

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR João José Ifarraguirre
de Mattos E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 13/11/09

Itamar Ferreira
ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Propriedades de fadiga e micromecanismos de fratura da liga de alumínio-silício AlSi7Mg0,6 utilizada em cabeçote de motor Diesel

Dissertação de Mestrado Profissional

Autor: João José Ifarraguirre de Mattos

Orientador: Itamar Ferreira

124/2009

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Propriedades de fadiga e micromecanismos de fratura da liga de alumínio-silício AlSi7Mg0,6 utilizada em cabeçote de motor Diesel

Dissertação de Mestrado Profissional

Autor: João José Ifarraguirre de Mattos

Orientador: Itamar Ferreira

Curso: Mestrado Profissional em Engenharia Automotiva

Área de Concentração: Materiais

Dissertação de mestrado profissional apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para obtenção de Mestre em Engenharia Automobilística.

Campinas, 2009

S.P. – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

M436p

Mattos, João José Ifarraguirre de
Propriedades de fadiga e micromecanismos de fratura
da liga de alumínio-silício AlSi7Mg0,6 utilizada em
cabeçote de motor diesel / João José Ifarraguirre de
Mattos. --Campinas, SP: [s.n.], 2009.

Orientador: Itamar Ferreira.
Dissertação de Mestrado (Profissional) - Universidade
Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia
Mecânica, Faculdade de Engenharia Elétrica e de
Computação e Instituto de Química.

1. Alumínio - Fadiga. I. Ferreira, Itamar. II.
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia Elétrica
e de Computação e Instituto de Química. III. Título.

Título em Inglês: Fatigue properties and micromechanisms of fracture of an AlSiMg0.6
cast alloys used in diesel engine cylinder head

Palavras-chave em Inglês: Aluminum Fatigue

Área de concentração: Materiais

Titulação: Mestre em Engenharia Automobilística

Banca examinadora: Eugênio José Zoqui, Ruis Camargo Tokimatsu

Data da defesa: 13/11/2009

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

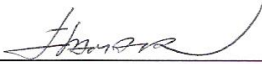
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO PROFISSIONAL

**Propriedades de fadiga e micromecanismos de
fratura da liga de alumínio-silício AlSi7Mg0,6
utilizada em cabeçote de motor Diesel.**

Autor João José Ifarraguirre de Mattos

Orientador: Itamar Ferreira

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



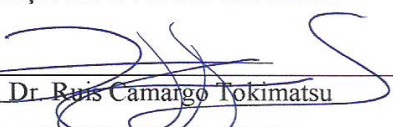
Prof. Dr. Itamar Ferreira

Instituição: DEMA / FEM/ UNICAMP



Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

Instituição: DEF / FEM/ UNICAMP



Prof. Dr. Raul Camargo Tokimatsu

Instituição: UNESP / Ilha Solteira

Campinas, 13 de Novembro de 2009.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus filhos, Carolina e Gabriel.

.

Agradecimentos

À MWM-International que viabilizou a realização deste mestrado em Engenharia Automobilística.

Ao Professor Dr. Itamar Ferreira que me orientou, incentivou e colaborou com muito entusiasmo ;

Aos técnicos:

Clério Padilha do laboratório de materiais da MWM International, planta de Canoas, que cortou e preparou os corpos-de-prova do cabeçote;

Adilson Souza Teixeira do laboratório de materiais da MWM International, planta de Santo Amaro, que executou as análises metalográficas e ensaios de dureza;

José L. Lisboa do laboratório de mecânica da Unicamp que executou os ensaios de fadiga;

Claudenete do laboratório de mecânica da Unicamp que realizou as análises no Microscópio Eletrônico de Varredura;

Aos colegas de Engenharia de Produto que me incentivaram e me auxiliaram na minha ausência da empresa;

E finalmente, à minha companheira Lidiane e aos meus pais Neuville e Maria.

Resumo

MATTOS, João J.I. *Propriedades de fadiga e micromecanismo de fratura da liga de alumínio-silício AlSi7Mg0,6 utilizada em cabeçote de motor Diesel*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 122 p., Dissertação (Mestrado).

O crescente uso das ligas alumínio-silício fundido na indústria automotiva deve-se principalmente a redução de peso, consumo de combustível e níveis de emissões. Isto inclui a liga de alumínio-silício EN AlSi7Mg0,6, equivalente a liga ASTM A357.0, que é empregada em cabeçotes de motores Diesel. É importante conhecer o impacto na integridade e confiabilidade deste componente na presença de defeitos intrínsecos dos processos de fundição convencional como a de molde permanente. Tais defeitos, como porosidades e filmes de óxidos, quando localizados na superfície, ou próxima a esta, são nucleadores de trincas de fadiga. Neste estudo é analisado o impacto na resistência à fadiga e nos micromecanismos de fratura pelo ensaio de corpos-de-prova fresados com dimensões de 7x14x60mm, retirados do cabeçote da linha de produção e submetidos a ensaio de flexão em três pontos. As superfícies de fratura dos espécimes foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) a fim de caracterizar os micromecanismos de fratura e o local de iniciação da trinca de fadiga. A resistência à fadiga média, para 1 milhão de ciclos, foi determinada como sendo ao redor de 140MPa. Foi observado na superfície de fratura dos espécimes testados, um claro contraste entre o micromecanismo da zona de fadiga (estrias) e zona final de fratura (alvéolos), sendo que o fator predominante para nuclear trincas de fadiga foram poros próximos da superfície.

Palavras chaves: Liga alumínio-silício; Fadiga; Cabeçote de motor

Abstract

MATTOS, João J.I. *Fatigue properties and micromechanisms of fracture of an AlSiMg0.6 cast alloy used in Diesel engine cylinder head*. Campinas: College of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2009, 122 p., Dissertation (Máster of Science).

The increase usage of casting aluminum-silicon alloys in the automotive industry is due to reduce weight, fuel consumption, and emissions level. This includes the aluminum-silicon cast alloy EN AlSiMg0.6 (ASTM A357.0) which is used to make Diesel engine cylinder head. It is important to know the impact on the integrity and reliability of this component in the presence of intrinsical defects of conventional casting parts produced on permanent mold process. Such defects, as porosity and oxide film, when locate on the surface or subsurface of casting parts, could be a fatigue crack initiators. In this paper is analyzed the impact on the fatigue strength and micromechanisms of fracture, by using 7x14x60mm specimens machined from cylinder head drew from production assembly line, and submitted to three point bending tests. Fracture surface of the specimens were observed by SEM to characterize the micromechanisms and the initiation fracture local. The average fatigue strength, based on 1 million of cycles, is about 140MPa. It was observed on the fracture surface of fatigue test specimens, a clear contrast between the micromechanisms of fatigue zone (striations) and the final fracture zone (dimples) and fatigue crack initiation occurs at the porosities near the surface

Key words: Aluminum-silicon alloy, Fatigue; Engine cylinder head

Sumário	Página
Ficha catalográfica	ii
Folha de aprovação da banca examinadora	iii
Dedicatória	iv
Agradecimentos	v
Resumo	vi
Abstract	vii
Lista de figuras	xii
Lista de tabelas	xxv
Lista de equações	xxvii
Glossário	xxviii
1. INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivo	2
1.2 Estrutura do trabalho	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 O alumínio na indústria automobilística: panorama atual e tendências	4
2.1.1 Vantagens da substituição do ferro fundido e aços pelo alumínio e suas ligas	6
2.1.1.1 Leveza	6
2.2.1.2 Consumo de combustível e emissões	6
2.2.1.3 Condutibilidade térmica e elétrica	7
2.1.1.4 Resistência à corrosão	7
2.1.1.5 Reciclabilidade	8
2.1.1.6 Processamento	8
2.1.1.7 Fator Estratégico	8
2.2 Caracterização das Ligas de alumínio AlSi0,6Mg	9
2.2.1 Ligas de alumínio fundido para cabeçote	9
2.2.2 Estudo da Liga AlSi7Mg0,6 (alumínio-silício-magnésio solubilizada e modificada artificialmente)	11
2.2.3 Composição química da liga AlSi7Mg0,6	12
2.2.4 Tratamento térmico da liga AlSi7Mg0,6	13

Sumário	Página
2.2.5 Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6	15
2.2.5.1 Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento	15
2.2.5.2 Dureza	16
2.2.6 Propriedades de fadiga	16
2.2.7 Propriedades físicas e características de fundição da liga AlSiMg0,6	18
2.2.8 Microestrutura da liga Al-Si7Mg0,6	18
2.2.8.1 Fases da liga AlSi7Mg0,6	19
2.2.8.2 Propriedades da solução sólida alumínio α	20
2.2.8.3 Propriedades dos cristais de silício	21
2.2.9 Influência dos elementos de liga	23
2.3 Cabeçote de cilindros do motor	30
2.3.1 Funções do cabeçote de cilindros	30
2.3.2 Requisitos dos materiais empregados na produção do cabeçote de cilindro	31
2.3.3 Cabeçote de ferro fundido versus ligas de alumínio	32
2.3.3.1 Cabeçote de ferro fundido	32
2.3.3.2 Cabeçote de liga de alumínio	32
2.3.4 Fadiga em cabeçote	34
2.4 Processos de fundição para cabeçote de motor em liga alumínio	36
2.4.1 Processos de fundição na indústria automobilística	36
2.4.2 Processos de fundição para cabeçotes	37
2.4.3 Critérios para seleção do processo de fundição para ligas de alumínio	39
2.4.4 Processo de fundição por gravidade ou coquilha	42
2.4.4.1 Descrição do processo de fundição por gravidade	42
2.4.4.2 Descrição do processo da fundição por gravidade	43
2.4.4.3 Comparação da fundição por gravidade com outros processos convencionais	43
2.4.5 Rotacast	48
2.5 Fatores que influenciam a fadiga nas ligas de alumínio	50

Sumário	Página
2.5.1 Fadiga	50
2.5.2 Curvas S-N para ligas de alumínio	52
2.5.3 Estágios do fenômeno de fadiga	53
2.5.4 Elementos nucleadores de trinca nas ligas de alumínio fundido	53
2.5.5 Porosidade	55
2.5.5.1 Características das porosidades	55
2.5.5.2 Influência da porosidade no mecanismo de fadiga nas ligas de Al-Si	60
2.5.6 Inclusão de Óxidos	65
2.5.7 Partículas de silício da fase eutética	67
2.5.8 Composto intermetálico de Ferro	70
2.5.9 Outros fatores metalúrgicos que influenciam a vida em fadiga das ligas Al-Si	72
2.5.10 Espaçamento entre os braços das dendritas secundárias (SDAS)	72
2.5.11 Refino de grão (inoculação)	76
2.5.12 Modificação do eutético	78
2.5.13 Tratamento térmico das ligas de alumínio	80
3. METODOLOGIA E RESULTADO DA ANÁLISE DE MATERIAIS	82
3.1 Corpos-de-prova do cabeçote	82
3.2 Material	83
3.2.1 Análise química	83
3.2.2 Análise metalográfica	84
3.2.2.1 Dimensões da SDAS	88
3.2.2.2 Dimensões das partículas Si do eutético	90
3.2.3 Propriedades mecânicas	92
3.2.3.1 Dureza	92
3.2.3.2 - Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento	93
3.3 Ensaios de fadiga	95
3.3.1 Preparação dos corpos-de-prova	95
3.3.2 Ensaios de flexão e fadiga em três pontos	95
3.4. Fractografia	97

Sumário	Página
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO DAS PROPRIEDADES DE FADIGA	98
4.1 Resultados do ensaio de flexão	98
4.2 Resultados dos ensaios de fadiga	99
4.3 Determinação da resistência à fadiga pelo método Escada	100
4.4 Estatística: validação dos resultados do ensaio de fadiga	101
4.5 Fractografia	103
4.5.1 Análise fractográfica dos corpos-de-prova	104
4.5.1.1 Fractografia do corpo-de-prova nº 4	104
4.5.1.2 Fractografia do corpo-de-prova nº 16	110
4.5.1.3 Início da trinca de fadiga, zona de fadiga e fratura final.	116
4.5.1.4 Caracterização dos poros	117
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	121
5.1 Conclusões	121
4.2 Sugestões para próximos trabalhos	122
Referências Bibliográficas	123

Lista de figuras	Página
Figura 2.1 - Curva indicativa da participação crescente do alumínio no peso médio dos veículos [ALUATO, 2009].	4
Figura 2.2 - Gráfico representando a importância das ligas de alumínio fundido na produção de componentes para resistência à corrosão automotiva. [ALUATO, 2009]	5
Figura 2.3 - Estimativa do consumo de fundidos de alumínio, por componente, no mercado automotivo norte-americano [ALUATO, 2007].	5
Figura 2.4 - Representação esquemática das etapas de solubilização e precipitação apresentando as temperaturas e intervalos de tempo relativos a cada etapa [SANTOS, 2006]	5
Figura 2.5 - (a) Vista lateral de uma carga em 3 níveis de cabeçotes; (b) vista parcial de um forno de solubilização com cabeçotes de alumínio	14
Figura 2.6 - Vista frontal de uma carga de cabeçotes posicionadas em 2 níveis num forno de precipitação.	14
Figura 2.7 - Curva S-N da liga A357.0 (similar à AlSi7Mg0,6) [ASM HANDBOOK VOL.19, 1996]	15
Figura 2.8 - Diagrama em equilíbrio de fases da liga Al-Si indicando o percentual de 7% de silício que corresponde ao teor da liga AlSi7Mg0,6. Fonte: L. Murray e A.J. McAlister, 1984 [ASM HANDBOOK VOL.3, 1992]	17
Figura 2.9 - Ligas fundidas comerciais de alumínio-silício. (a) Diagrama de equilíbrio; (b) Microestrutura da liga hipoeutética (1,65<12,6% em peso de Si); (c) Microestrutura da liga eutética (12,6% Si); (d) Microestrutura de liga hipereutética (>12,6% Si) [WARMUZER, 2004].	19

Lista de figuras	Página
Figura 2.10 - Morfologia dos cristais de silício na liga de alumínio. (a) Cristais de silício na liga eutética bruta de fundição; (b) Cristais de silício numa liga hipoeutética modificada por tratamento térmico [WARMUZER, 2004].	21
Figura 2.11 - (a) aumento da resistência à tração e do módulo de elasticidade pela adição de silício nas ligas de alumínio. Nota-se o efeito do tratamento de modificação melhora ainda mais as referidas propriedades; (b) Deformação causada no cristal pela adição de Si e Mg e o impacto no limite de escoamento; (c) Alteração na resistência máxima a tração ocasionada pela adição de átomos na solução sólida de alumínio [WARMUZER, 2004].	22
Figura 2.12 - Efeito da variação de magnésio no tratamento térmico T6. A variação do Mg de 0,35 para 0,50%, por exemplo, com tratamento de precipitação a 175 °C por 2 horas levaria o limite de escoamento de 270 para 320 MPa [FUOCO et al, 2005].	24
Figura 2.13 - Foto de um motor Diesel “high speed” com o cabeçote em liga de alumínio usado em caminhões leves, picapes e utilitários esportivos.	25
Figura 2.14 - Seção transversal de um motor ilustrando a face de fogo, na face inferior do cabeçote, que esta sujeita à fadiga em alto ciclo [PAVLAK, 2008]. Diesel a fim de dar uma idéia dos valores que alcançam na face de fogo. Nota-se que as grandes variações de temperatura que ocasionam as tensões térmicas no cabeçote de um motor Diesel. Por essa razão a face de fogo deve ser retificada a fim de melhorar o acabamento superficial e ainda ser livre de qualquer tipo de defeito de fundição como, por exemplo, porosidade.	30
Figura 2.15 - Foto ilustrativa da região do cabeçote que é submetida à fadiga em alto ciclo (A= face de fogo) e baixo ciclo (B= ponte entre as válvulas de escape/válvulas de admissão).	34

Lista de figuras	Página
2.16 - Gradientes de temperatura de um cabeçote de ferro fundido com grafita compacta. Foram tomadas as medições nos P1-P13, localizados a 18 mm da face do cabeçote. As tensões térmicas no cabeçote de um motor Diesel são devido a estes gradientes de temperatura (DIVIS et al, 2003).	36
Figura 2.17 - Classificação dos processos de fundição de acordo com o modo de enchimento do molde (A) e tecnologia de moldagem (B), bem como a graduação do uso atual na indústria automobilística [AAM, 2003]. Os números referem-se aos métodos de fundição listados acima.	37
Figura 2.18 - Tendências no “market share” dos processos de fundição de cabeçotes de alumínio [AAM, 2003].	38
Figura 2.19 - Esquema de classificação da complexidade dos processos de fundição em função do desempenho atingido pelo motor montado com cabeçote e blocos de alumínio [AAM, 2003].	38
Figura 2.20 - Comparação dos processos de fundição em molde permanente, molde em areia e injeção sob pressão em matriz, considerando o custo por peça e custo de ferramental [GUPTA, 2001].	40
Figura 2.21- Comparação dos processos convencionais de fundição considerando volume de produção e peso, onde a fundição em molde permanente ocupa uma posição intermediária entre a fundição por injeção e a fundição por areia. [BONOLLO et al, 2005].	40
Figura 2.22 - Comparação da resistência mecânica entre os processos de fundição em molde permanente, molde em areia e fundição por injeção em função da variação do raio na seção transversal de um cilindro fundido em liga de alumínio [GUPTA, 2001].	41

Lista de figuras	Página
Figura 2.23 - Comparação da resistência à fadiga em 10^7 ciclos para componentes em ligas de alumínio A356, A357 e A319 produzidos por diferentes processos de fundição e submetidos a tratamento térmico T6 [ROSSO; GRANDE, 2007].	42
Figura 2.24 - Vazamento de uma liga de alumínio em molde de cabeçote de motor pelo processo de fundição por gravidade [AAM, 2003].	44
Figura 2.25 - Vista esquemática de um molde de cabeçote de motor onde a liga de alumínio preenche o molde a partir dos canais de alimentação de cima para baixo [AAM, 2003].	44
Figura 2.26 - (a) Cabeçote fundido com massalote na parte superior indica a última região a solidificar (solidificação direcional); (b) Cabeçote bruto antes do processo de usinagem. [NEMAK, 2007].	47
Figura 2.27 - Descrição e características do processo de fundição Rotacast [AAM, 2003].	48
Figura 2.28 - Linha de produção do Rotacast: Matriz fechada com os machos posicionados antes da rotação para vazamento do fundido [AAM, 2003].	49
Figura 2.29 Curvas esquemáticas dos componentes das deformações elástica e plástica e da deformação total. Materiais dúcteis terão maior resistência à fadiga quando submetidos às condições de baixo ciclo, enquanto materiais com maior resistência mecânica são indicados para condições de alto ciclo [FERREIRA, 2008].	51
Figura 2.30 - Exemplos de curvas S-N. Os aços e as ligas de titânio apresentam limite de fadiga (S_f) e a liga de alumínio resistência à fadiga (S_N). Razão de carga -1 [(COLLINS, 1981) apud (FERREIRA, 2008)].	52

Lista de figuras	Página
Figura 2.31 - (a) Curva S-N para ensaios de fadiga ($R=-1$) para liga A356-T61. No canto superior direito são indicados os fatores nucleadores de trinca que levaram à ruptura do corpo-de-prova. (b) A análise por MEV indicou o local de início da trinca: (I) Poro A maior que 100 μm próximo a superfície do material; (II) inclusão de óxido de alumínio B maior que 100 μm próximo a superfície do material; (III) Interface onde ocorreu a descoesão entre C (matriz de Al) e D (região eutética) [YI et al, 2006].	54
Figura 2.32 - imagens de MEV de constituintes microestruturais típicos de uma liga A356-T61 (AlSi7Mg0,3): (a) detalhes de componentes microestruturais ao redor de um poro; (b) Microcélulas e regiões eutética; (c) Composto intermetálico rico em Fe (Inserido o espectro da análise química por EDS). Note: A. poro; B. Partículas de Si; C. Espaçamento entre os braços da dendrita secundária (SDAS) D. Matriz de Al; E. Composto intermetálico rico em Fe [GAO et al, 2004].	55
Figura 2.33 - Solubilidade do hidrogênio a 1 atm em alumínio em puro [MONROE, 2005].	57
Figura 2.34 - (a) Redução na resistência à tração de um liga Al-11.5Mg produzida pela porosidade de gás e porosidade de solidificação [(JAY; CIBULA, 1956) apud (CAMPBELL, 2001)]; (b) e (c) Aspecto micrográfico de porosidades provoca por gás e contração de solidificação respectivamente [JIANG et al., 1999].	58
Figura 2.35 - Morfologias de poros e microestrutura típicas de uma liga de alumínio A356-T61: (a) micrografia mostrando o aspecto dos poros A. Imagens de MEV: (b) Poro interdendrítico + B (partículas de Si) (c) Poro interdendrítico + C (Espaçamento entre os braços das dendritas secundárias = SDAS); (d) Outra forma de poro interdendrítico + D (Matriz de alumino) [GAO et al, 2004*]	60

Lista de figuras	Página
Figura 2.36 - Trinca iniciando nos poros e se propagando nos espécimes de liga de alumínio AISI A360 submetidas a ensaio de fadiga [CASELLAS et al, 2005].	61
Figura 2.37 - Superfície de fratura e poros iniciadores da trinca. (a) imagem de uma superfície de fratura indicando o poro onde iniciou a trinca; (b) e (c) dois poros típicos nucleadores de trinca e o aspecto da superfície de fratura ao redor deles; (d) curva S-N para a liga A356-T61 onde evidencia a dependência da vida em fadiga (N_f) em função do diâmetro equivalente do poro (d_e) [GAO et al, 2004*].	62
Figura 2.38 - Fractografia mostrando a morfologia típica de uma liga A356-T61 produzida por fundição em molde permanente: (a) zona de nucleação da trinca a partir de um poro; (b) zona de propagação; (c) zona de fratura final apresentando alvéolos (“dimples”) [ROSSO; GRANDE, 2007].	63
Figura 2.39 - Curvas S-N relacionando tamanho de poros e SDAS com o comportamento em fadiga da liga A356-T1 [(AAM, 2003) apud (MAJOR, 2007)].	64
Figura 2.40 - Inclusão de óxido observa em diferentes aumentos. (a) óxido típico numa liga de alumínio A356-T61 [YI, 2006]; (b) imagem do MEV para uma inclusão de óxido para uma liga modificada A356-T61 [WANG et al, 2001*].	66
Figura 2.41 - Sistemas de canais para alimentação de moldes para fundição por gravidade. (a) alimentação na parte superior (“top casting”); (b) vazamento na parte superior (“bottom casting”); (c) vazamento no sistema basculante (“tilt casting”) usado na fundição “Rotocast”[PAVLAK, 2008].	67
Figura 2.42 - microestruturas típicas da AlSi7Mg0,6 . (a) liga não modificada caracteriza-se por partículas de silício aciculares; (b) liga modificada apresenta partículas de silício mais esferoidizadas no eutético [FINTOVA et al 2009].	68

Lista de figuras	Página
Figura 2.43 - (a) Micrografia de uma liga A356-T61 com microtrincas nucleadas nas partículas de silício [YI et al, 2004]; (b) aspecto das linhas de deslizamento (C) numa matriz Al e partículas de Si descoladas [YI et al, 2006].	69
Figura 2.44 - (a) Imagem de MEV de partículas de Si (A) e composto intermetálico rico em Fe (B) [YI et al, 2006]; (b) micrografia ótica de uma trinca nucleada numa partícula de Si localizada na parte convexa de um poro; (c) imagem de MEV do interior de um poro onde a flecha indica uma partícula de Si na parte convexa do poro; (d) ilustração esquemática 2D do arranjo das partículas de silício com um poro [BUFFIÈRE, 2001].	69
Figura 2.45 - (a) micrografia apresentando a morfologia da fase β - Al ₅ FeSi [MUGICA et al, 2004]; (b) micrografia mostrando microtrincas (B) iniciando numa grande partícula intermetálica de ferro (A) [YI et al; 2004]; (c) Imagem de MEV da superfície de fratura detalhando uma partícula intermetálica de ferro (D) na região eutética [GAO et al, 2004].	71
Figuras 2.46 - Curvas S-N obtidas para baixo (0,06%) e alto (0,57%) conteúdo de ferro. Nota-se que o aumento do percentual de ferro afeta a vida em fadiga do material acima de 10 ⁶ ciclos.	71
Figura 2.47 - (a) representação esquemática da SDAS [ASKELAND; PHULÉ, 2002]; (b) SDAS é a distância entre os braços dendritas secundários representada numa micrografia de uma liga A356-T61 [WANG et al, 2001*].	73
Figura 2.48 - (a) efeito da SDAS nas propriedades mecânicas (1ksi = 6,894 MPa); (b) O efeito do tempo de resfriamento no tamanho da SDAS.	73
Figura 2.49 - (a) Esquema de alimentação e resfriamento de um componente fundido em liga Al-7Si-0,4Mg; (b) Propriedades mecânicas: apresenta uma boa resistência e tenacidade próxima ao resfriador (1, 2) e comportamento frágil na região do material que solidificou mais lentamente (5, 6) [CAMPBELL, 2001]	75

Lista de figuras	Página
Fig. 2.50 - Ilustração esquemática dos parâmetros microestruturais considerando uma liga de alumínio fundido hipoeutética Al-8%Si [KOBAYASHI, 2000].	76
Fig. 2.51 - Relação entre a resistência à fratura dinâmica de uma liga fundida hipoeutética Al-8%Si com: (a) Espaçamento entre braços secundários das dendritas (SDAS); (b) fator Φ [KOBAYASHI, 2000].	76
Figura 2.52 - O efeito do refinamento na macroestrutura (1x) da seção longitudinal de lingotes de alumínio solidificados em coquilhas de aço. (a) Estrutura de solidificação normal, sem nenhum tipo de inoculação; (b) com inoculação prévia de boro-titânio para refino de grão [CAMPOS; DAVIES, 1978]; O efeito do refinamento na macroestrutura na seção transversal de lingotes de alumínio de diâmetro de 200 mm com (c) com e (d) sem inoculante, com grãos equiaxiais na borda externa (zona coquilhada) e centro e grãos colunares entre estas regiões [SCHNEIDER, 2006].	77
Figura 3.1- (a) vista superior do cabeçote do motor fundido em liga AlSiMg0,6 b) vista esquemática com perfil do cabeçote do motor.	82
Figura 3.2 - Locais de onde foram retirados os corpos-de-prova para os ensaios de fadiga. a) face superior; b) face traseira; c) vista lateral direita destacando-se os dutos de admissão de ar; d) vista lateral esquerda com dutos de gases de escape; e) vista inferior que corresponde à face de fogo do cabeçote; f) vista frontal do cabeçote.	83
Figura 3.3 - (a) vista da seção do 4º cilindro do cabeçote de onde foram retirados os corpos-de-prova para análise química e metalográfica. b) aspecto do corpo-de-prova embutido.	85

Lista de figuras	Página
Figura 3.4 - (a) Micrografia mostrando a microestrutura : matriz composta pela solução sólida α (dendritas de Al) e eutético com partículas de Si sob forma globular (estrutura fibrosa). (Reagente: Keller) ; (b) Micrografia mostrando com maiores detalhes a microestrutura: dendritas de Al (solução sólida α) e as partículas esferoidizadas do eutético de Si. (Reagente: Keller).	86
Figura 3.5 - (a) Micrografia mostrando a presença na microestrutura do cabeçote do motor de porosidades causadas por contração de solidificação (Reagente Keller); b) Micrografias de inclusão de óxido com extensão de 0,5 mm e largura de 0,09mm (Reagente: Keller).	86
Figura 3.6 - Micrografia mostrando a presença de porosidade interdendríticas causadas por gás com dimensões de 0,2 x 0,14 e 0,5 x 0,2 mm. (Reagente: Keller).	87
Figura 3.7 - histograma da SDAS (espaçamento entre os braços das dendritas secundárias). SDAS média = 48,6 μm e desvio padrão = 24,9 μm .	88
Figura 3.8 - Boxplot da distribuição de valores de SDAS. Nesta distribuição 75% dos valores da SDAS estão abaixo de 60 μm .	89
Figura 3.9 - histograma dos diâmetros equivalentes das partículas de silício da micrografia da figura 3.5a.	90
Figura 3.10- Valores de dureza obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas. [FUOCO et al, 2005].	93
Figura 3.11 - Valores de resistência à tração obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas [FUOCO et al, 2005].	94

Lista de figuras	Página
Figura 3.12 - Valores de limite de escoamento obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas [FUOCO et al, 2005].	94
Figura 3.13 - Valores de alongamento específico até a fratura obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas [FUOCO et al, 2005].	95
Figura 3.14 - Aspecto dos corpos-de-prova usinados para os ensaios de fadiga.	95
Figura 3.15- (a) aspecto do dispositivo de fixação dos corpos de prova; (b) equipamento utilizado para o ensaio de flexão e fadiga.	96
Figura 3.16- Esquema de fixação do corpo-de-prova para os ensaios de flexão e fadiga.	97
Figura 4.1. Curvas da carga em função do deslocamento do pistão da máquina de ensaio obtidas nos ensaios de flexão em três pontos. As cargas máximas do ensaio de flexão são 7613 N e 7248 N para os corpos-de-prova nº 7 e 29 respectivamente.	98
Figura 4.2 - aspecto dos corpos-de-prova que romperam no ensaio de fadiga.	100
Figura 4.3 -. Resultados do método escada para a determinação da resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi7Mg0,6. Os dois círculos pretos correspondem aos corpos-de-prova que romperam e os círculos brancos aos três corpos-de-prova que não romperam. Dados retirados da 4.1.	100
Figura 4.4 - Tensão máxima pelo número de ciclos do ensaio de fadiga para liga AlSi7Mg0,6. Os corpos-de-prova 4 e 16 foram selecionados para análise de fractografia.	102

Lista de figuras	Página
Figura 4.5 -distribuição dos valores de tensão máxima em função do número de ciclos apresenta uma distribuição normal (Intervalo de predição PI de 95%).	103
Figura 4.6 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4. A face inferior que foi submetida aos esforços de tração no ensaio de fadiga por flexão,. A linha pontilhada indica a região da superfície onde possivelmente ocorreu a nucleação da trinca de fadiga. A seta aponta para o poro nº1, com diâmetro equivalente a 518 µm, que pode ter originado a trinca de fadiga.	104
Figura 4.7 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4. A face inferior foi submetida ao esforço de tração no ensaio de fadiga por flexão, as linhas pontilhadas indicam a região de fadiga e seta aponta o local de nucleação da trinca que originou-se num poro com diâmetro equivalente a 518 µm.	105
Figura 4.8 - Aspecto do poro nº 1 que pode ter nucleado a trinca por fadiga no corpo-de-prova nº 4.	105
Figura 4.9 - aspecto dos poros na região de fadiga do corpo-de-prova nº 4.	106
Figura 4.10 - aspecto dos poros na zona de fratura do corpo-de-prova nº 4	106
Figura 4.11- Aspecto de mais poros localizados na superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4.	107
Figura 4.12 - Aspecto de um poro localizado na superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4.	107
Figura 4.13 - Aspecto de poros localizados na superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4.	108
Figura 4.14 - (a) Local onde foi realizada análise química (b) resultado da análise qualitativa: o gráfico indica a composição químico característica da liga AlSi7Mg0,6 próximo ao poro nº 14 do corpo-de-prova nº 4.	108

Lista de figuras	Página
Figura 4.15 - A zona de fadiga do corpo-de-prova nº 4 apresenta estrias degeneradas.	109
Figura 4.16 - Textura da zona de fratura final do corpo-de-prova nº 4 apresentando micromecanismos de alvéolos característico das regiões dúcteis.	109
Figura 4.17 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 16. A face superior foi submetida a esforço de compressão no ensaio de fadiga por flexão. Nota-se uma distribuição irregular de poros na superfície de fratura	110
Figura 4.18 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 16. A face inferior foi submetida ao esforço de tração no ensaio de fadiga por flexão. A linha pontilhada indica, aproximadamente, a interface da zona de fadiga e zona de fratura final. seta aponta poro nº 15, onde é possível visualizar a propagação de uma trinca.	111
Figura 4.19 - Figura 4.19 – Trinca se propagando a partir do poro nº15. Este poro esta localizado na superfície da zona de fadiga do corpo-de-prova nº16 e possui um diâmetro equivalente de 334 µm..	112
Figura 4.20 - Aspecto do poro localizado na zona de fadiga do corpo-de-prova nº16.	112
Figura 4.21 - Aspecto de outro poro localizado na zona de fadiga do corpo-de-prova nº16.	113
Figura 4.22- Aspecto de poros localizados na superfície de fratura final do corpo-de-prova nº 16.	113
Figura 4.23 - Aspecto de outros poros localizados na superfície de fratura final do corpo-de-prova nº 16.	114

Lista de figuras	Página
Figura 4.24 - Aspecto de mais um poro localizado na superfície de fratura final do corpo-de-prova nº 16	114
Figura 4.25 - textura da zona de fadiga da fratura do corpo-de-prova nº 16 apresentando estrias degeneradas.	115
Figura 4.26 - Outro aspecto da textura da zona de fadiga do corpo-de-prova nº 16 apresentando estrias degeneradas.	115
Figura 4.27 - Textura da zona de fratura final do corpo-de-prova nº 16 apresentando alvéolos.	116
Figura 4.28 - Distribuição dos diâmetros equivalente dos poros encontradas na fractografia e metalografia conforme 4.2	118
Figura 4.29 - Distribuição dos diâmetros equivalente dos poros encontradas na fractografia e metalografia conforme dados 4.2.	119
Figura 4.30 - Boxplot da distribuição dos diâmetros equivalente dos poros encontrados nos corpos-de-prova nº 4, nº 16 e micrografia da figura 3.6.	119
Figura 4.31 - Dotplot dos diâmetros equivalente dos poros constatados na fractografia (corpos-de-prova nº 4 e 16) e metalografia (figura 3.6).	120

Lista de Tabelas	Página
Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas de alguns tipos de materiais fundidos de engenharia [WARMUZEK, 2004].	6
Tabela 2.2 - Comparação entre as propriedades de engenharia do alumínio e do ferro [VAN VLACK, 1970].	7
Tabela 2.3 - Ligas de alumínio comumente utilizadas para cabeçotes de motores, respectivas composições químicas estão de acordo com a norma EN 1706. Tratamento térmico e ligas similares são indicadas no rodapé da [FEIKUS, 1997].	9
Tabela 2.4 - Normas equivalentes para a liga de alumínio AlSiMg0,6 [AEROMOT, 2009].	12
Tabela 2.5 - Composição química dos fundidos. (item 3.1 da norma BSI L169)	12
Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6 especificadas na norma BSI L169.	15
Tabela 2.7- Valores de resistência à fadiga da liga AlSi7Mg0,6 relacionadas com as demais propriedades mecânicas.	17
Tabela 2.8 - Principais propriedades da liga A357.0 (AlSiMg0,6) Na norma SAE J452 a classificação das características vai de 1 (melhor) a 5 (pior).	18
Tabela 2.9 - Principais propriedades físicas da liga A357.0 (AlSiMg0,6) [ASM HANDBOOK VOL.2, 1991]	18
Tabela 2.10 - comparação e aplicação de cabeçotes para diversas aplicações [BECKER, 2005]	33

Lista de Tabelas	Página
Tabela 2.11 - Classificação dos processos de fundição sob mudança de forma, família, subgrupos e processos típicos de fundição [DEGARMO et al, 2007].	43
Tabela 2.12 - Classificação de poros de ligas fundidas de alumínio [MONROE, 2005].	59
Tabela 2.13 - Efeito das porosidades nas propriedades mecânicas da liga 356 [FUOCO, 1994].	74
Tabela 3.1 - valores da análise química realizada na amostra do cabeçote de motor da qual foram retirados os corpos-de-prova para análise das propriedades de fadiga. Resultado mínimo e máximo de três leituras.	84
Tabela 3.2 - resultados sumarizados da análise metalográfica do corpo-de-prova retirado do cabeçote do motor	87
Tabela 3.3 - Dados de medições das SDAS	89
Tabela 3.4 - tamanho das partículas de Silício, dados extraídos da figura 3.4b.	91
Tabela 3.5 - Resultados sumarizado da análise de dureza (laboratório da MWM - International) e demais propriedades mecânicas ensaiadas e informadas pelo fornecedor conforme ASTM E 8M - 08.	92
Tabela 4.1 - Resultados dos ensaios de fadiga da liga de alumínio AlSi7Mg0,6	99
Tabela 4.2 - Resultado das medições dos poros encontrados nos corpo-de-prova nº 4, corpo-de-prova nº 16 e poros encontrados na análise metalográfica da figura 3.6.	118

Lista de equações	Página
Equação 2.1 $\sigma_N < \sigma_e$	50
Equação 2.2 $N_f > 10^3$ ciclos	50
Equação 2.3 $\sigma_N > \sigma_e$	50
Equação 2.4 $N_f < 10^3$ ciclos	50
Equação 2.5 $H_2O_{(v)} + 2/3 Al_{(l)} \rightarrow 1/3 Al_2O_3 + 2H$	56
Equação 2.6 $2 Al_{(l)} + 3/2 O_{2(atm)} \rightarrow Al_2O_3$	65
Equação 2.7 $\lambda_2 = L/nM$	74
Equação 2.8 $D_e = \frac{4 \cdot \sqrt{A_p}}{\pi}$	90
Equação 2.9 $S_f = 0,35 \times \sigma_{m\acute{a}x}$	98
Equação 2.10 $\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{81 \times P}{b \times h^2}$	99
Equação 2.11 $\log_{10} (\sigma_{m\acute{a}x}) = 3,422 - 0,2140 \log_{10} (N_f)$	102
Equação 2.12 $D_e = \frac{4 \cdot \sqrt{A_p}}{\pi}$	117

Glossário

Letras Latinas

A - alongamento específico	[%]
b - espessura do corpo-de-prova	[mm]
F - material na condição fabricada, sem tratamento	
H - altura do corpo-de-prova	[mm]
R - razão de carga	[adimensional]
L - comprimento de uma linha reta	mm ou μm
M - ampliação da micrografia	
n - número de braços interceptados pelo método da linha reta	
P - carga aplicada no ensaio de fadiga	[N]
S - parâmetro de avaliação da curva ajustada do software Minitab	

Letras Gregas

α - Solução sólida de alumínio com 1,65% de silício	
β - Solução sólida de silício praticamente puro	
$\Delta\epsilon_t$ - amplitude de deformação plástica	[mm/mm]
λ_2 - espaçamento entre os braços das dendritas secundárias	[μm]
π - número Pi = 3,14159	
$\sigma_{\text{máx}}$ - tensão máxima	[MPa]
σ_N - tensão Nominal	[MPa]
σ_e - limite de escoamento	[MPa]
Φ - Parâmetro de integridade estrutural	[adimensional]

Abreviações

A_p - área do poro	[μm^2]
A_{si} - área da partícula de silício	[μm^2]
A_o - área inicial do corpo-de-prova	[mm^2]

A _s - comprimento padrão do corpo-de-prova para medir alongamento	[mm]
B10 - parâmetro de confiabilidade para indicar que 10% dos componentes vão falhar em operação	
CGI - Compact Graphite Iron (ferro fundido de grafita compacta)	
D _e - diâmetro equivalente	[μm]
EDS - Energy Dispersive Scan analysis ou Energy Dispersive X-ray Spectroscopy	
HB - dureza Brinell	[kgf/mm ²]
Inc. - Incorporação	
J _d - resistência à fratura dinâmica	[kN/m]
LE _{0,2} - limite de escoamento para o critério 0,2% de deformação plástica	[MPa]
LR - limite de resistência à tração	[MPa]
MEV - microscópio eletrônico de varredura	
MFP - caminho médio livre através das dendritas (espaçamento entre dendritas)	[μm]
N _f - vida em fadiga ou número de ciclos até a fratura	
PI – intervalo de predição da curva S-N ajustada do software Minitab	[%]
R ² - parâmetro de avaliação da curva S-N ajustada do software Minitab	[%]
R ² _{ajustado} - parâmetro de avaliação da curva S-N ajustada do software Minitab	[%]
S _n - Resistência a fadiga de metais ferrosos para determinado número de ciclos	[MPa]
SDAS - espaçamento entre os braços das dendritas secundárias	[μm]
S-N - Curvas de tensão versus número de ciclos	
SUV's - Sport Utility Vehicle (veículos utilitários)	
T _a - Temperatura ambiente	[K ou °C]
T _p - Temperatura de precipitação	[K ou °C]
T _s - Temperatura de solubilização	[K ou °C]
T4 - Tratamento térmico de solubilização e posterior envelhecimento natural	
T5 - Envelhecimento artificial sem nenhum tratamento térmico prévio, exceto esfriamento do estado de fabricação	
T6 - Tratamento térmico de solubilização e posterior envelhecimento artificial	
T61 - Tratamento térmico de solubilização e posterior envelhecimento artificial	
Componentes para fundidos	
2D - Desenho ou gráfico representado em duas dimensões	

Siglas

ABAL - Associação Brasileira de Alumínio

AISI - American Iron and Steel Institute

AMS - Aeronautical Material Society

ASTM - American Society Testing Material,

BSI - British Standard Institution

CEN - European Committee for Standardization

CONAMA - Conselho Nacional do Meio Ambiente

DIN - Deutsches Institut für Normung

EN - European Norms

SAE - Society of Automobile Engineers (Sociedade de Engenheiros da Mobilidade)

1. INTRODUÇÃO

Atualmente, existe na indústria automobilística uma tendência de substituição de componentes em aço e ferro fundido por ligas de metais leves. As principais vantagens são: redução de peso dos componentes, economia de combustível e conseqüente redução de emissões de gases poluentes e particulados. Estas substituições levam a maior eficiência energética e considerável melhoria no aspecto ambiental.

Neste contexto insere-se o cabeçote de cilindro de motores Diesel em liga de alumínio, cujas vantagens adicionais em relação aos de ferro fundido são: maior resistência à corrosão, maior eficiência na troca de calor, mais fácil de processar devido ao mais baixo ponto de fusão e maior fluidez do alumínio que permite obter formas mais complexas. Outro fator importante que deve ser levado em consideração é a maior reciclabilidade das ligas de alumínio em relação ao ferro fundido.

O cabeçote de cilindros é produzido por fundição na qual as formas das galerias internas são obtidas pela colocação de machos. Após a fundição são submetidos a processos de usinagem que dão o acabamento final do componente. Com o processo de fundição das ligas de alumínio estão associados defeitos inerentes como, por exemplo, porosidades. Estes defeitos intrínsecos podem comprometer a vida útil do componente, visto que são potenciais iniciadores de trincas que podem levar à ruptura final do componente.

Existem processos, como por exemplo, a fundição no estado semi-sólido, que aumentam a confiabilidade dos componentes, entretanto são onerosos e, portanto inviáveis dentro do cenário atual de competição acirrada da indústria automobilística em que há uma busca constante de redução de custos aliada à melhoria contínua de qualidade. Esses fatores são importantes vantagens competitivas que determinam a sobrevivência num mercado de tanta concorrência.

Outro aspecto limitante é o volume de produção das fábricas de motores a Diesel no Brasil que pode ser considerada de lotes pequenos quando comparados às das fábricas dos Estados Unidos, Alemanha, China, etc. Esta escala de produção inviabiliza processos dispendiosos e sofisticados de fundição. Desta forma são necessários estudos que permitam conhecer melhor as propriedades de fadiga de componentes obtidos por meio de processos tradicionais de fundição. No caso de cabeçote de cilindros em alumínio o processo mais empregado é a fundição em molde permanente por coquilha ou fundição por gravidade.

1.1 Objetivo

Este trabalho visa determinar e analisar as propriedades de resistência à fadiga da liga de alumínio (AlSi7Mg0,6) obtida por fundição por gravidade (coquilha) submetida ao tratamento térmico de solubilização e modificação (T6). Esta liga é empregada em cabeçotes de motores Diesel, quatro cilindros em linha, tipo “high speed”.

No experimento empregar-se-á uma abordagem técnico-estatística, a partir de ensaios em corpos de provas usinados, retirados do cabeçote de cilindro de produção, a fim de se determinar às propriedades de fadiga desta liga metálica.

É importante conhecer as propriedades de fadiga e seus mecanismos a fim de compreender e prevenir falhas sistêmicas que possam ocorrer nos ensaios de dinamômetro e aplicação nos veículos. Este conhecimento possibilitará melhorias no projeto, processo e controle de qualidade dos cabeçotes de cilindros fundidos em liga de alumínio.

1.2 Estrutura do trabalho

No capítulo 2 (revisão bibliográfica) são abordados os seguintes temas:

Item 2.1 - Panorama atual e tendências do uso de ligas de alumínio na indústria automobilística. Além disso, são enumeradas as vantagens e desvantagens na substituição do ferro fundido pelas ligas de alumínio.

Item 2.2 - Ligas de alumínio fundido usadas nos cabeçotes de motores. São caracterizadas as propriedades mecânicas, químicas e metalúrgicas da liga AlSi7Mg0,6.

Item 2.3 - Requisitos necessários que o cabeçote deve possuir a fim de permitir um bom desempenho e durabilidade do motor. São citadas as vantagens e desvantagens do uso do ferro fundido e de ligas de alumínio neste componente.

Item 2.4 - Processos de fundição utilizados para obter componentes de ligas de alumínio na indústria automobilística. Na sequência são indicados os fatores que determinam a escolha do processo de fundição mais adequado. É realizada uma comparação entre os processos convencionais de fundição, tendo como referência à fundição de molde permanente que é processo mais empregado para produção de cabeçotes.

Item 2.5 - Fatores que influenciam a vida em fadiga das ligas de alumínio fundido. É realizada uma análise de cada fator e sua influência nas propriedades de fadiga do componente fundido.

No capítulo 3 (metodologia e resultados das análises de materiais) é realizado a caracterização da liga de alumínio AlSi7Mg0,6 a partir de corpos-de-prova retirados do cabeçote do motor. Os resultados encontrados são comparados e discutidos com os requisitos especificados em desenho e normas pertinentes ao componente.

No capítulo 4 (resultado e discussão das propriedades de fadiga) é descrito o ensaio de fadiga e discutido os resultados obtidos a fim de determinar a resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi7Mg0,6. Também são analisados, através da fractografia, o local de iniciação, o fator determinante da trinca de fadiga e o micromecanismo de fratura desta liga.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O Alumínio na indústria automobilística: panorama atual e tendências

Atualmente cerca de 8 % do peso total de um veículo leve produzido no mundo leva alumínio. Em 2020, essa porcentagem chegará a 10,4%. Estes dados foram obtidos através de um estudo patrocinado pela “Aluminium Association Inc.”, envolvendo 32 montadoras dos quatro continentes que aponta tendências do uso de materiais leves até 2020 no setor automotivo. No gráfico da figura 2.1 indica a crescente participação do alumínio e suas ligas na indústria automobilística em aplicações veiculares como pickups, SUVs (esportivos) e minivans.

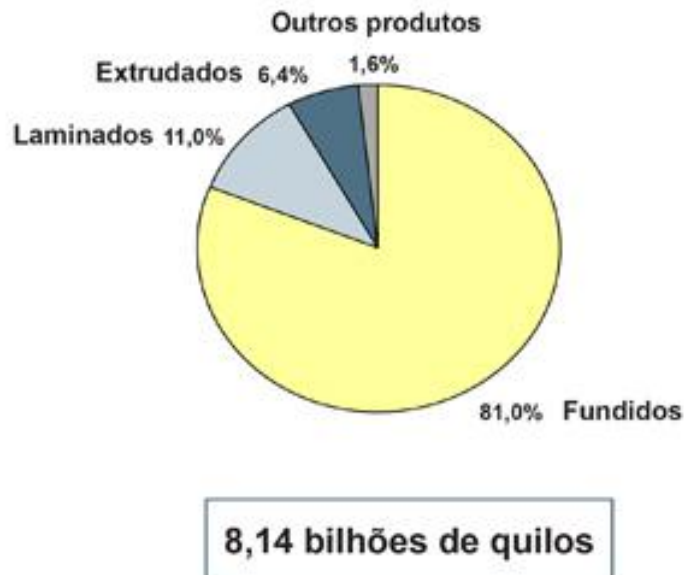


Figura 2.1 - Curva indicativa da participação crescente do alumínio no peso médio dos veículos [ALUATO, 2009].

Para se ter uma idéia da produção de alumínio para a indústria automotiva do total de 8,14 bilhões de kg de alumínio que deverão ser consumidos nos veículos leves em 2009, 6,6 bilhões (ou 81%) refere-se a fundidos conforme figura 2.2.

Nesta pesquisa os engenheiros de montadoras e especialistas do mercado norte-americano citaram o alumínio como substituto para materiais pesados e uma opção “muito significativa” para aprimorar o consumo de combustível ao patamar de aproximadamente 15 km/litro até 2020 [ALUATO, 2009].

Conteúdo de alumínio nos veículos leves em 2009 Dados mundiais – Por Produto



Fonte: Ducker Worldwide

Figura 2.2 - Gráfico representando a importância das ligas de alumínio fundido na produção de componentes para indústria automotiva. [ALUATO, 2009].

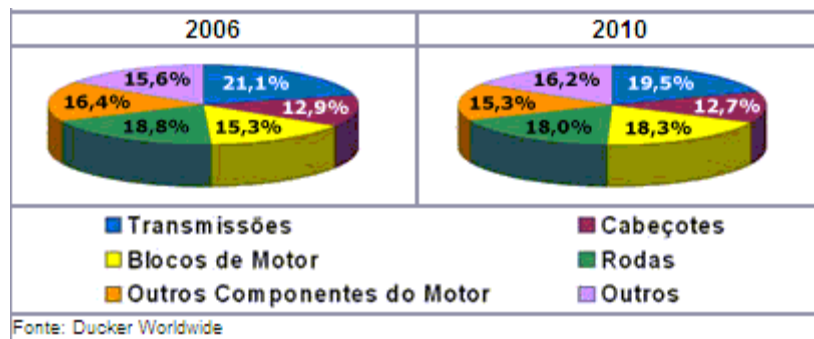


Figura 2.3 - Estimativa do consumo de fundidos de alumínio, por componente, no mercado automotivo norte-americano [ALUATO, 2007].

Na figura 2.3 pode ser visto a projeção para o mercado automotivo norte-americano onde se estima que blocos e cabeçotes do motor representaram 28% do total de fundidos de alumínio

consumidos em 2006. Essa porcentagem deverá ser ainda maior em 2010, indicando a importância deste metal para estes componentes e suas respectivas aplicações [ALUATO, 2007].

2.1.1 Vantagens da substituição do ferro fundido e aço pelo alumínio e suas ligas

2.1.1.1 Leveza

Conforme explanado anteriormente há uma tendência nos últimos anos na indústria automobilística pela substituição dos componentes em ferro fundido e aço por ligas de alumínio. O fator preponderante para tal inclinação deve-se, principalmente, a alta resistência à tração em relação à densidade, conforme apresentada na tabela 2.1, quando comparado aos das ligas de aço, ferro fundido nodular e cinzento. Esta alta resistência específica a tração das ligas de alumínio é fortemente influenciada por sua microestrutura polifásica [WARMUZEK, 2004].

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas de alguns tipos de materiais fundidos de engenharia [WARMUZEK, 2004].

Liga	Limite de resistência à tração (MPa)	Densidade (kg/m ³)	Resistência específica (m ² s ²)
Al puro (99,9999% Al) Al (4N)	78	2699	0,03
Al-7% Si, T6	210	2685	0,09
Al-5% Si - 2% Cu, T6	310	2690	0,12
Al-9%Si, T6	240	2650	0,1
Al-20%Si, T6	200	2650	0,08
Ferro	1,9	7650	0,00024
Ferro Fundido cinzento	380	7100	0,05
Ferro Fundido nodular	900	7200	0,13
Ferro fundido nodular austemperado	1200	7200	0,17
Aço carbono	650	7850	0,08
Aço Inoxidável	880	7850	0,11

2.2.1.2 Consumo de combustível e emissões

A baixa densidade do alumínio, aproximadamente um terço do aço e ferro fundido, proporciona leveza nos veículos e impacta diretamente na redução do consumo de combustível,

menores níveis de emissão de gases e particulados. Existem na legislação internacional normas reguladoras específicas, que limitam os valores de monóxido de carbono, hidrocarbonetos totais, óxidos de hidrogênio, óxidos de nitrogênio, metano, hidrocarbonetos não metanos e material particulado para emissão de motores a combustão com a finalidade de limitar a poluição causada por veículos rodoviários. Estas normas estabelecem limites cada vez mais rigorosos com prazos definidos para a implementação dos requisitos. No Brasil, foi criado em 2002, o Programa de Controle de Emissões Veiculares que contém cronograma para atendimento da legislação para os veículos automotores [CONAMA, 2002].

2.1.1.3 Condutibilidade térmica e elétrica

Outras propriedades superiores do alumínio e suas ligas, além da razão peso por densidade, são a alta condutividade térmica e elétrica superiores às ligas ferrosas [SHIGLEY; MISCHKE, 2001]. A condutividade térmica é desejável em componentes como o cabeçote de cilindros onde são necessárias trocas térmicas entre o metal, água e óleo lubrificante. Na tabela 2.2 é feita uma comparação das propriedades de engenharia entre o alumínio e ferro.

Tabela 2.2 - Comparação entre as propriedades de engenharia do alumínio e do ferro [VAN VLACK, 1985].

Propriedade	Alumínio (99,4%)	Ferro (99,9%)
Ponto de fusão (°C)	660	1539
Densidade (g/cm ³)	2,699	7,87
Condutividade térmica (cal.cm/ °C.cm ² .s)	0,53	0,18
Expansão térmica (cm/cm/°C)	22,5 x 10 ⁻⁶	11,75 x 10 ⁻⁶
Resistividade elétrica (Ω)	2,9 x 10 ⁻⁶	9,7 x 10 ⁻⁶
Módulo de elasticidade (kgf/mm ²)	7 x 10 ³	20 x 10 ³

2.1.1.4 Resistência à corrosão

O alumínio forma um óxido protetor muito estável quando em contato com o ar atmosférico, enquanto o ferro é um material que tendem a formar um óxido menos aderente na

superfície e, portanto, mais solúvel no meio [GOMES FILHO et al, 2007] [SHIGLEY; MISCHKE, 2001].

2.1.1.5 Reciclabilidade

É um parâmetro muito importante na resistência à corrosão de materiais, tanto do ponto de vista energético como ambiental. No caso do alumínio o índice chega a 85%, isto representa 15% a menos de energia necessária para obter a mesma quantidade de metal a partir de fontes primárias. Por exemplo, cada tonelada de alumínio reciclada permite a preservação de 4 toneladas de bauxita que seriam necessárias para a obtenção de alumínio metálico primário. O ferro, devido à facilidade de oxidação, fica comprometido na qualidade e quantidade de material a ser reutilizado (GOMES FILHO et al, 2007).

2.1.1.6 Processamento

A grande demanda por fundidos de alumínio está associada às vantagens do processo e às características do metal. Por fundição é possível obter peças de geometrias complexas, com estreitas tolerâncias dimensionais e funções integradas - um único componente fundido em alumínio pode substituir um conjunto de diversas peças produzidas por outros meios, o que reduz custos de ferramental e montagem, eliminando operações de junção. Por ser leve, reduzindo consumo e emissões, e pelo fato de ser infinitamente reciclável, o alumínio é um importante metal para o desenvolvimento sustentável da indústria automotiva. Ainda, devido à boa combinação de propriedades mecânicas, de corrosão e de fundição, o alumínio melhora o desempenho de diversos componentes automotivos [ALUATO, 2007].

2.1.1.7 Fator Estratégico

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, sendo o Brasil o terceiro maior produtor mundial. Hoje, os Estados Unidos e o Canadá são os maiores produtores mundiais de alumínio. Entretanto, nenhum deles possui jazidas de bauxita em seu território, dependendo exclusivamente da importação. O Brasil tem a terceira maior reserva do minério no

mundo, localizado na região amazônica, perdendo apenas para Austrália e Guiné. Além da Amazônia, o alumínio pode ser encontrado no sudeste do Brasil, na região de Poços de Caldas (MG) e Cataguases (MG). A bauxita é o minério mais importante para a produção de alumínio, contendo de 35% a 55% de óxido de alumínio. Basicamente, são necessárias cerca de 5 t de bauxita para produzir 2 t de alumina e 2 t de alumina para produzir 1 t de alumínio pelo processo de redução [ABAL, 2009].

2.2 Caracterização das Ligas de alumínio AlSi0,6Mg

2.2.1 Ligas de alumínio fundido para cabeçote

As principais ligas de alumínio, e os seus respectivos tratamentos térmicos, utilizadas em cabeçotes são apresentados na tabela 2.3 [FEIKUS, 1997].

Tabela 2.3 - Ligas de alumínio comumente utilizadas para cabeçotes de motores, respectivas composições químicas estão de acordo com a norma EN 1706. Tratamento térmico e ligas similares são indicadas no rodapé da tabela [FEIKUS, 1997].

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Trat. Térmico
EN-AC- $\text{AlSi8Cu3}^{1)}$	7.5-9.5	0.8	2.0-3.5	0.15-0.65	0.05-0.55	0.35	1.2	0.25	F, T4, T5
EN-AC- $\text{AlSi6Cu4}^{2)}$	5.0-7.0	1.0	3.0-5.0	0.2-0.65	0.55	0.45	2.0	0.25	F, T4, T5
EN-AC- AlSi7Mg0.3	6.5-7.5	0.19	0.05	0.10	0.25-0.45	0.03	0.07	0.08-0.25	T6
EN-AC- $\text{AlSi7Mg}^{3)}$	6.8-7.2	0.45	0.15	0.35	0.25-0.65	0.15	0.15	0.05-0.20	T6
$\text{AlSi7MgCu0.5}^{4)}$	6.5-7.5	0.19	0.4-0.6	0.10	0.25-0.45	0.03	0.07	0.08-0.25	T6
EN-AC- AlSi9Mg	9.0-10.0	0.19	0.05	0.10	0.25-0.45	0.03	0.07	0.15	T6
EN-AC- AlSi10Mg(Cu)	9.0-11.0	0.65	0.35	0.55	0.20-0.45	0.15	0.35	0.15	T6
1) A380.2, VDS 228 3) LM25 2) A319, VDS 225 4) Não padronizada									

Obs: A separação decimal nesta tabela é dada por ponto conforme extraído da fonte bibliográfica.

As ligas secundárias AlSi8Cu3 e AlSi6Cu4 são similares às ligas padrões americanas A380.2 e A319 respectivamente. São largamente utilizadas em cabeçotes de cilindros e são obtidas por fundição por gravidade. Os componentes produzidos com estas ligas são submetidos aos tratamentos T4 (tratamento térmico de solubilização e posterior envelhecimento natural) e T5 (envelhecimento artificial, nenhum tratamento térmico prévio, exceto o esfriamento do estado de

fabricação). Se usados na condição F (como fabricado, sem tratamento) existe o risco de problemas em posteriores operações de usinagem, devido à dureza e a estabilidade dimensional [FEIKUS, 1997].

As ligas *semi-secundárias* AlSi7Mg (LM25) e AlSi10Mg usualmente são submetidas ao tratamento T6 (tratamento térmico de solubilização e posterior envelhecimento artificial) devido aos baixos limites aceitáveis para impurezas, permitindo maior ductilidade do que as ligas secundárias [FEIKUS, 1997].

As ligas primárias AlSi7Mg e AlSi9Mg são mais onerosas na condição de T6 onde alta ductilidade e resistência podem ser alcançadas simultaneamente. Para resistência em temperaturas mais altas uma certa quantidade de Cu é benéfica o que levou à criação da liga AlSi7MgCu0,5 que é utilizada em cabeçote de motor Diesel de alto desempenho [FEIKUS, 1997].

O desenvolvimento de novas ligas de alumínio deve encontrar o equilíbrio entre resistência a alta temperatura, ductilidade e a resistência à fadiga com custo aceitável e, ainda, tolerar determinados tipos de impurezas [FEIKUS, 1997].

O critério para seleção das ligas de alumínio para cabeçote de motor leva em consideração os seguintes aspectos:

- Resistência e ductilidade: Como os cabeçotes necessitam de alta resistência tanto em temperatura ambiente como em altas temperaturas bem como uma adequada ductilidade relacionada ao comportamento de baixos ciclos de fadiga onde pequenas deformações plásticas são permitidas. No passado foram muito empregadas ligas primárias como a AlSi7Mg0,3 ou ligas secundárias como AlSi10Mg. Entretanto devido ao fraco desempenho em altas temperaturas houve o desenvolvimento de novas ligas contendo Cu ou Ni, por exemplo, AlSi7Mg0,5 e AlSi7MgCuFeNi, que possuem alta resistência em temperaturas mais altas, mantendo adequada ductilidade e resistência à fadiga. A maioria dos cabeçotes é submetida a tratamento térmico com subsequente envelhecimento (precipitação). Neste caso o efeito do envelhecimento durante a operação do motor deve ser considerado;
- Preço: Devido ao custo as ligas secundárias (AlSi8Cu3, AlSi6Cu4) ou ligas semi-secundárias (AlSi10Mg, AlSi7Mg) são amplamente utilizadas. Entretanto, se

resistência e ductilidade são aspectos essenciais para a aplicação do componente, as ligas primárias devem ser escolhidas;

- Fundibilidade: A fundibilidade é geralmente melhorada com aumento do Si, enquanto o Cu, que é necessário para aumentar a resistência em temperaturas mais altas, porém afeta negativamente a alimentação do molde. A porosidade resultante é crítica nas regiões solicitadas ciclicamente em alto ciclo, como por exemplo, nas áreas de assentamento de válvulas e nas paredes junto à face de fogo e as galerias de água dos cilindros [FEIKUS, 1997].

2.2.2 Estudo da Liga AlSi7Mg0,6 (alumínio-silício-magnésio solubilizada e modificada artificialmente)

A aplicação desta liga nos cabeçotes de cilindro decorre das excelentes características de fundição, pois se adaptam bem à produção de peças fundidas que devam ser estanques e que contenham simultaneamente paredes espessas e delgadas. Esta liga com 0,6% de magnésio é destinada para vazamento em coquilha sendo que o teor de ferro deve ser inferior a 0,20% [OLIVEIRA; GANIVET, 1987].

A norma de referência desta liga de alumínio é a BSI L169: 1986 do “British Standard Institution” e consta nas especificações do desenho do cabeçote analisado. Conforme a tabela 2.4 este material é similar à AlSi7Mg0,6 da norma EN 1706, portanto é uma liga primária como citado tabela 2.3.

A fim de permitir e possibilitar a pesquisa em publicações técnicas estes requisitos foram correlacionados, principalmente, com a liga de alumínio A357.0 da norma ASTM B 108 . Por sua vez a liga A357.0 (0,7% de Mg) é uma variação da liga A356.0 (0,4% de Mg).

O emprego desta liga de alumínio é determinado por suas propriedades físicas (influenciado pela composição química) e propriedades mecânicas (influenciada pela microestrutura e composição química) [WARMUZER, 2004].

Tabela 2.4 - Normas equivalentes para a liga de alumínio AlSiMg0,6 [AEROMOT, 2009].

Liga	Designação do material			
	Reino Unido	Estados Unidos		Europa
AlSi7Mg0,6	BSI L169	ASTM A357. 0 - T61	AMS 4219	EN-AC 42000 / AlSi7Mg0,6

2.2.3 Composição química da liga AlSi7Mg0,6

A composição química da liga fundida é dada pela tabela 2.5, correlacionando com a especificação do desenho do cabeçote e com a liga A357.0 .

Tabela 2.5 - Composição química dos fundidos. (item 3.1 da norma BSI L169)

Elemento	Composição por peso conforme BSI L169: 1986		Especificação do desenho cabeçote (70993707)		ATSM B108 Liga A357.0	
	% Min.	% Max.	% Min.	% Max.	% Min.	% Max.
Cu	-	0,10	-	0,10	-	0,20
Mg	0,50	0,75	0,50	0,75	0,40	0,70
Si	6,5	7,5	6,5	7,5	6,5	7,5
Fe	-	0,20	-	0,20	-	0,20
Mn	-	0,10	-	0,10	-	0,10
Ni	-	0,05	-	0,05	-	0,05
Zn	-	0,10	-	0,10	-	0,10
Pb	-	0,05	-	0,05	-	0,05
Sn	-	0,05	-	0,06	-	0,05
Ti	0,10	0,20	0,10	0,20	0,04	0,20
Be	-	0,07	-	0,07	0,04	0,07
Sr	-	-	0,006	0,010	-	-
Outros: isolado	-	0,05	-	0,03	-	0,05
Outros: total	-	0,15	-	0,10	-	0,15
Al	Remanescente	Remanescente	Remanescente	Remanescente	Remanescente	Remanescente

A norma BSI L169 estabelece que os elementos modificadores específicos podem ser adicionados em quantidade suficiente a fim de atender os requisitos de qualidade do material fundido. Neste caso o estrôncio foi adicionado na composição do cabeçote de cilindros fundido e deve ser mantido nestes valores a fim de evitar excesso de microporosidades. Além disso, no

item 3.2 da referida norma é citado que o refino de grãos deve ser realizado usando titânio e/ou boro. No processo de fundição deste cabeçote de cilindros esta sendo usado o Ti.

A análise da tabela 2.5 indica que houve uma adequação da composição química do componente em relação à norma BSI L169 nos seguintes itens:

- Elevou-se a tolerância máxima do estanho;
- Foi introduzido o Sr como elemento modificador na especificação do desenho;
- Foi reduzido o conteúdo percentual máximo dos outros elementos individualmente e no total.

É importante salientar que estas alterações não afetam significativamente as propriedades mecânicas do material, bem como a confiabilidade do componente.

2.2.4 Tratamento térmico da liga AlSi7Mg0,6

Pela norma BSI L169, no Item 5.1, os fundidos e a amostras devem ser submetidos ao seguinte ciclo de tratamento térmico:

- a) Tratamento de Solubilização a 540 +/- 5°C por 10 horas no mínimo;
- b) Resfriamento em água ou polímero com temperatura não superior a 30°C;
- c) Tratamento de modificação (envelhecimento artificial) entre 155°C e 165°C por 2 horas no mínimo. A temperatura selecionada deve ser mantida dentro de uma faixa de tolerância de +/- 5%;
- d) Resfriamento ao ar.

No desenho do componente é citado o seguinte ciclo de tratamento:

- a) Tratamento de Solubilização a 530°C por 4 horas no mínimo.
- b) Resfriamento em água a 60°C
- c) Tratamento de modificação a 200°C por 8 horas no mínimo.
- d) Resfriamento ao ar

Porém, no processo de fabricação do componente é adotado o seguinte ciclo:

- a) Tratamento de Solubilização a 530°C por 8 horas no mínimo;
- b) Resfriamento em água a 60°C;
- c) Tratamento de modificação a 175°C por 8 horas no mínimo;
- d) Resfriamento ao ar.

Como pode ser visto o processo de tratamento térmico do cabeçote foi adequado em relação à norma de referência, bem como as especificações do desenho. Foi diminuído em 2 horas o tratamento de solubilização e aumentado em 6 horas o tratamento de modificação. Do ponto de vista de engenharia é aceitável estas modificações desde que as propriedades mecânicas e metalúrgicas do componente sejam atingidas.

Na figura 2.4 é representado esquematicamente o ciclo de tratamento térmico a que é submetido este cabeçote. Conforme a SAE J452 o ciclo utilizado corresponde ao T61 (solubilização, resfriamento rápido e precipitação ou envelhecimento artificial), cuja finalidade é melhorar as propriedades mecânicas e proporcionar estabilidade dimensional ao componente. Nas figuras 2.5 e 2.6 são mostrados aspectos do forno de solubilização e precipitação respectivamente.

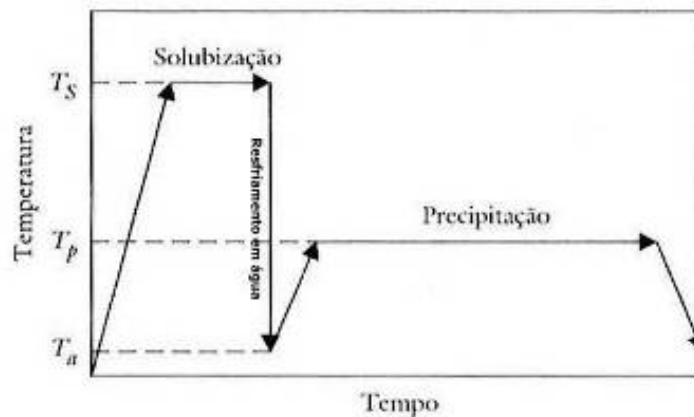


Figura 2.4 - Representação esquemática das etapas de solubilização e precipitação apresentando as temperaturas e intervalos de tempo relativos a cada etapa [SANTOS, 2006].



(a)



(b)

Figura 2.5 - (a) Vista lateral de uma carga em 3 níveis de cabeçotes; (b) vista parcial de um forno de solubilização com cabeçotes de alumínio.



Figura 2.6 - Vista frontal de uma carga de cabeçotes posicionada em 2 níveis num forno de precipitação.

2.2.5 Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6

2.2.5.1 Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento

As propriedades mecânicas da liga de alumínio para processo de fundição em molde permanente estão indicadas na tabela 2.6. Nesta tabela são apontados os requisitos da Norma BSI L169: 1986 e as especificações indicadas no desenho do componente. Ainda é referenciada a norma SAE J452 para efeitos comparativos.

Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6 especificadas na norma BSI L169.

Propriedades mecânicas	BSI l169: 1986		Especificações do desenho ensaiado conforme DIN EN 10002-1		Norma SAE J452	
	Min.	Máx.	Min.	Típico	Min.	Máx.
Limite de resistência à tração (MPa)	240	290	260	290	310	-
Limite de escoamento (MPa)	240	300	250	270	250	-
Alongamento (%)	3	-	3	2	3	-

Observa-se na tabela que as especificações de desenho não fixam o valor máximo das propriedades mecânicas, sendo mandatório o atendimento dos mínimos especificados. Além disso, as especificações do desenho indicam os valores típicos encontrados nas peças de produção. Os corpos-de-prova para os ensaios de resistência à tração, se não forem retirados do produto final, devem ser ensaiados após serem submetidos a tratamento térmico similar ao do componente. Além disso, o corpo-de-prova retirado da face de fogo do cabeçote, conforme indicação em desenho, deve possuir as seguintes dimensões: diâmetro de 5,64 mm por 31 mm de comprimento.

2.2.5.2 Dureza

Pela BSI L169: 1986, para fundição em molde permanente, a dureza deve ser de 80 HB mínimo. Na face de fogo do cabeçote, conforme desenho, é indicada uma dureza de 85 HB min. Portanto, a dureza do desenho foi adequada ao projeto do componente na região de maior solicitação termo-mecânica.

Para efeitos de comparação, a norma SAE J452 conforme tabela 6, indica uma Dureza Brinell de 85 a 115 HB. Estes valores representam as propriedades obtidas de uma barra com diâmetro de 12,7 mm (0,50 in) de uma barra fundida.

2.2.6 Propriedades de fadiga

Foram coletadas informações de referência para a resistência à fadiga da liga AlSi7Mg0,6 produzidas por fundição por gravidade e submetidas ao tratamento térmico T61 conforme segue na tabela 2.7.

Na figura 2.7 é apresentado um gráfico com a curva S-N da liga A357.0 similar a liga AlSi7Mg0,6 [ASM HANDBOOK VOL.19, 1996]. Para 10^6 ciclos encontra-se um valor de resistência em torno de 145 MPa.

No item 2.5 serão analisadas as principais características dos fundidos que influenciam nas propriedades de fadiga das ligas Al-Si fundidos.

Tabela 2.7- Valores de resistência à fadiga da liga AlSi7Mg0,6 relacionadas com as demais propriedades mecânicas.

LR (MPa)	LE _{0,2} (MPa)	Alongamento específico até a fratura (%)	Resistência à fadiga (MPa)	Fonte
320 - 360	240 - 280	3-7 *	100 - 110 MPa para 50x10 ⁶ ciclos de acordo com EN 1706	[HIDRO, 2009]
320 - 350	240 - 280	4-6 *	110 - 115 MPa para 50x10 ⁶ ciclos de acordo com EN 1706	[ALURHEINFELDEN, 2009]
360	290	8	90 MPa para 5x10 ⁸ ciclos em barra rotativa	[ASM HANDBOOK VOL. 19,1996]

* $A_s = 5,65 \sqrt{A_0}$ - Comprimento padrão do corpo de prova para medir o alongamento conforme EN 1999-1-1.

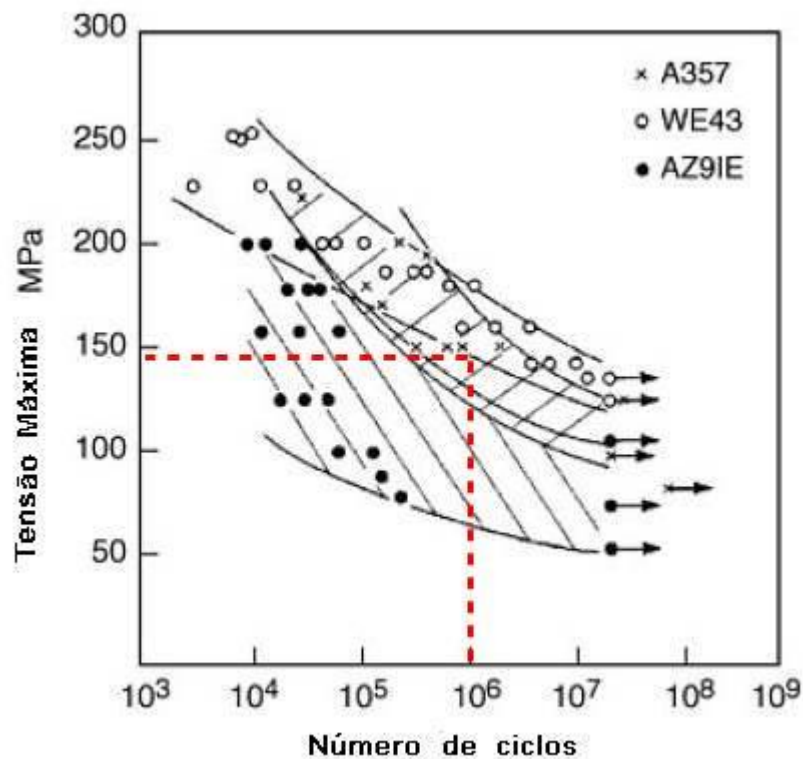


Figura 2.7 - Curva S-N da liga A357.0 (similar à AlSi7Mg0,6) [ASM HANDBOOK VOL.19, 1996]

2.2.7 Propriedades físicas e características de fundição da liga AlSiMg0,6

Na tabela 2.8 são indicadas as principais características de fundição e do produto para a liga A357.0 que como indicado anteriormente é similar a liga AlSiMg0,6. Destaca-se na tabela a excelente resistência à formação de trincas a quente, estanqueidade e contração a quente; boa fluidez para paredes finas dos fundidos, resistência à corrosão em atmosferas marinhas e soldabilidade; adequada fluidez e resistência a quente. Todas estas características são essenciais para a o desempenho do cabeçote no motor Diesel, bem como a baixa densidade, alta condutividade térmica e adequado coeficiente de dilatação térmica que são indicados na tabela 2.9.

Tabela 2.8 - Principais propriedades da liga A357.0 (AlSiMg0,6) Na norma SAE J452 a classificação das características vai de 1 (melhor) a 5 (pior).

Características de fundição				Características do produto			
Resistência em apresentar trincas a quente	Fluidez	Contração de solidificação	Estanqueidade	Resistência à corrosão	Usinagem	Resistência a quente	Soldabilidade
1	2	1	1	2	3	3	2

Tabela 2.9 - Principais propriedades físicas da liga A357.0 (AlSiMg0,6) [ASM HANDBOOK VOL.2, 1991].

Densidade (g/cm ³)	Condutividade térmica a 25°C (cal/s cm°C)	Coeficiente de dilatação térmica (por °C x 10 ⁻⁶)	
2,68	0,38	21,4 entre 20 a 100°C	23,6 entre 20 a 300°C

2.2.8 Microestrutura da liga Al-Si7Mg0,6

Na figura 2.8 é apresentado o diagrama de equilíbrio de uma liga de alumínio com 7% de silício [ASM HANDBOOK VOL.3, 1992].

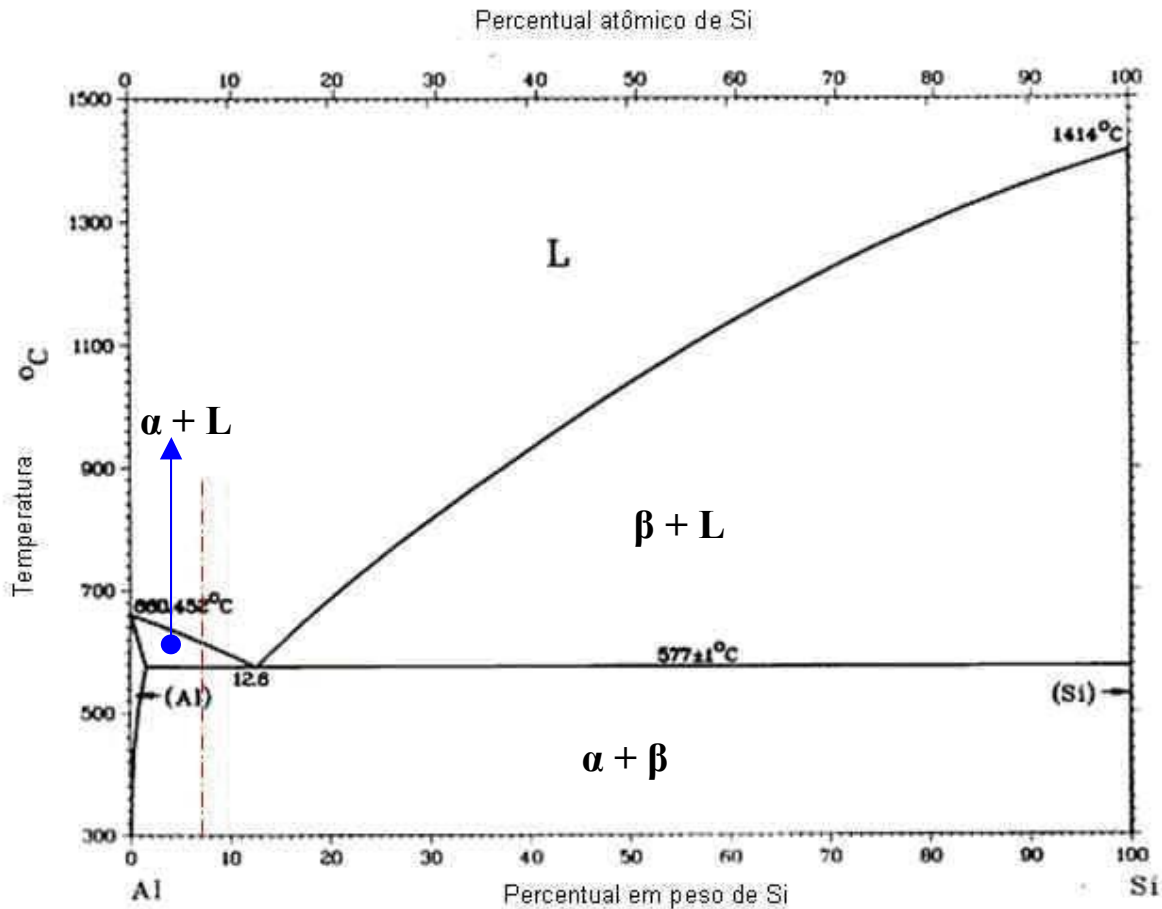


Figura 2.8 - Diagrama em equilíbrio de fases da liga Al-Si indicando o percentual de 7% de silício que corresponde ao teor da liga AlSi7Mg0,6. Fonte: L. Murray e A.J. McAlister, 1984 [ASM HANDBOOK VOL.3, 1992].

2.2.8.1 Fases da liga AlSi7Mg0,6

A liga AlSi7Mg0,6 (alumínio-silício-magnésio) é hipoeutética, sendo que a linha pontilhada no diagrama de equilíbrio da figura 2.8 indica as seguintes transformações de fase partir do resfriamento da solução líquida:

- Na temperatura acima de 620°C temos uma solução líquida de alumínio com de 7% peso de silício;
- Ao redor de 615°C precipitam os primeiros cristais da solução sólida primária α (alumínio com cerca de 1,5% Si). À medida que o resfriamento prossegue ocorre o crescimento das dendritas da solução sólida α , enquanto o líquido remanescente vai se enriquecendo de

silício até que a 577°C precipita a solução sólida eutética composta pela solução sólida α e solução sólida β (praticamente silício puro).

Desta forma esta liga é constituída na temperatura ambiente pelas seguintes fases:

- 45 % de solução sólida α (primária);
- 55% de solução sólida eutética com teor de silício de 12,6%. Este eutético é composto de 88% de solução sólida α e 12% de solução sólida β . Na presença de outros elementos de liga, tais como magnésio e cobre, ocorre à formação de outra reação eutética na qual ocorre a formação de α e β , respectivamente $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$ e $\alpha + \text{CuAl}_2$. As microestruturas brutas de fundição são então constituídas por uma rede de dendritas de fase α , com células eutéticas na região interdendrítica e na presença de Mg ou Cu, formam-se os eutéticos $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$ e/ou CuAl_2 . No caso desta liga hipoeutética com 7% de silício a fração volumétrica de dendritas atinge 50% da microestrutura [FUOCO, 1994].

No diagrama de equilíbrio (figura 2.9) é apresentado comparativamente às microestruturas das ligas de alumínio hipoeutéticas (1,5 - 12,6% Si), eutéticas (12,6% Si) e hipereutéticas (acima de 12,6% Si).

2.2.8.2 Propriedades da solução sólida alumínio α

A solução sólida de alumínio α é a matriz da liga fundida de alumínio-silício. Cristaliza na forma de dendritas não facetadas e apresenta as seguintes características:

- Estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC);
- Possui número de coordenação 12, com quatro átomos na célula unitária e fator de empacotamento 0,74;
- O plano mais compacto $\{111\}$ e a direção mais compacta $\langle 110 \rangle$;
- As ligações entre os átomos são metálicas, isotrópicas e com relativamente baixa energia de ligação;
- Resistência à tração do policristal = 44,8 MPa (99,999% Al);
- Módulo de Elasticidade do policristal = 70 a 71,9 GPa;
- Dureza 120 a 140 HV [WARMUZER, 2004].

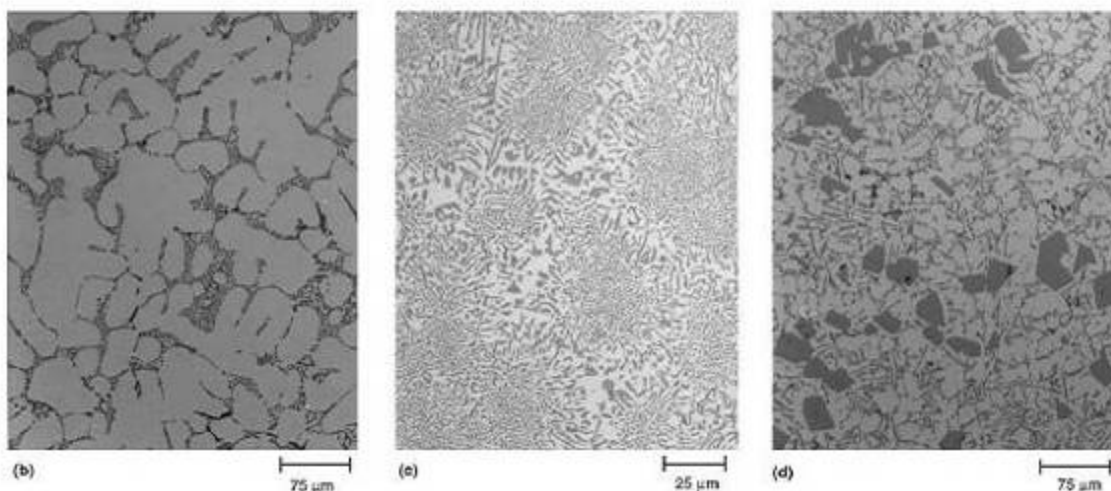
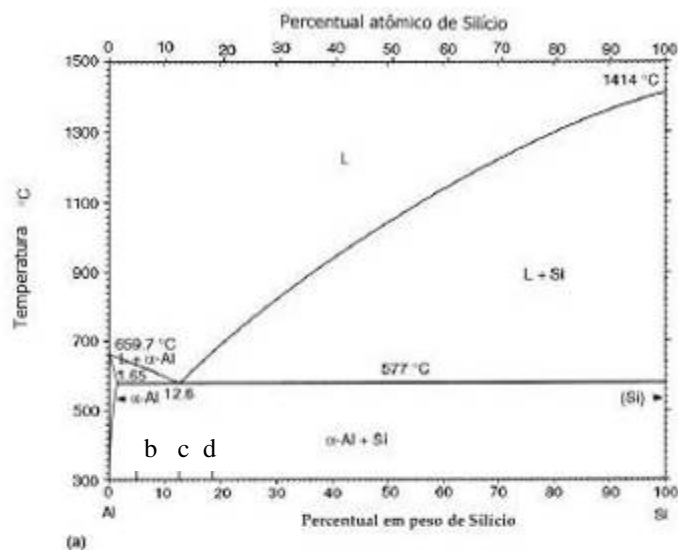


Figura 2.9 - Ligas fundidas comerciais de alumínio-silício. (a) Diagrama de equilíbrio; (b) Microestrutura da liga hipoeutética (1,65<12,6% em peso de Si); (c) Microestrutura da liga eutética (12,6% Si); (d) Microestrutura de liga hipereutética (>12,6% Si) [WARMUZER, 2004].

2.2.8.3 Propriedades dos cristais de silício

Os precipitados de silício, presente nas ligas comerciais de alumínio-silício são cristais facetados, praticamente puros, que podem se apresentar em diferentes morfologias: precipitados primários, compactos e massivos em ligas hipereutéticas e placas ramificadas em eutéticos de ligas alumínio-silício. Apresenta as seguintes características:

- Estrutura cristalina cúbica tipo diamante;

- Cada átomo é ligado com outros quatro formando um tetraedro. Oito tetraedros formam uma célula unitária de face centrada com quatro átomos adicionais no centro de cada tetraedro. Apresenta o fator de empacotamento 0,34;
- Resistência à tração do policristal = 5,3 GPa;
- Módulo de Elasticidade do policristal = 115 GPa;
- Dureza 1000 a 1200 HV [WARMUZER, 2004].

As ligações entre os átomos são covalentes, anisotrópicas e de alta energia (523 a 1255 kJ/mol) Os átomos conectados com ligações covalentes não podem ser deslocados sob ação de uma força externa até que as ligações sejam completamente quebradas. A partir de então o material trinca instantaneamente, e a descoesão ocorre nos planos de clivagem {111}, provocando uma fratura frágil [WARMUZER, 2004].

Na figura 2.10 é comparada a morfologia dos cristais de silício no estado bruto (a) e após tratamento térmico (b) [WARMUZER, 2004].

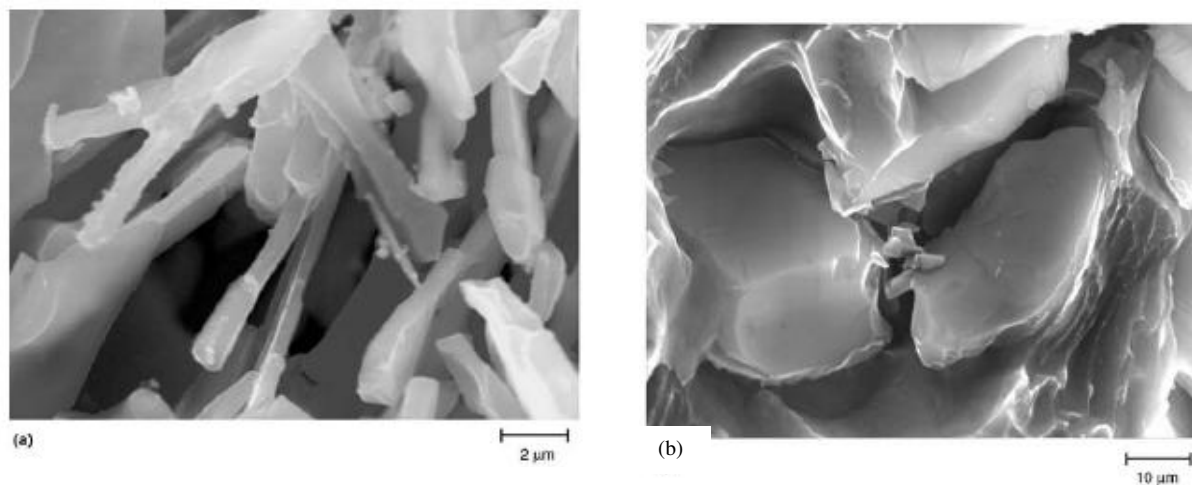


Figura 2.10 - Morfologia dos cristais de silício na liga de alumínio. (a) Cristais de silício na liga eutética bruta de fundição; (b) Cristais de silício numa liga hipoeutética modificada por tratamento térmico [WARMUZER, 2004].

2.2.9 Influência dos elementos de liga

Silício

O efeito do silício sobre as características das ligas de alumínio fundido é notável. Adições de silício em alumínio puro aumentam a resistência mecânica, diminuem a fragilidade a quente, ou seja, aumentam a resistência à ruptura a quente, e aumentam a fluidez da liga para teores crescentes até o ponto eutético 12,7% de silício [OLIVEIRA; GANIVET, 1987]. Este aumento de fluidez beneficia a alimentação de peças, permitindo que o fundido assuma formas complexas. Além disso, o silício melhora a usinabilidade das ligas de alumínio [FUOCO, 1994].

O efeito do teor de silício sobre as propriedades mecânicas da liga de Al-Si é mostrado na figura 2.11a. Nota-se que o aumento do teor de silício aumenta o módulo de elasticidade e a resistência à tração do material até um valor ótimo. Acima deste valor há uma queda da resistência mecânica. Da mesma forma nesta figura é mostrada a influência do tratamento térmico, sendo que uma liga de mesmo teor de silício vai apresentar maior resistência mecânica numa liga modificada do que numa liga não modificada. Na figura 2.11b é apresentado o maior impacto no limite de escoamento provocado pela adição de Si do que o Mg na liga. Na figura 2.11c o efeito no limite de resistência à tração provocada pela adição de elementos na solução sólida de alumínio.

Em geral, uma faixa ideal do conteúdo de silício pode ser determinada para cada processo de fundição. Para processos com resfriamento lento (fundição de precisão, molde de gesso e molde de areia), a faixa é 5 a 7%, para moldes permanentes é de 7% a 9%, e para injeção sobre pressão de 8 to 12%. As bases dessas recomendações são as relações entre a taxa de resfriamento e fluidez e o efeito percentual de eutético na alimentação do fundido.

No caso do cabeçote de motor o processo é de fundição em molde permanente ou fundição por gravidade que é exposto no item 2.4.

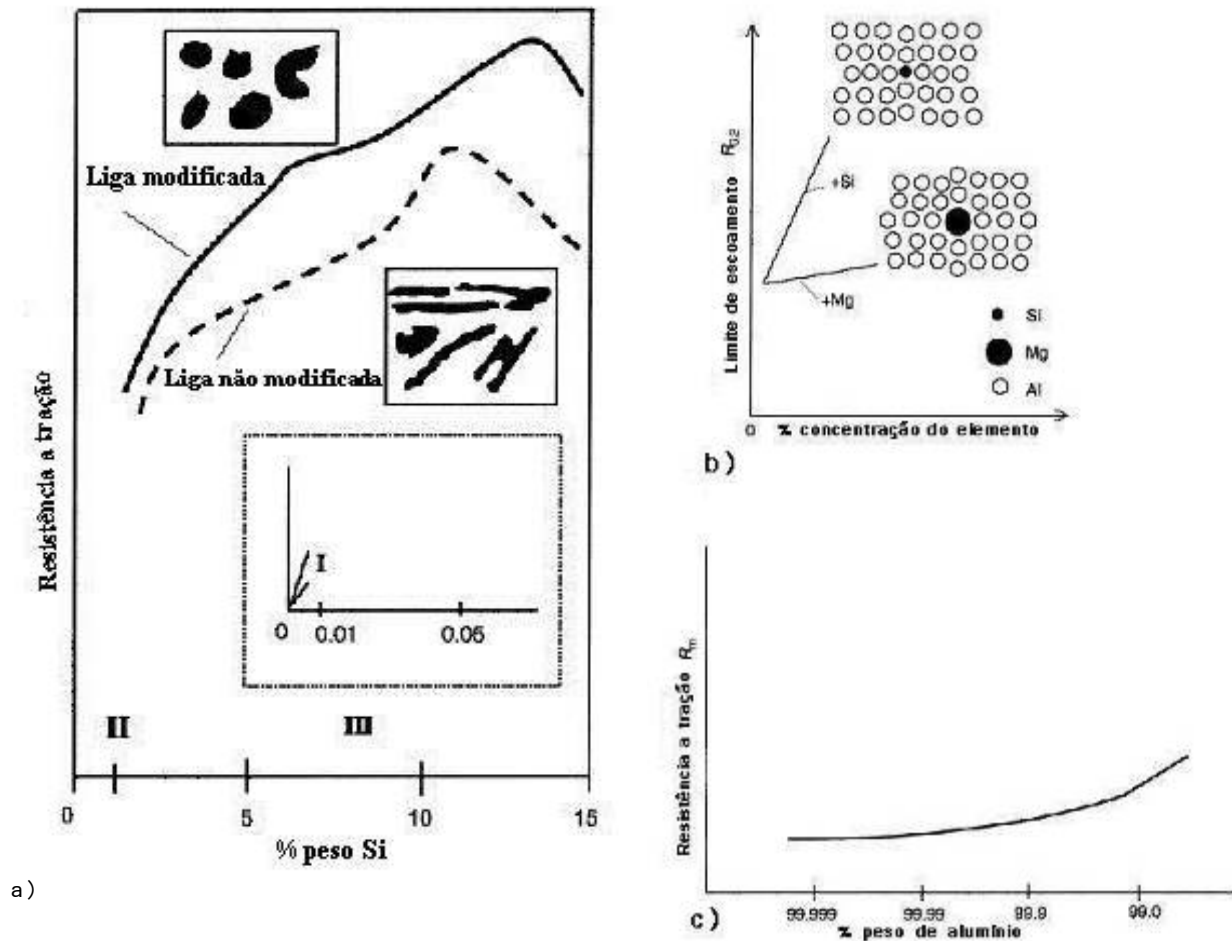


Figura 2.11 - (a) aumento da resistência à tração e do módulo de elasticidade pela adição de silício nas ligas de alumínio. Nota-se o efeito do tratamento de modificação melhora ainda mais as referidas propriedades; (b) Deformação causada no cristal pela adição de Si e Mg e o impacto no limite de escoamento; (c) Alteração na resistência máxima a tração ocasionada pela adição de átomos na solução sólida de alumínio [WARMUZER, 2004].

Magnésio

Magnésio é a base para alcançar resistência e dureza na ligas Al-Si tratadas termicamente (solubilização e endurecimento por precipitação) e é comumente usado em ligas Al-Si mais complexas contendo cobre, níquel, e outros elementos com o mesmo propósito. Na figura 2.12 é demonstrada a influência do Mg no tratamento térmico de precipitação onde o aumento

percentual deste elemento eleva o limite de escoamento do componente fundido [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

A fase endurecida Mg_2Si apresenta um limite de solubilidade útil correspondendo aproximadamente a 0,70% Mg, acima deste teor não há contribuição para endurecimento ou amolecimento da matriz. As ligas da família Al-Si com requisitos de resistência possuem teor de Mg entre 0.40 to 0.70%

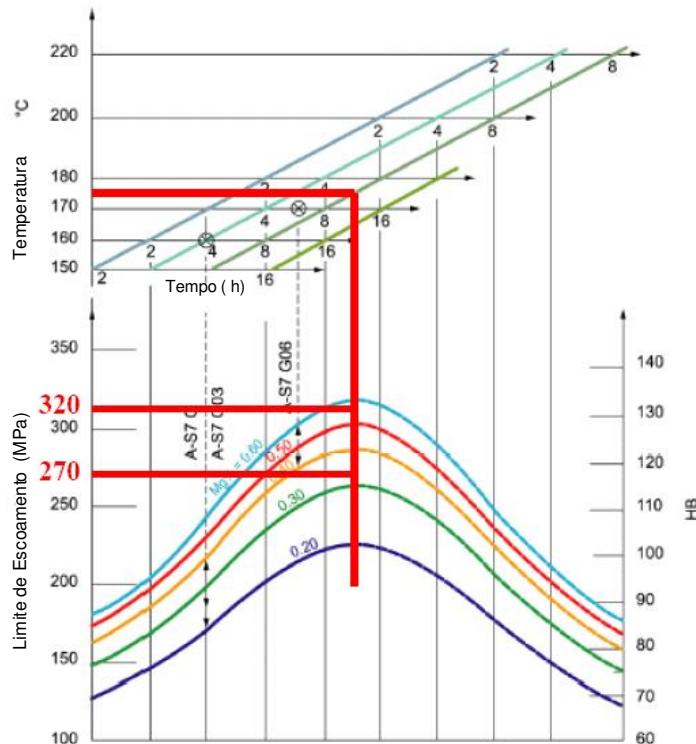


Figura 2.12 - Efeito da variação de magnésio no tratamento térmico T6. A variação do Mg de 0,35 para 0,50%, por exemplo, com tratamento de precipitação a 175 °C por 2 horas levaria o limite de escoamento de 270 para 320 MPa [FUOCO et al, 2005].

Cobre

O cobre aumenta a resistência mecânica e dureza na condição de bruto de fundição e mediante tratamento térmico. As ligas usuais de Al-Cu possuem teor entre de 4 a 10% Cu.

Adições de cobre nas ligas de alumínio tendem a reduzir a resistência à corrosão e, em condições específicas de composição e dependendo do material, aumenta a suscetibilidade à

tensão-corrosão. Além disso, o cobre aumenta a resistência à fratura a quente e diminui a fundibilidade [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

O cobre, assim como o magnésio, melhora a usinabilidade e desenvolve o caráter pastoso da solidificação, aumentando a tendência à formação de microporosidades [FUOCO, 1994]. Esta última característica pode ser benéfica visto que em componentes fundidos é desejável substituir os macroporos por microporos, melhorando as propriedades de fadiga do material [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Zinco

Nenhum benefício significativo é obtido pela adição de zinco no alumínio. Porém, em conjunto com adições de cobre e/ou magnésio beneficia o tratamento de envelhecimento natural. O zinco é comumente encontrado na composição química dos fundidos obtidos por fundição sob pressão e gravidade [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Estanho

A adição de estanho melhora a usinabilidade da liga e pode influenciar a resposta do tratamento de endurecimento por precipitação em algumas ligas. No caso da liga deste cabeçote apresenta valor residual, visto que ligas de alumínio podem conter até 25% de Sn que são usadas em mancais devido às boas propriedades de antifricção [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Níquel

É usualmente empregado em conjunto com o cobre a fim de melhorar as propriedades em elevadas temperaturas. Também reduz o coeficiente de expansão térmica. Também possui valor residual nesta na liga AlSi7Mg0,6 [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Chumbo

É comumente usado nas ligas de alumínio em teores maiores do que 0,1% a fim de melhorar a usinabilidade. Não é o caso da liga AlSi7Mg0,6 onde possui valor residual [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Ferro

O ferro é muito prejudicial às propriedades mecânicas desenvolvendo fases frágeis como as plaquetas de Al_5FeSi . Entretanto, para uso em moldes metálicos (coquilha ou fundição sob pressão) sua presença é indispensável para reduzir a adesão e o ataque da liga nas matrizes. Através da adição de manganês a fase Al_5FeSi sofre uma alteração morfológica e de composição química ($\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$), que diminui o efeito fragilizante do ferro. Para isto a relação $\% \text{Fe} / \% \text{Mn}$ deve ser mantida abaixo de dois (exemplo 0,7% Fe / 0,4% Mn). Entretanto, considera-se que esta relação não é válida para nível muito baixo de manganês [FUOCO, 1994].

Apesar de melhorar a resistência à fratura a quente diminui drasticamente a ductilidade. O ferro reage no banho fundido e forma uma variedade de fases, sendo as mais comuns o FeAl_3 , FeMnAl_6 , e αAlFeSi . Estas fases são insolúveis e beneficiam as características mecânicas em temperaturas elevadas. Na proporção em que as fases insolúveis aumentam com o aumento do conteúdo de ferro a fluidez e características de alimentação das peças fundidas são afetadas negativamente. Como citado anteriormente o ferro forma fases residuais com o manganês, cromo e outros elementos. No item 2.5.8 deste trabalho é analisada a influência do teor de ferro nas propriedades de fadiga do material [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Manganês

Manganês normalmente é considerado uma impureza nas composições de fundidos e é ajustado em baixos níveis na maioria das composições de fundição por gravidade. Como mencionado anteriormente o Mn diminui o efeito fragilizante do ferro. Além disso, existem evidências de que uma alta fração volumétrica de MnAl_6 em ligas fundidas contendo mais do que 0,5% pode influenciar positivamente o ruído dos fundidos. Esta é uma característica desejável na indústria automotiva, particularmente na absorção e redução de ruído em motores [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Sódio

Elemento modificador do eutético alumínio-silício. Quando o sódio interage com o fósforo reduz a eficácia de refinamento da fase primária do silício [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Estrôncio

Elemento modificador do eutético das ligas alumínio-silício. A eficácia na modificação pode ser alcançada em baixos teores deste elemento, sendo o faixa usual de 0,008 to 0,04% . Adições mais altas estão associadas com porosidades de fundição, especialmente em processos ou em peças com seção espessas em que a solidificação ocorre mais lentamente. A eficiência do processo de degaseificação pode também ser afetada negativamente com adição de conteúdos maiores de estrôncio [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Titânio

É um refinador de grão das ligas fundidas de alumínio, freqüentemente combinado com baixa quantidade de boro. A quantidade excessiva de titânio na estequiometria do TiB_2 é necessária para eficácia do refinamento de grão.

O titânio pode ser empregado em concentrações maiores que aquelas requeridas para o refinamento de grão a fim de reduzir a tendência do fundido apresentar trincas à quente [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Antimônio

Também é um refinador da fase eutética das ligas alumínio-silício em concentração igual ou maior do que 0,05%%. O antimônio modifica para forma lamelar a fase eutética das ligas hipoeutéticas. A eficácia do antimônio em alterar a estrutura eutética depende da ausência do fósforo e uma alta taxa de resfriamento na solidificação do fundido. Reage com sódio ou estrôncio formando compostos intermetálicos grosseiros que afetam negativamente a fundibilidade e a estrutura eutética. O antimônio é metal pesado com alta toxicidade e prejudicial à saúde humana [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Berílio

O berílio em pequenas proporções, algumas partes por milhão, é eficaz para evitar as perdas de magnésio por oxidação e/ ou para inclusões. Estudos demonstram que o aumento proporcional de berílio inibe a oxidação do magnésio. Em concentrações maiores que 0,04% afeta a forma e a composição do composto de ferro intermetálicos, aumentando a resistência

mecânica e a ductilidade. Além disso, altera benéficamente a morfologia destas fases insolúveis. O berílio muda sua composição, rejeitando o magnésio do composto Al-Fe-Si e liberando-o para o uso no processo de endurecimento [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Compostos contendo berílio são, entretanto, cancerígenos requerendo precauções específicas para manuseio do metal fundido, manuseio e disposição da escória [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Boro

O boro combina com outros metais para formar boretos, tais como AlB_{12} e TiB_2 . No alumínio fundido o boreto de titânio forma sítios de nucleação estáveis que interagem com os compostos refinadores de grãos tais como o $TiAl_3$. Boretos metálicos reduzem a vida útil das ferramentas de usinagem, na forma de inclusões grosseiras e, ainda, são prejudiciais as propriedades mecânicas e ductilidade. Em altas concentrações os boretos contribuem para formação, aglomeração de partículas e aumentam o risco de inclusões no fundido [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

Fósforo

Em baixas concentrações, partes por milhão, e na forma de AlP_3 o fósforo torna a estrutura eutética grosseira na ligas hipoeutéticas de Al-Si. Além disso, diminui a eficácia do sódio e do estrôncio como modificadores do eutético [ASM HANDBOOK VOL.15, 1988].

2.3 Cabeçote de cilindros do motor

Cabeçote de cilindros é um componente fundido que é montado na parte superior do bloco do motor conforme indicado na figura 2.13.



Figura 2.13 - Foto de um motor Diesel “high speed” com o cabeçote em liga de alumínio usado em caminhões leves, picapes e utilitários esportivos.

2.3.1 Funções do cabeçote de cilindros

Suas principais funções são:

- Alojar as válvulas de admissão e escapamento bem como suas respectivas guias e sedes;
- Alojar injetores responsáveis pela introdução do Diesel na câmara de combustão;
- Compor a face superior da câmara de combustão e suportar a pressão de combustão;
- Permitir a circulação do líquido de arrefecimento, proveniente das galerias de água que circundam as camisas do cilindro do motor. Este líquido que circula pelas galerias internas do cabeçote retira o calor gerado na câmara de combustão e o dissipa através do radiador do motor;

- Permitir a circulação do óleo lubrificante que é pressurizado por uma bomba de óleo;
- Alojamento do coletor de admissão, permitindo, através dos dutos internos, a entrada do ar de admissão que vai se misturar com o combustível permitindo a combustão;
- Alojamento do coletor de escape, permitindo através dos dutos internos a saída dos gases de escape em temperaturas que podem alcançar por volta de 700°C;
- Formar em conjunto com a junta do cabeçote e o bloco do motor uma junta elástica, tipo sanduíche, unida através de parafusos que garantem o aperto através de um torque adequado. Tanto a face superior do bloco como a face inferior do cabeçote é retificada a fim de garantir a estanqueidade do conjunto para líquidos e gases;
- Podem ainda alojamento eixo comando, velas aquecedoras, sensores de temperatura de água, alças de levantamento, válvula termostática, bomba d'água [HEISLER, 1995].

2.3.2 Requisitos dos materiais empregados na produção do cabeçote de cilindro

O cabeçote do motor deve ser produzido com um material que possa ser facilmente fundido com formas internas complexas, formando galerias e dutos, que possibilitem a circulação de fluidos como o líquido de arrefecimento, óleo lubrificante, ar de admissão e gases de escape [HEISLER, 1995].

As propriedades mecânicas e térmicas dos materiais devem ser tais que mantenham a rigidez do componente sob os esforços de compressão, provocados pelo aperto dos parafusos do cabeçote, conjugados com a pressão e temperatura de gases flutuantes dos ciclos normais de operação do motor. Geralmente as cargas provocadas pela pressão dos gases não são excessivas para os materiais de engenharia disponíveis, entretanto os gradientes de temperaturas que ocorrem entre as cercanias da câmara de combustão e as galerias de passagem do líquido de arrefecimento, entre as áreas adjacentes das guias de válvula de admissão e escape e do centro da câmara de combustão para as paredes dos cilindros produzirão uma diferença na contração e expansão do metal nestas regiões. Como consequência, tensões térmicas são geradas através do cabeçote do motor que podem, eventualmente, distorcer ou mesmo provocar trincas de fadiga nas áreas críticas que estão expostas ao calor da combustão [HEISLER, 1995].

O material do cabeçote ideal seria aquele que pudesse limitar a temperatura da superfície da câmara de combustão de forma que fosse mantida uma lubrificação eficiente, a mistura do ar e combustível não superaquecesse causando a detonação prematura, pontos quentes não fossem criados promovendo pré-ignição e evitasse altas tensões térmicas cíclicas. Porém, há condições de operação do motor, como quando submetido a regime de plena carga em rodovias ou sob misturas fracas ou combustão atrasada, em que as temperaturas na superfície aumentam muito podendo as tensões térmicas alcançar perigosamente valores muitos altos se o calor não for dissipado adequadamente através do cabeçote de cilindros [HEISLER, 1995].

Os materiais mais empregados na produção de cabeçotes são as ligas de alumínio-silício e ferro fundido cinzento, mesmo que não atendam inteiramente todas as propriedades anteriormente descritas. [HEISLER, 1995].

2.3.3 Cabeçote de ferro fundido versus ligas de alumínio

As ligas de alumínio e ferro fundido são mais usadas como material base devido às excelentes propriedades de fundição que possuem [WINTER et al, 2005].

2.3.3.1 Cabeçote de ferro fundido

O cabeçote de cilindros de ferro fundido atende a maioria dos requisitos, tais como custo adequado de produção, boa fundibilidade, boa usinabilidade, baixa coeficiente de dilatação térmica, boa resistência à corrosão, adequada rigidez, resistência mecânica e dureza. Entretanto, a grande desvantagem é o peso e a sua baixa condutividade térmica [HEISLER, 1995]. Os cabeçotes de ferro fundido são indicados para uso em veículos mais pesados devido aos requisitos de alta resistência para estas aplicações [WINTER et al, 2005]. Embora o ferro fundido cinzento seja mais utilizado atualmente encontra-se em uso cabeçotes de ferro fundido com grafita compacta (CGI) que suportam maiores pressões e temperaturas de trabalho apesar de apresentarem maiores dificuldades de usinagem [GUESSER et al, 2002].

2.3.3.2 Cabeçote de liga de alumínio

As ligas de alumínio apresentam boa resistência à corrosão, baixa densidade e alta condutividade térmica, conforme tabela 2.2, quando comparada ao ferro fundido. Desta maneira o arrefecimento mais eficiente do cabeçote permite emprego de maiores taxas de compressão. Além disso, menores gradientes temperaturas reduzem o risco de distorsão do componente. As limitações são em relação ao maior custo do material, exigências maiores devido ao cuidado no manuseio por serem mais dúcteis do que o ferro fundido, e por possuírem alto coeficiente de dilatação térmica que pode causar “fretting-corrosion”. Este tipo de corrosão ocorre entre o cabeçote de alumínio e o bloco de ferro fundido nas operações de partida e parada do motor. Além disso, devem ter obrigatoriamente sedes e insertos de válvulas resistentes ao desgaste [HEISLER, 1995]. Em geral, as ligas de alumínio são usadas em veículos mais leves [WINTER, 2005].

Na tabela 2.10 apresenta uma comparação dos materiais utilizados na fundição dos cabeçotes por aplicação do motor [BECKER, 2005]. Observa-se que as ligas de alumínio são aplicadas em cabeçotes de veículos leves como automóveis e utilitários esportivos, podendo ainda ser utilizada em picapes, vans e caminhões pequenos. O fator limitante é a pressão de combustão que gera uma carga térmica que o material deve suportar mantendo a confiabilidade do conjunto. Pela tabela observa-se que acima de 160 bar devem ser usados cabeçotes de ferro fundido.

Tabela 2.10 - comparação e aplicação de cabeçotes para diversas aplicações [BECKER, 2005].

Requisito ↓	Motor gasolina	Motor Diesel p/ veículo leves	Motor Diesel p/ picapes e caminhões	Motor Diesel p/ caminhões extrapesados
Durabilidade (B10)	320.000 km	320.000 km	400.000 km	>1.000.000 km
Rotação (rpm)	600 - 7000	600 - 4500	600 - 3000	600 - 2100
Pressão de combustão (bar)	76 - 97	138 - 159	152 - 172	138 - 207
Material: Cabeçote Bloco	Alumínio Alumínio	Alumínio Ferro fundido	Ferro fundido Ferro fundido	Ferro fundido Ferro fundido
Peso típico do motor (kgf)	181 - 272	181 - 272	363 - 454	499 - 1315

2.3.4 Fadiga em cabeçotes

O cabeçote do motor é exposto diretamente a altas temperaturas e pressões que podem comprometer e falhar em operação. Isto ocorre devido ao superaquecimento nas regiões com resfriamento limitado que pode provocar distorsão ou iniciar trincas de fadiga no componente. O pico de temperatura na combustão de um motor Diesel gira em torno de 2500 K (2227 °C). A fim de prevenir um superaquecimento nas superfícies das faces de fogo do cabeçote, pistões e cilindros um resfriamento eficiente deve ser disponibilizado para estes componentes. Este substancial fluxo de calor aliado ao aumento de temperaturas não uniforme ocasiona tensões térmicas que se somam ao carregamento mecânico ocasionado pelas pressões de combustão. O projeto do motor deve considerar estas variáveis a fim de garantir uma confiabilidade adequada do motor [DIVIS et al, 2003]. Os dois tipos de solicitações em fadiga que o cabeçote está sujeito são:

- Fadiga em alto ciclo

As regiões sujeitas à fadiga em alto ciclo (10 a 20 milhões de ciclos) no cabeçote do motor são as paredes da face de fogo (câmara de combustão) e a interface do bloco junto às galerias de água que circundam o cilindro. Nestas regiões prevalecem as tensões cíclicas conforme ilustrado esquematicamente na figura 2.14 e figura 2.15. A resistência à fadiga em alto ciclo é diretamente influenciada pela microestrutura, porosidade e qualidade do acabamento superficial. Resistência à fluência é requerida na área da junta do cabeçote a fim de manter a estanqueidade do conjunto cabeçote [(LOEPRECHT; MAASSEN, 2000) apud (AAM, 2003)].



Figura 2.14 - Seção transversal de um motor ilustrando a face de fogo, na face inferior do cabeçote, que está sujeita à fadiga em alto ciclo [PAVLAK, 2008].

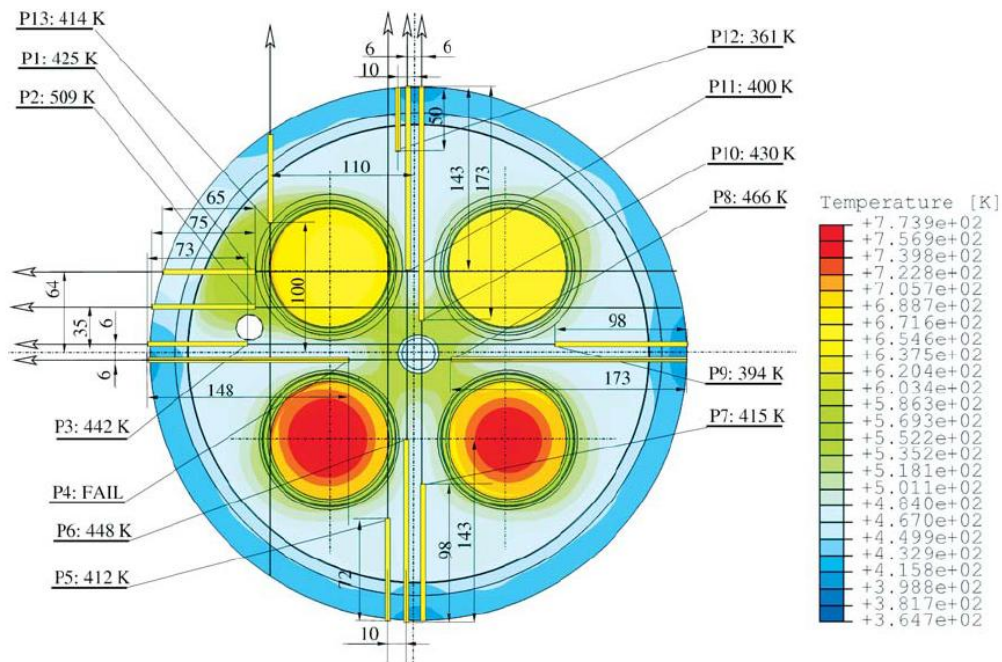
- Fadiga em baixo ciclo

A fadiga em baixo ciclo é resultado da expansão e contração térmica que ocorre na partida e na parada do motor (1 a 10 vezes ao dia). Estas variações podem provocar trincas entre os alojamentos das válvulas devido à fina espessura de parede exposta a altas temperaturas. A resistência à fadiga em baixo ciclo está relacionada com a resistência mecânica em altas temperaturas que por sua vez é fortemente influenciada pela composição da liga [(LOEPRECHT; MAASSEN, 2000) apud (AAM, 2003)].

Na figura 2.15 são indicadas ambas áreas críticas, salientando que as faces de fogo dos quatro cilindros são sujeitas aos regimes de fadiga citados anteriormente. Além disso, na figura 2.16 é apresentada ilustrativamente a distribuição de temperatura no cabeçote de um motor Diesel a fim de dar uma idéia dos valores que alcançam na face de fogo. Nota-se que as grandes variações de temperatura que ocasionam as tensões térmicas no cabeçote de um motor Diesel. Por essa razão a face de fogo deve ser retificada a fim de melhorar o acabamento superficial e ainda ser livre de qualquer tipo de defeito de fundição como, por exemplo, porosidade.



Figura 2.15 - Foto ilustrativa da região do cabeçote que é submetida à fadiga em alto ciclo (A= face de fogo) e baixo ciclo (B= ponte entre as válvulas de escape/ válvulas de admissão).



2.16 - Gradientes de temperatura de um cabeçote de ferro fundido com grafita compacta. Foram tomadas as medições nos P1-P13, localizados a 18 mm da face do cabeçote. As tensões térmicas no cabeçote de um motor Diesel são devido a estes gradientes de temperatura [DIVIS et al, 2003].

2.4 Processos de fundição para cabeçote de motor em liga alumínio

2.4.1 Processos de fundição na indústria automobilística

Os principais processos de fundição usados na indústria automotiva são diferenciados pelo modo de enchimento do molde e a tecnologia de moldagem. Estes métodos são descritos abaixo e são classificados de acordo com o emprego atual na figura 2.17 [AAM, 2003].

- 1 - Areia a verde ("green sand casting")
- 2 - Disamatic modificado ("modified disamatic casting")
- 3- Moldagem em areia resinosa ("core package system")
- 4- Fundição por gravidade ("gravity dye casting")
- 5- Injeção em baixa pressão ("low pressure die casting")
- 6- Injeção em alta pressão ("high pressure die casting")
- 7- Injeção a vácuo ("vacuum die casting")

- 8- Fundição por compressão (“squeeze casting”)
- 9- Tixotropia (“thixocasting”)
- 10- Vácuo sem massalote (“vacuum riserless casting”)
- 11- Moldagem em modelo perdido (“lost foam”)

B \ A	A	Fundição por gravidade			Fundição em baixa pressão		Fundição em alta pressão		
		Fundição por gravidade			Fundição em baixa pressão		Fundição em alta pressão		
MOLDE PERMANENTE		4			10	5	6	8	9
MOLDE EM AREIA RESINOSA		3							
AREIA VERDE		1			2				
MODELO PERDIDO		11					X		

X MUITO USADO NA FUNDIÇÃO DA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

y POUCO USADO NA FUNDIÇÃO DA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

Figura 2.17 - Classificação dos processos de fundição de acordo com o modo de enchimento do molde (A) e tecnologia de moldagem (B), bem como a graduação do uso atual na indústria automobilística [AAM, 2003]. Os números referem-se aos métodos de fundição listados acima.

Observa-se que os processos mais empregados na indústria automobilística de fundição são: fundição por gravidade em molde permanente, areia resinosa, areia verde, modelo perdido, fundição por injeção em baixa pressão e alta pressão em molde permanente.

As tendências no “market share” dos processos de fundição para cabeçote de alumínio são apresentados na figura 2.18 [AAM, 2003].

2.4.2 Processos de fundição para cabeçotes

Observa-se nos gráficos de barra uma tendência do aumento na produção de cabeçotes em liga de alumínio e nos gráficos tipo pizza que os processos de fundição por gravidade ainda são predominantes para fundição destes componentes devido à relação desempenho específico do motor em função da complexidade do processo conforme representado esquematicamente na

figura 2.19. Nota-se que o processo de fundição por gravidade é de baixa complexidade e garante um bom desempenho nos motores montados com cabeçotes de alumínio produzidos por esta técnica.

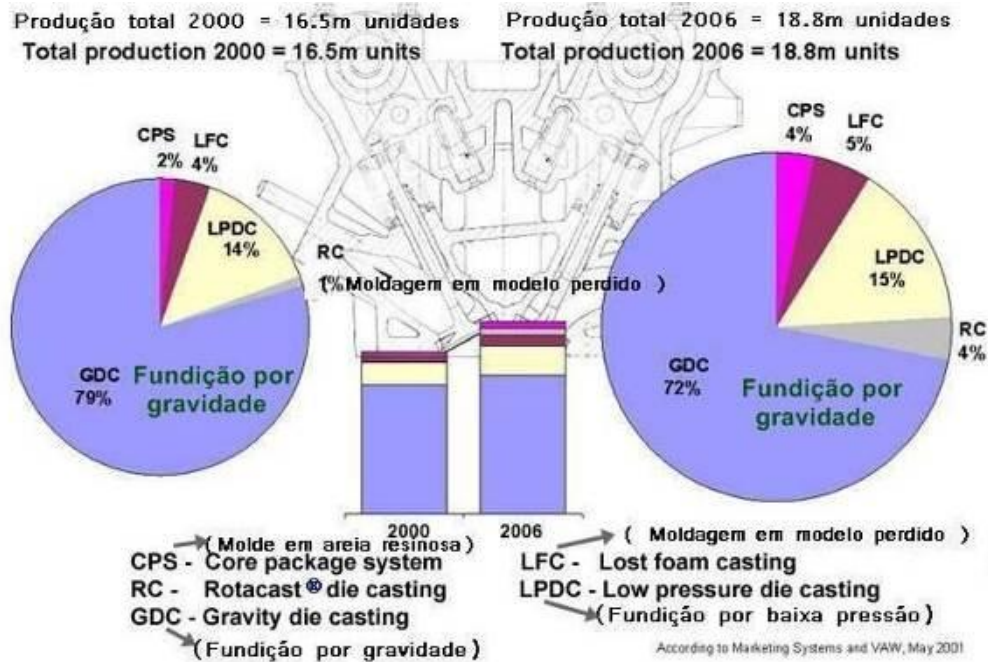


Figura 2.18 - Tendências no “market share” dos processos de fundição de cabeçotes de alumínio [AAM, 2003].

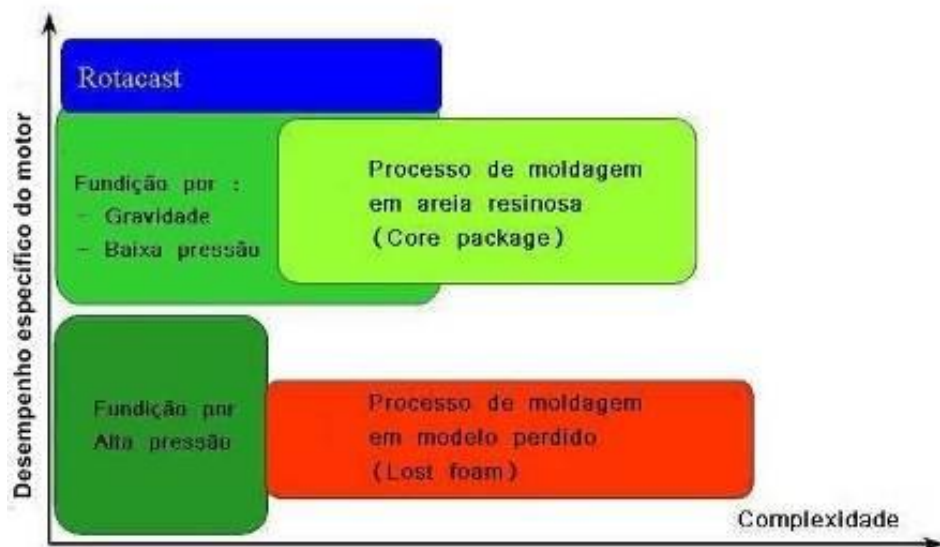


Figura 2.19 - Esquema de classificação da complexidade dos processos de fundição em função do desempenho atingido pelo motor montado com cabeçote e blocos de alumínio [AAM, 2003].

2.4.3 Critérios para seleção do processo de fundição para ligas de alumínio

O alumínio é um dos poucos metais que pode ser fundido por todos os tipos de processos usados na fundição de metais [METALWORD, 2006].

São muitos os fatores que afetam a seleção de um processo para produzir componentes em uma liga específica de alumínio. Os fatores mais importantes para todos os processos de fundição são:

- Fator de custo e viabilidade - componentes fundidos em ligas de alumínio podem ser produzidos por qualquer processo disponível. Entretanto para um número considerável de fundidos as dimensões ou as características de projeto automaticamente determinam o melhor método de fundição. Como os moldes metálicos pesam 10 a 100 vezes o peso do fundido que vão produzir, determina que a maioria dos fundidos produzidos seja realizada em fundição em molde de areia do que em matriz (injeção sob pressão) ou em molde permanente. [METALWORD, 2006].

Na figura 2.20 é apresentada esquematicamente a viabilidade dos processos tradicionais de fundição em função dos investimentos e custos envolvidos. A fundição em areia envolve modelos de metal ou madeira com baixo investimento inicial do ferramental, porém o custo por peça é, normalmente, maior do que os fundidos em molde permanente. Por outro lado, a fundição por injeção sob pressão caracteriza-se por possuir tempo de processo mais curto o que reduz o custo por peça, mas o custo do ferramental pode ser 10 vezes maior do que o ferramental de molde permanente [GUPTA, 2001].

Na figura 2.21 é feita uma comparação dos processos convencionais de fundição considerando volume de peças/ano e peso por peça. Nota-se que o processo em molde permanente é intermediário entre a fundição por injeção, caracterizado por altos volumes (peça/ano) e peso por peça até cerca de 10 kgf, e a fundição em molde de areia que apresenta baixos volumes de produção e peso ilimitado por peça [BONOLLO et al, 2005].

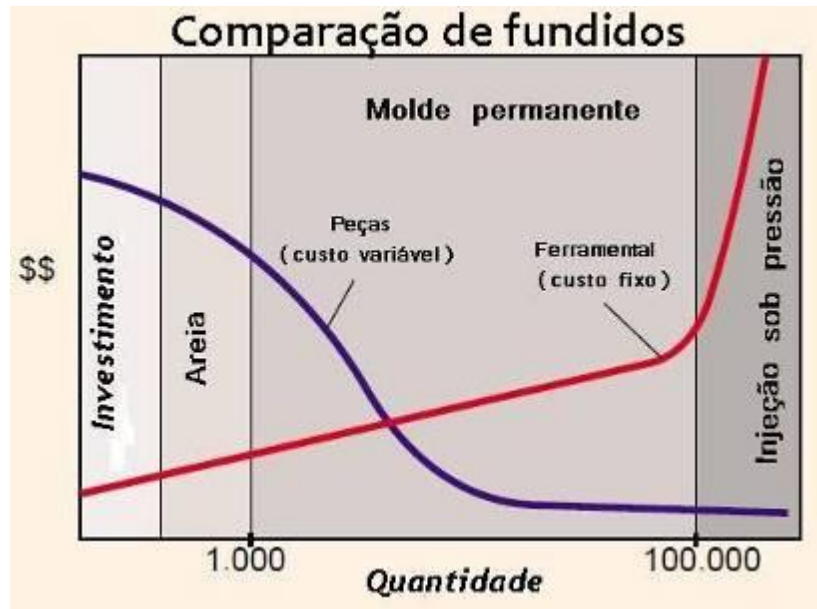


Figura 2.20 - Comparação dos processos de fundição em molde permanente, molde em areia e injeção sob pressão em matriz, considerando o custo por peça e custo de ferramental [GUPTA, 2001].

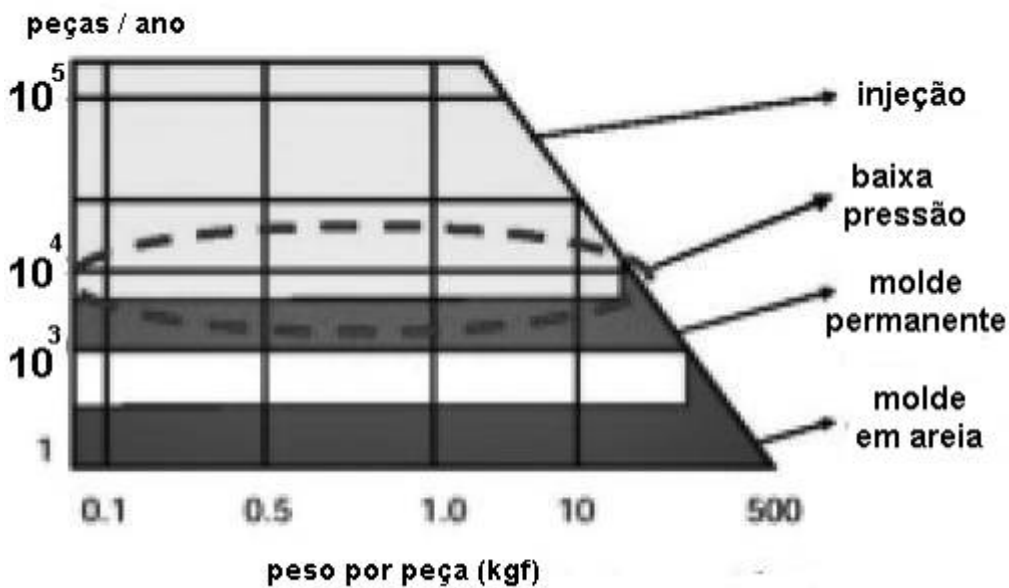


Figura 2.21- Comparação dos processos convencionais de fundição considerando volume de produção e peso, onde a fundição em molde permanente ocupa uma posição intermediária entre a fundição por injeção e a fundição por areia. [BONOLLO et al, 2005].

- Fator de qualidade - Outro fator que deve ser considerado na escolha de um processo de fundição. Quando aplicado aos componentes fundidos, o termo qualidade refere-se ao grau de sanidade (livre de porosidade, trincas e imperfeições superficiais) e as propriedades mecânicas desejadas (resistência e ductilidade) [METALWORD, 2006]. Exemplo do fator qualidade pode ser evidenciado na figura 2.22 onde os fundidos de molde permanente resfriam mais rapidamente que os de areia, apresentando uma microestrutura mais uniforme e refinada. Isto aumenta em até 20% as propriedades mecânicas. Já os processos de injeção sob pressão apresentam as superfícies externas dos fundidos mais resistentes, porém as seções internas apresentam menor resistência do que as de molde permanente [GUPTA, 2001].

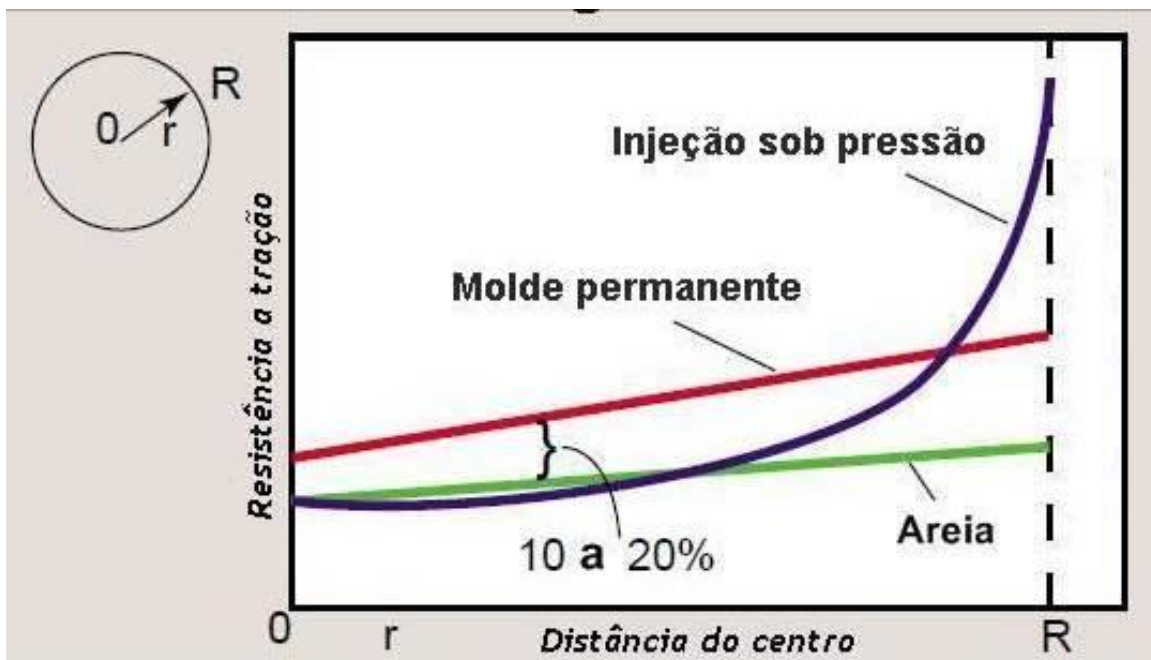


Figura 2.22 - Comparação da resistência mecânica entre os processos de fundição em molde permanente, molde em areia e fundição por injeção em função da variação do raio na seção transversal de um cilindro fundido em liga de alumínio [GUPTA, 2001].

Outro aspecto dentro do fator qualidade a ser considerando é a escolha do processo de fundição em função da resistência à fadiga almejada do fundido. Na figura 2.23 é apresentado um histograma comparativo da resistência à fadiga axial para 10^7 ciclos obtido para diferentes

processos de fundição. É evidente que a resistência à fadiga obtida pelas novas técnicas de fundição, o sistema semi-sólido (“rheocasting”) e sob compressão (“squeeze casting”), são equivalentes e superiores aos demais processos. Evidencia-se também que a menor resistência é obtida pelo processo de modelo perdido (“lost foam”) devido à alta percentagem de defeitos, principalmente porosidade, que apresenta este método de fundição. Outro ponto a destacar é que entre os processos tradicionais as melhores resistências são alcançadas pelo processo de fundição por gravidade ou coquilha [ROSSO; GRANDE, 2007]. Atualmente a fundição por coquilha responde pela maior parte da produção de cabeçotes em alumínio, inclusive o componente que esta em estudo no presente trabalho.

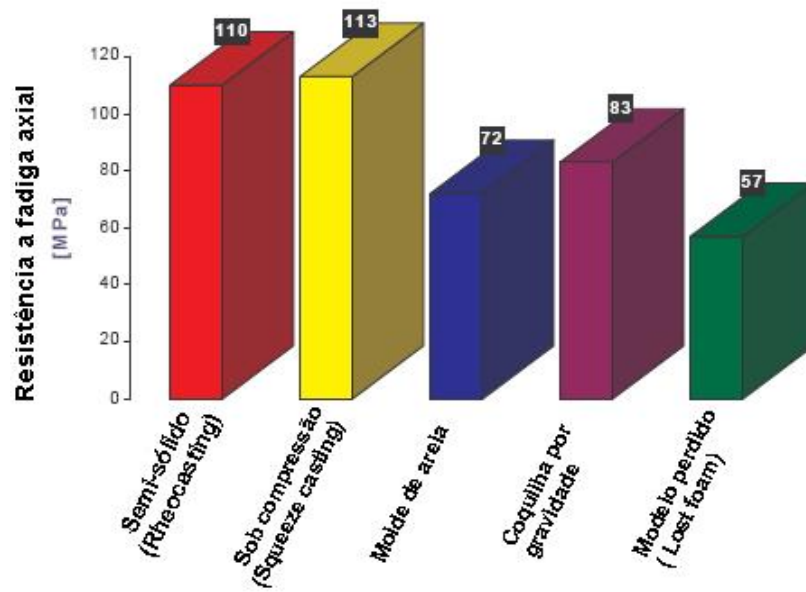


Figura 2.23 - Comparação da resistência à fadiga em 10^7 ciclos para componentes em ligas de alumínio A356, A357 e A319 produzidos por diferentes processos de fundição e submetidos a tratamento térmico T6 [ROSSO; GRANDE, 2007].

2.4.4 Processo de fundição por gravidade ou coquilha

2.4.4.1 Descrição do processo de fundição por gravidade

Nos processos de mudança de forma o método para obtenção do cabeçote de motor em alumínio pertence à família fundição, subgrupo de molde de usos múltiplos e é denominado processo de fundição em molde permanente conforme tabela 2.11.

Tabela 2.11 - Classificação dos processos de fundição sob mudança de forma, família, subgrupos e processos típicos de fundição [DEGARMO et al, 2007].

Família	Subgrupo	Processos típicos
Fundição	Molde descartável	Fundição em molde de areia
		Fundição em molde “Shell”
		Fundição em cera perdida
		Fundição em modelo perdido (espuma)
	Molde de uso múltiplo	Injeção sob pressão
		Molde permanente

Denomina-se fundição em molde permanente qualquer processo de fundição em que o metal líquido é vazado em um molde metálico que pode ser reutilizado inúmeras vezes, sendo por esta razão denominado permanente. Este molde reutilizável é usinado e pode ser confeccionado em ferro fundido cinzento, liga de ferro fundido, aço, bronze, grafite ou outro material. Na fundição em areia, ao contrário, o molde é utilizado apenas uma vez visto que é destruído na desmoldagem da peça fundida. [BRADASCHIA, 1985].

2.4.4.2 Descrição do processo da fundição por gravidade

A fundição por gravidade ou coquilha é um processo de referência para manufatura de fundidos automotivos de alta integridade. Comprovadamente é uma tecnologia de precisão para de grandes lotes produção devido à ótima dissipação de calor através da matriz o que ocasiona alta velocidade de resfriamento do fundido. Isto representa excelentes propriedades mecânicas especialmente após um tratamento térmico adicional. Conforme mostrado na figura 2.18 é um processo padrão tanto para bloco como para cabeçote de motores Diesel e gasolina [AAM, 2003].

Resumidamente o processo de fundição por gravidade o metal fundido é tratado no forno de fusão que fica posicionado próximo aos moldes metálicos (coquilha). Uma quantidade adequada para um fundido é transportada na panela basculante e vazada no canal de alimentação do molde conforme demonstrado na figura 2.24. O material fundido preenche suavemente as cavidades do molde de cima para baixo até despontar nos massalotes conforme pode ser visto na figura 2.25, onde esquematicamente é mostrado, em corte, um molde de cabeçote. A solidificação direcional pode ser obtida pelo resfriamento com água, ou outro meio resfriador, na parte de inferior do molde do cabeçote onde se localiza a câmara de combustão ou face de fogo [AAM, 2003].



Figura 2.24 - Vazamento de uma liga de alumínio em molde de cabeçote de motor pelo processo de fundição por gravidade [AAM, 2003].

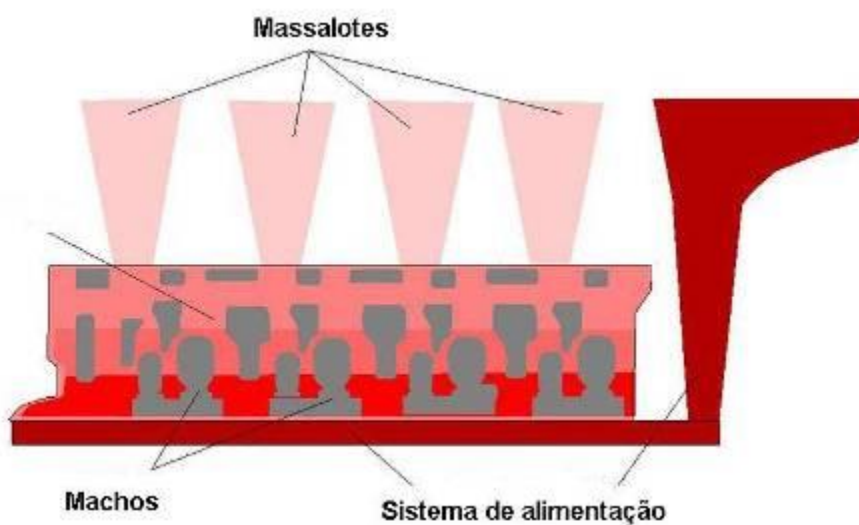


Figura 2.25 - Vista esquemática de um molde de cabeçote de motor onde a liga de alumínio preenche o molde a partir dos canais de alimentação de cima para baixo [AAM, 2003].

2.4.4.3 Comparação da fundição por gravidade com outros processos convencionais

No processo de fundição em molde permanente o molde permanece estacionário, enquanto na fundição centrífuga, o molde se movimenta durante o vazamento [BRADASCHIA, 1985].

Existem dois processos básicos de fundição em coquilha: por gravidade e sob pressão:

- Na fundição em coquilha por gravidade ("gravity die casting") o molde metálico é preenchido unicamente pela ação da gravidade. Neste caso, geralmente a coquilha é aberta e fechada manualmente, o mesmo acontecendo com a movimentação dos machos metálicos. É possível, em alguns casos, a mecanização total ou parcial da abertura e fechamento das matrizes, assim como a movimentação dos machos metálicos [BRADASCHIA, 1985]. Quando são utilizados machos de areia na fundição em coquilha este processo é freqüentemente denominado de fundição em molde semipermanente [DEGARMO et al, 2007].

- Na Fundição em coquilha sob pressão ("pressure die casting") o molde metálico é preenchido sob pressão. Além disso, a matriz é aberta e fechada automaticamente, por meio de pinos ejetores [BRADASCHIA, 1985].

Vantagens e desvantagens:

É recomendável utilizar a fundição em coquilha por gravidade nas seguintes situações:

- Quando o número de peças a serem fundidas é relativamente pequeno, por exemplo, inferior a 5000 peças;
- Quando a espessura de parede da peça é da ordem de 10 a 12 mm ou mais;
- Quando o volume e o peso da peça a ser fundida, são relativamente grandes. Geralmente o peso da peça não passa de 25 kgf, podendo, excepcionalmente atingir pesos bem maiores;
- Quando a tolerância dimensional é grande e não é muito exigida;
- Quando não se quer investir capital em equipamentos e em ferramental. De fato, enquanto a fundição sob pressão exige investimentos em máquina de fundir e

matrizes caras, a fundição por gravidade exige, geralmente apenas uma coquilha de muito menor custo e mais simples;

- Quando se tem urgência em produzir as primeiras peças, em virtude de maior simplicidade na confecção de matrizes de coquilha para fundição por gravidade [BRADASCHIA, 1985].

Deve-se empregar a fundição sob pressão:

- Quando o número de peças a serem produzidas é muito maior do que 5.000;
- Quando as paredes de peça são finas. Na fundição sob pressão pode-se obter peças com parede de até 1 mm (em casos especiais, em certas porções de peça até com menos);
- Quando se deseja alta produção de peças de pequenas e com baixo peso (desde algumas gramas até alguns quilos);
- Quando se deseja uma alta precisão dimensional. A fundição em coquilha, por gravidade de sob pressão, permite precisão de 1 a 3 mm por metro. Portanto, é indicada nas situações com maior tolerância dimensional;
- Quando o grande número de peças a serem substituídas justificar o maior investimento em máquinas e matrizes de alto custo;
- Permite melhor acabamento superficial, diminuindo os custos de processamento (acabamento superficial) das peças fundidas, nas operações posteriores de pintura, polimento, etc...;
- Em virtude da maior precisão dimensional, permite diminuir os custos de usinagem [BRADASCHIA, 1985].

Os processos de fundição em molde permanente apresentam as seguintes vantagens sobre o processo de fundição de areia:

- Para a mesma espessura de peça permite a obtenção de peças de melhor qualidade e isentas de poros;
- A ação coquilhante da matriz, decorrente da alta velocidade de resfriamento, permite obter uma microestrutura refinada o que implica em um incremento acentuado nas propriedades mecânicas [BRADASCHIA, 1985].

No processo de fundição em molde permanente os fatores que influenciam a qualidade das peças são:

- Temperatura de vazamento do metal;
- Fluidez do metal;
- Temperatura da coquilha;
- Solidificação direcional do metal na matriz, vide exemplo na figura 2.26.
- Velocidade de vazamento no metal;
- Ventilação adequada da matriz, para que não haja retenção de ar;
- Estado de limpeza superficial do metal para que não fiquem retidas inclusões de óxidos [BRADASCHIA, 1985].

Essas são as principais variáveis de processo que merecem maior atenção e controle na fundição por molde permanente, pois influenciam acentuadamente a qualidade do fundido.

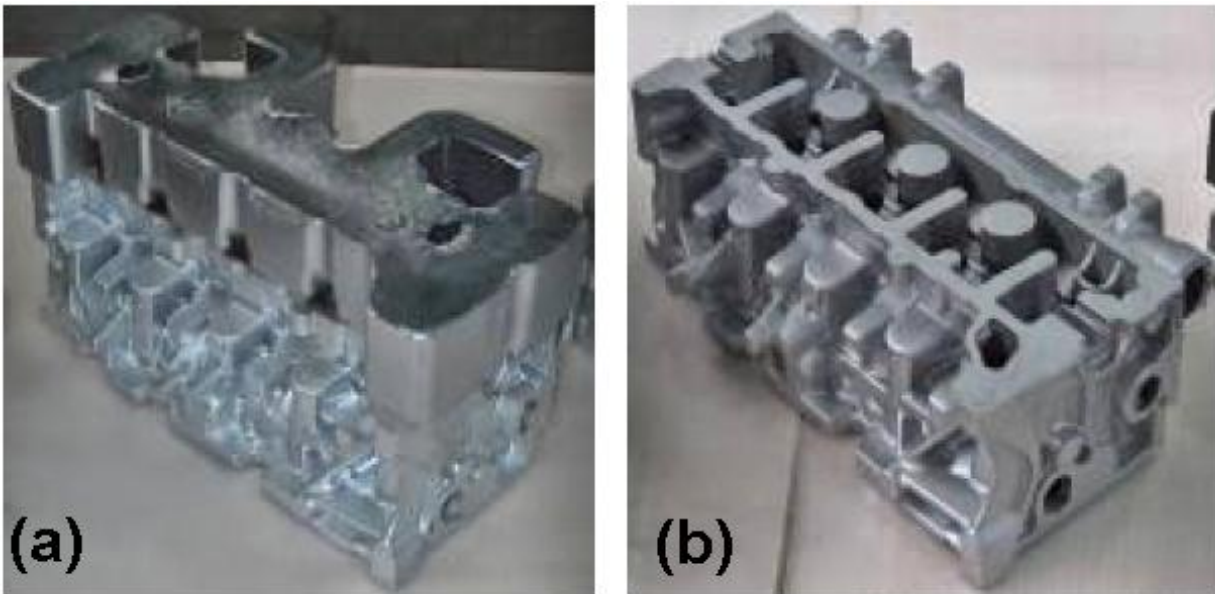


Figura 2.26 - (a) Cabeçote fundido com massalote na parte superior indica a última região a solidificar (solidificação direcional); (b) Cabeçote bruto antes do processo de usinagem. [NEMAK, 2007].

2.4.5 “Rotacast”

“Rotacast[®]” é um novo tipo de processo baseado na fundição em molde permanente. Foi desenvolvido para altos volumes de produção de cabeçote de motor e atende plenamente os requisitos de qualidade exigidos para este componente.

No processo Rotacast os machos são inseridos no molde, a matriz é fechada e girada 180° em relação ao seu próprio eixo. Desta maneira a face de fogo do cabeçote fica posicionada para cima na cavidade matriz. Na parte superior, os canais de alimentação alcançam todo o comprimento do cabeçote. Uma panela intermediária, que contém o metal fundido, esta firmemente conectada e gira solidariamente com a matriz por controle numérico do processo. Isto assegura um fluxo laminar de alimentação no preenchimento das cavidades da matriz. A larga seção transversal dos canais de alimentação evita altas velocidades de alimentação e, portanto, garante um fluxo livre de turbulência no preenchimento do molde. A solidificação inicia na parte inferior durante o enchimento, altas velocidades de resfriamento são alcançadas, porém mais lentas na região dos massalotes (machos de areia). Além disso, uma ventilação adequada na cavidade da matriz e machos permite a saída dos gases garantindo a qualidade dos cabeçotes fundidos. Na figura 2.27 é mostrada uma descrição simplificada do processo Rotacast, bem como a microestrutura refinada e um tipo de cabeçote obtido por este método e na figura 2.28 a matriz fechada com os machos inseridos antes da rotação para vazamento do metal fundido [AAM, 2003].

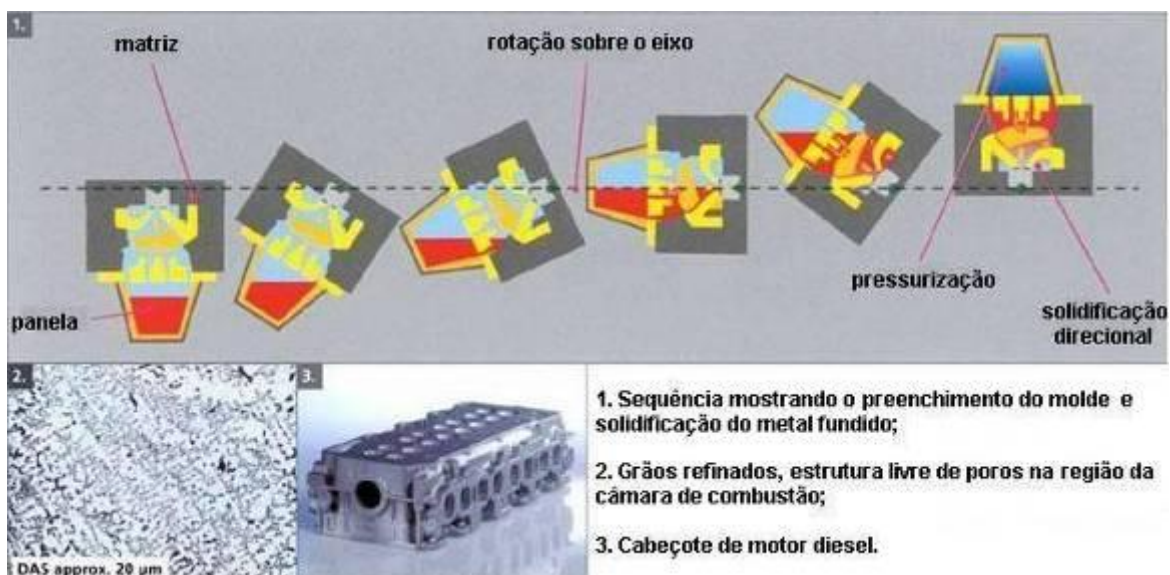


Figura 2.27 - Descrição e características do processo de fundição Rotacast [AAM, 2003].

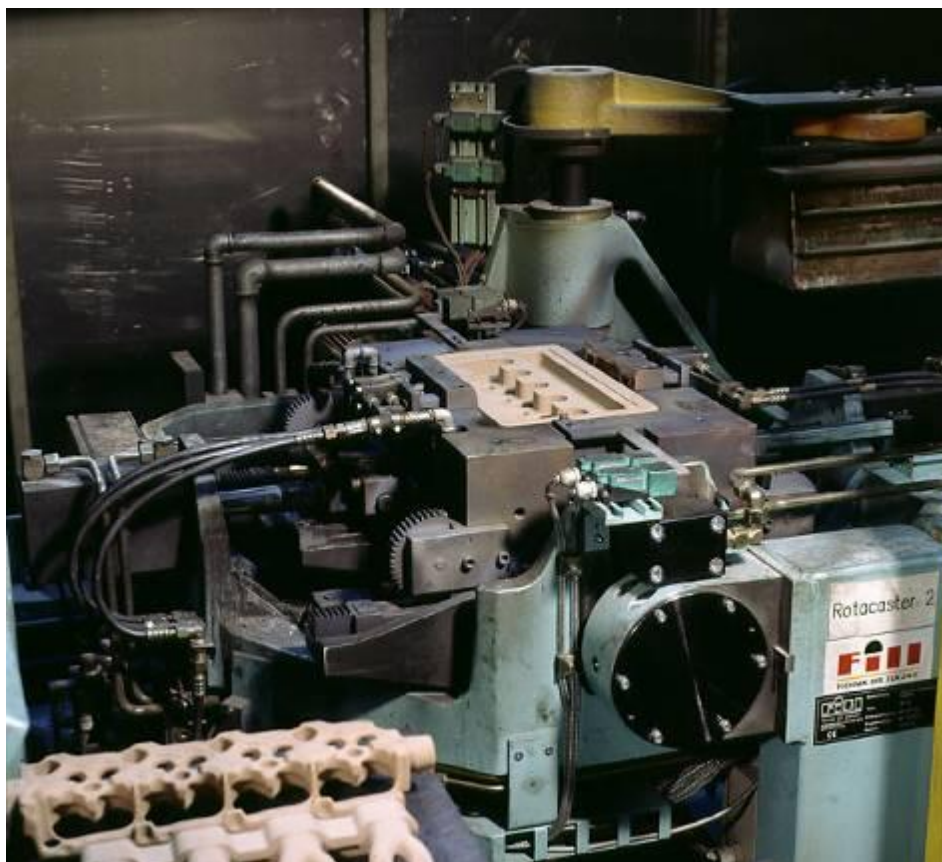


Figura 2.28 - Linha de produção do Rotacast: Matriz fechada com os machos posicionados antes da rotação para vazamento do fundido [AAM, 2003].

2.5 Fatores que influenciam a fadiga nas ligas de alumínio

2.5.1 Fadiga

O estudo da fadiga pode ser dividido em três enfoques:

1º) Fadiga em alto ciclo (“fatigue high cycle”) ou fadiga controlada por tensões cíclicas. As principais características de componentes classificados dentro desse enfoque são dadas pelas equações 2.1 e 2.2. As curvas S-N (curvas de tensão em função do número de ciclos até a fratura) são características deste enfoque [FERREIRA, 2008].

$$\sigma_N < \sigma_e \quad (2.1)$$

$$N_f > 10^3 \text{ ciclos} \quad (2.2)$$

Nestas equações σ_N é a tensão nominal (tensão aplicada no componente mecânico ou espécime), σ_e é o limite de escoamento do material do componente mecânico ou espécime e N_f é a vida em fadiga (número de ciclos até a fratura) [FERREIRA, 2008].

Exemplo deste enfoque no cabeçote do motor foi explicado no item 2.3.4 onde a câmara de combustão é sujeita à fadiga em alto ciclo.

2º) Fadiga em baixo ciclo (“fatigue low cycle”) ou fadiga controlada por deformações cíclicas. Nesse enfoque os níveis da tensão nominal, dados pela equação 2.3, são superiores ao limite de escoamento e o número de ciclos até a fratura é inferior a 10^3 ciclos, de acordo com a equação 2.4. As curvas ϵ -N (curvas da deformação em função do número de ciclos até a fratura) são características fundamentais deste enfoque [FERREIRA, 2008].

$$\sigma_N > \sigma_e \quad (2.3)$$

$$N_f < 10^3 \text{ ciclos} \quad (2.4)$$

Exemplo deste enfoque foi abordado no item 2.3.4 onde a região entre os assentamentos de válvulas é sujeita a fadiga em baixo ciclo.

3º) Propagação de trinca por fadiga utiliza a metodologia da Mecânica da Fratura. Neste caso a curva característica é a taxa de propagação da trinca por fadiga (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) [FERREIRA, 2008].

É importante observar que os dois primeiros enfoques, alto e baixo ciclos, envolvem os estágios de nucleação e propagação da trinca, por isso, são também designados por iniciação, por outro lado, o terceiro enfoque, propagação da trinca por fadiga, envolve apenas o estágio do crescimento da trinca [FERREIRA, 2008].

Na figura 2.29 é mostrada esquematicamente a deformação verdadeira total dividida por 2 ($\Delta \epsilon_T / 2$) onde se observa as condições de baixo e alto ciclo em fadiga. Na condição de baixo ciclo a deformação plástica é predominante e controla a vida em fadiga em baixo ciclo. Nesta condição materiais dúcteis resistem mais. Por outro lado, em alto ciclo há predominância do componente elástico que controla a vida em fadiga em alto ciclo. Materiais com alta resistência mecânica terão maiores níveis de resistência à fadiga [FERREIRA, 2008].

A melhor escolha seria uma liga tenaz possuindo uma ótima combinação de resistência mecânica e ductilidade [FERREIRA, 2008].

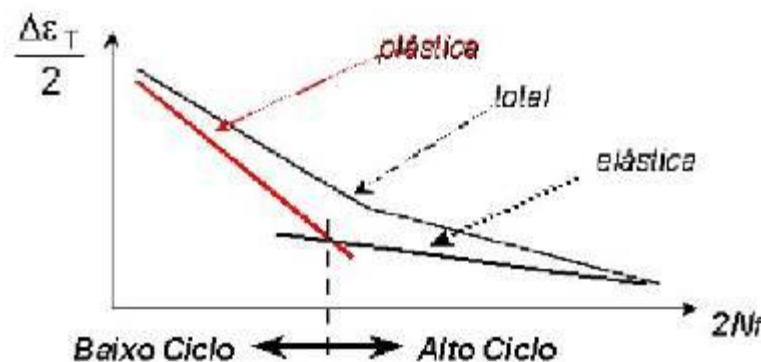


Figura 2.29 Curvas esquemáticas dos componentes das deformações elástica e plástica e da deformação total. Materiais dúcteis terão maior resistência à fadiga quando submetidos às condições de baixo ciclo, enquanto materiais com maior resistência mecânica são indicados para condições de alto ciclo [FERREIRA, 2008].

2.5.2 Curvas S-N para ligas de alumínio

Diferentemente dos aços e ligas de titânio, que apresentam limite de fadiga (com o valor de tensão abaixo deste patamar não ocorre fratura por fadiga), as ligas de alumínio, por definição, apresentam uma resistência à fadiga para um determinado número de ciclos. Vide figura 2.30 onde são apresentadas curvas características para diferentes materiais, nota-se que a liga de alumínio não apresenta o patamar da liga de aço [FERREIRA, 2008].

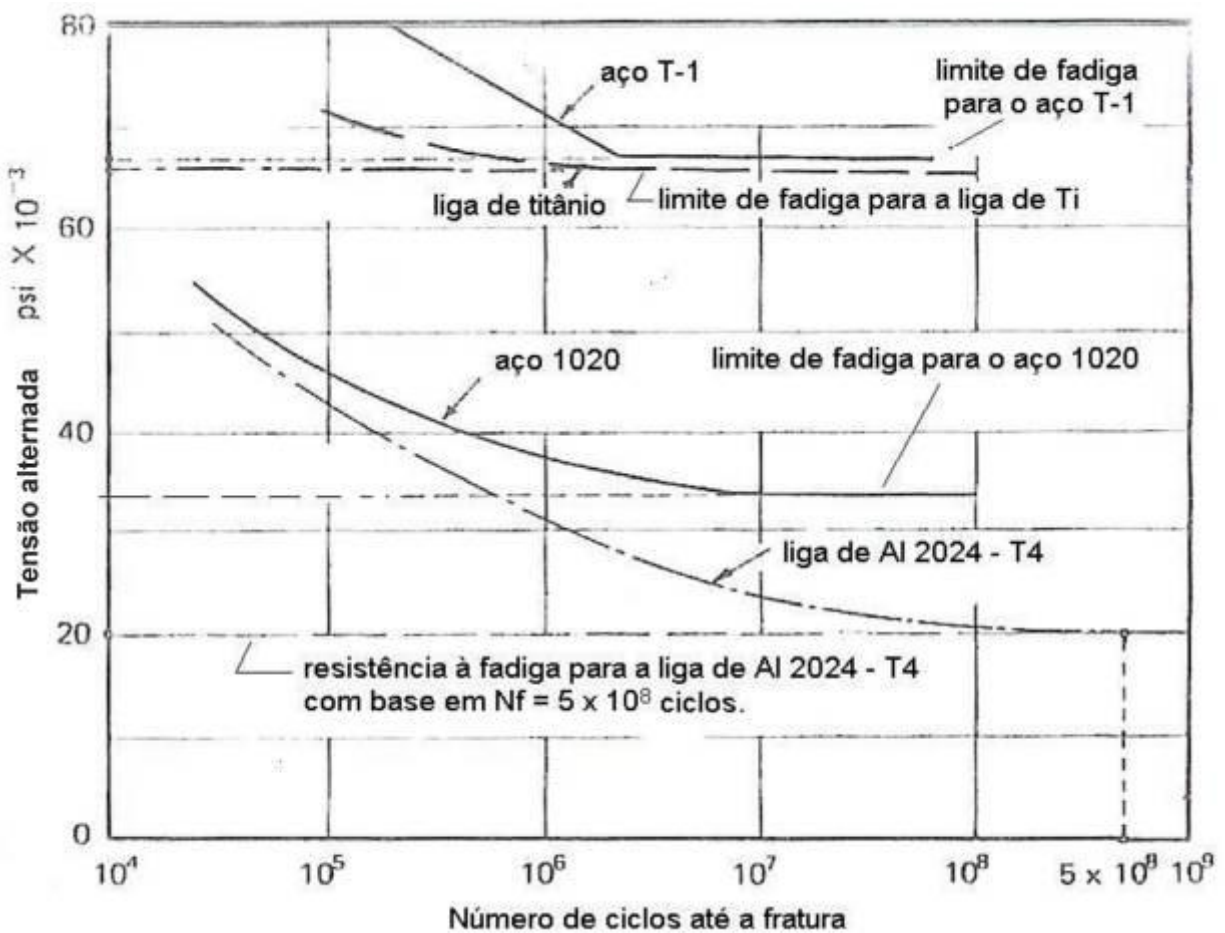


Figura 2.30 - Exemplos de curvas S-N. Os aços e as ligas de titânio apresentam limite de fadiga (S_f) e a liga de alumínio resistência à fadiga (S_N). Razão de carga -1 [(COLLINS, 1981) apud (FERREIRA, 2008)].

2.5.3 Estágios do fenômeno de fadiga

1º) Iniciação da trinca - processo correspondente à iniciação ou nucleação de uma ou mais microtrincas devido ao carregamento cíclico (deformação plástica cíclica) seguido pela propagação, abrange de 2 a 5 grãos a partir da origem. Neste estágio as trincas normalmente não são visíveis a olho nu [SHIGLEY; MISCHKE, 2001*].

2º) Propagação da trinca - corresponde ao progresso de microtrincas para macrotrincas caracterizando-se por apresentar na superfície de fratura marcas de praia (platôs paralelos, separados por picos longitudinais). Estes platôs são geralmente planos e normais à direção de máxima tensão de tração. As marcas de praia são superfícies podem ser onduladas, claras ou escuras [SHIGLEY; MISCHKE, 2001*]. Entre duas marcas de praias (visíveis a olho nu) podem existir centenas ou milhares de estrias (visíveis apenas por microscopia eletrônica) [FERREIRA, 2008].

3º) Ruptura final - ocorre durante o ciclo de carregamento final quando o material remanescente não consegue mais suportar a carga, fraturando abruptamente. Neste estágio a fratura pode ser frágil, dúctil ou uma combinação dos dois tipos. As marcas de praia, se existirem, e as linhas de chevron apontam em direção à origem da trinca inicial [SHIGLEY; MISCHKE, 2001*].

2.5.4 Elementos nucleadores de trinca nas ligas de alumínio fundido

A partir de curvas S-N geradas a partir de ensaios de fadiga em corpos-de-prova de uma liga de alumínio fundido A356-T61 são indicados os elementos nucleadores de trincas conforme figura 2.31 [YI et al, 2006]. Poros e inclusões de óxido atuam como iniciadores ou nucleadores de trinca à fadiga e predominam abaixo de 10^6 (baixos números de ciclos), enquanto que os elementos da microcélula (tamanho e forma das partículas de silício, partículas intermetálicas de ferro, matriz de alumínio e precipitados de Mg_2Si) e os microporos predominam a partir de 10^6 ciclos. A Microcélula foi definida no trabalho referenciado como sendo um modelo de célula

padrão centrado na dendrita secundária, com largura igual a λ_2 (espaçamento entre os braços das dendritas secundárias) e comprimento médio de $2\lambda_2$ [YI et al, 2006].

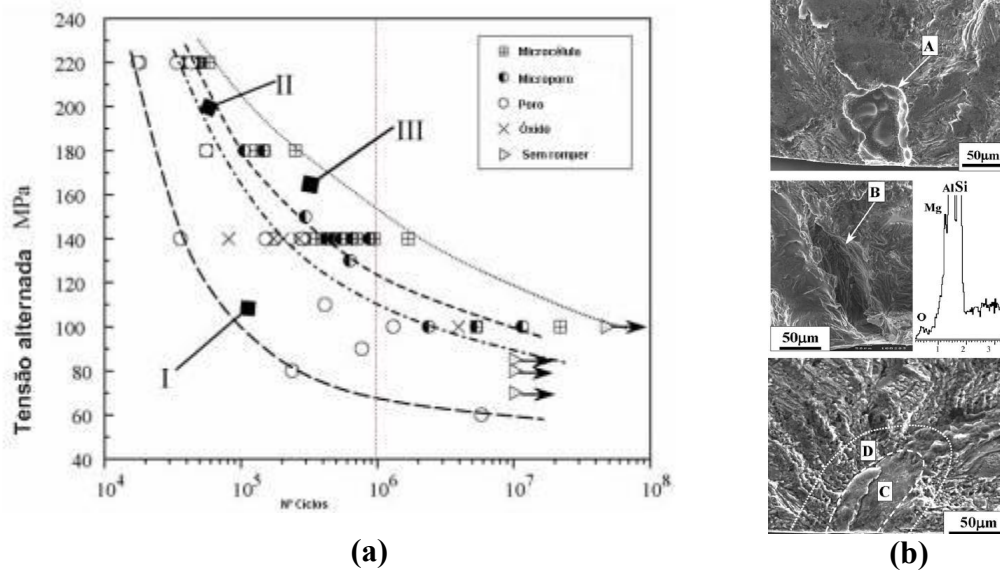


Figura 2.31 - (a) Curva S-N para ensaios de fadiga ($R=-1$) para liga A356-T61. No canto superior direito são indicados os fatores nucleadores de trinca que levaram à ruptura do corpo-de-prova. (b) A análise por MEV indicou o local de início da trinca: (I) Poro A maior que 100 μm próximo a superfície do material; (II) inclusão de óxido de alumínio B maior que 100 μm próximo a superfície do material; (III) Interface onde ocorreu a descoesão entre C (matriz de Al) e D (região eutética) [YI et al, 2006].

Este gráfico indica que há uma hierarquia entre os fatores que controlam o comportamento de fadiga do material. À medida que controlamos e suprimimos um fator para nucleação de trincas outro mecanismo torna-se predominante [LADOS; APERIAN, 2004].

Em geral quanto maiores os defeitos (porosidade, óxidos e inclusões) menor a expectativa de vida em fadiga do componente fundido [LADOS; APERIAN, 2004].

Na figura 2.32 são detalhados os constituintes típicos de uma liga de alumínio fundido A356-T61, incluindo os nucleadores de trinca, a partir de uma análise em microscópio eletrônico de varredura (MEV) e EDS (“Energy Dispersive Scan analysis”).

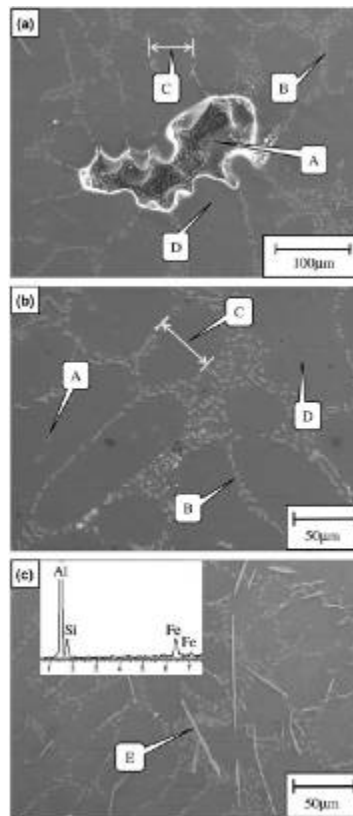


Figura 2.32 - imagens de MEV de constituintes microestruturais típicos de uma liga A356-T61 (AlSi7Mg0,3): (a) detalhes de componentes microestruturais ao redor de um poro; (b) Microcélulas e regiões eutética; (c) Composto intermetálico rico em Fe (Inserido o espectro da análise química por EDS). Note: A. poro; B. Partículas de Si; C. Espaçamento entre os braços da dendrita secundária (SDAS) D. Matriz de Al; E. Composto intermetálico rico em Fe [GAO et al, 2004].

2.5.5 Porosidade

2.5.5.1 Características das porosidades

Porosidades são vazios ou cavidades que se formam dentro do fundido durante a solidificação. É o defeito mais comum encontrado em ligas de Al-Si e são a maior causa de rejeição de fundidos e resultam em propriedades mecânicas pobres, resistência à fratura variável, nucleação e propagação de trinca irregular e comprometem a estanqueidade do componente [FINTOVÁ et al, 2008]. Ao afetar a resistência mecânica e, principalmente, a ductilidade, as

porosidades tornam-se críticas para aplicações que envolvem esforços cíclicos (fadiga) como no caso de cabeçote de motor [FUOCO, 1994].

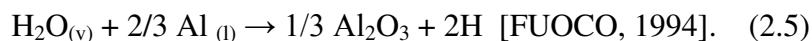
Diversos estudos indicam que as porosidades são prejudiciais para as propriedades de fadiga, por consequência a vida em fadiga, especialmente quando o tamanho e a quantidade excedem determinados valores [LADOS et al, 2004].

A porosidade nas ligas alumínio é causada pela precipitação do hidrogênio na solução líquida ou pela contração durante o processo de solidificação e mais usualmente pela combinação destes efeitos. Há outras fontes de vazios internos como os provocados pela reação metal-molde, oxidação em altas temperaturas, “blowholes” (bolhas de gás provenientes de molde ou macho de fundição) machos [KAUFMAN; ROOY, 2004].

A solidificação de formas geometricamente complexas com variação de espessura cria condições para formação de porosidade interna. O impacto desta porosidade interno nas propriedades do material é causado pela redução da área efetiva devido à fração volumétrica do poro e pela concentração de tensões nos vazios que podem levar à falha prematura [KAUFMAN; ROOY, 2004].

A solubilidade dos gases no alumínio líquido decresce com a solidificação do metal, isto ocorre porque a solidificação diminui o espaço para o gás dissolvido [MONROE, 2005]. A quantidade dissolvida de hidrogênio no alumínio no equilíbrio depende da umidade relativa, pressão parcial do hidrogênio e da temperatura do metal. Por exemplo, uma umidade relativa de 10% é suficiente para carregar o alumínio com hidrogênio [MONROE, 2005]. Conforme a figura 2.33 a brusca alteração da solubilidade na solidificação resulta que 95% do hidrogênio é segregado para as últimas porções líquidas, atingindo teores elevados levando à formação de porosidades nas regiões interdendríticas [FUOCO, 1994].

A absorção de hidrogênio pelo líquido ocorre através da redução do vapor d’água dada pela equação 2.5.



Os fatores cinéticos que mais contribuem para absorção de hidrogênio são:

- Tempo de permanência do banho no estado líquido;
- Temperatura de manutenção e agitação do banho (quebra da camada de óxidos que sobrenada o metal líquido).

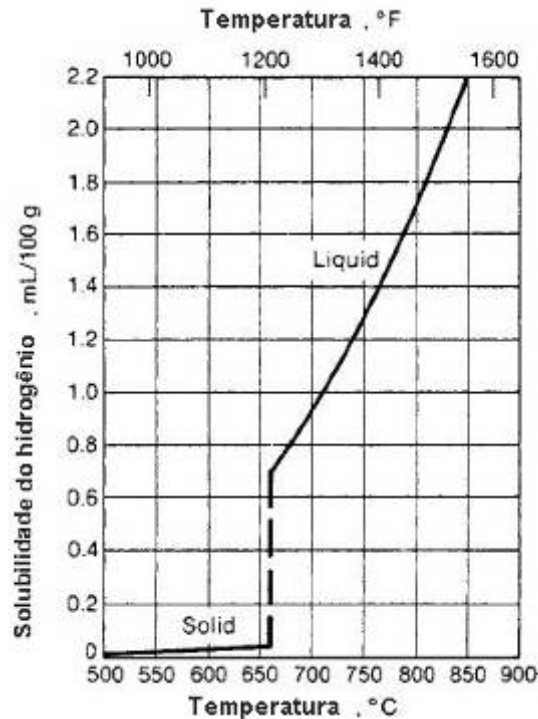


Figura 2.33 - Solubilidade do hidrogênio a 1 atm em alumínio em puro [MONROE, 2005].

A redução destes três fatores, além da eliminação de eventuais fontes de vapor d'água, exceto o ar, reduziria a tendência à ocorrência de porosidades, entretanto sem eliminá-las.

A segunda alternativa para a redução das porosidades devido a gases seria o aumento na dificuldade na criação de bolhas durante a solidificação. Ou seja, interferindo sobre os fenômenos de nucleação e crescimento de bolhas de hidrogênio a fim de retardar, se possível, sua formação. No caso da nucleação o uso de filtros cerâmicos que retêm os óxidos em suspensão que serviriam como substrato para nuclear as bolhas. Outro fator é alterar a tensão superficial do metal líquido, porém estas soluções são limitadas e de custos elevados.

Na prática a redução de porosidades é obtida com emprego de pressão aplicada às peças durante a solidificação, como ocorrem em fundição sob pressão que mantém o hidrogênio supersaturado no metal líquido.

Nos processos que não é possível a aplicação de pressão emprega-se a degaseificação aplicada conforme segue:

- Degaseificação a vácuo;
- Borbulhamento de gás ativo, por exemplo, cloro adicionado por meio de pastilhas de hexacloretano ou por tubo perfurado (cloro gasoso);

- Borbulhamento com gás neutro, argônio ou nitrogênio, através de tubo perfurado com ou sem tampão poroso ou ainda com tubo perfurado e rotor de grafite.

A primeira e a segunda possibilidade são de grande eficiência, apresentando problemas, respectivamente, o custo de equipamento e a toxidez associada à corrosividade do gás cloro. A alternativa de borbulhamento com gás neutro, com ou sem tampão, é de baixa eficiência e exige longos períodos de tratamento para a redução dos níveis de hidrogênio dissolvido. Um rotor de grafite implementado no processo de borbulhamento com gás neutro aumenta a eficiência por tornar rápido o tratamento além de reduzir custos. [FUOCO, 1994].

Poros de gás são tipicamente esféricos enquanto que poros de solidificação possuem uma forma tridimensional irregular [WANG et al, 2001]. A influência dos tipos de poros na resistência mecânica é mostrada na figura 2.34a, observa-se que a porosidade por gases é menos prejudicial à resistência mecânica de uma liga de alumínio fundido do que a porosidade de solidificação para uma mesma fração volumétrica. Na figura 2.34b e c, são mostrados os poros típicos gerados por gás e contração de solidificação respectivamente.

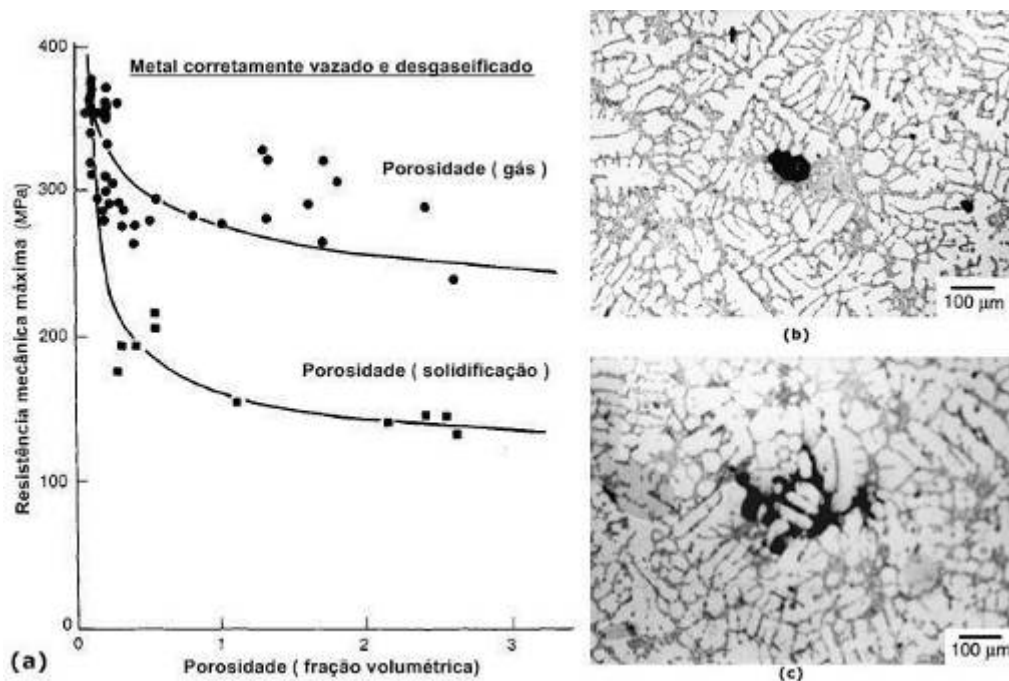
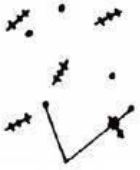
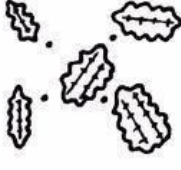
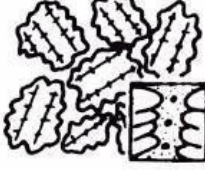
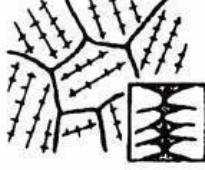
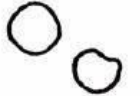
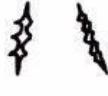


Figura 2.34 - (a) Redução na resistência à tração de um liga Al-11.5Mg produzida pela porosidade de gás e porosidade de solidificação [(JAY; CIBULA, 1956) apud (CAMPBELL, 2001)]; (b) e (c) Aspecto micrográfico de porosidades provoca por gás e contração de solidificação respectivamente [JIANG et al., 1999].

Na tabela 2.12 são mostrados os tipos de poros encontrados na ligas de alumínio, sendo os do tipo 1 (esferoidizados) poros típicos provocados por gases e os do tipo 4 (pequenos e fendidos) característicos da fase final de solidificação [MONROE, 2005].

Tabela 2.12 - Classificação de poros de ligas fundidas de alumínio [MONROE, 2005].

	1) Poros esferoidizados	2) Poros alongados e espalhados	3) Poros alongados e fendidos	4) Poros pequenos e fendidos
Formação de bolhas no processo de solidificação				
Morfologia do poro na estrutura				
Características	- precipitação no metal líquido ou no início da solidificação - crescimento irrestrito da bolha - alta concentração de gás hidrogênio requerida	- formação de bolha em alta fração de líquido - arranjo entre dendritas e bolhas em crescimento - alta a média concentração de gás hidrogênio	- formação de bolhas durante a constituição da rede de dendritas - expansão da bolha limitada no líquido remanescente pelo espaço entre dendritas - média a baixa concentração de gás hidrogênio	- formação de bolhas próximo ao final da solidificação - forma e tamanho dos poros determinado pelo limitado espaço interdendrítico - baixa concentração de gás hidrogênio

Na figura 2.35 são mostrados os poros típicos encontrados em peças fundidas, bem como microestruturas características das ligas de Al-Si

Como explicado anteriormente, o alumínio líquido é propenso à oxidação e a absorção de hidrogênio, desta forma porosidades por gás e inclusões de óxido são defeitos inerentes em fundidos. As inclusões não metálicas são arrastadas e antes da solidificação influenciam a formação de porosidade e as propriedades mecânicas [KAUFMAN; ROOY, 2004]. Isto ocorre porque a nucleação na inclusão óxido reduz a pressão necessária à nucleação não apenas pelo aumento do raio inicial como também pela alteração da tensão superficial requerida, ou seja, o filme de óxido cria a interface necessária para nucleação da porosidade. Exemplo dessa relação pode ser fundamentada no seguinte dado: nos fundidos de alumínio, a porosidade de hidrogênio não se forma até 0,30 ml/100mg de concentração de hidrogênio se o alumínio estiver livre de inclusões de óxido [MONROE, 2005].

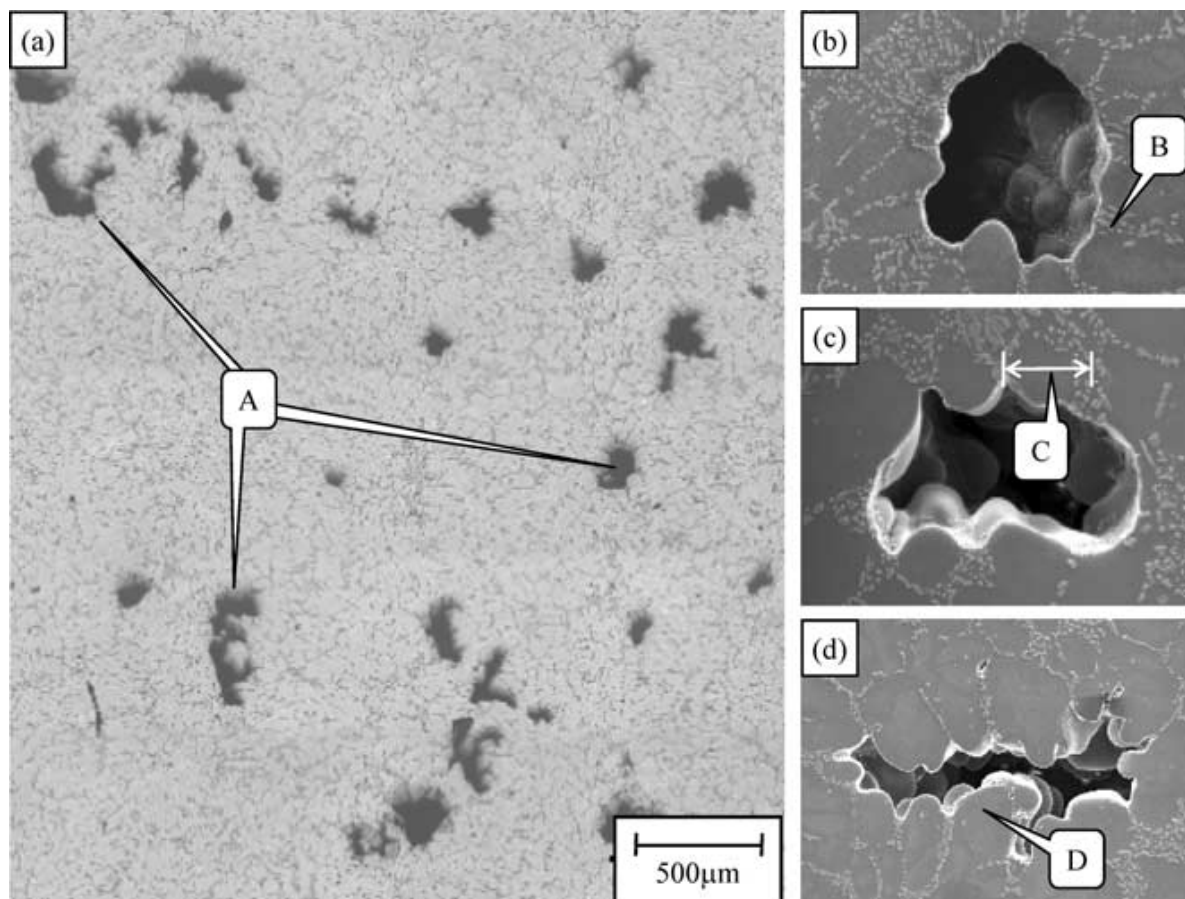


Figura 2.35 - Morfologias de poros e microestrutura típicas de uma liga de alumínio A356-T61: (a) micrografia mostrando o aspecto dos poros A. Imagens de MEV: (b) Poro interdendrítico + B (partículas de Si) (c) Poro interdendrítico + C (Espaçamento entre os braços das dendritas secundárias = SDAS); (d) Outra forma de poro interdendrítico + D (Matriz de alumínio) [GAO et al, 2004*].

2.5.5.2 Influência da porosidade no mecanismo de fadiga nas ligas de Al-Si

Por serem os defeitos mais comuns existe uma quantidade considerável de pesquisas sobre os mecanismos de fadiga nas ligas de alumínio em relação à porosidade. Como já mencionado, a porosidade influencia as propriedades mecânicas. Por exemplo, na liga Al-Si-Mg0.3, 1% da fração volumétrica de porosidade pode reduzir em 50% a vida em fadiga (número de ciclos até a fratura) e 20% da resistência à fadiga (carga x número de ciclos até a ruptura para determinado carregamento) comparada com a mesma liga com microestrutura semelhante, mas sem apresentar poros [BUFFIÈRE et al, 2001].

Iniciação da trinca

Na maioria dos casos a trinca de fadiga inicia no poro independente das condições de carregamento e estado de tensões. Quase todos os poros conduzem à iniciação da trinca quando esses estão localizados na superfície do material, ou logo abaixo.

O número de ciclos necessários para iniciar a trinca depende das condições de carregamento; geralmente varia de 0% (iniciação quase imediata) a menos de 10% da vida em fadiga. Atualmente os mecanismos de iniciação de uma trinca de um poro são bem conhecidos [BUFFIÈRE et al, 2001].

Propagação da trinca

A propagação da trinca pode ser dividida, cronologicamente em quatro etapas:

- 1) Propagação da trinca intradendrítica pode ocorrer na matriz α ou na interface da partícula de Si / matriz α ;
- 2) Propagação da trinca interdendrítica;
- 3) Propagação rápida da trinca interdendrítica com danificação da partícula de silício à frente da ponta da trinca;
- 4) Ruptura final. [BUFFIÈRE et al, 2001].

Da literatura especializada conclui-se que em todas as ligas fundidas de alumínio a porosidade é o fator chave que controla as propriedades de fadiga [BUFFIÈRE et al, 2001].

Na figura 2.36 é mostrado o aspecto de poros que originaram trincas nos espécimes de liga de alumínio AISI A360 submetidas a ensaio de fadiga [CASELLAS et al, 2005]. Na Figura 2.37 é exibida a superfície de fratura indicando que o poro onde iniciou a trinca estava junto à superfície do espécime, enquanto nas figuras 2.37b e 2.37c mostram dois poros típicos nucleadores de trinca e o aspecto da superfície de fratura ao redor deles; Na figura 2.5.9d curva S-N para a liga A356-

T61 onde evidencia a dependência da vida em fadiga (N_f) em função do diâmetro equivalente do poro (D_e) [GAO et al, 2004*].

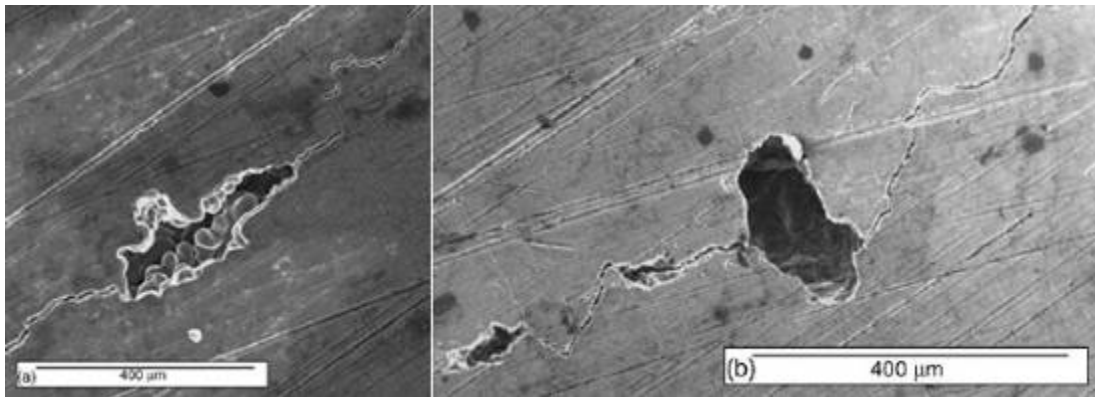


Figura 2.36 - Trinca iniciando nos poros e se propagando nos espécimes de liga de alumínio AISI A360 submetidas a ensaio de fadiga [CASELLAS et al, 2005].

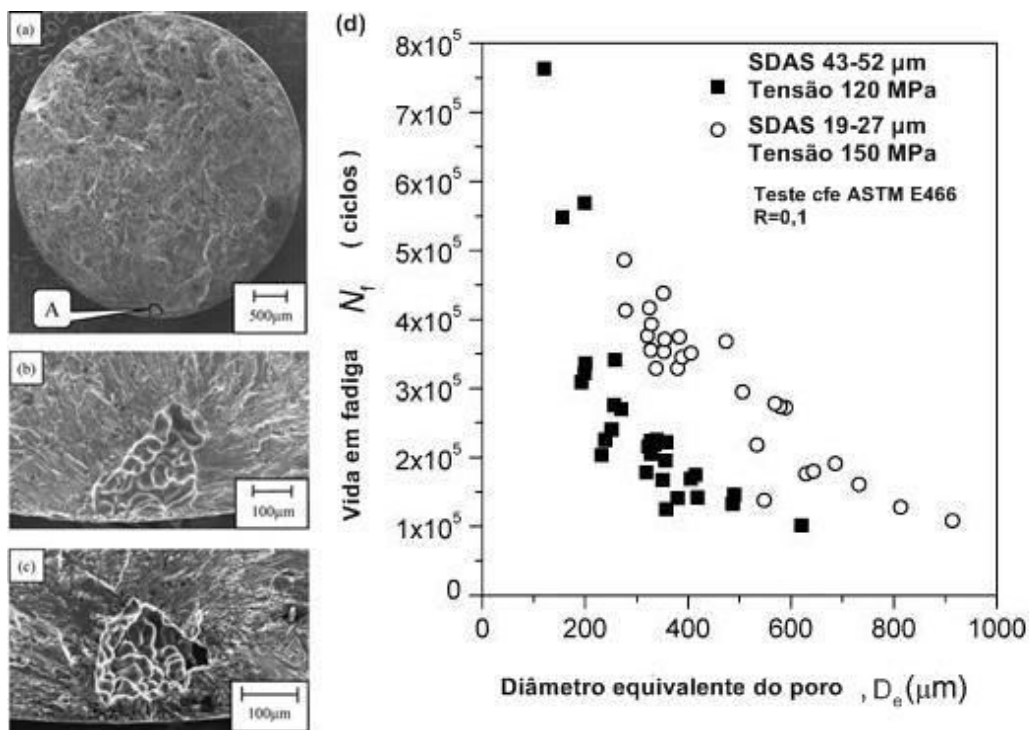


Figura 2.37 - Superfície de fratura e poros iniciadores da trinca. (a) imagem de uma superfície de fratura indicando o poro onde iniciou a trinca; (b) e (c) dois poros típicos nucleadores de trinca e o aspecto da superfície de fratura ao redor deles; (d) curva S-N para a liga A356-T61 onde evidencia a dependência da vida em fadiga (N_f) em função do diâmetro equivalente do poro (D_e) [GAO et al, 2004*].

Na figura 2.38 é apresentada análise fractográfica da superfície de fratura de um corpo-de-prova fundido em liga de alumínio A356-T61 produzido em molde permanente. Nesta figura é exibida a morfologia da zona de fadiga, incluindo a trinca que iniciou em um poro próximo à superfície do espécime, zona de propagação e a zona de fratura final apresentando alvéolos.

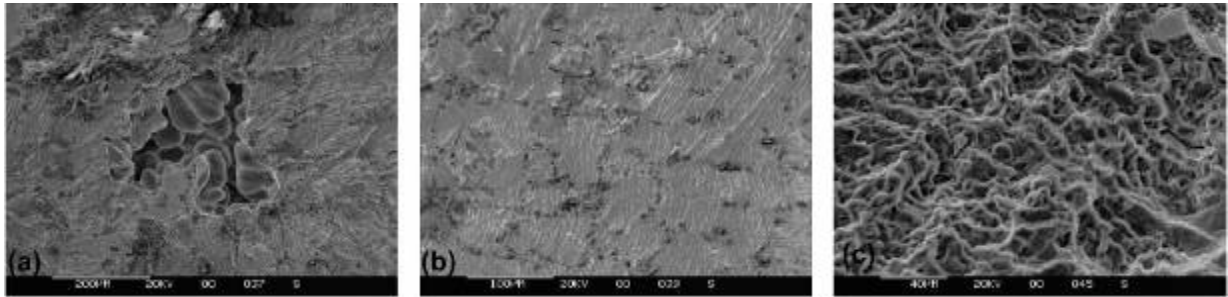


Figura 2.38 - Fractografia mostrando a morfologia típica de uma liga A356-T61 produzida por fundição em molde permanente: (a) zona de nucleação da trinca a partir de um poro; (b) zona de propagação; (c) zona de fratura final apresentando alvéolos (“dimples”) [ROSSO; GRANDE, 2007].

Tamanho crítico e localização das porosidades

Como visto no item anterior o tamanho, a localização do poro, a quantidade (fração volumétrica), a forma e a distribuição, além das tensões cíclicas aplicadas nos fundidos, reduzem a vida em fadiga das ligas de alumínio.

Quanto ao tamanho do poro crítico para ligas de Al-Si seguem algumas citações para apreciação:

- Poros com tamanho variando entre 25 - 50 μm são nucleadores de trinca de fadiga, abaixo deste valor inclusões de óxidos ou bandas de deslizamento são responsáveis pela iniciação [FINTOVÁ, 2009];
- Quanto maior o poro em uma amostra menor a vida em fadiga do componente. Quando poros grandes ($> 100 \mu\text{m}$) estão presentes eles controlam a vida em fadiga de espécimes fundidos em liga Al-Si. [GALL, 2000];

- A dimensão crítica de defeitos de fundido é de 300 μm , sendo que abaixo de 100 μm não são prejudiciais à resistência do material e, por consequência, a resistência à fadiga [AAM, 2003].

Na figura 2.39 são apresentadas curvas S-N relacionando o tamanho do poro e espaçamento entre os braços das dendritas secundárias. Observa-se que quanto maior a SDAS e o tamanho do poro menor a vida em fadiga do espécime da liga A356-T1 [(MAJOR 2007) apud (AAM, 2003)].

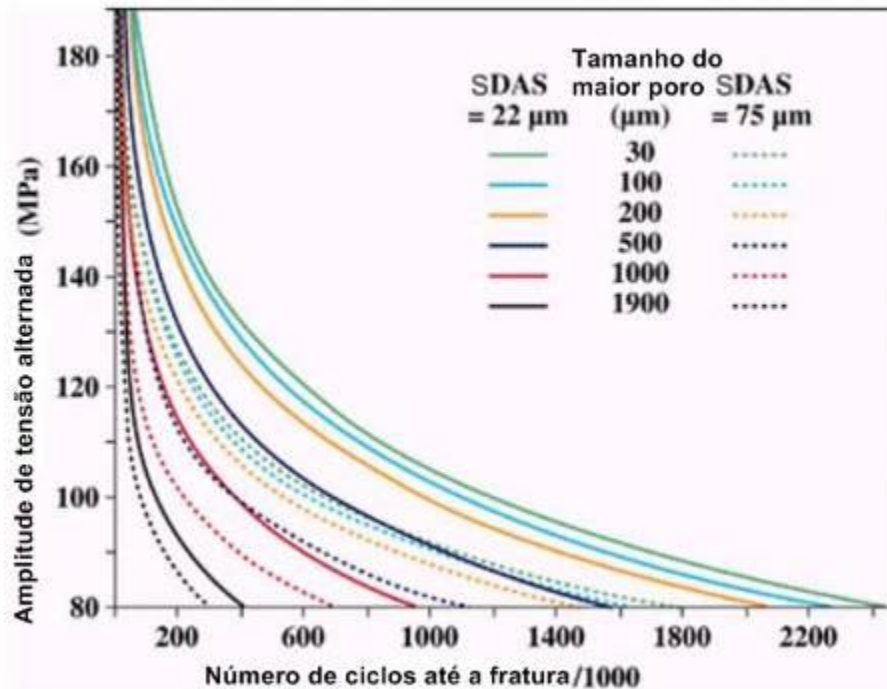


Figura 2.39 - Curvas S-N relacionando tamanho de poros e SDAS com o comportamento em fadiga da liga A356-T1 [(MAJOR 2007) apud (AAM, 2003)].

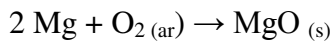
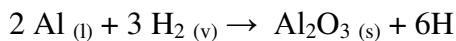
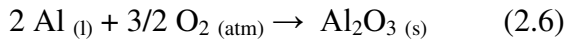
Conclui-se, baseado na literatura especializada, que a determinação do tamanho crítico do poro depende do processo de fundição empregado, da carga aplicada no ensaio de fadiga, da liga de alumínio utilizada, etc...

Entretanto, o que se mostra unânime em diversos estudos de fadiga realizados é que a trinca inicia em poros localizados próximos ou na superfície dos espécimes devido ao efeito de entalhe deste defeito conjugado com as tensões cíclicas máximas [HAN et al, 2002], [YI et al, 2006], [GAO et al, 2004*], [AMMAR et al, 2008], [JIANG et al., 1999], [BUFFIÈRE et al, 2001]; [DE-FENG et al, 2008].

2.5.6 Inclusão de Óxidos

A energia livre de Gibbs do óxido de alumínio é muito alta, devido à grande afinidade do alumínio pelo oxigênio. Esta reação se torna mais forte em altas temperaturas. Dependendo da composição química do banho fundido, o alumínio forma diferentes tipos de óxidos. Se o alumínio puro é exposto ao ar na superfície do líquido se forma um filme de óxido sólido Al_2O_3 . Nas ligas de alumínio que contém magnésio forma-se MgAl_2O_4 que é um mineral cristalino muito duro [PAVLAK, 2008].

As reações típicas entre o metal fundido e oxigênio podem ser sumarizados na equação 2.6, como segue:



A oxidação do alumínio exposto na superfície ao ar atmosférico inicia em milissegundos, ou seja, instantaneamente. A vantagem da formação do filme de óxido é que este possui alta impermeabilidade, impedindo a difusão de átomos de alumínio e íons de oxigênio, formando uma camada protetora sobre o metal fundido. Devido ao fato de que estes óxidos formados neste estágio são rapidamente suspensos e tem pouco tempo para crescer são chamados de “óxidos novos”. São caracterizados por serem amorfos e de espessura extremamente fina, usualmente em décimos de nanômetro [PAVLAK, 2008].

Após um tempo de incubação, normalmente ao redor de 5 a 10 minutos a 750°C , a película de óxido amorfo sofre uma mudança descontínua de estrutura. Uma difusão rápida do oxigênio através da interface óxido-metal ocorre em altas temperaturas, resultando em uma nucleação e crescimento da fase cristalina γ - Al_2O_3 abaixo da camada amorfa. O tempo de incubação para transformação é reduzido pelo aumento da temperatura e o aumento de conteúdo de inclusões no banho líquido. Durante este período o filme tem tempo de se tornar espessas, alcançando espessuras micrométricas ou mesmo milimétricas. Esta película de óxido mais espessa é referida com “óxido velho” e caracterizam-se por apresentar forma cristalina. A diferenciação dos óxidos novos e velhos é possível por técnicas de raios-X [PAVLAK, 2008].

Enquanto a porosidade possui uma morfologia 3-D (cavidade) resultando num efeito adverso isotrópico sobre as propriedades de fadiga, as as inclusões de óxido apresentam uma

morfologia 2-D especialmente os óxidos velhos. Seus efeitos adversos sobre a fadiga do material dependem mais da direção da tensão aplicada. Apenas as películas de óxidos novos são descoesas e originam facilmente uma trinca. Os óxidos velhos tendem a ter maior adesão com o material adjacente. Pelos fatos expostos o efeito total das inclusões de óxidos sobre a vida em fadiga é reduzido em relação às porosidades quando consideramos o tamanho crítico e a localização dos defeitos [WANG et al, 2001].

Outro dado relevante é que as inclusões de óxidos predominam sobre as porosidades quanto ao efeito prejudicial sobre a estanqueidade dos fundidos. A maioria dos vazamentos é conseqüências de óxidos novos incorporados no metal fundido durante o vazamento como conseqüência de um fluxo turbulento na alimentação do molde, principalmente pela parte superior do molde (“top casting”) [CAMPBELL, 2001].

Na figura 2.40a é exibido a micrografia de uma inclusão de óxidos e uma liga de alumínio A356-T61; e na figura 2.40b a imagem de MEV de outra inclusão de óxido na mesma liga.

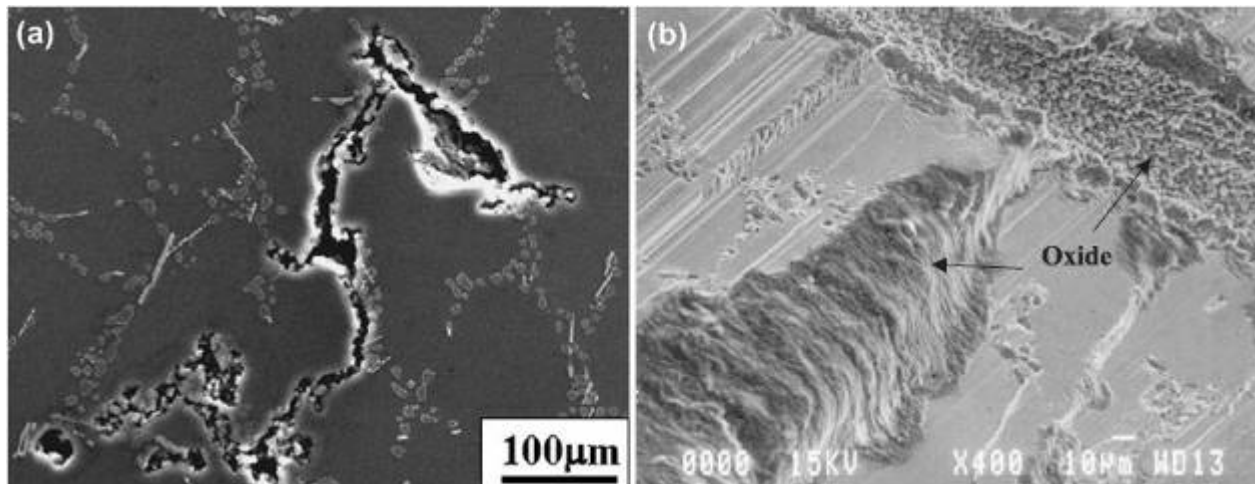


Figura 2.40 - Inclusão de óxido observa em diferentes aumentos. (a) óxido típico numa liga de alumínio A356-T61 [YI, 2006]; (b) imagem do MEV para uma inclusão de óxido para uma liga modificada A356-T61 [WANG et al, 2001*].

O projeto do sistema de alimentação é um exemplo prático da maneira de lidar com das tecnologias de fundição que são aplicadas para produzir cabeçote de motor é quem influencia na sanidade das peças em relação à inclusão de óxidos (devido à turbulência) e formação de porosidades no componente (função da velocidade de resfriamento). Na figura 2.41a é mostrado alimentação do molde pela parte superior que apresenta melhor resfriamento da face de fogo do cabeçote devido à solidificação direcional, o que leva a um melhor controle da porosidade,

entretanto é difícil controlar a turbulência da superfície nos canais de alimentação o que implica na formação de óxidos. Na figura 2.41b é exibida a alimentação do molde pela parte inferior onde a vantagem é um fluxo laminar (menor turbulência), mas as condições de resfriamento da face de fogo do cabeçote são limitadas e propensas a formação de porosidades que afetam as propriedades mecânicas. Na figura 2.41c é o sistema basculante que mantém as vantagens dos dois métodos anteriores, fluxo laminar e solidificação direcional favorável na face de fogo. Este sistema é empregado na fundição por gravidade tipo Rotacast [PAVLAK, 2008].

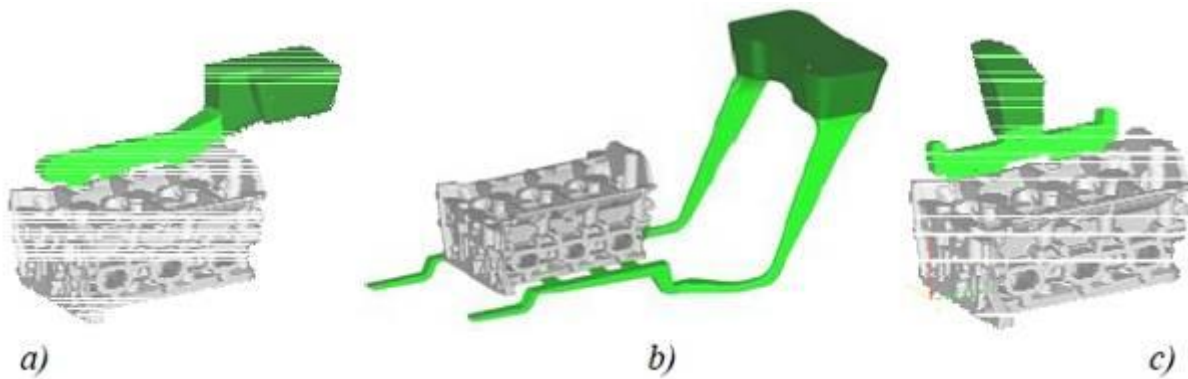


Figura 2.41 - Sistemas de canais para alimentação de moldes para fundição por gravidade. (a) alimentação na parte superior (“top casting”); (b) vazamento na parte superior (“bottom casting”); (c) vazamento no sistema basculante (“tilt casting”) usado na fundição “Rotocast” [PAVLAK, 2008].

2.5.7 Partículas de silício da fase eutética

As contínuas melhorias nas técnicas de fundição levaram a um decréscimo do tamanho e quantidade de poros e inclusões de óxidos nas ligas de alumínio fundido. Com isso as características microestruturais como o tamanho e a morfologia das fases primárias (espaçamento entre braços das dendritas secundárias ou SDAS) e primárias (partículas de silício do eutético) estão gradualmente influenciando mais a vida em fadiga dos componentes [YI et al, 2006].

As propriedades mecânicas nas ligas de alumínio são determinadas pela distribuição da fase eutética. A resistência mecânica e alongamento aumentam com o decréscimo da segunda fase, especialmente o alongamento. Entretanto as propriedades mecânicas das ligas de Al-Si comerciais são sabidamente muito dependentes da forma, morfologia e espaçamento das

partículas de silício no eutético, bem como dependem do espaçamento entre os braços das dendritas secundárias (SDAS) e tamanho das células [KOBAYASHI, 2000].

A morfologia da partícula de silício pode ser alterada de uma estrutura lamelar grosseira para uma estrutura de partículas esferoidizadas e dispersas através do tratamento de modificação, pela adição de estrôncio ou sódio no banho líquido, seguida de tratamento térmico de envelhecimento artificial (vide itens 2.5.11 e 2.5.12). Desta forma as ligas de alumínio com as partículas de silício modificadas apresentam melhor resistência à fadiga comparada às ligas não modificadas. Na figura 2.42 são exibidas micrografias típicas de uma liga não modificada (microestrutura acicular) e modificada (microestrutura fibrosa) [GALL, 2000].

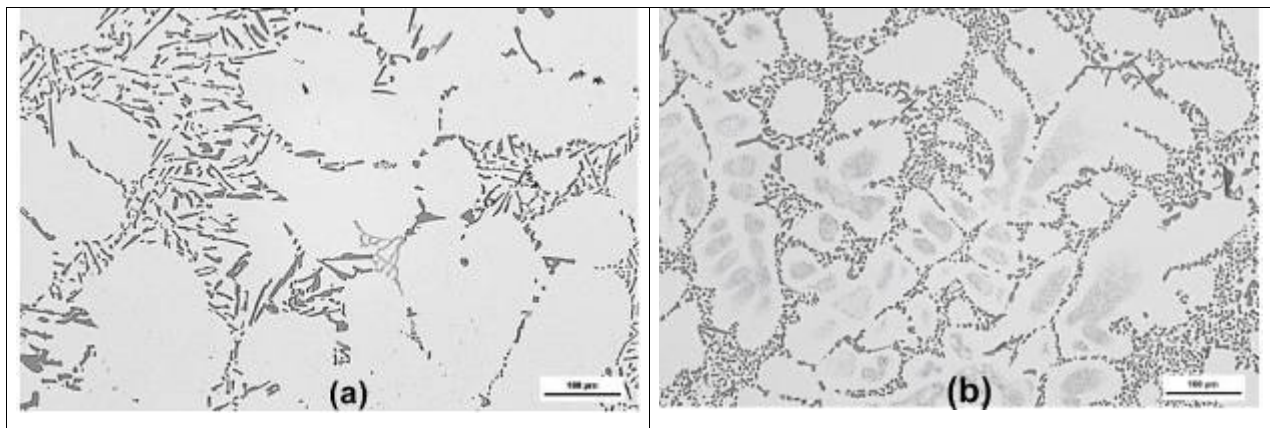


Figura 2.42 - microestruturas típicas da AlSi7Mg0,6 . (a) liga não modificada caracteriza-se por partículas de silício aciculares; (b) liga modificada apresenta partículas de silício mais esferoidizadas no eutético [FINTOVA et al 2009].

Tem sido demonstrado que na ausência de defeitos grandes, tais como poros, as partículas de silício do eutético assumem um papel relevante na formação de pequenas trincas de fadiga. Análise de elementos finitos indicou que há um acúmulo de deformação plástica ao redor da interface entre as partículas de silício e a matriz de alumínio dentro da microcélulas que interceptam a superfície do espécime. Microtrincas são, possivelmente, iniciadas pela descoesão ou descolamento das partículas de silício. Esta descoesão acelera a deformação plástica local dentro da microcélula e leva a formação de uma pequena trinca dominante formada pela união destas microtrincas. Na seqüência esta trinca propaga-se através da matriz pelo mecanismo de linhas de deslizamento [YI et al, 2006].

Na figura 2.43a apresenta uma micrografia de uma liga A356-T61 com microtrincas nucleadas em partículas de silício descoladas [YI et al, 2004], enquanto na figura 2.43b, também de uma liga A356-T61, é mostrado imagem de MEV de linhas de deslizamento numa matriz de

alumínio (C) e partículas de silício descoladas. É importante salientar que a descoesão da partícula de silício, dura e frágil, da matriz de alumínio, dúctil, ocorre devido às diferenças de deformações nos materiais mediante as solicitações de cargas [YI et al, 2006].

Na figura 2.44a é exibida imagem de MEV da microestrutura de uma liga A356-T61 identificando as partículas de silício do eutético e as partículas do composto intermetálico de ferro [YI et al, 2006]; Na figura 2.44b é mostrada a micrografia de uma trinca iniciada numa partícula de silício também de uma liga A356-T61. Esta é uma zona de alta concentração de tensão numa região interdendrítica onde temos partículas duras e frágeis de silício localizado na parte convexa do poro; Na figura 2.44c é mostrado, pela imagem do MEV, o interior de um poro onde a seta indica uma partícula de silício na parte convexa do poro; Na figura 2.44d uma ilustração esquemática 2D do arranjo das partículas de silício com um poro [BUFFIÈRE, 2001].

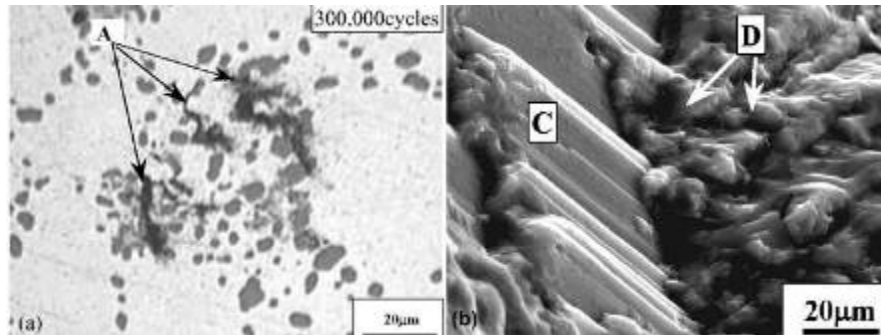


Figura 2.43 - (a) Micrografia de uma liga A356-T61 com microtrincas nucleadas nas partículas de silício [YI et al, 2004]; (b) aspecto das linhas de deslizamento (C) numa matriz Al e partículas de Si descoladas [YI et al, 2006].

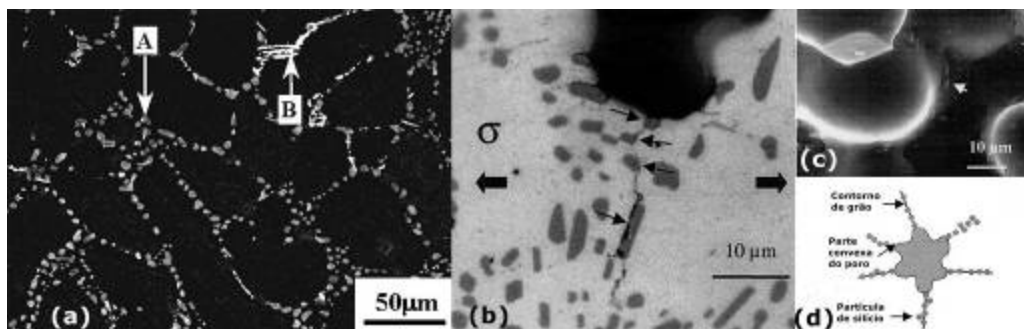


Figura 2.44 - (a) Imagem de MEV de partículas de Si (A) e composto intermetálico rico em Fe (B) [YI et al, 2006]; (b) micrografia ótica de uma trinca nucleada numa partícula de Si localizada na parte convexa de um poro; (c) imagem de MEV do interior de um poro onde a flecha indica uma partícula de Si na parte convexa do poro; (d) ilustração esquemática 2D do arranjo das partículas de silício com um poro [BUFFIÈRE, 2001].

Estudos na liga A356-T61 apresentando baixa fração de porosidade (0,01% em média), com partículas de silício e partículas intermetálicas de ferro (α -Al₁₅(Fe,Mn)₃ Si₂) modificadas apresentaram o seguinte micromecanismos de fadiga: durante o estágio inicial de crescimento da trinca a partir de um defeito da ordem de 100 μ m, a trinca propagou-se exclusivamente pelas células dendríticas de alumínio (matriz α). A trinca evitou a fase eutética Al-Si e apenas acompanhou as partículas intermetálicas α -Al₁₅(Fe,Mn)₃ Si₂ se estas estavam em linha com o plano da trinca. Nos estágios finais de fadiga a trinca propagou preferencialmente através das partículas de silício e partículas intermetálicas de ferro rompidas. A ruptura final devido à sobrecarga revelou que ocorreu, quase que exclusivamente, pelo cisalhamento dúctil na fase eutética Al-Si e por clivagem da fase intermetálicas de ferro [GALL, 2000].

2.5.8 Composto intermetálico de Ferro

O ferro é o elemento deletério mais comum nas ligas de alumínio fundido afetando a resistência à fratura devido à formação do composto intermetálico Fe-Al em forma de agulhas. [KOBASHI, 2000]. Estudos realizados indicam que estas partículas são concentradoras de tensão, favorecendo o início da trinca e diminuindo a ductilidade dos componentes fundidos [YI et al; 2004]; O ferro forma partículas duras que tendem a solidificar nos contornos de células eutéticas. A partícula mais prejudicial é β - Al₅FeSi que apresenta morfologia lamelar e fragiliza a liga de alumínio. A formação preferencial de α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, com morfologia menos deletéria, é garantida com a adição de manganês de maneira que a relação Fe/Mn seja de 2 /1, como já foi mencionado no item 2.2.9 [FUOCO, 1994]. Alternativamente, a adição de berílio modifica as partículas intermetálicas de ferro para formas mais esferoidizadas. [GALL, 2000].

Nas figuras 2.45a e 2.45b são apresentadas as morfologias típicas da fase β - Al₅FeSi em microscópio ótico, enquanto na 2.45c a imagem fractográfica de outra partícula de ferro intermetálico.

Na figura 2.46 é mostrado o resultado de pesquisa realizada sobre o efeito de ferro na vida em fadiga da liga de alumínio fundido A356-T61. Na curva S-N obtida, o baixo conteúdo de ferro é de 0,06% e o alto conteúdo de 0,57%. Observa-se que o aumento do conteúdo de ferro reduz a vida em fadiga em regimes de alto ciclo de fadiga ($>10^6$ ciclos), mas não afetam o regime de médio ciclo de fadigas ($>10^5$ e $<10^6$), e aumentam levemente em regime de baixo ciclo de

fadiga ($<10^5$ ciclos). Este estudo foi realizado na ausência de defeitos grandes como porosidades e inclusões de óxido e onde a microcélula era constituída de matriz de alumínio, eutético de partículas de silício e compostos intermetálicos de ferro [YI et al; 2004]-.

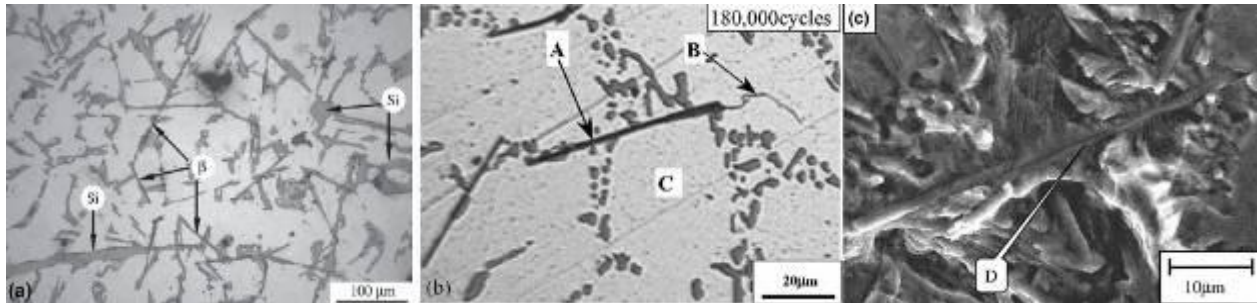
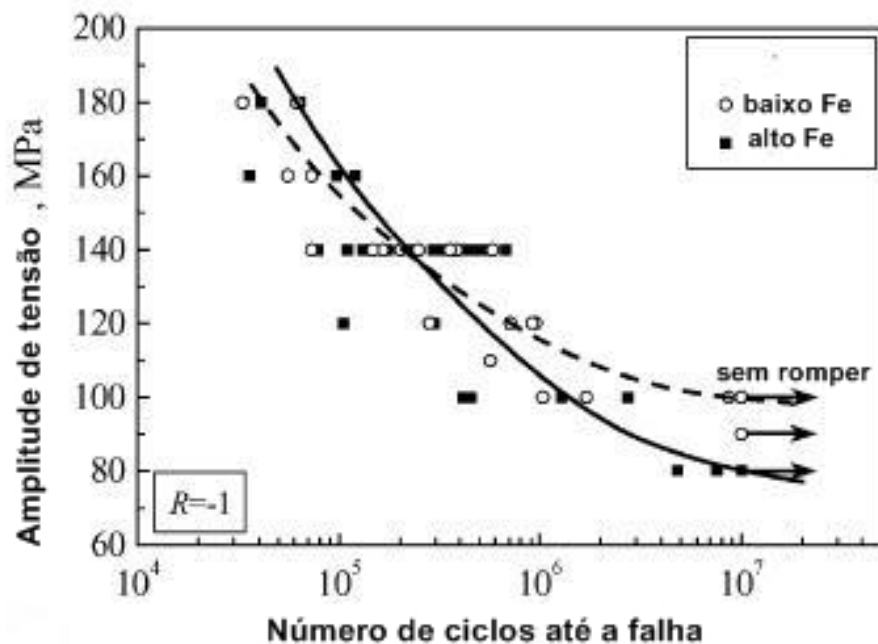


Figura 2.45 - (a) micrografia apresentando a morfologia da fase β - Al₅FeSi [MUGICA et al, 2004]; (b) micrografia mostrando microtrincas (B) iniciando numa grande partícula intermetálica de ferro (A) [YI et al; 2004]; (c) Imagem de MEV da superfície de fratura detalhando uma partícula intermetálica de ferro (D) na região eutética [GAO et al, 2004].



Figuras 2.46 - Curvas S-N obtidas para baixo (0,06%) e alto (0,57%) conteúdo de ferro. Nota-se que o aumento do percentual de ferro afeta a vida em fadiga do material acima de 10^6 ciclos.

2.5.9 Outros fatores metalúrgicos que influenciam a vida em fadiga das ligas Al-Si

Na ausência de defeitos de fundição, porosidades e inclusões de óxido, por exemplo, a vida em fadiga de ligas de alumínio A356/357 é função de outros fatores microestruturais como:

- Espaçamento entre os braços das dendritas secundária (SDAS);
- Refino do grão e por consequência da SDAS;
- Modificação do eutético;
- Tratamento térmico;
- Composição química. [WANG et al, 2001*]

Estes fatores serão detalhados na sequência com exceção da composição química que já foi analisada no item 2.2.9 - Influência dos elementos de liga.

2.5.10 Espaçamento entre os braços das dendritas secundárias (SDAS)

Em materiais semi-acabados o tamanho de grão é o fator determinante da resistência de um material, enquanto nas ligas fundidas o espaçamento entre os braços das dendritas secundária (λ_2) é o parâmetro mais importante que influencia as propriedades mecânicas [MILNE et al, 2003].

Na figura 2.47a é mostrado uma representação esquemática da SDAS enquanto na figura 2.47b uma micrografia representativa da SDAS. A determinação da SDAS pode ser calculada pela equação 2.7. Nesta equação L é o comprimento de uma linha reta, M is a ampliação da micrografia e n é o número de braços de dendritas interceptados pela linha reta. [CHIRITA et al, 2007].

$$\lambda_2 = L/nM \quad (2.7)$$

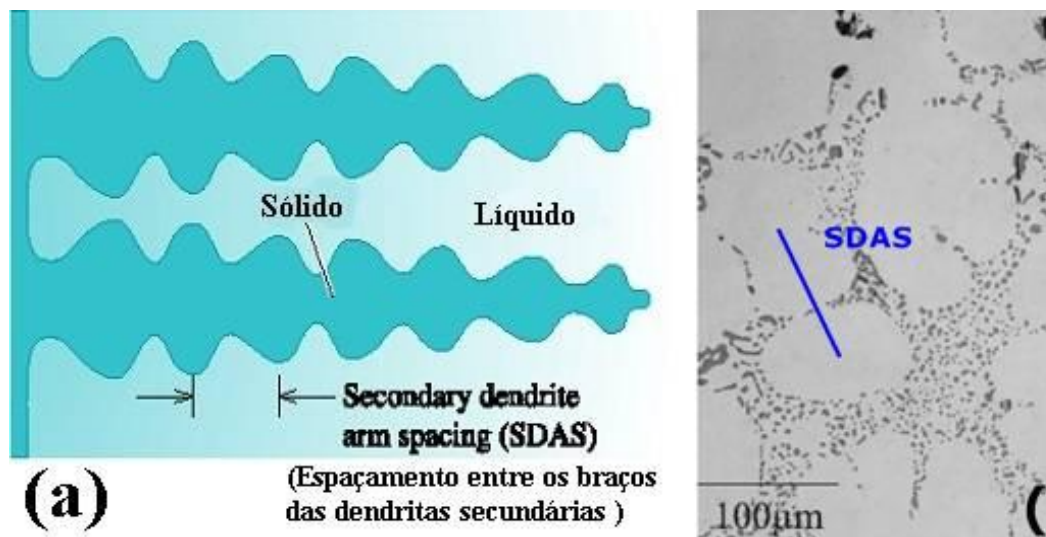


Figura 2.47 - (a) representação esquemática da SDAS [ASKELAND; PHULÉ, 2002]; (b) SDAS é a distância entre os braços dendritas secundários representada numa micrografia de uma liga A356-T61 [WANG et al, 2001*].

Quando a SDAS diminui, a resistência à tração e o alongamento específico aumentam conforme exposto na figura 2.48a. Isto se explica pelos elementos do soluto das ligas de alumínio concentrarem-se nos espaços interdendriticos, desta forma quanto mais fina a SDAS menor será o tempo de tratamento térmico. A SDAS é controlada pela taxa de resfriamento enquanto o tamanho de grão é controlado pelos eventos de nucleação, na figura 2.48 b é mostrado [MILNE et al, 2003].

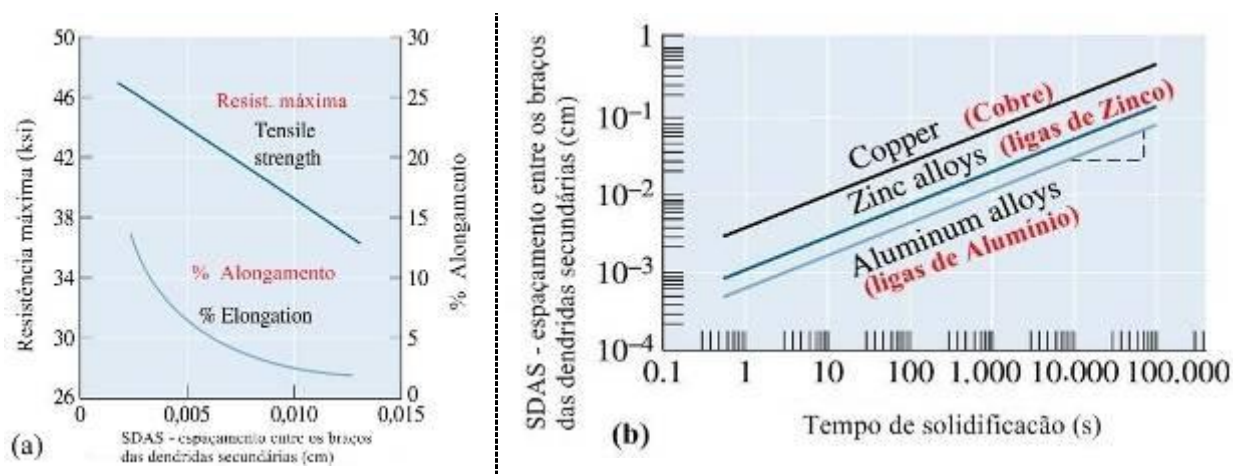


Figura 2.48 - (a) efeito da SDAS nas propriedades mecânicas (1ksi = 6,894 MPa); (b) O efeito do tempo de resfriamento no tamanho da SDAS.

A velocidade de resfriamento no molde esta relacionado com o tipo de processo de fundição empregado. A tabela 2.13 o apresenta às propriedades mecânicas e de fadiga em função do tamanho da SDAS. Nota-se que o processo de fundição por gravidade apresenta propriedades superiores à fundição em areia devido ao menor tamanho da SDAS [FUOCO, 1994].

Tabela 2.13 - Efeito das porosidades nas propriedades mecânicas da liga A-356 [FUOCO, 1994].

Processo Fundição	LR (MPa)	LE_{0,2} (MPa)	Alongamento (%)	Resistência à fadiga p/ 10⁷ ciclos (MPa)	SDAS (µm)
Coquilha	362	306	10,3	98	22
Areia	328	303	2	79	46

Na figura 2.49 é mostrado o tamanho da SDAS em função da velocidade de resfriamento e a sua influência nas propriedades mecânicas. Observa-se que nas regiões 1 e 2, onde esta localizado o resfriador, o tamanho da SDAS é o menor possível devido à maior velocidade de resfriamento e como consequência as propriedades mecânicas são otimizadas tornando esta região dúctil. Ao contrário nas regiões 5 e 6 a velocidade de resfriamento é menor, o que permite um maior crescimento das dendritas, portanto maior tamanho da SDAS e como consequência propriedades mecânicas pobres tornando a região frágil.

Uma proposta mais recente foi apresentada sobre as propriedades mecânicas que estão relacionadas diretamente pela distribuição da fase eutética. O parâmetro de integridade estrutural Φ é apresentado na figura 2.50. A relação entre tenacidade à fratura dinâmica e a SDAS (λ_2) é mostrado na figura 2.51a. Na figura 2.51b os dados de tenacidade à fratura dinâmica são relacionados com o parâmetro de integridade estrutural Φ ($= MFP / \lambda_2$). Uma melhor correlação entre a tenacidade à fratura dinâmica e outros parâmetros, bem como as propriedades mecânicas foram observadas [KOBAYASHI, 2000].

O parâmetro de integridade estrutural Φ é um fator promissor visto que tem um papel fundamental no controle das propriedades mecânicas e no comportamento de deformação das ligas Al-Si hipoeutéticas em certos estágios do processo de fratura [KOBAYASHI, 2000].

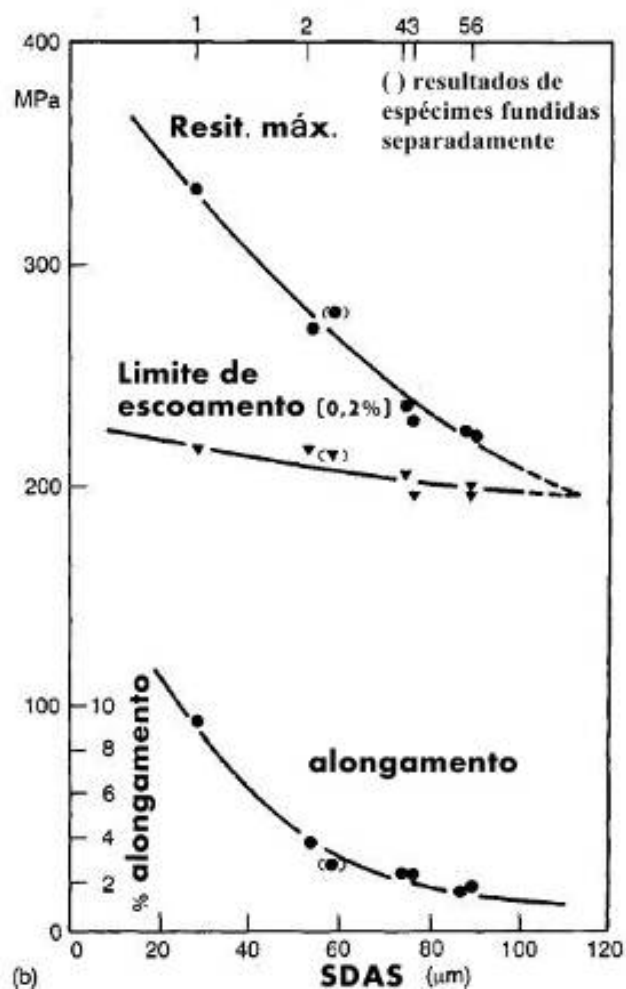
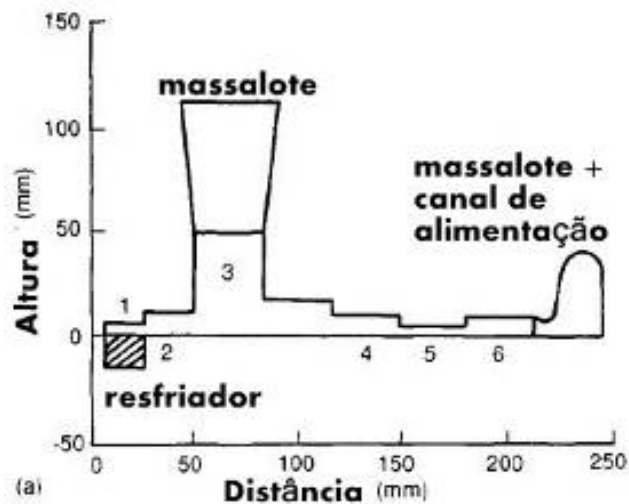
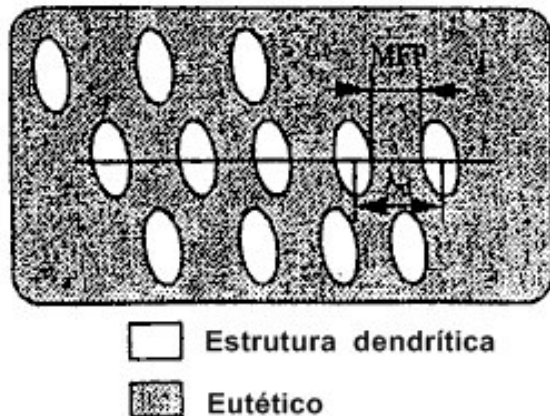


Figura 2.51 - (a) Esquema de alimentação e resfriamento de um componente fundido em liga Al-7Si-0,4Mg; (b) Propriedades mecânicas: apresenta uma boa resistência e tenacidade próxima ao resfriador (1, 2) e comportamento frágil na região do material que solidificou mais lentamente (5, 6) [CAMPBELL, 2001].



MFP é o caminho médio livre através das dendritas (espaçamento entre dendritas)

λ_2 é o- espaçamento dendrítico de centro a centro (DAS)

Fig. 2.50 - Ilustração esquemática dos parâmetros microestruturais considerando uma liga de alumínio fundido hipoeutética Al-8%Si [KOBAYASHI, 2000].

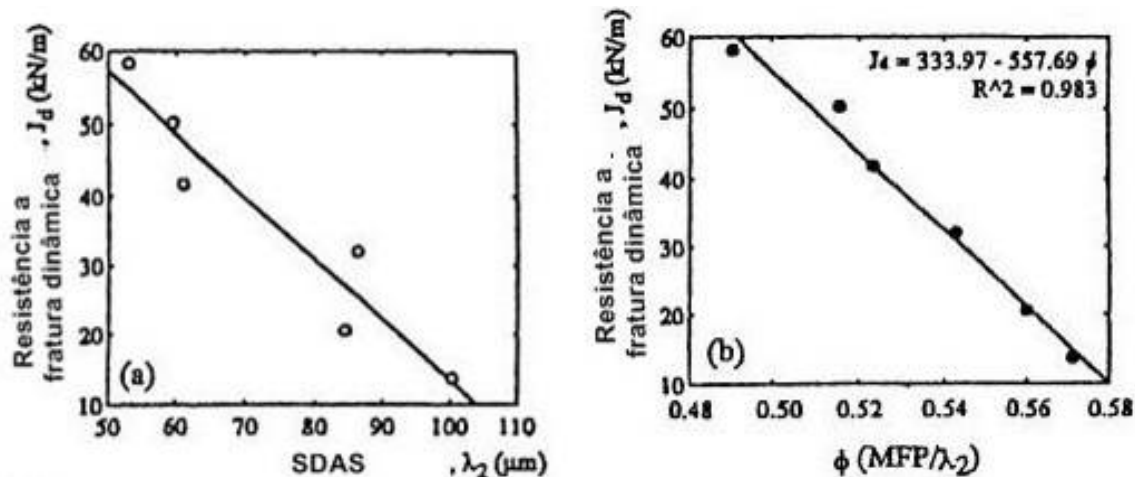


Fig. 2.51 - Relação entre a resistência à fratura dinâmica de uma liga fundida hipoeutética Al-8%Si com: (a) Espaçamento entre braços secundários das dendritas (SDAS); (b) fator Φ [KOBAYASHI, 2000].

2.5.11 Refino de grão (inoculação)

O refino de grão das ligas de alumínio refere-se ao refino da fase α visando reduzir o tamanho das dendritas. [FUOCO, 1994].

O refino de grão é empregado quando as velocidades de resfriamento são lentas como ocorre, por exemplo, no processo de fundição em areia ou nas peças com seções espessas [JOLLY, 1993]. Geralmente a ação dos refinadores diminui a formação de grão colunares

(dendritas alongadas) e aumenta a tendência para formação de grão equiaxiais (dendritas pouco alongadas) [FUOCO, 1994]. O efeito do refinamento de grão pode ser visto nas macrografias figura 2.52a e 2.52b (seção longitudinal) e 2.52c e 2.52d (seção transversal) o processo de refino assegura que a maioria dos grãos sejam de tamanho pequeno e equiaxiais. [JOLLY, 1993].

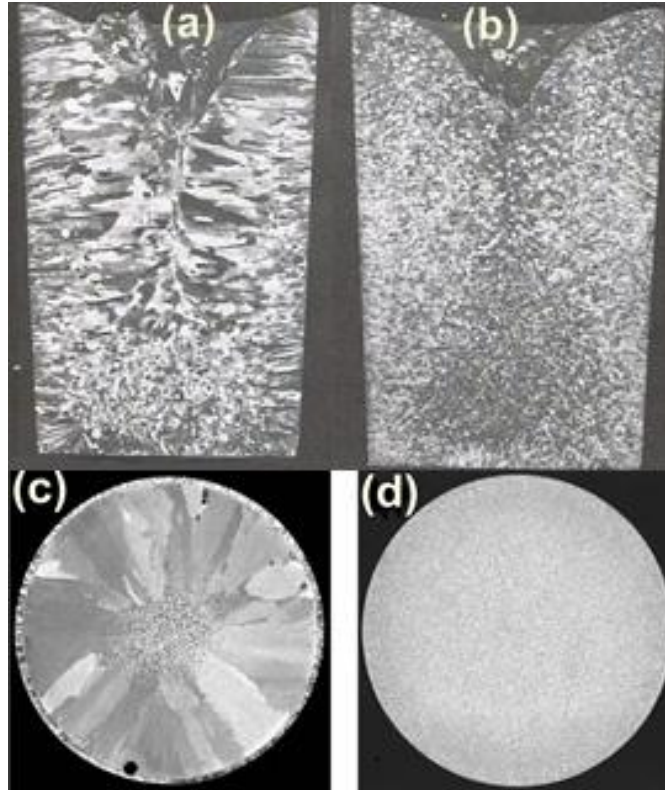


Figura 2.52 - O efeito do refinamento na macroestrutura (1x) da seção longitudinal de lingotes de alumínio solidificados em coquilhas de aço. (a) Estrutura de solidificação normal, sem nenhum tipo de inoculação; (b) com inoculação prévia de boro-titânio para refino de grão [CAMPOS; DAVIES, 1978]; O efeito do refinamento na macroestrutura na seção transversal de lingotes de alumínio de diâmetro de 200 mm com (c) e sem (d) inoculante, com grãos equiaxiais na borda externa (zona coquilhada) e centro e grãos colunares entre estas regiões [SCHNEIDER, 2006].

Os principais objetivos do refino de grão são:

- Aumentar a resistência à fratura a quente do fundido no processo de solidificação, visto que reduz a formação de trincas devido aos efeitos de contração;
- Melhorar a fluidez do metal fundido, permitindo melhores condições de alimentação do molde;

- Melhorar o acabamento superficial do fundido [JOLLY, 1993];
- Melhorar as propriedades mecânicas e estanqueidade das peças fundidas [FUOCO, 1994].

O refinamento de grão não é necessário para o processo de fundição por injeção em alta pressão [JOLLY, 1993].

Os refinadores de grão mais empregados são titânio ou ligas de titânio-boro. São adicionados ao banho pouco antes do vazamento através de pré-ligas Al-Ti (de 3 a 10%) ou Al-Ti-B (de 3 a 10% e 0,2 a 1% B) ou através de fluxos ou pastilhas contendo estes elementos [FUOCO, 1994].

O titânio acima de 0,15% precipita partículas de $TiAl_3$, esta fase é um nucleante ativo para o alumínio fundido. O efeito da fase $TiAl_3$ desaparece com o passar do tempo reduzindo a eficiência de refinamento do nucleante. A adição da liga Titânio-Boro produz partículas de TiB_2 que melhoram o efeito de desaparecimento do efeito de refinamento (“fade”). O TiB_2 funde a $2.900^{\circ}C$, esta temperatura está bem acima do ponto de fusão das ligas de alumínio. Estudos indicam que esta fase apresenta-se na forma de particulado e atua como barreira para dissolução da fase α [JOLLY, 1993]. A teoria mais aceita é que ocorre a formação de compostos TiB_2 e TiB_3 através de uma reação peritética e que estas fases serviriam como substrato para nucleação da fase α . As adições típicas são de 0,05 a 1,15% de titânio para ligas com relação Ti/B de 3:1 a 5:1 [FUOCO, 1994].

O controle do tamanho do grão é feito por macrografia ou de metalografia quantitativa [FUOCO, 1994].

2.5.12 Modificação do eutético

O tratamento de modificação consiste basicamente no refino das partículas de silício do eutético. A modificação do eutético alumínio-silício em ligas hipoeutéticas é realizada em muitas aplicações a fim de melhorar a usinabilidade e propriedades mecânicas, principalmente a ductilidade [JOLLY, 1993]. Microestruturas de eutético alumínio-silício não modificadas contêm placas aciculares de silício conforme mostrado na figura 2.42a. A estrutura modificada é fibrosa (partículas esferoidizadas) e coerente com a matriz de alumínio de acordo com a figura 2.42b [FUOCO, 1994].

Qualquer metal alcalino, da tabela periódica, agirá como modificador em maior ou menor grau, sendo os mais usuais o sódio, estrôncio, antimônio e cálcio. O sódio está sendo menos empregado devido ao fato de que a adição de sódio no banho fundido de alumínio é muito insalubre e seu efeito modificador tende a desaparecer em pouco tempo, exigindo que o forno seja tampado [JOLLY, 1993]. Na busca de alternativas, pesquisas indicaram que o estrôncio (Sr) e o antimônio (Sb) se mostraram bons modificadores. A adição de Sr melhorou significativamente a J_c (resistência do material para iniciar a trinca) e J_d (resistência à fratura dinâmica) quando adicionado numa liga AC4CH-T6 (Al-7%Si-0,3%Mg). Essas melhorias em J_c e J_d são atribuídas à fineza e a diminuição de tamanho das partículas de Si no eutético [KOBAYASHI, 2000]. O agente modificador mais comum utilizado ultimamente é o estrôncio sob a forma de ligas que são adicionadas no banho na forma de barra (usualmente 10% Sr) [FUOCO, 1994].

Normalmente o teor de fósforo é limitado à cerca de 10 ppm para ligas que serão submetidas ao tratamento de modificação. O nível residual de elementos modificadores deve estar entre 0,005 e 0,020% para o estrôncio e entre 0,005 e 0,015% para o sódio [FUOCO, 1994].

O mecanismo mais provável é que os elementos modificadores inibem a nucleação da fase β do eutético (partículas de silício) ao absorver partículas de AIP (núcleos naturais desta fase). Além disso, interferem na forma de crescimento da fase β . Como consequência da modificação a temperatura de formação do eutético diminui de 2 a 10°C, desta forma as células eutéticas formadas são em menor número e muito maiores que no caso das ligas não modificadas.

Portanto, o grau de modificação é função da reação entre o teor do elemento modificador e o teor de fósforo residual da liga e a velocidade de resfriamento [FUOCO, 1994].

Outra característica do tratamento de modificação é que este atua na contração de solidificação. Os macrorechupes que se formariam nas regiões mais grossas das peças são redistribuídos no componente como microrechupes. Pesquisas recentes demonstraram que onde há velocidade de resfriamento lenta e em fundido com seções finas o refinamento de grão e modificação pelo estrôncio é prejudicial para a resistência mecânica e as propriedades de fadiga dos fundidos. Isto se deve ao fato de que o aumento da porosidade suplanta o benefício das modificações microestruturais. Existem evidências que a adição de estrôncio aumenta os níveis de hidrogênio nas ligas de alumínio [FUOCO, 1994].

2.5.13 Tratamento térmico das ligas de alumínio

Os fundidos de ligas de alumínio podem ser usados em diversas aplicações mediante tratamento térmico conveniente [JOLLY, 1993].

Fundidos provenientes de injeção em alta pressão comumente são utilizados na condição bruta. Isto não se deve a qualquer propriedade das ligas, mas devido ao fato de que o processo de injeção em alta pressão introduz características na liga que qualquer tratamento térmico posterior seria redundante [JOLLY, 1993].

O tratamento térmico é empregado nas ligas de alumínio por uma série de razões tais como:

- Aumenta a dureza e propriedades mecânicas;
- Estabiliza as propriedades físicas e mecânicas;
- Assegura estabilidade dimensional;
- Aliviar tensões residuais [JOLLY, 1993].

O endurecimento por envelhecimento ("age-hardening") na ligas de Al-Si é devido à precipitação das partículas Mg_2Si que ocorre no estado sólido [JOLLY, 1993].

Um ciclo completo de tratamento térmico envolve a seguinte seqüência:

- Tratamento de solubilização;
- Resfriamento;
- Tratamento de endurecimento, precipitação ou envelhecimento [JOLLY, 1993].

As temperaturas e os tempos dos ciclos variam de liga para liga, e também dependem da geometria do fundido, especialmente a seção de máxima espessura. Em geral, o tratamento de solubilização varia de 490°C a 540°C podendo levar até 24 horas [JOLLY, 1993]. No item 2.2.4 é relatado o ciclo de tratamento térmico da liga $AlSi7Mg0,6$ para cabeçote de motor.

Geralmente o resfriamento em líquido é realizado em água fria. Precauções devem ser tomadas visto que a água fria envolve altas taxas de resfriamento que pode, em alguns casos, induzir tensões residuais superiores ao limite de escoamento do material. Melhores resultados podem ser alcançados com água quente visto que a velocidade de resfriamento é menos severa. Ultimamente é mais comum especificar um polímero para resfriamento, especialmente em aplicações de fundidos críticos. É também possível resfriar o fundido diretamente no molde, sem um ciclo de solubilização, usando jato de ar. Isto reduz o custo do processo e pode dar excelentes propriedades, além de diminuir a tendência de formação de trincas ou distorções [JOLLY, 1993].

O tratamento de precipitação ("age hardening") pode ser realizado numa faixa de temperatura entre 180°C a 250°C [JOLLY, 1993].

É importante salientar que quanto o tratamento térmico do alumínio é empregado sem critério pode reduzir significativamente a resistência mecânica do material. Muita atenção deve ser dada a taxa de resfriamento, suporte, orientação e cavidades internas, para assegurar que o fundido não tenha propriedades inferiores ao do material fundido no estado bruto [JOLLY, 1993].

3. METODOLOGIA E RESULTADOS DA ANÁLISE DE MATERIAIS

3.1 Corpos-de-prova do cabeçote

Para realização deste experimento foi escolhido, aleatoriamente, um cabeçote de motor do lote normal de produção indicado na figura 3.1. É importante salientar que este cabeçote foi submetido previamente a tratamento térmico de solubilização e modificação (T61) conforme descrito no item 2.2.4. Este cabeçote pesa 12,7 kgf e possui as seguintes dimensões: 460 mm (comprimento) x 210 mm (profundidade) x 128 mm (altura).

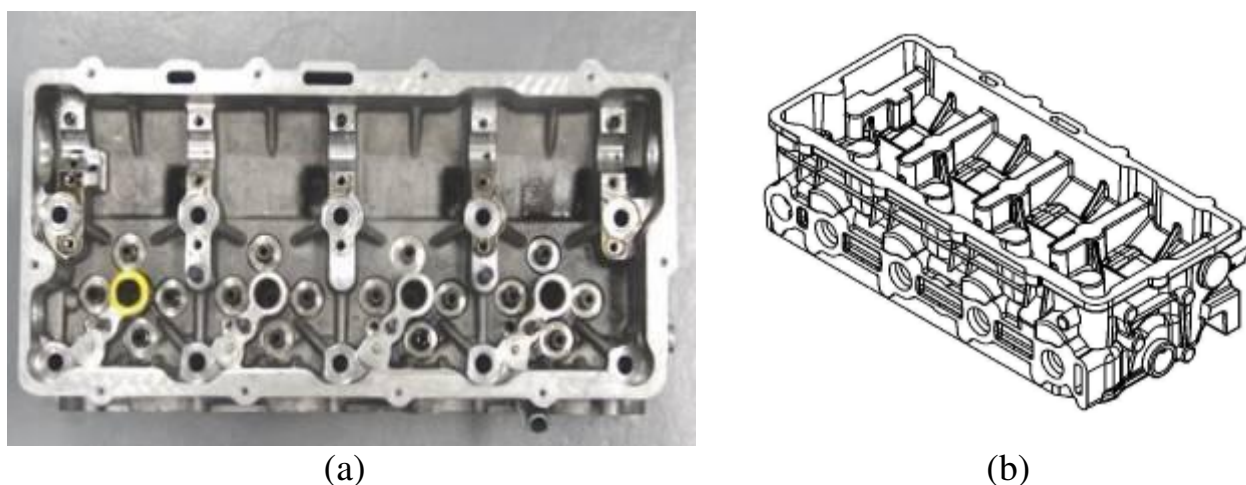


Figura 3.1- (a) vista superior do cabeçote do motor fundido em liga AlSiMg0,6 b) vista esquemática com perfil do cabeçote do motor

Na sequência, foram retirados os corpos-de-prova deste cabeçote no laboratório de materiais da MWM-International na planta de Canoas - RS. Como o cabeçote possui galerias internas com paredes finas foi necessário planejar o corte prévio do componente a fim de permitir a obtenção de corpos-de-prova adequados para o experimento com dimensões finais de 60x14x7 mm. O cabeçote foi fatiado e subdividido com uma serra de corte automática nos locais indicados na figura 3.2. Nesta figura são indicadas as projeções do cabeçote a partir do ponto de vista do condutor do veículo.

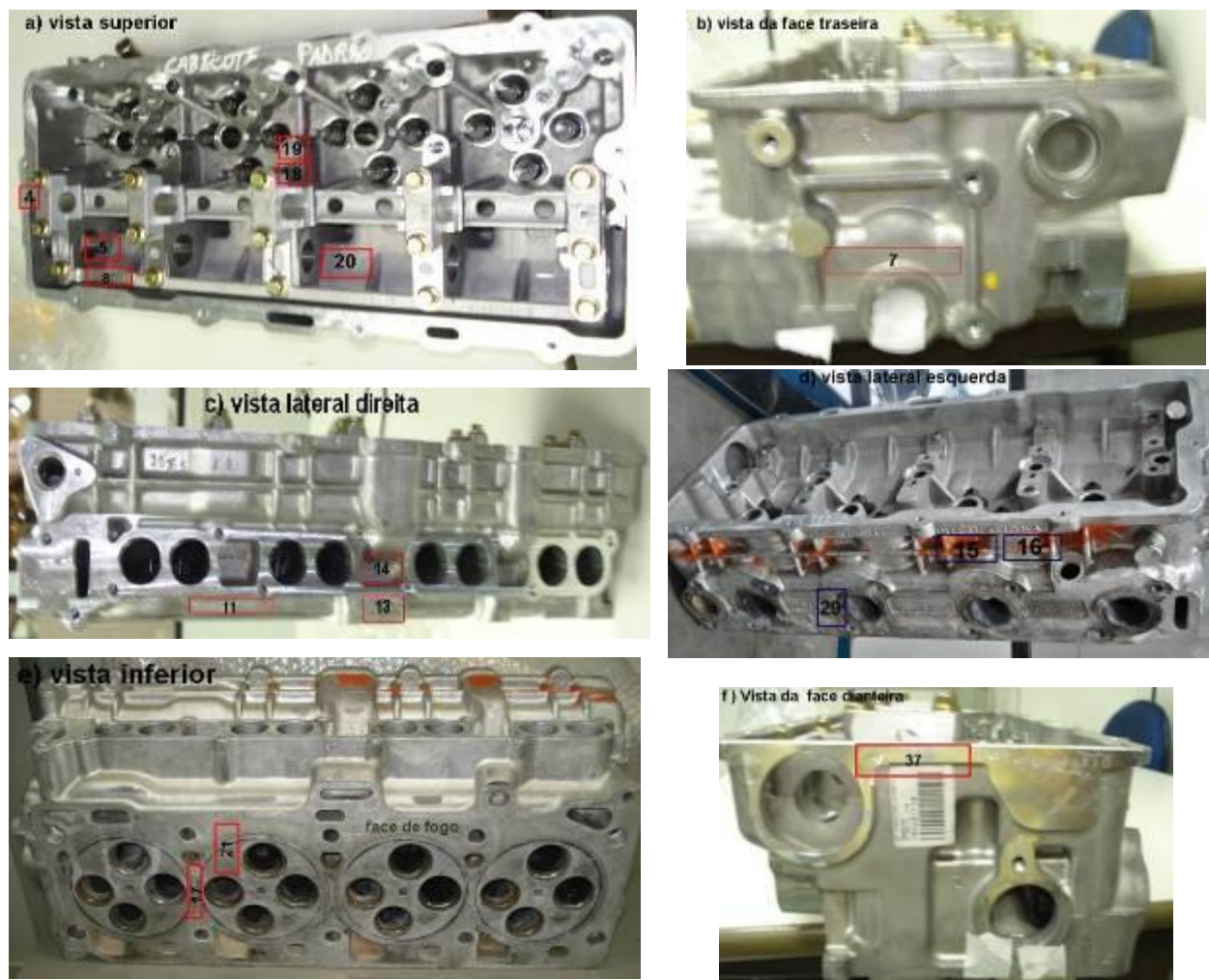


Figura 3.2 - Locais de onde foram retirados os corpos-de-prova para os ensaios de fadiga. a) face superior; b) face traseira; c) vista lateral direita destacando-se os dutos de admissão de ar; d) vista lateral esquerda com dutos de gases de escape; e) vista inferior que corresponde à face de fogo do cabeçote; f) vista frontal do cabeçote.

3.2 Material

3.2.1 Análise química

O material do cabeçote cilindros analisado é uma liga de AlSi7Mg0,6 conforme BLS 169:1986. A análise química quantitativa foi obtida por espectrometria ótica foi realizada em uma amostra retirada do componente selecionado. Foi utilizado o equipamento Spectrolab LVO M3 da Fundação Prats Masó - São Paulo. Foram realizadas três leituras e os valores mínimos e máximos obtidos estão descritos na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - valores da análise química realizada na amostra do cabeçote de motor da qual foram retirados os corpos-de-prova para análise das propriedades de fadiga. Resultado mínimo e máximo de três leituras.

Elemento	Si	Cu	Zn	Sn	Ni	Fe	Mg	Mn	Pb	Ti	Sr
% min.	6,89	0,083	0,031	-	0,020	0,145	0,464	0,027	0,005	0,100	-
% max.	7,38	0,088	0,033	0,008	0,022	0,179	0,489	0,028	0,021	0,103	0,13

Todos os valores estão de acordo na norma BSI L169:1986, conforme indicado na tabela 2.1, com exceção do Mg que esta um pouco abaixo do valor mínimo especificado de 0,50 %. O objetivo do magnésio é aumentar o valor de resistência mecânica, entretanto a dureza se encontra dentro do especificado, conforme tabela 2.5. Portanto, a pequena diferença de composição química deste elemento não foi significativa para afetar as propriedades mecânicas do material.

3.2.2 Análise metalográfica

Foram realizadas análises de metalografia em microscópio ótico de uma amostra extraída do mesmo cabeçote do motor dos quais foram retirados os corpos-de-prova para ensaio de fadiga.

Foi utilizado o microscópio da marca Reichert-Jung, modelo Polyvar Met. Na figura 3.3a é exibida a vista da seção transversal 4º cilindro do cabeçote, junto à face de fogo, de onde foram retirados os corpos-de-prova para análise química e metalográfica.

Na preparação da amostra embutida da figura 3.3b foi utilizada a seguinte seqüência de lixas: 80, 220, 400 e 600. Logo após, foi realizado acabamento em pano de polimento de 5 µm e pasta de diamante 3 a 6 µm. O reativo químico empregado foi o de Keller com a seguinte composição:

- Ácido fluorídrico 0,5%;
- Ácido clorídrico 1,5%;
- Ácido nítrico 2,5%;
- Água destilada 100 cm³ [COUTINHO, 1980].

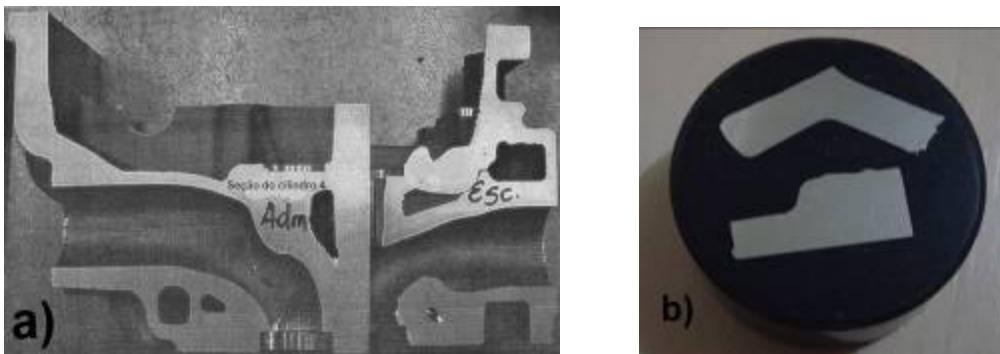
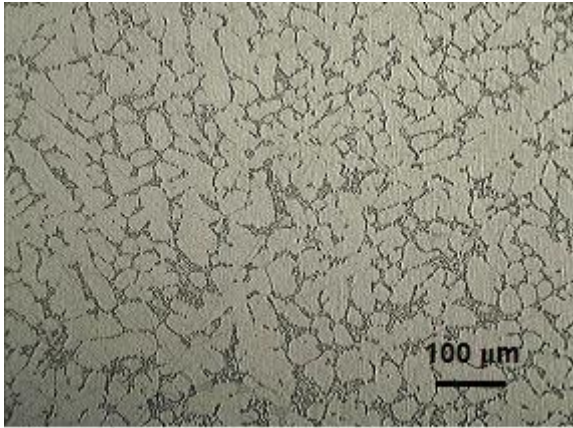


Figura 3.3 - (a) vista da seção do 4º cilindro do cabeçote de onde foram retirados os corpos-de-prova para análise química e metalográfica. b) aspecto do corpo-de-prova embutido.

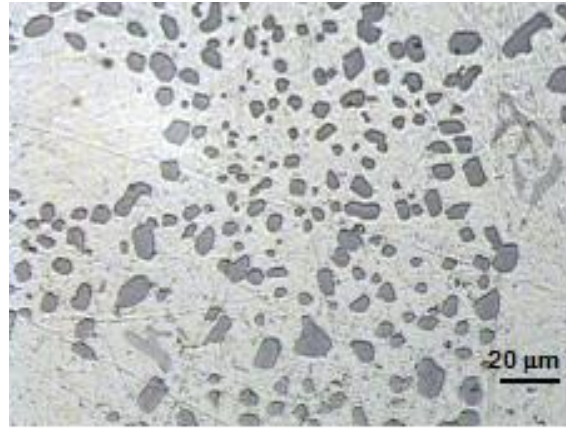
A análise das micrografias conforme figuras 3.4a e 3.4b indica uma microestrutura homogênea onde a matriz é composta pela solução sólida α e o eutético solução sólida β fibrosa (partículas de silício esferoidizadas). Nota-se que o tratamento térmico T61 (solubilização e modificação) aplicado foi eficiente visto que o arredondamento das partículas de silício é benéfico para as propriedades de fadiga conforme indicado no item 2.5.12 (fatores que afetam as propriedades de fadiga).

Pela composição química da tabela 5.1 nota-se que a adição de Ti foi responsável pelo refinamento da matriz α e o Sr pelo esferoidização da fase β (partículas de silício do eutético). Além disso, as propriedades mecânicas (resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e dureza) atendem as especificações do desenho do componente conforme tabela 2.2.4, indicando o procedimento correto no tratamento térmico do cabeçote do motor.

Na mesma análise foram identificados diversos poros distribuídos irregularmente sobre a superfície da amostra. Nas figuras 3.5a e 3.5b são mostradas porosidades típicas de final de solidificação, enquanto na figura 3.6 são exibidas porosidades causadas por gás, provavelmente hidrogênio. Estes defeitos são responsáveis pela redução da vida em fadiga dos componentes, dependendo do tamanho e da sua localização. Conforme visto na revisão bibliográfica estas irregularidades são nucleadoras de trincas quando localizados na superfície do componente ou logo abaixo desta. O efeito destes defeitos será investigado na análise via microscopia eletrônica do item 4.5.

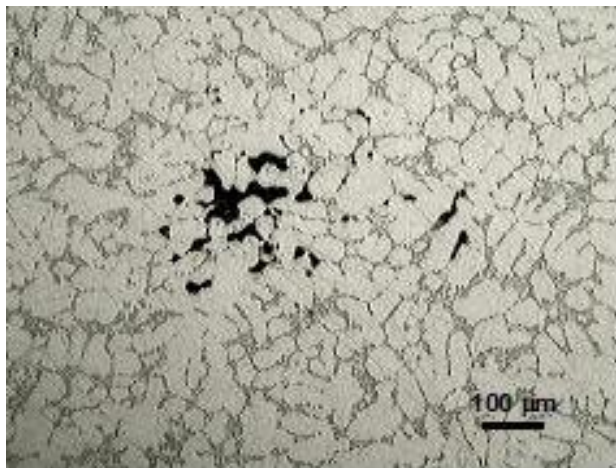


(a)

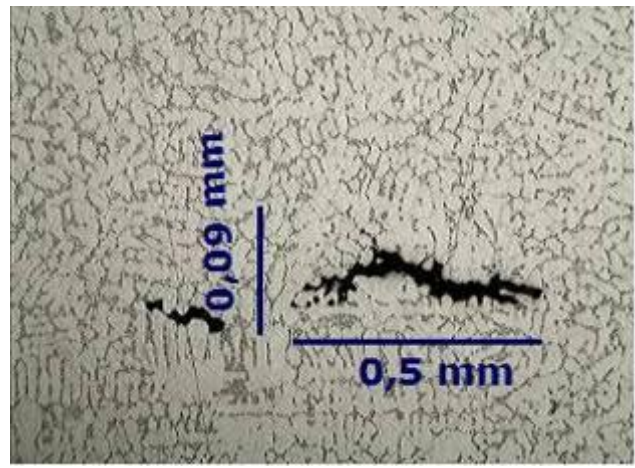


(b)

Figura 3.4 - (a) Micrografia mostrando a microestrutura: matriz composta pela solução sólida α (dendritas de Al) e eutético com partículas de Si sob forma globular (estrutura fibrosa). (Reagente: Keller); (b) Micrografia mostrando com maiores detalhes a microestrutura: dendritas de Al (solução sólida α) e as partículas esferoidizadas do eutético de Si. (Reagente: Keller).



(a)



(b)

Figura 3.5 - (a) Micrografia mostrando a presença na microestrutura do cabeçote do motor de porosidades causadas por contração de solidificação (Reagente Keller); b) Micrografias de inclusão de óxido com extensão de 0,5 mm e largura de 0,09mm (Reagente: Keller).

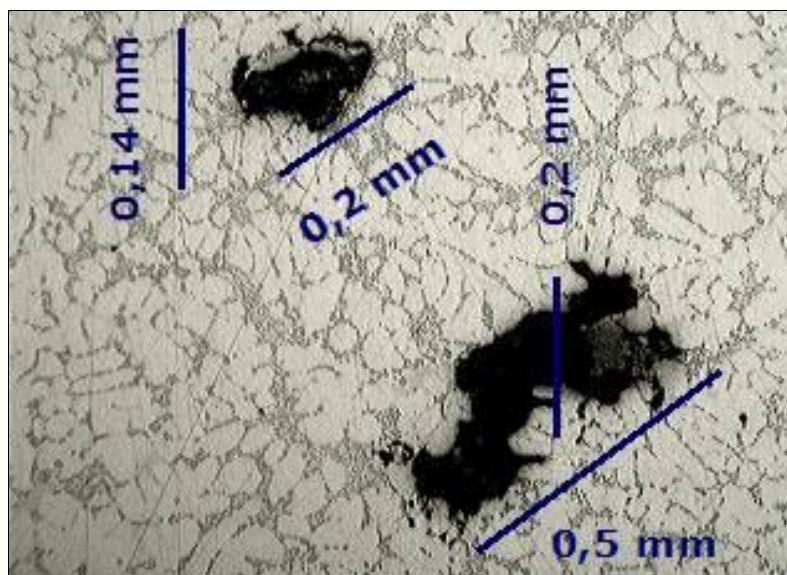


Figura 3.6 - Micrografia mostrando a presença de porosidade interdendríticas causadas por gás com dimensões de 0,2 x 0,14 e 0,5 x 0,2 mm. (Reagente: Keller).

Foi sumarizado na tabela 3.2 o resultado das análises micrográficas da amostra retirada do cabeçote do motor, salientando que pertencem ao mesmo componente dos quais foram retirados os corpos-de-prova para os ensaios de fadiga.

Tabela 3.2 - resultados sumarizados da análise metalográfica do corpo-de-prova retirado do cabeçote do motor.

Item	Especificado	Encontrado
1	Análise metalográfica	Análise metalográfica
1.1	Estrutura da matriz: Dendritas de Alumínio	Dendritas de Alumínio
1.2	Eutético de Silício: Presentes	Presentes (globular)
1.3	Distribuição: Homogênea	Homogênea
1.4	Defeitos de fundição: conforme desenho	Em ordem
1.5	Bolhas: Ausentes	Ausentes
1.6	Óxidos: Ausentes	Ausentes

3.2.2.1 Dimensões da SDAS

Foram realizadas 34 medições do espaçamento entre os braços das dendritas secundárias (SDAS) no corpo-de-prova da figura 3.3. Estes valores foram calculados pela equação 2.7 e estão tabulados na tabela 3.3. Estes dados foram colocados numa planilha do programa Minitab[®] versão 15.1, 2006. Na sequência foi levantado o histograma dos valores medidos conforme figura 3.7.

Resultado foi o seguinte:

- SDAS média = 48,6 μm
- Desvio Padrão = 24,9 μm
- Maior SDAS = 119 μm
- Menor SDAS = 23 μm

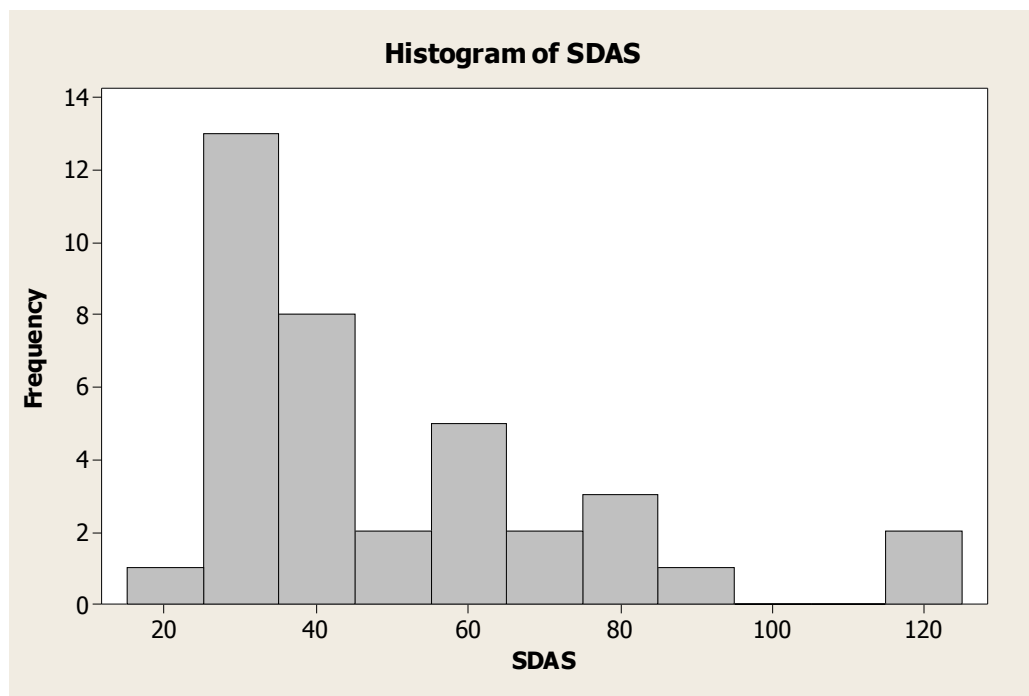


Figura 3.7 - histograma da SDAS (espaçamento entre os braços das dendritas secundárias). SDAS média = 48,6 μm e desvio padrão = 24,9 μm

Na figura 3.8 é mostrado o boxplot da SDAS onde se evidencia que 75% dos valores da distribuição estão abaixo de 60 μm .

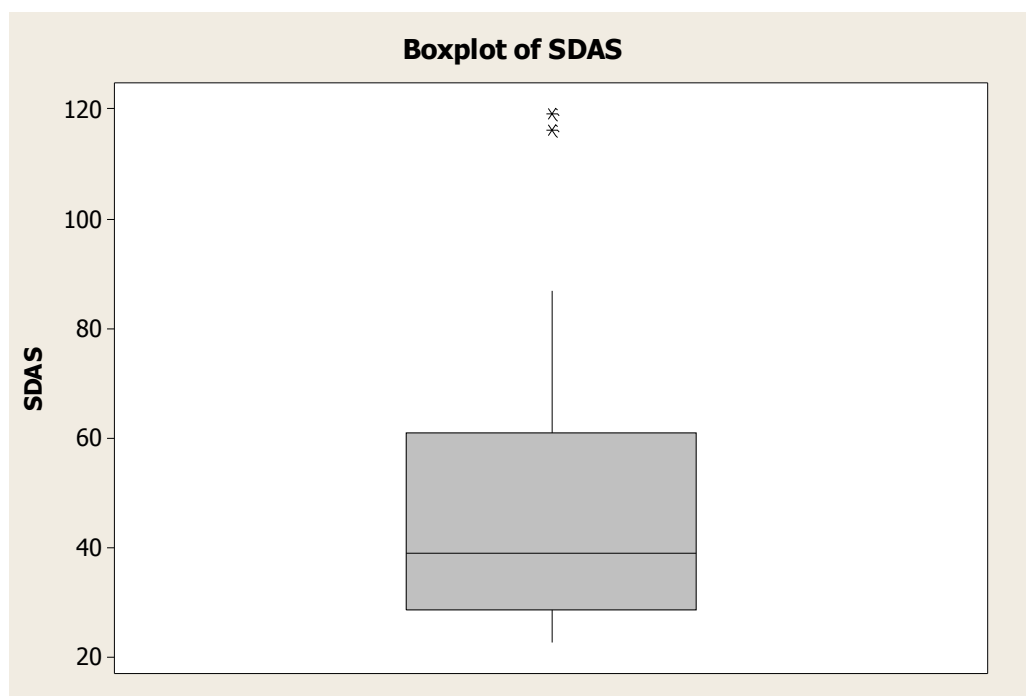


Figura 3.8 - Boxplot da distribuição de valores de SDAS. Nesta distribuição 75% dos valores da SDAS estão abaixo de 60 μm .

Tabela 3.3 - Dados de medições das SDAS

SDAS	Comprimento (μm)	SDAS	Comprimento (μm)
1	28	18	55
2	41	19	35
3	28	20	39
4	25	21	29
5	4	22	26
6	28	23	29
7	23	24	25
8	55	25	33
9	81	26	58
10	87	27	32
11	35	28	29
12	55	29	36
13	81	30	32
14	119	31	39
15	48	32	71
16	33	33	64
17	39	34	52

3.2.2.2 Dimensões das partículas Si do eutético

A partir da figura 3.4b foram realizados medições de área com o programa Image J 1.41 a fim de determinar a área da partícula. Desta forma determinou-se o tamanho da partícula pelo método do diâmetro equivalente baseado na equação 3.1[YI, 2006].

$$D_e = \frac{4 \cdot \sqrt{A_{Si}}}{\pi} \quad (3.1)$$

Nesta equação D_e é o diâmetro equivalente da partícula de silício e A_{Si} é a área da partícula de silício.

Os resultados das medições estão na tabela 3.4 a partir dos quais foram determinados os seguintes parâmetros:

- D_e médio = 6 μm
- Desvio padrão do D_e = 2,6 μm
- Maior D_e = 14 μm e D_e menor = 2 μm .

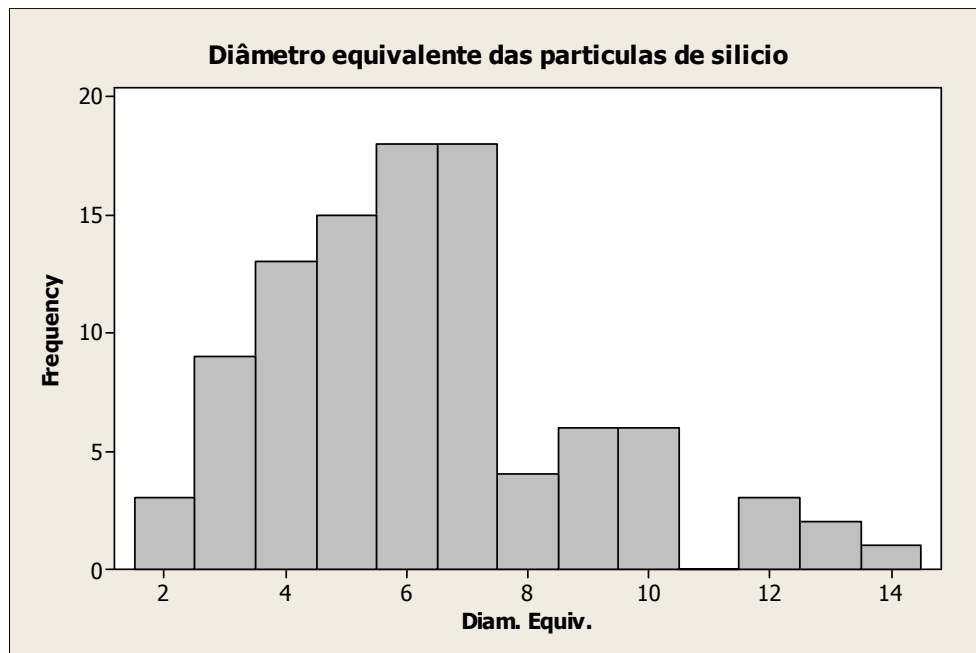


Figura 3.9 - histograma dos diâmetros equivalentes das partículas de silício da micrografia da figura 3.5a.

Tabela 3.4- Tamanho das partículas de Silício, dados extraídos da figura 3.4b.

Particula	A _{si} (μm ²)	D _e (μm)
1	60.444	10
2	25.778	6
3	32.889	7
4	30.222	7
5	23.556	6
6	22.222	6
7	16	5
8	23.111	6
9	8	4
10	34.222	7
11	64	10
12	125.333	14
13	84	12
14	20.889	6
15	37.778	8
16	20	6
17	13.778	5
18	29.333	7
19	82.222	12
20	85.333	12
21	5.333	3
22	12.444	4
23	41.333	8
24	27.556	7
25	8.889	4
26	15.556	5
27	24.889	6
28	12	4
29	24	6
30	14.667	5
31	11.111	4
32	8.889	4
33	12.889	5
34	8	4
35	64	10
36	50.667	9
37	16.444	5
38	15.556	5
39	24.444	6
40	6.667	3
41	1.778	2
42	7.556	4
43	105.333	13
44	28.889	7
45	40	8
46	14.667	5
47	15.111	5
48	19.556	6
49	6.222	3

Particula	A _{si} (μm ²)	D _e (μm)
50	9.778	4
51	24.444	6
52	38.222	8
53	8	4
54	59.111	10
55	8	4
56	110.222	13
57	27.111	7
58	50.222	9
59	27.556	7
60	15.111	5
61	53.333	9
62	50.222	9
63	24.444	6
64	23.556	6
65	11.111	4
66	31.556	7
67	33.333	7
68	51.556	9
69	6.222	3
70	19.111	6
71	34.222	7
72	34.222	7
73	7.111	3
74	21.333	6
75	16.444	5
76	56.889	10
77	15.111	5
78	28.444	7
79	23.111	6
80	31.111	7
81	18.667	6
82	4.444	3
83	14.667	5
84	32	7
85	29.333	7
86	4.444	3
87	20.444	6
88	5.333	3
89	13.778	5
90	45.778	9
91	3.556	2
92	26.667	7
93	62.222	10
94	29.778	7
95	11.111	4
96	3.556	2
97	17.778	5
98	6.667	3

3.2.3 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento foram determinados a partir de corpos-de-prova retirados do cabeçote de cilindros, após tratamento térmico, na planta do fornecedor. Essas amostras estão relacionadas com data de produção e número do corpo-de-prova, além disso, estão vinculados ao início de produção deste componente. Para liberação inicial da produção foi realizado um estudo de variação das propriedades mecânicas a fim de determinar as ações corretivas para o processo de fundição.

3.2.3.1 Dureza

O ensaio da dureza Brinell foi realizado de acordo com a norma ASTM E 10 - 08, sendo que a carga aplicada foi de 250 kgf com esfera de aço de 5 mm (HBS 10/250). O durômetro utilizado foi o Emco Test modelo MSC 030 G3 do laboratório de materiais da MWM-International.

As impressões de dureza foram realizadas no mesmo corpo-de-prova embutido para as análises de microscopia ótica. Os resultados de dureza encontrados estão na faixa de 95 a 97 HB, portanto atendendo a especificação de desenho de 85 HB mínimo (item 2.2.5.2). Além disso, os valores encontrados estão de acordo com aqueles obtidos nos primeiros lotes de produção do cabeçote do motor conforme mostrado na figura 3.10 [FUOCO et al, 2005].

Tabela 3.5 - Resultados sumarizados da análise de dureza (laboratório da MWM - International) e demais propriedades mecânicas ensaiadas e informadas pelo fornecedor conforme ASTM E 8M - 08.

Item	Especificado	Encontrado
2	Ensaio físico	Ensaio físico
2.1	Dureza: 85 HB mínimo	95 a 97 HB (face de fogo).
2.2	σ_t : 260 N/mm ² mínimo	281 N/ mm ²
2.3	σ_e : 250 N/mm ² mínimo	254 N/mm ²
2.4	Alongamento: 3% mínimo	3,75 %

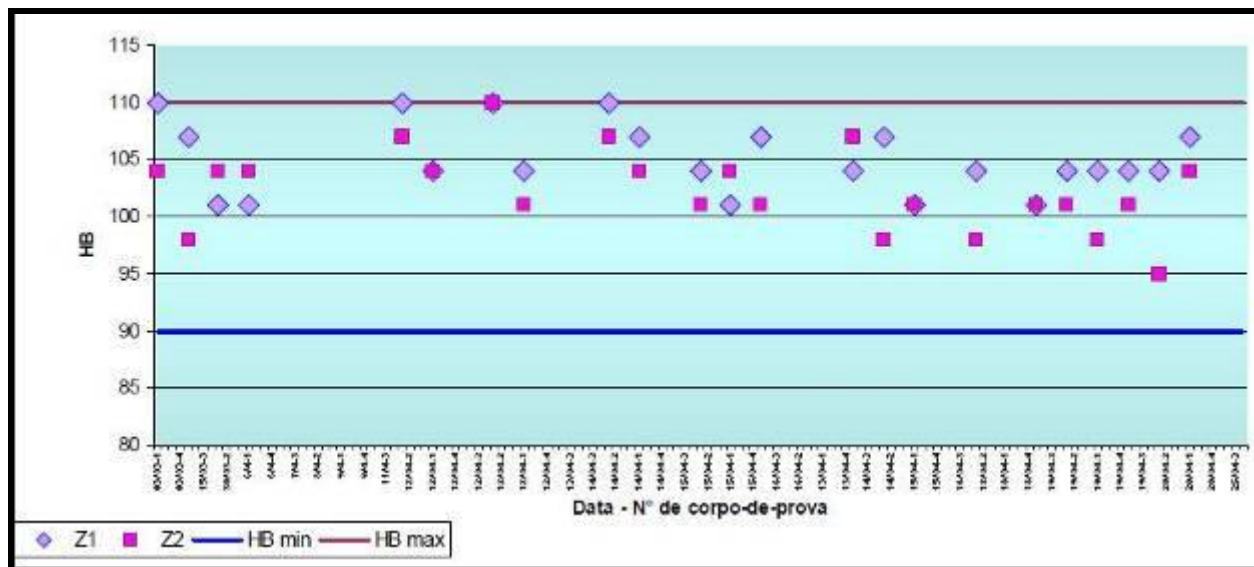


Figura 3.10- Valores de dureza obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas. [FUOCO et al, 2005].

3.2.3.2 - Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento

O ensaio de tração foi realizado de acordo a norma ASTM E 8M 08, a fim determinar o limite de resistência a tração (σ_t), limite de escoamento (σ_e) e % alongamento cujos valores são indicados na tabela 3.5. É importante salientar que estes valores foram informados pelo fornecedor quando da liberação do lote de produção e foram determinados a partir de corpos-de-prova de dois cabeçotes coletados aleatoriamente. Observa-se que os valores atendem a especificação.

Além dos dados levantados acima esta sendo considerado na caracterização das propriedades mecânicas do material um estudo realizado nos primeiros lotes de produção destes cabeçotes. Neste estudo foram determinadas estatisticamente às propriedades mecânicas a partir de corpos-de-prova extraídos diretamente dos componentes fundidos e tratados termicamente [FUOCO et al, 2005]. Nas figuras 3.11, 3.12 e 3.13 são apresentados os gráficos de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento respectivamente. Os gráficos obtidos demonstram que, apesar da variabilidade, os valores de resistência à tração e limite de escoamento atendem as especificações de desenho conforme esta indicada na tabela 3.5. Quanto ao alongamento o

desenho permite um valor típico de 2% conforme tabela 2.2.4. Portanto, esta propriedade também esta dentro de parâmetros aceitáveis especificados no desenho do cabeçote do motor.

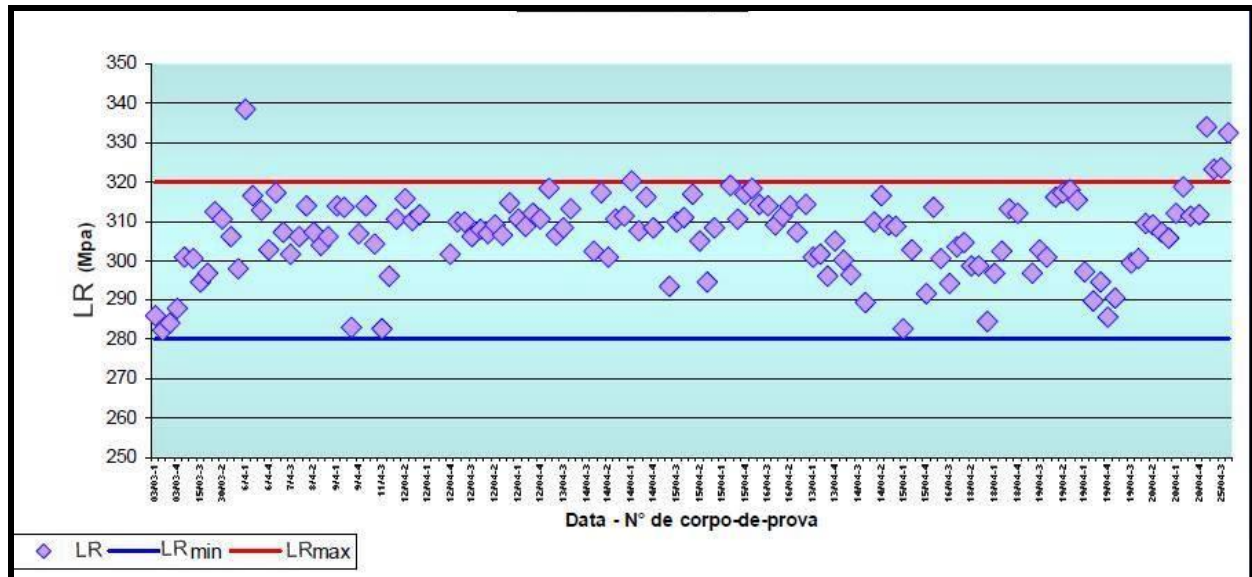


Figura 3.11 - Valores de resistência à tração obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas [FUOCO et al, 2005].

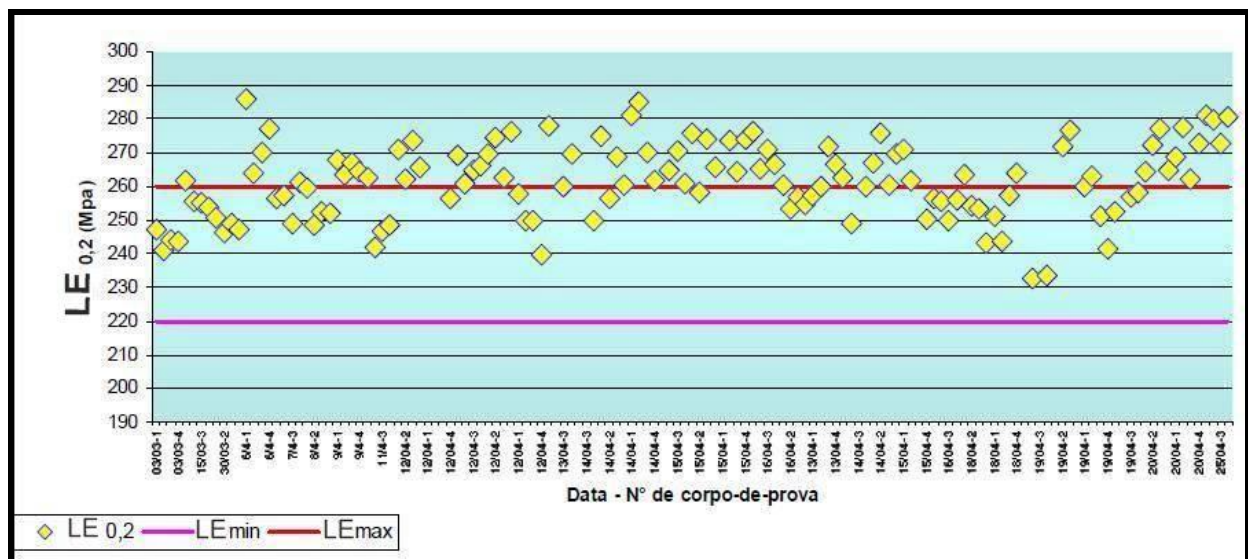


Figura 3.12 - Valores de limite de escoamento obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas [FUOCO et al, 2005].

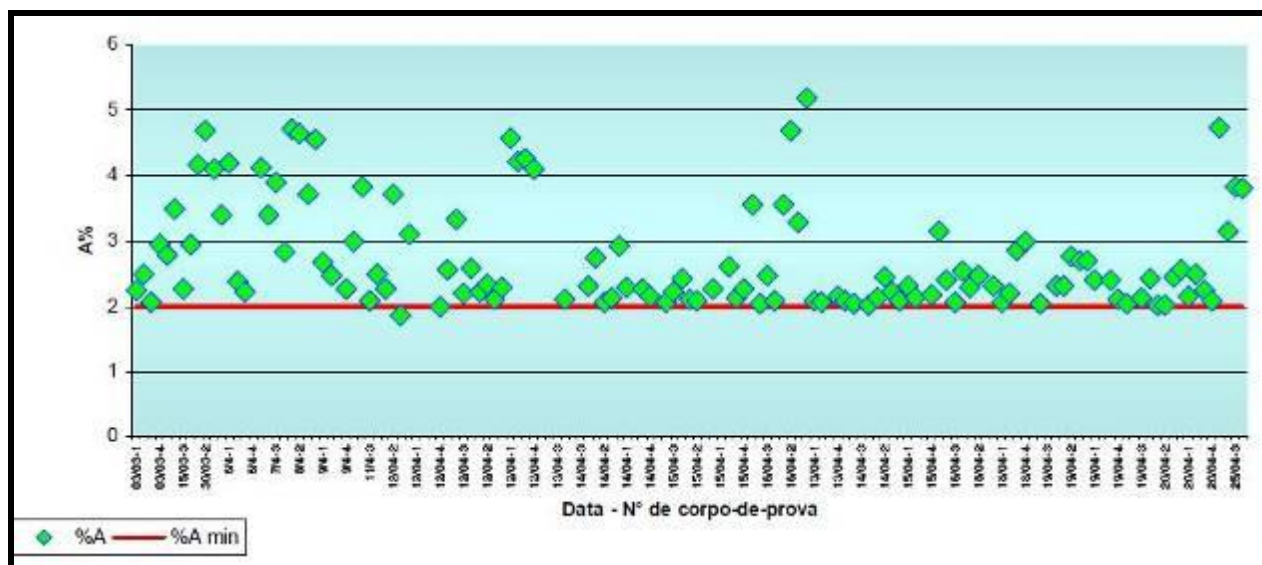


Figura 3.13 - Valores de alongamento específico até a fratura obtidos em corpos-de-prova de cabeçotes coletados em diversos lotes de produção conforme indicado no eixo das abscissas [FUOCO et al, 2005].

3.3 Ensaios de fadiga

3.3.1 Preparação dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova foram fresados na oficina do laboratório de fabricação mecânica do DEMA/UNICAMP a partir das amostras retiradas do cabeçote conforme descrito no item 3.1. Eles receberam um acabamento superficial adequado a fim de evitar fraturas prematuras ao longo da superfície. As dimensões dos corpos-de-prova de 60x14x7 mm, exibidos na figura 3.14, foram estabelecidas a fim de possibilitar os ensaios de fadiga. Esses corpos-de-prova foram numerados e correspondem ao local de onde foram retirados do cabeçote conforme a figura 3.2.



Figura 3.14 - Aspecto dos corpos-de-prova usinados para os ensaios de fadiga.

3.3.2 Ensaio de flexão e fadiga em três pontos

O ensaio de flexão à fadiga em três pontos foi realizado nos corpos-de-prova baseado na norma ASTM E 466 - 07. Na figura 3.12a é mostrado o esquema de fixação dos corpos-de-prova para os ensaios de flexão e fadiga, enquanto na Figura 3.16 são detalhadas as dimensões de fixação utilizadas no ensaio.

Os recursos e parâmetros utilizados nos ensaios de flexão e fadiga em três pontos foram:

- Equipamento: MTS (Material Testing System) modelo Teststar II com capacidade de 10 toneladas (100kN) visto na figura 3.12b
- Velocidade no ensaio de flexão: 5mm/min;
- Vão inferior do dispositivo de fixação do corpo-de-prova: 54mm (ver figura 3.13);
- Dimensões dos corpos-de-prova (flexão e fadiga): 60x14x7 mm (ver Figura 3.16);
- Carga máxima no ensaio flexão do corpo-de-prova nº 7: 7613N;
- Carga máxima no ensaio flexão do corpo-de-prova nº 29: 7248N;
- Frequência utilizada nos ensaios de fadiga: 25Hz;
- Razão de carga do ciclo de carregamento dos ensaios de fadiga: 0,1.
- Quantidade de corpos-de-prova ensaiados: 14



(a)



(b)

Figura 3.15- (a) aspecto do dispositivo de fixação dos corpos de prova; (b) equipamento utilizado para o ensaio de flexão e fadiga.

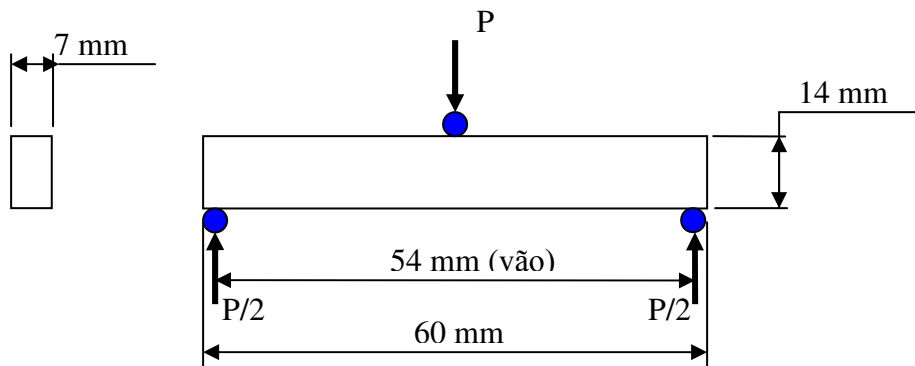


Figura 3.16- Esquema de fixação do corpo-de-prova para os ensaios de flexão e fadiga.

3.3.3 Fractografia

Para as análises de fractografia foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura do laboratório de mecânica da UNICAMP, marca JEOL / JXA 840 A (Electron Probe Microanalyzer), operando com voltagem de aceleração de 25 kV. Foram selecionados dois corpos-de-prova que romperam durante o ensaio de fadiga a fim de observar a superfície de fratura e determinar o local de iniciação da trinca de fadiga. A caracterização dos poros foi realizada com o programa Image J 1.41, sendo que para medição da área foi realizada por contraste de cores baseado num guia de utilização do programa [ABDALLA, 2003].

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO DAS PROPRIEDADES DE FADIGA

4.1 Resultados do ensaio de flexão

Inicialmente foi realizado o ensaio monotônico de flexão em três pontos nos corpos-de-prova 7 e 29. A partir dos dados de resistência máxima obtida no gráfico da figura 4.1 foi estimada a carga para o ensaio de fadiga a partir da equação 4.1. Tomando como base a carga máxima do ensaio flexão do corpo-de-prova nº 7 a carga para ensaio de fadiga foi definida em 2500 N.

$$S_n = 0,35 \times \sigma_{\text{máx}}. \quad (4.1)$$

Onde, S_n é a tensão estimada para o ensaio de fadiga para materiais não ferrosos e $\sigma_{\text{máx}}$ a carga máxima do ensaio monotônico, neste caso do corpo-de-prova nº 7

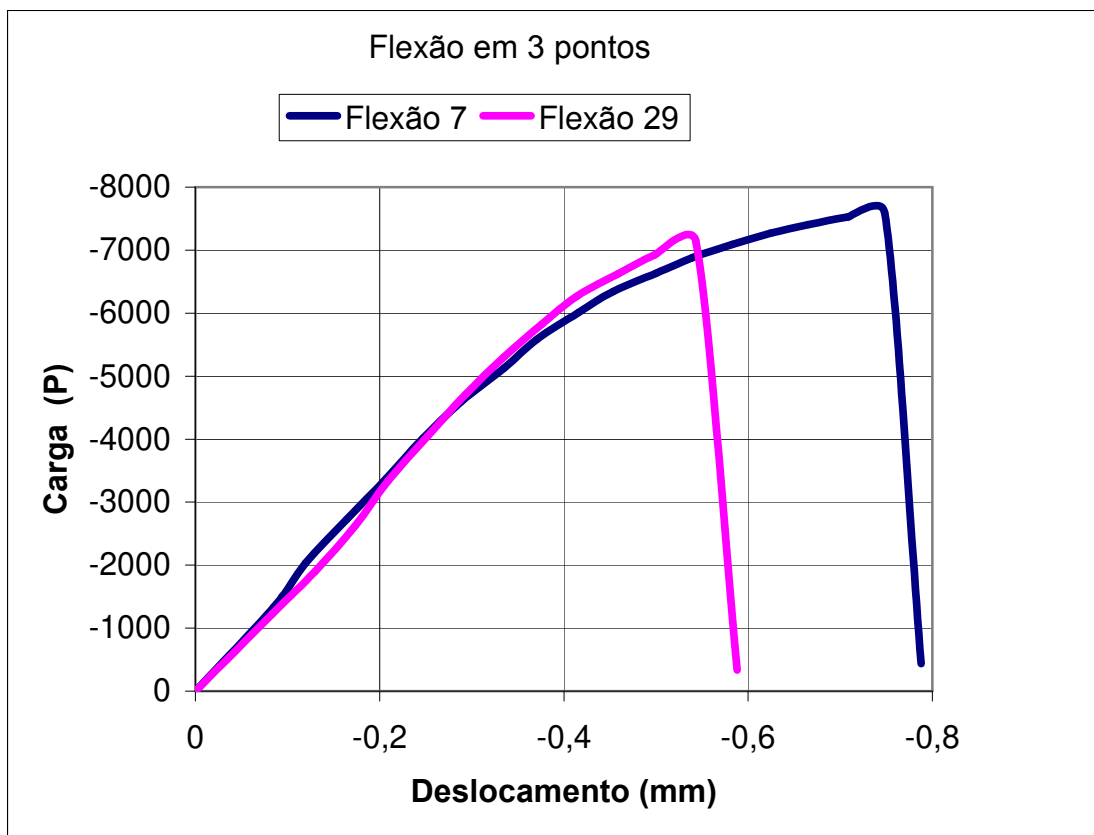


Figura 4.1. Curvas da carga em função do deslocamento do pistão da máquina de ensaio obtidas nos ensaios de flexão em três pontos. As cargas máximas do ensaio de flexão são 7613 N e 7248 N para os corpos-de-prova nº 7 e 29 respectivamente.

4.2 Resultados dos ensaios de fadiga

Foram submetidos treze corpos-de-prova aos ensaios de fadiga, conforme descrito no item 3.3.2, sendo que os resultados estão na tabela 4.1. Para o número de ciclos estabelecido de 10^6 para este teste os corpos-de-prova 17, 19 e 21 não romperam com a carga aplicada. Os demais romperam e apresentaram o aspecto mostrado na figura 4.2. Observa-se que com cargas entre 5000 a 2500 N aplicadas todos os corpos romperam. Por outro lado, três dos quatro corpos-de-prova submetidos a cargas 2250 N não romperam. A causa do rompimento foi investigada por microscopia eletrônica a fim de se entender o mecanismo da fadiga, bem como a morfologia característica de fadiga deste material conforme item 4.5.

O cálculo da tensão máxima foi realizado conforme equação 4.2, onde P é carga máxima, b = 7 mm é a espessura e h = 14 é altura do corpo-de-prova da figura 3.14.

$$\sigma_{\max} = \frac{81 \times P}{b \times h^2} \quad (4.2)$$

Tabela 4.1 - Resultados dos ensaios de fadiga da liga de alumínio AlSi7Mg0,6.

Número do corpo-de-prova	Carga máxima (P)	Tensão Máxima (MPa)	Número de ciclos até a fratura
4	5000	295	18699
5	4750	280	44493
37	4500	266	53057
8	4000	236	88244
11	3500	207	153850
13	3000	177	391067
14	2750	162	477428
15	2250	133	1290000
16	2500	148	663724
17	2250	133	10^6
18	2500	148	307500
19	2250	133	10^6
20	2500	148	791536
21	2250	133	10^6

Obs: O resultado do corpo-de-prova 18 foi desconsiderado devido à contagem inexata do número de ciclos em decorrência da falta de energia elétrica durante o ensaio. Vide na figura 3.2 o local de onde foram retirados os corpos-de-prova.



Figura 4.2 - aspecto dos corpos-de-prova que romperam no ensaio de fadiga

4.3 Determinação da resistência à fadiga pelo método Escada

A fim de determinarmos a resistência à fadiga para um dado número de ciclos da liga de alumínio do cabeçote foi gerado um gráfico conforme mostrado na figura 4.3. Foram utilizados estes poucos resultados devido à longa seqüência para se chegar próximo a resistência a fadiga do material.

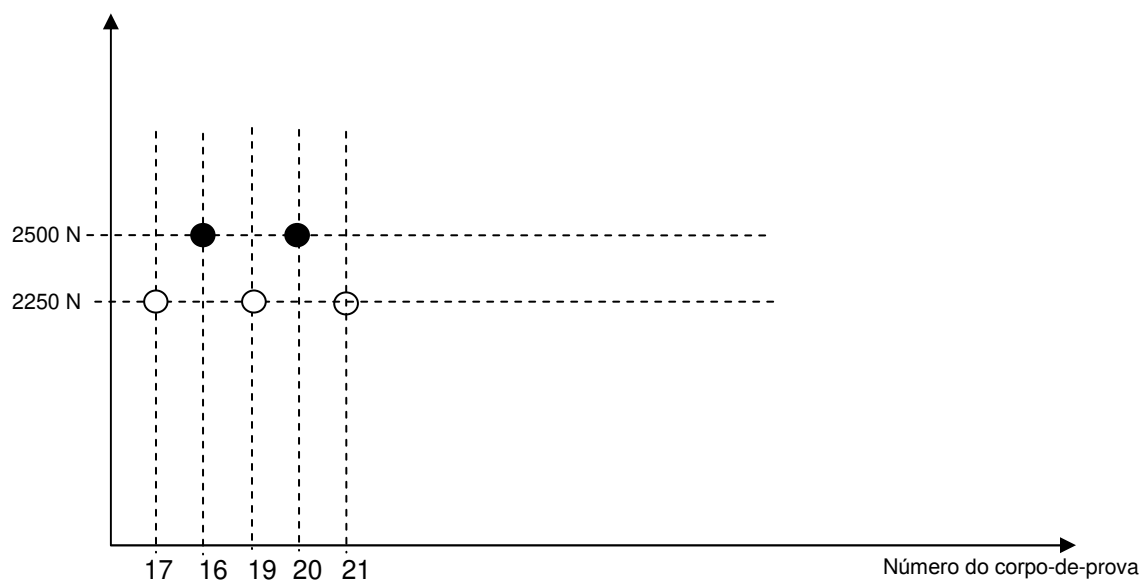


Figura 4.3 -. Resultados do método escada para a determinação da resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi7Mg0,6. Os dois círculos pretos correspondem aos corpos-de-prova que romperam e os círculos brancos aos três corpos-de-prova que não romperam. Dados retirados da tabela 4.1.

Nota-se pelo gráfico que as 2 amostras (círculos pretos), correspondentes aos corpos-de-prova 16 e 20, submetidos à carga de 2500 N, romperam; enquanto 3 amostras (círculos brancos), corpos-de-prova 17,19 e 21, submetidos à carga de 2250 N, não romperam. Observa-se que o valor de resistência à fadiga para 10^6 ciclos esta dentro do intervalo de tensão de 133 a 248 MPa que correspondem às cargas de 2250 a 2500 N respectivamente. Portanto, *a resistência à fadiga da liga de alumínio AlSiMg0,6 para 10^6 ciclos é 140 MPa* que é o valor médio de 133 e 148 MPa.

4.4 Estatística: validação dos resultados do ensaio de fadiga

Para determinação estatística dos resultados foi usado o software Minitab[®] versão 15.1, 2006 . Os valores de carga máxima e número de ciclos até a fratura foram colocados em planilhas do programa e então levantados os gráficos da figuras 4.4. e 4.5.

Na figura 4.4. foram plotados os dados da tabela 4.1 para carga máxima e números de ciclos até a fratura. Observa-se que os pontos seguem a curva S-N característica das ligas de alumínio já que não apresenta o patamar do limite de fadiga conforme descrito no item 2.5.2. Este gráfico pode ser comparado com o da figura 2.5.2 onde o aumento da tensão aplicada diminui o número de ciclos até a fratura.

Na figura 4.4 é demonstrada a correlação estatística (lognormal) entre a tensão aplicada no ensaio em função do número de ciclos da tabela 4.1. Os parâmetros S, R^2 e R^2_{ajustado} são parâmetros que medem como a curva calculada pela equação se ajusta aos dados. Estes valores servem para selecionar o melhor modelo de curva (ex. normal linear, quadrática, cúbica...) que se encaixa na distribuição dos dados.

S é a medida da variável resposta e representa a distância dos dados em relação à linha da análise de regressão. Nota-se que os dados plotados estão próximos da linha calculada, isto implica num valor muito baixo de S. Quanto menor o valor de S garante que a equação é mais representativa da regressão.

R^2 (R-Sq) e R^2_{ajustado} [R-Sq(adj)] representam a proporção dos valores observados na variável resposta ($\sigma_{\text{máx}}$) que são explicados pelos dados da variável de entrada (N_f). Quanto mais alto o valor destes parâmetros melhor o ajuste da curva calculada em relação à curva de valores observada.

Na figura 4.5 são exibidos os intervalos de predição PI ("prediction intervals") da curva S-N obtida no ensaio de fadiga. Estes indicam a faixa dos prováveis valores para novas observações dentro de um intervalo de confiança de 95%.

Neste caso o melhor modelo encontrado foi a distribuição lognormal linear visto que S apresentou um valor muito baixo o que indica um ajuste quase perfeito dos valores da curva calculada em relação os dados da distribuição de tensão em função do número de ciclos. A mesma análise serve para os altos valores de R^2 e $R^2_{ajustado}$ que reforçam a afirmativa anterior, ou seja, 98% das variações na variável N_f são explicados pela variável $\sigma_{m\acute{a}x}$ e vice-versa.

Usando a equação 4.3 determinamos a resistência à fadiga da AlSi7Mg0,6 com sendo 137 MPa para 10^6 ciclos.

$$\log_{10}(\sigma_{m\acute{a}x}) = 3,422 - 0,2140 \log_{10}(N_f) \quad (4.3)$$

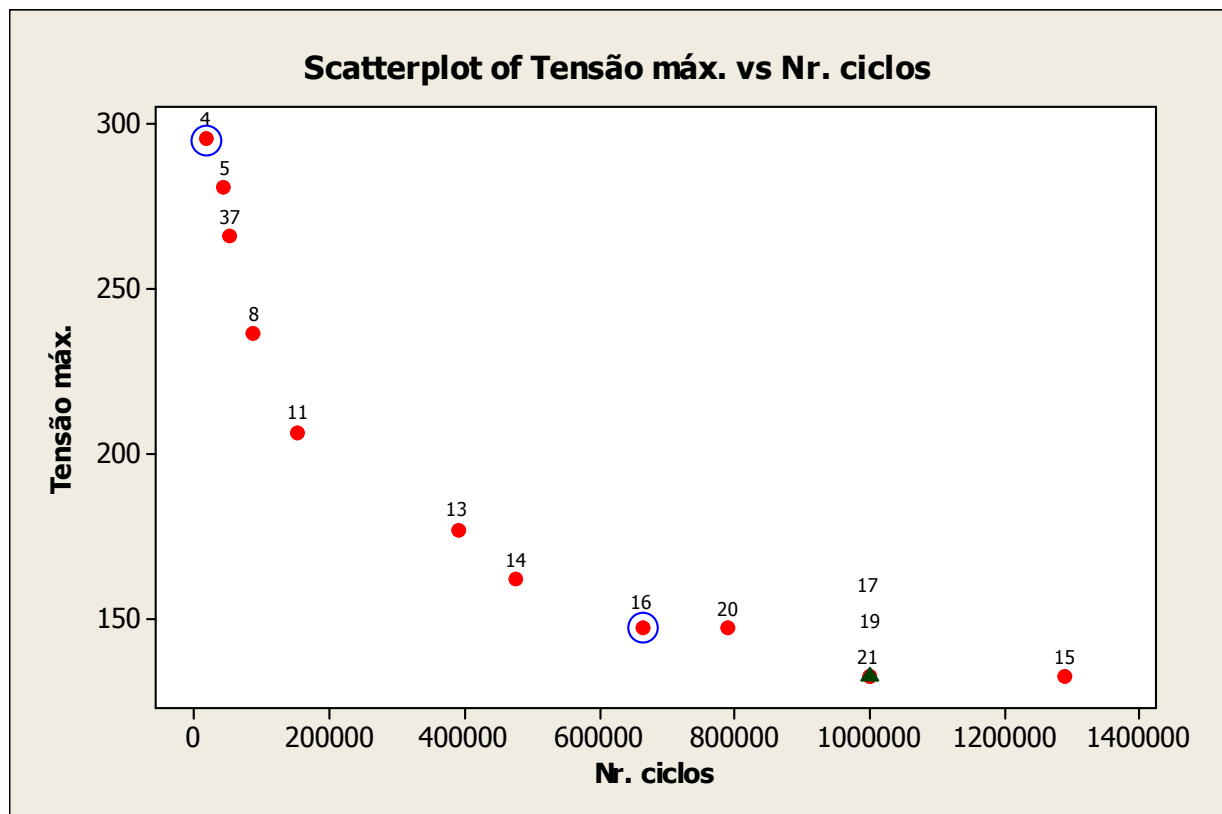


Figura 4.4 - Tensão máxima pelo número de ciclos do ensaio de fadiga para liga AlSi7Mg0,6. Os corpos-de-prova n° 4 e 16 foram selecionados para análise de fractografia.

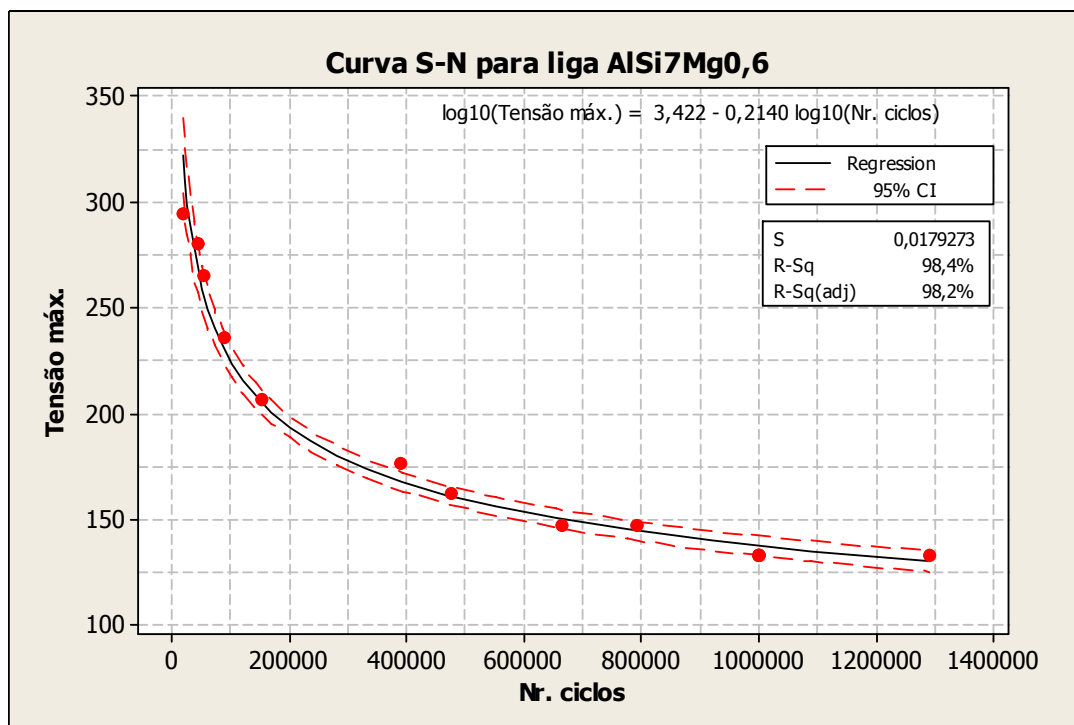


Figura 4.5 - Distribuição dos valores de tensão máxima em função do número de ciclos apresenta uma distribuição normal (Intervalo de predição PI de 95%)

Considerando o intervalo de predição da figura 4.5, a resistência à fadiga estaria entre 130 a 144 MPa, portanto o valor de 140 MPa, obtido pelo método escada no é bastante consistente. Além disso, é similar como o valor do gráfico da figura 2.4, item 2.2.6, para a liga A-357.

A partir da equação 4.3 podemos extrapolar e estimar grosseiramente a resistência à fadiga para 10^7 ciclos como sendo de 84 MPa (tensão máxima). Este valor pode ser comparado com o da tabela 2.13 (98 MPa para 10^7 ciclos, liga A356 obtida por fundição por gravidade).

4.5 Fractografia

Para o exame de fractografia foram escolhidos os corpos-de-prova 4 e 16 que romperam no ensaio de fadiga conforme identificados na curva S-N da figura 4.4.

De acordo com a tabela 4.1 o corpo-de-prova 4 apresentou resistência à fadiga 295 MPa para 18699 ciclos. Enquanto o corpo-de-prova 16 apresentou resistência à fadiga 148 MPa para 663724 ciclos. Estes valores confirmam os resultados de outros estudos para ligas de alumínio que, conforme item 2.5.2, quanto maior a tensão aplicada menor o número de ciclos até a ruptura final do material.

4.5.1 Análise fractográfica dos corpos-de-prova

4.5.1.1 Fractografia do corpo-de-prova nº 4

A superfície de fratura do corpo-de-prova é mostrada nas figuras 4.6 e 4.7. A figura 4.6 apresenta a região superior cuja face foi submetida a esforços de compressão no teste de resistência à fadiga por flexão. Esta é zona de fratura final. Nota-se uma distribuição irregular de poros sobre a superfície.

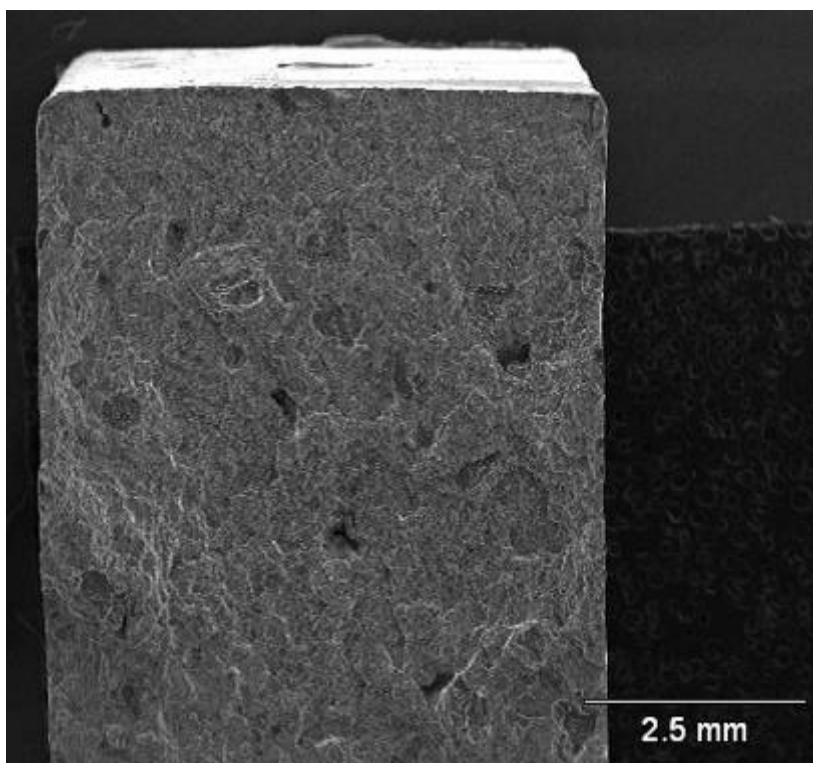


Figura 4.6 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4. A face superior foi submetida a esforço de compressão no ensaio de fadiga por flexão. Nota-se uma distribuição irregular de poros na superfície de fratura.

Na figura 4.7 é mostrada a parte inferior do corpo-de-prova que foi submetida aos esforços de tração normal. As linhas pontilhadas indicam, aproximadamente, a região que iniciou a trinca de fadiga. Não foi identificada claramente a interface da região de fadiga e fratura final. A seta aponta para um poro de 518 μm que pode ter nucleado a trinca de fadiga. Este poro foi identificado como nº 1.

A figura 4.8 mostra numa maior ampliação o aspecto do poro nº 1 enquanto que na figura 4.9 são exibidos poros próximos à superfície e os respectivos diâmetros equivalentes. Mais poros localizados na superfície de fratura são mostrados nas figuras 4.10 a 4.13.

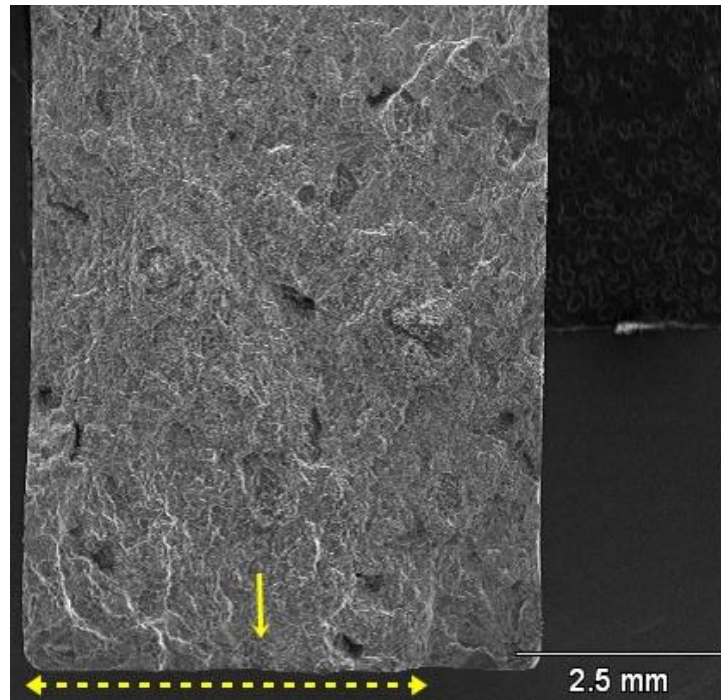


Figura 4.7 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4. A face inferior que foi submetida aos esforços de tração no ensaio de fadiga por flexão,. A linha pontilhada indica a região da superfície onde possivelmente ocorreu a nucleação da trinca de fadiga. A seta aponta para o poro nº1, com diâmetro equivalente a 518 μm , que pode ter originado a trinca de fadiga.

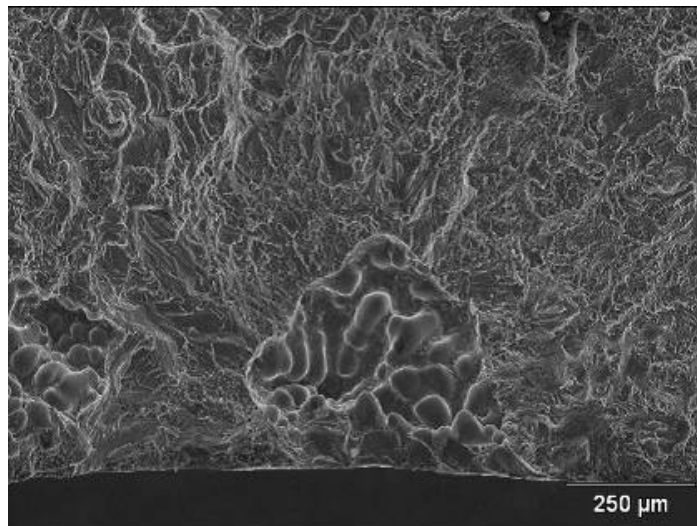


Figura 4.8 – Aspecto do poro nº 1 que pode ter nucleado a trinca por fadiga no corpo-de-prova nº 4.

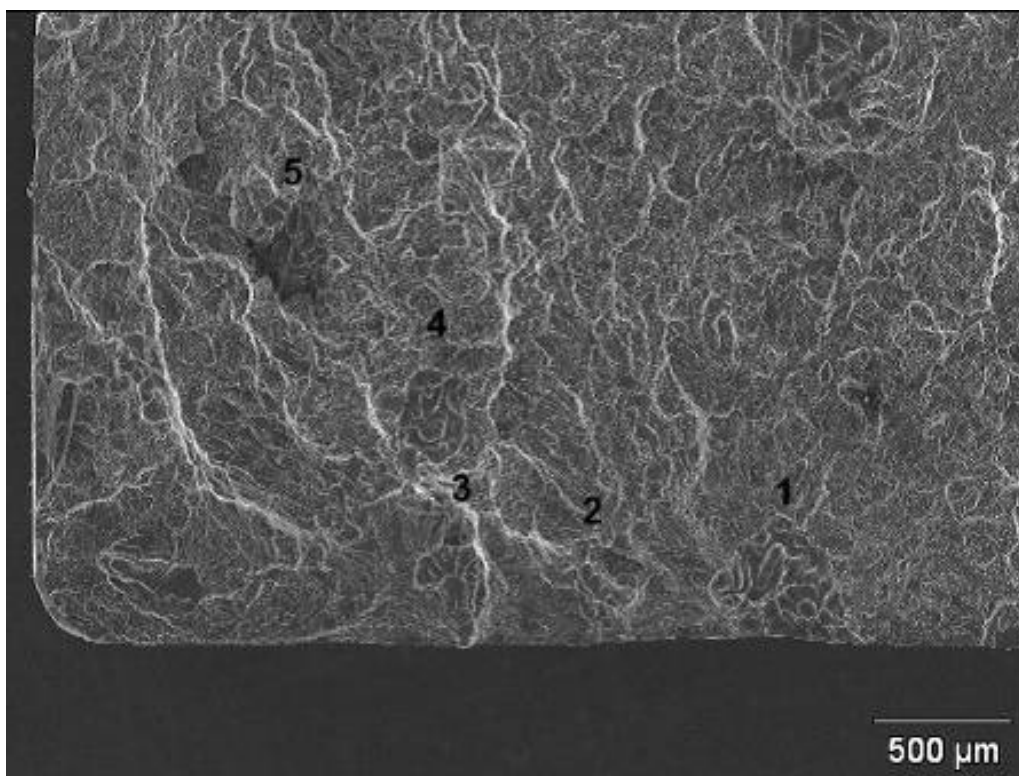


Figura 4.9 - aspecto dos poros na região de fadiga do corpo-de-prova nº 4.

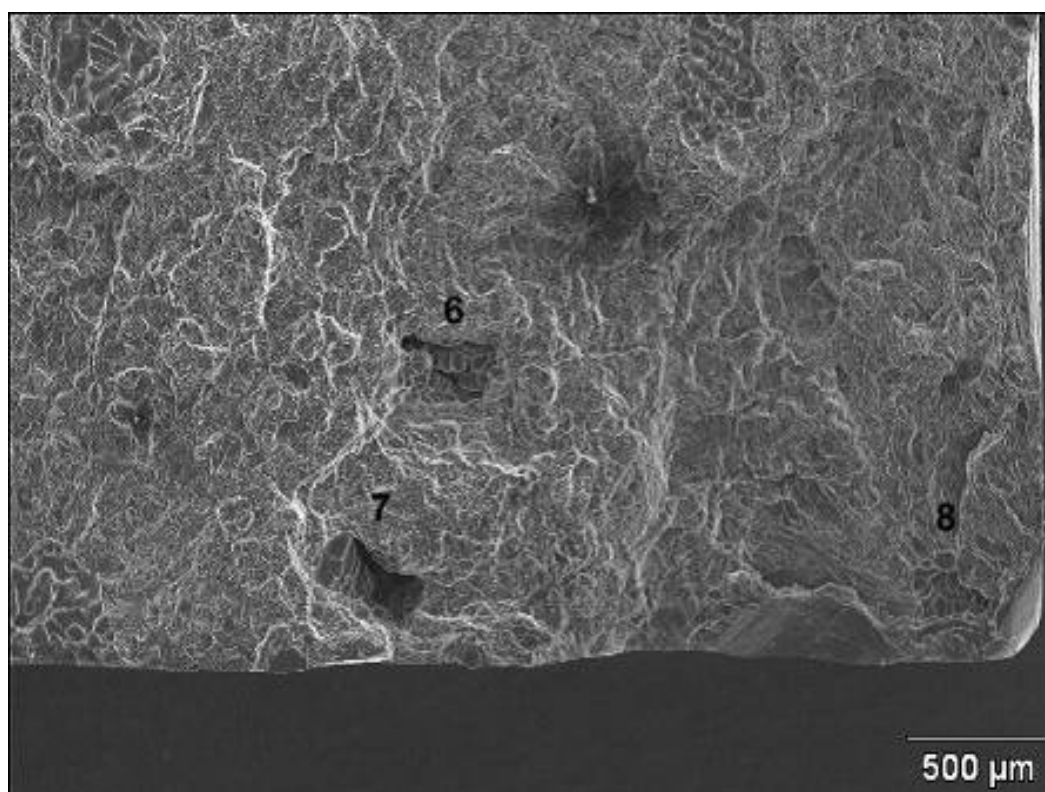


Figura 4.10 - aspecto dos poros na zona de fratura do corpo-de-prova nº 4.

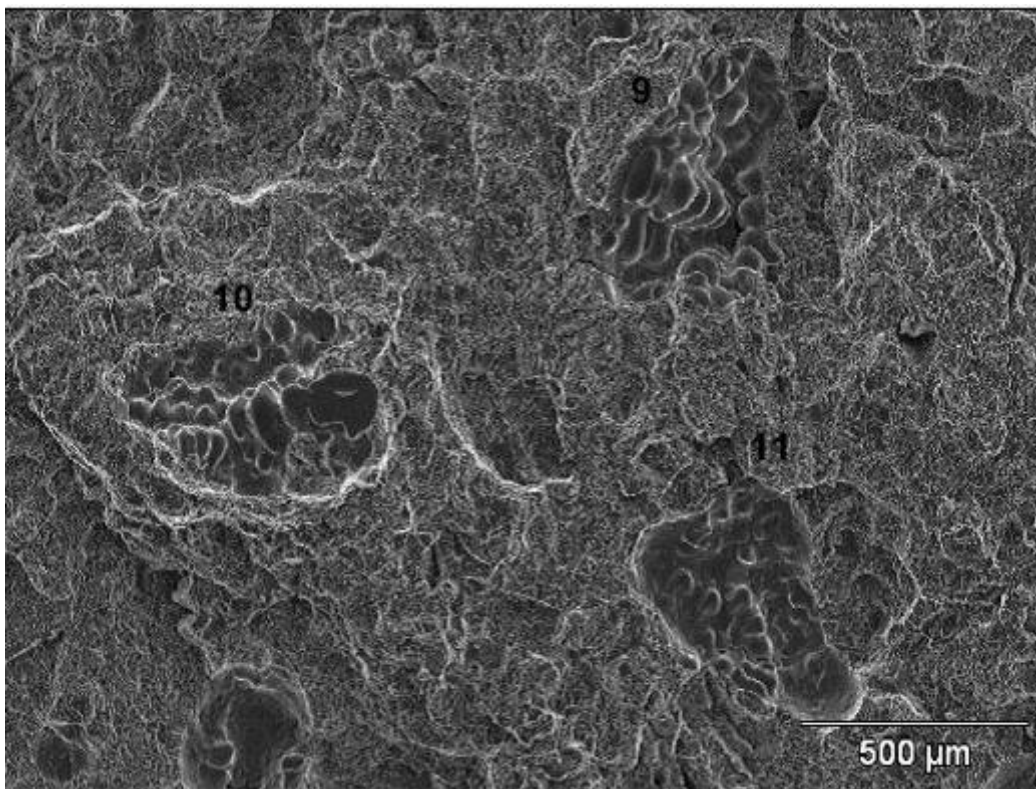


Figura 4.11- Aspecto de mais poros localizados na superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4.

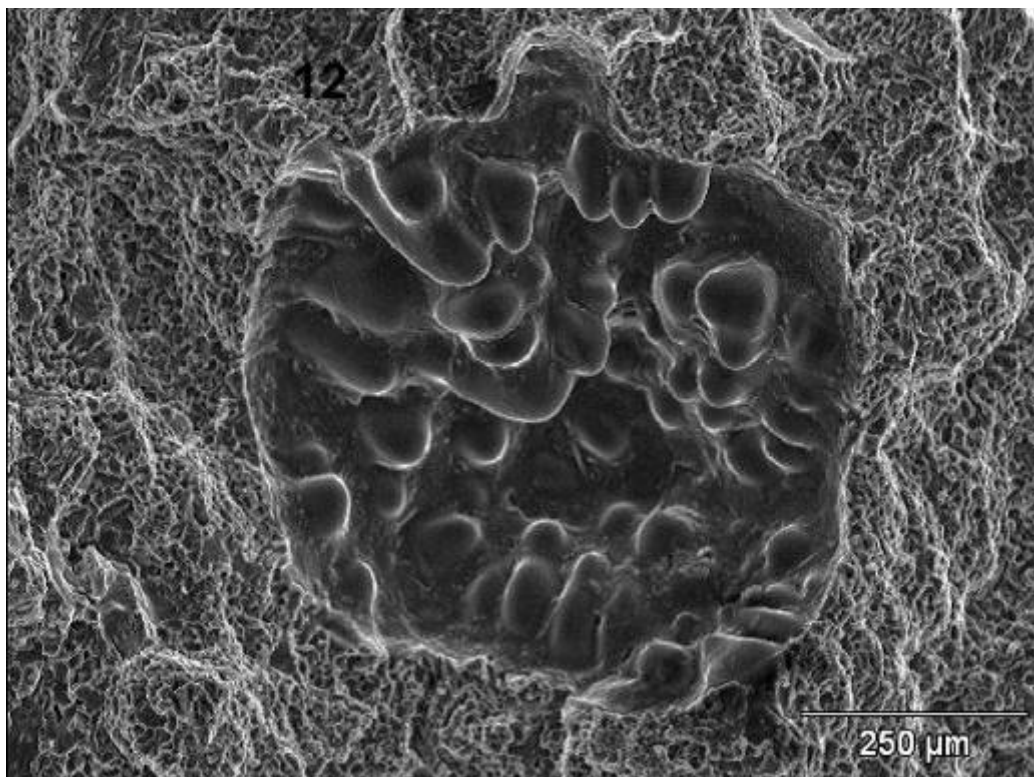


Figura 4.12 - Aspecto de um poro localizado na superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4.

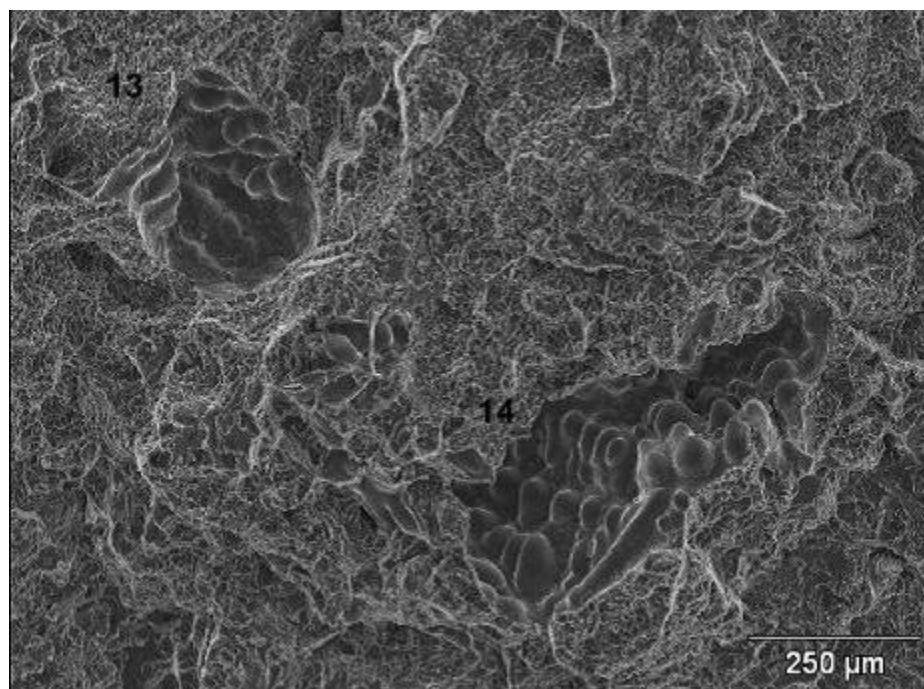
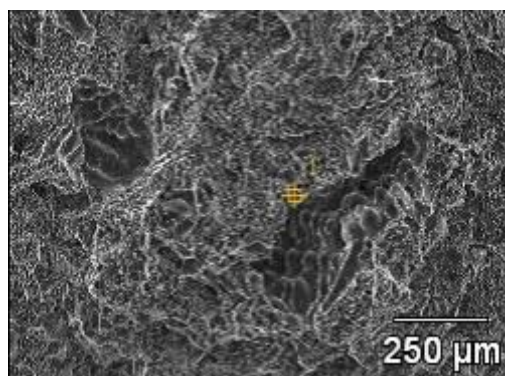
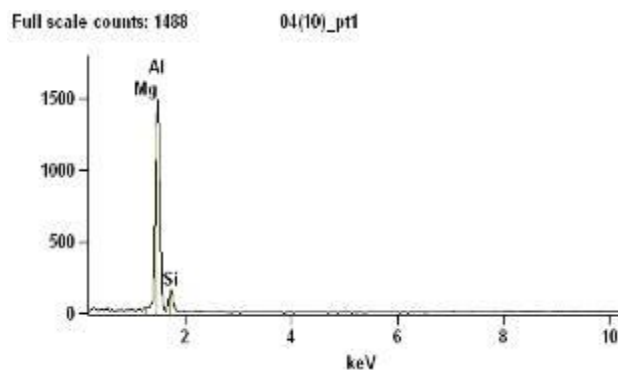


Figura 4.13 - Aspecto de poros localizados na superfície de fratura do corpo-de-prova nº 4.

A composição química próxima de um poro foi medida através de EDS ("Energy Dispersive Scan analysis") conforme figura 4.14. Na figura 4.14a é indicado o local da análise e na figura 4.14b o gráfico dos elementos químicos. Observa-se que são constituintes normais da liga AlSi7Mg0,6 conforme a composição química das tabelas 2.2.3 e 3.1 citadas nos itens 2.2.3 e 3.2.1 respectivamente.



(a)



(b)

Figura 4.14 - (a) Local onde foi realizada análise química (b) resultado da análise qualitativa: o gráfico indica a composição química característica da liga AlSi7Mg0,6 próximo ao poro nº 14 do corpo-de-prova nº 4.

As texturas da zona de fadiga e zona final de fratura são apresentadas na figuras 4.15 e 4.16 respectivamente. A zona de fadiga desta liga se caracteriza por apresentar estrias degeneradas, enquanto que a zona de fratura final apresenta o micromecanismo de alvéolos (dimples).

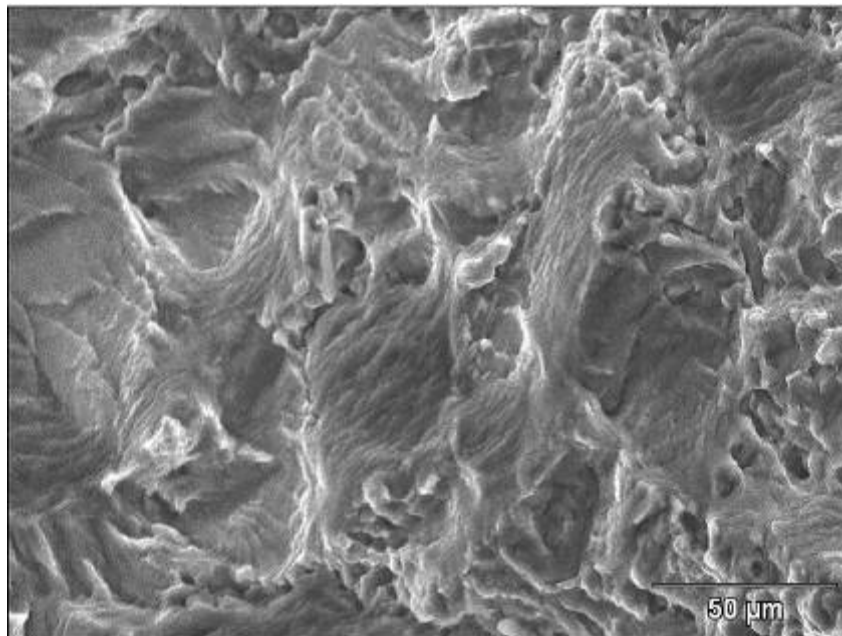


Figura 4.15 - A zona de fadiga do corpo-de-prova nº 4 apresenta estrias degeneradas.

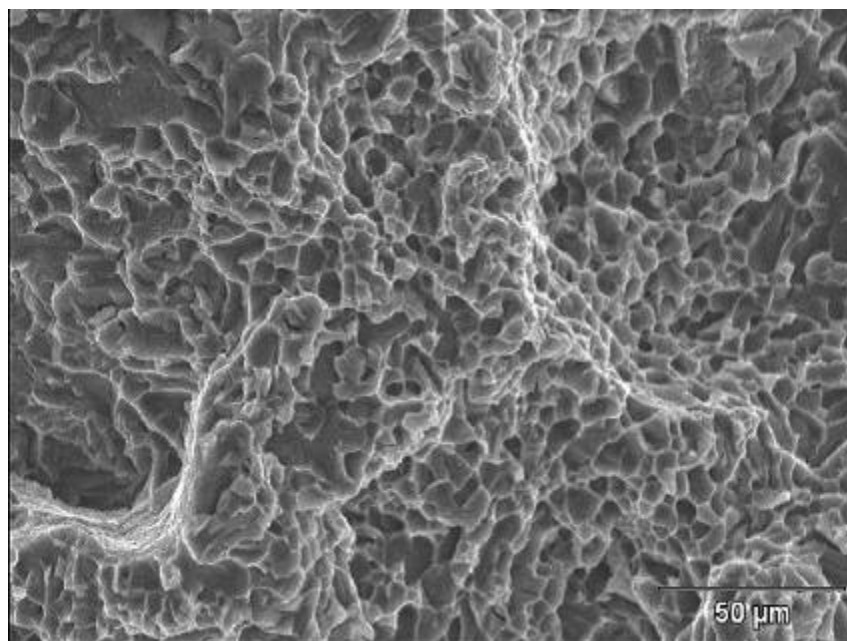


Figura 4.16 - Textura da zona de fratura final do corpo-de-prova nº 4 apresentando micromecanismos de alvéolos.

4.5.1.2 Fractografia do corpo-de-prova nº 16

Nas figuras 4.17 e 4.18 é mostrada a superfície de fratura do corpo-de-prova. A figura 4.17 apresenta a região superior cuja face foi submetida a esforços de compressão no teste de resistência à fadiga por flexão. Esta é zona de fratura final. Da mesma forma que no corpo-de-prova nº 4, apresenta uma distribuição irregular de poros sobre a superfície.

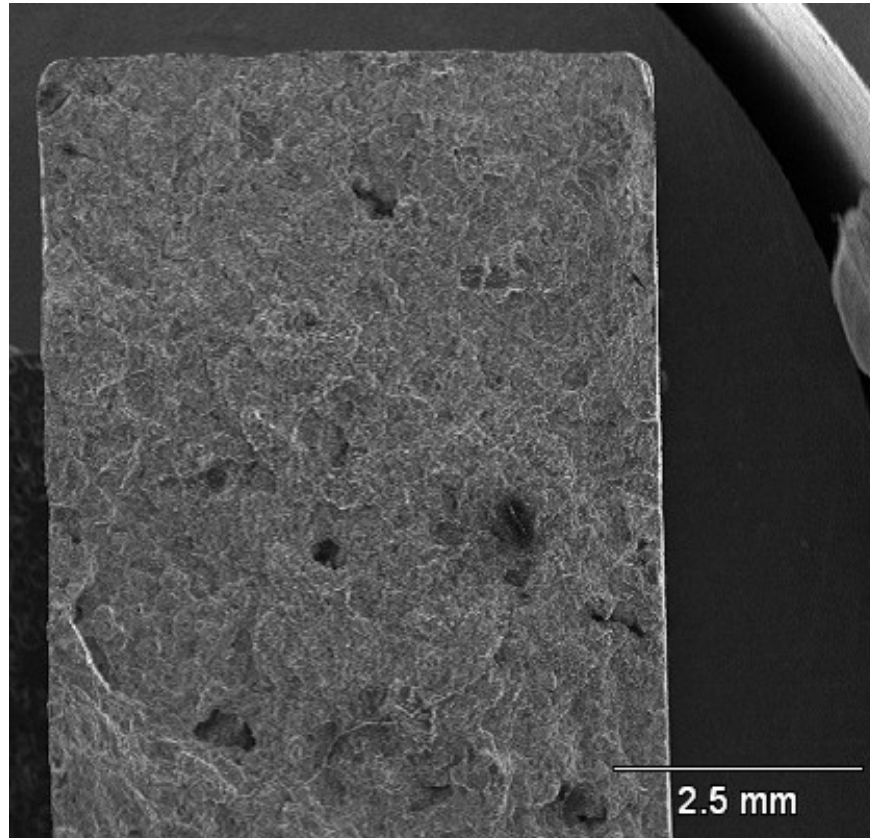


Figura 4.17 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 16. A face superior foi submetida a esforço de compressão no ensaio de fadiga por flexão. Nota-se uma distribuição irregular de poros na superfície de fratura.

Na figura 4.18 é mostrada a parte inferior do corpo-de-prova nº16 que foi submetida aos esforços de tração normal. A linha pontilhada indica, aproximadamente, a interface da região de fadiga com a região de fratura final. A seta aponta para um poro, onde é possível visualizar a propagação de uma trinca. Este poro foi identificado como nº 15. Entretanto, não é possível determinar com exatidão o local de nucleação da trinca de fadiga. Provavelmente a trinca foi originada em um poro do lado esquerdo da superfície de fadiga.

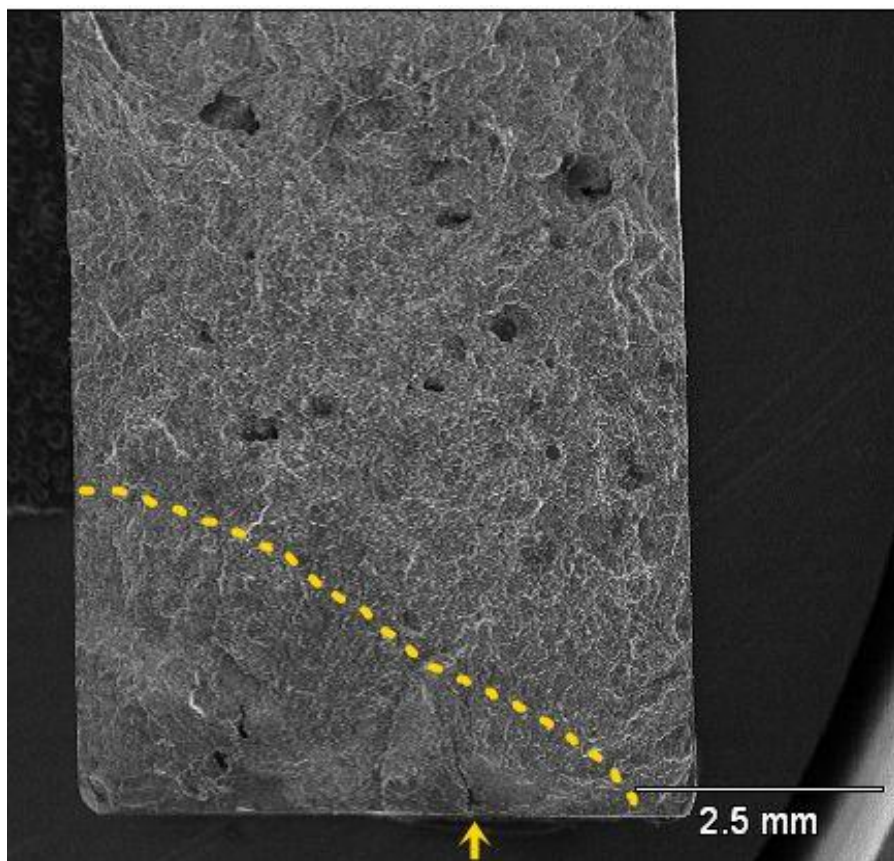


Figura 4.18 - Imagem do MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova nº 16. A face inferior foi submetida ao esforço de tração no ensaio de fadiga por flexão. A linha pontilhada indica, aproximadamente, a interface da zona de fadiga e zona de fratura final. seta aponta poro nº 15, onde é possível visualizar a propagação de uma trinca.

Na figura 4.19 é apresentado o poro nº 15 com uma maior ampliação. Este poro possui um diâmetro equivalente de 334 μm . Nesta imagem é possível visualizar uma trinca se propagando a partir do poro.

São apresentadas nas figuras 4.20 a 4.23 as morfologias de mais poros localizadas na superfície de fratura deste corpo-de-prova.

A textura da zona de fadiga do corpo-de-prova nº 16 é exibidas nas figuras 4.24 e 4.25. Enquanto na figura 4.26 a textura da zona final de fratura. Observa-se se que a zona de fadiga se caracteriza por apresentar estrias degeneradas, enquanto que a zona de fratura final apresenta o micromecanismo de alvéolos (dimples).

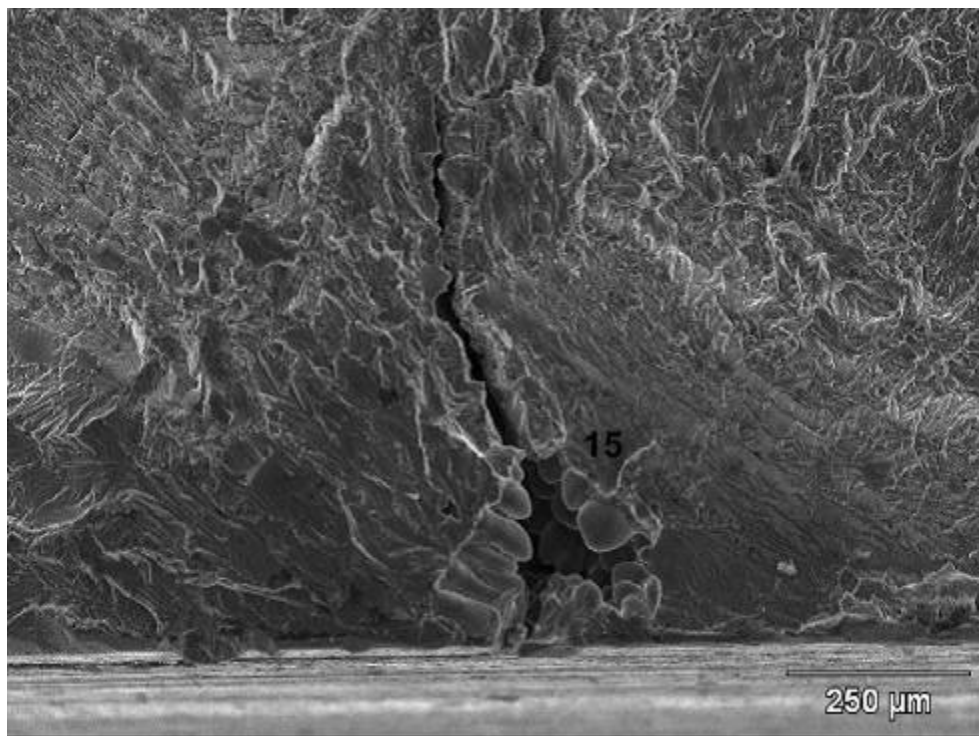


Figura 4.19 – Trinca se propagando a partir do poro nº15. Este poro está localizado na superfície da zona de fadiga do corpo-de-prova nº16 e possui um diâmetro equivalente de 334 μm.

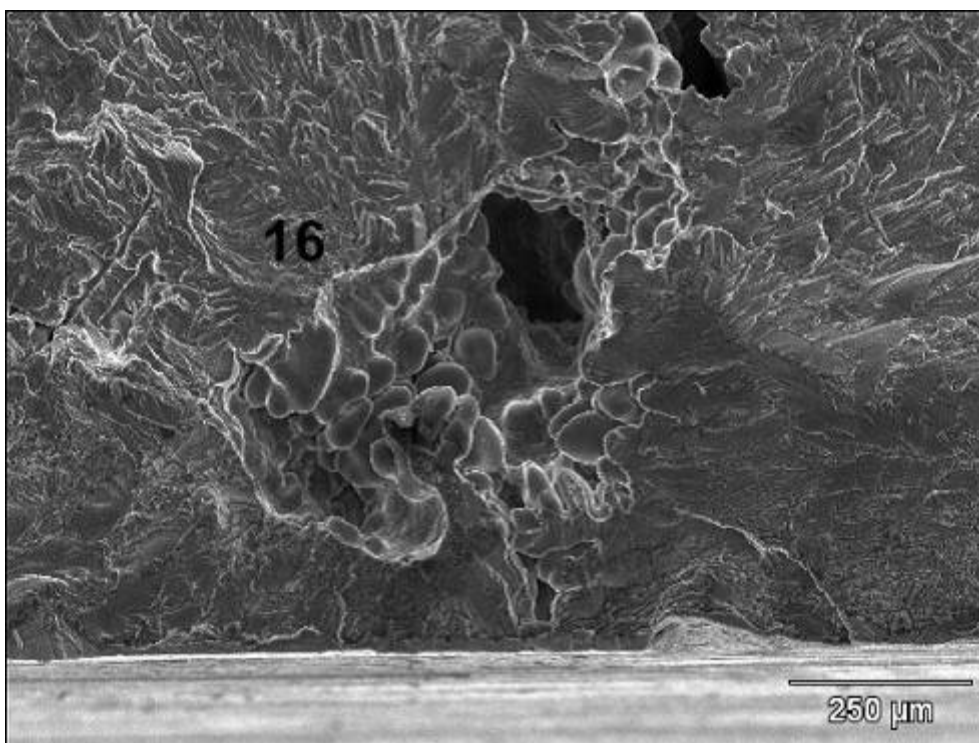


Figura 4.20 - Aspecto do poro localizado na zona de fadiga do corpo-de-prova nº16.

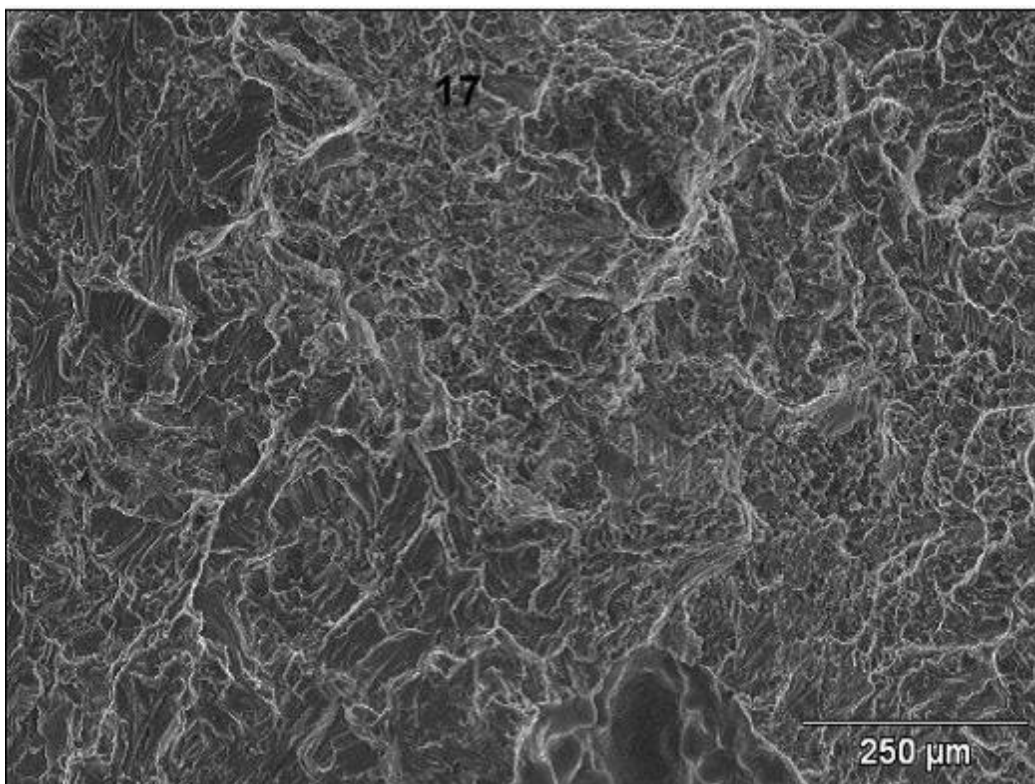


Figura 4.21 - Aspecto de outro poro localizado na zona de fadiga do corpo-de-prova nº16.

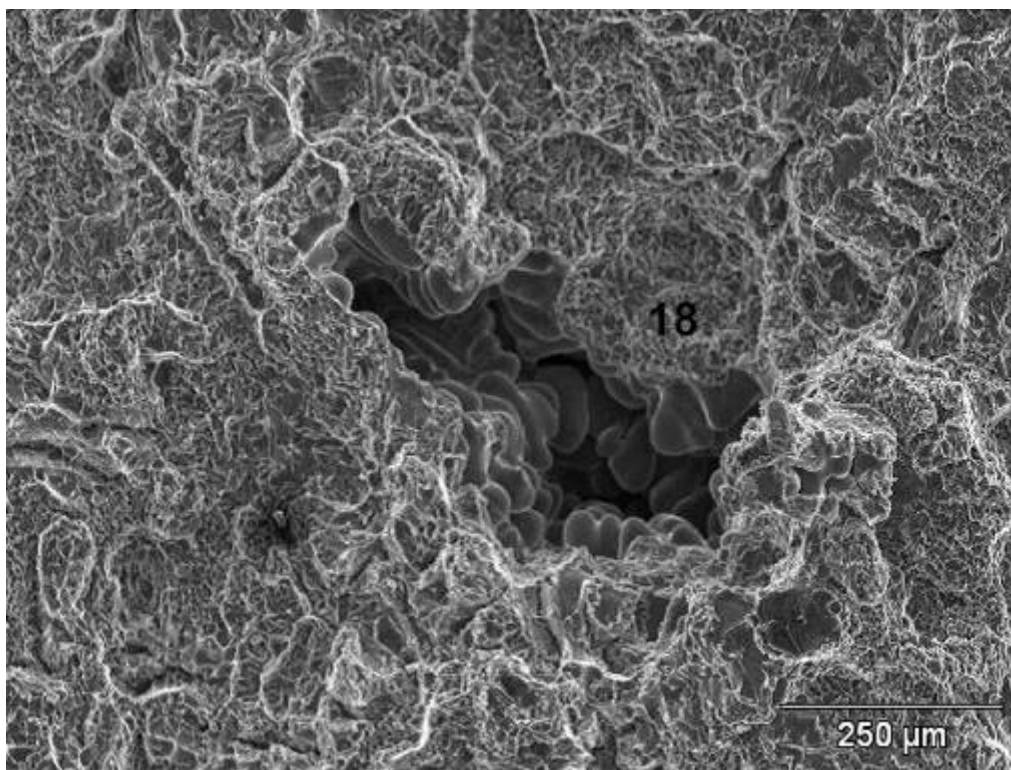


Figura 4.22- Aspecto de poros localizados na superfície de fratura final do corpo-de-prova nº 16.

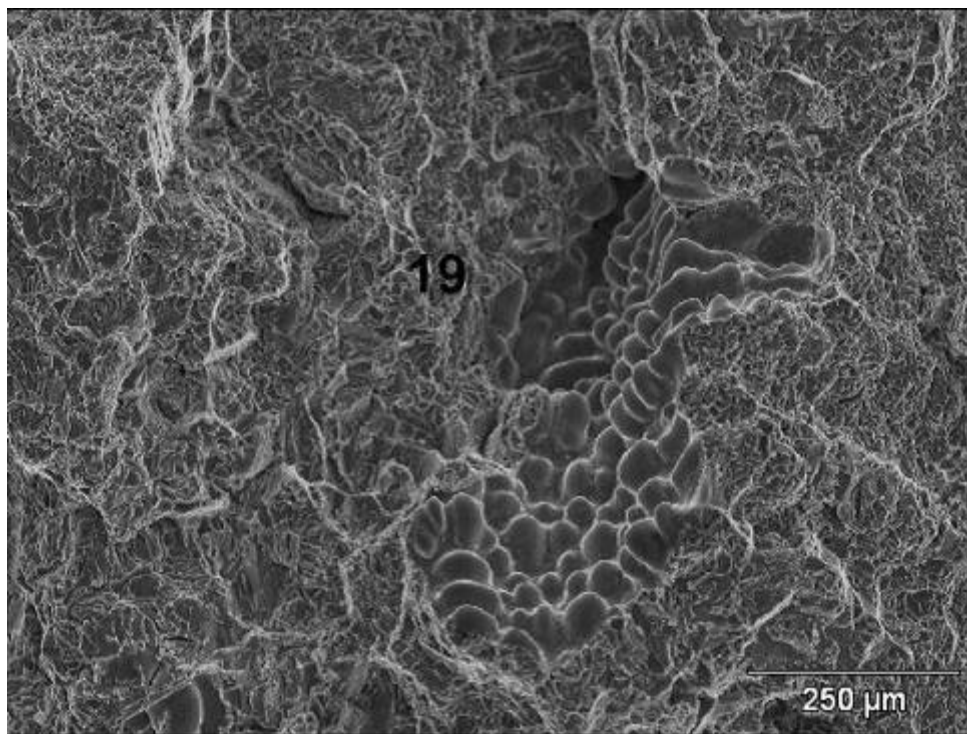


Figura 4.23 - Aspecto de outros poros localizados na superfície de fratura final do corpo-de-prova nº 16.

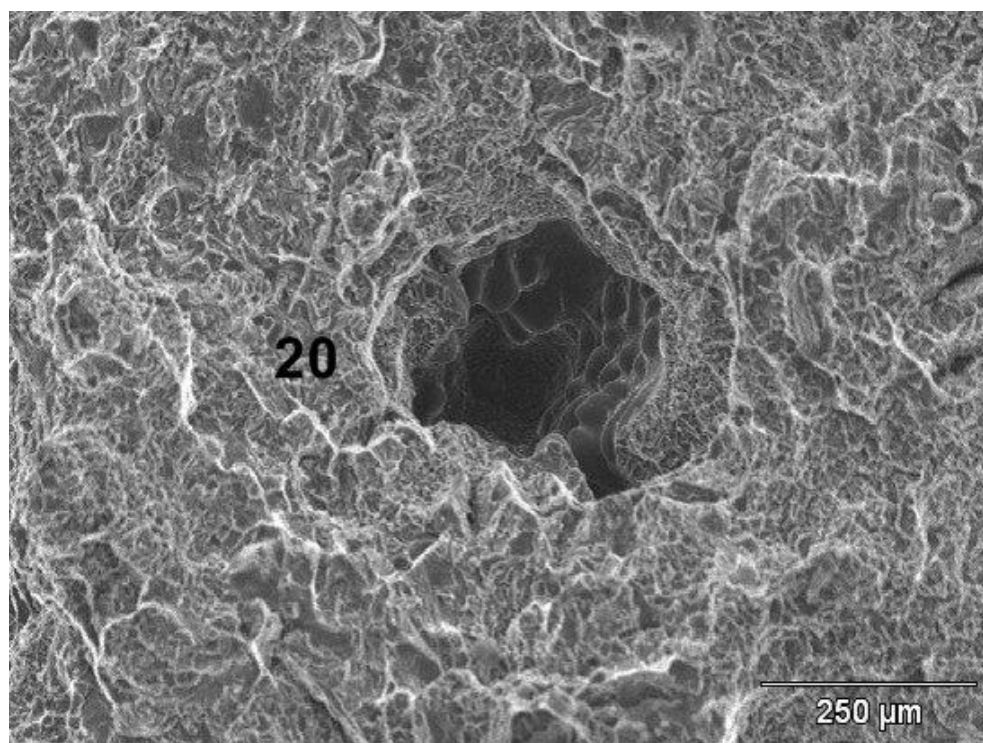


Figura 4.24 - Aspecto de mais um poro localizado na superfície de fratura final do corpo-de-prova nº 16.

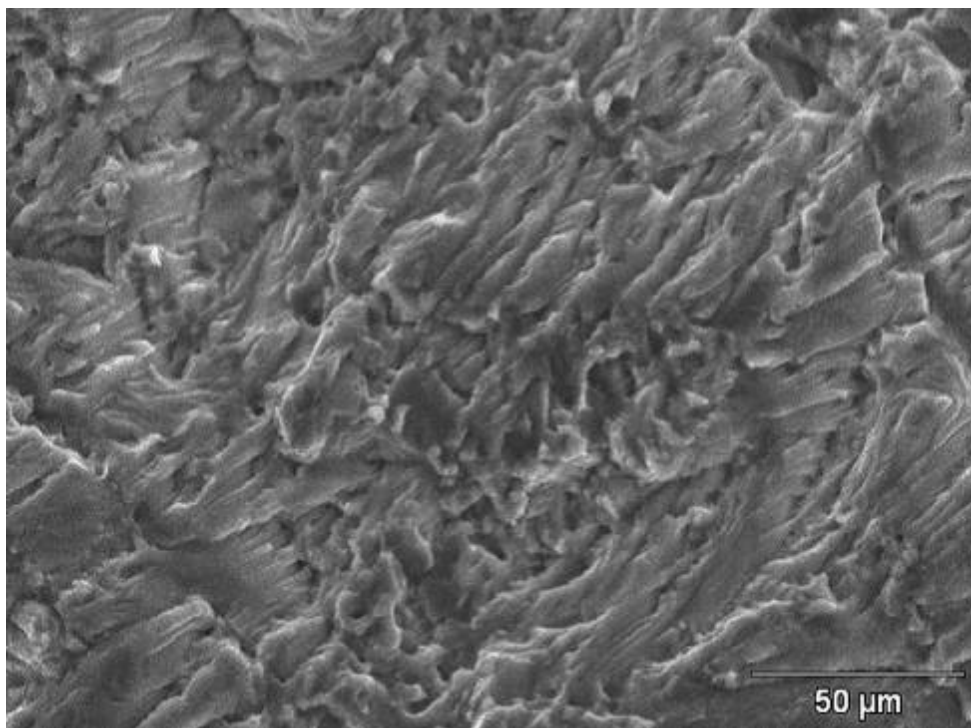


Figura 4.25 - textura da zona de fadiga da fratura do corpo-de-prova nº 16 apresentando estrias degeneradas.

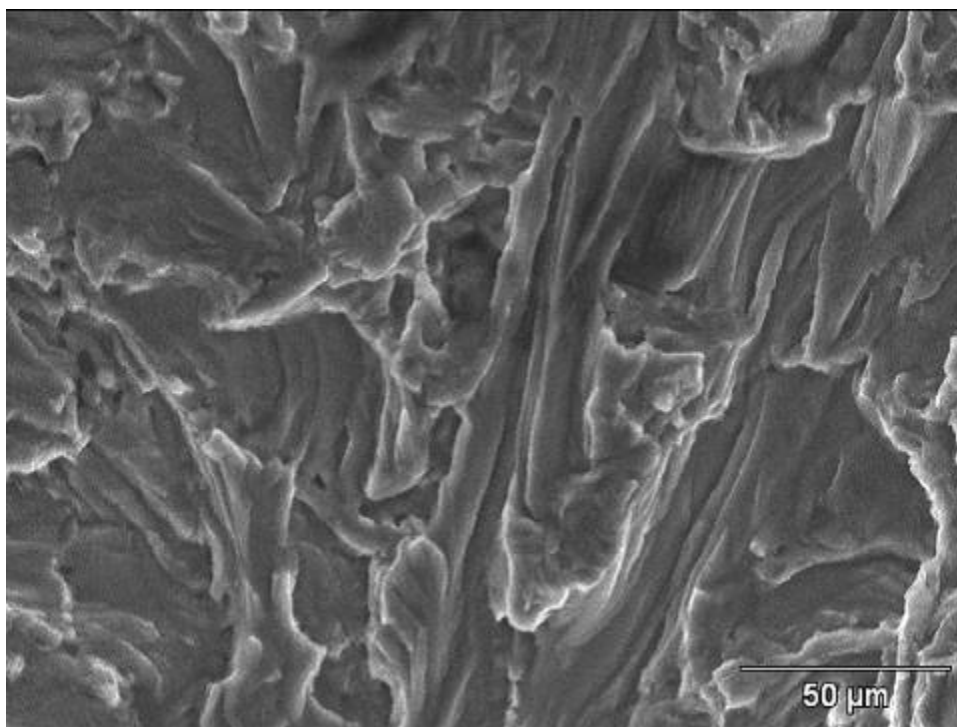


Figura 4.26 - Outro aspecto da textura da zona de fadiga do corpo-de-prova nº 16 apresentando estrias degeneradas.

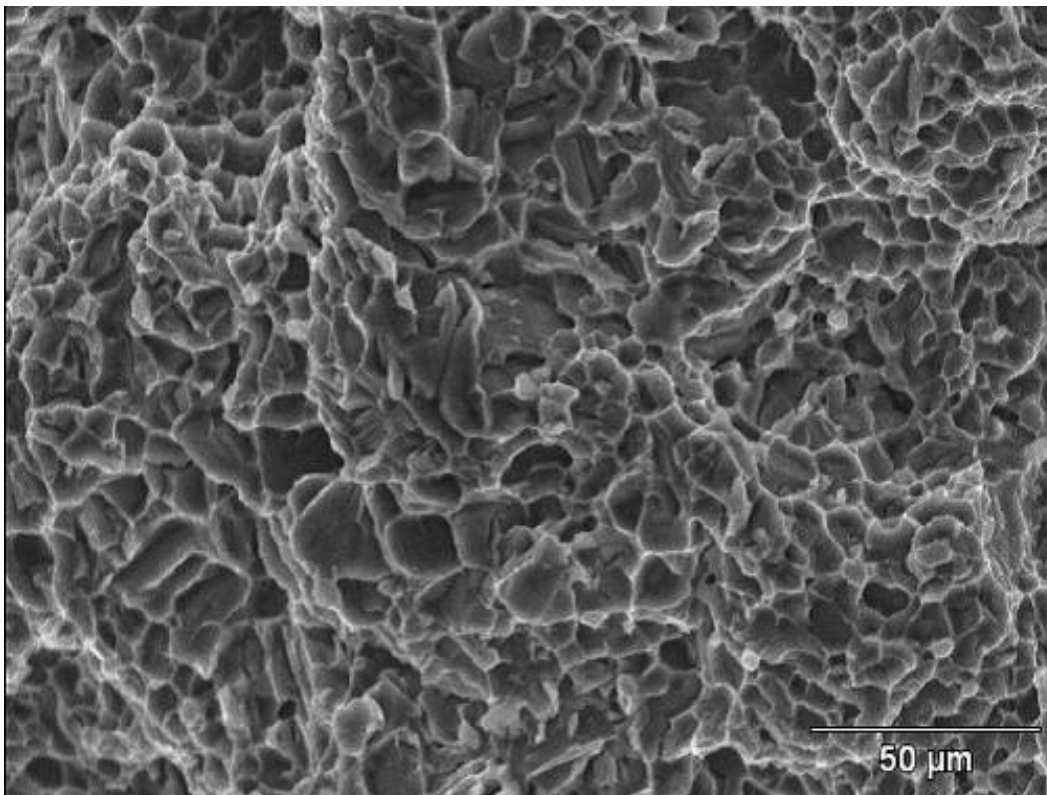


Figura 4.27 - Textura da zona de fratura final do corpo-de-prova nº 16 apresentando alvéolos.

4.5.1.3 Início da trinca de fadiga, zona de fadiga e fratura final.

A análise da superfície de fratura dos corpos-de-prova indica uma quantidade expressiva de poros com forma irregular e apresentando distribuição não uniforme.

A fractografia indica que os fatores predominantes para nucleação das trincas foram poros localizados nas superfícies dos corpos-de-prova. Como exemplo de tamanho de poros que podem ter iniciado trincas de fadiga cita-se o poro nº 1 (figura 4.8) e nº 15 (figura 4.19) com diâmetros equivalentes de 518μm e 334 μm respectivamente.

Os poros que nuclearam as trincas estão na superfície do corpo-de-prova que esta sujeita a máxima tensão de tração normal. Foram encontrados poros maiores no interior do material que não nuclearam trincas devido à localização afastada da região de máxima tensão.

Não foram encontrados na superfície de fratura dos corpos-de-prova nº 4 e 16 inclusões de óxidos que pudessem nuclear trincas de fadiga. Este fator é também responsável por falhas prematuras em cabeçotes de motores, principalmente falta de estanqueidade.

Outros fatores como, partículas de silício, tamanho de SDAS, partículas de composto de ferro intermetálicos não influenciaram a vida em fadiga neste ensaio devido à predominância significativa dos poros para nuclearem trincas de fadiga.

A macrografia do corpo-de-prova nº 16, que rompeu com uma tensão de 148 MPa, apresenta um nítido contraste entre a zona de fadiga para a zona de fratura final conforme pode ser visto na figura 4.18. Por outro lado, conforme figura 4.7, a macrografia do corpo-de-prova nº 4, que rompeu com uma tensão 295 MPa, não apresenta com nitidez esta zona de transição.

Na fractografia das superfícies de fratura dos corpos-de-prova submetidos ao ensaio de fadiga observou-se um contraste evidente entre os micromecanismos da zona de fadiga (estrias degeneradas) e a zona de fratura final (dimples). As estrias degeneradas da zona de fadiga são observadas nas figuras 4.15, 4.25 e 4.26, enquanto os alvéolos da zona de fratura final são exibidos nas figuras 4.16 e 4.27.

As zonas de fadiga em ambos corpos-de-prova apresentam aspecto de estrias degeneradas, enquanto as zonas de fratura final apresentam alvéolos (“dimples”).

4.5.1.4 Caracterização dos poros

A medição do tamanho de poros foi realizada pelo método do diâmetro equivalente D_e conforme equação 4.4., onde A_p é a área do poro. Na tabela 4.1 são exibidos os dados das medições do corpo-de-prova nº 4, corpo-de-prova nº 16 e amostra de metalografia da figura 3.6.

$$D_e = \frac{4 \cdot \sqrt{A_p}}{\pi} \quad (4.4) \quad [\text{YI, 2006}]$$

A partir dos dados da tabela 4.1 foram realizadas as seguintes inferências estatísticas:

- Na figura 4.28 é exibida a curva de distribuição normal dos poros com diâmetro equivalente médio de 422,8 μm e desvio padrão de 147,4 μm , sendo que o menor poro encontrado foi de 171 μm e o maior 808 μm ;
- Na figura 4.29 é mostrado o histograma do diâmetro equivalente dos poros com onde é indicada a média de 422,8 μm ;

- Na figura 4.30 o gráfico boxplot indica que 75% dos valores da amostra dos poros obtidas esta abaixo de 500 μm ;
- Na figura 4.31 o gráfico dotplot do tamanho do poro encontrado nos corpos-de-prova nº 4 e nº 16, bem como na micrografia da figura 3.6.

Tabela 4.2 - Resultado das medições dos poros encontrados nos corpo-de-prova nº 4, corpo-de-prova nº 16 e poros encontrados na análise metalográfica da figura 3.6.

Poros	A_p (μm^2)	D_e (μm)	Corpo-de Prova
1	166.102	518	4
2	66.257	257	4
3	71.653	341	4
4	90.657	383	4
5	72.902	360	4
6	91.315	384	4
7	93.468	389	4
8	100.084	402	4
9	191.759	558	4
10	204.722	576	4
11	172.014	528	4
12	402.883	808	4
13	72.969	344	4
14	147.994	490	4
15	68.890	334	16
16	263.406	653	16
17	39.128	252	16
18	112.942	428	16
19	167.425	521	16
20	62.222	317	16
21	51.000	171	Fig. 3.6
22	17.000	288	Fig. 3.6

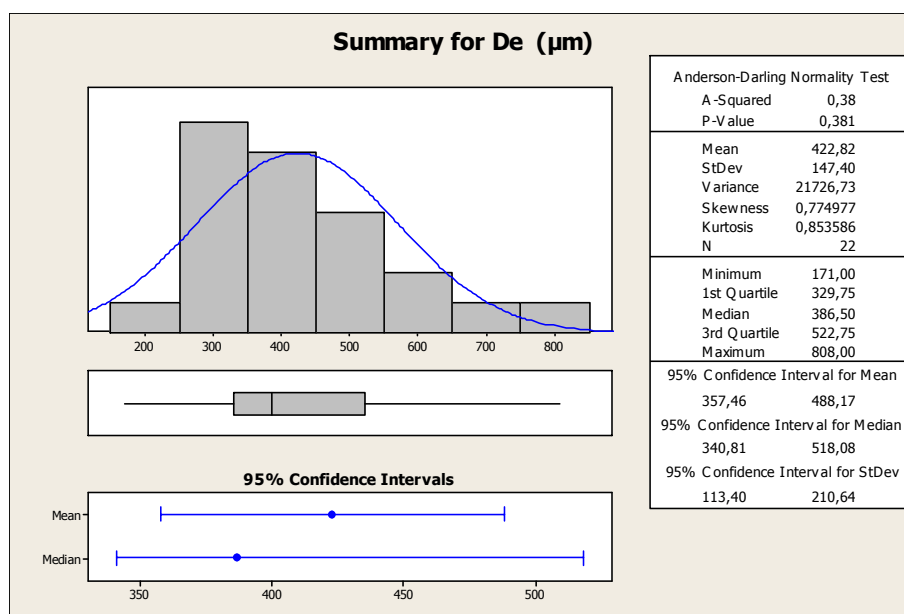


Figura 4.28 - Distribuição dos diâmetros equivalente dos poros encontradas na fractografia e metalografia conforme tabela 4.2.

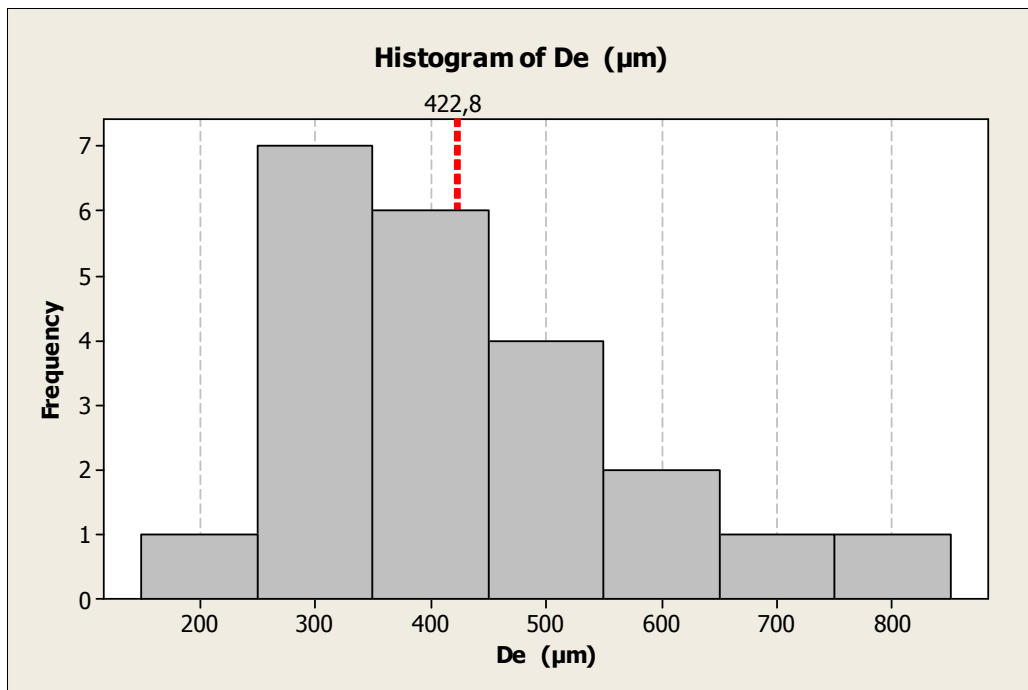


Figura 4.29 - Distribuição dos diâmetros equivalente dos poros encontradas na fractografia e metalografia conforme dados tabela 4.2.

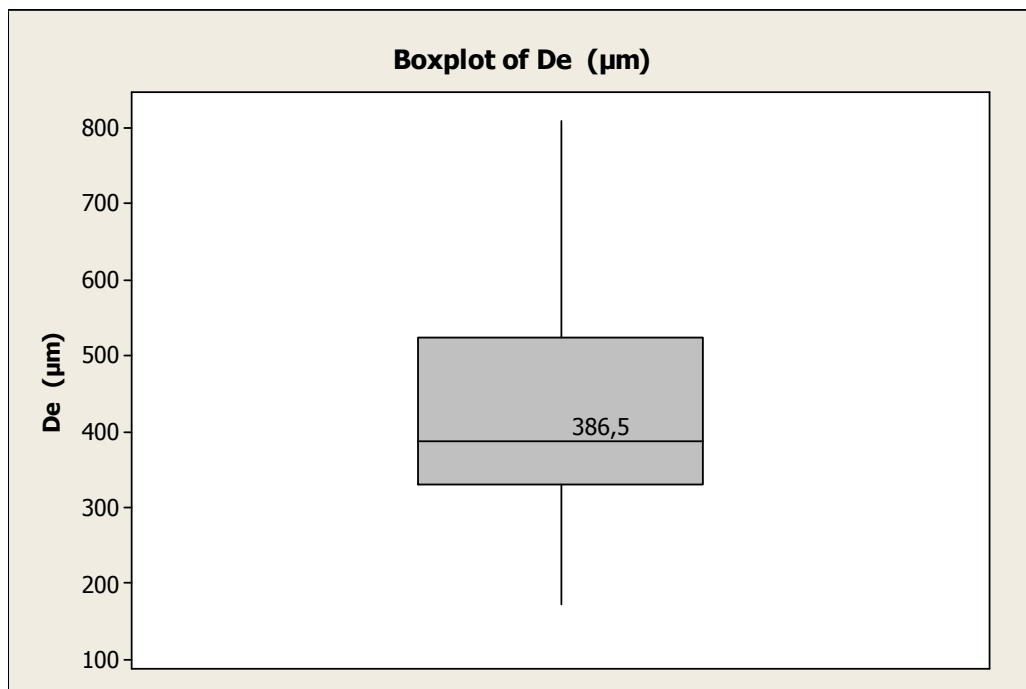


Figura 4.30 - Boxplot da distribuição dos diâmetros equivalente dos poros encontrados nos corpos-de-prova nº 4, nº 16 e micrografia da figura 3.6.

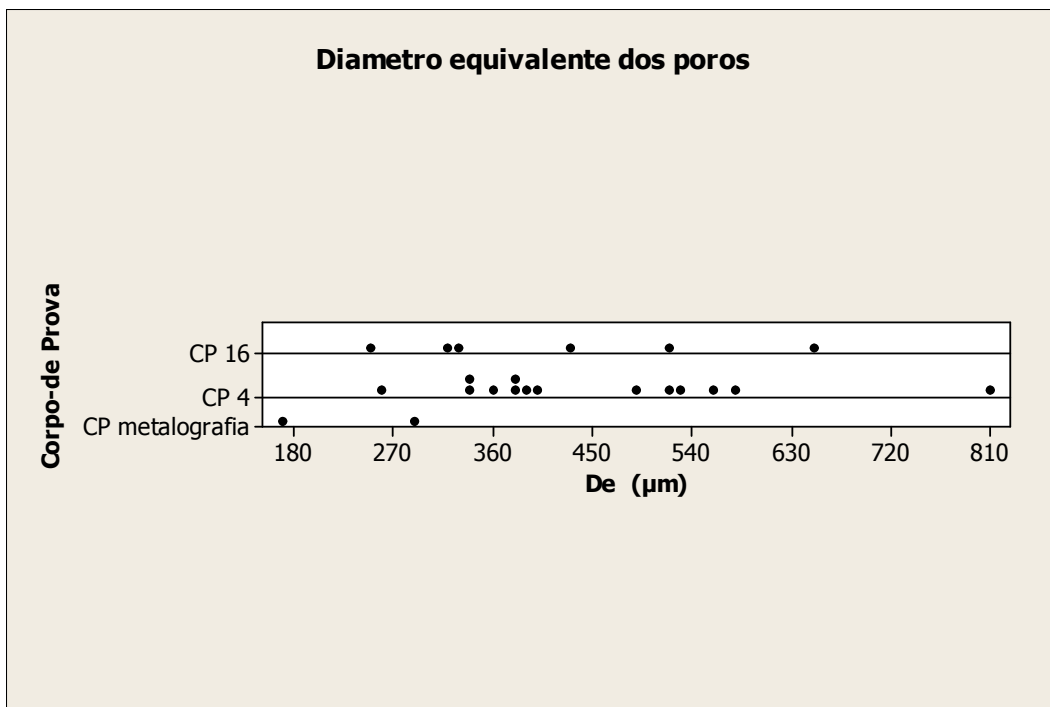


Figura 4.31 - Dotplot dos diâmetros equivalente dos poros constatados na fractografia (corpos-de-prova nº 4 e 16) e metalografia (figura 3.6).

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

5.1 Conclusões

O cabeçote do motor, produzido em liga AlSi7Mg0,6, obtido por fundição em molde permanente ou gravidade e submetido a tratamento térmico T61 (modificação e envelhecimento artificial) apresentou a seguinte caracterização:

- Composição química adequada em função das propriedades mecânicas requeridas;
- Análise metalográfica indica que o componente possui uma microestrutura homogênea com matriz α e partículas de silício esferoidizadas no eutético com diâmetro médio equivalente de 6 μm e desvio padrão 2,6 μm . O espaçamento entre os braços das dendritas secundárias (SDAS) apresentou tamanho médio de 48,6 μm desvio padrão de 24,9 μm ;
- As propriedades mecânicas estão dentro do especificado, mas apresentando variabilidade significativa provavelmente devido à influência da porosidade de distribuição irregular conforme constatado na análise fractográfica;
- O componente passou por um tratamento térmico (solubilização e precipitação) adequado visto que análise metalográfica mostrou uma microestrutura fibrosa e homogênea.

A partir de corpos-de-prova obtidos do componente foi realizado o ensaio de fadiga por flexão onde foram obtidas as seguintes informações:

- A curva S-N desta liga apresenta a curva típica das ligas de alumínio onde o aumento do carregamento diminui o número de ciclos até a fratura;
- Os dados de tensão versus número de ciclos até a fratura obtidos no ensaio de fadiga por flexão obedecem a uma distribuição normal. Determinou-se a curva de regressão e a equação representativa da distribuição de valores de tensão versus números de ciclos;
- A resistência à fadiga para os corpos-de-prova retirados do componente esta em torno de 140 MPa para 10^6 ciclos até a fratura.

A fractografia das superfícies de fratura dos corpos-de-prova rompidos no ensaio de fadiga apresentou as seguintes características:

- As porosidades na superfície foram o fator predominante para nuclear a trinca de fadiga;
- A amostra exibiu um diâmetro médio dos poros de 422,8 μm e desvio padrão 147,4 μm ;
- Poros maiores foram encontrados na superfície de fratura, porém não iniciaram a trinca por estarem afastados da região de máxima tensão de tração normal;
- Os poros estavam distribuídos irregularmente sobre a superfície de fratura;
- Outros fatores como inclusões de óxidos, tamanho de partícula de silício, tamanho de SDAS e partículas de composto de ferro intermetálicos não influenciaram a vida em fadiga neste ensaio devido à predominância significativa dos poros para nuclearem trincas de fadiga;
- A zona de fadiga foi caracterizada por apresentar estrias degeneradas;
- A textura da zona de fratura final apresentou o micromecanismo alveolar (dimples).

Este estudo fornece parâmetros das propriedades de fadigas da liga do cabeçote tornando possível discutir com o fornecedor ações que permitam adequar projetos, processos e controles a fim de aumentar a vida útil do componente além de prevenir falhas em testes de dinamômetro e na aplicação deste componente.

5.2 Sugestões para próximos trabalhos

Alguns estudos adicionais poderiam complementar ou ampliar este trabalho como segue:

- Fazer as mesmas análises de caracterização de material, ensaios de fadiga e fractografia em um cabeçote com alta durabilidade, em torno de 300.000 km, que não tenha falhado em serviço;
- Na sequência comparar com os resultados obtidos neste trabalho. Desta forma será possível determinar o tipo e o tamanho crítico de defeitos bem como os locais suscetíveis a nucleação de trincas no componente;
- Usar os resultados do item anterior a fim de aperfeiçoar o processo de fundição, principalmente na alimentação do molde e controle da solidificação do fundido.

Referências Bibliográficas

[AAM, 2003] - The Aluminium Automotive Manual, 1st edition, European Aluminium Association, online desde 2003.

<http://www.eaa.net/http://www.xwomm.com/datagrip/2/index.php?loginname=Guest&pwd=guest&Screen=1>, acessado dia 12/06/09.

[ABAL, 2009] - http://www.abal.org.br/aluminio/producao_alupri.asp acessado dia 2/05/2009.

[ABDALLA, 2003] - Abdalla, G.K., Guia rápido de utilização do software de morfometria Image J, UFTM, 2003.

<http://www.uftm.edu.br/instpub/fmtm/discbiologiacelular/Guia%20rapido%20de%20utilizacao%20do%20Image%20J.pdf> - acessado dia 15/08/09.

[AEROMOT, 2009] - Aluminium Cast Alloys - tabela de correlação das ligas fundidas de alumínio -http://www.aeromet.co.uk/pdf/cast_alloy_spec.PDF acessado dia 16/06/2009.

[ALUATO, 2009]. - ALUATO - Consumo de alumínio é recorde, Boletim eletrônico da Associação Brasileira de Alumínio, Edição 19, 1º trimestre de 2009.
<http://www.abal.org.br/aluauto/ed19/principal.htm> acessado dia 12/05/09.

[ALUATO, 2007] - ALUATO, Alumínio fundido aumenta participação no setor automotivo, Boletim eletrônico da Associação Brasileira de Alumínio, Edição 12 - 2007.
<http://www.abal.org.br/aluauto/ed12/mundoautomotivo2.asp> acessado dia 12/05/09.

[ALURHEINFELDEN, 2009] - Catalogue Primary aluminum casting alloys
<http://www.alurheinfelden.com/pdf/katalog/Leporello-eng.pdf>, acessado em 03/06/2009.

[AMMAR et al, 2008] - Ammar, H.R.; Samuel, A.M.; Samuel, F.H., Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys, International Journal of Fatigue 30, pp 1024-1035, 2008.

[ASKELAND; PHULÉ, 2002]; Askeland, D.R.; Phulé, P.P.,- Science and engineering of materials, 4th edition, Chapter 8 - Principles of Solidification, 2002.

[ASM, 2004] - Aluminum-Silicon Casting Alloys -Atlas of Microfractographs, chapter 1 - Introduction to Aluminum-Silicon Casting Alloys, fig 1.1, ASM International, 2004.

[ASM HANDBOOK VOL.2, 1996] - ASM Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Volume 2, pp, 498, 2nd edition by ASM International, 1996.

[ASM HANDBOOK VOL.3, 1992] - ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams, Volume 3 , 9th edition by ASM International, 1992.

[ASM HANDBOOK VOL.15, 1988] - ASM Handbook, Casting; pp 1631 a 1633, Volume 15 , 1st edition by ASM International, 1988.

[ASM HANDBOOK VOL.19, 1996] - ASM Handbook, Fatigue and fracture pp 2250 e 1357, Volume 19, 1st edition by ASM International, 1996.

ASTM B108 - 08 Standard Specification for Aluminum - Alloy Permanent Mold Castings, American Society Testing Material, 2006.

ASTM E 6 - 09 - Standard Terminology Relating to Methods of Mechanical Testing, American Society for Testing and Materials, 2002.

ASTM E 8M - 08 - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric], American Society for Testing and Materials, 2001.

ASTM E 10 - 08 - Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, American Society for Testing and Materials, 2001.

ASTM E 466-07- Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, American Society for Testing and Materials, 2007.

[BECKER, 2005] - Becker, P.C., Titanium engine components, U.S. Department of Energy - Office of Vehicle Technologies Program, 2005.

www.ornl.gov/sci/propulsionmaterials/pdfs/2005_Presentations/PM_10458%20Presentation%20Becker.pdf, pp 3, acessado dia 12/05/09.

BSI L169 - Ingots and castings of aluminium-silicon-magnesium alloy (solution treated and artificially aged) (Si7Mg 0.6), British Standard Aerospace Series, 1986.

[BONOLLO et al, 2005] - Bonollo, F.; Urban, J.; Bonatto, B.; Botter, M.; Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys, *la metallurgia italiana*, pp 23, 06/2005.

[BRADASCHIA, 1985] - Bradaschia, C., Fundação, ABM - Associação Brasileira de Metais - 15ª impressão, pp 15-1 a 15-3, 1985.

[BUFFIÈRE et al, 2001] - Buffière, J.I.; Savelli, S.; Jouneau, P.H.; Maire, E.; Fougères, R., Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si-Mg0.3 cast Al alloys, *Material Science and Engineering A316*, pp 115-126, 2001

[CALLISTER, 2001] - Callister, W.D., *Fundamentals of Materials Science and Engineering Structures of Metals and Ceramics*, pp 48, Editora John Wiley & Sons, Inc. 5th edition, 2001.

[CAMPBELL, 2001] - Campbell, J., *Casting*, 1st edition, chapter 8 - Structure, defects and properties of the finish casting, Editora Elsevier, 2001.

http://knovel.com/web/portal/browse/display?_EXT_KNOVEL_DISPLAY_bookid=711&VerticalID=0

[CAMPOS; DAVIES, 1978] - Campos, M.P.; Davies, J., *Solidificação e Fundição de metais e suas ligas*, pp. 23, LTC, ESDUP, 1978.

[CASELLAS et al, 2005] - Casellas, D.; Pérez, R.; Prado, J.M., Fatigue variability in Al-Si cast alloys, *Material Science and Engineering A 398*, pp 171-179, 2005.

CEN EN 1706 - Aluminum and aluminum alloys: casting, chemical composition and mechanical properties. European Committee Standardization, publication date: Mar, 1998.

[CHIRITA et al, 2007] - Chiriță, G.; Ștefănescu, I; Soares, D.; Silva, F.S., Mechanical resistance as a function of local properties - International Conference on Diagnosis and Prediction in Mechanical Engineering Systems, Oct. 2007.

[(COLLINS, 1981) apud (FERREIRA, 2008)] - Collins, J.A., Failure of materials in mechanical design: Analysis, prediction and prevention, John Wiley & Sons, 1981.

[CONAMA, 2002] - Conselho Nacional do Meio Ambiente do Ministério do Meio Ambiente, resolução nº 315 de 29 de Outubro de 2002.

[COUTINHO, 1980] - COUTINHO, T.A., Análise e Prática de Metalografia de Não ferrosos, pp 89, 1ª edição, Editora Edgard Blücher Ltda, 1980.

DIN EN 10002-1 Metallic materials - Tensile testing - Part 1: Method of testing at ambient temperature; English version of DIN EN 10002-1:2001.

[DIVIS et al, 2003] - Divis, M.; Tichanek, R.; Spaniel, M., Heat transfer analysis of a Diesel engine head - Acta Polytechnica, pp 34 -38, vol. 43, 5/2003.

[DE-FENG et al, 2008] - De-Feng, M.; Guo-Qiu, H.; Zhung-Fei, H.; Zheng-Yu, Z.; Cheng-Shu, C.; Wei-Hua, Z., Crack initiation and propagation of cast A356 aluminum alloy under multi-axial cycling loadings, International Journal of Fatigue 30, pp 1843 - 1850, 2008.

[DEGARMO et al, 2007] - Degarmo, E.P., Black, J.P., Kohser R.A., Degarmo's materials and process in manufacturing , tenth edition, pp 263 , 312 - 314, Editora Willy'sons, 2008.

[FEIKUS, 1997] - Feikus, F.J., Optimization of Al-Si Cast Alloys for Cylinder Head Applications; AFS Transactions 105, pp 225-231, 1997.

[FERREIRA, 2008] - Ferreira, I., Fadiga e Degradação, apostila FEM/UNICAMP, pp 2-3, 20-21, 50, 74-76, 2008.

[FINTOVÁ et al 2008] - Fintová, S.; Konstantová, V; Konecná, R.; Nicoletto, G., Experimental study of porosity and fatigue behavior of cast Al-Si alloys, Metal, pp 13-15, May, 2008.

[FINTOVÁ et al 2009] - Fintová, S.; Konecná, R.; Nicoletto, G., Largest defect sizes distribution application to the Al-Si alloys, Metal , pp 19-21, 5 -2009.

[FUOCO, 1994] - Fuoco, R., Apostila do curso de fundição de ligas de alumínio da Associação Brasileira do Alumínio, pp 4, 5, 8, 10, 11, 16-19, 31, 78, 1994.

[FUOCO et al, 2005] - Fuoco, R.; Moreira, M.F.; Corrêa, E.R., Determinação da causa de variações nas propriedades mecânicas de cabeçotes produzidos em liga de alumínio LM 25 T6 e L169 T6, Laboratório de Fundição do IPT, correspondência confidencial, 2005.

[GALL, 2000] - Gall, K.; Yang, N.; Horstemeyer, M.; McDowell, D.L.; Fan, J., The influence of modified intermetallics and Si particles on fatigue crack paths in a cast A356 Al alloy, Fatigue Fract Engng Mater Struct 23, pp 159-172, 2000.

[GAO et al, 2004] - Gao, Y.Z.; Yi, X.Z.; Lee, P.D.; Lindley T.C., A micro-cell model of the effect of microstructure and defects on fatigue resistance inc casting aluminum alloys, Acta Materialia, 52, pp 5435-5449, Sep. 2004.

[GAO et al, 2004*] - Gao, Y.Z.; Yi, X.Z.; Lee, P.D.; Lindley T.C., The effect of porosity on the aluminum-silicon alloys, Fatigue Fract Engng Matter Struct, 27, pp 559-57-, 2004.

[GOMES FILHO at al, 2007] -. Gomes Filho, T.S; Carvalho R.G.; Mendes Filho,C.L.; Alumínio fundido e ferro fundido, o que usar? - II Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte e Nordeste de Educação Tecnológica João Pessoa - PB -2007.

[GUESSER, 2002] - Guesser, W.L., Ferro fundido com grafita compacta - Metalurgia e Materiais, páginas 403 a 495, Julho de 2002.

[GUPTA, 2001] - Gupta A., A better way to cast aluminum - Machine Designed, pp 67 e 68, October 25, 2001.

[HAN et al, 2002] - Han, S.; Kumai, S.; Sato, A.; Effects of solidification on short fatigue growth in Al-7%Si-0.4% Mg alloy casting, Material Science and Engineering A332, pp 56 - 63, 2002.

[HEISLER, 1995] - Heisler, H - Vehicle and engine technology - 2th edition - pp 355 - 357 - publicação SAE International - 1995.

[HIDRO, 2009] - Hidro primary foundry alloys AlSi7Mg0.6, Technical Data Sheet, <http://www.hydro.com/upload/3936/AlSi7Mg06.pdf>, acessado em 03/06/2009.

[(JAY; CIBULA, 1956) apud (CAMPBELL, 2001)] - Jay, R.; Cibula, A., Proc.; 49, A125 - A140, 1956.

[JIANG et al., 1999]- Jiang, H.; Bowen, P.; Knott, J.F., Fatigue performance of a cast aluminium alloy Al-7SiMg with surface defects, Journal of Material Science 34, pp 719 - 725, 1999.

[JOLLY, 1993] - Jolly, M.; Engineering Metallurgy - Applied Physical Metallurgy, 6th Edition, pp 422-425, Editora Elsevier, 1993.

[KAUFMAN; ROOY, 2004] - Kaufman, J. G.; Rooy E., L. Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications, The influence and control of porosity and inclusions in aluminum castings, American Foundry Society, ASM International, 2004.
http://www.asminternational.org/pdf/spotlights/5114alum_castc5.pdf

[KOBAYASHI, 2000] - Kobayashi T., Strength and fracture of aluminum alloys, Materials Science and Engineering A280, pp 8-16, 2000.

[LADOS; APERIAN, 2004] - Lados, D. A.; Aperia, D., Fatigue crack growth characteristics in cast Al-Si-Mg alloys Part I. Effects of processing conditions and microstructure, Material Science and Engineering A 385, pp 200-211, Dec. 2004.

[(LOEPRECHT; MAASSEN, 2000) apud (AAM, 2003)] - Loeprecht, M.; Maassen, F., Life Time Prediction (Low-Cycle-Fatigue) of a High Thermal and Mechanical Loaded Cast Aluminum Cylinder Head. SIA Congress: What challenges for the Diesel engine of the year 2000 and beyond, Paris, 11 May 2000.
<http://www.eaa.net/http://www.xwomm.com/datagrip/2/index.php?loginname=Guest&pwd=guest&Screen=1>, pp 2 e 3, acessado dia 12/06/09.

[(MAJOR 2007) apud (AAM, 2003)] - Major J.F., Porosity Control and Fatigue Behaviour in A356-T61 Aluminum Alloy, AFS Transactions, 97-94, , pp 901-906, 1997.

[METALWORD, 2006] - Metalworld research team, Aluminum casting process , Meltalword pp 14 a 16, November, 2006.

[MILNE et al, 2003] - Milne, I.; Ritchie, R.O.; Karihaloo, B., Comprehensive Structural Integrity, volume 1, Metallurgical aspects of casting, pp 422 - 425, Editora Elsevier, 2003.
http://knovel.com/web/portal/browse/display?_EXT_KNOVEL_DISPLAY_bookid=1872&VerticalID=0

[MONROE, 2005] - Monroe, R., Porosity in castings, AFS Transactions, 2005.

[MUGICA et al, 2004] - Mugica, G.W.; Tovio, D.O.; Cuyas, J.P.; Gonzales, A.C., Effect of porosity on the tensile properties of low ductility aluminum alloys, Materials Research, Vol. 7, nº 2. pp 221-229, 2004.

[NEMAK, 2007] - Fundação Nemark , apresentação institucional da empresa, 2007.
http://www.autocluster.hu/ikreator/acl/cms_pub/file_00001382/Nemark_20070504_Plant_Gyor_2007-A.pdf, acessado dia 07/07/09.

[OLIVEIRA; GANIVET, 1987] - Ganivet, P., Oliveira H.M., Metalurgia das ligas de alumínio - Fundação 9 - Volume II - publicação técnica SENAI - MG, pp 9 -11, 1987.

[PAVLAK, 2008] - Pavlak, L. , Effect of filling conditions on the quality of casting aluminum cylinder heads, Journal of Metallurgy , vol. 14, pp 31-40, 2008.

[ROSSO; GRANDE, 2007] - Rosso, M., Grande M.A., Influence of the casting process on the properties of Al based automotive components, Advanced material research vol.23 pp 25-32, 2007.

SAE J452 - Aluminum alloys fundamentals - Society Automotive Engineering, tabela 6 - pp 10.13, Dec 03.

[SANTOS, 2006] - Santos, R.G., Transformações de fases em materiais metálicos, pp 347-350, figura 9.3 - Editora da Unicamp, 2006.

[SCHNEIDER; GRÜN, 2006] - Schneider, W.; Grün, G.U., Virtual Fabrication of Aluminum Products: Microstructural Modeling in Industrial Aluminum Production , DC Casting - Microstructure and General Specifications,, pp 10, 2006.

[SHIGLEY; MISCHKE, 2001] - Shigley, J.E., Mischke, C.R. - Nonferrous metals pp 283 - Mechanical Engineering Design, 6th Edition, ISBN 0-07-365939-8, Editora McGraw-Hill, 2001.

[SHIGLEY; MISCHKE, 2001*] - Shigley, J.E.; Mischke, C.R., Mechanical engineering design, chapter 6, <http://highered.mcgraw-hill.com/sites/dl/free/0073121932/365766/chapter06.pdf>, acessado dia 07/07/2009.

[VAN VLACK, 1985] - Van Vlack, L.H. - Princípios de ciência dos materiais, Editora Edgar Blücher, pp 399 e 404, 7^a edição, 1985.

[WANG et al, 2001] - Wang,Q.C.; Apelian, D.; Lados, D.A., Fatigue behavior of A356-T6 aluminum casting alloys, part I, Effect of casting defects - Journal of light materials 1, pp 73-84, 2001.

[WANG et al, 2001*] - Wang,Q.C.; Apelian, D.; Lados, D.A., Fatigue behavior of A356/357 aluminum casting alloys, part II, Effect of microstructural constituents - Journal of light materials 1 pp 85-97, 2001.

[WARMUZEK, 2004]- Warmuzek, M., Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs 1st edition, Introduction to Aluminum-Silicon Casting Alloys , Chapter 1, pp 1 a 8 ,ASM handbook , vol. 9, 2004

[WINTER et al, 2005] - Winter, G., Riedler, M., Einhseder, W., Cast iron versus aluminium cylinder head materials: their properties concerning to thermo-mechanical fatigue, twenty-second Danubia-Adria Symposium on Experimental Methods in Solid Mechanics, 2005.

[YI et al; 2004]- Yi, J.Z.; Gao, Y.X.; Lee, P.D.; Lindley, T.C., Effect of Fe-content on the fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon Alloy (A356-T6), Materials Science and Engineering A 386, pp 396-407, 2004.

[YI et al, 2006] - Yi, J.Z.; Lee, P.D.; Lindley, T.C.; Fukui, T., Statistical modeling of microstructure and defect population effects on the fatigue performance of cast A356-T6 automotive components, Material Science and Engineering A 432, pp 59-68, May 2006.