



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica

Mestrado – Doutorado

Correlações entre parâmetros estruturais e microdureza em ligas Al-Si-Cu obtidas através do processo Squeeze Casting

Ronaldo Marques de Oliveira Filho

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

João Pessoa – Paraíba

Dezembro, 2017

RONALDO MARQUES DE OLIVEIRA FILHO

Correlações entre parâmetros estruturais e microdureza em ligas Al-Si-Cu obtidas através do processo Squeeze Casting

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

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

Orientador: Prof. Dr. Claudio Alves de Siqueira Filho

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

O48c Oliveira Filho, Ronaldo Marques de.
Correlações entre parâmetros estruturais e microdureza
em ligas Al-Si-Cu obtidas através do processo Squeeze
Casting / Ronaldo Marques de Oliveira Filho. - João
Pessoa, 2017.
77 f. : il.

Orientação: Claudio Alves de Siqueira Filho.
Dissertação (Mestrado) - UFPB/CT.

1. Engenharia mecânica. 2. Squeeze Casting. 3. Refino
de grão. 4. Ligas Al-Si-Cu. 5. Solidificação. I.
Siqueira Filho, Claudio Alves de. II. Título.

UFPB/BC

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS ESTRUTURAIS E
MICRODUREZA EM LIGAS Al-Si-Cu OBTIDAS
ATRAVÉS DO PROCESSO SQUEEZE CASTING**

por

RONALDO MARQUES DE OLIVEIRA FILHO

Dissertação aprovada em 07 de dezembro de 2017


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


Prof. Dr. DANNIEL FERREIRA DE OLIVEIRA
Examinador Interno – UFPB


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

Correlações entre parâmetros estruturais e microdureza em ligas Al-Si-Cu obtidas através do processo Squeeze Casting

RESUMO

O Squeeze Casting é um processo de fundição onde o metal vazado é solidificado sob pressão numa coquilha metálica e fechada por um punção. O processo confere aos fabricados, aumento de propriedades mecânicas, como dureza e resistência à tração. Trata-se de uma técnica econômica e simples, sendo utilizado em larga escala na fundição de ligas de alumínio, magnésio, cobre, aços inoxidáveis, entre outras. O alumínio e suas ligas constituem um dos materiais mais atrativos para aplicações na indústria devido suas características e propriedades. As ligas do sistema Al-Si-Cu são largamente utilizadas devido algumas propriedades que favorecem o processamento e a aplicação destas ligas como elevada fluidez e boa resistência, sendo bastante utilizada nas indústrias automobilística e aeronáutica, por exemplo. Durante o processo de solidificação de ligas a morfologia mais frequentemente observada é a dendrítica que pode ser caracterizada por espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3). Estudos analisam a influência de variáveis térmicas e microestruturais de ligas nas propriedades mecânicas, mostrando a importância dos espaçamentos dendríticos nas propriedades finais. Neste trabalho foram utilizadas as ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu solidificadas sob as pressões de 0, 50, 100 e 150 Mpa. A finalidade foi verificar como a pressão e teor de soluto influenciam na macro, microestrutura e na microdureza Vickers das ligas do sistema Al-Si-Cu. Os resultados obtidos mostraram em relação a macroestrutura que as variações de e composição da liga contribuíram para o refino dos grãos de maneira geral. Quanto a λ_2 , ocorreu a diminuição dos mesmos com o aumento da pressão, bem como com o aumento do teor de soluto. A microdureza Vickers, por sua vez, apresentou crescentes valores à medida em que se elevou a pressão, exceto para a pressão de 150 Mpa. Os valores de Hv também apresentaram aumento quando se elevou o teor de soluto nas ligas.

Palavras-chave: Squeeze Casting, Refino de grão, Ligas Al-Si-Cu, Solidificação.

Correlations between structural parameters and microhardness in Al-Si-Cu alloys obtained through the Squeeze Casting process

ABSTRACT

Squeeze Casting is a casting process where the molten metal, when leaked, is solidified under pressure into a metal shell and closed by a punch. The process gives the components manufactured a considerable increase in mechanical properties, such as hardness and tensile strength. It is an economical and simple technique, being used in large scale in the casting of aluminum alloys, magnesium, copper, stainless steels, among others. Aluminum and its alloys are one of the most attractive materials for applications in the industry due to its characteristics and properties. The alloys of the Al-Si-Cu system are widely used because they present some properties that favor the processing and the application of these alloys as high fluidity and good resistance, being very used in the automotive and aeronautical industries, for example. During the alloying solidification process, the most frequently observed morphology is dendritic, which can be characterized by primary (λ_1), secondary (λ_2) and tertiary (λ_3) dendritic spacings. Studies analyze the influence of thermal and microstructural variables of alloys on mechanical properties, showing the importance of dendritic spacings in the final properties. In the present work, the alloys used were Al-5,5% Si-3% Cu, Al-7,5% Si-3% Cu and Al-9% Si-3% Cu solidified under pressures of 0, 50, 100 and 150 MPa. The purpose was to verify how the pressure and solute content influence the macro-structure, microstructure and Vickers microhardness of the Al-Si-Cu system alloys. The obtained results showed in relation to the macrostructure that the variations of the composition of the alloy contributed to the refining of the grains in general. As for λ_2 , the decrease occurred with the increase of the pressure, as well as with the increase of the solute content. Vickers microhardness, on the other hand, presented increasing values as the pressure increased, except for the pressure of 150 Mpa. The values of Hv also increased when the solute content in the alloys increased.

Keywords: Squeeze Casting, Grain Refining, Al-Si-Cu Alloys, Solidification

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
1.1 Considerações gerais.....	15
1.2 Objetivos do trabalho	17
2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1- Transferência de calor na solidificação.....	19
2.2 Macroestruturas e Microestruturas de solidificação	21
2.2.1 Macroestruturas de crescimento.....	21
2.2.2 Microestruturas	23
2.3- Alumínio e Suas Ligas	25
2.4- O Processo Squeeze Casting	29
2.5. Microdureza Vickers (Hv).....	332
3. MATERIAIS E MÉTODOS	354
3.1. Considerações gerais	354
3.2. Equipamentos e materiais utilizados.....	365
3.3- Caracterizações Estrutural e Mecânica	38
3.3.1- Caracterização estrutural.....	38
3.3.2- Microdureza Vickers	43
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
4.1. Considerações iniciais	44
4.2. Análise Macroestrutural.....	44
4.3. Análise microestrutural.....	53
4.3.1 Espaçamento dendrítico secundário em função da Pressão e Composição.....	53
4.3.2. Espaçamento dendrítico secundário versus Distância a partir da interface metal/molde.....	60
4.4. Microdureza Vickers (HV)	62
4.4.1. Microdureza Vickers <i>versus</i> Pressão.....	62

4.4.2. Microdureza Vickers <i>versus</i> Distância da interface metal/molde	66
4.5 Correlação entre Microdureza Vickers e Espaçamento Dendrítico Secundário.....	68
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	72
5.1 Conclusões	72
5.2 Sugestões para trabalhos futuros	73
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	74

LISTA DE FIGURAS

<u>Figura 2.1 – Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.....</u>	19
Figura 2.2 – Representação da atuação de fatores de influência da instabilidade da interface S/L: SRC – Superesfriamento constitucional.....	20
Figura 2.3 - Representação esquemática de ramificações dendríticas primárias, secundárias a terciárias	23
Figura 2.4 – Representação esquemática da zona coquilhada, colunar e equiaxial	24
Figura 2.5 – Corte do Diagrama de fases ternário Al-Si-Cu	28
Figura 2.6 –Esquema do processo Squeeze Casting	30
Figura 2.7 – Classificação dos tipos de fundição sob pressão levando-se em conta a geometria da peça: (a) direta e (c) indireta	31
Figura 3.1 - Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	354
Figura 3.2 - Lingoteira (a) e as dimensões (b).....	36
Figura 3.3 – Dimensões do Punção	36
Figura 3.4 - Ilustração do corpo de prova.....	38
Figura 3.5 - Ilustração dos cortes dos lingotes para as análises	39
Figura 3.6 - Ilustração esquemática das medidas dos espaçamentos dendríticos primários (EDP) e secundário (EDS).....	400
Figura 3.7 – Micrografia das medidas dos espaçamentos dendríticos secundários.....	40
Figura 3.8 – Caminhos de solidificação das ligas obtidas através do Software ThermoCalc.....	41
Figura 4.1 - Macroestrutura de solidificação da Liga Al-5,5%Si-3%Cu (a) 0MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa	43
Figura 4.2 - Macroestrutura de solidificação das ligas Al-7,5%Si-3%Cu (a) 0 MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa	45
Figura 4.3 - Macroestrutura de solidificação da liga Al-9%Si-3%Cu (a) 0 MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa.....	47
Figura 4.4 - Macroestruturas solidificadas sem pressão para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.....	49

Figura 4.5 - Macroestruturas solidificadas sob pressão de 50MPa para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.	50
Figura 4.6 - Macroestruturas solidificadas sob pressão de 100MPa para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.	51
Figura 4.7 - Macroestruturas solidificadas sob pressão de 150MPa para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.	52
Figura 4.8 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão para a liga Al-5,5%Si-3%Cu.....	53
Figura 4.9 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão para a liga Al-7,5%Si-3%Cu.....	54
Figura 4.10 - Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão para a liga Al-9%Si-3%Cu.....	54
Figura 4.11 – Microestrutura dendrítica da liga Al-5,5%Si-3%Cu.....	56
Figura 4.12 - Microestrutura dendrítica da liga Al-7,5%Si-3%Cu	57
Figura 4.13 - Microestrutura dendrítica da liga Al-9%Si-3%Cu.	58
Figura 4.14 - Gráfico espaçamento dendrítico secundário versus distância a partir da interface metal/molde da liga Al-5,5%Si-3%Cu.....	59
Figura 4.15 - Gráfico espaçamento dendrítico secundário versus distância a partir da interface metal/molde da liga Al-7,5%Si-3%Cu.....	60
Figura 4.16 - Gráfico espaçamento dendrítico secundário versus distância a partir da interface metal/molde da liga Al-9%Si-3%Cu.....	60
Figura 4.17 – Gráfico da Microdureza Vickers da liga Al-5,5%Si-3%Cu em função da pressão.....	62
Figura 4.18 - Gráfico da Microdureza Vickers da liga Al-7,5%Si-3%Cu em função da pressão.....	62
Figura 4.19 - Gráfico da Microdureza Vickers da liga Al-9%Si-3%Cu em função da pressão.....	63
Figura 4.20 - Morfologias obtidas através de MEV para as ligas (a) Al-5,5%Si-3%Cu (b) Al-7,5%Si-3%Cu e (c) Al-9%Si-3%Cu.....	64
Figura 4.21 - Gráfico da Microdureza liga Al-5,5%Si-3%Cu em relação à posição a partir da interface metal/molde.	65
Figura 4.22 - Gráfico da Microdureza liga Al-7,5%Si-3%Cu em relação à posição a partir da interface metal/molde.	66

Figura 4.23 - Gráfico da Microdureza liga Al-9%Si-3%Cu em relação à posição a partir da interface metal/molde.	66
Figura 4.24 – Valores medidos experimentalmente de Microdureza Vickers da liga Al-5,5%Si-3%Cu em função do Espaçamento Dendrítico Secundário.....	68
Figura 4.25 – Valores medidos experimentalmente de Microdureza Vickers da liga Al-7,5%Si-3%Cu em função do Espaçamento Dendrítico Secundário.....	68
Figura 4.26 – Valores medidos experimentalmente de Microdureza Vickers da liga Al-9%Si-3%Cu em função do Espaçamento Dendrítico Secundário.....	69

Lista de Tabela

Tabela 1.1 - Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química.....	27
Tabela 3.1 - Classificação dos lingotes utilizados	38
Tabela 4.1 – Espaçamento dendrítico secundário em função da variação de pressão	56
Tabela 4.2 - Microdureza Vickers em função da variação de pressão	66

Lista de Símbolos

Al – Alumínio

Si – Silício

Cu – Cobre

ΔT - Grau de superresfriamento

T_v – Temperatura de fusão

T_l – Temperatura Liquidus

L – Líquido

S – Sólido

T – Temperatura

SRC – Superesfriamento Constitucional

% - Porcentagem

°C – Grau Celsius

λ_1 – Espaçamento Dendrítico Primário

λ_2 - Espaçamento Dendrítico Secundário

λ_3 - Espaçamento Dendrítico Terciário

HV – dureza Vickers

mm – milímetros

P – Pressão

gf – grama força

G – Gradiente térmico

V_L – velocidade de deslocamento da fronteira de solidificação

C_0 – Concentração de Solute

UFPB – Universidade Federal da Paraíba

ASTM – American Society for Testing and Materials

1. INTRODUÇÃO

1.1 Considerações gerais

A fabricação de peças de materiais metálicos através do processo de fundição, é uma técnica extremamente antiga, onde registros indicam que a prática passou a existir anteriormente à idade do bronze, isto é, no período compreendido entre 7000 e 3000 a.C.. Desde então, o processo de fundição vêm evoluindo com o passar do tempo, passando pelo surgimento do ferro fundido na China em 600 a.C. como também na Europa por volta do século XV. Apesar de tão antigo, este processo continua a evoluir através do surgimento de novas tecnologias, buscando-se sempre o aperfeiçoamento das técnicas (GARCIA, 2011).

A fundição corresponde a um dos processos mais utilizados na produção de componentes metálicos para as mais diversas aplicações, onde 90% de todos os equipamentos, ferramentas e utensílios existentes incorporam peças fundidas (BALDAM, 2013).

Basicamente o processo consiste em vaziar o metal líquido na cavidade de um molde cujo formato e medidas correspondem as dimensões da peça a ser fabricada. Porém 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, 2011).

De maneira geral, uma peça fundida apresenta três zonas estruturais que podem ser identificadas macroscopicamente como zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial, a depender da composição química da liga, dos parâmetros térmicos e das condições de solidificação. (SIQUEIRA, 2003, 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 fundidos 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).

Existem diversos processos de fundição, o que torna possível a produção de enorme quantidade de peças de tamanhos pequenos até poucas peças de maiores dimensões, podendo chegar à toneladas (MURAKAMI, 1991). Dentre os métodos de fundição, está presente o processo denominado de Squeeze Casting, que significa fundição por pressão, ou seja, após o vazamento do metal líquido no molde, aplica-se uma pressão sobre o mesmo até que se solidifique por inteiro. 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, além do que, peças fabricadas por esse processo são formadas em uma só operação com um menor consumo de energia (GHOMASHICHI, 2011).

O processo squeeze casting se encaixa nas exigências atuais da indústria, pois os requisitos tradicionais impostos anteriormente, tais como boas características mecânicas das peças, ausência de defeitos internos e garantia de microestruturas compatíveis com o futuro desempenho dos fundidos, necessitam de melhorias com a evolução da indústria. O desenvolvimento tecnológico que estas indústrias têm conhecido nos últimos anos, levou à procura de produtos nomeadamente fundidos cada vez mais leves, mais perfeitos, passíveis de utilização imediata, sem necessidade de recursos que acabam em onerosas operações de acabamentos posteriores, sendo estas, características proporcionadas pelo processo Squeeze Casting.

A produção de ligas na indústria metalúrgica teve sua força elevada a partir do século XX. Atualmente, componentes de ligas de alumínio, cobre, magnésio, ferro fundido, aços inoxidáveis e de superligas à base de níquel são facilmente fabricados por squeeze casting (HU1998). As aplicações incluem componentes automotivos como pistões, disco de freio, rodas e cubos, componentes de mísseis e engrenagens (ROHATGI1988).

O alumínio puro possui propriedades que o faz ser um dos metais mais utilizados na indústria como baixa densidade, cerca de $2,7\text{g/cm}^3$, alta resistência à corrosão, boas condutibilidades elétrica e térmica. Além das características citadas, este metal pode se combinar com a maioria dos metais de engenharia, tornando as ligas de alumínio extremamente atraentes para aplicações industriais. Elementos como o silício e o cobre, por exemplo, melhoram substancialmente a dureza e a resistência mecânica das ligas, seja em condição bruta de fusão, seja após tratamentos térmicos, tornando ainda mais vasto, o campo de aplicação desses metais (BALDAM, 2013).

Neste contexto algumas ligas Alumínio-Silício-Cobre (Al-Si-Cu) são extremamente importantes tendo em vista sua aplicabilidade nas indústrias automotiva e aeronáutica, na fabricação de componentes como por exemplo cilindros, pistões, blocos de motores e polias. Estas ligas possuem características como boa fundibilidade e considerável resistência mecânica à temperaturas relativamente elevadas, baixo coeficiente de expansão térmica e boa resistência ao desgaste (METALS HANDBOOK, 1998).

Foram estudados, neste trabalho, os efeitos da variação das pressões: 0 Mpa; 50 Mpa, 100 Mpa e 150 Mpa, bem como o teor de soluto na formação macro e microestrutural de ligas do sistema Al-Si-Cu e suas correlações com a microdureza Vickers.

1.2 Objetivo Geral

Estudar os efeitos das variações de pressão e composição química nas macroestruturas, microestruturas e propriedades mecânicas das ligas Al-5,5Si-3Cu, Al-7,5Si-3Cu e Al-9Si-3Cu solidificadas pelo processo Squeeze Casting.

1.2.1 Objetivos específicos

- Verificar como as variações de pressão e composição atuam na macroestrutura bem como no espaçamento dendrítico secundário;
- Verificar como as variações de pressão e composição influenciam na microdureza Vickers;
- Correlacionar os espaçamentos dendríticos secundários com a microdureza Vickers.

2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1- Transferência de calor na solidificação

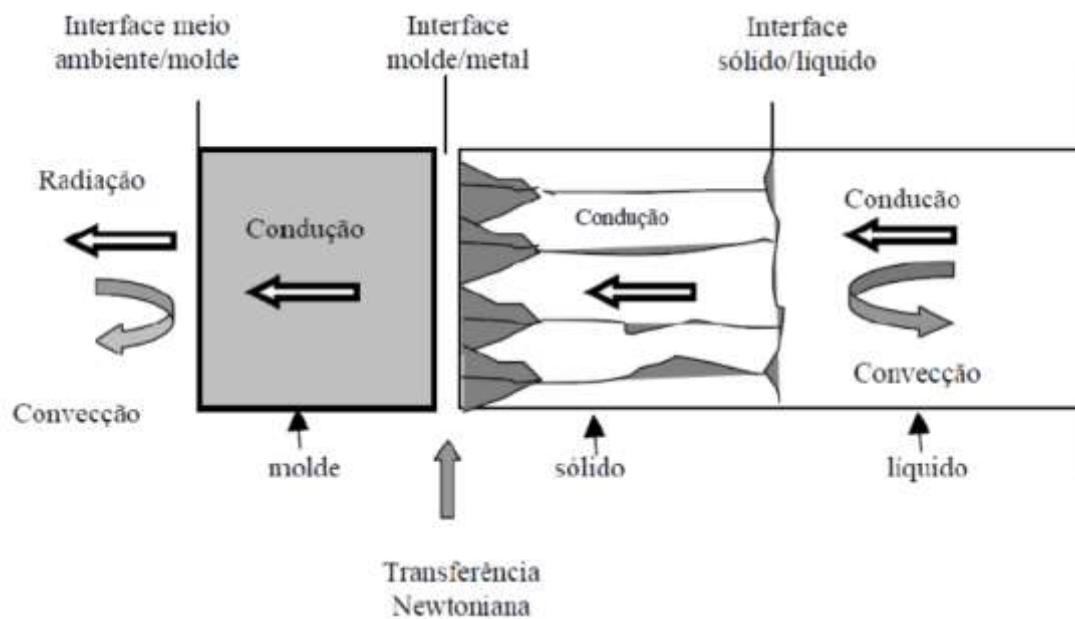
A solidificação é um processo que confere forma a um produto a partir do material no estado líquido, dispondo de um recipiente que permita gerar a geometria desejada e que, ao mesmo tempo, retire o calor liberado pela transformação líquido/sólido, denominado de molde ou lingoteira.

A solidificação pode ser considerada fundamentalmente como um processo de transferência de calor em regime transitório, isto é ocorre a transferência de energia térmica de um corpo de maior temperatura para um corpo de menor temperatura. A transformação da fase líquida para a fase sólida é acompanhada da liberação da energia térmica. A transformação das fases é acompanhada pela liberação de calor latente, transferido por processos denominados de condução térmica no metal e no molde, transferência newtoniana na interface metal/molde, convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o meio ambiente, como ilustrado na figura 2.1. A análise da transferência de calor na solidificação determina a distribuição de temperaturas no sistema metal/molde bem como a determinação da cinética de solidificação (GARCIA, 2011)

A condução é um mecanismo no qual o calor é transferido internamente no material que está sendo solidificado e o molde ; a convecção está relacionada com as perdas de calor com a superfície externa do molde ao meio ambiente; a radiação são ondas eletromagnéticas emitidas pelo molde para o ambiente devido as elevadas temperaturas de fusão e a transferência newtoniana , onde o material líquido, ao ser vazado, entra em contato com as paredes internas do molde e nessa fronteira metal/molde haverá uma resistência térmica de contato. Essa resistência é decorrente de vários fatores, tais como: a afinidade físico-química entre material do molde e material a ser solidificado não é perfeita e como consequência o molhamento da parede interna do molde pelo líquido não é completo; a rugosidade interna do molde conferida pela usinagem de acabamento gera uma microgeometria superficial que propicia o surgimento de poucos pontos de contato intercalados por regiões de separação física

metal/molde. Este não preenchimento cria regiões de contato direto onde acontece a condução e regiões fechadas sem contato na qual acontece à convecção natural (CARVALHO, 2016).

Figura 2.1- Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.



(GARCIA, 2011)

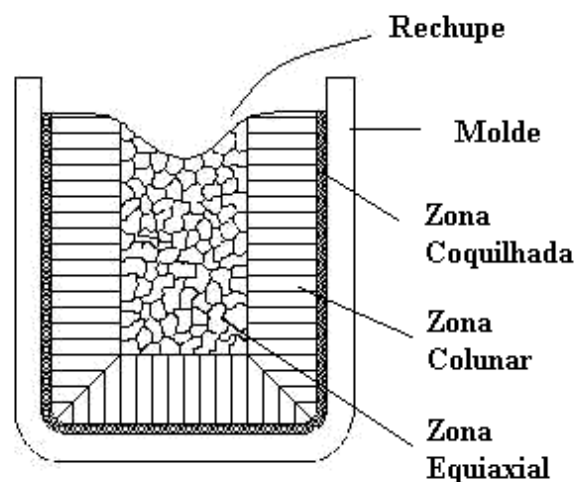
Uma vez fixada a composição química da liga, a cinética inerente ao processo de solidificação será determinante no que diz respeito as características do produto final se encarregando de determinar a microestrutura resultante. A temperatura de vazamento (T_v) do metal fundido e o molde utilizado para extração de calor do metal, são fatores que afetam as taxas de resfriamento. O processo termodinâmico também é responsável pela rejeição do soluto ou solvente determinando um movimento de transferência de calor a depender das composições das ligas (teores de soluto e solvente). A transferência de calor assim como a redistribuição do soluto determinam a morfologia de crescimento e suas respectivas microestruturas das ligas processadas, definindo então as características mecânicas e químicas do produto solidificado (GARCIA, 2011).

2.2 Macroestruturas e Microestruturas de solidificação

2.2.1 Macroestruturas de crescimento

A solidificação tem início com a nucleação, seguida do crescimento de cristais. Neste contexto, a solidificação conduz a três tipos morfológicos de arranjos cristalinos, ou seja, os grãos que aparecem na estrutura da peça solidificada podem ter diferentes tamanhos e formatos dependendo das taxas de extração de calor e gradientes térmicos em cada momento da solidificação, sendo eles: grãos coquilhados, colunares e equiaxiais. A macroestrutura de lingotes possibilita a revelação destas estruturas distribuídas de forma característica sendo uma região em contato direto com o molde, formada de grãos reduzidos, chamados de coquilhados, seguida de uma região de grãos alongados que recebem o nome de grãos colunares, e por fim uma região central onde se encontram os grãos equiaxiais que por sua vez possuem tamanhos maiores quando comparados com os grãos coquilhados como indicado na Figura 2.2 (KURZ 2001, GANDIN 2000).

Figura 2.2 - Representação esquemática da zona coquilhada, colunar e equiaxial



GARCIA (2001)

A zona coquilhada é uma camada de pequenos grãos cristalinos de orientação aleatória que se formam no momento em que a porção do metal líquido que é vazado na lingoteira entra rapidamente em contato com as paredes frias da mesma, ou seja, as altas taxas de resfriamento devido à extração de calor, irão provocar uma rápida diminuição local da temperatura e favorecer uma intensa nucleação de grãos, consequentemente uma fina camada de metal é rapidamente super-resfriada. Os grãos da zona coquilhada tendem a crescer na direção oposta a da extração de calor, porém algumas direções cristalinas apresentam maior velocidade de crescimento que outras. (GARCIA, 2013; KURZ, 1992).

Já a zona colunar corresponde a uma região de grãos finos e alongados situados na posição intermediária entre a parede e o centro do molde, onde estes possuem esta geometria devido serem formados na direção da extração de calor, isto é, perpendicularmente à parede do molde, que se caracteriza por uma nucleação e crescimento que se estende à frente da zona coquilhada. O metal líquido, no centro da lingoteira, apresenta-se à temperaturas acima da temperatura de fusão, evitando a formação de grãos nessa região nos instantes iniciais. Estes grãos crescem mais rapidamente devido a direção preferencial de crescimento dendrítico ser próxima dessa direção, possuindo sua seção transversal aumentada, à medida que a frente de solidificação se afasta da parede do molde. Ocorre uma espécie de seleção, na qual só continuam se desenvolvendo os grãos que crescem perpendiculares a parede do molde (GOMES, 2012).

A zona equiaxial central consiste de grãos equiaxiais aleatoriamente orientados no centro do lingote devido à transferência de calor em todas as direções. A formação desta região pode ser atribuída a braços secundários das dendritas que se desprendem da dendrita primária. Desde que a temperatura do líquido diminua antes deste pedaço de sólido volte a fundir, ele pode atuar como agente de nucleação, ou seja, o substrato deve atingir o raio crítico para que haja o crescimento de cristais. Assim quanto maior a temperatura de vazamento, menor a tendência para se formarem grãos equiaxiais (KURZ 2001). Na otimização das propriedades mecânicas, procura-se favorecer ao máximo a

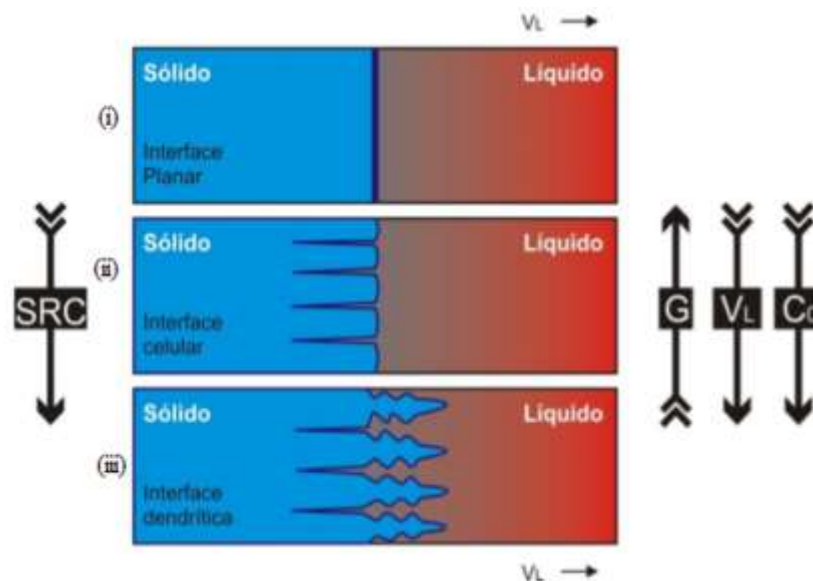
formação de grãos equiaxiais distribuídos de forma que cada grão possui uma orientação de crescimento preferencial e com menores dimensões possíveis, e para conseguir tal objetivo adiciona-se ao metal líquido elementos nucleantes e o favorecimento de um pequeno superesfriamento na nucleação (GOMES, 2012).

2.2.2 Microestruturas

As microestruturas presentes na composição de uma liga metálica, que resultam do processo de solidificação, estão relacionadas com a forma da interface entre o sólido e o líquido. Em condições termodinâmicas ideais, essa interface deveria permanecer plana, porém alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde que ocorrem durante a solidificação provocam a instabilidade dessa interface. Estas instabilidades são induzidas pela ocorrência de um processo chamado de superesfriamento constitucional (SRC), que consiste em um superesfriamento na interface sólido/líquido devido à redistribuição de soluto causada pela solidificação fora de equilíbrio, visto que o aumento da concentração de soluto tende a diminuir o ponto de fusão do fundido, logo, a frente de solidificação pode se alterar de planar para celular ou dendrítica. O crescimento celular é definido pela ocorrência de grãos alongados com baixa velocidade de crescimento e perpendiculares ao fluxo de calor (GARCIA, 2007).

No caso do crescimento dendrítico o que ocorre é que à medida em que a velocidade de crescimento aumenta, se inicia o surgimento de protuberâncias laterais que são denominadas de ramificações ou braços secundários, podendo até chegar a um colapso de terceira ordem, resultando em uma ramificação terciária. A direção do crescimento dendrítico é influenciada pelo fluxo de calor e preferencialmente segue orientações cristalográficas bem definidas. Em cristais cúbicos, por exemplo, a direção de crescimento está ligada à família de direções $\langle 100 \rangle$ (IERARDI et al, 1986; FLEMINGS 1974; GARCIA 2007; CAMPOS, 1978). A figura 2.3 ilustra as morfologias da interface de crescimento em uma solidificação, em função do gradiente térmico (G), velocidade de deslocamento da fronteira de solidificação (V_L) e a concentração de soluto (C_0).

Figura 2.3 - Representação da atuação de fatores de influência da instabilidade da interface S/L: SRC – super-resfriamento constitucional.



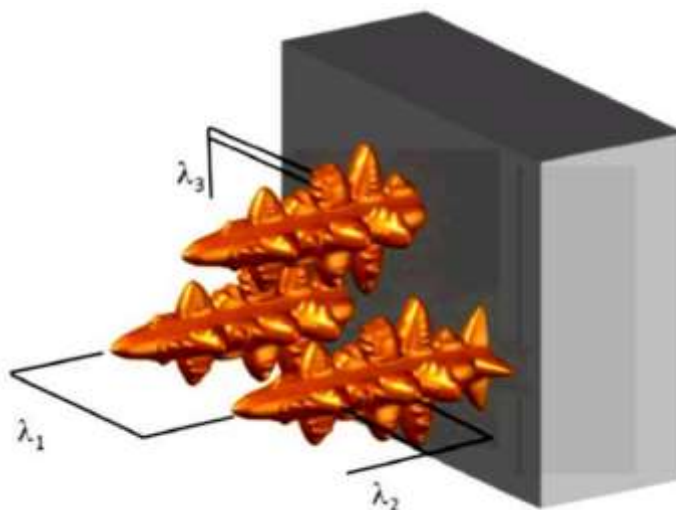
GARCIA, 2007

Com o desenvolvimento de ramificações laterais a partir do eixo principal, é de extrema importância a quantificação dos espaçamentos dos braços primários, secundários e terciários, onde os mesmos dependem das condições de solidificação, sendo assim, uma medida útil das condições de solidificação sobre a estrutura dendrítica é o espaçamento entre os braços citados acima, pois de acordo com o ponto de vista tecnológico, as medidas desses espaçamentos dendríticos apresentam um considerável significado, pois exercem forte influência sobre propriedades mecânicas de componentes fundidos e trabalhados mecanicamente. Em geral, quanto menor o espaçamento dendrítico, melhores serão as propriedades mecânicas do produto solidificado (KURZ & FISHER, 1984).

Os braços dendríticos secundários também dependem da taxa de resfriamento. Formam-se nas proximidades das pontas das dendritas e com poucas ramificações uniformemente espaçadas, sendo fortemente influenciados pela taxa de resfriamento, ou seja, de acordo com a velocidade de solidificação. Os espaçamentos dendríticos secundários diminuem com o aumento da taxa de resfriamento, isto é, quanto mais rápido for o processo de solidificação, menor os espaçamentos, e para ligas hipoeutéticas o aumento do

teor do soluto faz com que ocorra uma diminuição do espaçamento secundário (CANTÉ, 2009). A figura 2.4 exibe uma estrutura dendrítica onde é possível identificar os espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários.

Figura 2.4 – Representação esquemática de ramificações dendríticas primárias, secundárias e terciárias.



COSTA, 2013

Em uma estrutura metalúrgica, os espaços entre tais braços dendríticos são preenchidos por material de composição eutética ou fases intermetálicas, que nem sempre são desejáveis. A chamada segunda fase aparece na estrutura com composição e estrutura diferentes da liga base, ou seja, apresentam também propriedades diferentes, o que não é desejado na maioria dos casos. Por outro lado, a estrutura dendrítica atua como uma forma de isolamento de estruturas eutéticas e de compostos intermetálicos, contribuindo com a integridade das propriedades mecânicas do fundido (GRUJEL, 1993).

2.3- Alumínio e Suas Ligas

O alumínio começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos, apesar de ser o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, é o metal mais jovem usado em escala industrial. Sua produção atual supera a soma de todos os outros metais não ferrosos. Atualmente, os Estados Unidos é o maior

produtor mundial de alumínio. O Brasil tem a terceira maior reserva do minério no mundo localizada na região amazônica, perdendo apenas para Austrália e Guiné. O rápido crescimento do alumínio na indústria é resultado de uma série de fatores visto que o mesmo é um metal que possui excelentes combinações de propriedades, resultando num vasto campo de aplicações em engenharia, podendo ser facilmente transformado por meio de vários processos metalúrgicos convencionais, tornando-se assim, viável à indústria de manufatura (ABAL, 2010). Entretanto, mesmo com o baixo custo para a sua reciclagem, o que aumenta sua vida útil a estabilidade do seu valor, a elevada quantidade de energia necessária para a sua obtenção reduz sobremaneira o seu campo de aplicação, além das implicações ecológicas negativas no rejeito dos subprodutos do processo de reciclagem, ou mesmo de produção do alumínio primário.

A reciclabilidade é outro atributo do alumínio e reforça a vocação de sua indústria para a sustentabilidade em termos econômicos, sociais e ambientais. O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes sem perder suas características no processo de reaproveitamento, além da economia dos recursos naturais, energia elétrica, entre outros (ABAL, 2010).

O alumínio constitui um dos grupos de materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos dentre todos os metais usualmente conhecidos. O alumínio possui uma densidade de $2,7\text{g/cm}^3$, aproximadamente um terço da densidade do aço, o que somado à sua elevada resistência mecânica o torna bastante útil na construção de estruturas móveis, como veículos e aeronaves. O alumínio é não ferromagnético, possui elevada condutividade térmica e elétrica, porém algumas ligas têm sido desenvolvidas apresentando alto grau de resistividade elétrica, é atóxico e, com determinados tratamentos e elementos de liga, pode se tornar resistente à corrosão em meios bastante agressivos (ABAL, 2007). Ou seja, além de possuir muitas características favoráveis à diversas aplicações, o alumínio, quando combinado com elementos de liga é capaz ainda de otimizar várias dessas características.

As ligas de alumínio são divididas em duas categorias, as ligas trabalhadas, destinadas a trabalho mecânico (forjamento, laminação, extrusão, entre outros), e as ligas fundidas destinadas à produção de componentes via fundição. Cada uma delas subdivide-se em diversas classes de acordo com sua composição, conforme Tabela 1 (BALDAM, 2013).

Tabela 1.1: Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química.

Ligas trabalhadas	Ligas fundidas
1xx.x: Alumínio comercialmente puro	1xx.x: Alumínio comercialmente puro
2xxx: Cobre	2xx.x: Cobre
3xxx: Manganês	3xx.x: Silício com adição de cobre e/ou magnésio
4xxx: Silício	4xx.x: Silício
5xxx: Magnésio	5xx.x: Magnésio
6xxx: Magnésio e silício	7xx.x: Zinco
7xxx: Zinco	8xx.x: Estanho
8xxx: Outro elemento	9xx.x: Outro elemento

OLIVEIRA FILHO (2017)

Os principais empregos destas ligas vão desde aplicações gerais como carrocerias de ônibus e furgões, utensílios domésticos, embarcações, calhas, forros, construção civil e fachadas, até fins mais específicos como equipamentos para a indústria alimentícia, química, de bebidas e confecção de peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos na indústria aeronáutica, militar, máquinas e equipamentos, moldes para injeção de plástico e estruturas (CAYLESS, 1992; TORRES, 2009).

Diferentemente das ligas trabalhadas, a maioria das ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição como fundida e, conseqüentemente, um grupo diferente de ligas tem sido formulado para a produção de peças fundidas. Frequentemente contêm silício para melhorar suas características de fundição, tais como fluidez e resistência à trincas de contração durante o resfriamento. O cobre também é frequentemente utilizado com elemento de liga, para proporcionar melhores propriedades mecânicas, como maior dureza e resistência exigidas em serviço (ABAL, 2010).

As ligas do sistema alumínio-silício (Al-Si) são largamente utilizadas na indústria, seja para fundição em areia ou em moldes permanentes como também para o processamento no estado semi-sólido. Essas ligas, além serem bastante

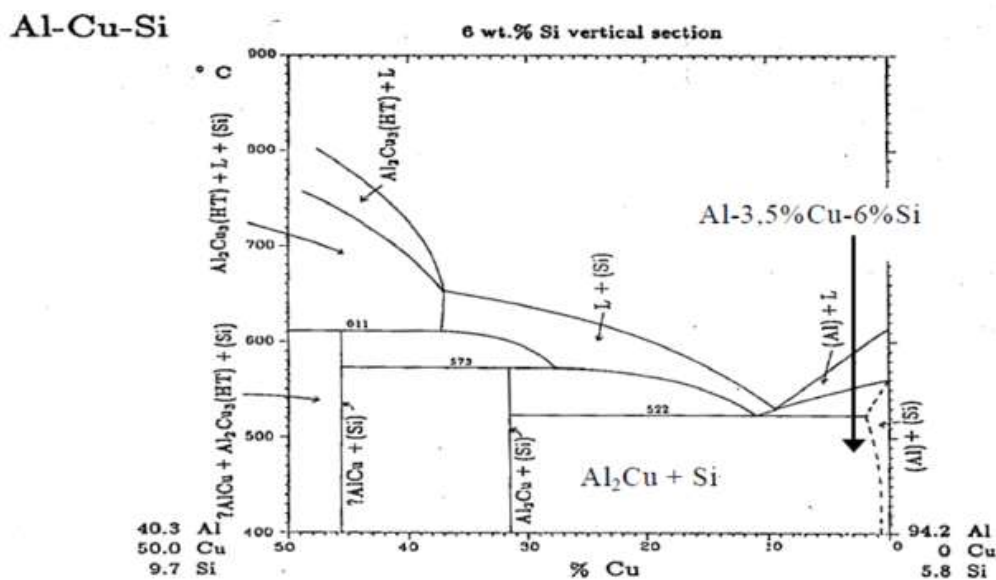
utilizadas para a fabricação de peças fundidas como por exemplo, pistões para motores de automóveis e aviões, também encontram algumas aplicações como metais de adição para soldagem e algumas aplicações arquitetônicas. O amplo uso dessas ligas em aplicações nas quais as qualidades estruturais resultantes da solidificação são tão importantes, está relacionado com as características do seu principal elemento de liga, o silício. Este elemento de liga confere o aumento na fluidez do alumínio líquido permitindo assim que o mesmo flua melhor através das cavidades do molde de fundição. Além de uma melhor fluidez, as adições de silício conferem resistência à trincas de contração durante o resfriamento e redução da porosidade nas peças fundidas, permitindo então a obtenção de produtos com formatos mais complexos. É o elemento de liga mais empregado entre todas as composições de ligas de alumínio utilizadas em processos de fundição (BALDAM, 2013).

O cobre também pode ser adicionado às ligas do sistema Al-Si, dando origem ao subgrupo alumínio-silício-cobre (Al-Si-Cu). O cobre melhora substancialmente a dureza e a resistência mecânica das ligas, seja em condição bruta de fusão, seja após tratamentos térmicos, isto é, proporciona o aumento da resistência mecânica da liga tanto antes como depois do tratamento. Dessa forma, o cobre torna as ligas Al-Si-Cu tratáveis termicamente, tornando-as passíveis de endurecimento mediante tratamento térmico de envelhecimento. Um fator negativo quanto à adição do cobre é a diminuição da resistência à corrosão das ligas (ROOY, 1992; HATCH, 1990).

As ligas Al-Si-Cu são as mais empregadas dentre as ligas de fundição, onde as fases em equilíbrio são $\text{Al}_2\text{Cu-Si}$ (Figura 2.5). As ligas com maiores teores de silício são geralmente empregadas para fundições mais complexas e para fundições sobre pressão e em coquilha, que exigem o uso de técnicas mais precisas para evitar problemas como a fragilização. Ligas com altos teores de silício (acima de 10%) sofrem pouca expansão térmica, o que configura uma vantagem em algumas aplicações que exigem altas temperaturas (ROOY, 1992). Tem-se ainda que os principais empregos destas ligas vão desde equipamentos para a indústria alimentícia e química, até peças submetidas a elevadas tensões na engenharia de aviação, marítima e de transporte, como por exemplo, bloco de motores, componentes de aeronaves, de mísseis e embarcações (KEARNEY, 1992).

A figura 2.5 mostra uma porção de diagrama de equilíbrio para as ligas Al-Si-Cu, para uma liga com 6% em peso de Si. A seta vertical mostra a sequência de solidificação segundo um teor de 3,5% em peso de cobre. Vale ressaltar que o ponto eutético do Silício no Alumínio corresponde a 12,6%, onde o soluto passa a se apresentar com uma morfologia acicular, isto é, na forma de agulhas entre as dendritas da liga como mostra a Figura 4.20, representando regiões mais duras do que as próprias dendritas (FERRARINI, 2005).

Figura 2.5 – Corte do Diagrama de fases ternário Al-Si-Cu.



MONDOLFO, 1976.

2.4- O Processo Squeeze Casting

O Squeeze Casting é um processo de fundição utilizado em larga escala na fundição de ligas de alumínio, magnésio e cobre no qual o metal vazado no estado líquido é solidificado sob pressão dentro de uma coquilha metálica fechada por um punção (HU, 1998).

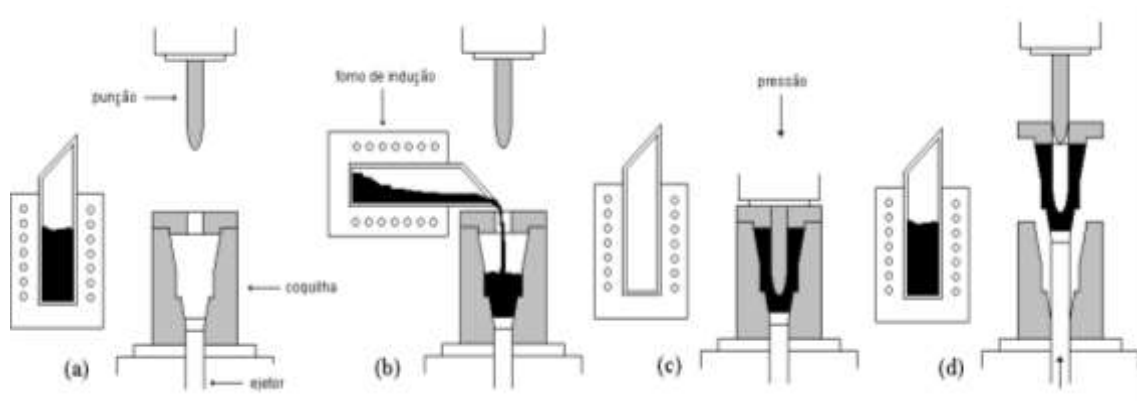
Quando comparado ao método convencional de fundição, o squeeze casting confere aos componentes fabricados, considerável aumento de propriedades mecânicas, como por exemplo, dureza e resistência à tração. Isto se deve à estrutura resultante do processo, isto é, fina granulometria e quase livre de porosidade, além de um excelente acabamento de superfície. Tais características decorrem do fato de que o squeeze casting combina vantagens das tecnologias de fundição e forjamento, onde a pressão aplicada e o contato instantâneo do metal líquido com a superfície do molde gera uma rápida transferência de calor, não permitindo um maior crescimento dos grãos (DORCIC e VERNA, 1988).

Além dos demais benefícios em relação ao processo de fundição comum, as peças fabricadas por squeeze casting também apresentam uma soldabilidade superior, como também maior economia no processo, visto que as peças são formadas em uma única operação (GHOMASHCHI, 2000).

De acordo com a figura 2.6 o processo pode ser dividido nas seguintes etapas (HU, 1998):

- Uma coquilha com dimensões pré-estabelecidas é instalada sobre a base de uma prensa. O sistema que integra a coquilha é pré-aquecido até a temperatura de trabalho desejada. Durante o pré-aquecimento a coquilha é revestida com material refratário para facilitar a desmoldagem.
- O metal líquido é vazado no interior da coquilha aquecida, com o vazamento a prensa é acionada, o punção é abaixado entrando em contato com o metal ainda líquido, ou seja, deve haver um cuidado para com a temperatura de vazamento (T_v), de modo que o metal não sofra a aplicação da pressão sem que esteja totalmente no estado líquido.
- Após a pressão ser alcançada ela é mantida até a solidificação do metal dentro da coquilha.
- Depois da solidificação o punção retorna a posição original e a peça pronta é ejetada da coquilha.

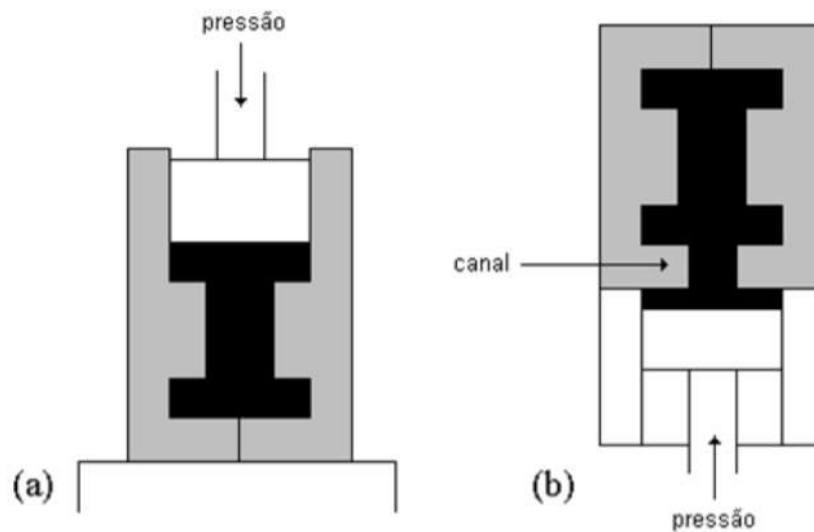
Figura 2.6 - Esquema do processo squeeze casting.



LIMA (2014)

No geral existem duas formas específicas de classificar o processo squeeze casting, sendo elas prensagem direta e prensagem indireta como ilustrado nas Figuras 2.7 (a) e (b). A primeira é caracterizada pela imposição da pressão diretamente sobre a superfície total da peça, como mostrado na Figura 2.7 (a). No tipo de prensagem direta a solidificação ocorre com transferência de calor extremamente rápida, resultando em um material de granulação fina e com excelentes propriedades mecânicas. No caso da prensagem indireta, mostrada na Figura 2.7 (b), o metal líquido é vazado em um canal adicional ligado a coquilha, e após o molde ser preenchido o metal é pressionado. Com a pressão aplicada diretamente no metal líquido que preenche o canal adicional, essa pressão indireta é transmitida para a peça, com essa técnica fica difícil manter a alta pressão aplicada até a solidificação do fundido, dessa forma acaba sendo difícil trabalhar com ligas que tenham um grande intervalo de solidificação, visto que a pressão não será homogeneamente eficaz ao longo da peça. 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 ao contrário da técnica por pressão direta, onde se deve vaziar a exata quantidade de metal da peça, dificultando o processo (FERREIRA1999; HU, 1998).

Figura 2.7 - Classificação dos tipos de fundição sob pressão levando-se em conta a geometria da peça: (a) direta e (b) indireta



BRITO (2009)

Dentre alguns parâmetros que exercem influência no processo squeeze casting como por exemplo o volume do metal fundido, superaquecimento e temperatura das ferramentas, destaca-se a aplicação da pressão, pois a mesma modifica a temperatura de solidificação da liga metálica, como também aumenta a taxa de transferência de calor na interface metal/molde, resultando em modificações macro e microestruturais e consequentemente provocam alterações também em propriedades mecânicas (MATER, 1998; GHOMASHCHI, 1998). Vale ressaltar que, geralmente o espaçamento dendrítico de peças solidificadas sob pressão tendem a ser menores do que peças que venham a ser solidificadas sem esta variável (SKOLIANOS et al., 1997).

Dentre as vantagens da utilização do processo squeeze casting, podemos destacar:

- Geralmente, as peças fundidas sob pressão apresentam maiores resistências do que as fundidas em areia;
- Podem receber tratamento de superfície com um mínimo de preparo prévio da mesma;
- Proporciona a produção de peças com formas complexas;
- Alta capacidade de produção;
- Consegue-se alta durabilidade das matrizes.

Em contraponto, podemos destacar algumas desvantagens:

- A grande maioria das peças produzidas correspondem à ligas não ferrosas;
- Limitação no peso das peças que geralmente não passam de 5 kilos;
- Pode ocorrer o surgimento do defeito de Shinkage, sendo este a retenção de ar no interior das peças devido à insuficiência da aplicação da pressão resultando em porosidade no interior da peça, que corresponde ao aprisionamento de gases no interior do lingote;
- Podem surgir trincas à frio, causadas quando o metal líquido recobre camadas já solidificadas;
- Trincas a quente podem ser originadas em decorrência da contração da fase sólida em torno da superfície do molde.
- A ocorrência da macrossegregação oriunda da deformação da fase solidificada por meio de forças externas como a pressão, causando diferenças de densidade pela formação de novas fases bem como a movimentação do líquido interdendrítico.

2.5. Microdureza Vickers (Hv)

Para o controle da qualidade de um produto, é muito comum utilizar ensaios mecânicos para verificar a dureza de um material. A dureza é uma propriedade mecânica que consiste na medida da resistência de um material a uma deformação plástica localizada quando um endentador é aplicado sobre ele, e está diretamente relacionada com a estrutura atômica de cada material (GARCIA, 2007). O princípio geral da endentação consiste em aplicar uma carga conhecida e padronizada sobre a superfície lisa de um material e posteriormente medir a deformação plástica residual (LIMA et. al., 2010).

Dentre as principais razões para a utilização do ensaio de dureza, é que se trata de um ensaio simples e relativamente barato, não-destrutivo e corresponde a uma grandeza diretamente proporcional a outras propriedades mecânicas, como por exemplo o limite de resistência à tração e limite de escoamento de um material (CALLISTER, 2007).

Várias são as técnicas de medição de dureza, podemos citar as escalas Rockwell, Brinell, e Vickers (microdureza) que se diferem entre si de acordo com

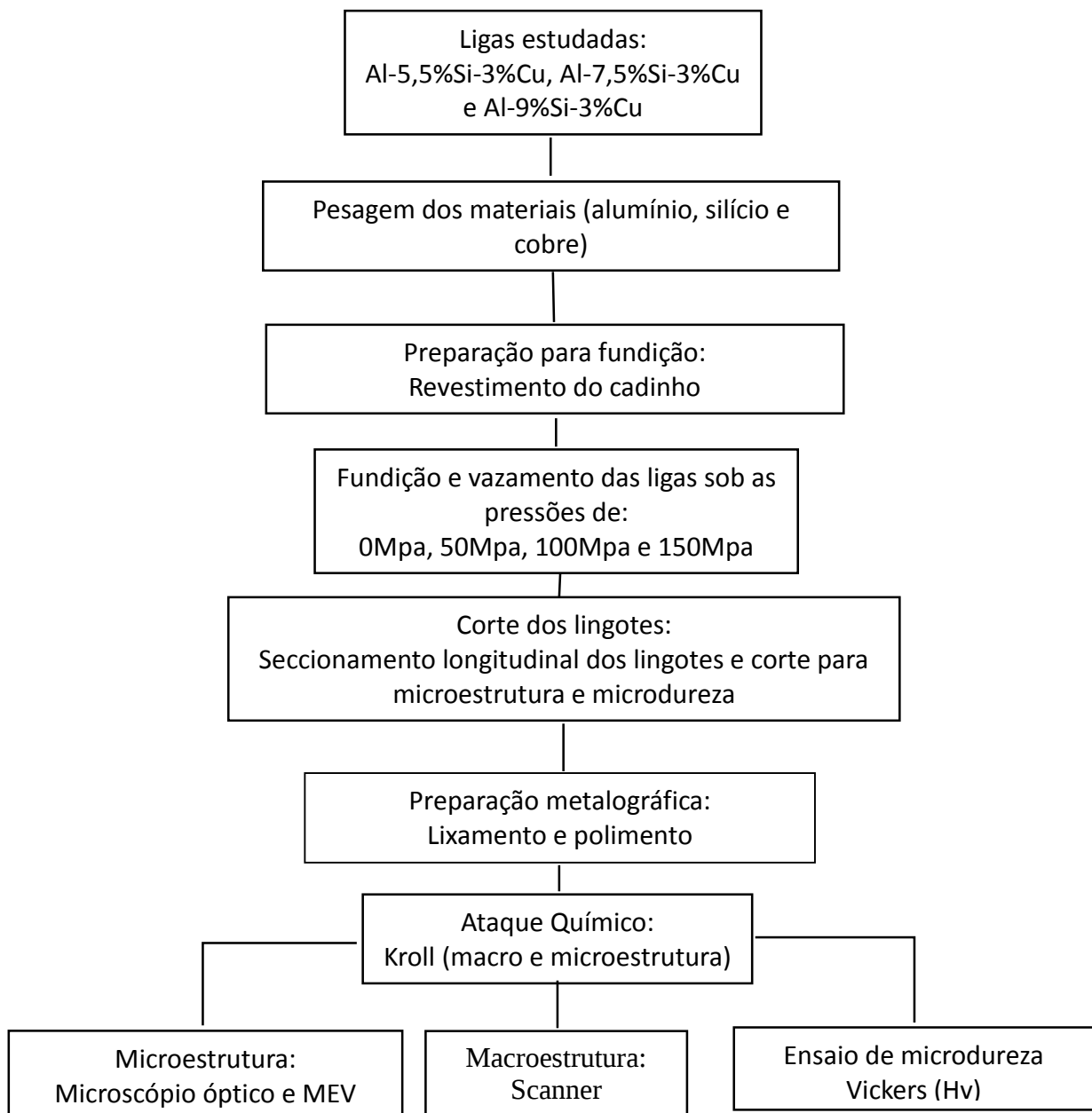
a geometria de seus endentadores que podem ser esféricos, cônicos ou piramidais. Dentre os métodos citados, a microdureza Vickers mostra-se ser um método mais versátil que os demais, isto consegue atender às necessidades de processos industriais cada vez mais exigentes e sofisticados quando em comparação aos demais.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Considerações gerais

Neste tópico serão relatados os materiais e equipamentos utilizados em todo o processo da solidificação das ligas do sistema Al-Si-Cu, como também os procedimentos experimentais adotados. A figura 3.1 esquematiza os procedimentos utilizados na realização do trabalho.

Figura 1.1 - Fluxograma dos procedimentos experimentais



3.2. Equipamentos e materiais utilizados

A obtenção das ligas ternárias utilizadas neste trabalho, sendo estas as ligas [Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu] (porcentagens distribuídas em peso) teve início através do cálculo estequiométrico das massas, corte em serra fita SBS 1018-S AGRA, seguido da seleção e pesagem dos materiais componentes das ligas em balança de precisão SHIMADZU com capacidade máxima de 6,2 Kg, modelo UX6200H.

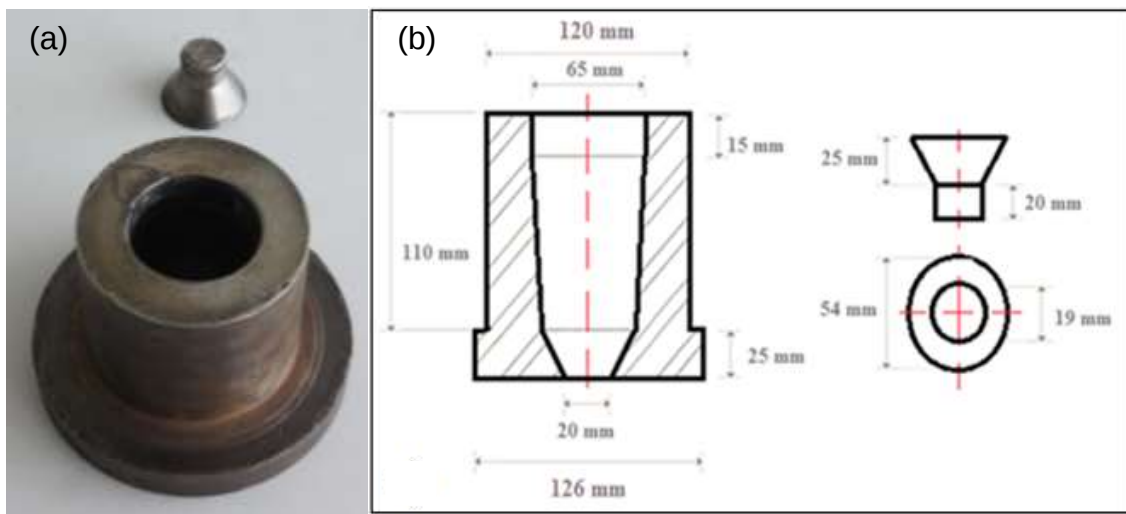
Em seguida, os materiais constituintes das ligas foram depositados em um cadinho de carbetto de silício e levados a um forno tipo mufla Jung, para fundição e homogeneização das ligas.

Utilizou-se no processo um acessório de monitoramento térmico (termopar) com o propósito de identificar a temperatura de vazamento (T_v) do metal líquido. Cada composição assume temperaturas de vazamento diferentes umas das outras, decorrente do fato de que cada liga possui uma temperatura de fusão (T_f) diferente das outras, e neste contexto têm-se a seguinte equação, para representar a variação da temperatura de vazamento, ou seja, o superaquecimento de cada liga estudada.

$$T_v = T_f + 20\%T_f \quad \text{Eq (1)}$$

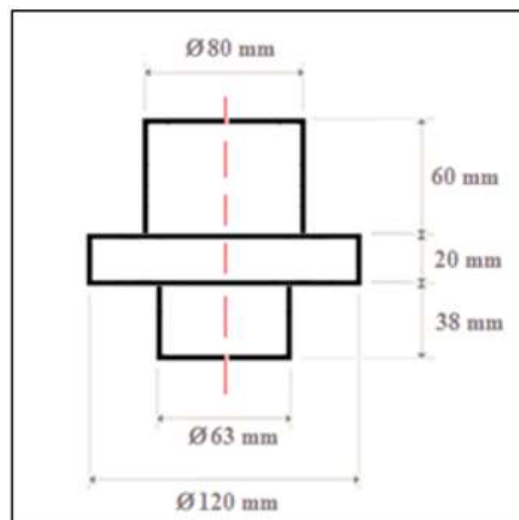
Sendo assim as ligas Al-5,5%Si-3%Cu ($T_f = 617^\circ\text{C}$), Al-7,5%Si-3%Cu ($T_f = 603^\circ\text{C}$) e Al-9%Si-3%Cu ($T_f = 592^\circ\text{C}$) apresentam T_v de 740°C , 723°C e 710°C respectivamente. Após atingir a temperatura de vazamento o metal líquido foi vazado no interior de uma lingoteira de aço 1020 (figura 3.2) à temperatura ambiente, posicionada sob uma prensa hidráulica, onde em seguida foram aplicadas variações de determinadas pressões por meio da ação de um punção (Figura 3.3) durante 5 segundos. O processo está ilustrado na Figura 2.6.

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



OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 3.3- Dimensões do pulsão



OLIVEIRA FILHO (2017)

As pressões utilizadas correspondem aos valores de 0 MPa, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa. Posteriormente foi cessada a pressurização e retirou-se o lingote já solidificado da lingoteira. Finalmente os lingotes foram preparados para a determinação das macroestruturas, microestruturas e propriedade mecânica

(microdureza). Foram confeccionados 12 lingotes com as composições já mencionadas, classificados de acordo com a tabela 3.1 abaixo.

Tabela 3.1 - Classificação dos lingotes utilizados

LINGOTES	NOMENCLATURA	COMPOSIÇÃO	PRESSÃO (Mpa)
1	P1	Al5%Si3%Cu	0
2	P2	Al5%Si3%Cu	50
3	P3	Al5%Si3%Cu	100
4	P4	Al5%Si3%Cu	150
5	P5	Al7,5%Si3%Cu	0
6	P6	Al7,5%Si3%Cu	50
7	P7	Al7,5%Si3%Cu	100
8	P8	Al7,5%Si3%Cu	150
9	P9	Al9%Si3%Cu	0
10	P10	Al9%Si3%Cu	50
11	P11	Al9%Si3%Cu	100
12	P12	Al9%Si3%Cu	150

OLIVEIRA FILHO (2017)

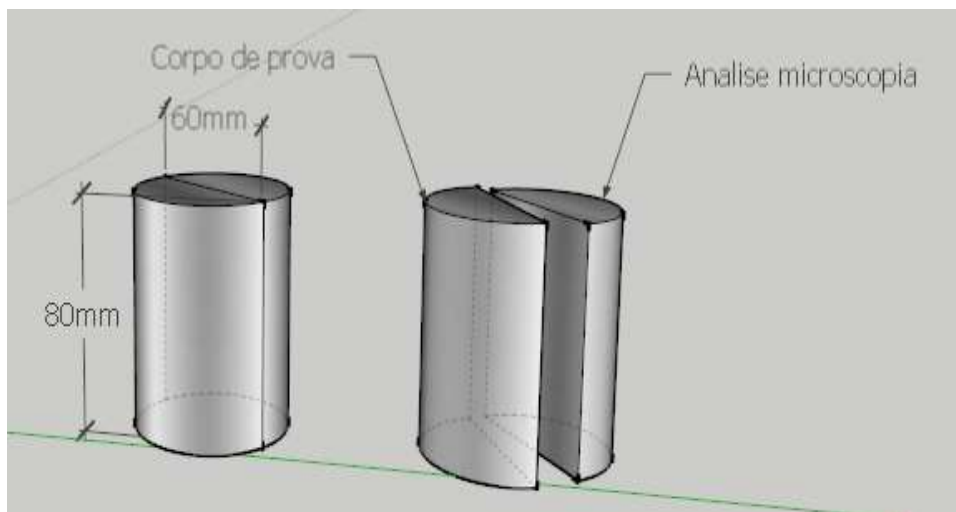
3.3- Caracterizações Estrutural e Mecânica

3.3.1- Caracterização estrutural

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 estão descritas na sequência:

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

Figura 3.4 - Ilustração do corpo de prova

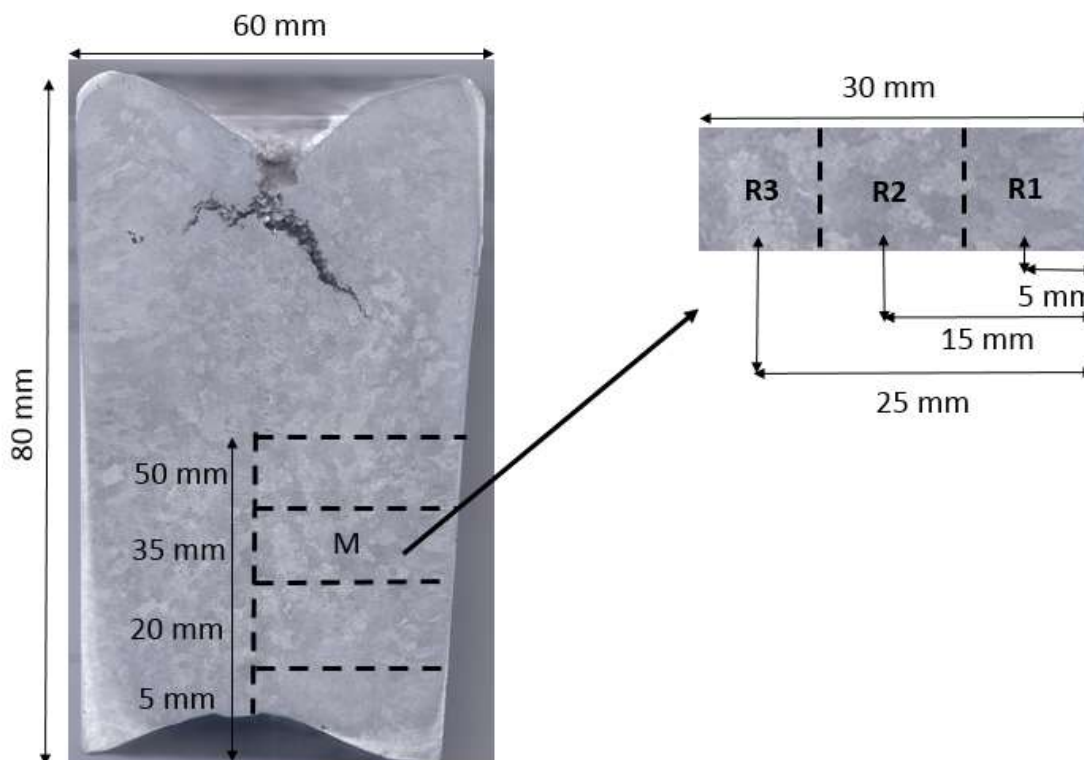


OLIVEIRA FILHO (2017)

2 – Em seguida, para a análise macroscópica, para uma das metades do lingote adotou-se a preparação metalográfica da superfície através do lixamento com lixas de granulação 100, 180, 220, 320, 400 e 600 mesh. Para revelar a macroestrutura de solidificação utilizou-se o ataque por atrito com o reagente químico composto por 15% de ácido clorídrico e 35% de ácido fluorídrico diluídos em água (Kroll). Após a revelação das macroestruturas os lingotes foram digitalizados.

3 - A Figura 3.5 mostra o desenho esquemático de como foram feitos os cortes dos corpos-de-prova, evidenciando o local onde foram retiradas as amostras para análises da microestrutura e microdureza Vickers. As amostras foram divididas em três regiões, R1, R2 e R3, de acordo com a distância da parede do molde em relação ao centro da peça. Essas distâncias correspondem a 5, 15 e 25 mm, onde as medições de λ_2 e Hv foram realizadas no centro de R1, R2 e R3 à 35mm da base do lingote. As dimensões foram assim definidas visando uma melhor análise com regiões livre de defeitos.

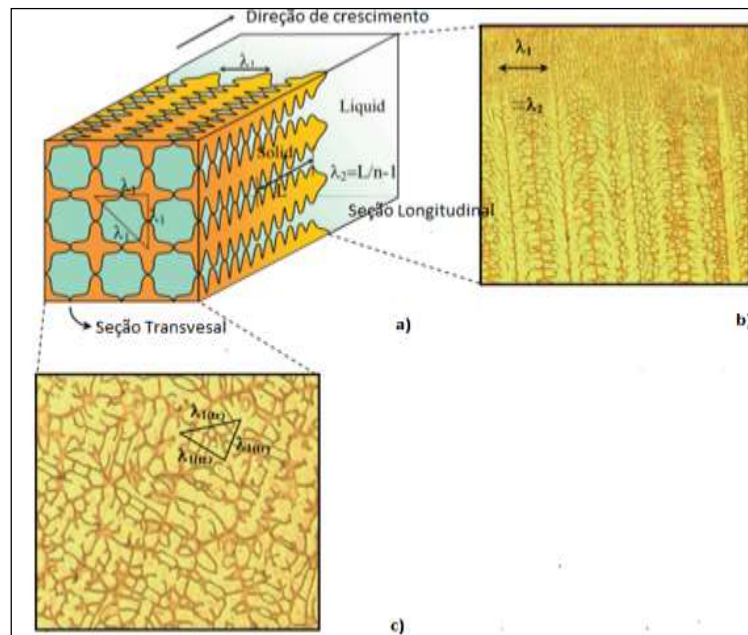
Figura 3.5 - Ilustração dos cortes dos lingotes para as análises.



OLIVEIRA FILHO (2017)

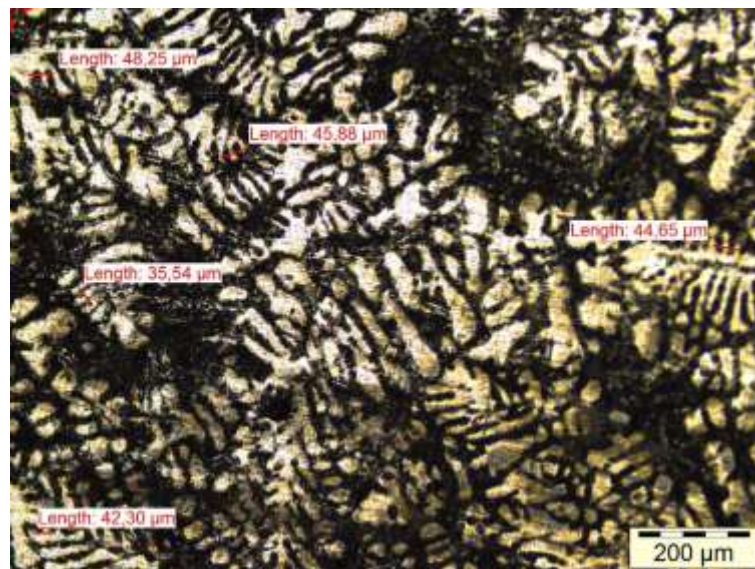
4 - Após os cortes, foram realizados os embutimentos das peças para em seguida serem lixadas com lixas de mesma granulometria utilizadas na análise macroestrutural, com posterior polimento com alumina diluída. O ataque químico para revelação da microestrutura foi o mesmo reagente utilizado para a revelação da macroestrutura (Kroll). Os espaçamentos dendríticos secundários foram medidos com o auxílio do Software AnalySIS imager após as imagens serem capturadas com auxílio do microscópio óptico Olimpos, modelo BX41M-LED. Para obter os espaçamentos dendríticos secundários foi traçada uma reta perpendicular às dendritas secundárias, de forma que a reta cruze três dendritas secundárias (a reta sempre é traçada de forma que ela comece no centro da primeira dendrita, e termine no centro da última dendrita), como mostra as figuras 3.6 e 3.7.

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



ACER (2016)

Figura 3.7 - Micrografia das medidas dos espaçamentos dendríticos secundários.

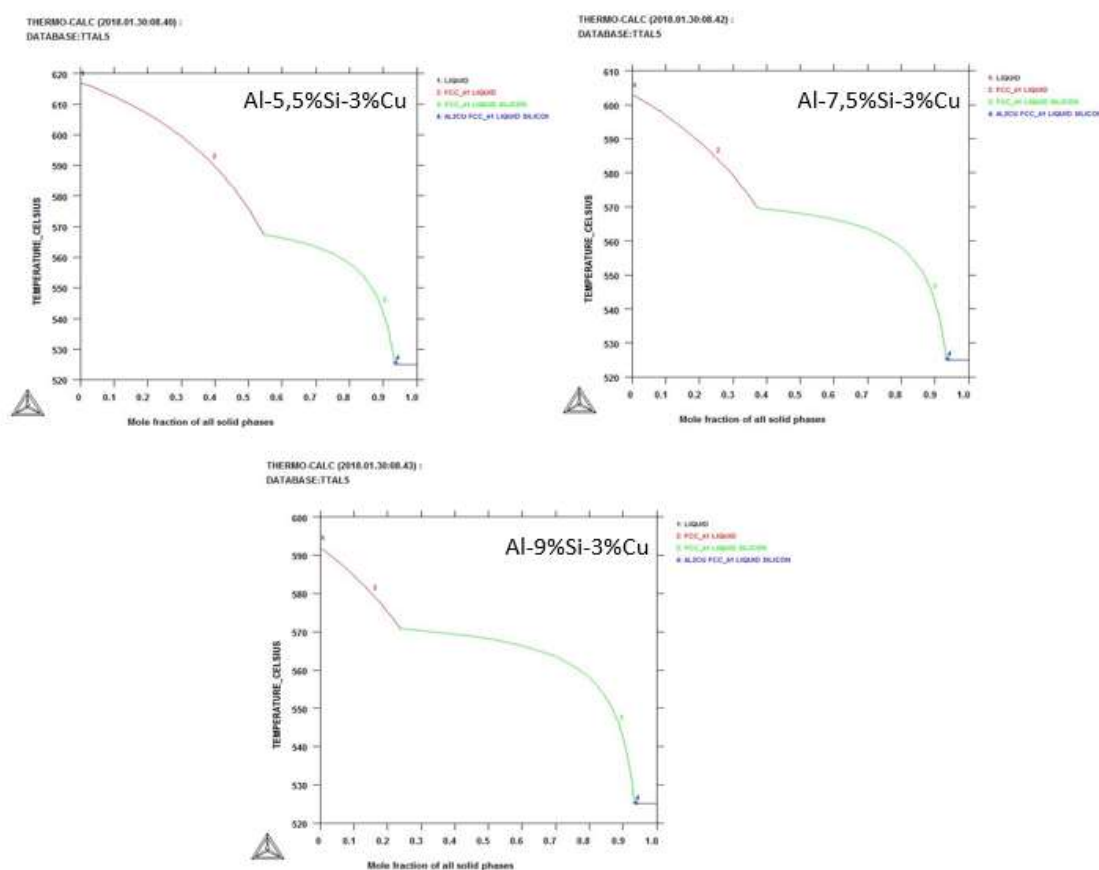


OLIVEIRA FILHO (2017)

5 - As mesmas amostras analisadas em microscopia ótica foram observadas com os mesmos ataques metalográficos em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca HITACHI, modelo TM3000 com canhão de emissão por campo elétrico operando a 15 kV, equipado com um detector de EDS (dispositivo de espectroscopia de energia dispersiva de raios X), visando a identificação de compostos intermetálicos, bem como suas morfologias na estrutura das ligas em questão, nas regiões R2 (Figura 3.5) referente aos lingotes solidificados sob a pressão de 0, 100 e 150Mpa.

6 - Através do Software termodinâmico ThermoCalc foi possível obter os caminhos de solidificação para as 3 ligas estudadas, afim de comprovar as fases presentes nas ligas de acordo com suas respectivas composições. A Figura 3.8 mostra o diagrama de fases em função do silício.

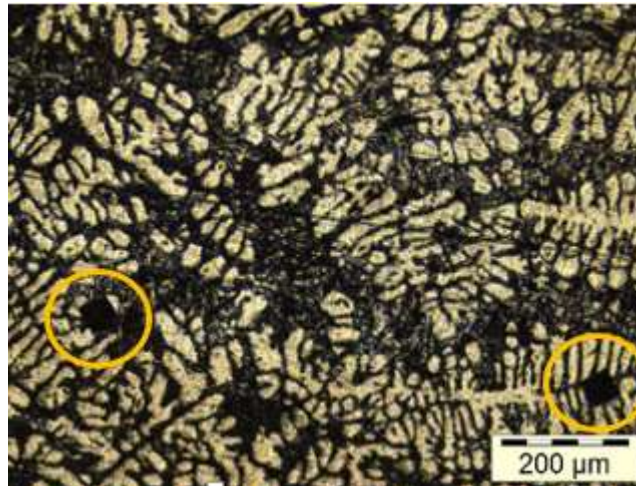
Figura 3.8 – Caminhos de solidificação das ligas obtido através do ThermoCalc.



3.3.2- Microdureza Vickers

Para medição da microdureza, foram usadas as mesmas amostras utilizadas dos espaçamentos dendríticos secundários, porém para medição de microdureza foram realizados cinco endentações por região a partir da interface metal/molde em direção ao centro da peça conforme ilustra a Figura 3.5, totalizando, por peça, quinze medidas de microdureza. Neste ensaio utilizou-se uma carga de 200 gf (grama força) com tempo equivalente 15 segundos. A Figura 3.9 mostra a microestrutura com endentações, após o ensaio.

Figura 3.9 – Microestrutura após o ensaio de microdureza.



OLIVEIRA FILHO (2017)

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

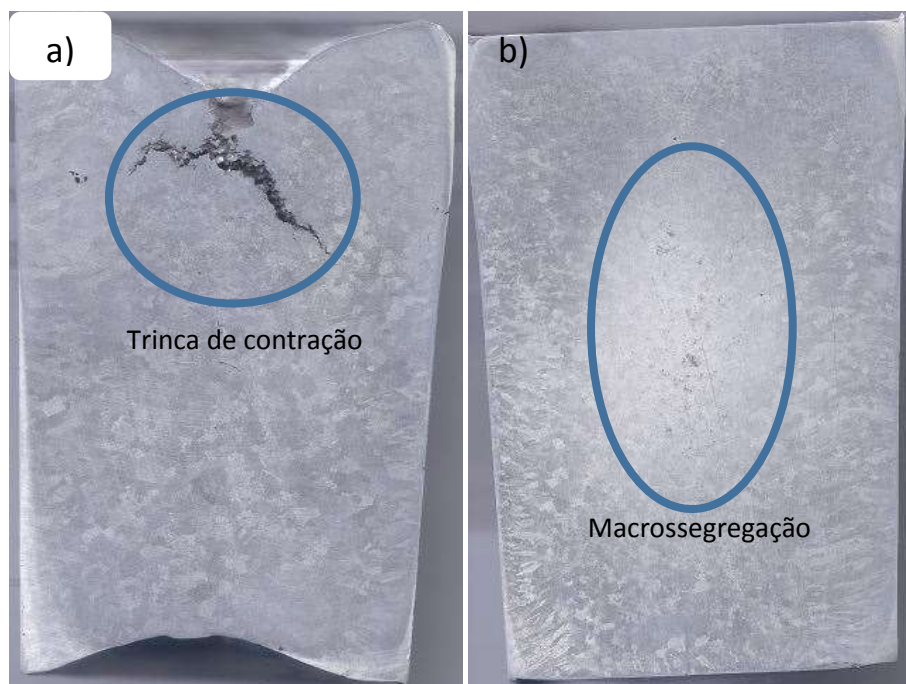
4.1. Considerações iniciais

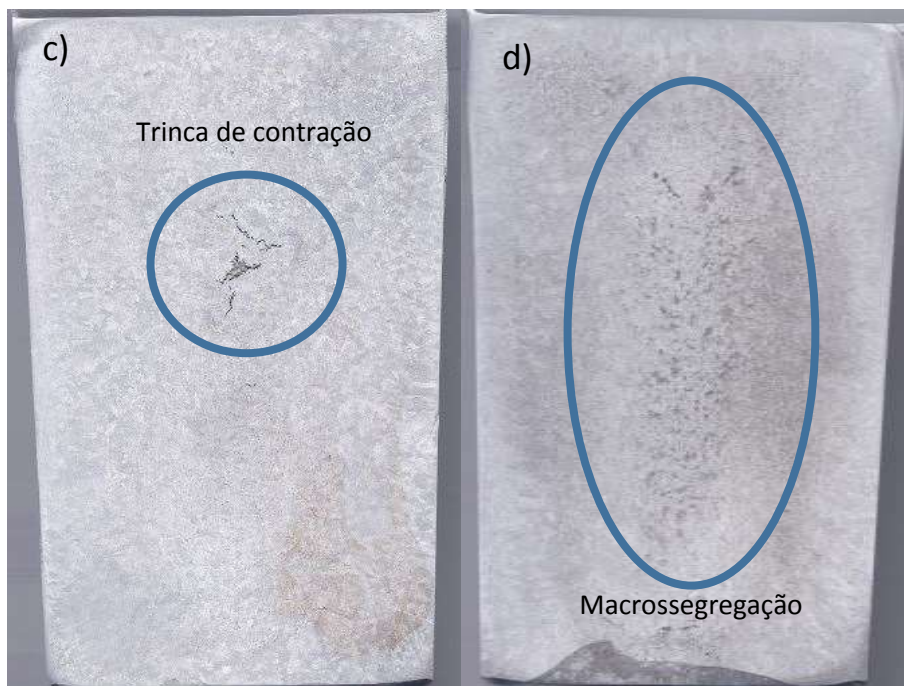
Neste capítulo serão apresentadas as análises macroestruturais, microestruturais e microdureza Vickers, bem como suas correlações com parâmetros operacionais para as ligas do sistema Al-Si-Cu solidificadas pelo processo squeeze casting.

4.2. Análise Macroestrutural

A Figura 4.1(a), (b), (c) e (d), apresenta as macroestruturas para a liga Al-5,5%Si-3%Cu solidificadas pelo processo squeeze casting sob as pressões 0MPa, 50MPa, 100MPa e 150MPa, respectivamente.

Figura 4.1 - Macroestrutura de solidificação da Liga Al-5,5%Si-3%Cu (a) 0MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa





OLIVEIRA FILHO (2017)

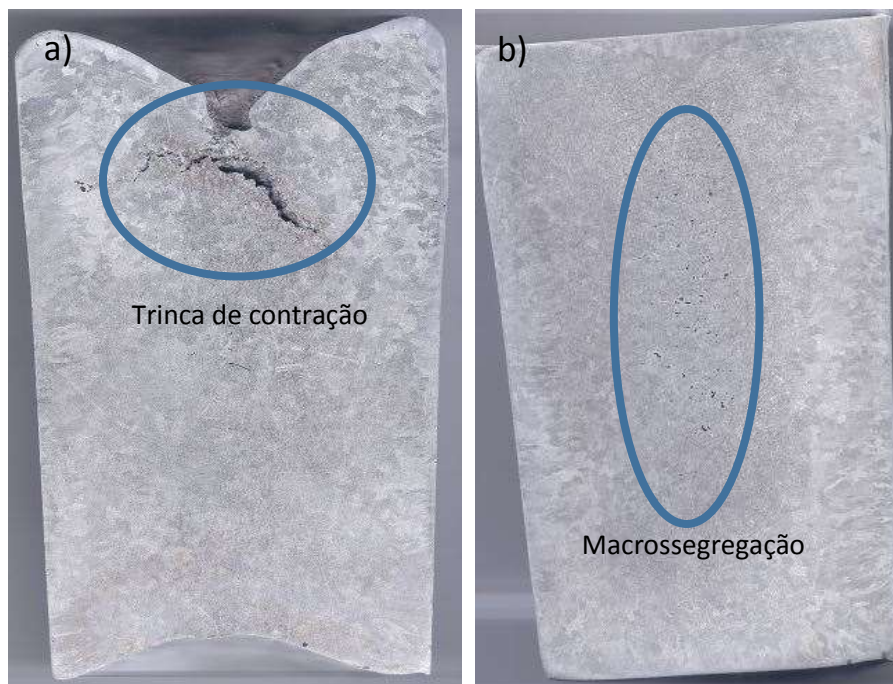
Nas Figuras 4.1(a), (b), (c) e (d) é possível observar uma estrutura predominantemente formada por grãos equiaxiais à frente de uma região formada por pequenos grãos colunares junto as paredes do molde. Nota-se que à medida em que a pressão foi elevada de 50Mpa a 150Mpa, ocorreu um refino dos grãos da estrutura do material.

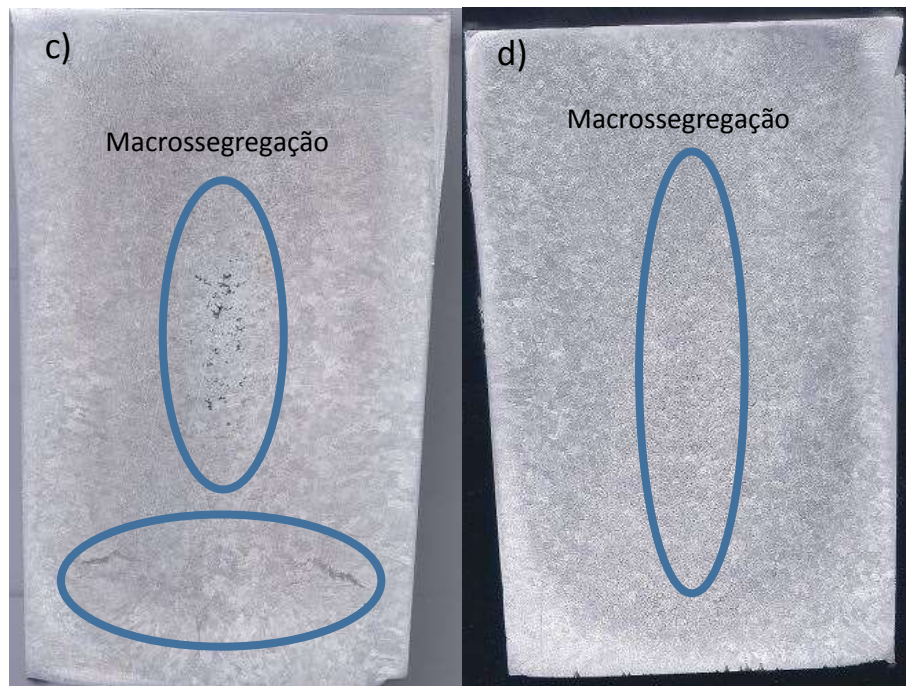
Como visto em 4.1 (a), (b), (c) e (d) todos os lingotes apresentaram algum tipo de defeito. No lingote solidificado com ausência de pressão (figura 4.1 (a)) observou-se a presença de defeito de contração ocorrido provavelmente no momento da solidificação. O defeito surgiu na porção superior, próximo à superfície. Na figura 4.1 (c) também se observa a presença de trincas originadas devido a contração na solidificação, ocorrendo em uma região um pouco acima do centro da peça. A diferença para o primeiro caso é que este lingote solidificou-se sob pressão (100Mpa), ou seja, existiu uma ação externa, acarretando no aumento da extração de calor na região superior da peça, fazendo com que o centro do lingote, provavelmente se solidifique por último. As peças representadas nas figuras 4.1 (b), (c) e (d), apresentaram o defeito da macrossegregação. Como observado por ROLLAND et, al., (1996), a solidificação têm início quase que imediatamente após o metal líquido ser vazado

na lingoteira, iniciando a microsegregação, isto é, uma quantidade de soluto é depositada no líquido adjacente ao sólido, pois, geralmente o soluto é mais solúvel na fase líquida. Durante a ação da pressão sobre o metal fundido vazado, o líquido enriquecido de soluto é deslocado da região semi-sólida para as regiões mais quentes que ainda se encontram fundidas, ou seja, a região central do lingote. O resultado, após a solidificação estar completa, são variações na composição química do lingote, denominada de macrossegregação.

As Figuras 4.2 (a), (b), (c) e (d) mostram as macroestruturas da liga Al-7,5%Si-3%Cu solidificadas pelo processo squeeze casting sob efeito das pressões ambiente, 50Mpa, 100Mpa e 150Mpa.

Figura 4.2 - Macroestrutura de solidificação da Liga Al-7,5%Si-3%Cu (a) 0MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa





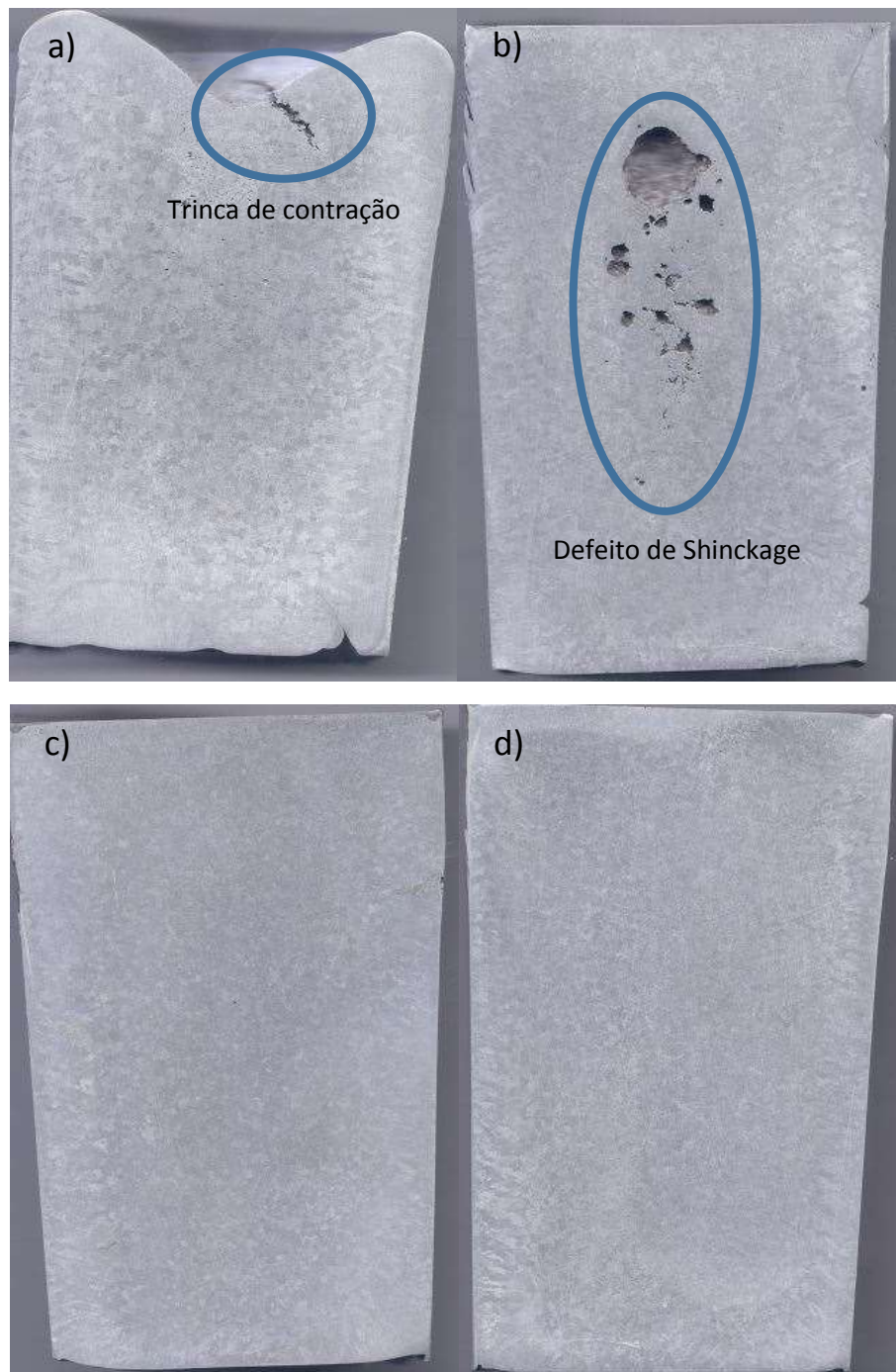
OLIVEIRA FILHO (2017)

Na figura 4.2 (a) observa-se uma estrutura com predominância de grãos equiaxiais, com a presença de pequenos grãos coquilhados junto as paredes do molde. Observa-se que o lingote que sofreu maior influência da pressão aplicada quanto à variação estrutural dos grãos foi o da figura 4.2 (d) (150Mpa), visto que, quando comparado aos demais lingotes de mesma composição, o mesmo apresenta aparentemente uma estrutura mais refinada.

Todos os lingotes dessa composição apresentaram defeitos decorrentes da solidificação, assim como na liga Al-5,5%Si-3%Cu. Em 4.2 (a) é possível notar o defeito devido à contração do material bem próximo à superfície do lingote, assim como em 4.2 (b), (c) e (d) se observa o defeito de macrossegregação, sendo notado mais intensivamente na Figura 4.2 (c).

Por fim, a figura 4.3 (a), (b), (c) e (d) apresentam as macroestruturas para a liga Al-9%Si-3%Cu, onde os lingotes foram solidificados também sob as pressões de 0Mpa, 50Mpa, 100Mpa e 150Mpa.

Figura 4.3 - Macroestrutura de solidificação da Liga Al-9%Si-3%Cu (a) 0MPa (b) 50 MPa (c) 100 MPa e (d) 150 MPa



OLIVEIRA FILHO (2017)

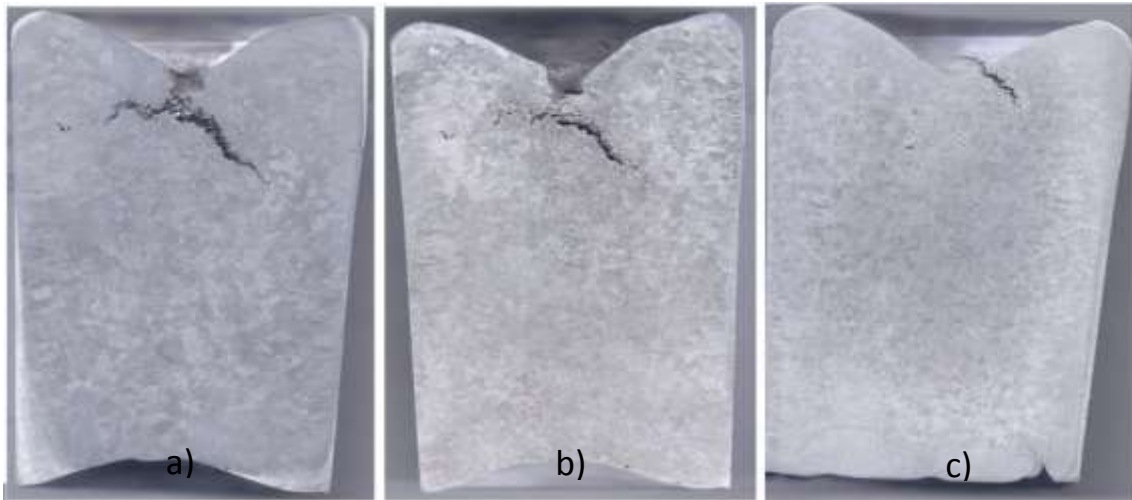
Analogamente as ligas anteriores, constata-se a maior presença de grãos equiaxiais para todos os lingotes ao longo das extensões dos mesmos (Figuras 4.3 (a), (b), (c) e (d)), proveniente da aplicação de pressão.

A Figura 4.3 (a), apresenta o lingote solidificado sem aplicação de pressão, e assim como nos casos das ligas anteriores, o mesmo apresentou defeito decorrente da retração durante a solidificação. Em 4.3 (b) é possível observar a presença de um defeito causado pelo aprisionamento de gases durante a solidificação, sendo este defeito denominado de defeito de Shinkage, isto é, nesse caso a pressão aplicada não foi o suficiente para expulsar os gases do interior do lingote.

As Figuras 4.4 (a), (b) e (c) apresentam as macroestruturas para as ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu solidificadas a pressão ambiente, visando uma análise no que diz respeito a influência do teor de soluto nas macroestruturas.

Podemos observar que nestes lingotes há uma predominância de grãos equiaxiais desde a interface metal/molde até o centro do lingote, para as 3 composições. Para a composição de 9% de Silício (Figura 4.4 c)) houve um certo refino dos grãos, quando comparado com as estruturas de 5,5 e 7,5% ,Figuras 4.4 a) e b). Os lingotes referentes às 3 composições apresentaram trincas devido a contração volumétrica durante a solidificação, na região superior do lingote, porém nota-se uma diminuição da trinca para o lingote referente a 9% de silício pois o aumento do teor deste soluto tende a aumentar a resistência à contração na solidificação (BALDAM, 2013).

Figura 4.4 – Macroestruturas solidificadas sem pressão para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.

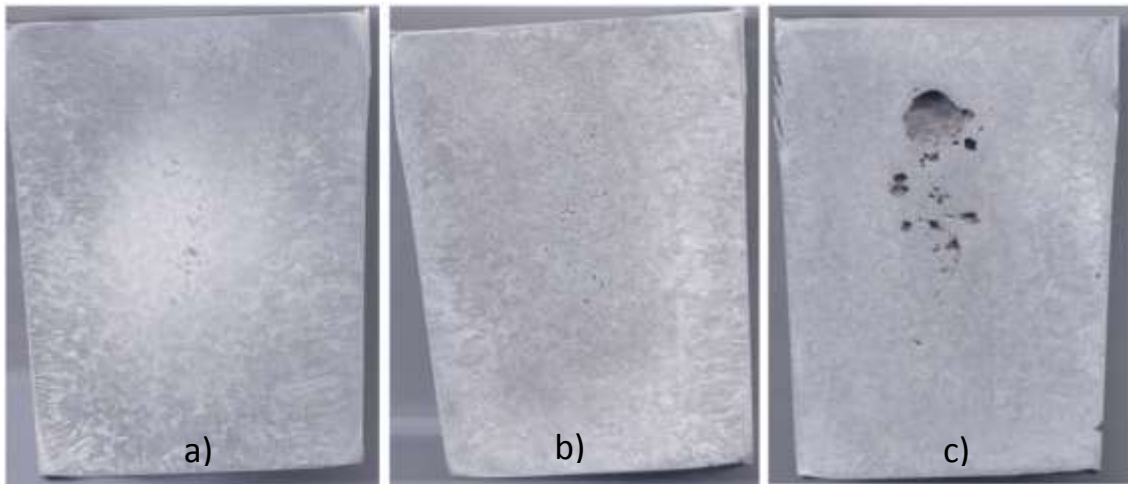


OLIVEIRA FILHO (2017)

As Figuras 4.5 (a), (b) e (c) apresentam as macroestruturas para as ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu solidificadas sob pressão de 50Mpa.

Em 4.5 (a), (b) e (c) observa-se estruturas compostas de grãos predominantemente equiaxiais a medida em que se aumenta o teor de soluto. Nas peças referentes a 5,5 e 7,5% de Silício nota-se a presença do defeito de macrosegregação na região central dos lingotes, o que não ocorreu para o lingote de 9%, que por sua vez apresentou o defeito de Shinkage.

Figura 4.5 – Macroestruturas solidificadas sob pressão de 50MPa para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.

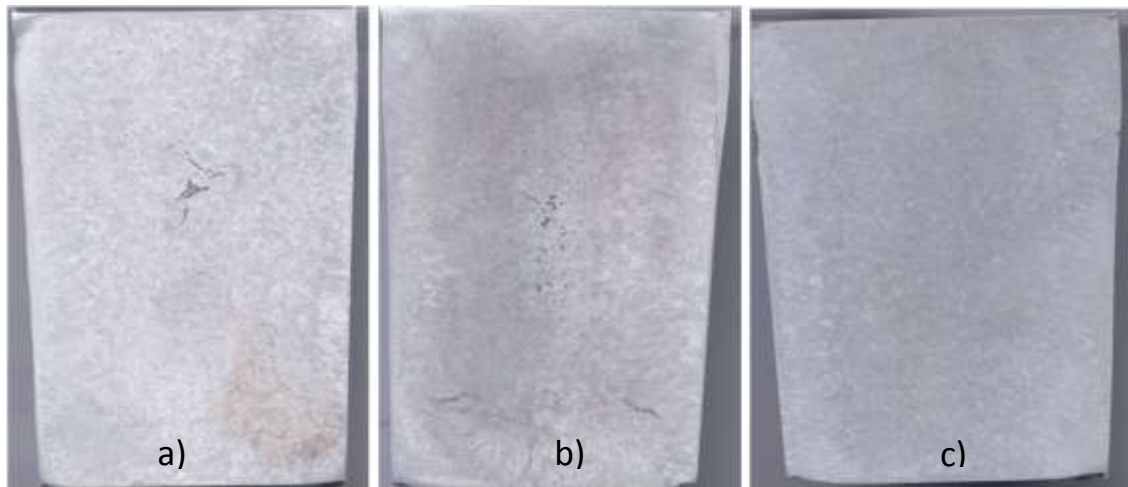


OLIVEIRA FILHO (2017)

As Figuras 4.6 (a), (b) e (c) apresentam as macroestruturas para as ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu solidificadas sob pressão de 100Mpa.

De acordo com as figuras, as peças, para todas as composições, apresentam estrutura com predominância de grãos equiaxiais. As com composição de 5,5 e 7,5% de silício apresentaram a macrossegregação, e a de composição 9% não apresentou defeitos de processo

Figura 4.6 - Macroestruturas solidificadas sob pressão de 100MPa para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.

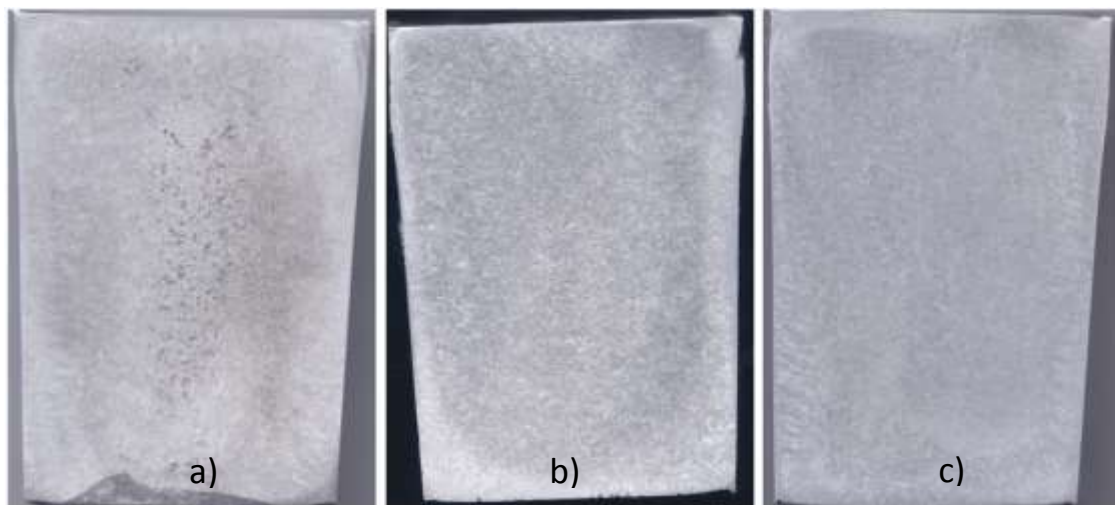


OLIVEIRA FILHO (2017)

Por fim, as Figuras 4.7 (a), (b) e (c) apresentam as macroestruturas para as ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu solidificadas sob pressão de 150Mpa.

Novamente, observou-se a predominância de grãos equiaxiais para todas as composições ao longo da superfície dos lingotes. As peças de composição 5,5 e 7,5% apresentaram a macrossegregação, não ocorrendo o mesmo para a de 9% de silício livre de defeitos.

Figura 4.7 - Macroestruturas solidificadas sob pressão de 150MPa para as ligas a) Al-5,5%Si-3%Cu; b) Al-7,5%Si-3%Cu e c) Al-9%Si-3%Cu.



OLIVEIRA FILHO (2017)

De acordo com a figura anterior é possível perceber que as macroestruturas possuem predominantemente grãos equiaxiais para todas as composições.

Observa-se que a medida em que se eleva o teor de silício para 9%, o defeito de macrossegregação tende a diminuir ou não ocorrer. Sabe-se que para esta composição o silício se aproxima do seu ponto eutético, segundo o diagrama de fases mostrado na Figura 3.7, e cada vez mais passa a se apresentar com morfologia acicular. Provavelmente, ocorre que ao invés de segregar, o soluto se une formando uma maior quantidade de agulhas interdendríticas (Figura 4.16).

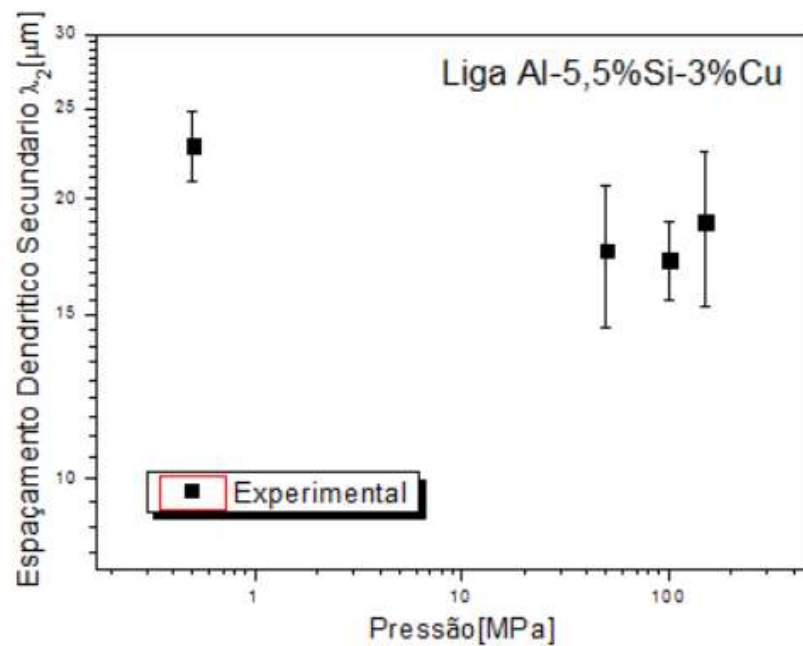
4.3. Análise microestrutural

4.3.1 Espaçamento dendrítico secundário em função da Pressão e Composição

As figuras 4.8, 4.9 e 4.10, apresentam os gráficos referentes à evolução dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da variação de

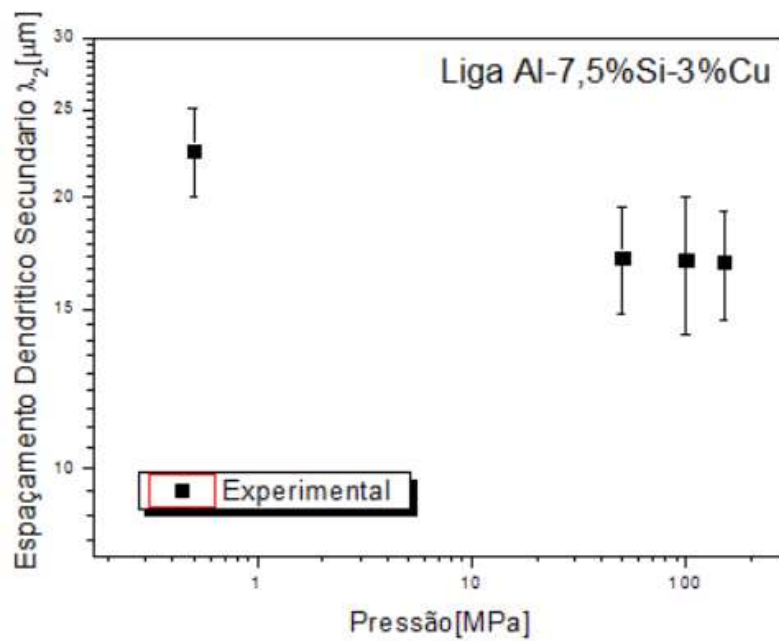
pressão (0 à 150Mpa) aplicada para as ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu, respectivamente. Os valores de λ_2 foram quantificados no que corresponde a região R2 das peças retiradas dos lingotes conforme mostrado na Figura 3.5.

Figura 4.8 – Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão para a liga Al-5,5%Si-3%Cu.



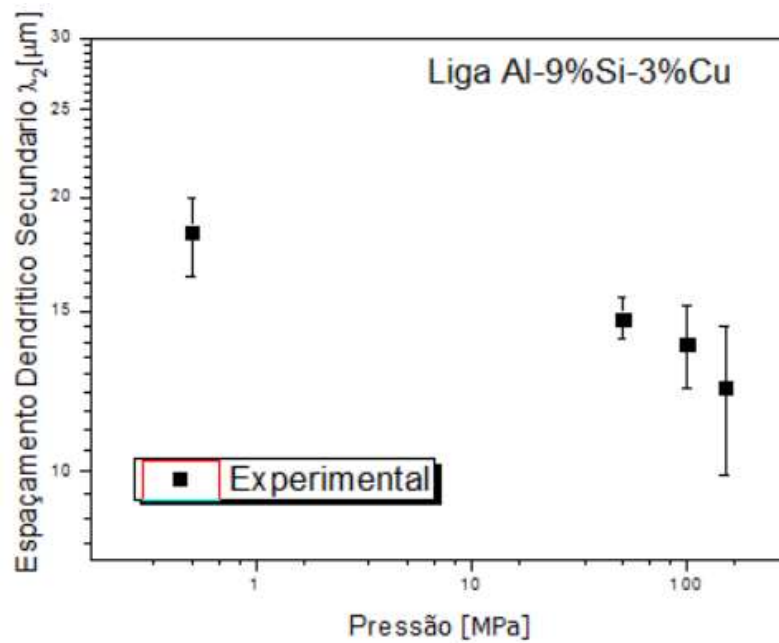
OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.9 – Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Al-7,5%Si-3%Cu.



OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.10 – Gráfico Espaçamento dendritico secundário em função da pressão liga Al-9%Si-3%Cu.



OLIVEIRA FILHO (2017)

Observa-se de maneira geral que para todas as composições estudadas, houve um decréscimo dos espaçamentos dendríticos secundários em função do aumento dos valores das pressões. A estrutura com espaçamentos menores, isto é, mais refinada provém do aumento da cinética de solidificação ocasionado pela aplicação de pressão, ou seja, a taxa de resfriamento sob a ação de pressão, torna-se mais elevada (CHADWICK, 1989; LEE et. al., 2002). A tabela 4.1 mostra os valores referentes aos valores de λ_2 em função da variação de pressão.

Tabela 4.1 – Espaçamento dendrítico secundário em função da variação de pressão.

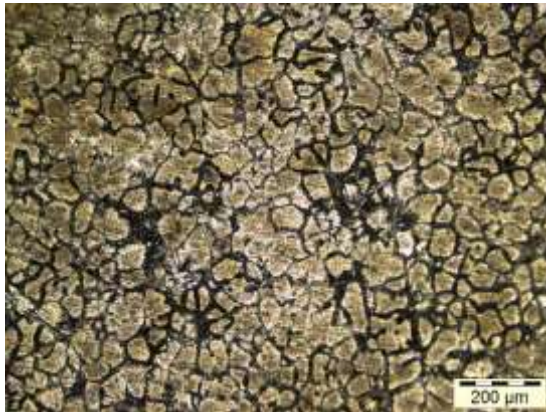
	0Mpa	50Mpa	100Mpa	150Mpa
Al-5,5Si-3Cu	22,8 μm	17,58 μm	17,18 μm	17,89 μm
Al-7,5Si-3Cu	22,53 μm	17,15 μm	17,04 μm	16,95 μm
Al-9Si-3Cu	18,35 μm	14,72 μm	13,8 μm	12,36 μm

OLIVEIRA FILHO (2017)

De acordo com a tabela 4.1 observa-se que houve uma diminuição de λ_2 à medida em que a composição de silício se elevou, de 5,5% à 9% bem como do aumento da pressão de 0Mpa a 150Mpa. Segundo Gomes (2012), quanto maior o teor de soluto na liga, menor será o espaçamento dendrítico secundário. O fato é decorrente do surgimento de uma maior quantidade de protuberâncias secundárias provocado pela maior rejeição lateral de soluto durante a solidificação.

As microestruturas das ligas são mostradas nas figuras 4.11, 4.12 e 4.13 com seus respectivos valores de λ_2 e pressões a que foram submetidas.

Figura 4.11 – Microestruturas dendríticas da liga Al-5,5%Si-3%Cu



$$\lambda_2 = 22,8\mu\text{m}$$

$$P = 0\text{Mpa}$$

$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 17,58\mu\text{m}$$

$$P = 50\text{Mpa}$$

$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 17,18\mu\text{m}$$

$$P = 100\text{Mpa}$$

$$p = 35\text{mm}$$

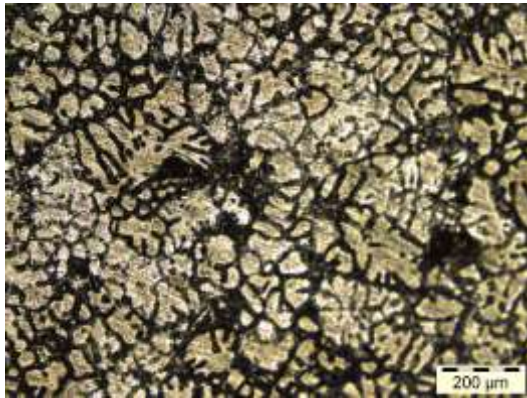


$$\lambda_2 = 17,89\mu\text{m}$$

$$P = 150\text{Mpa}$$

$$p = 35\text{mm}$$

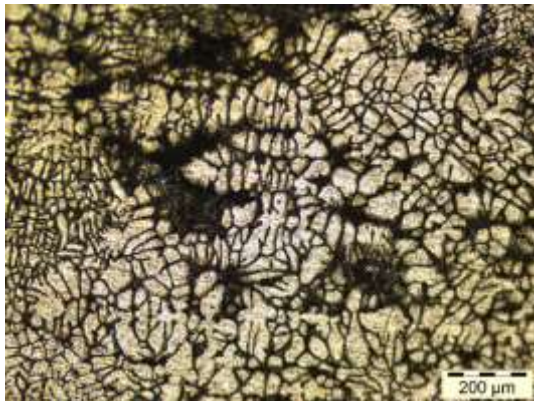
Figura 4.12 – Microestruturas dendríticas da liga Al-7,5%Si-3%Cu



$$\lambda_2 = 22,53\mu\text{m}$$

$$P = 0\text{MPa}$$

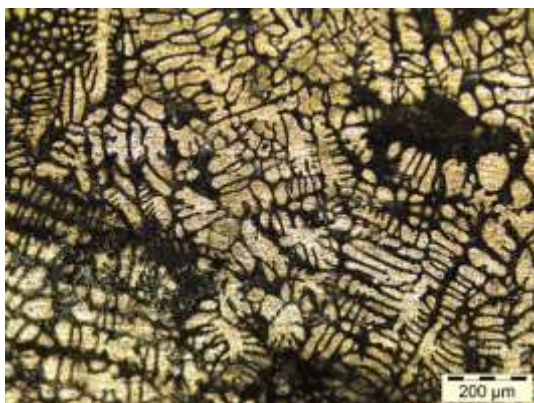
$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 17,15\mu\text{m}$$

$$P = 50\text{MPa}$$

$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 17,04\mu\text{m}$$

$$P = 100\text{MPa}$$

$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 16,95\mu\text{m}$$

$$P = 150\text{MPa}$$

$$p = 35\text{mm}$$

Figura 4.13 – Microestruturas dendríticas da liga Al-9%Si-3%Cu



$$\lambda_2 = 18,35\mu\text{m}$$

$$P = 0\text{MPa}$$

$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 14,72\mu\text{m}$$

$$P = 50\text{MPa}$$

$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 13,8\mu\text{m}$$

$$P = 100\text{MPa}$$

$$p = 35\text{mm}$$



$$\lambda_2 = 12,36\mu\text{m}$$

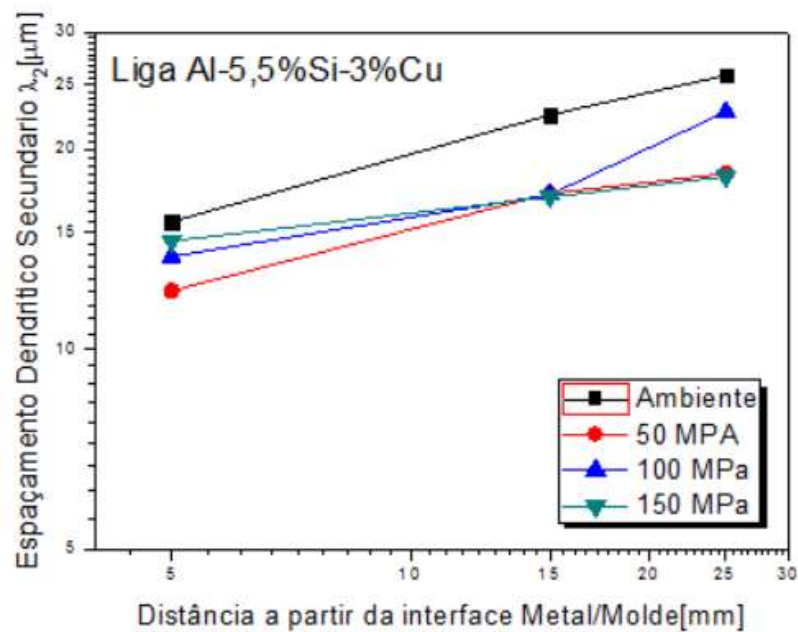
$$P = 150\text{MPa}$$

$$p = 35\text{mm}$$

4.3.2. Espaçamento dendrítico secundário versus Distância a partir da interface metal/molde

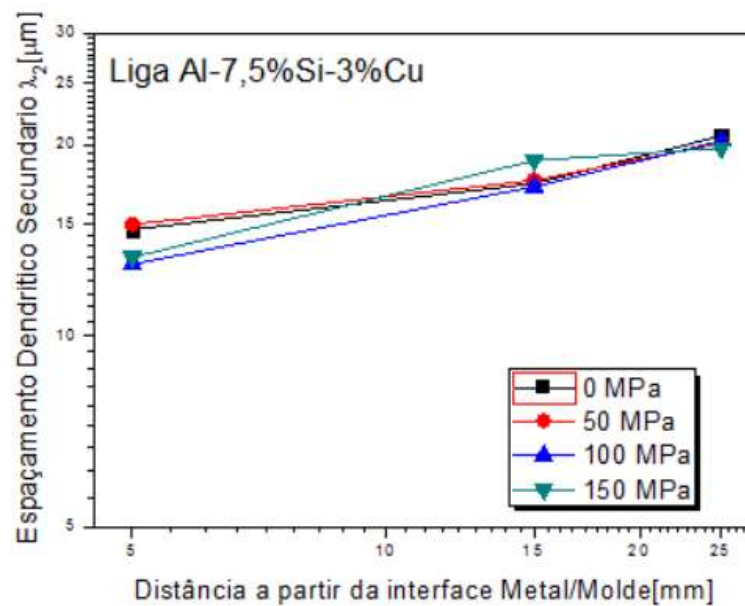
Os resultados que correspondem ao comportamento de λ_2 em função da posição a partir da interface metal/molde, ou seja, em função das posições de 5, 15 e 25 mm (R1, R2 e R3), de acordo com a Figura 3.5, para as ligas em questão, estão mostrados nas figuras 4.14, 4.15 e 4.16.

Figura 4.14 - Gráfico espaçamento dendritico secundário x distância da interface da liga Al-5,5%Si-3%Cu.



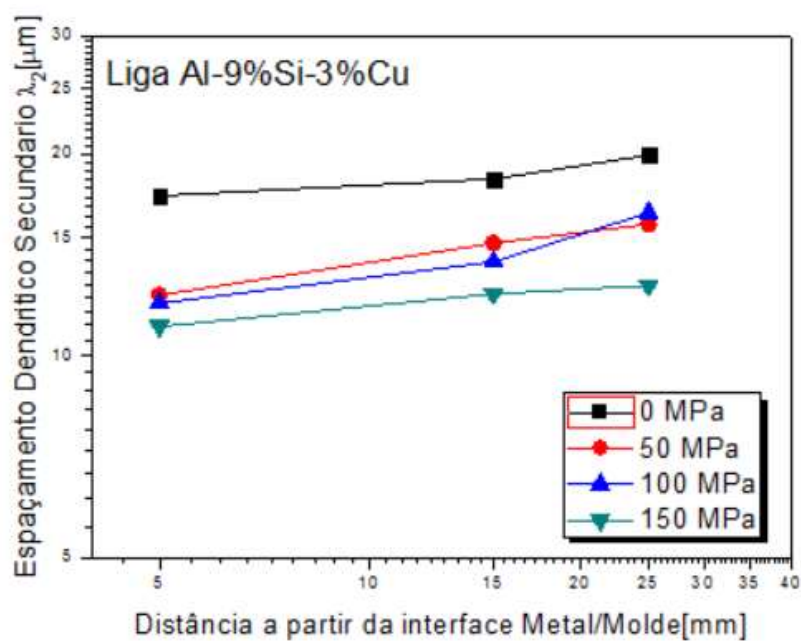
OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.15 - Gráfico espaçamento dendritico secundário x distância da interface da liga Al-7,5%Si-3%Cu.



OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.16 - Gráfico espaçamento dendritico secundário x distância da interface da liga Al-9%Si-3%Cu.



OLIVEIRA FILHO (2017)

De maneira geral, para todas as composições estudadas observa-se um aumento de λ_2 à medida em que aumenta a distância em relação à interface metal/molde, ou seja, em direção ao centro do lingote. Tal comportamento observado para com os espaçamentos dendríticos secundários decorre da diminuição da taxa de resfriamento durante a solidificação (GOMES, 2012, BOATTINGER, 2000). Ou seja, a região do lingote mais distante da interface metal/molde tende a solidificar em maior tempo, devido a menor extração de calor quando comparado com as regiões mais próximas da interface, resultando nos maiores valores de λ_2 .

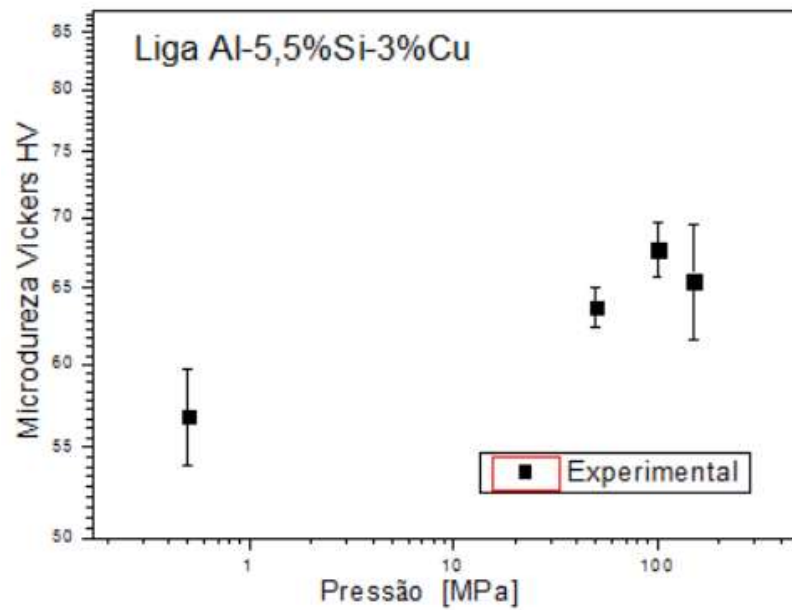
4.4. Microdureza Vickers (HV)

4.4.1. Microdureza Vickers *versus* Pressão

Amostras das ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu, solidificadas sob as pressões de 0 Mpa, 50 Mpa, 100 Mpa e 150 Mpa foram submetidas à ensaios de microdureza, com a finalidade de analisar as influências da variação da pressão bem como do teor de soluto (Si) na microdureza Vickers das ligas.

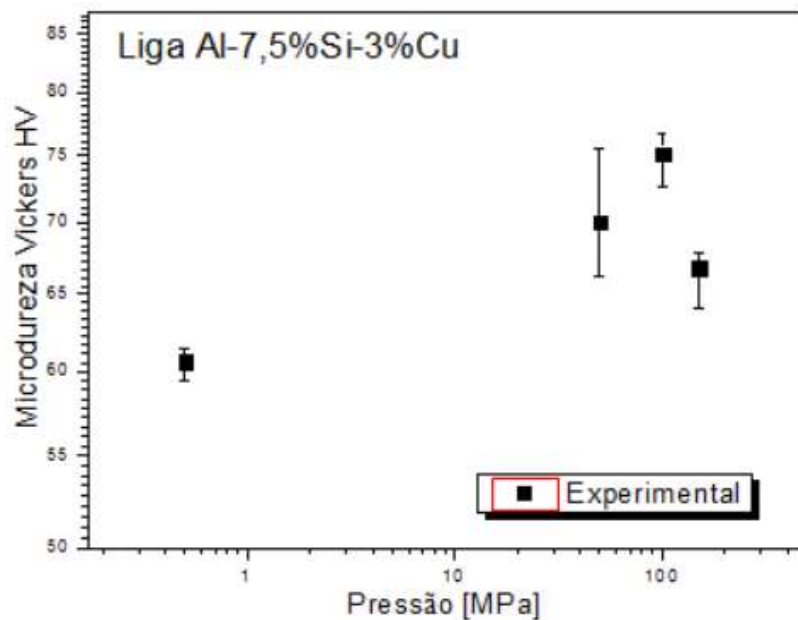
Os resultados da microdureza Vickers em função da variação de pressão são mostrados nas figuras 4.17, 4.18 e 4.19. A verificação dos valores de Hv foi realizada nas regiões R2 como ilustra a figura 3.5.

Figura 4.17 - Gráfico da Microdureza da liga Al-5,5%Si-3%Cu em função da pressão.



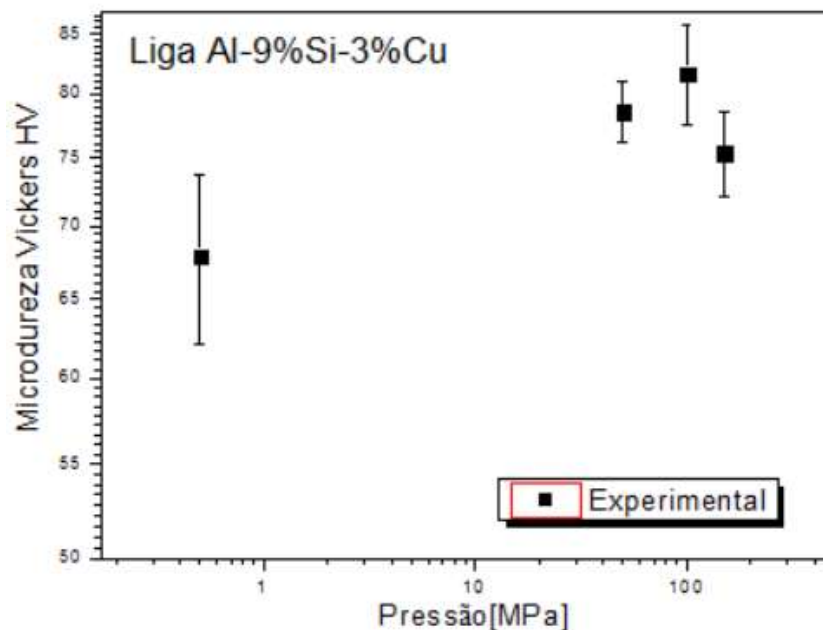
OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.18 - Gráfico da Microdureza da liga Al-7,5%Si-3%Cu em função da pressão.



OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.19 - Gráfico da Microdureza da liga Al-9%Si-3%Cu em função da pressão.



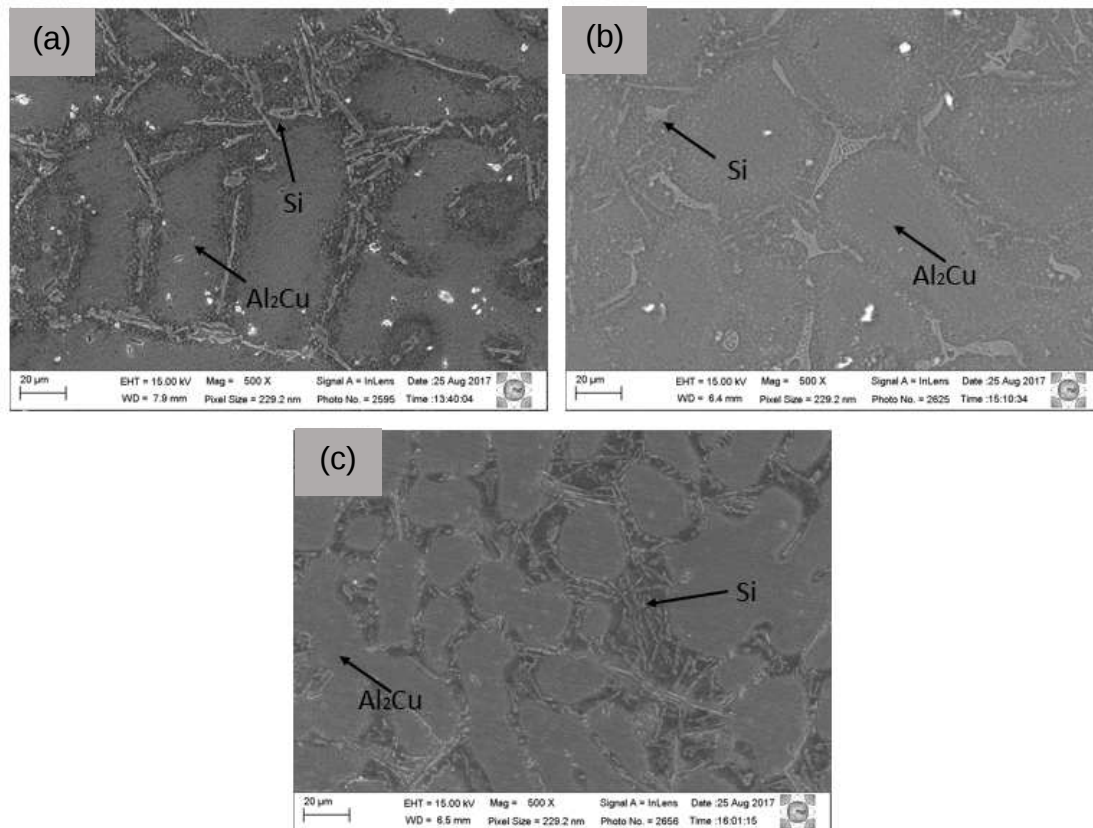
OLIVEIRA FILHO (2017)

Observa-se, para as três composições estudadas das ligas do sistema Al-Si-Cu, um aumento nos valores de microdureza à medida em que os valores das pressões se elevam, partindo da pressão de 0Mpa e apresentando uma crescente nas pressões de 50 Mpa e 100 Mpa. O aumento de Hv é decorrente do refino dos grãos ocasionado pelo aumento da pressão, ou seja, devido a ação da pressão que promove uma maior extração de calor na solidificação, resultando em menores valores de λ_2 . Outro fator, corresponde ao surgimento de uma segunda fase interdendrítica de Silício, que se apresenta em forma de placas finas como mostrado na Figura 4.20, de elevada dureza que contribuem fortemente para a diminuição da ductilidade do material ,ou seja, esta nova fase se apresenta como concentradores de tensão, funcionando como barreiras ao movimento de discordâncias (FERRARINI, 2005).

Porém, para a pressão de 150 Mpa houve um decréscimo dos valores de microdureza em relação a pressão de 100 Mpa, para todas as composições estudadas. Possivelmente o fato se deve ao cisalhamento das placas de silício

interdendríticas, ocasionado pela alta pressão exercida sobre o metal (SOUISSI et. al., 2012).

Figura 4.20 – Morfologias obtidas através de MEV para as ligas (a) Al-5,5%Si-3%Cu (b) Al-7,5%Si-3%Cu e (c) Al-9%Si-3%Cu.



OLIVEIRA FILHO (2017)

A tabela 4.2 mostra os valores da microdureza em função da pressão para cada liga estudada

Tabela 4.2 – Microdureza Vickers em função da variação de pressão.

	0Mpa	50Mpa	100Mpa	150Mpa
Al-5,5Si-3Cu	56,81 HV	63,7 HV	67,68 HV	65,52 HV
Al-7,5Si-3Cu	60,6 HV	70 HV	75,1 HV	66,76 HV
Al-9Si-3Cu	67,92 HV	78,6 HV	81,66 HV	74,38 HV

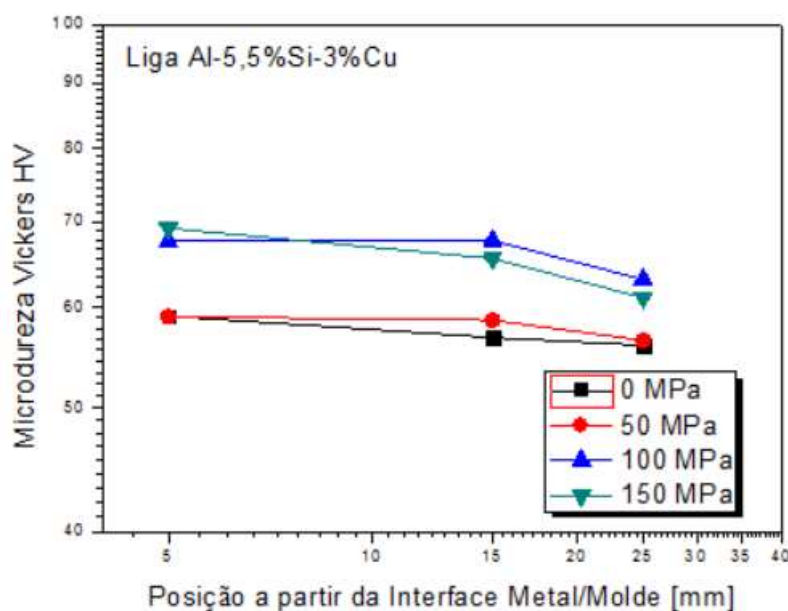
OLIVEIRA FILHO (2017)

A partir da tabela 4.2, é possível observar que houve um aumento nos valores de microdureza Vickers à medida em que se elevou a quantidade de silício nas ligas para todas as pressões utilizadas. O que ocorre é uma aproximação do ponto eutético à medida em que se aumenta a quantidade de soluto, onde o ponto corresponde a aproximadamente 11,6%, dessa forma as novas fases referentes ao silício tornam-se cada vez mais presentes à medida em que se aumenta seu teor.

4.4.2. Microdureza Vickers *versus* Distância da interface metal/molde

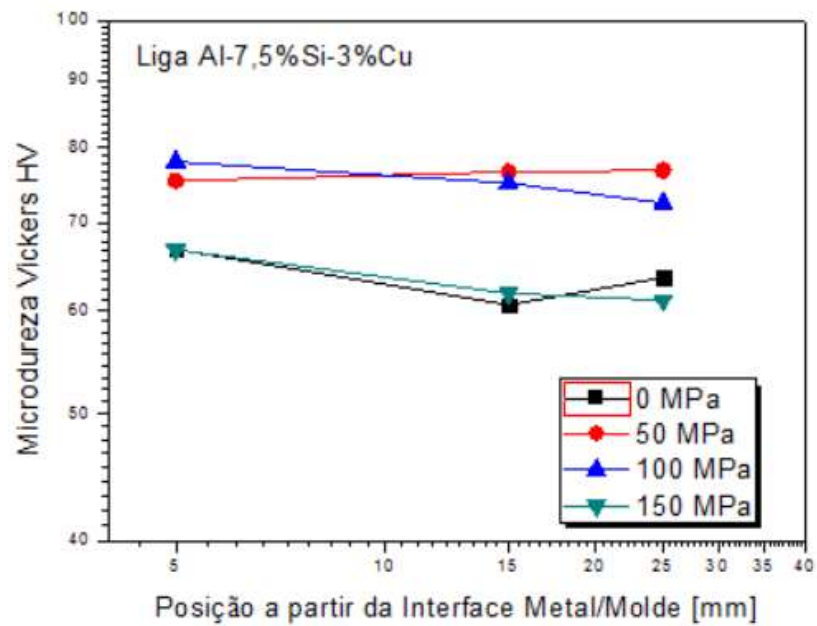
As figuras 4.21, 4.22 e 4.23 apresentam a microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde (Figura 3.5) para as pressões de 0 à 150Mpa como já citado, solidificados radialmente, para as composições estudadas.

Figura 4.21 - Gráfico da Microdureza liga Al-5,5%Si-3%Cu em relação à posição a partir da interface metal/molde.



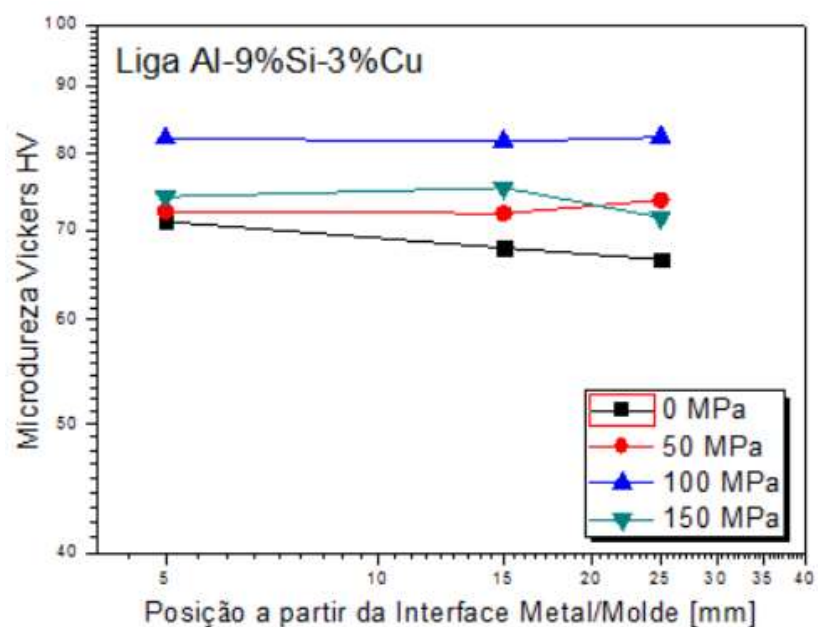
OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.22 - Gráfico da Microdureza liga Al-7,5%Si-3%Cu em relação à posição a partir da interface metal/molde



OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.23 - Gráfico da Microdureza liga Al-9%Si-3%Cu em relação à posição a partir da interface metal/molde



OLIVEIRA FILHO (2017)

De acordo com as figuras apresentadas acima, conforme se aumenta a distância a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote, nota-se que todas as composições estudadas apresentam uma tendência de um decréscimo pouco acentuado dos valores de microdureza, chegando em alguns casos a permanecerem praticamente constantes, como observado para na pressão de 50 Mpa na Figura 4.22, e 50 e 100 Mpa na figura 4.23.

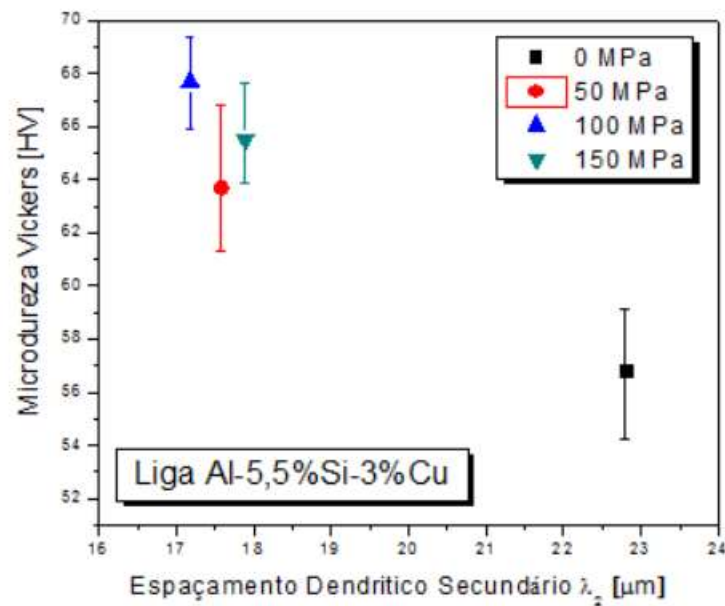
Como observado por GOMES, (2012) a taxa de resfriamento diminui durante a solidificação, e a região central tende a se solidificar após as demais regiões que estão mais próximas das paredes do molde, o que explica o fato do leve decréscimo dos valores de microdureza à medida que se aproxima do centro do lingote.

O ocorrido é que as últimas regiões a serem solidificadas (centro do lingote) tendem a apresentar maior quantidade de soluto, que por sua vez se encontra em espaços interdendríticos (Figura 4.20), aumentando os valores de microdureza nessas regiões, isto é, possivelmente as endentações foram realizadas sobre as dendritas, bem como no silício acicular (segunda fase), não permitindo maiores variações da microdureza à medida em que se direciona da extremidade para o centro do lingote.

4.5 Correlação entre Microdureza Vickers e Espaçamento Dendrítico Secundário

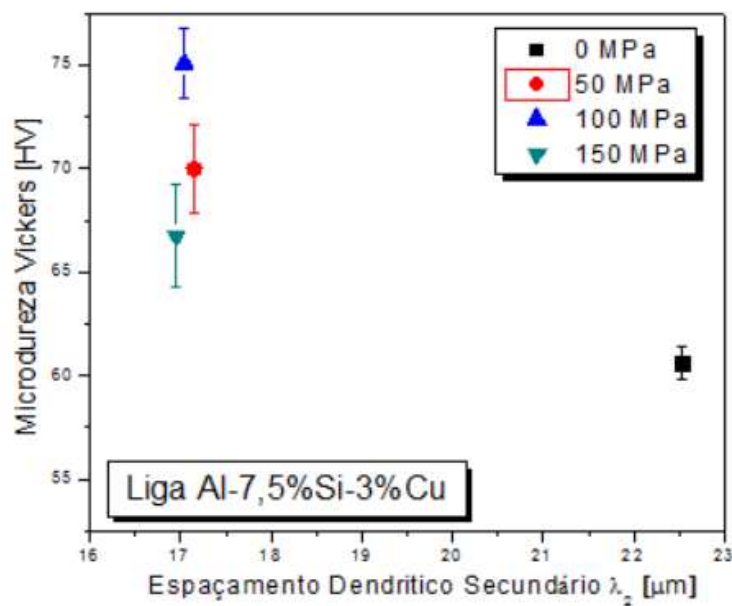
As figuras 4.24, 4.25 e 4.26 correlacionam os valores medidos experimentalmente da microdureza Vickers (carga de 0,2 Kgf) das ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu em função do espaçamento dendritico secundário.

Figura 4.24 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga Al-5,5%Si-3%Cu em função do espaçamento dendritico secundário.



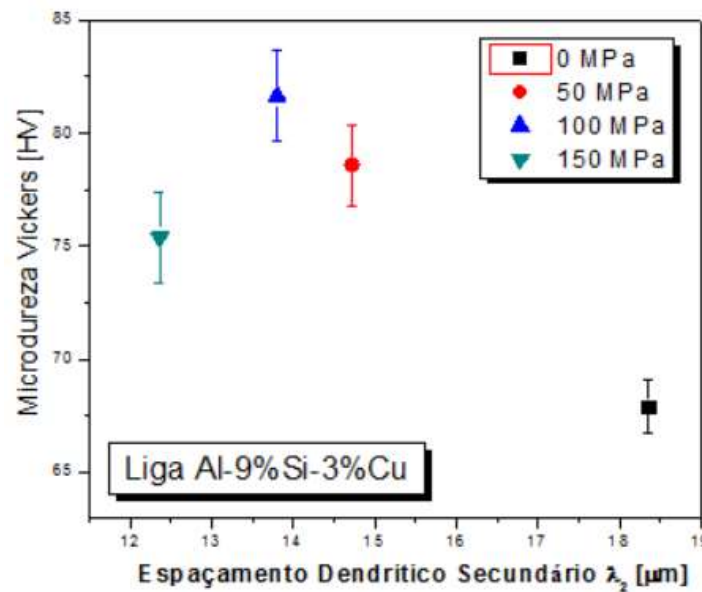
OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.25 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga Al-7,5%Si-3%Cu em função do espaçamento dendritico secundário.



OLIVEIRA FILHO (2017)

Figura 4.26 - Valores medidos experimentalmente da microdureza vickers da liga Al-9%Si-3%Cu em função do espaçamento dendritico secundário.



OLIVEIRA FILHO (2017)

Observa-se de maneira geral que conforme se elevam os valores dos espaçamentos dendriticos secundários, independentemente da composição da liga, ocorre uma diminuição da microdureza.

O resultado vai de acordo com a literatura onde é abordado que ocorre o aumento da microdureza em função da redução do tamanho de grão e do espaçamento dendrítico, ou seja, do refino da microestrutura, que emprega a equação de Hall-Petch (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2012; KAYA et al., 2008).

$$H_v = H_0 + K(\lambda_2)^{1/2} \quad \text{Eq. (2)}$$

Onde H_0 e K correspondem a constantes referentes à liga em questão, determinadas experimentalmente.

Uma outra abordagem questão refere-se a redistribuição de soluto durante a solidificação, onde o mesmo, geralmente está em maior concentração nos braços dendríticos devido sofrer uma rejeição à medida em que o sólido é formado, e teoricamente essas regiões tendem a possuir maiores valores de H_v em comparação com a parte central das dendritas. Nesse caso, com uma

estrutura refinada, num ensaio de microdureza as endentações serão realizadas sobre estes braços com mais frequência, o que deverá resultar em maiores valores de Hv (GOMES, 2012, GARCIA, 2007).

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

No presente trabalho foram estudadas as ligas Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu solidificadas sob as pressões de 0, 50, 100 e 150Mpa. Em função dos resultados apresentados e discutidos, foi possível obter as seguintes conclusões:

- De acordo com a caracterização macroestrutural para as ligas do sistema Al-Si-Cu, observa-se que o aumento da pressão proporcionou um refino dos grãos em toda a extensão dos lingotes.
- Para os lingotes que apresentam 5,5% e 7,5% de Silício e solidificados sob pressão, verifica-se a presença do defeito de macrosegregação, não ocorrendo o mesmo para os lingotes referentes à liga de 9%Si.
- Com o aumento da pressão no processo, ocorre uma diminuição nos espaçamentos dendríticos secundários para todas as composições de forma geral, visto que a aplicação da pressão promove uma maior taxa de resfriamento, isto é, uma maior extração de calor do sistema provocando o refino.
- A medida em que se eleva o teor de soluto na liga, observa-se uma diminuição nos espaçamentos dendríticos secundários, possivelmente decorrente de uma maior rejeição de soluto durante a solidificação resultando em maiores quantidades de protuberâncias laterais. Para a liga que contém 9% de silício, o refino é mais acentuado, confirmando o que ocorre para as macroestruturas para os lingotes desta composição.
- Os valores de microdureza Vickers apresentaram uma crescente de 0 a 100Mpa e posteriormente uma pequena queda na pressão de 150 Mpa para todas as composições, isto pode ser explicado devido a alta pressão aplicada que favorece um cisalhamento do silício acicular, que por sua vez corresponde a segunda fase do soluto presente entre as dendritas.

- Observou-se que quanto mais elevado o teor de soluto na liga, maior é a sua microdureza Vickers, decorrente do refino da estrutura e da segunda fase de silício interdendrítico que se forma na solidificação.
- A liga correspondente a 9% de silício solidificada à pressão de 100 Mpa apresentou maior valor de Hv.
- Por fim, foi analisada a correlação entre espaçamento dendrítico secundário e a microdureza Vickers. Foi verificado que quanto maior for λ_2 , menores serão os valores de Hv como comprovado pela equação de Hall-Pech bem como a redistribuição de soluto na solidificação.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

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 Al-5,5%Si-3%Cu, Al-7,5%Si-3%Cu e Al-9%Si-3%Cu e correlacioná-las com os espaçamentos dendríticos secundários.
- Realizar tratamento térmico de recozimento das ligas promovendo o coalescimento e esferoidização do silício afim de promover melhoria na microdureza Vickers.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). Disponível em <www.abal.org.br>. Acesso em: 01 maio 2017.

American Society for Testing and Materials. **E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. West Conshohocken, 1996, 26p.

American Society for Testing and Materials. **B557M-02a: Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium-Alloy Products** [Metric]. 2002, 15p.

BALDAM, R. L.; VIEIRA, E. A. **Fundição: Processos e tecnologias correlatadas**. 1. Ed. São Paulo: Editora Érica, 2013, 239p.

BOETTINGER, W.J. et al. “**Solification Microestruturas: Recent Developments, Future Directions**”, Acta Materialia, V. 48, pp.43-70, 2000.

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.

CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 844 p.

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

CARVALHO, R. S. **A influência do cobre nas microestruturas e propriedades mecânicas de uma liga Al 2%Ni solidificadas com fluxo de calor**

unidirecional e transiente. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais) – Universidade de Brasília, Brasília – DF, 2016.

CAYLESS, R.B.C. Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys. In: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, v.2, ASM Handbook, ASM International, p.39-117, 1992.

CHADWICK GA, YUE TM. **Principles and applications of squeeze castings.** Met Mater 1989;5(1):6–12.

DORCIC, J. L, VERMA, S. K., Squeeze Casting, IN.: **American Society for Metals: ASM Handbook**, vol 15, “Casting”, 9ª edition, pp. 323-327, 1988.

FERRARINI, C. F. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray.** Tese (Doutorado em Ciencia e Engenharia de materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos-SP 2005.

FERREIRA, J. M. G. de C., **Tecnologia da Fundição**, Fundação Calouste Gulbenkian, pp. 507-518, 1999.

FLEMINGS, M.C.; RIEK, R.G.; YOUNG, K.P. Rheocasting Processes. **AFS International Cast 175 Metals Journal**, v.1, p.11-22, 1976.

GANDIN, C.A., “**Experimental Study of the Transition from Constrained to Unconstrained Growth During Directional Solidification**”, ISIJ INTERNATIONAL, V.40, N.10, pp. 971-979, (2000).

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações.** Campinas, SP: Editora da UNICAMP, 2001. 399p.

GHOMASHCHI M. R.; VIKHROV A. **Squeeze Casting: na Overview**. Journal of Materials Technology, v. 101, p. 1-9, 2000.

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, 2012.

HU, H., **Squeeze Casting of Magnesium Alloys and their Composites**, J. Mater. Sci 33, pp. 1579-1589, 1998.

KANICKI, D. P., **Castings Advantages, Applications, and Market Size.**: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 15, “Casting”, 9^a edition, pp. 37-45, 1988.

KAYA, H. et al. **Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys**. Applied Surface Science, v. 255, p. 3071-3078, 2008.

KEARNEY, A.; ROOY, E.L. Aluminum Foundry Products. In: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992, p.484-568.

KURZ, W.; STEFANESCO, D.M. **Principles of Solidification**, section **Chairmen**: ASTM HANDBOOK, v. 15, 1992.

LEE JH, KIM HS, WON CW, CANTOR B. **Effect of the gap distance on the cooling behavior and the microstructure of indirect squeeze cast and gravity die cast 5083 wrought Al alloy**. Mater Sci Eng A 2002;338:82–190.

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.

LIMA, D. R. S.; YURGEL, C. C.; SCHAEFFER, L. **Caracterização da evolução da microdureza vickers no processo de forjamento de alumínio.** Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS, 2010.

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) Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2006.

MONDOLFO, L. F. **Aluminum Alloys: Structure and Properties.** London, 88 Kingsway: Butterworth e Co (Publishers) Ltd, 1976.

PRATES, M.; BILONI, H, **Variables Affecting the Nature of the Chill Zone, Metallurgical Transactions**, v.3, p.1501, 1972.

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.

ROHATGI, P., **Cast Metal-Matrix Composites – squeeze casting**, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook,, vol 15, “Casting”, 9ª edition, pp. 845-847, 1988.

ROLLAND, T.; FLATVAL, F. AND ARNBERG, L. **Strain inducer macrosegregation in squeeze cast Al-Mg and Al-Si alloys**. Materials Science and Engineering, A173 p. 267-270, 1993.

ROOY, E.L. Aluminum and Aluminum Alloys. *In: Casting*. v.15, **ASM Handbook, ASM International**, 1992, p.1622-1696.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **The Colunar to Equiaxed Transition during Solidification of Sn-Pb Alloys**. Journal of Alloys and Compounds, v. 351, p. 126-134, 2003.

SOUISSI, S. BEN AMAR, M. BRADAI, C. **Experimental Investigation on Microstructure and Mechanical Properties of Direct Squeeze Cast Al-13%Si Alloy**. Strength of Materials, v. 44, No. 3, 2012

SPITTLE, J, KEEBLE, J. M; MESHEDANI, M. **A Study of Grain Refinement Efficiency in Al-Si Alloy Casting**, Proceedings of the 4th decennial International Conference on Solidification Processing Sheffield, pag. 273-276, 1997.

SKOLIANOS, S. M, KIOURTSIDIS, G. AND XATZIFOTIOU, **Effect of applied pressure on the microstructure and mechanical properties of squeeze cast aluminum AA6061 alloy**, Mater. Sci. Eng. A231, pp. 17-24, 1997.

TORRES, L.V. **Avaliação da Tixotrofia das Ligas AA7075 e AA7004**. 102p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas 2009.