

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ABC
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM NANOCIÊNCIAS E
MATERIAIS AVANÇADOS

**ESTUDO DA FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DA LIGA DE Al-Si-Cu DIN EN AC
46000: INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E PRESSÃO DE INJEÇÃO NAS
MICROESTRUTURAS E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS**

SILVANO LEAL DOS SANTOS

**DISSERTAÇÃO APRESENTADA COMO
PARTE DOS REQUISITOS PARA A
OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
NANOCIÊNCIAS E MATERIAIS AVANÇADOS**

Orientador:

Prof. Dr. Sydney Ferreira Santos

Santo André- SP

2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ABC
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM NANOCIÊNCIAS E
MATERIAIS AVANÇADOS

ESTUDO DA FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DA LIGA DE Al-Si-Cu DIN EN AC
46000: INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E PRESSÃO DE INJEÇÃO NAS
MICROESTRUTURAS E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

SILVANO LEAL DOS SANTOS

DISSERTAÇÃO APRESENTADA COMO
PARTE DOS REQUISITOS PARA A
OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
NANOCIÊNCIAS E MATERIAIS AVANÇADOS

Orientador:

Prof. Dr. Sydney Ferreira Santos

Santo André- SP

2013

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da Universidade Federal do ABC

SANTOS, Silvano Leal dos

Estudo da fundição sob pressão da liga de Al-Si-Cu DIN EN AC 46000 : influência da temperatura e pressão de injeção nas microestruturas e propriedades mecânicas / Silvano Leal dos Santos — Santo André : Universidade Federal do ABC, 2013.

76 fls. 29 cm

Orientador: Sydney Ferreira Santos

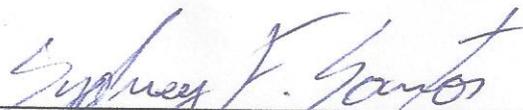
Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do ABC, Nanociências e Materiais Avançados, 2013.

1. Fundição sob pressão 2. Ligas de alumínio 3. Variáveis de processo I. SANTOS, Sydney Ferreira. II. Nanociências e Materiais Avançados, 2013, III. Título.

CDD 671.2

FOLHA DE ASSINATURAS

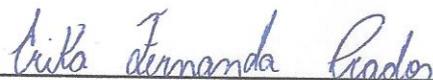
Assinaturas dos membros da Banca Examinadora que avaliou e aprovou a defesa da Dissertação de Mestrado do candidato Silvano Leal dos Santos, realizada em 03 de maio de 2013:



Prof. Dr. Sydney Ferreira Santos (UFABC) – Orientador e Presidente



Prof. Dr. Carlos Triveño Rios (UFABC) – Membro Titular



Profa. Dra. Erika Fernanda Prados (FATECSP) – Membro Titular

Prof. Dr. Renato Altobelli Antunes (UFABC) – Membro Suplente

Profa. Dra. Isabel Machado (USP) – Membro Suplente

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original de acordo com as observações levantadas pela banca no dia da defesa, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

Santo André, _____ de _____ de 20_____.

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador _____

DEDICATÓRIA

À minha esposa Neuza, pela compreensão, apoio e companheirismo ao longo desta jornada e aos meus filhos Bianca e Tales com carinho.

Às minhas irmãs Simone e Silvana, e em especial aos meus pais Solange Leal e em memória de José Ademir.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela vida, saúde e trabalho, pois sem a sua ajuda não seria possível esta conquista.

Ao Prof. Dr. Sydney Ferreira Santos pela orientação, dedicação, ensinamento, discussão e acima de tudo pela amizade durante a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Davinson Mariano pela amizade, ajuda e disponibilização do laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais da Fatec-SP.

À UFABC pela valiosa oportunidade em realizar esse trabalho de Mestrado.

Agradeço à central multiusuários da UFABC pela utilização do MEV e do DRX como parte da realização desta pesquisa.

À FATEC-SP pela utilização do laboratório de Tratamento Térmico Superficial para realização de ensaio Metalográfico.

À indústria Cofaz pelo fornecimento da liga, permissão para utilização de equipamentos e espaço físico para o andamento deste trabalho.

Ao Roberto Lino supervisor de qualidade da indústria Cofaz pela amizade, ajuda e motivação.

Aos funcionários dos setores de engenharia, ferramentaria e processo de produção da indústria Cofaz, que disponibilizaram tempo e ajuda para o andamento prático da pesquisa.

À indústria Inbra pela utilização do laboratório químico, em especial ao supervisor Edson e ao técnico Everton pela obtenção de micrografias.

Agradeço aos amigos de trabalho na FATEC-SP, Prof. Newton Haruo, Prof. Marcio Yee, Felipe Tolockzo pelas contribuições durante a realização deste trabalho.

Agradeço aos técnicos dos laboratórios de Materiais da UFABC, Wanderlei, Osmando, Wilson e Ana Paula pela realização dos ensaios mecânicos.

ESTUDO DA FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DA LIGA DE Al-Si-Cu DIN EN AC 46000: INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E PRESSÃO DE INJEÇÃO NAS MICROESTRUTURAS E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

RESUMO

A fundição sob pressão é amplamente utilizada em indústrias automotivas e aeroespaciais. O processo permite um alto volume de produção de peças em ligas de alumínio-silício, com geometrias complexas e excelente acabamento. No presente trabalho, foram analisadas as microestruturas e as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Cu EN AC 46000 em função das variações nos parâmetros de temperatura e pressão de injeção durante o processo. As amostras foram produzidas em uma máquina injetora de câmara fria de 280 t com parâmetros estabelecidos em 579, 589, 643 e 709 °C para a temperatura de injeção, e 35 e 70 MPa para a pressão de injeção. Após processamento, as amostras foram caracterizadas por técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia de dispersão de energia de raios X, calorimetria exploratória diferencial e difração de raios X. Para investigação das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração e microdureza Vickers em temperatura ambiente. Para análise de porosidade as amostras foram investigadas por técnicas de microscopia óptica, radioscopia e medidas de densidade aparente. Os resultados de caracterização das ligas injetadas mostraram que as microestruturas são compostas por uma fase primária dendrítica de alumínio e eutético interdendrítico de Al - Si. Além destas, fases intermetálicas são observadas na maioria das ligas. Os ensaios mecânicos apontam para um aumento da resistência à fratura para maiores temperaturas de injeção. Quanto à pressão, não se observa um comportamento claro do efeito desta variável na resistência a fratura. Quanto à tensão de escoamento, percebe-se uma clara tendência de aumento desta tensão para uma pressão de injeção mais elevada, porém não há uma tendência clara do efeito da temperatura nesta propriedade.

**STUDY ON DIE CASTING THE DIN EN AC 46000 Al - Si ALLOY:
INFLUENCE OF INJECTION PRESSURE AND TEMPERATURE ON THE
MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES**

ABSTRACT

Die casting is widely used in automotive and aerospace industries. This process allows a large scale production of aluminum-silicon alloy components, with complex geometries and excellent finishing. In the present study, the microstructures and the mechanical properties of Al-Si-Cu alloy AC EN 46000 were analyzed as function of injection pressure and temperature. The samples were produced in a cold chamber injection machine of 280 Ton at 579, 589, 643, and 709 °C and injection pressures of 35 and 70 MPa. The as-processed samples were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy, X ray energy dispersive spectroscopy, differential scanning calorimetry, and X ray diffraction techniques. The mechanical properties were investigated by tensile test and microhardness. For porosity measurements, the samples were analysed by optical microscopy, radiography and apparent density measurements. The results of characterization for the die cast alloys indicate microstructures composed by a primary phase of dendritic aluminum and interdendritic eutectic Al-Si. Furthermore, intermetallic phases were also observed in almost all the alloys. The mechanical tests indicate an increase in tensile strength as the injection temperature is increased. A clear trend on the effect of injection pressure to this property is not observed. Concerning the yield strength, this property is increased for higher pressure while a clear trend for temperature is not observed.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS.....	I
RESUMO.....	II
ABSTRACT.....	III
SUMÁRIO.....	IV
ÍNDICE DE TABELAS.....	VI
ÍNDICES DE FIGURAS.....	VII
1 INTRODUÇÃO.....	17
2 OBJETIVOS.....	19
2.1 Objetivos gerais.....	19
2.2 Objetivos específicos.....	19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
3.1 Solidificação.....	20
3.1.1 Nucleação.....	20
3.1.1.1 Nucleação Homogênea.....	21
3.1.1.2 Nucleação Heterogênea.....	25
3.1.2 Crescimento.....	28
3.1.2.1 Velocidade de Crescimento.....	28
3.2 Formação da Microestrutura na solidificação.....	30
3.3 Alumínio e suas Ligas.....	31
3.3.1 Principais Elementos Utilizados em Ligas de Al para Fundição.....	32
3.3.2 Diagrama de Equilíbrio Binário Alumínio-Silício	33
3.3.3 Microestrutura de Liga de Alumínio-Silício.....	34
3.4 Processo de Fundição Sob Pressão.....	37
3.4.1 Injeção por Câmara Quente.....	37
3.5.2 Injeção por Câmara Fria.....	38
3.5.3 Principais Variáveis do Processo de Fundição Sob Pressão.....	39
3.5.3.1 Tempo de Enchimento da Matriz.....	39
3.5.3.2 Velocidade de Injeção.....	39
3.6 Principais Defeitos em Peças Injetadas Sob Pressão.....	41

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	43
4.1 Material.....	43
4.2 Processamento da Liga.....	43
4.2.1 Fusão da Liga.....	43
4.2.2 Análise Química da Liga.....	44
4.2.3 Processo de Vazamento da Liga.....	44
4.2.4 Tratamento do Metal Líquido.....	45
4.2.5 Fundição Sob Pressão dos Corpos de Prova.....	46
4.3 Análise Térmica	48
4.4 Análises Metalográficas.....	48
4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	48
4.6 Difração de Raio-X.....	49
4.7 Análise do Nível de Porosidade.....	49
4.8 Ensaio das Propriedades Mecânicas	50
4.8.1 Ensaio de Tração.....	50
4.8.2 Ensaio de Microdureza.....	51
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	52
5.1 Análise Química.....	52
5.2 Análise Térmica.....	52
5.2 Análise de Porosidade por Radiografia.....	54
5.3 Análise de Porosidade por Microscopia Óptica	55
5.4 Medida de Porosidade por Princípio de Arquimedes	56
5.5 Análise das Microestruturas por Microscopia Óptica.....	58
5.6 Resultados da Microscopia Eletrônica de Varredura	61
5.7 Difração de Raio-X (DRX).....	66
5.8 Resultados das Propriedades Mecânicas	68
5.8.1 Ensaio de Tração.....	68
5.8.2 Ensaio de Microdureza	71
6 CONCLUSÕES.....	73
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	74

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 4.1 - Composição química da liga EN AC 46000, conforme norma DIN EN 1706	43
Tabela 4.2 - Quantidades de amostras e os parâmetros de máquinas utilizados durante o processo de injeção.....	47
Tabela 5.1 - Resultado da composição química da liga AlSi9Cu3(Fe) utilizada no processo de fundição sob pressão.....	52
Tabela 5.2 - Valores das temperaturas de início das reações observadas na análise de DSC.....	53
Tabela 5.3 - Resultado dos níveis de porosidades das amostras dos corpos de prova conforme parâmetros de temperatura e pressão utilizados.....	57
Tabela 5.4 - Resultado da análise do mapeamento por EDS da região de interesse.....	62
Tabela 5.5 - Resultado da análise do mapeamento por EDS das regiões 1, 2 e 3 selecionadas.....	62
Tabela 5.6 - Resultados do ensaio de tração realizados nos dos corpos de prova injetados.....	69

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 - Energia livre volumétrica em função da temperatura para as fases sólida e líquida.....	22
Figura 3.2 - Variação da energia livre de aglomerado esférico sólido em um meio líquido abaixo da temperatura de fusão do material em função do seu raio.....	24
Figura 3.3 - Variação da taxa de nucleação na solidificação de metais com o super-resfriamento (ΔT).....	25
Figura 3.4 - Representação das tensões existentes no processo de nucleação heterogênea.....	25
Figura 3.5 - A variação do fator de forma $f(\theta)$ e do tamanho da calota esférica (h/r), em função do contato do ângulo θ	27
Figura 3.6 - Interfaces (a) difusa e (b) facetada, existentes entre as fases sólida e líquida em equilíbrio termodinâmico.....	29
Figura 3.7 - Efeito do aumento da taxa de crescimento na forma da interface sólido / líquido em um sistema orgânico transparente solidificado unidirecionalmente.....	31
Figura 3.8 - (a) Diagrama de equilíbrio Al-Si, (b) Microestrutura da liga hipoeutética entre 1,65% e 12,6% de silício, (c) Microestrutura da liga eutética com 12,6% de silício, (d) Microestrutura da liga hipereutética acima de 12,6% de silício.....	34
Figura 3.9 - Micrografia de uma liga Al-Si hipoeutética. A fase α -Al primária (região clara) e fase eutética (região escura).....	35
Figura 3.10 - Cristais de silício eutético com morfologia acicular em uma amostra não modificada da liga.....	36
Figura 3.11- Imagens dos cristais de silício eutético da liga de alumínio-silício,(a) sem modificadores, (b) modificada e (c) super modificada.....	36
Figura 3.12 - Máquina de injeção para câmara quente e seus principais componentes.....	38
Figura 3.13 - Máquina de injeção câmara fria e seus principais componentes.....	38
Figura 3.14 - Velocidade de primeira fase. Pistão avançado de maneira a posicionar o alumínio na Primeira fase da injeção.....	40

Figura 3.15 - Velocidade de segunda fase. Pistão se movendo para preencher a cavidade do molde.....	40
Figura 3.16 - Velocidade de terceira fase. Pistão posicionado no fim de curso exercendo a pressão de recalque.....	41
Figura 4.1 - Imagem da coquilha de vazamento e do corpo de prova para análise química	44
Figura 4.2 - Forno de fusão a gás e panela de vazamento.....	45
Figura 4.3 - Processo de desgaseificação do metal.....	45
Figura 4.4 - Máquina injetora de câmara fria utilizada durante o processo de injeção sob pressão.....	46
Figura 4.5 – (a) corpo de prova com canal de injeção (b) corpos de prova após acabamento.....	47
Figura 4.6 - Esquema do corpo de prova para tração segundo norma DIN 50 125.....	50
Figura 4.7 - Ilustração do indentador e da impressão pelo método Vickers.	51
Figura 5.1 - Curva de DSC obtida durante o resfriamento da liga EN AC 46000 em taxa de 5 °C / min.....	53
Figura 5.2 - Imagens obtidas por ensaio de radioscopia dos corpos de prova mostram as regiões com porosidades indicadas por setas (a) 709 °C / 70 MPa, (b) 643 °C / 70 MPa, (c) 589 °C / 35 MPa.....	54
Figura 5.3 - Imagens de MO das seções transversais (x50) de: (a) amostra 579 °C / 35 MPa (b) amostra 579 °C / 70 MPa (c) amostra 589 °C / 35 MPa (d) amostra 589 °C / 70 MPa (e) amostra 643 °C / 35 MPa (f) amostra 643 °C / 70 MPa (g) amostra 709 °C / 35 MPa (h) amostra 709 °C / 70 MPa.....	55
Figura 5.4 - Metalografia da amostra processada a 579 °C / 35 MPa (a) secção transversal (b) secção longitudinal.....	58
Figura 5.5 - Metalografia das amostras na secção transversal (a) 579 °C / 35 MPa (b) 579°C / 70 MPa (c) 589 °C / 35 MPa (d) 589°C / 70 MPa (e) 643 °C / 35 MPa (f) 643 °C / 70 MPa (g) 709 °C / 35 MPa (h) 709 °C / 70 MPa.....	59
Figura 5.6 - Imagen de MEV (a) amostra 709 °C / 70 MPa com as regiões de interesse 1, 2 e 3 selecionadas para análise por EDS.....	61
Figura 5.7 - Mapeamento por EDS da microestrutura da amostra 709 °C / 70 MPa.	61
Figura 5.8 - Espectro de EDS da amostra 709 °C / 70 MPa.....	62
Figura 5.9 - Imagem de MEV da amostra a 643 °C com pressão de 70 MPa.....	63
Figura 5.10 -Espectro de EDS da amostra 643 °C / 70 MPa.....	64

Figura 5.11 -Imagem de MEV (a) microestrutura da amostra 579 °C / 35 MPa (b) aumento da região de interesse para mapeamento por EDS.....	65
Figura 5.12 - Mapeamento por EDS da amostra 579 °C / 35 MPa	65
Figura 5.13 - Espectro de EDS da amostra 579 °C / 35 MPa	66
Figura 5.14 - Difratoograma da amostra processada em 579 °C e 35 MPa.....	67
Figura 5.15 - Curvas de tensão x deformação dos corpos de prova injetados (a) 709 °C / 35 MPa e 70MPa (b) 643 °C/ 35 MPa e 70MPa (c) 589 °C / 70 MPa e 35 MPa (d) 579 °C / 70 MPa e 35 MPa.....	68
Figura 5.16 - Resultados obtidos das tensões de escoamento e de ruptura dos corpos de prova injetados.....	69
Figura 5.17 - Imagem da região selecionada da amostra 709 °C / 35 MPa para o ensaio de microdureza Vickers.....	71
Figura 5.18 -. Resultados obtidos durante ensaio de microdureza Vickers.....	72

1 INTRODUÇÃO

Processos de fundição estão entre os métodos mais antigos para a fabricação de produtos metálicos. O molde ou forma utilizada tinha de ser destruído a fim de remover o produto após a solidificação. A necessidade de um molde permanente, o qual poderia ser utilizado para produção de componentes em larga escala se tornou uma alternativa. Na Idade Média o uso de moldes de ferro foram aperfeiçoados pelos artesãos, quando Johannes Gutenberg desenvolveu um método para a fabricação utilizando um molde de metal permanente. Ao longo dos séculos, os processos de moldes permanentes continuaram a evoluir. No século XIX foram desenvolvidos processos em que o metal era injetado em molde sob pressão para a fabricação de tipos de impressão. Esses desenvolvimentos culminaram na criação da máquina linotipo por Ottmar Mergenthaler. No entanto, a utilização desses métodos de fundição e o aperfeiçoamento ao longo dos anos possibilitaram a fabricação de componentes metálicos em grandes volumes. Inicialmente, apenas as ligas de zinco foram utilizadas na fundição sob pressão. A demanda por outros metais impulsionou o desenvolvimento de materiais de fundição novos e variantes de processo. Em 1915, o alumínio e suas ligas eram fundidos em grandes quantidades e muitos progressos foram alcançados para o desenvolvimento da fundição ao longo do século passado [1].

Indústrias de diversos segmentos utilizam uma grande quantidade de peças fundidas sob pressão, exemplos como as indústrias automobilística, aeroespacial, eletrônica, eletrodomésticos e construção civil. Esses setores industriais têm o alumínio como matéria prima para fabricação de componentes com alta qualidade, pois é um metal leve com metalurgia e comportamento estrutural bem conhecido, assim acaba sendo uma grande vantagem para sua utilização industrial principalmente no seguimento da indústria automobilística. Há uma demanda global por veículos mais eficientes, leves, com menor consumo de combustível e com menor quantidade de poluentes atmosféricos transmitidos. A baixa densidade do alumínio o qualifica para substituir outros materiais mais pesados em componentes automotivos [2].

O processo de fabricação de fundição sob pressão tem uma série de vantagens e desvantagens. Como vantagens, as peças em ligas de alumínio fundidas sob pressão apresentam maior resistência do que as fundidas em areia, as peças fundidas sob pressão podem receber tratamento de superfície com um mínimo de preparo prévio da superfície, é possível produzir peças com geometrias mais complexas, obter peças com espessuras de paredes mais finas e com tolerâncias dimensionais mais estreitas e alta capacidade de produção. As principais desvantagens deste processo são: retenção de ar no interior das matrizes, porosidade na peça, alto custo dos equipamentos de fabricação, limitada aplicabilidade em materiais ferrosos, alto custo do processo de produção [2]. As variáveis de processo são fatores importantes na fundição sob pressão, dentre os quais podem citar: temperatura de fusão, temperatura de injeção, tempo de enchimento da cavidade, velocidade do êmbolo, e pressão de injeção [3]. A intensificação da pressão de injeção e a diminuição da temperatura de injeção promovem uma redução de porosidade por gás, promovendo assim uma redução no nível de porosidades das amostras [4]. O controle nos parâmetros de processo na fundição sob pressão como temperatura, velocidade e pressão aplicada durante a solidificação interferem diretamente na fluidez do metal fundido, no controle das porosidades e nas propriedades mecânicas do material [5]. O efeito da velocidade de injeção afeta diretamente o nível de porosidades nas peças injetadas sob pressão. Quando há um aumento da velocidade do metal líquido o fluxo torna-se mais turbulento, desta forma ocorre aprisionamento de gases e óxidos no metal líquido [6]. A pressão de injeção é outra variável importante na fundição sob pressão, pois a intensificação da pressão durante a injeção do metal líquido reduz a fração de porosidade nas peças injetadas [6].

Apesar de existirem várias variáveis no processo, na presente dissertação de mestrado são apresentados e discutidos resultados de um estudo sobre a influência de variáveis de processo como temperatura e pressão de injeção na fundição sob pressão de uma liga de Al-Si-Cu em condições industriais reais.

2 Objetivos

2.1. Objetivos Gerais

Os objetivos gerais do presente estudo compreendem:

- Estudar melhorias do processo de injeção sob pressão de peças de alumínio que possam ser empregadas na realidade industrial.

2.2. Objetivos Específicos

São objetivos específicos do presente estudo:

- Analisar a influência da temperatura de vazamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga EN AC 46000 fundida sob pressão.
- Analisar a influência da pressão de injeção na microestrutura e nas propriedades mecânica da liga EN AC 46000 fundida sob pressão.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Solidificação

A solidificação é a transformação da matéria líquida em matéria sólida, onde o surgimento de cristais da fase sólida em meio líquido é devido ao resfriamento do material a temperaturas inferiores às de fusão. O processo de solidificação está presente em diversas áreas, como, por exemplo, de microeletrônica, em que a purificação de semicondutores é uma técnica importante na obtenção de monocristais. Já no setor metalúrgico, a solidificação está presente em processos de obtenção de metais, bem como processos de fabricação, tais como fundição, soldagem, etc [4]. Para obter o metal com a forma geométrica desejada durante a prática de fundição, é necessário que o líquido esteja a uma temperatura superior à transformação líquido / sólido, de modo que o líquido possa escoar e preencher completamente a cavidade do molde. A variação entre a temperatura de vazamento e a temperatura de transformação é denominada superaquecimento [4]. A formação da microestrutura depende do processo de solidificação, o qual pode ser subdividido em duas etapas sucessivas. A primeira etapa, conhecida como nucleação, permite o surgimento da fase sólida estável, em forma de pequenos núcleos cristalinos em meio à fase líquida. A segunda etapa ocorre após a nucleação com o crescimento dos núcleos sob a forma de grãos cristalinos, etapa mais conhecida como crescimento [4].

3.1.1 Nucleação

Os materiais quando sofrem alterações nas suas condições termodinâmicas podem sofrer transformações de fase. Diferentes fases podem apresentar menor energia livre que a fase originalmente em equilíbrio, tornando-se mais estáveis. A solidificação é um fenômeno de transformação de fase de grande interesse em engenharia, pois, em algum momento do processamento de um material metálico, ele solidifica. As transformações de fase das ligas metálicas que ocorrem no estado sólido são também importantes, pois fazem com que determinadas ligas possam ter suas microestruturas alteradas através do controle de aquecimento e resfriamento, resultando em mudanças em suas propriedades. Em muitas destas transformações também ocorre o processo de nucleação [4].

A etapa inicial da maioria das transformações de fase é denominada de nucleação e consiste na formação de embriões microscópicos estáveis da nova fase. O surgimento de uma superfície de separação entre o embrião da nova fase e a fase original se associa a um aumento local de energia livre. Isto ocorre porque na interface entre duas fases há uma mudança na estrutura cristalina ou no estado de agregação, o que provoca um afastamento do equilíbrio termodinâmico. Por outro lado, há uma diminuição da energia livre (volumétrica) associada à formação de certa quantidade (volume) de embriões da fase que se tornou termodinamicamente mais estável. Os modelos termodinâmicos de nucleação homogênea e nucleação heterogênea são descritos a seguir [4].

3.1.1.1 Nucleação Homogênea

Quando a nucleação da fase sólida em meio à fase líquida ocorre sem a interferência de nenhum tipo de agente externo, como impurezas, ou paredes do molde, a nucleação é chamada de homogênea. O metal no estado líquido apresenta apenas ordenamento de curto alcance, enquanto que o metal no estado sólido apresenta ordenamento de curto e longo alcance [4].

Os ordenamentos de curto alcance podem dar origem a embriões aproximadamente esféricos em meio à fase líquida. Para que os embriões possam crescer na fase líquida na forma de núcleos estáveis, é necessário que a temperatura da fase líquida seja inferior à temperatura de fusão. Assim a fase sólida apresentará maior estabilidade termodinâmica, devido à energia livre ser menor que a da fase líquida, conforme ilustrado na figura 3.1, onde se observa a variação de energia livre volumétrica do líquido (G_V^L) e a variação de energia livre do sólido (G_V^S) em função da temperatura. As energias livres volumétricas das fases sólido e líquido se igualam na temperatura de fusão (T_m), ou seja, ambas as fase se encontram em equilíbrio termodinâmico. Abaixo de T_m , $G_V^L > G_V^S$ e a fase sólida passa ser mais estável termodinamicamente. Para que a nucleação realmente ocorra é necessário resfriar o líquido até uma temperatura T abaixo de T_m . Denomina-se esta diferença $T_m - T$ de super-resfriamento (ΔT) [4].

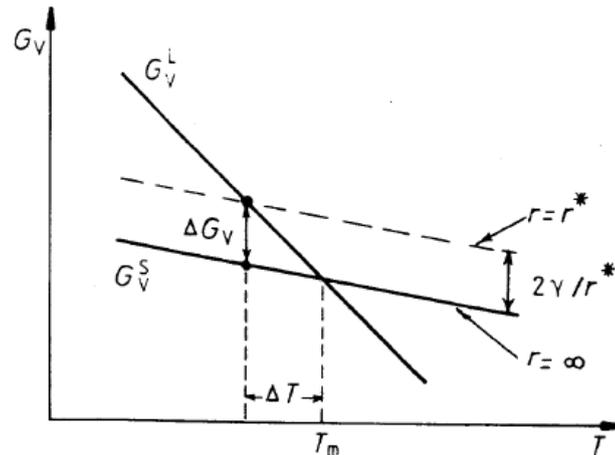


Figura 3.1 – Energia livre volumétrica em função da temperatura para as fases sólida e líquida [5].

A nucleação homogênea, especialmente no caso da solidificação, pode ocorrer por meio da formação de embriões esféricos, pois esta geometria apresenta a menor relação superfície / volume, diminuindo assim a contribuição da energia livre superficial na energia livre total do sistema [5].

A variação da energia livre do metal durante a nucleação é dada pelo balanço entre a energia necessária para a formação da interface sólido / líquido (Energia livre superficial) que aumenta a energia livre do sistema, e a energia livre volumétrica para a formação de embriões da fase mais estável (que diminuem a energia livre do sistema). A figura 3.2 apresenta os gráficos de energia livre vs raio do embrião.

A variação da energia livre total (ΔG_{Hom}) do sistema na nucleação homogênea é dada por :

$$\Delta G_{Hom} = V_S \Delta G_V + A_{SL} \gamma_{SL} \quad (1)$$

onde V_S é o volume do embrião com estrutura do sólido e ($\Delta G_V = G_V^S - G_V^L$), G_V^S e G_V^L são energia livre volumétrica da fase sólida e da fase líquida, respectivamente, A_{SL} é a área da interface sólido / líquido e γ_{SL} é a energia de interface sólido / líquido por unidade de área. Na formação de um embrião esférico, com raio r , a variação total na energia livre para nucleação homogênea é dada pela eq. 2 por Porter e Easterling [5]:

$$\Delta G_{HOM}(r) = \frac{4\pi r^3}{3} \Delta G_V + 4\pi r^2 \gamma_{SL} \quad (2)$$

As curvas de variação de energia livre volumétrica, energia de interface e variação de energia livre do sistema (curva somatória das duas anteriores) em função do raio do embrião são mostradas na figura 3.2. Para se achar as equações que definem r^* e ΔG^* , onde são respectivamente raio crítico e energia livre crítica, deve-se derivar a equação 2 no ponto de máximo, obtendo-se:

$$r_o^* = \frac{2\gamma_{SL}\Gamma_f}{L\Delta T} \quad (3)$$

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma_{SL}^3\Gamma_f^2}{3(L\Delta T)^2} \quad (4)$$

onde, Γ_f , L e ΔT são, respectivamente, temperatura de fusão, calor latente e super-resfriamento que é a diferença entre a temperatura de fusão do metal e a temperatura na qual a nucleação começa a ocorrer (abaixo da temperatura de fusão).

Devido à dependência quadrática da energia de interface e cúbica da variação de energia volumétrica com o raio do embrião (r), inicialmente com o aumento de r há um domínio do termo relacionado à γ_{SL} que resulta no aumento da ΔG_{HOM} , mas para maiores valores de r o termo relacionado à ΔG_V passa a dominar o G_{HOM} . Assim, a curva de G_{HOM} em função de r inicialmente aumenta, passa por um máximo e depois diminui no ponto de máximo, Neste ponto de máximo define-se o raio crítico (r^*) e a variação de energia livre crítica (ΔG^*), também conhecida como barreira de energia para nucleação. Quando os embriões são formados com $r < r^*$, os seus crescimentos resultam no aumento de ΔG_{HOM} , o que é energeticamente desfavorável para a transformação; Assim embriões com $r \geq r^*$ têm-se crescimento estável, pois isto resulta na diminuição da ΔG_{HOM} ; embriões com $r \geq r^*$ passam a ser denominados de núcleos [4,5].

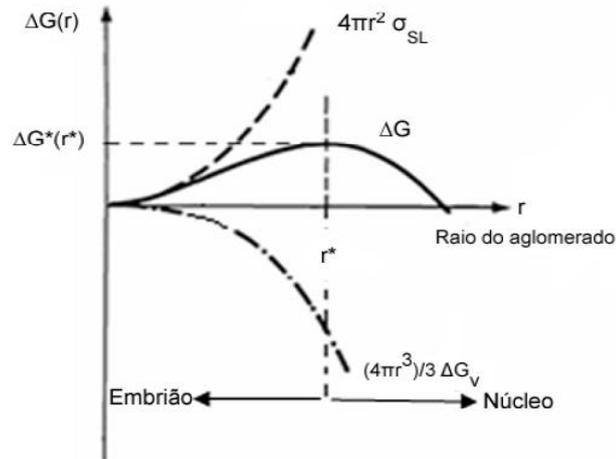


Figura 3.2 - Variação da energia livre de aglomerado esférico sólido em um meio líquido abaixo da temperatura de fusão do material em função do seu raio [4].

Outro aspecto importante a respeito da nucleação homogênea é a intensidade com que ocorre a formação de núcleos sólidos no seio da fase líquida. Esta intensidade é definida como taxa de nucleação homogênea e é expressa pela Equação 5, segundo modelo de Turnbull e Fisher [4].

$$I_{\text{hom}} = \left(\frac{D_L}{a^2} \right) \left(\frac{4\pi r^{*2}}{a^2} \right) C_L \exp \left(- \frac{16\pi \gamma_{SL}^3 T_f^2}{3L^2 \Delta T^2 K T} \right) \quad (5)$$

onde I é a taxa de nucleação, “ a ” é a distância que um átomo do líquido deve saltar para agregar-se ao embrião, C_L é o número de átomos/ m^3 no líquido, D_L é o coeficiente de difusão atômica no líquido (m^2/s), K é a constante de Boltzmann = $1,38 \cdot 10^{23}$ J/K, e T é a temperatura de nucleação.

A taxa de nucleação (I) é sensível à magnitude do super-resfriamento (ΔT), conforme indica a Equação (5), permanecendo assim uma relação entre o valor I e ΔT , onde há um crescimento rápido de I quando se atinge um valor crítico (ΔT_c), como mostrado na figura 3.3.

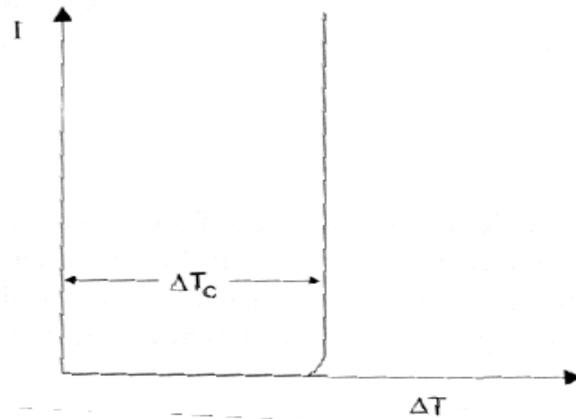


Figura 3.3 - Variação da taxa de nucleação na solidificação de metais com o super-resfriamento (ΔT) [4].

3.1.1.2 Nucleação Heterogênea

A nucleação heterogênea ocorre com a interferência de agentes estranhos ao sistema do material. No caso de solidificação, estes agentes estranhos são denominados de substratos, que podem ser as paredes do molde, partículas de impurezas e agentes nucleantes adicionados na forma de pó ao metal líquido. No caso das transformações no estado sólido, as superfícies, os contornos de grãos, regiões com alta densidade de discordâncias e precipitados de segunda fase podem facilitar o processo de nucleação [4,5].

A figura 3.4 apresenta a formação de uma partícula da nova fase sobre um substrato. Pode-se considerar que o embrião tenha a forma aproximada de uma calota esférica. Neste caso, a análise envolve a molhabilidade do embrião sobre o substrato, levando em considerações as tensões (energias) superficiais entre líquido, embrião (sólido) e substrato [4,5].

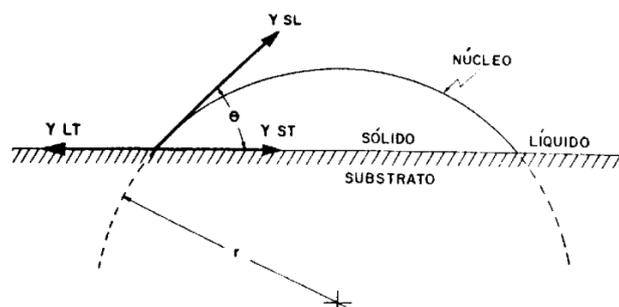


Figura 3.4 – Representação das tensões existentes no processo de nucleação heterogênea [4].

Esta análise pode ser realizada através de um balanço entre as tensões superficiais no sistema embrião - substrato - líquido. O equilíbrio das tensões interfaciais no ponto de junção das três fases é representado pela seguinte equação:

$$\gamma_{LT} - \gamma_{ST} = \gamma_{SL} \cos \theta \quad (6)$$

onde :

γ_{SL} - energia interfacial entre o sólido e o líquido

γ_{ST} - energia interfacial entre o substrato e o sólido

γ_{LT} - energia interfacial entre o substrato e o líquido

θ – ângulo de molhamento, que define a eficiência do substrato como agente nucleante.

Através de considerações geométricas, a variação da energia livre crítica na nucleação heterogênea é representada pela equação abaixo [4]:

$$\Delta G_{het}^* = \frac{16\pi\gamma_{SL}^3 T_f^2}{3(L\Delta T)^2} \left[\frac{1}{4}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) \right] \quad (7)$$

A variação de energia livre na nucleação heterogênea representada na Equação (7) possui um $f(\theta) = \frac{1}{4}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)$ conhecido como fator de forma, o qual está relacionado ao ângulo de molhamento e também ao tamanho da calota esférica. Desta forma para θ cada vez menor a molhabilidade aumenta e conseqüentemente a barreira para a nucleação diminui favorecendo assim a formação do núcleo, conforme representado na figura 3.5. O processo de nucleação heterogênea se torna energeticamente mais favorável do que a nucleação homogênea, pois o volume crítico do embrião diminui significativamente [4,5].

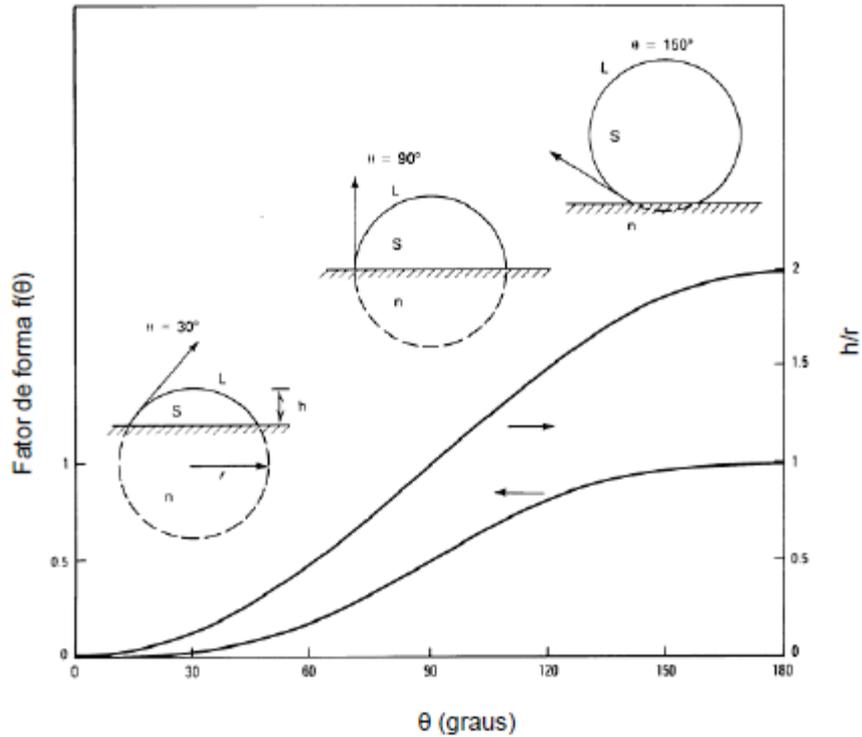


Figura 3.5 - A variação do fator de forma $f(\theta)$ e do tamanho da calota esférica (h/r), em função do contato do ângulo θ [4].

É importante ressaltar que a taxa de nucleação depende da área superficial total dos núcleos presentes. No caso da taxa de nucleação heterogênea, esta é representada pela equação 8, dada abaixo:

$$I_{het} = \left(\frac{D_L}{a^2} \right) \left(\frac{2\pi r_c^2 (1 - \cos \theta)}{a^2} \right) C_a \exp \left[\left(- \frac{16\pi\gamma_{SL}^3 T_f^2}{3L^2 \Delta T^2 kT} \right) f(\theta) \right] \quad (8)$$

onde C_a é o número de átomos na superfície do substrato por unidade de volume de líquido.

Quanto menor o ângulo de molhamento, representado pelo fator $f(\theta)$, maior é a redução da variação da energia livre crítica. Essa relação representada na equação de taxa de nucleação heterogênea (Eq. 8) é a principal diferença em comparação com a equação de taxa de nucleação homogênea (Eq. 7).

3.1.2 Crescimento

Concluído o processo de nucleação, o núcleo apresenta condições para o seu crescimento, promovendo assim a transformação da fase existente menos estável na nova fase termodinamicamente mais estável e resultando numa diminuição da energia livre do sistema material [6].

O processo de crescimento dos núcleos estáveis nos metais puros que apresentam a mesma composição tanto na fase sólida como na fase líquida ocorre através da incorporação de átomos na superfície do núcleo. Já os núcleos com composição diferente da fase existente promovem crescimento através de difusão atômica em direção ao núcleo e por movimento de átomos através da interface [6].

3.1.2.1 Velocidade de crescimento

O crescimento do núcleo ocorre através da incorporação contínua de átomos provenientes da fase primária, os quais alcançam uma energia de ativação necessária para saltarem da fase primária para superfície do núcleo da nova fase. Existe uma variação da velocidade de crescimento em função da temperatura de transformação, assim para super-resfriamentos baixos, ou seja, temperaturas elevadas, a força motriz para transformação de fase é baixa e com isso as taxas de nucleação e da velocidade de crescimento são baixas. Consequentemente, poucos núcleos são formados e crescem, levando a uma estrutura composta de grãos grosseiros da fase sólida.

Para super-resfriamentos elevados, a força motriz para transformação de fase aumenta, provocando um aumento na taxa de nucleação e da velocidade de crescimento. Desta forma ocorrerá o surgimento de muitos núcleos com pouca possibilidade de crescimento, levando a uma estrutura final composta por grãos finos da fase sólida [6].

Com a formação da interface sólido / líquido após a nucleação, o processo de crescimento depende da migração termicamente ativada da interface. Assim dois tipos de estruturas de interfaces podem ser formados: interface difusa e interface facetada, representadas esquematicamente na figura 3.6.

A interface facetada se dá pela incorporação de átomos em planos definidos promovendo o crescimento através da deposição de camadas de átomos. A interface apresenta degraus com a espessura correspondente a uma camada atômica e a incorporação gradativa de átomos nesses degraus vai completando a camada. A interface tem característica lisa e os semicondutores são exemplos de interface facetada [6].

A interface difusa apresenta incorporação mais flexível dos átomos na interface em diferentes planos atômicos, portanto em diferentes locais na interface. Esse mecanismo promove empilhamento de átomos maior em determinadas regiões, tornando irregular a espessura da interface para várias camadas atômicas [6].

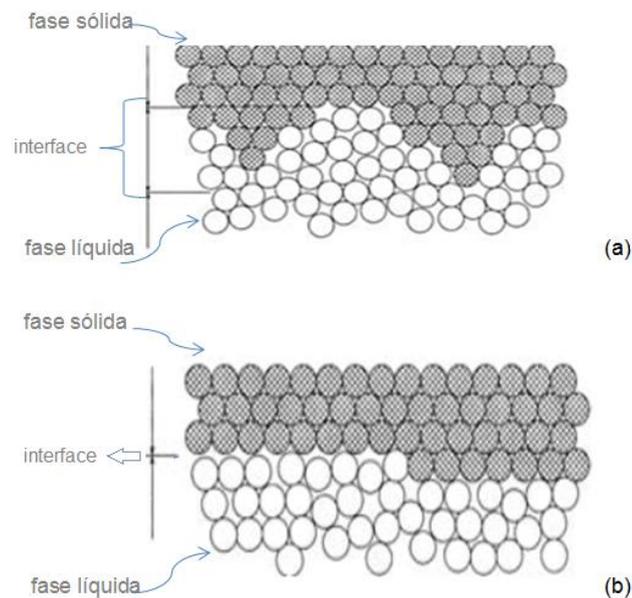


Figura 3.6 - Interfaces (a) difusa e (b) facetada, existentes entre as fases sólida e líquida em equilíbrio termodinâmico.

Fatores como força motriz e mobilidade estão diretamente relacionados com a migração da interface para o crescimento do núcleo, obtendo desta forma a menor relação área / volume. No caso, a força motriz é a diferença de potencial químico, $\Delta\mu$, energia por mol, através da interface, e é representada por:

$$P = \frac{\Delta\mu}{\Omega} \quad (10)$$

onde P é a força motriz e Ω é o volume molar [7]. A migração é termicamente ativada e, por isso, se faz necessário uma temperatura mínima para ocorrer, mas, a temperatura não é suficiente para definir a cinética da reação, pois o processo de difusão, não controla a cinética de reação. A velocidade de migração da interface $|G|$ é representada por:

$$G = MP \quad (11)$$

onde, M é a mobilidade da interface, e a expressão significa que a velocidade da interface de migração é linearmente proporcional à força motriz [7].

3.2 Formação da Microestrutura de Solidificação

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L), durante o processo de solidificação. O sólido que se forma rejeita soluto para o líquido remanescente, devido à diminuição de solubilidade. A partir de fronteiras de solidificação macroscopicamente planas o soluto é redistribuído quando se trata de ligas mais concentradas ou com pequeno grau de impureza. Esse mecanismo é fundamental para a formação das propriedades finais da estrutura bruta de solidificação. Fatores como concentração de soluto (C_0), velocidade da interface sólido / líquido (V_i), gradiente térmico (GL), e super-resfriamento constitucional (SRC), influenciam na formação das morfologias de solidificação [8].

Uma liga binária solidificada na presença de um pequeno super-resfriamento constitucional apresenta uma interface sólido / líquido com morfologia celular. Pois o super-resfriamento constitucional é suficiente para iniciar o processo de desestabilização da interface sólido / líquido, acarretando na formação de uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido super-resfriado, até um ponto em que o super-resfriamento seja apenas necessário para manter a força motriz do crescimento. Ao crescer, esta protuberância rejeita o soluto e a sua concentração lateral é maior do que em qualquer outro ponto do líquido. Nessas condições, a protuberância adquire uma forma instável que se estende por toda a interface, que acaba sofrendo mudança na sua morfologia plana para uma morfologia celular.

Portanto, o crescimento de células regulares dá-se a velocidades baixas e perpendicularmente à interface sólido / líquido, e na direção de extração do fluxo de calor, sendo praticamente independente da orientação cristalográfica [8].

Com o aumento do grau de super-resfriamento constitucional, ocorrem instabilidades na interface e a estrutura celular passa para uma estrutura dendrítica que se orienta na direção de extração de calor, crescendo em sentido oposto a este fluxo. Os braços das dendritas que surgem perpendicularmente ao fluxo de calor são chamados de secundários [8].

A figura 3.7 representa esquematicamente os tipos de interface sólido / líquido que pode passar de interface planar para celular e dendrítica, em decorrência de alterações nos gradientes térmicos durante a solidificação. O soluto é segregado na interface, o que provoca uma distribuição não uniforme da composição química no líquido à frente da interface, originando a sua instabilidade.

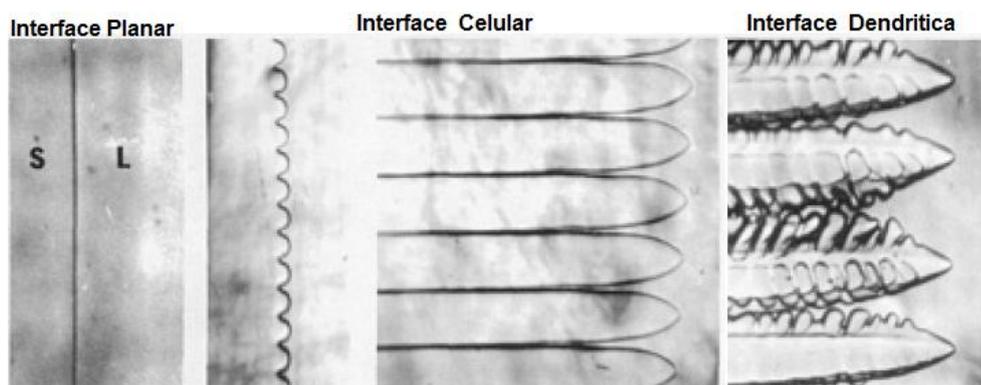


Figura 3.7 - Efeito do aumento da taxa de crescimento na forma da interface sólido / líquido em um sistema orgânico transparente solidificado unidirecionalmente [9].

3.3 Alumínio e suas Ligas

Com excelentes propriedades físicas e químicas, o alumínio e suas ligas estão entre os metais mais utilizados no processo de fundição sob pressão. Algumas das características principais do alumínio são: baixa densidade ($2,7\text{g/cm}^3$), elevada ductilidade, resistência à corrosão em diversos meios, boa resistência mecânica, boa condutividade elétrica e térmica. Essas características tornam este metal uma boa opção em setores como construção civil, indústria de máquinas, automobilística, embalagens de alimentos e medicamentos, indústria elétrica, dentre outras [10].

O ponto de fusão do alumínio puro é de 660C°, já as ligas de fundição com adição de elementos de liga, usualmente apresentam pontos de fusão mais baixos. Os principais elementos de liga do alumínio são: cobre, ferro, magnésio, silício, manganês e zinco [10].

As ligas de alumínio para fundição são designadas por um conjunto de 3 dígitos, seguidos de um ponto e um dígito. O primeiro dígito indica o elemento de liga principal (conforme descrito abaixo). Os outros dois dígitos seguintes indicam os principais elementos de liga presentes (ou a pureza acima de 99%, no caso do Al não ligado).

As principais famílias de ligas de fundição são listadas abaixo:

1xxx - Alumínio (mínimo 99,00%)

2xxx - Ligas contendo Cu como elemento de liga principal

3xxx - Ligas contendo Si como elemento de liga principal e adições de Mg ou Cu

4xx.x - Ligas contendo Si como elemento de liga principal

5xxx - Ligas contendo Mg como elemento de liga principal

6xxx - Ligas contendo Mg e Si

7xxx - Ligas contendo Zn como elemento de liga principal

8xxx – Outros

3.3.1 Principais Elementos Utilizados em Ligas de Al para Fundição

Segue abaixo a relação dos principais elementos de liga adicionais às ligas de alumínio, bem como a descrição do efeito destes elementos na liga.

- a) Silício - Melhora as características de fundição das ligas de alumínio, aumenta a fluidez da liga e a resistência à trinca. A fase rica em silício aumenta o grau de dureza da liga e reduz a ductilidade.

- b) Ferro - Reduz a possibilidade de colamento do metal líquido na cavidade do molde, em fundição injetada. No entanto, o aumento do teor em ferro favorece o surgimento de fase (sludge) ou “lama”, a qual diminui substancialmente a ductilidade, e dificulta a usinabilidade da liga.
- c) Cobre - O cobre melhora a dureza e a condutividade térmica, das ligas de alumínio, porém reduz a resistência à corrosão das mesmas. Ligas com especificação entre 4 a 6% de Cu são endurecíveis por precipitação.
- d) Magnésio - Aumenta a resistência à corrosão e melhora as propriedades mecânicas da liga, pois favorece o endurecimento da liga através da precipitação do Mg_2Si . Ligas com alto teor de silício possuem Mg em torno de 1 %. Já as ligas com baixo teor de silício, o teor de Mg varia entre 3 a 6 %.
- e) Zinco - Melhora a resistência à corrosão e o acabamento superficial das ligas de Al-Si. As ligas de Al com zinco podem sofrer endurecimento por envelhecimento natural, melhora a fluidez, mas pode causar problema de contração.
- f) Níquel - Usualmente empregado com o cobre para aumentar a resistência e a dureza a altas temperaturas. Também reduz o coeficiente de expansão térmica da liga.
- g) Chumbo - Geralmente utilizado em ligas de alumínio para fundição sob pressão em valores acima dos 0,1% para melhoria da usinabilidade.

3.3.2 Diagrama de Equilíbrio Binário Alumínio-Silício

A figura 3.8 apresenta o diagrama de equilíbrio Al-Si, no qual se observa duas fases terminais (Al) e (Si), e um ponto eutético em torno de 12,6%. As ligas de alumínio-silício de interesse tecnológico são classificadas, conforme o teor de silício, em: hipoeutéticas, eutética e hipereutéticas [10]. As micrografias mostradas nas figuras 8.b a 8.d apresentam as microestruturas típicas destas ligas de Al-Si binárias.

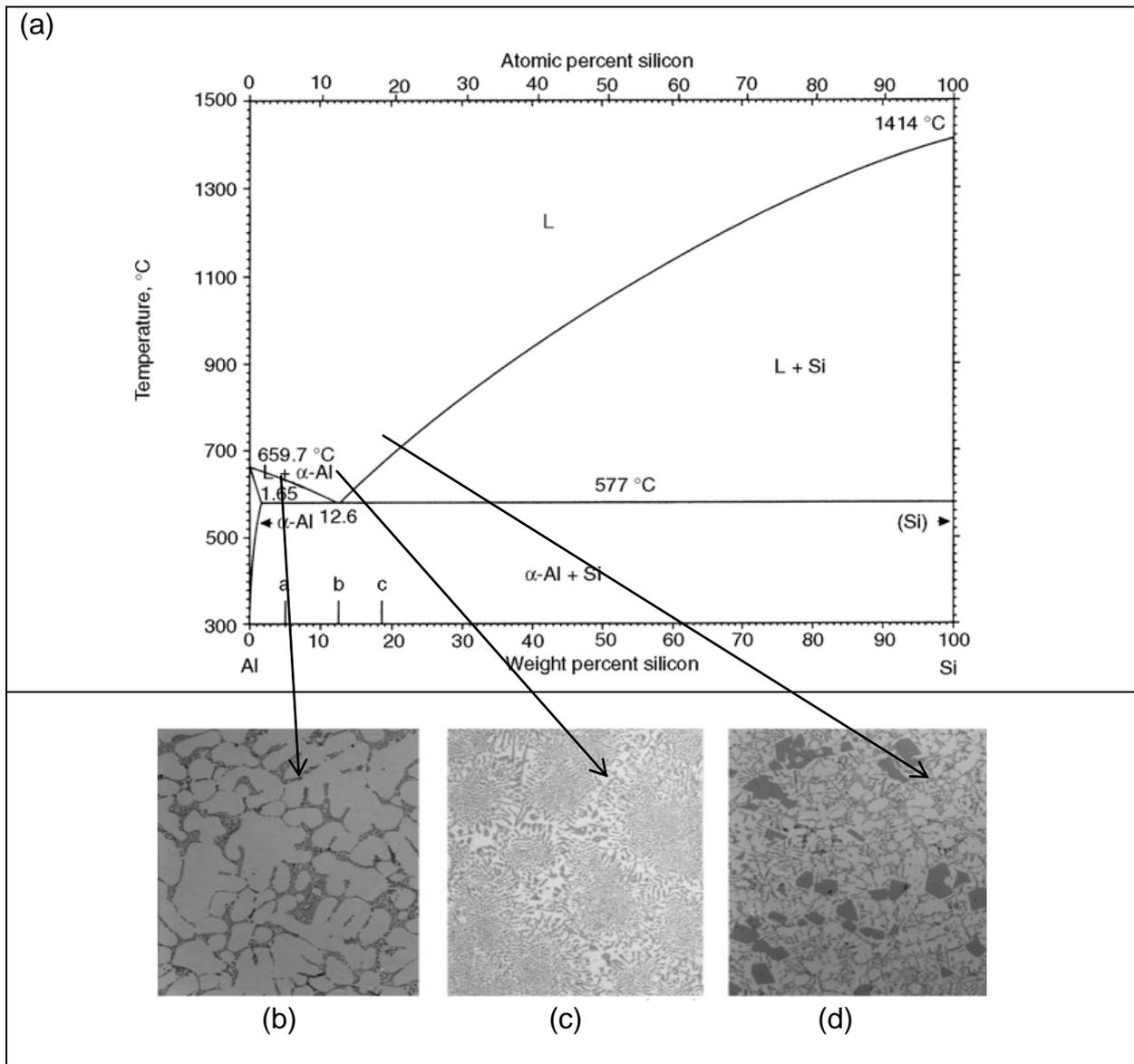


Figura 3.8 - (a) Diagrama de equilíbrio Al-Si, (b) Microestrutura da liga hipoeutética entre 1,65% e 12,6% de silício, (c) Microestrutura da liga eutética com 12,6% de silício, (d) Microestrutura da liga hipereutética acima de 12,6% de silício [11].

3.3.3 Microestrutura de Ligas de Alumínio-Silício

A microestrutura da liga hipoeutética solidificada é formada basicamente por fase primária α -Al com morfologia dendrítica e por estrutura eutética binária Al-Si localizada entre os ramos dendríticos, conforme representada na Fig. 3.9. Na presença de outros elementos de liga, tais como magnésio e cobre, ocorre a formação de outras reações eutéticas como (α + Mg_2Si) e (α + $CuAl_2$), respectivamente.



Figura 3.9 – Micrografia de uma liga Al-Si hipoeutética. A fase α -Al primária (região clara) e estrutura eutética (região escura) [9].

Estes eutéticos apresentam temperatura de formação de 555°C a 520°C e se formam nas regiões interdendríticas e intercelulares. O alto teor de ferro pode promover a formação de placas frágeis do composto β -Al₅FeSi e de outros intermetálicos na presença de manganês. Isso pode representar um fator negativo nas propriedades mecânicas [12].

As microestruturas das ligas alumínio-silício apresentam uma estrutura de grãos grosseiros devido à morfologia dendrítica do alumínio primário. As combinações de elementos refinadores de grãos como titânio e boro ajudam a promover uma intensa nucleação de sítios catalíticos, favorecendo assim, as formações de grãos pequenos que resultam numa microestrutura mais refinada. As adições de refinadores de grãos nas ligas buscam conseqüentemente, melhorias nas propriedades mecânicas. Assim refinadores como Al-Ti-B são utilizados na maioria das ligas de alumínio-silício de aplicação industrial, formando no metal fundido partículas de TiB₂ e TiAl₃ que servirão de sítios nucleantes para a nucleação do sólido [13]. A região eutética da liga alumínio-silício é representada na fig. 3.10 e apresenta uma estrutura irregular facetada e não facetada ocasionada pelas influências de fatores como: falta de arranjo ordenado das fases, diferentes taxas de crescimento, variação do ponto de fusão entre o alumínio e o silício, diferença na proporção relativa dos elementos Al e Si e diferença na entropia de fusão de ambos [14].

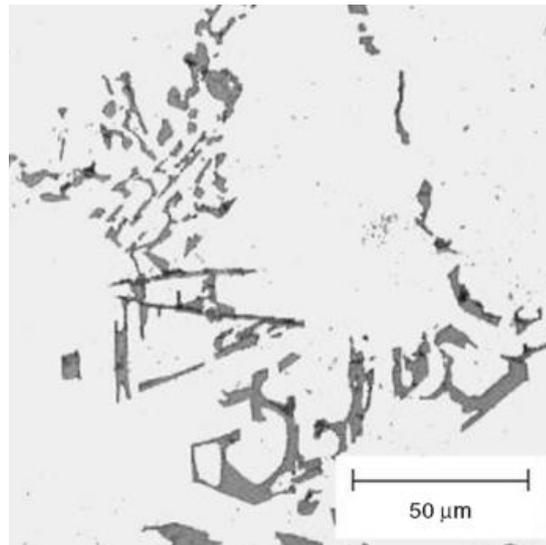


Figura 3.10 - Cristais de silício eutético com morfologia acicular em uma amostra não modificada da liga A 365 [14].

A morfologia do silício eutético consiste de plaquetas aciculares facetadas (sem adição de modificadores). A adição, em pequenas quantidades, de sais modificadores (sódio, estrôncio, cálcio e antimônio) modifica a morfologia da fase silício eutético de plaquetas para uma estrutura fibrosa ou lamelar. A figura 3.11 mostra a morfologia do silício no eutético Al-Si sem e com modificadores. No caso do estrôncio como modificador da liga alumínio-silício, ocorre uma intensa modificação na região eutética, pois a formação do composto intermetálico Al_4Sr favorece a mudança da morfologia do silício eutético [15].

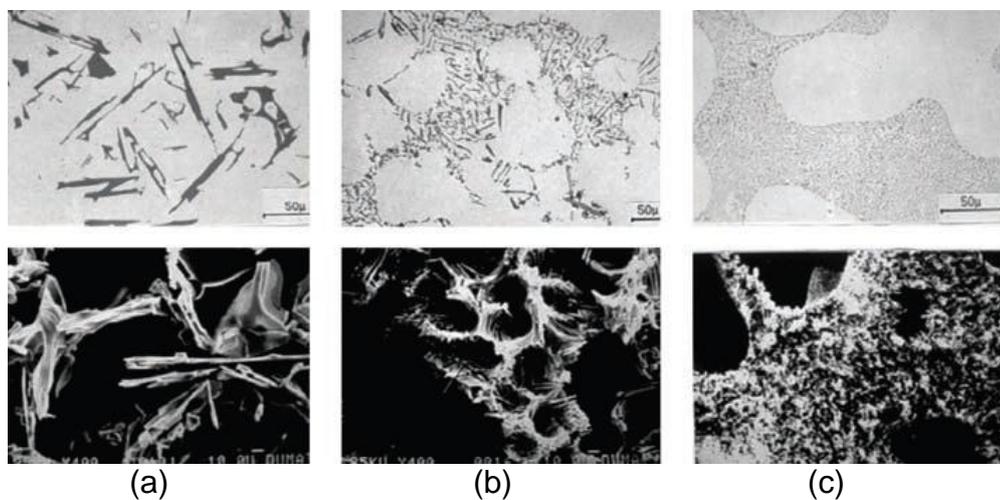


Figura 3.11- Imagens dos cristais de silício eutético da liga de alumínio-silício, (a) sem modificadores, (b) modificada e (c) super modificada [13].

3.4 Processo de Fundição Sob Pressão

A fundição sob pressão é o processo no qual o metal líquido é submetido a uma determinada pressão de injeção, preenchendo de forma rápida a cavidade interna de um molde metálico, permitindo assim a produção de peças com as devidas dimensões e formas adquiridas pelo molde. Os dois principais processos de fundição sob pressão são “injeção por câmara quente” e “injeção por câmara fria” [16].

Em escala industrial, a fundição sob pressão consiste basicamente de um setor de fusão e um setor de injeção. No primeiro, o metal em forma de lingote é fundido por meio de fornos de indução, a gás ou elétricos. Em seguida, o metal líquido é vazado em painéis, que são transportadas por empilhadeiras ou pontes rolantes até o setor de injeção, o qual é constituído por máquinas de injeção e fornos de espera. O metal fundido é mantido com certo nível de superaquecimento nos fornos de espera até ser injetado [17]. O processo de injeção sob pressão apresenta vantagens como obtenção de peças com alto nível de complexidade geométrica, produção de peças com espessuras de paredes bem reduzidas, alta produtividade, peças com excelente acabamento e peças com grandes dimensões. Porém, o processo apresenta desvantagens como: alto custo de maquinário e matrizes, manutenção e alto consumo de energia. Os defeitos mais comuns nas peças obtidas são a presença de porosidade interna decorrente do ar aprisionado no metal líquido durante o processo de injeção [18].

3.4.1 Injeção por Câmara Quente

A máquina de injeção por câmara quente possui um sistema de injeção conectado no interior do forno, conforme ilustrado na figura 3.12, permitindo assim o fluxo direto do metal na cavidade do molde. Neste processo são utilizadas ligas a base de zinco com baixos pontos de fusão. Esse processo minimiza a exposição da liga fundida por turbulência, reduz o contato do metal líquido com o ar, e diminui a perda de calor do metal líquido durante o processo de injeção. Porém, o contato prolongado entre o metal fundido e os componentes do sistema resulta em um desgaste maior e a troca com maior frequência dos seus componentes [19].

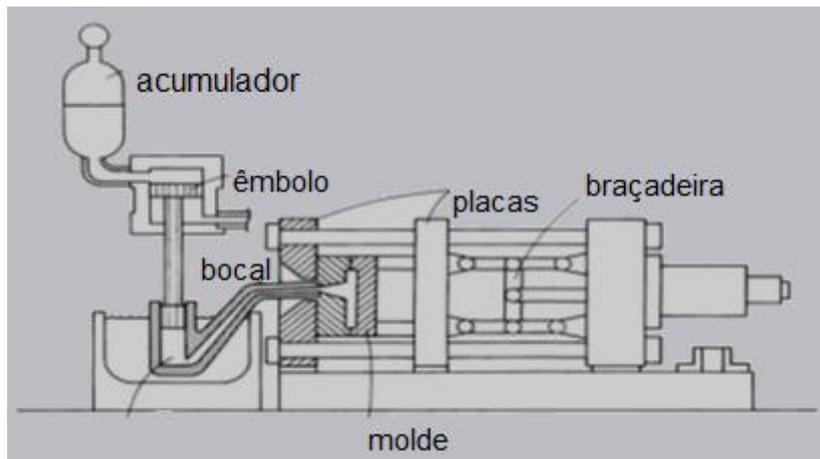


Figura 3.12 - Máquina de injeção câmara quente e seus principais componentes [9].

3.5.2 Injeção por Câmara Fria

No processo de câmara fria, representado na figura 3.13, o reservatório de metal fundido e a câmara de injeção são separados. A exposição mínima da câmara de injeção ao metal líquido permite a injeção de ligas de temperaturas de fusão mais elevadas, tais como alumínio, cobre, e até mesmo algumas ligas ferrosas [19].

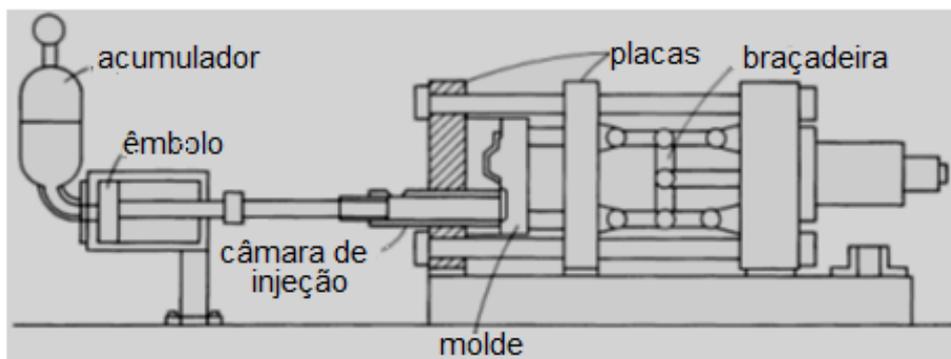


Figura 3.13 - Máquina de injeção câmara fria e seus principais componentes [9].

3.5.3 Principais Variáveis do Processo de Fundição Sob Pressão

3.5.3.1 Tempo de Enchimento da Matriz

O tempo de enchimento da matriz deve garantir o completo enchimento sem que ocorra a solidificação prematura da frente metálica. Visando também a otimização do processo para estabelecer os menores tempos possíveis de enchimento, o qual é um parâmetro importante na determinação de outros parâmetros, como o tamanho da câmara de injeção, velocidades do pistão de injeção e tamanho dos canais de ataque [20].

3.5.3.2 Velocidade de Injeção

A velocidade de injeção é composta por três estágios. No primeiro estágio o pistão movimenta-se com a finalidade de remover a quantidade de ar presente no canal de injeção. No segundo estágio o metal líquido é injetado para dentro do molde preenchendo assim a sua cavidade. Já o terceiro estágio é a etapa em que a pressão é multiplicada, mantendo-se o metal compactado até o preenchimento total da cavidade.

A velocidade de injeção no primeiro estágio, o pistão movimenta para posicionar o alumínio no canal de ataque preparando a injetora para o disparo, a velocidade varia em torno de 0,10 m/s a 1,0 m/s. Alguns autores definiram as velocidades ideais em função do percentual de enchimento [20]. A figura 3.14 representa esquematicamente a velocidade de injeção do primeiro estágio no processo de fundição sob pressão.

A velocidade de injeção no segundo estágio direciona o metal líquido através dos canais de ataque para enchimento da cavidade interna do molde. Esta fase determina o tempo de enchimento da peça e a velocidade no canal de ataque. Velocidades muito baixas podem resultar em falhas de preenchimento e solda fria. A utilização de velocidades altas pode resultar em porosidades na peça injetada [21]. A velocidade de injeção no segundo estágio em processo de injeção sob pressão é representada esquematicamente na figura 3.15.

A velocidade do terceiro estágio exerce a pressão de recalque que é multiplicada no cilindro de injeção após o preenchimento da peça, pressão responsável pela compactação da peça durante a solidificação, impedindo assim a expansão dos gases aprisionados na peça e diminuindo a formação de rechupes devido à contração do metal. Caso ocorra demora na aplicação da pressão do terceiro estágio, o metal no canal já terá solidificado, resultando na formação de porosidade e rechupes [21]. A figura 3.16 representa esquematicamente a velocidade de terceiro estágio exercida no processo de injeção sob pressão.

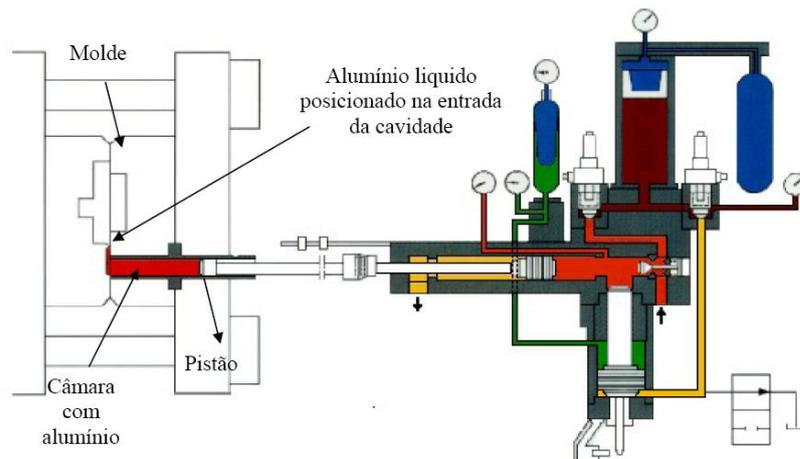


Figura 3.14 - Velocidade de injeção do primeiro estágio. Pistão avançado de maneira a posicionar o alumínio para a etapa de injeção [22].

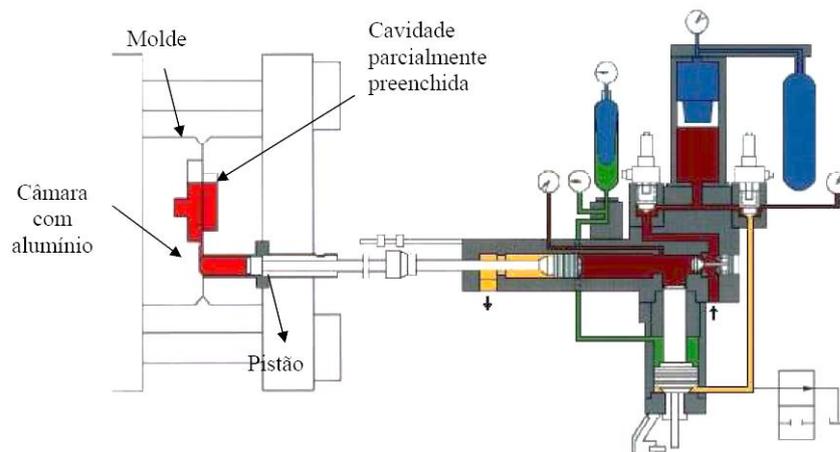


Figura 3.15 - Velocidade de segundo estágio. O Pistão move-se para preencher o alumínio na cavidade do molde [22].

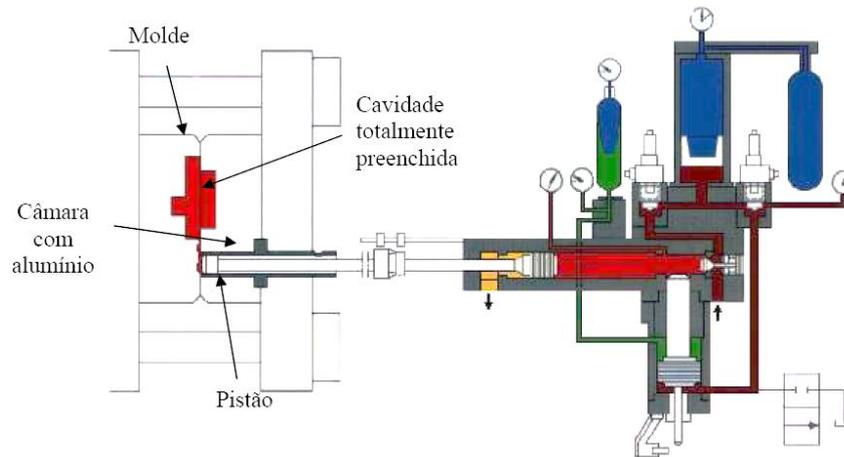


Figura 3.16 - Velocidade de terceiro estágio. Pistão posicionado no fim de curso exercendo a pressão de recalque [22].

3.6 Principais Defeitos em Peças Injetadas Sob Pressão

Durante o processo de injeção, pode ocorrer o surgimento de defeitos nas peças injetadas. Tais defeitos interferem de forma significativa nas propriedades mecânicas das peças e comprometem seriamente um posterior processo de usinagem, ocasionando redução da qualidade da peça e aumento do custo fabril. Defeitos como inclusões, rechupes, solda fria e porosidade interna são comuns no processo e serão detalhados a seguir [23].

As inclusões de óxidos ocorrem quando a superfície do metal líquido está exposta a atmosfera durante as etapas de vazamento do forno, do transporte do metal até a máquina injetora e durante a injeção do metal para dentro da cavidade do molde. O alumínio é um metal bastante reativo, devido a sua grande afinidade com oxigênio. Na remoção da camada do óxido de alumínio, é formada logo em seguida outra camada [23]. Os filmes de óxidos apresentam densidade pouco superior à do metal, são facilmente incorporados pelo banho, permanecendo em suspensão. Sua presença em peças fundidas prejudica as propriedades mecânicas e efetivamente são utilizadas duas técnicas para limpeza dessas inclusões. O tratamento de desgaseificação com rotor e o uso de filtros cerâmicos nos canais de vazamento das peças [23].

O rechupe é um defeito comum no processo de fundição e está associado à contração térmica do material, o qual apresenta uma variação de volume durante a solidificação [23]. Ocorrências de falhas nos projetos de fundição e moldes que não garantem a solidificação direcional para os canais, falhas no dimensionamento, posicionamento e ligações de massalote / peças são os principais responsáveis pelo surgimento de rechupes. No caso particular de fundição sob pressão, problemas de rechupes podem estar associados a encontro de frentes de metal líquido durante o vazamento [23].

Solda fria é um defeito de junção defeituosa entre dois fluxos de metal, ocasionando uma soldagem parcial. As causas desses defeitos podem estar relacionadas com uma temperatura de vazamento insuficiente em relação à geometria da peça. A solda fria diminui a resistência mecânica do produto, que atua como entalhe e favorece a propagação de trincas [23].

As porosidades são regiões vazias no interior das peças injetadas, onde deveriam ser ocupadas por material. Esses tipos de defeitos são comuns em fundição sob pressão, e podem ser classificados em porosidade por contração e porosidade por gás [23]. A porosidade por contração está relacionada com o rechupe, devido à contração do metal e com as formações de vazios internos das peças durante o processo de solidificação. Esse tipo de defeito compromete a resistência mecânica da peça, cria dificuldade em usinagem de rosca interna e afeta a qualidade das peças com aplicações em sistemas hidráulicos. A porosidade por gás é mais frequente em peças injetadas devido à redução da solubilidade de gases quando o metal passa para o estado sólido. Com a passagem do estado líquido para sólido durante a solidificação, há uma brusca queda de solubilidade de gases, que é muito maior no metal líquido do que no sólido. Os gases então são rejeitados do sólido que se forma para o líquido remanescente. Ao fim do processo de solidificação, os gases que não foram eliminados na superfície do metal se acumulam em regiões da peça e precipitam no metal solidificado, ficando aprisionados na forma de bolhas de gás [23].

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Material

Neste trabalho utilizou-se a liga de Al-Si-Cu EN AC 46000 fornecida pela empresa Cofaz em forma de lingotes. A composição química apresentada na tabela 4.1 segue a norma alemã DIN. Esta liga é a mais apropriada em processo de fundição sob pressão, tendo como principais características: alta fluidez, boa fundibilidade, alta resistência à corrosão e boa resistência mecânica.

Tabela 4.1 - Composição química da liga EN AC- AlSi9Cu3(Fe), conforme norma DIN EN 1706 [24].

Composição Química (% massa)												
	Mg	Mn	Zn	Sn	Cu	Si	Fe	Pb	Cr	Ni	Ti	Al
Mín.	0,05	0,00	0,00	0,00	2,00	8,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	Bal.
Máx.	0,55	0,55	1,20	0,25	4,00	11,00	1,30	0,35	0,15	0,55	0,25	

4.2 Processamento da Liga

As etapas de processamento como fusão da liga, análise da composição química, vazamento da liga, tratamento do metal líquido e processo de injeção foram realizadas na empresa.

4.2.1 Fusão da Liga

Para a fusão da liga utilizou-se um forno a gás da marca INDI FORNOS com capacidade máxima de 1000 kg, o qual foi carregado com 500 kg de lingotes de alumínio. A temperatura máxima alcançada durante a fusão da liga foi de 760 °C. Durante a fusão foi retirada uma pequena amostra do metal líquido (banho), para a verificação da composição química da liga. Para isso, foi utilizada uma coquilha de ferro fundido, como mostrado figura 4.1, para obtenção de um pequeno corpo de prova em forma cilíndrico, com dimensões de 42 mm de diâmetro e 35 mm de altura.



Figura 4.1 - Imagem da coquilha de vazamento e do corpo de prova para análise química.

4.2.2 Análise Química da Liga

Para a determinação da composição química da liga, o corpo de prova passou por um processo de desbaste da face por meio de uma ferramenta de corte e, logo em seguida, foi submetido à técnica de espectroscopia de emissão óptica.

Para esta análise, utilizou-se um espectrômetro de emissão óptica da marca Atom Comp 181 Thermo Jarrell Ash com erro de 5% do equipamento.

O princípio de funcionamento do espectrômetro é baseado em uma centelha elétrica entre um eletrodo e a amostra investigada. A amostra é vaporizada e os elementos excitados neste vapor emitem radiações luminosas que contém as informações espectrais dos elementos. Estas radiações são separadas em um espectro correspondente e proporcional aos elementos presentes na amostra, convertido em sinais elétricos por dispositivos fotoelétricos, que são processados por um computador e convertidos em concentrações destes elementos químicos [25].

4.2.3 Processo de Vazamento da Liga

Após a verificação e a aprovação da liga, o metal líquido foi vazado a uma temperatura de 760 °C em uma panela refratária com capacidade em torno de 500 kg, como observado na figura 4.2. Em seguida, o metal foi transportado por empilhadeira até o setor de desgaseificação.



Figura 4.2 - Forno de fusão a gás e panela de vazamento (Fonte Cofaz).

4.2.4 Tratamento do Metal Líquido

No setor de desgaseificação, o metal líquido foi submetido ao processo de remoção dos gases e dos óxidos presentes na liga; esta etapa foi realizada na própria panela de vazamento. O equipamento utilizado para esse tratamento é composto por um cilindro com nitrogênio, um rotor de grafite e um suporte para pastilha de hexacloretano, como observado na figura 4.3. O processo iniciou com a adição do fluxo escorificante na superfície do banho e logo em seguida foram introduzidos ao banho o rotor de grafite e as pastilhas de hexacloretano. Simultaneamente ocorreu a injeção de nitrogênio gasoso no interior do banho metálico para capturar e arrastar os gases e os óxidos para a superfície do banho. O tempo de desgaseificação foi de aproximadamente 5 minutos, a uma rotação de 360 rpm. Após o término da desgaseificação, utilizou-se uma escumadeira para a remoção da escória contida no alumínio líquido. Após a realização deste processo, o metal líquido seguiu para o setor de injeção.



Figura 4.3 - Processo de desgaseificação do metal (Fonte Cofaz).

4.2.5 Fundição Sob Pressão dos Corpos de Prova

Para o processo de injeção foi utilizado uma máquina injetora de câmara fria da marca L.K. Machinery, modelo DCC280, com força de fechamento de 280 toneladas, conforme observado na figura 4.4.



Figura 4.4 - Máquina injetora de câmara fria utilizada durante o processo de injeção sob pressão (Fonte Cofaz).

A etapa de processo foi iniciada pelo controle da temperatura do metal através do painel controlador do forno e simultaneamente foram inseridos no metal fundido termopares tipo K com leitores digitais da marca Italterm. Esse procedimento teve como objetivo garantir um maior controle da temperatura durante o processo de injeção. A fase de injeção dos corpos de prova seguiu um ciclo composto por: obtenção de uma pequena quantidade de metal líquido, através de uma coquilha em ferro fundido; vazamento do metal para a câmara de injeção da máquina injetora; acionamento da primeira fase de injeção do pistão, logo em seguida acionamento da segunda fase de injeção do pistão; início da pressão de recalque; manutenção da pressão durante o tempo de solidificação do metal; abertura e extração da peça; limpeza e lubrificação do molde. A média de tempo para cada ciclo de injeção foi de aproximadamente 20 segundos. Para processar cada amostra foram utilizados 270g do metal alumínio. A figura 4.5 apresenta os corpos de prova injetados no processo de fundição sob pressão.

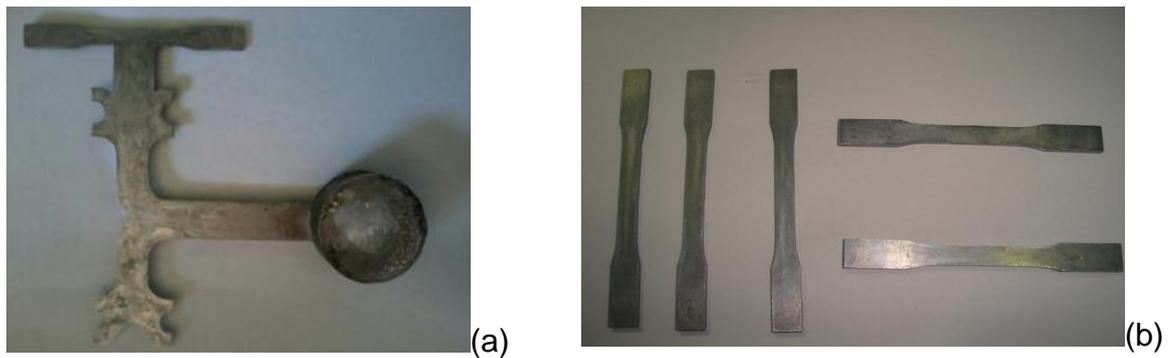


Figura 4.5 – (a) corpo de prova com canal de injeção (b) corpos de prova após acabamento.

A tabela 4.2 apresenta as quantidades de amostras injetadas e os parâmetros utilizados durante o processo de injeção.

Tabela 4.2 - Quantidades de amostras e os parâmetros de máquinas utilizados durante o processo de injeção.

Quantidades de amostras (peças)	Temperatura de injeção (°C)	Pressão de injeção (MPa)	Pressão de recalque (MPa)
10	709	35	15
10	709	70	30
10	643	35	15
10	643	70	30
10	589	35	15
10	589	70	30
10	579	35	15
10	579	70	30

4.3 Análise Térmica

Para determinar as transformações de fase da liga durante a sua solidificação foi utilizado no Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais da Fatec São Paulo um equipamento de análises térmicas da marca Setaram modelo LabSys PVQ que opera na faixa de temperatura ambiente até 1600°C. Este equipamento possibilita realizar, dentre outras, a técnica de calorimetria diferencial exploratório (DSC), determinando com precisão as variações térmicas sofridas pela amostra estudada em comparação com uma referência inerte (ou cadinho vazio) durante um determinado ciclo térmico. Para o presente estudo foram utilizados dois cadinhos de alumina com capacidade de 100 μL . Para a realização das medidas foram retiradas três pequenas amostras da liga com massas de 20 mg cada e foram utilizadas respectivamente taxas de resfriamento de 5°, 10° e 20° C/min. Todos os ensaios foram realizados em atmosfera de argônio para evitar oxidação da amostra.

4.4 Análises Metalográficas

Para a análise da microestrutura das amostras fundidas por injeção foi realizado ensaio metalográfico nos sentidos transversal e longitudinal. As amostras para análise metalográfica foram preparadas seguindo os procedimentos convencionais de preparação: embutimento a quente, lixamento (sequência de lixas; 220, 320, 400, 600, 1000, e 1200) e polimento (com pasta de diamante de 6,3 e 1 μm). Por último, as amostras sofreram o ataque químico através da solução aquosa de 0,5% de HF por 5 segundos, para a revelação da microestrutura. As amostras foram observadas, utilizou-se um microscópio óptico da marca Zeiss modelo Axio Vision 4, sendo que as imagens obtidas foram capturadas por meio de software de análise e tratamento de imagens Axio Vision LE. As análises metalográficas foram realizadas nos laboratórios de Materiais da UFABC e FATECSP.

4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para análise da microestrutura foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura da marca Jeol modelo JSM-6701F com canhão de emissão de campo (FEG) acoplado com um espectrômetro de dispersão de energia de raio-x (EDS).

O preparo da amostra seguiu o mesmo procedimento adotado para análise de microscopia óptica.

4.6 Difração de Raios X

A difração de raios X (DRX) foi realizada em todas as amostras investigadas. A análise foi feita em um difratômetro da marca Bruker AXS modelo D8 Focus utilizando radiação K α do Cu. O estudo da indexação dos picos de difração foi realizado através do software Match, versão 1.1.

4.7 Análises do Nível de Porosidade

A análise de porosidade das amostras foi realizada qualitativamente por microscopia óptica através de imagens capturadas por software e foi utilizado o mesmo método realizado para análise metalográfica, no entanto sem o ataque químico. Também foi realizado ensaio não destrutivo por radiografia de raios X (Gama), no qual foi utilizado um equipamento da marca Julio Verne com intensidade de 160 kV com lâmpada e intensificador Phillips. As amostras foram expostas a um feixe de radiação para detectar possíveis descontinuidades (porosidades) formadas durante o processo de injeção.

Para a verificação do percentual de porosidade nos corpos de prova foi utilizado o método de Arquimedes, o qual se baseia no princípio de empuxo para o cálculo da densidade real da amostra. Para a pesagem, utilizou-se uma balança digital Gehaka BG 2000 com precisão de 0,001g. As amostras foram pesadas a seco e logo em seguida em água, e o cálculo da densidade real de cada amostra foi realizado conforme a relação abaixo.

$$\rho_s = \frac{m_a \cdot \rho_L}{m_a - m_L} \quad (12)$$

onde ρ_s , ρ_L , m_a e m_L são respectivamente as densidades reais da amostra, água, massa da amostra seca e massa da amostra no líquido.

A densidade teórica (ρ_t) da liga EN AC 46000 considerada foi $2,75\text{g/cm}^3$, e a porosidade é calculada através da seguinte equação:

$$P = \left[\frac{\rho_t - \rho_s}{\rho_t} \right] \times 100 \quad (13)$$

4.8 Ensaios das Propriedades Mecânicas

Para análise das propriedades mecânicas das amostras injetadas foram utilizados ensaios de tração e de microdureza Vickers conforme descrito abaixo. Os ensaios foram realizados no laboratório de Materiais da UFABC.

4.8.1 Ensaio de Tração

Para o ensaio de tração, utilizou-se uma máquina de ensaios mecânicos Instron de 50 KN. O corpo de prova e os procedimentos de ensaio são descritos nas normas ABNT NBR 6673, ASTM 646 e DIN EN 10 002-1. As dimensões do corpo de prova estabelecidas com espessura de 3 mm, largura de 8 mm, e comprimento de 115 mm atendem as medidas máximas e mínimas de cada norma, conforme a figura 4.6. O ensaio foi monitorado através do software Bluehill que registrou a força e o deslocamento durante o ensaio, possibilitando análises com maiores detalhamentos sobre os limites de resistência a tração, limites de escoamento e alongamento.

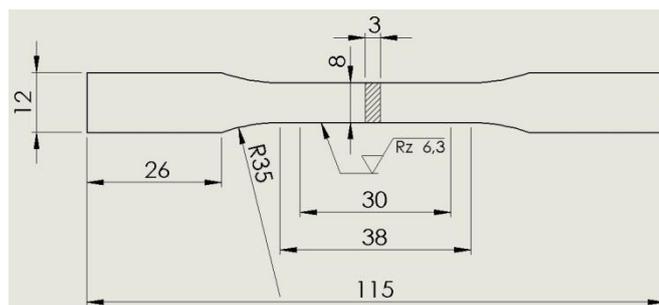


Figura 4.6 - Corpo de prova para tração segundo norma DIN EN 50 10 002-1.

4.8.2 Ensaio de Microdureza

Foi realizado ensaio de microdureza Vickers nas seções transversais e longitudinais das amostras injetadas. Para o ensaio foi utilizado um microdurômetro da marca Homis microhardness modelo teste HV-1000, com indentador de ponta de diamante piramidal. Foi utilizada uma carga de 1kgf ou 9,8N em todos os ensaios. A dureza Vickers é dada por:

$$HV = - \frac{2.F.\sin\frac{136^\circ}{2}}{d^2} \approx 1,8544 \frac{F}{d^2}$$

onde :

$$d = \frac{d_h + d_v}{2}$$

As impressões causadas pelo indentador apresentam similaridade geométrica na superfície plana da amostra, independente da carga aplicada. A figura 4.7 mostra uma ilustração da marcação pelo método Vickers.

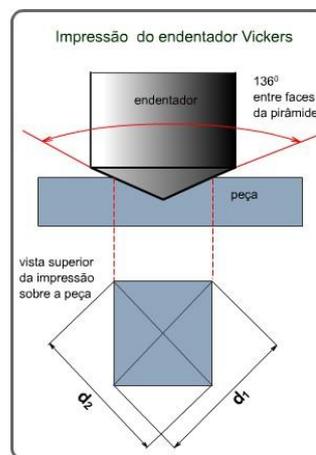


Figura 4.7 - Ilustração do indentador e da impressão pelo método Vickers.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise Química

A tabela 5.1 apresenta o resultado da análise da composição química da liga Al-Si-Cu obtido por meio da técnica de espectrometria de emissão óptica. O resultado da análise indica que a amostra corresponde à liga EN AC 46000 (Norma DIN).

Tabela 5.1 - Resultado da composição química da liga AlSi9Cu3(Fe) utilizada no processo de fundição sob pressão.

Elementos encontrados (% em peso)										
Mg	Mn	Zn	Cu	Si	Fe	Pb	Cr	Ni	Ti	Al
0,05	0,17	0,72	2,22	10,01	0,99	0,04	0,01	0,11	0,03	balanço

5.2 Análise Térmica

A figura 5.1 apresenta resultado da análise térmica da liga por calorimetria diferencial exploratória (DSC) em ciclo de resfriamento. Foram realizadas análises térmicas em taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/min para verificar possíveis deslocamentos ou mudanças características dos picos. A tabela 5.2 apresenta as temperaturas de início de transformação nas diferentes taxas de resfriamento investigadas.

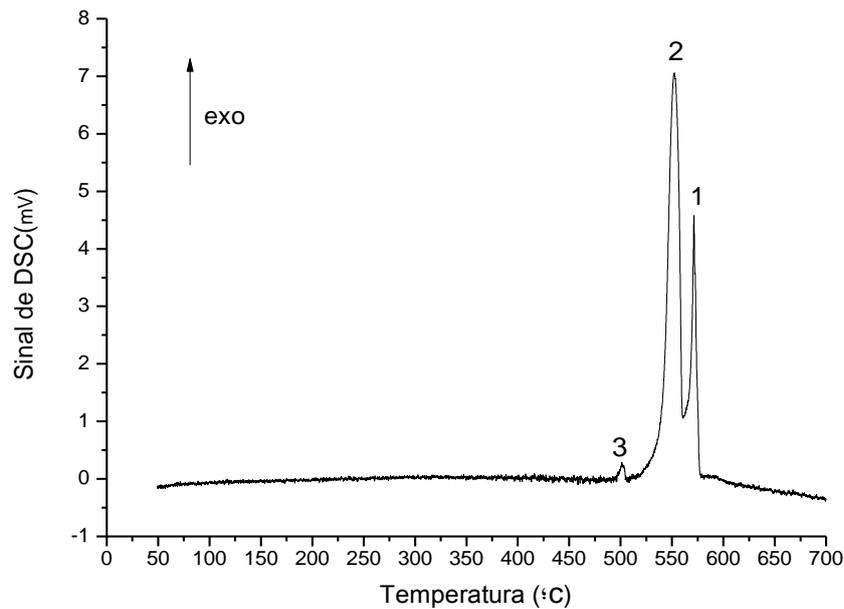


Figura 5.1 - Curva típica de DSC obtida durante o resfriamento da liga AlSi9Cu3(Fe) em taxa de 5°C/min.

Tabela 5.2 - Valores das temperaturas de início das reações observadas na análise de DSC.

Taxa de resfriamento (°C/min)	Temperatura de início da reação (1) (°C)	Temperatura de início da reação (2) (°C)	Temperatura de início da reação (3) (°C)
5	575,98	560,46	504,61
10	575,54	559,93	504,20
20	573,51	558,23	503,07

A curva de DSC obtida durante o resfriamento apresenta três picos, correspondentes a três reações distintas que ocorrem durante a solidificação da liga. A primeira reação em aproximadamente 575 °C indica o início da formação da fase primária α Al, a segunda reação que indica a formação do eutético Al-Si que se inicia próximo de 560 °C, em seguida é possível notar o surgimento de um pequeno pico (3) indicando a reação de formação de um composto intermetálico, possivelmente a fase Al₂ Cu em aproximadamente 505 °C. As temperaturas de reação sofreram poucas modificações em função das taxas de resfriamento empregadas nas análises de DSC, como mostrado na Tabela 5.2.

Segundo Terzi et al. [26], em seu estudo sobre nucleação e crescimento de fase em liga Al-Si-Cu é observada a formação da primeira dendrita de alumínio em 595°C. Na segunda reação ocorrem os processos de nucleação e crescimento de placas de fase β (Al_5FeSi) entre 584 °C e 557 °C. O surgimento da estrutura eutética Al-Si ocorre aproximadamente em 569 °C. Uma quarta fase identificada como Al_2Cu é notada próximo de 518 °C.

5.2 Análise de Porosidade por Radiografia

A figura 5.2 apresenta as imagens dos corpos de prova submetidos ao ensaio não destrutivo por radiografia de raios X para análise qualitativa de porosidade. As setas indicam as regiões com porosidades.

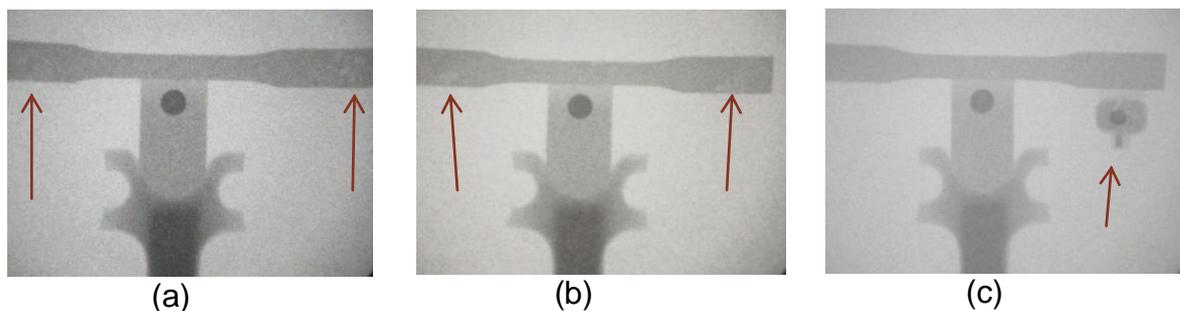


Figura 5.2 - Imagens obtidas por ensaio de radiografia dos corpos de prova mostram as regiões com porosidades indicadas por setas (a) 709 °C / 70 MPa, (b) 643 °C / 70 MPa, (c) 589 °C / 35 MPa.

Conforme observado nas figuras 5.2 (a) e (b) as amostras injetadas em temperatura e pressão mais elevadas apresentaram porosidades em suas extremidades (nas regiões indicadas pelas setas). Esses defeitos podem estar relacionados ao aumento da solubilidade do H_2 no metal. Há possibilidade da ocorrência de turbulência no metal líquido devido ao aumento da pressão, causando assim a formação de porosidade nos corpos de prova. Outra fonte para a existência destes defeitos está relacionada à eficiência da bolsa para armazenamento de gases. Conforme apresentada na figura 5.2 (c), a seta indica uma bolsa com porosidade ligada ao corpo de prova injetado. Nota-se que a peça ficou livre dos defeitos de porosidades principalmente nas extremidades, quando estas se concentraram nessas bolsas, que são feitas no molde e ligadas à cavidade da peça por canais que permitem o aprisionamento dos gases em seu interior, livrando assim as peças dos defeitos por porosidades.

5.3 Análise de Porosidade por Microscopia Óptica

A figura 5.3 apresenta micrografias com nível de porosidade distribuído na microestrutura das amostras obtidas no processo de fundição sob pressão. As imagens selecionadas são da região central dos corpos de prova.

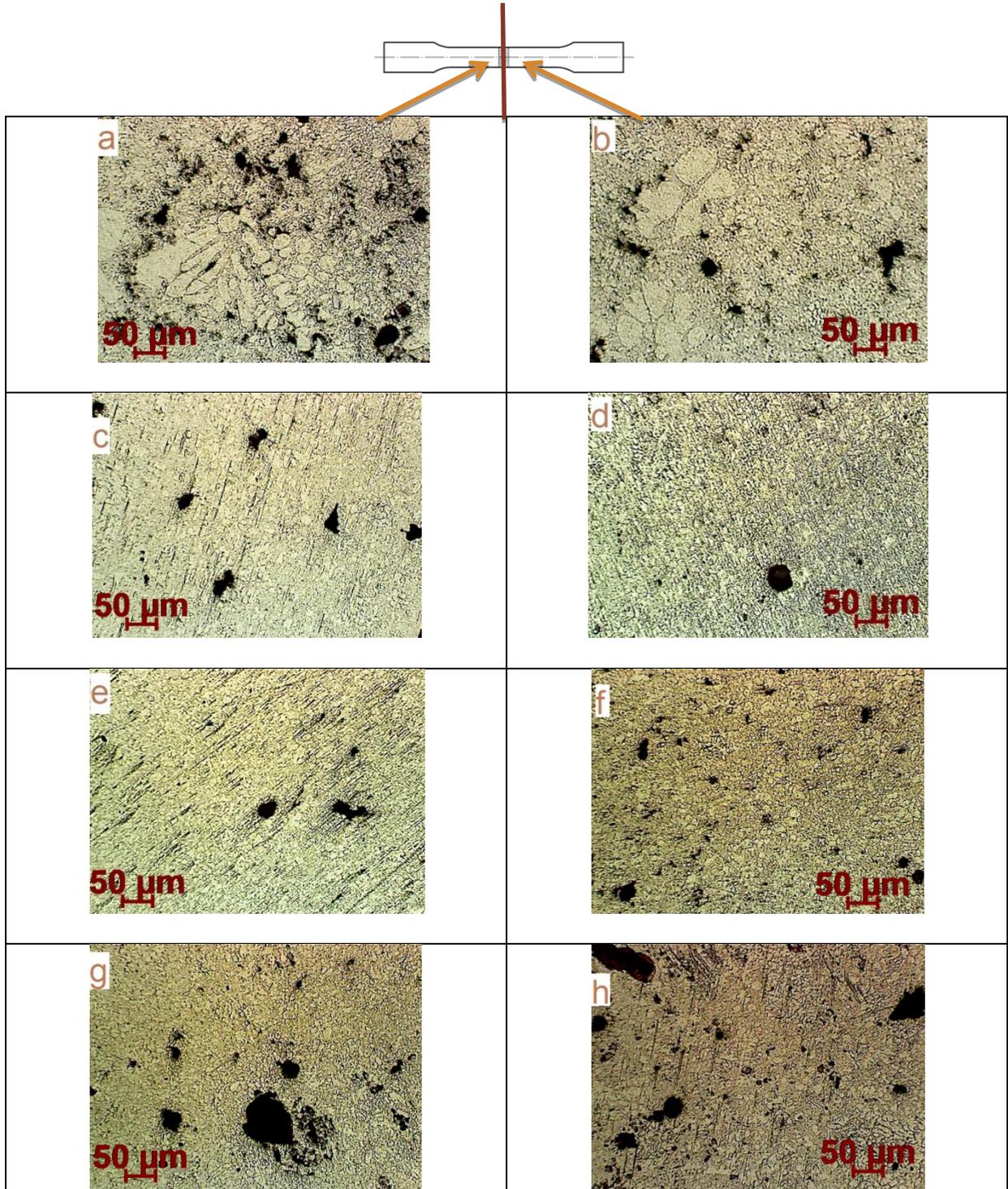


Figura 5.3 - Imagens de MO das seções transversais (x50): (a) amostra 579 °C / 35 MPa (b) amostra 579 °C / 70 MPa (c) amostra 589 °C / 35MPa (d) amostra 589 °C / 70 MPa (e) amostra 643 °C / 35 MPa (f) amostra 643 °C / 70 MPa (g) amostra 709 °C / 35 MPa (h) amostra 709 °C / 70 MPa.

A partir das micrografias apresentadas, verificou-se a formação e a distribuição de porosidades e rechupes nas microestruturas das amostras. As amostras injetadas com pressão de 70 MPa apresentaram visivelmente níveis de porosidades e de rechupes maiores que as amostras injetadas com pressão de 35 MPa. Este comportamento foi à temperatura de 579 °C, onde a amostra injetada a 35 MPa apresentou um maior nível de porosidade que a amostra injetada a 70 MPa.

Possíveis causas para um nível de porosidade e de rechupes nas amostras injetadas com pressão em 70 MPa podem estar relacionadas com aumento da turbulência durante a injeção do metal ao longo dos canais e cavidade do molde, ocasionando um aumento da absorção e arraste de gases, encontro de frentes de solidificação e superaquecimento do metal líquido. Já para as amostras injetadas em 579 °C e na pressão de 35 MPa, a possível causa para o surgimento de porosidades e rechupes pode estar relacionada a baixa pressão de compactação que compromete o efeito de compensação durante a contração volumétrica do metal e o controle de tamanhos de poros.

Segundo Niu et al. [27], os fatores que contribuem para a formação de porosidade na fundição sob pressão são o aprisionamento de gás na câmara de injeção e na cavidade do molde; formação de gases devido a combustão e volatilização do fundido; a contaminação por lubrificantes e gases dissolvidos no metal durante a injeção.

5.4 Medidas de Porosidades por Princípio de Arquimedes

As medidas de porosidades e os parâmetros de processo utilizados durante a injeção das amostras estão apresentados na tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Resultado dos níveis de porosidades das amostras dos corpos de prova conforme parâmetros de temperatura e pressão utilizados.

Temperatura (°C)	Pressão (MPa)	Porosidade (%)
579	35	4,05 ± 0,61
	70	3,15 ± 1,09
589	35	3,47 ± 0,58
	70	3,82 ± 0,55
643	35	3,50 ± 0,72
	70	4,72 ± 1,45
709	35	4,36 ± 0,96
	70	4,92 ± 0,97

A partir dos resultados apresentados na tabela 5.3, que se referem às medidas de porosidades pelo princípio de Arquimedes e comparando com as análises de imagens para verificação das porosidades e rechupes, observa-se que ambos os métodos chegaram a resultados bem próximos. As imagens das microestruturas das amostras injetadas com pressão em 70 MPa apresentaram visivelmente uma maior quantidade de porosidades e rechupes ao comparar com as imagens das amostras injetadas com pressão em 35 MPa. Os dados obtidos por princípio de Arquimedes também apresentaram os mesmo resultados. Vale ressaltar que para ambos os resultados a amostra 579 °C / 35 MPa apresentou um nível de porosidade próximo das amostras injetadas com pressão em 70 MPa.

5.5 Análise das Microestruturas por Microscopia Óptica

A figura 5.4 apresenta as microestruturas analisadas na região central das amostras conforme os parâmetros de temperatura a 579 °C e pressão de 35 MPa. Não se observa mudanças da microestrutura em função da orientação na qual a amostra foi retirada da peça fundida.

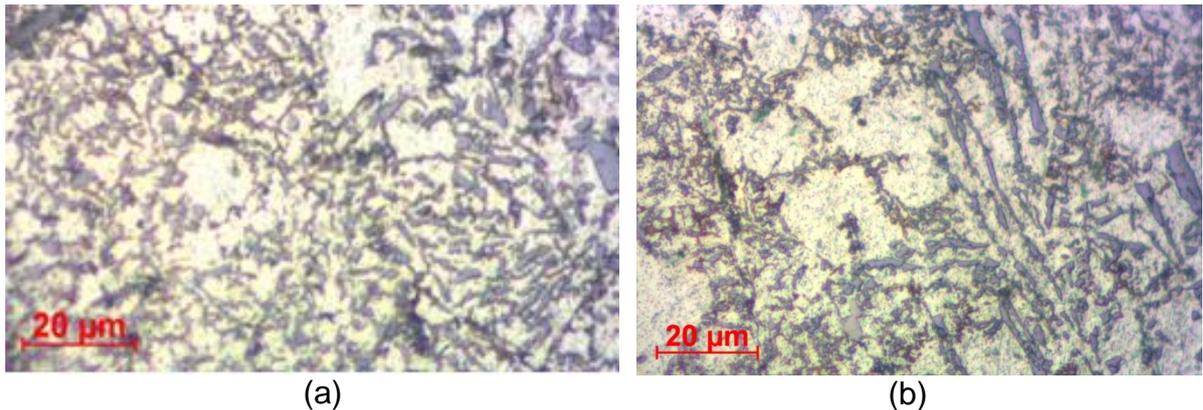
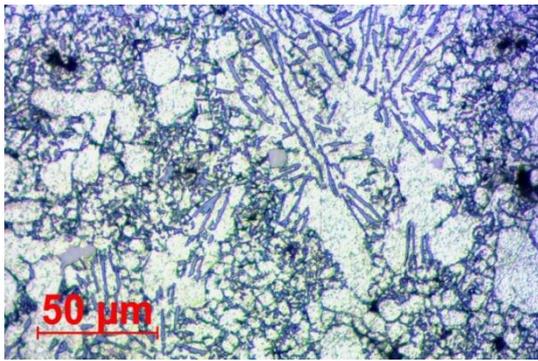
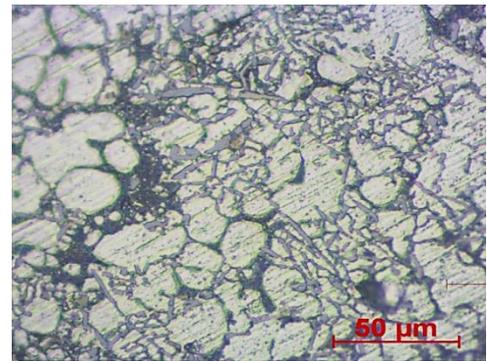


Figura 5.4 - Metalografia da amostra processada a 579 °C / 35 MPa (a) secção transversal (b) secção longitudinal.

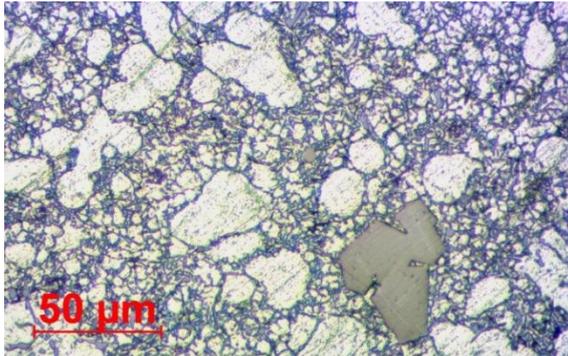
Nota-se que as microestruturas das amostras (Fig. 5.4) são formadas por dendritas da fase primária alumínio (região clara). As regiões interdendríticas são compostas por um eutético binário Al-Si (região escura). A formação de compostos intermetálicos (fases aciculares bastante alongadas), provavelmente fases ricas em silício e ferro são percebidas nas microestruturas. Foram realizados ensaios metalográficos nas demais amostras no sentido longitudinal e transversal, porém não ocorreram mudanças significativas nas microestruturas em função da orientação, como observado na figura 5.4. Desta forma, são mostradas as metalografias das amostras injetadas com os diferentes parâmetros de processamento investigados, apenas na secção transversal, conforme a figura 5.5.



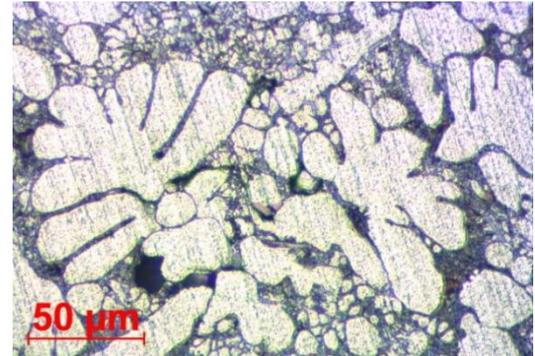
(a)



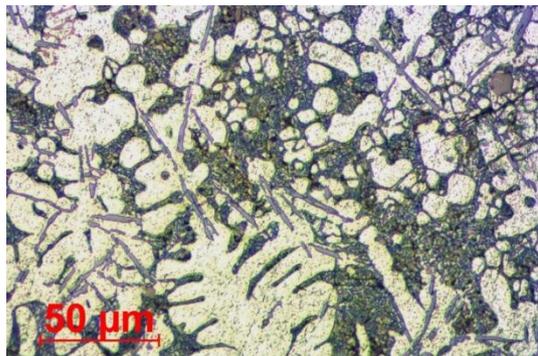
(b)



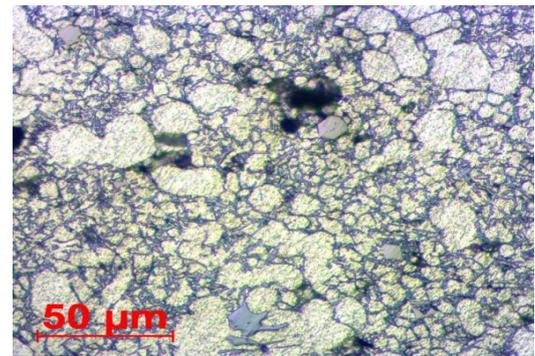
(c)



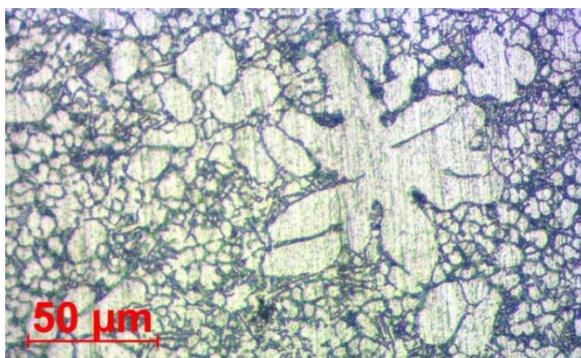
(d)



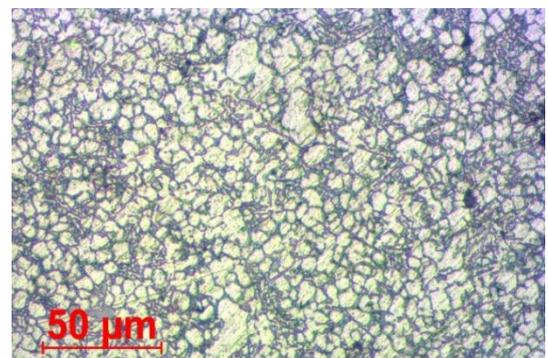
(e)



(f)



(g)



(h)

Figura 5.5 - Metalografia das amostras na secção transversal: (a) 579 °C / 35 MPa (b) 579 °C / 70 MPa (c) 589 °C / 35 MPa (d) 589 °C / 70 MPa (e) 643 °C / 35 MPa (f) 643 °C / 70 MPa (g) 709 °C / 35 MPa (h) 709 °C / 70 MPa.

A figura 5.5 mostra que as amostras injetadas apresentam microestruturas formadas por uma matriz de alumínio (região clara), uma região eutética binária de Al-Si (região escura). Nota-se a presença de agulhas de silício e a formação de compostos intermetálicos (agulhas alongadas) formados por elementos de liga Fe, Cu e Mg. Estes compostos são mais facilmente observados com a diminuição da temperatura de injeção.

A partir da micrografia apresentada na figura 5.5 (a), notam-se grãos de fase primária (α Al) dendríticos com suas ramificações presentes em maior parte na microestrutura. A mesma microestrutura é obtida na amostra 579 °C com 70 MPa e observada na figura 5.5 (b).

A figura 5.5 (c) corresponde à microestrutura da amostra 589 °C com 35 MPa, observam-se grãos de fase primária (α Al) fragmentados formando a matriz, a estrutura eutética e alguns compostos intermetálicos completam a microestrutura . A micrografia da amostra 589 °C e 70 MPa, como apresentada na figura 5.5 (d) mostra uma microestrutura com grãos predominantemente dendríticos ramificados, nota-se que há também a formação de grãos de fase primária fragmentados constituindo assim a matriz que acomoda a estrutura eutética binária Al-Si e algumas fases intermetálicas.

A figura 5.5 (e) apresenta grãos dendríticos predominantes na microestrutura da amostra 643 °C / 35 MPa. Observa-se também precipitados de fase intermetálica de morfologia acicular, possivelmente a fase Al_5FeSi distribuídos na região dendrítica, nota-se a formação do eutético binário na região interdendrítica. Já na figura 5.5 (f) à microestrutura da amostra 643 °C / 70 MPa, possui grãos primários de alumínio com morfologias tendendo a equiaxial. Alguns compostos intermetálicos em forma de agulhas e plaquetas compõem a microestrutura da amostra. As micrografias das amostras injetadas a 709 °C são apresentadas nas figuras 5.5 (g) e (h), nas quais indicam uma microestrutura mais refinada com grãos equiaxiais e menor presença de compostos intermetálicos, especialmente na amostra injetada a 70 MPa .

5.6 Resultados da Microscopia Eletrônica de Varredura

A figura 5.6 mostra imagem de MEV da amostra obtida a 709 °C e pressão de 70 MPa. As regiões de interesse 1, 2 e 3 foram selecionadas para análise química por EDS.

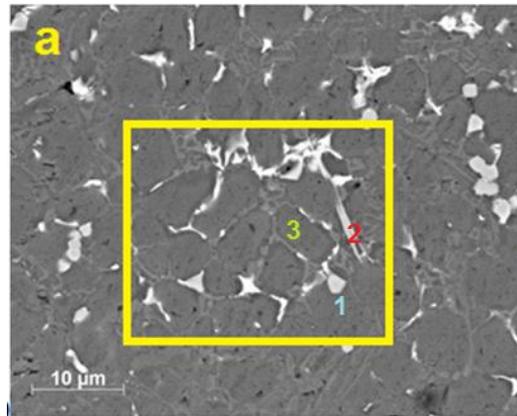


Figura 5.6 – (a) Imagem de MEV da amostra 709 °C / 70 MPa com as regiões de interesse 1, 2 e 3 selecionadas para análise por EDS.

Na figura 5.6, nota-se na imagem a matriz de alumínio primário (região cinza escuro) , a região eutética (cinza clara) localizada e diluída entre os grãos de α Al. É possível observar a presença de fases intermetálicas (região clara) com morfologias irregulares. As figuras 5.7 e 5.8 apresentam respectivamente os resultados de mapeamento por raios X (para os elementos Al, Si, Fe e Cu) e o espectro por EDS da amostra 709 °C / 70 MPa. A tabela 5.4 mostra a análise quantitativa da região de interesse.

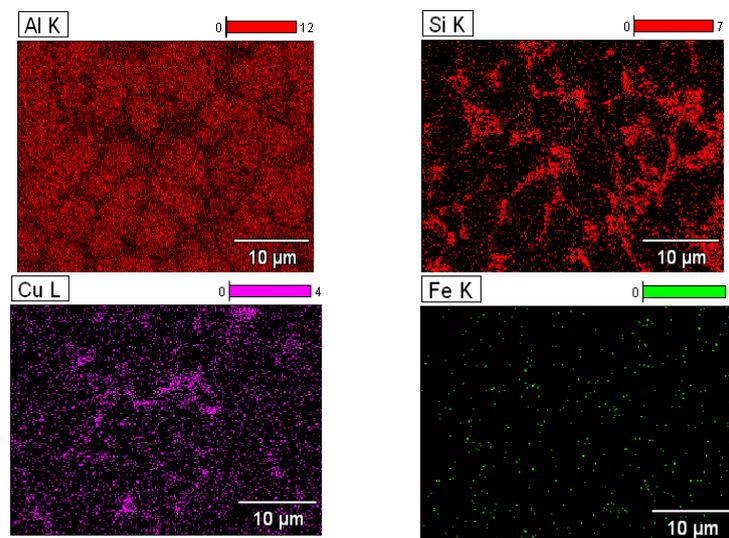


Figura 5.7 - Mapeamento po EDS da microestrutura da amostra 709 °C / 70 MPa.

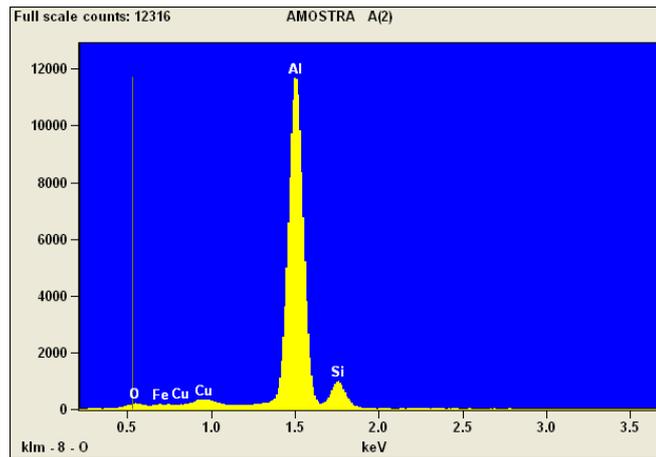


Figura 5.8 - Espectro de EDS da amostra 709 °C / 70 MPa.

Tabela 5.4 - Resultado da análise do mapeamento por EDS da região de interesse.

Elementos químicos (em % atômico)			
Al	Si	Cu	Fe
82,33	10,04	1,94	0,87

Os resultados qualitativos e quantitativos do mapeamento por raios X com auxílio do EDS confirmam a presença dos elementos Al, Si, Cu e Fe na amostra 709 °C / 70 MPa, como mostrado nas figuras 5.7, 5.8 e Tabela 5.4. Os elementos Cu e Fe são possivelmente formadores de fases intermetálicas precipitadas na microestrutura. A tabela 5.5 apresenta os resultados de EDS nas regiões identificadas por pt1, pt2 e pt3 da figura 5.6.

Tabela 5.5 - Resultado da análise do mapeamento por EDS das regiões 1, 2 e 3 selecionadas.

Elementos químicos (% atômico)				
	Al	Si	Cu	Fe
Pt 1	71,07	11,44	2,57	14,91
Pt 2	62,23	24,72	1,18	11,86
Pt 3	97,87	1,62	0,51	

Os resultados de EDS indicam composições químicas diferentes para cada ponto selecionado. Nas regiões pt1 e pt2 os elementos Al, Si e Fe foram os que apresentaram maiores percentuais, caracterizando assim como regiões com possível presença do intermetálico Al_5FeSi , a presença do Cu torna possível a formação de uma fase quaternária ou aparecimento do precipitado Al_2Cu . Na região pt3, no centro de um braço dendrítico, observa-se grande quantidade de alumínio predominante, o que indica tratar-se de uma região de fase primária de alumínio (α Al), com Si e Cu em solução sólida.

Na figura 5.9, nota-se a imagem de MEV da amostra injetada a 643 °C com pressão de 70 MPa. Observa-se na imagem a presença de plaquetas e agulhas de silício indicadas por seta no ponto (1) em meio às fases formadas por compostos intermetálicos. Nota-se formação de uma fase intermetálica com forma poligonal indicada por seta no ponto (2). A fase primária (α Al) é observada no ponto 3.

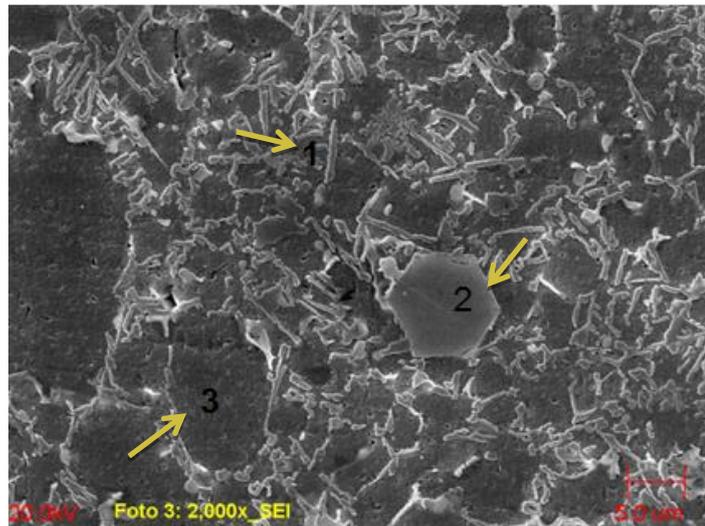


Figura 5.9 - Imagem de MEV da amostra injetada a 643 °C com pressão de 70 MPa

A figura 5.10 apresenta o espectro de EDS desta área. Observa-se que o Mn está concentrado na região do precipitado poligonal (ponto 2 da Fig. 5.9), indicando que se trata de um intermetálico rico deste elemento.

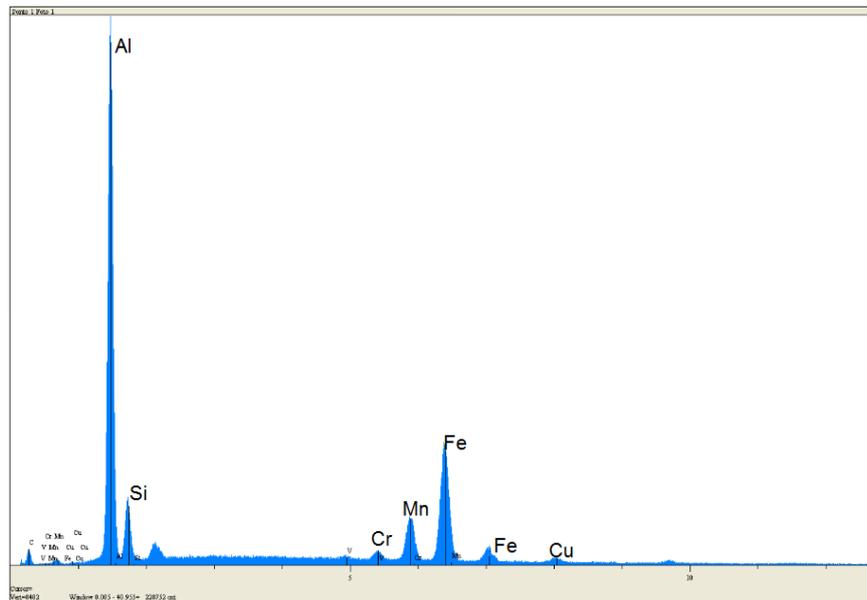


Figura 5.10- Espectro de EDS da amostra 643 °C / 70 MPa.

Pelo resultado apresentado na figura 5.10, confirmou-se a presença dos elementos Al, Si e Fe que indicam possível formação da fase intermetálica Al_5FeSi .

Nesta amostra foi possível identificar os elementos Mn e Cr que provavelmente contribuem para a formação de fases ternárias ou quaternárias muito comuns em ligas de Al-Si-Cu, como indicado pela formação de intermetálico poligonal (ponto 2 da Fig. 5.9) com concentração de Mn e Cr.

Resultados experimentais por MEV e EDS que confirmam as presenças de elementos como Al, Fe, Si, Cu, Mn e Cr nas formações de possíveis compostos intermetálicos nas microestruturas das amostras obtidas por processo de fundição sob pressão são reportados por Rodrigues [28]. Nas ligas de alumínio-silício, altos teores de ferro e os baixos teores de Mn e Cr favorecem a formação de fases ricas em ferro com formas de plaquetas ou agulhas na microestrutura. No entanto, quando há mudança na relação Mn, Cr e Fe como o aumento no teor de Mn, provavelmente a fase formada seja $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ com morfologia poligonal [29].

A figura 5.11 (a) apresenta imagem de MEV da amostra injetada a 579 °C e pressão de 35 MPa. Observa-se a formação de compostos intermetálicos representados por fase clara. A presença do silício é observada através de plaquetas com formas irregulares representadas por fase em cor cinza clara. A fase primária formada por alumínio α Al é identificada pela fase cinza escuro.

A figura 5.11 (b) mostra a ampliação da região de interesse para análise de EDS para confirmação dos elementos constituintes da fase. Na figura 5.12 são apresentados os resultados da análise do mapeamento por EDS da amostra 579 °C / 35 MPa.

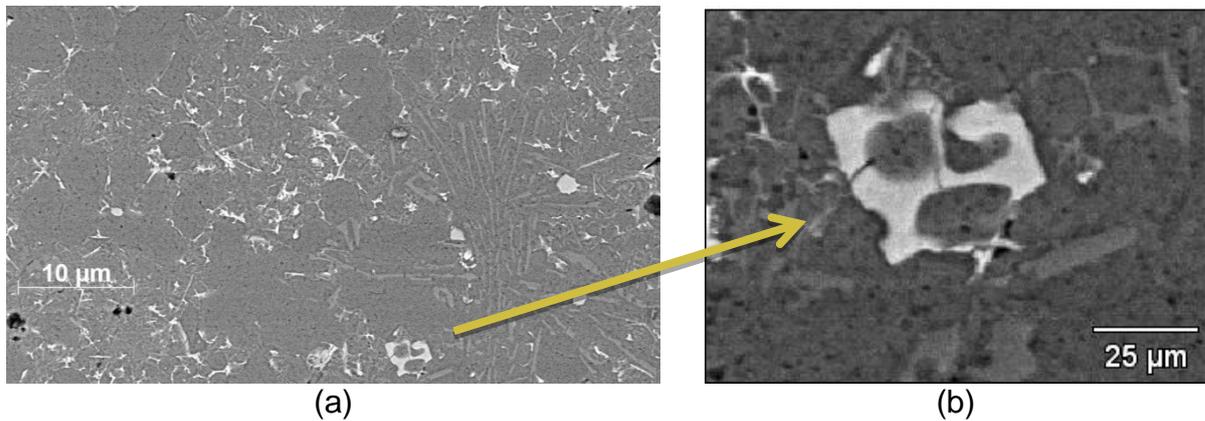


Figura 5.11 - Imagem de MEV (a) microestrutura da amostra 579 °C / 35 MPa (b) aumento da região de interesse para mapeamento por EDS.

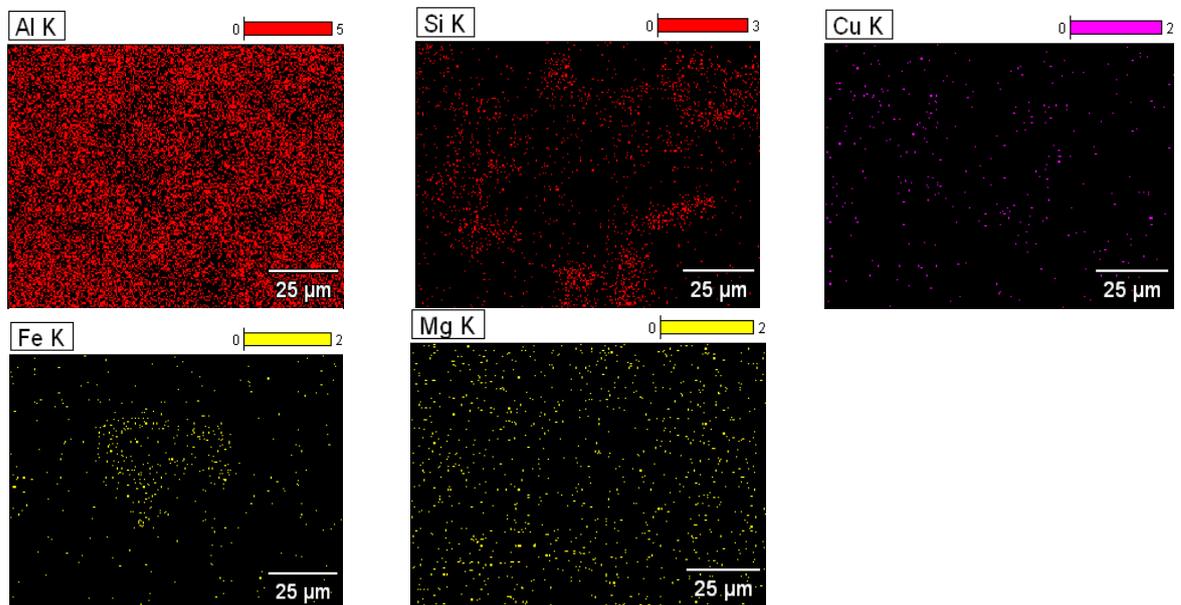


Figura 5.12 - Mapeamento por EDS da amostra 579 °C / 35 MPa.

Figura 5.13 apresenta o espectro por EDS da região mapeada da amostra 579 °C / 35 MPa, com seus picos característicos.

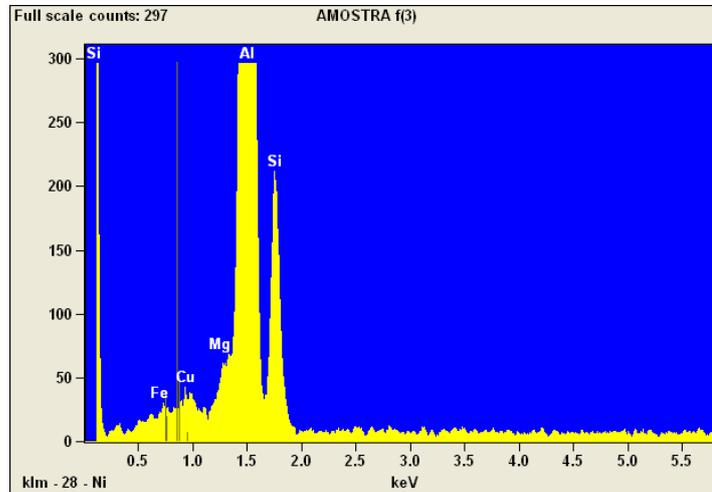


Figura 5.13 - Espectro de EDS da amostra 579 °C / 35 MPa.

Através dos dados obtidos por mapeamento de raios X e pelo espectro de EDS na região de interesse, foi possível confirmar a presença dos elementos Al, Si, Cu, Fe. e Mg. Observa-se que nesta fase com morfologia diferente das anteriormente observadas foi detectada a presença de Mg. Acredita-se que se trata da fase $\text{Al}_5\text{Mg}_9\text{Si}_6\text{Cu}_2(\text{Fe})$ com morfologia irregular.

Segundo Triveño et al. [30], estudo sobre análises da morfologia e composição de ligas do sistema Al-Si-Cu, foram confirmadas as fases; α Al, Al_2Cu e Al_5FeSi nas formações das complexas microestruturas.

5.7 Difração de raios-x (DRX)

As amostras fundidas sob pressão foram analisadas por difração de raios X. Um difratograma típico de uma destas amostras (579 °C / 35 Mpa) é observado na figura 5.14.

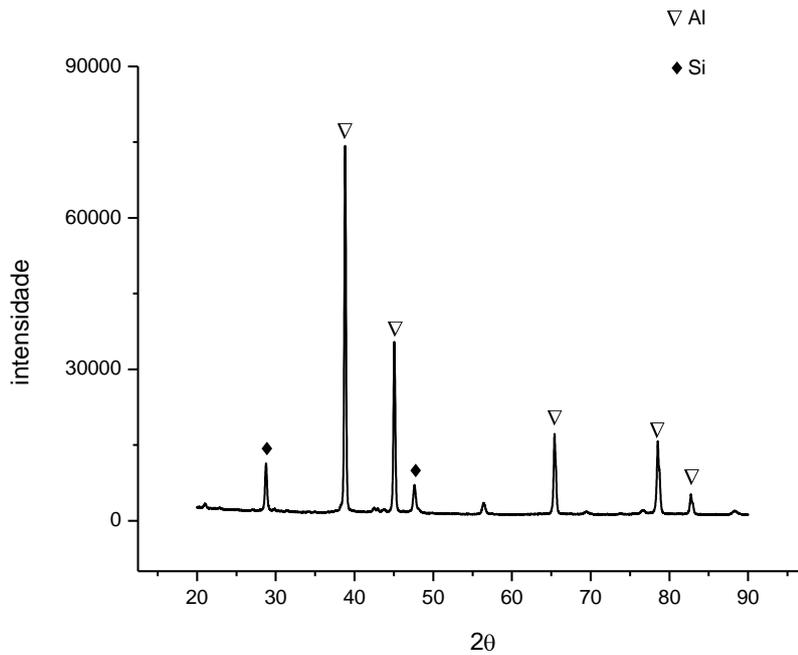


Figura 5.14 – Difratoograma da amostra processada em 579 °C e 35 MPa.

Neste difratograma, é possível observar os picos correspondentes às fases Al e Si, porém os picos pertencentes aos compostos intermetálicos não puderam ser identificados. Isto se deve primeiramente a baixa fração volumétrica destas fases, o que torna a intensidade relativa dos picos correspondentes a estas fases muito baixa, no nível do ruído do difratograma. Além disso, o intermetálico mais observado na M.O. e MEV é o Al_5FeSi , que por ser rico em ferro dificulta a sua caracterização por difração de raios X utilizando radiação $K\alpha$ do Cu, como em nosso experimento, pois esta radiação provoca fluorescência no Fe. Os difratogramas das outras amostras são similares ao da fig. 5.14 e por isso foram omitidos desta dissertação.

5.8 Resultados das propriedades Mecânicas

5.8.1 Ensaio de tração

As figuras 5.15 e 5.16 apresentam respectivamente as curvas de tensão vs deformação e o gráfico com as tensões de escoamento e ruptura. Foram ensaiados 10 corpos de prova para cada condição. Na tabela 5.6 são apresentados os valores obtidos da tensão de escoamento (σ_e), tensão de ruptura (σ_r) e deformação (%) dos corpos de prova fundidos.

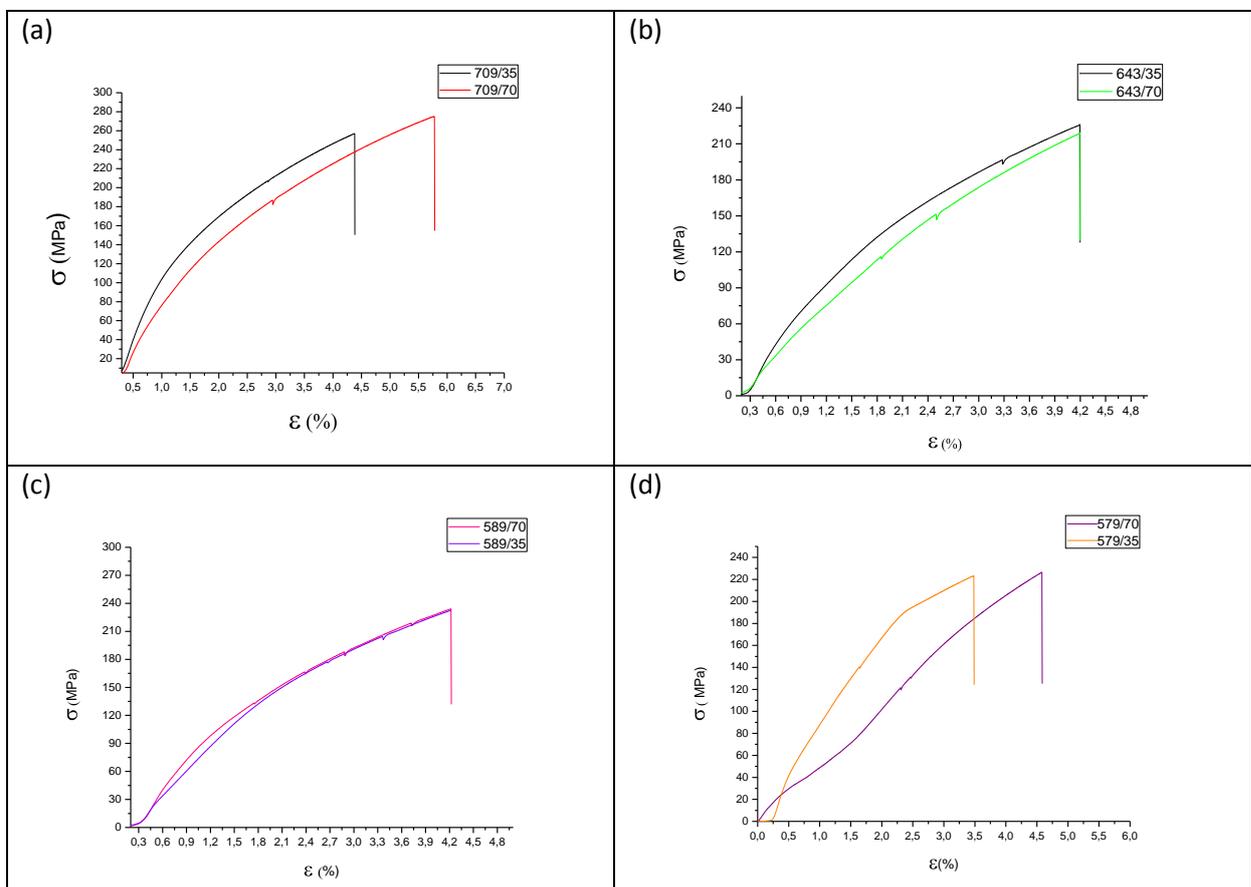


Figura 5.15 - Curvas de tensão x deformação dos corpos de prova injetados (a) 709 °C / 35 MPa e 70MPa (b) 643 °C/ 35 MPa e 70MPa (c) 589 °C / 70 MPa e 35 MPa (d) 579 °C / 70 MPa e 35 MPa.

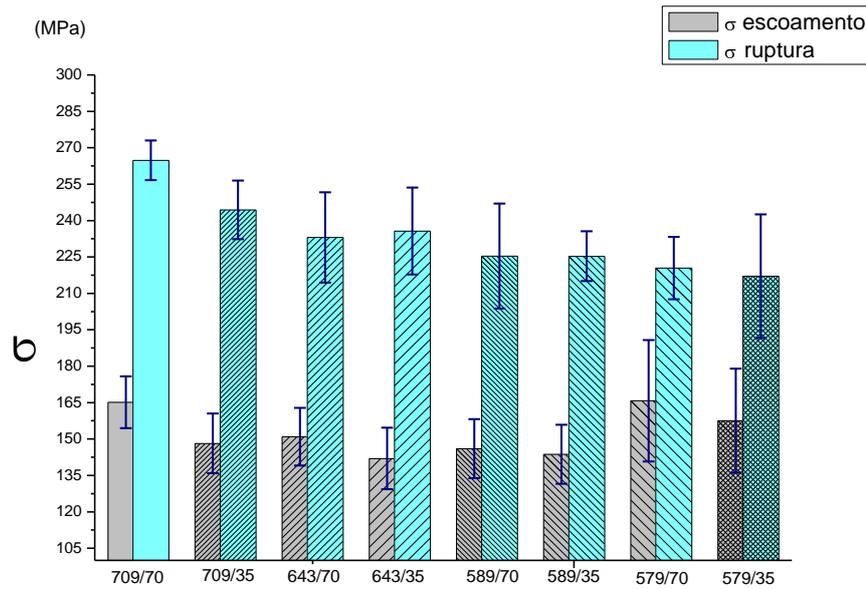


Figura 5.16 - Resultados obtidos das tensões de escoamento e de ruptura dos corpos de prova injetados.

Tabela 5.6 - Resultados do ensaio de tração realizados nos corpos de prova injetados.

Temperatura (°C)	Pressão Injeção (MPa)	Tensão Escoamento (MPa)	Tensão Ruptura (MPa)	Deformação (%)
709	35	148,21 ± 12,33	244,40 ± 12,09	4,35 ± 0,67
	70	165,15 ± 10,67	264,83 ± 8,13	4,70 ± 0,70
643	35	141,97 ± 12,65	235,71 ± 17,92	4,32 ± 0,71
	70	150,95 ± 11,91	233,06 ± 18,62	4,43 ± 0,65
589	35	143,70 ± 12,18	225,30 ± 10,28	4,51 ± 0,47
	70	146,02 ± 12,13	225,38 ± 21,60	4,57 ± 0,77
579	35	157,54 ± 21,45	217,09 ± 25,49	5,01 ± 0,61
	70	165,76 ± 25,03	220,42 ± 12,88	4,22 ± 1,03

Nota-se que os resultados obtidos no ensaio de tração apresentam valores bem dispersos, cerca de 20% de variação, tanto na tensão de escoamento quanto na tensão de ruptura. Os corpos de prova injetados em temperatura de 709 °C foram os únicos que apresentaram valores de tensões de ruptura maiores que o mínimo exigido pela norma DIN que é de 240 MPa. As tensões de escoamento apresentaram valores que atendem o mínimo exigido pela norma que é de 140 MPa. Não se percebe uma relação clara entre a pressão de injeção e a tensão de ruptura. Já para a temperatura de injeção, observa-se um aumento da tensão de ruptura em função do aumento da temperatura de injeção.

Para a tensão de escoamento, não se percebe um comportamento claro em relação à temperatura de injeção. Porém, observa-se uma clara tendência com relação à pressão de injeção. A maior pressão de injeção proporcionou uma maior tensão de escoamento, em todas as temperaturas estudadas.

As correlações entre propriedades mecânicas e variáveis de processamento são de difícil explicação, tendo em mente a complexa microestrutura das ligas. Fatores que fortemente influenciam nas propriedades mecânicas das ligas fundidas são: a morfologia da região eutética, especialmente da fase Si; porosidade e sua distribuição; presença e morfologia de intermetálicos. As correlações entre propriedades mecânicas e variáveis de processamento são de difícil explicação, tendo em mente a complexa microestrutura das ligas. Fatores que fortemente influenciam nas propriedades mecânicas das ligas fundidas são: a morfologia da região eutética, especialmente da fase Si; porosidade e sua distribuição; presença e morfologia de intermetálicos.

Parâmetros como temperatura e pressão altas facilitam a turbulência durante a injeção do metal, promove o aumento de porosidade por gás, entretanto podem ocorrer nesses mesmos parâmetros menores níveis de rechupes e porosidades por contração, pois a fluidez do metal na cavidade do molde é maior, reduzindo assim o atrito entre o metal e a cavidade do molde. O aumento da pressão compensa o efeito da contração da liga ao dificultar o aumento dos tamanhos dos poros. O preenchimento da região interdendrítica pelo líquido remanescente é também facilitado quando a pressão de recalque é maior.

Segundo Brian et al [31], em seu trabalho foi utilizada uma pressão inicial de 14,1 MPa e durante o processo de injeção essa pressão foi intensificada passando para 17,2 MPa, 20,7 MPa, 26,2 MPa e 29 MPa. Os resultados obtidos indicaram uma redução no volume de porosidade mediante o aumento da pressão durante o processo.

5.8.2 Ensaio de microdureza

A opção pelo ensaio de microdureza Vickers foi devido à pequena espessura da amostra. A figura 5.17 apresenta a imagem da geometria da ponta do indentador utilizado no ensaio de microdureza Vickers. Os valores da microdureza das amostras com os respectivos parâmetros foram comparados segundo gráfico da figura 5.18 apresentada.

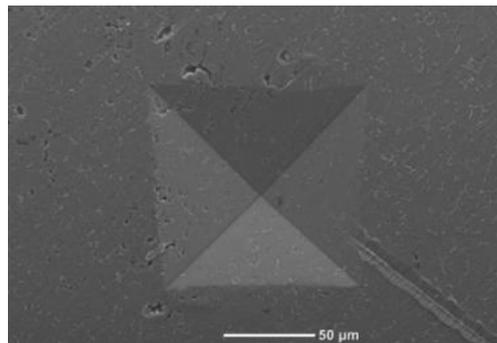


Figura 5.17 – Imagem da região selecionada da amostra 709 °C / 35 Mpa para ensaio de microdureza Vickers..

Os resultados obtidos no ensaio de microdureza Vickers das amostras injetadas sob pressão foram apresentados segundo gráfico da figura 5.18. Foram realizados 6 medidas de dureza para cada valor médio em cada condição.

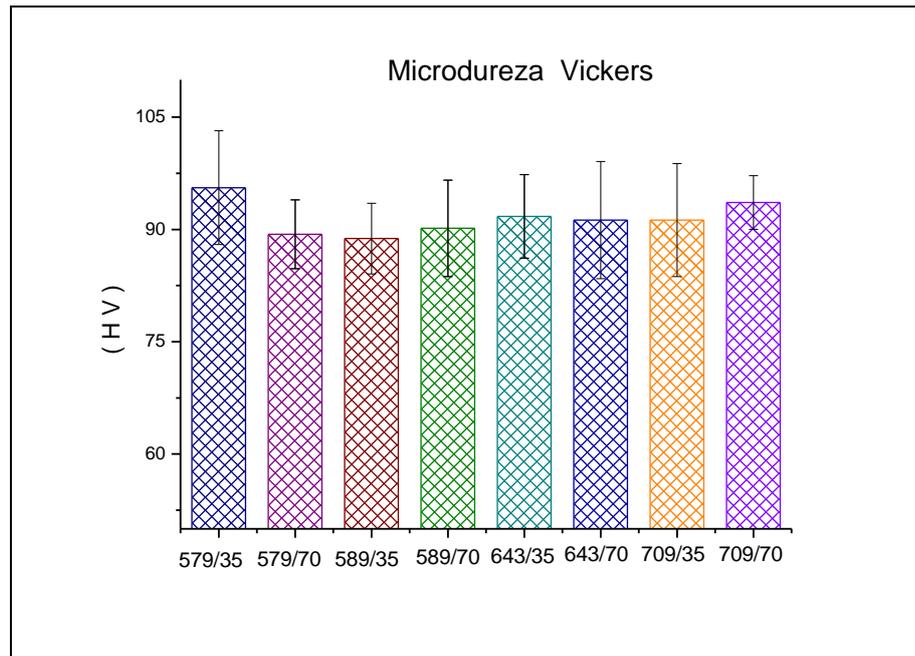


Figura 5.18 - Resultados obtidos durante ensaio de microdureza Vickers.

A variação dos resultados de microdureza entre as amostras é muito pequena e não se percebe nenhuma dependência com a pressão ou temperatura de injeção. Como o ensaio de microdureza apresenta um caráter pontual e depende da região onde a penetração está sendo realizada (sobre uma região eutética, composto intermetálico, fase primária, etc.), é difícil se determinar uma tendência ou comportamento médio a partir de seus resultados. Neste sentido, os ensaios de tração são mais apropriados.

6 CONCLUSÕES

Não foi observada clara tendência entre as variáveis de processamento estudadas e a fração de poros, sendo que esta fração está na faixa de 3,15 a 4,92% para as amostras obtidas.

Todas as amostras apresentaram microestrutura composta por fase primária de Al com estrutura dendrítica, eutético Al-Si interdendrítico e intermetálicos. Aparentemente, há uma tendência de aumento do tamanho das dendritas para maiores temperaturas e de refino microestrutural para maiores pressões.

Os resultados de microscopia eletrônica de varredura confirmaram a presença das fases anteriormente mencionadas, assim como identificou os complexos intermetálicos Al_2Cu , Al_5FeSi e $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$

Quanto às propriedades mecânicas, observa-se que a máxima resistência à tração aumenta com a elevação da temperatura de injeção, e que a tensão de escoamento aumenta com o aumento da pressão de injeção. Considerando tanto a tensão de escoamento como a de fratura, as amostras injetadas a 709 °C e pressão de injeção de 70 MPa obtiveram as melhores propriedades mecânicas.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Vinarcik, E. J. **High integrity die casting processes**. New York : John Wiley & Sons, 2003. p. 232.
2. Associação Brasileira do Alumínio. **Aluauto alumínio em automotivo**, São Paulo, SP, ed. 19, 2009.
3. Okcu, I. Y. **Effect of process parameters on mechanical properties of high pressure die cast magnesium az91 components**. 2011. Thesis (Master of Science) - Department of Metallurgical and Materials Engineering, middle east Technical University, 2011.
4. Vanli, A. S.; Akdogan A.; Sonmez, H. Investigation the effects of process parameters on product quality in cold chamber high pressure die casting of magnesium alloy. **International journal of arts and sciences**, p. 320-325. 2010.
5. Mahallawy, N. A.; Taha, Mohamed. A.; Pokora, Engenius.; Klein, Friedrich. On the process variables on the thermal conditions and properties of high pressure die-cast magnesium alloys. **Journal of materials processing technology**, v. 73, p. 125-138. 1996.
6. Dargusch, M. S.; Dour, G.; Schauer, N.; Dinnis, C.M.; Savage, G. The influence of pressure during solidification of high pressure die cast aluminum telecommunications components. **Journal of materials processing technology**, v. 180, p. 37-43. 2006.
7. Garcia, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. 2ª ed, Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2007. p. 400.
8. Portter, D. A.; Easterling, K. E. **Phase transformations in metals and alloy**. Second Edition, UK: Chapman an Hall, 1991. p. 514.
9. Santos, R. G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. 2ª ed, Campinas, SP: Editora Unicamp, 2006. p. 340.
10. Padilha, A. F.; Rios, P.R. **Transformações de fases**. 1ª edição, São Paulo, SP: Editora Artliber, 2007. p. 216.
11. Goulart, R. P. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si**. 2005. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2005.

12. Stephanescu, D. M. **Metals handbook of casting**. ASM, v.15, 9 edition, 1988.
13. Fuoco, Ricardo: **Curso de fundição de ligas de alumínio**, Apostila, IPT-SP, São Paulo, 1997.
14. Warmuzek, M. **Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs**, ASM International, 2004.
15. Apelian, D. Aluminum Cast Alloy: Enabling Tools for Improved Performance. **North American Die Casting Association**, 2009. Disponível em: http://www.diecasting.org/research/WWR_AluminumCastAlloys.pdf. Acesso em: 08 Fev. 2012.
16. Lozano, A. J.; Penha, B. S. Microstructure-properties correlation of pressure die cast eutectic aluminum-silicon alloys for escalator steps part I. **Materials characterization**, v. 56, p. 169-177, 2005.
17. Voort, G. F. V. D. **Metals handbook of metallography and microstructures**. ASM, v.9, 2004.
18. Shin, S. S; Kim, E. S; Yeom, G. Y; Lee, J. Modification effect of Sr on the microstructures and mechanical properties of Al-10.5Si-2.0Cu recycled alloy for die casting. **Materials science and engineering**, v. 532, p.151-157, 2012.
19. Norberto Moro, André Paegle Auras: Processo de fabricação, Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina, Florianópolis – 2007.
20. Brown, J. R. **Foseco non-ferrous foundryman's handbook**. eleventh edition, 1994.
21. Ferreira, J. M. G. C. **Tecnologia da fundição**. 3ª ed. Lisboa: Fundação Causte Gulbenkian, 2010. p.544.
22. Bresciani, E. F. **Fundição sob pressão**. 1ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1978. p. 210.
23. Verran, G. O.; Mendes, R. P. K. Simulação numérica e DOE aplicados na melhoria de processo de fundição sob pressão de ligas de alumínio, **Estudo tecnológico** , v. 2, nº 1, p. 12- 25, 2006.
24. Verran, G. O.; Rebello, M. A.; Oliveira, C. G. Influência da velocidade de enchimento sobre a formação de defeitos em peças de alumínio: Simulação numérica vs. resultados experimentais. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14., 2000, São Pedro. **Anais...** São Paulo, 2000. p. 42201- 42210.

25. Mendes, R. P. K. **Avaliação da influência dos parâmetros do processo de fundição sob pressão sobre a qualidade de uma peça injetada em liga de alumínio**. 2005, Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joenville, 2005.
26. Pereira, J. N. O. **Defeitos de fundição**, 2ed, Belo Horizonte: Senai de Minas Gerais, Publicação técnica- Fundição, 1987. p. 144.
27. Comitê Europeu para Normalização. **DIN EN 1706**, Bruxelas, 1998.
28. Romão, E. G. M.; Cardoso, A. A.; Chaves, C. A. Validação de um mesmo método de ensaio não destrutivo entre dois equipamentos analíticos concorrentes. **Revista ciências exatas**, v. 2, n. 1, 2008.
29. Terzi, S.; Taylor, J. A.; Cho, Y. H.; Salvo, L.; Suéry, M.; Boller, E.; Dahle, A.K. In situ of nucleation and growth of the irregular α -Al/ β -aL5FeSi eutectic by 3-D synchrotron x-ray microtomography. **Acta materialia**, v.58, p. 5370-5380, 2010.
30. Niu, X. P.; Hu, B. H.; Pinwill, I.; Li, H. Vacuum assisted high pressure die casting of aluminum alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 105, p. 119-127, 1999.
31. Rodrigues, C. B. M. L. António. **Produção de Componentes por Fundição Injectada Usando Ligas de Alumínio**. 2010. 67 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Instituto Superior Técnico, Universidade técnica de Lisboa, Lisboa, 2010.
32. Makhlof, M. M.; Apelian D. **Casting characteristics of aluminum die casting alloys**, Massachusetts: Office of scientific and technical information, 2002. p. 45.
33. Triveño, C. R.; Caram, R.; Bolfarini, C.; Botta, W. J.; Kiminami, C.S. Intermetallic Compounds In The Al-Si-Cu System. **Acta Microscopia**, v. 12, p. 13565-190, 2003.
34. Asquith, B. M. The Use of Process Monitoring to Minimize Scrap in the Die Casting Process. **North Americam Die Casting Association**, Cleveland, Ohio, P. 161-166, 2012. Disponível em:
<http://www.diecasting.org/members/plus/techblog/wpcontent/uploads/2012/09/09-063.pdf>. Acesso em: 07 Fev. 2013.