROESTRUTURA

As peças solidificadas, sem nenhum tratamento químico, tiveram as dimensões de, aproximadamente, 100 x 60 x 65 mm (comprimento x largura x altura) e o aspecto mostrado nas Figs. (3.10) e (3.11).

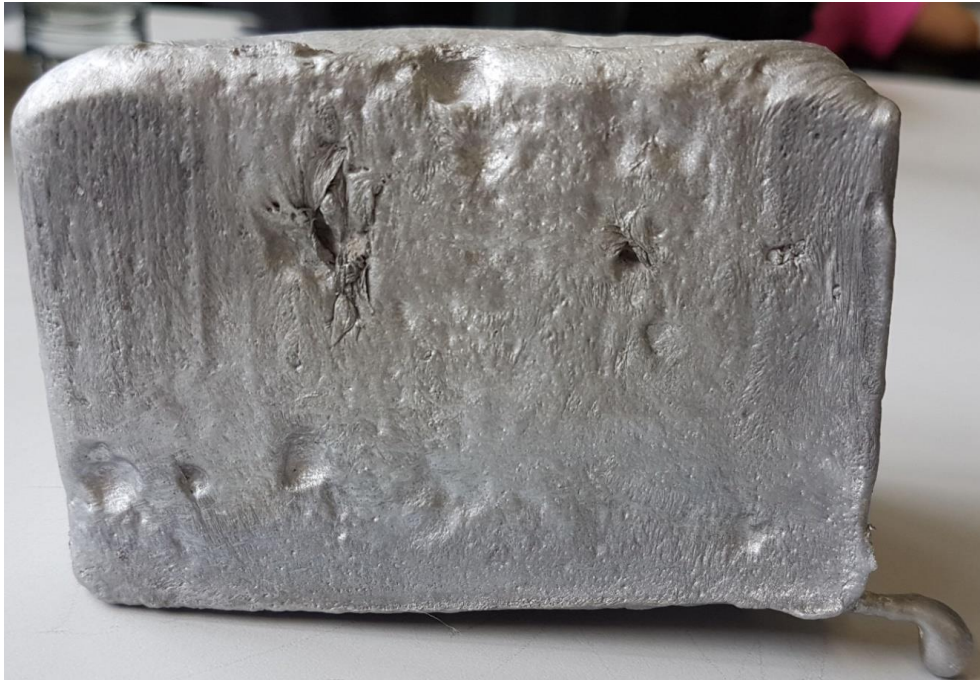


Figura 3.10. Lingote com adição de escória.



Figura 3.11. Lingote sem adição de escória.

Para análise das macroestruturas dos lingotes, uma face de cada peça foi submetida a um faceamento e depois a um processo de lixamento até a lixa P400 na politriz Pantec Polipan-U. Feito isso, foi realizado um ataque químico nas faces lixadas. No lingote com adição de escória, foi utilizado o reagente Keller (2 mL HF, 3 mL HCl, 5 mL HNO₃ e 190 mL H₂O) durante quinze segundos. Já no lingote não reforçado, o ataque foi feito utilizando reagente Flick (10 mL HF, 15 mL HCl e 10 mL H₂O) durante quinze segundos, depois enxaguado com água morna e, por fim, atacado com HNO₃. Este método foi escolhido para a segunda amostra por ser mais recomendado para o alumínio e suas ligas, de acordo com a SPECTRU Instrumental Científico Ltda.

3.3.3 MICROESTRUTURA

O primeiro passo para verificar a microestrutura das amostras foi realizar cortes longitudinais por todo o comprimento das peças, que é de aproximadamente 100 mm, de forma a obter posteriormente corpos de prova para análises.

Realizados os cortes, foram obtidas quatro peças para cada lingote. Foi atribuída uma numeração para as peças cortadas, de modo que à peça que contém a face em que se viu a macroestrutura foi dado o número 1 e, sequencialmente, até o número 4, dado à peça que contém a face oposta (Fig. 3.12).

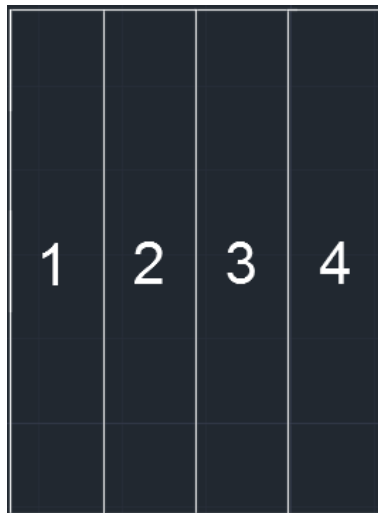


Figura 3.12. Esquema do fatiamento inicial dos lingotes (vista frontal).

Catalogadas as peças, utilizou-se a peça número 2 dos dois lingotes para realizar a visualização de microestrutura. Foram feitos cortes transversais no centro desta, de modo a separar duas amostras cujas seções transversais fossem de aproximadamente 11 x 11 mm. Uma delas foi utilizada para visualização de planos perpendiculares à direção da solidificação (buscando enxergar o espaçamento dendrítico primário – λ_1), enquanto que a outra foi utilizada para visualização de planos paralelos à direção de solidificação (espaçamento dendrítico secundário – λ_2). A Figura 3.13 ilustra esse fatiamento.

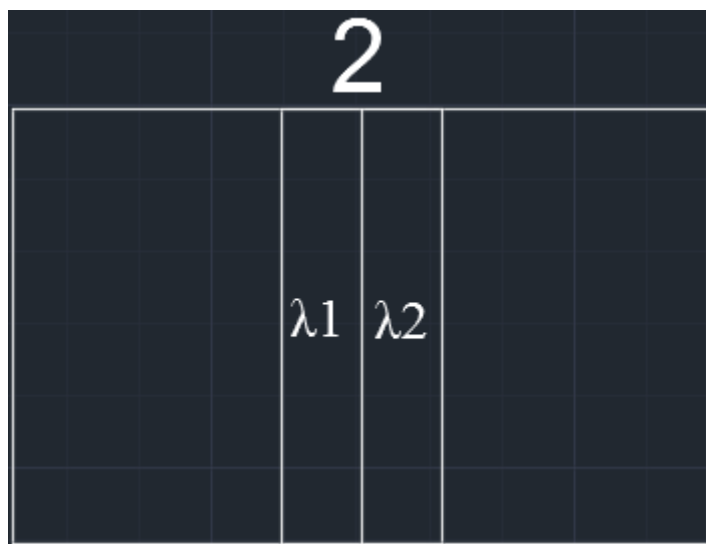


Figura 3.13. Esquema do fatiamento para produção das amostras para visualização da microestrutura (vista lateral).

As amostras utilizadas para λ_1 foram cortadas na altura de cada uma das posições dos termopares utilizando a máquina Struers Secotom-15, com disco de espessura de 1,4 mm para o lingote com adição de escória e de 0,5 mm para o lingote sem reforço, gerando sete amostras em cada. De modo semelhante, as amostras para λ_2 foram cortadas na mesma máquina e com os mesmos discos, entretanto, os cortes foram realizados de modo a obter três amostras, cujas alturas variam entre as posições 0 - 10 mm, 11,4 - 22 mm até 23,4 - 34 mm no lingote com adição de escória e 0 - 10 mm, 10,5 - 22 mm até 22,5 - 34 mm no lingote sem reforço.

Cada uma das amostras foi lixada com auxílio da mesma politriz até a lixa P2500. Terminado o processo, as amostras foram polidas utilizando alumina a 0,5 μm .

Para visualização no microscópio, cada amostra foi submetida a ataque químico utilizando Keller por 15 segundos, seguido da retirada do reagente com algodão embebido em HF. Por fim, a amostra foi lavada com água. O microscópio utilizado foi o Olympus BX51 e as visualizações foram feitas utilizando aumento de 50 vezes.

3.3.4 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA

As amostras de λ_1 referentes às alturas de 3,5 mm, 19 mm e 32 mm do lingote com adição de escória e a amostra referente à altura de 12 mm do lingote sem reforço, utilizadas para visualização da microestrutura (seção 3.3.3), foram levadas a um microscópio eletrônico de varredura – MEV para obtenção de imagens. Todas elas foram previamente lixadas, polidas com alumina a 0,5 μm e limpas com acetona antes de serem colocadas no equipamento para visualização. O modelo utilizado foi o JEOL JSM 6610, localizado no bloco SG9 da Universidade de Brasília.

3.3.5 ANÁLISE QUÍMICA

A escória de alto-forno disponível foi levada para análise FRX (fluorescência de raios-X) a fim de determinar sua composição química. O teste foi realizado no Laboratório de Estudos Geodinâmicos e Ambientais da Universidade de Brasília.

Posteriormente, uma amostra da base e uma do topo do lingote com adição de escória e uma amostra do topo do lingote sem reforço foram enviadas à Central Analítica do Instituto de Química – IQ da Universidade de Brasília para a realização de um teste EDX (*energy-dispersive X-ray spectroscopy* ou espectroscopia de raios X por dispersão em energia). Essa análise foi feita com o objetivo de verificar os elementos químicos presentes nos materiais. O equipamento utilizado foi o EDX 720HS (Fig. 3.14).



Figura 3.14. Equipamento EDX 720HS utilizado para o teste EDX. [<http://caiq.unb.br>]

Paralelamente, três amostras do lingote com adição de escória foram enviadas ao Laboratório de Caracterização Microestrutural do Instituto Federal da Bahia – IFBA para a realização de um teste FRX. Essa análise foi feita com o intuito de detectar a presença de óxidos no material, sendo uma amostra da base, uma do meio e uma do topo do lingote. O equipamento utilizado foi o Bruker S2 RANGER (Fig. 3.15)



Figura 3.15. Equipamento Bruker S2 RANGER utilizado para o teste FRX.

3.3.6 ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO

Após realizar o fatiamento da peça 2 de cada lingote para a visualização da microestrutura, as peças restantes foram cortadas com o objetivo de se produzir corpos de prova. Parte deles seguiu para o ensaio de excitação por impulso, que consiste em uma “caracterização não-destrutiva dos módulos de elasticidade e do amortecimento de materiais a partir das frequências naturais de vibração obtidas pela técnica de excitação por impulso” (ATCP Engenharia Física).

De acordo com o fabricante ATCP Engenharia Física, o ensaio consiste em aplicar um impulso mecânico no corpo de prova e captar o som emitido a partir deste. O *software* calcula o módulo elástico a partir das frequências naturais de vibração do corpo, sua massa e suas dimensões.

As peças 1, 3 e 4 dos lingotes foram fatiadas sendo que, no lingote com adição de escória, estas foram cortadas longitudinalmente em seis pedaços enquanto que, no lingote sem reforço, foram cortadas em cinco para que se obtivessem amostras maiores.

Cada uma das fatias foi então numerada de acordo com a posição que ocupava no lingote. A numeração adotada foi análoga à de uma matriz, portanto a peça 11 corresponde à região mais superior da peça na coluna contendo a face em que foi feita a análise de macroestrutura. As peças de número 2 não foram fatiadas dessa forma, pois foram utilizadas para produzir amostras para visualização da microestrutura. A Figura (3.16) ilustra a forma com que as peças foram numeradas. Após a numeração foi atribuída a letra “C” para as peças do lingote com adição de escória e a letra “A” para o lingote sem reforço.



Figura 3.16. Desenho esquemático da numeração das peças fatiadas do lingote (a) sem adição de escória e (b) com adição de escória.

Feito o fatiamento, as peças foram usinadas de modo que as mesmas adquirissem um formato regular para o ensaio (cilíndrico ou paralelepípedo), de acordo com a possibilidade de se usar o corpo em formato cilíndrico. Por fim, cada corpo foi lixado e ensaiado no aparelho Sonelastic (Fig. 3.17).

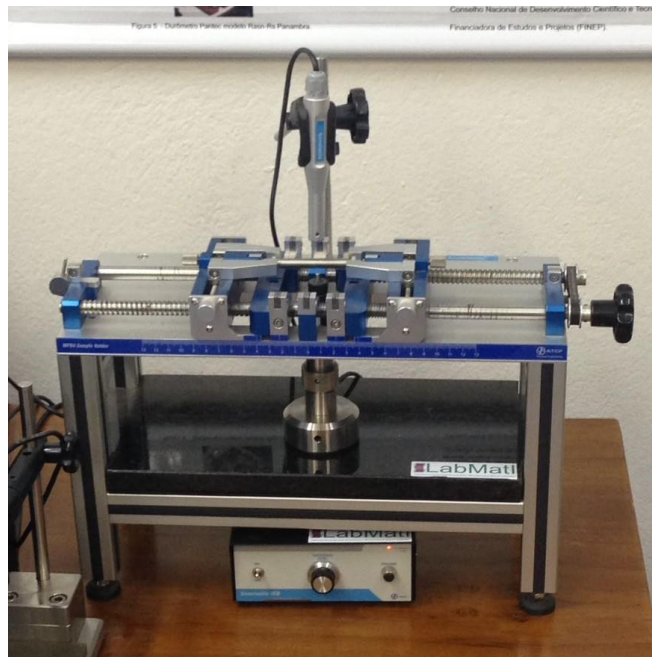


Figura 3.17. Aparelho Sonelastic.

3.3.7 DUREZA

A maior parte dos corpos de prova utilizados no ensaio de excitação por impulso, bem como outros nos quais não foi possível realizar este ensaio, foram posteriormente submetidos a um ensaio de dureza Brinell no durômetro Zwick/Roell ZHU250. O ensaio foi conduzido com penetrador esférico de carbeto de tungstênio com 2,5 mm de diâmetro e utilizando uma carga de 15,625 kgf. Foram coletados cinco pontos em cada amostra e tirada uma média aritmética para obtenção do resultado final, além do desvio padrão para obtenção do erro experimental.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 FABRICAÇÃO

Durante a fabricação do lingote com adição de escória foi observado que grande parte do reforço adicionado não permaneceu imerso na liga metálica, provavelmente devido à diferença de massa específica entre os dois materiais, o que dificultou a distribuição das partículas na matriz.

Ambos os lingotes produzidos apresentaram, no centro de suas superfícies superiores, a presença de um rechupe (Fig. 4.1). O aparecimento deste é devido à contração volumétrica do metal causada pelo resfriamento rápido, pois as paredes do molde estavam à temperatura ambiente. Isso poderia ser evitado com um aquecimento prévio do molde, que proporcionaria uma solidificação mais lenta.



Figura 4.1. Rechupe presente no lingote sem reforço.

Foi medida a temperatura *liquidus* (TL) do material com auxílio de um termopar que retornou o gráfico da Fig. (4.2), por meio do qual se observou uma TL de 647 °C.

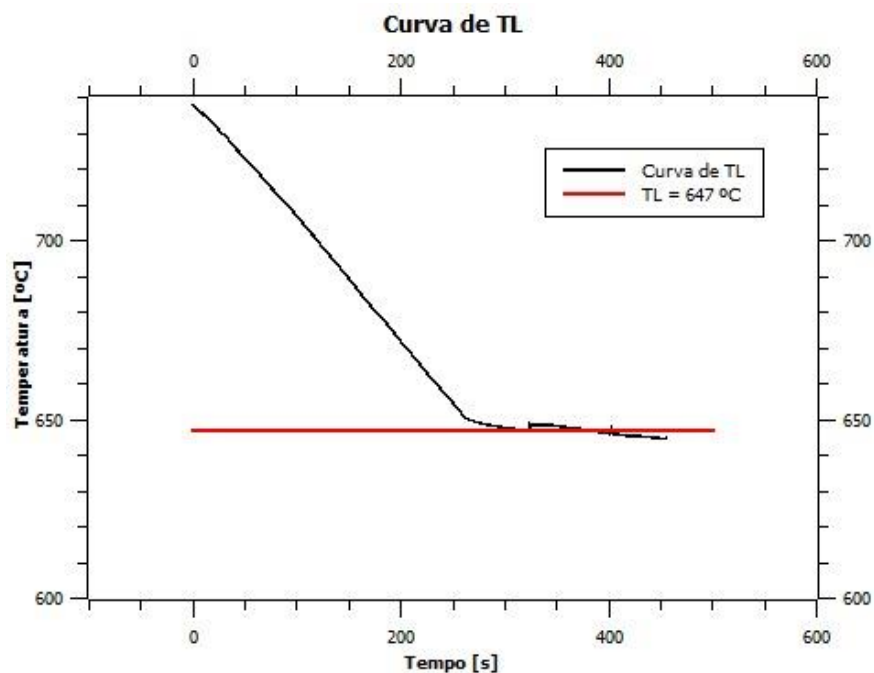


Figura 4.2. Curva para determinação da temperatura *liquidus*.

Com termopares ligados nas alturas de 3,5 mm, 8 mm, 12 mm e 32 mm do lingote, foi obtida a curva de resfriamento dos processos, como visto na Fig. (4.3).

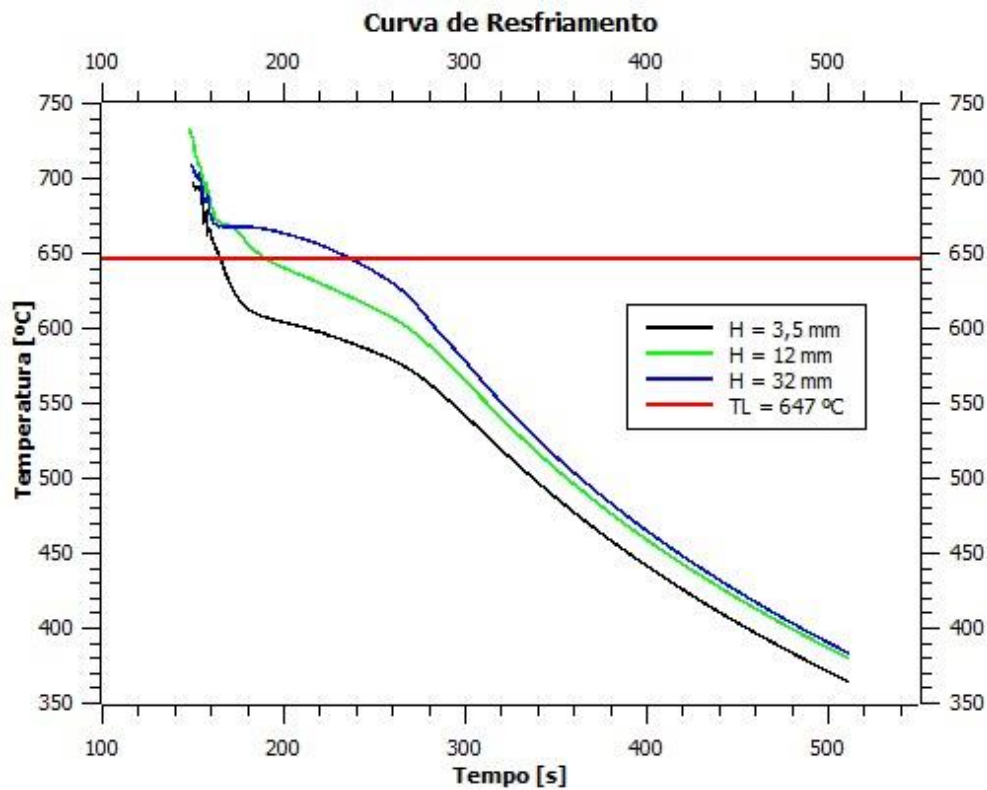


Figura 4.3. Curva de resfriamento.

O termopar da posição 8 mm apresentou defeito e, por isso, foi descartado da análise. As taxas de resfriamento medidas à temperatura de 647 °C (TL) em cada posição dos termopares são mostrados na Tab. (4.1).

Tabela 4.1. Taxas de resfriamento em diferentes posições.

Posição	3,5 mm	12,0 mm	32,0 mm
Taxa de Resfriamento [°C/s]	$-3,36 \pm 0,06$	$-0,80 \pm 0,01$	$-0,59 \pm 0,01$

O resultado da Tab. (4.1) evidencia uma diferença nas taxas de resfriamento para diferentes posições, mostrando que esta tende a ser mais acentuada na base que no topo do lingote.

4.2 MACROESTRUTURA

A Figura (4.4) mostra a face do lingote com adição de escória que foi submetida a ataque químico com Keller, enquanto a Fig. (4.5) mostra a face do lingote sem reforço que foi submetida a ataque químico com Flick e HNO_3 .



Figura 4.4. Face do lingote com adição de escória após ataque químico com Keller.



Figura 4.5. Face do lingote sem reforço após ataque químico com Flick e HNO_3 .

A zona colunar foi severamente diminuída (aproximadamente 4,0 mm) em ambas as peças, o que fez com que a zona equiaxial fosse predominante na macroestrutura das peças, o que confere características isotrópicas aos materiais. Esse tipo de resultado é interessante para aplicações em que seja necessário garantir um comportamento mecânico uniforme em diferentes direções de carregamento.

4.3 MICROESTRUTURA

Devido à presença de rechupe no lingote, a parte da peça que apresentava tal defeito foi retirada. Desse modo foi possível analisar uma região mais central do lingote que não contivesse deformações significativas.

A partir das imagens obtidas com o microscópio, foram feitos mapas da microestrutura das peças tanto para os planos paralelos quanto para os planos perpendiculares à direção da solidificação, utilizando um aumento de 50 vezes (Anexo I).

Existem seções transversais das dendritas (formato de cruz de malta) tanto na visualização dos planos perpendiculares como na visualização dos planos paralelos à direção de solidificação em ambos os lingotes, o que indica o crescimento dendrítico em várias direções. Isso pode ter sido ocasionado pela presença de refinador de grão, indicando que o fluxo de calor foi inferior à força do refino de grão. A Figura (4.6) mostra imagens de planos paralelos à direção da solidificação de ambos os lingotes, ilustrando o que foi dito acima.

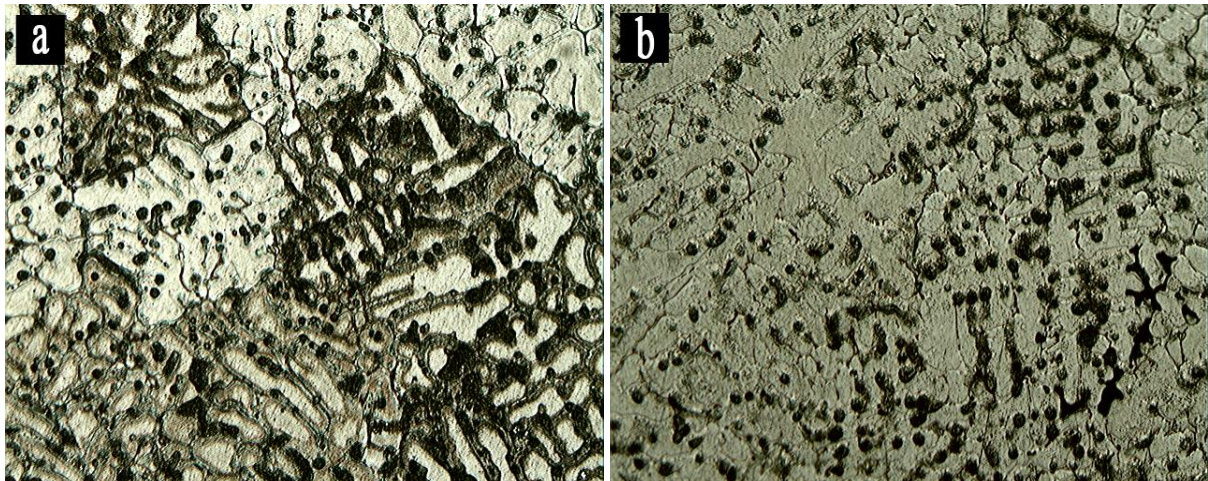


Figura 4.6. Imagens com aumento de 50 vezes das amostras de planos paralelos à direção de solidificação referentes às alturas de (a) 11,4 – 22 mm do lingote sem reforço e (b) 10,5 – 22 mm do lingote com adição de escória.

A formação dendrítica foi mais evidente nas amostras de alturas maiores do que nas amostras mais próximas à base da lingoteira, o que evidencia a evolução dos perfis de solidificação partindo do crescimento planar, passando pelo celular, até o dendrítico. Isso é ilustrado nas Figs. (4.7) e (4.8), que mostram imagens de planos perpendiculares à direção da solidificação de ambos os lingotes, nas alturas de 3,5 mm e 32 mm, respectivamente.

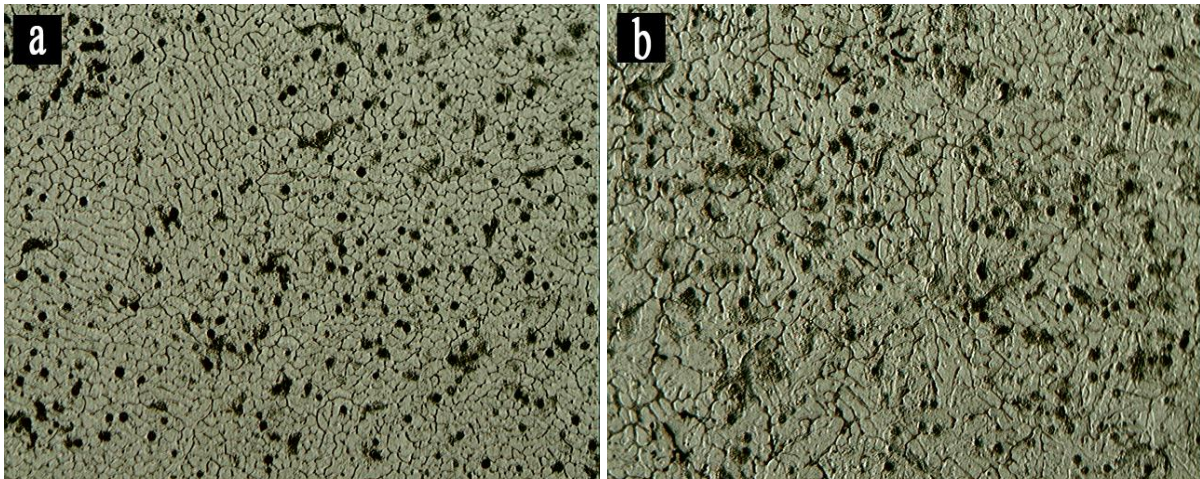


Figura 4.7. Imagens com aumento de 50 vezes de amostras de planos perpendiculares à direção de solidificação referentes às alturas de 3,5 mm do (a) lingote sem reforço e (b) do lingote com adição de escória.

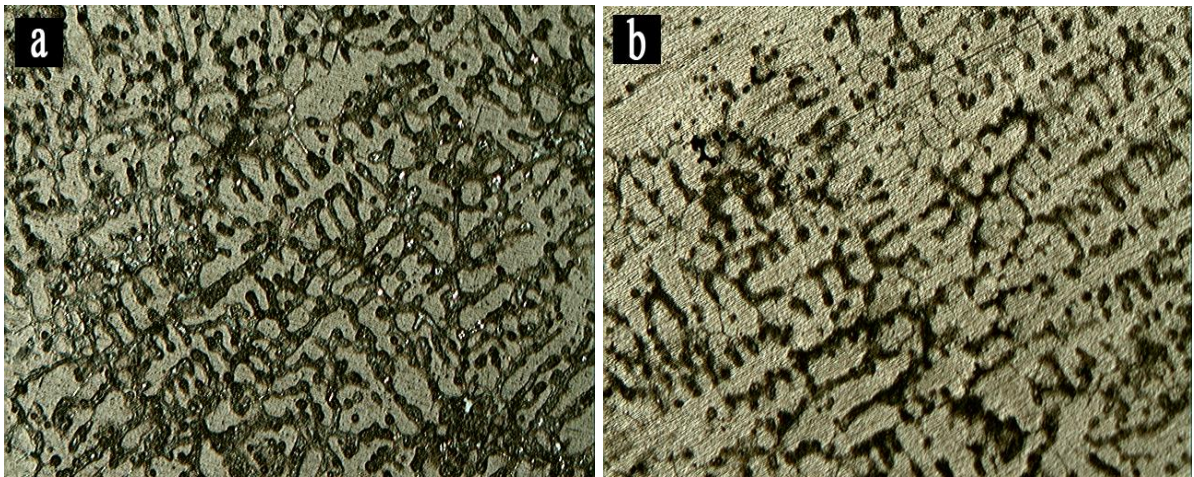


Figura 4.8. Imagens com aumento de 50 vezes de amostras de planos perpendiculares à direção de solidificação referentes às alturas de 32 mm do (a) lingote sem reforço e (b) do lingote com adição de escória.

A partir da análise das Figs. (4.7) e (4.8) é possível observar que o espaçamento dendrítico aumenta com o deslocamento vertical da posição no lingote para cima.

4.4 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA

As amostras de λ_1 referentes às alturas de 3,5 mm, 19 mm e 32 mm do lingote com adição de escória e a amostra referente à altura de 12 mm do lingote sem reforço foram levadas ao MEV no intuito de encontrar evidências da presença do reforço no material. Foram levadas mais de uma amostra do lingote com adição de escória para, em caso de constatada presença de reforço, verificar a variação deste ao longo da altura da peça. Dessa forma, as imagens das Figs. (4.9 a 4.12) foram obtidas.

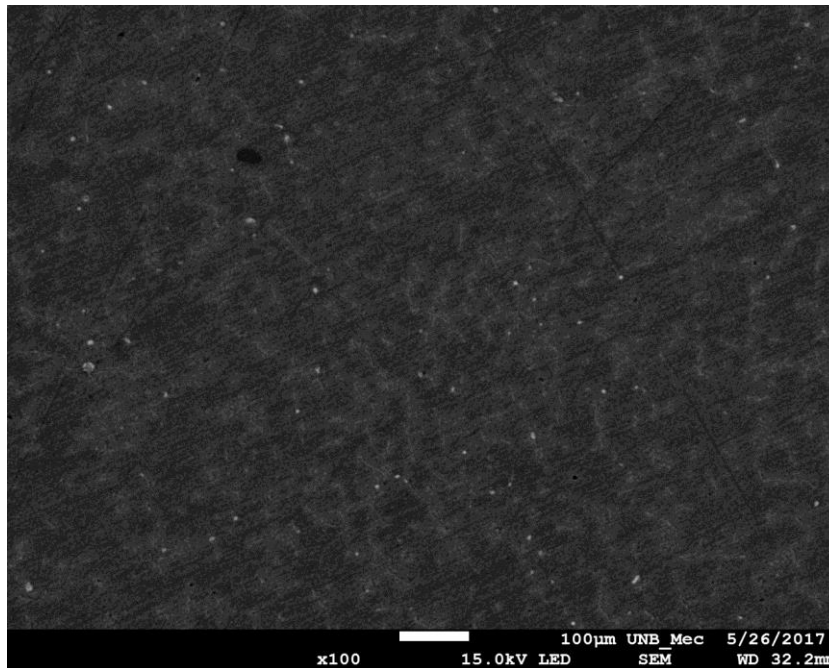


Figura 4.9. Imagem referente à amostra de altura igual a 3,5 mm do lingote com adição de escória, com aumento de 100 vezes.

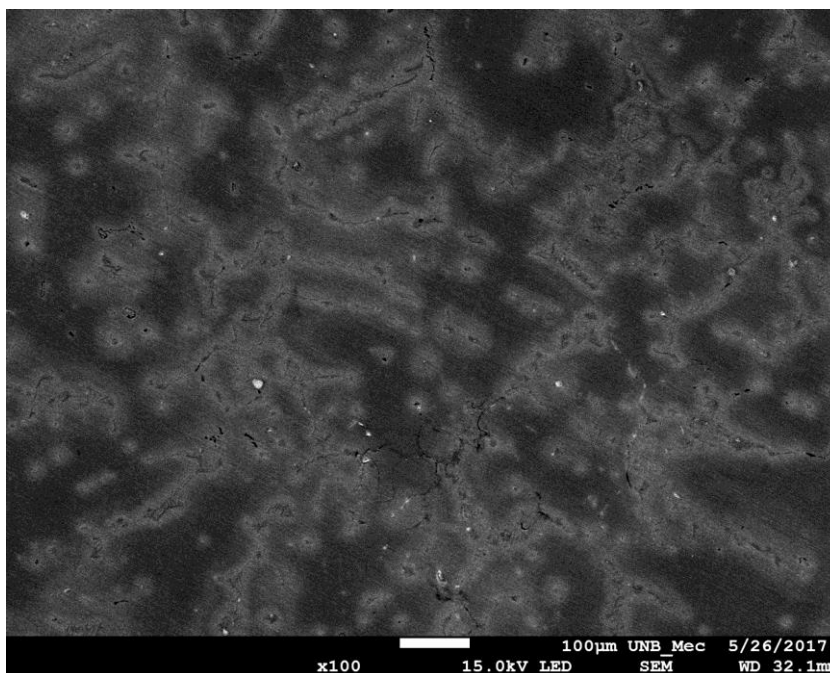


Figura 4.10. Imagem referente à amostra de altura igual a 19 mm do lingote com adição de escória, com aumento de 100 vezes.

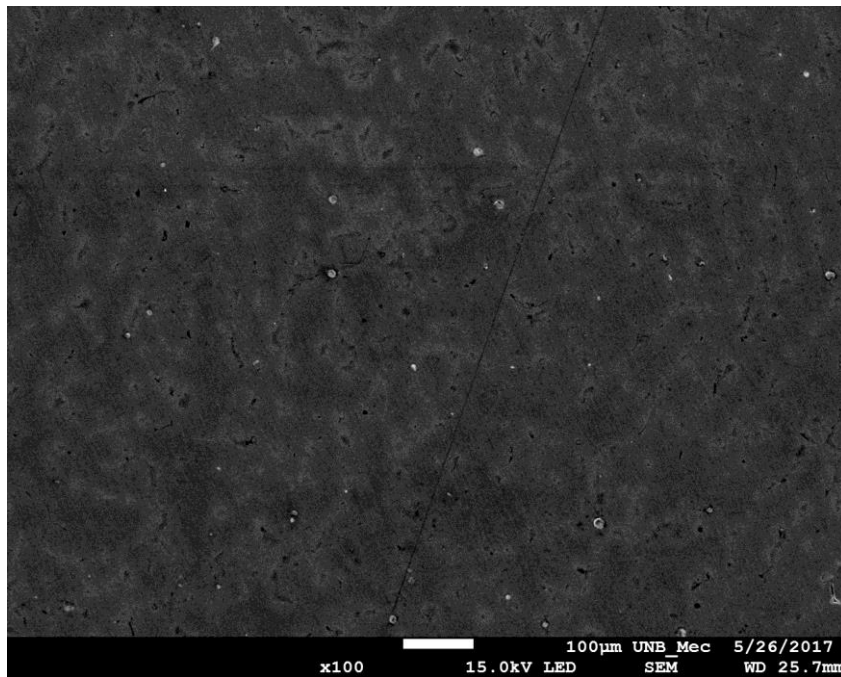


Figura 4.11. Imagem referente à amostra de altura igual a 32 mm do lingote com adição de escória, com aumento de 100 vezes.

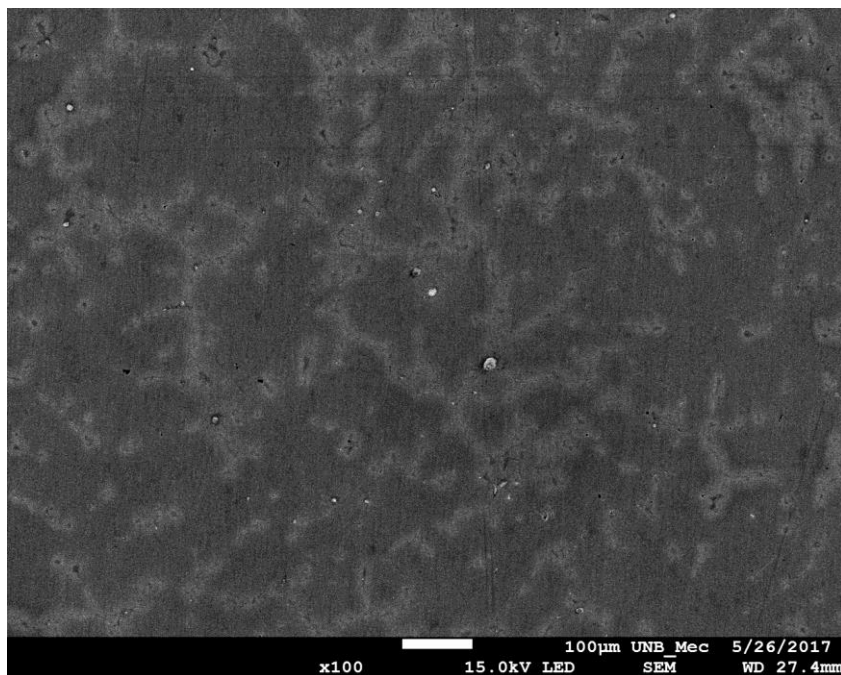


Figura 4.12. Imagem referente à amostra de altura igual a 12 mm do lingote sem reforço, com aumento de 100 vezes.

Ao fazer a comparação das imagens, não foi possível encontrar diferenças que evidenciassem a presença da escória de alto-forno dispersa na matriz metálica das amostras obtidas do lingote em que houve adição de reforço, o que é um indicativo de que não há escória na matriz metálica.

4.5 ANÁLISE QUÍMICA

A Tabela (4.2) mostra a composição química da escória de alto-forno analisada por fluorescência de raios-X.

Tabela 4.2. Composição química da escória de alto-forno.

COMPOSTO QUÍMICO	PERCENTUAL
CaO	36,18%
SiO ₂	33,91%
Al ₂ O ₃	18,75%
MgO	3,77%
MnO	3,36%
K ₂ O	1,65%
Fe ₂ O ₃	0,95%
TiO ₂	0,79%
P ₂ O ₅	0,015%

Para detectar a presença de escória de alto-forno dispersa na matriz do lingote no qual ela foi adicionada, um teste de FRX foi feito buscando a presença de óxido de cálcio, pois como citado na Tab. (2.5), este é o composto mais abundante na escória de alto-forno.

O resultado da análise de FRX, feita para determinar a porcentagem de cada óxido presente em três amostras do lingote com adição de escória, é dado na Tab. (4.3).

Tabela 4.3. Resultado da análise FRX para presença de óxidos no material.

Óxido	Base do lingote (%)	Meio do lingote (%)	Topo do lingote (%)
Al ₂ O ₃	94,1	94,0	94,0
MgO	3,76	3,60	3,63
SiO ₂	0,454	0,765	0,509
Na ₂ O	0,428	0,100	0,544
MnO	0,418	0,448	0,422
Fe ₂ O ₃	0,296	0,346	0,311
PbO	0,220	0,235	0,205
ZnO	0,116	0,126	0,115
CuO	0,105	0,125	0,103

Não foi constatada a presença de CaO (óxido de cálcio) no material, o que evidencia novamente a ausência de reforço na matriz metálica.

A Tabela (4.4) mostra o resultado da análise EDX realizada para verificar a composição química dos lingotes. Analogamente ao que foi feito na análise do MEV, foram levadas mais de uma amostra do lingote com adição de escória para, em caso de constatada presença de cálcio, verificar a variação deste ao longo da altura do lingote.

Tabela 4.4. Resultado da análise EDX para a composição dos lingotes.

Elemento	Base do lingote com adição de escória (%)	Topo do lingote com adição de escória (%)	Topo do lingote sem reforço (%)
Al	93,87	94,27	94,88
Mg	3,37	3,46	2,97
Mn	0,72	0,56	0,66
Si	0,56	0,58	0,54
Pb	0,49	0,36	0,23
Fe	0,47	0,35	0,34
Zn	0,19	0,16	0,05
Ca	0,13	0,10	0,11

Não foi constatada presença considerável de cálcio no lingote com adição de escória, tampouco diferença na concentração deste entre os dois materiais, o que é mais um indicativo de que não há reforço no lingote.

4.6 ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO

A Tabela (4.5) mostra os resultados obtidos para o módulo de elasticidade (E) para cada posição de altura no lingote. As alturas foram estimadas com base no número de cortes feitos em cada lingote e na altura inicial deste (65 mm), adotando a posição central de cada fatia. Assim, foi construído o gráfico da Fig. (4.13) relacionando o módulo de elasticidade à altura no lingote.

Os ensaios de excitação por impulso foram conduzidos nos corpos de prova 14A, 24A, 31A, 41A, 43A, 53A, 24C, 31C, 41C, 51C, 61C, 43C e 53C.

Tabela 4.5. Dados para módulo de elasticidade em várias alturas de cada lingote.

Lingote sem adição de escória		Lingote com adição de escória	
Altura (mm)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Altura (mm)	Módulo de Elasticidade (GPa)
6,5	73,25±1,42	5,4	72,18±1,56
19,5	72,82±2,86	16,2	70,91±3,89
32,5	75,38±1,03	27,1	69,98±3,12
45,5	68,82±0,67	37,9	64,8±1,01
58,5	66,84±0,81	48,8	66,39±2,92

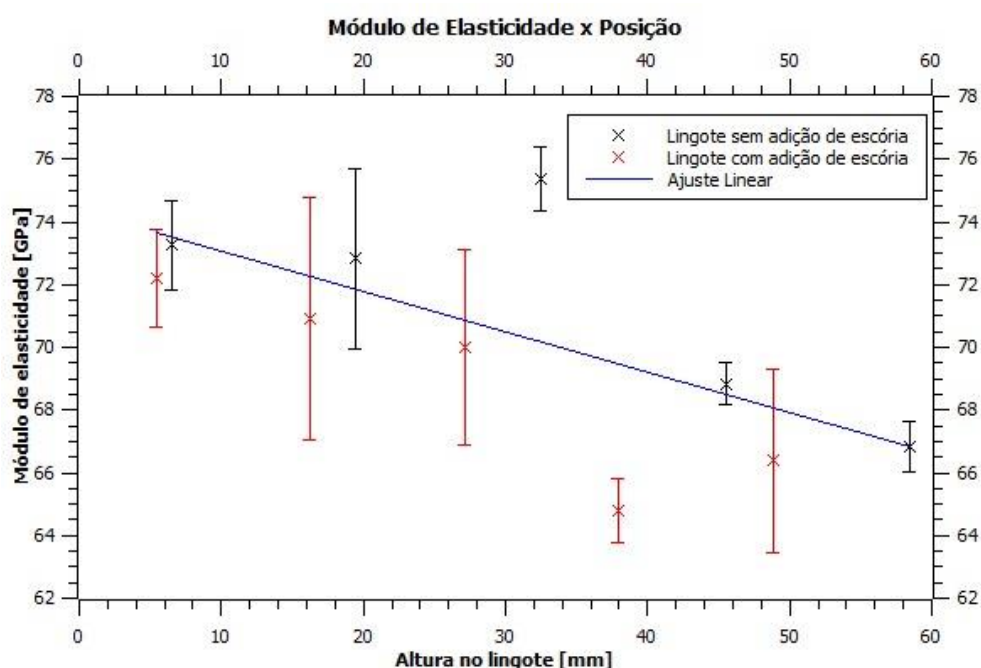


Figura 4.13. Gráfico relacionando o módulo de elasticidade com a altura no lingote.

A partir da análise da Fig. (4.13) foi possível notar que não há diferença considerável no módulo de elasticidade de um lingote para o outro. Há, porém, uma tendência de diminuição do módulo de elasticidade à medida que se aproxima do topo do lingote, mesmo que não tenha sido verificado diferenças na composição química deste.

Não foi possível realizar o ensaio com todos os corpos de prova, pois alguns deles apresentavam defeitos físicos que impediam sua usinagem em formato regular e em tamanho adequado para o aparelho. Isto pode ter influenciado resultados como o da posição 37,9 mm do lingote com adição de escória e 32,5 mm do lingote sem adição, pois nessas posições apenas um corpo de prova foi ensaiado, o que pode justificar as divergências no resultado.

4.7 DUREZA

A Tabela (4.6) mostra os resultados obtidos de dureza Brinell para cada posição de altura no lingote. Com ela, foi construído o gráfico da Fig. (4.14) relacionando a dureza à altura do lingote.

Os ensaios de dureza foram conduzidos nos corpos de prova 14A, 24A, 34A, 44A, 54A 11A, 21A, 31A, 41A, 33A, 21C, 31C, 41C, 51C, 61C, 13C, 14C, 24C e 64C.

Tabela 4.6. Dados para dureza em várias alturas de cada lingote.

Lingote sem adição de escória		Lingote com adição de escória	
Altura (mm)	Dureza (HBW 2,5/15,625)	Altura (mm)	Dureza (HBW 2,5/15,625)
6,5	67,36±2,03	5,4	73,43±3,10
19,5	63,07±5,82	16,2	67,16±3,06
32,5	61,10±4,08	27,1	63,12±4,44
45,5	56,03±3,93	37,9	61,02±2,15
58,5	53,80±5,55	48,8	60,35±6,22
		59,6	50,72±4,20

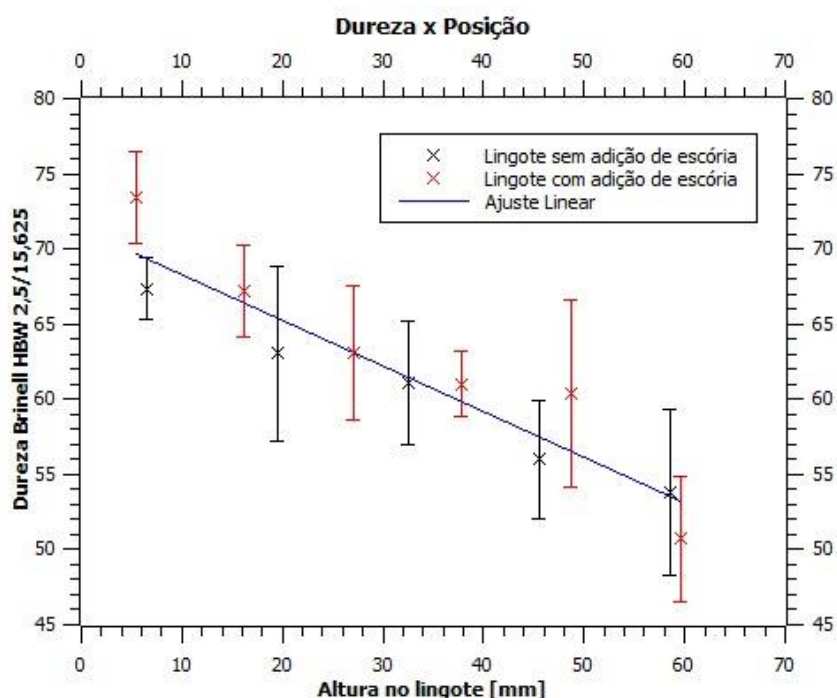


Figura 4.14. Gráfico relacionando a dureza com a altura no lingote.

Não foi constatado aumento considerável de dureza de um lingote para o outro. A dureza, entretanto, variou entre as posições inferiores e superiores dos lingotes, de modo que esta foi maior próximo à base do lingote, onde foi observado um espaçamento dendrítico menor.

5 CONCLUSÃO

Na visualização da macroestrutura e microestrutura dos lingotes, foi observado refino de grão. Essa condição reduziu severamente a zona colunar da macroestrutura, tornando predominante a zona equiaxial. A microestrutura se revelou mais refinada nas posições mais próximas à base dos lingotes e o espaçamento dendrítico cresce à medida que se aproxima do topo das peças.

Os resultados obtidos para módulo de elasticidade e dureza para ambos os materiais (Tab. 5.1) foram semelhantes para todas as posições dos lingotes. Houve uma tendência de crescimento da dureza e do módulo de elasticidade à medida que se aproxima da base das peças.

Tabela 5.1. Resultados obtidos para dureza e módulo de elasticidade.

Lingote sem adição de escória			Lingote com adição de escória		
Altura (mm)	Dureza (HBW 2,5/15,625)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Altura (mm)	Dureza (HBW 2,5/15,625)	Módulo de Elasticidade (GPa)
6,5	67,36±2,03	73,25±1,42	5,4	73,43±3,10	72,18±1,56
19,5	63,07±5,82	72,82±2,86	16,2	67,16±3,06	70,91±3,89
32,5	61,10±4,08	75,38±1,03	27,1	63,12±4,44	69,98±3,12
45,5	56,03±3,93	68,82±0,67	37,9	61,02±2,15	64,8±1,01
58,5	53,80±5,55	66,84±0,81	48,8	60,35±6,22	66,39±2,92
			59,6	50,72±4,20	

De acordo com os resultados obtidos para as propriedades mecânicas e as análises químicas realizadas nas duas peças (o lingote sem adição de escória apresentou composição de aproximadamente 95% Al, 3% Mg, enquanto que no lingote com adição de escória foi observada composição de aproximadamente 94% Al, 3% Mg), constatou-se que, durante a solidificação do lingote com adição de escória de alto-forno, esta não se mesclou à matriz através do processo de fabricação adotado.. Uma solução viável é a produção via metalurgia do pó, como feito por Torres et al. (2001). Nesta técnica a diferença de massas específicas geraria uma menor influência na mistura dos dois materiais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AlSaffar, K.A.; Bdeir, M.H., “*Recycling of Aluminium Beverage Cans*”, *Journal of Engineering and Development*, Vol. 12, pp. 01-07, 2008.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE CIMENTO PORTLAND, “BT-106: Guia Básico de Utilização do Cimento Portland”. São Paulo, Brasil, 2002.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL), “Reciclagem”, Disponível em: <http://www.abal.org.br/sustentabilidade/reciclagem/>. Acesso em: 05/11/2016.
- ATCP Engenharia Física, “Sonelastic (Impulse Excitation Technique)”. Disponível em: <http://www.atcp.com.br/pt/produtos/caracterizacao-materiais/sonelastic.html>. Acesso em: 15/06/2017.
- Azevedo, A. G. S., “Monocristais e Policristais, uma avaliação dos métodos de obtenção e caracterização”. *Revista da Universidade do Vale do Rio Verde*, Vol. 11, pp. 442-454, 2014.
- Balaji, V.; Sateesh, N.; Hussain, M. M., “*Manufacture of aluminium metal matrix composite (Al7075/SiC) by stir casting technique*”, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 2, pp. 3403-3408, 2015.
- Bertelli, F.; Cheung, N.; Garcia, A., “*Inward solidification of cylinders: reversal in the growth rate and microstructure evolution*”, *Applied Thermal Engineering*, Vol. 61, pp. 577-582, 2013.
- Brito, C.; Reinhart, G.; Nguyen-Thi, H.; Mangelinck-Noël, N.; Cheung, N.; Spinelli, J. E.; Garcia, A., “*High cooling rate cells, dendrites, microstructural spacings and microhardness in a directionally solidified Al-Mg-Si alloy*”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 636, pp. 145-149, 2015.
- Brito, C.; Vida, T.; Freitas, E.; Cheung, N.; Spinelli, J.E.; Garcia, A., “*Cellular/dendritic arrays and intermetallic phases affecting corrosion and mechanical resistances of an Al-Mg-Si alloy*”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 673, pp. 220-230, 2016.
- Callister Jr., W.D., “*Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*” 5ª Edição. Salt Lake City: LTD, 1999.
- Campbell, J., “*Castings*”, 2ª Edição, Butterworth-Heinemann, Oxford, Reino Unido, 2003.
- Carvalho, M. T.; Baldacim, S.A.; Melo, F.C.L.; Neto, C.M., “Estudos comparativos utilizando métodos Bridgman vertical normal e inverso em ligas de $Pb_{1-x}Sn_xTe$ ”, *Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo*, Vol. 16, pp. 01-05, 1997.
- Chawla, N.; Chawla, K. K., “*Metal Matrix Composites*”, 2ª Edição, Springer, Nova Iorque, Estados Unidos, 2013.
- Chiaverini, V., “*Tecnologia Mecânica: materiais de construção mecânica*”, Volume 3. 2ª Edição. São Paulo: McGrall Hill, 1986.
- Cruz, K.S.; Meza, E.S.; Fernandes, F.A.P.; Quaresma, J.M.V.; Casteletti, L.C.; Garcia, A., “*Dendritic Arm Spacing Affecting Mechanical Properties and Wear Behavior of Al-Sn and Alloys Directionally Solidified under Unsteady-State Conditions*”, *The Minerals, Metals & Material Society and ASM International*, Vol. 41, pp. 971-984, 2010.

- Da Silva, M. B., “Interrelação entre parâmetros térmicos, espaçamentos dendríticos terciários e microdureza da liga Al-3%Cu-5,5%Si solidificada direcionalmente”, Universidade Federal do Pará, 2015.
- Dias, M.; Brito, C.; Bertelli, F.; Garcia, A., “*Cellular growth of single-phase Zn-Ag alloys unidirectionally solidified*”, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 143, pp. 895-899, 2014.
- Fathy, A.; El-Kady, O.; Mohammed, M. M. M., “*Effect of iron addition on microstructure, mechanical and magnetic properties of Al-Matrix composite produced by powder metallurgy route*”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 25, pp. 46-53, 2015.
- Ferreira, A. B. H., “Dicionário Aurélio da Língua Portuguesa”, 5ª Edição, Positivo, Curitiba, Brasil, 2010.
- Garcia, A., “Solidificação: fundamentos e aplicações” 1ª edição, Campinas: Editora da UNICAMP, 2001.
- http://caiq.unb.br/index.php?option=com_content&view=article&id=475:espectrometro-de-fluorescencia-de-raios-x-por-energia-dispersiva-xrf-edx&catid=150&Itemid=371. Acesso em: 20/06/2017
- <http://www.beton-informationen.de>. Acesso em: 12/11/2016.
- <http://www.infoescola.com>. Acesso em: 12/11/2016.
- <http://www.mspc.eng.br>. Acesso em: 12/11/2016.
- <http://www.mtagricola.com.br>. Acesso em: 12/11/2016.
- <http://www.vale.com>. Acesso em: 12/11/2016.
- <http://tubarao.arcelormittal.com>. Acesso em: 12/11/2016.
- <https://gundersenenvision.files.wordpress.com>. Acesso em: 12/11/2016.
- INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE*, “Global Aluminium Recycling: A Cornerstone of Sustainable Development”, 2009.
- Disponível em: http://www.world-aluminium.org/media/filer_public/2013/01/15/fl0000181.pdf. Acesso em: 12/11/2016.
- Kala, H.; Mer, K. K. S.; Kumar, S., “*A review on mechanical and tribological behaviors of stir cast aluminium matrix composites*”, *Procedia Materials Science*, Vol. 6, pp. 1951-1960, 2014.
- Kurzawa, U., 2006, “Estudo da reciclagem de latas de alumínio por fusão em forno elétrico à indução”, Joinville, Brasil.
- Kurzydłowski, K.J.; Ralph, B.; Bucki, J.J.; Garbacz, A.; “*The grain boundary character distribution effect on the flow stress of polycrystals: The influence of lattice texture*”, *Material Science Engineering A*, Vol. 205, pp. 127-132, 1996.
- LATAS DE ALUMÍNIO S/A (LATASA), “A Reciclagem do Alumínio”, Disponível em: <http://www.latasa.ind.br/pt/institucional/processo-de-fabricacao>. Acesso em: 05/11/2016.
- Moghadam, A. D; Omrani, E.; Menezes, P. L.; Rohatgi, P. K., “*Mechanical and tribological properties of self-lubricating metal matrix nanocomposites reinforced by carbon nanotubes (CNTs) and graphene – A review*”, *Composites Part B*, Vol. 77, pp. 402-420, 2015.

- Moses, J. J.; Dinaharan, I.; Sekhar, S. J., “Prediction of influence of process parameters on tensile strength of AA6061/TiC aluminium matrix composites produced using stir casting”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 26, pp. 1498-1511, 2016.
- Novelis, “*Material Safety Data Sheet*”, *Uncoated Aluminium metal, 3xxx type alloys*, 2016.
- Novelis, “*Safety Data Sheet*”, *Uncoated Aluminium metal, 5xxx type alloys*, 2016.
- Ohno, A., “*Solidificação dos Metais*”, Livraria Ciência e Tecnologia Editora Ltda., São Paulo, Brasil, 1988.
- Okaysu, M.; Ota, K.; Takeuchi, S.; Ohfuji, H.; Shiraishi, T., “*Influence of microstructural characteristics on mechanical properties of ADC12 Aluminium alloy*”, *Material Science and Engineering A*, pp 189-201, 2013.
- Osório, W.R.; Freire, C.M.; Garcia, A., “*The effect of the dendritic microstructure in the corrosion resistance of Zn-Al alloys*”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 397, pp. 179-191, 2005.
- Osório, W.R.; Spinelli J. E.; Cheung, N; Garcia, A., “*Secondary dendrite arm spacing and solute redistribution effects on the corrosion resistance of Al-10wt% Sn and Al-20wt% Zn alloys*”, *Material Science and Engineering A*, Vol. 420, pp. 179-186, 2006.
- Osório, W.R.; Garcia, A., “*Modeling dendritic structure and mechanical properties of Al-Zn alloys as a function of solidification conditions*”, *Material Science Engineering A*, Vol. 325, pp. 103-111, 2002.
- Pradhan, D.; Manna, M.; Dutta, M., “*Al-Mg-Mn alloy coating on steel with superior corrosion behavior*”, *Surface & Coating Technology*, Vol. 258, pp. 405-414, 2014.
- Przestacki, D., “*Conventional and laser assisted machining of composite A359/20SiCp*”, *Procedia CIRP*, Vol. 14, pp. 229-33, 2014.
- Raj, R.; Thakur, D. G., “*Qualitative and quantitative assessment of microstructure in Al-B₄C metal matrix composite processed by modified stir casting technique*”, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 16, pp. 949-960, 2016.
- Ravi, B.; Naik, B. B.; Prakash, J. U., “*Characterization of aluminium matrix composites (AA6061/B₄C) fabricated by stir casting technique*”, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 2, pp. 2984-2990, 2015.
- Sahoo, A. K.; Pradhan, S.; Rout, A. K., “*Development and machinability assessment in turning Al/SiCp-metal matrix composite with multilayer coated carbide insert using Taguchi and statistical techniques*”, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 13, pp. 27-35, 2013.
- Sarada, B. N.; Murthy, P. L. S.; Ugrasen, G., “*Hardness and wear characteristics of hybrid aluminium metal matrix composites produced by stir casting technique*”, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 2, pp. 2878-2885, 2015.
- Sijo, M. T.; Jayadevan K. R., “*Analysis of stir cast aluminium silicone carbide metal matrix composite: A comprehensive review*”, *Procedia Technology*, Vol. 24, pp 379-385, 2016.

- Singh, B.; Lal, H.; Singh, G.; Singh, P., “*Effect on properties of aluminum by adding alumina slag as a strengthener*”, *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, Vol. 2, No. 3, pp. 96-100, 2013.
- SPECTRU Instrumental Científico Ltda, “Principais reativos para macro-revelação”, Disponível em: http://www.spectru.com.br/reagentes_macrografia.pdf. Acesso em: 19/06/2017.
- Tasong, A.W.; Wild, S.; Tilley, R.J.D., “*Mechanisms by which ground granulates blastfurnace slag prevents sulfate attack of lime-stabilised kaolinite*”, *Cement and Concrete research*, pp. 975-982, 1999.
- Thomaz, E.C.S., “Escória de alto-forno”, Notas de aula, pp. 01-51, 2012.
- Torres, A.; Cruz, J.; Hernández, L.; Flores-Vélez, L.; Ma., Domínguez O., “*Synthesis, Microstructure and Mechanical Properties of Aluminium/Granulated-Slag Composites*”, *JMEPEG*, pp 11-18, 2001.
- Verran, G.O.; Kurzawa, U.; Gaboardi, G.G., “*Reciclagem de latas de alumínio usando fusão em forno elétrico à indução*”, *Estudos tecnológicos*, Vol. 3, pp. 01- 11, 2006.
- Xue, Y.; Shen, R.; Ni, S.; Song, M.; Xiao, D., “*Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al-Fe intermetallic particle reinforced Al-based composites*”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 618, pp. 537-544, 2015.

ANEXOS

	Pág.
Anexo I	
Mapas das microestruturas dos lingotes	50

ANEXO I: Mapas das microestruturas dos lingotes

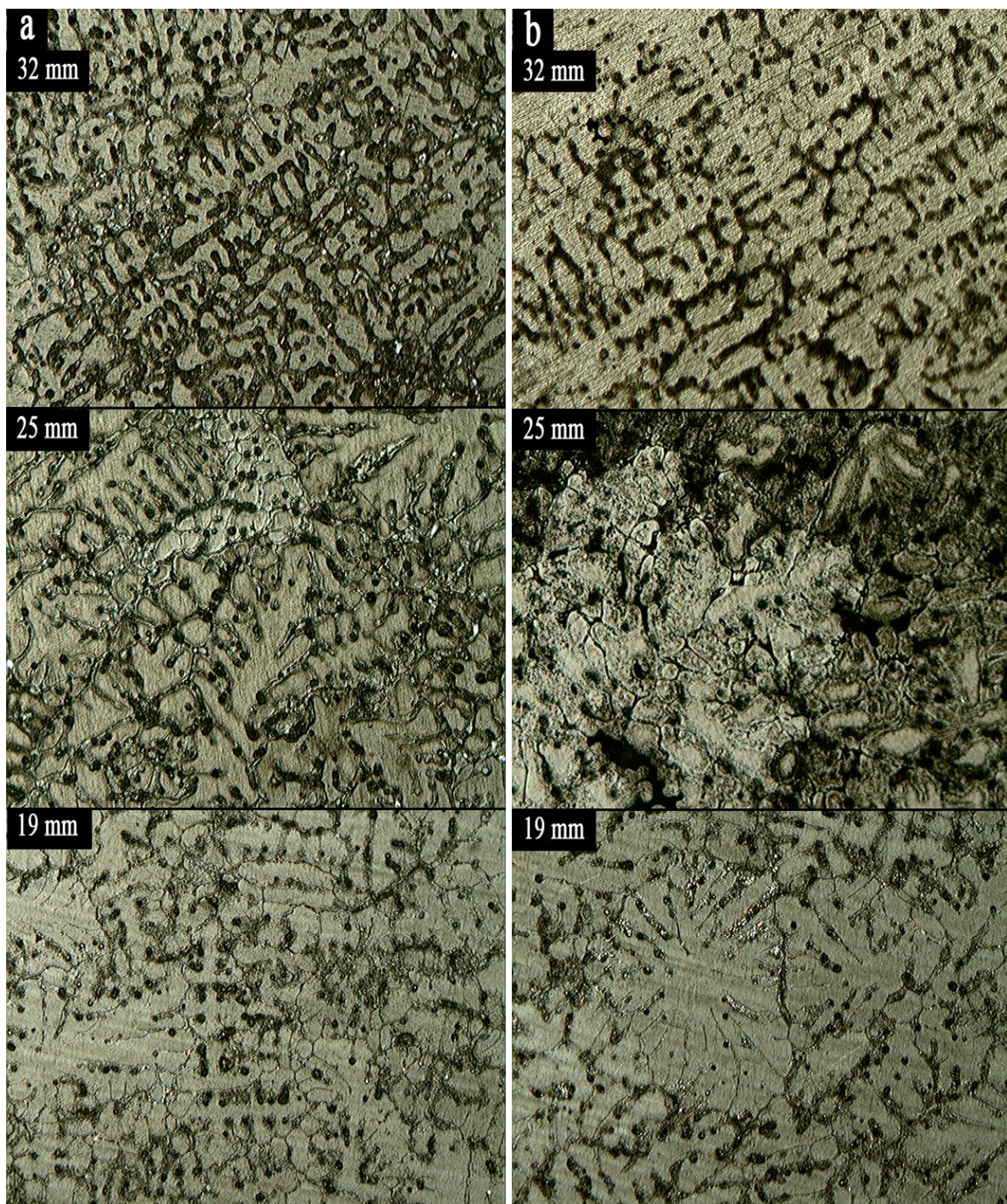


Figura I.1. Mapa da microestrutura para os planos perpendiculares à direção de solidificação com aumento de 50 vezes para as alturas de 19 mm, 25 mm e 32 mm dos lingotes (a) sem adição de escória e (b) com adição de escória.

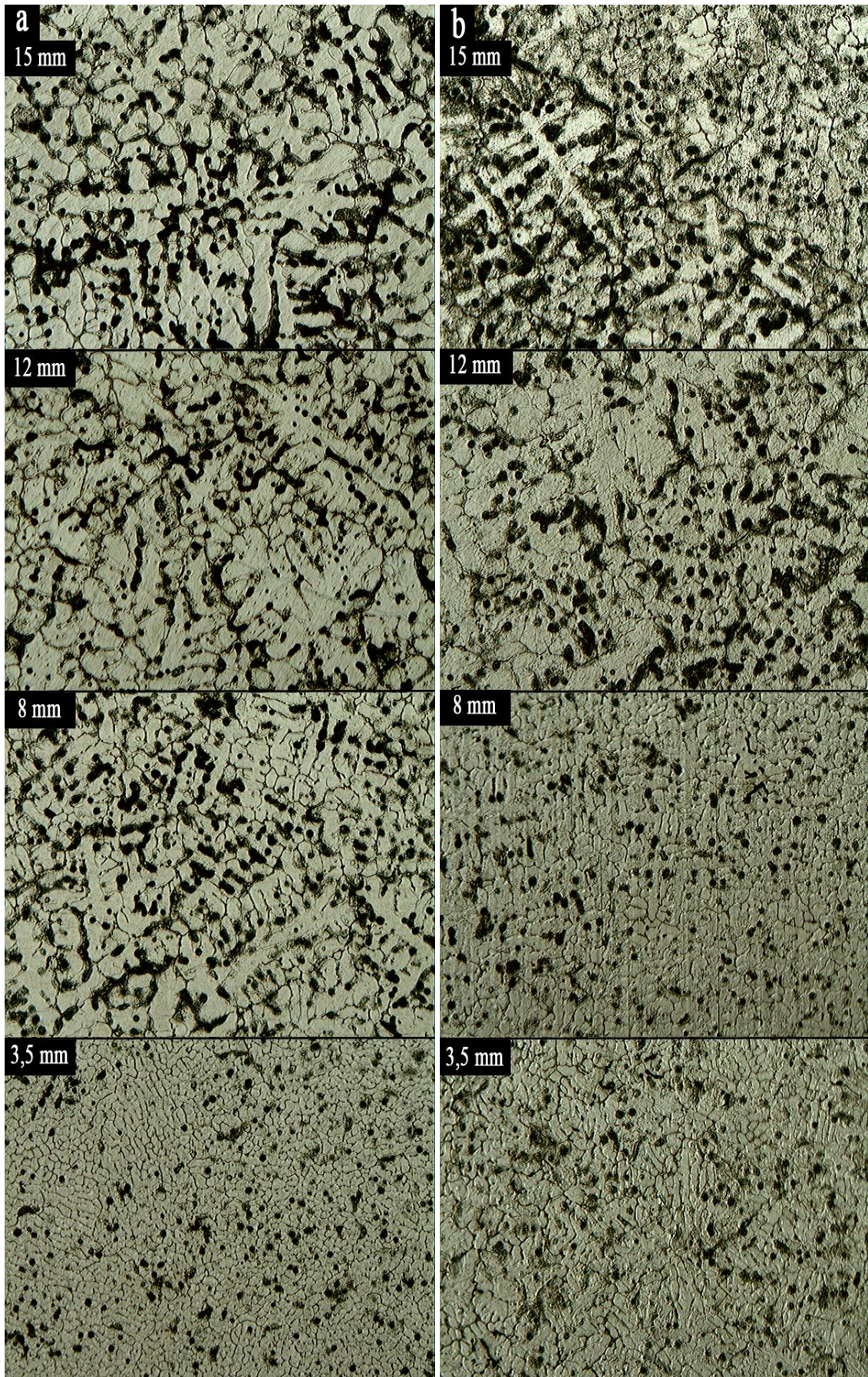


Figura I.2. Mapa da microestrutura para os planos perpendiculares à direção de solidificação com aumento de 50 vezes para as alturas de 3,5 mm, 8 mm, 12 mm e 15 mm dos lingotes (a) sem adição de escória e (b) com adição de escória.

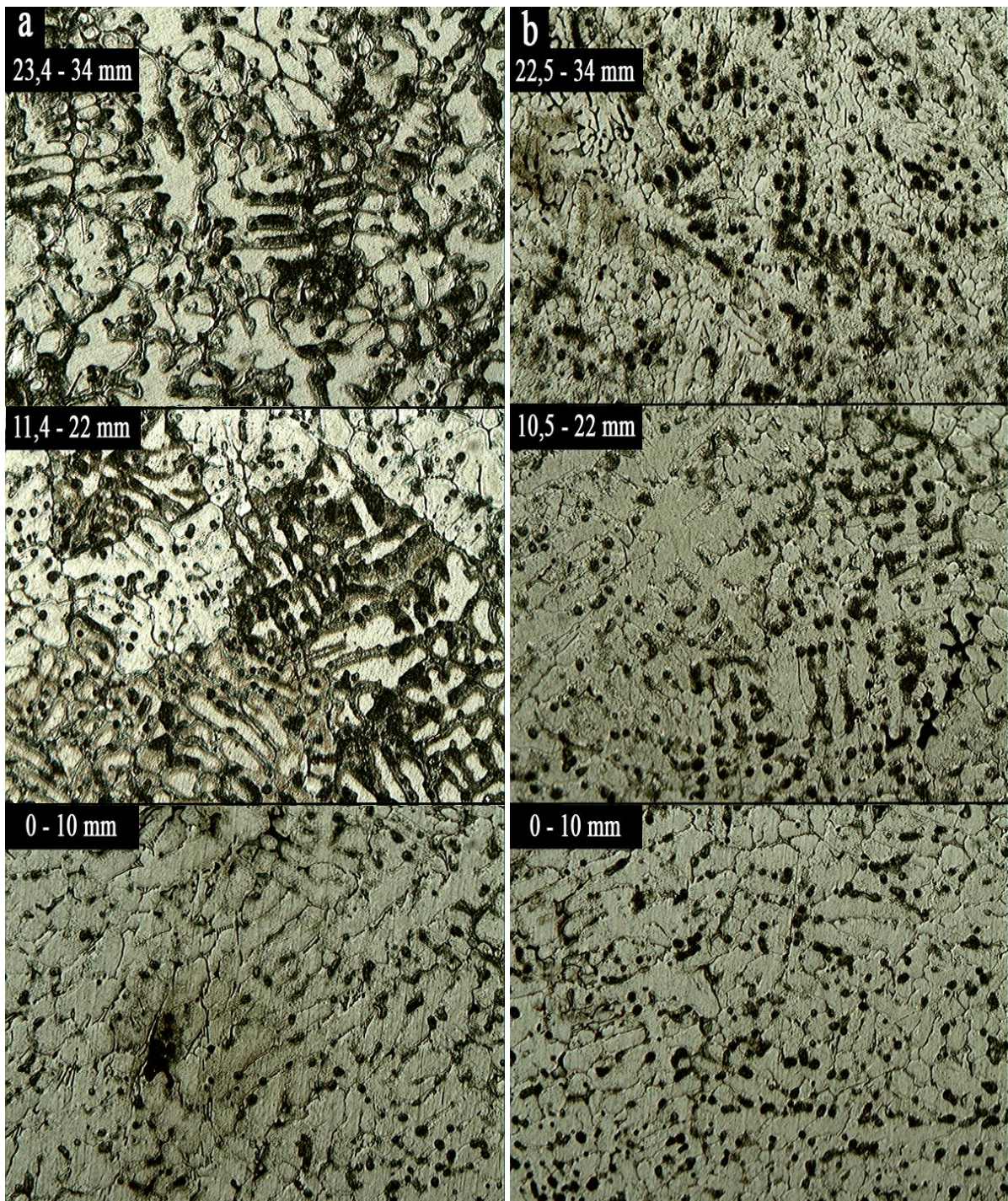


Figura I.3. Mapa da microestrutura para os planos paralelos à direção de solidificação com aumento de 50 vezes dos lingotes (a) sem adição de escória e (b) com adição de escória.