



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica

Mestrado – Doutorado

**Análises Macro e Microestrutural e Correlação com a Microdureza de
Ligas Zn-Al Solidificadas no Processo de Squeeze Casting**

Diego Ferreira de Lima

Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da
Paraíba para obtenção do grau de Mestre.

DIEGO FERREIRA DE LIMA

Análises Macro e Microestrutural e Correlação com a Microdureza de Ligas Zn-Al Solidificadas no Processo de Squeeze Casting

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM – da Universidade Federal da Paraíba para obtenção do título de Mestre.

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM – da Universidade Federal da Paraíba para obtenção do título de Mestre.

Orientador: Prof. Dr. Claudio Alves de Siqueira Filho

João Pessoa – Paraíba

Fevereiro, 2017

L732a Lima, Diego Ferreira de.

Análise Macro e Microestrutural e Correlação com a
Microdureza de Ligas Zn-Al Solidificadas no Processo de Squeeze
Casting/ Bárbara./ Diego Ferreira de Lima. / João Pessoa, 2017.

84f. il.:

Orientador: Professor Dr. Claudio Alves de Siqueira Filho
Monografia (Curso Pós Graduação em Engenharia Mecânica)
CPGEM. Campus I - UFPB / Universidade Federal da Paraíba.

1. Squeeze Casting 2. Refino de Grão. 3. Solidificação,
4. Refinador. 5.Ligas Zn-Al I. Título.

BSCT/UFPB

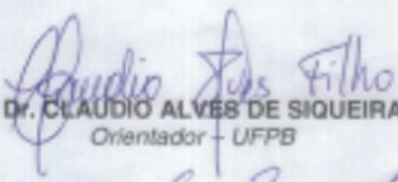
CDU:2.ed. 621(043)

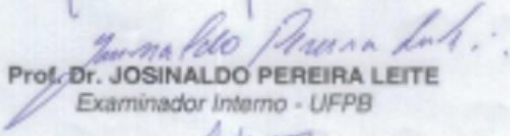
**ANÁLISE MACRO E MICROESTRUTURAL E
CORRELAÇÃO COM A MICRODUREZA DE LIGAS
Zn-Al SOLIDIFICADAS NO PROCESSO DE
SQUEEZE CASTING**

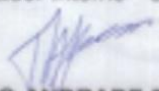
por

DIEGO FERREIRA DE LIMA

Dissertação aprovada em 20 de fevereiro de 2017


Prof. Dr. CLAUDIO ALVES DE SIQUEIRA FILHO
Orientador - UFPB


Prof. Dr. JOSINALDO PEREIRA LEITE
Examinador Interno - UFPB


Prof. Dr. TIBÉRIO ANDRADE DOS PASSOS
Examinador Externo - UFPB

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus avós Maria das Doures e Antônio Henrique, a minha mãe Francisca Henrique de Lima e as minhas irmãs Elaine Cristina Henrique de Lima e Isabelle Giovanutti, pelo apoio e incentivo em todas as horas de estudo.

**“Se Deus disse que eu posso, então eu posso! Irei e não temerei mal algum”
(Filipenses 4:13)**

AGRADECIMENTOS

A Deus por estar sempre ao meu lado.

A minha família, pois sem eles nada seria possível.

Ao Professor Cláudio Alves Siqueira pela orientação, pelos ensinamentos técnicos, incentivo e por toda ajuda para que fosse possível a realização deste trabalho.

Aos amigos que fiz ao longo desses anos, principalmente aqueles com quem vivi os melhores momentos e que sempre estavam presentes, e vou levar comigo pra sempre: Kaline Lucena, Raiza Pessoa, Raizza, Mirthes, xuxu, Valter Alves, Dudu, Alex, Rafael, Pablo Ramos, Blackermon, Icaro, Rivaldo, Tarcísio, Marília Cavalcante, Suellen, Mari Fernandes, Chico, Caio Maia, Aline Kiss, Jamile, Carol Pederneiras, Mariana Beah, Camila Moreno, Thayse, Barbara, Mayson, Andrezza, Guilherme, Carolina Almeida, Portela, Max, Dennis, Philipe Araújo, Robson, Kerolayne, Henrique, Pedro Henrique, Edgar, Edgar Guerreiro, Meyson, Kleber Maux, Felipe wanderley, Rafael Farias, Rafael, Rebeka, Alan Hiores, Ricardo Barros, Iury Alencar, Julia cotrim, Lucas Pereira, Flora Fernandes, Thiago, Anderson, Neto, Fabiana Kelly, Gabriel Ferraz, Fernando Tulio, Thayza Pacheco, Pedro Ferreira, Henrique Ramos, Rafaella Montenegro, Brandon, Alisson, Iago, Richard, Viviane, Raquel, Professor Junior, Nevinha, Akira, Andre, Mavi.

A Aline Karla, Alex Backer, Rivaildo Miranda e Ronaldo Marques, por toda ajuda que me deram durante a pesquisa desse trabalho, foi de suma importância para mim, que Deus abençoe sempre a vida de vocês, e estaremos sempre juntos.

A Fernando Tadeu e Regina Bernardo, os PIBICs da pesquisa, que participarão do início até o fim dessa longa caminhada, que Deus possa abençoar a vida de vocês dois, e estaremos sempre juntos.

E, por fim, meus sinceros agradecimentos a todos que contribuíram de forma direta ou indireta para que eu pudesse subir mais este degrau na minha vida. Obrigado!

Análises Macro e Microestrutural e Correlação com a Microdureza de Ligas Zn-Al Solidificadas no Processo de Squeeze Casting

RESUMO

O processo Squeeze Casting é um processo de fundição, no qual o metal vazado no estado líquido é solidificado sob pressão dentro de uma coquilha metálica fechada por um punção. É uma técnica econômica e relativamente simples, possuindo grande potencial para automatização e altas taxas de produção. O produto é de alta qualidade e geralmente, tem a forma final. A evolução da microestrutura durante a solidificação depende das variáveis do processo que podem ser divididas em dois grupos, a saber, aqueles que descrevem o molde, e aqueles que estão relacionados com a liga. O molde é caracterizado pelo seu tamanho e geometria, temperatura e propriedades térmicas, enquanto a liga é caracterizada pela sua composição, temperatura quando é vazada, taxa de resfriamento, características de nucleação, transporte de soluto, convecção de fusão e coeficientes de transferência de calor na interface Metal / molde. Durante o processo de solidificação de ligas a morfologia mais frequentemente observada é a dendrítica que pode ser caracterizada por espaçamentos de dendrite primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3). Muitos estudos analisam a influência de variáveis térmicas e microestruturais de ligas binárias nas propriedades mecânicas, mostrando a importância dos espaçamentos dendríticos nas propriedades finais. O objetivo deste trabalho foi analisar a influência dos parâmetros operacionais do processo squeeze casting de solidificação radial, como a pressão e sua correlação com a macroestrutura e microestrutura de solidificação, bem como verificar como essas mudanças estruturais afetam a microdureza de ligas diluídas de Zn-Al, utilizou neste trabalho ligas de Zn-2%Al; Zn-3%Al e Zn-4%Al, além de pressões de 50, 100 e 150 MPa, bem como a solidificação sem pressão, com tempo de prensagem de 5 s. Os resultados obtidos mostram em relação a macroestrutura que tanto a variação da pressão como a variação na composição da liga contribuíram para o refinamento das estruturas. Quanto aos espaçamentos dendríticos secundário de forma geral diminuem com o aumento da pressão, mas quando aumenta-se a concentração de soluto o mesmo tende a crescer.

Palavra-chave: Squeeze Casting, Refino de grão, Ligas Zn-Al, Solidificação, Refinador

Análises Macro e Microestrutural e Correlação com a Microdureza de Ligas Zn-Al Solidificadas no Processo de Squeeze Casting

ABSTRACT

The Squeeze Casting process is a casting process, in which the molten metal in the liquid state is solidified under pressure into mold closed by a punch. It is an economical and relatively simple technique, possessing great potential for automation and high production rates. The product is of high quality and usually has the final shape. The evolution of the microstructure during solidification depends on the process variables that can be divided into two groups, to knowing, those which describe the mold, and those which are related to the alloy. The mold is characterized by its size and geometry, temperature and thermal properties, while the alloy is characterized by its composition, temperature when cast, cooling rate, nucleation characteristics, solute transport, melt convection and heat transfer coefficients In the Metal / mold interface. During the solidification process of alloys, the most frequently observed morphology is dendritic, which can be characterized by primary (λ_1), secondary (λ_2) and tertiary (λ_3) dendrite spacings. Many studies analyze the influence of thermal and microstructural alloy variables Mechanical properties, showing the importance of dendritic spacings in the final properties. The objective of this work was to analyze the influence of the operational parameters of the squeeze casting process of radial solidification, as pressure and its correlation with the macrostructure and solidification microstructure, and solidification microstructure, as well as to verify how these structural changes affect the microhardness of dilute alloys of Zn-Al, used in this work Zn-2% Al alloys; Zn-3% Al and Zn-4% Al, in addition to pressures of 50, 100 and 150 MPa, as well as solidification without pressure, with pressing time of 5 s. The obtained results show in relation to the macrostructure that both the pressure variation and the variation in the composition of the alloy contributed to the refinement of the structures. As the secondary dendritic spacings generally decrease with increasing pressure, but when the concentration of solute is increased the same tends to grow.

Keyword: Squeeze Casting, Grain Refining, Zn-Al Alloys, Solidification, Refining

SUMÁRIO

CAPITULO 1	18
1. INTRODUÇÃO	18
1.1 Objetivo Geral	21
CAPÍTULO 2	22
1. ESTUDO DA SOLIDIFICAÇÃO	22
2.1 Nucleação e Crescimento	24
2.1.1 Nucleação Homogênea	26
2.1.2 Nucleação heterogênea	31
2.2 Macroestrutura	34
2.2.1 Zona Coquilhada	36
2.2.2 Zona Colunar	37
2.2.3 Zona Equiaxial	38
2.3 Microestruturas	39
2.4 Ligas a Base de Zinco	42
2.4.1 Microestruturas das Ligas a Base de Zinco	43
2.4.2 Influência dos Elementos que Compõe as Ligas a Base de Zinco	44
2.4.3 Efeitos das impurezas nas Ligas a Base de Zinco	45
2.5 O Processo Squeeze Casting	46
CAPITULO 3	49
3. MATERIAIS E METODOS	49
3.1 Considerações Iniciais	49
3.2 Obtenção das Ligas	51
3.4 Utensílios Operacionais	52
3.5 Equipamentos Para as Análises Experimentais	54
3.6 O Procedimento Experimental	54

3.7 Procedimentos Experimentais Para Caracterização Macro e Microestrutural e Microdureza Vickers.....	56
3.7.3 Propriedades Mecânicas	58
CAPÍTULO 4	59
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
4.1 Considerações Iniciais	59
4.2 Analise Macroestrutural	59
4.3 Análise Microestrutural.....	63
4.4 Microdureza Vicker HV	69
4.5 Correlação entre Microdureza Vicker e Espaçamento Dendritico Secundário .	73
4.6 Limite de resistência a tração versus espaçamento dendritico secundário.....	75
CAPÍTULO 5	79
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	79
5.1 Conclusões	79
5.2 Sugestões para Futuros Trabalhos	80
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	81

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Ilustração Das várias etapas da solidificação: (a) formação de núcleos, (b) crescimento dos núcleos, originando cristais, e (c) junção dos cristais para formar grãos e correspondentes limites de grão	23
Figura 2.2 - Curva típica de temperaturas de resfriamento.	23
Figura 2.3 - (a) representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para um elemento puro (Garcia, 2001) e (b) formação dos primeiros sólidos no seio do liquido	26
Figura 2.4 - Esboço da evolução da variação total de energia livre com o raio do embrião ou núcleo.....	30
Figura 2.5 - Esboço da evolução da energia livre crítica e do raio crítico do núcleo com o super-resfriamento	31
Figura 2.6 - Esquemas: (a) Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea e (b) formação dos primeiros sólidos na presença de um substrato.....	32
Figura 2.7 - Representação esquemática do crescimento para a formação da zona coquilhada.....	37
Figura 2.8 - Representação esquemática da zona coquilhada, colunar e equiaxial..	38
Figura 2.9 - Representação esquemática da estrutura bruta de solidificação	40
Figura 2.10 - Diagrama de equilíbrio Zinco-Alumínio	43
Figura 2.11 - Esquema do processo squeeze casting.....	46
Figura 2.12 - Classificação dos tipos de fundição sob pressão levando-se em conta a geometria da peça: (a) direta, (b) com extrusão e (c) indireta.....	48
Figura 3.1 - Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	50
Figura 3.1 - Serra de fita (a), balança de precisão (b), forno tipo mufla (c), cadinho da carbetto de silício (d)	52
Figura 3.2 - Lingoteira (a) e as dimensões (b).....	53
Figura 3.3 - Prensa Hidráulica e o Punção.....	53
Figura 3.4 - Ilustração do corpo de prova.....	56
Figura 3.5 - Ilustração dos cortes dos lingotes para as análises	57

Figura 3.6 - Ilustração esquemática das medidas dos espaçamentos dendríticos primários (EDP) e secundário (EDS).....	58
Figura 4.1 - Macroestrutura de solidificação da Liga Zn-2%Al (a) 0MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa	60
Figura 4.2 - Macroestrutura de solidificação das ligas Zn-3%Al (a) 0 MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa	61
Figura 4.3 - Macroestrutura de solidificação da liga Zn-4%Al (a) 0 MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa	62
Figura 4.4 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Zn-2%Al.....	64
Figura 4.5 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Zn-3%Al.....	64
Figura 4.6 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Zn-4%Al.....	65
Figura 4.7 - Posição da medição do espaçamento dendritico secundário (a, b e c) .	66
Figura 4.8 - Gráfico espaçamento dendritico secundário da liga Zn-2%Al.....	68
Figura 4.9 - Gráfico espaçamento dendritico secundário da liga Zn-3%Al.....	68
Figura 4.10 - Gráfico espaçamento dendritico secundário da liga Zn-4%Al.....	69
Figura 4.11 - Gráfico da Microdureza liga Zn-2%Al em relação a pressão.	70
Figura 4.12 - Gráfico da Microdureza liga Zn-3%Al em relação a pressão	70
Figura 4.13 - Gráfico da Microdureza liga Zn-4%Al em relação a pressão.	71
Figura 4.14 - Gráfico da Microdureza liga Zn-2%Al em relação a posição.....	72
Figura 4.15 - Gráfico da Microdureza liga Zn-3%Al em relação a posição.....	72
Figura 4.16 - Gráfico da Microdureza liga Zn-4%Al em relação a posição.....	73
Figura 4.17 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga binária Zn-2% em função do espaçamento dendritico secundário	74
Figura 4.18 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga binária Zn-3% em função do espaçamento dendritico secundário	74
Figura 4.19 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga binária Zn-4% em função do espaçamento dendritico secundário	75
Figura 4.20 - Relação entre o limite de resistência a tração em função do espaçamento dendritico secundário (Zn-3%Al)	76
Figura 4.21 - Relação entre o limite de resistência a tração em função do espaçamento dendritico secundário (Zn-4%Al)	76

Figura 4.22 - Limite de resistência a tração versus $1/(\lambda 2)^{0,5}$ (liga ZA4)	77
Figura 4.23 - Limite de resistência a tração versus $1/(\lambda 2)^{0,5}$ (liga ZA3)	78

Lista de Tabela

Tabela 3.1 - Temperatura de Fusão e Vazamento.....	51
Tabela 3.2 - Classificação dos lingotes utilizados	55
Tabela 4.1 - Valores de λ_2 e RLT para referidas ligas	77
Tabela 4.2 - Valores de λ_2 e RLT para ligas ZA.....	78

Lista de Símbolos

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

Zn – Zinco

Al – Alumínio

ASTM – American Society for testing and Materials

A.C – antes de cristo

ΔT - Grau de superresfriamento

T_F – Temperatura de fusão

L – Líquido

S – Sólido

G – energia de Gibbs

T – Temperatura

H – entalpia

S – Entropia

ΔG – Energia livre

ΔH – Variação da Entalpia

ΔS – Variação de entropia

σ_{SL} – Energia Superficial sólido/líquido

σ_{LT} - Energia Superficial líquido/substrato

σ_{ST} - Energia superficial sólido/substrato

θ – Ângulo de molhamento

Δ_{GT} – Variação total da energia livre

% - Porcentagem

°C – Grau Celsius

EDS – Espaçamento Dendritico Secundario

EDP – Espaçamento Dendritico Primario

HV – dureza Vickers

S – Segundos

mm – milímetros

P – Pressão

gf – grama força

LRT – Limite de Resistencia a Tração

UFPB – Universidade Federal da Paraíba

CAPITULO 1

1. INTRODUÇÃO

Na história da humanidade, a fundição é um dos antigos e o mais versátil processo de componentes metálicos. A fundição de peças de materiais metálicos é considerada uma tecnologia pré-histórica, mesmo sabendo-se que os primeiros registros arqueológicos surgiram razoavelmente tarde. Não se sabe exatamente quando foram obtidas as primeiras peças metálicas fundidas, mas os registros indicam que isso ocorreu no período compreendido entre 700 e 300 a.C, ou seja, no período imediatamente anterior a Idade do Bronze (GARCIA, 2007)

A fundição passou a estar cada vez mais presente na história da evolução da humanidade, passando pelo aparecimento do ferro fundido na China em 600 a.C e seu surgimento na Europa no século XV, embora sua utilização como material estrutura só tenha ocorrido de forma extensiva no século XVIII na Inglaterra. Os diversos processos de fundição permitem produzir desde milhões de peças de pequenos tamanhos até poucas peças pesando várias toneladas (GARCIA, 2007; MURAKAMI, 1985, 1991).

É na fundição dos metais que a solidificação encontra um vasto campo de aplicação. O objetivo fundamental da fundição é de dar uma forma específica ao metal. Vertendo-o em estado líquido dentro da cavidade de um molde com os contornos desejado, o que consiste essencialmente na aplicação pura e simples do princípio clássico de Arquimedes de que “o líquido toma a forma do vaso que o contém”; o próprio molde retira calor do metal líquido provocando sua solidificação e fixando sua forma inicial (MAURÍCIO; GRAEME, 1978).

Qualquer processo baseado na solidificação de um metal com o objetivo de produzir uma peça solida deve atender certas exigências, que dependem de sua aplicação futura e que decorrem de aspectos estruturais e geométrico. Sabe-se que as propriedades finais do fundido dependerão da estrutura solidificada, por consequência dos diversos fatores de processo que a controlam, como fluxo de calor

do metal líquido, propriedades químicas e termofísicas do metal em estudo, condições de vazamento e propriedades do sistema de solidificação (GARCIA, 2001).

Dentre os processos de solidificação, destaca-se o processo, Squeeze Casting, literalmente fundição por aperto (compressão), o Squeeze Casting é um termo genérico para especificar uma técnica de fabricação de solidificação sob a aplicação de altas pressões. A técnica é econômica e relativamente simples, possuindo grande potencial para automatização e altas taxas de produção. O produto é de alta qualidade, o processo permite fundir peças finas de geometrias complexas (PEIXOTO, 2009; LIMA, 2014).

O processo de solidificação sob pressão (Squeeze Casting), é um processo inovador dentro dos processos de fundição, no qual o metal vazado no estado líquido é solidificado sob pressão dentro de uma coquilha metálica fechada por um punção. Em geral componentes fabricados por esse processo possuem granulação fina, excelente acabamento de superfícies e quase livre de porosidade, os mesmos podem ser de diferentes tamanhos e formatos, as propriedades mecânicas são aumentadas significativamente, em comparação ao método tradicional de fundição e, além disso, peças fabricadas por squeeze casting possuem soldabilidade superior e são aptas, a tratamentos térmicos, comparando com a fundição comum, peças fabricadas por esse processo são formadas em uma só operação com um menor consumo de energia (GHOMASHICHI, 2008).

O processo gera as propriedades mecânicas mais altas obtidas para produtos de fundição. O refinamento da microestrutura e integridade de produtos de squeeze casting é desejável para muitas aplicações críticas (LIMA, 2014).

A macroestrutura de solidificação pode-se apresentar na forma de grãos colunares ou equiaxiais, dependendo da composição química da liga, dos parâmetros térmicos e das condições de solidificação (REIS, 2009).

Peças fundidas sob pressão apresentam uma estrutura compactada, livre de poros, de granulação fina e quase totalmente equiaxial em comparação com a fundição convencional em coquilha (REIS, 2009).

A microestrutura está fortemente relacionada com a modificação da interface sólido-líquido durante o processo de solidificação, que pode alterar a formação de

dendritas. A segregação de soluto ou de solvente provoca aumento dos seus teores a frente da interface de solidificação, que pode implicar em uma distribuição não uniforme dos mesmos no líquido, o que favorece a instabilidade da interface. Para o caso das ligas metálicas, que apresentam uma estrutura dendrítica, as propriedades dos produtos fundido dependem dos espaçamentos primários e secundários, bem como do tamanho e morfologia dos grãos e defeitos presentes. Os espaçamentos dendríticos afetam os perfis de microsegregação e governam a formação de segundas fases na região interdendríticas, influenciando as propriedades do material (REIS, 2009).

As ligas de zinco são muito usadas tanto em processos de fundição por gravidade quanto em fundição sob pressão. Quando usadas como ligas fundidas em geral, as ligas de zinco podem ser fundidas por processos tais como fundição por alta pressão em matriz, fundição por baixa pressão em matriz, fundição em areia, fundição em molde permanente (feito em ferro, grafite ou gesso), entre outros (REIS, 2009).

É muito importante um cuidado rigoroso no manuseio das ligas zinco fundidas para evitar contaminação por absorção de impurezas nocivas, como chumbo, cádmio, estanho e ferro, entre outras. Particularmente preocupante é o uso de fornos anteriormente destinados a fundição de ligas de cobre e de alumínio, pois, estas ligas contêm alguns elementos nocivos as ligas de zinco (MOREIRA, 2011).

A escolha do estudo da liga Zn-Al está no fato do Zinco e Alumínio serem amplamente utilizados como proteção de materiais. O Alumínio apresenta boa resistência a corrosão, devida possibilidade de passivação ao ar ou em imersão em solução, enquanto o zinco promove proteção galvânica para a maioria dos substratos (WISLEY, 2004). As ligas à base de Zinco usadas para fundição podem ser chamadas de ligas ZA (ligas de Zinco-alumínio). As ligas ZA foram desenvolvidas em 1970 para uso em fundição por gravidade e a partir de 1980 começaram a ser usadas também em fundição sob pressão (FARIAS et al., 2015).

Neste trabalho foram estudados os efeitos da variação das pressões: 0 MPa; 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa no processo squeeze casting para as ligas do sistema Zn-2%Al, Zn-3%Al e Zn-4%Al, e sua influência sobre os espaçamentos dendríticos secundários, nas propriedades mecânicas (microdureza vickers).

1.1 Objetivo Geral

1. Analisar a influência da variação da pressão na macroestrutura e microestrutura de ligas diluídas do sistema Zn-Al, pelo processo do Squeeze Casting
2. Correlacionar as variações das propriedades mecânicas como microdureza Vickers com a variação microestrutural obtida através do processo do Squeeze Casting
3. Correlacionar os parâmetros operacionais do processo Squeeze Casting e sua influência sobre o espaçamento dendritico secundário de ligas Zn-Al

CAPÍTULO 2

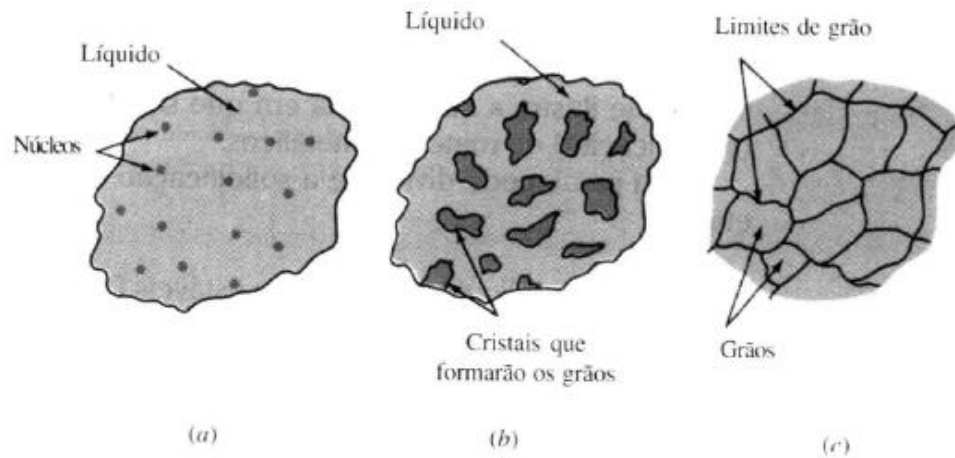
1. ESTUDO DA SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação é um fenômeno de transformação de fases bastante familiar e é associado à nossa rotina diária, desde a simples produção de cubos de gelo até o manuseio de utensílio e componentes, os quais, quase que invariavelmente passaram por um estágio de solidificação durante a sua fabricação. Sendo assim, qualquer processo baseado na solidificação de um metal com o objetivo de produzir-se uma peça sólida deve atender certas exigências, que dependem de sua aplicação futura, e que decorrem de aspectos estruturais e geométricos. É de suma importância compreender que as propriedades finais do fundido dependerão da estrutura solidificada, por consequência dos diversos fatores de processo que controlam, como o fluxo de calor do metal líquido, propriedades químicas e termo físicas do metal em estudo, condições de vazamento e propriedade do sistema de solidificação (PEIXOTO, 2009; GARCIA, 2001)

De maneira geral, as substancias tendem a assumir três estados físicos de agregação atômica: gasoso, líquido e sólido. Do estado sólido, por aquecimento, vem a ser substituído pelo estado líquido, mudança de estado conhecida como fusão, que ocorre em uma única temperatura para componentes puros e geralmente as mudanças ocorrem em temperatura fixas e definidas cujos valores são dependentes da pressão. (PEIXOTO, 2009; QUARESMA, 1999).

O caminho contrário ao da fusão por resfriamento é conhecido por solidificação e pode ser entendido como sendo a mudança do estado líquido para o estado sólido de uma substancia. Esta mudança tem início com o aparecimento de pequenas partículas de nova fase sólida, que crescem até que a transformação se complete, como mostra na Figura 2.1. O aparecimento e o crescimento posterior dessas partículas sólidas caracterizam o modo de formação da microestrutura em metais e ligas metálicas em momentos sucessivos de tal modo que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados (PEIXOTO, 2009; QUARESMA, 1999).

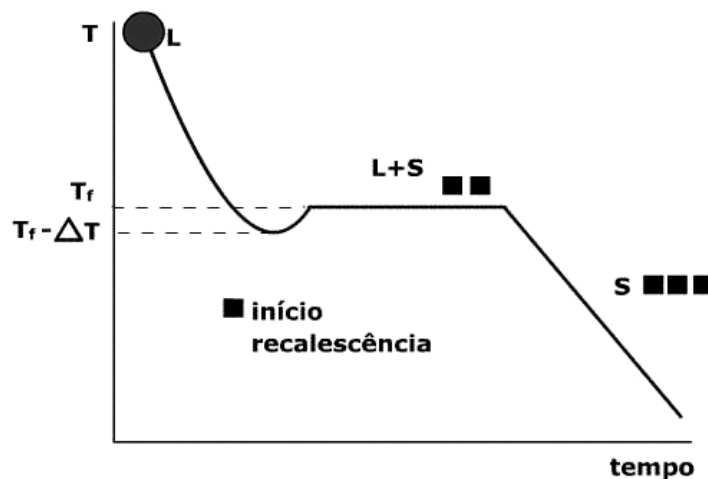
Figura 2.1 - Ilustração Das várias etapas da solidificação: (a) formação de núcleos, (b) crescimento dos núcleos, originando cristais, e (c) junção dos cristais para formar grãos e correspondentes limites de grão



BESKOW (2008)

O estudo de solidificação envolve duas abordagens distintas. Na abordagem termodinâmica analisa-se as energias envolvidas na solidificação enquanto na abordagem cinética, analisa-se a velocidade com que os processos de nucleação e crescimento acontecem. A solidificação é composta dos processos de nucleação e crescimento de cristais a partir de um líquido e ocorre no resfriamento, conforme a curva de temperatura na Figura 2.2.

Figura 2.2 - Curva típica de temperaturas de resfriamento.



BESKOW (2008)

Na região L (estado líquido), a temperatura diminui por efeito de transmissão de calor através do molde. A temperatura aumenta a partir de $T_f - \Delta T$ pelo efeito de rescalescencia, ΔT representa o grau de superresfriamento. Inicia-se a solidificação, através do aparecimento dos primeiros núcleos sólidos. No patamar L + S há a coexistência dos estados líquidos e sólidos. Ao final do patamar toda a massa está solidificada. (início da região S)

A nucleação, o crescimento, o superresfriamento, a estabilidade da interface, e a partição do soluto, são aspectos abordado ao estudo da solidificação de materiais ao ponto de vista desse fenômeno.

2.1 Nucleação e Crescimento

Durante a transformação líquido/sólido, inicialmente os átomos do metal no estado líquido, apresentam maior energia cinética e um intenso movimento atômico, sendo um verdadeiro desafio fixá-los em um ponto centralizado na rede. Sendo assim, a nucleação pode ser entendida como sendo a etapa da solidificação que descreve o modo de formação do núcleo sólido estável no seio da massa líquida, podendo envolver algumas etapas como: a movimentação de átomos por difusão ou outro tipo de movimento, a mudança da estrutura original em uma ou mais estruturas intermediárias e instáveis e a formação dos núcleos da nova fase, assumindo posições fixas, adotando um arranjo em ordem de longo alcance (QUARESMA, 1999; PRATES, 1978).

O formato de crescimento do núcleo sólido, forma-se homogêneas ou heterogeneamente a partir da fase líquida sendo bastante influenciado pela estrutura atômica da interface sólido/líquido. Tendo como neste aspecto a existência do fator cinético de acomodação ou empilhamento de átomos, que tendem a apresentar alguns aspectos como: a cinética de transporte de calor e massa a frente da interface sólido/líquido e a cinética de adição de átomos a interface sólido/líquido (QUARESMA, 1999; PRATES, 1978).

A natureza do sistema é determinante pela predominância de um deles sobre os demais.

Tendo como a cinética de adição de átomos da fase líquida a interface sólido/líquido sendo a função da estrutura atômica desta interface, que é determinada por um modelo teórico que prevê a existência da interface difusa (rugosa) e plana/facetada (lisa) (QUARESMA, 1999; FLEMING, 1974; PRATES, 1978).

Na existência de uma região sólido/líquido espessa, que se forma por algumas camadas de átomos, separando a fase sólida da fase líquida, tendo grande quantidade de sítios favoráveis a adição de átomos, sendo caracterizado como uma interface difusa (QUARESMA, 1999)

Já em uma região mista sólido/líquido, que é formada por uma camada delgada de átomos, pouco favorável a adição de átomos originados da fase líquida, onde os átomos das superfícies do cristal são fortemente ligados aos demais, gerando a transição brusca entre as fases sólidos e líquidos e, conseqüentemente, interfaces facetadas, são chamadas de interface facetada/plana (QUARESMA, 1999)

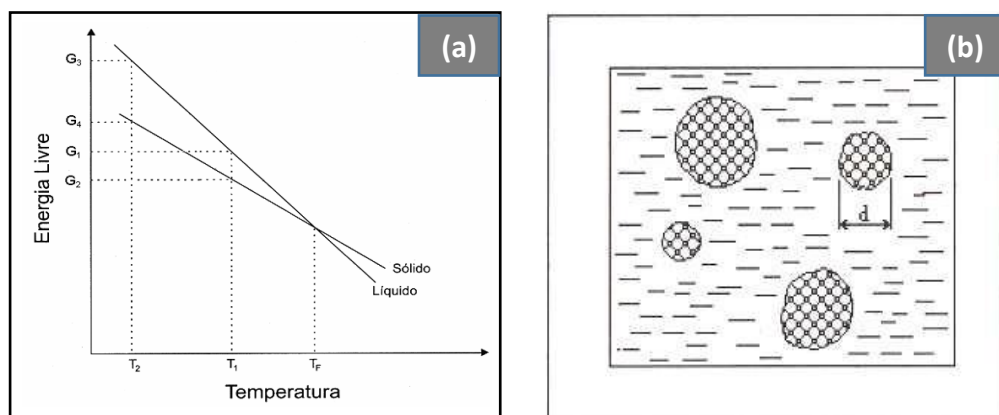
Fazendo a análise a partir do pressuposto de que, na interface sólido/líquido, pode ser considerado o equilíbrio entre ambos e, desta forma, para cada temperatura, suas composições químicas são as determinadas pelo diagrama de equilíbrio, sendo assim a solidificação das ligas metálicas envolve fenômenos mais complexos do que a solidificação de metais puros. Tendo que uma vez que os fenômenos estão regidos pelo intervalo de solidificação que beneficia a rejeição seletiva das diferentes espécies químicas podendo ser segregados ou incorporados pela mesma. Tal teoria é adequada para os processos comuns de solidificação, onde as velocidades de resfriamento envolvidas são relativamente baixas (QUARESMA, 1999; FLEMING, 1974).

O modo pela qual a fase sólida surge de forma estável no seio da fase líquida sob forma de pequenos núcleos cristalinos, é chamado de nucleação, e o modo que os núcleos crescem sob forma de cristais ou grãos cristalinos é chamado de crescimento. A nucleação é formada por duas condições: nucleação homogênea e nucleação heterogênea (LIMA, 2014; MAURICIO, 1978).

2.1.1 Nucleação Homogênea

Na solidificação, a nucleação, que é o surgimento de uma nova fase a partir de outra, é a formação de partículas de sólido envolvidas pelo material líquido. O favorecimento da ocorrência da nucleação depende dos aspectos termodinâmicos e das condições cinéticas da transformação. Quando o sólido é formado dentro do próprio líquido sem que haja a interferência ou contribuição energética de elementos ou agentes estranhos ao sistema metal-líquido/metal-sólido, diz-se que a nucleação é homogênea. Para os metais pode ocorrer o surgimento de regiões de ordenação cristalina de curto alcance, embriões da fase sólida, mesmo a temperaturas acima do ponto de fusão. Esses embriões não são estáveis e podem continuar instáveis mesmo ligeiramente abaixo do ponto de fusão (BESKOW, 2008; GARCIA, 2001)

Figura 2.3 - (a) representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para um elemento puro (Garcia, 2001) e (b) formação dos primeiros sólidos no seio do líquido



FERREIRA (1999)

Termodinamicamente só existe uma única temperatura na qual uma substância pura líquida pode coexistir com essa mesma substância sólida. Nessa temperatura as energias livres das duas fases são iguais, conforme Figura 2.3. Abaixo da temperatura de fusão, T_f , o sólido é a fase estável, pois apresenta menos energia livre. A uma

temperatura abaixo de T_f , há um decréscimo na energia livre por conta da transformação de um determinado volume de líquido em sólido. Quanto menor essa temperatura, maior o grau de super-resfriamento ΔT_R e maior será a força motriz da transformação líquido/sólido, implicando em uma alta taxa de nucleação (BESKOW, 2008)

Devido a energia livre refletir a transformação ocorrida no volume do material, quando um agrupamento de átomos, arranja-se com ordenação cristalina para a formação de um embrião, forma-se também uma superfície que o separa do líquido desordenado. Associada a essa superfície existe uma energia livre positiva, o que conduz a um aumento dessa energia a medida que essa superfície cresce. O embrião só sobreviverá se a energia livre total diminuir. Essa condição sugere que a nucleação homogênea possa se dar por meio da formação de embriões esféricos, já que essa forma geométrica é a que representa a menor relação superfície/volume, ou seja, a geometria mais indicada energeticamente para a sobrevivência do embrião. Nessas condições, a variação da energia livre total, ΔG_T , será dada por:

$$\Delta G_T = \Delta G_{VOL} + \Delta G_{SUP} \quad (2.1)$$

Onde:

- ΔG_T = Variação de energia livre total [J/m³];
- ΔG_{VOL} = Variação da energia livre associada ao volume [J/m³];
- ΔG_{SUP} = Variação da energia livre associada a superfície [J/m³].

A variação de energia livre associada ao volume, (ΔG_{VOL}), para uma esfera de raio r é dada por:

$$\Delta G_{VOL} = \Delta G_{S/L} \cdot V_{esfera} \quad (2.2)$$

$$\Delta G_{VOL} = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot (G_S - G_L) \quad (2.3)$$

$$\Delta G_{VOL} = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot [(H_S - T_f \cdot S_S) - (H_L - T_f \cdot S_L)] \quad (2.4)$$

Onde:

- r = Raio da esfera [m];
- G_S = Energia livre por unidade de volume sólido [J/m^3];
- G_L = Energia livre por unidade de volume líquido [J/m^3].

Por similaridade com a Equação (2.4), a ΔG_{VOL} fica:

$$\Delta G_{VOL} = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot [(H_S - H_L) - T_f \cdot (S_S - S_L)] \quad (2.5)$$

Onde:

- T_f = temperatura de transformação de fase líquido/ sólido [K].

E, finalmente:

$$\Delta G_{VOL} = - \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot \rho \cdot L \cdot \frac{\Delta T}{T_f} \quad (2.6)$$

Onde:

- ρ = Massa específica [kg/m^3].

Com a formação da partícula sólida, estabelece-se uma interface sólido/líquido e, conseqüentemente, uma energia associada a essa interface. A variação de energia livre associada a superfície, ΔG_{Sup} para o caso da geometria esférica, é dada por:

$$\Delta G_{Sup} = 4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sigma_{SL} \quad (2.7)$$

Onde:

- σ_{SL} = Energia superficial sólido/líquido [J/m^2].

A variação total na energia livre, em razão da formação de uma partícula esférica sólida de raio r , pode ser quantificada pela soma dos dois termos, ΔG_{Sup} , ou seja:

$$\Delta G_T = - \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot \rho \cdot L \cdot \frac{\Delta TR}{T_f} + 4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sigma_{SL} \quad (2.8)$$

Os dois termos da Equação (2.8), bem como a variação total da energia livre ΔG , são mostrados na Figura 2.4 em função do raio da partícula, r . Como o valor de σ_{SL} é sempre positivo e como, com o crescimento do embrião, a superfície cresce também, ΔG_{sup} cresce positivamente com o r . Por outro lado, ΔG_{vol} depende de ΔT e é negativo para valores positivos do super-resfriamento. A soma dessas duas componentes de energia conduz a uma curva resultante que passa por um valor máximo (ΔG_c) que pode ser entendido como a energia de ativação que precisa ser alcançada para formar um núcleo estável de raio crítico (r_c). Esse ponto é determinado através de:

$$\frac{\delta(\Delta G)}{\delta r} = 0 \quad (2.9)$$

Ou:

$$- \frac{4\pi\Delta TRG}{T_f} \cdot r^2_c + 8 \cdot \pi \cdot \sigma_{SL} \cdot r_c = 0 \quad (2.10)$$

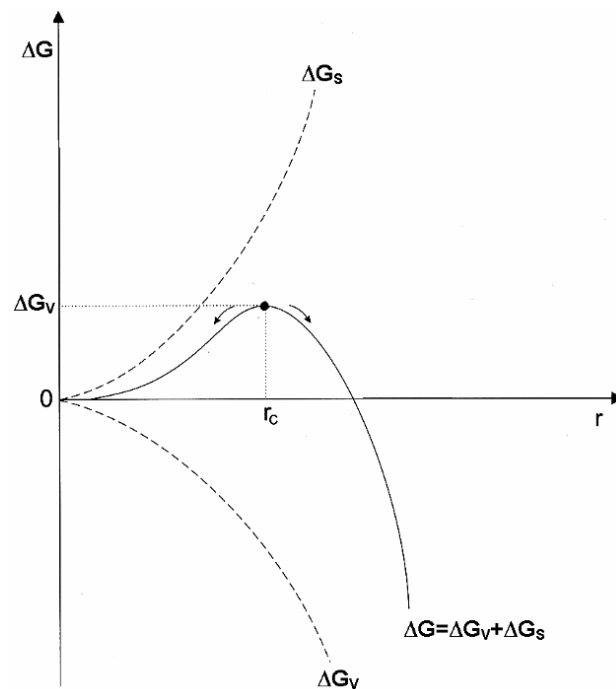
O que permite a determinação do raio crítico do núcleo, que fica:

$$r_c = 2 \cdot \sigma_{SL} \cdot \frac{T_f}{\rho \cdot L \cdot \Delta TR} \quad (2.11)$$

e o valor máximo de ΔG pode ser determinado por:

$$\Delta G_c = 16 \cdot \pi \cdot \sigma_{SL}^3 \cdot \frac{T_f^2}{3 \cdot (\rho \cdot L \cdot \Delta TR)^2} \quad (2.12)$$

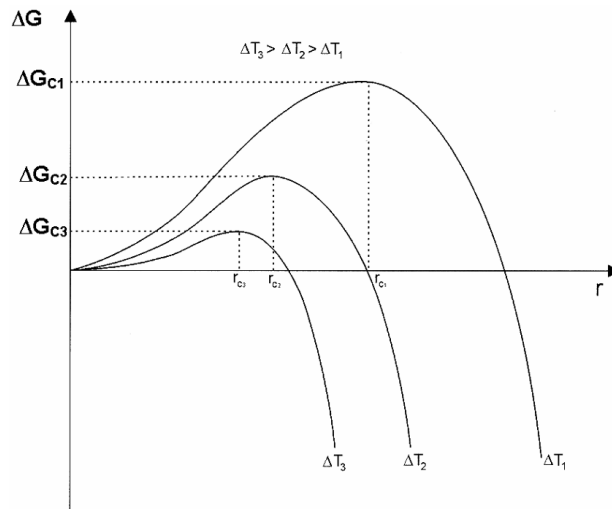
Figura 2.4 - Esboço da evolução da variação total de energia livre com o raio do embrião ou núcleo



CAMPOS FILHO (1978)

Partículas que atingem um raio $r > r_c$ constituem-se em núcleos estáveis que tem condições de crescer dentro da fase líquida, enquanto aquelas com $r < r_c$ são diluídas no líquido. As Equações 2.11 e 2.12 demonstram claramente a dependência de r_c e (ΔG_c) do superresfriamento (ΔT). Na vizinhança do ponto de fusão, o raio do núcleo crítico tende a infinito a medida que ΔT aproxima-se de zero, e consequentemente não há um decréscimo na energia livre de volume suficiente para compensar o aumento em energia livre por conta da parcela superficial. Por outro lado, a medida que aumenta o super-resfriamento, corre um maior estímulo a nucleação refletido em diminuição de r_c e ΔG_c . A figura 2.5 ilustra essa dependência.

Figura 2.5 - Esboço da evolução da energia livre crítica e do raio crítico do núcleo com o super-resfriamento



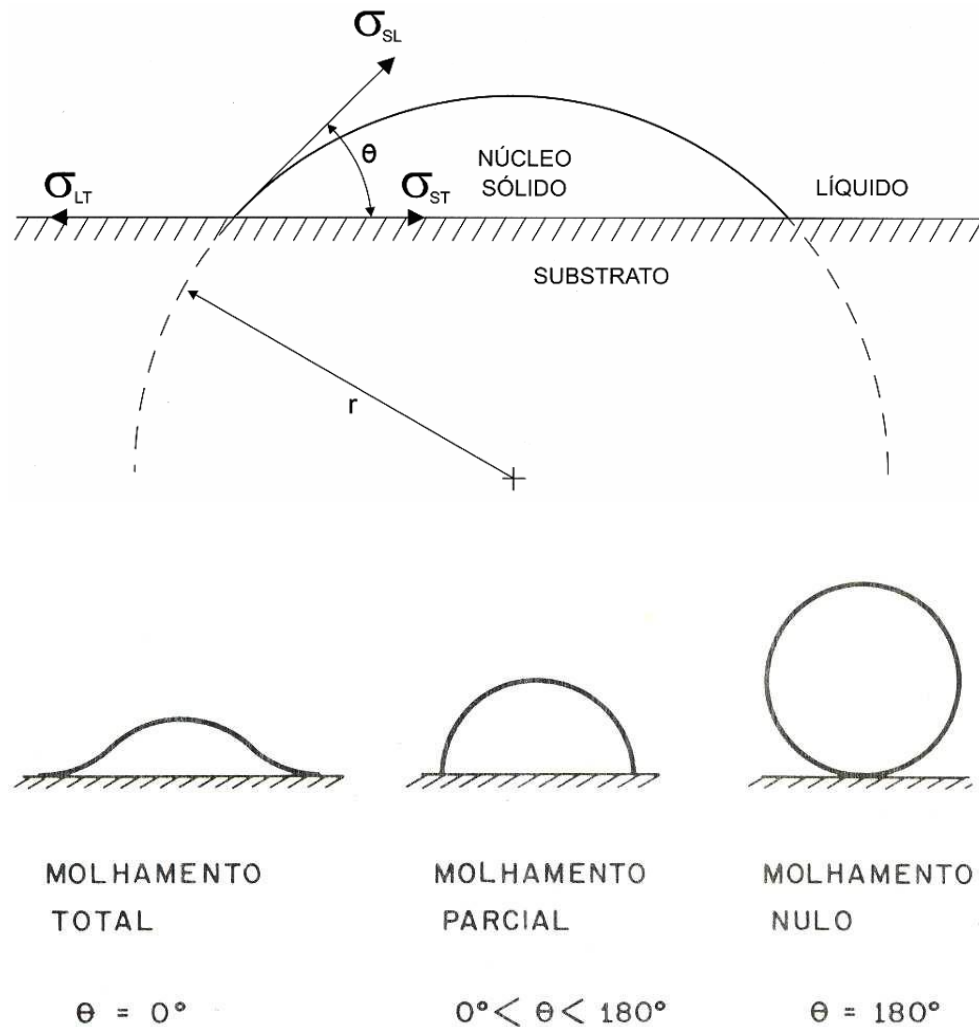
GARCIA (2001)

2.1.2 Nucleação heterogênea

A formação de um núcleo de tamanho crítico pode sofrer uma ação catalisadora por meio da presença de agente estranhos ao sistema, denominados substratos, cuja energia de superfície (tensão superficial) participa do jogo energético da sobrevivência do embrião sob a forma de núcleo sólido.

Os agentes catalisadores da nucleação podem ser as paredes de molde, uma película de óxido na superfície do líquido, partículas sólidas em suspensão no líquido ou elementos e compostos inseridos propositalmente. Nessas condições, a nucleação tem início exatamente na superfície dessas partículas estranhas ao sistema na forma de uma calota esférica e é denominada de nucleação heterogênea, conforme esquema da Figura 2.6.

Figura 2.6 - Esquemas: (a) Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea e (b) formação dos primeiros sólidos na presença de um substrato



GARCIA (2001); CAMPOS FILHO (1978)

Considerando-se que o núcleo surge na forma de uma calota esférica sobre um substrato plano (Figura 2.6) a estabilidade do núcleo exige o equilíbrio mecânico das tensões superficiais no ponto de junção entre as três superfícies em contato (Substrato – T, Sólido – S, Líquido – L) em função do ângulo de molhamento (θ), ou:

$$\sigma_{SL} \cdot \cos\theta = \sigma_{LT} - \sigma_{ST} \quad (2.13)$$

Onde:

- σ_{SL} = Energia superficial sólido/líquido [J/m^2];
- σ_{LT} = energia superficial líquido/substrato [J/m^2];
- σ_{ST} = Energia superficial sólido/substrato [J/m^2];
- θ = Ângulo de molhamento que traduz a afinidade físico/química entre embrião e substrato [$^\circ$].

Adotando um procedimento semelhante ao utilizado no tratamento da nucleação homogênea, é determinada a variação total da energia livre, Δ_{GT} , através de:

$$\Delta_{GT} = G_{SUP} + G_{VOL} \quad (2.14)$$

Onde:

$$G_{SUP} = A_{SL} \cdot \sigma_{ST} + A_{ST} \cdot (\sigma_{ST} - \sigma_L) \quad (2.15)$$

$$G_{VOL} = \Delta G_{SL} \cdot V_{Calota} \quad (2.16)$$

$$G_{VOL} = \left(\rho \cdot L \cdot \frac{\Delta TR}{T_f} \right) \cdot V_{calota} \quad (2.17)$$

Resultando em:

$$\Delta G_T = A_{SL} \cdot \sigma_{ST} + A_{ST} \cdot (\sigma_{ST} - \sigma_L) + \Delta G_{SL} \cdot V_{Calota} \quad (2.18)$$

Onde:

- A_{SL} = Superfície sólido/liquido = $2 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot (1 - \cos \Theta)$ [m²];
- A_{SL} = Superfície sólido/substrato = $\pi \cdot r^2 \cdot (1 - \cos^2 \Theta)$ [m²];
- V_{Calota} = Volume da calota esférica = $\frac{1}{3} \pi \cdot r^3 (2 - 3 \cos \Theta + \cos^3 \Theta)$ [m³];
- ΔG_{SL} = Variação da energia livre por unidade de volume = $\rho \cdot L \cdot \frac{\Delta T_R}{T_f}$ [J/m³].

Inserindo essas relações acima na Equação (2.18) e derivando ΔG_T em relação ao raio, chega-se a uma expressão para o raio crítico do núcleo sólido idêntica à obtida para o caso de nucleação homogênea, ou seja:

$$r_c = \frac{2 \cdot \sigma_{SL} \cdot T_f}{L \cdot \Delta T_R} \quad (2.19)$$

Substituindo-se esse valor na Equação (2.18), tem-se a variação crítica da energia livre, ΔG_c , para a nucleação heterogênea, ou seja:

$$\Delta G_c = \frac{16 \cdot \pi \cdot \sigma_{SL} \cdot T_f^2}{3 \cdot (\rho \cdot L \cdot \Delta T_R)^2} \left(\frac{1}{4} \cdot [2 - 3 \cos \Theta + \cos^3 \Theta] \right) \quad (2.20)$$

2.2 Macroestrutura

A formação da macroestrutura tanto nos metais puros, quanto nas ligas metálicas, é semelhante do ponto de vista macroscópico e no que diz respeito à disposição das estruturas. Essa macroestrutura pode se apresentar em três diferentes morfologias: coquilhada, colunar e equiaxial (OSORIO, 2004).

Entende-se que as variáveis de solidificação e as estruturas resultantes são relações existentes para o desenvolvimento de produtos fundidos com qualidade otimizada. A troca de calor, fluxo do metal líquido e transporte de soluto, influencia no

desenvolvimento das macroestruturas na hora da solidificação das ligas (CANTÉ, 2009).

Quando o metal se encontra no estado físico de agregação líquido, dependendo da temperatura, não existe uma estrutura amorfa, ou seja, uma ordenação atômica regular, uma vez que, os átomos têm um alto nível de energia. Essa energia encontra-se relacionada a movimentação atômica e a distância Interatômica. No momento que tem uma dissipação natural em função da geometria e constituinte do recipiente que se encontra o metal líquido, descende-se o processo de solidificação que irá arranjar os átomos com uma determinação simetria espacial e regular (PEIXOTO, 2009; CANTÉ, 2009).

Já o processo de nucleação e crescimento dos núcleos formados pelo mecanismo de adição de átomos, originando os grãos cristalinos, isso caracteriza a evolução da solidificação. Essa nucleação só acontece quando a energia cinética de vários átomos do metal líquido chega a um valor baixo, permitindo que eles ocupem posições de equilíbrio na rede cristalina. Logo após, o núcleo continua crescendo à medida que a retirada de calor evolui, desde que a variação total de energia livre de condições para a continuidade do crescimento, são contrário o embrião sólido votará a dissolver no líquido (PEIXOTO, 2009).

Sabendo que a solidificação é dividida em macroestrutura e microestruturas, onde as macroestruturas, as formações morfologias estruturas podem ser vista a olho nu, já as microestruturas são observadas com o auxílio da microscopia óptica (PEIXOTO, 2009).

A partir das condições termodinâmicas a solidificação se processa dando origem a núcleos, que vão crescendo e formando grãos cristalinos, que definirão a macroestrutura da peça. Onde a macroestrutura de um metal solidificado será caracterizada pelos seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientações, forma e distribuição (PEIXOTO, 2009).

2.2.1 Zona Coquilhada

Os grãos coquilhados são constituídos junto as paredes do molde, é o primeiro contato do metal líquido com o molde frio durante o vazamento. As altas taxas de resfriamento obtidas irão provocar uma rápida diminuição local de temperaturas, o que favorece uma nucleação intensa de grãos. O decréscimo da temperatura ocasiona um superresfriamento térmico e com isso os primeiros grãos cristalinos começam a se desenvolver pequenos e quase sempre uniformes, constituindo uma fina camada junto as paredes do molde. (CANTÉ, 2009; PEIXOTO, 2009). O tamanho dessa zona depende de uma série de fatores dentre os quais podem-se citar as propriedades termofísicas do material do molde, e o coeficiente de transferência de calor metal/molde, e temperatura de vazamento do metal líquido. Existe alguns mecanismos apresentados pela literatura para explicar a formação da zona coquilhada, como:

Bower e Flemings (Multiplicação Cristalina/1967) afirmam que a formação da referida zona se deve a separação de ramos dendríticos dos cristais, provocada pela presença de convecção no líquido. De acordo com os mesmos na ausência de convecção no líquido não ocorre a formação da zona coquilhada (GOMES, 2015).

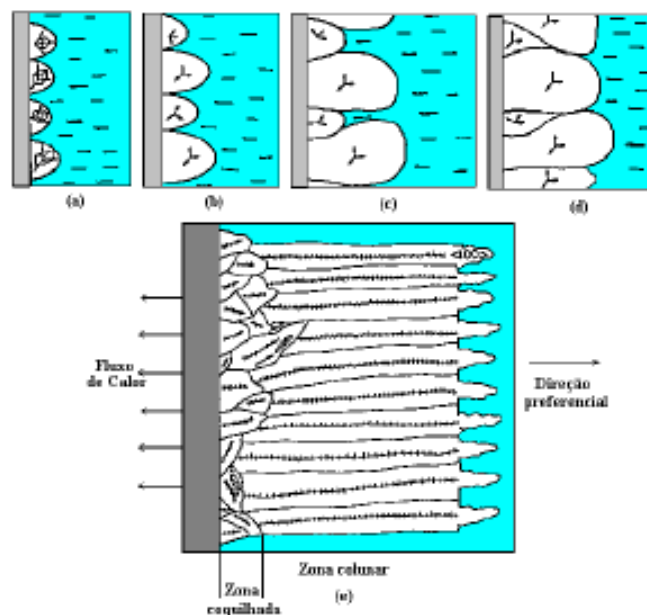
Já Biloni e Morando (1968) verificam que tanto a nucleação copiosa como a multiplicação cristalina são mecanismos responsáveis pela formação da zona coquilhada e que a participação de cada um dos mesmos depende das condições de extração de calor pelo molde, ou seja, em sistemas de alta extração de calor predomina o mecanismo da nucleação copiosa, enquanto que com a diminuição da taxa de extração de calor o mecanismo da multiplicação cristalina passa a ser o mais importante (GOMES, 2015).

Para Ohno (Estricção/1970) a zona coquilhada é formada devido a precipitação de grãos nucleados de pequenas dimensões sobre as paredes do molde em regiões mais drasticamente resfriadas, como o topo do lingote, para a região de líquido adjacente a essas paredes. Afirma, ainda, que a separação dos cristais das paredes do molde ocorre devido as flutuações térmicas ou turbulentas no líquido. Para que isto aconteça é necessário que exista soluto no líquido provocando a estricção dos cristais que surgem nas paredes do molde (GOMES, 2015).

2.2.2 Zona Colunar

Após a formação da região coquilhada. Inicia-se a construção da zona colunar, onde os grãos estão crescendo a partir das paredes do molde em direção a massa de metal líquido. Esses grãos são formados a partir dos núcleos oriundos do rápido resfriamento do líquido nos instantes iniciais da solidificação, e que apresentam direção cristalográfica favorável ao crescimento na direção da extração do calor, ou seja, o metal líquido, no centro da lingoteira, encontra-se em temperaturas acima da temperatura de transformação, evitando a formação de grãos nessa região nos instantes iniciais. Os grãos assim formados são alongados e de dimensões bem maiores que os grãos da zona coquilhada, apresentando ainda direções cristalográficas fortemente orientadas (GARCIA, 2001; CANTÉ, 2009; PEIXOTO, 2009). Como ilustrado na Figura 2.7.

Figura 2.7 - Representação esquemática do crescimento para a formação da zona coquilhada

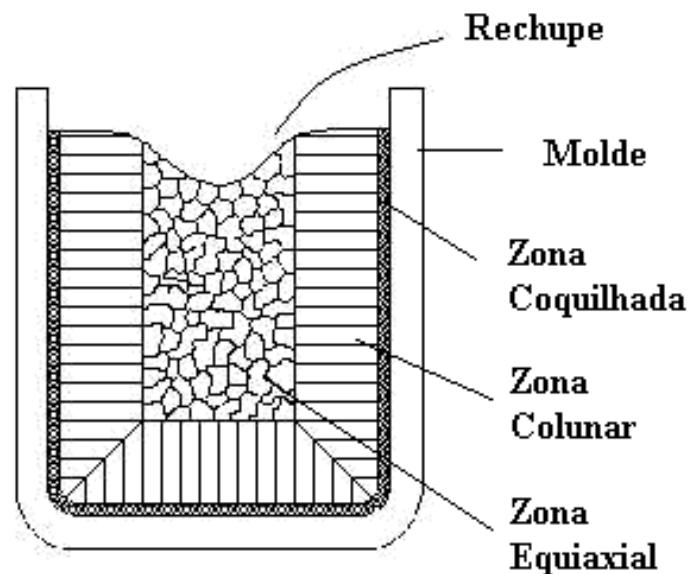


GOMES (2015).

2.2.3 Zona Equiaxial

A terceira zona macroestrutura é constituída por uma região central de grãos cristalinos sem orientação preferenciais, denominados equiaxiais, e de dimensões relativamente grandes quando comparados com os grãos da zona coquilhada. Diferente do crescimento da zona colunar, a zona equiaxial central é caracterizada por grãos que crescem com direções cristalográficas aleatórias (PEIXOTO, 2009; CANTÉ, 2009; GARCIA, 2001). Como representado na Figura 2.8.

Figura 2.8 - Representação esquemática da zona coquilhada, colunar e equiaxial



GARCIA (2001); OSÓRIO (2004)

Obviamente que a escolha do tipo de macroestrutura desejada dependerá fortemente das condições de projetos, da análise e conhecimento dos esforços mecânicos atuantes e principalmente da análise custo/benefício para obtenção da estrutura. Na grande maioria das situações práticas é desejável que a estrutura bruta de solidificação se apresente na forma de grãos equiaxiais, já que esse tipo de

estrutura se caracteriza pela isotropia de suas propriedades mecânicas (OSÓRIO, 2004).

Para desenvolver estruturas completamente equiaxiais é preciso impedir o crescimento colunar, através de dois procedimentos principais:

- Controle da nucleação através das condições de solidificação ou adição de agentes inoculantes;
- Utilização de métodos físicos para produzir movimento forçado no metal líquido podendo ser uma agitação mecânica ou indução eletromagnética.

2.3 Microestruturas

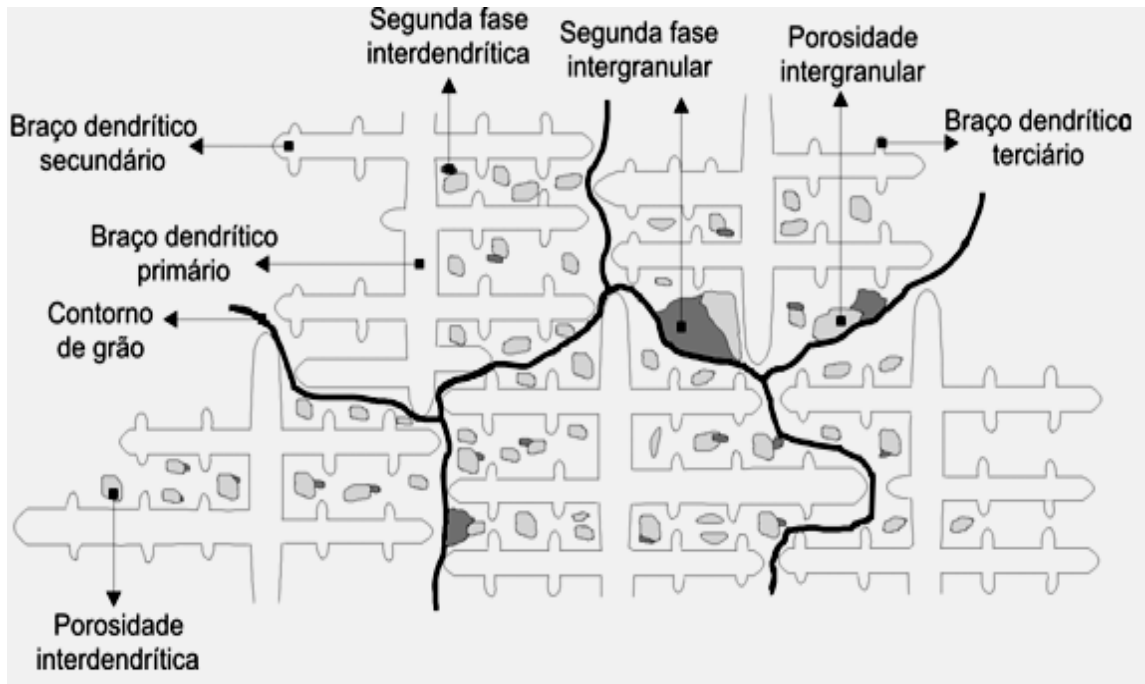
A microestrutura de uma liga fundida exerce elevada influência nas propriedades mecânicas futuras dos produtos resultantes e é por este forte caráter aplicativo que vários pesquisadores no mundo da engenharia e tecnologia dos materiais procuram desenvolver metodologias e modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura destes novos produtos. (REIS, 2009)

O crescimento dendritico é a forma mais comum encontrada de formação microestrutural em materiais fundido, e o grau de refinamento das dendritas influenciam diretamente as propriedades mecânicas, na resistência a corrosão e nos tratamentos térmicos posteriores dos produtos fundidos. Essa diferença da concentração do centro das dendritas para a região interdendritica é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida. Esta característica tem efeito direto nos tempos de homogeneização e determina as propriedades mecânicas e de corrosão e o seu desempenho em serviço. Para o caso de ligas metálicas, que apresentam uma estrutura dendritica, as propriedades dos produtos fundidos dependem dos espaçamentos primários e secundários (QUARESMA, 2000; REIS 2009).

No interior de cada grão existe uma rede de ramificações dendriticas, caracterizadas por espaçamentos interdendriticos primários, secundários e terciários. Caracterizada por baixas concentrações de soluto nas ramificações propriamente ditas, e ricas em soluto redistribuído nos interstícios das ramificações. As dendritas

são um tipo de estrutura que se forma na solidificação com a aparência de galhos e suas ramificações (REIS, 2009). Como mostrado na Figura 2.9.

Figura 2.9 - Representação esquemática da estrutura bruta de solidificação



GARCIA (2005)

Se existir a presença de gases dissolvidos no metal líquido, as regiões interdendríticas são particularmente adequadas ao aprisionamento de bolhas, principalmente por causa da contração que ocorre por conta da solidificação de líquido contido entre os braços dendríticos. É evidente que a interface externa dessa rede dendrítica, formada pelo contorno de grão, também constitui regiões preferenciais para ocorrência de porosidade de precipitação de segunda fases ou eutético. (LIMA, 2014)

A importância do estudo mais aprofundado da microestrutura das ligas fundidas se dá pelo fato desta exercer elevada influência nas propriedades futuras dos produtos fundidos. Sabe-se que os espaçamentos interdendríticos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição uniforme da segregação microscópica pertinente entre as ramificações celulares ou dendríticas (REIS, 2009)

Para a previsão microestrutural existem vários modelos na literatura para diferentes ligas. Existem modelos empíricos, específicos para determinadas ligas, fundamentados exclusivamente em resultados experimentais, e os teóricos, baseados nos parâmetros térmicos e em relações geométricas. A grande vantagem dos modelos teóricos sobre os empíricos na previsão microestrutural é a possibilidade de ser empregados para o estudo de várias ligas em diferentes condições térmicas, sem a necessidade da realização de experimentos. Entretanto, a dificuldade de se encontrar dados de propriedades termofísicas precisas para a grande maioria das ligas dificulta a utilização destes modelos. Às vezes, pequenas variações em certas propriedades

Em estruturas brutas de solidificação, estabelecer correlações entre estrutura e as propriedades decorrentes é uma tarefa complexa e que se inicia pela análise dos diferentes aspectos estruturais. As características mecânicas dos produtos solidificados dependem do arranjo macroestrutural, conforme já mencionado, mas principalmente do tamanho de grão, de espaçamentos dendríticos, lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, da forma e distribuição das inclusões, de porosidade, etc. (ROCHA, 2002)

Os materiais de um soluto de modo geral contem em sua composição química elementos ou impurezas que, ao longo da solidificação são redistribuídos internamente a partir da superfície de resfriamento. A termodinâmica do processo irá impor uma rejeição de soluto ou de solvente que dependerá da posição relativa da liga no respectivo diagrama de fases, e que terá como consequência um movimento de espécies associado a transferência de calor que acompanha a transformação líquido/sólido (GOULART, 2010).

A redistribuição de soluto ocorre a partir de uma fronteira de solidificação que pode ser considerada macroscopicamente plana quando se trata de ligas diluídas ou de um material com pequeno grau de impurezas, ou constituída por uma região confinada entre as isothermas *solidus* e *liquidus* quando se tratar da solidificação de ligas mais concentradas. Em ambos os casos, a forma através da qual os solutos e/ou impurezas são distribuídas é fundamental para as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação (GARCIA, 2001; ROSA, 2004).

A variação de composição química que ocorre dentro dos limites dos contornos de grão, ou seja, entre ramificações celulares ou dendríticas é conhecida como

microsegregação. Entre os fatores que mais contribuem para a dificuldade de quantificação da microsegregação, pode-se citar: o modo de solidificação colunar ou equiaxial, a complexidade da morfologia das ramificações dendríticas, o efeito de diferentes solutos, o engrossamento e refusão de ramos dendríticos, o movimento de soluto no líquido e de retorno no sólido e a dependência de difusão com a concentração e a temperatura (ROSA, 2004; CANTÉ, 2009).

Os espaçamentos dendríticos diminuem com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento. Dessa forma, sistemas de solidificação que favoreçam essas condições contribuem na obtenção de produtos de melhor resistência mecânica. Há um consenso na literatura quanto a influência do teor de soluto nos espaçamentos dendríticos secundários, indicando uma diminuição desse parâmetro estrutural com o aumento do conteúdo de soluto. Entretanto, existem controvérsias a respeito do efeito do teor de soluto nos espaçamentos dendríticos primários. As pesquisas desenvolvidas para regime estacionário, muitas delas para materiais orgânicos, afirmam que os espaçamentos dendríticos primários aumentam quando o teor de soluto é aumentado (ROSA, 2004; CANTÉ, 2009).

2.4 Ligas a Base de Zinco

Em geral, as ligas de Zinco possuem baixo ponto de fusão e requerem relativamente baixa quantidade de calor para sua fusão, não sendo necessário fluxo de gás ou atmosfera protetora. Estas ligas, também, não são poluidoras, questão que atualmente é tida como de importância fundamental para a proteção do meio ambiente. As peças fundidas com ligas Zn-Al tem uma resistência a corrosão muito boa em ambientes moderados e severos, sendo que a microestrutura da liga pode afetar de forma significativa essa propriedade (OSÓRIO, 2004; REIS, 2009).

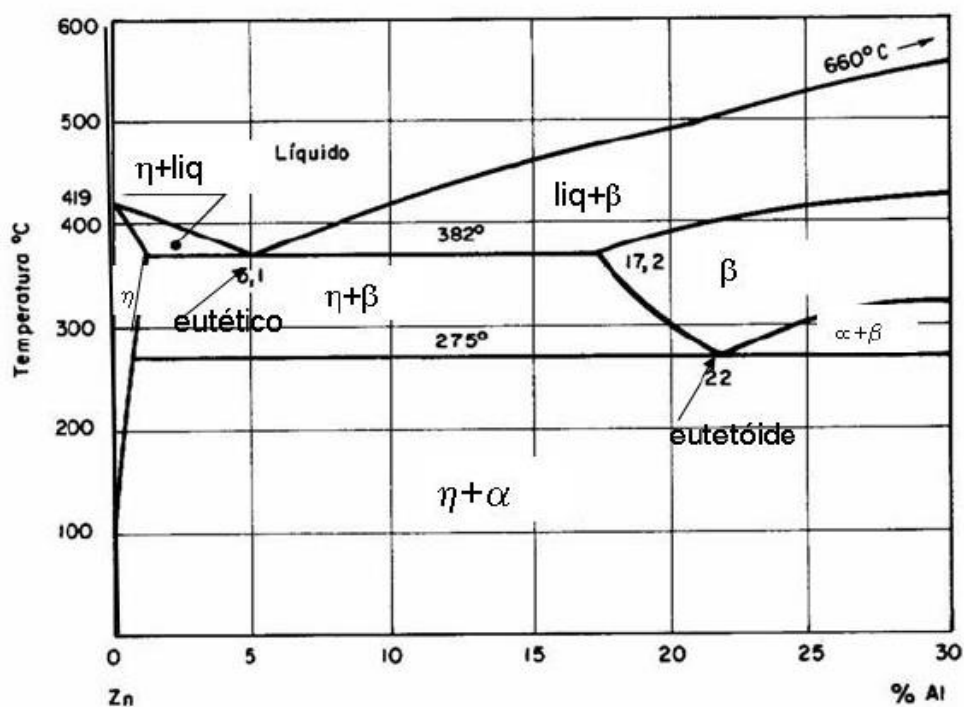
A liga de Zinco-Alumínio ZA-8 é usada frequentemente para fundição em moldes permanentes (de aço), mas a mesma pode ser utilizada em molde de grafite. Pode ser utilizada em molde de areia verde, porém isto não é frequentemente encontrado. Apresenta qualidade de revestimento excelente, possuindo também reprodutibilidade de detalhes superficiais melhor de todas as ligas ZA. Ela possui alta resistência a fadiga e a tração, é também mais estável dimensionamento e tem

densidade mais baixa. Apresenta excelente acabamento superficial e, portanto, excelente aparência (REIS, 2009).

2.4.1 Microestruturas das Ligas a Base de Zinco

As principais ligas de zinco possuem teores de alumínio em sua composição química que variam entre 3,5 a 2,8 %, sendo que as principais transformações físico-químicas podem ser descritas pelo Diagrama de Equilíbrio Zn-Al, mostrado na Figura 2.10.

Figura 2.10 - Diagrama de equilíbrio Zinco-Alumínio



VOTORANTIM (2003).

De acordo com o diagrama acima as ligas ZA-8, ZA-12 e ZA-27 são classificados como ligas hipereutéticas.

2.4.2 Influência dos Elementos que Compõe as Ligas a Base de Zinco

As propriedades das ligas a base de zinco são bastante sensíveis a variações na sua composição química ao nível de impurezas presentes. A composição química deve ser rigorosamente controlada para evitar a corrosão intergranular, variações dimensionais e perdas nas propriedades mecânicas (CASOLCO, 2003; CHEN, 2003; El-Kair, 2003; PRASAD, 2003).

O efeito do alumínio na liga tem como objetivo aumentar a resistência mecânica, dureza da liga, melhora a fluidez e age como um refinador de grãos. O controle do teor de alumínio é importante podendo levar a alguns problemas como por exemplo:

- Se o teor do alumínio for superior a 4,3, a liga aproxima-se do ponto eutético (a 5% de alumínio), reduzindo sua resistência ao choque mecânico. Nessas condições a liga é frágil, podendo fissurar facilmente;
- Se o teor de alumínio foi inferior a 3,5%, a liga perde resistência e dureza, decrescendo também sua fundibilidade (necessidade de aumento da temperatura para manter a mesma fluidez e consequentemente aumenta a tendência de ataque ao molde), o que torna difícil a obtenção de peças de formato complexo e de paredes finas, além de provocar fragilidade a quente e menor estabilidade dimensional (REIS, 2009).

O efeito da adição de diferentes teores de alumínio na microestrutura, resistência a tração e resistência ao desgaste das ligas de Zinco contendo 8, 12 e 27% em peso de Alumínio foi estudado por Al-Khair e colaboradores. Esses autores observaram um aumento na dureza e na resistência, mas em compensação uma redução na ductilidade com o aumento do teor de alumínio presente.

O aumento na resistência foi atribuído a diferenças na microestrutura promovida pelos diferentes teores de alumínio presentes. Por exemplo, a liga com 8% de alumínio apresenta uma microestrutura constituída de dendritas grosseiras ricas em Zn e colônias das fases eutetóides, enquanto que a liga com 12 % de alumínio apresenta dendritas mais finas ricas em Zn e uma quantidade maior de colônias das

fases eutetoides. Já a liga com 27% de alumínio apresenta dendritas ricas em (alfa) alumínio circundadas por colônias das fases eutetoides (REIS, 2009).

2.4.3 Efeitos das impurezas nas Ligas a Base de Zinco

As impurezas, Chumbo, Cadmio, Estanho e Ferro estão invariavelmente associado ao minério de Zinco e, dessa forma permanece em certa quantidade no metal zinco. Entretanto, desde que mantidas dentro dos limites especificados, é possível obter um metal de alta qualidade, adequado à fabricação de ligas por fundição sob pressão. Essas impurezas são metais de alta densidade e baixo ponto de fusão. Praticamente não formam solução sólida com o Zinco, criando, porém eutetico com o Zinco de muito baixo ponto de fusão (CHEN, 2003; REIS, 2009).

Portanto, se as impurezas Chumbo, Cadmio e Estanho estiverem presentes na liga, serão as últimas a se solidificarem, segregando-se nos contornos dos grãos. Essa rede de metais, relativamente mais nobres que o Zinco, ao longo dos contornos dos grãos de Zinco (que contem também Alumínio ligado) são eletroquimicamente ativo e tendo o Zinco (fases) potencial diferente e estando adjacente ao contorno do grão, reage, dando origem à corrosão intergranular. A corrosão intergranular, nesse caso, inicia-se na superfície da peça fundida, penetrando, com o decorrer do tempo, cada vez mais profundamente e seguindo os contornos dos grãos, até que toda a peça seja corroída (RICK, 2006).

O Chumbo aparece na região interdendrítica na forma de pequenas bolinhas esféricas. Devido à baixa dureza as estas bolinhas podem ser facilmente removidas durante o polimento do material para a realização da micrografia, deixando pequenos buracos na microestrutura do material (CHEN, 2003; REIS, 2009).

Outros metais provocam efeito semelhante, tais como o Índio, Tálho, Bismuto e outros. Mas usualmente não estão presentes como impurezas. O Chumbo, o Estanho e particularmente o Cadmio, acima dos teores especificados, provocam fragilidade a quente na peça fundida.

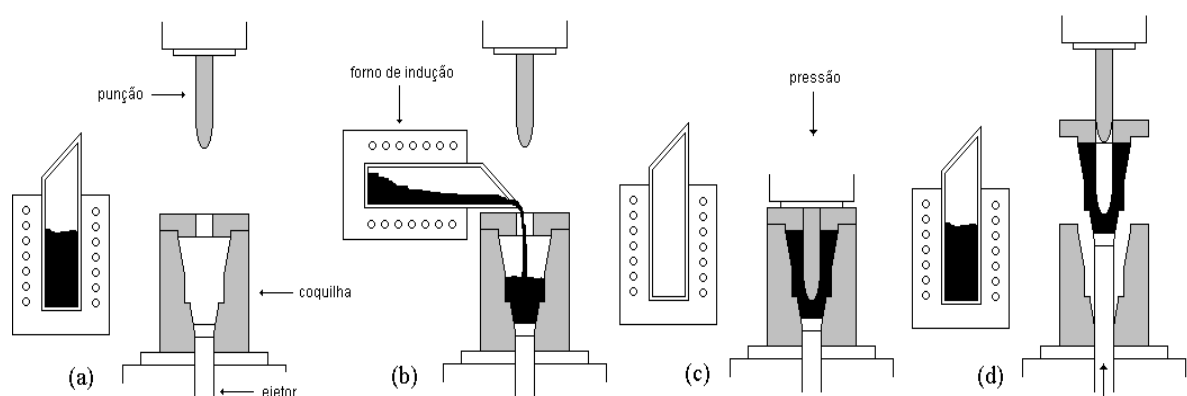
O Ferro é um elemento indesejável nas ligas de Zinco para fundição sob pressão, porém pequenos teores (de até 0,1%) tem pouca influência nas propriedades mecânicas e nas características de envelhecimento. Com um teor de ferro mais elevado, os compostos intermediários Ferro-alumínio (FeAl_3 e FeAl_5) se formam e se não retirados na escorificação do banho no cadinho, segregam na peça fundida e criam os chamados ponto duros, causadores de dificuldade na usinagem (RICK, 2006).

A contaminação durante a fusão pelos fornos que utilizados para fundir outros materiais, como Cobre e Alumínio, deve ser observada e controlada com as ligas de Zinco. Como comentado anteriormente, a máxima quantidade a ser refundida em uma carga no forno não deve exceder 40% da mesma, para assim garantir as propriedades das ligas (REIS, 2009).

2.5 O Processo Squeeze Casting

No processo squeeze casting o metal, após fusão e vazamento, solidifica sob pressão dentro de um molde permanente posicionando entre as placas de uma prensa hidráulica (HU, 1998). O processo é mostrado esquematicamente abaixo, na Figura 2.11.

Figura 2.11 - Esquema do processo squeeze casting



LIMA (2014).

- a) Fusão do metal, pré-aquecimento e lubrificação: Uma coquilha ou molde de aço apropriada é instalada sobre a base de uma prensa hidráulica. o conjunto pré-aquecido até a temperatura de trabalho desejada. Durante o pré-aquecimento a coquilha é revestida com material refratário ou grafite para facilitar a desmoldagem;
- b) Vazamento na coquilha: uma quantidade exata de metal fundido é vazada do molde. Após vazamento, o punção é baixado entrando em contato com o metal líquido;
- c) Solidificação do metal sob pressão: a pressão é aplicada sob o metal fundido e é mantida até que todo o metal esteja solidificado;
- d)) Ejeção da peça, limpeza da coquilha e recarga: o punção retorna para sua posição original e a peça fundida é ejetada.

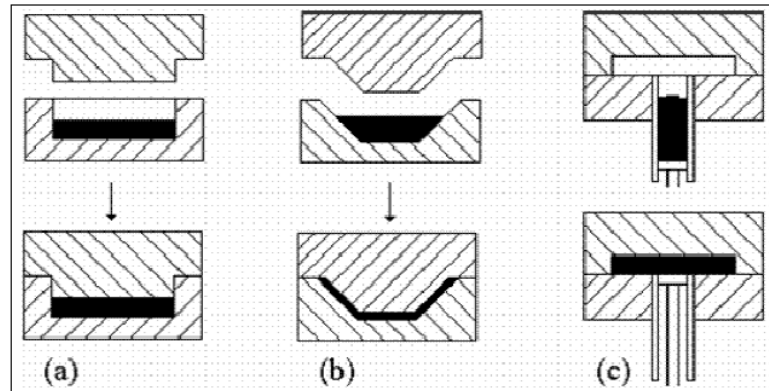
Existem dois tipos de squeeze casting: prensagem direta e indireta. A técnica de prensagem direta é caracterizada pela imposição da pressão diretamente sobre a superfície total da peça, como mostrado na figura abaixo. Com esta técnica se obtém máxima densidade e a transferência de calor é extremamente rápida resultando em um material de granulação fina e com excelentes propriedades mecânicas (HU, 1998).

Com a coquilha cheia a pressão é exercida apenas sobre o metal que ainda está no recipiente sendo transmitida para a peça indiretamente pelo canal. Com esta técnica é difícil manter a peça sobre alta pressão durante todo o tempo de solidificação, ou seja, é difícil trabalhar com ligas possuindo grande intervalo de solidificação.

Embora a técnica direta seja muito melhor que a indireta do ponto de vista da qualidade da peça, a técnica indireta é muito mais utilizada industrialmente porque, neste caso, um sistema de vazamento preciso não é necessário em contraste com a técnica direta onde se deve vazar a exata quantidade de metal da peça o que é, sem dúvida, difícil de controlar.

Alternativamente, levando-se em consideração a forma da peça, a prensagem também pode ser classificada como direta, com extrusão e indireta (LIMA, 2014; SILVA, 2014).

Figura 2.12 - Classificação dos tipos de fundição sob pressão levando-se em conta a geometria da peça: (a) direta, (b) com extrusão e (c) indireta



FERREIRA (1999)

O processo squeeze casting tenta combinar as vantagens das tecnologias de fundição e forjamento: a pressão aplicada e o contato instantâneo do metal líquido com a superfície do molde gera uma condição de rápida transferência de calor e produz uma peça livre de poros e de granulação fina; esta peça tem propriedades mecânicas próximas daquelas de um produto forjado combinadas com as formas e baixo custo das peças fundidas (BRITO, 2012; SILVA, 2014).

A elevada pressão aplicada, em torno de 70 MPa, é suficiente para evitar a formação de porosidade; além disso, a tendência à formação de poros é limitada pelo uso de um superaquecimento mínimo, este último é possível porque na fundição sob pressão a fluidez do metal líquido, que requer altas temperaturas de vazamento, não é necessária para o preenchimento da coquilha o qual é obtido pela aplicação da pressão. Nas seções mais espessas da peça, onde existe maior probabilidade de aparecimento de porosidade, a pressão faz com que o metal líquido que se encontra nos pontos mais quentes seja deslocado para preencher os poros que estão se formando, impedindo com isso seu desenvolvimento (BRITO, 2012; FERREIRA, 1999; SILVA, 2014).

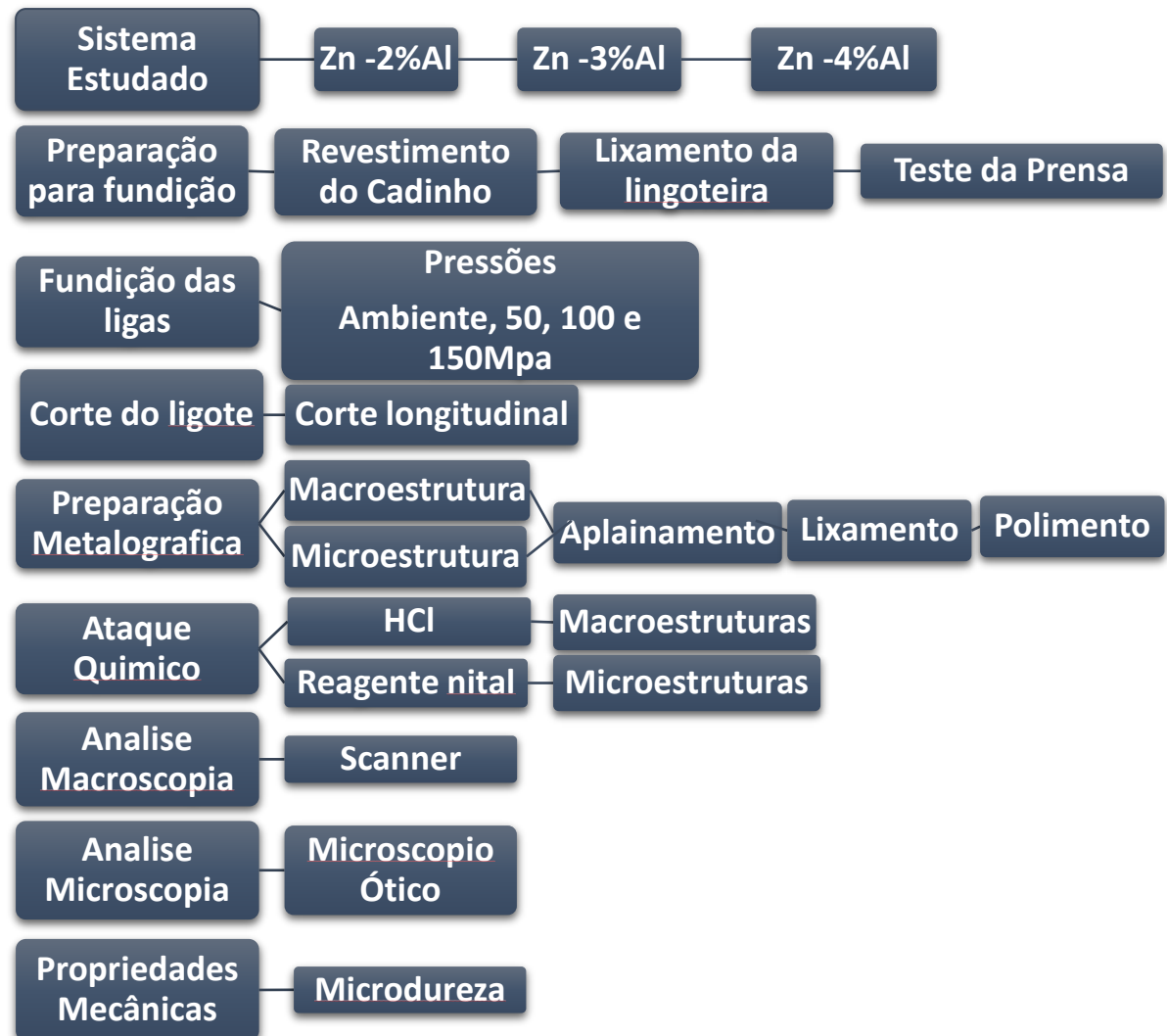
CAPITULO 3

3. MATERIAIS E METODOS

3.1 Considerações Iniciais

O presente trabalho tem como objetivo apresentar o estudo da solidificação de ligas metálicas, o procedimento utilizado assim como os materiais e equipamentos necessários a realização deste trabalho. A Figura 10 ilustra, esquematicamente, a descrição detalhada do procedimento experimental assumido neste trabalho, desenvolvido com base em diversas etapas específicas.

Figura 13.1 - Fluxograma dos procedimentos experimentais



LIMA (2017)

3.2 Obtenção das Ligas

Para a obtenção das ligas foram utilizados aproximadamente (10.5) kg de metais puros entre zinco e alumínio. As ligas foram elaboradas com proporções relativas das seguintes composições Zn-2%Al; Zn3%Al e Zn-4%Al (%em peso), obtendo doze lingotes para estudo.

Para os cortes dos metais puros foi utilizada uma serra de fita com capacidade de refrigeração e elevado acabamento superficial. Após os cortes, os metais foram pesados em uma balança eletrônica de precisão com capacidade máxima de 6,2 kg, necessária para o exato balanço de massas na elaboração de ligas (estequiometria). O cadinho de carbetto de silício, recebeu os metais já pesados e foi levado ao forno tipo mufla com temperatura máxima de trabalho 1300 °C, para a fundição e homogeneização da liga analisada. O cadinho de carbetto de silício foi revestido com uma camada protetora de (alumina) para evitar a contaminação das ligas e aumentar a durabilidade do cadinho. As Figuras 11(a), 11(b), 11(c) e 11 (d) apresentam os equipamentos e materiais utilizados nesta etapa de preparação da liga. Cita-se a temperatura de vazamento da liga com um superaquecimento de 20%, acima da temperatura de fusão das ligas, como mostra a Tabela 3.1 abaixo.

Tabela 3.1 - Temperatura de Fusão e Vazamento

	Ligas		
	Zn-2%Al	Zn-3%Aç	Zn-4%Al
Temperatura Liquidus T_L (°C)	452	399	388,5
Temperatura Vazamento T_V (°C)	542,4	480	466,2

Ferreira (2017)

Figura 3.1 - Serra de fita (a), balança de precisão (b), forno tipo mufla (c), cadinho da carbeto de silício (d)

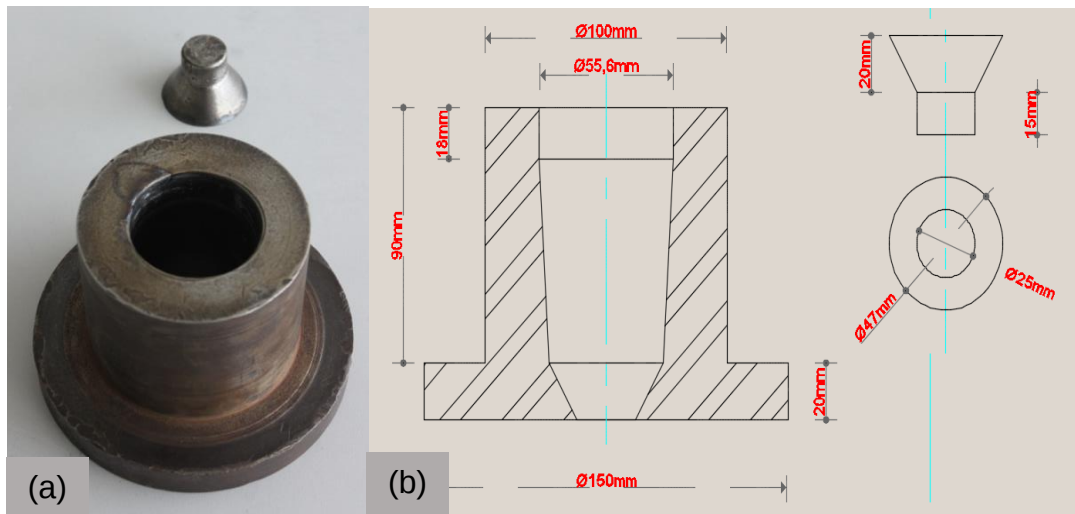


LIMA (2017).

3.4 Utensílios Operacionais

- Lingoteira de aço 1020 com as dimensões mostrado conforme a Figura 3.2;
- Prensa hidráulica com capacidade de 60 toneladas semiautomático da marca Hidraumax (Figura 3.3);
- Punção em aço inoxidável SAE 1045.

Figura 3.2 - Lingoteira (a) e as dimensões (b)



LIMA (2017)

Figura 3.3 - Prensa Hidráulica e o Punção



LIMA (2017)

3.5 Equipamentos Para as Análises Experimentais

- Microscópio ótico, marca OLYMPUS BX 51 com interface com um computador;
- Microdurometro, marca timegroup-mhv200 com um penetrador piramidal de diamante (vickers);
- Termopar tipo K, para o monitoramento da temperatura de vazamento.

3.6 O Procedimento Experimental

O experimento constitui na obtenção da liga, onde foram aquecidas durante 4 horas, em seguida foram retiradas as escorias do metal líquido, logo após a temperatura da liga foi monitorada através de um termopar tipo K (é um termopar de uso genérico. Tem um baixo custo e foi utilizado devido a sua faixa de utilização que cobre de -270 °C a 1200 °C) até atingir a temperatura de vazamento correspondente a 542,4 °C para liga de 2%, 480 °C para liga de 3% e 466,2 para a liga de 4%. Após atingir a temperatura de vazamento o metal líquido foi vazado no interior da lingoteira, posicionada sob a prensa hidráulica, e em seguida aplica-se a pressão durante o tempo de 5 segundos, tendo como as pressões utilizadas variando de ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa. Posteriormente é cessada a pressurização e retira-se o lingote já solidificado da lingoteira. Finalmente os lingotes foram preparados para a determinação da macroestruturas, microestruturas e propriedade mecânica (microdureza), a nomenclatura utilizada para a realização dos trabalhos experimental está disposta na Tabela 3.1, abaixo.

Tabela 3.2 - Classificação dos lingotes utilizados

LINGOTES	NOMENCLATURA	COMPOSIÇÃO	PRESSÃO (MPa)
1	A ₁	Zn2%Al	Amb
2	A ₂	Zn2%Al	50
3	A ₃	Zn2%Al	100
4	A ₄	Zn2%Al	150
5	B ₁	Zn3%Al	Amb
6	B ₂	Zn3%Al	50
7	B ₃	Zn3%Al	100
8	B ₄	Zn3%Al	150
9	C ₁	Zn4%Al	Amb
10	C ₂	Zn4%Al	50
11	C ₃	Zn4%Al	100
12	C ₄	Zn4%Al	150

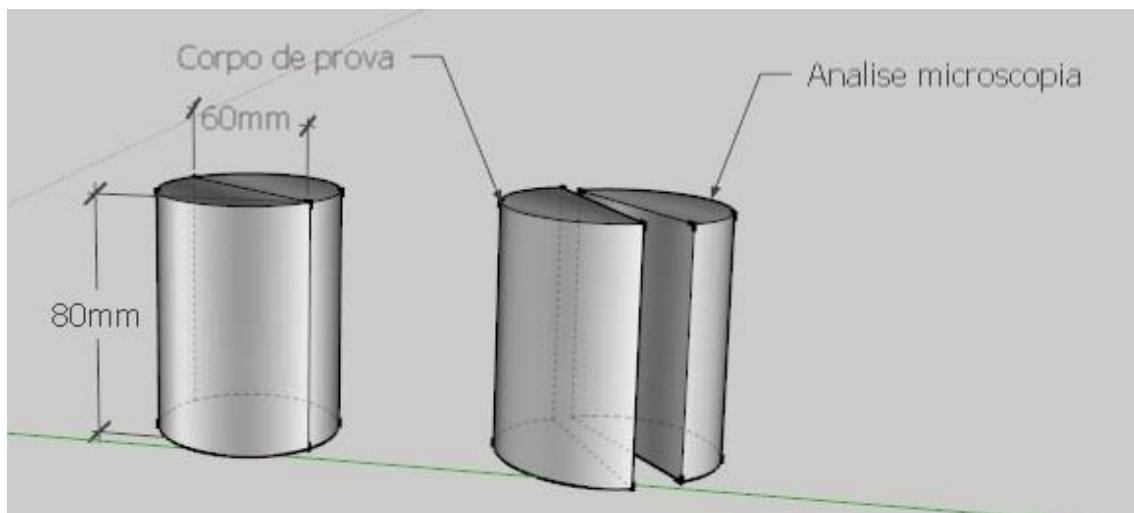
LIMA (2017)

3.7 Procedimentos Experimentais Para Caracterização Macro e Microestrutural e Microdureza Vickers.

A partir do lingote solidificado, a preparação para a caracterização macro e microestrutural dos corpos de prova foram realizadas submetendo-os às técnicas metalográficas apropriadas, e que são descritas na sequência:

1 - Os lingotes solidificados foram seccionados longitudinalmente conforme mostra a Figura 3.4, sendo que uma das metades foi utilizada para a análise da macroestrutura e a outra metade foi usado para a analise microestrutural.

Figura 3.4 - Ilustração do corpo de prova

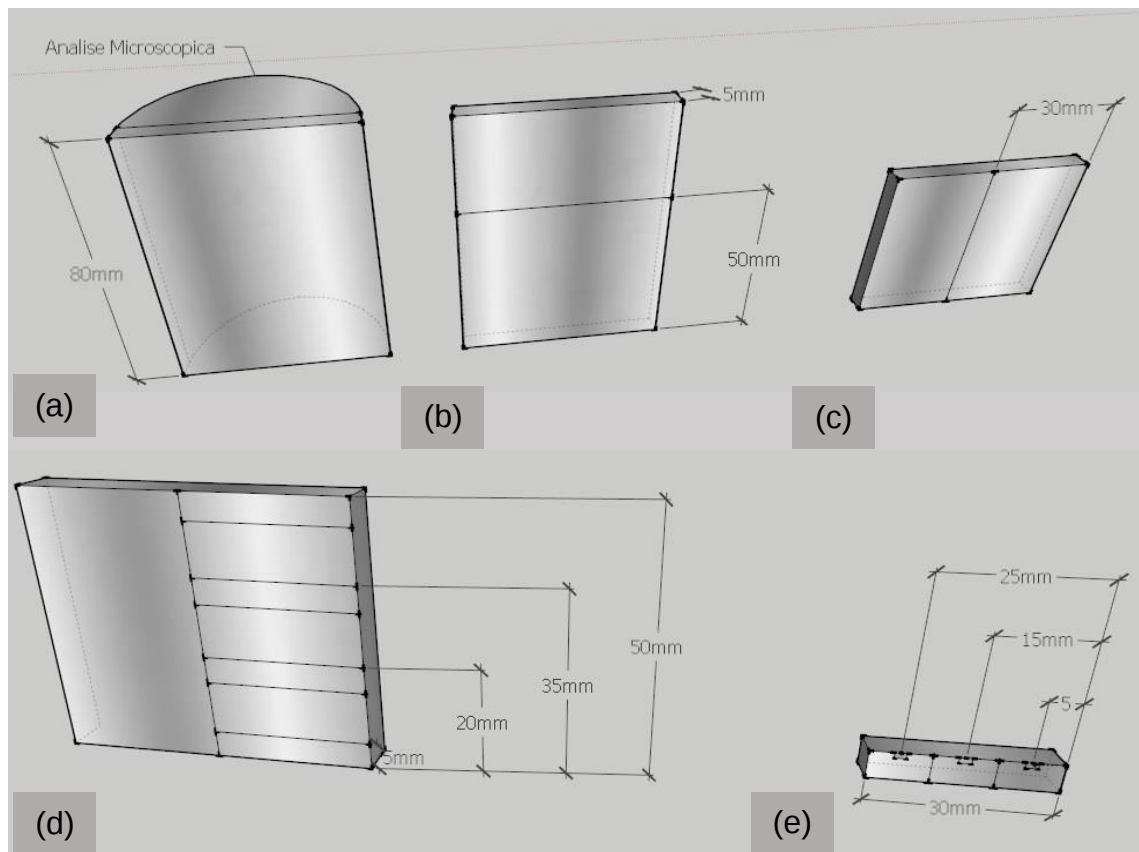


LIMA (2017)

2 - Depois de seccionados realizou-se um aplainamento da superfície devidamente refrigerada para evitar superaquecimento da peça e possíveis recristalização. Em seguida lixados com lixas de granulação 100, 180, 220, 320, 400 e 600 mesh, com angulação de 90° de uma lixa para outra. Para revelar a macroestrutura de solidificação utilizou-se o ataque com o reagente químico Ácido Clorídrico, para a visualização mais precisa os lingotes foram digitalizados.

3 - A figura 3.5 (a), (b), (c), (d) e (e) mostra o desenho esquemático de como foi feito o corte dos corpos-de-prova, evidenciando o local onde foram retiradas as amostras para análises da microestrutura e propriedade mecânica (microdureza). Em a) o lingote seccionado longitudinalmente. b) corte longitudinal de uma das metades de aproximadamente 5mm de espessura c) corte no centro da peça d) representa as regiões onde tirou-se os corpos-de-prova para os ensaios de microestrutura e microdureza. e) peças para o embutimento.

Figura 3.5 - Ilustração dos cortes dos lingotes para as análises



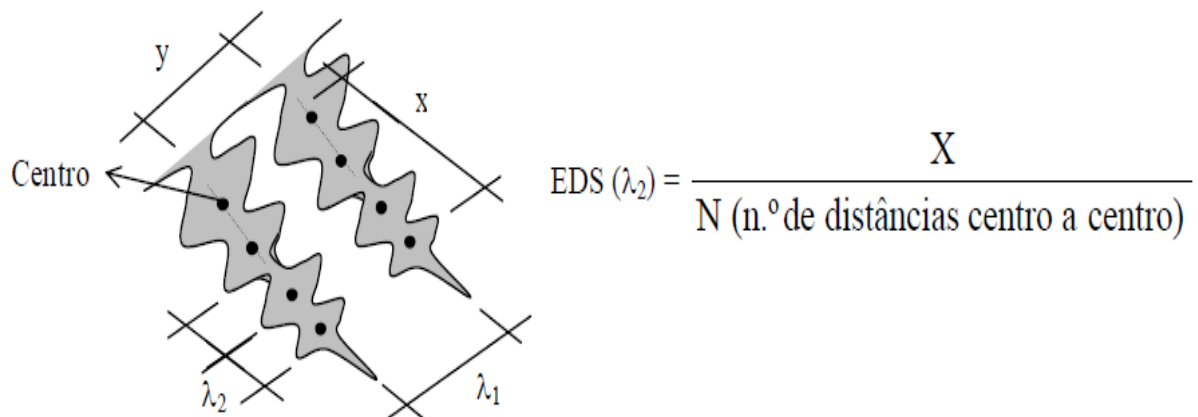
LIMA (2017).

Logo após o embutimento das peças, a microestrutura foi revelada através do lixamento usando as lixas d' água de granulometria 220, 320, 400, 600, 800 e 1000,

depois polidas com pasta de diamante de 3 μm , e em seguida foram atacadas durante 5 segundos com a solução Nital (85% ácido nítrico e 15% de água).

Em seguida as imagens foram capturadas e mediram-se os espaçamentos dendríticos Secundários através do Software AnalySIS imager para obter os valores dos espaçamentos dendríticos secundários. A Figura 15, ilustra a metodologia utilizada para a determinação dos espaçamentos dendríticos secundários.

Figura 3.6 - Ilustração esquemática das medidas dos espaçamentos dendríticos primários (EDP) e secundário (EDS).



SIQUEIRA (2003)

3.7.3 Propriedades Mecânicas

Para medição da microdureza, foram usadas as mesmas amostras utilizadas dos espaçamentos dendríticos secundários, porém para medição de microdureza foram realizados cinco indentações por região a partir da parede para o centro da peça, totalizando por peça quinze medidas de microdureza, e setecentos indentações. Nesse ensaio foi utilizado carga de 200 gf (grama força) num tempo de 15 segundos. O esquema da Figura 3.5e mostra como se executou o ensaio de microdureza.

CAPÍTULO 4

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

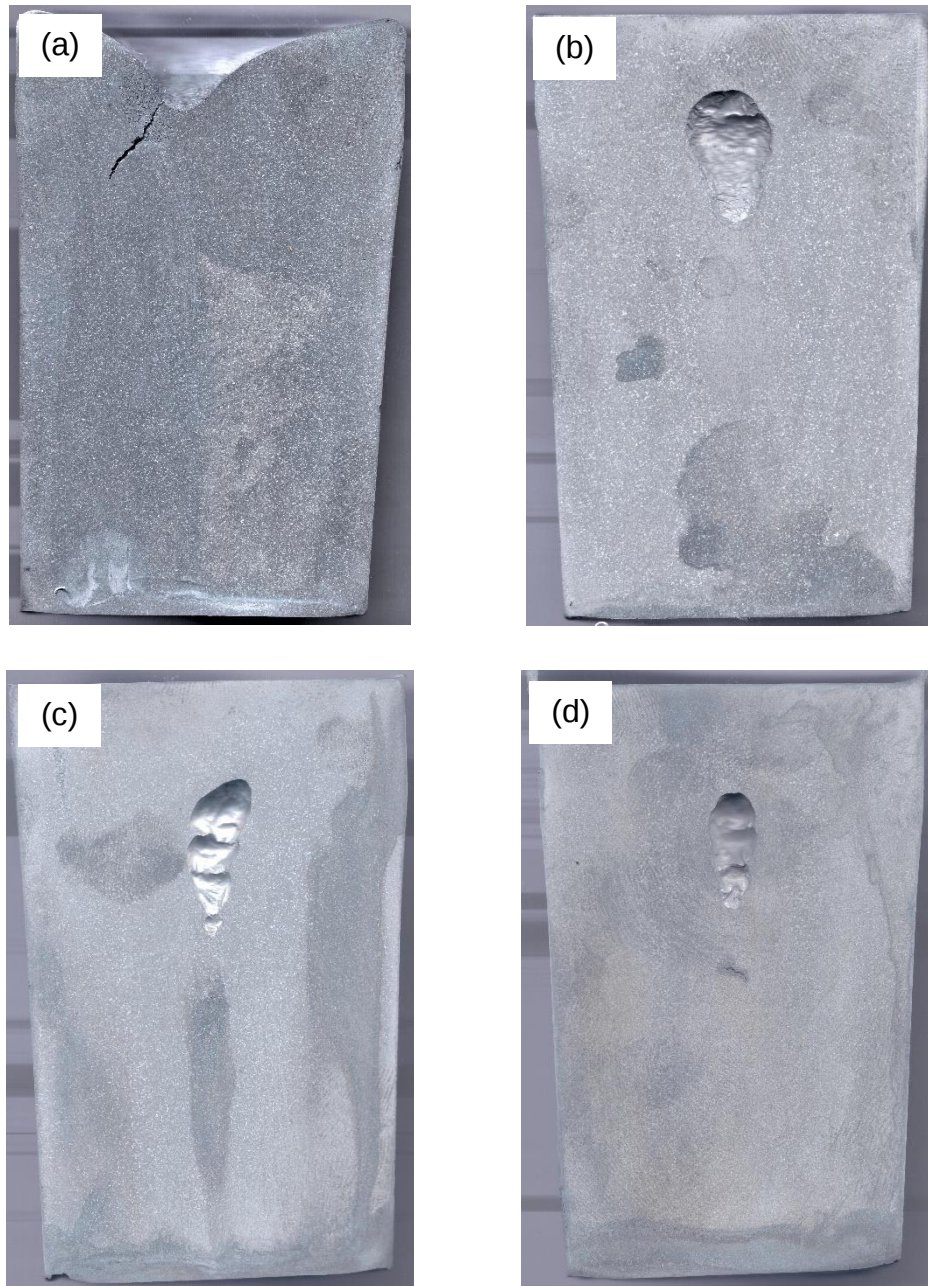
4.1 Considerações Iniciais

Neste capítulo são apresentadas as análises da macroestrutura e microestrutura e as propriedades mecânicas obtidas durante a solidificação de ligas Zn-Al durante o processo de Squeeze Casting.

4.2 Analise Macroestrutural

A Figura 4.1 (a), (b), (c) e (d), apresentam as macroestruturas para a liga Zn-2%Al, solidificadas, respectivamente, com pressões de Ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa. Podem observar de maneira geral que há uma predominância de grãos equiaxiais bastante refinado em todos os lingotes, verificamos também que a medida que se elevam os valores da pressão surge um defeito de fundição denominado de Shinkage, oriundo do processo de aprisionamento dos gases durante o processo squeeze casting.

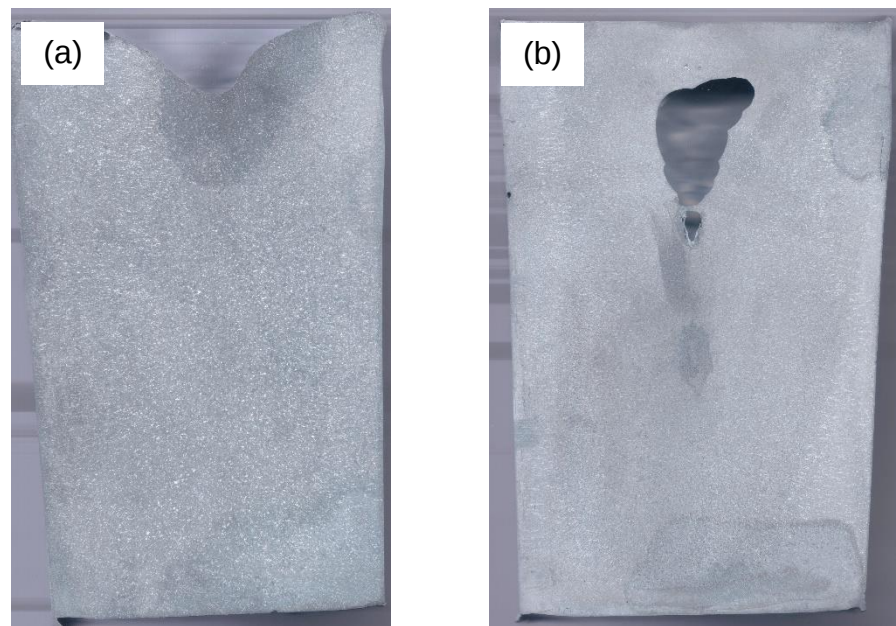
Figura 4.1 - Macroestrutura de solidificação da Liga Zn-2%Al (a) 0MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa

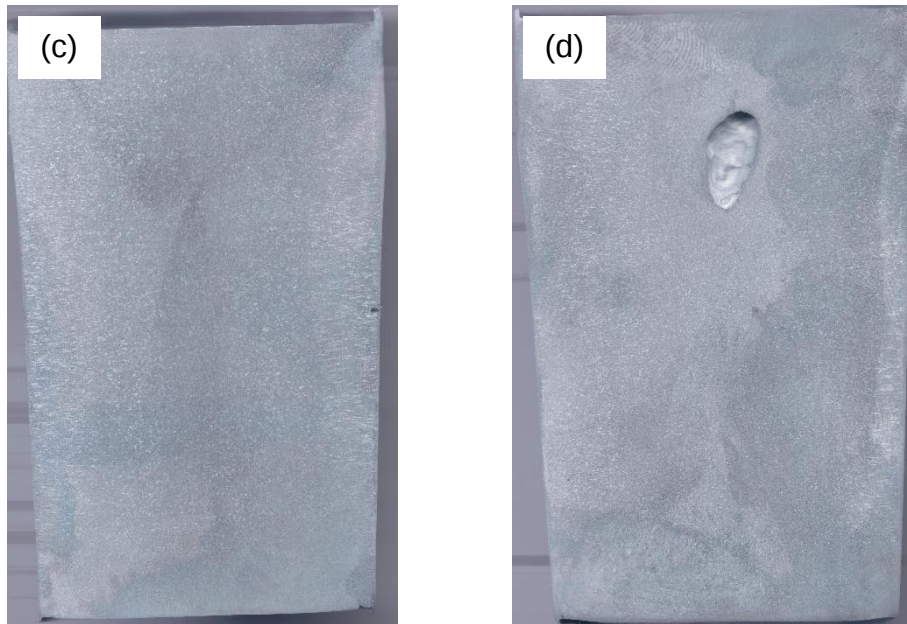


LIMA (2017)

Na Figura 4.2 (a), (b), (c) e (d) e Figura 4.3 (a), (b), (c) e (d) são mostradas os lingotes obtidos pelo processo squeeze casting para a liga Zn-3%Al e Zn-4%Al, solidificadas, respectivamente nas pressões Ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, assim como para a composição de Zn-2%Al, observamos de maneira geral que para ambas as ligas, ocorre um predomínio da zona equiaxial com grãos refinados ao longo de toda sua seção, porém o defeito de Shrinkage, desapareceu para a pressão de 100 MPa para a liga Zn-3%Al e pressão de 50 MPa para a liga Zn-4%Al.

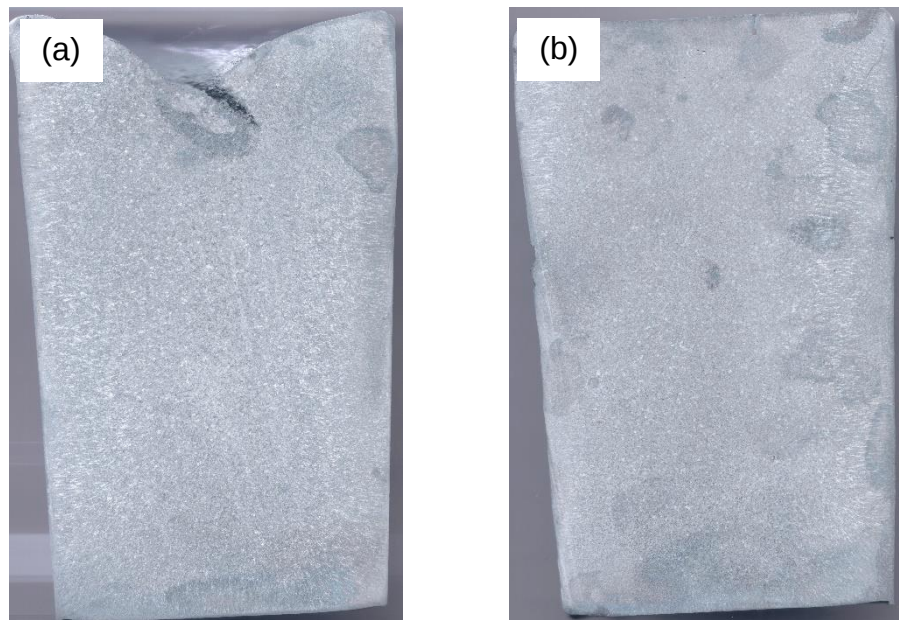
Figura 4.2 - Macroestrutura de solidificação das ligas Zn-3%Al (a) 0 MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa

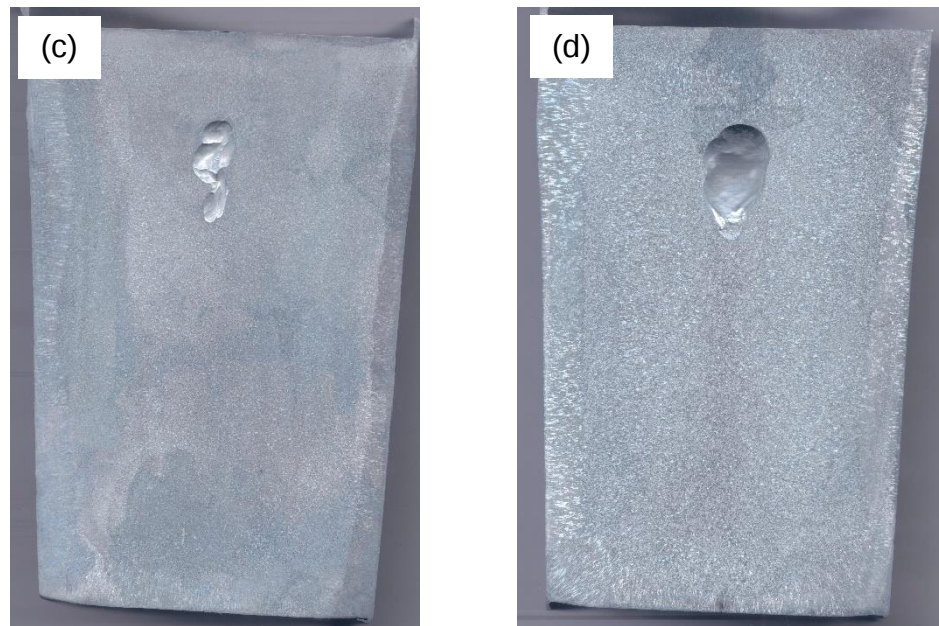




LIMA (2017)

Figura 4.3 - Macroestrutura de solidificação da liga Zn-4%Al (a) 0 MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa



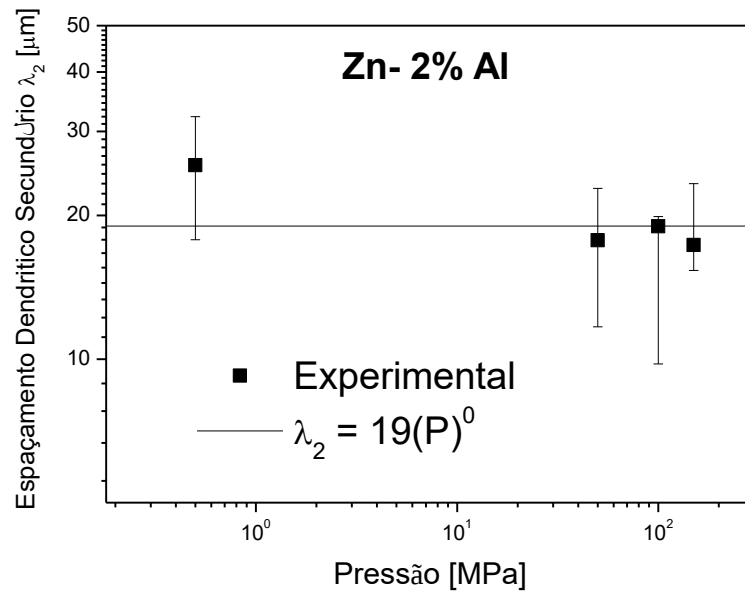


LIMA (2017)

4.3 Análise Microestrutural

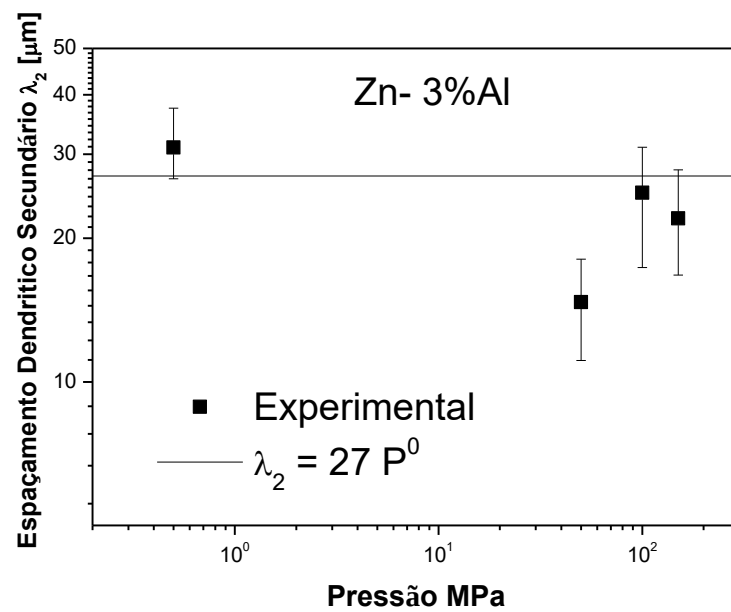
A Figura 4.4, 4.5 e 4.6, apresentam respectivamente os gráficos de evolução dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da variação da aplicação da pressão para as ligas Zn-2%Al, Zn-3%Al e Zn-4%Al, em uma posição intermediária entre a interface metal/molde e o centro do lingote de 15 mm.

Figura 4.4 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Zn-2%Al.



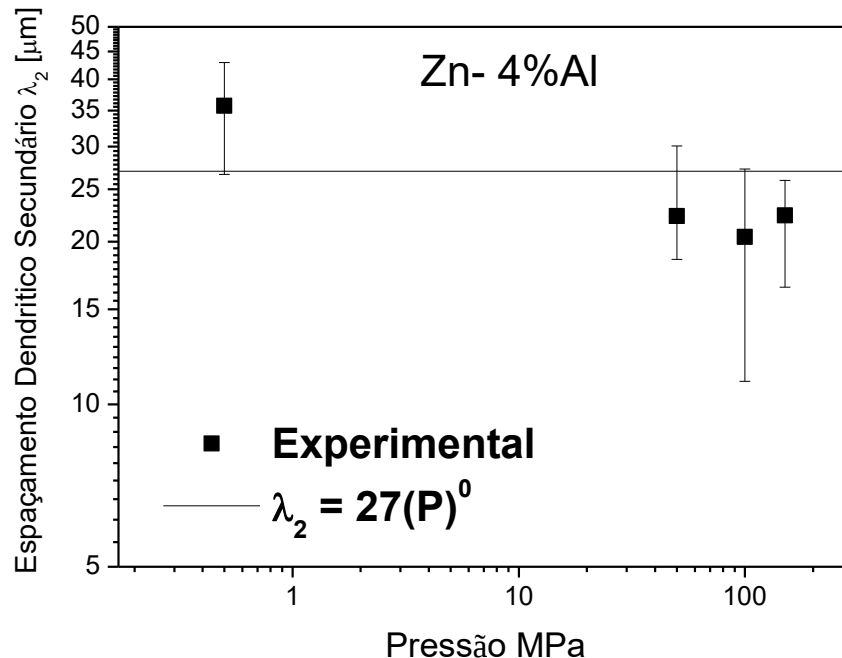
LIMA (2017)

Figura 4.5 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Zn-3%Al



LIMA (2017)

Figura 4.6 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Zn-4%Al

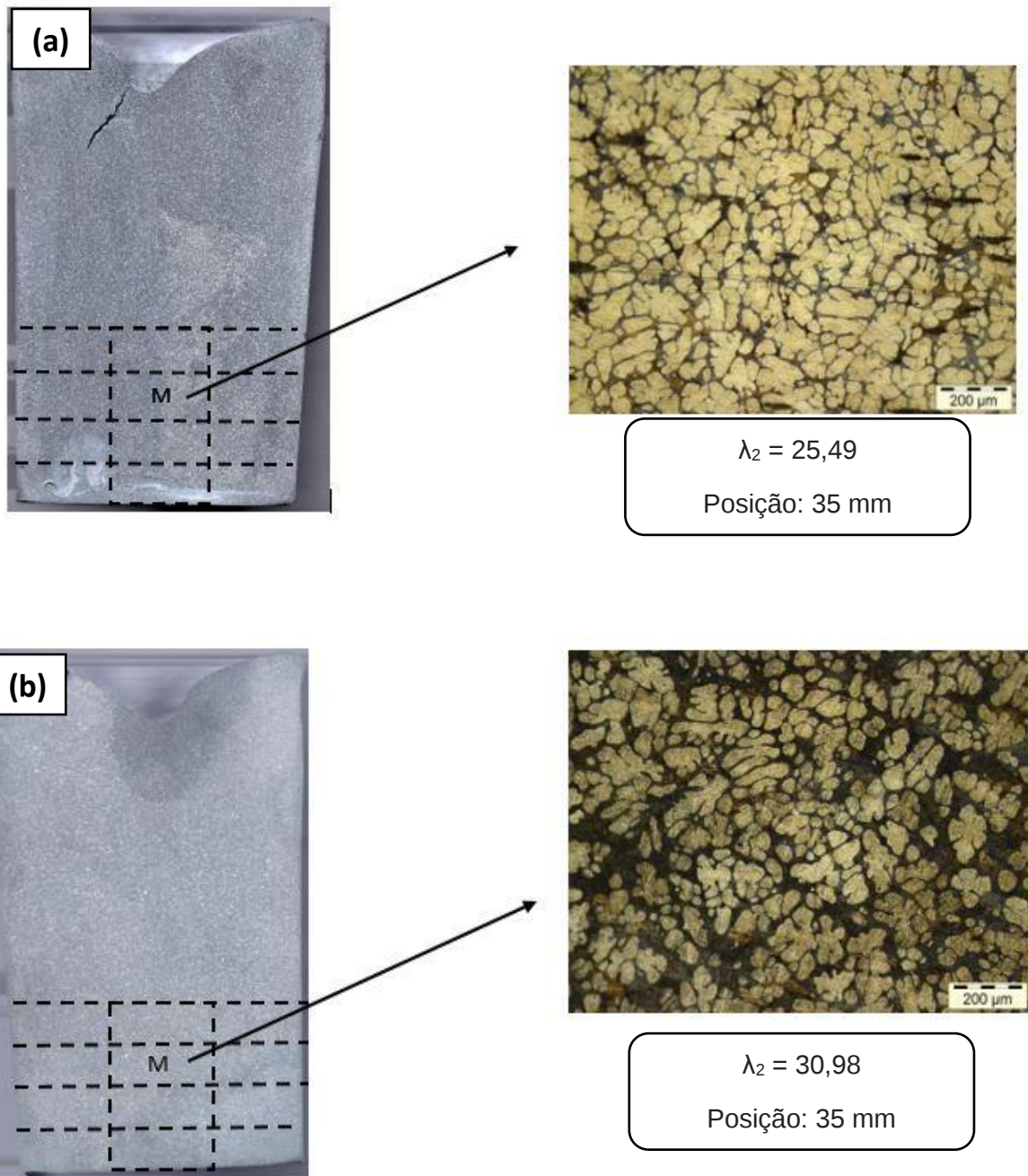


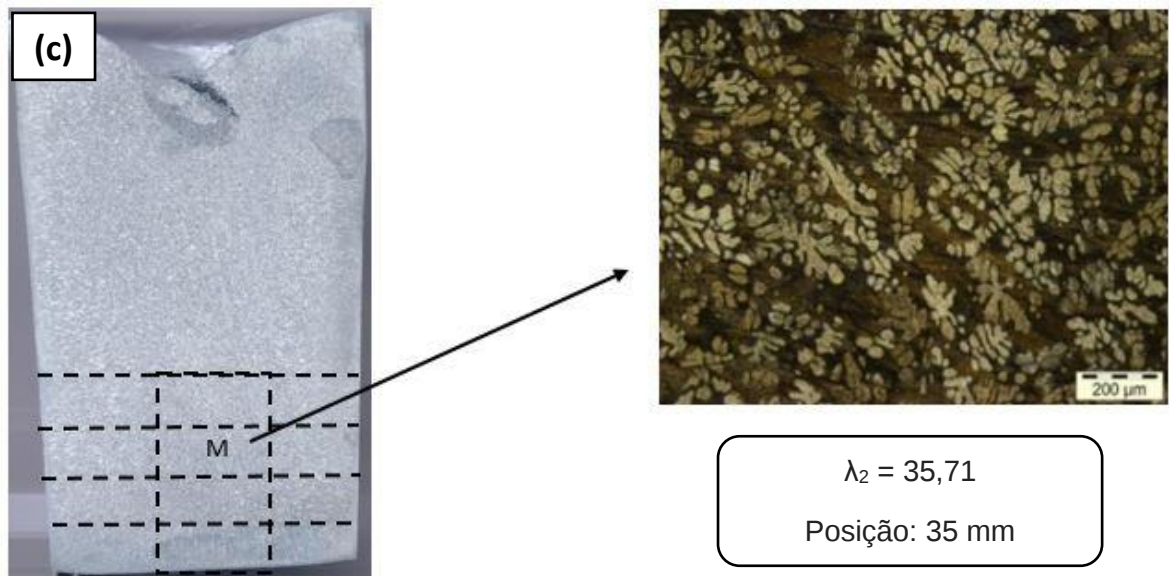
LIMA (2017)

Observou-se para todas as composições estudadas um decrescimo de λ_2 a medida que se elevam os valores da pressão de 0 Mpa até 150 Mpa, em função do aumento da cinetica de solidificação a partir da interface metal/molde. Esse comportamento é típico para experimentos realizados em dispositivos de solidificação unidirecional refrigerado a água, e essa tendendcia foi largamente observada em resultado provinientes de estudos na literatura (SPINELLI, 2005; CANTÉ, 2008, GOULART, 2010; BRITO, 2012; FARIAS, 2015).

A figura 4.7 (a), (b) e (c) mostra uma posição intermediaria de 15 mm entre a interface metal/molde e de 35 mm da base ao topo do lingote, onde foram feitos as analises dos espaçamentos dendriticos secundarios. Como pode-se observar ocorreu um aumento nos espçamentos dendriticos secundarios de acordo com o aumento da composiçao de Al respctivamente Zn-2%Al, zn-3%Al e Zn-4%Al..

Figura 4.7 - Posição da medição do espaçamento dendritico secundário (a, b e c)

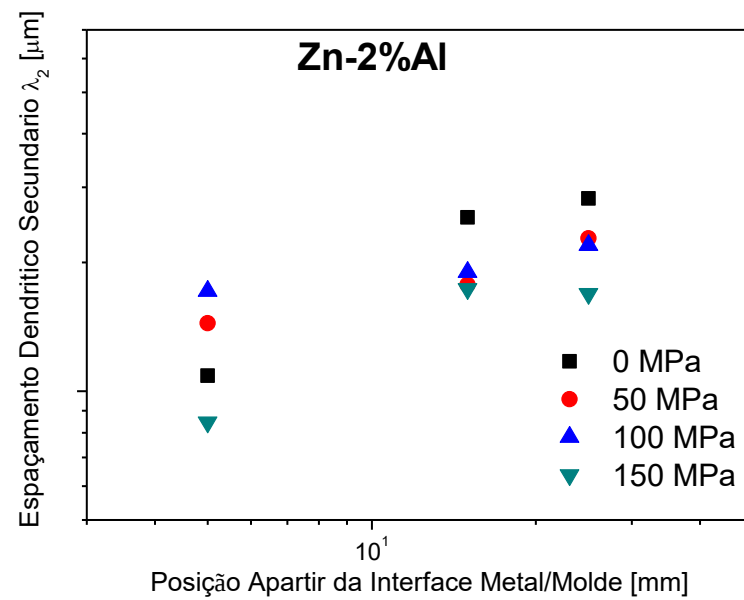




LIMA (2017)

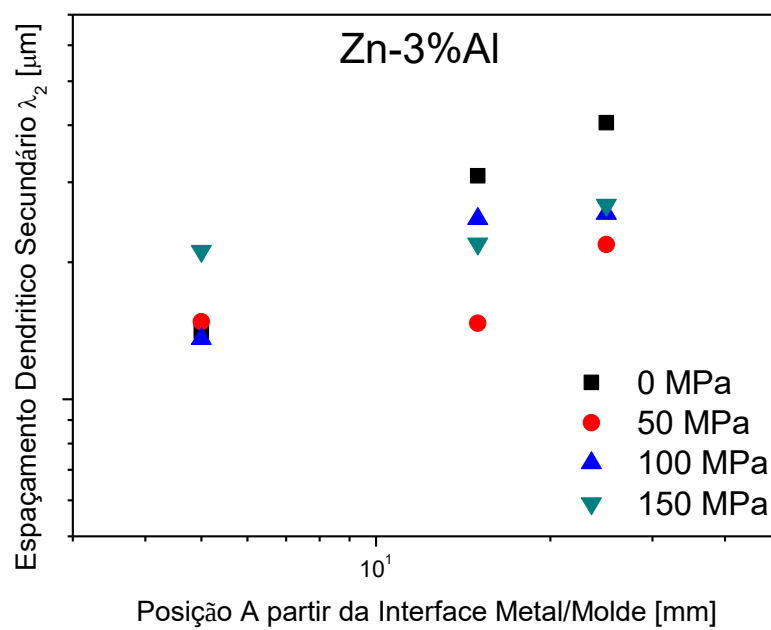
A Figura 4.8, 4.9 e 4.10 mostram a variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da interface Radial metal/molde, com variações da pressão para as ligas Zn-2%Al; Zn-3%Al e Zn-4%Al. Verifica-se de maneira geral um aumento de λ_2 para posições mais distantes da interface metal/molde para todas as composições estudadas, fato também explicado em função da cinética de solidificação. De acordo com as figuras abaixo observa-se que se considerarmos os valores dos espaçamentos dendríticos secundários para a posição de 15 cm a partir da interface metal/molde para todas as composições estudadas tendem a ser menores, indicando uma pressão de referência quando se trata de diminuição dos espaçamentos dendríticos secundários.

Figura 4.8 - Gráfico espaçamento dendritico secundário da liga Zn-2%Al.



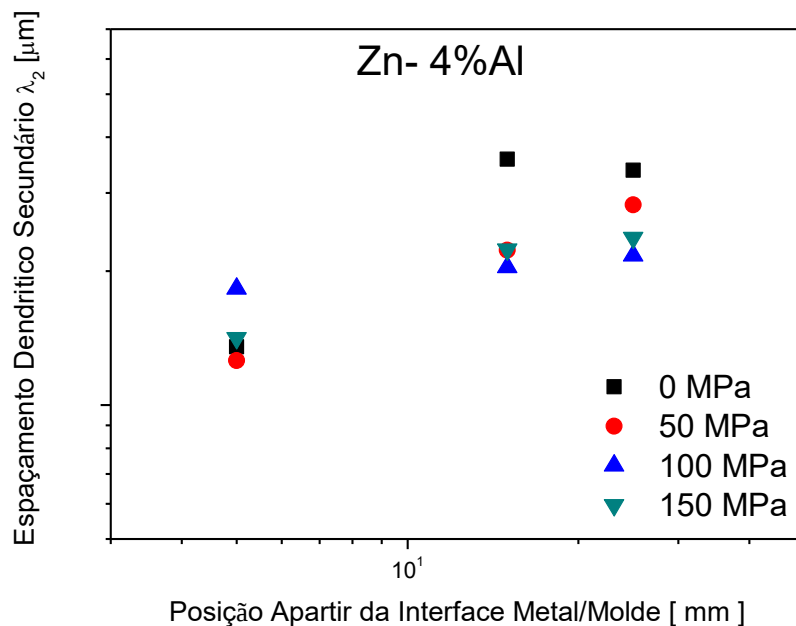
LIMA (2017).

Figura 4.9 - Gráfico espaçamento dendritico secundário da liga Zn-3%Al



LIMA (2017)

Figura 4.10 - Gráfico espaçamento dendritico secundário da liga Zn-4%Al



LIMA (2017)

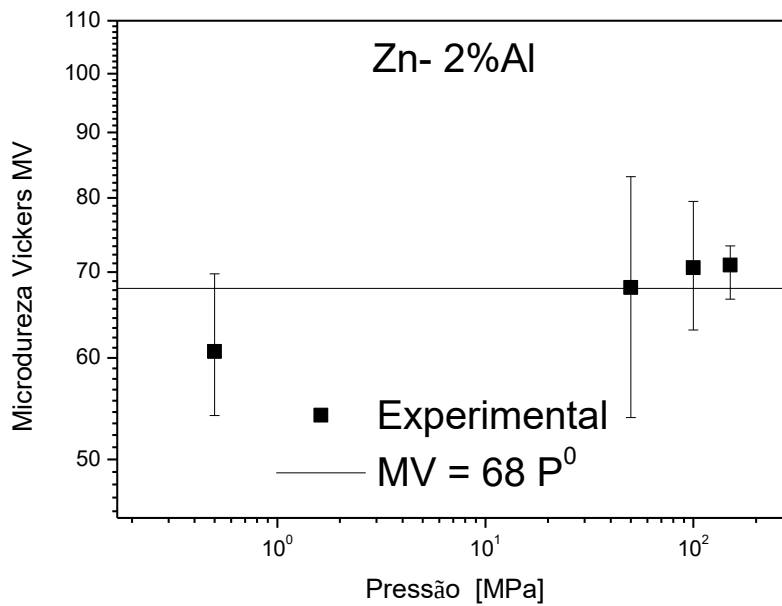
4.4 Microdureza Vicker HV

Ensaio de microdureza foram realizados em amostras das ligas Zn-2%Al; Zn-3%Al e Zn-4%Al, solidificadas sob pressões de 0 MPa, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa através do processo squeeze casting. O objetivo foi compreender a influência da variação da pressão bem como a adição de Alumínio nos valores da microdureza Vickers das ligas do sistema Zn-Al.

A Figura 4.11, 4.12 e 4.13 mostram os resultados da microdureza Vickers em função da variação da pressão para a posição 15 cm a partir da interface metal/molde para a composição de Zn-2%Al; Zn-3%Al e Zn-4%Al. Para a composição de Zn-2%Al, observamos um aumento nos valores de microdureza a medida que se elevam os valores da pressão, entretanto para as ligas Zn-3%Al e Zn-4%Al ocorreu para as pressões de 100 MPa e 150 MPa uma diminuição dos valores da microdureza Vickers. Provavelmente, isso se deve à microestrutura mais complexa dessas composições.

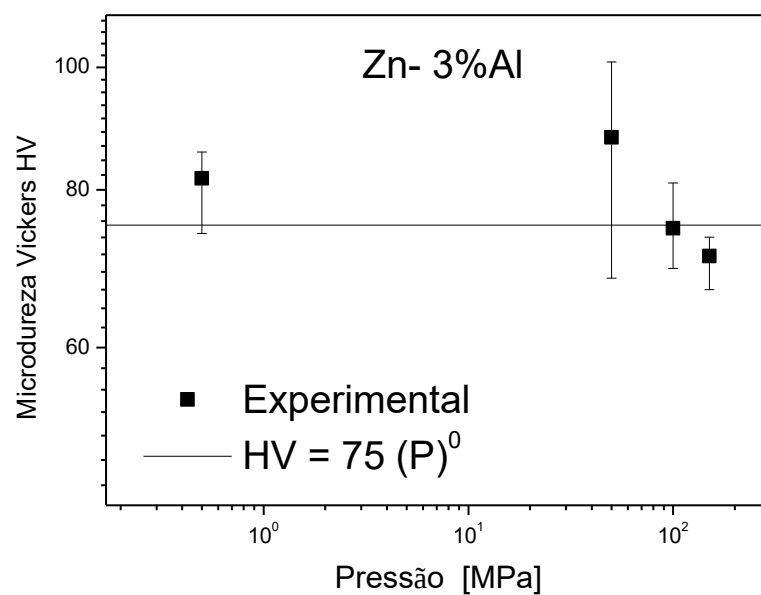
que incluem um crescimento eutético binário ($\alpha + n$) e não depende apenas da magnitude da microestrutura.

Figura 4.11 - Gráfico da Microdureza liga Zn-2%Al em relação a pressão.



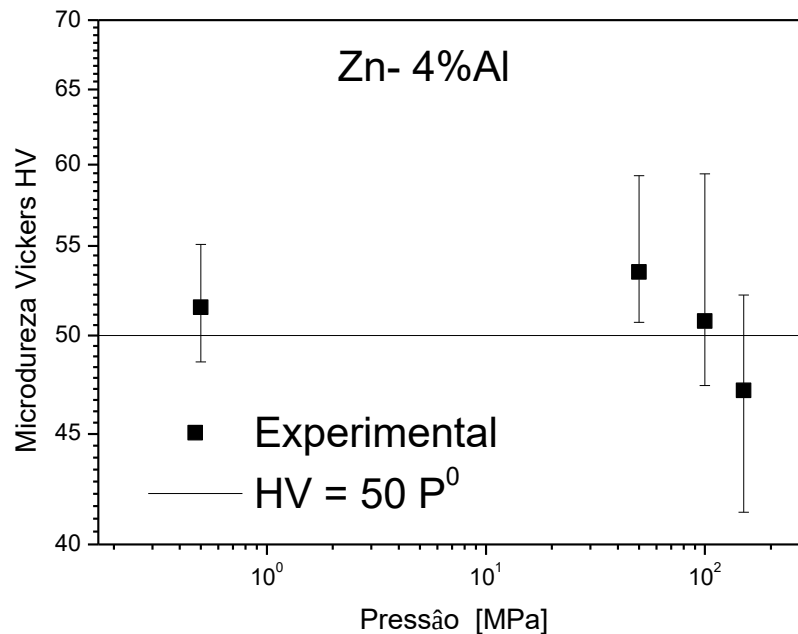
LIMA (2017)

Figura 4.12 - Gráfico da Microdureza liga Zn-3%Al em relação a pressão



LIMA (2017)

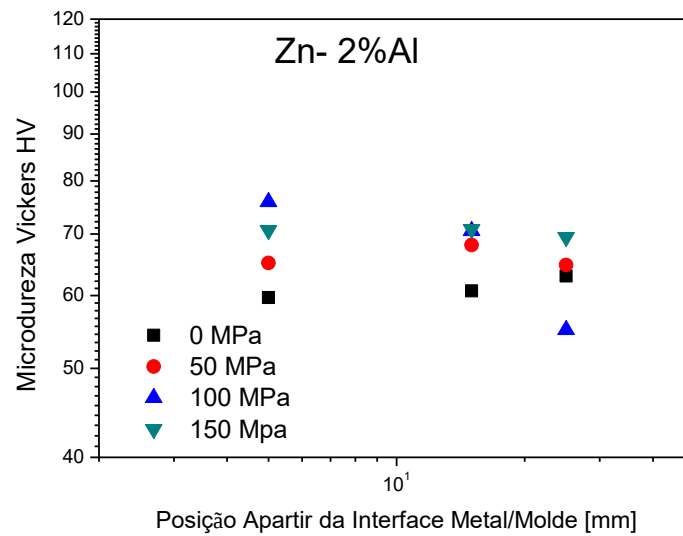
Figura 4.13 - Gráfico da Microdureza liga Zn-4%Al em relação a pressão.



LIMA (2017)

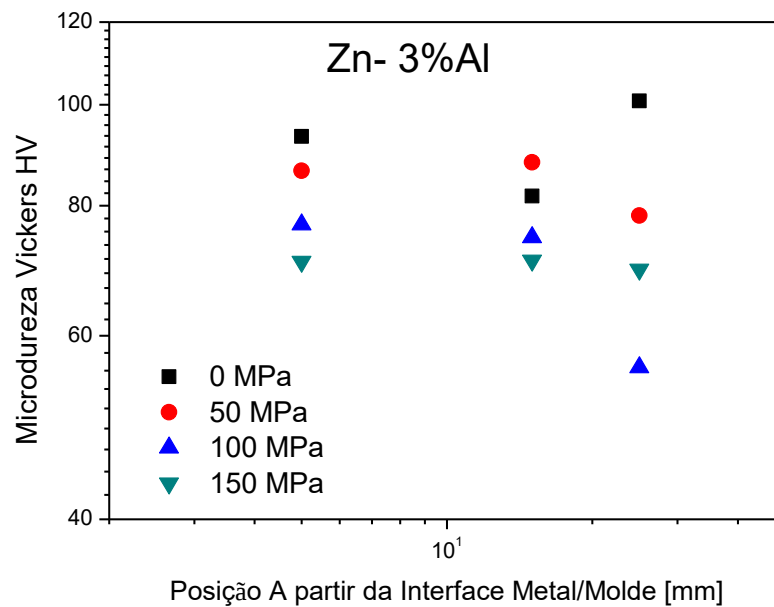
As Figuras 4.14, 4.15 e 4.16 apresentam a microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde para as pressões de 0 MPa, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, solidificadas radialmente, para as ligas ZA2; ZA3 e ZA4. Assim como vimos anteriormente para a Figura 4.3, para a liga de composição ZA2, em geral, a medida que se elevam os valores da pressão e conforme se caminha para o centro do lingote (posição mais afastada da interface metal/molde) a microdureza tende a aumentar, isso provavelmente se deve ao aumento de soluto no final da solidificação favorecem o surgimento de ramificações dendriticas, consequentemente, diminuindo seus braços secundários, ocasionando um valor maior na microdureza, por outro lado para as ligas ZA3 e ZA4 como as mesmas estão próximas ao ponto eutético do sistema (Zn-Al) o surgimento de outras fases prevalece sobre a magnitude da microestrutura ocasionando para algumas pressões adotadas uma diminuição nos valores da microdureza.

Figura 4.14 - Gráfico da Microdureza liga Zn-2%Al em relação a posição.



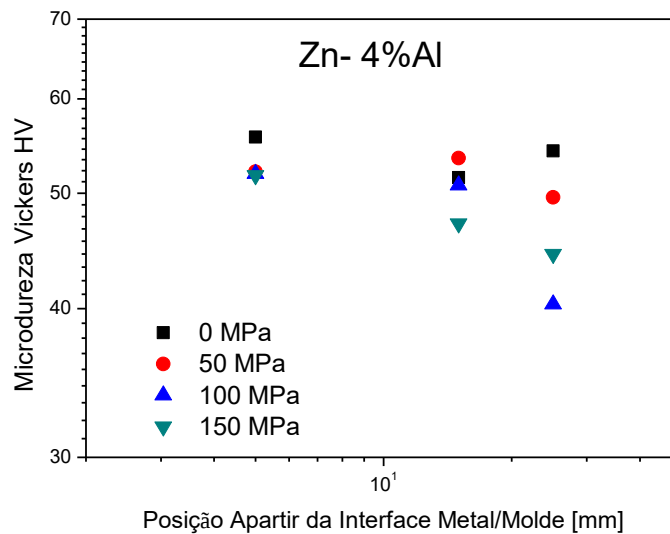
LIMA (2017)

Figura 4.15 - Gráfico da Microdureza liga Zn-3%Al em relação a posição.



LIMA (2017)

Figura 4.16 - Gráfico da Microdureza liga Zn-4%Al em relação a posição.

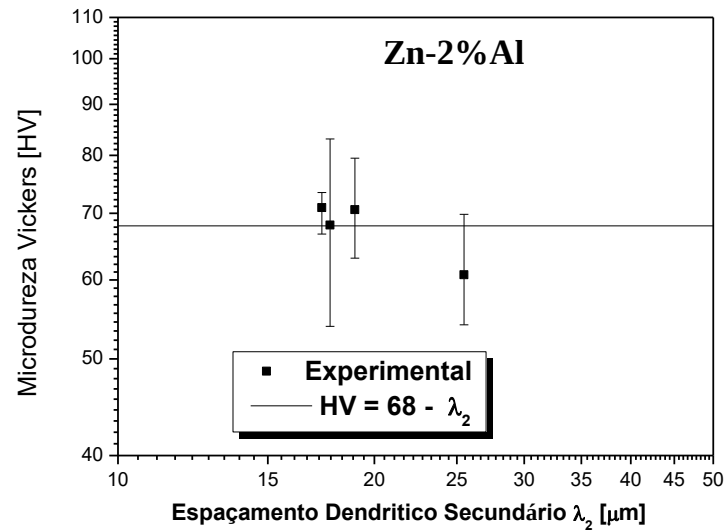


LIMA (2017)

4.5 Correlação entre Microdureza Vicker e Espaçamento Dendrítico Secundário

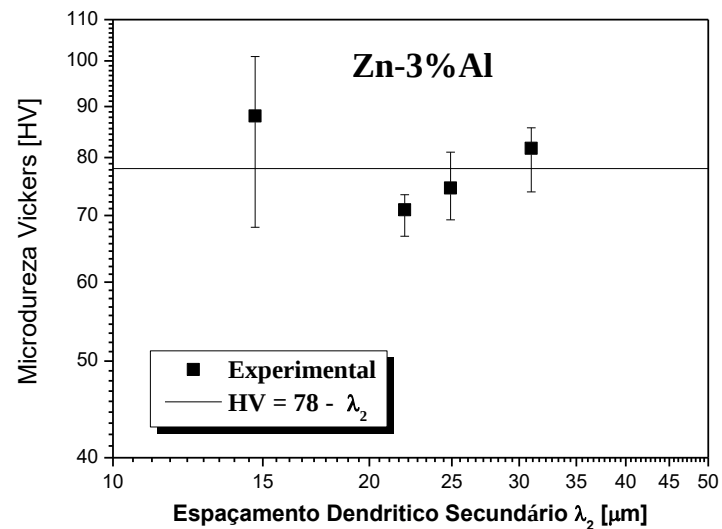
A figura 4.17, 4.18, 4.19 compara os valores medidos experimentalmente da microdureza Vickers das ligas binária Zn-2%Al, Zn-3%Al e Zn-4%Al, em função do espaçamento dendrítico secundário (carga de 0,2 Kgf). Observa-se de maneira geral que conforme se elevam os valores dos espaçamentos dendríticos secundários, independentemente da composição da liga, ocorre uma diminuição da microdureza, fato explicitado em função do arranjo microestrutural final (ramificações dendríticas mais grosseiras), bem como da redistribuição de soluto junto aos espaçamentos interdendríticos. Verificamos também que houve um aumento nos valores da microdureza de 70 HV nas ligas Zn-2%Al e Zn-3%Al Figura 4.17 e 4.18 isto pode ser justificado pelo aumento da concentração de soluto, gerando o surgimento de novas fases ou de partículas intermetálicas que contribuem para o aumento da microdureza. Por outro lado, para a liga de Zn-4%Al, figura 4.19, verificou-se um decréscimo nos valores da microdureza de 55 HV, neste caso a proximidade com a concentração eutética da liga que é, em torno de Zn-5%Al, influenciou nessa diminuição, pois a literatura apresenta trabalhos que mostram a influência de estruturas eutéticas ou em suas proximidades com as propriedades mecânicas de determinadas ligas (LICE. Et al, 1999; BVAY, 1992).

Figura 4.17 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga binária Zn-2% em função do espaçamento dendritico secundário



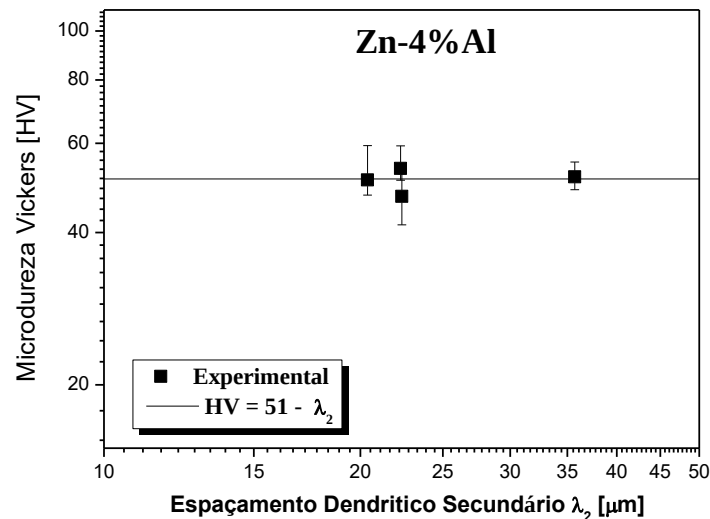
LIMA (2017)

Figura 4.18 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga binária Zn-3% em função do espaçamento dendritico secundário



LIMA (2017)

Figura 4.19 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga binária Zn-4% em função do espaçamento dendritico secundário

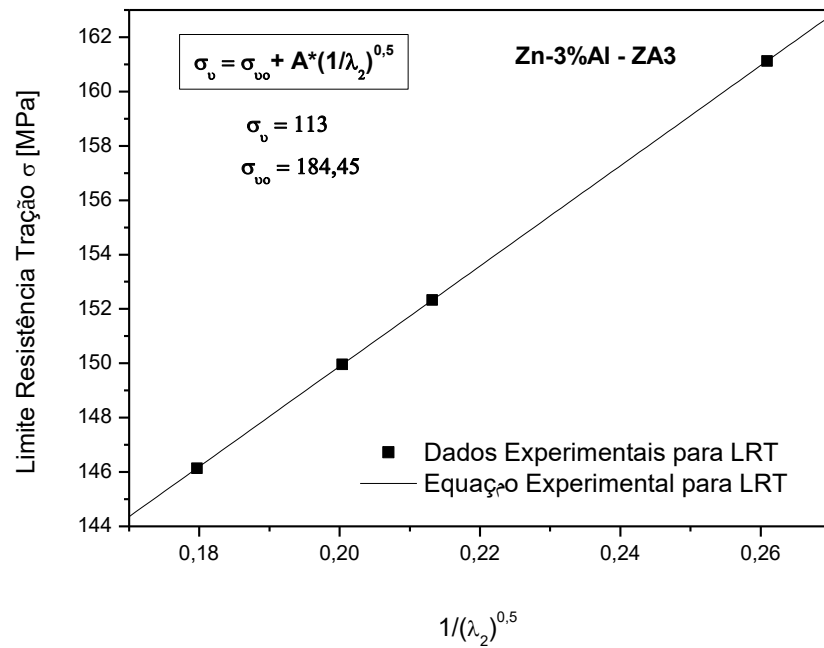


LIMA (2017)

4.6 Limite de resistência a tração versus espaçamento dendritico secundário

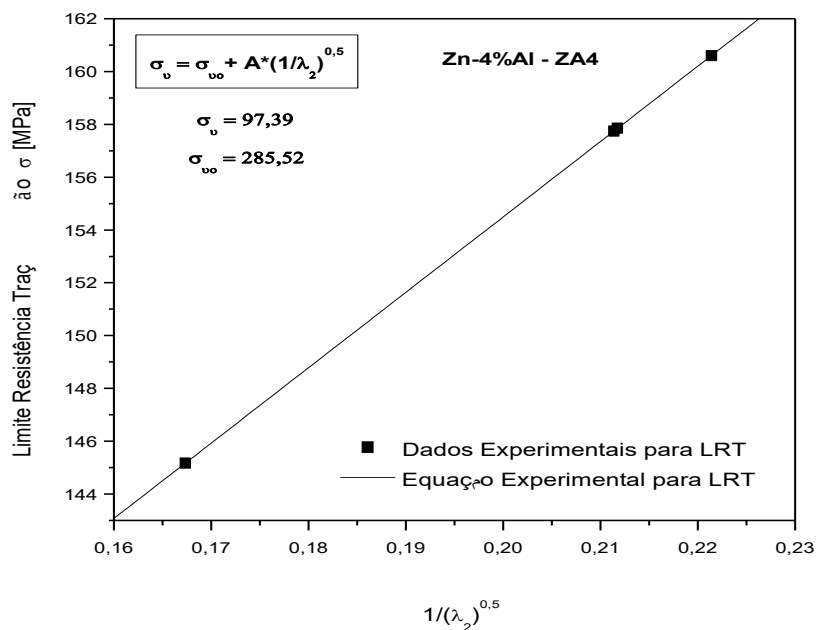
A Figura 4.20 apresenta a relação entre o limite de resistência a tração em função do espaçamento dendritico secundário, verifica-se que existe nas duas composições estudadas Zn-3%Al e Zn-4%Al, figuras 4.2 (a) e (b), uma nítida tendência de crescimento do limite de Resistencia a tração (σ_u) com a diminuição de EDS. A tabela 4.1 mostra os valores de (λ_2) e LRT para as referidas ligas. Já a Figura 4.3 apresenta os valores de LRT x (λ_2) para as mesmas ligas estudadas, sendo o processo de solidificação utilizado através de forno refrigerado a agua e unidirecional ascendente, verifica-se que apesar do processo squeeze casting estudado neste trabalho ser considerado de extração de calor mais rápido de oque no unidirecional os valores de (λ_2) e LRT estão próximos, fato que justifica a utilização das mesmas equações para correlacionar LRT x (λ_2), esses valores são lustrados na tabela 4.2.

Figura 4.20 - Relação entre o limite de resistência a tração em função do espaçamento dendritico secundário (Zn-3%Al)



LIMA (2017)

Figura 4.21 - Relação entre o limite de resistência a tração em função do espaçamento dendritico secundário (Zn-4%Al)



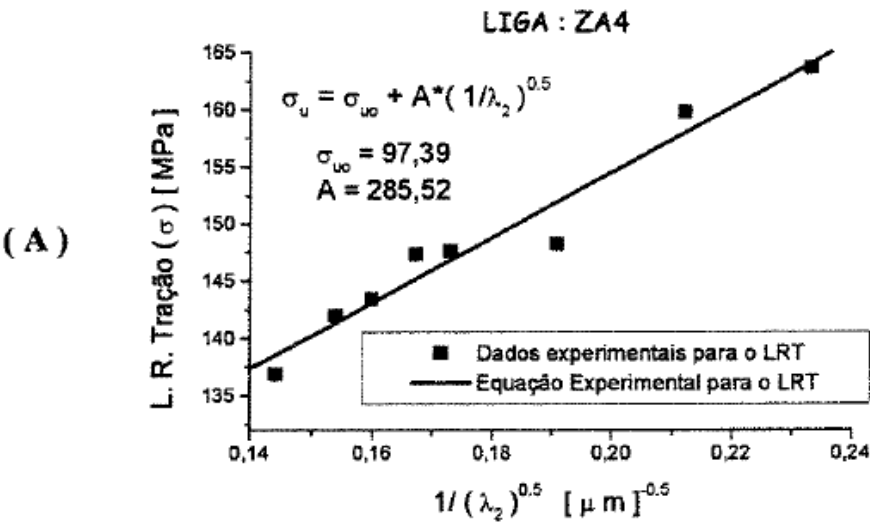
LIMA (2017)

Tabela 4.1 - Valores de λ2 e RLT para referidas ligas

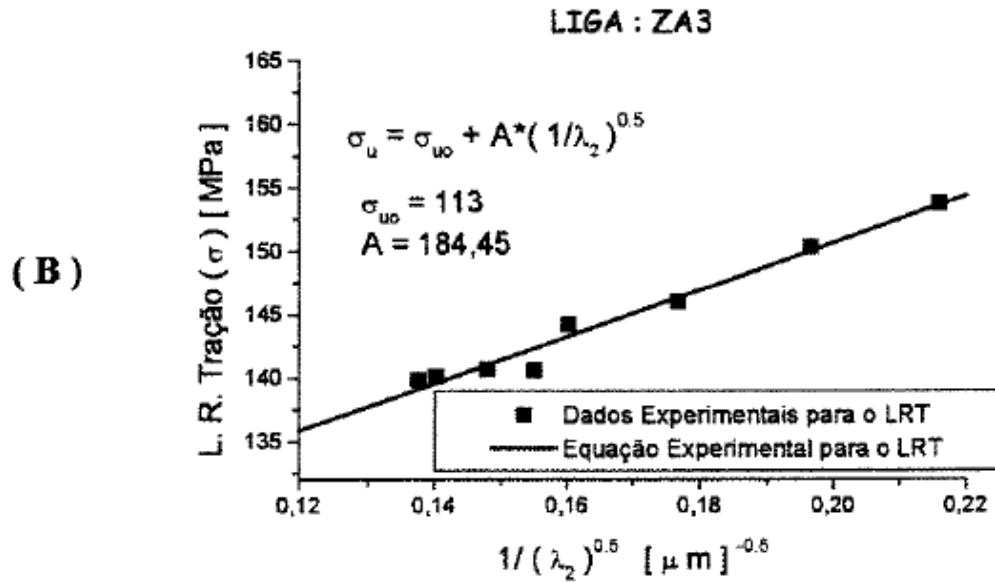
λ ₂ - [μm]		1/(λ ₂)^0,5		ZA4-Ferreira	ZA3-Ferreira
ZA4	ZA3	ZA4	ZA3	LRT [MPa]	LRT [MPa]
35,71	30,98	0,167	0,180	145,1695	146,1389
22,3	14,69	0,212	0,261	157,8522	161,1247
20,4	24,91	0,221	0,200	160,6052	149,9566
22,38	22	0,211	0,213	157,7441	152,3249

LIMA (2017)

Figura 4.22 - Limite de resistência a tração versus 1/(λ2)^{0,5} (liga ZA4)



WISLEI (2004)

Figura 4.23 - Limite de resistência a tração versus $1/(\lambda_2)^{0,5}$ (liga ZA3)

WISLEI (2004)

Tabela 4.2 - Valores de λ_2 e RLT para ligas ZA

λ_2 - [μm]		$1/(\lambda_2)^{0,5}$			
		Osório (2000) – [μm]		ZA4-Osório	ZA3-Osório
ZA4	ZA3	ZA4	ZA3	LRT [MPa]	LRT [MPa]
47,56	52,51	0,145	0,138	138,7904	138,4541
41,62	51,02	0,155	0,14	141,6456	138,823
37,64	51,02	0,163	0,14	143,92976	138,823
35,43	51,02	0,168	0,14	145,35736	138,823
33,41	38,10	0,173	0,162	146,78496	142,8809
26,85	31,56	0,193	0,178	152,49536	145,8321
21,63	25,25	0,215	0,199	158,7768	149,70555
18,11	21,04	0,235	0,218	164,4872	153,2101

WISLEI (2004)

CAPÍTULO 5

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

Baseado nos resultados das investigações técnicas e experimentais conduzidas ao longo desse trabalho e agregados as comparações realizadas, tendo como referência os demais estudos do assunto contido na literatura, pode ser extraído as seguintes conclusões:

A caracterização macroestrutural das ligas binárias Zn-2%Al; Zn-3%Al e Zn-4%Al solidificadas radialmente e sob variações de pressões de cerca da 0 MPa até 150 MPa em regime transiente de extração de calor, revelou uma morfologia macroestrutural constituída essencialmente por grãos equiaxiais refinados para todas as composições e pressões, além de surgimento nítido do defeito de Shrinkage com o aumento da pressão para todas as ligas estudadas.

Os espaçamentos dendríticos secundários λ_2 para as ligas ZA2; ZA3 e ZA4 seguiram a seguinte lei experimental $\lambda_2 = A_1 \cdot (P)^{-0,008}$; onde A é um fator de calibração que para as ligas estudadas variaram, respectivamente, de 25 – 32, verificou-se que para a posição de 15 mm a partir da interface metal/molde para qualquer pressão, que o aumento do teor de Al induziu, comparativamente as ligas estudadas entre si, engrossamento das ramificações secundárias.

Os valores de microdureza Vickers das ligas Binárias estudadas mostram-se crescente para a liga Zn-2%Al a medida que os valores da pressão aumenta, enquanto que para as ligas Zn-3%Al e Zn-4%Al os valores tendem a diminuir com o aumento da pressão, como comentado anteriormente este decrescimento pode ser atribuído ao arranjo mais complexo das fases desenvolvido nas ligas quando suas composições se aproximam do ponto eutético.

5.2 Sugestões para Futuros Trabalhos

Com base na análise desenvolvida e nos resultados do presente trabalho são sugeridas as seguintes abordagens de pesquisa para a realização de trabalhos futuros.

Analisar parâmetros térmicos de solidificação como: velocidade da isoterma líquida, gradiente de temperatura e taxas de resfriamento para as ligas ZA2; ZA3 e ZA4 e correlacioná-las com os espaçamentos dendríticos secundários

Em função da importância de ligas multicomponentes a base de Zn e ausência de estudos sistemáticos dessas ligas em condições transitória de solidificação, estudar a adição de Si na matriz de Zn-Al desenvolvendo correlações entre parâmetros microestruturais, térmicos e a correspondente resistência à corrosão.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVES, J. R. O., JUNIOR, T. M. I. F., MARTORANO, M. A. **Influência do resfriamento e da centrifugação na fundição de liga Al-7%Si.** 67º ABM International Congress. Rio de Janeiro –RJ, 2012.

BESKOW, A. B. **Estudo da Solidificação Unidirecional Ascendente para Obtenção de Estruturas Colunares Grosseiras.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre - RS, 2008.

BOEIRA, A. P. **Análise numérica e experimental da solidificação das ligas Al3,5%Cu e AA356.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre- RS, 2002.

BRITO, C. C., LAMEIRA, C. P. T., SANTO, M. S., FILHO, C. A. S., **Correlação entre variáveis térmicas, microestruturais e propriedades mecânicas da liga A356**

solidificada unidirecionalmente. VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. VI National congresso of Mechanical Engineering. Campina Grande- PB, 2010.

BRITO, C.C. **Influência da pressão na modificação estrutural e propriedades mecânicas da liga Al-7%Mg obtida através do processo squeeze casting.** TCC (Graduação em Engenharia de Materiais), Universidade Federal do Pará, Marabá – PA, 2009.

BRITO, C.C. **Solidificação transitória de ligas monofásicas e hiporperitética do sistema Zn-Cu.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas –SP, 2012.

BRITO, I.C.A. **Influência da ciclagem térmica nas temperaturas de transformação de fase e quantificação das deformações residuais em ligas com memória de forma Cu-Al-Be-Nb-Ni.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa –PB, 2012.

CANTÉ, M. V. **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas –SP, 2009.

COSTA, G. B. **Variáveis térmicas de solidificação, espaçamentos dendríticos secundários e resistência à corrosão de ligas hipoeutéticas AL-NI.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém –PA, 2008.

FARIA, J. D., BRITO, C.C., COSTA, T.A.P.S.C., VERISSMO, N.C., SANTOS, W.L.R., FILHO, J.M.S., GARCIA, A., CHEUNG, N. **Influência na microestrutura e na microdureza decorrente da adição de 4% Ag na liga Al-4%Cu solidificada unidirecionalmente.** Revista Materia, v.20, n.04 p. 992-1007, São Paulo, 2015.

FILHO, J. M. S. D. **Análise térmica e microestrutural na solidificação de ligas monofásicas e peritéticas do sistema Zn-Ag.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas –SP, 2013.

GOMES, C. H.. U. **Efeito de superaquecimento e da direção do crescimento na transição colunar equiaxial da liga Al-5,5%Si-3%Cu solidificada direcionalmente.**

Dissertação (Mestrado em Engenharia Industrial) - Universidade Federal do Pará, Belém –PA, 2015.

GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas –SP, 2010.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares.** Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina – RS, 2011.

LIMA, R. A. **Influência de parâmetros operacionais na macroestrutura e propriedades mecânicas de ligas do sistema Al-Zn solidificadas através do processo squeeze casting.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa - PB, 2014.

MAGNER, B. R. G. **Comportamento microestrutural da liga eutetóide Zn-22%Al em relação à taxa de solidificação e ao envelhecimento.** Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) - Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre - RS, 2008.

MANJUNATH PATEL, G.C.; MATHEW,R.; KRISHNA,P. PARAPPAGAUDAR,M.B. **Investigation of squeeze cast process parameters effects on secondary dendrite arm spacing using statical regression and artificial neural network models.** Procedia Technology, v.14, p. 149-156,2014.

MARITORANO, M. A. **Efeitos de algumas variáveis de processo na microsegregação da liga Cu-8%Sn.** Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo –SP, 1998.

MATESA,V., BACELLOS,V.K., FERREIRA, C.R.F., SANTOS, C.A,SPIM,J.A. **Correlação de condições de solidificação com propriedades mecânicas e metalúrgica da liga de latão 60/40.** Tecnologia em Metalurgia e Materiais, v.03, n.04, p. 23-28, São Paulo,2007.

MATESO, V. **Análise da solidificação para o projeto de molde e a relação com as propriedades mecânicas na fundição da liga de latão 60/40.** Dissertação

(Mestrado em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais) – Universidade Federal Do Rio Grande Do Sul , Porto Alegre –RS, 2006.

MELO, M. de L.N.M.; PEREIRA, N.H.A.; PENHALBER, C.A. de L.; LIMA, C.R.P.; SANTOS, C.A. **Análise dos modelos utilizados para previsão dos parâmetros microestruturais obtidos durante a solidificação direcional do aço inoxidável austenítico AISI 304.** Revista Escola de Minas, v.60, n.01, Ouro Preto – MG, 2007.

MOREIRA, P. S. **Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da Liga Al-Si-Mg (A356.0) fundida.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto –MG, 2011

OSÓRIO, W. R. R. **Análise da influência de parâmetros estruturais da solidificação de metais e ligas na resistência à corrosão.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2004.

PEIXOTO, L. C. L. **Microestrutura de solidificação e resistência mecânica e à corrosão de ligas Pb- Sn diluídas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas –SP, 2009.

PEIXOTO, R.C.C. **Análise da variação típica da composição química de placas de ligotamento contínuo.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte - MG, 2007.

QUARESMA, J. M. V. **Correlação entre condições de solidificação microestruturas e resistência mecânica.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas –SP, 1999.

REIS, B. P. **Influência da estrutura de solidificação nas condições de solubilização da liga Al-4,0%Cu.** Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) - Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre - RS, 2009.

RICK, C.F. **Estudo da liga á base de Zn-Al-Cu-Mg aplicada na fabricação de joias folhadas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre - RS, 2006.

ROSA, D. M. **Caracterização da microestrutura dendrítica na solidificação vertical descendente de ligas Al-Cu.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP, 2004)

SILVA, D. V. **Influência de parâmetros operacionais na microestrutura e propriedades mecânicas de ligas diluídas do sistema Al-Zn solidificadas através do processo squeeze casting.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa –PB, 2015.

SILVA, M. A P. S. **Solidificação transitória de ligas dos sistemas monotéticos Al-Bi, Al-Pb e Al-In.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas , Campinas –SP, 2011.

SOARES, O. J. A. **Melhorias de produto/ Processo pela utilização de ligas ZAMAC.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Taubaté, Taubaté – SP, 2008.

TRIGUEIRO, P. A. **Simulação numérica do perfil de microsegregação na solidificação rápida de um sistema Ag-Cu.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa –PB, 2013.

ZULIAN, F.D.; RIJO,M.G.Q.; MISSIAGGIA,L.,HECKETEUER,D.A.; BOEIRA,A.P. **Correlação entre propriedades mecânicas e características macroestruturais em ligas de Al-Cu.** Revista Thema, v.07, n.01, PELOTAS – RS, 2010.

