



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
COORDENAÇÃO DO CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

REGINA DE MOURA BERNARDO

ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO (T6) NA LIGA Al-7,5Si-0,5Mg
SOLIDIFICADA SOB PRESSÃO: MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA.

João Pessoa - PB

2019

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

B523a Bernardo, Regina de Moura.

ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO (T6) NA LIGA
Al-7,5Si-0,5Mg SOLIDIFICADA SOB PRESSÃO: MICROESTRUTURA
E MICRODUREZA. / Regina de Moura Bernardo. - João
Pessoa, 2019.
47 f. : il.

Orientação: CLÁUDIO ALVES SIQUEIRA FILHO.
Monografia (Graduação) - UFPB/CT.

1. Squeeze Casting, Al-Si-Mg, tratamento térmico (T6).
I. SIQUEIRA FILHO, CLÁUDIO ALVES. II. Título.

UFPB/BC

REGINA DE MOURA BERNARDO

**ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO (T6) NA LIGA Al-7,5Si-0,5Mg
SOLIDIFICADA SOB PRESSÃO: MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA.**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Coordenação de Engenharia de Materiais, do Centro de Tecnologia da Universidade Federal da Paraíba, para apreciação da banca examinadora como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho.

João Pessoa – PB

2019

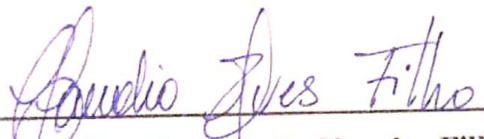
Regina de Moura Bernardo

**ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO (T6) NA LIGA
Al-7,5Si-0,5Mg SOLIDIFICADA SOB PRESSÃO:
MICROESTRUTURA E MICRODUREZA.**

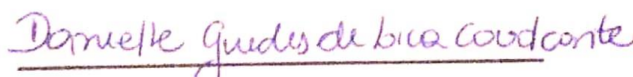
Data de defesa: 19 de setembro de 2019.

Período: 19.1

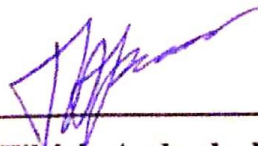
Trabalho de Conclusão de Curso aprovado pela Banca Examinadora:



Prof. Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho
Departamento de Engenharia de Materiais
Centro de tecnologia
Universidade Federal da Paraíba



Prof. Dra. Daniellé Guedes de Lima Cavalcante
Departamento de Engenharia de Materiais
Centro de tecnologia
Universidade Federal da Paraíba



Prof. Dr. Tibério Andrade dos Passos
Departamento de Engenharia de Materiais
Centro de tecnologia
Universidade Federal da Paraíba

AGRADECIMENTOS

Agradeço, antes de tudo, ao bondoso Deus por ter me guiado até então. Por ter sido suporte nas turbulências da vida. Por ter me mantido firme, forte, com fé e esperança.

Ao meu orientador Prof. Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho por todo o aprendizado, tempo, dedicação e paciência. Obrigada por todas as oportunidades que, sem dúvidas, contribuíram para meu desenvolvimento profissional e pessoal.

A todos os professores e funcionários do DEMAT CT/UFPB por todo esforço em tornar o ensino público referência em nosso país.

Agradeço aos colegas e amigos que a Universidade Federal da Paraíba me apresentou: Fernando Tadeu, Camila Moreno, Carolinne Pederneiras, Aline Karka, Pedro Henrique Nicácio, Meyson Cássio, Vinicius César, Diego Ferreira, Robson de Andrade, Felipe Melo, Nayara Barbosa. Obrigado por todos os momentos em que estiveram presentes, por todo apoio e conselhos. Lembrando também aqueles que não foram citados mas seguem em meu coração.

Aproveito para agradecer a todos os amigos que deixei no Espírito Santo e que sempre torceram por meu sucesso e vibraram por minhas conquistas.

Agradeço também a minha sogra e sogro, dona Marinalva Ramos e Michelane Simôa por todo apoio, abrigo e consideração.

Ao meu namorado Henrique Ramos por ter sido ouvinte nos últimos 4 anos. Por ter se envolvido em todos os meus projetos, por me motivar, impulsionar e apoiar.

Aos meus irmãos Marciel Bernardo e Maxwell Bernardo e à minha cunhada Michelle Ribeiro por todo carinho e apoio.

A minha irmã e cunhado Mirlene Klippel e Eder Klippel por tudo que fizeram por mim desde o dia em que eu decidi sair de casa para estudar.

Aos meus avós Vandair Cutis (em memória) e Nadália Klem por todo o auxílio e carinho durante minha vida.

Ao meu Pai José Antônio pelos ensinamentos, pelo amor e dedicação. Agradeço por ter feito de mim uma pessoa íntegra.

A minha mãe Cecília por, simplesmente, ser quem ela é. E por ter me tornado quem sou hoje.

“Não fui eu que lhe ordenei? Seja forte e corajoso! Não se apavore, nem desanime, pois, o Senhor, o seu Deus, estará com você por onde você andar. ”

JOSUÉ 1:9

RESUMO

O squeeze casting é um processo onde o metal fundido solidifica sob pressão. Peças produzidas por este método apresentam, de maneira geral, granulação fina e quase totalmente equiaxial em comparação a fundição convencional em coquilha. As boas propriedades mecânicas obtidas por squeeze casting se devem à microestrutura, visto que, as dendritas e o espaçamento interdendrítico de peças solidificadas sob pressão são menores que aquelas peças fundidas na ausência de pressão. Diversas ligas podem ser fabricadas através deste método, dentre elas se destaca as ligas de Al-Si que, por possuir boa fluidez, facilita o preenchimento instantâneo do molde. A adição de Mg a este sistema (Al-Si) permite o endurecimento através do tratamento térmico T6, possibilitando a obtenção de um material leve e com boas propriedades mecânicas, como altos valores de dureza. As ligas do sistema Al-Si-Mg são amplamente utilizadas na indústria automotiva e aeroespacial, sendo aplicada na fabricação de rodas, chassis, suspensão, dentre outros. O objetivo deste trabalho é analisar a influência do tratamento térmico T6 na microestrutura e microdureza da liga Al-7,5Si-0,5Mg produzidas através do processo squeeze casting. Correlacionando a influência das pressões com o espaçamento dendrítico secundário e as variações na microdureza Vickers. Para isto foram utilizadas pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa. De maneira geral, observou-se que o tratamento térmico influenciou na modificação da morfologia do sílcio e no aumento da microdureza Vickers. Ocorreu um aumento no espaçamento dendrítico secundário para posições mais afastadas da interface metal/molde na liga antes do tratamento térmico. Notou-se ainda, a influência da pressão na diminuição do espaçamento dendrítico secundário e aumento da microdureza Vickers.

Palavras chave: Squeeze Casting, Al-Si-Mg, tratamento térmico (T6), espaçamento dendrítico secundário, microdureza Vickers.

ABSTRACT

Squeezing casting is a process where molten metal solidifies under pressure. Parts produced by this method generally have fine and almost fully equiaxial granulation compared to conventional die casting. The good mechanical properties obtained by squeeze casting are due to the microstructure, since the dendrites and interdendritic spacing of pressure solidified parts are smaller than those cast in the absence of pressure. Several alloys can be manufactured by this method, among them stands out the Al-Si alloys which, due to their good fluidity, facilitates the instant filling of the mold. The addition of Mg to this system (Al-Si) allows hardening through the T6 heat treatment, allowing to obtain a lightweight material with good mechanical properties, such as high hardness values. Al-Si-Mg system alloys are widely used in the automotive and aerospace industries, being applied in the manufacture of wheels, chassis, suspension, among others. The objective of this work is to analyze the influence of T6 heat treatment on the microstructure and microhardness of Al-7,5Si-0,5Mg alloy produced through the squeeze casting process. Correlating the influence of pressures with secondary dendritic spacing and variations in Vickers microhardness. For this, ambient pressures of 50 MPa, 100 MPa and 150 MPa were used. In general, it was observed that the heat treatment influenced the modification of the silicon morphology and the increase of Vickers microhardness. Secondary dendritic spacing increased to positions farther from the metal / mold interface in the alloy prior to heat treatment. It was also noted the influence of pressure on the reduction of secondary dendritic spacing and increased microhardness Vickers.

Keywords: Squeeze Casting, Al-Si-Mg, heat treatment (T6), secondary dendritic spacing, Vickers microhardness.

LISTA DE FIGURAS

1- Figura 2.1- Esquema do processo squeeze casting à câmara fria	17
2- Figura 2.2- Direções de crescimento esquemáticas: (A) morfologia celular, (B) morfologia de transição celular a dendrítica (C) morfologia dendrítica; onde a direção de crescimento é definida por fatores cristalográficos	19
3- Figura 2.3 – Diagrama de fases hipotético - temperatura versus composição	19
4- Figura 3.1- Fluxograma do procedimento experimental	24
5- Figura 3.2- Lingoteira de aço 1020 e suas respectivas dimensões	25
6- Figura 3.3- Punção de aço 1020 e suas respectivas dimensões	27
7- Figura 3.4- Esquema de corte das amostras	27
8- Figura 3.5- (a) Esquema de posições adotado para as medições do λ_2 e (b) Representação esquemática da medida do λ_2	29
9- Figura 3.6- (a) Ângulo de face do penetrador ($\alpha = 136^\circ$) (CALLISTER, 2014), (b) Diagonais do penetrador (CALLISTER, 2014) e (c) Demonstração da endentação realizada em uma das amostras estudadas	30
10- Figura 4.1- Evolução do espaçamento dendrítico secundário λ_2 em função da posição para a liga Al-7,5Si-0,5Mg às pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa	33
11- Figura 4.2- Espaçamento dendrítico secundário λ_2 da liga Al-7,5Si-0,5Mg em função das pressões ambiente, 50 MPa, 100MPa e 150 MPa	34
12- Figura 4.3- Microestrutura da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificadas à 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, respectivamente	35
13- Figura 4.4- MEV da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada sob pressões ambiente e 150 MPa, respectivamente	36
14- Figura 4.5- Microestrutura da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada à 100 MPa (a) antes do tratamento térmico T6 com aumento de 200x (b) posterior ao tratamento térmico T6 com aumento de 100x e (c) posterior ao tratamento térmico com aumento de 500x	37
15- Figura 4.6- Microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada sob pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa	38

16- Figura 4.7- Microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al-7,5Si-0,5Mg posterior ao tratamento térmico T6, solidificadas sob pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, respectivamente	40
17- Figura 4.8- Microdureza Vickers HV da liga Al-7,5Si-0,5Mg antes e após tratamento térmico T6, em função das pressões ambiente, 50 MPa, 100MPa e 150 MPa	41

LISTA DE ABREVIACOES E SÍMBOLOS

UFPB- Universidade Federal da Paraiba
DEMAT- Departamento de Engenharia de Materiais
CT- Centro de Tecnologia
ABAL- Associação Brasileira do Alumínio
Al - Alumínio
Mg - Magnésio
Si - Silício
Fe- Ferro
C - Grau Celsius
 μm - Micrmetro
% - Percentual
T- Temperatura
P- Pressão
HV - Microdureza Vickers
s - segundos
mm - Milímetro
g - Grama
MPa - Mega Pascal
ASTM - American Society for Testing and Materials
(λ_1)- Espaçamento dendrítico primário
(λ_2)- Espaçamento dendrítico secundário
(λ_3)- Espaçamento dendrítico terciário
S/L- Sólido/Liquido

LISTA DE EQUAÇÕES

1-	Equação 3.1- Equação do número de microdureza Vickers	33
2-	Equação 4.1- Equação de Hall-Petch	41

SUMÁRIO

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO	14
1.1. OBJETIVOS GERAIS	15
1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15

CAPÍTULO II

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	16
2.1. SQUEEZE CASTING	16
2.2. FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA	17
2.2.1. Estrutura Dendrítica.....	18
2.3. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	20
2.3.1. Sistema Al-Si-Mg.....	21
2.4. TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO (T6)	22

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS	25
3.1. ANÁLISE EXPERIMENTAL	25

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	32
4.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	32
4.2. MICROESTRUTURA	32
4.3. MICRODUREZA	38

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÃO	42
REFERÊNCIAS	43

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

A fundição é um dos processos de fabricação mais antigos da humanidade, que se caracteriza pela fusão de metais e o vazamento dos mesmos em moldes. Através desta técnica é possível obter uma infinidade de produtos com diferentes geometrias. Existem diversos métodos de fundição, como fundição em areia, por cera perdida, shell molding, em coquilha, dentre outros, cada qual com suas características e potencialidades. Nas últimas décadas o avanço da tecnologia e a exigência industrial por peças com geometrias cada vez mais complexas, com melhores propriedades mecânicas e com menor necessidade de posteriores etapas de acabamento, fez necessário o desenvolvimento de técnicas mais eficazes capazes de conferir estes atributos às peças produzidas. Uma das técnicas de fundição que atribui estas características aos produtos fundidos é conhecida como squeeze casting ou fundição sob pressão.

O squeeze casting é uma técnica de fabricação onde a solidificação ocorre sob alta pressão em um molde permanente. O processo combina as vantagens das tecnologias de fundição e forjamento e se destaca pela produção de peças livres de poros, com bom acabamento superficial e granulação fina, além de uma significativa melhoria das propriedades mecânicas quando comparadas a peças fabricadas por métodos tradicionais de fundição. Para além disto, seu custo é relativamente baixo, e existe a possibilidade de automatização da produção, tornando a técnica atraente do ponto de vista industrial. A técnica squeeze casting é amplamente utilizada na indústria de fabricação de ligas não ferrosas e dentre estas destaca-se as ligas do sistema Al-Si por possuir alta fluidez que facilita o preenchimento completo e instantâneo em moldes de geometrias complexas.

As ligas do sistema Al-Si têm aplicações difundidas em inúmeros campos da indústria, devido a uma boa combinação de propriedades mecânicas e maleabilidade. A adição de determinados elementos de liga no sistema Al-Si pode funcionar como um agente de modificação da morfologia do silício, de acircular para mais esférica, melhorando assim as propriedades mecânicas. A adição do magnésio, por exemplo, nas ligas de Al-Si permite endurece-las por tratamento térmico de precipitação T6. O magnésio combina-se com o silício

e forma a fase Mg_2Si , a base para o endurecimento por precipitação e responsável pelo aumento da resistência mecânica destas ligas.

O tratamento térmico de solubilização e envelhecimento ou endurecimento por precipitação T6 consiste em 3 etapas: a solubilização, têmpera e envelhecimento. No T6 das ligas Al-Si-Mg ocorre a dissolução dos elementos de liga Si e Mg e da fase Mg_2Si na matriz α -Al, a dissociação da estrutura do Si e esferoidização das partículas resultantes e uma homogeneização geral na peça, tanto na composição quanto na microestrutura, resultando no aumento da dureza dessa liga.

1.1 OBJETIVOS GERAIS

O objetivo geral deste trabalho é analisar a influência do tratamento térmico T6 na microestrutura e microdureza da liga Al-7,5Si-0,5Mg produzidas através do processo squeeze casting. Correlacionando a influência das pressões com o espaçamento dendrítico secundário e as variações na microdureza Vickers.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar a influência do tratamento térmico T6 na microestrutura e microdureza Vickers;
- Comparar através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) a diferença na microestrutura das ligas antes e depois do tratamento térmico (T6).
- Analisar a influência da pressão no espaçamento dendrítico secundário e microdureza Vickers antes e após T6;

CAPÍTULO II

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. SQUEEZE CASTING

Existem diversas técnicas de fundição, cada qual com seus parâmetros e particularidades. Ao longo das últimas décadas os processos que envolvem a transformação de metais foram se desenvolvendo e tornando-se mais eficientes quanto à melhores propriedades mecânicas, peças mais leves, melhores acabamentos e menores custos de produção. O avanço dos processos de fundição tornou possível a utilização em massa de produtos à base de metais não-ferrosos. Dentre os mais utilizados está o alumínio (Al), que segundo a Associação Brasileira do Alumínio (Abal) em 2018 o consumo no Brasil apresentou crescimento de 10% em relação a 2017, chegando a 1,383 milhão de toneladas.

Dentre os diversos processos de fundição o squeeze casting, conhecido também como solidificação sob pressão, é o que mais se destaca na fabricação de produtos à base de alumínio. Os produtos fabricados através do processo squeeze casting representam atualmente componentes inovadores da engenharia, que permitem a redução do peso e custos com posteriores processos. Sendo empregado em cerca de 70% da produção de peças fundidas de alumínio (APELIAM e MAKHLOUF, 2006).

O processo squeeze casting é um processo que envolve a aplicação de pressão a um metal no estado fundido. Após fusão e vazamento, o metal solidifica sob pressão dentro de um molde permanente posicionado entre as placas de uma prensa hidráulica. A alta pressão usada neste processo, causa uma redução no grau de microsegregação e leva a um melhor acabamento de superfície, soldabilidade superior e uma melhora, geral, nas propriedades mecânicas. Peças fundidas por squeeze casting apresentam uma estrutura compacta, livre de poros, de granulação fina e quase totalmente equiaxial em comparação com a fundição convencional em coquilha (HAJJARI et. al., 2008).

Atualmente existem duas técnicas de fundição sob pressão, uma utiliza o sistema de injeção de câmara quente e a outra de câmara fria, que foi empregado para a realização do presente trabalho. Na técnica a câmara quente o sistema de fundição e injeção são integrados. Já a técnica câmara fria se caracteriza por ser um processo bem menos custoso que o em câmara

quente e pode ser utilizado para diversos tipos de ligas metálicas (DUARTE, 2007). O processo pode ser dividido, basicamente, em quatro etapas, ilustradas na figura 2.1:

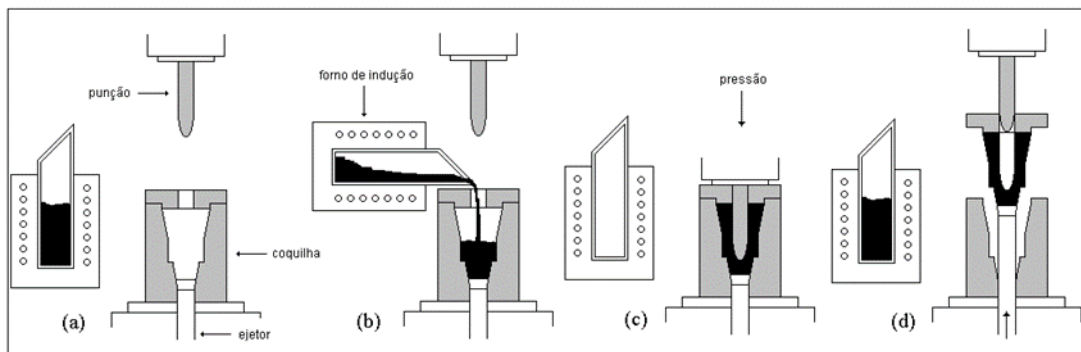


Figura 2.1- Esquema do processo squeeze casting à câmara fria (HU.H, 1998).

- a. Um molde de aço apropriado é instalado sob a base de uma prensa hidráulica;
- b. Uma quantidade exata de metal fundido é vazada dentro do molde. Após o vazamento o punção é abaixado entrando em contato com o metal líquido;
- c. A pressão é aplicada logo após o metal começar a solidificar e é mantida até que todo o metal esteja solidificado;
- d. O punção retorna para sua posição original e a peça fundida é ejetada (HU. H, 1998).

Esta técnica apresenta diversas vantagens em relação a processos tradicionais de fundição, dentre elas estão a alta capacidade de produção e automatização, a fabricação de peças de formas complexas, com paredes finas, maior tolerância dimensional, ademais possibilita a utilização de uma mesma matriz para milhares de peças, sem variações significativas nas dimensões dos produtos (RODRIGUES, 2014).

2.2. FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA

A formação da microestrutura depende das condições térmica e construcionais da interface sólido/líquido (S/L) durante a solidificação.

Considerando um processo de solidificação, onde a retirada da energia térmica do metal líquido ocorre preferencialmente em uma única direção, por intermédio de molde refrigerado, maciço ou pela troca de calor natural com o ambiente, a interface S/L, difere para metais puros e ligas. No caso dos metais puros essa interface é estável, desenvolvendo-se de forma plana.

No caso das ligas, a interface pode ou não se apresentar estável dependendo das variáveis térmicas e constitucionais junto a essa interface (OSÓRIO, 2004).

O fenômeno da rejeição de soluto à frente da interface S/L depende do sistema metálico utilizado, bem como da composição da liga, velocidade de deslocamento da interface, gradiente térmico à frente da interface, dentre outros parâmetros (QUARESMA, 1999; OSÓRIO, 2000). O acúmulo de soluto ou solvente à frente da interface, pode provocar um fenômeno conhecido como superesfriamento constitucional (SRC). Esse fenômeno decorre da existência de gradientes térmicos à frente da interface, menores que os correspondentes gradientes da linha *liquidus*. Isso então provoca a instabilidade da interface que deixa de apresentar morfologia plana e passa a desenvolver instabilidades na forma de células ou dendritas (KURZ/FISHER, 1984). Estas novas morfologias são designadas:

Celular: crescimento cooperativo com rejeição lateral de soluto podendo apresentar alguma orientação cristalográfica; e

Dendrítica: crescimento que obedece alguma textura cristalográfica.

2.2.1. Estrutura Dendrítica

A transição morfológica celular para dendrítica tende a ocorrer quando as condições de solidificação são tais que a direção cristalográfica passa a exercer maior influência sobre a direção de crescimento, conforme pode ser visto na figura 2.2. (FLEMINGS, 1974; KURZ/FISHER, 1984).

Esse crescimento morfológico é controlado significativamente pelas condições de crescimento cristalográfico. A estrutura dendrítica formada pode caracterizar-se também pelo desenvolvimento de perturbações ao longo de seu eixo principal, denominadas *ramificações dendríticas secundárias* (λ_2), provocadas desta vez pela instabilidade da interface entre o eixo principal da dendrita primária e o líquido adjacente. Se a distância entre os eixos principais é significativa, a mesma instabilidade pode ocorrer com os braços secundários ou ramificações secundárias e haver formação de braços ou ramos terciários (OSÓRIO, 2004).

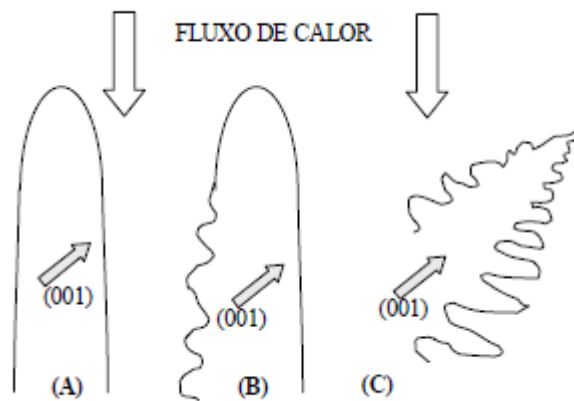


Figura 2.2- Direções de crescimento esquemáticas: (A) morfologia celular, (B) morfologia de transição celular a dendrítica (C) morfologia dendrítica; onde a direção de crescimento é definida por fatores cristalográficos (OSÓRIO, 2004).

Na figura 2.3 (A) é apresentada as condições esquemáticas de um crescimento unidirecional que permitem observar os espaçamentos interdendríticos primário (λ_1), secundário (λ_2) e maior ordem. Ainda na figura 2.3 (B), mostra-se uma condição onde não existe uma direção preferencial de fluxo de calor, assim a dendrita cresce de forma polidirecional. A palavra dendrita deriva-se do grego “*dendrus*” que significa árvore (OSÓRIO, 2004).

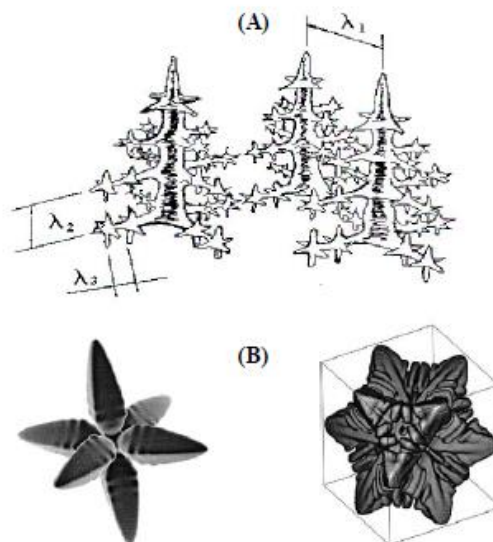


Figura 2.3- Ilustração do aspecto morfológico de crescimento dendrítico unidirecional (A) e uma condição onde o crescimento dendrítico é polidirecional (B), em que (λ_1), (λ_2) e (λ_3) são, respectivamente, os espaçamentos primários, secundários e terciários (OSÓRIO, 2000).

Sob o ponto de vista científico e tecnológico, os espaçamentos interdendriticos têm grande importância, já que eles exercem influência sobre as propriedades mecânicas tanto de componentes fundidos quanto daqueles trabalhados mecanicamente. Desta maneira, é possível propor modelos analíticos e experimentais, correlacionando o crescimento dendritico primário e secundário, ora com parâmetros térmicos, tais como gradiente térmico, velocidade de crescimento e tempo de solidificação e ora relacionando com a resposta mecânica da estrutura bruta de solidificação (FLEMINGS, 1974; KURZ & FISHER, 1984; QUARESMA, 1999, OSÓRIO E GARCIA, 2002, SIQUEIRA, 2002; ROCHA, SIQUEIRA, GARCIA, 2003A/B).

Tanto λ_1 quanto λ_2 são fortemente influenciados pelas condições térmicas e constitucionais. Vários trabalhos experimentais relacionam λ_2 com a taxa de resfriamento, velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e também com o tempo local de solidificação (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; PERES, 2005, SPINELLI, 2005; ROSA, 2007; CANTÉ, 2008; GOULART, 2010; SILVA, 2011; MOUTINHO, 2012). Esses espaçamentos tendem a diminuir com o aumento da taxa de resfriamento e da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e aumentar com o tempo local de solidificação. Ao contrário do que ocorre com o espaçamento primário, onde existem controvérsias a respeito do efeito da concentração de soluto no valor do espaçamento dendrítico, há um consenso na literatura de que λ_2 diminui com o aumento do teor de soluto para ligas hipoeutéticas (GOMES, 2012).

Os espaçamentos dendrítico terciários fazem parte integrante da rede dendrítica, igualmente aos primários e secundários, e esses espaçamentos também exercem influência sobre as propriedades dos materiais fundidos. Atualmente, na literatura, não existem modelos teóricos, assim como são quase inexistentes estudos experimentais que visam a quantificação dos espaçamentos dendríticos terciários (λ_3) em função de variáveis térmicas de solidificação (GOMES, 2012).

2.3. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

Nas últimas décadas o alumínio (Al) vem desempenhando um papel muito importante para a sociedade. A produção de alumínio é cerca de treze vezes maior do que há 60 anos (LIMA, 2012). A grande procura se deve ao fato deste material possuir propriedades como resistência a corrosão, boa durabilidade, aptidão à conformação elástica, ductilidade e boa

condutividade, que quando combinadas a sua baixa massa específica tornam o alumínio um material com inúmeras aplicações, aumentando ainda mais sua versatilidade quando combinado com outros elementos. Sua densidade de $2,7 \text{ g/cm}^3$, torna as ligas com matriz de alumínio, particularmente, atrativas para a indústria automobilística, tornando as estruturas dos diferentes meios de transportes mais leves e eficazes, quando comparado com materiais previamente utilizados (OLIVEIRA, 2014).

As ligas de alumínio, segundo a *ALUMINUM ASSOCIATION* (AA) são divididas nas nove classes, dentre elas a classe 6xxx que compreende as ligas de Al-Si-Mg, tendo como resultado a fase Mg_2Si o que tornará possível o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

2.3.1 Sistema Al-Si-Mg

As ligas do sistema Al-Si-Mg formam a base das séries 6xxx de ligas de alumínio. É uma das ligas mais utilizadas na indústria aeroespacial e automobilística devido a sua baixa densidade em comparação com sua resistência mecânica (SEGUNDO et. al., 2015). A liga na condição bruta de fundição apresenta uma microestrutura tipicamente constituída por dendritas de solução sólida rica em alumínio ($\text{Al-}\alpha$) e partículas de silício (Si) formando um eutético irregular, com a possível presença de outras fases contendo alumínio, silício, ferro (Fe) e magnésio (Mg) na forma de precipitados na matriz de $\text{Al-}\alpha$ ou nas regiões interdendrítica (SEGUNDO et. al., 2015).

As propriedades mecânicas das ligas Al-Si dependem da morfologia e distribuição das partículas de Si eutéticas. A fragilidade das fibras grosseiras de Si é a principal razão para a baixa ductilidade e baixas resistências à ruptura e ao impacto. No entanto as partículas finas, dispersas e globulares de Si podem resultar em propriedades excelentes. É possível obter melhorias significativas nas propriedades mecânicas das ligas especialmente na ductilidade, com o tratamento de solubilização e envelhecimento, que altera a morfologia e a distribuição dessas partículas (HASKEL, 2009; HAGSHENAS et al., 2008) Estudos indicam que as ligas envelhecidas com alto teor de silício (acima de 5%) possuem melhores propriedades mecânicas comparadas as ligas com baixo teor.

Com a adição do magnésio e em teores específicos as ligas Al-Si-Mg são tratáveis termicamente onde a fase Mg_2Si precipita e sofre envelhecimento. A fase intermetálica Mg_2Si (ou fase β) é um composto de estrutura cúbica de face centrada (CFC) com 12 átomos/célula unitária, seu ponto de fusão é de $1087^\circ C$, massa específica de $1,88 \text{ g/cm}^3$ e dureza Vickers de 456 HV (ZOLOTEREVSKY et al., 2007). À temperatura ambiente a microdureza desse intermetálico pode chegar a 546 HV enquanto que em uma hora à $300^\circ C$ esse valor cai para 180 HV, isso indica que o Mg_2Si apresenta baixa estabilidade térmica. Nesse caso, fases coerentes metaestáveis do Mg_2Si (fases β' e β'') podem ser fases de reforços muito eficazes em muitas ligas de alumínio tratáveis termicamente.

Ligas Al-Si-Mg apresentam elevada rigidez específica, boa conformabilidade, boa resistência à corrosão e boa soldabilidade. Entretanto as influências microestruturais dessas ligas, tais como morfologia das fases que formam a microestrutura, escala de espaçamento dendrítico, distribuição de eutéticos, e os seus efeitos sobre as propriedades mecânicas, ainda precisam ser determinadas (BRITO, 2016).

2.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO (T6)

- *Solubilização*

O tratamento térmico de solubilização, assim como indica o nome, tem a finalidade de solubilizar os elementos que compõe a liga, isto é, dissolver as fases intermetálicas e permitir que se forme uma solução sólida com elementos responsáveis pelo endurecimento. Para a solubilização a amostra deve ser aquecida entre as linhas *solvus* e *solidus*, até que se forme uma solução sólida de composição uniforme. Em relação ao tempo e a temperatura para o processo, há um tempo determinado no qual a dissolução dos elementos atinge o equilíbrio e não há vantagens em prolongar o processo. Enquanto a temperatura, se exagerada, pode levar a fusão incipiente do material havendo perdas nas propriedades em geral da liga. E no contrário, temperatura e tempo de solubilização insuficientes, não asseguram a dissolução dos elementos endurecedores, alcançando o endurecimento final inferior que ao desejado (TIMELLI, 2008; EMADINIA, 2011).

A solubilização nas ligas de Al-Si-Mg tem a finalidade de aumentar o teor de magnésio e silício na matriz até o limite máximo de solubilidade e tornar sua distribuição homogênea.

Além de globulizar as partículas de silício sem diminuir sua quantidade (LIMA, 2012). Para as ligas desse sistema a recomendação é que a solubilização seja de 6 a 12 horas a uma temperatura de 540°C, para peças vazadas em moldes permanentes, e o envelhecimento que a uma temperatura de 155°C de 2 a 5 horas (ASM HANDBOOK, 1992).

- *Têmpera*

O resfriamento é uma importante etapa do ciclo de tratamento térmico dos materiais metálicos, tendo como propósito reter a solução sólida formada durante a solubilização. O resfriamento rápido, promove a formação de solução sólida supersaturada, que dá as condições ideais para o endurecimento por precipitação da liga, evitando os tipos de precipitados prejudiciais para as propriedades mecânicas. Nas ligas de Al-Si-Mg o resfriamento rápido suprime a formação da fase de equilíbrio Mg₂Si.

Na maioria dos casos a água é o meio de têmpera escolhido para as ligas de alumínio, devido a sua superioridade em termos de característica de resfriamento, em relação a outros meios refrigerantes. As propriedades das ligas Al-Si-Mg aumentam, quando a temperatura da água é mais baixa. Porém, existem fatores que limitam essas elevadas taxas de resfriamento, que são as distorções e tensões internas introduzidas no fundido (MOREIRA, 2011).

- *Envelhecimento Artificial*

Esta etapa do ciclo de tratamento tem a finalidade de desenvolver melhores propriedades mecânicas no material. O envelhecimento artificial proporciona um aumento da resistência mecânica e da dureza, com uma correspondente diminuição da ductilidade, além de proporcionar propriedades mais estáveis como a redução das tensões internas nas ligas de Al-Si-Mg (LI et. al., 2004).

Consiste no reaquecimento da liga Al-Si-Mg solubilizada, favorecendo a precipitação artificial das fases intermediárias, com aumento da dureza. O mecanismo de envelhecimento, responsável pelo aumento da dureza, está relacionado à formação de compostos intermetálicos durante a decomposição da solução sólida supersaturada da fase metaestável, obtida pelo processo de solubilização seguido do resfriamento rápido. As propriedades mecânicas das ligas submetidas a esse processo estão fortemente ligadas a formação de precipitados (LI et. al., 2004).

De uma maneira geral, o tratamento T6 pode ser mais bem explicado através de um diagrama de fases hipotético, mostrado na Figura 2.4. O diagrama consiste em um sistema

binário A-B, onde A é o principal elemento e B é o elemento de adição. A solubilidade máxima corresponde à composição no ponto M, e a fronteira do limite de solubilidade entre os campos de fases α e $\alpha + \beta$ diminui desde a concentração nesse ponto até um teor muito baixo de B em A, no ponto N. Considerando uma liga com composição C_0 , é necessário aquecer a liga até uma temperatura (T_0) dentro do campo de fase α , mantendo-a nesta temperatura durante o tempo suficiente para que toda a fase β esteja completamente dissolvida na fase α . Em seguida, um resfriamento rápido até uma temperatura T_1 resulta em uma solução sólida da fase α , supersaturada com átomos do elemento B. Após o resfriamento rápido, tem-se uma liga relativamente frágil. Neste estágio existe uma situação de ausência de equilíbrio onde qualquer processo que acelere a difusão provocará o surgimento de frações da fase β . Segue-se o envelhecimento artificial à temperatura T_2 , no qual irá ocorrer a formação das fases metaestáveis e compostos intermetálicos que elevam a dureza da liga. Um ponto importante a ser ressaltado sobre o tratamento de solubilização é que a temperatura que leva uma liga a uma solução sólida homogênea situa-se em uma faixa muito restrita. Um aquecimento acima desta temperatura pode resultar em queima, fragilização ou verdadeira fusão. Por outro lado, uma baixa temperatura de solubilização pode permitir a completa separação de uma porção de segunda fase nos contornos de grão, evitando o alcance da máxima resistência (SOUZA, 2006).

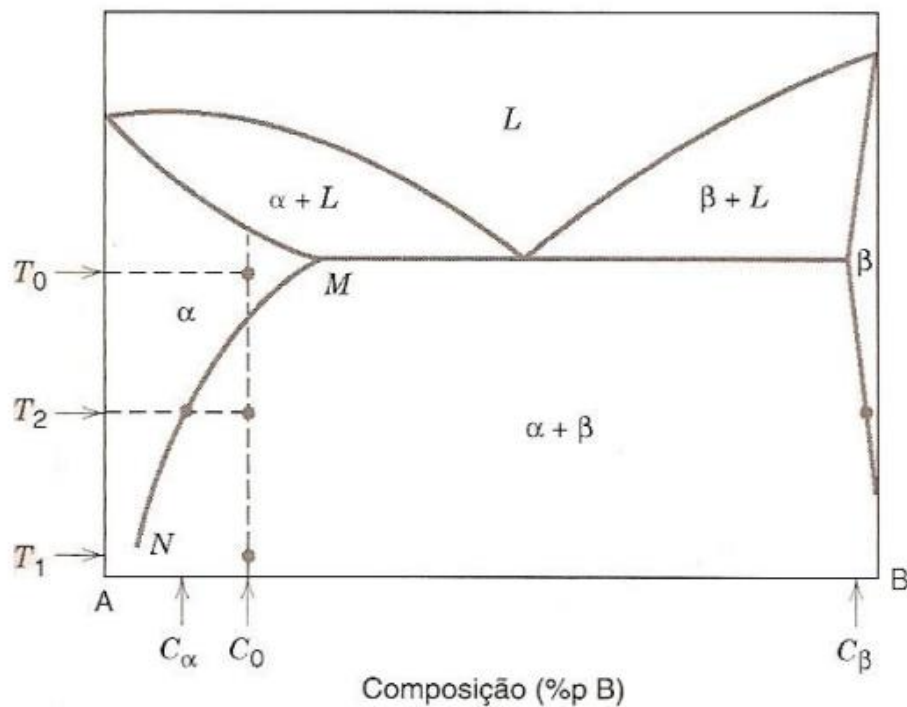


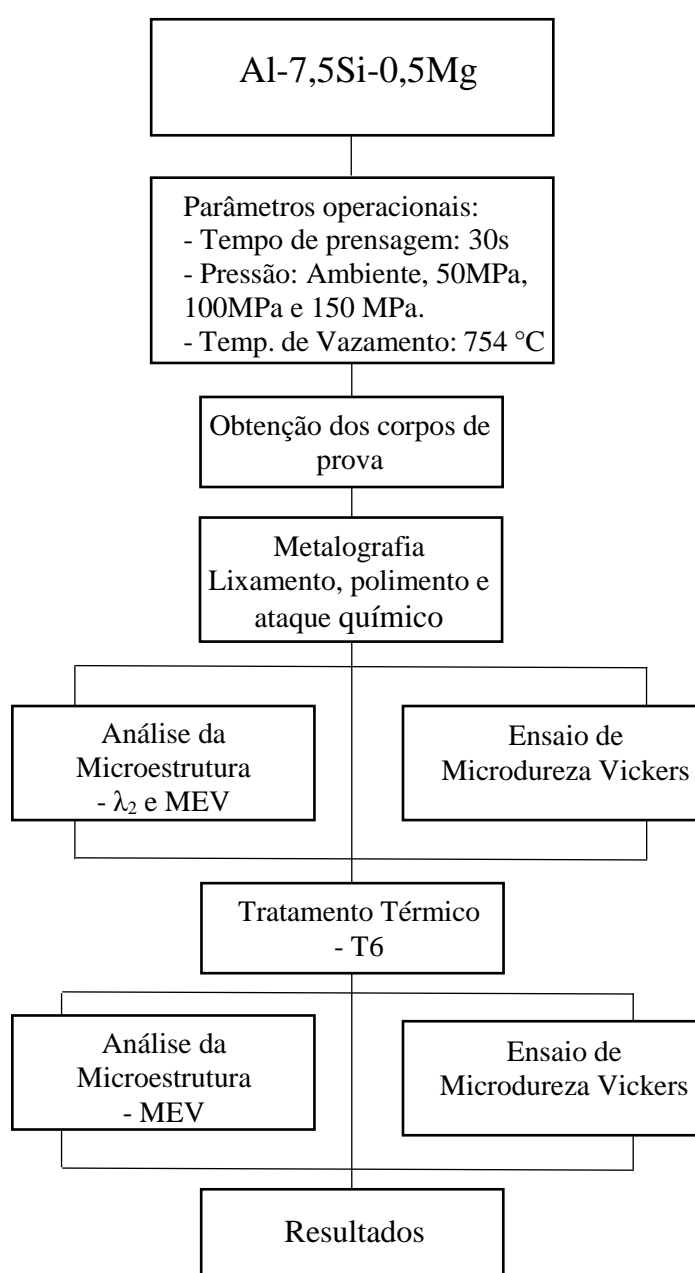
Figura 2.4- – Diagrama de fases hipotético - temperatura versus composição (CALLISTER, 2000).

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. ANÁLISE EXPERIMENTAL

Para o desenvolvimento deste trabalho experimental, admitiu-se o planejamento segundo o fluxograma apresentado na figura 3.1.



Primeiramente o alumínio, magnésio e o silício, comercialmente puros, foram devidamente cortados através da serra de fita SBS 1018-S, e em seguida pesados em uma balança de precisão. Após os cálculos estequiométricos os metais, em suas devidas proporções, foram depositados no cadinho e levados ao processo de fundição no forno tipo mufla. Efetuou-se a homogeneização do banho de metal e ao atingir a temperatura de 754°C, que corresponde a 15% acima da temperatura liquidus (656,2 °C), a liga foi vazada.

O metal líquido foi vazado em uma lingoteira de aço 1020, cujo as dimensões e geometria são apresentadas na figura 3.2. Quando o processo de solidificação se inicia com material em estado líquido, o mesmo necessita de um molde (lingoteira) que dê a geometria desejada e, muito além disto, que retire o calor liberado pela transformação líquido/sólido. E o aço 1020 proporciona extração rápida de calor, favorecendo o refino dos grãos durante a solidificação. A solidificação do metal líquido foi realizada sob pressão durante 30s, aplicada através do punção cujo as dimensões são apresentadas na figura 3.3; o metal foi vazado dentro do molde permanente posicionado entre as placas de uma prensa hidráulica semiautomática. Foram utilizadas pressão ambiente, de 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, totalizando 4 lingotes para cada composição.

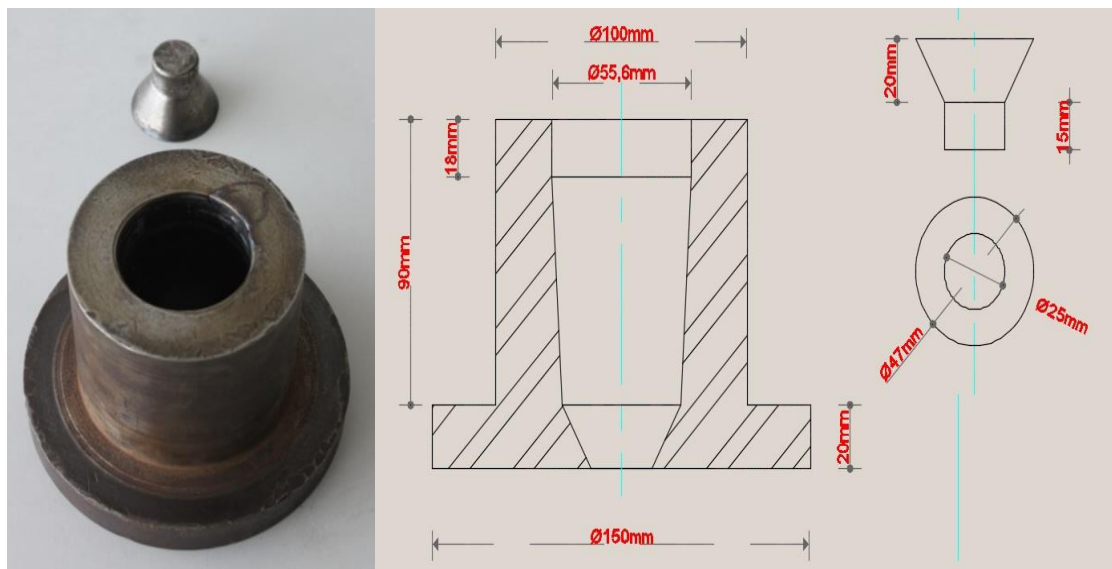


Figura 3.2- Lingoteira de aço 1020 e suas respectivas dimensões.

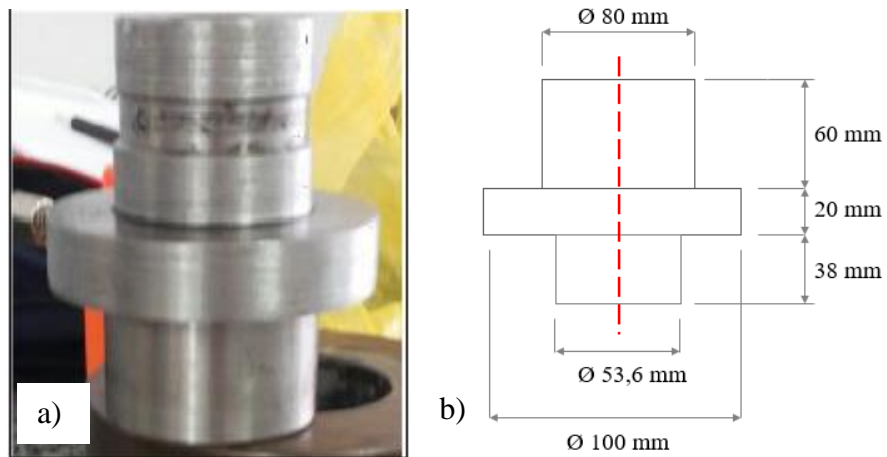


Figura 3.3- (a) Punção de aço 1020 e (b) suas respectivas dimensões.

Após a solidificação e resfriamento os lingotes foram seccionados longitudinalmente utilizando a serra de fita. Os cortes foram efetuados segundo a figura 3.4, para a realização das análises de microestrutura, ensaio de microdureza e posterior tratamento térmico T6. Os cortes foram realizados de maneira que, durante as análises, fosse possível explorar toda a dimensão das amostras. A tabela 3.1 mostra a relação de todas as amostras obtidas após a secção.

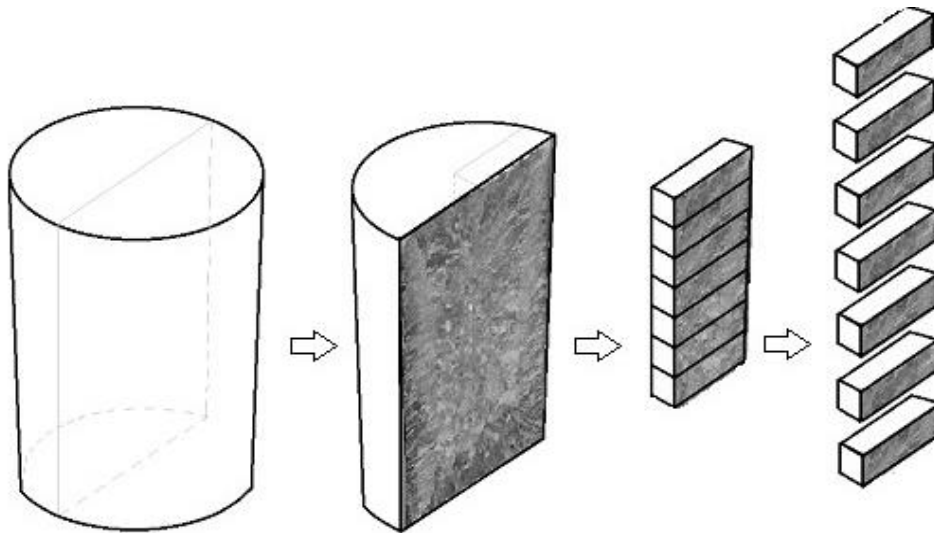


Figura 3.4- Esquema de corte das amostras.

Tabela 3.1- Relação das amostras produzidas.

Al-7,5Si-0,5Mg		
Lingote	Pressão (MPa)	Amostras
1	Amb.	1.1- 7.1
2	50	1.2- 7.2
3	100	1.3- 7.3
4	150	1.4- 7.4

- Sendo “1.x” as amostras do topo do lingote e “7.x” as amostras da base do lingote.

Para a realização das análises de microestrutura e microdureza é requerido um alto grau de acabamento das amostras, devido a isso faz-se necessário uma boa etapa de metalografia. A primeira etapa da metalografia é o lixamento. Esta operação tem por objetivo eliminar os riscos e marcas mais profundas da superfície da amostra, dando-a acabamento suficiente para a etapa de polimento. O lixamento foi realizado de forma automática a úmido, utilizando uma lixadeira e politriz. Esta técnica consiste em lixar a amostra sucessivamente com lixas de granulometria cada vez menor, sendo utilizadas nesse processo lixas de 100, 220, 400, 500, 600, 800, 1000 e 1200 mesh, mudando-se de direção 90° em cada lixa subsequente até desaparecer os traços da lixa anterior. E todo o processo foi realizado sob refrigeração à água, para evitar possíveis aumentos de temperatura pela fricção e recristalizações.

Após o lixamento seguiu-se para etapa de polimento das amostras, que visa um acabamento superficial polido e isento de quaisquer marcas, e para esta finalidade se utiliza materiais abrasivos como a pasta de diamante ou solução de alumina. Neste procedimento utilizou-se um pano de polimento de amostras metalográficas para uso com alumina em suspensão de qualquer granulometria. A suspensão com alta concentração de alumina utilizada possui granulometria média de 1µm, capaz de dar um melhor acabamento superficial a amostra.

A etapa seguinte foi o ataque químico, que se objetiva em permitir a visualização dos contornos de grão e as diferentes fases na microestrutura. Nesta fase, um reagente químico é colocado em contato com a superfície polida da amostra por certo tempo. Este reagente causará a corrosão da superfície. Sendo estes, escolhidos em função do material e dos

constituintes macroestruturais que se deseja contrastar na análise microscópica. Para as ligas trabalhadas, foi utilizado um reagente com 90% água e 10% de ácido fluorídrico (HF), o ataque foi realizado por imersão durante um tempo de 30 segundos, para todas as amostras.

As análises de micrografia das amostras foram realizadas logo após o ataque químico. Para isso foi utilizado o microscópio OLYMPUS, que se trata de um microscópio de luz refletida, amplamente utilizado para análise de materiais opacos. As medições do espaçamento dendrítico secundário, foram obtidas com o auxílio do programa OLYMPUS IMAGE ANALYSIS que funciona como uma estação de análise eficaz de alto desempenho. Foram realizadas medições em 12 pontos da amostra, seguindo o sentido da parede do molde para o centro do lingote, como mostra a figura 3.5(a). As medidas foram realizadas no sentido longitudinal da peça, em cada posição foram realizadas pelo menos 20 medidas e feito uma média desses valores. O espaçamento dendrítico secundário (λ_2) foi determinado através do método do intercepto. Este método é tipicamente usado no exame de seções longitudinais na direção do fluxo de calor. Onde λ_2 é dado pela média das distâncias entre os braços adjacentes (ramificações secundárias), sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor ou a direção de crescimento), de uma dendrita primária onde, n é o número de braços secundários. A figura 3.5(b) apresenta a amostra 6.3, correspondente a liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada à pressão de 100 MPa, retirada da posição 5, onde é possível entender como foi realizada as medidas dos espaçamentos.

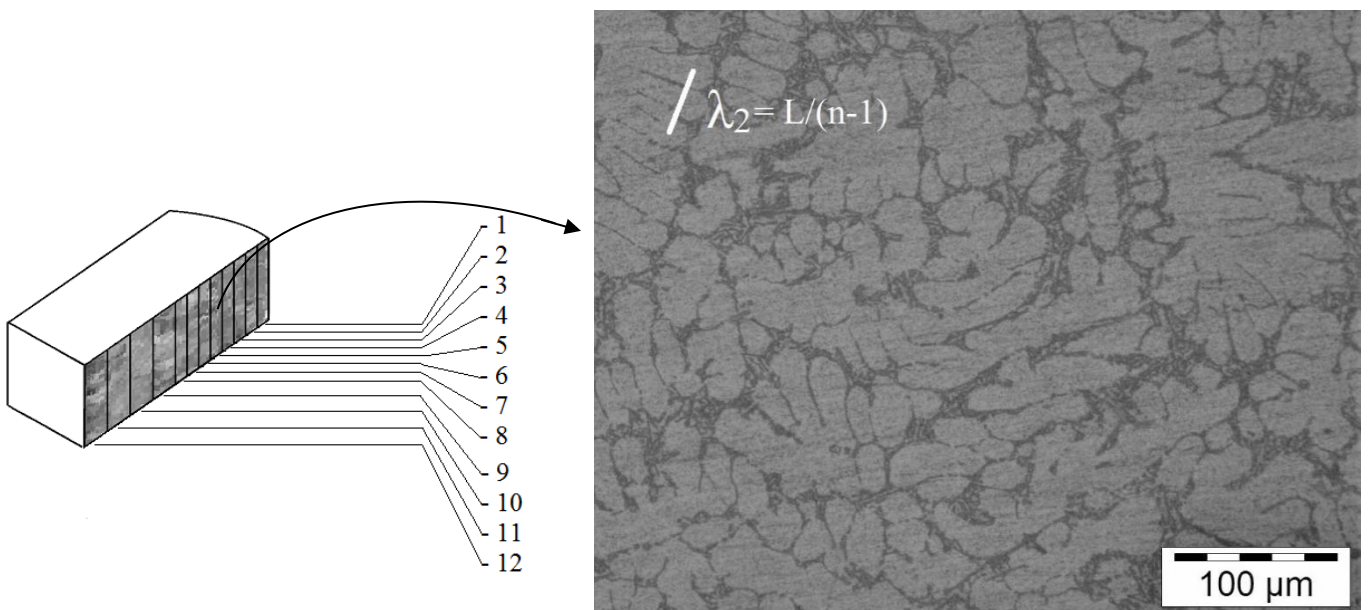


Figura 3.5- (a) Esquema de posições adotado para as medições do λ_2 e (b) Representação esquemática da medida do λ_2 .

Após as medições do λ_2 executou-se análises qualitativas da microestrutura por meio da microscopia eletrônica de varredura (MEV), com o objetivo de melhor compreender a morfologia das ligas estudadas.

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado logo após as análises da microestrutura. Conforme a norma ASTM E384 (2012), nesse teste, o número determinado é baseado na formação de uma pequena penetração feita na superfície das amostras avaliadas. O número de microdureza Vickers é baseado na força dividida pela área da superfície de penetração. As cargas são tipicamente dadas em (gf) e as diagonais em micrômetros (μm). O tamanho da penetração é medido usando um microscópio ótico equipado com um dispositivo de medição. O número de microdureza Vickers é calculado pela equação 3.1.

$$HV = \frac{1000 * 10^3 * P}{A_s} = \frac{2000 * 10^3 * P \text{sen}(\alpha/2)}{d^2} \text{ ou } HV = 1854,4 * \frac{P}{d^2} \quad 3.1$$

Onde:

P = força, em gf;

A_s = área da superfície da penetração, em μm^2 ;

d = medida das diagonais da penetração, em μm ;

α = ângulo de face do penetrador, 136° .

As Figuras 3.6 (a) e 3.6(b) mostram o ângulo de face do penetrador e as diagonais do penetrador piramidal, já a figura 3(c) apresenta uma endentação realizada na amostra 6.4, que corresponde a composição Al-7,5Si-0,5Mg fabricada à pressão de 150 MPa.

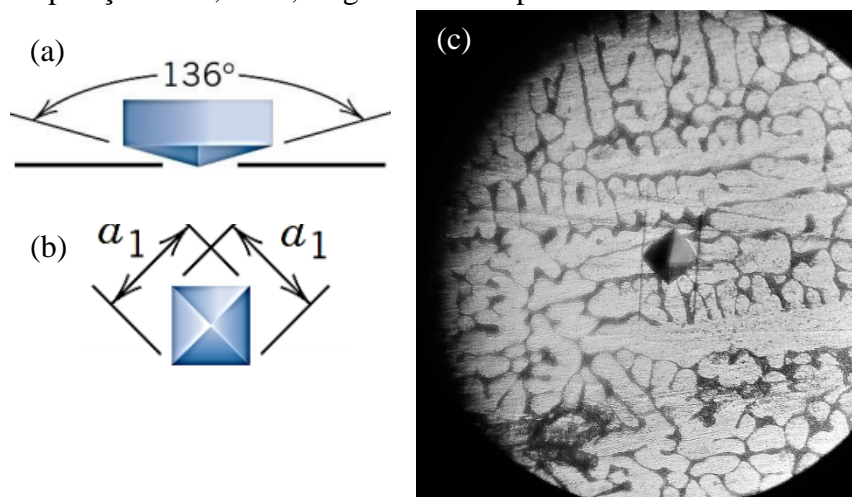


Figura 3.6- (a) Ângulo de face do penetrador ($\alpha = 136^\circ$) (CALLISTER, 2014), (b) Diagonais do penetrador (CALLISTER, 2014) e (c) Demonstração da endentação realizada em uma das amostras estudadas.

Neste ensaio aplicou-se uma carga equivalente a 100 gf (980,7 mN) com tempo de 15 segundos. Sendo esta carga recomendada para ligas dúcteis, como o alumínio e suas ligas. As posições foram as mesmas adotadas para as medições do espaçamento dendrítico secundário. Em cada posição foram realizadas pelo menos 10 endentações e feito uma média desses valores.

O tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (T6), foi realizado com todas as amostras após as análises de microestrutura e ensaio de microdureza Vickers. O procedimento de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (T6) foi realizado de acordo com a literatura para o alumínio e suas ligas. A etapa de solubilização foi realizada à temperatura de 540 °C, por um tempo de 6 horas. Atingido o tempo de solubilização, as amostras passaram pela etapa de têmpera, que consistiu no resfriamento em água com uma temperatura de 65 °C por 50 segundos. Logo após foi realizado o envelhecimento artificial na temperatura de 155 °C durante 2 horas. Durante todo o procedimento a temperatura foi monitorada por um termopar do tipo K acoplado a um registrador de dados; quando o painel de temperatura do forno indicou a temperatura 50°C abaixo da temperatura desejada, a ponta do termopar foi colocada dentro do forno através de uma pequena abertura em sua porta, e aguardou-se o registrador de dados marcar a temperatura desejada. Os processos de solubilização e envelhecimento foram realizados em 2 fornos do tipo mufla. Assim que as peças foram retiradas do primeiro forno (etapa de solubilização) realizou-se a têmpera e as mesmas foram levadas a outro forno que já estava na temperatura necessária para etapa de envelhecimento.

Após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento foi realizado novamente as análises de microestrutura através do microscópio ótico e do microscópio eletrônico de varredura (MEV) e realizado o ensaio de microdureza Vickers. Todos os parâmetros adotados nas análises posteriores ao tratamento térmico (T6) foram os mesmos utilizados anteriormente e descritos neste capítulo.

Tendo concluído todas as análises, foram obtidos os resultados que serão apresentados e discutidos no próximo capítulo.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O conjunto de resultados de cada liga/sistema de solidificação incluirá: caracterização microestrutural, análise de MEV e microdureza Vickers, correlacionando esses resultados com a pressão aplicada durante a solidificação, bem como, comparativos de análises anteriores e posteriores ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento T6.

Os resultados foram obtidos seguindo à metodologia disposta no fluxograma das atividades experimentais, figura 3.1.

4.2. MICROESTRUTURA

A figura 4.1 apresenta a evolução do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al-7,5Si-0,5Mg. Observou-se, de maneira geral, um aumento de λ_2 para as posições mais distantes da interface metal/molde. A pressão aplicada auxilia em uma maior extração de calor a partir da parede do molde. Desta maneira, o líquido que está no centro da lingoteira permanece com temperatura acima da temperatura de transformação, criando uma condição favorável ao crescimento de estruturas dendríticas com maior espaçamento entre as ramificações. Enquanto que nas proximidades da parede do lingote surgem correntes convectivas causadas por gradientes de temperatura e por gradientes de composição, devido a rejeição de soluto pela matriz α -Al durante a solidificação. Estas correntes forçam a quebra das ramificações dendríticas que surgem próximo a parede do molde, os ramos separados encontram condições de crescimento à frente da interface de solidificação e dão origem a uma zona de microestrutura refinada e com menores espaçamentos dendríticos.

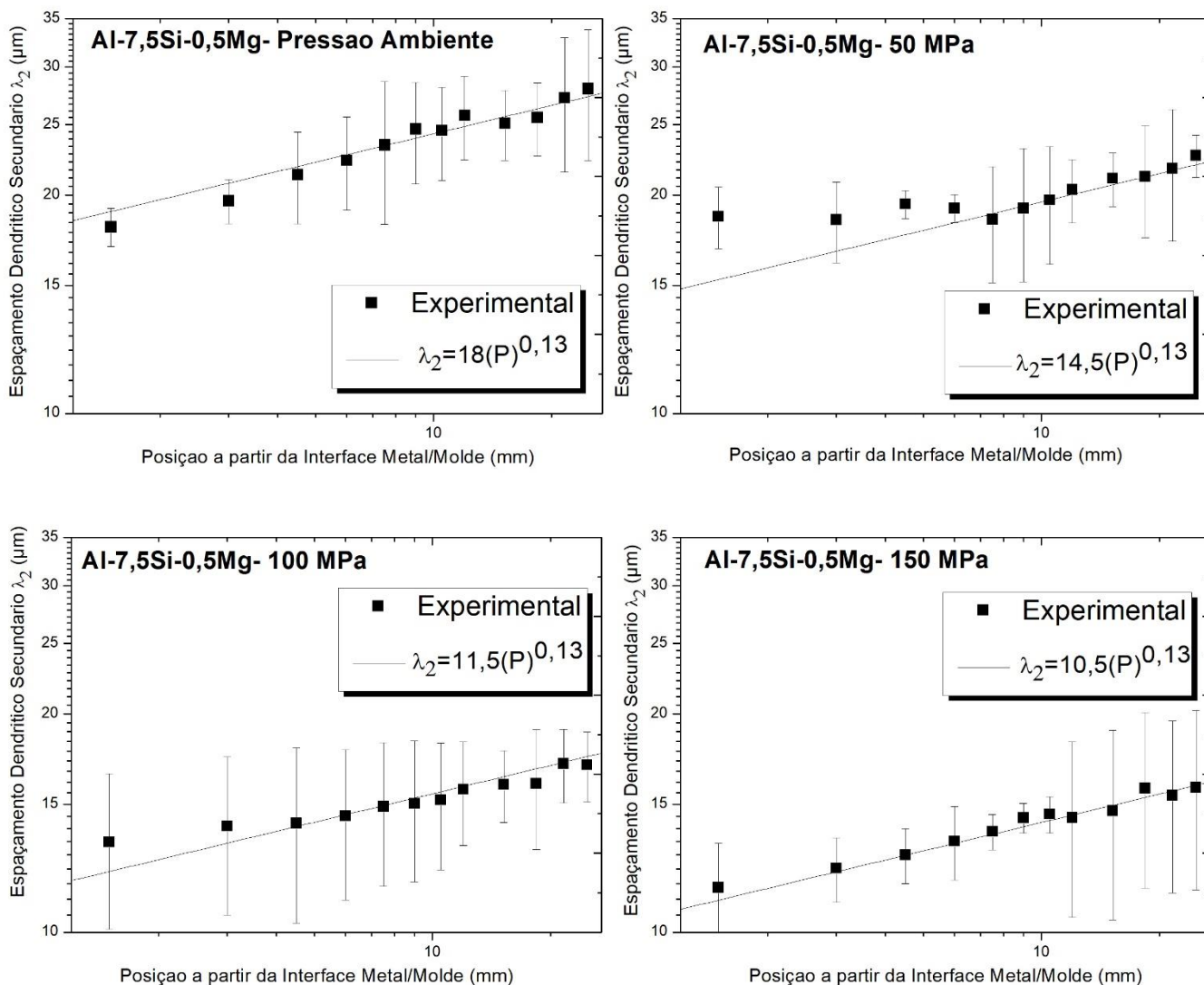


Figura 4.1- Evolução do espaçamento dendrítico secundário λ_2 em função da posição para a liga Al-7,5Si-0,5Mg às pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa.

Na figura 4.2 é apresentado o gráfico da evolução do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função do aumento da pressão para a liga Al-7,5Si-0,5Mg. Observou-se um decréscimo nos valores de λ_2 conforme aumenta-se a pressão. Em diversos trabalhos (HAJJARI et. al., 2008; SKOLIANOS et. al., 1997; MAGALHÃES et. al., 2008; BRITO, 2009) foi constatada uma diminuição nos valores de λ_2 em função do aumento da pressão, devido a maior extração de calor pelas paredes da lingoteira. A pressão aplicada sob o material em estado líquido modifica a temperatura de solidificação da liga e favorece um contato maior entre o metal líquido e as

paredes da lingoteira, o que aumenta a taxa de transferência de calor na interface metal-molde, favorecendo assim formação de mais núcleos, que auxilia no refino da microestrutura. Além disto, o teor de Si também exerce influência devido a rejeição lateral de soluto, que acaba por provocar um alto grau de instabilidade na região interdendrítica o que favorece o surgimento de uma maior quantidade de protuberâncias dendríticas secundárias, diminuindo assim os valores de λ_2 .

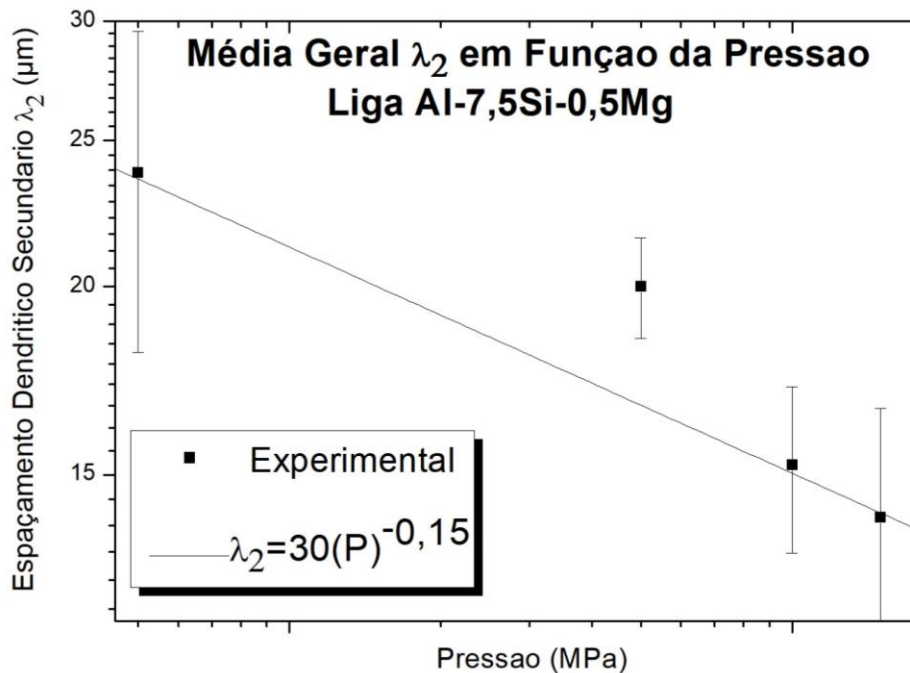


Figura 4.2- Espaçamento dendrítico secundário λ_2 da liga Al-7,5Si-0,5Mg em função das pressões ambiente, 50 MPa, 100MPa e 150 MPa.

A figura 4.3 apresenta as micrografias da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificadas à pressão ambiente, de 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, respectivamente. Observa-se os valores da média geral de do espaçamento dendrítico secundário (λ_2). Para maiores pressões obteve-se menores valores de λ_2 .

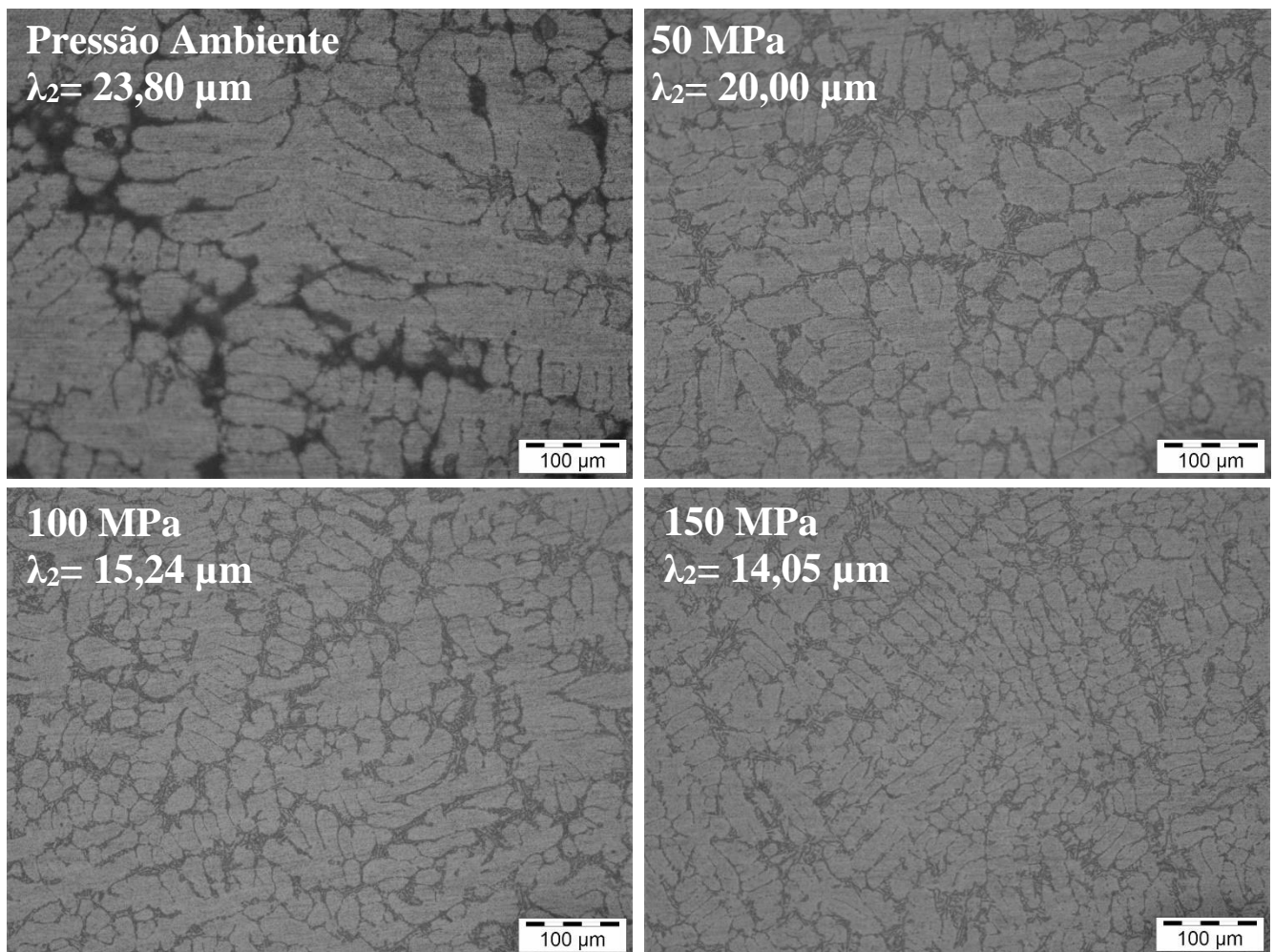


Figura 4.3- Microestrutura da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificadas à 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, respectivamente.

A figura 4.4 apresenta as micrografias obtidas a partir da microscopia eletrônica de varredura (MEV), com detector de elétrons retroespalhados, para a liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificadas à pressão ambiente e a 150 MPa. Essas imagens foram capturadas utilizando as mesmas amostras e nas mesmas posições que foram obtidas as micrograficas através do microscópio ótico, e todas as imagens de MEV possuem aumento de 1000x. Observa-se, de maneira geral, que ocorreu uma mudança na morfologia do Si, que antes do T6 apresentava-se em forma de agulhas e passa a se apresentar em um formato circular distribuído pela matriz Al- α . Com base na literatura (OLIVEIRA e ROCHA, 2014), é possível identificar, em ambas composições, a presença componentes que apresentam morfologia parecida as partículas de Si,

ao intermetálico de FeSi (proveniente da presença desse elemento como impureza) e do intermetálico Mg_2Si , que estão indicados nas figuras.

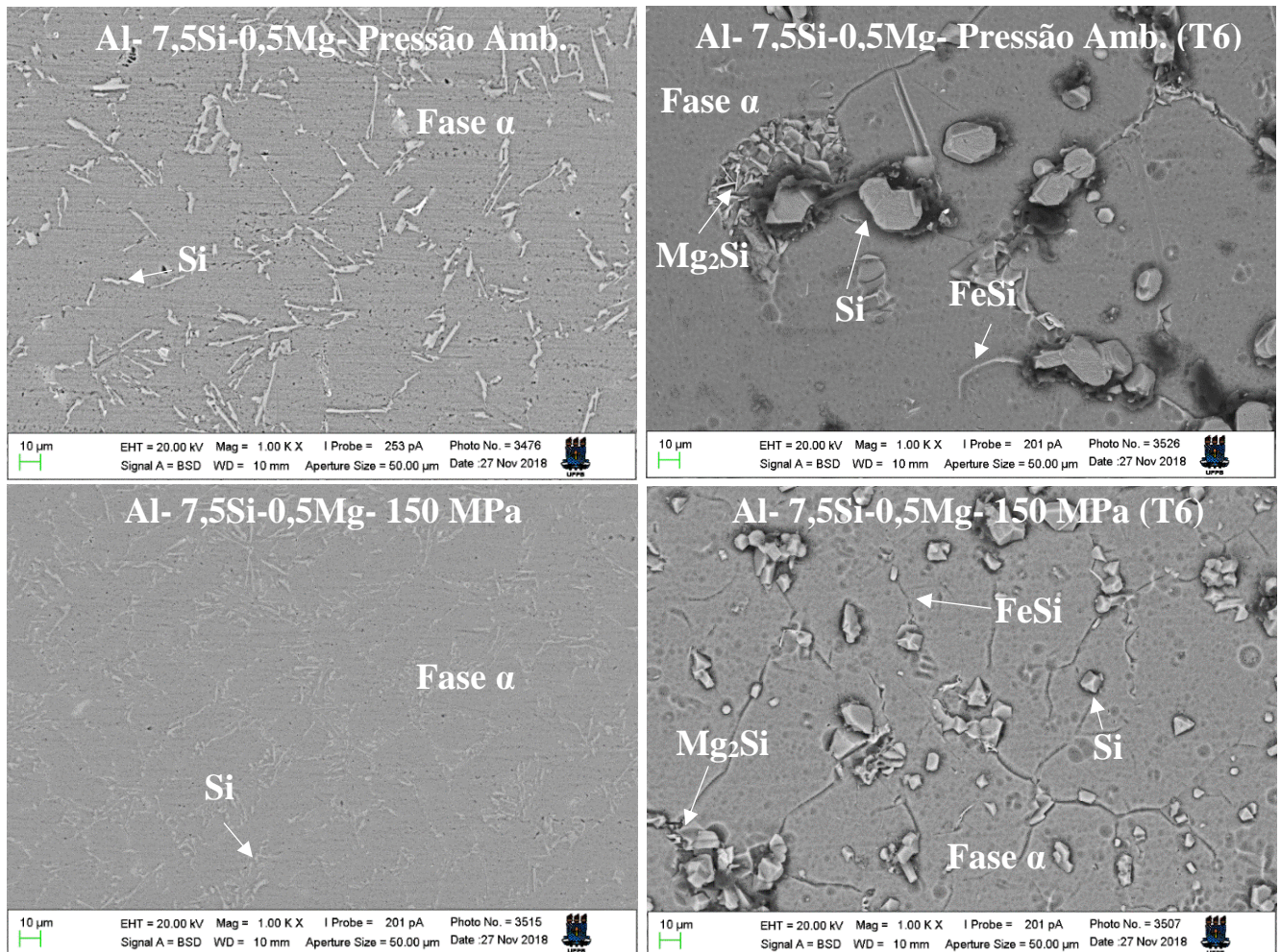


Figura 4.4- MEV da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada sob pressões ambiente e 150 MPa, respectivamente.

No estado T6 a concentração de magnésio nas dendritas de alumínio é bem maior do que na condição bruta de fusão, resultando no aumento da quantidade de precipitados Mg_2Si que são os principais responsáveis pelo aumento da dureza dessas ligas. Além disto, há a presença do ferro (Fe) que é considerado a maior impureza das ligas Al-Si-Mg, quando solidificadas em moldes de aço os teores de Fe como impureza tendem a aumentar devido a difusão que ocorre no contato entre o metal líquido e a parede do molde. Os níveis de Fe como impureza nessas ligas podem variar entre 0,1% e 1%, quando esses teores se encontram acima de 1% são formados intermetálicos de Fe como o FeSi, devido a boa afinidade entre estes, e após a etapa

de envelhecimento aparece como precipitados distribuídos na matriz Al- α . Estes precipitados tendem a favorecer o endurecimento da liga.

A figura 4.5 apresenta as micrografias de uma mesma amostra da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada à 100 MPa, ambas imagens foram capturadas da mesma posição à 7,5mm da parede do molde (posição 5). A figura 4.5 (a) se trata da amostra antes do tratamento térmico T6, que apresenta a microestrutura típica de solidificação. Em ambas imagens se nota uma estrutura tipicamente dendrítica constituída da fase rica em alumínio Al- α contendo partículas de silício interdendríticas. A figura 4.5 (c) apresenta um aumento de 500x de determinada região da amostra após tratamento térmico T6, onde é possível observar as partículas de silício em formato mais esférico e a presença do siliceto de magnésio Mg₂Si em formato de “escrita chinesa”.

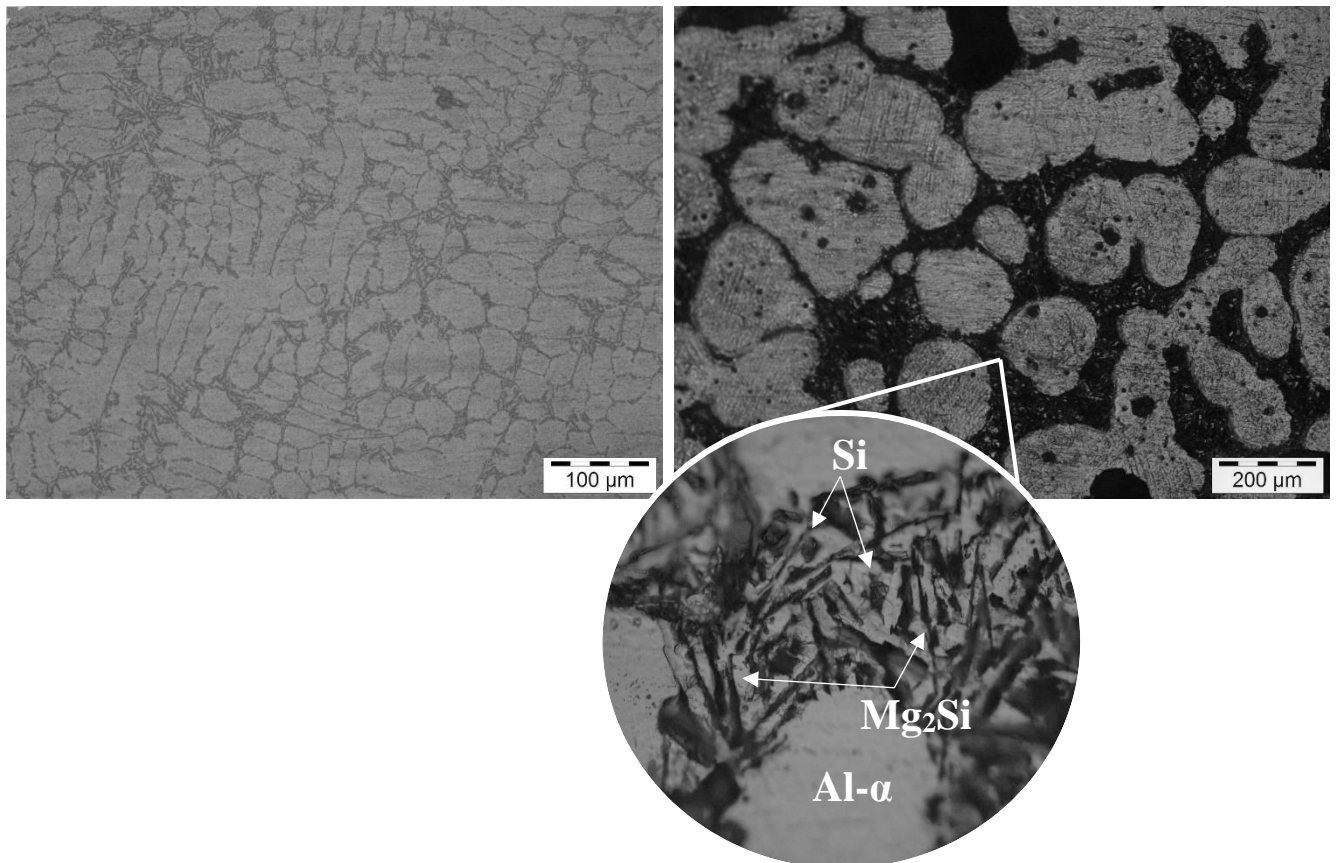


Figura 4.5- Microestrutura da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada à 100 MPa (a) antes do tratamento térmico T6 com aumento de 200x (b) posterior ao tratamento térmico T6 com aumento de 100x e (c) posterior ao tratamento térmico com aumento de 500x.

4.3. MICRODUREZA

Os resultados obtidos dos ensaios de microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada sob pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, são apresentados na figura 4.6. De forma geral, com o avanço da interface para o centro do lingote, observa-se uma diminuição nos valores da microdureza Vickers. Segundo MATEZA et al., (2007), os valores da microdureza Vickers tendem a diminuir com o aumento do espaçamento dendritico secundário. Esse aumento nos valores de microdureza podem ser explicados através da equação de Hall-Petch, descrita abaixo:

$$H_y = H_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad 4.1$$

Onde H_y = dureza; d = tamanho médio dos grãos e H_0 e k_y são constantes particulares do material. Desta maneira, como com o avanço da parede para o centro do lingote ocorre a diminuição nos valores de espaçamento dendrítico secundária, característica de uma microestrutura refinada, os valores de microdureza tendem a aumentar.

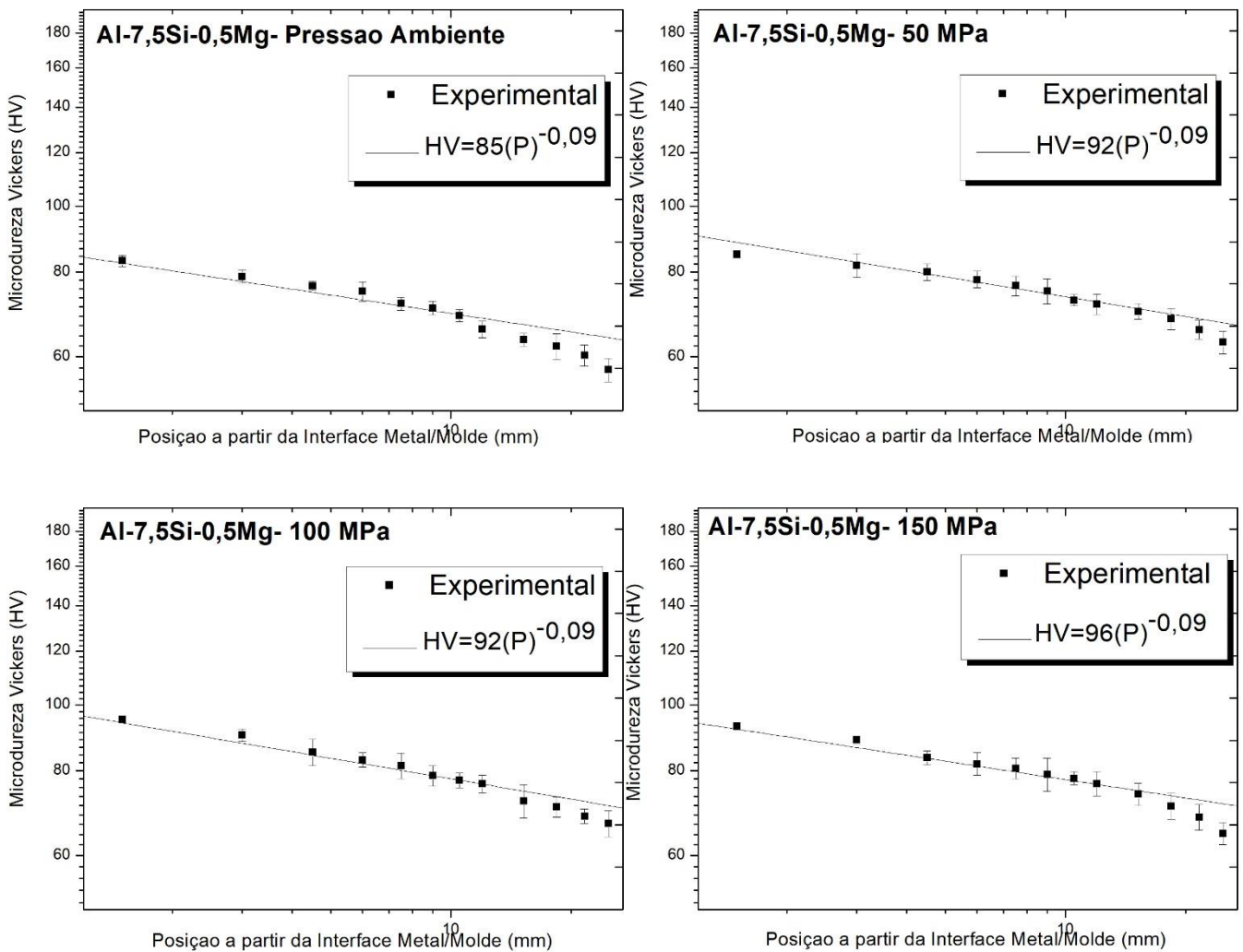


Figura 4.6. Microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada sob pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa.

O comportamento da microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificadas às pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa posterior ao tratamento térmico T6, é apresentada na figura 4.7. Antes do tratamento térmico T6 os valores de microdureza Vickers são decrescentes, conforme se afasta da interface metal/molde. Enquanto que após o tratamento térmico T6 a microdureza Vickers apresenta valores que variam conforme ocorre o avanço da interface metal/molde para o centro do lingote. Este comportamento ocorre devido ao tratamento térmico T6, pois durante a etapa de solubilização, além de ocorrer a homogeneização da microestrutura, os elementos contidos na liga tendem a se movimentar das regiões onde estão concentrados na forma de composto para

as regiões ricas em alumínio. Assim, ocupam lacunas e interstícios nas células cristalinas do alumínio afim de formarem novas fases distribuídas ao longo de toda amostra. Na etapa de envelhecimento algumas dessas fases formadas precipitam e tendem a aumentar a dureza da liga. Como a análise de microdureza Vickers se dá através da endentação em uma pequena área (μm) na superfície da amostra, existirá posições que contemplarão alguma fase mais dura, como o Mg_2Si ou fases menos duras como a matriz $\text{Al}-\alpha$, desta maneira os valores de microdureza variam de acordo com região onde realizou-se as endentações, independentemente da posição do avanço da interface metal/molde para o centro do lingote.

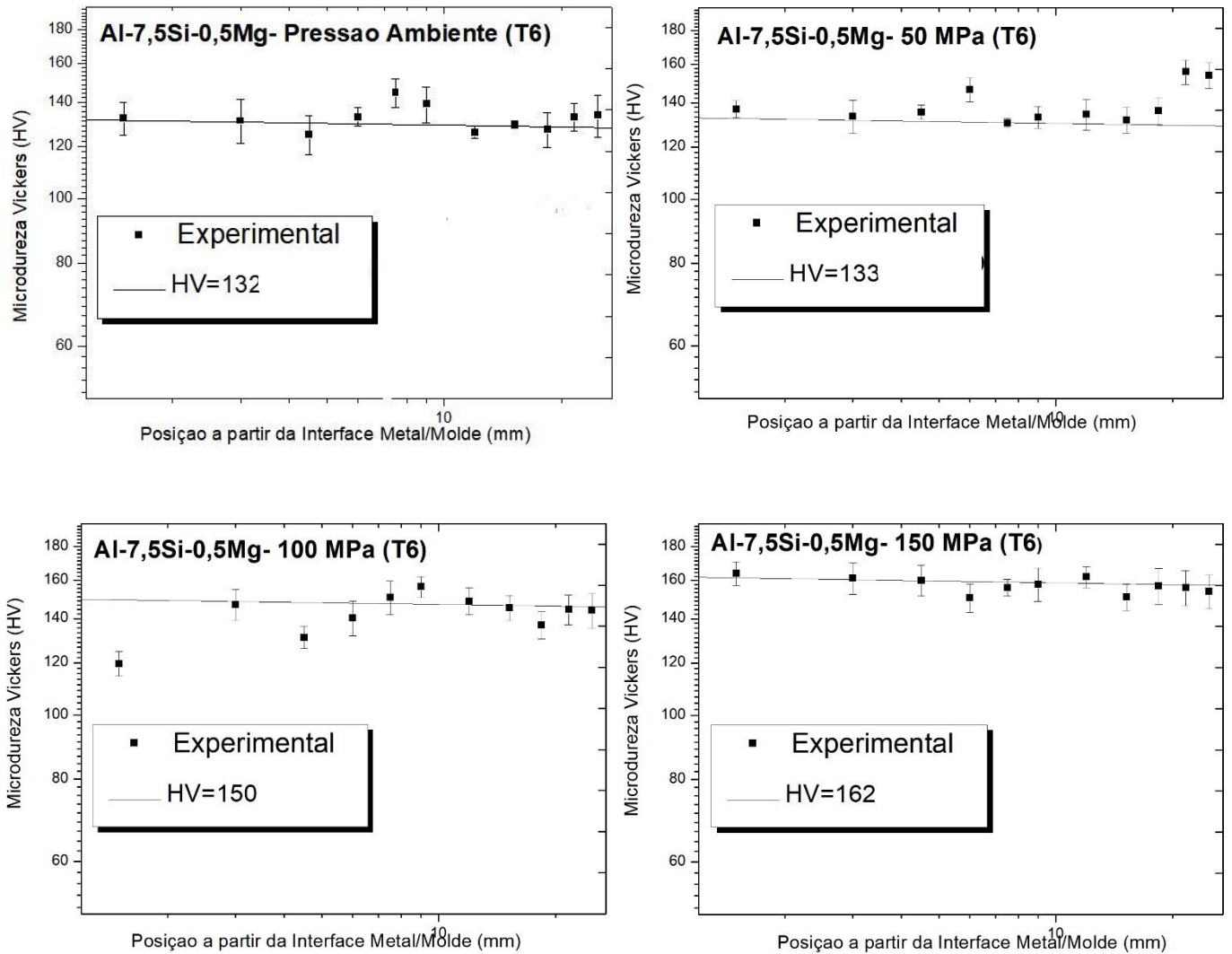


Figura 4.7. Microdureza Vickers em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al-7,5Si-0,5Mg posterior ao tratamento térmico T6, solidificadas sob pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, respectivamente.

A média geral da microdureza Vickers em função da pressão para a liga Al-7,5Si-0,5Mg antes e após o tratamento térmico T6, solidificadas sob pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa é apresentada na figura 4.8. Observa-se que o tratamento térmico T6 exerceu influência no aumento da dureza da liga para todas as pressões utilizadas. Observa-se que, para as amostras antes do tratamento térmico T6, a pressão influencia em um aumento nos valores de microdureza conforme aumenta-se a pressão, que pode ser explicado pela diminuição do espaçamento dendrítico secundário nessas condições. Após o tratamento térmico T6, observa-se que os valores de microdureza tendem a aumentar conforme aumenta-se a pressão. Esse comportamento pode ser explicado porque a aplicação da pressão tende a forçar a distribuição do soluto pela matriz, esse fenômeno facilita o processo de solubilização. Desta maneira, pressões maiores, tendem a conter o soluto melhor distribuído pela matriz que a tem maior facilidade para formar novas fases, que precipitarão e elevarão a dureza da liga, após tratamento térmico T6.

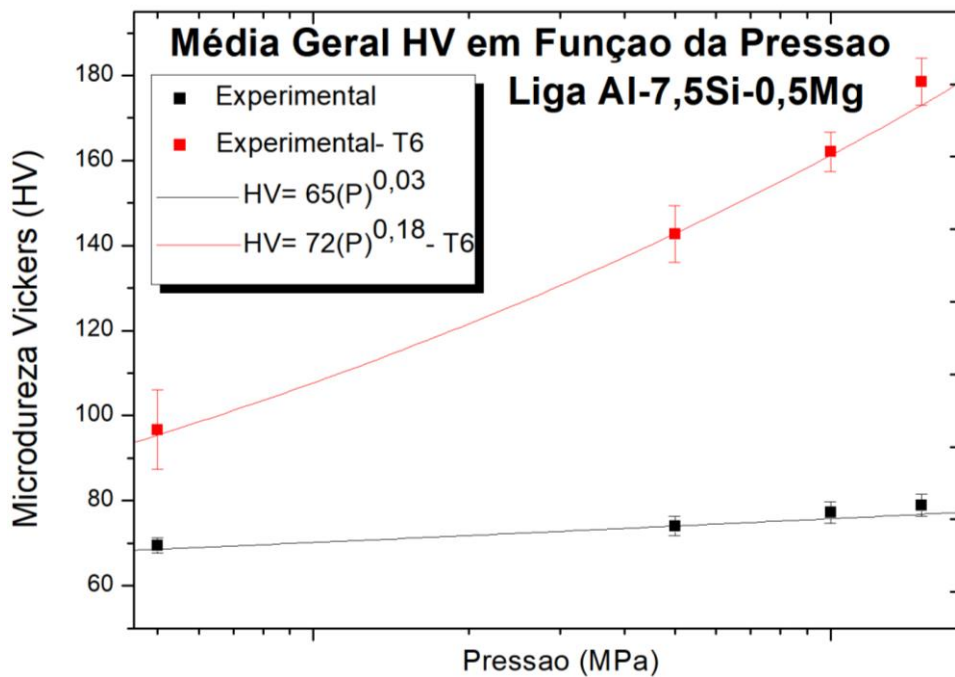


Figura 4.8- Microdureza Vickers HV da liga Al-7,5Si-0,5Mg antes e após tratamento térmico T6, em função das pressões ambiente, 50 MPa, 100MPa e 150 MPa.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÃO

Após o estudo da liga Al-7,5Si-0,5Mg solidificada às pressões ambiente, 50 MPa, 100 MPa e 150 MPa, antes e após o tratamento térmico T6, fundamentado nos resultados das investigações teóricas e experimentais reunidas durante este trabalho, e dispondo dos demais estudos do assunto contidos na literatura, podem ser extraídas as seguintes conclusões:

- Há um aumento do espaçamento dendrítico secundário λ_2 para as posições mais distantes da interface metal/molde e uma diminuição de λ_2 conforme aumenta-se a pressão, para as amostras sem tratamento térmico T6.
- Após o tratamento térmico T6 ocorre a mudança na morfologia do Si, que se apresentava em forma de agulhas e passa a se apresentar em um formato circular distribuído pela matriz Al- α .
- Antes do tratamento térmico T6 os valores de microdureza Vickers são decrescentes, conforme se afasta da interface metal/molde. Enquanto que após o tratamento térmico T6 a microdureza Vickers apresenta valores que variam conforme ocorre o avanço da interface metal/molde para o centro do lingote.
- O tratamento térmico T6 exerceu influência no aumento da dureza da liga apresentando maiores valores de microdureza Vickers para a liga após T6.
- Os valores de microdureza tendem a aumentar conforme aumenta-se a pressão, tanto antes quanto depois do tratamento térmico T6.

REFERÊNCIAS

- ANDRADE, R.B., Análise da formação da microestrutura durante a solidificação de ligas metálicas ferrosas e não ferrosas em moldes com diferentes características. Tese de Doutorado-Faculdade Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 2009.
- APELIAM, D.; MAKHLOUF, M. M. High integrity aluminum die casting. Wheeling: North American Die Casting Association, 2006.
- ASM Handbook Castings. Ohio: ASM International, 2008.
- ASM. Heat Treating. Metals Handbook, ASM International, v. 4, 1991
- BRITO, C. C., Influência da Pressão na Modificação Estrutural e Propriedades Mecânicas da liga Al-7%Mg Obtida Através do Processo Squeeze Casting, - Trabalho de Conclusão de Curso- Universidade Federal do Pará. Marabá- PA, Brasil, 2009.
- BRITO, C. C., Parâmetros Térmicos e Microestruturais na Solidificação Transitoria de Ligas Al-Mg e Al-Si-Mg e correlação com resistências Mecânica e à Corrosão, Tese de Doutorado- Universidade Estadual de Campinas. Campinas, SP, Brasil, 2016.
- CALLISTER, William Jr. Ciência e Engenharia de Materiais Uma Introdução. 5ª ed. Rio de Janeiro, RJ, 2002.
- CANTÉ, M. V. Solidificação Transitória, Microestrutura e Propriedades de Ligas Al-Ni. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2008.
- DORCIC, J. L, VERMA, S. K., Squeeze Casting, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 15, "Casting", 9a edition, pp. 323-327, 1988.
- DORCIC, J. L, VERMA, S. K., Squeeze Casting, IN.: American Society for Metals: ASM Handbook, vol 15, "Casting", 9a edition, pp. 323-327, 1988.
- DUARTE, I.R. Estudo Da Liga AlSi-7Mg Após Fundição e Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento, Dissertação de M.Sc Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007.
- E. HAJJARI e M. DIVANDARI, An investigation on the Microstructure and Tensile Properties of Direct Squeeze Casting and Gravity Die Cast 2024 Wrought Al Alloy. Materials and Design, Vol. 29, pp, 1685-1689, 2008.

EMADINIA, O. and C. Gomes, Hardening Heat Treatment. 2011, Metallurgical Department University of Porto, 2011.

FERREIRA, I.L.; MOUTINHO, D.J.; GOMES, L.G.; ROCHA, O.L.; GOULART, P.R.; GARCIA, A. Microstructural development in a ternary Al-Cu-Si alloy during transient solidification. *Materials Science Forum*. v. 636-637, p. 643-650, 2010.

FERREIRA, J. M. G. de C., *Tecnologia da Fundição*, Fundação Calouste Gulbenkian, pp. 505-516, 1999.

FLEMINGS, M. C.; *Solidification Processing*. New York: McGraw-Hill, 1974.

FRANKLIN J.R., DAS A.A., *Br Foundryman*. 77 (3) (1984) 150.

GARCIA, Amauri. *Solidificação: fundamentos e aplicações*. Editora da Unicamp, Campinas, SP. 2001.

GHOMASHCHI, M.R and VIKHRO, V.A., Squeeze casting: an overview. *J Mater Process Technology* 2000; 101:1–9.

GHOMASHCHI, M.R and VIKHRO, V.A, Squeeze casting: an overview School of Engineering, University of South Australia, The Levels, SA 5095, Australia Received 6 May 1998.

GOMES, L.G, *Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu*, Tese de Doutorado-Faculdade Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 2012.

GOMES, L.G. *Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Macroporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu*. São Paulo, 2012. Tese de doutorado- Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas/São Paulo 2012.

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

GOULART, P.R. *Caracterização da Microestrutura De Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas*. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2010.

H. KAUFMANN AND P. J. UGGOWITZER, *Metallurgy and Processing of High-Integrity Light Metal Pressure Castings*. Berlin: Schiele & Schön, 2007.

- HAGHSHENAS, M., ZAREI-HANZAKI, A., FATEMI-VARZANEH, S.M., “The effects of thermo-mechanical parameters on the microstructure of thixocast A356 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering A*, v.480, n.1-2, pp. 68-74, 2008.
- HASKEL, T., Efeito do Tratamento Térmico de Solubilização na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio A356, Dissertação de M.Sc., PGCEM/UEDESC, Joinville, SC, Brasil, 2009.
- HOWARD, R; BOGH, N; MACKENZIE, D.S. Heat Treating Processes and Equipment. In *Handbook of Aluminum Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes*. p. 881-971.2003.
- HU, H., Squeeze Casting of Magnesium Alloys and their Composites, *J. Mater. Sci.* 33, pp. 1579-1589, 1998.
- K. SUKUMARAN, K. K. Ravikumar, S. G. K. Pillai, T. P. D. Rajan, M. Ravi, R. M. Pillai, and B. C. Pai, “Studies on squeeze casting of Al 2124 alloy and 2124-10% SiCp metal matrix composite”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 490, no. 1–2, pp. 235–241, Aug.2008.
- KURZ, W. & FISHER, D.J.- *Fundamentals of Solidification*, Trans Tech Publications, Switzerland, 1984/86/89/92.
- KURZ, W. AND FISHER, D.J. - Dendrite Growth at the Limit of Stability: Tip Radius and Spacing, *Acta Metallurgica*, vol. 29, n.1, pp.11-20, 1984.
- LI, R. X., LI, R. D., ZHAO, Y. H., et. al. “Age-hardening behavior of cast Al–Si base alloy”, *Materials Letters*, v.58, n.15, pp. 2096-2101,2004.
- LIMA, N. A, Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe). Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais apresentado na Faculdade de Engenharia Universidade do Porto, 2012.
- LIMA, N.G., Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe), Dissertação de M.Sc- MIEMM Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto – FEUP, Porto- Portugal, 2012.
- LIPCHIN T.N., BYKOV P.A., *Russian Casting Prod*, 1972.
- MARTINS, J.E.A, Efeito da Aplicação de Ultrassons ao Processo Squeeze Casting, Dissertação de M.Sc, Universidade do Minho- Escola de Engenharia. Braga/Guimarães, Portugal, 2013.

MATEZA, V. et. Al., Correlação de condições de solidificação com propriedades mecânicas e metalúrgicas da liga de latão 60/40. Rio Grande de Sul, 2007. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.3. n.4. pp 23-28, abr-jun 2007.

METALS HANDBOOK. Alloy Phase Diagrams. Editora ASM. Vol.3, 1992.

MOREIRA, P.S. Efeito da Taxa de Resfriamento e dos Tratamentos Térmicos Sobre as Propriedades Mecânicas da Liga Al-Si-Mg (A356.0), Dissertação de Mestrado, REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, MG, Brasil, 2011.

OLIVEIRA, R.O.M e ROCHA, O.F.L. Tratamento Térmico de Precipitação- T6 Aplicado em Roda de Liga Leve de Motocicleta. Pará, 2014. Holos, Ano 30, Vol. 5, pp.372-382, 2014.

OSÓRIO, W. R., FREIRE, C.M.A. AND GARCIA, A. – Determinação da Resistência à Corrosão nas Superfícies Transversais e Longitudinais em Amostras de Alumínio e Zinco Puros, Solidificadas Unidirecionalmente, In: Proceeding of 58° CONGRESSO ANUAL DA ABM -INTERNACIONAL, Rio de Janeiro, Brasil, Julho 2003 B

OSÓRIO, W. R., SANTOS, C.A., QUARESMA, J.M.V. AND GARCIA, A. – Mechanical Properties as a Function of Thermal Parameters and Microstructure of Zn-Al Castings, Journal of Materials Science Technology, vol. 143-144, pp. 703-709, Dec. 2003.

OSÓRIO, W. R., SIQUEIRA, C.A., FREIRE, C.M.A. AND GARCIA, A. – Different Structural Morphologies and Grain Size Effects upon the Corrosion Resistance of Pure Al and Zn Specimens, In: Proceedings of the INTERNATIONAL CORROSION CONGRESS / ICC'02, Granada, Spain, Sept. 2002.

OSÓRIO, W. R., SIQUEIRA, C.A., FREIRE, C.M.A. AND GARCIA, A. – Efeito das Diferentes Morfologias Estruturais e Tamanho de Grão na Resistência à Corrosão em Amostras de Alumínio e Zinco Puros, In: Proceedings of XXII CONGRESSO BRASILEIRO DE CORROSÃO - CONBRASCORR, Salvador, Brasil, Agosto 2002 B.

OSÓRIO, W. R., SIQUEIRA, C.A., FREIRE, C.M.A. AND GARCIA, A. – Effect of the Longitudinal and Transversal Structural Morphologies and Grain Size upon the Corrosion Resistance of Zn and Al Specimens, In: Proceedings of IX CONFERENCE ON MATERIALS SCIENCE and TECHNOLOGY, Madrid, Spain, 2003.

OSÓRIO, W.R., Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão, Tese de Doutorado-Faculdade Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 2004.

OSÓRIO, W.R., GARCIA, A., Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions, *Materials Science Engineering*, v. 325, p. 103-111, 2002.

PERES, M. D. Desenvolvimento da Macroestrutura e da Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2005.

QUARESMA, J.M.V., SANTOS, C.A. AND GARCIA, A. Correlation Between Unsteady-State Solidification Conditions, Dendrite Spacings and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31A, pp. 3167-3178, 2000.

RODRIGUES, R., Simulação Numérica E Análise Experimental Do Escoamento De Metal Líquido Nas Cavidades De Um Molde De Injeção, Relatório De Estágio II - Universidade De Caxias Do Sul. Caxias do Sul, RS, Brasil, 2014.

ROSA, D. M. Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2007.

SEGUNDO E.H, VERRAN G.O e BATISTA, G.M, “Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio A356” *REVISTA MATERIA*, ISSN 1517-7076 artigo 11663, pp. 936-945, 2015.

SILVA, M.A.P. de S. Solidificação Transitória de ligas dos sistemas monotéticos Al-Bi, Al- Pb e Al-In. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2011.

SIQUEIRA, C.A., CHEUNG, N. AND GARCIA, A. – Solidification Thermal Parameters Affecting the Columnar-Equiaxed Transition, *Metalurgical and Materials Transaction A*, vol. 33, pp. 2107-2118, 2002.

SIQUEIRA, C.A., CHEUNG, N. AND GARCIA, A. – The Columnar to Equiaxed Transition during Solidification of Sn-Pb Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 351, pp. 126-134, 2003.

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*, p. 17-24, 1997.

SMITH G., Squeeze casting of pure Al/Si alloys, Ph.D. Project, University of Southampton, UK, 1986.

SPINELLI, J.E. Influência da convecção no líquido nas variáveis térmicas e estruturais na solidificação descendente de ligas Sn-Pb. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2005.

VISKANTA, R. - Heat Transfer During Melting and Solidification of Metals, Journal of Heat Transfer, ASME, vol .110, pp. 1205-1229, 1988.

ZHANG, J.; FAN, Z.; WANG, Y. Q.; ZHOU, B. L. Microstructural development of Al-15wt.% Mg 2 Si in situ composite with mischmetal addition. Materials Science and Engineering: A. v. 281, n. 1, p. 104-112, 2000.

ZOLOTOREVSKY, V.S.; BELOV, N.A.; GLAZOFF, M.V. Casting aluminum alloys. Elsevier, 2007.