

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

IBERÊ ROBERTO DUARTE

**ESTUDO DA LIGA AISi7Mg APÓS FUNDIÇÃO E TRATAMENTO TÉRMICO DE
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO**

**FLORIANÓPOLIS
NOVEMBRO DE 200**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Iberê Roberto Duarte

**ESTUDO DA LIGA AISi7Mg APÓS FUNDIÇÃO E TRATAMENTO TÉRMICO DE
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO**

**Dissertação submetida à Universidade Federal de Santa Catarina para
obtenção do título de mestre em ciência e engenharia de materiais.**

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, Dr. - Orientador

**Florianópolis
Novembro de 2007**

Iberê Roberto Duarte

**ESTUDO DA LIGA AISi7Mg APÓS FUNDIÇÃO E TRATAMENTO TÉRMICO DE
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO**

Dissertação submetida à Universidade Federal de Santa Catarina para
obtenção do título de mestre em ciência e engenharia de materiais.

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, Dr.- Orientador

Prof^ª. Ana Maria Maliska, Dra.– Coordenador do Curso

Banca Examinadora:

Prof. Márcio Celso Fredel, Dr.
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini, Dr.
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Augusto José de Almeida Buschinelli, Dr. Ing.
Universidade Federal de Santa Catarina

Florianópolis
Novembro de 2007

Aos meus pais, Iberê e Terezinha, à minha
esposa Solange e ao meu amado filho Lucas.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Carlos Augusto Silva de Oliveira, pelo incentivo, ensinamentos, apoio e orientação na condução deste trabalho.

Aos professores Pedro Amedeo Nannetti Bernardini, Augusto José de Almeida Buschinelli e Ingeborg Kühn pelas contribuições repassadas durante as aulas.

Ao Miguel Mozart Missel e Joel da Rosa Carvalho pela dedicação e colaboração nas atividades de tratamento térmico, fundição e preparação das amostras.

À Terezinha Pires Ribeiro Martins pela dedicação aplicada à realização dos ensaios de tração, dureza e preparação das amostras para metalografia.

Ao Dácio do Nascimento e Wilson Zafalon pela companhia nas horas de estudo, que serviram para tirar dúvidas no período das aulas.

À Eliane Ramos Miranda pelo convite para participar da equipe do projeto de desenvolvimento e implantação do laboratório de fundição sob pressão da SOCIESC.

Ao Prof. Alan Marcos Blenke pela usinagem dos corpos de prova produzidos em molde de areia e coquilha.

À Srta. Giselle Isabel Rezende, funcionária da empresa Metalúrgica Wetzel, setor de divisão de alumínio, na qual atendeu prontamente durante a realização das análises químicas.

À Elisandra Petry Rizzati e Deivi Ivan Schiochet da Vega do Sul que prontamente atenderam para a realização das micrografias no microscópio eletrônico de varredura.

Ao departamento de ensino técnico da Escola Técnica Tupy na Sociedade Educacional de Santa Catarina (SOCIESC) e UFSC pela oportunidade de realização deste trabalho.

A Deus por fazer da vida uma realidade.

RESUMO

Este trabalho de dissertação de mestrado teve como objetivo estudar experimentalmente o efeito de alguns parâmetros do tratamento térmico de envelhecimento em corpos de prova da liga 356.0 produzidos por três processos de fundição.

O estudo experimental foi realizado em corpos de prova obtidos em fundição sob pressão, molde permanente por gravidade (coquilha) e areia a verde. O teor de ferro foi mantido entre 0,8 a 1,2 % e o teor de manganês entre 0,30 e 0,80 %. No tratamento térmico de envelhecimento foi estudado o efeito de duas temperaturas, 155 e 180 °C e o tempo de envelhecimento, sendo o primeiro com 2 h, e os demais de duas em duas horas, até 20 h e o tempo de 28 h, nas amostras obtidas em fundição sob pressão. Nas amostras obtidas em molde de areia a verde e coquilha foi utilizada somente uma temperatura de envelhecimento, 180 °C, e os tempos foram de 6, 10, 14, 16, 20 e 28 h

Os corpos de prova produzidos em fundição sob pressão apresentaram bolhas e deformações após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento; tais características favoreceram a obtenção de propriedades mecânicas inferiores. A formação de partículas intermetálicas devido à presença do ferro e ausência do tratamento de modificação também favoreceu a obtenção de baixos resultados de alongamento nas amostras obtidas por moldes de areia e coquilha. Nos corpos de prova produzidos nos três processos de fundição submetidos ao envelhecimento, houve aumento do limite de resistência e dureza e redução no alongamento em relação às amostras no estado bruto de fundição e solubilizadas.

Palavras chaves:

Alumínio; Fundição sob pressão; Tratamento térmico; Propriedades mecânicas; Microestrutura.

ABSTRACT

The effect of different artificial ageing parameters in alloy 356.0 were studied in sand, permanent mold and high pressure die casting specimens produced. The content of Fe was 0,8 to 1,2 % and Mn 0,3 to 0,80%. The temperature of artificial ageing for the high pressure die casting specimens produced was 155 and 180 °C and first ageing time at 2 h, and every 2 hours, up to 20 h and 28 h. In the sand and permanent mold specimens produced, the temperature of artificial ageing was 180 °C whose aging ranging at 6, 10, 14, 16, 20 and 28 h.

The high pressure die casting specimens produced after heat treatment by solution and ageing presence distortions, blisters and lower mechanical properties if compared to sand and permanent mold specimens produced ones. The elongation in the sand and permanent mold specimens produced was very low. This behavior is attributed to intermetallic phases caused by Fe content and absence eutectic modification. The ageing heat treatment increased ultimate tensile strength and hardness whereas decreased elongation in sand specimens as well as in permanent mold and high pressure die casting when compared to as cast and solution heat treatment specimens.

Keywords:

Aluminum; Die casting; Heat treatment; Mechanical property; Microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1: Diagrama de equilíbrio Al-Si (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).	27
Figura 2.2: Microestrutura de uma liga Al-Si com cerca de 7 % de Si (ANSON; GRUZLESKI; STUCKY, 2001).....	28
Figura 2.3: Representação parcial do diagrama do sistema Al-Si-Fe-Mn (BÄCKERUD; CHAI; TAMMINEN, 1990).....	30
Figura 2.4: Diagrama de fase simplificado para a liga 356.0 (Al-Si-Fe-Mn) com 0,3 % de Mn mostrando a seqüência de solidificação representada pela linha tracejada 1, 2a, 2b e 3 (BÄCKERUD; CHAI; TAMMINEN, 1990).....	31
Figura 2.5: Micrografia típica de uma liga Al-Si-Mg hipoeutética com os eutéticos secundários complexos na forma de plaquetas (Al_5FeSi) e escrita chinesa ($Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$) (FUOCO, 2003).	32
Figura 2.6: Diagrama que mostra a variação de temperatura para se iniciar a formação de lama em função do fator de lama (CREPEAU, 1995, adaptado).	34
Figura 2.7: Fase α (escrita chinesa) na liga AlSi7Mg0,3 (RUSSO, 1993).	35
Figura 2.8: Fase- β (agulhas) e α (escrita chinesa) na liga AlSi7Mg0,3 (RUSSO, 1993).	36
Figura 2.9: Placas de fase β - Al_5FeSi entre as dendritas, expostas no vazio de um rechupe (CREPEAU, 1995).	36
Figura 2.10: Efeito do ferro sobre a resistência à fadiga na liga A356-T6 (YI et al, 2004)....	37
Figura 2.11: Efeito do teor de cobre na liga A356 e do tipo de molde sobre limite de resistência e o alongamento, (a) bruto de fundição, (b) após tratamento térmico T6 (SHABESTARI; MOEMENI, 2004).....	39
Figura 2.12: Diagrama de fases Al-Bi (CHO; LOPER, 2000).....	40
Figura 2.13: Diagrama de fases Al-Ca (LOPER; CHO, 2000).	42
Figura 2.14: Diagrama de fases Al-P (LOPER; CHO, 2000).	43
Figura 2.15: Solubilidade do hidrogênio no alumínio em função da temperatura (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).....	45
Figura 2.16: Diferença entre (a) rechupe e (b) poro devido ao hidrogênio (ASM-METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, 2004).....	46

Figura 2.17: Nucleação de trinca em um poro obtida no ensaio de fadiga com a liga A356 modificada com Sr (WANG; APELIAN; LADOS, 2001).	46
Figura 2.18: Efeito da umidade atmosférica no forno sobre a densidade do alumínio, para amostras solidificadas em câmara de vácuo (XU et al, 2004).	47
Figura 2.19: Crescimento de um cristal de silício acicular a partir do líquido (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	50
Figura 2.20: Formação de um plano de maclação (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	50
Figura 2.21: Interface sólido-líquido durante a formação do cristal de silício (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	51
Figura 2.22: Silício acicular mostrando a baixa quantidade de planos de maclação (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	52
Figura 2.23: Fibra de silício modificada com sódio mostrando a alta quantidade de planos maclação e a superfície rugosa (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	52
Figura 2.24: Esquema do crescimento maclado devido à presença do átomo do elemento modificador (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	53
Figura 2.25: Microestrutura da liga A356 não modificada, (a) microscópio ótico, (b) microscópio eletrônico de varredura (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	54
Figura 2.26: Microestrutura da liga A356 modificada, (a) microscópio ótico, (b) microscópio eletrônico de varredura (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).	55
Figura 2.27: Esquema do processo de injeção sob pressão com câmara quente (ASM HANDBOOK CASTING, 1970).	59
Figura 2.28: Esquema do processo de fundição sob pressão (CHEN, 2005).	60
Figura 2.29: Esquema da máquina de fundição sob pressão com câmara fria vertical e molde com linha partição horizontal (ASM HANDBOOK CASTING, 1970).	62
Figura 2.30: Esquema e ciclo de operação de uma máquina de câmara fria vertical com linha de partição do molde vertical (ASM HANDBOOK CASTING, 1970).	63
Figura 2.31: Esquema do diagrama de fase entre dois elementos com o potencial de endurecimento devido à solubilidade do elemento B em alta temperatura (FUOCO; CORRÊA, 2002).	65
Figura 2.32: Diagrama pseudo binário Al-Mg ₂ Si (ASM-METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, 2004).	66
Figura 2.33: Solubilidade de equilíbrio do Mg e Si no alumínio sólido quando Mg ₂ Si e Si estão presentes (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).	67

Figura 2.34: Diagrama binário Al-Mg (BROOKS, 1982).....	68
Figura 2.35: Liga Al-Si A356 no estado bruto de fundição (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).....	69
Figura 2.36: Partículas de Si separadas após o aquecimento durante 2 h a 540 °C (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).....	69
Figura 2.37: Partículas de Si esferoidizadas após o aquecimento durante 8 h a 540 °C (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).....	70
Figura 2.38: Efeito da temperatura e tempo de solubilização sobre as propriedades mecânicas na liga A356 após envelhecimento “natural” (T4) (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).....	71
Figura 2.39: Microporos formados na região onde houve a fusão incipiente (FUOCO; CORRÊA, 2002).....	72
Figura 2.40: Comparação entre a temperatura de solubilização recomendada na literatura e as faixas de temperaturas das reações obtidas na pesquisa de Fuoco, medidas por DTA durante a solidificação das ligas A356/356 (FUOCO; CORRÊA, 2002).....	74
Figura 2.41: Efeito da temperatura da água de resfriamento após a solubilização sobre as propriedades mecânicas da liga A356 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).....	75
Figura 2.42: Efeito do tempo entre a retirada da peça do forno e o resfriamento sobre as propriedades mecânicas da liga A356 solubilizada a 520 °C por 5 h e envelhecida a 155 °C por 4,5 h (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).....	76
Figura 2.43: Esquema da zona de Guinier – Preston e a deformação no reticulado cristalino (ASHBY; JONES, 1998).....	77
Figura 2.44: A barreira de energia de ativação para a formação de cada fase de transição (a) é muito menor em comparação com barreira para a precipitação direta da fase de equilíbrio θ (b) (PORTER; EASTERLING, 1981).....	78
Figura 2.45: Diagrama esquemático mostrando o total de energia livre da liga em função do tempo (PORTER; EASTERLING, 1981).....	78
Figura 2.46: Efeito do teor de cobre e do tempo de envelhecimento sobre a dureza Vickers na liga Al-Cu (PORTER; EASTERLING, 1981).....	79
Figura 2.47: Curva esquemática de dureza em função do tipo de tratamento térmico em ligas de alumínio (AFS-ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).....	80

Figura 2.48: Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg submetida a vários tratamentos térmicos (APELIAN, SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).....	81
Figura 2.49: Efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas na liga A356 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).	83
Figura 2.50: Efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas da liga A356, solubilizada a 540 °C durante 9 h e resfriada na água (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).....	84
Figura 2.51: Efeito do tempo de envelhecimento e a distância entre os braços das dendritas sobre as propriedades mecânicas da liga A357 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).	85
Figura 2.52: Efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento sobre a dureza na liga A356 (ROMETSCH; SCHAFFER, 2002).	86
Figura 2.53: Efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento sobre a dureza na liga A356 (ROMETSCH; SCHAFFER, 2002).	87
Figura 2.54: Liga A357 após os tratamento de solubilização a 540 °C durante 22 h (ALEXOPAULOS; PANTELAKIS, 2004).....	88
Figura 2.55: Liga A357 após tratamento térmico de envelhecimento na temperatura e 205 °C durante 36 h (ALEXOPAULOS; PANTELAKIS, 2004).....	88
Figura 3.1: Esquema do conjunto fundido obtido em fundição sob pressão.....	90
Figura 3.2: Dimensões do corpo de prova obtido em fundição sob pressão conforme a norma ABNT NBR7549 (2001).	91
Figura 3.3: Esquema do conjunto fundido em molde permanente por gravidade com o sistema de enchimento e alimentação do corpo de prova, conforme a norma ASTM B108 – 82b (1984) e NBR7549 (2001).	91
Figura 3.4: Dimensões do corpo de prova após usinagem produzido em molde permanente por gravidade conforme as normas ASTM B108 – 82b (1984) e NBR7549 (2001).	92
Figura 3.5: Esquema do conjunto fundido em molde de areia a verde com o sistema de enchimento e alimentação dos três corpos de prova.....	92
Figura 3.6: Dimensões do corpo de prova após usinagem produzido em molde de areia a verde conforme ASTM B26 – 82b (1984) e NBR7549 (2001).....	93
Figura 3.7: Forno elétrico com circulação de ar forçado, utilizado no tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.	94

Figura 3.8: Esquema do corpo de prova do ensaio de tração e os locais da retirada das amostras para o ensaio de metalografia.....	95
Figura 3.9: Esquema da seqüência para determinar a densidade da amostra conforme o método de Archimedes.	98
Figura 4.1: Efeito dos processos de fundição sobre o limite de resistência, dureza e alongamento obtidos no estado bruto de fundição para na liga 356.0.....	102
Figura 4.2: Aspecto da superfície de fratura do corpo de prova de tração no estado bruto de fundição nas amostras produzidas por (a) molde de areia, (b) coquilha e (c) fundição sob pressão.	104
Figura 4.3: Microestrutura da liga 356.0 no estado bruto de fundição produzida no processo areia a verde, ataque HF 0,5 %.....	106
Figura 4.4: Microestrutura da liga 356.0 no estado bruto de fundição produzida em coquilha, ataque HF 0,5 %.....	107
Figura 4.5: Microestrutura da liga 356.0 no estado bruto de fundição produzida em fundição sob pressão, ataque HF 0,5 %.....	107
Figura 4.6: Micrografias mostrando o efeito do processo de fundição sobre o tamanho de grão, (a) molde de areia, (b) coquilha e (c) fundição sob pressão, ataque de Poulton.....	108
Figura 4.7: Poros na amostra obtida em fundição sob pressão, ataque HF 0,5 %.....	109
Figura 4.8: Efeito da solubilização a 520 °C, durante 5 h sobre o limite de resistência em corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e sob pressão. .	113
Figura 4.9: Efeito da solubilização a 520 °C, durante 5 h sobre o alongamento em corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e sob pressão.....	114
Figura 4.10: Efeito da solubilização a 520 °C, durante 5 h sobre a dureza em corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e sob pressão.....	114
Figura 4.11: Microestrutura da amostra obtida em molde de areia e solubilizada a 520 °C durante 5 h, ataque HF 0,5 %.	116
Figura 4.12: Microestrutura da amostra obtida em molde permanente por gravidade e solubilizada a 520 °C durante 5 h, ataque HF 0,5 %.	116
Figura 4.13: Microestrutura da amostra obtida em fundição sob pressão após tratamento térmico de solubilização a 520 °C durante 5 h, ataque HF 0,5 %.	117

Figura 4.14: Superfícies das fraturas dos corpos de prova do ensaio de tração obtidas no microscópio eletrônico de varredura nas amostras produzidas em (a) moldes de areia; (b) coquilha e (c) fundição sob pressão, após tratamento térmico de solubilização.	119
Figura 4.15: Deformação dos corpos de prova obtidos por fundição sob pressão após o tratamento térmico de solubilização a 520 °C, durante 5 h.	120
Figura 4.16: Bolhas na superfície dos corpos de prova obtidos por fundição sob pressão após o tratamento térmico de solubilização a 520 °C durante 5 h.	121
Figura 4.17: Efeito dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento no limite de resistência.	124
Figura 4.18: Efeito dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento na dureza.	126
Figura 4.19: Efeito dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento no alongamento.	127
Figura 4.20: Microestruturas das amostras produzidas em molde de areia após o tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C durante (a) 6 h, (b) 16 h e (c) 28 h, ataque HF 0,5 %.	128
Figura 4.21: Microestruturas das amostras produzidas em molde permanente por gravidade (coquilha) após o tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C durante (a) 6 h, (b) 16 h e (c) 28 h, ataque HF 0,5 %.	129
Figura 4.22: Microestruturas das amostras produzidas em fundição sob pressão após o tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C durante (a) 6 h, (b) 16 h e (c) 28 h, ataque HF 0,5 %.	130
Figura 4.23: Superfície da fratura das amostras produzidas em (a) moldes de areia, (b) coquilha e (c) fundição sob pressão, após 6 h de tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C.	131
Figura A1: Equipamento para degaseificação do tipo ponta porosa.	144
Figura A2: O molde e o corpo de prova obtido na câmara de vácuo.	145
Figura A3: Dimensões do corpo de prova solidificado em câmara de vácuo.	145
Figura A4: Câmara de vácuo e o manômetro.	146
Figura A5: Esquema do corte feito no corpo de prova solidificado na câmara de vácuo.	146
Figura A6: Amostras não degaseificadas e solidificadas em câmara de vácuo.	147
Figura A7: Amostras degaseificadas com nitrogênio industrial usando-se ponta porosa e solidificadas em câmara de vácuo.	147

Figura A8: Amostras desgaseificadas com pastilhas e solidificadas em câmara de vácuo...	147
Figura C1: (a) Parâmetros para o movimento de fechar o molde e (b) para o movimento de abrir o molde.	153
Figura C2: (a) e (b) Parâmetros para o movimento do sistema de injeção.	153
Figura C3: (a) Parâmetros para o movimento do extrator do corpo de prova e (b) para o sistema hidráulico da máquina.	154
Figura C4: (a) Parâmetros para o sistema da máquina e (b) para o movimento do dosador automático de metal (concha).....	154
Figura C5: Registro da pressão do sistema hidráulico, velocidade e posição do pistão de injeção em função do tempo para os parâmetros de injeção calibrados.....	155
Figura D1: Esquema da câmara de injeção e pistão de injeção (OSKAR FRECH, 2000)....	157

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Classificação das ligas de alumínio fundidas de acordo com Aluminum Association (AA).....	22
Tabela 2.2: Indicações dos processos e composição química das ligas Al-Si-Mg (356.0).	25
Tabela 2.3: Propriedades mecânicas mínimas para a liga Al-Si-Mg (356.0) vazada em moldes de areia.	26
Tabela 2.4: Propriedades mecânicas mínimas para a liga Al-Si-Mg (356.0) vazada em coquilha.	26
Tabela 2.5: Seqüência de formação de fases na liga Al-Fe-Mn-Si(-Cu) hipoeutética.	29
Tabela 2.6: Composição química das ligas estudadas por Shabestari e Moemeni, 2004.....	38
Tabela 2.7: Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,3 produzida em coquilha e sem tratamento térmico.....	55
Tabela 2.8: Propriedades mecânicas da liga 356 modificada com estrôncio vazada em coquilha e molde de areia e posteriormente submetidas ao tratamento térmico T6.	56
Tabela 2.9: Tipos de eutéticos e temperaturas de formação para as ligas Al-Si-Mg.	73
Tabela 2.10: Efeito do teor de ferro sobre as faixas de temperaturas para as reações de solidificação das ligas Al-Si-Mg (A356/356).....	73
Tabela 2.11: Efeito da temperatura de envelhecimento e do processo de fundição sobre as propriedades mecânicas da liga A356.....	82
Tabela 3.1: Quantidade de corpos de prova produzidos de acordo com os tratamentos térmicos e processos de fundição.	95
Tabela 4.1: Composição química da liga 356.0 obtida através do ensaio de espectroscopia.....	99
Tabela 4.2: Composição química da liga 356.0 de acordo com a Aluminum Association. ...	100
Tabela 4.3: Propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova no estado bruto de fundição.	102
Tabela 4.4: Porcentagem de intermetálicos ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$) presentes nas amostras em função do processo de fundição.	106
Tabela 4.5: Densidade por Archimedes dos corpos de prova de acordo com os processos de fundição.	109
Tabela 4.6: Propriedades mecânicas após o tratamento térmico de solubilização.	112

Tabela 4.7: Resultados obtidos no limite de resistência (MPa) em função dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento. .	123
Tabela 4.8: Resultados obtidos na dureza (HB) em função dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento.....	125
Tabela 4.9: Resultados obtidos no alongamento (%) em função dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento.....	126
Tabela A1: Condições experimentais dos testes de desgaseificação nas duas fusões.....	143
Tabela A2: Resultados de densidade (g/cm^3) obtida em função do processo de desgaseificação nas amostras solidificadas em câmara de vácuo.....	147
Tabela B1: Dados utilizados nos cálculos para determinar os rendimentos das adições e os resultados.	151
Tabela C1: Especificações da máquina injetora.	152
Tabela E1: Composição química de amostras obtidas durante a etapa de fundição dos corpos de prova.....	159
Tabela E2: Composição química de corpos de prova injetados.	159
Tabela E3: Composição química de corpos prova obtidos em coquilha.....	160
Tabela E4: Composição química de corpos prova obtidos em molde de areia.....	160
Tabela F1: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova injetados no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 155 °C.....	161
Tabela F2: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova injetados no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.....	161
Tabela F3: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova obtidos em molde permanente por gravidade (coquilha), no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.....	162
Tabela F4: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova obtidos em molde de areia, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180°C.	162
Tabela G1: Dureza (HB) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 155 °C.....	163
Tabela G2: Dureza (HB) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.....	163
Tabela G3: Dureza (HB) dos corpos de prova obtidos em coquilha, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.....	164

Tabela G4: Dureza (HB) dos corpos de prova obtidos em molde de areia, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.	164
Tabela H1: Alongamento (%) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 155 °C.	165
Tabela H2: Alongamento (%) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.	165
Tabela H3: Alongamento (%) dos corpos de prova obtidos em coquilha, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.	166
Tabela H4: Alongamento (%) dos corpos de prova obtidos em areia, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.	166
Tabela I1: Quantidade de intermetálicos do tipo escrita chinesa e massivos nos corpos de prova obtidos em moldes de areia, medidos com aumento de 100x e ocular com reticulado para contagem de fases.	167
Tabela I2: Quantidade de intermetálicos do tipo escrita chinesa e massivos nos corpos de prova obtidos em coquilha, medidos com aumento de 100x e ocular com reticulado para contagem de fases.	168
Tabela I3: Quantidade de intermetálicos do tipo massivos e poros nos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão, medidos com aumento de 100x e ocular com reticulado para contagem de fases.	169
Tabela I4: Quantidade de intermetálicos do tipo escrita chinesa nos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão, medidos com tela de 121 células sobre a micrografia obtida com aumento de 500x.	170
Tabela J1: Densidade dos corpos de prova solidificados em câmara de vácuo com diferentes tratamentos de degaseificação.	171
Tabela K1: Densidade dos corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e fundição sob pressão.	172

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	20
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	22
2.1 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO FUNDIDAS.....	22
2.2 CLASSIFICAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS	23
2.3 CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS 356.0	25
2.4 SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS ALUMÍNIO – SILÍCIO	27
2.4.1 Solidificação das ligas hipoeutéticas Al-Si	27
2.4.2 Solidificação da liga hipoeutética Al-Si-Mg.....	28
2.5 EFEITOS DE ALGUNS ELEMENTOS QUÍMICOS NO ALUMÍNIO	33
2.5.1 Silício	33
2.5.2 Magnésio	33
2.5.3 Ferro	34
2.5.4 Cobre	37
2.5.5 Bismuto.....	39
2.5.6 Cálcio.....	41
2.5.7 Fósforo.....	42
2.6 GASES E DESGASEIFICAÇÃO.....	44
2.6.1 Solubilidade do hidrogênio.....	44
2.6.2 Desgaseificação	48
2.7 MODIFICAÇÃO DA MORFOLOGIA DO SILÍCIO EUTÉTICO	49
2.7.1 Fundamentos da modificação das ligas Al-Si	49
2.7.2 Microestrutura e propriedades mecânicas da liga Al-Si após modificação.....	53
2.8 FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO.....	57
2.8.1 Classificação.....	58
2.8.2 Câmara quente	59
2.8.3 Câmara fria horizontal	60
2.8.4 Câmara fria vertical.....	62
2.8.5 Alta integridade.....	63
2.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	64
2.9.1 Solubilização	64
2.9.2 Envelhecimento	76

3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL	89
3.1 ESTRATÉGIA DOS EXPERIMENTOS	89
3.2 MATERIAIS E MÉTODOS	89
3.2.1 Corpos de Prova	90
3.2.2 Análise química	93
3.2.3 Tratamento térmico de solubilização	93
3.2.4 Tratamento térmico de envelhecimento	94
3.2.5 Análise microestrutural	95
3.2.6 Ensaio de dureza	96
3.2.7 Ensaio de tração	97
3.2.8 Análise da fratura	97
3.2.9 Densidade	97
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	99
4.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA	99
4.2 ANÁLISE DAS AMOSTRAS NO ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO.....	101
4.2.1 Propriedades mecânicas	101
4.2.2 Microestruturas	103
4.2.3 Relação entre propriedades mecânicas e microestruturas	110
4.3 EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO	112
4.3.1 Propriedades mecânicas	112
4.3.2 Microestruturas	115
4.3.3 Deformações e bolhas	119
4.3.4 Relação entre propriedades mecânicas e microestruturas	121
4.4 EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO	122
4.4.1 Propriedades mecânicas	122
4.4.2 Microestruturas	127
4.4.3 Relação entre propriedades mecânicas e microestruturas	132
5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	134
5.1 CONCLUSÕES	134
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	136
REFERÊNCIAS	138
APÊNDICE A	143
APÊNDICE B	150
APÊNDICE C	152

APÊNDICE D	157
APÊNDICE E.....	159
APÊNDICE F	161
APÊNDICE G	163
APÊNDICE H	165
APÊNDICE I.....	167
APÊNDICE J	171
APÊNDICE K	172

1 INTRODUÇÃO

No Brasil, tem-se constatado nos últimos anos um aumento na demanda por peças produzidas em ligas de alumínio. Segundo Koch (2006), em 2005 o Brasil foi o 12º produtor mundial de fundidos de alumínio, neste ano foram produzidas cerca de 210 mil toneladas, sendo que a capacidade instalada é de 250 mil toneladas. Para se ter uma idéia do crescimento, em 1990 a produção foi de 75 mil toneladas. Atualmente 72 % dos fundidos de alumínio abastecem a indústria montadora de automóveis, caminhões e ônibus.

Quanto às exportações, desde 1990 crescem a uma taxa de cerca de 16,4 % ao ano (KOCH, 2006). Isso ocorre em função da instalação de novas montadoras de caminhões, automóveis e a crescente produção de eletrodomésticos e eletroeletrônicos (FUNDIÇÃO E MATÉRIAS PRIMAS, 2001). Atualmente estas ligas são aplicadas em componentes como caixas de engrenagens, máquinas ferramentas, peças e rodas para aviões e automóveis. Estas ligas devem possuir excelente fundibilidade, boas resistências à fadiga, a corrosão, mecânica e ductilidade. A boa combinação de resistência e ductilidade pode ser obtida com o tratamento térmico dessas ligas. (ASM HANDBOOK CASTING, 2004).

Neste estudo, é utilizada uma liga a base de Al-Si-Mg, especificamente a liga 356.0, conforme classificação da Aluminum Association (AA), devido à grande variedade de componentes em que são utilizadas e que necessitam de uma alta relação resistência/peso. As propriedades mecânicas das ligas Al-Si-Mg podem ser melhoradas através de tratamento térmico. Os tratamentos de solubilização e envelhecimento, se realizados adequadamente, podem proporcionar uma distribuição uniforme de precipitados à base de Mg-Si na matriz de alumínio que aumentam a resistência e a dureza dos componentes (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

Nos processos de fabricação de peças fundidas de alumínio ocorrem etapas que afetam as propriedades mecânicas dos produtos, entre as mais importantes podem-se destacar os tratamentos aplicados ao metal fundido, o processo de fundição e o tratamento térmico. Desta

forma, o objetivo principal desta dissertação de mestrado foi o de investigar o efeito de três processos de fundição e do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e microestruturais da liga de alumínio 356.0. Os corpos de provas foram produzidos em fundição sob pressão, molde permanente por gravidade (coquilha) e em areia a verde. Posteriormente, os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, nos quais foi verificado o efeito do tratamento térmico de solubilização e do tempo e da temperatura de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e microestruturais.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo apresenta-se uma revisão da literatura referente à classificação da ligas de alumínio fundidas, caracterizando com mais detalhes a liga AlSi7Mg (356.0), o processo de solidificação, os efeitos de alguns elementos de ligas, o efeito da solubilidade do hidrogênio, a desgaseificação, o processo de fundição sob pressão e o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

2.1 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO FUNDIDAS

As ligas de alumínio fundidas, segundo a Aluminum Association (EUA), são classificadas de acordo com a numeração da Tabela 2.1, o sistema foi adotado em 1954 e aprovado pelo “American National Standards Institute” (ANSI H35.1) em 1957

Tabela 2.1: Classificação das ligas de alumínio fundidas de acordo com Aluminum Association (AA).

Séries	Tipos de liga
1xx.x	> 99,0 % de alumínio
2xx.x	Al + Cu
3xx.x	Al + (Si-Mg), (Si-Cu), ou (Si-Mg-Cu)
4xx.x	Al + Si
5xx.x	Al + Mg
6xx.x	Série que não está em uso
7xx.x	Al + Zn
8xx.x	Al + Sn
9xx.x	Série que não está em uso

Fonte: Aluminum Casting Technology, 1993; Gruzleski; Closset, 1990; ASM Handbook Casting, 2004.

Esta classificação também é adotada pelos seguintes órgãos norte americanos: “The American Society for Testing and Materials (ASTM), The Society of Automotive Engineers (SAE) e especificações militares do governo federal daquele país” (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993). Neste sistema, os principais elementos de liga e certas combinações de elementos são indicadas por uma série de 4 números, conforme é mostrado na Tabela 2.1. Tomando como exemplo o grupo 1xx.x, os dois dígitos (x) à esquerda do ponto decimal indicam o teor de alumínio mínimo acima de 99 % na liga. Se a liga tem o número 190.x, por exemplo, o teor de alumínio é de 99,90 %. O dígito (x) à direita do ponto indica a forma do produto, sendo: xxx.0 define a composição limite aplicada para as peças fundidas e xxx.1 e xxx.2 indica a composição específica de lingotes para uso em fundição. Nos grupos de ligas de 2xx.x até 9xx.x, os dois dígitos (x) à esquerda do ponto não possuem significância específica e servem somente para identificar as diferentes ligas no grupo. O último dígito à direita do ponto decimal identifica a forma do produto (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

Algumas variações na especificação das composições químicas são identificadas através de uma letra colocada antes da numeração, e serve para definir as diferenças quanto às porcentagens de impurezas. Como exemplo, em uma das ligas mais comuns em uso em fundição em molde permanente por gravidade, a liga 356.0, as variações podem ser A356.0, B356.0 e C356.0. Cada uma destas ligas possuem as mesmas porcentagens dos elementos principais, Si entre 6,5 a 7,5 % e Mg entre 0,25 a 0,45 %, mas apresentam valores diferentes para as quantidades de impurezas, especialmente quanto ao teor de ferro. Desta maneira, a especificação definida pela Aluminum Association para o teor máximo de ferro na liga A356.0 é 0,20 %, na B356.0 é 0,09 % e na C356.0 é de 0,07 %. Embora, a nomenclatura e designação para as várias ligas sejam padronizadas na América do Norte, existem várias ligas desenvolvidas ao redor do mundo que utilizam nomenclaturas diferentes. (ASM HANDBOOK CASTING, 2004).

2.2 CLASSIFICAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

De modo geral, existem dois tipos de ligas de alumínio fundidas, as ligas tratáveis e não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente, aumentam significativamente a

resistência mecânica após o tratamento térmico, enquanto que as ligas não tratáveis não têm um aumento significativo da resistência após o tratamento térmico. Nos EUA, a Aluminum Association tem padronizado e definido as nomenclaturas para os diferentes tratamentos térmicos aplicados às ligas de alumínio. As ligas não tratáveis termicamente são utilizadas na condição em que foram obtidas no processo de fundição e são identificadas com a letra “F”. Entretanto, estas ligas podem eventualmente receber o tratamento térmico de alívio de tensões, com o objetivo de reduzir as tensões geradas no processo de fundição ou reduzir a possibilidade de ocorrer distorções durante a usinagem, neste caso é usado a letra “O” para identificação deste processo.

Para as ligas tratáveis termicamente a identificação usada pela Aluminum Association é letra “T”. Os tratamentos térmicos empregados geralmente consistem em um aquecimento em alta temperatura para a solubilização, seguido de um resfriamento rápido e posteriormente mais um aquecimento em baixa temperatura para a precipitação, também conhecido como envelhecimento. A letra T é sempre seguida de um número, o qual define o tipo de tratamento que é usado [ASM – HANDBOOK - CASTING, (2004); SAE INFORMATION REPORT, (1989)]. O capítulo 2.9 apresenta um maior detalhamento sobre a solubilização e o envelhecimento. A seguir, é apresentado a nomenclatura e um resumo de alguns dos principais tratamentos térmicos usados na indústria e padronizados pela Aluminum Association, (ASM HANDBOOK CASTING, 2004):

T4 - O aquecimento para a solubilização é feito abaixo da temperatura de início de fusão da liga, sendo em seguida o componente resfriado rapidamente em água. O envelhecimento é natural, ou seja, a precipitação ocorre na temperatura ambiente ao longo do tempo.

T5 – Não é realizado o aquecimento para a solubilização. O envelhecimento é artificial, ocorre em baixa temperatura. Este processo é aplicado especialmente em componentes que operam em elevadas temperaturas.

T6 - O aquecimento para a solubilização é feito abaixo da temperatura de fusão da liga, sendo em seguida o componente resfriado rapidamente em água. O envelhecimento é aplicado de maneira artificial. Consegue-se com este tratamento melhorar as propriedades mecânicas e a estabilidade dimensional.

T7 - É feita a solubilização e depois é realizado o superenvelhecimento artificial. Aplicados em componentes onde se deseja estabilizar as propriedades mecânicas. O tempo e a temperatura de envelhecimento são maiores que os usados no tratamento T6.

2.3 CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS 356.0

As ligas de alumínio do grupo 356.0, à base de Al-Si-Mg, apresentam alta resistência e ductilidade que pode variar entre 2 a 6 %. Elas apresentam estas características em função dos baixos teores de impurezas e do tratamento térmico a que são submetidas. Apresentam também, excelente fundibilidade, usinabilidade e resistência à corrosão. Podem receber acabamento eletrolítico e pintura. As principais aplicações para estas ligas estão na indústria aeronáutica, parte de máquinas, peças para caminhões, automóveis, motocicletas e partes estruturais que necessitam de alta resistência (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993). A Tabela 2.2 mostra a composição química para o grupo das ligas 356.0 conforme publicado no ASM Handbook Casting (2004) de acordo com a AA (Aluminum Association) e SAE Information Report (1989).

Tabela 2.2: Indicações dos processos e composição química das ligas Al-Si-Mg (356.0).

Limites máximos e faixas para a composição química (%)										
Ligas	Processos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros	
									Cada	Total
356.0	S, P	6,5-7,5	0,6(a)	0,25	0,35(a)	0,20-0,45	0,35	0,25	0,005	0,15
A356.0	S, P	6,5-7,5	0,20	0,20	0,10	0,25-0,45	0,10	0,25	0,005	0,15
B356.0	S, P	6,5-7,5	0,09	0,05	0,05	0,25-0,45	0,05	0,04-0,20	0,005	0,15
C356.0	S, P	6,5-7,5	0,07	0,05	0,05	0,25-0,45	0,05	0,04-0,20	0,005	0,15
F356.0	S, P	6,5-7,5	0,20	0,20	0,10	0,17-0,25	0,10	0,04-0,20	0,005	0,15

Fonte: ASM Handbook Casting, 2004.

Notas específicas:

(a) = O teor de Mn não deve ser menor que a metade do teor de Fe.

S = Fundição em molde de areia.

P = Fundição em molde permanente por gravidade.

A, B, C e F = Variações da liga 356.0 com a mesma composição dos elementos de liga principais, mas com menores teores dos elementos considerados impurezas, especialmente o ferro.

As Tabelas 2.3 e 2.4 mostram os valores típicos para as propriedades mecânicas das ligas 356.0 vazadas em moldes de areia e permanente por gravidade, respectivamente, conforme o Annual Book of ASTM Standards - Nonferrous Metal Products (1984).

Tabela 2.3: Propriedades mecânicas mínimas para a liga Al-Si-Mg (356.0) vazada em moldes de areia.

Ligas	Tratamento Térmico	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
356.0	F	131	-----	2,0	55
	T6	207	138	3,0	70
	T7	214	-----	-----	75

Fonte: Annual Book of ASTM Standards - Nonferrous Metal Products. Aluminum - Alloy Sand Castings, B 26 - 82b, 1984.

Notas específicas:

F = Bruto de fundição.

T = Tratamento térmico e suas variações.

Tabela 2.4: Propriedades mecânicas mínimas para a liga Al-Si-Mg (356.0) vazada em coquilha.

Ligas	Tratamento Térmico	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
356.0	F	145	-----	3,0	-----
	T6	228	152	3,0	85
	T71	172	-----	3,0	70

Fonte: Annual Book of ASTM Standards - Nonferrous Metal Products. Aluminum - Alloy Permanent Mold Castings, B 108 - 82b, 1984.

Notas específicas:

F = Bruto de fundição.

T = Tratamento térmico e suas variações.

Na literatura não foram encontradas normas referentes às propriedades mecânicas para a liga 356.0 produzida em fundição sob pressão convencional. O ASM Handbook Casting (2004) e Aluminum Casting Technology – AFS (1993) citam que esta liga foi desenvolvida para produzir componentes estruturais e de segurança, utilizando os processos de fundição com molde de areia ou permanente por gravidade e tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

2.4 SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS ALUMÍNIO – SILÍCIO

2.4.1 Solidificação das ligas hipoeutéticas Al-Si

Neste item será feita uma abordagem referente à solidificação de ligas Al-Si hipoeutéticas. A solidificação das ligas hipoeutéticas Al-Si pode ser entendida observando-se as reações que ocorrem em função da queda de temperatura no diagrama Al-Si, conforme mostrado na Figura 2.1. Tomando como exemplo uma liga com teor de Si em torno de 7 %, representado pela linha A, a solidificação inicia no ponto 1, com a formação dos primeiros núcleos sólidos, constituídos de cristais de Al α que irão crescer e formar dendritas, este processo termina no ponto 2. Quando a temperatura atinge 577 °C, ponto 2, o líquido em torno da dendrita está com cerca de 11,7 % de Si e ocorre a reação eutética, completando desta maneira a solidificação. A partir deste ponto até a temperatura ambiente, ocorre somente uma redução na solubilidade do Si no Al, conforme mostra a linha “solvus” à esquerda [AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, (1993); ANSON; GRUZLESKI; STUCKY, (2001)].

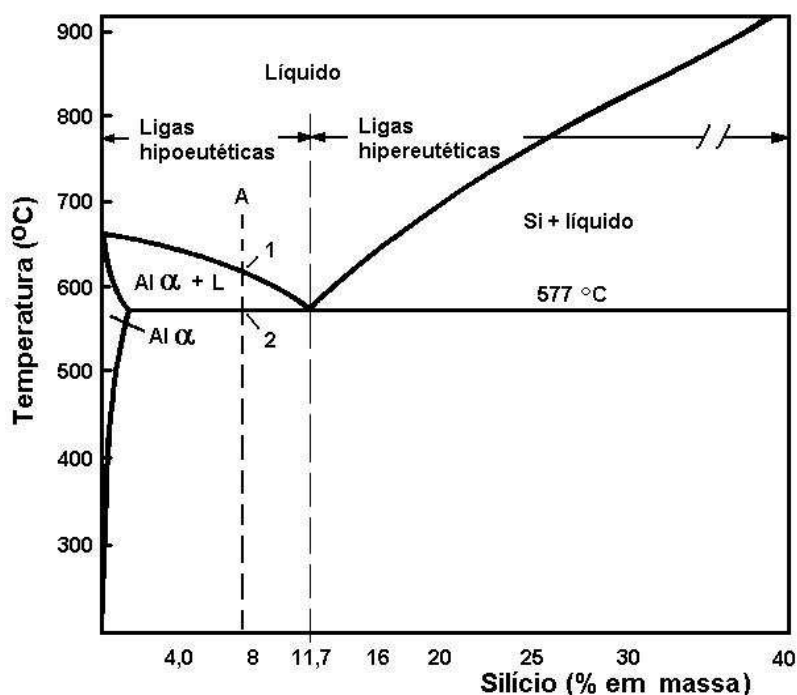


Figura 2.1: Diagrama de equilíbrio Al-Si (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).

A Figura 2.2 mostra uma metalografia da estrutura obtida na temperatura ambiente, para a liga Al-Si com cerca de 7 % de Si, essa é constituída de dendritas de Al α e a microestrutura eutética. A microestrutura eutética é constituída de lamelas de silício e Al α , formadas na temperatura de 577 °C [AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, (1993); ANSON; GRUZLESKI; STUCKY, (2001)].

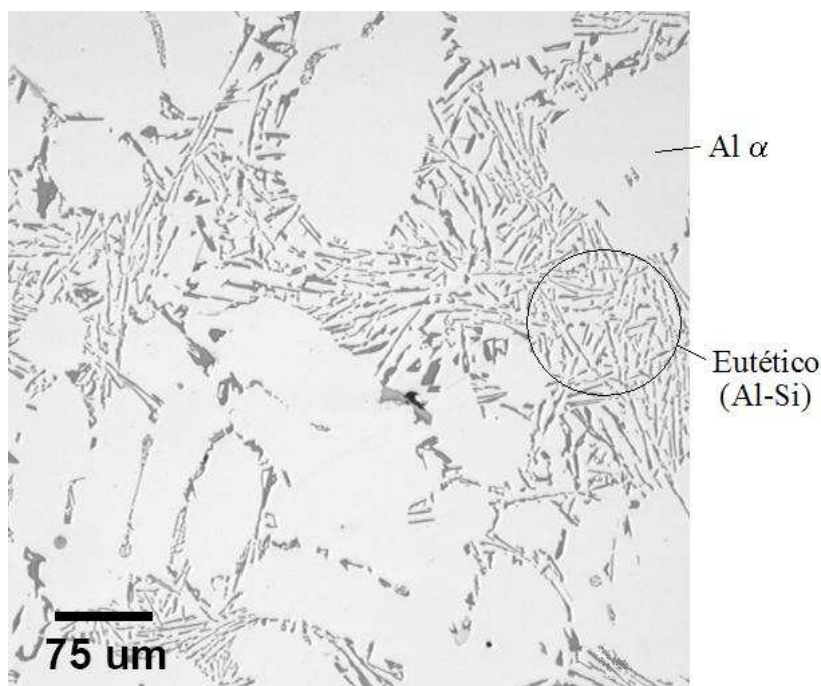


Figura 2.2: Microestrutura de uma liga Al-Si com cerca de 7 % de Si (ANSON; GRUZLESKI; STUCKY, 2001).

2.4.2 Solidificação da liga hipoeutética Al-Si-Mg

A solidificação da liga Al-Si-Mg (356.1) foi estudada por Bäckerud; Chai e Tamminen (1990), usando as técnicas de análise térmica, metalografia, microscopia eletrônica de varredura com EDS e difração de raio X. Eles mostraram que as três principais reações de solidificação que uma liga Al-Si-Mg hipoeutética apresenta são:

Reação 1: Formação de uma rede de dendritas de fase α .

Reação 2: Formação de células eutéticas (fase α + Si).

Reação 3: Formação de fases eutéticas secundárias, tais como Mg_2Si e Al_2Cu .

As ligas Al-Si-Mg, entretanto, podem apresentar impurezas tais como o ferro, manganês, cobre e zinco. Cobre e magnésio também é adicionado para aumentar a resistência e a dureza no tratamento térmico. Parte dessas impurezas e elementos de liga, durante a solidificação, ficam em solução na matriz e o restante, forma partículas intermetálicas que precipitam junto com as principais reações de solidificação. A Tabela 2.5 mostra resumidamente a seqüência de formação das fases em liga Al-Fe-Mn-Si hipoeutética. Nas temperaturas mais altas, 650 a 600 °C, (antes da reação eutética) se formam as dendritas de Al e as fases intermetálicas $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ e Al_5FeSi . Durante a formação do eutético Al + Si, 550 °C, se forma junto à fase Al_5FeSi e em temperatura mais baixa, 500 °C, pode se formar a fase Mg_2Si ou Al_2Cu , dependendo do teor de Mg e Cu.

Tabela 2.5: Seqüência de formação de fases na liga Al-Fe-Mn-Si(-Cu) hipoeutética.

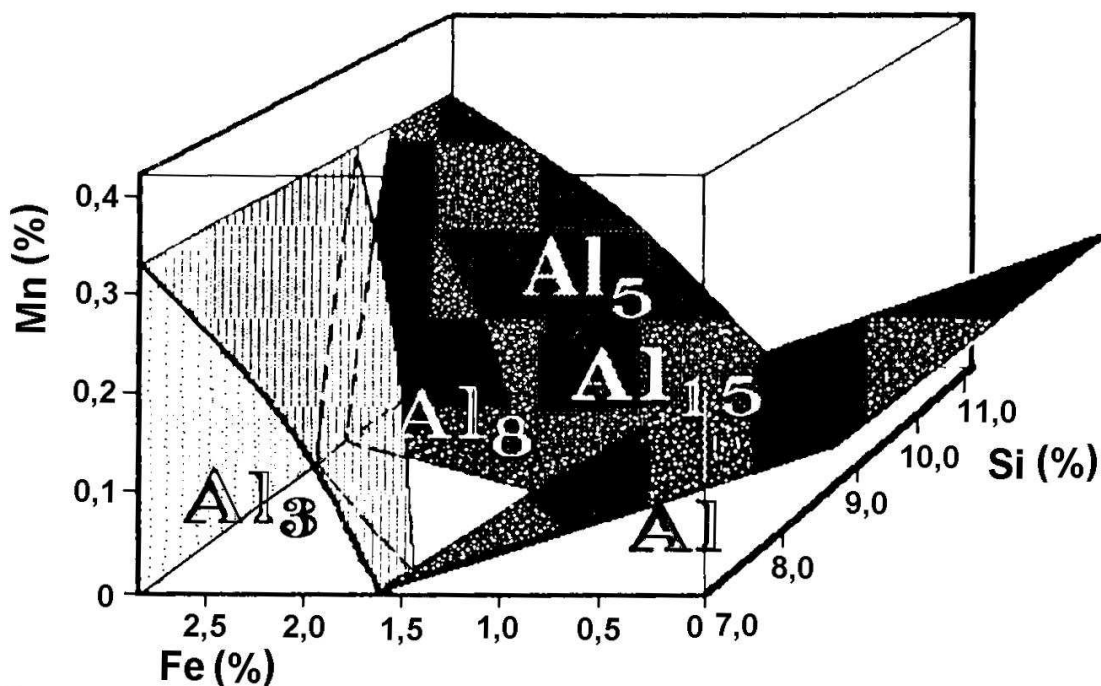
T °C	Fases precipitadas	Reações
650	$Al_{15}(Mn, Fe)_3Si$ primário	Pré-dendrítica
600	Dendritas de Al e $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si$ e/ou Al_5FeSi	Dendrítica Pos-dendrítica Pré-dendrítica
550	Al + Si eutético e Al_5FeSi Mg_2Si	Eutética Co-eutética
500	Al_2Cu	Pos-eutética

Fonte: Bäckerud; Chai e Tamminen, 1990.

Nota específica:

T = Temperatura

Bäckerud; Chai e Tamminen (1990) utilizaram um diagrama simplificado de fases da região de maior interesse do sistema Al-Fe-Mn-Si para mostrar as reações que ocorrem durante a solidificação, Figura 2.3. Observando a Figura 2.3 a partir do canto direito em baixo e elevando-se o teor de Fe e Mn constata-se que é possível ocorrer a precipitação de várias fases intermetálicas.



onde:

$Al_3 = Al_3Fe$;

$Al_8 = Al_8Fe_2Si$;

$Al_5 = Al_5FeSi$;

$Al_{15} = Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$

Figura 2.3: Representação parcial do diagrama do sistema Al-Si-Fe-Mn (BÄCKERUD; CHAI; TAMMINEN, 1990).

Um corte na Figura 2.3 para um teor de Mn equivalente a 0,3% é mostrado na Figura 2.4. Nesta figura podem-se observar as fases formadas durante solidificação. Usando a liga 356.0 como exemplo, cujo teor de Si está representado pela área sombreada no lado esquerdo da Figura 2.4. A solidificação inicia no ponto A e segue a linha tracejada 1. Nesta região ocorre a formação de dendritas de alumínio α (primeira reação), e o líquido interdritico vai se enriquecendo com ferro e silício. Quando o líquido tem aproximadamente 10 % de Si ocorre a precipitação de $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$, e a composição do líquido varia de acordo com linha tracejada 2a. Parte do Mn é consumido na trajetória da linha 2a até atingir a linha tracejada 2b, que fica no vale, entre as fases $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ e Al_5FeSi . Durante a trajetória da linha tracejada 2b as fases $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ e Al_5FeSi precipitam juntas até o líquido atingir a composição eutética na linha 3. Na composição eutética, Al, Si e Al_5FeSi se formarão (BÄCKERUD; CHAI; TAMMINEN, 1990).

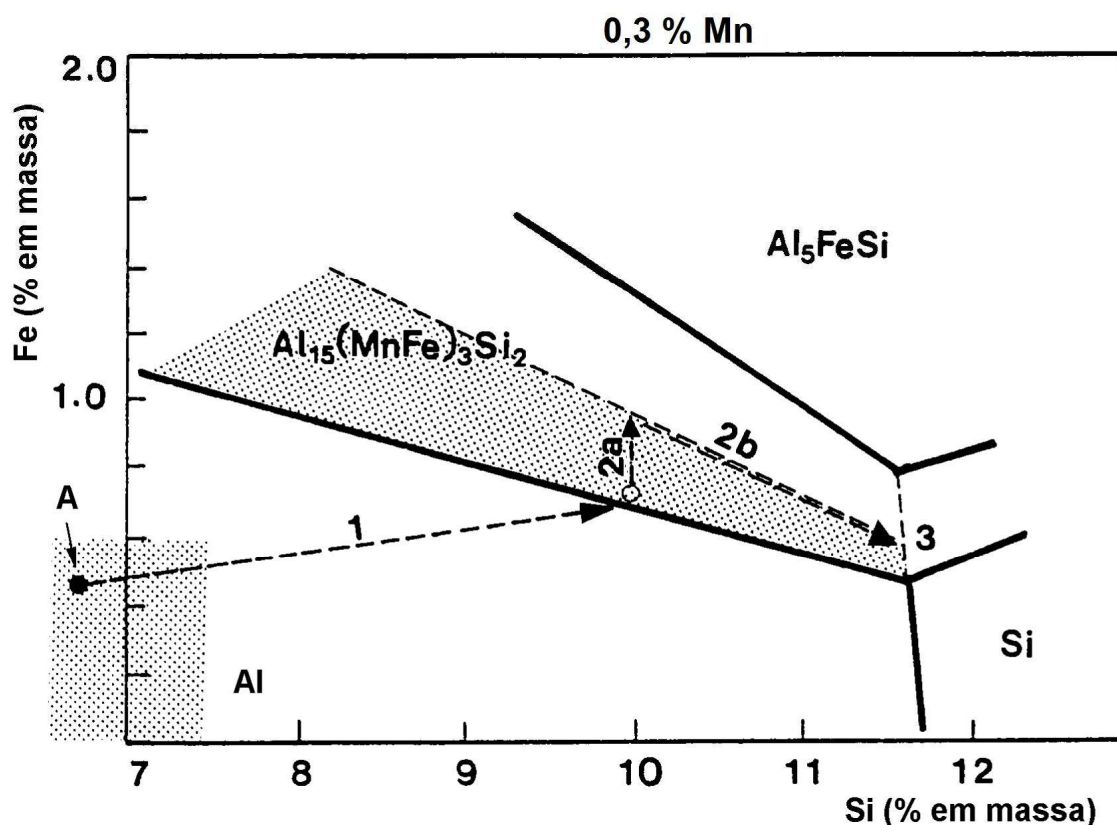


Figura 2.4: Diagrama de fase simplificado para a liga 356.0 (Al-Si-Fe-Mn) com 0,3 % de Mn mostrando a sequência de solidificação representada pela linha tracejada 1, 2a, 2b e 3 (BÄCKERUD; CHAI; TAMMINEN, 1990).

A fase Al_5FeSi , conforme mostrado na Figura 2.5, forma-se como partículas duras em forma de placas, a qual favorece o processo de iniciação de trincas e como consequência, reduz a ductilidade e o limite de resistência dos produtos fundidos. Portanto, a adição de Mn é usualmente realizada com o objetivo de promover a formação da fase $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$. Esta fase possui uma morfologia compacta, conforme mostra a Figura 2.5, que não contribui para a iniciação de trincas no material. Entretanto, ambas as fases são duras e se formadas como partículas grandes, causam dificuldades na usinagem dos componentes fundidos (BÄCKERUD; CHAI; TAMMINEN, 1990).

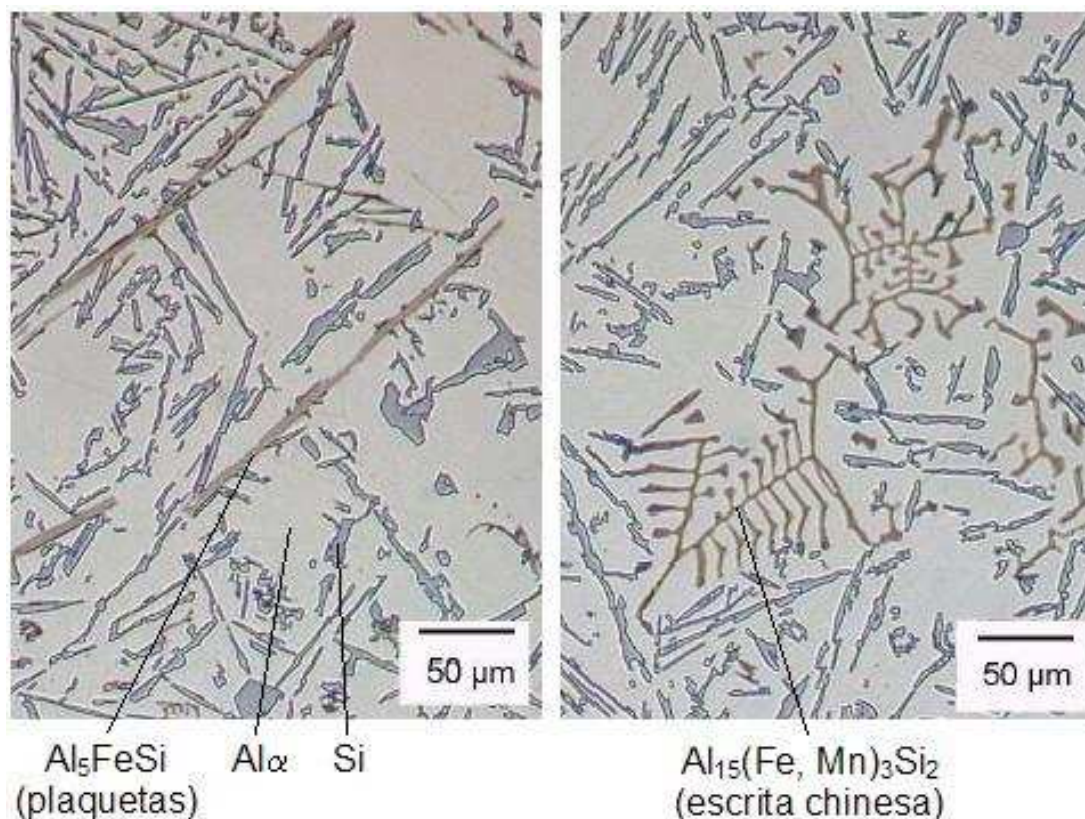


Figura 2.5: Micrografia típica de uma liga Al-Si-Mg hipoeutética com os eutéticos secundários complexos na forma de plaquetas (Al_5FeSi) e escrita chinesa ($\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$) (FUOCO, 2003).

A seqüência de solidificação e especialmente o fenômeno da segregação, foram descritos acima considerando que as fases estão em equilíbrio. No entanto, na prática de fundição, existem fatores cinéticos que influenciam na nucleação e no crescimento das diversas fases formadas. A fase metálica, Al α , cresce mais rapidamente que os cristais de silício, porque não apresenta interface de crescimento facetada como os cristais de Si que crescem por degraus. Existem também diferenças nas taxas de crescimento entre os cristais intermetálicos. A fase cúbica $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, cresce mais rapidamente que a fase Al_5FeSi , que é monoclinica. Portanto, a formação da fase $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ é favorecida com altas taxas de resfriamento, para obtê-la, basta ter-se a composição química adequada, que neste caso, significa que o teor de manganês deve ser cerca de 50 % do que do teor de ferro. (BÄCKERUD; CHAI; TAMMINEN, 1990).

2.5 EFEITOS DE ALGUNS ELEMENTOS QUÍMICOS NO ALUMÍNIO

2.5.1 Silício

As ligas Al-Si constituem cerca de 85 a 90 % do total das ligas de alumínio fundidas (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990). O principal efeito do Si nas ligas de alumínio é no aumento das características de fundição. A adição de Si melhora a fluidez, a resistência à trinca a quente e reduz a formação de rechupes através da menor contração da liga no estado líquido. Comercialmente as ligas podem ser hipoeutéticas e hipereutéticas com o teor de silício podendo variar até 25 %. Em geral, o teor de Si é determinado pelo processo de fundição. Para processos com resfriamento mais lento, tais como cera perdida e moldes em areia, o teor de Si varia entre 5 e 7 %, para molde permanente por gravidade entre 7 e 9 % e para fundição sob pressão, entre 8 e 12 %. Teores maiores de Si nos processos com molde permanente se justificam em função da necessidade de uma liga com maior fluidez e com menor tendência à trinca a quente, devido à elevada restrição à contração do metal durante a solidificação e a alta taxa de extração de calor imposta pelos moldes. Portanto, a variação do teor de Si de acordo com o processo de fabricação está relacionada com a taxa de resfriamento imposta, pela fluidez necessária para preenchimento da cavidade do molde e pela contração da liga (ASM-HANDBOOK - CASTING, 2004).

2.5.2 Magnésio

O magnésio é utilizado em ligas Al-Si devido ao seu forte efeito em aumentar a dureza e a resistência de ligas solubilizadas e envelhecidas. As ligas Al-Si mais comuns e com propriedades mecânicas superiores, têm o teor de Mg na faixa de 0,4 a 0,7 %. [GRUZLESKI; CLOSSET, (1990); ASM HANDBOOK CASTING, (2004)].

2.5.3 Ferro

O ferro é considerado a impureza mais prejudicial no alumínio. Ele é proveniente de impurezas da bauxita ou da contaminação do alumínio líquido com metais ferrosos durante o manuseio com ferramentas e reciclagem. A diluição é o único método prático para reduzir o teor de ferro no alumínio. Conseqüentemente, o preço do alumínio no mercado depende do seu teor de ferro. Entretanto, teores de ferro entre 0,9 e 1,3 % são necessários para a produção de peças pelo processo de fundição sob pressão. Altos teores de Fe reduzem a fundibilidade devido à formação de fases com Mn e Cr, chamadas de “sludge”, (lama no fundo do cadinho). Estas fases são mais densas que o alumínio líquido e se depositam no fundo dos cadinhos, mas, podem ser arrastadas para o interior do molde, afetando as propriedades mecânicas das peças (CREPEAU, 1995).

A Figura 2.6, mostra a variação de temperatura a partir da qual pode iniciar a formação de lama em função do fator de lama. O fator de lama (“sludge”) (SF) pode ser calculado pela seguinte fórmula: $SF = \%Fe + 2(\%Mn) + 3(\%Cr)$ (CREPEAU, 1995).

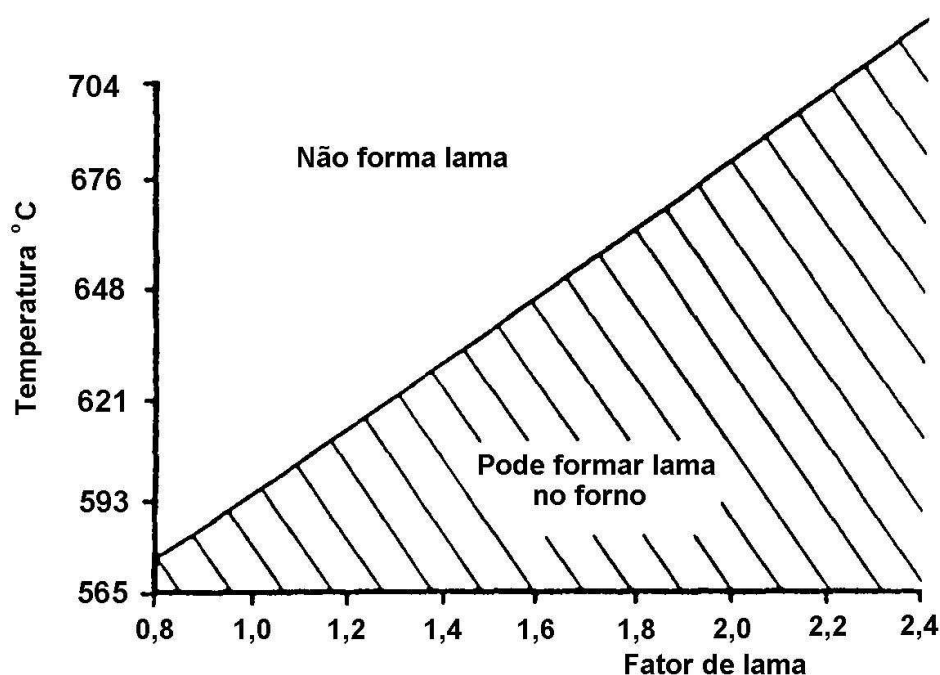


Figura 2.6: Diagrama que mostra a variação de temperatura para se iniciar a formação de lama em função do fator de lama (CREPEAU, 1995, adaptado).

A resistência ao impacto, à fadiga, à ductilidade e à usinabilidade são reduzidas com o teor de Fe (CREPEAU, 1995; ALAR, 1996 e YI et al, 2004). A solubilidade do ferro no alumínio é muito baixa, somente 0,05 % na temperatura de 660 °C. Esta solubilidade é ainda menor na temperatura ambiente ou na presença de outros elementos que formam compostos com ferro. Portanto, finas partículas de precipitados ricos em ferro se formam durante a solidificação e não podem ser solubilizadas no estado sólido.

Nas ligas Al-Si as principais fases, formadas devido à presença de ferro são a α - $\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ e a β - Al_5FeSi , conforme foi apresentado no item 2.4.2. Na metalografia, Figura 2.7, a fase- α ($\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$) aparece com a forma de escrita chinesa e a fase- β como agulhas, Figura 2.8. Entretanto, em imagem tridimensional, a fase- β se apresenta na forma de placas, Figura 2.9. A fase- α ($\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$) pode também se formar com morfologia de poliedros (massivos), caso solidifique como fase primária. A fase β é sempre uma fase primária, indesejável, pois reduz as propriedades mecânicas, devido ao seu efeito de entalhe. A fase- β normalmente se forma com teores de ferro acima de 1 % (CREPEAU, 1995).

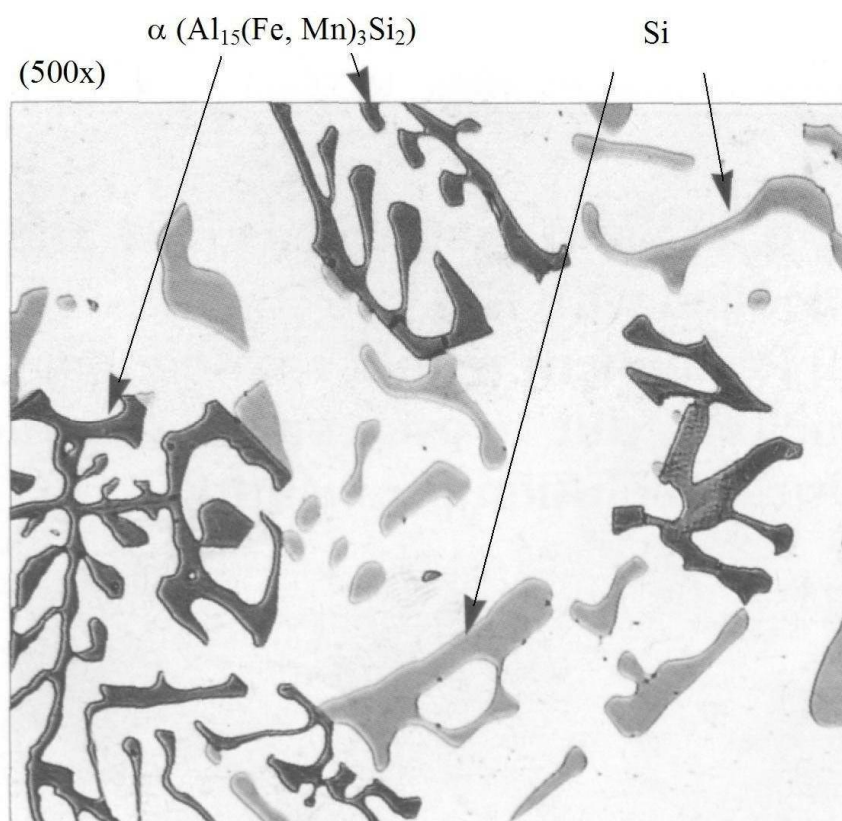


Figura 2.7: Fase α (escrita chinesa) na liga AlSi7Mg0,3 (RUSSO, 1993).

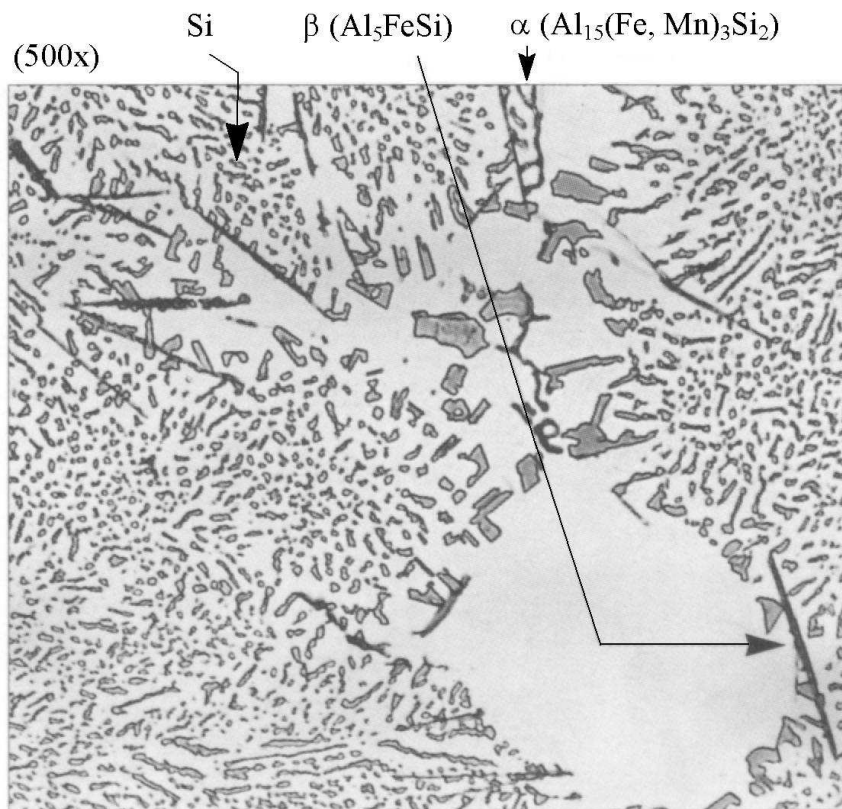


Figura 2.8: Fase-β (agulhas) e α (escrita chinesa) na liga AlSi7Mg0,3 (RUSSO, 1993).

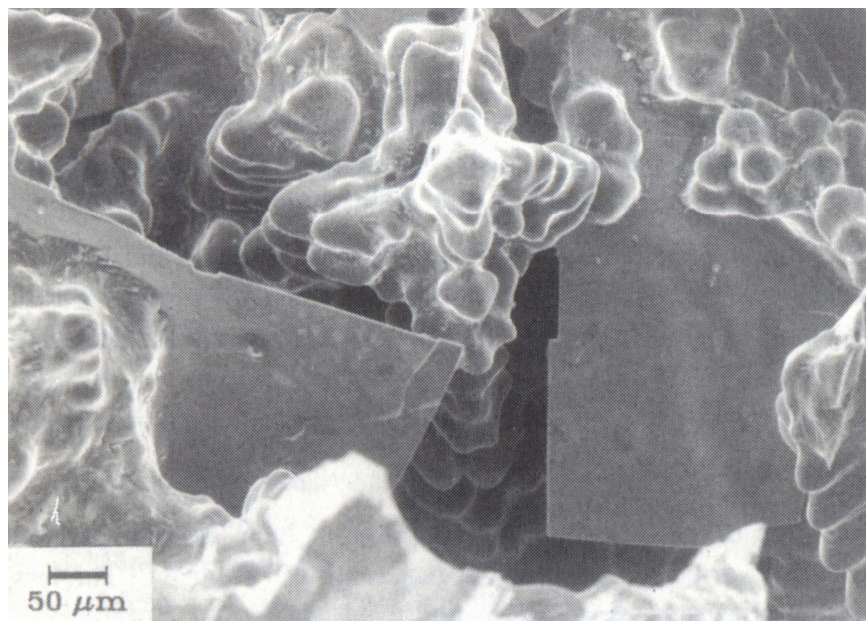


Figura 2.9: Placas de fase β-Al₃FeSi entre as dendritas, expostas no vazio de um rechupe (CREPEAU, 1995).

O efeito do ferro sobre a resistência à fadiga da liga A356-T6 foi investigado por YI et al. (2004). O estudo foi realizado em duas ligas com teores de ferro de 0,1 % e 0,55 %. Os resultados mostraram que o teor de ferro tem pouca influência na vida em fadiga para ciclos curtos (menores que 10^5). Entretanto, o ferro reduz de forma significativa a resistência à fadiga para longos ciclos de fadiga, nos quais são aplicados mais de 10^6 ciclos. No regime de ciclos menores ($< 10^5$ ciclos) a vida de fadiga é dominada pelo estágio de propagação da trinca. A Figura 2.10 mostra o efeito do ferro sobre a resistência à fadiga e ao número de ciclos necessários para ocorrer à falha.

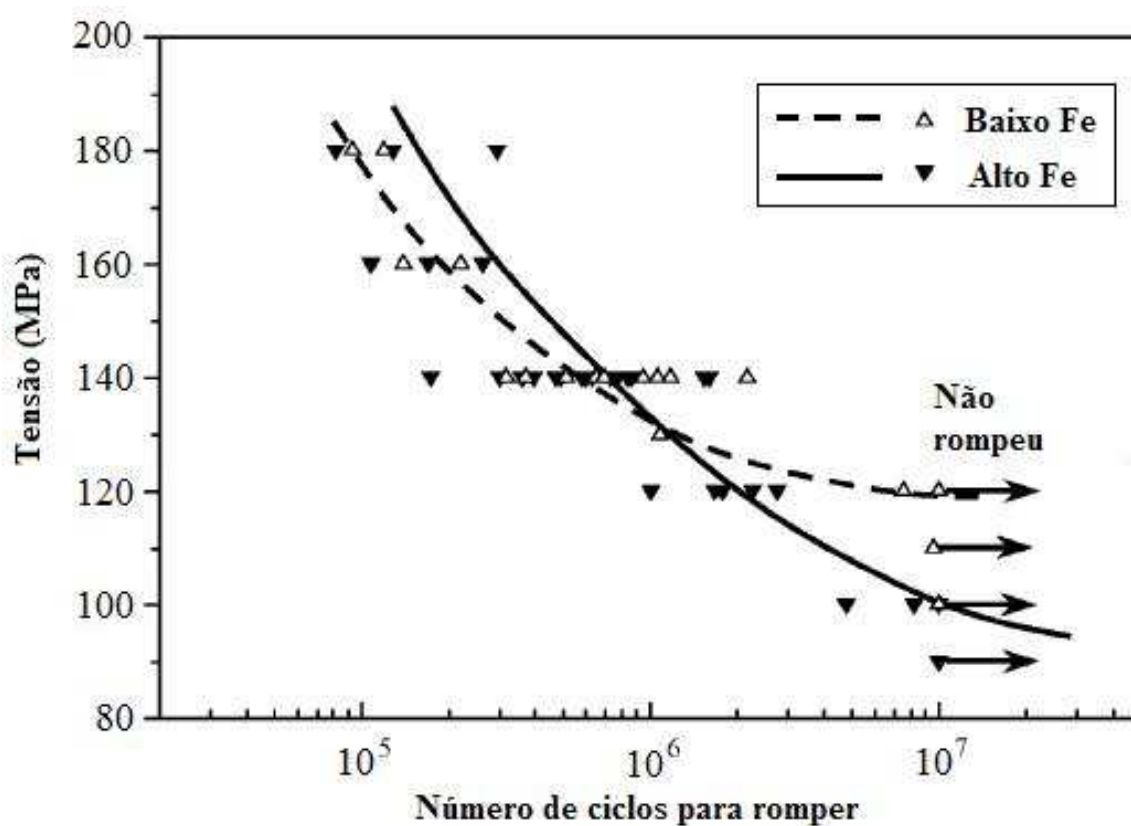


Figura 2.10: Efeito do ferro sobre a resistência à fadiga na liga A356-T6 (YI et al, 2004).

2.5.4 Cobre

Shabestari e Moemeni (2004) estudaram o efeito do teor de cobre na liga 356.0. A composição química básica das ligas e os respectivos teores de cobre são mostrados na Tabela 2.6.

Tabela 2.6: Composição química das ligas estudadas por Shabestari e Moemeni, 2004.

Ligas	Composição química (%)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
1	7,30	0,361	0,20	0,055	0,44	0,008	0,017
2	7,11	0,357	0,70	0,051	0,39	0,009	0,015
3	7,10	0,359	1,51	0,056	0,37	0,006	0,016
4	7,11	0,358	2,50	0,054	0,35	0,007	0,018

Fonte: Shabestari e Moemeni (2004).

Os resultados das propriedades mecânicas obtidas por Shabestari e Moemeni (2004) são apresentados na Figura 2.11. Observa-se que o limite de resistência aumenta até 1,5 % de cobre e depois decresce para teores maiores. O aumento do limite de resistência ocorreu em função da precipitação de intermetálicos ricos em cobre nos interstícios interdendríticos, devido ao maior teor de cobre nesta região.

Foi constatada a formação de poros com o aumento do teor de cobre. Segundo estes pesquisadores, dois fatores podem explicar a formação dos poros. Primeiramente, o cobre tem uma reação eutética a cerca de 525 °C. O teor de cobre contido no eutético é alto, o qual aumenta a contração (rechupes) durante a solidificação. Em segundo lugar, se formam poros devido à redução da solubilidade do hidrogênio na presença do cobre. Estes poros são sítios concentradores de tensão, que reduzem o limite de resistência na liga com teor de cobre acima de 1,5 %.

O alongamento decresce em função do teor de cobre, conforme é mostrado na Figura 2.11, isto ocorreu devido aos efeitos causados na microestrutura, conforme citados acima. As ligas resfriadas em moldes de grafite e cobre apresentaram os melhores valores no limite de resistência e no alongamento, conforme é mostrado na Figura 2.11.

Nos moldes de grafite e cobre ocorreram maior refino da microestrutura devido a uma maior extração de calor em relação à comparação ao molde de areia. Shabestari e Moemeni (2004) constataram que houve redução da distância entre os braços das dendritas, no tamanho das partículas de silício, nas partículas dos intermetálicos contendo ferro e também no tamanho dos poros, nas amostras que foram produzidas nos moldes feitos de grafite e cobre.

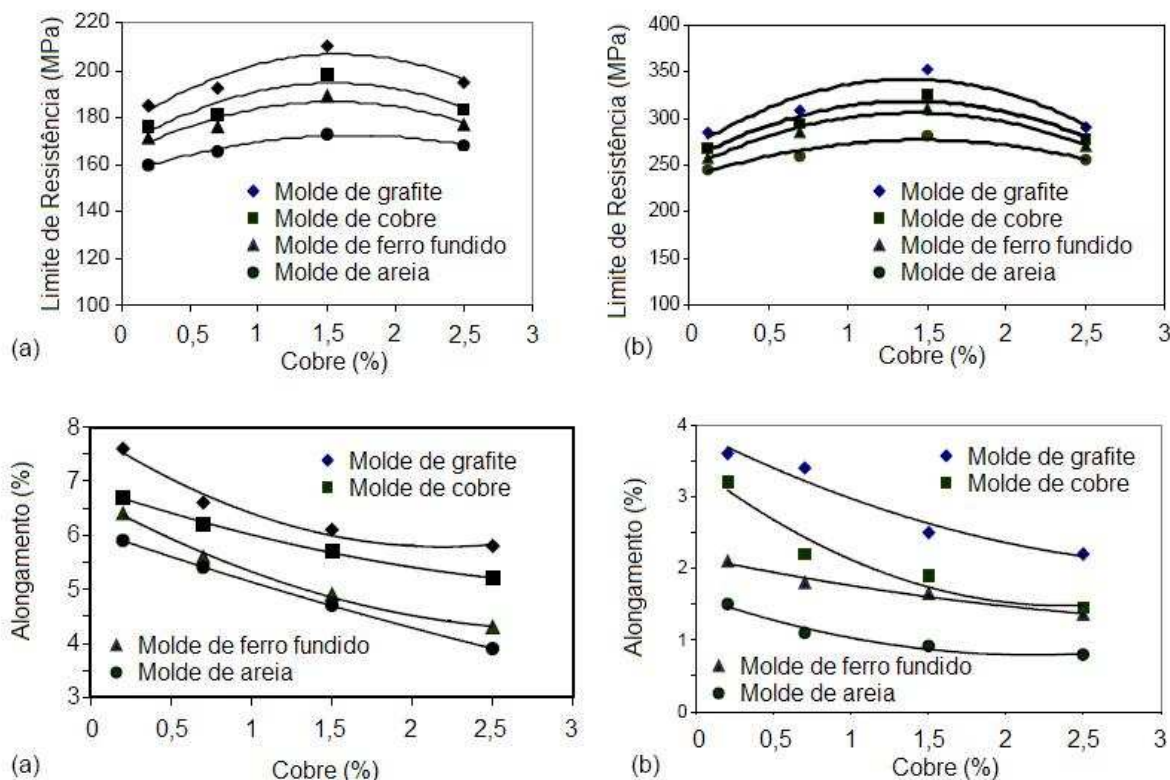


Figura 2.11: Efeito do teor de cobre na liga A356 e do tipo de molde sobre limite de resistência e o alongamento, (a) bruto de fundição, (b) após tratamento térmico T6 (SHABESTARI; MOEMENI, 2004).

2.5.5 Bismuto

Cho e Loper, (2000) descrevem que pequenas quantidades de Bi podem reduzir as propriedades mecânicas do alumínio fundido. Segundo estes pesquisadores, existem grandes dificuldades para se determinar com precisão e reprodutibilidade o teor de Bi na análise química, particularmente nos teores que geram efeitos negativos.

No ASM – Handbook – Casting (2004), existe uma pequena referência ao Bi, o qual o descreve como elemento que melhora a usinabilidade, para teores acima de 0,1 %. Cho e Loper (2000) citam que, de acordo com pesquisas em fornecedores de sucata nos EUA, a principal fonte de Bi vem de ligas de alumínio de corte fácil, as quais são encontradas em grandes quantidades como materiais para reciclagem.

A Figura 2.12 mostra o diagrama de fase Al-Bi, no qual se pode observar que o bismuto é solúvel no alumínio líquido, mas tem pouca ou nenhuma solubilidade no alumínio sólido. Por exemplo, na temperatura de 657 °C, na fase monotética, a solubilidade do bismuto é menor que 0,24 % em massa. Na temperatura do eutético, que é de aproximadamente 270 °C, a solubilidade do bismuto no alumínio é praticamente zero, favorecendo desta maneira a precipitação de compostos contendo bismuto (CHO; LOPER, 2000).

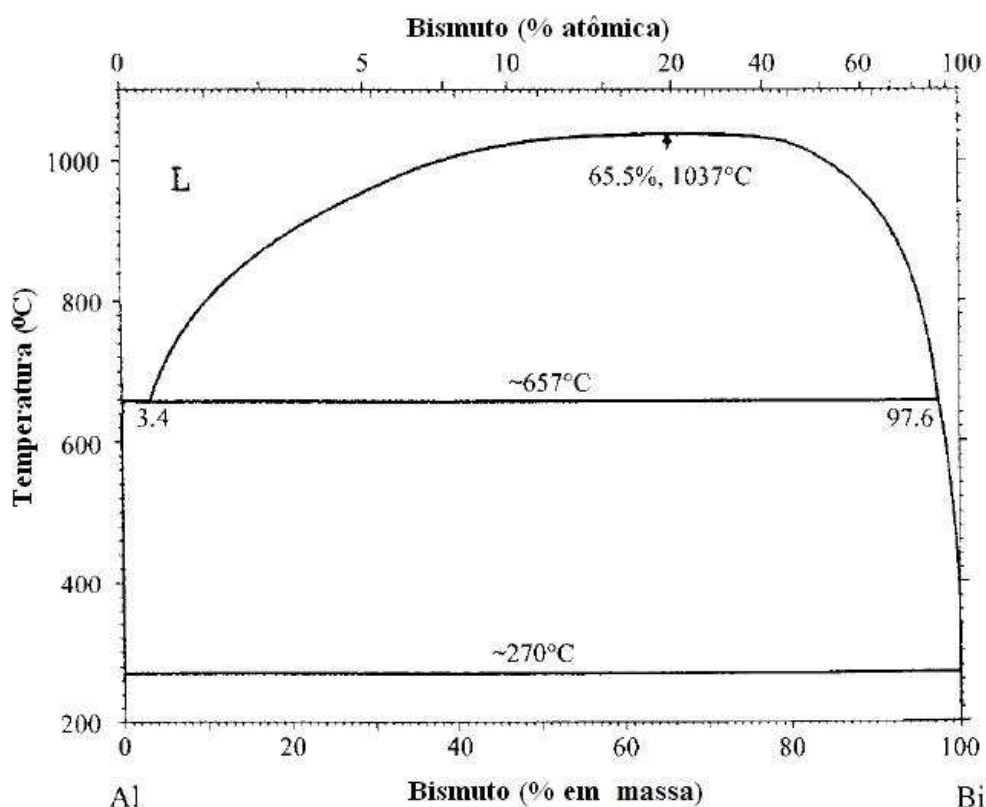


Figura 2.12: Diagrama de fases Al-Bi (CHO; LOPER, 2000).

Normalmente as ligas Al-Si não modificadas possuem os cristais de silício eutético na forma de lamelas, os quais apresentam efeito de entalhe na matriz e reduzem o limite de resistência e

alongamento. Entretanto, estas ligas podem ser tratadas com estrôncio, o qual afeta a cinética de solidificação e o silício eutético adquire a forma fibrosa e arredondada, melhorando significativamente o limite de resistência e o alongamento. Cho e Loper (2000), realizaram uma pesquisa com a liga A356.2 modificada com estrôncio, na qual foram feitas adições de Bi e concluíram o seguinte:

-Pequenas quantidades de Bi, como 0,005 % (50ppm) tendem a anular o efeito modificador do estrôncio. O silício eutético ficava cada vez mais lamelar e grosseiro. O efeito da modificação com Sr foi completamente eliminado com 0,1 % de Bi.

-A quantidade máxima de Bi não deve ser superior a 0,005 % (50 ppm) nas ligas de Al-Si. Eles consideram que o Bi pode reagir com o Sr e formar componentes tais como o $\text{Bi}_2\text{Mg}_2\text{Sr}$, Bi_3Sr , BiSr , Bi_2Sr_3 e BiSr_3 e desta maneira anular o efeito do estrôncio.

2.5.6 Cálcio

É bem conhecido que o Ca pode agir como um modificador do eutético Al-Si, mas geralmente ele é considerado como uma impureza (LOPER; CHO, 2000). No ASM Handbook Casting (2004), o Ca é citado como um fraco modificador do eutético Al-Si e responsável pelo aumento da solubilidade do hidrogênio na liga. Loper e Cho (2000), também observaram o aumento na formação de poros causada por hidrogênio nas ligas de alumínio com 0,001 % de cálcio. Portanto, o Ca pode gerar poros nas peças fundidas, mesmo em baixas concentrações (ASM HANDBOOK CASTING, 2004).

De acordo com com Loper e Cho (2000) recomenda-se que o teor máximo de Ca nas ligas de alumínio deve estar entre 0,002 a 0,004 %. A principal fonte de Ca é o silício metálico, o qual é adicionado durante a produção das ligas de Al-Si. O silício metálico comercial de baixa pureza, pode conter cerca de 0,4 % (4000 ppm) de cálcio. O diagrama de equilíbrio Al-Ca na Figura 2.13, mostra que o Ca tem baixa solubilidade no Al, menos que 0,08 % em massa na temperatura do eutético a 616 °C.

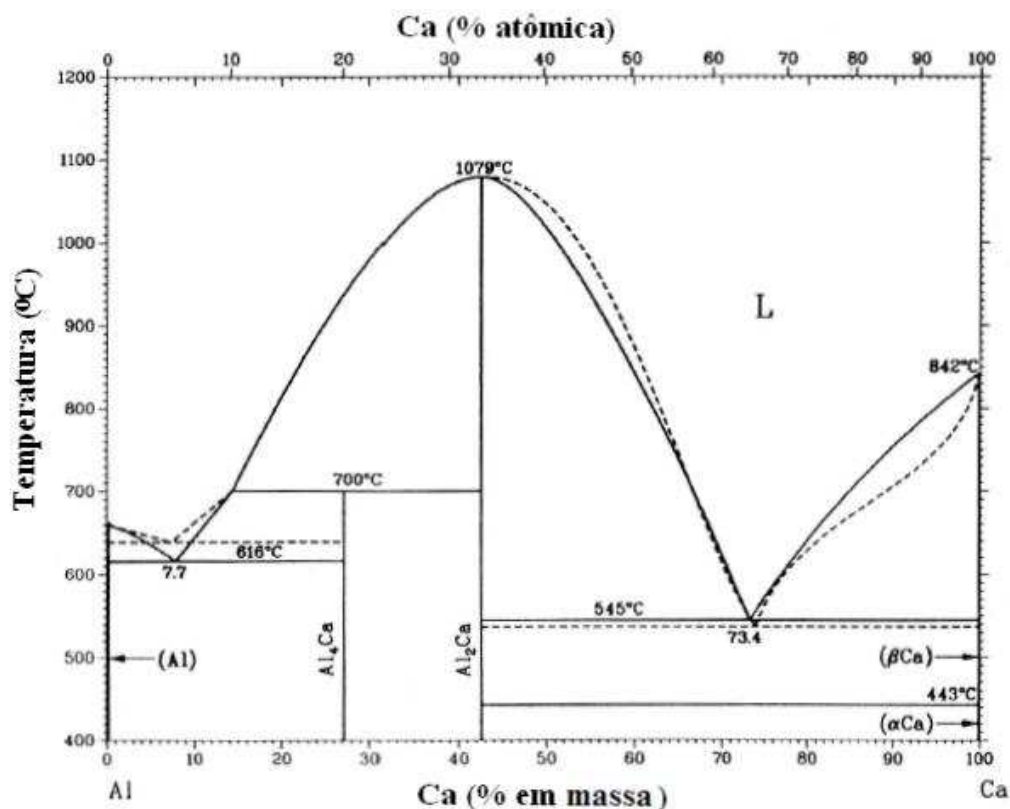


Figura 2.13: Diagrama de fases Al-Ca (LOPER; CHO, 2000).

Nas ligas de alumínio o cálcio pode formar vários compostos com o alumínio, elementos de liga e impurezas. Com o alumínio, o cálcio pode formar os compostos intermetálicos Al_4Ca e o Al_2Ca . O cálcio também pode combinar com o silício e formar intermetálicos tais como o $CaSi_2$, Ca_3Si_4 , $CaSi$, Ca_5Si_3 e Ca_2Si . Nas ligas de alumínio o $CaSi_2$ é insolúvel no alumínio e reduz as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. A remoção do cálcio pode ser feita com o uso do cloro como parte da mistura do gás de degaseificação do metal líquido, o que contribui para remover outros elementos alcalinos, tais como o lítio e sódio, além de reduzir a quantidade dos poros causados por hidrogênio (LOPER; CHO, 2000).

2.5.7 Fósforo

As principais fontes de fósforo são os fosfatos presentes na bauxita, silício metálico e sucatas de ligas Al-Si hipereutéticas. O silício metálico pode conter cerca de 0,003 a 0,018 % de P (30 a 180 ppm) (LOPER; CHO, 2000). Observando o diagrama de fase Al-P, Figura 2.14,

verifica-se que a solubilidade do P é muito baixa e limita-se a poucos ppm. Loper e Cho (2000) citam que no Al- α a solubilidade do P é de cerca de no máximo 0,008 % em massa, enquanto que no Al líquido, na temperatura de 660 °C a solubilidade do P é de 0,018 % em massa (LOPER; CHO, 2000). O diagrama de fase Al-P, Figura 2.14, mostra a formação do composto intermetálico AIP, com temperatura de fusão acima de 2400 °C. Este composto intermetálico atua como refinador do silício pro-eutético nas ligas de alumínio hipereutéticas, mas não é um refinador efetivo do alumínio primário (LOPER; CHO, 2000).

O fósforo é considerado como uma impureza para as ligas de Al-Si hipoeutéticas e eutéticas. O componente intermetálico AIP presente nas ligas de alumínio, se localiza nos contornos de grãos e no interior dos grãos. Experiências já comprovaram que as ligas de alumínio hipoeutéticas contaminadas com fósforo, apresentam estrutura eutética do tipo acicular (na forma de agulhas). Teste feito na liga AlSi10 de alta pureza, na qual foi adicionada 0,005 % (50ppm) de P, a estrutura eutética obtida se apresentou na forma de agulhas grosseiras (LOPER; CHO, 2000).

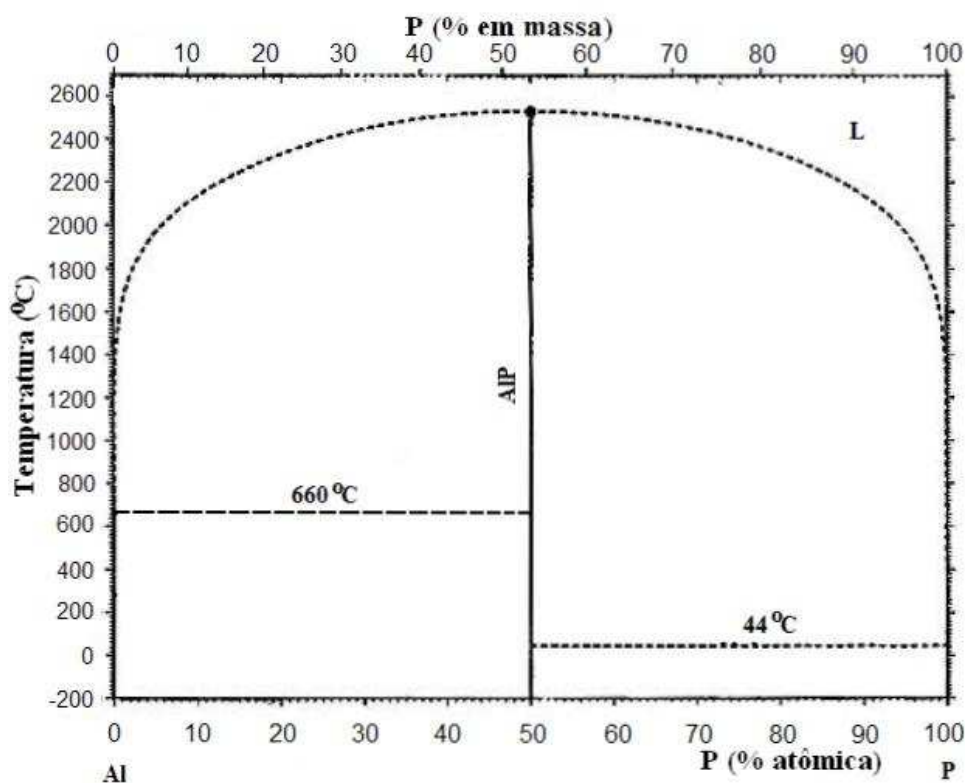


Figura 2.14: Diagrama de fases Al-P (LOPER; CHO, 2000).

Loper e Cho (2000) citam que o P também reage com Na, Sr e Sb, os quais são usados como modificadores da morfologia do silício eutético, ocorrendo desta maneira, a perda do efeito de modificação das ligas Al-Si e conseqüentemente a redução no limite de resistência e alongamento. Portanto, devido aos efeitos negativos do P, os teores devem ser mantidos abaixo de 0,0002 a 0,0003 % (2 a 3 ppm).

2.6 GASES E DESGASEIFICAÇÃO

Este item irá apresentar uma revisão da literatura sobre a solubilidade do hidrogênio, as principais fontes de hidrogênio, os principais efeitos, a diferença entre o defeito de poros devido ao hidrogênio e microrechupes e os principais métodos de degaseificação em uso industrial.

2.6.1 Solubilidade do hidrogênio

O hidrogênio é o único gás com significativa solubilidade no alumínio fundido. No metal líquido, o hidrogênio está na forma atômica e não na forma molecular (H_2). Quando o alumínio está no estado líquido, a cada aumento de 110 °C na temperatura, dobra a quantidade de hidrogênio em solução. Durante a solidificação, a solubilidade do hidrogênio no alumínio diminui e ocorre a formação de poros. Esta é a principal causa para a formação de poros nas peças fundidas de alumínio, que reduz significativamente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. A solubilidade estimada do hidrogênio para as ligas 356, 319 e alumínio puro é apresentada na Figura 2.15 (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

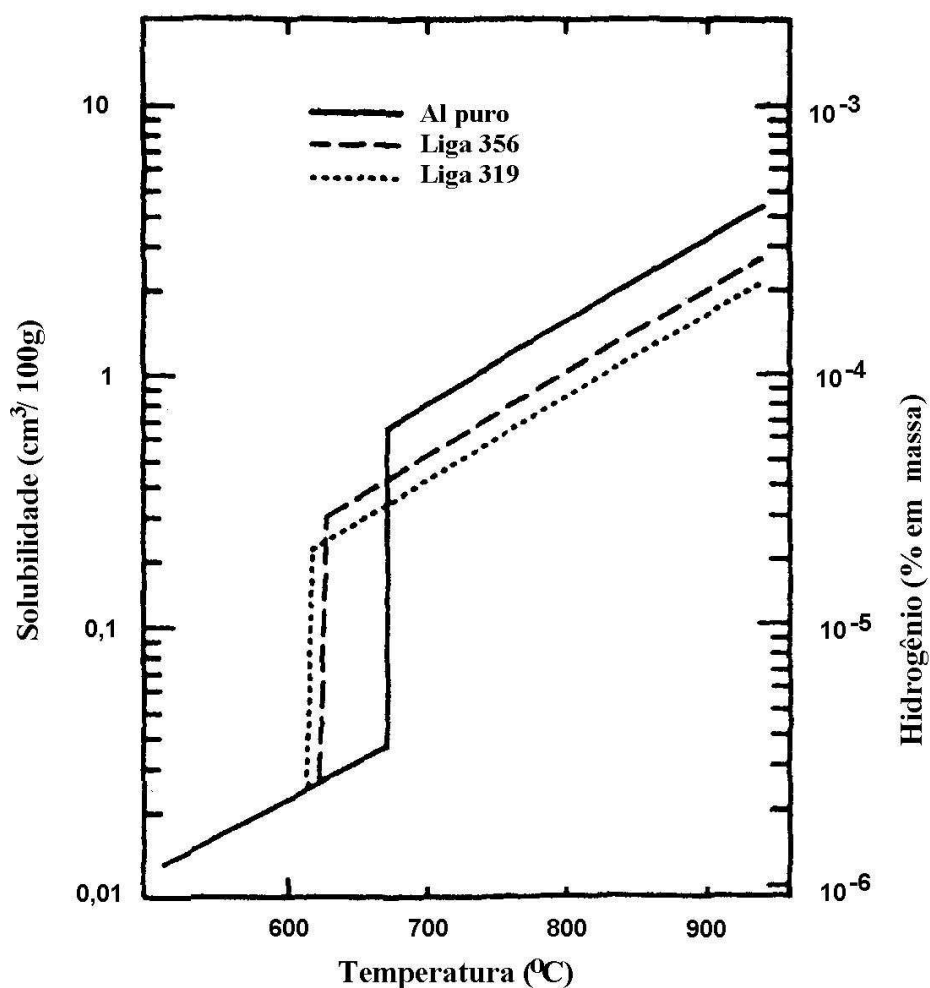


Figura 2.15: Solubilidade do hidrogênio no alumínio em função da temperatura (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

A Figura 2.16 mostra, para uma liga de alumínio com 8 % de silício, a diferença entre a morfologia de um poro devido à rechupe, Figura 2.16a, e à presença de hidrogênio, Figura 2.16b. Observa-se na Figura 2.16a, os contornos dendríticos típicos da formação de cavidade devido à contração do metal (ASM-METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, 2004).

Segundo Wang, Apelian e Lados (2001), os poros causados por gases apresentam morfologia tipicamente esférica e as causadas por contração (rechupes) possuem aspecto tridimensional irregular. Em ambos os tipos de poros, podem também haver a formação de filmes de óxido de alumínio.

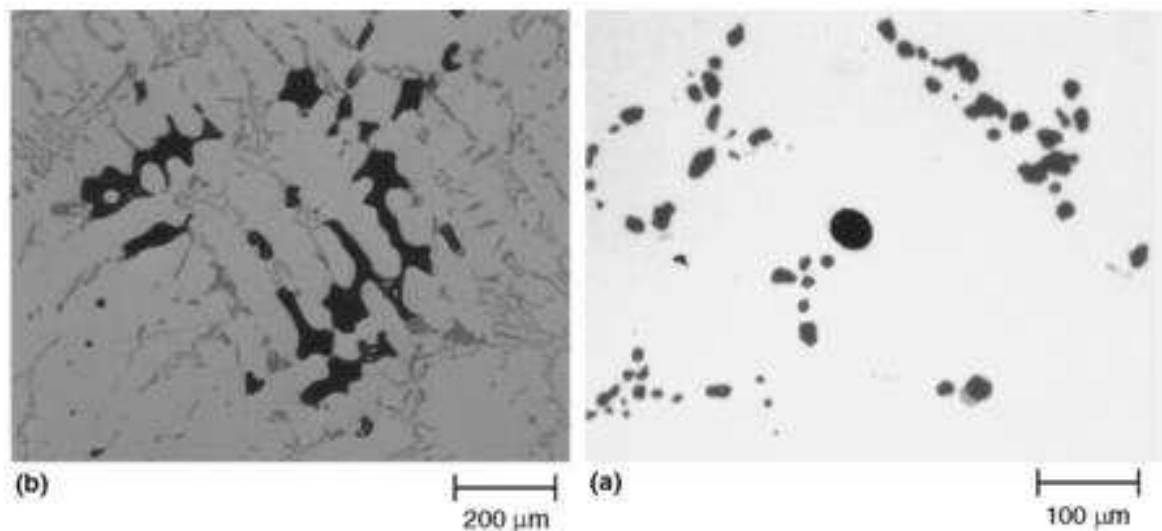


Figura 2.16: Diferença entre (a) rechupe e (b) poro devido ao hidrogênio (ASM-METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, 2004).

Wang, Apelian e Lados (2001), estudaram o efeito dos defeitos sobre a resistência a fadiga na liga A356-T6 e constataram que os poros causados por gases são sítios para nucleação e propagação de trincas em componentes sob efeito de cargas cíclicas. A Figura 2.17, mostra as marcas de propagação da trinca a partir de um poro.

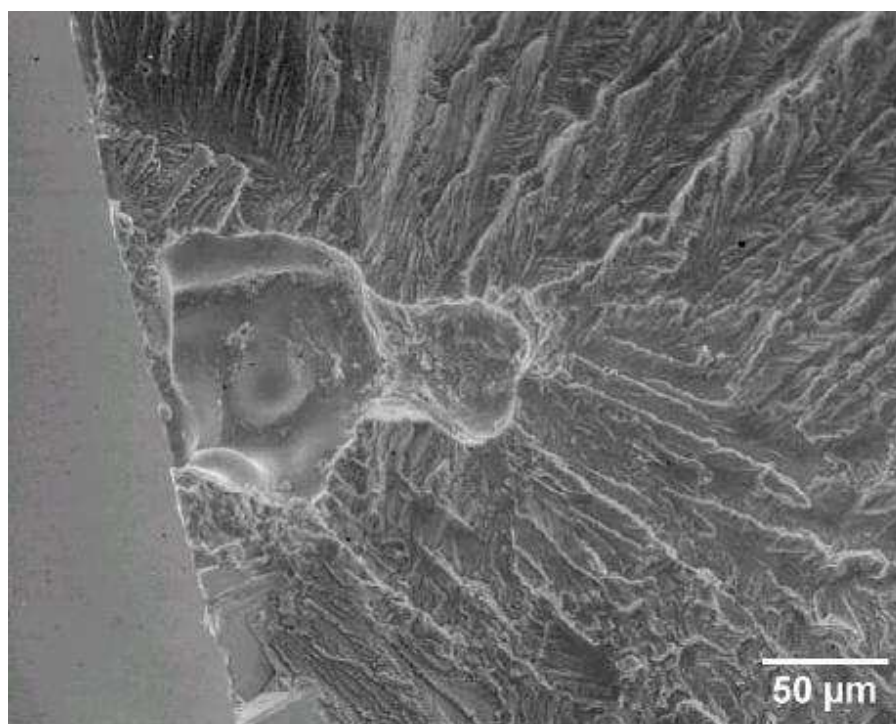


Figura 2.17: Nucleação de trinca em um poro obtida no ensaio de fadiga com a liga A356 modificada com Sr (WANG; APELIAN; LADOS, 2001).

A principal fonte de hidrogênio que pode contaminar o alumínio é a umidade presente na atmosfera, nos fluxos para escorificação, nos cadinhos, nos gases de combustão, nos refratários, nas ferramentas que entram em contato com o metal líquido e nos componentes da carga metálica [GRUZLESKI; CLOSSET, (1990); XU et al, (2004)].

Estudos na liga A356 mostram a redução de densidade com o aumento da umidade presente na atmosfera do forno, Figura 2.18. Nesta experiência, o metal fundido no forno foi exposto à atmosferas com umidade que variaram de 40 a 60 %, logo em seguida, as amostras solidificaram em uma câmara de vácuo e posteriormente foi verificada a densidade aparente (XU et al, 2004).

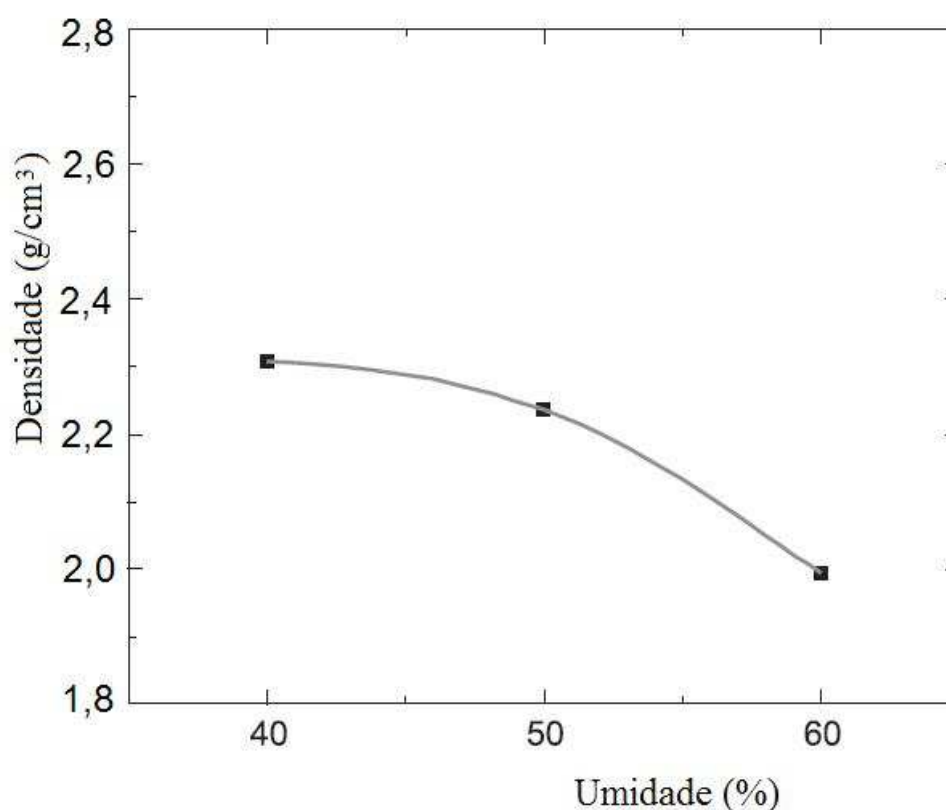


Figura 2.18: Efeito da umidade atmosférica no forno sobre a densidade do alumínio, para amostras solidificadas em câmara de vácuo (XU et al, 2004).

2.6.2 Desgaseificação

O modo mais efetivo de reduzir os poros causados por hidrogênio no alumínio é através da desgaseificação. Os métodos de desgaseificação utilizados atualmente na indústria incluem o uso de borbulhamento com nitrogênio, argônio e pastilhas à base de hexacloretano (C_2Cl_6). Recentemente, foi feito um estudo para verificar a eficiência da desgaseificação com o uso de ondas ultra-sônicas. Entretanto, os resultados não foram satisfatórios para grandes quantidades de alumínio (XU et al, 2004).

A desgaseificação através do borbulhamento de um gás inerte, gás reativo ou a combinação destes é designada como purga. O processo de desgaseificação por purga se baseia no princípio de que o hidrogênio atômico no metal líquido se difunde para regiões onde não existe hidrogênio. Com a introdução de bolhas de outro gás sem hidrogênio, os átomos de hidrogênio difundem para dentro destas bolhas, às quais são arrastadas para a superfície do banho metálico, reduzindo desta maneira a quantidade hidrogênio em solução. Várias misturas gasosas podem ser empregadas, mas, é muito importante que estes gases sejam isentos de vapor de água, estas misturas incluem (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990):

99 % Ar – 1 % Cl_2

90 % Ar – 10 % Cl_2

80 % N_2 – 10 % Cl_2 – 10 % CO

90 % N_2 – 10 % Cl_2

70 % N_2 – 30 % Cl_2 .

O método de aplicação pode ser com o uso de uma lança, ponta porosa ou rotor, geralmente o componente que é imerso no banho líquido é feito de grafite. Entretanto, o método que utiliza o rotor, é considerado o mais eficiente, pelo fato de gerar uma dispersão muito grande de bolhas com tamanhos pequenos que variam de 3 a 6 mm (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

O outro método de desgaseificação indicado por Gruzleski e Closset (1990), se refere ao uso de tabletes ou pastilhas. Estas pastilhas são introduzidas no banho com o uso de um sino perfurado, em contato com banho, se decompõe e liberam gases. O desgaseificante sólido mais comum é o hexacloretano, C_2Cl_6 , que se decompõe em temperaturas acima de 700 °C.

Como todos os fluxos sólidos, este material é higroscópico e deve ser estocado em ambiente seco, caso contrário irá introduzir hidrogênio no alumínio fundido ao invés de removê-lo.

O uso de fluxo sólido apresenta dificuldades de controle durante a sua aplicação, caso a decomposição da pastilha ocorra muito rápido, talvez seja necessário fazer várias aplicações para garantir uma boa desgaseificação. Neste método, ocorre a formação de fumaça tóxica. Com estas desvantagens, o método de desgaseificação por pastilhas geralmente só é indicado para o tratamento de pequenas quantidades de metal e para aplicações onde não se requer um controle preciso de desgaseificação (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

2.7 MODIFICAÇÃO DA MORFOLOGIA DO SILÍCIO EUTÉTICO

2.7.1 Fundamentos da modificação das ligas Al-Si

Segundo Gruzleski e Closset (1990) das duas fases que fazem parte da solidificação da liga Al-Si, a mais importante no processo de modificação é a fase do silício. A solução sólida de alumínio exerce pouca influência nesse processo. O silício é um não-metal, e como tal, solidifica de maneira facetada, ou seja, ele forma um cristal que é limitado por planos cristalográficos definidos e cresce em uma direção específica.

O silício não modificado, na forma de uma placa exibe uma estrutura cristalográfica conforme esquema da Figura 2.19. Este cristal pode crescer facilmente na direção $\langle 112 \rangle$, e quando a estrutura do cristal de silício está formada, a grande face plana do cristal está no plano $\langle 111 \rangle$. Uma importante característica na cristalização do silício é que planos de maclação são formados com facilidade. Estas maclas, conforme mostra a Figura 2.20, ocorrem quando grandes grupos de átomos mudam de posição uniformemente e surge um plano que atravessa a estrutura do cristal (plano de maclação). No silício, os planos de maclação são os planos $\langle 111 \rangle$ e possuem o efeito de auto perpetuação de crescimento, com ângulo de 141° na interface sólido-líquido, conforme mostra a Figura 2.19 (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

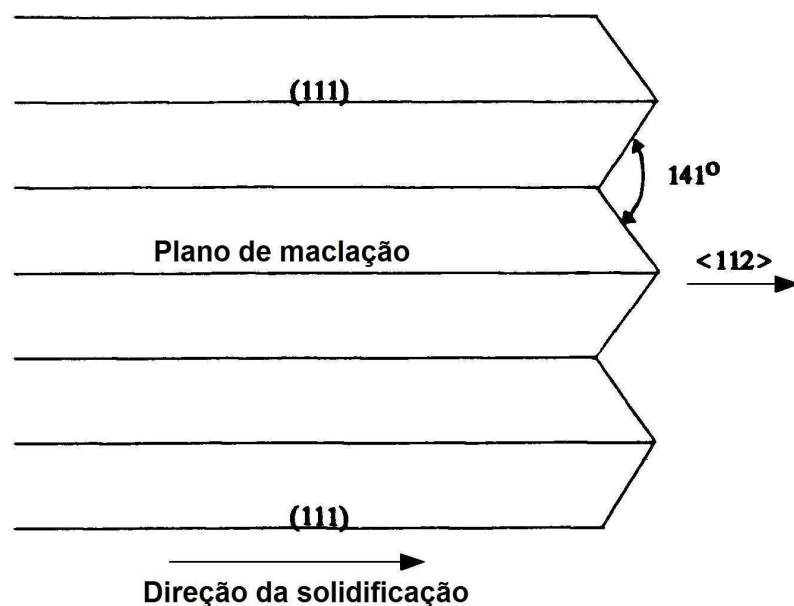


Figura 2.19: Crescimento de um cristal de silício acicular a partir do líquido (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

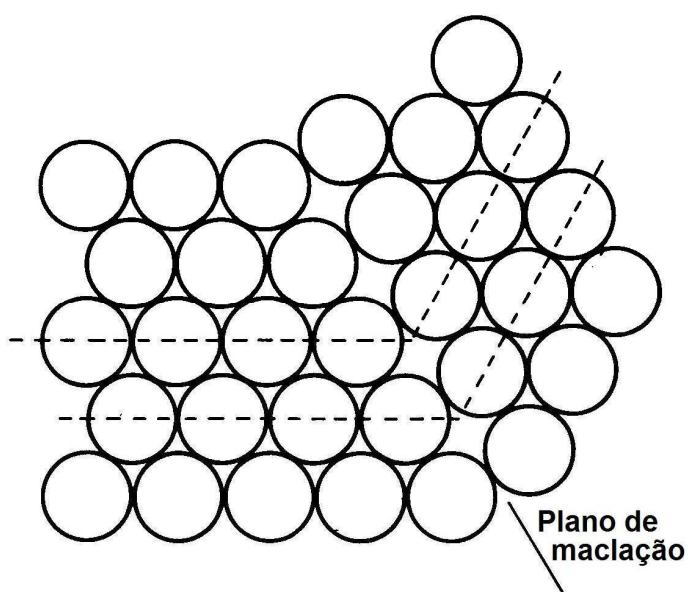


Figura 2.20: Formação de um plano de maclação (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

A cristalização do silício ocorre pela adição de átomos de maneira que favorecem a formação de degraus, os quais se movem através da interface sólido-líquido. Esses degraus, Figura 2.21, se originam no plano de maclação, e visto que o plano de maclação sempre cruza a interface

de solidificação, existe dessa maneira um constante fornecimento de locais de crescimento, nos quais pode ocorrer a solidificação do silício (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

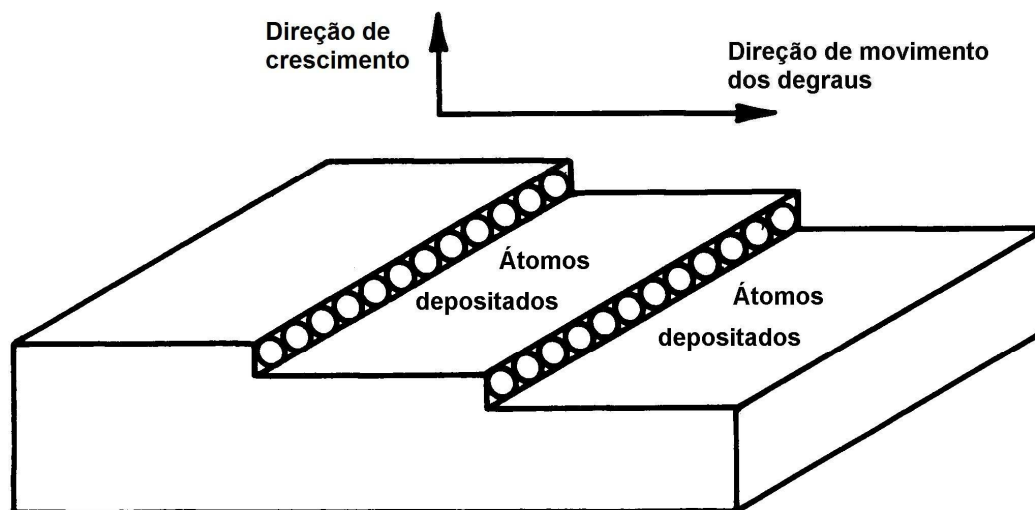


Figura 2.21: Interface sólido-líquido durante a formação do cristal de silício (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

De acordo com Gruzleski e Closset (1991) a situação descrita acima e ilustrada na Figura 2.19, não é favorável à ramificação de cristais de silício, em consequência disso, o silício não modificado se forma com morfologia sem ramificação, do tipo placa plana, conforme mostra Figura 2.22. É evidente então que a estrutura fibrosa modificada deve crescer de maneira muito diferente, de tal forma que permite uma ramificação livre e fácil. A diferença reside na quantidade de planos de maclação encontrados entre os cristais de silício não modificado e modificado. As fibras de silício modificado possuem uma quantidade muito maior de planos de maclação, em relação às placas de silício não modificadas, e a superfície das fibras são microfacetadas e rugosas, como consequência da intersecção da grande quantidade de planos de maclação, Figura 2.23.

Gruzleski e Closset (1990) descrevem que as fibras de silício modificadas são cristalograficamente muito imperfeitas na superfície, e cada imperfeição é um local em potencial para favorecer a ramificação durante a solidificação. Como resultado, as fibras do eutético quimicamente modificado estão propensas a se curvarem e separarem-se (bifurcação em ramos), criando dessa maneira uma microestrutura fina. Entretanto, nas estruturas não

modificadas isso não ocorre, devido a sua perfeição cristalográfica, formam-se placas grossas do tipo acicular.

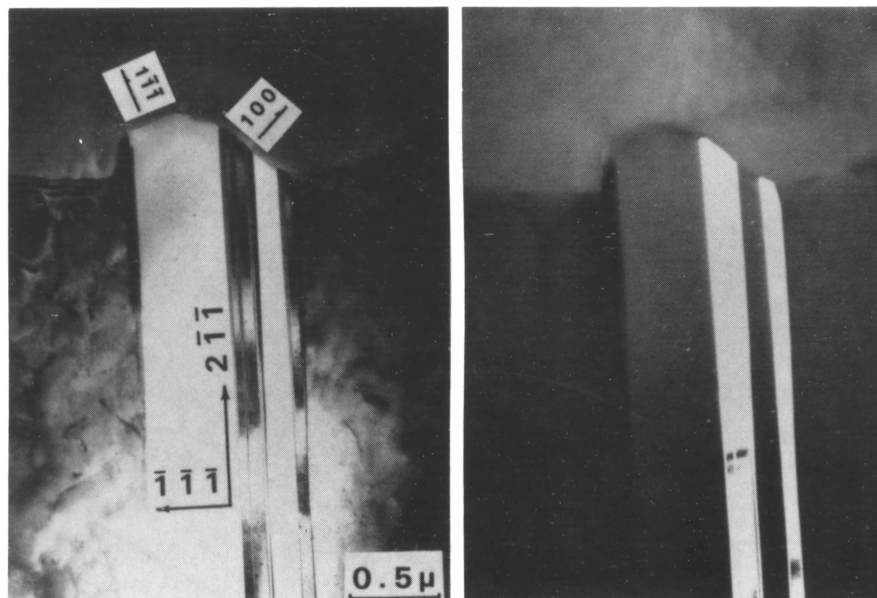


Figura 2.22: Silício acicular mostrando a baixa quantidade de planos de maclação (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

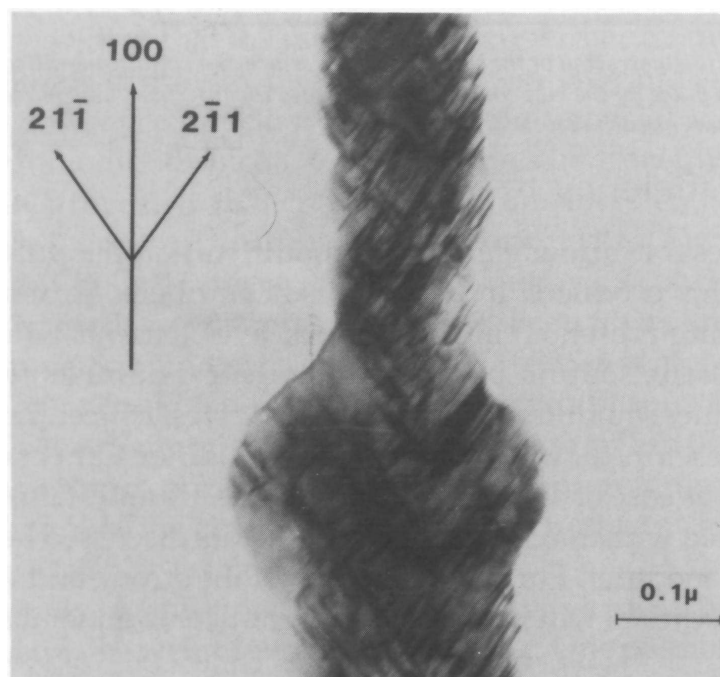


Figura 2.23: Fibra de silício modificada com sódio mostrando a alta quantidade de planos maclação e a superfície rugosa (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

Esta diferença na quantidade dos planos de maclação é causada pela adição de menos de um por cento em peso de modificador. Uma possível explicação para este efeito é que átomos do modificador são absorvidos dentro dos degraus durante o crescimento da interface sólido-líquido do silício. Se a razão entre o raio atômico (r) do elemento modificador e do silício ($r_{\text{modificador}} : r_{\text{silício}}$) for próxima de 1,646, o crescimento do tipo maclado será favorecido na interface sólido-líquido. Na Figura 2.24, a esfera de cor preta simboliza o átomo do elemento modificador dentro da interface sólido-líquido, no degrau de crescimento do silício. Como resultado, a estrutura do cristal de silício é perturbada, devido a isso ocorre à formação de um plano de maclação após a absorção do átomo do elemento modificador. Este fenômeno recebe o nome de maclação induzida por impureza, ela é favorecida pelo elemento modificador que se concentra no cristal de silício e não na fase do alumínio (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

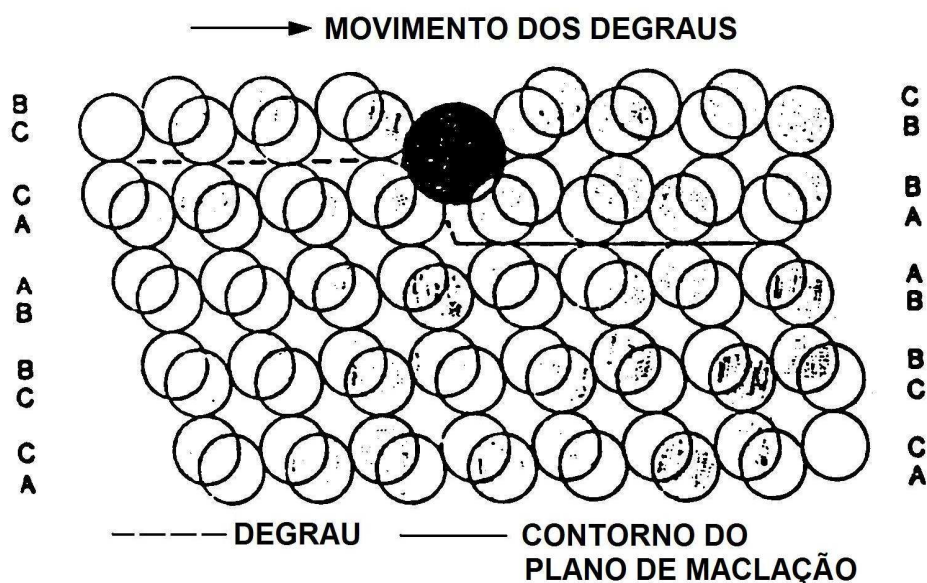


Figura 2.24: Esquema do crescimento maclado devido à presença do átomo do elemento modificador (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

2.7.2 Microestrutura e propriedades mecânicas da liga Al-Si após modificação

De acordo com Gruzleski e Closset (1990), foi em 1921 que Aladar Pacz, nos EUA, descobriu que ao tratar as ligas Al-Si contendo entre 5 a 15 % de silício com um fluoreto alcalino,

principalmente, o de sódio, ocorria aumento na ductilidade. A descoberta de Aladar Pacz é considerada um desenvolvimento dos mais significativos para o setor de fundição de alumínio. Durante a década de 1920 as técnicas de metalografia já eram bem conhecidas e isso permitiu identificar as alterações causadas na microestrutura das ligas de Al-Si tratadas com sais a base de sódio.

As ligas não tratadas com sódio apresentam as partículas de silício na forma de placas grandes com lados e extremidades agudas (forma acicular), conforme mostrado na Figura 2.25. A adição de pequenas quantidades de sódio causa a alteração na morfologia das partículas de silício. Durante a solidificação as partículas de silício adquirem uma morfologia fina e aparentemente globular. A Figura 2.26 mostra o aspecto globular das fibras de silício. Portanto, a alteração das partículas de silício a partir de uma morfologia acicular para uma fibrosa é conhecida pelo termo “modificação”. Esta alteração é responsável pelo aumento nas propriedades mecânicas, principalmente o limite de resistência e o alongamento, conforme mostra a Tabela 2.7 (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

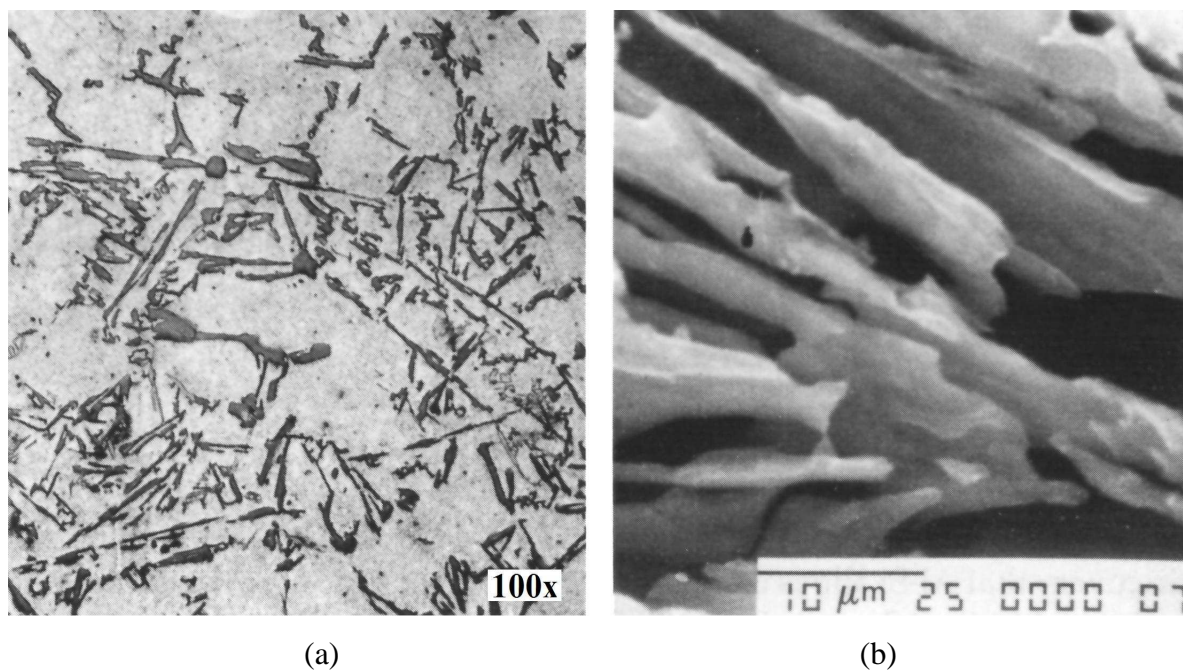


Figura 2.25: Microestrutura da liga A356 não modificada, (a) microscópio óptico, (b) microscópio eletrônico de varredura (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

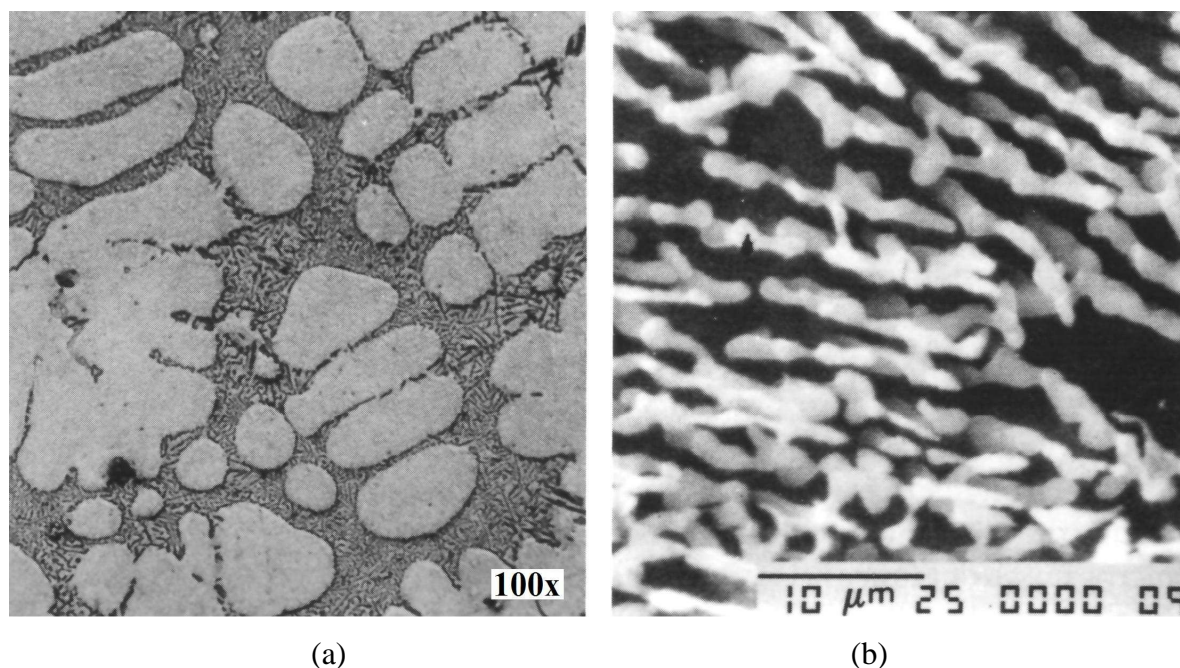


Figura 2.26: Microestrutura da liga A356 modificada, (a) microscópio ótico, (b) microscópio eletrônico de varredura (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

Tabela 2.7: Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,3 produzida em coquilha e sem tratamento térmico.

Microestrutura	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Acicular	180	7
Fibrosa	200	16

Fonte: (Gruzleski; Closset, 1990).

Segundo Gruzleski e Closset (1990) vários elementos químicos causam a modificação das partículas de silício, nestes se incluem os grupos de elementos IA, IIA e terras raras (tabela periódica). De todos esses elementos, o sódio é considerado o mais efetivo para gerar uma microestrutura fina, fibrosa e uniforme. Atualmente na indústria, os elementos mais usados para esse tratamento é o sódio, o estrôncio ou o antimônio.

Os elementos químicos modificadores são efetivos quando usados em baixas concentrações, tipicamente na faixa entre 0,01 a 0,02 %, residual na peça fundida. O teor de sódio residual recomendado é entre 0,005 a 0,01 %; o estrôncio em 0,02 % é suficiente para modificar a liga com 7 % de silício (356), mas para as ligas eutéticas é necessário 0,04%, como é o caso da

liga 413. O antimônio é frequentemente usado na Europa e Japão, em teores de cerca de 0,1 % ou mais. A modificação também pode ser obtida através de um resfriamento muito rápido durante a solidificação sem a adição de elementos químicos (GRUZLESKI; CLOSSET, 1990).

Gruzleski e Closset (1990) citam que maiores adições dos elementos químicos modificadores causa a supermodificação. No caso do sódio, ocorre a segregação desse elemento durante a solidificação e isso causa a formação de $AlSiNa$, o qual favorece a nucleação de partículas grosseiras de silício. O estrôncio em excesso, favorece também favorece a formação de partículas grosseiras de silício e a formação de partículas intermetálicas a base de Al_4SrSi_2 . A supermodificação, portanto, contribui para a redução nas propriedades mecânicas.

Segundo Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989), outra vantagem que o tratamento de modificação gera é a contribuição para a esferoidização das partículas de silício no tratamento térmico de solubilização. Segundo estes pesquisadores, um alto grau de esferoidização foi obtido após 12 h de solubilização com a liga A356 modificada com Sr, enquanto que em amostras não modificadas, ainda era visível a presença de grossas partículas de Si na forma de agulhas. A Tabela 2.8 mostra resultados citados por Gruzleski e Closset (1990) a partir de corpos de prova produzidos em coquilha e molde de areia com a liga 356 modificada com estrôncio e posteriormente submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento do tipo T6. A temperatura de envelhecimento usada foi de 170 °C.

Tabela 2.8: Propriedades mecânicas da liga 356 modificada com estrôncio vazada em coquilha e molde de areia e posteriormente submetidas ao tratamento térmico T6.

Processo	Tratamento térmico	LR (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
Coquilha	Bruto de fundição	200	14	55
	T6	310	12	100
Areia	T6	275	2	100

Fonte: (Gruzleski; Closset, 1990).

Nota específica:

LR = Limite de resistência

2.8 FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO

O processo de fundição sob pressão é amplamente usado para a produção em série de peças em ligas não ferrosas (CHEN, 2005). O processo utiliza a energia hidráulica, a qual impõe uma elevada velocidade sobre o metal líquido para garantir um rápido enchimento do molde. O molde absorve o impacto das forças de injeção, dissipa o calor do metal e facilita a extração da peça fundida. A energia é fornecida por uma bomba hidráulica e um sistema elétrico que possibilita o controle de posição, velocidade e aceleração do pistão de injeção. O sistema elétrico otimiza o controle do processo de enchimento da cavidade do molde e da compactação do metal (ASM HANDBOOK CASTING, 2004).

A fundição sob pressão oferece várias vantagens sobre outros processos de fundição. Esse processo possui elevada produtividade e as peças produzidas apresentam excelente acabamento superficial. Nos EUA, mais de 60 % das peças fundidas em alumínio são produzidas em fundição sob pressão. Os moldes usados no processo apresentam elevado custo, entretanto apresentam vida útil relativamente longa, cerca de 50.000 a 100.000 ciclos de injeção. Quando grande quantidade de peças é produzida com o mesmo molde, o custo por peças é menor que outros processos de fundição (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).

Podem-se prever no projeto das peças a redução ou eliminação dos custos com manuseio, limpeza, usinagem e operações de montagem. Insetos metálicos ou mesmo não-metálicos podem ser feitos nas peças fundidas com o objetivo de facilitar a montagem de outros componentes. As tolerâncias dimensionais de cada peça fundida são mantidas com mais precisão se comparado a outros processos de fundição. O alto grau de uniformidade dimensional das peças facilita as operações de montagens automatizadas ou usinagem (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).

Uma ampla variedade de formatos, tanto simples como complexos e tamanhos de peças pode ser projetada, isso permite maior liberdade para o projetista. Entretanto, a maioria das peças

produzidas em fundição sob pressão é pequena, este aspecto está limitado às características das máquinas injetoras. Seções de finas, desde cerca de 0,6 e 1,0 mm podem ser produzidas em fundição sob pressão usando ligas de alumínio. A perda de metal é baixa porque os canais podem ser refundidos com o mínimo de desperdício. Os ângulos de saída necessários para facilitar a extração da peça são pequenos e roscas externas podem ser reproduzidas com facilidade (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).

2.8.1 Classificação

Existem duas técnicas no processo de fundição sob pressão, uma usa o sistema de injeção com câmara quente e a outra, o de câmara fria. O processo de fundição sob pressão com câmara fria é devido em um sistema com câmara fria horizontal e vertical, sendo o sistema com câmara fria horizontal, o mais utilizado para a fabricação de peças com ligas de alumínio (AFS - ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).

Recentemente Apelian e Makhlof (2004) publicaram uma nova classificação para os processos de fundição sob pressão, a qual está dividida em dois grupos principais: a fundição sob pressão convencional (Conventional Die Casting) e a fundição sob pressão de alta integridade (High Integrity Die Casting). Segundo Apelian e Makhlof (2004) a fundição sob pressão convencional se caracteriza pela elevada produtividade de componentes com alta precisão dimensional, redução de peso, redução de usinagem, reprodução de detalhes e por permitir o uso de ligas recuperadas a partir de sucata. Entretanto, o processo apresenta como principal desvantagem a formação de poros devido ao enchimento severamente turbulento da cavidade do molde. Devido aos poros, o processo não é adequado para a fabricação de componentes estruturais que serão expostos à elevada temperatura, como é o caso de peças que são tratados termicamente por solubilização e envelhecimento ou são soldadas, sem que haja a formação de bolhas na superfície da peça (blistering). O item 2.8.5 descreve sobre os processos de fundição sob pressão de alta integridade.

2.8.2 Câmara quente

No processo de fundição sob pressão com câmara quente, as partes que compõe o pistão e a câmara de injeção se encontram mergulhadas no metal fundido, conforme mostra a Figura 2.27. Neste processo, o metal preenche o interior do molde quando o pistão de injeção avança para baixo e o metal flui através do canal. Após a solidificação do metal no molde, o pistão de injeção retorna à posição inicial e parte do metal do canal volta para o interior do cilindro de injeção. Devido ao sistema de injeção estar mergulhado no metal líquido, este processo é aplicado para as ligas com menor temperatura de trabalho, tais como as de zinco, chumbo, estanho e mais recentemente as de magnésio. Como vantagens, este processo minimiza a exposição do metal líquido à turbulência, oxidação e perda de calor durante a etapa de transferência para o molde (ASM HANDBOOK FORGING AND CASTING, 1970).

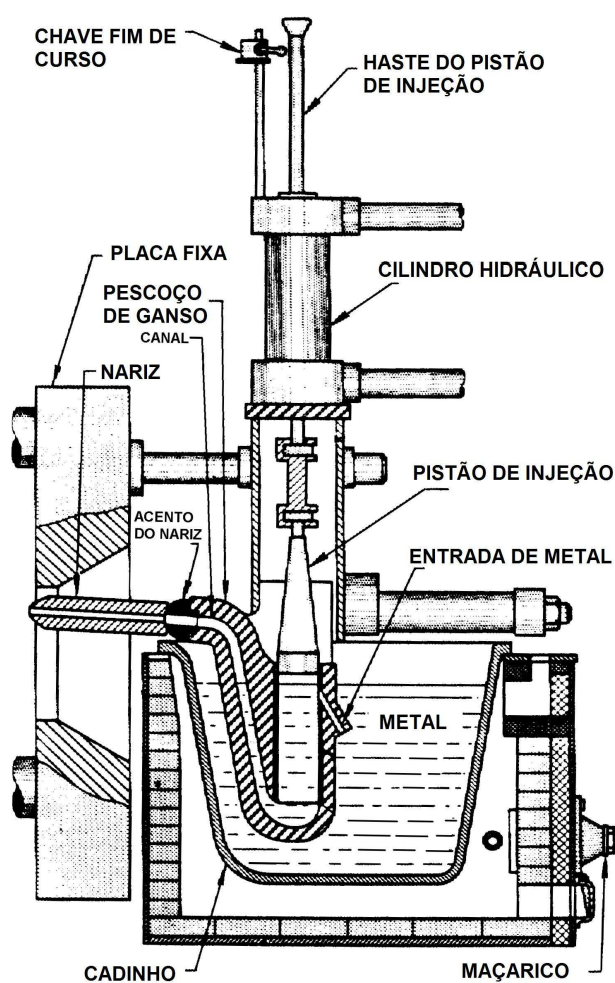


Figura 2.27: Esquema do processo de injeção sob pressão com câmara quente (ASM HANDBOOK CASTING, 1970).

2.8.3 Câmara fria horizontal

O enchimento do molde no processo de fundição sob pressão com câmara fria horizontal é feito por um pistão que empurra o metal líquido para a cavidade do molde. Alta velocidade no metal é gerada na região dos canais de ataque, que pode variar de 40 a 100 m/s. A Figura 2.28a mostra a alimentação da câmara de injeção com o metal líquido e a Figura 2.28b o movimento do pistão de injeção que faz o enchimento do molde e a compactação do metal (CHEN, 2005).

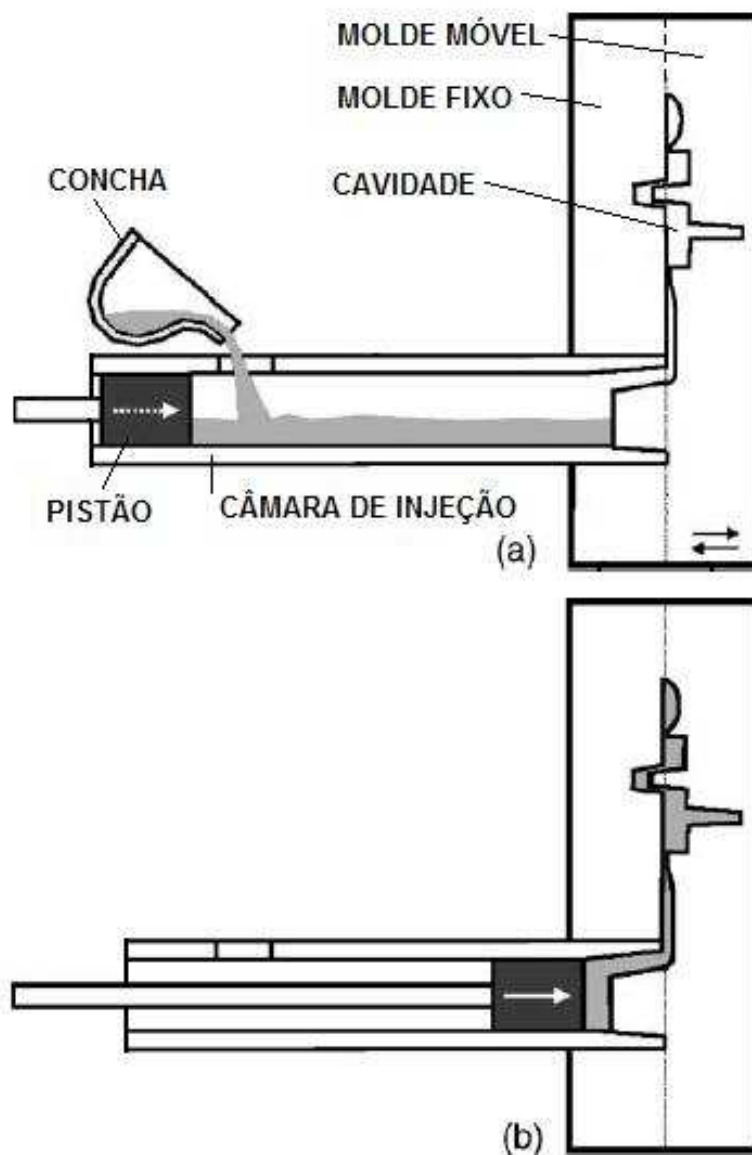


Figura 2.28: Esquema do processo de fundição sob pressão (CHEN, 2005).

No entanto, o enchimento do molde com alta velocidade e a alta pressão aplicada imediatamente após o enchimento, podem causar desgastes e aderências de metais em certos locais que sofrem impactos constantes do fluxo. Portanto, a produtividade e a vida útil do molde poderão ser reduzidas (CHEN, 2005). De acordo com Apelian e Makhlof (2004), Fuoco (2002), Birch (2000), Niu et al. (2000) e AFS – Aluminum Casting Technology (1993) entrada do metal em alta velocidade na cavidade do molde também causa um enchimento muito turbulento, que favorece a oxidação do metal, a introdução de ar misturado com o metal e conseqüente redução nas propriedades mecânicas dos componentes fundidos. Se os componentes forem posteriormente submetidos a tratamento térmico de solubilização, em temperaturas na faixa de 500 a 540 °C, bolhas se formarão na superfície das peças devido ao ar que foi misturado no metal fundido durante o enchimento do molde (injeção).

Segundo Campbell (1995) nas últimas décadas, muitos estudos foram realizados no sentido de reduzir este problema, tais como, melhorias no dimensionamento do sistema de canais e no funcionamento do sistema hidráulico que atua sobre o controle dos estágios de injeção do metal no molde.

Segundo Verran, Mendes e Rossi (2005), o processo de fundição sob pressão possui parâmetros que devem ser ajustados adequadamente para produzir peças com qualidade, ou seja, com a mínimo formação de poros. Segundo estes pesquisadores, as principais variáveis neste processo são a temperatura do molde, volume de metal, velocidades da primeira e segunda fases, pontos de comutação, pressão de injeção, recalque, composição química da liga e a temperatura da liga. O projeto do sistema de enchimento (canais) também afeta a qualidade do fundido, devido à turbulência que pode ser gerada ou a solidificação prematura do metal de maneira tal que, a fase de recalque não consegue atuar sobre a peça e rechupes podem ser formados. Nos experimentos realizados, Verran, Mendes e Rossi (2005) conseguiram produzir peças com baixo índice de poros utilizando baixas velocidades na primeira e na segunda fase e alta pressão no recalque.

2.8.4 Câmara fria vertical

Existem dois tipos básicos de máquinas de fundição sob pressão com câmara fria vertical. Em um tipo, a linha de partição do molde é horizontal e no outro, a linha de partição é vertical, conforme é mostrado nas Figuras 2.29 e 2.30. A principal vantagem da fundição sob pressão com câmara fria vertical é que durante o processo de enchimento, o volume de metal em deslocamento no interior da câmara de injeção não apresenta turbulência, o que minimiza a quantidade de poros nas peças. Em geral, este tipo de máquina é restrito a componentes que necessitam de alta densidade no metal injetado, que usam insertos metálicos e que podem ser feitas com um canal de ataque pela região central, tais como as bases para ferros elétricos, rotores para motores elétricos, turbinas e ventiladores (ASM HANDBOOK CASTING, 1970).

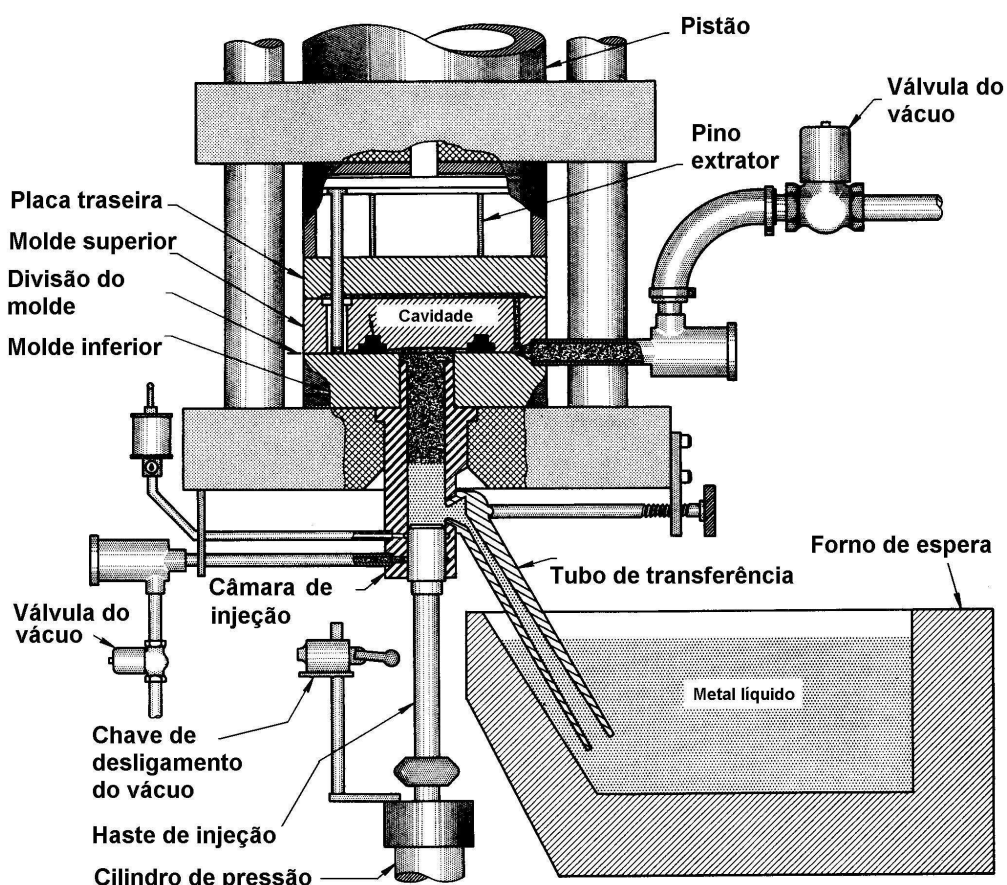


Figura 2.29: Esquema da máquina de fundição sob pressão com câmara fria vertical e molde com linha de partição horizontal (ASM HANDBOOK CASTING, 1970).

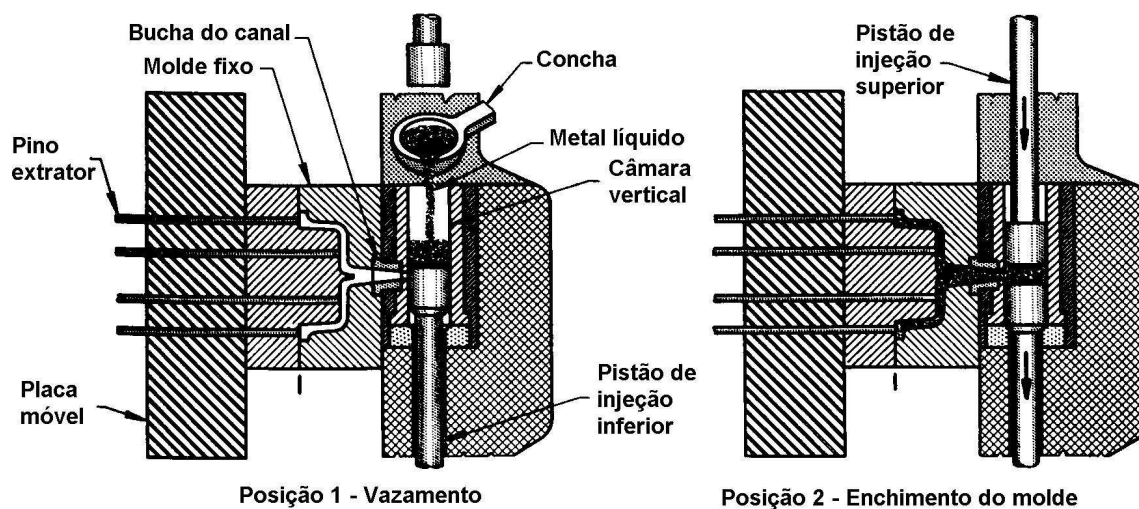


Figura 2.30: Esquema e ciclo de operação de uma máquina de câmara fria vertical com linha de partição do molde vertical (ASM HANDBOOK CASTING, 1970).

2.8.5 Alta integridade

De acordo com Apelian e Makhlof (2004), a fundição sob pressão de alta integridade foi desenvolvida após muitos anos de pesquisa, com o objetivo de reduzir as desvantagens da fundição sob pressão convencional, especialmente com relação à formação de poros. A North American Die Casting Association (NADCA) define a fundição sob pressão de alta integridade como um processo que possui o enchimento da cavidade do molde com baixa turbulência, aplica pressão no metal durante a solidificação e produz componentes com alta integridade, reduzindo assim a possibilidade de formação de bolhas na superfície da peça (blistering) durante o tratamento térmico. A fundição sob pressão de alta integridade possui as seguintes variações de processo: fundição sob pressão com alto vácuo (high-vacuum die casting), fundição por compressão (squeeze casting) e metal semi-sólido (semi solid metal – SSM).

Os processos de fundição sob pressão de alta integridade estão sendo utilizados atualmente para a produção de componentes estruturais, tais como, peças para chassis e suspensão de automóveis e componentes aeroespaciais. Entretanto, nos EUA, cerca de 70 % dos fundidos

em alumínio são produzidos em fundição sob pressão convencional, devido ao menor custo. As ligas utilizadas nos processos de fundição sob pressão de alta integridade são tipicamente primárias ao invés de ligas secundárias (a partir de sucata) e, portanto são mais caras. Como os componentes produzidos neste processo frequentemente são tratados termicamente, é importante que haja grande atenção quanto à limpeza do metal e controle de microestrutura (APELIAN; MAKHLOUF, 2004).

2.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Conforme a American Foundrymen's Society (AFS), os tratamentos térmicos realizados nas ligas de alumínio consistem basicamente de solubilização, envelhecimento e alívio de tensões. No item 2.2 foi apresentada a classificação e a nomenclatura dos principais tratamentos térmicos realizados nas ligas de alumínio. Nesse item serão apresentados os principais eventos e mecanismos que ocorrem durante a etapa de solubilização e de envelhecimento e suas relações com as microestruturas e propriedades mecânicas.

2.9.1 Solubilização

A solubilização das ligas AlSiMg é possível por que elas apresentam solubilidade do soluto crescente com o aumento da temperatura. A Figura 2.31 mostra esquematicamente o diagrama de uma liga que pode ser solubilizada. Neste diagrama a linha "solvus" mostra o limite de solubilidade do soluto, elemento B, com a redução da temperatura a partir do ponto "a" até o ponto "b". Tomando como exemplo uma liga com composição S1, elevando a temperatura da peça até o ponto "c", se obtém a dissolução (solubilização) do elemento B na matriz α . Nesta faixa de temperatura, o elemento B vai ficar em solução sólida na fase α . Em seguida, se efetua o resfriamento rápido da peça na água, desta maneira, não há tempo para que ocorra a precipitação do elemento B. Com este procedimento, se obtém uma solução sólida supersaturada do elemento B na fase α na temperatura ambiente (FUOCO; CORRÊA, 2002).

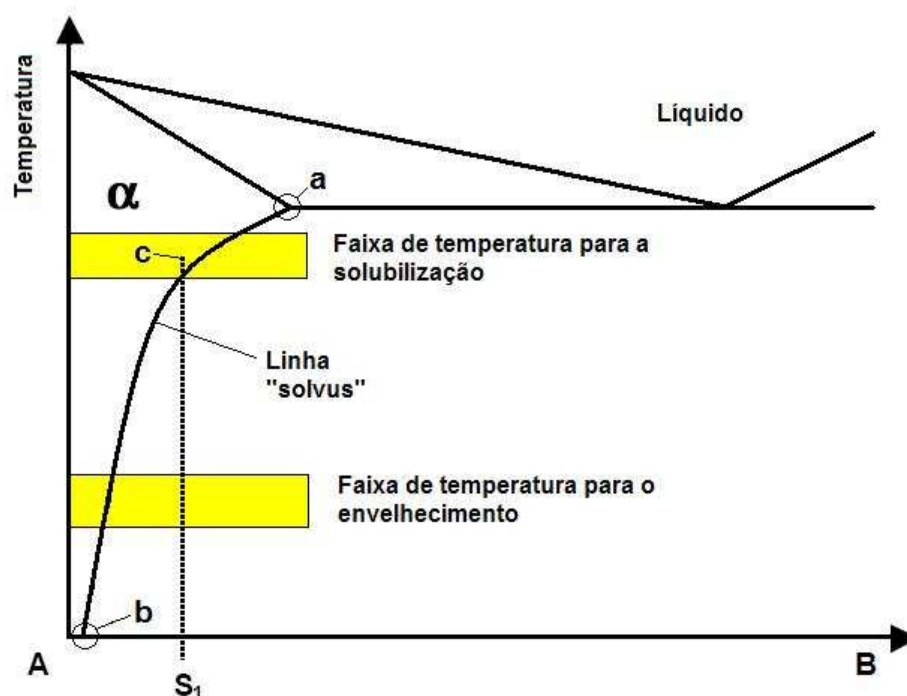


Figura 2.31: Esquema do diagrama de fase entre dois elementos com o potencial de endurecimento devido à solubilidade do elemento B em alta temperatura (FUOCO; CORRÊA, 2002).

Segundo Fuoco e Corrêa (2002) e Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989), o tratamento de solubilização nas ligas Al-Si-Mg gera os seguintes efeitos:

- a) Dissolução das partículas de Mg_2Si e elementos (Si e Mg) na matriz de Al α .
- b) Homogeneização da estrutura, que minimiza a segregação dos elementos de liga.
- c) Alteração na morfologia do Si eutético.

Os efeitos apresentados acima serão descritos nos itens a seguir.

2.9.1.1 Dissolução das partículas de Mg_2Si

As ligas de Al-Si-Mg teoricamente, solubilizam até cerca de 1,85 % de Mg_2Si na fase α , conforme mostra o diagrama de fase pseudo binário da Figura 2.32 (ASM-METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, 2004).

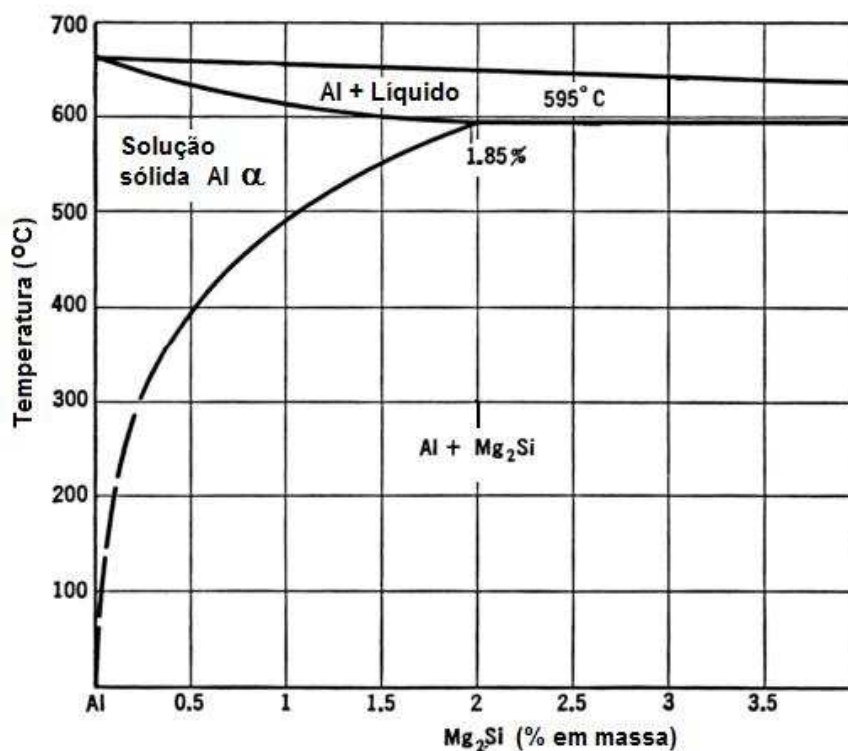


Figura 2.32: Diagrama pseudo binário Al-Mg₂Si (ASM-METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, 2004).

Segundo Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989), na liga Al-Si-Mg, a solubilidade do Mg e Si na fase rica em Al diminui com a redução da temperatura conforme mostra a Figura 2.33. Para obter a máxima solubilização de Mg e Si, a temperatura de aquecimento deverá ser a mais próxima possível da temperatura de formação do eutético da liga. O controle da temperatura de solubilização é um fator crítico, porque se o ponto de fusão do eutético é atingido, ocorrerá então a fusão localizada nos contornos de grão, também conhecido como fusão incipiente. Através do ensaio metalográfico, é possível detectar se a temperatura de fusão do eutético foi atingida, caso isto tenha ocorrido, o dano causado na peça é irreversível. Além disso, alguns dos constituintes da liga podem formar eutéticos complexos que têm temperaturas de fusão um pouco abaixo da temperatura do eutético da liga. Na prática, a liga 356.0 é solubilizada na temperatura de 540 ± 5 °C. Nesta temperatura, cerca de 0,6 % de Mg e 0,8 % de Si podem estar em solução, conforme mostra a Figura 2.33 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

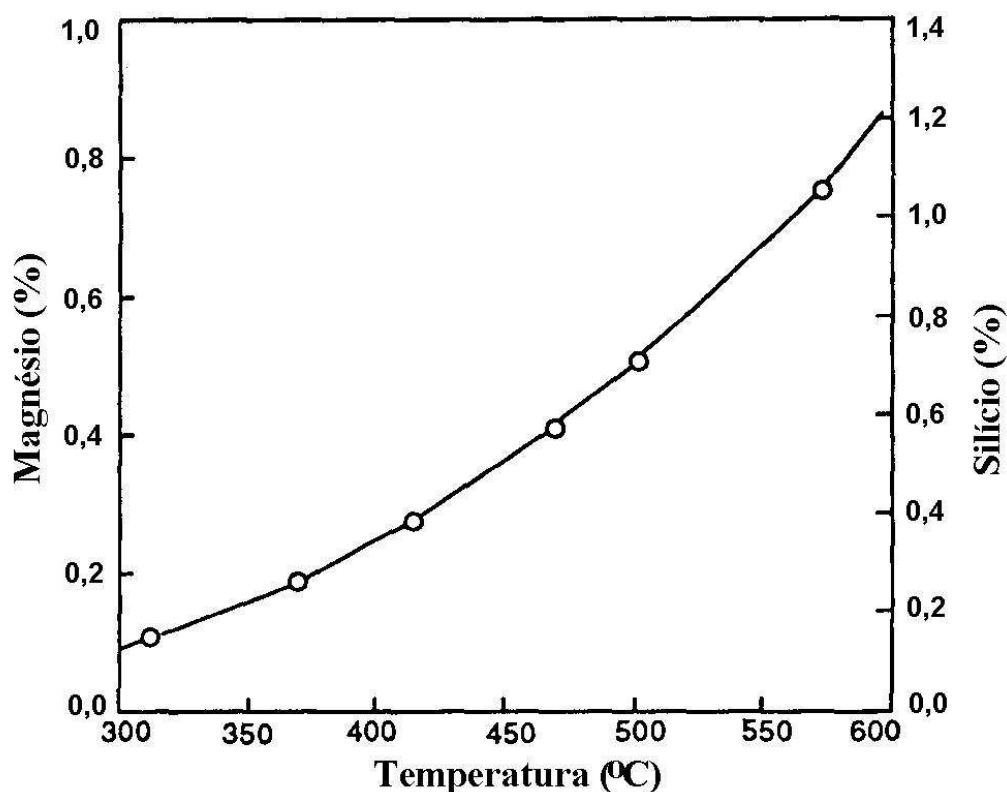


Figura 2.33: Solubilidade de equilíbrio do Mg e Si no alumínio sólido quando Mg_2Si e Si estão presentes (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

2.9.1.2 Homogeneização

O tratamento de solubilização homogeneiza a estrutura de fundição e reduz a segregação de elementos de liga. A segregação de elementos resulta da solidificação das dendritas e pode apresentar um efeito desfavorável sobre as propriedades mecânicas. Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989), estudaram a distribuição do teor de Mg e de Si, nas dendritas da liga 356.0, em amostras no estado bruto de fundição e submetidas durante várias horas ao tratamento térmico de solubilização. Na amostra no estado bruto de fundição, os teores de silício e magnésio encontrados no centro da dendrita foram maiores, entretanto a variação do teor de Mg entre o centro e a borda da dendrita foi pequena. Isto pode ser explicado devido à elevada solubilidade do Mg na fase Al α , conforme mostra o diagrama Al-Mg na Figura 2.34. A homogeneização completa foi encontrada após o tratamento térmico de solubilização, com o aquecimento na temperatura de 550 °C durante 30 minutos (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

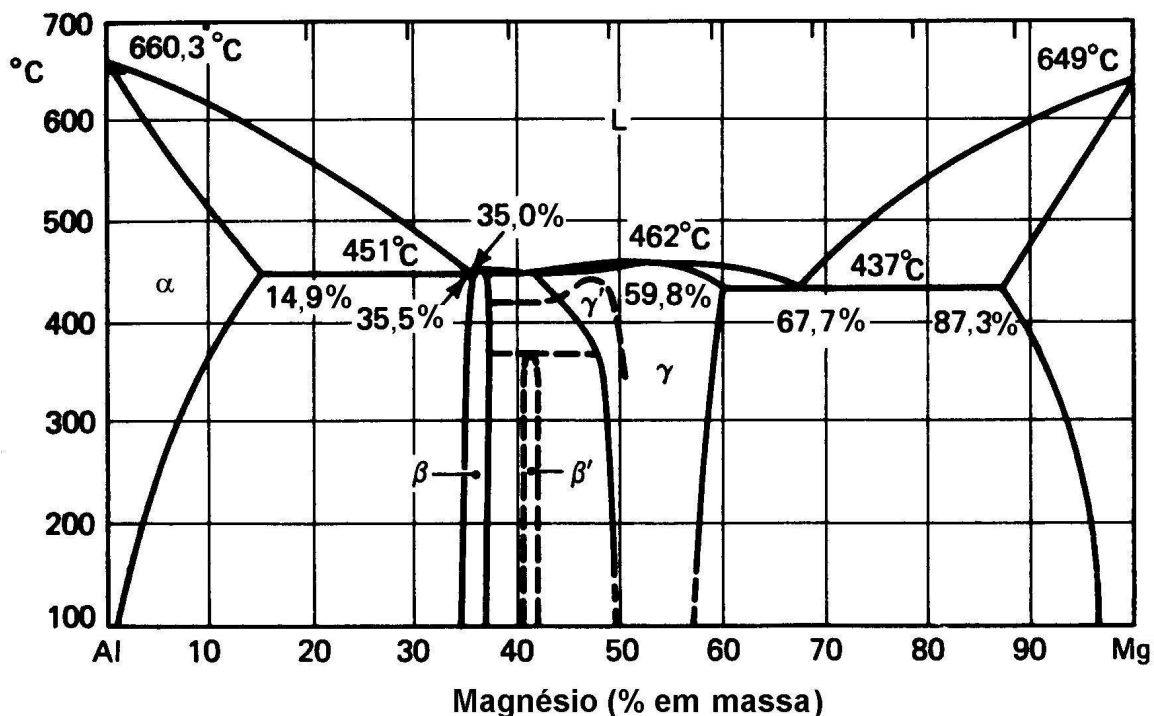


Figura 2.34: Diagrama binário Al-Mg (BROOKS, 1982).

2.9.1.3 Alteração na morfologia do eutético Al-Si

A morfologia do eutético Al-Si tem grande influência nas propriedades mecânicas, sendo que o tamanho, a forma e o livre caminho médio entre as partículas de Si causam os maiores efeitos. Sob condições normais de resfriamento, as partículas de Si se apresentam na forma de agulhas grosseiras, Figura 2.35. As agulhas atuam na estrutura como nucleadores de trincas e reduzem de forma acentuada as propriedades mecânicas dos componentes.

Entretanto, as características das partículas de Si podem ser modificadas no tratamento térmico de solubilização. As Figuras 2.36 e 2.37 mostram esta variação após o tratamento térmico de solubilização a 540 °C, durante 2 h e 8 h, para a liga Al-Si A356. Inicialmente, as partículas de Si são separadas em fragmentos menores e gradualmente são esferoidizadas. Tempos prolongados de tratamento de solubilização levam ao crescimento das partículas. Ambos, a esferoidização e o crescimento, ocorreram devido à redução da energia de

superfície nos contornos das partículas de silício. Desta maneira, o sistema reduz o excesso de área de contorno (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

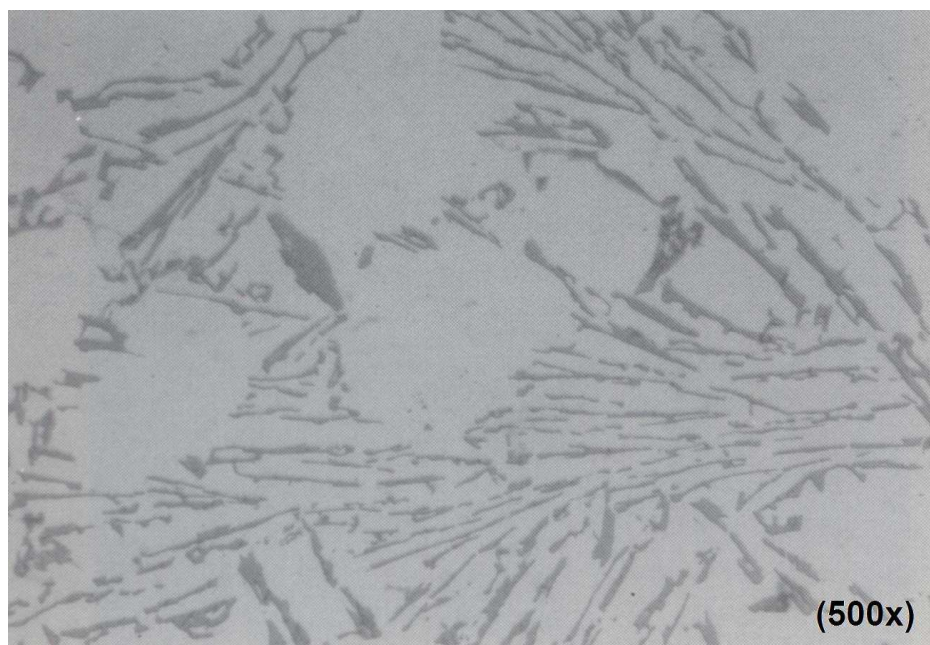


Figura 2.35: Liga Al-Si A356 no estado bruto de fundição (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

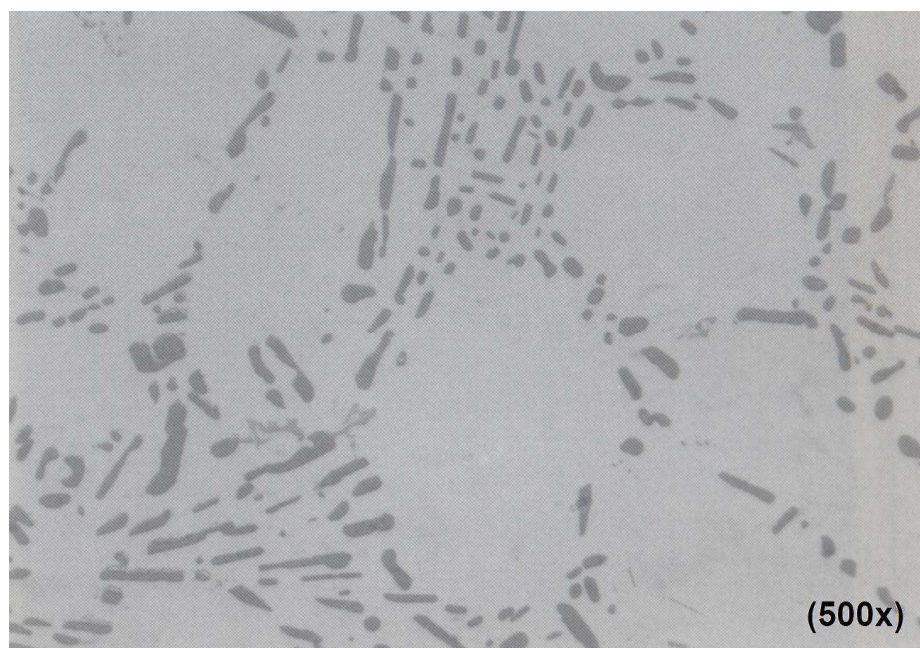


Figura 2.36: Partículas de Si separadas após o aquecimento durante 2 h a 540 °C (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).



Figura 2.37: Partículas de Si esferoidizadas após o aquecimento durante 8 h a 540 °C (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

A temperatura e o tempo de solubilização afetam as propriedades mecânicas. Isso acontece devido às mudanças que ocorrem na microestrutura durante o tratamento térmico de solubilização, conforme foi descrito no parágrafo anterior. Conforme mostra a Figura 2.38, para a liga de alumínio com 6,85 % de Si, 0,3 % de Mg e 0,2 % de Fe, vazada em molde permanente por gravidade e posteriormente submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural (T4). Constata-se que, nas temperaturas de solubilização de 520 e 530 °C, ocorre o aumento no limite de resistência, alongamento e resistência ao impacto à medida que aumenta o tempo de solubilização. No entanto, o limite de escoamento apresentou uma leve redução em função do tempo de solubilização. Na temperatura de 540 °C, o limite de resistência e o alongamento apresentaram valores altos para o tempo de solubilização de 2 horas, vindo a ser menores para tempos maiores (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

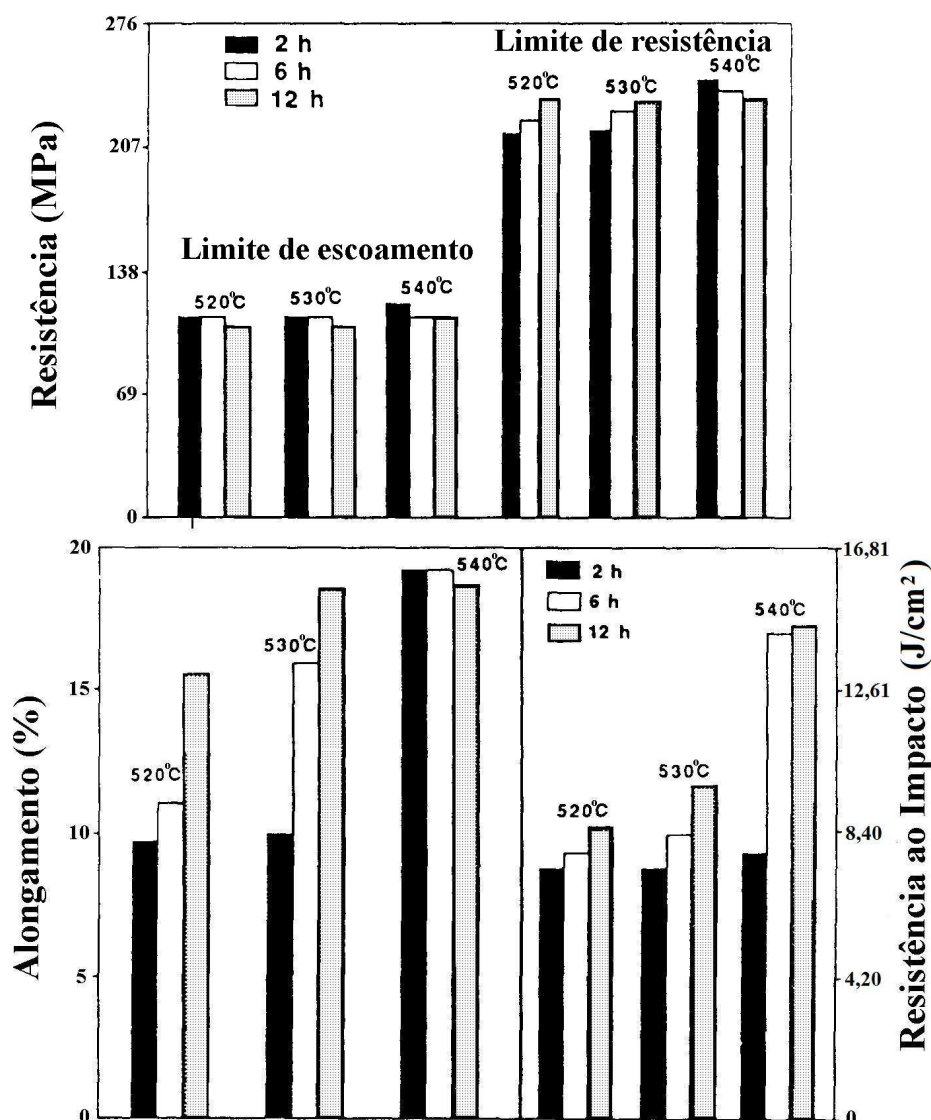


Figura 2.38: Efeito da temperatura e tempo de solubilização sobre as propriedades mecânicas na liga A356 após envelhecimento “natural” (T4) (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).

Foi constatado que, após cerca de 12 horas de solubilização na temperatura de 530 °C, o alongamento foi de 18 %, enquanto que a 540 °C, o mesmo valor foi obtido com 2 horas. Essas grandes alterações nas propriedades mecânicas, com uma pequena diferença na temperatura de solubilização, ocorreram devido à alta energia de ativação necessária para a esferoidização das partículas de silício (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989). Rezende e Zingali (2003) realizaram o tratamento térmico de solubilização na temperatura de 540 °C durante 6 h na liga AlSi7Mg (356.0). A composição química da liga continha 7,42 % de silício, 0,14 % de ferro, 0,0025 % de Mn e 0,39 % de Mg. Após a fusão o metal foi

desgaseificado com nitrogênio, o qual foi aplicado com rotor. O metal foi vazado em molde permanente por gravidade (coquilha). Os corpos de prova produzidos estavam de acordo com a norma ASTM B 108/97. Os resultados obtidos nesta pesquisa para o limite de resistência foi de 208 MPa, Dureza de 85 HB e o alongamento atingiu 14%.

2.9.1.4 Fusão incipiente durante a solubilização

As ligas de Al-Si contendo Cu, Mg e Fe possuem fases eutéticas complexas com baixas temperaturas de fusão. Esses eutéticos podem gerar fusão incipiente quando o tratamento de solubilização é realizado em temperatura elevada. Com a fusão dessas regiões, ocorre um aumento de volume das mesmas, ou seja, uma expansão, em função da menor densidade do líquido, o que causa uma deformação das regiões sólidas adjacentes. No resfriamento, com o líquido destas colônias de eutéticos solidificando novamente, alguns vazios serão formados devido à contração. Geralmente, estes vazios possuem formas alongadas, visto que se formam ao longo dos contornos das células eutéticas. As fases formadas durante o processo de resolidificação das colônias eutéticas fundidas, ficam com estrutura mais grosseira que a original. Portanto, as fases grosseiras e os vazios alongados formados durante a resolidificação, podem causar sérios danos aos componentes, tais como trincas. A Figura 2.39 mostra uma metalografia com microporos formados devido à fusão incipiente (FUOCO; CORRÊA, 2002).

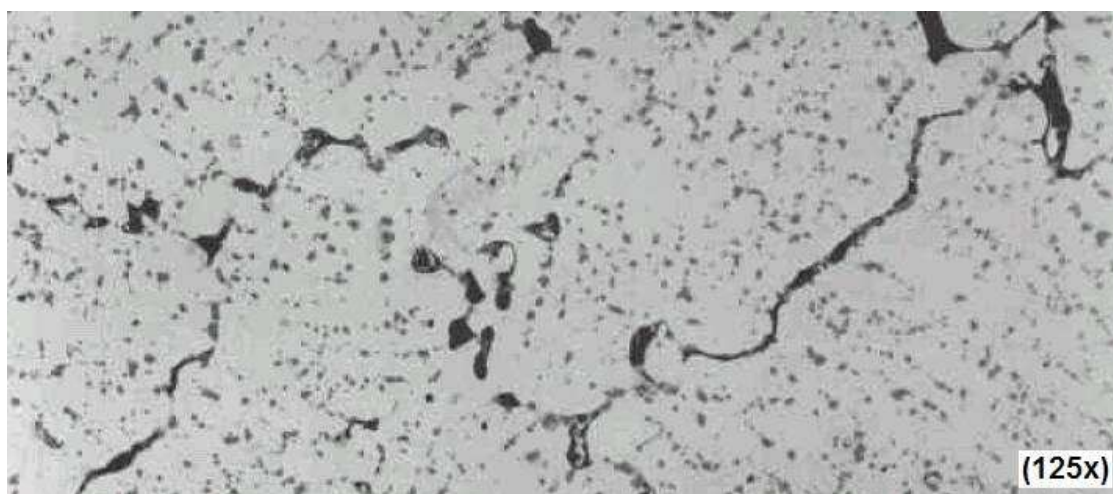


Figura 2.39: Microporos formados na região onde houve a fusão incipiente (FUOCO; CORRÊA, 2002).

A Tabela 2.9 apresenta os tipos de eutéticos que se formam nas ligas Al-Si-Mg. Fuoco e Corrêa (2002) consideram como crítico os produtos da reação número três, visto que a fração volumétrica das mesmas na liga é alta, entre 4 e 10 %.

Tabela 2.9: Tipos de eutéticos e temperaturas de formação para as ligas Al-Si-Mg.

Liga	Reações	Reação ou tipo de eutético
Al-Si-Mg	Reação 1	Rede de dendritas da fase Al α
	Reação 2	Eutético (Al α +Si) e fases ricas em ferro
	Reação 3	Fase Al α +Si + Mg ₂ Si + fases ricas em ferro

Fonte: Fuoco; Corrêa, 2002.

Fuoco e Corrêa (2002) realizaram experiências com a liga Al-Si-Mg (A356 e 356) com três teores de ferro, usando a técnica de análise térmica diferencial (DTA – Differential Thermal Analysis), para determinar a faixa de temperatura de formação dos eutéticos complexos. A Tabela 2.10 mostra os resultados obtidos por Fuoco e Corrêa (2002) quanto ao efeito do ferro nas ligas A356/356, sobre as faixas de temperatura de formação das reações 1 a 3.

Tabela 2.10: Efeito do teor de ferro sobre as faixas de temperaturas para as reações de solidificação das ligas Al-Si-Mg (A356/356).

Ferro (%)	Faixas de temperaturas (°C)		
	Reação 1	Reação 2	Reação 3
0,13	605-582 °C	582-553	546-515
0,40	601-580 °C	580-551	543-511
0,42	601-580 °C	580-548	540-506

Fonte: Fuoco; Corrêa, 2002.

Um fator importante é que a faixa de temperatura de formação dos compostos da reação 3 é menor que a temperatura de solubilização sugerida pela literatura para a liga 356.0, que é de 540 °C. Comparando-se essas temperaturas, para ligas com 0,13 e 0,40 % de Fe, Figura 2.40,

observa-se que pode ocorrer fusão incipiente durante o tratamento de solubilização (FUOCO; CORRÊA, 2002).

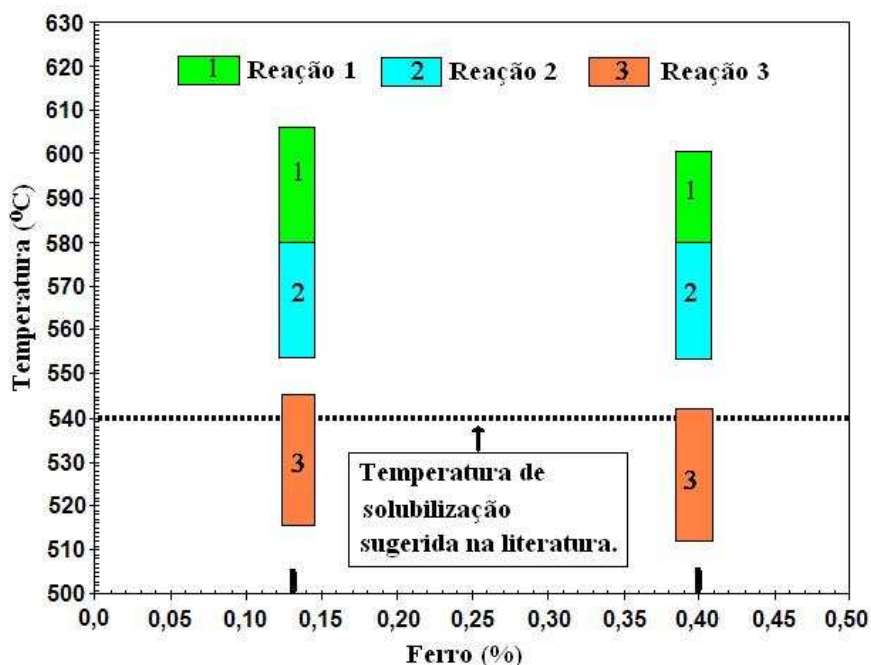


Figura 2.40: Comparação entre a temperatura de solubilização recomendada na literatura e as faixas de temperaturas das reações obtidas na pesquisa de Fuoco, medidas por DTA durante a solidificação das ligas A356/356 (FUOCO; CORRÊA, 2002).

2.9.1.5 Resfriamento após solubilização

Logo após a solubilização, os componentes geralmente são resfriados em água. O propósito do resfriamento é evitar a formação da fase de equilíbrio Mg_2Si durante o resfriamento e obter a maior quantidade possível destes elementos em solução sólida em baixa temperatura. A obtenção de alta resistência é dependente das altas taxas de extração de calor. Entretanto, a taxa de resfriamento não deve ser muito elevada, a fim de evitar distorções e tensões residuais nos componentes tratados (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

Outro item importante que deve ser considerado é a concentração de vazios na estrutura. A concentração de vazios em equilíbrio aumenta exponencialmente com a temperatura. Portanto, esta concentração será relativamente alta na temperatura de solubilização e muito

menor na temperatura de envelhecimento. Entretanto, quando a liga é rapidamente resfriada da temperatura de solubilização não haverá tempo para que a concentração de vazios atinja o equilíbrio em baixas temperaturas e uma alta concentração permanecerá no material. A presença desse excesso de vazios servirá como sítios para que ocorra precipitação e facilite a difusão dos átomos (PORTER; EASTERLING, 1981).

Peças com secções mais espessas geralmente são resfriadas em água. A velocidade de resfriamento pode ser reduzida para componentes com secções finas e que são propensas a apresentarem distorções. Portanto, o resfriamento pode ser feito em óleo ou soluções à base de polímeros. O efeito da temperatura da água de resfriamento e do tempo entre a retirada da peça do forno e o resfriamento sobre as propriedades mecânicas é apresentado nas Figuras 2.41 e 2.42, para a liga A356. A resistência ao impacto, o alongamento e o limite de resistência variam inversamente com a temperatura da água e com o tempo de espera para resfriar (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

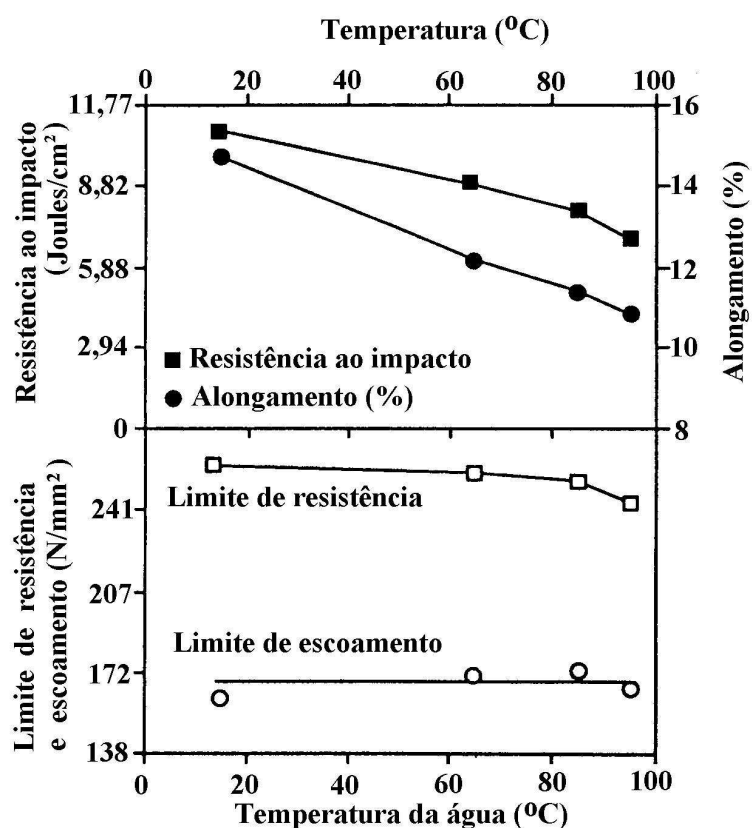


Figura 2.41: Efeito da temperatura da água de resfriamento após a solubilização sobre as propriedades mecânicas da liga A356 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).

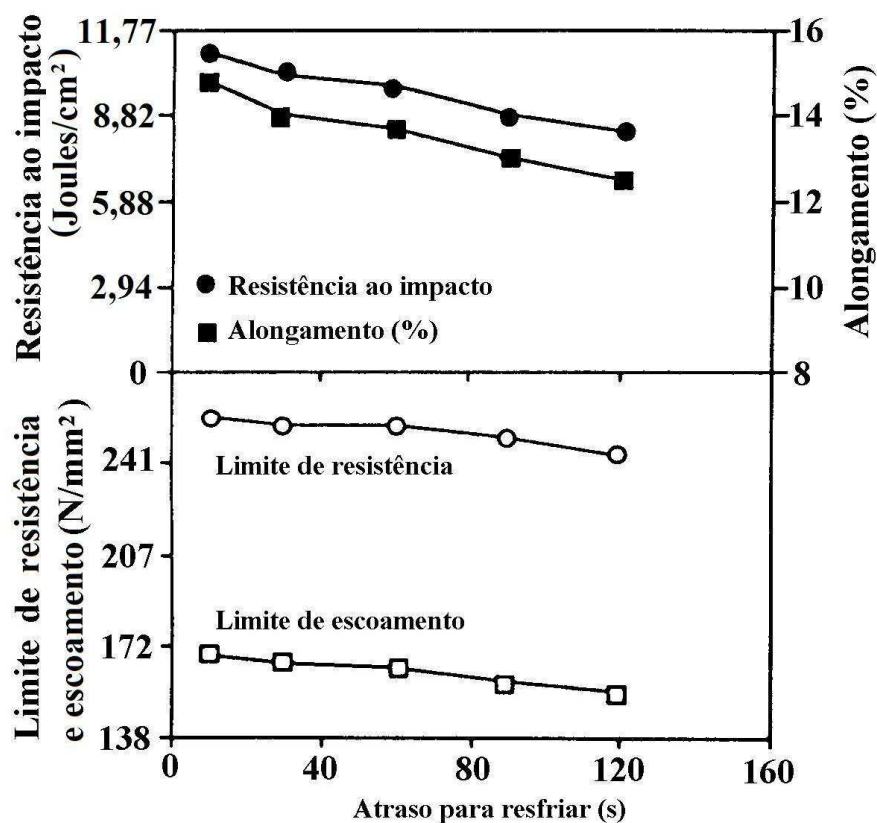


Figura 2.42: Efeito do tempo entre a retirada da peça do forno e o resfriamento sobre as propriedades mecânicas da liga A356 solubilizada a 520 °C por 5 h e envelhecida a 155 °C por 4,5 h (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).

2.9.2 Envelhecimento

O objetivo do tratamento térmico de envelhecimento é proporcionar a precipitação de constituintes, dissolvidos na matriz α_{ss} (α_{ss} = solução sólida α) durante o tratamento de solubilização na forma de partículas muito pequenas, que causam o aumento da dureza do material. Os principais requisitos para que ocorra o endurecimento são:

- Solubilidade sólida decrescente de uma fase com a queda de temperatura.
- Matriz dúctil.
- A liga não deve trincar durante a operação de resfriamento na solubilização.
- O precipitado formado deve ser coerente com a matriz.

Após o processo de solubilização, a liga está fora do equilíbrio, à solução sólida obtida está supersaturada com o soluto e apresenta força motriz para gerar a precipitação de outras fases durante o processo de envelhecimento. O primeiro precipitado a ser nucleado no processo de envelhecimento é chamado de zona de Guinier e Preston (GP), o qual é coerente com a matriz e, portanto, possui baixa energia de interface. Este precipitado minimiza a energia de deformação adquirindo a forma de disco, conforme é mostrado na Figura 2.43 (PORTER; EASTERLING, 1981).

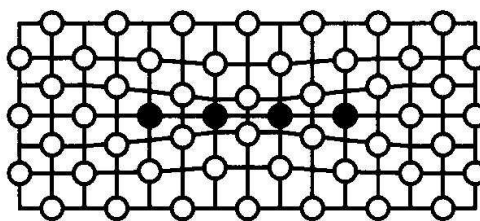
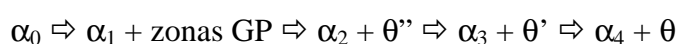


Figura 2.43: Esquema da zona de Guinier – Preston e a deformação no reticulado cristalino (ASHBY; JONES, 1998).

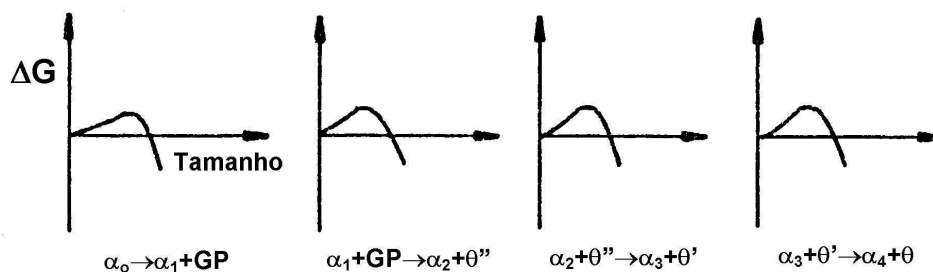
Após a formação das zonas GP, segue-se a precipitação de fases metaestáveis de transição, as quais se formam antes da fase de equilíbrio estável. Para detalhar uma seqüência de precipitação, será usada como exemplo a seguir, a liga Al-Cu, para a qual o processo completo é descrito da seguinte forma:



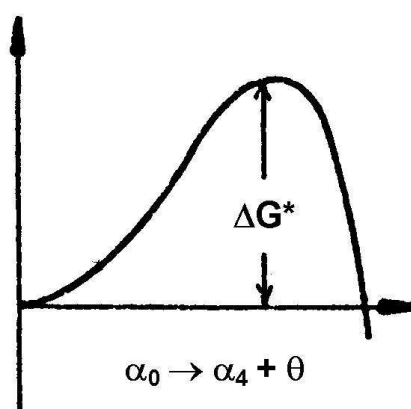
onde α_0 é solução sólida original supersaturada, α_1 é a composição da matriz em equilíbrio com as zonas GP, α_2 é a composição da matriz em equilíbrio com θ'' , e assim por diante (PORTER; EASTERLING, 1981).

As zonas de GP se formam, assim como as demais fases de transição, devido à menor barreira de energia de ativação que elas possuem para a nucleação em relação à fase de equilíbrio, conforme mostram as Figuras 2.44 e 2.45. Para formar a fase de equilíbrio direto, o consumo de energia é elevado, o que dificulta a sua formação nas baixas temperaturas do tratamento térmico de envelhecimento. A energia de ativação é menor nas fases de transição, porque elas

apresentam maior coerência com a matriz e menor energia de interface (PORTER; EASTERLING, 1981).



(a)



(b)

Figura 2.44: A barreira de energia de ativação para a formação de cada fase de transição (a) é muito menor em comparação com barreira para a precipitação direta da fase de equilíbrio θ (b) (PORTER; EASTERLING, 1981).

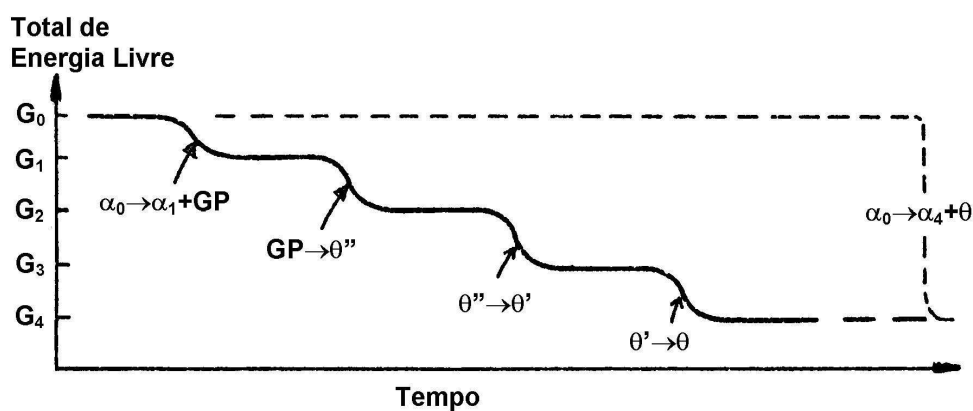


Figura 2.45: Diagrama esquemático mostrando o total de energia livre da liga em função do tempo (PORTER; EASTERLING, 1981).

O efeito do tempo de envelhecimento e do teor de cobre na liga Al-Cu sobre a dureza é mostrado na Figura 2.46. Estas ligas foram solubilizadas na região monofásica α do diagrama Al-Cu, resfriadas rapidamente até a temperatura ambiente e envelhecidas na temperatura de 130 °C. As curvas mostram como a dureza do material varia em função do tempo e a faixa de tempo em que formam as zonas de GP, θ'' e θ' .

Quando as zonas de GP se formam, a dureza aumenta devido às tensões necessárias para movimentar as discordâncias através das zonas coerentes que geram deformação e tensão no reticulado cristalino. A dureza continua a aumentar com a formação dos precipitados θ'' , porque agora as discordâncias se deslocam através de uma matriz altamente deformada pelos precipitados coerentes. Com a formação de θ' , o espaçamento entre os precipitados torna-se maior, de maneira que as discordâncias são capazes de passar entre eles e a dureza começa a diminuir. A máxima dureza é obtida com a combinação dos precipitados θ'' e θ' . Com mais tempo no envelhecimento, a distância entre os precipitados aumenta, fazendo com que as discordâncias os contornem mais facilmente e a dureza diminua. (PORTER; EASTERLING, 1981).

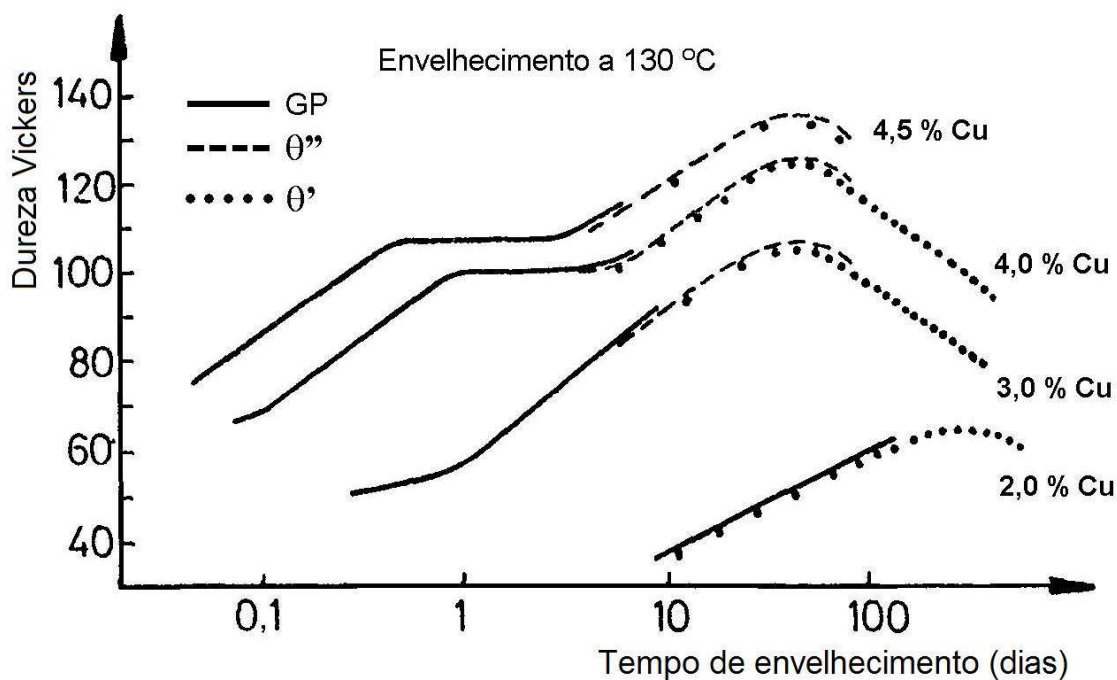
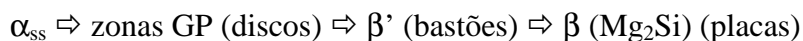


Figura 2.46: Efeito do teor de cobre e do tempo de envelhecimento sobre a dureza Vickers na liga Al-Cu (PORTER; EASTERLING, 1981).

Nas ligas Al-Si-Mg, Apelian; Shivkumar e Sigworth (1989) descrevem a seguinte seqüência de precipitação no envelhecimento:



A fase semicoerente com a matriz é chamada de β' (bastões) e a fase de equilíbrio é a β (placas), a qual é formada a partir da fase β' . O máximo valor de dureza é obtido antes da formação das placas (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

2.9.2.1 Parâmetros de envelhecimento

A Figura 2.47 apresenta um esquema da tendência da dureza em função dos diferentes tratamentos de envelhecimento da ligas de alumínio (AFS-ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).

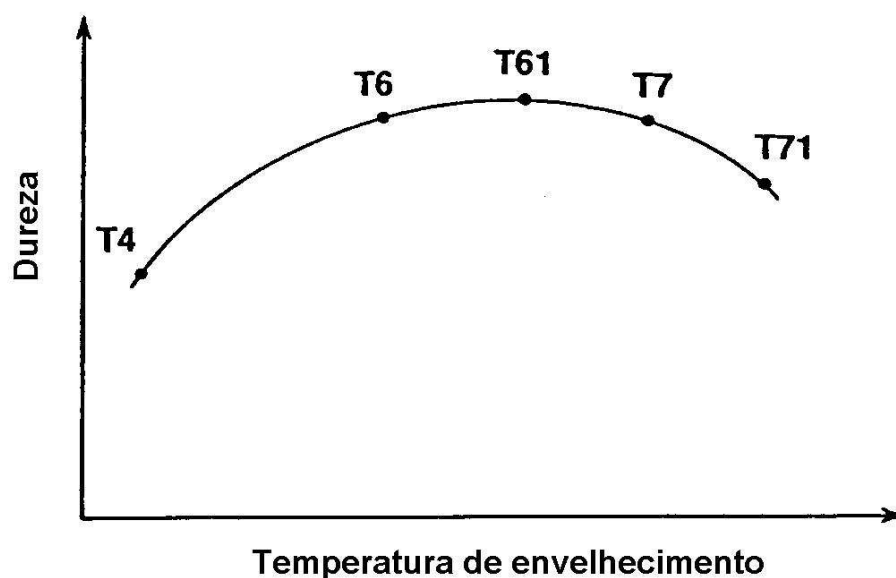


Figura 2.47: Curva esquemática de dureza em função do tipo de tratamento térmico em ligas de alumínio (AFS-ALUMINUM CASTING TECHNOLOGY, 1993).

Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989) estudaram o efeito do tratamento térmico na liga AlSi7Mg, com 0,25 a 0,45 % de Mg, com refino de grão e modificada com Na, Figura 2.48. Constataram que as amostras com tratamento T6 apresentaram alta resistência devido à grande quantidade de finos precipitados de Mg_2Si formados durante o envelhecimento. Para a liga com baixo teor de Mg e pouco tempo de envelhecimento, a ductilidade obtida com o tratamento T6 foi maior que no tratamento T7. Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989), mostraram que na liga AlSi7Mg fundida e com o tratamento térmico T6 (em alguns casos com o T7), se obtém um ótimo balanço entre resistência e ductilidade.

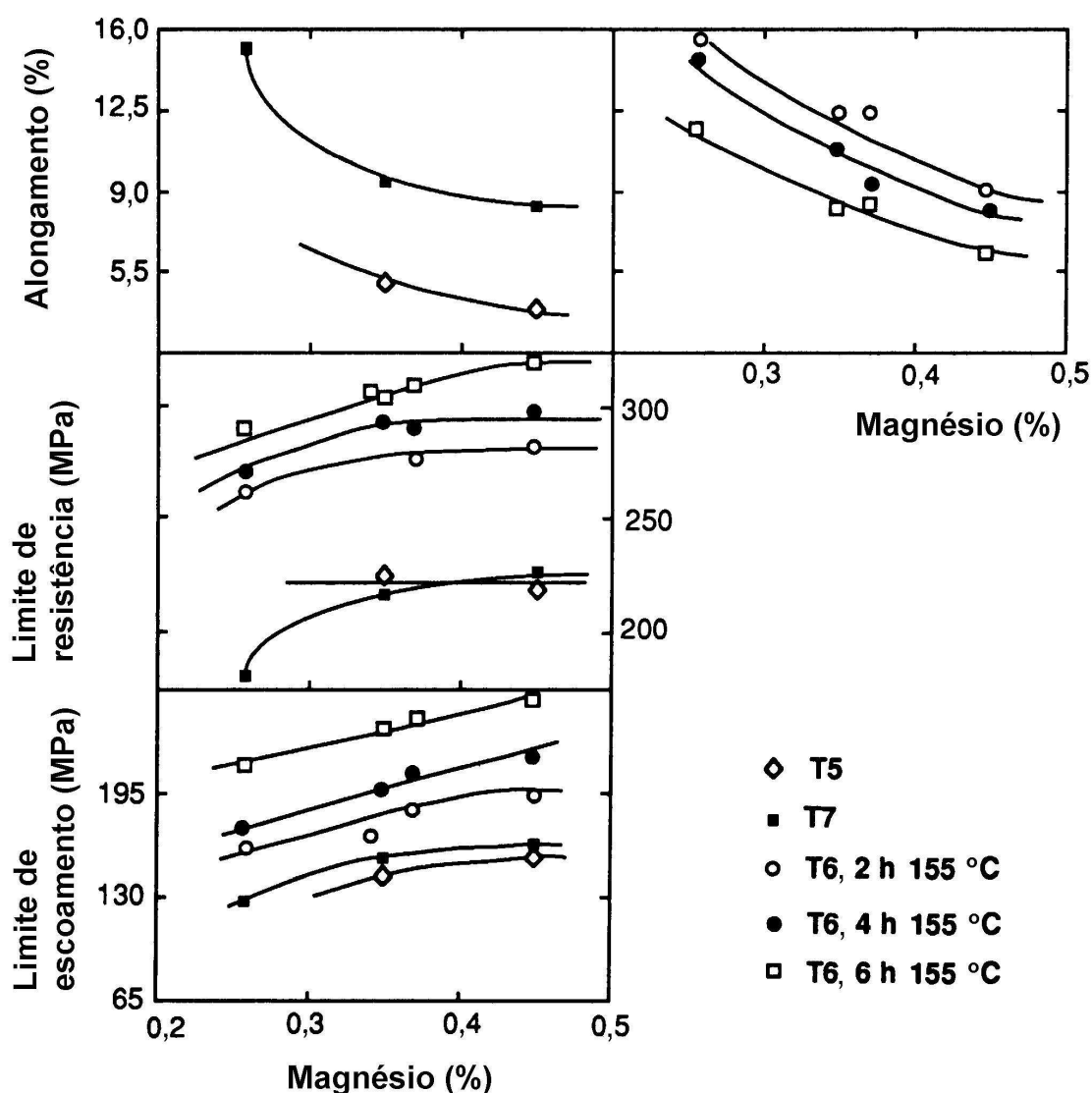


Figura 2.48: Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg submetida a vários tratamentos térmicos (APELIAN, SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).

A temperatura e o tempo de envelhecimento são as variáveis utilizadas para o controle das propriedades no tratamento térmico. A Tabela 2.11 mostra o efeito da temperatura de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas da liga A356. O experimento foi realizado em corpos de prova fundidos em molde de areia e em molde permanente por gravidade e mostra que o limite de resistência e o limite de escoamento aumentam com a temperatura de envelhecimento, enquanto o alongamento diminui. Para as temperaturas e tempos de envelhecimento empregados no experimento da Tabela 2.11, não foi constatado o fenômeno do superenvelhecimento (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

Tabela 2.11: Efeito da temperatura de envelhecimento e do processo de fundição sobre as propriedades mecânicas da liga A356.

Tempo e temperatura de envelhecimento (°C)	Molde de areia			Molde permanente		
	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
3 h a 154	214	294	6,5	206	303	14,6
3 h a 165	232	297	5,0	241	327	11,8
3 h a 175	246	300	4,0	261	330	10,6

Fonte: Apelian; Shivkumar; Sigworth, 1989.

As curvas apresentadas nas Figuras 2.49 mostram o efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento nas propriedades mecânicas na liga A356. A temperatura de envelhecimento usada na Figura 2.49 (b) foi de 154 °C (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

O superenvelhecimento ocorre quando o aquecimento de envelhecimento da peça é feito com um tempo muito prolongado ou temperatura mais elevada. Neste caso os precipitados formados são maiores, estáveis e incoerentes com a matriz. Outro aspecto a considerar é quanto ao maior espaçamento entre os precipitados que coalescem, desta maneira, as discordâncias são capazes de passar entre eles e a dureza começa a cair. Portanto, o superenvelhecimento produz como resultado uma redução nas propriedades mecânicas (PORTER; EASTERLING, 1981).

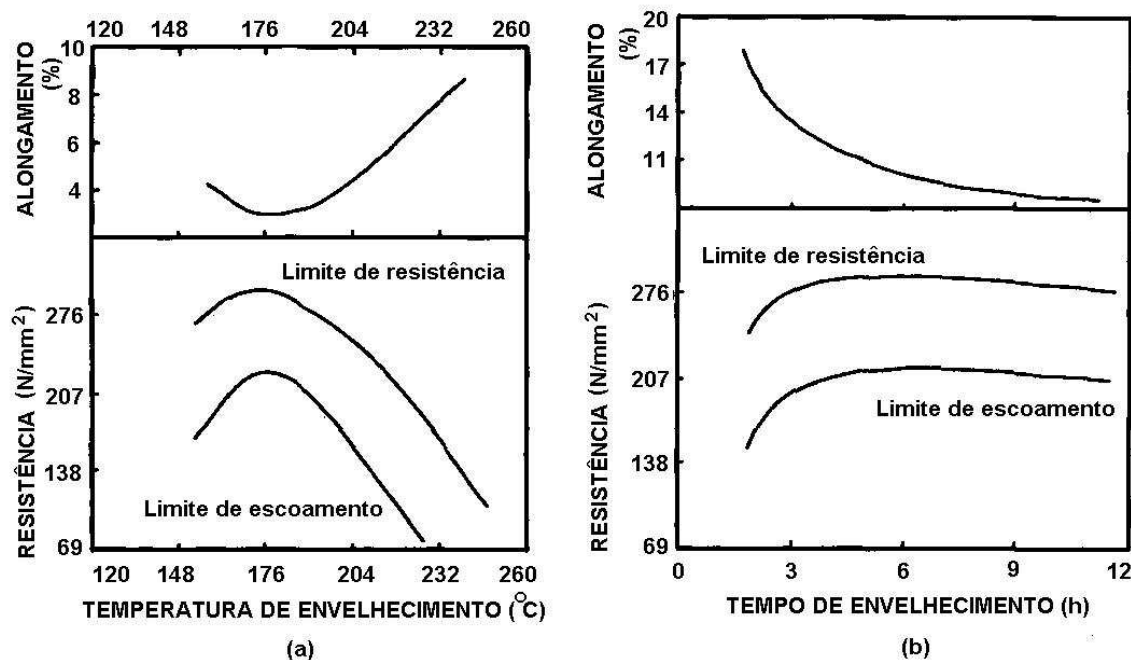


Figura 2.49: Efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas na liga A356 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).

Na Figura 2.50 são mostrados os efeitos da temperatura e do tempo de envelhecimento na liga de Al com 6,85 % de Si e 0,3 % de Mg (A356), solubilizada na temperatura de 540 °C durante 9 h, resfriada em água com temperatura de 15 °C e envelhecidas. Conforme mostra a Figura 2.50, o limite de resistência e a dureza aumentam à medida que a temperatura e o tempo de envelhecimento aumentam, enquanto que a resistência ao impacto e o alongamento diminuem. Este comportamento é válido para as temperaturas de envelhecimento de 120 a 160 °C, isto ocorre devido à formação dos precipitados coerentes com a matriz que produzem tensão no reticulado cristalino da matriz. Portanto, as tensões geradas no reticulado da matriz favorecem o aumento do limite de resistência, escoamento e dureza, mas reduzem a resistência ao impacto e o alongamento, conforme descrito no item 2.9.2 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

Os melhores resultados no limite de resistência, limite de escoamento e dureza, foram obtidos nas amostras envelhecidas na temperatura de 180 °C. O maior resultado do limite de resistência foi obtido com 6 h de envelhecimento, sendo que para tempos de envelhecimentos maiores, ocorreu redução. Os resultados de dureza e limite de escoamento aumentaram de

maneira mais intensa até 6 h de envelhecimento, e mais suavemente para os tempos de envelhecimento maiores até 12 h. Nesta temperatura, também foram obtidos os menores valores de resistência ao impacto e alongamento (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

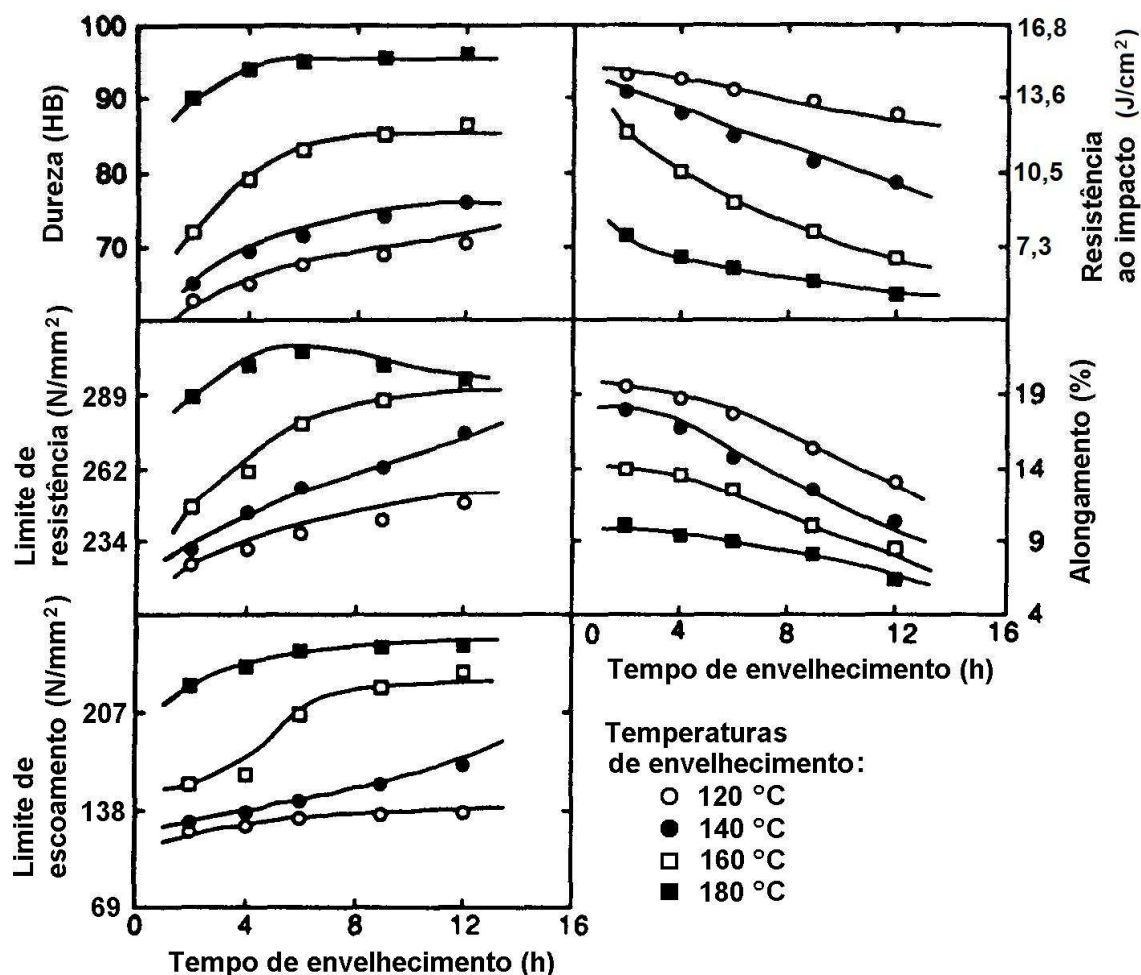


Figura 2.50: Efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas da liga A356, solubilizada a 540 °C durante 9 h e resfriada na água (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989, adaptado).

O efeito do tempo de envelhecimento e a distância entre os braços da dendritas (μm) sobre o limite de resistência da liga A357 é apresentada na Figura 2.51. Nestas experiências foi variada a secção da peça, para alterar a velocidade de solidificação. Para a distância entre os braços de dendritas com tamanho de 100 μm (maiores), o limite de resistência varia linearmente com o tempo de envelhecimento, mas todos os valores do limite de resistência, limite de escoamento e alongamento obtidos são menores que os obtidos quando o tamanho

das dendritas é menor. Se a distância entre dos braços das dendritas é superior a 71,1 μm , o alongamento praticamente não varia em função do tempo de envelhecimento. Portanto, secções espessas fundidas em areia podem ser envelhecidas para obter o pico máximo de resistência à tração, mas com pouco efeito na ductilidade, sendo que essa, já se encontra com valores baixos (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

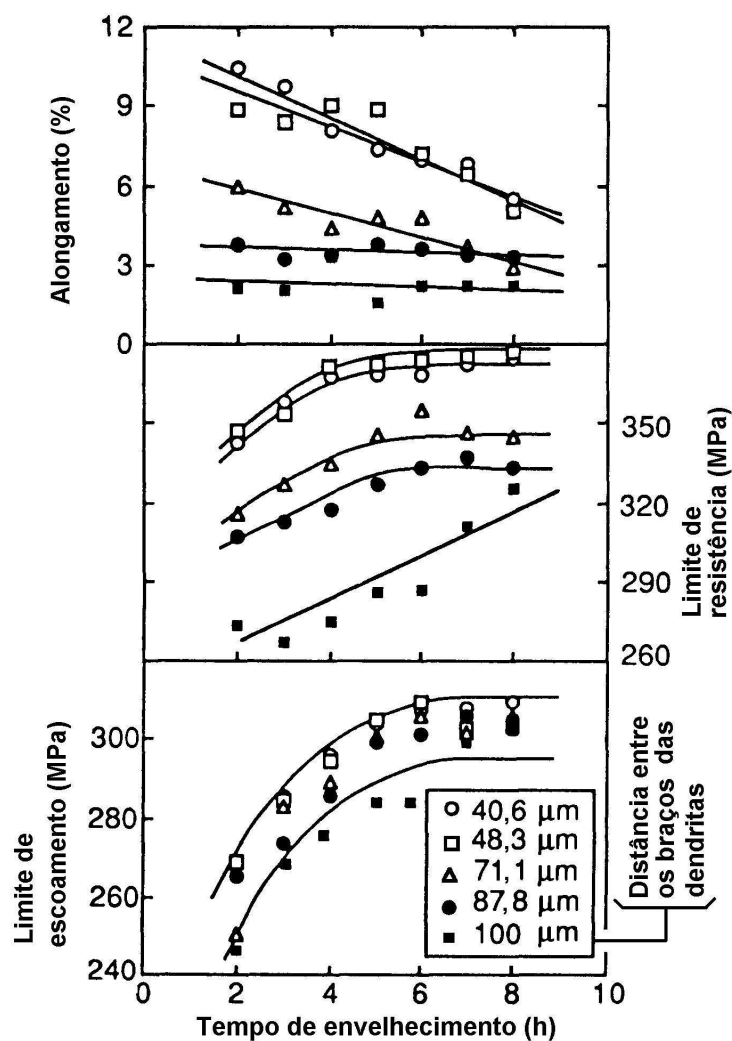


Figura 2.51: Efeito do tempo de envelhecimento e a distância entre os braços das dendritas sobre as propriedades mecânicas da liga A357 (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

Para distâncias entre os braços das dendritas menores que 48,3 μm os resultados do limite de resistência, limite de escoamento e alongamento obtidos foram mais elevados, o refino de grão reduz a segregação, minimizando o efeito sobre o alongamento e dificultando o processo

de movimentação das discordâncias, devido ao maior número de barreiras impostas pela descontinuidade de planos cristalinos (APELIAN; SHIVKUMAR; SIGWORTH, 1989).

Rometsch e Schaffer (2002) realizaram experiências para verificar o efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento sobre a dureza. Foram usados corpos de prova da liga A356, modificadas com estrôncio, produzidos em moldes de areia, com resfriadores (coquilhas), e posteriormente solubilizados a 540 °C. Como é mostrado na Figura 2.52, fica evidente o pouco efeito causado sobre a dureza quando se usam temperaturas baixas de envelhecimento, tais como 22; 60 e 90 °C. Para temperaturas menores, como neste caso, são necessárias muitas horas no envelhecimento para atingir os picos de dureza (ROMETSCH; SCHAFFER, 2002).

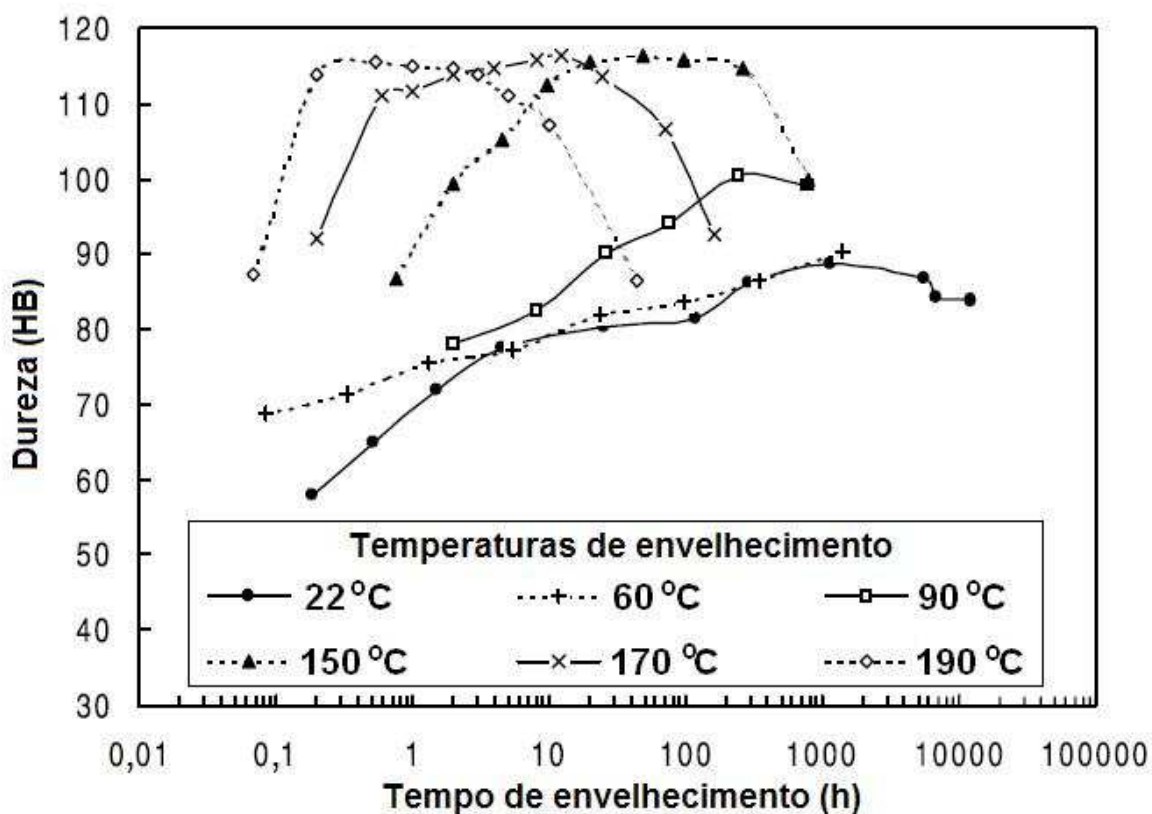


Figura 2.52: Efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento sobre a dureza na liga A356 (ROMETSCH; SCHAFFER, 2002).

Comparando os resultados da Figura 2.52 com os da Figura 2.53, na qual foram empregadas temperaturas maiores, se observa que a maioria dos picos de dureza são menores e as curvas com temperaturas maiores apresentam picos de dureza com valores menores. Estes picos

ocorreram com tempos menores de envelhecimento e o intervalo de tempo para manutenção do pico de dureza foi mais curto. Para temperaturas maiores, de 250 a 420 °C, constatou-se o superenvelhecimento em períodos de tempo muito pequeno e como consequência foi obtido uma pronunciada queda nos valores de dureza (ROMETSCH; SCHAFFER, 2002). Segundo Porter e Easterling (1981, p. 307) temperaturas de envelhecimento elevadas favorecem a formação de precipitados semicoerentes e incoerentes grosseiros, o que aumenta o caminho livre médio entre eles e diminui o efeito de ancorar as discordâncias e, conseqüentemente, a dureza.

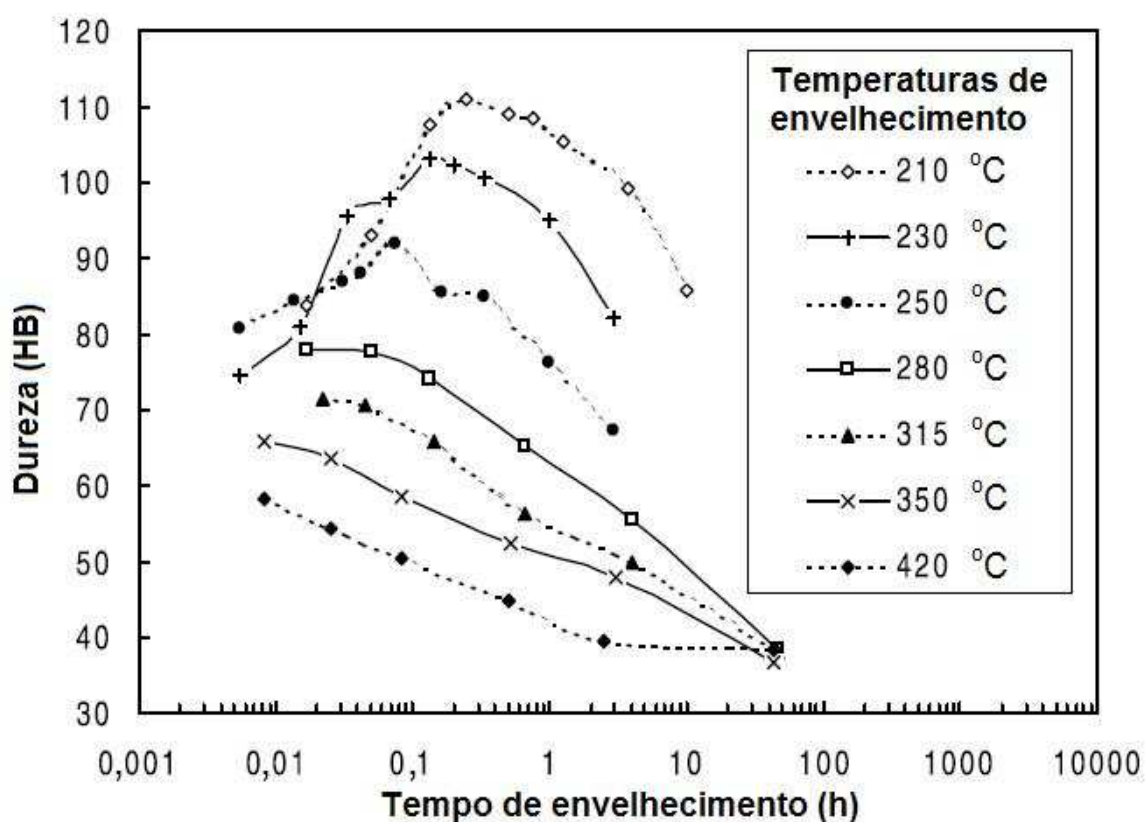


Figura 2.53: Efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento sobre a dureza na liga A356 (ROMETSCH; SCHAFFER, 2002).

Alexopaulos e Pantelakis (2004), submeteram uma amostra da liga Al-Si A357 ao tratamento térmico de solubilização a 540 °C durante 22 h, a microestrutura obtida é mostrada na Figura 2.54, as partículas pretas são de Si e foram esferoidizadas devido ao prolongado tratamento de solubilização. A seguir, a amostra foi envelhecida na temperatura de 205 °C durante 36 h. Desta maneira a liga foi superenvelhecida, a microestrutura é mostrada na Figura 2.55, na qual se observa a presença de partículas pequenas de Mg₂Si, geradas devido à alta

temperatura e ao tempo prolongado de envelhecimento (ALEXOPAOULOS; PANTELAKIS, 2004).

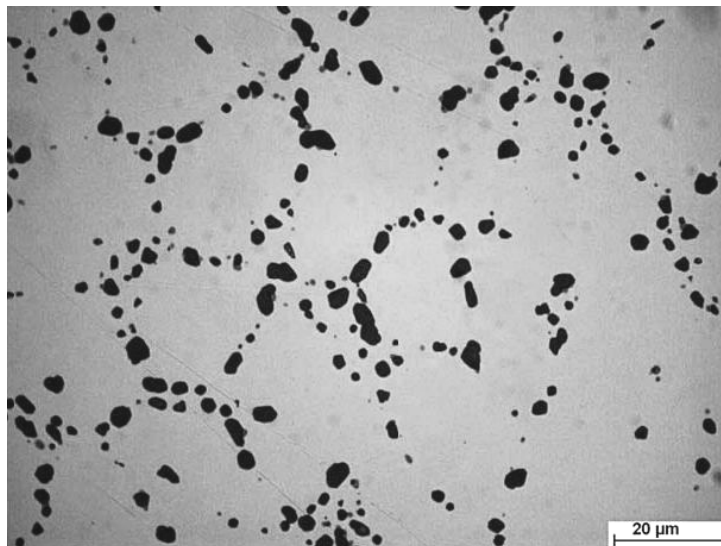


Figura 2.54: Liga A357 após os tratamento de solubilização a 540 °C durante 22 h (ALEXOPAOULOS; PANTELAKIS, 2004).

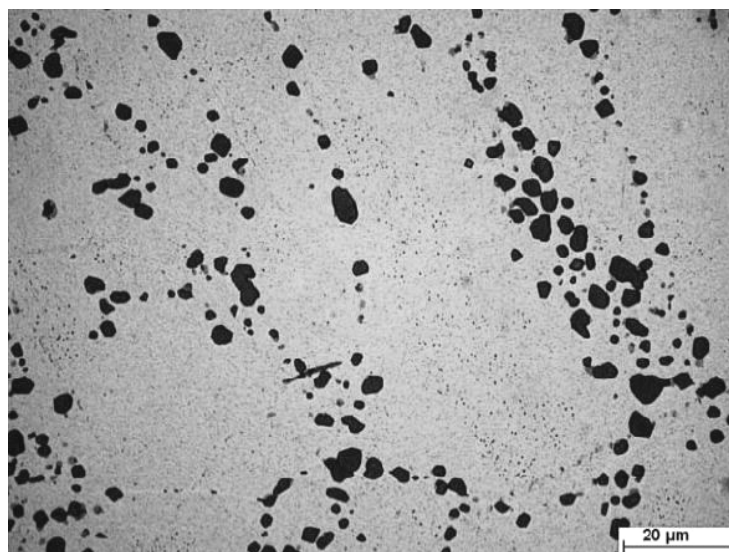


Figura 2.55: Liga A357 após tratamento térmico de envelhecimento na temperatura e 205 °C durante 36 h (ALEXOPAOULOS; PANTELAKIS, 2004).

3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1 ESTRATÉGIA DOS EXPERIMENTOS

O objetivo deste trabalho de dissertação de mestrado foi estudar o efeito dos processos de fundição e do tratamento térmico na liga de alumínio 356.0. Para isto, foi necessária a confecção de corpos de prova nos processos de fundição sob pressão, molde permanente por gravidade (coquilha) e molde de areia a verde. Posteriormente, estes corpos de prova foram tratados termicamente, sendo solubilizados e envelhecidos. Foram avaliadas as influências dos processos de fundição em molde de areia a verde, molde permanente por gravidade (coquilha) e sob pressão e dois parâmetros do tratamento térmico de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e microestruturas formadas. As variáveis estudadas no tratamento térmico foram o tempo e a temperatura de envelhecimento.

Para o desenvolvimento dos experimentos foram realizados testes preliminares para definir o processo de desgaseificação do metal líquido e verificar o rendimento das adições dos componentes de carga, como o magnésio, o ferro e o manganês. As condições operacionais e os resultados dos testes preliminares estão apresentados nos Apêndices A a C.

3.2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os corpos de prova utilizados neste trabalho foram obtidos a partir da fusão de 179 kg de alumínio em forno a gás natural com cadinho à base de ferro (aço). Após a fusão, o alumínio foi desgaseificado com nitrogênio industrial, o qual foi aplicado com ponta porosa durante 8 minutos, seguida pela retirada da escória. A desgaseificação com ponta porosa apresentou os mesmos resultados das amostras não desgaseificadas nos testes preliminares (Apêndice A), entretanto, este método foi empregado para favorecer uma melhor homogeneização do metal líquido no interior do cadinho. Após essas etapas, foram produzidos 190 corpos de prova na máquina injetora, 45 em coquilha e 45 em molde de areia a verde. Foram retiradas amostras

para análise química e para avaliar a desgaseificação. A temperatura do metal líquido no forno foi mantida entre 690 e 710 °C. Não foram aplicados ao metal líquido pastilhas com o objetivo de causar refino ou modificação.

3.2.1 Corpos de Prova

O esquema do sistema de enchimento dos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão é mostrado na Figura 3.1. A massa do conjunto fundido foi de 520 g, no qual está incluído o biscoito, canais, bolsas de ar e os quatro corpos de prova. Os corpos de prova injetados estão de acordo com a norma ABNT NBR7549 (2001). A temperatura de trabalho do molde durante o processo de injeção ficou entre 90 e 120 °C. A Figura 3.2 mostra as dimensões do corpo de prova injetado. Para o ensaio de tração não foi necessário realizar usinagem nos corpos de prova injetados, devido ao excelente acabamento superficial que os mesmos apresentavam.

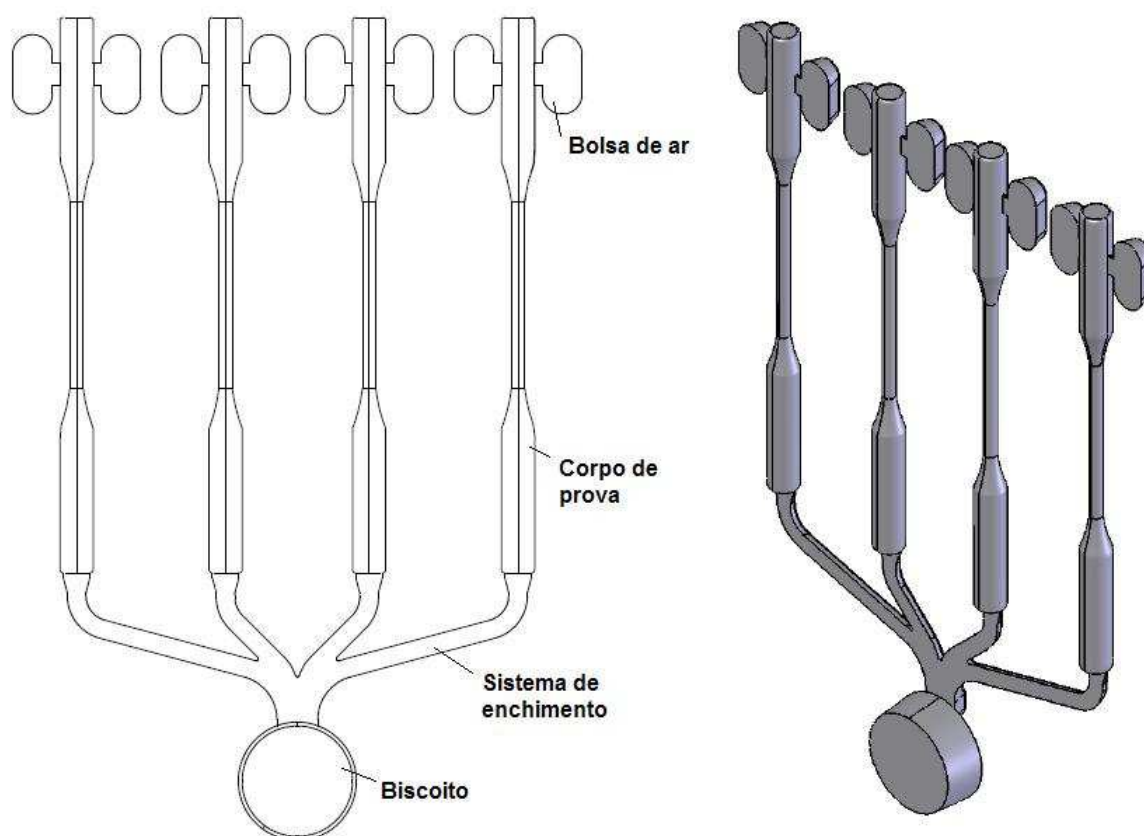


Figura 3.1: Esquema do conjunto fundido obtido em fundição sob pressão.

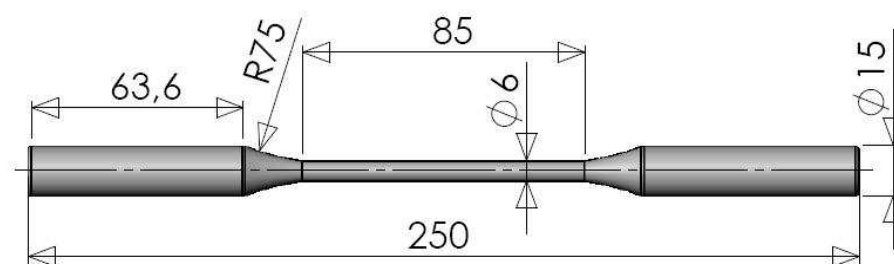


Figura 3.2: Dimensões do corpo de prova obtido em fundição sob pressão conforme a norma ABNT NBR7549 (2001).

Os corpos de prova obtidos em molde permanente por gravidade (coquilha) atendem às especificações das normas ASTM B108 – 82b (1984) e NBR7549 (2001). O esquema do conjunto fundido, composto pelo sistema de enchimento, alimentação e o corpo de prova é mostrado na Figura 3.3 e apresentou massa de 1000 g. A faixa de temperatura de trabalho do molde durante a produção dos corpos de prova foi de 250 a 350 °C. A Figura 3.4 mostra as dimensões após a usinagem por torneamento do corpo de prova produzido em molde permanente por gravidade.

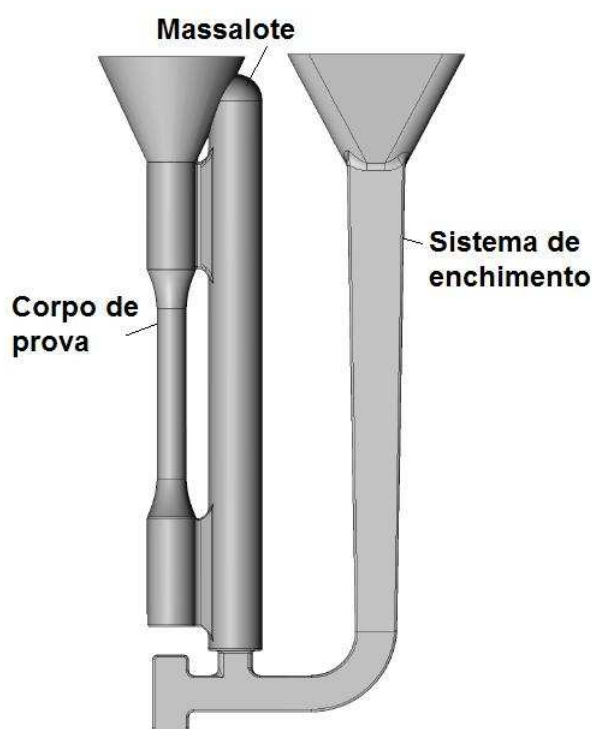


Figura 3.3: Esquema do conjunto fundido em molde permanente por gravidade com o sistema de enchimento e alimentação do corpo de prova, conforme a norma ASTM B108 – 82b (1984) e NBR7549 (2001).

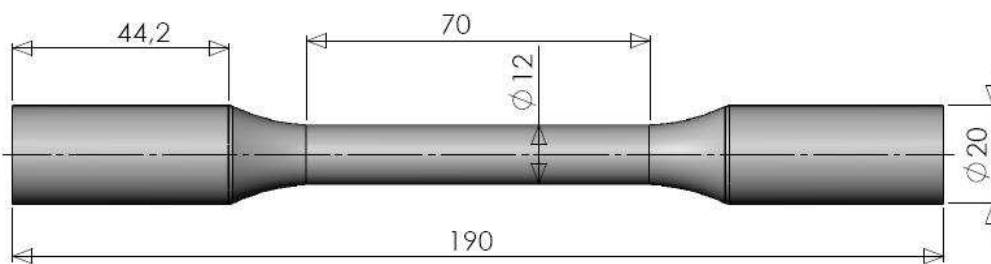


Figura 3.4: Dimensões do corpo de prova após usinagem produzido em molde permanente por gravidade conforme as normas ASTM B108 – 82b (1984) e NBR7549 (2001).

Os corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde apresentam dimensões similares aos produzidos em molde permanente por gravidade e, portanto, também atendem às especificações das normas ASTM B26 – 82b (1984) e NBR7549 (2001). O esquema do conjunto fundido é mostrado na Figura 3.5, apresentando 2700 g de massa. A Figura 3.6 mostra as dimensões do corpo de prova obtido em molde de areia a verde após a usinagem por torneamento.

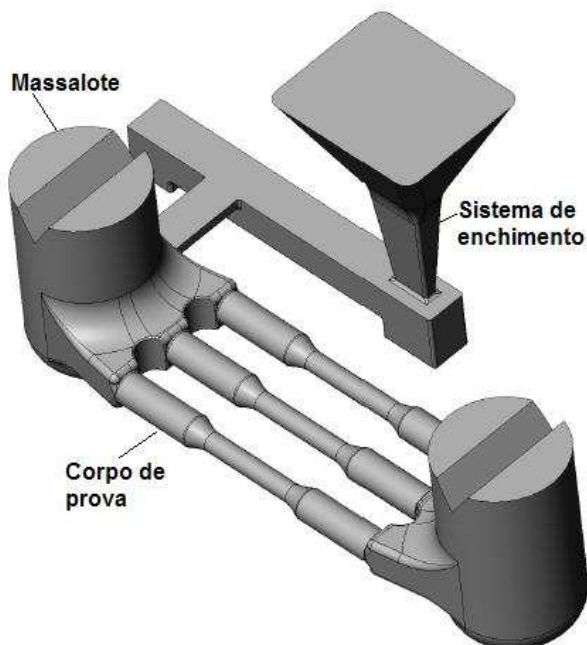


Figura 3.5: Esquema do conjunto fundido em molde de areia a verde com o sistema de enchimento e alimentação dos três corpos de prova.

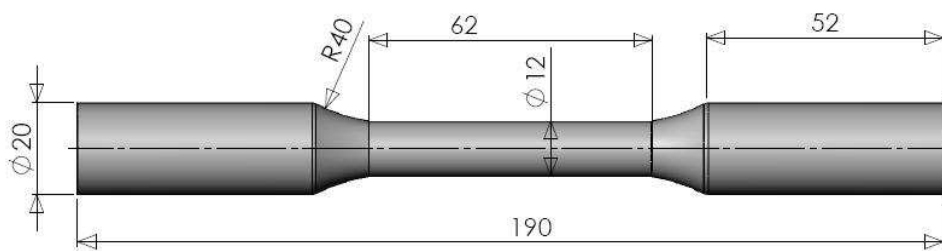


Figura 3.6: Dimensões do corpo de prova após usinagem produzido em molde de areia a verde conforme ASTM B26 – 82b (1984) e NBR7549 (2001).

3.2.2 Análise química

A análise química foi realizada em um espectrômetro de emissão ótica da marca Spectro, modelo Spectrolab, série 1485/87, na empresa Wetzal, na divisão de alumínio. Foram retiradas três amostras durante a etapa de fundição dos corpos de prova. Todos os corpos de prova foram feitos durante uma única operação (corrida). A primeira amostra foi retirada no início de produção dos corpos de prova injetados, a segunda no final do processo de injeção e a última, antes do vazamento em molde permanente e em molde de areia. Posteriormente foram feitas análises químicas em mais três corpos de prova de cada processo de fundição.

3.2.3 Tratamento térmico de solubilização

O tratamento de solubilização foi realizado nos corpos de prova que foram testados após solubilização e após envelhecimento, produzidos nos processos de fundição em moldes de areia a verde, molde permanente por gravidade e sob pressão. A solubilização foi feita na temperatura de $520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, durante 5 h, seguido de resfriamento em água morna na temperatura entre $65 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$. A Figura 3.7 mostra o forno elétrico com circulação de ar forçado, onde ambos os tratamentos térmicos, solubilização e envelhecimento, foram realizados. O tempo decorrido entre a retirada dos corpos de prova do forno e o resfriamento na água foi muito pequeno em função da proximidade entre estes dois equipamentos, que era de aproximadamente 2,5 m.



Figura 3.7: Forno elétrico com circulação de ar forçado, utilizado no tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

3.2.4 Tratamento térmico de envelhecimento

Os corpos de prova obtidos em fundição sob pressão, após solubilização, foram separados em dois lotes, sendo, um lote submetido ao envelhecimento na temperatura de 155 °C e outro a 180 °C. Para cada temperatura de envelhecimento, foram obtidos corpos de prova com tempos de envelhecimento variando de 2 em 2 h até 20 h e mais o tempo de 28 h, sendo que, para cada tempo de envelhecimento foram utilizados 6 corpos de prova. No entanto, para o ensaio de tração foram utilizados 3 corpos de prova; os demais foram produzidos para efeito de reserva, se necessário para a repetição do ensaio. Foram 156 corpos de prova do processo de fundição sob pressão, conforme mostra a Tabela 3.2, na qual estão incluídos também os corpos de prova testados no estado bruto de fundição e solubilizados.

Nos corpos de prova obtidos em molde de areia a verde e molde permanente por gravidade, o envelhecimento foi realizado somente na temperatura de 180 °C, durante os tempos de 6, 10, 14, 16, 20 e 28 h. Para cada tempo de envelhecimento, foram usados 4 corpos de prova por tratamento. Para o ensaio de tração foram utilizados 3 corpos de prova, um corpo de prova foi feito para efeito de reserva. Foram produzidos 64 corpos de prova para ambos os processos, conforme mostra a Tabela 3.1, na qual estão incluídos também os corpos de prova testados no estado bruto de fundição e solubilizados.

Tabela 3.1: Quantidade de corpos de prova produzidos de acordo com os tratamentos térmicos e processos de fundição.

Tempo de envelhecimento (h) e quantidade de corpos de prova.													
A	B	2 h	4 h	6 h	8 h	10 h	12 h	14 h	16 h	18 h	20 h	28 h	
6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	C
6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	D
4	4	-	-	4	-	4	-	4	4	-	4	4	E
4	4	-	-	4	-	4	-	4	4	-	4	4	F

Notas específicas:

A = corpos de prova no estado bruto de fundição.

B = corpos de prova solubilizados.

C = corpos de prova injetados e envelhecidos a 155 °C.

D = corpos de prova injetados e envelhecidos a 180 °C.

E = corpos de prova obtidos em coquilha e envelhecidos a 180 °C.

F = corpos de prova obtidos em molde de areia a verde e envelhecidos a 180 °C.

3.2.5 Análise microestrutural

3.2.5.1 Preparação das amostras

As amostras para o ensaio de metalografia foram retiradas da extremidade do corpo de prova e da região útil de tração, após o ensaio de tração, conforme é mostrado na Figura 3.8. A amostra da região útil de tração foi retirada somente para os corpos de prova obtidos em fundição sob pressão. Este procedimento foi adotado em função da grande diferença dimensional entre as duas seções. O corte foi feito com disco refrigerado.

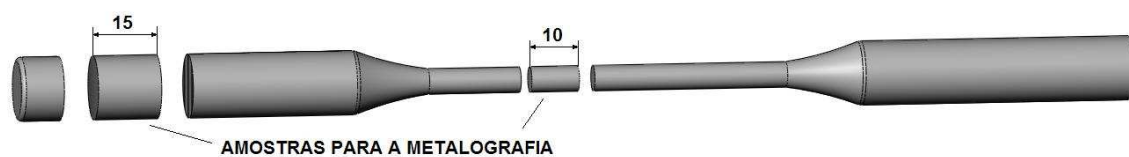


Figura 3.8: Esquema do corpo de prova do ensaio de tração e os locais da retirada das amostras para o ensaio de metalografia.

Após o corte, foi feito o lixamento, o qual foi realizado com as lixas números 120, 320, 600 e 1000. Logo em seguida, as amostras foram polidas com alumina e pasta de diamante de 1 μ . O ataque químico para revelar os microconstituintes para a metalografia foi feito com uma solução de água destilada contendo 0,5 % de ácido fluorídrico (HF). Para revelar as dendritas, as amostras foram polidas e atacadas com o reagente de Poulton. Esta solução é preparada com doze partes de HCl concentrados, seis partes de HNO₃ concentrados, uma parte de HF (diluído a 48 %) e uma parte de água. Ambos os reagentes são indicados no AFS – Aluminum Casting Technology (1993) para as ligas de alumínio do grupo 3xx.

3.2.5.2 Metalografia

Foram utilizados dois microscópios, um de marca Olympus, modelo BX51 que foi empregado para capturar as imagens e outro da marca Leitz Wetzlar Metallux que foi utilizado para se determinar a porcentagem de fases intermetálicas. As imagens foram capturadas com uma câmera da marca MediaCybernetics, modelo PL-A642, em conjunto com o software Pro-Plus, versão 4.5.1.22. A contagem das fases intermetálicas e porosidades foram realizadas com a utilização de uma ocular com reticulado de 100 pontos, com exceção da contagem dos intermetálicos dos corpos de prova injetados, que foi feita com um reticulado de 121 pontos sobre a micrografia obtida com aumento de 500x, devido ao pequeno tamanho dos microconstituintes.

3.2.6 Ensaio de dureza

As amostras para o ensaio de dureza Brinell (HB) foram retiradas da extremidade do corpo de prova após o ensaio de tração, semelhante à amostra para o ensaio de metalografia. Para cada condição de processo, foram feitas três medições de dureza. Este ensaio foi feito em um durômetro da marca Otto Wolpert, modelo BK 300a, com um penetrador do tipo esfera de aço, com diâmetro de 10 mm e carga de 500 kgf.

3.2.7 Ensaio de tração

O ensaio de tração nos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão foi realizado em uma máquina universal de ensaios da marca Kratos, na qual a carga máxima foi de 1000 kgf. Para os corpos de prova obtidos em areia a verde e molde permanente por gravidade, o ensaio de tração foi realizado na máquina universal de ensaios da marca Otto Wolpert, modelo U20, na qual foi aplicada a escala com carga de até 4000 kgf e velocidade de 10 mm/minuto. Os corpos de prova produzidos em molde de areia e coquilha apresentavam diâmetro de 12 mm e os produzidos em fundição sob pressão diâmetro de 6 mm, na seção útil de tração, esta característica pode afetar os resultados do ensaio de tração e dificultar a análise comparativa.

3.2.8 Análise da fratura

Após o ensaio de tração foi observada a superfície da fratura dos corpos de prova. Para este ensaio foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura da marca Jeol, modelo JSM T300.

3.2.9 Densidade

Para a medição da densidade, foi empregado o método de Archimedes, conforme citado por Kuo, et al. (2001), o qual possui a seguinte seqüência:

- a) Determinar a massa da amostra (g) e registrar o resultado, Figura 3.9 (a).
- b) Instalar na balança o suporte para a amostra, o apoio para o Becker com água e zerar a balança, Figura 3.9 (b).
- c) Colocar a amostra no suporte e registrar o resultado da massa da amostra na água (g), Figura 3.9 (c).

d) Calcular a densidade com as seguintes equações:

$$V = (M_1 - M_2)/\rho_L$$

$$\rho = M_1/V$$

Onde:

V = volume da amostra (cm^3)

M_1 = massa da amostra no ar (g)

M_2 = massa da amostra na água (g)

ρ_L = densidade da água (g/cm^3), de acordo com a temperatura ambiente.

ρ = densidade da amostra (g/cm^3)

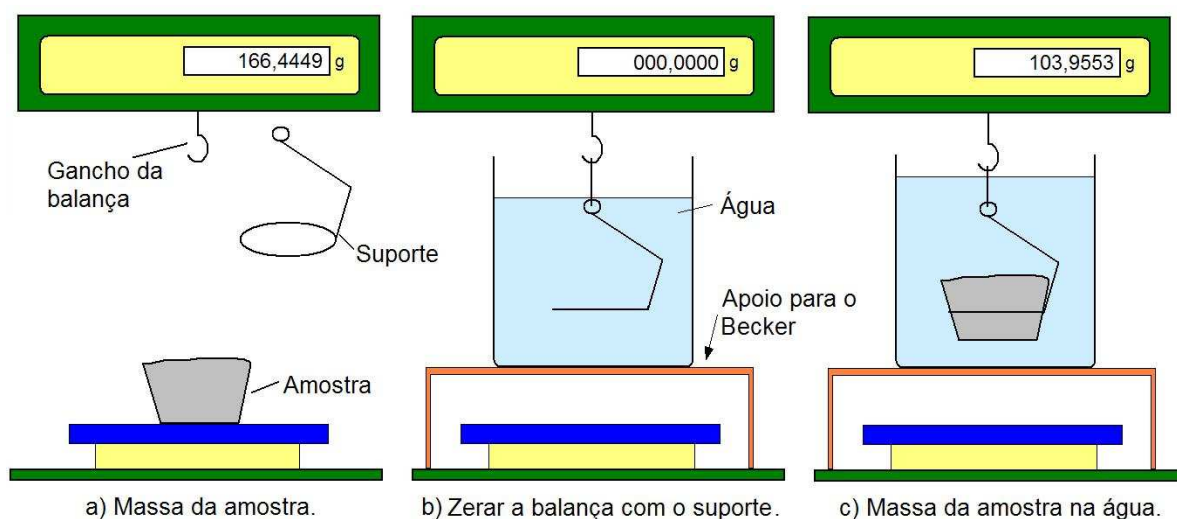


Figura 3.9: Esquema da seqüência para determinar a densidade da amostra conforme o método de Arquimedes.

Foram realizadas medições de densidade em cinco amostras solidificadas em câmara de vácuo por processo de degaseificação nos testes preliminares (Apêndice A) e em nove amostras de cada processo de fundição. Os resultados obtidos nos testes preliminares são mostrados no Apêndice J e os obtidos nas amostras de cada processo de fundição, são citadas as médias no item 4.2.2 e no Apêndice K são apresentados todos os resultados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As Tabelas 4.1 e 4.2 mostram a composição química obtida e a especificação da Aluminum Association (ASM – HANDBOOK CASTING, 2004) para a liga 356.0, respectivamente. Os resultados da composição química obtidos em todos os corpos de prova são mostrados no Apêndice E.

Tabela 4.1: Composição química da liga 356.0 obtida através do ensaio de espectroscopia.

A	Al	Si	Mn	Sn	Ti	Zn	Co	Ni	Fe	Mg	Pb	Sr	Cu	Sb	Na
1*	91,18	6,98	0,32	0,002	0,071	0,015	0,001	0,006	0,83	0,53	0,008	0,002	0,018	0,024	0,001
2*	91,18	6,98	0,32	0,002	0,071	0,015	0,001	0,006	0,83	0,53	0,008	0,002	0,018	0,024	0,001
3*	90,56	7,09	0,67	0,001	0,080	0,014	0,001	0,007	1,04	0,56	0,009	0,002	0,006	0,050	0,001
4*	90,29	6,94	0,79	0,002	0,077	0,014	0,002	0,007	1,20	0,57	0,010	0,002	0,009	0,055	0,001
5*	90,80	7,00	0,53	0,002	0,075	0,014	0,001	0,007	0,98	0,55	0,009	0,002	0,013	0,038	0,001
6*	0,45	0,06	0,24	0	0,004	0,001	0,001	0,001	0,18	0,02	0,001	0	0,006	0,016	0

Notas específicas:

A = Amostras.

1* = Média de três amostras analisadas durante as operações de vazamento.

2* = Média de três corpos de prova injetados.

3* = Média de três corpos de prova vazados em coquilha.

4* = Média de três corpos de prova vazados em areia.

5* = Média geral.

6* = Desvio padrão.

A média geral, linha 5 na Tabela 4.1, é mostrada para efeito orientativo, para se ter uma visão geral, pois os resultados das linhas 1 a 4 se referem aos diferentes momentos das etapas de produção dos corpos de prova. Ao se observar a Tabela 4.1, pode-se constatar o maior teor de Mn e Fe nas amostras vazadas em coquilha e molde de areia em relação às produzidas em fundição sob pressão. Isto deve ter ocorrido porque os corpos de prova destes processos foram obtidos cerca de 3 h após o início do processo de fundição sob pressão. O Mn não foi

totalmente absorvido no início do processo de fusão, parte do Mn adicionado foi para o fundo do cadinho, de maneira que durante o processo houve alguma absorção, isto foi comprovado após o processo de fundição pela presença de pedaços de Mn no fundo do cadinho. Quanto ao Fe, deve ter sido absorvido das paredes de aço do cadinho do forno durante o processo de fundição.

A variação do teor de Mg foi pequena entre as diversas amostras, conforme é mostrado na Tabela 4.1. O teor de Mg obtido foi de 0,55 % na média, cerca de 0,10 % acima do especificado. No entanto, tal diferença não é crítica, porque o limite de solubilidade do Mg para atuar como agente endurecedor corresponde aproximadamente a 0,6 %, segundo Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989) e mostrado na Figura 2.33 do item 2.9.1.1.

Tabela 4.2: Composição química da liga 356.0 de acordo com a Aluminum Association.

Limites máximos e faixas para a composição química (%)									
Processos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros	
								Cada	Total
S, P	6,5-7,5	0,6(a)	0,25	0,35(a)	0,20-0,45	0,35	0,25	0,005	0,15

Fonte: ASM Handbook Casting, 2004.

Notas específicas:

(a) = O teor de Mn não deve ser menor que a metade do teor de Fe.

S = Fundição em molde de areia.

P = Fundição em molde permanente por gravidade.

A soma dos percentuais obtidos de Sn, Co, Ni, Pb, Sr, Sb e Na foi de 0,06 % e está de acordo com a especificação da Aluminum Association que admite até 0,15 % de elementos residuais (ASM – HANDBOOK CASTING, 2004).

Quanto ao teor de Fe, foi adicionada uma quantidade superior ao valor da norma, conforme é mostrado na Tabela 4.2. Esta adição foi feita com o objetivo de reduzir a aderência da liga no molde durante o processo de fundição sob pressão. A necessidade de uma maior adição de ferro foi comprovada através da produção de um lote de corpos de prova com a liga 356.0 sem adição de ferro. Nesta experiência foi constatada uma forte aderência da liga no molde

onde, antes de cada ciclo de injeção, era necessário fazer a sua limpeza. Além da perda de tempo, havia a possibilidade de serem causados danos à sua superfície. A aderência também causou deformações nos corpos de prova durante as etapas de abertura do molde e extração do conjunto fundido.

O ASM - Handbook Casting (2004) e Crepeau (1995) citam que as ligas de alumínio para fundição sob pressão devem possuir ferro entre 0,8 e 2,0 % com o objetivo de evitar a aderência da liga no molde. No entanto Crepeau (1995) cita que o Fe pode formar fases com o Mg e o Cr, chamadas de “sludge” (lama), sendo que tais reduzem as propriedades mecânicas, principalmente o alongamento. Yi et al. (2004) e Crepeau (1995) também citam que o Fe forma compostos intermetálicos nas ligas Al-Si-Mg, esses por sua vez, reduzem a resistência ao impacto, à fadiga, o alongamento e a usinabilidade.

O teor de Fe obtido foi de 0,98 % e o teor de Mn foi de 0,53 %, esse se encontra levemente acima da metade do teor de Fe, conforme foi mostrado na Tabela 4.1, média geral. A Aluminum Association, especifica que se o teor de Fe é maior que 0,45 %, o teor de Mn não deve ser menor que a metade do teor de Fe (ASM – HANDBOOK CASTING, 2004). Tal recomendação também é citada por Bäckerud, Chai e Tammienn (1990) com o propósito de favorecer a formação da fase $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, essa possui uma morfologia compacta e evita a iniciação de trincas no material. A adição de Mn evita a formação da fase Al_5FeSi , com a forma de placas, que favorece a formação de trincas e reduz as propriedades mecânicas.

4.2 ANÁLISE DAS AMOSTRAS NO ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO

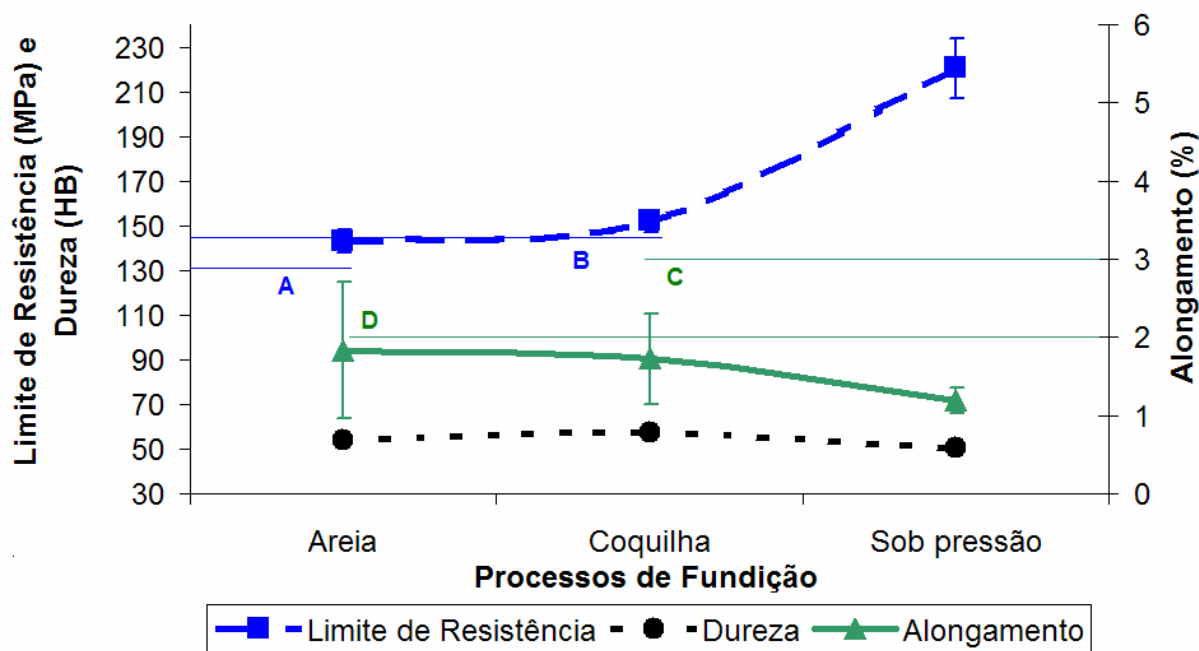
4.2.1 Propriedades mecânicas

Os resultados obtidos no limite de resistência, alongamento e dureza nos corpos de prova produzidos nos processos de fundição em molde de areia a verde, molde permanente por gravidade e fundição sob pressão no estado bruto de fundição são mostrados na Tabela 4.3 e

na Figura 4.1. Os resultados de todos os corpos de prova com os respectivos desvios padrão são mostrados nos Apêndices F a H.

Tabela 4.3: Propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova no estado bruto de fundição.

Propriedades mecânicas	Areia	Coquilha	Sob pressão
Limite de Resistência (MPa)	143	152	220
Alongamento (%)	1,8	1,7	1,3
Dureza (HB)	54	57	50



Notas específicas:

A = Limite de resistência mínimo de acordo com a ASTM B 26, obtido em molde de areia.

B = Limite de resistência mínimo de acordo com a ASTM B 108, obtido em coquilha.

C = Alongamento mínimo de acordo com a ASTM B 108, obtido em coquilha.

D = Alongamento mínimo de acordo com a ASTM B 26, obtido em molde de areia.

Figura 4.1: Efeito dos processos de fundição sobre o limite de resistência, dureza e alongamento obtidos no estado bruto de fundição para na liga 356.0.

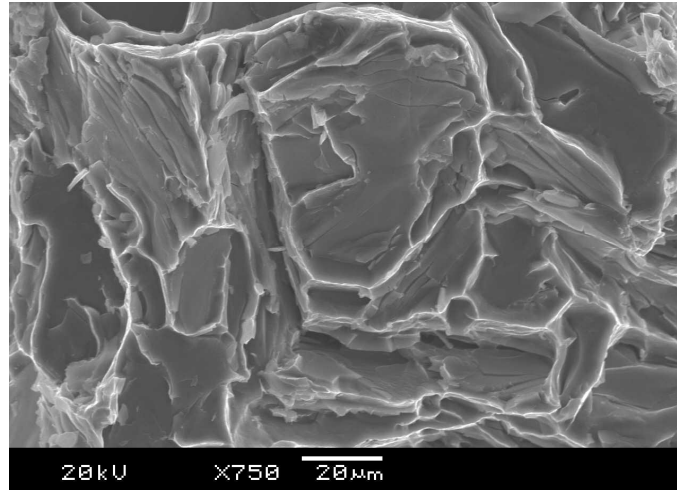
No estado bruto de fundição, o maior valor do limite de resistência foi obtido nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão e o menor, nos produzidos em moldes de areia. Não houve variação significativa nos resultados de alongamento entre os corpos de prova produzidos nos três processos de fundição. Entretanto, a comparação dos resultados de limite de resistência e alongamento obtidos nos corpos de prova do processo de fundição sob pressão com os obtidos em molde de areia e coquilha pode ter sido prejudicada devido à grande diferença de secção na região de tração, conforme foi mostrado no item 3.2.1.

Quanto à dureza, a variação foi pequena entre os corpos de prova produzidos nos três processos de fundição, entretanto, foi levemente menor nos corpos de prova produzidos no processo de fundição sob pressão.

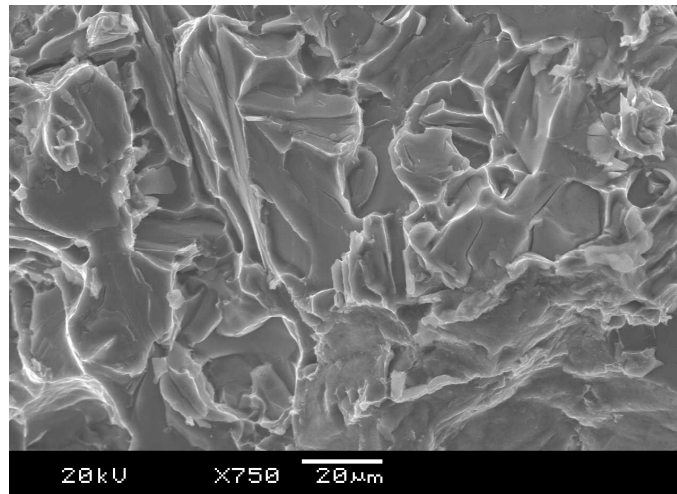
A norma ASTM especifica para a liga 356.0 os limites de resistência mínimos de 131,0 e 145,0 MPa e alongamento mínimos de 2 e 3 % para as amostras obtidas em moldes de areia e coquilha, respectivamente (ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS - NONFERROUS METAL PRODUCTS, 1984). Para amostras produzidas em coquilha, a ASTM não especifica a dureza no estado bruto de fundição. Os resultados obtidos nos corpos de prova de ambos os processos no estado bruto de fundição, não alcançaram os requisitos mínimos do alongamento, desta especificação, entretanto foram superiores quanto ao limite de resistência. Os resultados obtidos nas amostras produzidas em coquilha também foram inferiores aos mostrados na Tabela 2.7 e 2.8, de acordo com Gruzleski e Closset (1990), para a liga AlSi7Mg0,3 que foi submetida ao tratamento de modificação do silício eutético.

4.2.2 Microestruturas

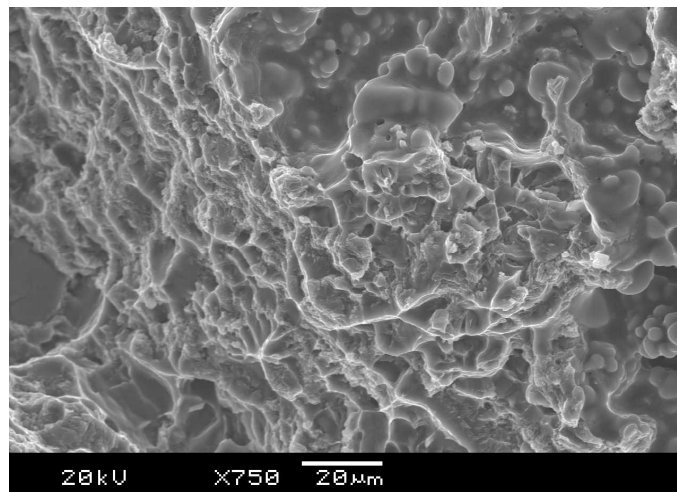
As superfícies das fraturas na região de ruptura após o ensaio de tração dos corpos de prova obtidos por moldes de areia, coquilha e fundição sob pressão, são mostradas na Figura 4.2(a) a (c), essas apresentam superfície com fratura do tipo clivagem, típica de material frágil. Na amostra obtida em fundição sob pressão, percebe-se ainda a presença de poros.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.2: Aspecto da superfície de fratura do corpo de prova de tração no estado bruto de fundição nas amostras produzidas por (a) molde de areia, (b) coquilha e (c) fundição sob pressão.

As microestruturas das figuras 4.3 a 4.5 mostram a presença das fases Al α , Si eutético e os intermetálicos na forma de escrita chinesa, e massiva nas amostras produzidas nos três processos de fundição. Segundo Bäckerud, Chai e Tamminen (1990), os intermetálicos do tipo escrita chinesa e massiva, conforme descrito no item 2.4.2, possuem estrutura com a composição $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$. Não foi constatada a presença da fase Al_5FeSi (na forma de agulhas) nas amostras dos três processos de fundição. As Figuras 4.3 a 4.5 mostram que a estrutura obtida nos corpos de prova produzidos em molde de areia é a mais grosseira quando comparada às obtidas em coquilha e em fundição sob pressão. Das três microestruturas, a mais refinada foi a obtida nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão. No entanto, na microestrutura do corpo de prova produzido em fundição sob pressão, no estado bruto de fundição, se observa que as partículas de Si formam uma rede interdendrítica e existe também a presença de poros, conforme mostra a Figura 4.5.

A Tabela 4.4 mostra que a maior quantidade da fase tipo escrita chinesa ocorreu nas amostras produzidas em coquilha, e nas amostras produzidas em molde de areia e fundição sob pressão os valores obtidos não apresentaram diferenças significativas. Quanto à formação da microestrutura tipo massiva, a maior quantidade formada ocorreu nas amostras obtidas em molde de areia e a menor, nas amostras obtidas em coquilha. Os resultados completos referentes às medições das quantidades de intermetálicos são mostrados no Apêndice I. A predominância da formação dos intermetálicos do tipo escrita chinesa e massivo e a ausência do intermetálico tipo acicular (agulhas) Al_5FeSi , ocorreu porque o teor de manganês foi mantido um pouco acima da metade do teor de ferro, isto está de acordo com o descrito por Bäckerud, Chai e Tamminen (1990).

A Tabela 4.4 mostra que a porcentagem de compostos intermetálicos do tipo massivo foi maior nos corpos de prova produzidos em molde de areia, cerca de 8 %, isto ocorreu porque este tipo de molde possui menor velocidade de extração de calor. Segundo Bäckerud, Chai e Tamminen (1990), a fase $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, em velocidades de resfriamento menores, como em molde de areia, pode se formar como partículas grandes e massivas. Entretanto, em velocidades de resfriamento maiores, como em coquilhas, além do teor de Mg o resfriamento mais rápido favorece a formação da microestrutura tipo escrita chinesa. Os resultados obtidos em molde de coquilha, Tabela 4.4, mostram a formação de maior quantidade de

intermetálicos do tipo escrita chinesa, cerca de 25 % e, portanto estão de acordo com o descrito por estes pesquisadores. Entretanto, em fundição sob pressão a Tabela 4.4 mostra que houve também a formação de partículas do tipo massivas, cerca de 4 %.

Segundo Apelian e Makhoulf (2004), em fundição sob pressão, é comum a formação de partículas massivas na forma de poliedros, estrelas e blocos, junto com a escrita chinesa. Isto parece ser contraditório, porque este processo impõe resfriamento rápido aos componentes fundidos e desta maneira os compostos massivos não deveriam ser formados. Entretanto, segundo estes pesquisadores, a transferência do metal do forno com uma concha até a câmara de injeção e a permanência na câmara de injeção, mesmo por um curto período de tempo, causam um resfriamento lento, que favorece a formação dos intermetálicos na forma massiva.

Tabela 4.4: Porcentagem de intermetálicos ($\text{Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$) presentes nas amostras em função do processo de fundição.

Intermetálicos (%)	Areia	Coquilha	Sob Pressão
Escrita Chinesa	12	25	12
Massivas	8	1	4

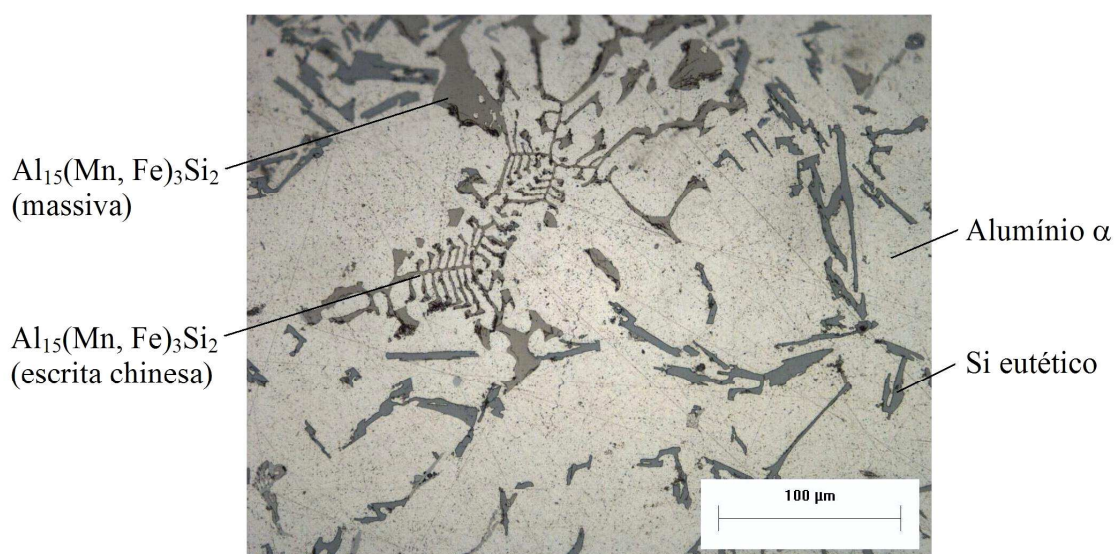


Figura 4.3: Microestrutura da liga 356.0 no estado bruto de fundição produzida no processo areia a verde, ataque HF 0,5 %.

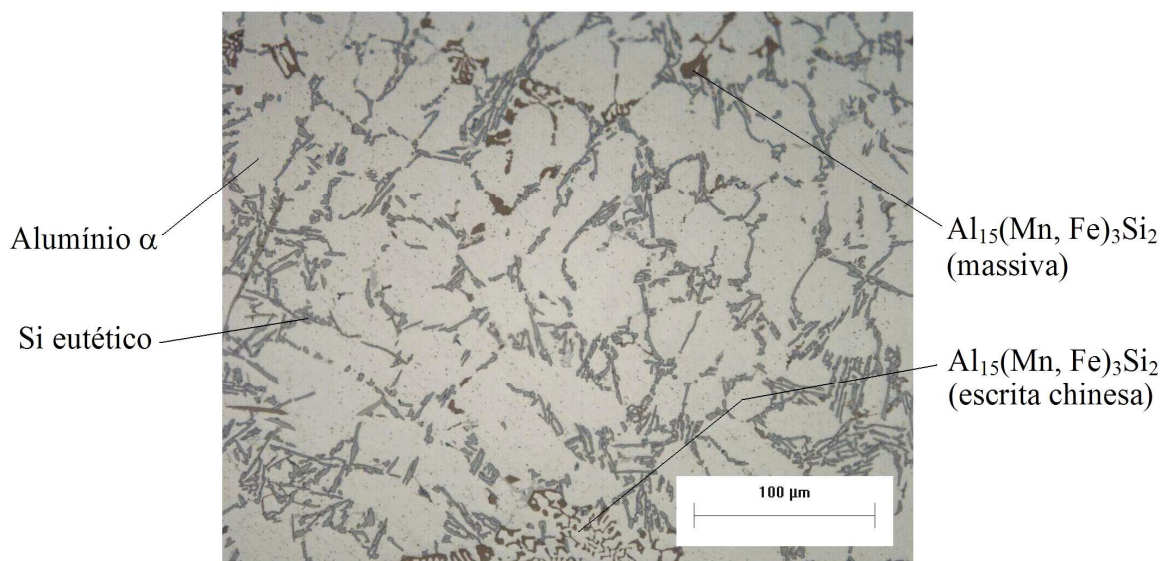


Figura 4.4: Microestrutura da liga 356.0 no estado bruto de fundição produzida em coquilha, ataque HF 0,5 %.

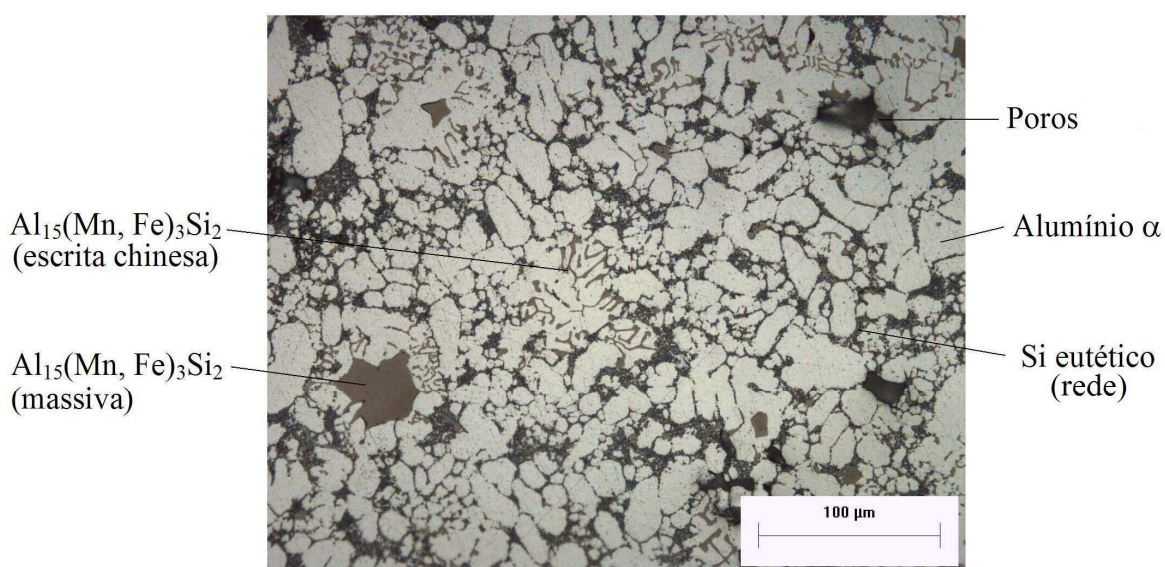


Figura 4.5: Microestrutura da liga 356.0 no estado bruto de fundição produzida em fundição sob pressão, ataque HF 0,5 %.

O efeito do processo de fundição no tamanho da microestrutura é mostrado na Figura 4.6. Ao se observar Figura 4.6(a) se constata o efeito da velocidade de resfriamento mais lenta do molde de areia, produzindo então, estrutura mais grosseira. Quanto maior a velocidade de resfriamento, mais fina é a microestrutura obtida, conforme foi constatado nas amostras produzidas em coquilha e fundição sob pressão Figura 4.6(b) e (c).

Fuoco (2002) cita que no processo com molde permanente por gravidade, a velocidade de resfriamento é relativamente elevada, entre 1 a 5 °C/s, o que contribui desta maneira para a redução no tamanho dos braços das dendritas, e em moldes de areia, onde a velocidade de extração de calor geralmente é inferior a 1 °C/s, há favorecimento para formação de microestruturas mais grosseiras. Gruzleski e Closset (1990) descrevem que a distância entre os braços das dendritas é afetada principalmente pela velocidade de resfriamento imposta durante a solidificação, que é uma característica determinada pelo processo de fundição.

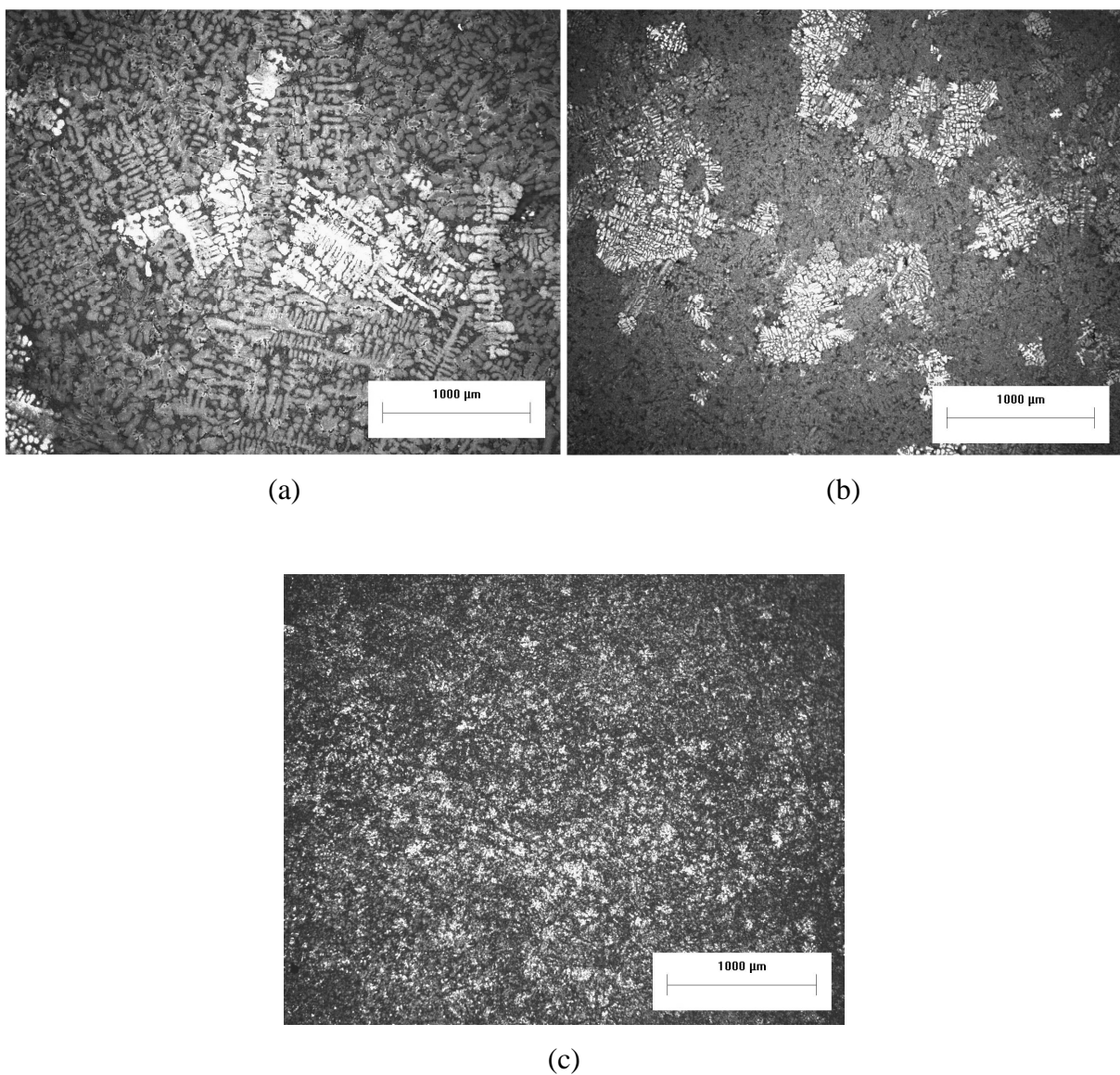


Figura 4.6: Micrografias mostrando o efeito do processo de fundição sobre o tamanho de grão, (a) molde de areia, (b) coquilha e (c) fundição sob pressão, ataque de Poulton.

A Tabela 4.5 mostra que a densidade dos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão foi a menor, isto pode ser comprovado ao se observar as micrografias das amostras produzidas em moldes de areia e coquilha, Figuras 4.3 e 4.4, essas mostram a ausência de poros quando comparadas às obtidas em fundição sob pressão, Figura 4.5 e 4.7.

Tabela 4.5: Densidade por Archimedes dos corpos de prova de acordo com os processos de fundição.

	Areia	Coquilha	Sob pressão
Densidade (g/cm ³)	2,70	2,71	2,64
D	0,011	0,012	0,025

Nota específica:

D = Desvio padrão

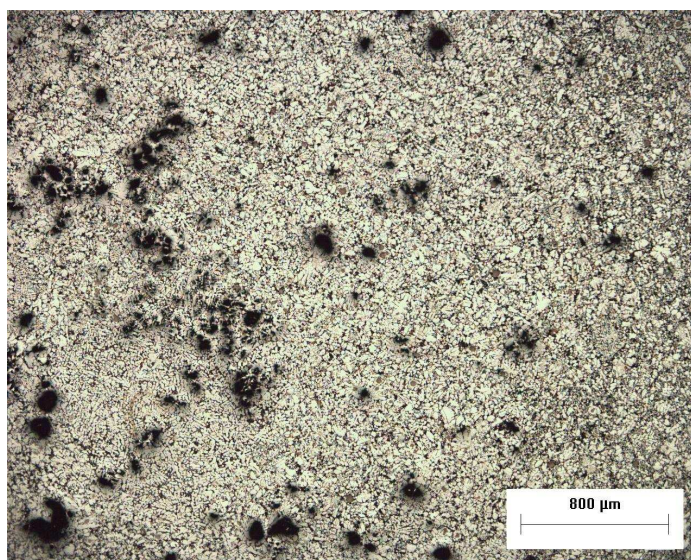


Figura 4.7: Poros na amostra obtida em fundição sob pressão, ataque HF 0,5 %.

Apelian e Makhlof (2004), Fuoco (2002), Birch (2000), Niu et al. (2000) e AFS – Aluminum Casting Technology (1993) descrevem que o processo de fundição sob pressão apresenta como desvantagem a produção de peças com poros e inclusões de óxidos. A causa para estes defeitos é atribuída ao ar e gases que podem estar dissolvidos no metal durante o movimento do pistão de injeção e a elevada turbulência no enchimento, que pulveriza o metal na cavidade

do molde. Segundo Birch (2000), a formação de poros em fundição sob pressão é favorecida quando:

- Há pouca pressão sobre o metal na injeção;
- A taxa de ocupação da câmara de injeção é baixa, menor que 40 %;
- Há excesso de desmoldante;
- A espessura do canal de ataque é muito pequena, < 0,4 mm;
- A espessura do biscoito é muito pequena, < 25 mm;
- A velocidade do pistão de injeção na primeira fase é muito alta.

Neste trabalho um dos fatores que deve ter contribuído para a formação dos poros foi à pequena taxa de ocupação da câmara de injeção, que foi de cerca de 30 %. Isto ocorreu devido a pouca quantidade de metal do conjunto fundido, que é função principalmente do projeto do ferramental. O cálculo referente à taxa de ocupação da câmara de injeção está detalhado no Anexo D. O pouco enchimento da câmara de injeção também resulta em maiores quantidades de metal pré-solidificado entrando na matriz. Este material pré-solidificado pode causar bloqueios que influenciarão na transmissão da pressão de injeção e gerar áreas com estruturas anômalas, ocorrendo o aumento da fragilidade da peça (BIRCH, 2000). Segundo Fuoco (2003), a taxa de ocupação deve estar entre 40 e 60 %.

4.2.3 Relação entre propriedades mecânicas e microestruturas

Os corpos de prova obtidos em molde de areia e coquilha no estado bruto de fundição não alcançaram a especificação mínima quanto ao alongamento estabelecido pela norma ASTM B 26 e B 108 de 1984, respectivamente. Isto ocorreu provavelmente devido ao elevado teor de ferro, 0,99 % e manganês, 0,54 %, (valores médios obtidos), os quais estão acima do teor recomendado pela Aluminum Association e ASTM, que é de 0,6 % para o ferro e 0,35 % para o manganês, conforme o ASM Handbook Casting (2004), SAE Information Report (1989) e o Annual Book of ASTM Standards - Nonferrous Metal Products (1984).

Os maiores teores de ferro e manganês favoreceram a formação dos intermetálicos $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, conforme mostrados nas Figuras 4.3 a 4.5 nas amostras produzidas nos três processos de fundição. Crepeau (1995) descreve que quando se aumenta o teor de ferro, mesmo que se faça a neutralização com o uso de manganês, haverá também maior quantidade de fases ricas em ferro (intermetálicos), sendo essas duras e frágeis e, portanto, não se consegue desta maneira eliminar totalmente os efeitos do ferro.

A ausência do tratamento de modificação da liga com sódio ou estrôncio também pode ter influenciado para a obtenção dos menores resultados no alongamento em relação aos especificados pela norma ASTM B 26 e B 108 citadas no item 2.3.

Para os processos que apresentam maior velocidade de resfriamento, como é o caso do molde em coquilha e da fundição sob pressão, o limite de resistência foi maior em relação às amostras obtidas em moldes de areia. Isto ocorreu, devido ao pequeno tamanho das dendritas, refino do eutético Al-Si e eutéticos secundários causados pela elevada taxa de nucleação. Nas amostras produzidas no processo de fundição sob pressão, além do efeito negativo da formação das fases ricas em ferro (intermetálicos) sobre o alongamento, ocorreu a formação dos poros, cerca de 32 %, Figura 4.7, e a formação de uma rede de interdendríticos compostos por Si e intermetálicos, conforme mostra a Figura 4.5. Deve-se considerar que a diferença dos resultados do ensaio de tração pode ter sido afetada devido aos diâmetros diferente entre os corpos de prova, areia e coquilha, 12 mm, injetados, 6 mm, respectivamente.

Fuoco (2002) cita que a maior velocidade de resfriamento das peças injetadas, cerca de 20 a 30 °C/s, favorece a obtenção de peças com microestrutura muito refinada e conseqüentemente com maior limite de resistência, entretanto, as bolhas de ar aprisionadas e o efeito fragilizante do ferro, favorecem a obtenção de resultados de alongamento menores que 1 %. Reed-Hill (1998, p. 502) cita que no processo de fundição sob pressão, o aumento do número de grãos ocorre devido ao resfriamento rápido e pela fragmentação das dendritas durante a etapa de enchimento. Reed-Hill (1998, p. 196) descreve que estruturas com grãos menores possuem maior limite de resistência, isto ocorre porque o movimento das discordâncias e os escorregamentos dos planos cristalinos durante a deformação plástica são dificultados pelos

defeitos nos contornos de grão e fases e pelas descontinuidades entre os planos cristalinos dos grãos e fases.

4.3 EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO

4.3.1 Propriedades mecânicas

Os resultados obtidos no limite de resistência, alongamento e dureza dos corpos de prova produzidos em molde de areia a verde, coquilha e fundição sob pressão, após solubilização, são mostrados na Tabela 4.6, sendo que os resultados de todos os corpos de prova estão no Apêndice F a H.

Tabela 4.6: Propriedades mecânicas após o tratamento térmico de solubilização.

Propriedades mecânicas	Areia	Coquilha	Sob pressão
Limite de Resistência (MPa)	181	193	168
Alongamento (%)	1,3	1,3	4,1
Dureza (HB)	68	80	45

Os resultados obtidos após o tratamento térmico de solubilização mostraram que os corpos de prova obtidos em coquilha, apresentaram os maiores valores de limite de resistência e dureza. Para os corpos de prova obtidos em areia, o limite de resistência e a dureza foram superiores aos valores obtidos em fundição sob pressão, os quais apresentaram os menores resultados nestas duas propriedades. No entanto, o maior alongamento foi obtido nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão, sendo que nas amostras produzidas em molde de areia e coquilha os resultados foram iguais.

Em relação às amostras no estado bruto de fundição, foram obtidos aumento no limite de resistência e dureza e redução no alongamento, após a solubilização para as amostras do

processo areia a verde e coquilha por gravidade. Nas amostras obtidas em fundição sob pressão aconteceu o oposto, os resultados mostram redução no limite de resistência e dureza e aumento do alongamento.

As Figuras 4.8 a 4.10 mostram os resultados das propriedades mecânicas obtidos nos três processos de fundição de maneira comparativa com as amostras no estado bruto de fundição. Rezende e Zingali (2003) realizaram testes em corpos de prova produzidos em coquilha com a liga AlSi7Mg, submetidos ao tratamento de solubilização a 540 °C durante 6 h e obtiveram cerca de 208 MPa no limite de resistência, 85 HB de dureza e 14 % de alongamento. Comparando-se com os resultados deste experimento, constata-se que o limite de resistência e a dureza estão levemente inferiores está muito inferior aos obtidos por estes autores. Para os corpos de prova produzidos em moldes de areia e fundição sob pressão, não foram encontrados resultados na literatura para efeito comparativo. A norma ASTM B 26 e B 108 não citam especificações para amostras somente solubilizadas.

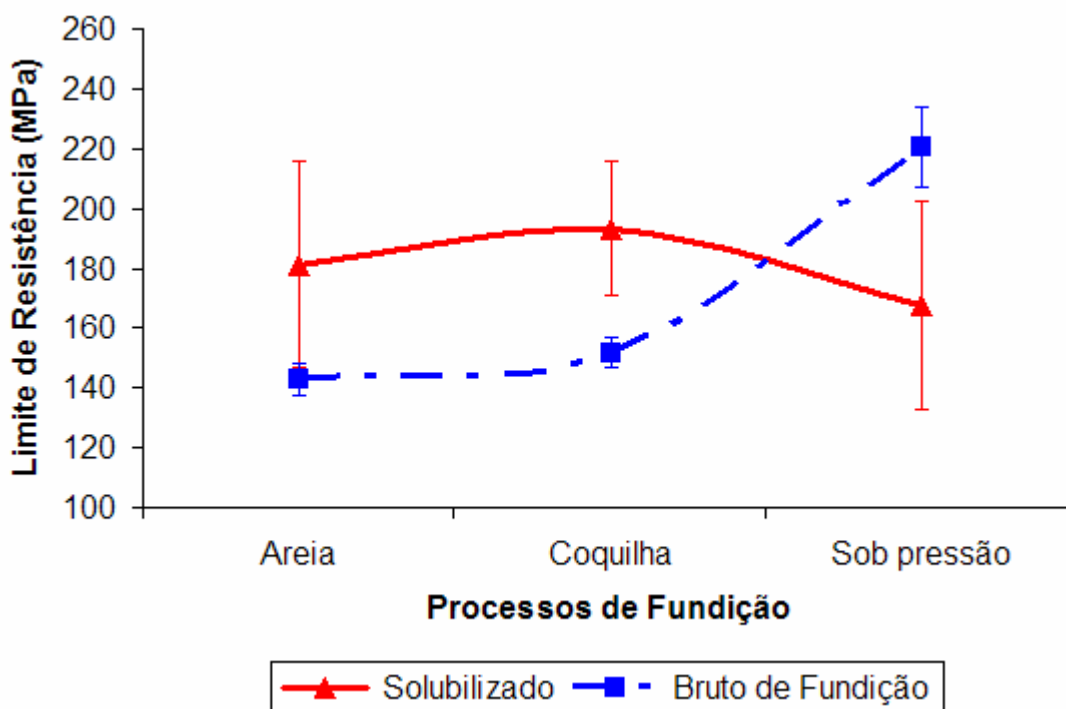


Figura 4.8: Efeito da solubilização a 520 °C, durante 5 h sobre o limite de resistência em corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e sob pressão.

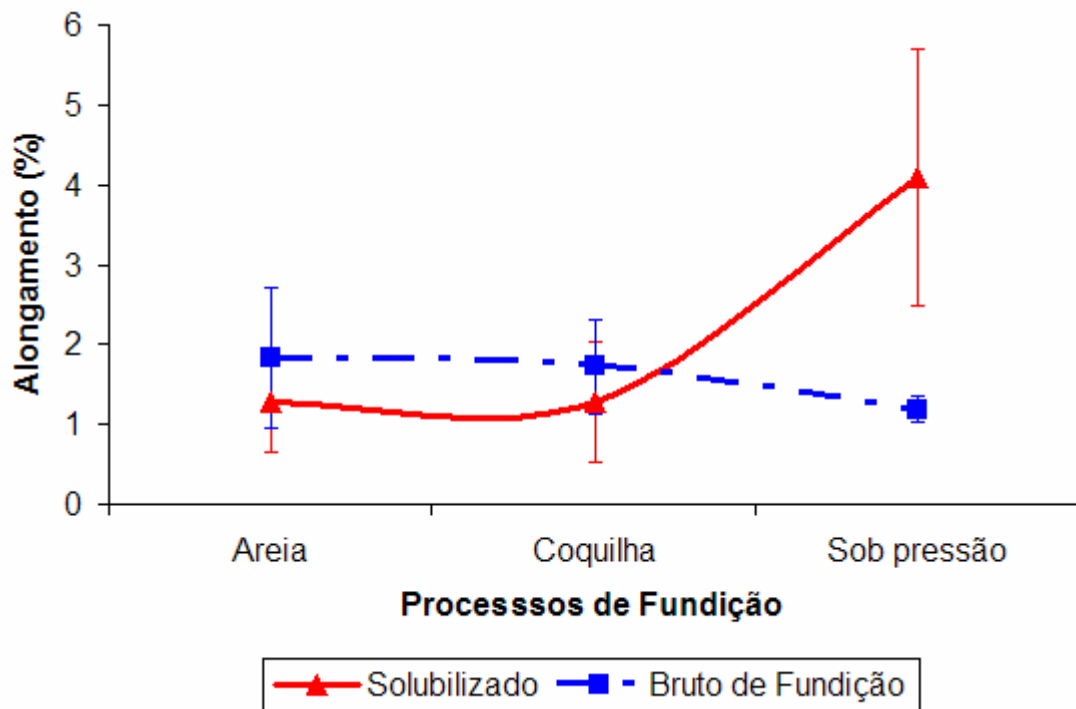


Figura 4.9: Efeito da solubilização a 520 °C, durante 5 h sobre o alongamento em corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e sob pressão.

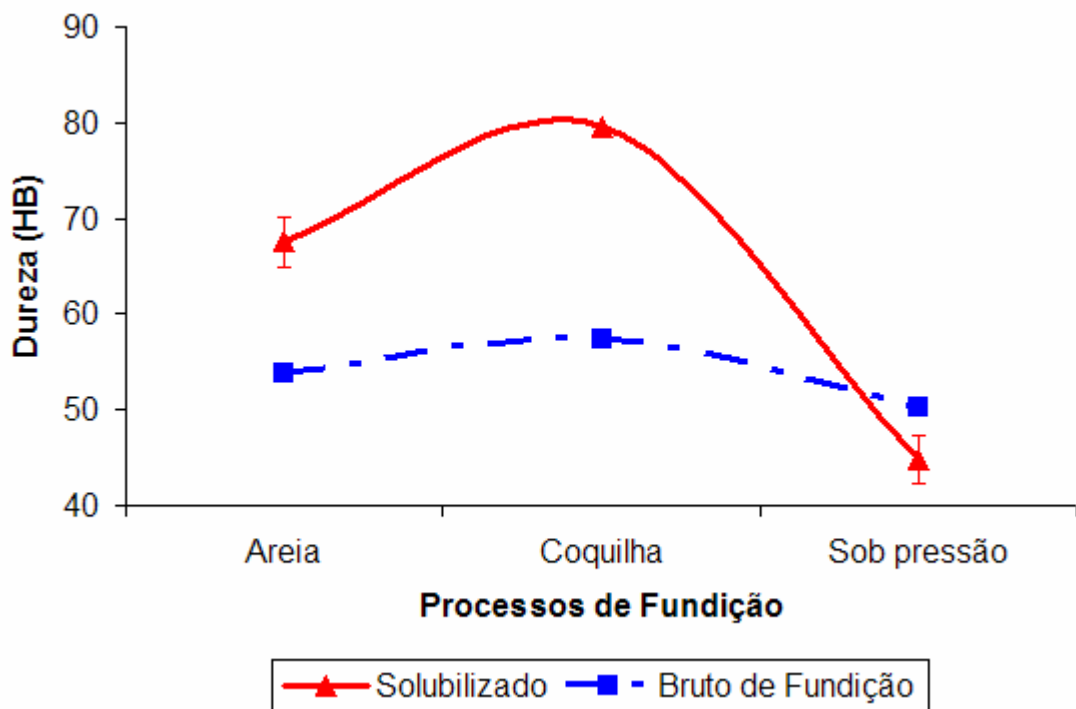


Figura 4.10: Efeito da solubilização a 520 °C, durante 5 h sobre a dureza em corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e sob pressão.

4.3.2 Microestruturas

As Figuras 4.11 a 4.13 mostram respectivamente as micrografias das amostras produzidas em molde de areia, coquilha e fundição sob pressão. Ao comparar com as Figuras 4.3 a 4.5 no estado bruto de fundição, pode-se constatar que as amostras produzidas em molde de areia e coquilha apresentaram pouca alteração na morfologia das partículas de silício, somente arredondamentos nas extremidades. Na morfologia dos compostos intermetálicos não foram constatadas alterações.

Na amostra produzida em fundição sob pressão após solubilização, Figura 4.13, constata-se que ocorreu grande alteração na morfologia das partículas de Si, em relação à amostra estado bruto de fundição, Figura 4.5, que formava uma rede interdendrítica e, após solubilização, esta rede foi parcialmente desfeita e as partículas se apresentam arredondadas. Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989) descrevem que a morfologia das partículas de silício é alterada com o tratamento térmico de solubilização. Inicialmente, elas são fragmentadas e gradualmente arredondadas. Na morfologia dos compostos intermetálicos (escrita chinesa) não foram constatadas alterações significativas. Pôde-se observar a presença de poros, os quais já haviam sido constatados no estado bruto de fundição nas amostras produzidas em fundição sob pressão, tais poros favoreceram o surgimento de bolhas após o tratamento térmico próximo à superfície dos corpos de prova.

As amostras produzidas em fundição sob pressão apresentaram uma concentração de defeitos estruturais (como por exemplo: contornos de grãos e fases e vazios) muito superior às produzidas em molde de areia e coquilha, devido ao maior refinamento causado pelo resfriamento rápido no interior do molde. O enchimento do molde de maneira muito turbulenta causou também a formação de poros. Desta maneira, o processo de difusão durante o tratamento térmico de solubilização foi favorecido devido às menores distâncias entre as partículas, a presença dos defeitos estruturais e os poros, conseqüentemente houve uma maior alteração na morfologia das partículas de Si, conforme mostra a micrografia na Figura 4.13.

Segundo Reed-Hill (1998, p. 502), o processo de fundição sob pressão favorece a formação de microestrutura mais refinada devido ao resfriamento rápido e à fragmentação de dendritas durante o enchimento do molde. Reed-Hill (1998, p. 355-359) cita que os defeitos estruturais como os contornos de grãos, falhas de empilhamento, discordâncias, os contornos de fases e superfícies, possuem taxa de difusão maior que a difusão volumétrica, porque estes locais possuem estrutura mais aberta.

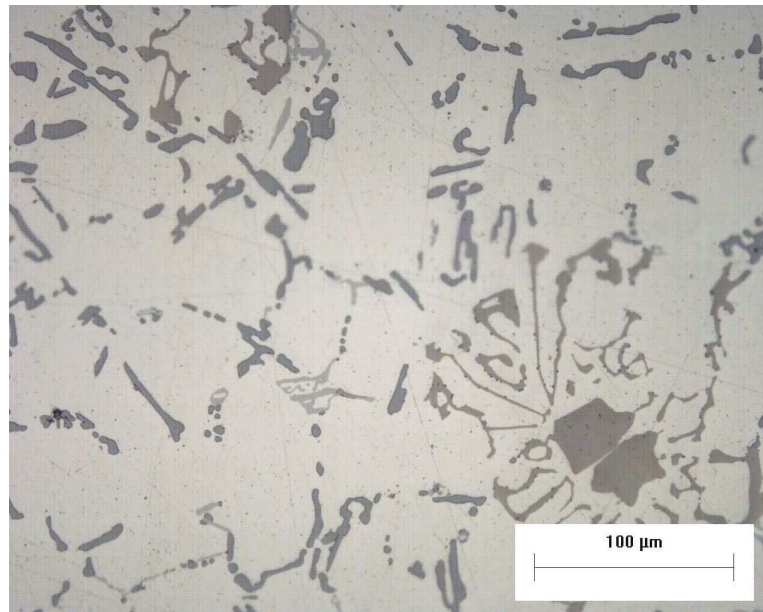


Figura 4.11: Microestrutura da amostra obtida em molde de areia e solubilizada a 520 °C durante 5 h, ataque HF 0,5 %.

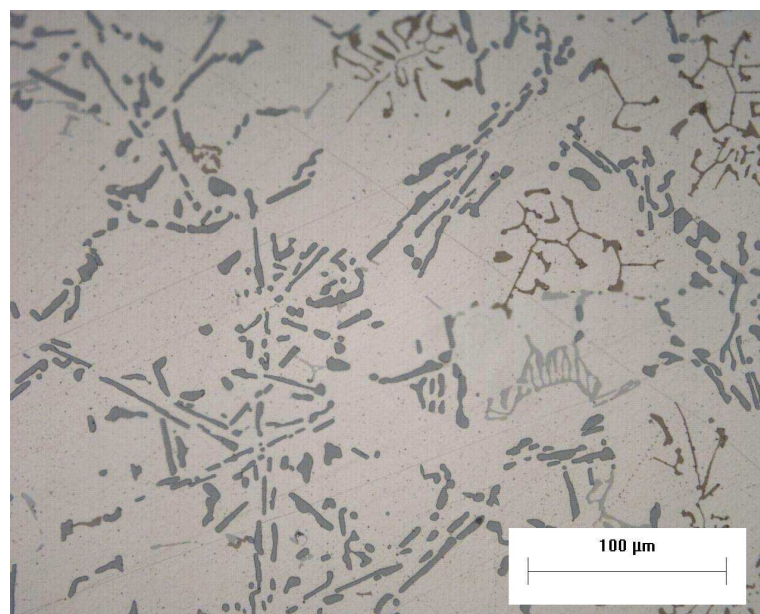


Figura 4.12: Microestrutura da amostra obtida em molde permanente por gravidade e solubilizada a 520 °C durante 5 h, ataque HF 0,5 %.

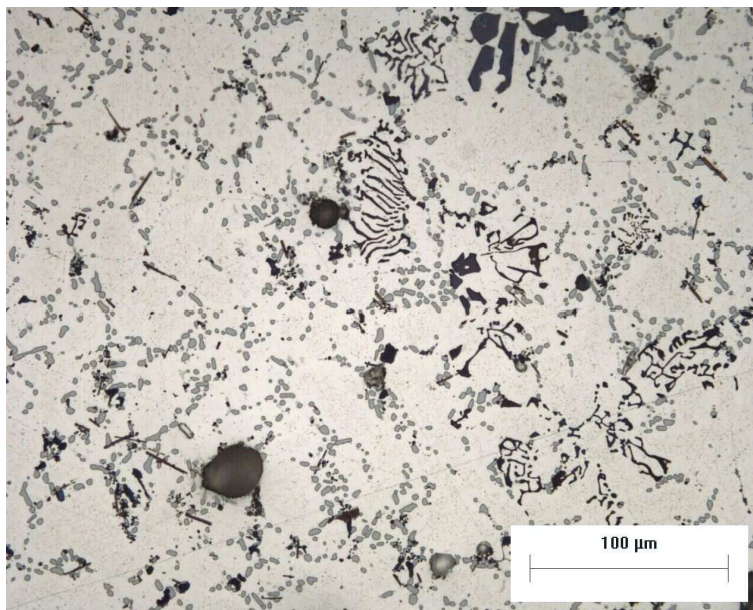
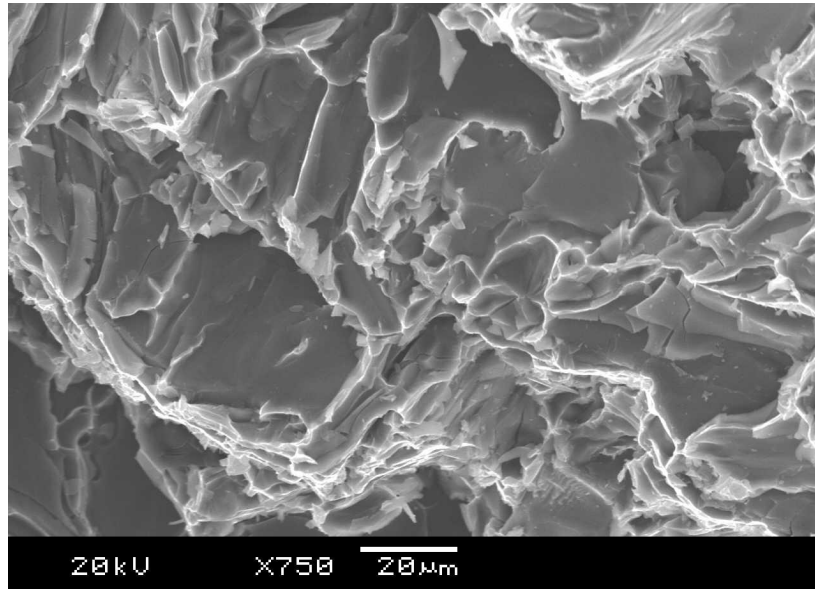


Figura 4.13: Microestrutura da amostra obtida em fundição sob pressão após tratamento térmico de solubilização a 520 °C durante 5 h, ataque HF 0,5 %.

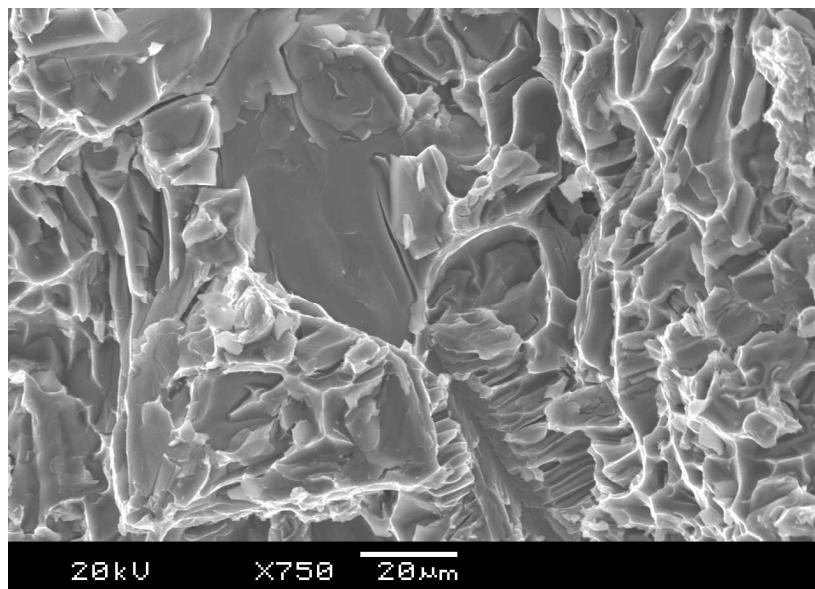
Hatch (1990) cita que a composição química da liga, a espessura e o processo de fabricação da peça, influenciam na microestrutura obtida após o tratamento térmico de solubilização e que isto ocorreu devido à influência destes fatores na difusão dos elementos em solução. A obtenção de microestrutura grosseira ou refinada e sua conseqüente influência na distância necessária para a difusão e obtenção de homogeneidade satisfatória são os principais fatores a serem considerados. Este pesquisador cita, por exemplo, que em peças de alumínio produzidas em molde de areia é necessário até 12 h para o tratamento térmico de solubilização, devido à estrutura grosseira obtida, e em peças fundidas em coquilha, somente 8 h, em função da estrutura mais refinada.

A Figura 4.14(a) e (b) mostra a superfície da fratura do corpo de prova obtido em coquilha e molde de areia, respectivamente. Em ambas, se observa superfície com aspecto do tipo clivagem, típica de material frágil, ao se comparar com as amostras no estado bruto de fundição, Figura 4.2(a) e (b), não se constata diferenças no aspecto da superfície. Entretanto, na amostra obtida em fundição sob pressão, após o tratamento térmico de solubilização, Figura 4.14(c), a superfície da fratura do corpo de prova apresenta-se com alvéolos e clivagem (fratura mista), indicando material mais dúctil. Ao se comparar com a amostra bruta

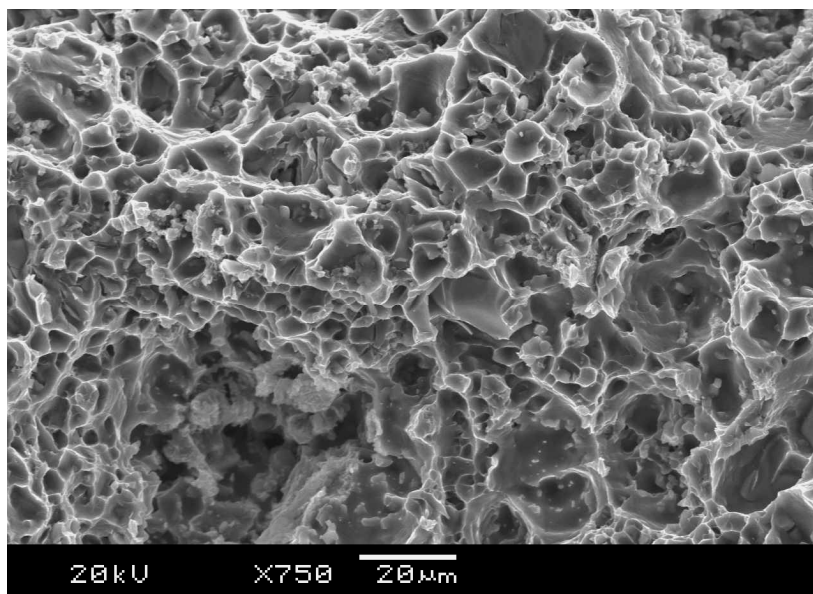
de fundição, Figura 4.2(c) se constata que em ambas há a presença de poros, entretanto na amostra bruta de fundição, a superfície da fratura é do tipo clivagem, típica de material frágil.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.14: Superfícies das fraturas dos corpos de prova do ensaio de tração obtidas no microscópio eletrônico de varredura nas amostras produzidas em (a) moldes de areia; (b) coquilha e (c) fundição sob pressão, após tratamento térmico de solubilização.

4.3.3 Deformações e bolhas

Após o tratamento térmico de solubilização, foram constatadas deformações nos corpos de prova obtidos por fundição sob pressão, conforme é mostrado na Figura 4.15. Devido a estas deformações, foi necessário “endireitar” os corpos de prova sobre uma mesa plana, usando um martelo de borracha antes do tratamento térmico de envelhecimento.

Segundo Grov, Lutze e Koch (2004), a estabilidade dimensional é muito afetada em peças produzidas em fundição sob pressão e submetidas ao tratamento térmico de solubilização, geralmente, os componentes apresentam deformações devido ao resfriamento rápido após o aquecimento à elevadas temperaturas. Segundo Campbell (2003, p. 261), um dos fatores a ser considerado é a diferença de seções nos componentes, que irão resfriar com velocidades diferentes e desta maneira, podem gerar distorções dimensionais. Outro fator pode estar relacionado ao processo de fundição sob pressão, o qual produz enchimento rápido e

turbulento do molde e solidificação muito rápida, gerando desta maneira, tensões residuais nos componentes fundidos.



Figura 4.15: Deformação dos corpos de prova obtidos por fundição sob pressão após o tratamento térmico de solubilização a 520 °C, durante 5 h.

Campbell (2003, p. 262) relata que várias ligas de alumínio apresentam elevada tendência à deformação ou mesmo à formação de trincas no tratamento térmico de solubilização. Isto ocorre devido ao baixo alongamento destas ligas, cerca de 0,5 a 2,0 %, como é o caso dos componentes produzidos em fundição sob pressão, desta maneira, as tensões geradas no resfriamento rápido do tratamento térmico de solubilização quase não são absorvidas e podem produzir muita deformação ou até mesmo trincas nas peças.

Após o tratamento térmico de solubilização, foram descartados trinta corpos de prova obtidos em fundição sob pressão, devido à presença de bolhas na superfície, conforme mostrado na Figura 4.16. Segundo Lumley e Tartaglia (2007), Lumley et al. (2007), Apelian e Makhlof (2004), Fuoco (2002), Niu et al. (2000) e AFS – Aluminum Casting Technology (1993) é comum ocorrer formação de bolhas e deformações após a solubilização em componentes que foram produzidos no processo de fundição sob pressão. A turbulência imposta ao metal durante o enchimento do molde, favorece a formação de poros, principalmente se posteriormente as peças forem aquecidas em temperaturas elevadas (por exemplo: 500 °C durante 5 h), como ocorre no tratamento térmico de solubilização, o gás contido nos poros que estão próximos da superfície, se expande e forma bolhas “blistering”. Niu et al. (2000)

citam que o processo de fundição sob pressão não é normalmente empregado para fabricar componentes estruturais que necessitam de tratamento térmico, devido à formação de bolhas. Os corpos de prova obtidos em moldes de areia e coquilha não apresentaram deformações e bolhas na superfície.

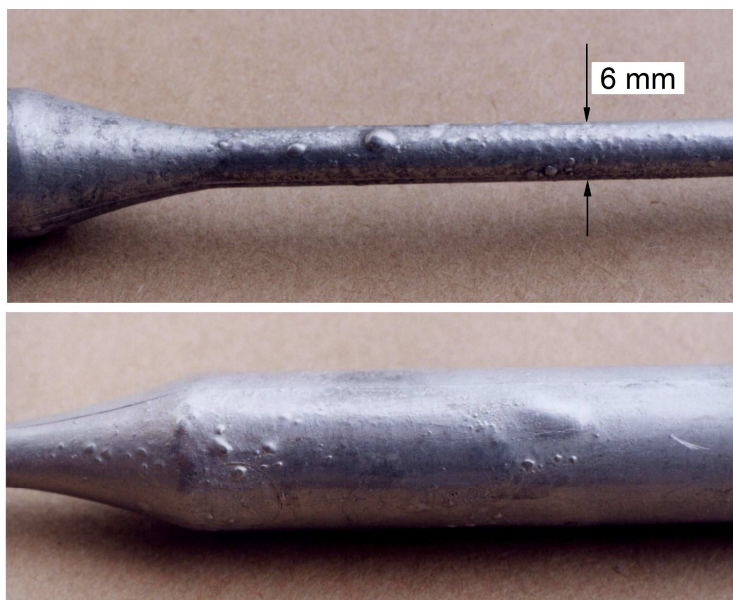


Figura 4.16: Bolhas na superfície dos corpos de prova obtidos por fundição sob pressão após o tratamento térmico de solubilização a 520 °C durante 5 h.

4.3.4 Relação entre propriedades mecânicas e microestruturas

O aumento do limite de resistência e dureza e a redução do alongamento nas amostras obtidas em molde de areia e coquilha, após a solubilização em relação às amostras no estado bruto de fundição, pode estar relacionado com a formação da solução sólida de Mg no alumínio e com a alteração na morfologia das partículas de Si e intermetálicos. Entretanto, parece que o efeito predominante foi à formação da solução sólida se comparado ao do arredondamento das partículas de Si e intermetálicos, como pode ser observado nas Figuras 4.11 e 4.12 a morfologia das partículas de Si foram pouco alteradas. Ashby e Jones (2001, p. 101) descrevem que as soluções sólidas favorecem o aumento da dureza e do limite de resistência, isto ocorre porque os átomos do soluto geram deformações na rede cristalina e conseqüentemente restringem o movimento das discordâncias.

Nos corpos de prova produzidos nos três processos de fundição e submetidos ao tratamento térmico de solubilização, ocorreu a solubilização de Mg no alumínio e alterações na morfologia das partículas de Si. Entretanto, os corpos de prova produzidos em fundição sob pressão, se comparadas aos produzidos em molde de areia e coquilha, possuíam estrutura mais refinada, Figura 4.5, com as partículas mais próximas uma das outras e com mais defeitos estruturais. Estas características na microestrutura permitiram maior difusão e desta maneira ocorreu maior esferoidização das partículas de Si, redistribuição e alteração da rede de partículas frágeis entre as dendritas. É possível admitir também que durante a solubilização dos corpos de prova injetados tenha ocorrido a difusão do magnésio da fase Al α e desta maneira a solução sólida que foi gerada durante a solidificação rápida no molde foi desfeita. Conseqüentemente foi obtido maior alongamento, menor limite de resistência e dureza nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão após o tratamento térmico de solubilização em relação aos produzidos em molde de areia e coquilha.

Desta maneira, nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão, os resultados sugerem que os efeitos da esferoidização das partículas de Si e a eliminação da rede de partículas frágeis, foram maiores que o efeito do Mg em solução no alumínio, se comparado com os corpos de prova produzidos em molde de areia e coquilha.

4.4 EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO

4.4.1 Propriedades mecânicas

As tabelas 4.7 a 4.9 e as Figuras 4.17 a 4.19 mostram os resultados do efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento sobre o limite de resistência, dureza e alongamento nos corpos de prova produzidos nos três processos de fundição, sendo que os resultados de todos os corpos de prova estão nos Apêndices F a H. Foi constatado aumento no limite de resistência e na dureza e redução no alongamento nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão a partir de 2 h de envelhecimento e nos produzidos em molde de areia e coquilha, a partir de 6 h de envelhecimento quando comparados aos solubilizados.

A partir de 2 até 10 h no envelhecimento, foi constatado tendência de aumento no limite de resistência, pequeno aumento na dureza e redução no alongamento nos corpos de prova produzidos em molde de areia e coquilha envelhecidos a 180 °C e nos injetados envelhecidos a 155 °C. Nos corpos de prova injetados e envelhecidos a 180 °C, ocorreu o aumento na dureza e no limite de resistência e o alongamento, não apresentou variação significativa entre os tempos de envelhecimento de 2 a 8 h.

As amostras produzidas em coquilha apresentaram os maiores valores de limite de resistência e dureza entre os tempos de envelhecimento de 6 a 28 h, seguido pelas amostras obtidas em molde de areia. Nos corpos de prova injetados e envelhecidos entre 2 e 28 h não se constata diferença significativa no limite de resistência e dureza entre as amostras envelhecidas a 155 e 180 °C, sendo que a maioria dos resultados do limite de resistência e todos os valores de dureza foram menores que os obtidos nos corpos de prova produzidos em moldes de areia. Quanto ao alongamento, a maioria das amostras obtidas nos três processos de fundição apresentou resultado inferior a 1 %, sendo que os menores foram obtidos nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão, envelhecidos a 180 °C entre os tempos de 2 a 28 h de envelhecimento.

Tabela 4.7: Resultados obtidos no limite de resistência (MPa) em função dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento.

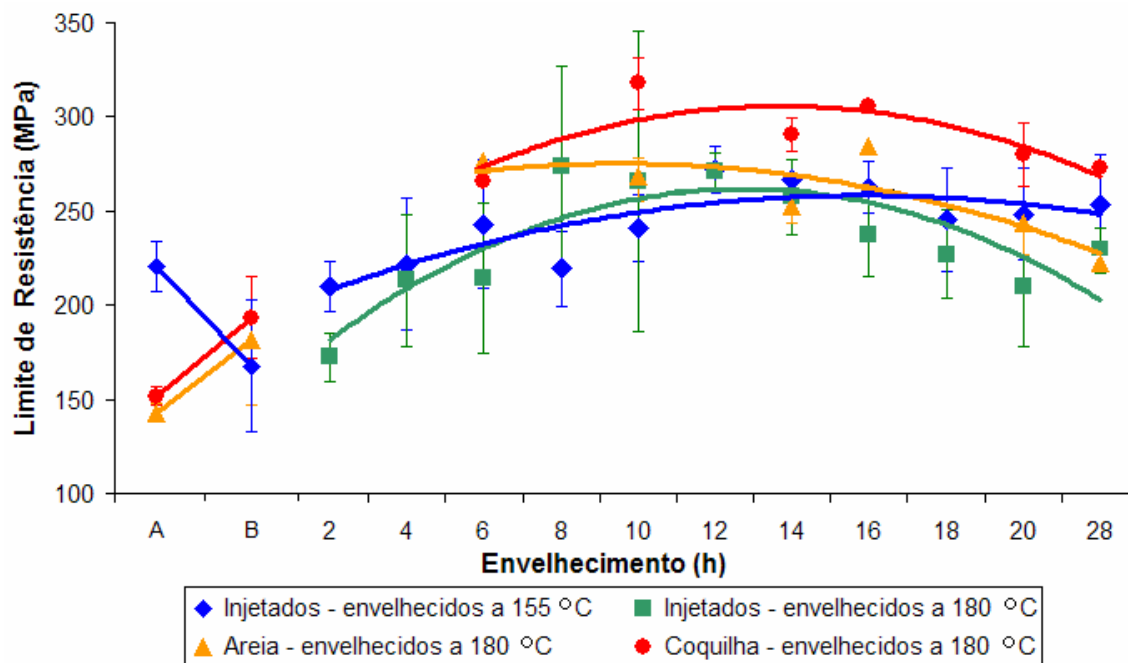
A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
Areia - 180 °C	143	181	-	-	276	-	269	-	252	285	-	243	222
Coquilha - 180 °C	152	193	-	-	266	-	318	-	290	306	-	280	273
Injetados - 155 °C	220	168	210	222	243	219	241	272	267	263	245	248	254
Injetados - 180 °C	220	168	172	213	214	274	266	271	257	237	227	210	229

Nota específica:

A = processos de fundição e temperatura de envelhecimento

B = brutos de fundição

C = solubilizados



Nota específica:

A = bruto de fundição

B = solubilizados

Figura 4.17: Efeito dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento no limite de resistência.

As amostras produzidas em coquilha geraram os maiores resultados no limite de resistência, de 290 a 318 (MPa), obtidos em corpos de prova envelhecidos a 180 °C durante 10 e 16 h e os maiores resultados de dureza foram de 100 a 102 (HB), obtidas em corpos de prova envelhecidos entre os tempos de 6 a 16 h. Quanto ao alongamento, o maior resultado foi de 1,5 %, o qual foi obtido em corpos de prova produzidos em fundição sob pressão e envelhecidos durante 2 h a 155 °C. Quanto à influência do tempo de envelhecimento no alongamento dos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão, quase todos os resultados foram inferiores aos obtidos no processo de fundição em molde permanente por gravidade. Entretanto, resultados de alongamento levemente superiores foram constatados para os corpos de prova obtidos em fundição sob pressão envelhecidos a 155 °C, em relação aos envelhecidos a 180 °C.

Os resultados obtidos no limite de resistência e dureza nas amostras produzidas em moldes de areia e coquilha e envelhecidas a 180 °C, a partir de 6 h de envelhecimento, foram suficientes

para ultrapassar os valores mínimos especificados pela ASTM B 26 e B 108, conforme mostrados nas Tabelas 2.3 e 2.4. Entretanto, os resultados obtidos no alongamento não atenderam ao requisito mínimo desta especificação para os corpos de prova produzidos em moldes de areia e coquilha.

Comparado-se os resultados do limite de resistência e alongamento obtidos por Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989) no item 2.9.2.1, Tabela 2.11, constata-se que os valores para as amostras produzidas em moldes de areia e coquilha, deste experimento, foram inferiores. Outros resultados apresentados por estes pesquisadores, Figura 2.44, para amostras envelhecidas durante 6 h a 180 °C, mostram que a dureza foi maior e o limite de resistência e alongamento foram menores no experimento que está sendo relatado.

Os resultados obtidos de dureza desta experiência nas amostras vazadas em coquilha (100 a 102 HB máximos) foram um pouco inferiores aos obtidos por Rometsch e Schaffer (2002) na liga A356 modificada com estrôncio. Estes pesquisadores conseguiram dureza um pouco acima de 110 HB em amostras envelhecidas nas temperaturas de 150, 170 e 190 °C, conforme mostrado na Figura 2.52. Os resultados do alongamento para as amostras produzidas em molde de areia e coquilha também foram inferiores aos apresentados por Gruzleski e Closset (1990), Tabela 2.8, na liga 356 modificada com Sr e submetida ao tratamento térmico T6.

Tabela 4.8: Resultados obtidos na dureza (HB) em função dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento.

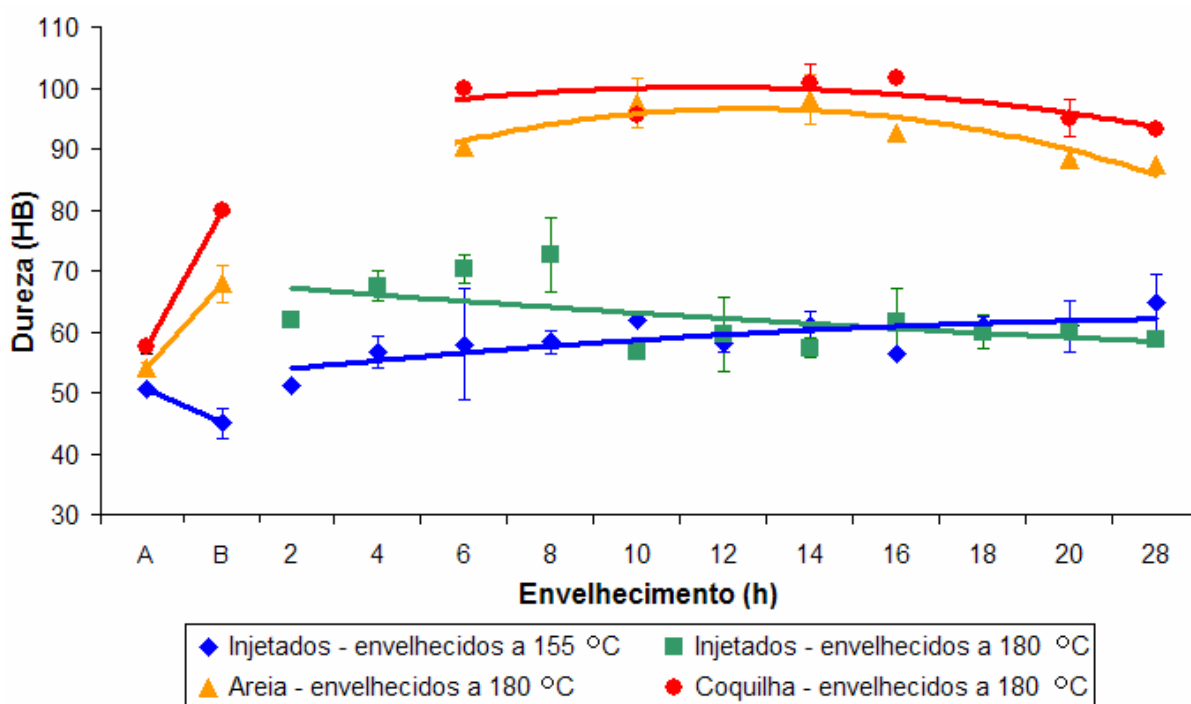
A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
Areia - 180 °C	54	68	-	-	90	-	98	-	98	93	-	88	87
Coquilha - 180 °C	57	80	-	-	100	-	96	-	101	102	-	95	93
Injetados - 155 °C	50	45	51	57	58	58	62	59	61	57	61	61	65
Injetados - 180 °C	50	45	62	68	70	73	57	60	57	62	60	61	59

Nota específica:

A = processos de fundição e temperatura de envelhecimento

B = brutos de fundição

C = solubilizados



Nota específica:

A = brutos de fundição

B = solubilizados

Figura 4.18: Efeito dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento na dureza.

Tabela 4.9: Resultados obtidos no alongamento (%) em função dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento.

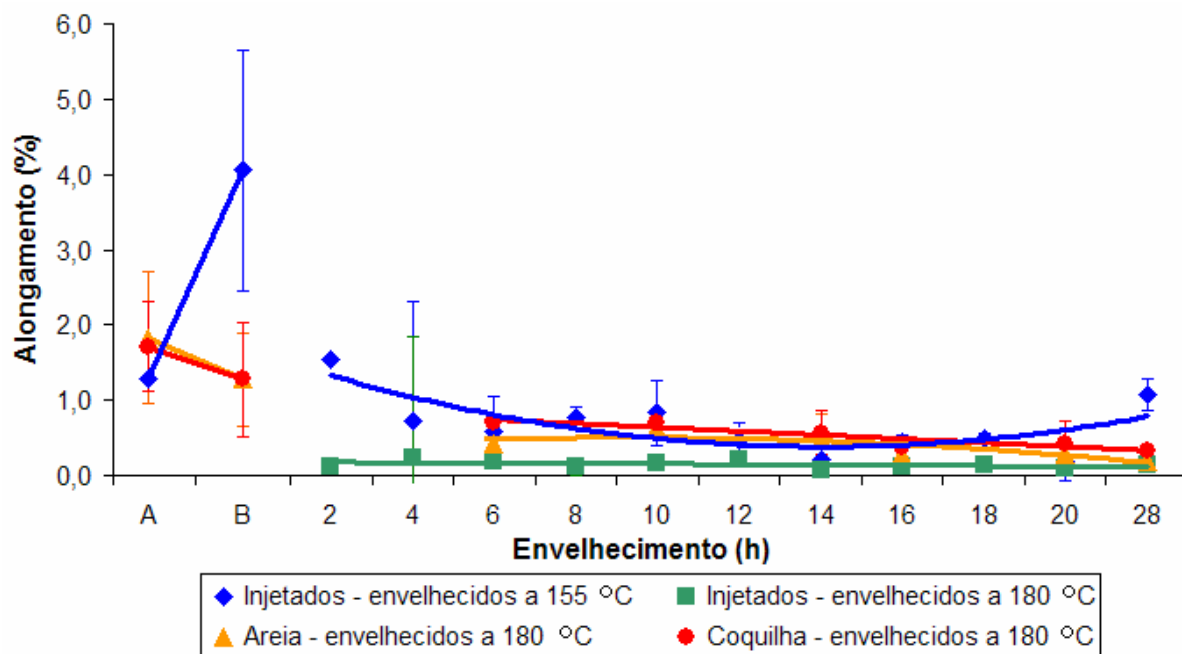
A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
Areia - 180 °C	1,8	1,3	-	-	0,4	-	0,6	-	0,5	0,3	-	0,3	0,2
Coquilha - 180 °C	1,7	1,3	-	-	0,7	-	0,7	-	0,6	0,4	-	0,4	0,3
Injetados - 155 °C	1,3	4,1	1,5	0,7	0,6	0,8	0,8	0,5	0,2	0,5	0,5	0,2	1,1
Injetados - 180 °C	1,3	4,1	0,1	0,2	0,2	0,1	0,2	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1

Nota específica:

A = processos de fundição e temperatura de envelhecimento

B = brutos de fundição

C = solubilizados



Nota específica:

A = brutos de fundição

B = solubilizados

Figura 4.19: Efeito dos processos de fundição, temperatura e tempo do tratamento térmico de envelhecimento no alongamento.

A partir de 16 h de envelhecimento os resultados mostram redução no limite de resistência e dureza nas amostras produzidas nos três processos de fundição, enquanto o alongamento exibe pouca variação. Segundo Romestch e Schaffer (2002), tal comportamento sugere que a partir deste tempo de envelhecimento iniciou o processo de superenvelhecimento. A Figura 2.52, mostra um comportamento semelhante nas amostras que foram envelhecidas na temperatura de 170 e 190 °C.

4.4.2 Microestruturas

As microestruturas dos corpos de prova produzidos em molde de areia, coquilha e fundição sob pressão após o envelhecimento são mostradas nas Figuras 4.20 a 4.22. Não foram constatadas modificações nos microconstituintes das amostras envelhecidas obtidas nos corpos de prova produzidos nos três processos de fundição, Figuras 4.20 a 4.22, se

comparadas às obtidas após solubilização, Figuras 4.13 a 4.15. Nas Figuras 4.20 a 4.22, se observa o mesmo padrão de arredondamento na extremidade das partículas de silício para as amostras produzidas em molde de areia e coquilha e o mesmo padrão de esferoidização e redistribuição destas partículas nas amostras produzidas em fundição sob pressão se comparadas às micrografias das amostras solubilizadas, Figuras 4.13 a 4.15.

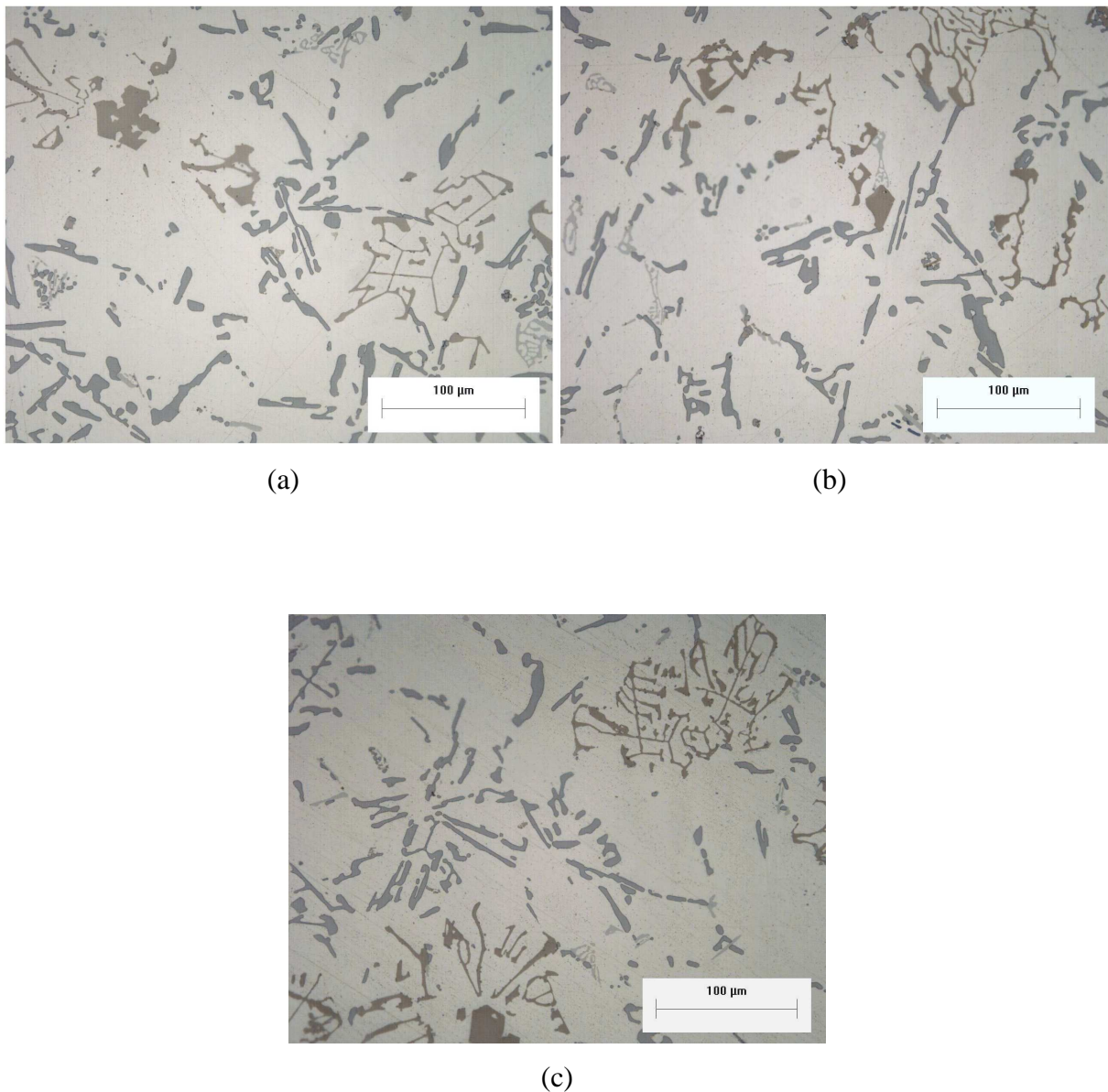
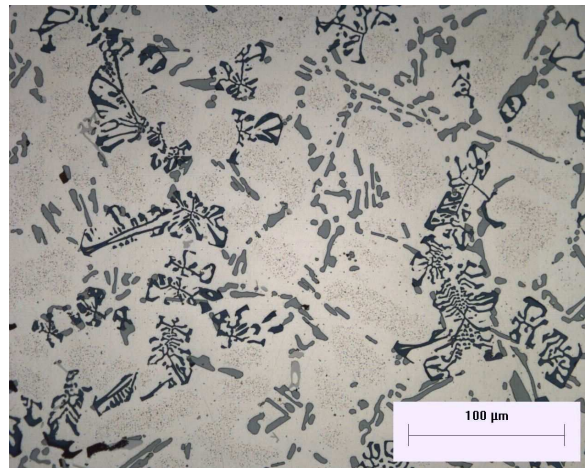
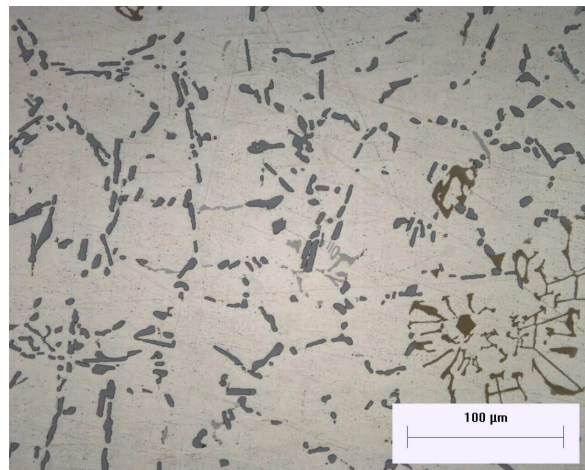


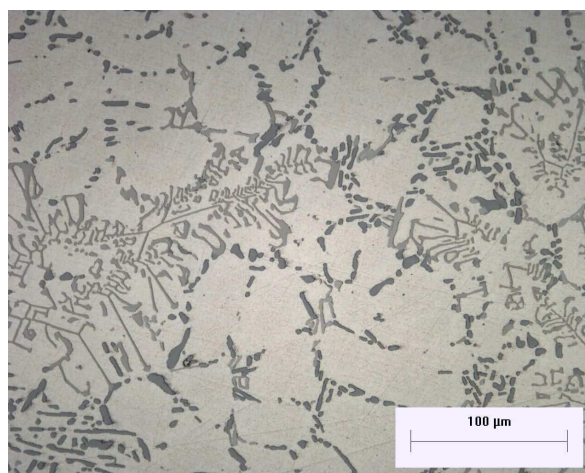
Figura 4.20: Microestruturas das amostras produzidas em molde de areia após o tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C durante (a) 6 h, (b) 16 h e (c) 28 h, ataque HF 0,5 %.



(a)

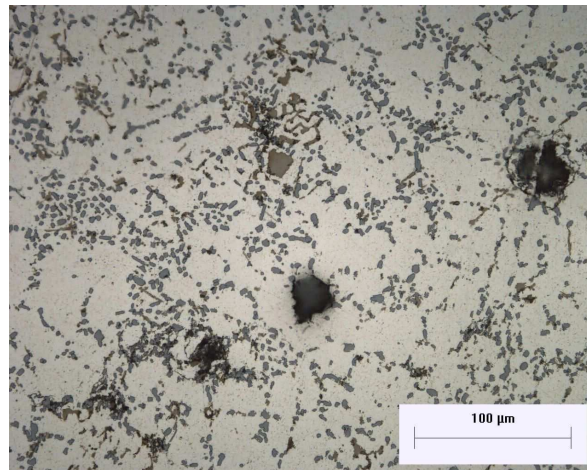


(b)

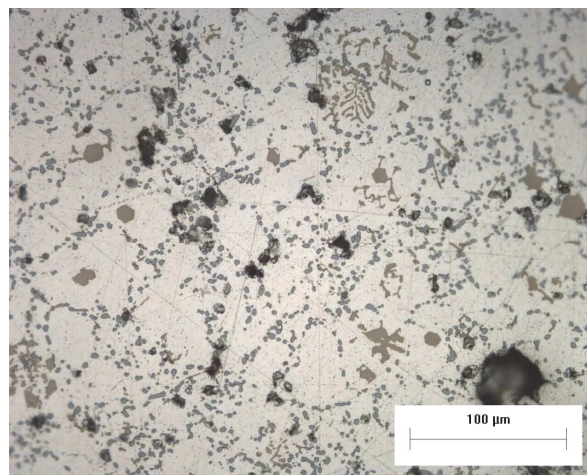


(c)

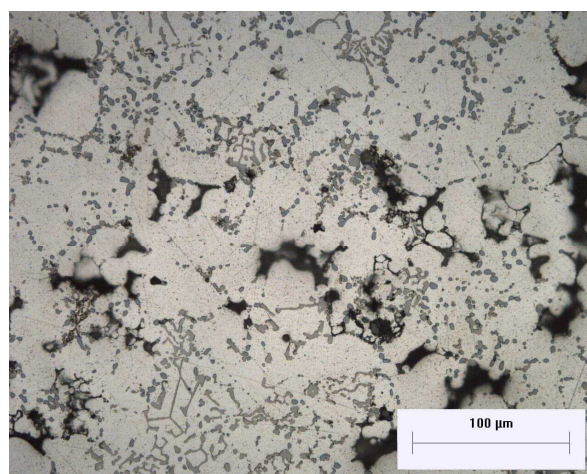
Figura 4.21: Microestruturas das amostras produzidas em molde permanente por gravidade (coquilha) após o tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C durante (a) 6 h, (b) 16 h e (c) 28 h, ataque HF 0,5 %.



(a)



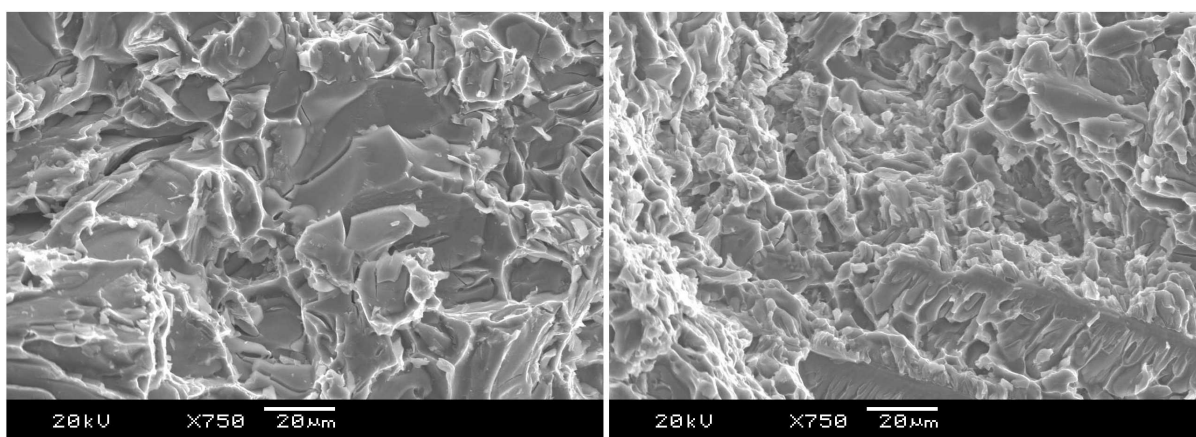
(b)



(c)

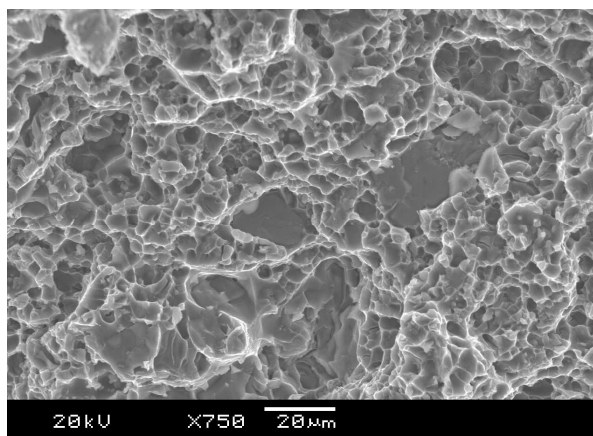
Figura 4.22: Microestruturas das amostras produzidas em fundição sob pressão após o tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C durante (a) 6 h, (b) 16 h e (c) 28 h, ataque HF 0,5 %.

As Figuras 4.23 (a; b e c) foram obtidas em microscópio eletrônico de varredura e se referem às superfícies das fraturas típicas dos corpos de prova produzidos nos três processos de fundição após envelhecimento, que neste caso se referem às amostras envelhecidas a 180 °C durante 6 h. Ao se observar a superfície das fraturas das amostras se constata a formação de superfície do tipo clivagem, sendo mais grosseira na amostra obtida em molde de areia e mais refinada na amostra produzida em fundição sob pressão. Entretanto, na superfície da fratura da amostra obtida em fundição sob pressão deve-se acrescentar a presença de poros.



(a)

(b)



(c)

Figura 4.23: Superfície da fratura das amostras produzidas em (a) moldes de areia, (b) coquilha e (c) fundição sob pressão, após 6 h de tratamento térmico de envelhecimento a 180 °C.

4.4.3 Relação entre propriedades mecânicas e microestruturas

A tendência de aumento no limite de resistência, pequeno aumento na dureza e redução no alongamento nos corpos de prova produzidos em molde de areia e coquilha envelhecidos entre 6 e 10 h a 180 °C e nos injetados e envelhecidos entre 2 e 10 h a 155 e 180 °C deve ter ocorrido em função da formação dos precipitados muito finos no interior da matriz de alumínio α , os quais não se consegue observar em microscópio ótico. Este comportamento está de acordo com o que foi citado por Apelian, Shivkumar e Sigwoth (1989) no item 2.9.2, para as ligas Al-Si-Mg, os quais descrevem que os primeiros precipitados (fases Guinier-Preston) formados no início do tratamento térmico de envelhecimento, aumentam a dureza e que o pico é alcançado com a formação de precipitados na forma de bastões (fase β').

Os melhores resultados do limite de resistência e dureza nos corpos de prova produzidos em coquilha ocorreram devido à menor presença de poros se comparados aos obtidos em fundição sob pressão e ao refino da estrutura quando comparados aos produzidos em molde de areia, conforme Figura 4.21. Os menores resultados no limite de resistência e dureza dos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão, foram atribuídos ao excesso de poros formados, Figuras 4.7, 4.13, 4.14, 4.16 e 4.23.

As causas mais prováveis para os baixos resultados no alongamento das amostras produzidas nos três processos de fundição segundo Crepeau, 1995; Bäckerud, Chai e Tamminen, 1990; Yi et al. 2004 estão relacionados ao elevado teor de Fe e Mn, que causou a formação das partículas intermetálicas duras e frágeis e a formação dos precipitados do tipo zonas de GP e β' no envelhecimento, segundo Apelian; Shivkumar e Sigworth, 1989. A obtenção dos baixos resultados no alongamento também pode ser atribuída à ausência do tratamento de modificação do silício eutético com sódio ou estrôncio, conforme descrito no item 2.7. Quanto aos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão deve-se acrescentar a formação de grande quantidade de poros. As microestruturas nas Figuras 4.20 a 4.22, mostram a presença dos compostos intermetálicos nas amostras após o tratamento térmico de envelhecimento. As Figuras 4.23 (a a c) mostram as superfícies da região de fratura obtidas

no microscópio eletrônico de varredura, as quais apresentam fratura com planos de clivagem, típica de material frágil e, acrescenta-se na amostra obtida no processo de fundição sob pressão, a presença de poros.

Conforme citado anteriormente, o teor de ferro e manganês acima da especificação gera fases intermetálicas que causam redução na ductilidade. Crepeau (1995), Bäckerud, Chai e Tamminen (1990), citam que o aumento do teor de ferro nas ligas de alumínio reduz drasticamente a ductilidade devido à formação das fases intermetálicas duras e frágeis. No caso de peças fundidas em molde de areia, Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989) descrevem que elas podem ser envelhecidas com o objetivo de aumentar o limite de resistência, mas o efeito sobre a ductilidade é pequeno em função da mesma já se encontrar baixa devido à microestrutura grosseira. A queda na ductilidade também pode ser atribuída aos precipitados formados em função do envelhecimento, segundo Porter e Easterling (1981) quando os precipitados do tipo zonas de GP e de transição são formados, irá ocorrer maior dificuldade para o movimento das discordâncias devido à formação de uma matriz mais deformada e com maior nível de tensões no reticulado cristalino. Os resultados de Apelian, Shivkumar e Sigworth (1989) mostram que ocorre redução no alongamento em função do aumento do tempo de envelhecimento.

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 CONCLUSÕES

Os melhores resultados no limite de resistência e dureza após o envelhecimento foram obtidos nos corpos produzidos em coquilha devido à microestrutura refinada da matriz e à mínima presença de poros.

Os resultados do limite de resistência e dureza dos corpos de prova obtidos em molde de areia e coquilha após o tratamento térmico de envelhecimento entre 2 e 20 h, atenderam aos valores mínimos especificados pela norma ASTM B 26 e B 108. Isto ocorreu devido à formação dos precipitados e à mínima presença de poros.

O alongamento após o tratamento térmico de envelhecimento foi inferior a 1 % e com tendência de redução em função do aumento do tempo de envelhecimento nos corpos de prova obtidos nos três processos de fundição. O alongamento não atendeu aos valores mínimos especificados pela norma ASTM B 26 e B 108. Isto ocorreu provavelmente devido ao elevado teor de ferro e manganês e a ausência do tratamento de modificação do silício eutético com sódio ou estrôncio. Nos corpos de prova produzidos em fundição sob pressão se acrescenta à alta quantidade de poros.

Houve tendência de aumento no limite de resistência nos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão nas amostras envelhecidas entre 2 e 10 h e nos corpos de prova produzidos em molde de areia e coquilha, a tendência de aumento foi entre os tempos de envelhecimento de 6 a 10 h. (Este efeito deve ter ocorrido devido à formação de precipitados coerentes com a matriz que favoreceram a distorção da mesma e dificultaram a movimentação das discordâncias).

Tempos de envelhecimento superiores a 14 h, apresentaram tendência de redução no limite de resistência e dureza dos corpos de prova obtidos nos três processos de fundição. Isto deve ter ocorrido em função da formação de precipitados mais grosseiros na matriz de alumínio α , os quais facilitam a movimentação das discordâncias entre os mesmos.

O processo de fundição sob pressão produziu corpos de prova com estrutura muito refinada se comparados ao produzidos em coquilha, mas com muitos poros. O refino da estrutura ocorreu devido ao resfriamento muito rápido e os poros foram formados devido à pequena taxa de ocupação da câmara de injeção e à elevada velocidade de enchimento da cavidade do molde.

Os corpos de prova obtidos em coquilha apresentaram estrutura mais refinada quando comparados aos produzidos em molde de areia. A menor velocidade de extração de calor dos moldes de areia foi o que causou a formação de microestrutura mais grosseira e o enchimento da cavidade do molde de maneira mais lenta não favoreceu a formação de poros nos corpos de prova de ambos os processos.

O tratamento térmico de solubilização causou arredondamentos nas extremidades das partículas de silício nos corpos de prova obtidos em moldes de areia e coquilha. Entretanto, nas amostras obtidas por fundição sob pressão, a alteração foi maior, o elevado refino da microestrutura gerou maior quantidade de defeitos que acelerou a difusão. A maior taxa de difusão redistribuiu e esferoidizou as partículas duras e deve também ter contribuído para a retirada do Mg que estava em solução no estado bruto de fundição e dessa maneira favoreceu o aumento do alongamento.

O tratamento térmico de solubilização causou empenamentos e o aparecimento de bolhas na superfície dos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão. Isso ocorreu devido ao ar arrastado pelo metal líquido durante o enchimento da cavidade do molde, formando bolhas que posteriormente sofreram expansão no tratamento térmico de solubilização.

O tratamento térmico de solubilização favoreceu o aumento da dureza e limite de resistência, mas diminuiu o alongamento nos corpos de prova obtidos em moldes de areia e coquilha. Isso deve ter ocorrido devido ao efeito dos elementos de liga em solução no alumínio α na temperatura ambiente.

A adição de ferro na liga 356.0 contribuiu para a obtenção de menores resultados no alongamento no estado bruto de fundição, e após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento nos corpos de prova obtidos nos três processos de fundição. A adição de Mn favoreceu a formação dos intermetálicos com a morfologia do tipo “escrita chinesa” e massiva e desta maneira se evitou a formação dos intermetálicos na forma acicular.

A obtenção das propriedades mecânicas de acordo com a norma ASTM B 26 e B 108 na liga 356.0 em componentes produzidos em molde de areia e coquilha requerem o uso de lingotes e sucata com baixo teor de ferro, desgaseificação do metal fundido e aplicação do tratamento de modificação do silício eutético.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Em fundição sob pressão, estudar o efeito da taxa de ocupação da câmara de injeção, velocidade e posição de início da fase de enchimento do molde com o objetivo de reduzir a quantidade de poros.

Estudar o efeito da variação morfologia do silício através da adição de Na ou Sr, em liga de alumínio com baixo teor de ferro vazada em molde de areia e coquilha solubilizada e envelhecida, com o objetivo de obter maiores propriedades mecânicas e reduzir o tempo no tratamento térmico de solubilização.

Devido ao efeito fragilizante dos intermetálicos à base de ferro e manganês, estudar a substituição de ferro por manganês sobre a tendência à aderência da liga de alumínio ao molde em fundição sob pressão e nas propriedades mecânicas.

Estudar o efeito de temperaturas e tempos menores de solubilização em corpos de prova produzidos em fundição sob pressão para verificar o efeito sobre as propriedades mecânicas e a formação de bolhas.

Em fundição sob pressão estudar o efeito de revestimentos superficiais nos moldes sobre a aderência do alumínio e desta maneira poder reduzir o teor de ferro na liga.

Iniciar estudo em uma das tecnologias de fundição sob pressão de alta integridade. Fazer os testes com o uso de uma máquina injetora de alumínio convencional.

REFERÊNCIAS

ALAR - ASSOCIATION OF LIGHT ALLOY REFINERS. **British and European Aluminum Casting Alloys**. Birmingham, 1996. p. 48.

ALEXOPOULOS, N. D; PANTELAKIS, Sp. G. **Quality evaluation of A357 cast aluminum alloy specimens subjected to different artificial aging treatment**. Materials and Design, 2004. p. 419-430.

AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, AFS. **Aluminum Casting Technology**. 2nd Edition, Des Plaines, Illinois, 1993. p. 34, 50, 53, 75-77, 145-166, 290, 304, 306.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM. **Handbook Casting**. v. 15, 5th Edition, 2004. p. 742-770.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM. **Handbook Forging and Casting**. v. 5, 8th Edition, 1970. p. 285-333.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM. **Metallography and Microstructures**. v. 9, 1st Edition, 2004. p. 725, 743.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM. Annual Book of ASTM Standards - Nonferrous Metal Products. **Aluminum - Alloy Permanent Mold Castings, B 108 82b**. Philadelphia, 1984. v. 02.02, p. 103-114.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM. Annual Book of ASTM Standards - Nonferrous Metal Products. **Aluminum - Alloy Sand Castings, B 26 82b**. Philadelphia, 1984. v. 02.02, p. 5-16.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM. **Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum, Alloy Castings from All Processes**. B 917/B 917M 01, West Conshohocken, PA, USA, 2001. p. 1-11.

ANSON, J. P; GRUZLESKI, J. E. STUCKY, M. **Effect of Strontium Concentration on Microporosity in A356 Aluminum Alloy**. AFS Transactions, 2001. p. 1-16.

APELIAN, D. MAKHLOUF, M. M. **High Integrity Aluminum Die Casting**. North American Die Casting Association - NADCA, Worcester, april 2004. p. 1-13, 61.

APELIAN, D; SHIVKUMAR, S; SIGWORTH G. **Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al Si Mg Alloys**. AFS Transactions, 1989. p. 727-742.

ASHBY, M. F; JONES, D. R. **Engineering Materials 2 - An Introduction to Microstructures, Processing and Design**. 2nd Edition, Cambridge University, 1998. p. 100-110.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, ABNT. Alumínio e suas ligas - **Ensaio de tração dos produtos dúcteis e fundidos. NBR 7549**. Rio de Janeiro, 2001.

BÄCKERUD, L; CHAI, G; TAMMINEN, J. **Solidification characteristics of aluminum alloys**. v. 2, Foundry Alloys, Stockholm, Sweden, 1990. p. 71-84.

BIRCH, J. **A porosidade em fundidos sob pressão**. Fundição e Serviços, São Paulo, fevereiro 2000. p. 52-61.

BROOKS, C. R. **Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys**. American Society for Metals, Metal Park, Ohio, 1982. p. 257.

CAMPBELL, J. **Castings**. Oxford, 1995. p. 63-65.

CAMPBELL, J. **Castings**. Second Edition, Oxford, 2005. p. 261-262.

CHEN, Z. W; JAHEDI, M. Z. **Die erosion and its effect on soldering formation in high pressure die casting of aluminum alloys**. Materials & Design, 1999. p. 303-309.

CHEN, Z.W. **Formation and progression of die soldering during high pressure die casting**. Materials Science & Engineering, 2005. p. 356-369.

CHO, J. I; LOPER, C. R. Jr. **Limitation of bismuth residual in A356.2 Al**. AFS Transactions, 2000. p. 359-367.

CREPEAU, P. N. **Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys: A Critical Review**. AFS Transactions, 1995. p. 361-366.

FUNDIÇÃO E MATÉRIAS PRIMAS. Associação Brasileira de Fundição, ABIFA. **“Die Casting” Panorama geral no Brasil**. São Paulo, janeiro/março 2001. p. 24-26.

FUOCO, R. **Curso de Fundição de Ligas de Alumínio**. Instituto de Pesquisas do Estado de São Paulo, IPT, power point, 2003.

FUOCO, R. **Peças fundidas em ligas de Al**. Metalurgia e Materiais, Caderno Técnico, São Paulo, junho, 2002. p. 390-392.

FUOCO, R; CORRÊA, E. R. **Incipient melting during solution heat treatment of Al Si Mg and Al Si Cu Mb alloys**. AFS Transactions, 2002. p. 1-17.

GROV, V. N; LUTZE, P; KOCH, H. **Medidas que reduzem as desvantagens associadas à fundição sob pressão de alumínio**. Fundição e Serviços, São Paulo, abril, 2000. p. 30-40.

GRUZLESKI, J. E; CLOSSET, B. M. **The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys**. The American Foundrymen's Society - AFS, Des Plaines, Illinois, 1990. p. 3-4, 13-20, 25-32, 44-45, 80, 85-86, 131, 141-145, 146-148, 170-174.

HATCH, J. E. **Aluminum - Properties and Physical Metallurgy**. American Society for Metals - ASM. Fourth printing. Metals Park, Ohio. 1990. p. 153-156.

KOCH, L. C. **Indústria de fundição no Brasil**. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE FUNDIÇÃO-ABIFA. Apresentação em power point. São Paulo, março, 2006.

KUO, J. H, et al. **Measurement of density of A356.2 aluminum alloy from 25°C to 750°C by modified Archimedes method**. AFS Transactions, 2001. p. 1-8.

L. K. MACHINERY. **Cold Chamber Die Casting Machine, Instruction Manual, Model DCC 280E AB PLC**. Hong Kong.

LOPER, C. R. Jr; CHO, J. I. **Influence of trace amounts fo phosphorus in Al casting alloys**. A Review of the Literature, AFS Transactions, 2000. p. 667-672.

LOPER, C. R. Jr; CHO, J. I. **Influence of trace amounts of calcium in aluminum casting alloys. Review of Literature**. AFS Transactions, 2000. p. 585-592.

LUMLEY, R. N, et al. **The effect of alloy composition on the heat treatment of aluminum high pressure die-casting**. 111th Metalcasting Congress, NADCA, May, 2007 Houston, Texas.

LUMLEY, R; TARTAGLIA, S. **A new heat treatment process for aluminum high pressure die castings and its application to industrially produced components.** 111th Metalcasting Congress, NADCA, may, 2007 Houston, Texas.

NIU, X. et al. **Vacuum assisted high pressure die casting of aluminium alloys.** Journal of Material Processing Technology, 2000. p. 119-127.

OSKAR FRECH GmbH. **Seminar on Die Casting.** Schorndorf, 2000.

PORTER, D. A; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys.** 1981, New York. p. 291-301, 303, 306-308.

REED-HILL, R.E. **Princípios de Metalurgia Física.** 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara, 1982. p. 196, 355-359, 502.

REZENDE, G. I; ZINGALE, F. **Influência da temperatura e tempo de solubilização e precipitação nas propriedades mecânicas na liga AlSi7Mg.** Trabalho de conclusão de curso - Instituto Superior Tupy, Joinville, 2003. p. 46.

ROMETSCH, P. A; SCHAFFER, G. B. **An age hardening model for Al 7Si Mg casting alloys.** Materials Science and Engineering, 2002. p. 424-434.

RUSSO E. **The Atlas of Microstructures of Aluminium Castings Alloys.** Edimet, Brescia, Italia, 1993. p. 131, 173.

SHABESTARI, S.G; MOEMENI, H. **Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys.** Journal of Materials Processing Technology, 2004. p. 193-198.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEER. SAE Information Report, General Information – **Chemical Compositions, Mechanical and Physical Properties of SAE Aluminum Casting Alloys – SAE J452.** Cast Aluminum Committee, january 1989.

VERRAN, G. O; MENDES, R. P K; ROSSI, M. A. **Avaliação da influência dos parâmetros de injeção sobre a formação de defeitos em peças injetadas em ligas de alumínio.** In: III COBEF, Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Joinville, 2005. CD-ROM.

WANG, Q. G; APELIAN, D; LADOS, D. A. **Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects.** Journal of Light Metals, 2001. p. 73-84.

XU, H, et al. **Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration.** Materials Letters 58, 2004. p. 3669-3673.

YI, J. Z, et al. **Effect of Fe content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum silicon alloy (A356 T6).** Materials Science e Engineering, 2004. p. 396-407.

APÊNDICES

Para o desenvolvimento dos experimentos apresentados anteriormente, foram realizados testes preliminares para definir o processo de desgaseificação do metal líquido e avaliar o rendimento de adição do magnésio, ferro e manganês. As condições operacionais e os resultados destes testes são apresentados a seguir nos Apêndices A a D. Nos Apêndices E a I são apresentados os resultados de todos os corpos de prova submetidos à análise química, ensaios de tração e dureza e contagem de intermetálicos e poros.

APÊNDICE A

1 TESTES DE DESGASEIFICAÇÃO

Foram realizadas duas fusões para analisar a eficiência dos processos de desgaseificação e definir o processo que seria utilizado para a fusão que produziria os corpos de prova. Foram analisados corpos de prova obtidos sem desgaseificação, desgaseificados com aplicação de pastilha e desgaseificados com ponta porosa usando nitrogênio industrial. A Tabela A1 apresenta como foram feitas as amostragens nas duas fusões.

Tabela A1: Condições experimentais dos testes de desgaseificação nas duas fusões.

Fusões	Amostragem
F1A	Sem desgaseificação
F1B	Desgaseificadas com pastilha
F2A	Sem desgaseificação
F2B	Desgaseificadas com ponta porosa e nitrogênio industrial

Notas específicas:

F1 = Primeira fusão

F2 = Segunda fusão

Em ambas as fusões, F1 e F2, foram fundidos 50 kg de alumínio, a temperatura foi mantida entre 700 e 730 °C, inicialmente foram retiradas amostras sem desgaseificação, seguido da desgaseificação e retirada de amostras desgaseificadas. Na experiência F1B, o metal líquido foi desgaseificado com 0,5% de pastilha desgaseificante (Degaser 600M – Foseco) sobre a massa de metal líquido no cadinho. A desgaseificação com pastilha teve duração de 6 minutos, seguido de mais 5 minutos de repouso. Na experiência F2B o metal líquido foi desgaseificado com ponta porosa. Este dispositivo consiste de um tubo de grafite com pequenos orifícios na extremidade (2 mm), sendo esse, mergulhado em metal fundido para borbulhar nitrogênio gasoso. A Figura A1 mostra o equipamento completo de desgaseificação com ponta porosa, o qual consiste de uma garrafa com nitrogênio, manômetros para controle da pressão na garrafa e de gaseificação, mangueira, tubo de ferro e a haste de grafite. A desgaseificação com nitrogênio industrial foi aplicada durante 8 minutos, seguido de 5 minutos de repouso. Em seguida, foram obtidas cinco amostras solidificadas em câmara de vácuo para medição da densidade e análise macroscópica.



Figura A1: Equipamento para desgaseificação do tipo ponta porosa.

Para analisar a eficiência de desgaseificação foi utilizado um corpo de prova com massa entre 130 e 160 g. A Figura A2 mostra o molde de ferro fundido e o corpo de prova obtido e a Figura A3 as dimensões internas do molde. As amostras foram solidificadas em câmara de vácuo com pressão negativa de 750 mmHg durante três minutos, conforme é mostrado na Figura A4, em seguida era desfeito o vácuo, extraído o corpo de prova do molde e resfriado

ao ar até a temperatura ambiente. Após o resfriamento das amostras, foram feitas medições de densidade de acordo com o método de Archimedes, conforme citado por Kuo, et al (2001) e descrito no item 3.2.9 referente aos materiais e aos métodos. Posteriormente, foram cortadas, usando um disco de corte refrigerado e após, lixadas com as lixas 120, 320, 600 e 1000. Após o lixamento, foram feitas as fotografias em um “scanner”. A Figura A5 mostra a posição do corte e a face que foi digitalizada. Para cada teste foram produzidas 5 amostras na câmara de vácuo.

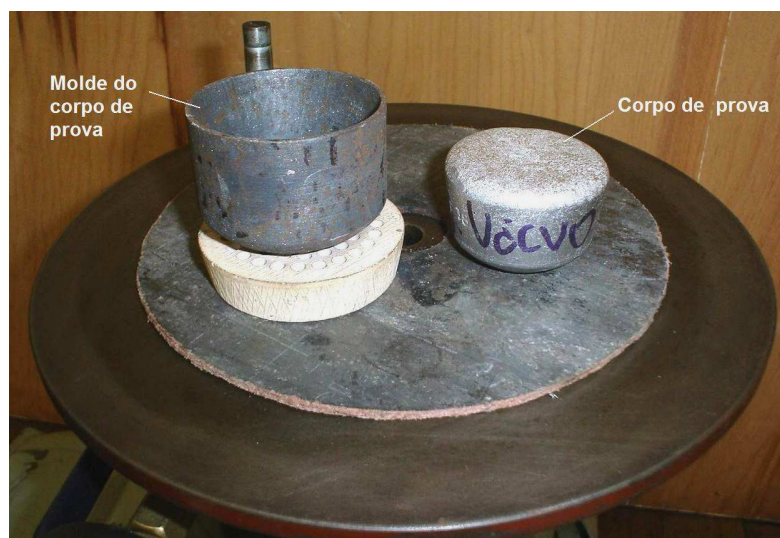


Figura A2: O molde e o corpo de prova obtido na câmara de vácuo.

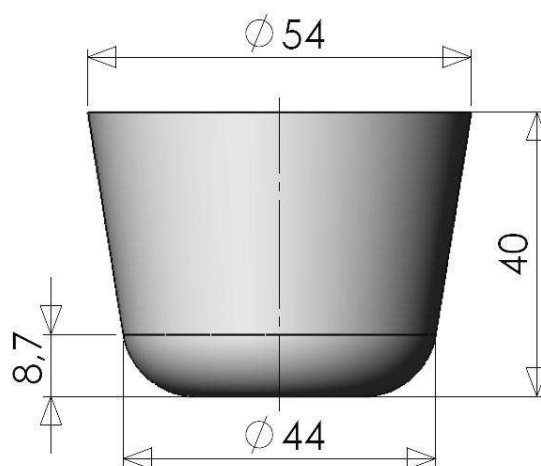


Figura A3: Dimensões do corpo de prova solidificado em câmara de vácuo.



Figura A4: Câmara de vácuo e o manômetro.

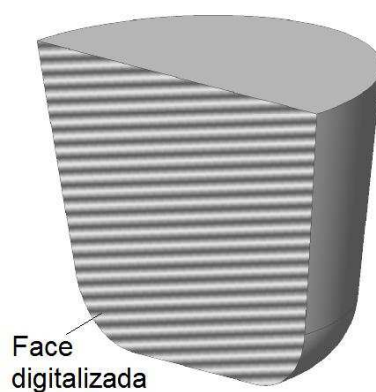


Figura A5: Esquema do corte feito no corpo de prova solidificado na câmara de vácuo.

2-RESULTADOS DA DENSIDADE E ANÁLISE MACROSCÓPICA

As amostras não desgaseificadas e desgaseificadas com ponta porosa apresentaram as maiores densidades, conforme mostra a Tabela A2. As amostras obtidas por desgaseificação com pastilhas apresentaram a menor densidade. Segundo Gruzleski e Closset (1990) as pastilhas usadas para desgaseificação absorvem umidade atmosférica e podem favorecer a formação de poros ao invés de reduzi-los. A observação macroscópica confirma a quase ausência de poros nas amostras que não foram desgaseificadas e nas desgaseificadas com ponta porosa, conforme mostram as Figuras A6 e A7. Os poros nas amostras que foram desgaseificadas com pastilhas são mostrados na Figura A8.

Tabela A2: Resultados de densidade (g/cm^3) obtida em função do processo de degaseificação nas amostras solidificadas em câmara de vácuo.

	Densidade (g/cm^3)		
	Não degaseificado	Degaseificado com pastilha	Degaseificado com ponta porosa
Média	2,7094	2,6502	2,7035
Desvio padrão	0,008	0,036	0,009



Figura A6: Amostras não degaseificadas e solidificadas em câmara de vácuo.

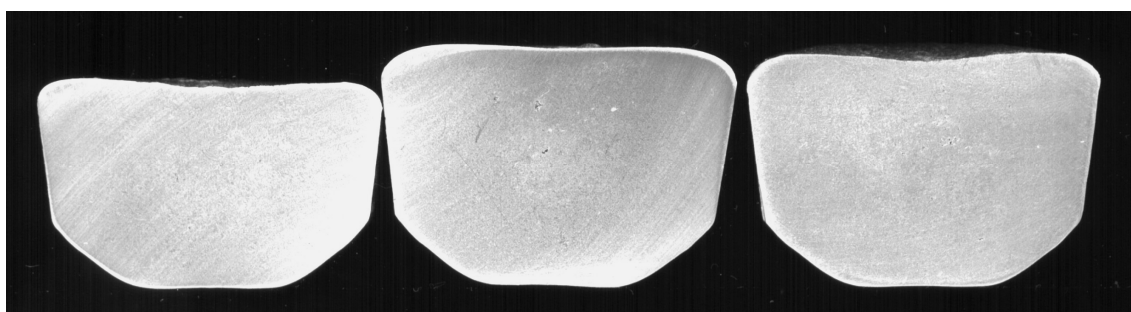


Figura A7: Amostras degaseificadas com nitrogênio industrial usando-se ponta porosa e solidificadas em câmara de vácuo.

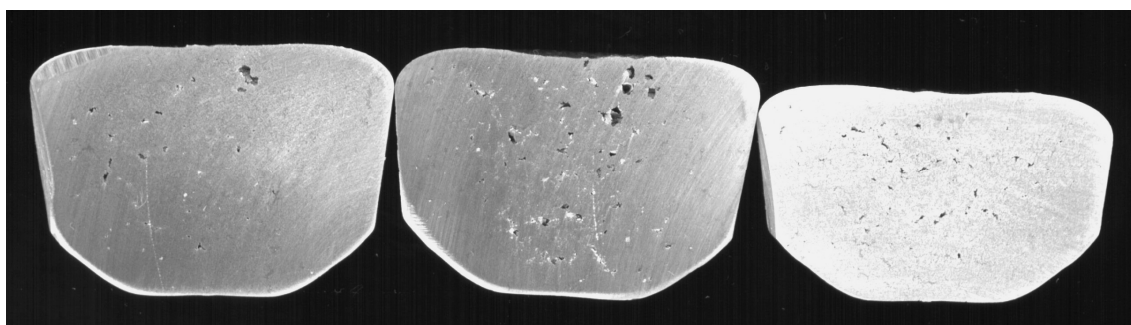


Figura A8: Amostras degaseificadas com pastilhas e solidificadas em câmara de vácuo.

A partir dos resultados obtidos nos dois processos de desgaseificação, foi escolhido o método de desgaseificação com ponta porosa porque as análises macroscópicas das amostras apresentaram poucos poros e também porque este método favorece maior homogeneização do metal líquido no interior do cadinho.

REFERÊNCIAS

GRUZLESKI, J. E; CLOSSET, B. M. **The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys**, The American Foundrymen's Society, AFS, Des Plaines, Illinois, 1990. p. 170-174.

KUO, J. H, et al. **Measurement of density of A356.2 aluminum alloy from 25 °C to 750 °C by modified Archimedes method**, AFS Transactions, 2001. p. 1-8.

APÊNDICE B

1 RENDIMENTO DAS ADIÇÕES

Foi realizada uma experiência para verificar o rendimento das adições (ligas) de manganês, magnésio e ferro. O manganês estava na forma de lâminas, o magnésio em pedaços, cortados a partir de um lingote e o ferro era um composto comercial na forma de pastilha, contendo cerca de 75 % de ferro, fabricado pela empresa Mextra. As amostras obtidas para análise química, na forma de uma moeda, foram analisadas em um espectrômetro de emissão ótica, da marca Spectrolab, no laboratório da Metalúrgica Wetzel. A Tabela B1 mostra os dados utilizados nos cálculos para determinar os rendimentos e os resultados obtidos.

Para calcular o rendimento de adição foi adotada a seguinte seqüência:

a) Determinar a quantidade adicionada de liga em % sobre a massa de metal no forno.

(C) Massa de metal no forno (g)-----100 %

(B) Massa de liga adicionada no forno (g)----- (A) Quantidade adicionada de liga (%)

$$A = (B \times 100)/C$$

b) Calcular o rendimento da adição.

(A) Quantidade adicionada de liga (%)-----100 %

(D) Quantidade absorvida do elemento adicionado (%)*----- (E) Rendimento (%)

$$E = (D \times 100)/A$$

*Determinado na análise química após a fusão.

2 RESULTADOS OBTIDOS DE RENDIMENTOS DE ADIÇÃO

Tabela B1: Dados utilizados nos cálculos para determinar os rendimentos das adições e os resultados.

	Fe	Mg	Mn
A	0,858	0,3433	0,4153
B	310	124	150
C	36116	36116	36116
D	0,491	0,245	0,015
E	57,3	71,4	3,6

Notas específicas:

A = Quantidade adicionada de liga (%)

B = Massa de liga adicionada no forno (g)

C = Massa de metal no forno (g)

D = Quantidade absorvida do elemento adicionado (%)

E = Rendimento da adição (%)

APÊNDICE C

1-CARACTERÍSTICAS DA INJETORA DE ALUMÍNIO

Para a obtenção dos corpos de prova no processo de fundição sob pressão foi utilizada uma máquina injetora da marca LK modelo DCC280, detalhes deste equipamento são apresentados na Tabela C1.

Tabela C1: Especificações da máquina injetora.

Itens	Valores			Unid.
Força de fechamento	285.000			kg
Curso da placa móvel	460			mm
Espaço entre barras (largura e altura)	560 x 560			mm
Espessura do molde (mínimo e máximo)	250 a 650			mm
Dimensões da placa fixa	860 x 860			mm
Força de injeção com o intensificador	32.121			kg
Força de injeção sem o intensificador	14.174			kg
Diâmetros dos pistões de injeção	50	60	70	mm
Quantidades máximas de metal por injeção – Al*	1,5	2,1	2,8	kg
Pressões máximas de injeção com o intensificador*	1651,0	1147,0	842,0	kg/mm ²
Áreas projetadas máximas, com o intensificador*	170	245	335	cm ²
Máx. área projetada com pressão de injeção de 407 kg/cm ²	700			cm ²
Força máxima do extrator	15.295			kg
Curso do extrator	105			mm
Pressão máxima de trabalho do sistema hidráulico	142			kg/cm ²
Potência do motor da bomba hidráulica	18,5			kw
Capacidade do tanque de óleo hidráulico	600			l
Velocidade lenta de injeção	0 a 0,6			m/s
Velocidade rápida de injeção	6 a 8			m/s

Fonte: L. K. MACHINERY.

Nota específica:

*De acordo com o respectivo diâmetro do pistão de injeção.

2-PARÂMETROS DE INJEÇÃO

Antes das operações de confecção dos corpos de prova na máquina injetora, várias informações de ajuste do sistema hidráulico e elétrico foram realizadas no painel do controlador lógico da máquina. A maioria destas informações é específica para o molde do corpo de prova ABNT NBR 7549. As Figuras C1, C2, C3 e C4 mostram as principais telas do controlador lógico que foram ajustadas para o molde do corpo de prova e os valores utilizados durante as experiências.

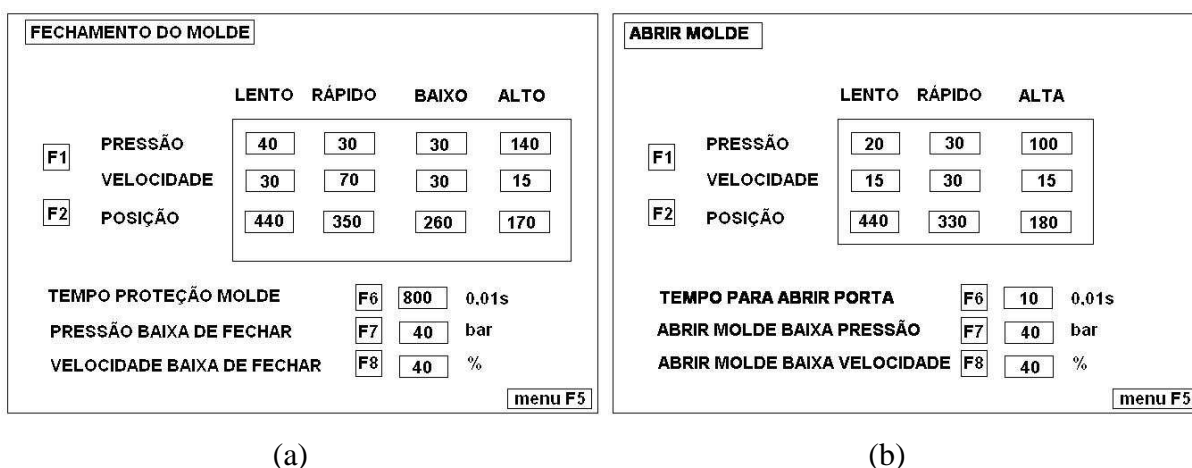


Figura C1: (a) Parâmetros para o movimento de fechar o molde e (b) para o movimento de abrir o molde.

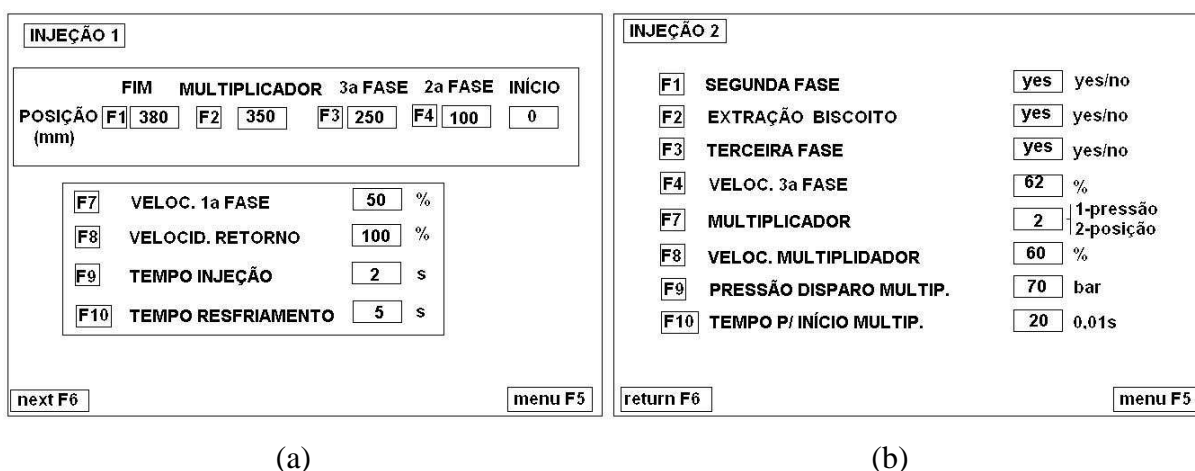


Figura C2: (a) e (b) Parâmetros para o movimento do sistema de injeção.

EXTRATOR	
F1 FREQUÊNCIA DO EXTRATOR	<input type="text" value="1"/> 1 ou 2
F2 PRESSÃO DE AVANÇO	<input type="text" value="25"/> bar
F3 VELOCIDADE DE AVANÇO	<input type="text" value="50"/> %
F4 PRESSÃO DE RETORNO	<input type="text" value="25"/> bar
F6 VELOCIDADE DE RETORNO	<input type="text" value="80"/> %
F7 ESPERA P/ AVANÇO	<input type="text" value="500"/> 0,01s
F8 ESPERA P/ RETORNO	<input type="text" value="50"/> 0,01s
menu F5	

SET 1 WORK:	
F1 PORTA	<input type="text" value="3"/> <input type="text" value="1-no 2-back"/> <input type="text" value="3-front 3-all"/>
F2 TRANSDUCER RESET	<input type="text" value="16"/> mm <input type="text" value="transducer value (mm)"/>
F3 PRESSÃO SISTEMA	<input type="text" value="140"/> bar
F4 VELOCIDADE SISTEMA	<input type="text" value="100"/> %
F7 PRESSÃO ACUMULADOR	<input type="text" value="120"/> bar
next die save project	
<input type="text" value="F6"/>	<input type="text" value="F8"/> <input type="text" value="F9"/>
menu F5	

(a)

(b)

Figura C3: (a) Parâmetros para o movimento do extrator do corpo de prova e (b) para o sistema hidráulico da máquina.

PROJECT 2	
F1 MAX. CURSO INJEÇÃO	<input type="text" value="380"/> mm
F2 MAX. ALTURA MOLDE	<input type="text" value="460"/> mm
F3 TEMPO P/ PRÓXIMO CICLO	<input type="text" value="2"/> s
F4 CONTROLE PORTA FRONT	<input type="text" value="no"/> yes/no
F7 PORTA AUTOMÁTICA	<input type="text" value="----"/> yes/no
F8 CONTROLE PROTA TRAS	<input type="text" value="----"/> yes/no
F9 MODE SPECIFICATION	<input type="text" value="280"/>
F10 TEMP. DO FORNO	<input type="text" value="no"/> yes/no
back	return
<input type="text" value="F6"/>	<input type="text" value="F5"/>

CONCHA	
F1 APÓS SINAL FECHAR MOLDE	<input type="text" value="yes"/> yes/no
F2 TEMPO DE ESPERA ACIMA FORNO	<input type="text" value="50"/> 0,01s
F3 TEMPO ENCHIMENTO CONCHA	<input type="text" value="5"/> s
F4 TEMPO PARA VAZAR	<input type="text" value="50"/> 0,01s
F8 TEMPO PARA INJETAR	<input type="text" value="100"/> 0,01s
F9 TEMPO DE DOSAGEM	<input type="text" value="200"/> 0,01s
menu F5	

(a)

(b)

Figura C4: (a) Parâmetros para o sistema da máquina e (b) para o movimento do dosador automático de metal (concha).

A Figura C5 mostra o gráfico gerado pelo software CastPulse versão 4.7-32 (SIAUW, 2001), usado para gerar as curvas de posição (deslocamento) e velocidade do pistão de injeção e a pressão do sistema hidráulico de injeção em função do tempo. As curvas geradas na Figura C5 foram obtidas através dos resultados dos parâmetros ajustados para a injeção dos corpos de prova, os quais foram mostrados nas Figuras C1 a C4.

Na Figura C5, a linha vermelha mostra o deslocamento do pistão de injeção em função do tempo. A partir do ponto “a”, que indica a posição inicial do pistão, o deslocamento do pistão

ocorre até o ponto “b”, neste momento, entra em ação a terceira fase de injeção ou fase de enchimento do molde, essa termina na posição final “c”. A linha azul mostra a velocidade do pistão de injeção em função do tempo. Observa-se a partir do ponto “d” até o ponto “e”, o aumento de velocidade na fase de enchimento do molde e subsequente queda, em função da parada do pistão, devido ao enchimento do molde ter-se completado. A linha verde mostra a pressão no sistema hidráulico em função do tempo, o ponto “f” mostra a pressão quando o pistão atingiu a posição final e o ponto “g”, mostra a pressão da fase de recalque.

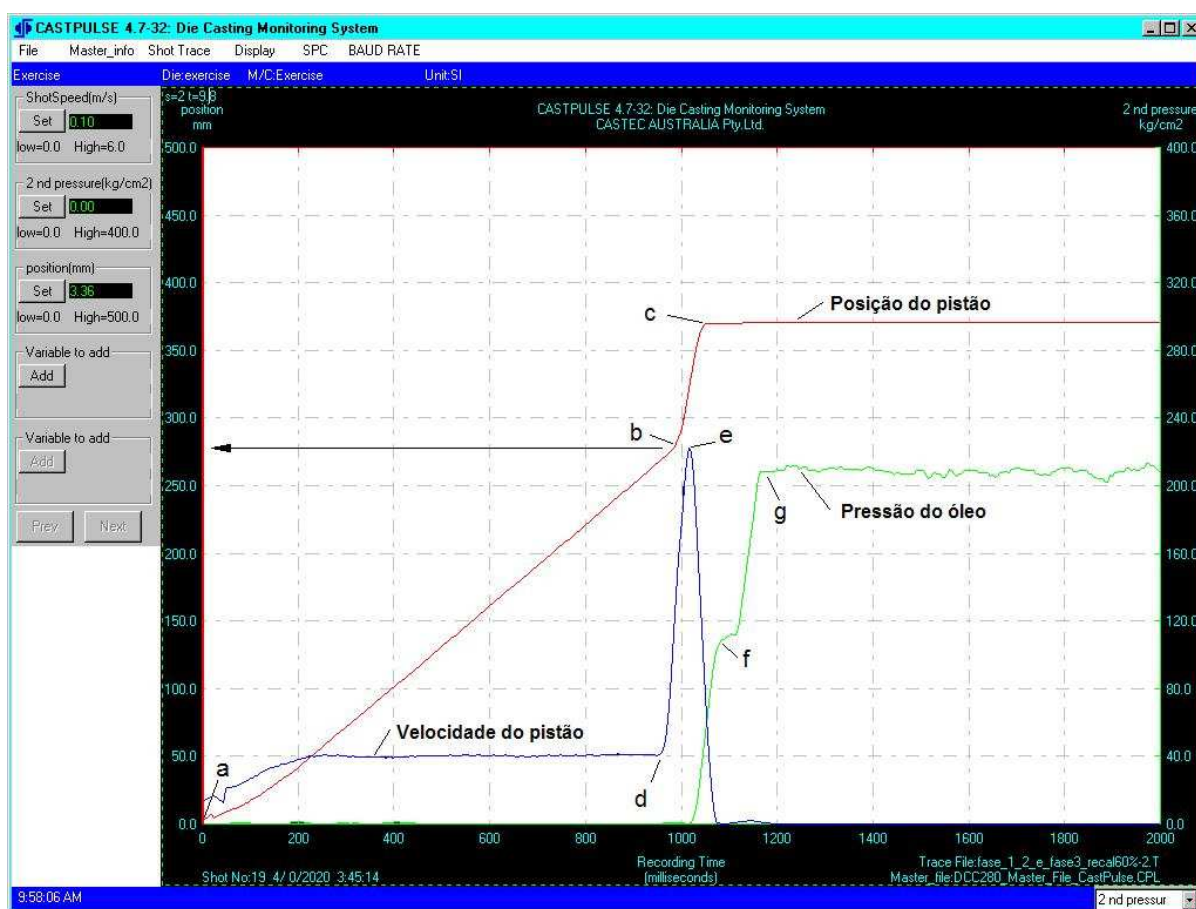


Figura C5: Registro da pressão do sistema hidráulico, velocidade e posição do pistão de injeção em função do tempo para os parâmetros de injeção calibrados.

REFERÊNCIAS

L. K. MACHINERY, Cold Chamber Die Casting Machine, Instruction Manual, Model DCC 280E AB PLC, Hong Kong.

SIAUW, T. H. Castpulse, Die Casting Process Monitoring and Control System, Castec, Victoria, Australia, August, 2001.

APÊNDICE D

1 TAXA DE OCUPAÇÃO DA CÂMARA DE INJEÇÃO

A taxa de ocupação da câmara de injeção é a relação entre o volume de metal a ser injetado e o volume da câmara de injeção em percentual. Conforme mostra a Figura D1, o metal líquido ocupa a câmara de injeção e o que sobra é o ar. Para calcular o volume da câmara de injeção foi considerado o comprimento útil da câmara de injeção de 370 mm, o diâmetro de 50 mm e o volume total de metal injetado de 218 cm³.

O cálculo da taxa de ocupação da câmara de injeção (TOCI) é feito como mostrado a seguir:

$$\text{TOCI} = (\text{VTMI} \times 100) / \text{VCI}$$

Onde:

TOCI = taxa de ocupação da câmara de injeção (%)

VTMI = volume total de metal injetado (cm³)

VCI = volume da câmara de injeção

$$\text{TOCI} = (218 \times 100) / 726$$

$$\text{TOCI} = 30,0\%$$

Portanto, o volume total de metal injetado para produzir os quatro corpos de prova corresponde média de 30% do volume da câmara de injeção.

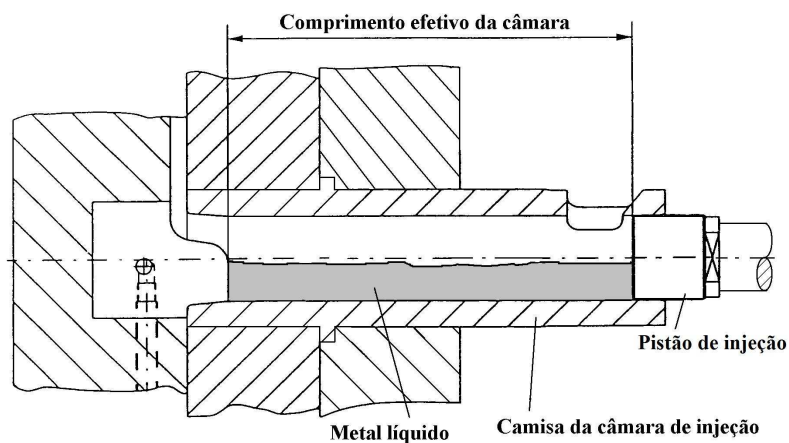


Figura D1: Esquema da câmara de injeção e pistão de injeção (OSKAR FRECH, 2000).

REFERÊNCIA

OSKAR FRECH GmbH, **Seminar on Die Casting**, D-73614 Schorndorf, 2000.

APÊNDICE E

As Tabelas E1 até E4 mostram os resultados de todas as amostras, médias e desvios padrões da análise química feita durante a etapa de fundição e dos corpos de provas produzidos.

Tabela E1: Composição química de amostras obtidas durante a etapa de fundição dos corpos de prova.

	Al	Si	Mn	Sn	Ti	Zn	Co	Ni	Fe	Mg	Pb	Sr	Cu	Sb	Na
1*	90,95	7,26	0,288	0,002	0,070	0,016	0,001	0,006	0,783	0,563	0,009	0,002	0,017	0,025	0,001
2*	91,32	6,98	0,245	0,002	0,072	0,014	0,001	0,005	0,764	0,544	0,008	0,002	0,014	0,019	0,001
3*	91,28	6,70	0,431	0,002	0,072	0,014	0,001	0,006	0,945	0,490	0,009	0,002	0,022	0,028	0,001
4*	91,18	6,98	0,321	0,002	0,071	0,015	0,001	0,006	0,831	0,532	0,008	0,002	0,018	0,024	0,001
5*	0,20	0,28	0,097	0	0,001	0,001	0	0,001	0,099	0,038	0	0	0,004	0,005	0

Notas específicas:

1* = Amostra obtida no início do processo de injeção.

2* = Amostra obtida na metade do processo de injeção.

3* = Amostra obtida após processo de injeção, antes do vazamento em coquilha e areia.

4* = Média

5* = Desvio padrão

Tabela E2: Composição química de corpos de prova injetados.

	Al	Si	Mn	Sn	Ti	Zn	Co	Ni	Fe	Mg	Pb	Sr	Cu	Sb	Na
1*	90,14	6,67	0,984	0,033	0,116	0,096	0,057	0,033	0,912	0,439	0,079	0,008	0,276	0,147	0,008
2*	89,77	6,62	0,658	0,066	0,123	0,172	0,125	0,064	0,811	0,587	0,158	0,015	0,603	0,216	0,009
3*	89,18	7,41	0,657	0,058	0,113	0,217	0,109	0,057	0,837	0,418	0,142	0,013	0,591	0,188	0,008
4*	89,70	6,90	0,766	0,052	0,117	0,162	0,097	0,051	0,853	0,481	0,126	0,012	0,490	0,184	0,008
5*	0,48	0,44	0,189	0,017	0,005	0,061	0,036	0,016	0,052	0,092	0,042	0,004	0,185	0,035	0,001

Notas específicas:

1* a 3* = Amostras de corpos de prova injetados

4* = Média

5* = Desvio padrão

Tabela E3: Composição química de corpos prova obtidos em coquilha.

	Al	Si	Mn	Sn	Ti	Zn	Co	Ni	Fe	Mg	Pb	Sr	Cu	Sb	Na
1*	91,10	6,71	0,578	0,001	0,084	0,014	0,001	0,007	0,888	0,564	0,009	0,002	0,005	0,041	0,001
2*	90,11	7,52	0,751	0,001	0,079	0,013	0,001	0,007	1,170	0,549	0,009	0,002	0,006	0,053	0,001
3*	90,48	7,03	0,694	0,001	0,076	0,014	0,001	0,007	1,070	0,552	0,009	0,002	0,008	0,055	0,001
4*	90,56	7,09	0,674	0,001	0,080	0,014	0,001	0,007	1,043	0,555	0,009	0,002	0,006	0,050	0,001
5*	0,50	0,41	0,088	0	0,004	0,001	0	0	0,143	0,008	0	0	0,002	0,008	0

Notas específicas:

1* a 3* = Amostras de corpos de prova vazados em coquilha

4* = Média

5* = Desvio padrão

Tabela E4: Composição química de corpos prova obtidos em molde de areia.

	Al	Si	Mn	Sn	Ti	Zn	Co	Ni	Fe	Mg	Pb	Sr	Cu	Sb	Na
1*	90,08	7,04	0,813	0,001	0,076	0,010	0,001	0,007	1,330	0,573	0,008	0,002	0,009	0,055	0,002
2*	90,43	6,88	0,771	0,001	0,076	0,011	0,001	0,007	1,210	0,548	0,008	0,002	0,009	0,050	0,001
3*	90,35	6,89	0,778	0,003	0,080	0,020	0,005	0,009	1,060	0,605	0,014	0,002	0,009	0,059	0,001
4*	90,29	6,94	0,787	0,002	0,077	0,014	0,002	0,007	1,200	0,575	0,010	0,002	0,009	0,055	0,001
5*	0,18	0,09	0,023	0,001	0,002	0,006	0,002	0,001	0,135	0,029	0,003	0	0	0,005	0

Notas específicas:

1* a 3* = Amostras de corpos de prova vazados em molde de areia.

4* = Média

5* = Desvio padrão

APÊNDICE F

As Tabelas F1 até F4 mostram os resultados de todas as amostras, médias e desvios padrões do limite de resistência obtidos nos três processos de fundição no estado bruto de fundição, após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

Tabela F1: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova injetados no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 155 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
1	214	173	216	222	244	233	246	272	267	235	218	278	294
2	236	200	240	222	225	211	232	271	263	279	269	301	259
3	212	130	173	222	260	214	246	273	269	274	249	166	208
Média	220	168	210	222	243	219	241	272	267	263	245	248	254
D	13	35	34	20	18	12	11	14	27	24	26	72	43

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela F2: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova injetados no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
1	214	173	130	241	245	268	277	266	243	253	222	181	218
2	236	200	209	248	123	285	277	281	284	258	218	237	225
3	212	130	178	152	274	268	242	267	245	201	241	213	244
Média	220	168	172	213	214	274	266	271	257	237	227	210	229
D	13	35	40	54	80	10	20	22	23	32	12	28	13

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela F3: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova obtidos em molde permanente por gravidade (coquilha), no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)					
			6	10	14	16	20	28
1	150	179	250	318	316	287	282	277
2	157	181	275	318	276	309	307	250
3	148	219	274	317	279	320	252	293
Média	152	193	266	318	290	305	280	273
D	5	22	14	9	23	17	27	22

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela F4: Limite de resistência (MPa) dos corpos de prova obtidos em molde de areia, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180°C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)					
			6	10	14	16	20	28
1	143	143	266	255	243	285	290	211
2	138	194	280	265	257	289	248	233
3	148	207	282	286	256	281	192	223
Média	143	181	276	269	252	285	243	222
D	5	34	9	16	8	4	49	11

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

APÊNDICE G

As Tabelas G1 até G4 mostram os resultados de todas as amostras, médias e desvios padrões das durezas obtidas nos três processos de fundição no estado bruto de fundição, após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

Tabela G1: Dureza (HB) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 155 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
1	50	45	50	57	58	59	65	58	62	52	65	57	69
2	50	47	61	55	57	57	61	58	59	57	55	57	65
3	50	42	42	58	58	59	61	59	62	61	63	69	61
Média	50	45	51	57	58	58	62	58	61	57	61	61	65
D	0	3	9	2	1	1	2	0	1	4	5	7	4

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela G2: Dureza (HB) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
1	50	45	61	71	69	69	58	65	55	62	61	61	61
2	50	47	61	71	71	69	57	61	57	62	61	61	57
3	50	42	65	61	71	80	55	53	61	61	59	61	59
Média	50	45	62	68	70	73	57	60	57	62	60	61	59
D	0	3	2	6	1	6	2	6	3	1	1	0	2

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela G3: Dureza (HB) dos corpos de prova obtidos em coquilha, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)					
			6	10	14	16	20	28
1	57	80	100	93	105	100	100	100
2	58	80	100	97	105	100	93	90
3	57	80	100	97	93	105	93	90
Média	57	80	100	96	101	102	95	93
D	1	0	0	3	7	3	4	6

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela G4: Dureza (HB) dos corpos de prova obtidos em molde de areia, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)					
			6	10	14	16	20	28
1	55	65	86	93	97	93	88	88
2	53	69	93	100	100	93	88	86
3	53	69	93	100	97	93	88	88
Média	54	68	90	98	98	93	88	87
D	1	3	4	4	2	0	0	1

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

APÊNDICE H

As Tabelas H1 até H4 mostram os resultados de todas as amostras, médias e desvios padrões do alongamento obtidos nos três processos de fundição no estado bruto de fundição, após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

Tabela H1: Alongamento (%) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 155 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
1	1,3	2,5	1,2	0,7	0,6	0,7	0,8	0,6	0,2	0,6	0,3	0,3	1,1
2	1,3	4,1	2,1	0,6	0,1	1,0	0,7	0,4	0,3	0,6	0,5	0,2	1,1
3	1,3	5,7	1,4	0,9	1,0	0,6	1,0	0,4	0,1	0,1	0,7	0,1	1,0
Média	1,3	4,1	1,5	0,7	0,6	0,8	0,8	0,5	0,2	0,5	0,5	0,2	1,1
D	0	1,6	0,46	0,14	0,43	0,22	0,15	0,08	0,07	0,27	0,21	0,10	0,07

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela H2: Alongamento (%) dos corpos de prova injetados, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)										
			2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	28
1	1,3	2,5	0,1	0,4	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1
2	1,3	4,1	0,1	0,2	0,1	0,1	0,1	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,2
3	1,3	5,7	0,1	0,1	0,2	0,1	0,2	0,3	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1
Média	1,3	4,1	0,1	0,2	0,2	0,1	0,2	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1
D	0	1,6	0	0,11	0,04	0	0,04	0,07	0	0	0	0	0,07

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela H3: Alongamento (%) dos corpos de prova obtidos em coquilha, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)					
			6	10	14	16	20	28
1	2,3	1,0	0,7	0,4	0,6	0,7	0,4	0,4
2	1,7	0,7	0,6	0,7	0,6	0,3	0,4	0,1
3	1,2	2,1	0,9	1,0	0,6	0,1	0,4	0,4
Média	1,7	1,3	0,7	0,7	0,6	0,4	0,4	0,3
D	0,59	0,76	0,14	0,29	0	0,30	0	0,16

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

Tabela H4: Alongamento (%) dos corpos de prova obtidos em areia, no estado bruto de fundição, solubilizados a 520 °C durante 5 h e envelhecidos a 180 °C.

A	B	C	Tempo de envelhecimento (h)					
			6	10	14	16	20	28
1	2,8	0,6	0,6	0,4	0,4	0,3	0,3	0,3
2	1,5	1,7	0,4	0,4	0,6	0,3	0,3	0,1
3	1,2	1,6	0,3	1,0	0,4	0,3	0,3	0,1
Média	1,8	1,3	0,4	0,6	0,5	0,3	0,3	0,2
D	0,88	0,62	0,14	0,33	0,08	0	0	0,08

Notas específicas:

A = Amostra

B = Bruto de fundição

C = Solubilizado

D = Desvio padrão

APÊNDICE I

As Tabelas I1 até I4 mostram os resultados de todas as amostras, médias e desvio padrões referente à análise da micrografia. As medições foram realizadas conforme foi descrito no item 3.2.5.2. Devido à heterogeneidade da micrografia e o conseqüente desvio padrão alto, os resultados obtidos são considerados orientativos.

Tabela I1: Quantidade de intermetálicos do tipo escrita chinesa e massivos nos corpos de prova obtidos em moldes de areia, medidos com aumento de 100x e ocular com reticulado para contagem de fases.

Amostras	Tipos de intermetálicos	
	Escrita chinesa (%)	Massivos (%)
1	15	2
2	12	7
3	31	16
4	16	3
5	27	18
6	7	2
7	3	9
8	9	3
9	8	2
10	18	4
11	13	4
12	15	4
13	19	8
14	8	3
15	4	15
16	6	7
17	6	6
18	3	7
19	7	8
20	3	8
21	3	17
22	19	7
23	24	9
24	14	5
25	18	3
26	14	5
27	5	5
28	17	3
29	12	5
30	8	15
31	7	5
32	20	17
33	9	18
34	15	5
Média	12	8
D	7	5

Nota específica:

D = Desvio padrão

Tabela I2: Quantidade de intermetálicos do tipo escrita chinesa e massivos nos corpos de prova obtidos em coquilha, medidos com aumento de 100x e ocular com reticulado para contagem de fases.

Amostras	Tipos de intermetálicos	
	Escrita chinesa (%)	Massivos (%)
1	15	0
2	14	0
3	15	0
4	18	0
5	20	0
6	28	3
7	30	2
8	20	4
9	21	0
10	31	0
11	37	0
12	33	0
13	25	0
14	29	0
15	30	3
16	15	4
17	15	0
18	25	0
19	20	2
20	24	3
21	26	0
22	27	0
23	30	2
24	35	5
25	30	4
26	25	0
27	20	0
28	35	0
29	35	0
30	23	0
31	31	0
32	15	0
33	29	0
34	25	0
Média	25	1
D	7	2

Nota específica:

D = Desvio padrão

Tabela I3: Quantidade de intermetálicos do tipo massivos e poros nos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão, medidos com aumento de 100x e ocular com reticulado para contagem de fases.

Amostras	Tipos de intermetálicos	
	Massiva (%)	Poros (%)
1	7	15
2	5	12
3	3	19
4	3	17
5	7	19
6	7	25
7	3	26
8	4	31
9	3	42
10	4	14
11	5	19
12	2	29
13	2	31
14	2	15
15	2	15
16	1	39
17	0	36
18	0	18
19	2	32
20	2	63
21	0	20
22	0	38
23	0	25
24	0	26
25	8	35
26	10	26
27	10	28
28	8	30
29	10	35
30	8	85
31	3	35
32	2	37
33	9	80
34	5	80
Média	4	32
D	3	19

Nota específica:

D = Desvio padrão

Tabela I4: Quantidade de intermetálicos do tipo escrita chinesa nos corpos de prova obtidos em fundição sob pressão, medidos com tela de 121 células sobre a micrografia obtida com aumento de 500x.

Amostras	Quantidade de células com escrita chinesa.
1	10
2	10
3	25
4	22
5	17
6	24
7	25
8	18
9	10
10	18
11	13
12	8
13	8
14	9
15	26
16	10
17	8
18	16
19	9
20	15
21	12
Média	14,9
%	12
D	6

Nota específica:

D = Desvio padrão

APÊNDICE J

A Tabela J1 mostra todos os resultados das medições realizadas de densidade conforme o método descrito no item 3.2.9 referente aos testes preliminares descritos no Apêndice A.

Tabela J1: Densidade dos corpos de prova solidificados em câmara de vácuo com diferentes tratamentos de degaseificação.

Amostras	Densidade (g/cm ³)		
	Não degaseificadas	Degaseificadas com pastilhas	Degaseificadas com ponta porosa
1	2,7125	2,6943	2,7168
2	2,6987	2,6311	2,6968
3	2,7174	2,6122	2,7068
4	2,7153	2,6826	2,6962
5	2,7031	2,6308	2,7009
Média	2,7094	2,6502	2,7035
D	0,0081	0,0360	0,0085

Nota específica:

D = Desvio padrão

APÊNDICE K

A Tabela K1 mostra todos os resultados das medições de densidade em amostras fundidas em molde de areia a verde, coquilha e fundição sob pressão, conforme o método descrito no item 3.2.9.

Tabela K1: Densidade dos corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde, coquilha e fundição sob pressão.

Amostras	Densidade (g/cm ³)		
	Areia	Coquilha	Sob pressão
1	2,6873	2,7232	2,6543
2	2,7107	2,7287	2,5850
3	2,7205	2,6956	2,6604
4	2,7102	2,7132	2,6626
5	2,6991	2,7273	2,6649
6	2,7147	2,7092	2,6359
7	2,7188	2,7302	2,6584
8	2,7158	2,7042	2,6378
9	2,6988	2,7234	2,6616
Média	2,7056	2,7176	2,6455
D	0,0111	0,0122	0,0255

Nota específica:

D = Desvio padrão