

Avaliação do efeito do Mg nas propriedades de fadiga em alta temperatura de ligas de Al-Si fundidas sob pressão em molde permanente

José Carlos dos Santos

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

São Carlos

2006

IFSC - SBI
CLASS.
CUTTER.
TOMBO.

Dos Santos, José Carlos

“Avaliação do efeito Mg nas propriedades de fadiga em alta temperatura de ligas de Al-Si fundidas sob pressão em molde permanente”

José Carlos dos Santos – São Carlos, 2006

Dissertação (Mestrado) – Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, 2006 – páginas: 132

Área: Desenvolvimento, Caracterização e aplicação de materiais

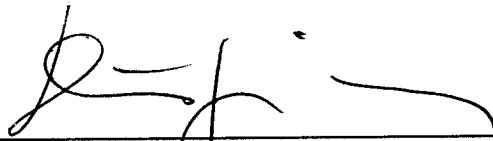
Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

1. Carcaças de transmissão; 2. Ligas de Alumínio.

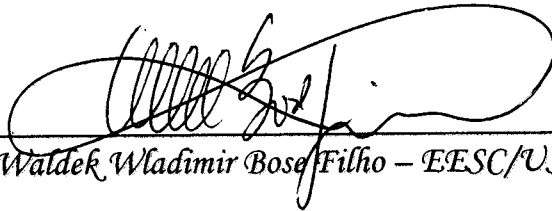
I. Título

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE JOSÉ CARLOS DOS SANTOS, APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS DO INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 21/12/2006.

COMISSÃO JULGADORA:



Prof. Dr. Dirceu Spinelli (Orientador e Presidente) – EESC/USP



Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho – EESC/USP



Prof. Dr. Jan Vatauvuk - MACKENZIE

Aqueles que imaginam que todos os frutos amadurecem ao mesmo tempo como as cerejas, nada sabem a respeito das uvas.

Paracelso

AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli e ao Prof. Dr. Waldek W. Bose-Filho, pela incansável e competente orientação e, também, pelo apoio, amizade e confiança.
- Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli pela confiança e discernimento.
- Aos companheiros de Departamento: Marcelo Milan, Omar Maluf e Mauricio Angeloni, pelas informações e discussões sem as quais esta trabalho não teria sido realizado.
- Aos amigos do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, pelo inestimável apoio nos momentos mais difíceis deste trabalho.
- Aos técnicos de laboratório pelo incentivo e colaboração no trabalho experimental.
- A General Motors do Brasil, na pessoa do Sr. Barbosa, por todo apoio e incentivo dados durante esta empreitada.
- A minha esposa e familiares pela compreensão demonstrada nos momentos mais difíceis.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	3
LISTA DE TABELAS.....	5
LISTA DE ABRAVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS	6
RESUMO	10
ABSTRACT	11
1 INTRODUÇÃO	12
2 REVISÃO DA LITERATURA	14
2.1 Liga de Alumínio Al-Si (série 300).....	14
2.1.1 <i>Evolução microestrutural de ligas de Al-Si fundidas</i>	15
2.1.2 <i>Inclusões não-metálicas</i>	17
2.1.3 <i>Fases intermetálicas</i>	18
2.1.4 <i>Microporosidade e refino de grão</i>	19
2.1.5 <i>Defeitos e tenacidade à fratura</i>	22
2.1.6 <i>Taxa de solidificação e SDAS</i>	22
2.2 Ligas metálicas no estado semi-sólido	23
2.2.1 <i>Aspectos gerais</i>	23
2.3 Ligas metálicas no estado líquido	28
2.3.1 <i>Descrição do processo</i>	35
2.3.1.1 <i>Processos de câmara quente</i>	35
2.3.1.2 <i>Processos de câmara fria</i>	36
2.3.2 <i>As propriedades mecânicas das ligas fundidas sob pressão</i>	38
2.3.2.1 <i>As propriedades mecânicas em temperaturas elevadas</i>	39
2.3.2.2 <i>Módulo de elasticidade em temperaturas elevadas</i>	40
2.3.3 <i>As propriedades termofísicas das ligas de fundição sob pressão</i>	41
2.3.4 <i>Defeitos dos fundidos sob pressão</i>	42
2.3.4.1 <i>Efeitos dos parâmetros de fundição</i>	44
2.3.5 <i>Ligas de alumínio</i>	46
2.4 Fadiga em temperaturas elevadas.....	47
2.4.1 <i>Comportamento dos materiais em temperaturas elevadas</i>	48
2.4.2 <i>Resistência à fadiga em temperatura elevada</i>	49
2.4.3 <i>Interação fadiga-fluência</i>	50
2.4.4 <i>Fadiga de alto e baixo ciclo</i>	51
2.4.5 <i>Dano e início de trincas em temperaturas elevadas</i>	54
2.4.5.1 <i>Micromecanismos de dano</i>	54
2.4.5.2 <i>Deslizamento cíclico</i>	55
2.4.5.3 <i>Cavitação por fluência</i>	55
2.4.5.4 <i>Escorregamento de contornos de grão</i>	57
2.4.5.5 <i>Inclusões e precipitados</i>	58
2.4.5.6 <i>Oxidação e corrosão</i>	59
2.4.6 <i>Fadiga termomecânica em ligas metálicas</i>	60

2.4.7	<i>Deformação mecânica e deformação térmica</i>	65
2.4.8	<i>Fadiga termomecânica em ligas de alumínio</i>	67
2.4.9	<i>Fadiga Termomecânica em-fase e fora-de-fase</i>	70
2.4.10	<i>Modelos de previsão de vida</i>	70
2.4.10.1	<i>Modelo de acumulação de danos</i>	71
2.4.10.2	<i>Equação de Coffin-Manson de frequência modificada</i>	72
2.4.10.3	<i>Partição da variação de deformação</i>	72
2.4.10.4	<i>Modelos diversos</i>	74
3	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	78
3.1	Materiais.....	78
3.2	Análise química e micrográfica.....	78
3.3	Medidas de dureza.....	78
3.4	Corpos de prova.....	79
3.5	Ensaio de tração	79
3.6	Ensaio de fadiga isotérmica e anisotérmica.....	80
3.7	Sistema de ensaios.....	81
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	86
4.1	Análise química e microestrutural.....	86
4.2	Propriedades mecânicas de tração e dureza	90
4.3	Fadiga termomecânica em-fase e fadiga isotérmica.....	92
4.4	Análise fractográfica	96
4.4.1	Corpos de prova de tração – Temperatura ambiente.....	96
4.4.2	Corpos de prova de tração – 120°C.....	97
4.4.3	Corpos de prova de tração – 280°C.....	98
4.4.4	Corpos de prova de fadiga termomecânica	99
5	CONCLUSÕES	101
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Modificação da morfologia das partículas de Si.....	16
Figura 2 Influência do teor de ferro, taxa de solidificação e SDAS na tenacidade à fratura, ductilidade e tamanho das partículas da fase silício β na liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg (CAMPBELL, 1991).....	19
Figura 3. Ilustração esquemática da formação dos vazios por micro-contracção nos contornos de grãos e a influência do tamanho de grão (HETKE & GUNDLACH, 1994).....	20
Figura 4. Influência da taxa de solidificação e do SDAS sobre a resistência mecânica e a ductilidade de um fundido da liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg (CAMPBELL, 1991).	21
Figura 5. Correlação entre SDAS, tamanho de grão e tempo de solidificação localizado para a liga de alumínio Al-4,5Cu (CAMPBELL, 1991).	23
Figura 6. Rotas de processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido. (FREITAS, 2001).....	26
Figura 7. Esquema de injeção da peça. (a) Vazamento do metal na bucha de injeção. (b) Injeção do metal na cavidade. (c) Abertura do molde. (d) Extração da peça pelos pinos extratores (SOUZA, 1993).....	29
Figura 8. Máquina de calcular de Charles Babbage apud MALAVAZI 2005.....	30
Figura 9. Esquema da máquina de injeção a quente; a) O pistão de injeção encontra-se em posição para iniciar a injeção do material; b) O pistão avança câmara adentro e injeta o metal para o interior do molde, segundo MALAVAZI 2005.....	36
Figura 10. Desenho esquemático de uma máquina de injeção de câmara fria vertical.....	37
Figura 11. Desenho esquemático de uma máquina de injeção de câmara fria horizontal (MALAVAZI, 2005).....	38
Figura 12. Juntas frias na superfície de uma peça fundida (BIRCH, 1999).....	43
Figura 13. Seção de uma peça fundida com camada depositada eletroliticamente, mostrando uma sobreposição na superfície e bolhas na camada (BIRCH, 1999).	43
Figura 14. Amplitude de deformação total em função do número de reversos para falhar, obtido da superposição das amplitudes de deformação elástica e plástica em função do número de reversos para falhar (SURESH, 1998).	53
Figura 15. Ciclo de histerese tensão-deformação ideal resultante de um ensaio de	54
Figura 16. (a) Esquema de carregamento em fadiga balanceado, lento-rápido e rápido-lento. (b) Mapa dos mecanismos de vida em fadiga como função da temperatura (para valores fixos de variação não linear de deformação e frequência) para carregamento lento-rápido em fluência-fadiga (RIEDEL, 1987).	57
Figura 17. Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trincas por fadiga (SURESH, 1998).	59
Figura 18. Variação da deformação plástica em função da vida para a liga AISI A286 ao ar e a vácuo com variação da frequência e temperatura (COFFIN, 1973).....	60
Figura 19. Comparação esquemática entre os ensaios de fadiga térmica e fadiga termomecânica (ENGLER PINTO JR, 1996).....	64
Figura 20. Exemplo de um ciclo de histerese anisotérmico (ENGLER PINTO JR, 1996).....	66
Figura 21. Comparação da vida em ensaios de FTM em-fase e fora-de-fase para a liga de alumínio 2xxx-T4 (KARAYAKA & SEHITOGLU, 1991).	69
Figura 22. Formas de ciclos normalmente utilizados nos ensaios de fadiga termomecânica (ENGLER PINTO JR, 1996).....	70

Figura 23. Representação esquemática da partição da variação da deformação inelástica em quatro componentes. E, P e C representam as deformações elásticas, plásticas e fluência, respectivamente (SURESH, 1998).	73
Figura 24. Representação esquemática das relações fadiga-vida para a partição da variação da deformação (SURESH, 1998).	74
Figura 25. Forma do corpo de prova das ligas A e B na condição bruto de fusão.	78
Figura 26. Corpos de prova usinados, polidos e pintados.	79
Figura 27. Geometria do corpo de prova de tração. Dimensões em mm.	80
Figura 28. Geometria dos corpos de prova de fadiga. Dimensões em mm.	81
Figura 29. Sistema de ensaios mostrando o forno de indução e a máquina servo-hidráulica MTS 810.	83
Figura 30. Detalhe do corpo de prova, da bobina de indução, do sistema de refrigeração auxiliar das garras, do extensômetro de hastes cerâmicas e do pirômetro infravermelho para os ensaios de fadiga a altas temperaturas.	83
Figura 31. Esquema do ensaio de fadiga termomecânica.	84
Figura 32. Micro-computador IBM-PC e o sistema de aquisição de dados HP3852A.	85
Figura 33. Micrografias óticas das ligas (a) A e (b) B. Defeitos na forma de vazios são identificados pelas setas vermelhas.	87
Figura 34. Comparação entre as curvas de deformação mecânica – números de ciclos para falhar, obtidas nos ensaios de fadiga termomecânica para as Ligas A e B.	94
Figura 35. (a) Curvas de tensão-vida obtidas a partir dos ensaios de fadiga termomecânica; (b) Curvas de tensão-vida obtidas a partir dos ensaios de fadiga axial de alto ciclo executados sob controle de tensão.	96
Figura 36. Aspecto fratógráfico dos corpos de prova de tração ensaiados à temperatura ambiente.	97
Figura 37. Aspecto fratógráfico dos corpos de prova de tração ensaiados a 120°C.	98
Figura 38. Aspecto fratógráfico dos corpos de prova de tração ensaiados a 280°C.	99
Figura 39. Aspecto fratógráfico dos corpos de prova de fadiga termomecânica ($\Delta\epsilon_M/2=0,6\%$):	100

LISTA DE TABELAS

Tabela I. Limite de escoamento 0,2% (σ_E) e resistência à tração (σ_R) de ligas de alumínio, em função da temperatura (NOGOWIZIN, 2003).	40
Tabela II. Composição química das ligas de alumínio (SÉRGIO, 1993).....	47
Tabela III. Resultados das análises química das Ligas A e B (em % em peso)	86
Tabela IV. Resultados das análises de imagens da Liga A.	88
Tabela V. Resultados das análises de imagens da liga B.	89
Tabela VI. Dureza das Ligas A e B, valores em HV5.....	90
Tabela VII. Propriedades mecânicas de tração da Liga A à temperatura ambiente, a 120°C e a 280°C.	91
Tabela VIII. Propriedades mecânicas de tração da liga B à temperatura ambiente, a 120°C e a 280°C.....	91
Tabela IX. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga termomecânica para a Liga A.	93
Tabela X. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga termomecânica para a Liga B.....	93
Tabela XI. Equações tensão-vida obtidas a partir dos ensaios de fadiga termomecânica em fase. ...	94

LISTA DE ABRAVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

FTM = Fadiga termomecânica

FT = Fadiga térmica

FBC = Fadiga de baixo ciclo

FMP = Fundido em molde permanente

TE = Material tixoextrudado

ASM = American Society for Metals

SAE = Society of Automotive Engineers

AISI = American Institute of Steel and Iron

SDAS = Espaçamento entre braços de dendritas secundárias

SIMA = Strain induced melt activated

RAP = Recrystallization and partial melting

DC = Direct chill casting

f_s = Fração sólida

T5 = Envelhecimento artificial

T6 = Solubilização e envelhecimento artificial

T7 = Solubilização e superenvelhecimento

σ_e = Tensão de escoamento a 0,2% de deformação

σ_R = Limite de resistência à tração

PSS = Processamento no estado semi-sólido

MP = Fundição em molde permanente

F = Forjamento em matriz fechada

T = Trabalhado a frio ou a quente

$\Delta\varepsilon_p/2$ = Amplitude de deformação plástica

$\Delta\varepsilon_e/2$ = Amplitude de deformação elástica

$\Delta\sigma/2$ = Amplitude de tensão

ε_f' = Coeficiente de ductilidade de fadiga

σ_f' = Coeficiente de resistência à fadiga

E = Módulo de elasticidade ou módulo de Young
 $2N$ = Número de reversos
 $2N_f$ = Número de reversos para falhar
 $2N_t$ = Número de reversos para falhar
 b = Expoente de resistência à fadiga
 c = Expoente de ductilidade de fadiga
 $\Delta\varepsilon$ = Intervalo ou variação de deformação
 $\Delta\varepsilon_m$ = Intervalo ou variação de deformação mecânica
 $\Delta\varepsilon_{in}$ = Intervalo ou variação de deformação inelástica
 σ_{max} = Tensão máxima
 $\Delta\sigma$ = Intervalo ou variação de tensão
 $\Delta\varepsilon_e$ = Intervalo ou variação de deformação elástica
 $\Delta\varepsilon_p$ = Intervalo ou variação de deformação plástica
 $\Delta\varepsilon_m/2$ = Amplitude de deformação mecânica
 $\Delta\varepsilon_{in}/2$ = Amplitude de deformação inelástica
 $\Delta\varepsilon_e/2$ = Amplitude de deformação elástica
 ν_c = Frequência
 δ_g = Espessura do contorno de grão
 D_b = Coeficiente de difusão do contorno de grão
 $\dot{\varepsilon}_{cr}$ = Taxa de deformação crítica
 σ_y = Tensão de escoamento do material
 Ω = Volume atômico
 k = Constante de Boltzmann
 d_g = Tamanho de grão
 T = Temperatura absoluta (K)
 f_b = Fração em volume de partículas nucleadoras de cavidades no contorno de grão
 d_p = Tamanho médio das partículas
 $\varepsilon(t)$ = Deformação em função do tempo
 $T(t)$ = Temperatura em função do tempo
 T_f = Temperatura de fusão
 ε_t = Deformação total

ε_m = Deformação mecânica

ε_{th} = Deformação térmica ou dilatação térmica

$\alpha(T)$ = Coeficiente de dilatação térmica

T_{amb} = Temperatura ambiente

ε_{in} = Deformação inelástica

σ = Tensão medida

$E(T)$ = Módulo de elasticidade em função da temperatura

ε_{fl} = Deformação de fluência

N = Número de ciclos

ζ_f = Fração de dano devido à fadiga

ζ_c = Fração de dano devido à fluência

n_i = Número de ciclos

N_i = Número de ciclos para falhar

t_j = Tempo médio sob uma tensão média

t_{Rj} = Tempo para romper em um nível de tensão

$\sum n_i/N_i$ = Somatória do número total de blocos de tensão com amplitudes diferentes

$\sum t_j/t_{Rj}$ = Quantidade de dano acumulado por fluência

d = Fração de dano acumulada

c_f = Constante de Coffin-Manson de frequência modificada

k = Expoente de Coffin-Manson de frequência modificada

β = Expoente de Coffin-Manson de frequência modificada

$\Delta\varepsilon_{pp}$ = Deformação plástica em tração-compressão reversa

$\Delta\varepsilon_{cp}$ = Deformação por fluência em tração e plástica em compressão

$\Delta\varepsilon_{pc}$ = Deformação plástica em tração e fluência em compressão

$\Delta\varepsilon_{cc}$ = Deformação de fluência tração-compressão reversa

N_f = Vida total

N_{pp} = Vida em deformação plástica em tração-compressão reversa

N_{cp} = Vida em deformação por fluência em tração e plástica em compressão

N_{pc} = Vida em deformação plástica em tração e fluência em compressão

N_{cc} = Vida em deformação em fluência tração-compressão reversa

D^t = Dano total

D^f = Dano devido à fadiga

D^{ox} = Dano devido à oxidação

D^c = Dano devido à fluência

N^f = Vida em fadiga

N^{ox} = Vida devido à oxidação

N^c = Vida devido à fluência

A_m = Coeficiente de resistência à fadiga

RESUMO

DOS SANTOS, J.C. *Avaliação do efeito do Mg nas propriedades de fadiga em alta temperatura de ligas de Al-Si fundidas sob pressão em molde permanente*. São Carlos, 2006. 128p. Dissertação (Mestrado) - Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

Carcaças de transmissão estão geralmente sujeitas a tensões cíclicas geradas durante o funcionamento do motor, e estas tensões são mais críticas a temperaturas elevadas e em tempos prolongados. Os gradientes térmicos induzidos no interior de componentes sujeitos a variações de temperatura durante o período de funcionamento podem levar a tensões e deformações internas e a repetição destes ciclos térmicos pode causar a nucleação e a propagação de trincas por um processo denominado de fadiga termomecânica. Este trabalho apresenta um estudo sobre as diferenças das propriedades mecânicas de duas ligas de Al-Si fundidas sob pressão em molde permanente (injetadas), uma identificada como sendo a Liga A, que contém o elemento de liga Mg, e a Liga B que não contém o Mg, para uso em carcaças de transmissão de veículos automotivos. Neste estudo foram realizados ensaios mecânicos de dureza, de tração e de fadiga isotérmica e anisotérmica e análises fractográficas e microestruturais por microscopia ótica e eletrônica de varredura. A Liga A apresentou resistência mecânica superior à Liga B em toda a faixa de temperatura analisada, apesar da maior quantidade de defeitos de fundição existentes nesta liga. Foi utilizada a metodologia S-N, cujos dados foram inferidos a partir dos ensaios de fadiga termomecânica. A Liga A apresenta desempenho ligeiramente superior à Liga B, especialmente para baixos níveis de tensão aplicados. Entretanto, para ensaios executados sob controle de deformação, não houve diferença significativa na resistência à fadiga entre as duas ligas.

Palavras-chave: fadiga termomecânica; ligas de Al-Si; fundição sob pressão.

ABSTRACT

MAGNESIUM ADDITION EFFECT ON HIGH TEMPERATURE FATIGUE PROPERTIES OF PERMANENT MOLD CAST AL-SI ALLOYS

Gear box housings are usually subjected to cyclic stresses generated during engine operation. Such stresses are more critical at high temperatures and long times. Thermal gradients induced within the components submitted to variation of temperature during working may result in internal stresses and strains. Thermal cycling can result in crack nucleation and propagation by the process of thermomechanical fatigue (TMF). The main aim of this work was to evaluate the effects of Mg content on the mechanical properties of permanent mold cast Al-Si alloys. Two alloys, one containing Mg addition ("A" alloy) and another without Mg ("B" alloy) were tested under strain-temperature TMF controlled conditions. In this study were performed mechanical tests of hardness, tensile strength, and anisotropic / isothermal fatigue and microstructural / photographic analysis by scanning electronic microscopy (SEM). Using the S-N approach inferred from the TMF results, "A" alloy (Mg-added) presented a slightly better performance than "B" alloy especially at low stress amplitude levels. However, in the TMF testing conditions was not observed any significant difference in fatigue resistance for both alloys.

Keywords: Thermomechanical fatigue, Al-Si alloys,

1 INTRODUÇÃO

Vários tipos de máquinas possuem componentes que estão sujeitos a variações de temperatura durante o período de funcionamento. O gradiente térmico induzido no interior destes componentes pode provocar a ocorrência de tensões e deformações internas, e a repetição destes ciclos térmicos, pode levar à nucleação e à propagação de trincas por um processo denominado de fadiga termomecânica (FTM). Este processo pode ser claramente exemplificado em motores de combustão interna. Durante o acionamento deste tipo de motor, a temperatura na área das válvulas no cabeçote aumenta rapidamente enquanto que o material da vizinhança, arrefecido por água, reprime a expansão térmica do material. Em consequência, as tensões térmicas aumentam e se estas tensões excederem o limite de escoamento em compressão do material a altas temperaturas deve ocorrer uma deformação plástica significativa. Igualmente, com o resfriamento à temperatura ambiente, tensões de tração são desenvolvidas, originando ciclos de histerese tensão - deformação. Ciclos repetidos de acionamento e desligamento do motor em serviço acumulam deformação plástica nestes componentes, resultando em um processo de fadiga termomecânica. Assim, o estudo do comportamento mecânico e dos mecanismos de fratura destes materiais torna-se essencial para um projeto de engenharia adequado destes componentes.

O ensaio de FTM é caracterizado pela superposição, de maneira independente e simultânea, de um ciclo de deformação em função do tempo, $\epsilon(t)$, a um ciclo de temperatura em função do tempo, $T(t)$, segundo uma história termomecânica previamente estabelecida a um material que esteja sendo investigado. A deformação externa imposta por uma máquina de ensaios especialmente adaptada e informatizada substitui a deformação interna do ensaio de Fadiga Térmica (FT). O ensaio é uniaxial e deve ser realizado em frequências baixas, de modo que sejam evitados gradientes elevados de temperatura ao longo da secção do corpo de prova. Apesar da complexidade e do custo elevado, este é um ensaio que mais se aproxima da realidade, além de que todos os parâmetros podem ser controlados durante o ensaio. A determinação do comportamento mecânico dos materiais sob condições anisotérmica (FTM) possibilita o desenvolvimento e/ou verificação de modelos matemáticos mais precisos para serem utilizados no cálculo de tensões e deformações de componentes que trabalham sob a ação de deformações térmicas e mecânicas.

Fundidos de ligas de alumínio, apesar de um custo mais elevado, são comumente utilizados como material alternativo em substituição ao ferro fundido e ao aço em aplicações automotivas que se requeiram, simultaneamente, redução de peso e bom desempenho em temperaturas elevadas. Embora existam estudos sobre a caracterização morfológica e o desenvolvimento de ligas de

alumínio fundido, a literatura é escassa no que se refere ao comportamento mecânico cíclico destas ligas sob condições de variação de temperatura, tais como as encontradas em carcaças de transmissão.

Além do desenvolvimento de ensaios de fadiga termomecânica para ligas de Al-Si fundidas sob pressão, este estudo teve também como objetivo determinar as diferenças nas propriedades mecânicas de tração e de fadiga termomecânica de duas ligas de Al-Si fundidas em molde permanente, para fabricação de carcaças de transmissão de automóveis, que trabalham em uma faixa de temperatura variando entre 120 e 280⁰C. Os principais resultados estão expressos por meio dos valores da variação da tensão, deformação inelástica e energia de deformação inelástica em função do número de ciclos para falhar.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Liga de Alumínio Al-Si (série 300)

São as ligas de alumínio que apresentam as melhores características de fundição, motivo pelo qual cerca de 90% das peças fundidas em alumínio pertencerem à série 300. As ligas binárias apresentam elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, mas são de usinagem difícil.

Adições de Cu à ligas Al-Si melhoram a usinabilidade e aumentam a resistência mecânica (com redução da ductilidade). Adições de Mg tornam as ligas endurecíveis por meio de tratamentos térmicos, elevando sua resistência mecânica.

As ligas com menores teores de Si (5 a 7% Si) são normalmente empregadas para a fundição em moldes de areia, enquanto que ligas de maior teor (9 a 13% Si) são normalmente utilizadas em moldes permanentes ou sob-pressão.

As ligas hipereutéticas destacam-se por sua elevada resistência ao desgaste, baixo coeficiente de dilatação térmica e elevada condutividade térmica.

As principais aplicações envolvem peças de uso geral, coletores de admissão, cabeçotes e blocos de motor, pistões e rodas automotivas, peças estruturais para a indústria aeroespacial, bombas, carcaças e componentes de suspensão.

Segundo HETKE & GUNDLACH (1994), a liga de alumínio-silício-magnésio está entre as mais fáceis de serem fundidas por diversas técnicas de fundição. Possui como principais características boa resistência mecânica, alta resistência à corrosão, é tratável termicamente e é soldável, segundo a norma ASTM B108-97 (1997). Esta liga é comumente utilizada na condição solubilizada e envelhecida artificialmente, relativa ao tratamento T6. Entretanto, quando se deseja um fundido com maior estabilidade dimensional, pode-se utilizar a condição solubilizada e superenvelhecida T7, resultando em um aumento na ductilidade com uma pequena redução na resistência mecânica em relação à condição T6, segundo BYCZYNSKI et al. (1996). No tratamento de solubilização, o magnésio é dissolvido na matriz de alumínio. Após a têmpera e subsequente envelhecimento em temperaturas intermediárias, entre 150 e 200°C, a fase Mg₂Si precipita-se na matriz de alumínio na forma de uma dispersão fina de partículas que resultam em aumento substancial da resistência mecânica, segundo WANG & CÁCERES (1997); LEE et al. (1998); ZHANG (1996).

A resistência e a tenacidade à fratura da matriz metálica podem ser controladas pela variação da temperatura e do tempo de envelhecimento. Em geral, a resistência varia inversamente com a ductilidade e a tenacidade. Entretanto, a tenacidade pode ser aumentada via tratamento térmico, em detrimento da resistência.

Segundo HETKE & GUNDLACH (1994), quando a qualidade metalúrgica do fundido diminui, ambos, resistência e tenacidade diminuem. Quando altos valores de tenacidade são requeridos, há três maneiras pelas quais se podem alcançar estas características: 1) através de um tratamento de sub-envelhecimento; 2) amolecimento obtido por tratamento de superenvelhecimento; 3) por meio de melhor qualidade do fundido. Os primeiros dois métodos resultam na diminuição da resistência mecânica, o último aumenta a tenacidade e a resistência mecânica.

A qualidade de um fundido de alumínio é influenciada por vários aspectos microestruturais, incluindo o nível de modificadores de silício, inclusões não-metálicas, fases intermetálicas indesejáveis, microporosidades e refino de grãos. Estas características têm um grande impacto na tenacidade à fratura e ductilidade do fundido.

2.1.1 Evolução microestrutural de ligas de Al-Si fundidas

A grande maioria dos componentes fundidos em ligas de alumínio emprega ligas do sistema Al-Si. Ocorre que a microestrutura bruta de fundição destas ligas apresenta partículas de Si com morfologia acicular, o que diminui a ductilidade, Figura 1.

A modificação consiste em um tratamento do banho de alumínio silício pela adição de agentes modificadores da morfologia das partículas de Si. Os agentes modificadores mais empregados são: o Na (Sódio), o Sr (Estrôncio) e o Sb (Antimônio).

Adições destes elementos (entre 0,005 e 0,02% em peso) promovem fortes alterações no crescimento da fase β (silício) do eutético: a fase β passa a exibir uma morfologia mais refinada, aumentando a ductilidade das ligas Al-Si fundidas.

Independente do tratamento de modificação, elevadas velocidades de resfriamento, como as obtidas em moldes metálicos, contribuem para refinar o tamanho dos grãos e a estrutura do próprio eutético, como ocorre quimicamente.

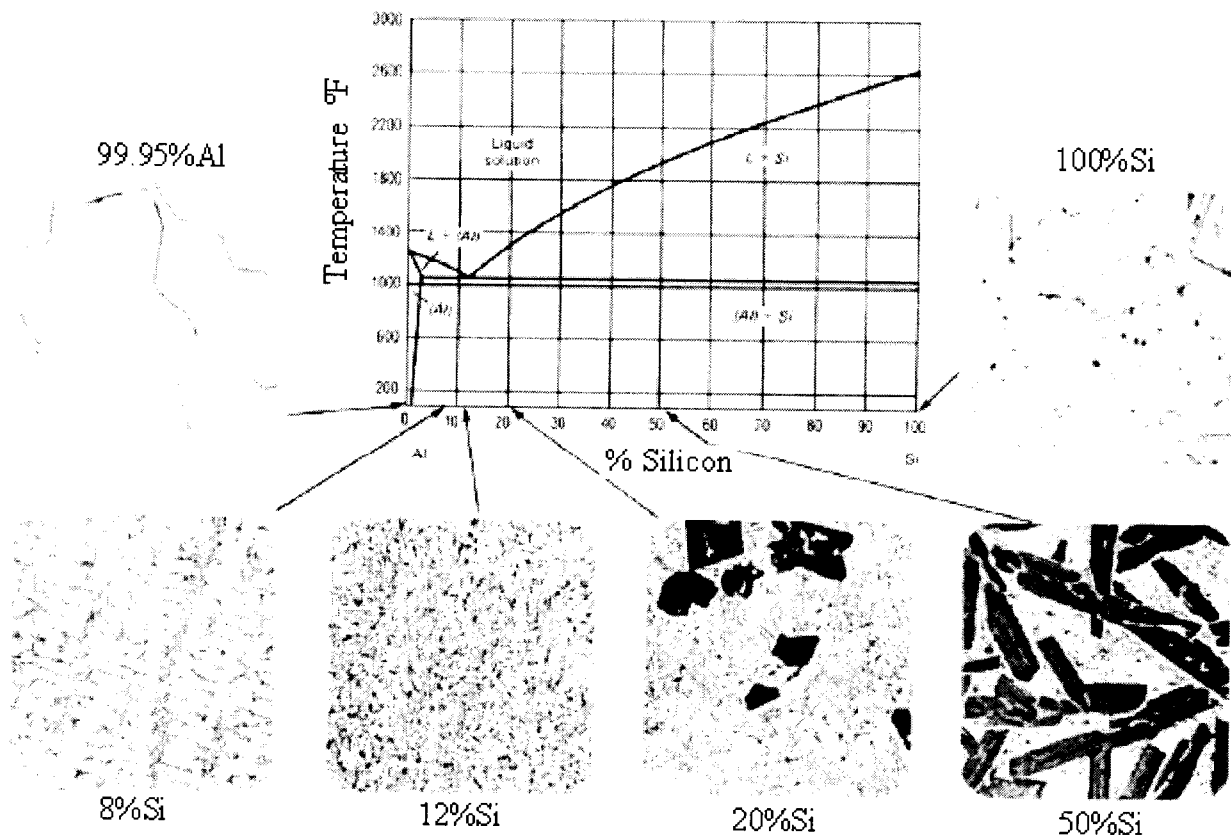


Figura 1. Modificação da morfologia das partículas de Si.

A modificação com estrôncio é realizada por meio da adição de estrôncio (Sr) metálico ou na forma de anteliga Al-Sr. Normalmente, as adições são da ordem de 0,01% de Sr e exige-se um tempo de incubação de cerca de 15 minutos para banhos com pouca agitação.

A modificação com sódio é feita por meio de adições de sódio (Na) metálico ou de fluxos contendo este elemento. O sódio é um modificador mais eficiente que o estrôncio, promovendo melhores graus de modificação. Entretanto, devido à sua maior tendência à vaporização, o seu efeito modificador perde-se com mais rapidez que o Sr. Em banhos modificados com Na, o efeito modificador permanece por cerca de 30 minutos. No caso de Sr o efeito permanece por mais de 2 horas. Outro ponto negativo do Na é o ataque aos cadinhos de fusão.

Segundo GANIEV & VAKHOBOV (1983) e BEUMLER et al. (1988) as adições dos elementos citados acima alteram a morfologia da fase eutética do silício a partir de uma fase com formato de placas grosseiras para um eutético fibroso refinado. O resultado é que as partículas frágeis de silício tornam-se pequenas fibras finamente divididas ao invés de placas largas e grosseiras que agem como concentradores de tensão e planos de fragilidade que facilitam a

propagação de trincas, segundo WANG & CÁCERES (1998); DIGHE & GOKHALE (1997). A modificação é necessária para a obtenção de resistência e ductilidade máximas.

O grau de modificação do silício pode variar de um refinamento fraco, obtendo-se plaquetas de silício, até uma modificação completa obtendo-se fibras refinadas de silício. Segundo HETKE & GUNDLACH (1994), a quantidade necessária de Sr ou Na para promover uma completa modificação está fortemente relacionada com a taxa de solidificação. Para altas taxas de resfriamento, a quantidade necessária de modificadores é muito pequena. Para baixas taxas de solidificação, a quantidade necessária de modificadores é muito maior. Algumas seções grandes de fundidos pode ser muito difícil de modificar totalmente. Entretanto, altas taxas de solidificação promovem um alto grau de modificação, melhorando as propriedades mecânicas.

Outro tipo de modificação de silício do eutético ocorre durante o tratamento de solubilização. As temperaturas de solubilização são altas o suficiente para permitir a migração de silício e posterior esferoidização. As partículas de silício do eutético sofrem dissolução e aglomeração parcial. Este tipo de modificação de silício também beneficia a ductilidade.

2.1.2 *Inclusões não-metálicas*

Ligas de alumínio fundido contêm metais altamente reativos, e a oxidação do metal fundido é rápida. Mesmo com atmosfera protetora, o metal pode iniciar o processo de oxidação. Inclusões de óxidos muito grandes não são prontamente molhadas pela liga fundida e agem como descontinuidades, o que reduz drasticamente a resistência mecânica e a ductilidade da liga resfriada. Além disso, podem reduzir bastante a resistência à fadiga, com conseqüente redução da vida do componente.

Segundo CREPEAU (1998), com níveis elevados de certas impurezas, vários tipos de lamas insolúveis podem se formar nas ligas de alumínio fundido. Estas lamas podem se aglomerar no banho líquido e mais tarde contribuir para que surjam defeitos no fundido. Com o tempo, elas se fixam no fundo do cadinho. Ambos, óxidos e lamas devem ser removidos por filtragem antes do metal líquido entrar na cavidade do molde.

2.1.3 Fases intermetálicas

Sem controle adequado, o teor de impurezas pode aumentar para níveis indesejáveis resultando na formação de fases intermetálicas, que se precipitam nas regiões interdendríticas e em contornos de grãos. Estas fases geralmente formam plaquetas aciculares ou redes de eutético interdendrítico que podem reduzir a continuidade da matriz. Como resultado, estas partículas duras agem como concentradores de tensão, propiciando a iniciação de trincas e reduzindo os valores de tenacidade à fratura, segundo VERDU et al. (1996) e a resistência à fadiga, segundo MADELAINE - DUPUICH & STOLARZ (1996).

Segundo HETKE & GUNDLACH (1994) o ferro e o cobre são as principais impurezas presentes nas ligas de Al-Si. O ferro é particularmente nocivo devido à formação de plaquetas aciculares que reduzem significativamente a ductilidade e a tenacidade à fratura. O tamanho das plaquetas aciculares e, por sua vez, sua influência sobre a ductilidade é também afetado pela taxa de solidificação. Quando balanceado com o manganês, o ferro forma uma fase eutética mais compacta, $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, tipo escrita chinesa, que é menos prejudicial às propriedades mecânicas, segundo CREPEAU (1998).

CREPEAU (1998) realizou estudos aprofundados sobre o efeito da adição do ferro sobre as propriedades mecânicas em ligas de alumínio-silício. VORREN et al. (1984), observaram que o efeito do ferro sobre a ductilidade é extremamente dependente da taxa de solidificação. KIM et al. (1996), estudaram os efeitos do ferro sobre as propriedades mecânicas de impacto e fadiga em ligas de alumínio-silício. MURALI et al. (1996), realizaram estudos sobre a adição de Berílio em ligas de alumínio-silício com o objetivo de anular o efeito deletério do ferro nas propriedades mecânicas. A Figura 2 apresenta a influência do teor de ferro, taxa de solidificação e SDAS (espaçamento entre braços de dendritas secundárias) na tenacidade à fratura, ductilidade e tamanho das partículas da fase silício β na liga de alumínio Al- 7Si- 0,4Mg.

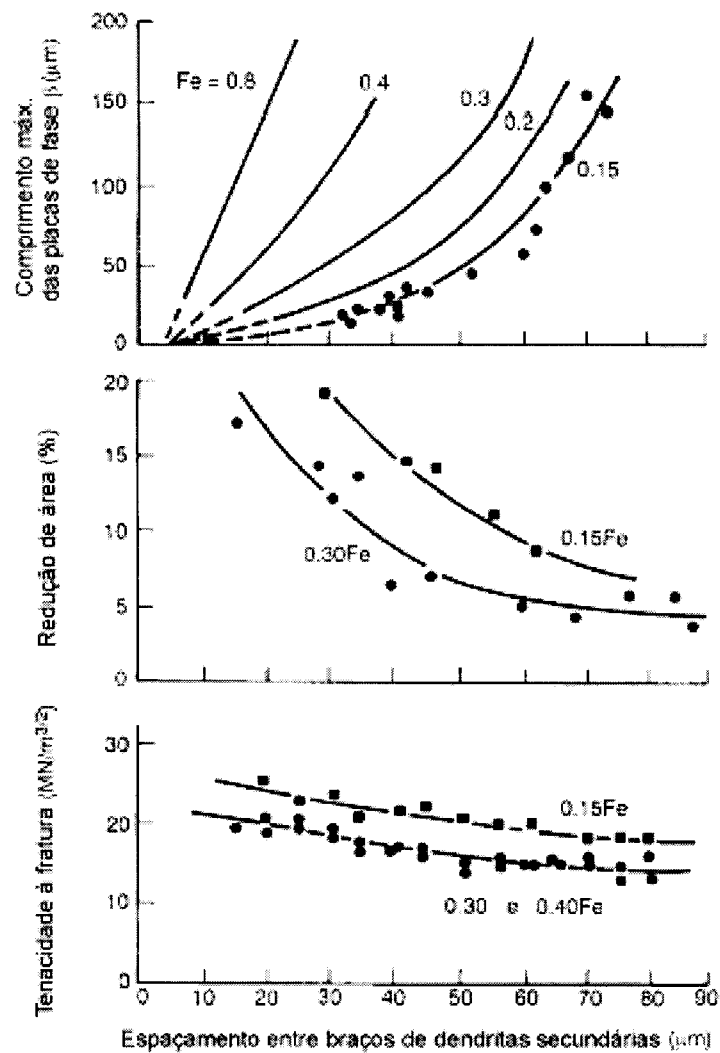


Figura 2 Influência do teor de ferro, taxa de solidificação e SDAS na tenacidade à fratura, ductilidade e tamanho das partículas da fase silício β na liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg (CAMPBELL, 1991).

2.1.4 Microporosidade e refino de grão

Segundo HETKE & GUNDLACH (1994), duas formas de microporosidade podem se formar em fundidos de alumínio: porosidade resultante de gás e porosidade resultante de micro-contração. A porosidade provocada por gás é controlada através do nível de hidrogênio dissolvido no metal líquido. A maioria das fundições faz a degaseificação do banho com grande cuidado para minimizar a porosidade provocada por gás. Se não houver um controle efetivo, a porosidade por gás

pode facilmente exceder 4% em volume, degradando seriamente as propriedades mecânicas do fundido. Outro tipo de porosidade provocada por gás, é a resultante de uma alimentação turbulenta, com poros de formato alongado, segundo MEDEIROS (1999). A porosidade por micro-contracção pode ser controlada pela geometria do fundido, pelo vazamento e pelo dimensionamento dos canais de alimentação e do massalote. Este defeito é minimizado quando estes fatores são projetados de maneira adequada para promover solidificação direcional. Fundidos de alumínio quando corretamente projetados e propriamente processados, podem exibir baixo nível de porosidade por contracção, 0,5% por volume ou menos. Segundo HETKE & GUNDLACH (1994) o tamanho e a distribuição da porosidade são tão importantes quanto a fração em volume. Os vazios de microcontrações são formados no último estágio de solidificação e, portanto, ocorrem nos contornos de grãos quando grãos vizinhos crescem e são pressionados uns contra os outros. Quando dois grãos crescem em contato um com o outro, a alimentação necessária para compensar a contracção final sólido-líquido é interrompida e os vazios de micro-contracções se formam. Conseqüentemente, o tamanho do vazio de contracção é determinado em grande parte pelo tamanho do grão: grãos maiores produzem maiores vazios de contracção, ao passo que, grãos menores promovem pequenos vazios. A Figura 3 apresenta uma ilustração esquemática da formação dos vazios por micro-contracção nos contornos de grãos e a influência do tamanho de grão.

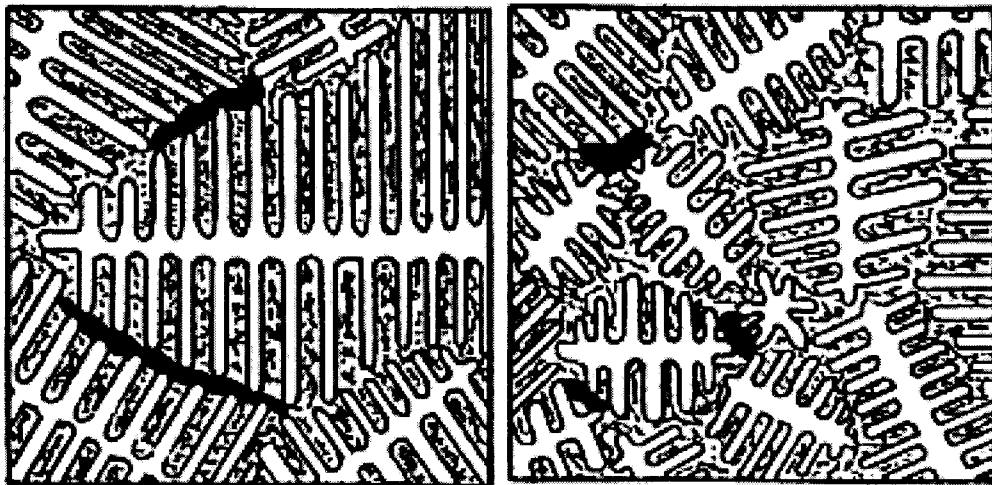


Figura 3. Ilustração esquemática da formação dos vazios por micro-contracção nos contornos de grãos e a influência do tamanho de grão (HETKE & GUNDLACH, 1994).

Níveis elevados de impurezas produzem fases intermetálicas que se precipitam nos contornos de grãos, impedindo o fluxo de metal líquido e, assim, aumentam a propensão à formação de micro-contracções. Uma vez que o tamanho de grão é diretamente proporcional à taxa de resfriamento,

seções solidificadas mais rapidamente apresentam tamanho de grão mais refinado, e vazios de micro-contração menores e mais dispersos. A influência da taxa de solidificação e do SDAS (espaçamento entre braços de dendritas secundárias) sobre a resistência mecânica e a ductilidade de um fundido da liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg está bem demonstrado na Figura 4 (note que a taxa de solidificação é inversamente proporcional ao SDAS). Estes dados mostram que a resistência e ductilidade aumentam significativamente com o aumento da taxa de solidificação. A redução do tamanho de grão também pode ser realizada por adições de inoculantes, geralmente ligas de Alumínio-Titânio-Boro, que aumentam o número de grãos que se formam durante a solidificação. O refinamento de grão obtido através da inoculação no banho de alumínio fundido é acompanhado de uma dispersão das porosidades por contração, provocando um aumento das propriedades mecânicas do fundido.

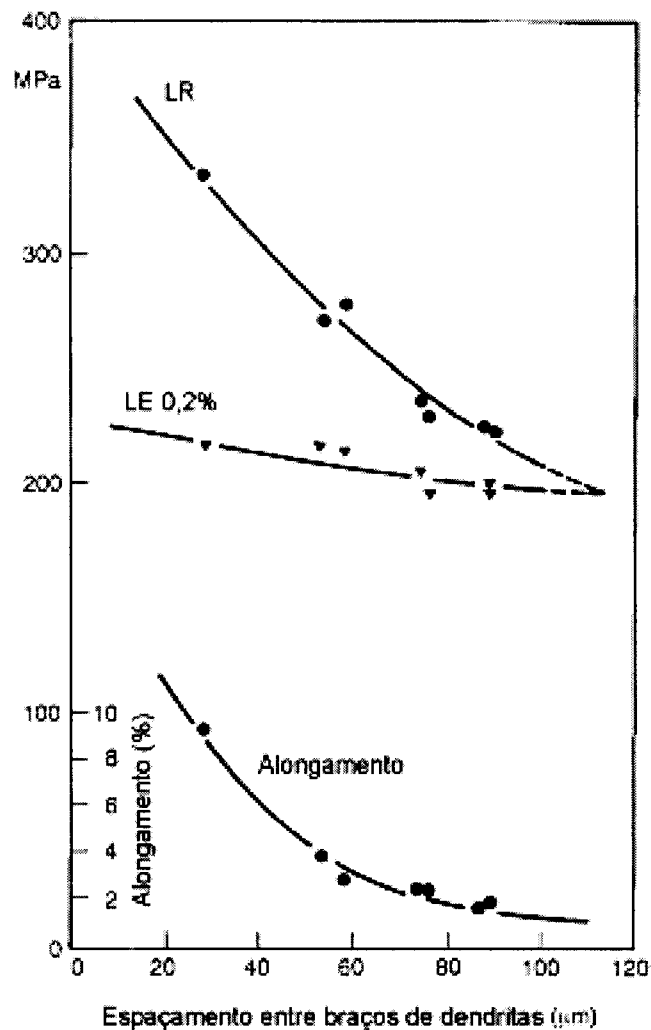


Figura 4. Influência da taxa de solidificação e do SDAS sobre a resistência mecânica e a ductilidade de um fundido da liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg (CAMPBELL, 1991).

2.1.5 Defeitos e tenacidade à fratura

A qualidade do fundido pode ser definida pela quantidade, tipo e tamanho dos defeitos em sua microestrutura. Diversos trabalhos apresentam estudos sobre os efeitos dos defeitos nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio: CÁCERES et al. (1999); JIANG et al. (1999); DABAYEH, et al. (1998); CÁCERES & SELLING (1996); DABAYEH, et al. (1996); STANZL-TSCHEGG et al. (1995); SONSINO & ZIESE (1993); WICKBERG et al. (1984). Dado que a tenacidade à fratura da matriz é fixa, quanto maior o defeito, menor a carga necessária para iniciar e propagar uma trinca. Um fundido de qualidade apresenta-se como uma estrutura com pequenas descontinuidades e elevada tenacidade à fratura. Segundo TODINOV (1998), para fundidos de alumínio, certas características estruturais, tais como vazios de micro-contracção e inclusões não-metálicas podem ser tomadas como descontinuidades. O tamanho e a distribuição da fase eutética de silício, fases intermetálicas e inclusões contribuem para determinar o valor da tenacidade à fratura. Portanto, a máxima resistência mecânica e ductilidade são obtidas quando: 1) a modificação do silício eutético é grande, 2) os vazios por contracção são pequenos e minimizados, 3) os óxidos são removidos, 4) as impurezas são reduzidas ao mínimo e 5) a microestrutura exhibe espaçamento muito pequeno entre os braços dendríticos.

2.1.6 Taxa de solidificação e SDAS

Taxas de solidificação elevadas produzem benefícios microestruturais significativos que resultam em melhora substancial das propriedades mecânicas do fundido. A solidificação rápida reduz o tamanho de grão e refina e dispersa a porosidade por contracção. Também melhora a modificação do silício eutético, resultando em partículas de silício mais finamente divididas. Estas fases de silício refinadas são mais susceptíveis à modificação e aglomeração adicionais durante o tratamento térmico. Além do mais, taxas de solidificação altas reduzem a quantidade de segregação na liga. Com a redução das distâncias de solidificação, o grau de redistribuição de soluto nas dendritas e nos contornos de grãos é diminuído. Como resultado, o desenvolvimento de impurezas insolúveis é diminuído, e o tamanho e volume das fases intermetálicas são reduzidos aumentando os valores de tenacidade. Também é diminuída a quantidade de Sr necessário para a modificação do silício eutético.

Segundo KUMAI (1996), os processos de fundição com altas taxas de solidificação levam a melhores propriedades mecânicas e resistência à fadiga do fundido. O espaçamento entre os braços de dendritas secundárias (SDAS) é a medida mais direta da taxa de solidificação em um fundido. Devido a este fator, diversos trabalhos têm apresentado correlações entre SDAS e propriedades mecânicas da liga de alumínio-silício: DOGLIONE et al. (1996); BAMBERGER et al. (1986); OSWALT & MISRA (1981). A Figura 5 apresenta uma correlação entre SDAS, tamanho de grão e tempo de solidificação local para a liga de alumínio Al-4,5Cu. Está se tornando comum especificar o SDAS em regiões críticas de fundidos de alumínio para ajudar a garantir que as propriedades mecânicas especificadas no projeto sejam alcançadas.

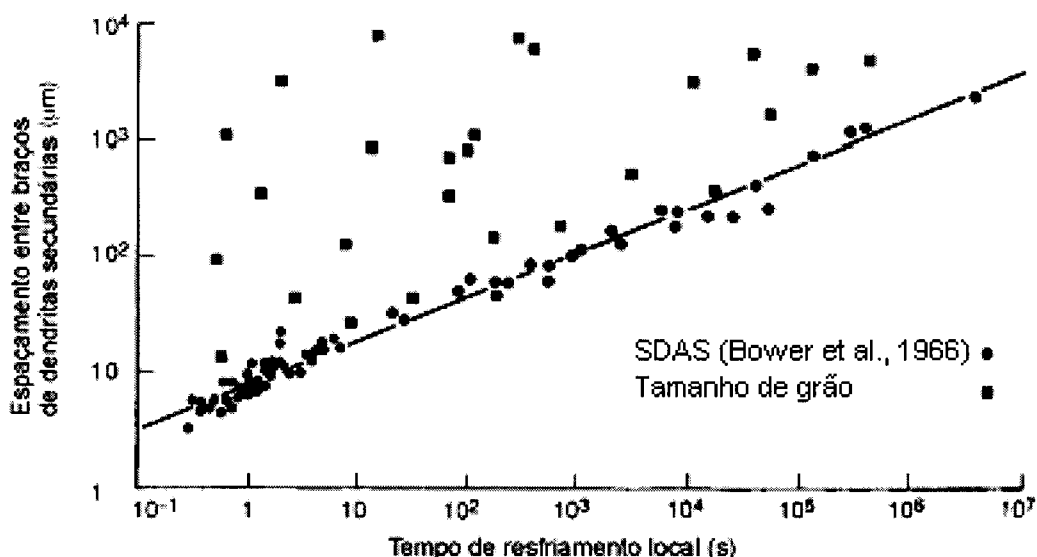


Figura 5. Correlação entre SDAS, tamanho de grão e tempo de solidificação localizado para a liga de alumínio Al-4,5Cu (CAMPBELL, 1991).

2.2 Ligas metálicas no estado semi-sólido

2.2.1 Aspectos gerais

A conformação de ligas metálicas no estado semi-sólido é um método híbrido de processamento que incorpora elementos de fundição e forjamento. É uma tecnologia relativamente nova que vem ganhando lugar como alternativa a processos convencionais, como por exemplo, fundição sob pressão e forjamento. É um processo de conformação de metais em dois estágios, obtendo-se peças próximas de sua forma final (*near net shape*) utilizando matéria-prima no estado

semi-sólido, com uma microestrutura globular sem dendritas. Segundo LOUÉ & SUÉRY (1995), a conformação no estado semi-sólido é uma tecnologia que oferece várias vantagens sobre os processos convencionais de fundição e forjamento, tais como, redução de macro-segregações, redução de porosidades e menor energia de conformação mecânica.

Os primeiros estudos relacionados com o comportamento dinâmico de ligas Sn-Pb no estado semi-sólido foram realizados por um grupo de pesquisadores liderados pelo Prof. M.C. Flemings, no início dos anos 70, no *Massachusetts Institute of Technology (MIT)*. Neste trabalho, SPENCER et al. (1972) observaram modificações microestruturais causadas por uma agitação mecânica imposta a uma liga metálica durante a sua solidificação, quebra da microestrutura inicial dendrítica, com posterior transformação das partículas sólidas em uma microestrutura globular, e como consequência, foi verificado um interessante comportamento reológico da mistura sólido-líquido.

Segundo BROWN & FLEMINGS (1993), a tecnologia de processamento no estado semi-sólido tem demonstrado ser aplicável à maioria das ligas de engenharia, em sistemas onde as fases líquida e sólida coexistem em uma certa faixa de temperatura de resfriamento, incluindo aços, superligas à base de níquel, ligas de alumínio, zinco, magnésio, cobre, e titânio. Atualmente, a principal utilização comercial da conformação no estado semi-sólido está no processamento de ligas leves, particularmente ligas de alumínio e magnésio, na produção de uma grande variedade de peças forjadas (tixoforjamento) e injetadas (tixofundição) para uso militar, aeroespacial e automotivo. Também existe uma razoável produção de componentes para uso elétrico, pneumático e hidráulico, utilizando-se ligas de cobre processadas no estado semi-sólido.

A rota de processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido é constituída basicamente por duas etapas: preparação da microestrutura do material a ser trabalhado, denominado de condicionamento microestrutural e a sua conformação. O processo de condicionamento do material de partida visa à obtenção de uma microestrutura de grãos finos e equiaxiais (não dendríticos), o que proporciona melhores condições de conformabilidade e melhores propriedades mecânicas do produto final. Segundo KIRKWOOD (1994) os processos de condicionamento podem ser divididos em:

- **Condicionamento no estado líquido:** são processos que visam quebrar a microestrutura dendrítica por meio de algum tipo de agitação durante a solidificação do metal. São comumente empregadas: a agitação mecânica, com a utilização de pás, segundo KANG et al. (1997); KANG & CHOI (1998) e a agitação eletromagnética, segundo CHOI et al. (1999) e YU et al. (1999), onde o metal líquido é submetido a um campo magnético. O *MHD*

(*magnetohydrodynamic*) é o principal método de condicionamento por agitação eletromagnética utilizado em escala industrial na produção de ligas de alumínio condicionado no estado semi-sólido.

- **Condicionamento no estado sólido:** parte-se do material previamente solidificado e busca-se modificar sua microestrutura, geralmente dendrítica, através de um tratamento termomecânico. Os principais tratamentos desta categoria são: *SIMA* (*strain induced, melt activated*), descrito por CHOI & PARK (1998) e *RAP* (*recrystallization and partial melting*), cujo procedimento é o de impor uma severa deformação na microestrutura do metal, em geral através de laminação, seguida por um processo de recristalização. A principal diferença entre estes dois métodos é que no *SIMA* a laminação é realizada a frio, enquanto que no *RAP* é feita a quente, porém abaixo da temperatura de recristalização.

A literatura também cita outros métodos possíveis de condicionamento de ligas no estado semi-sólido, como o DC (direct chill casting) citado por BERGSMA et al. (1997) e o Direct Rolling Process, descrito por KANG et al. (1997).

Após o condicionamento do material de partida, realiza-se a etapa de conformação da liga no estado semi-sólido. A seguir estão citados os principais processos utilizados para este tipo de conformação, que são denominados genericamente de processos de tixoformagem:

- **Reofundição:** processo onde o material semi-sólido é preparado por agitação, e em seguida a pasta semi-sólida é transferida diretamente para a injeção no molde.
- **Tixofundição:** semelhante ao processo de reofundição, sendo que a diferença é que se parte de um lingote de material previamente condicionado, que é parcialmente refundido na faixa de temperatura do semi-sólido, no momento da injeção.
- **Tixoforjamento:** processo em que um lingote de material previamente condicionado é parcialmente refundido na faixa de temperatura do semi-sólido no momento do forjamento, segundo KANG et al. (1999).
- **Tixoextrusão:** processo em que um lingote de material previamente condicionado é parcialmente refundido na faixa de temperatura do semi-sólido no momento da extrusão, segundo ROVIRA et al. (1999).

As rotas do processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido são apresentadas na Figura 6.

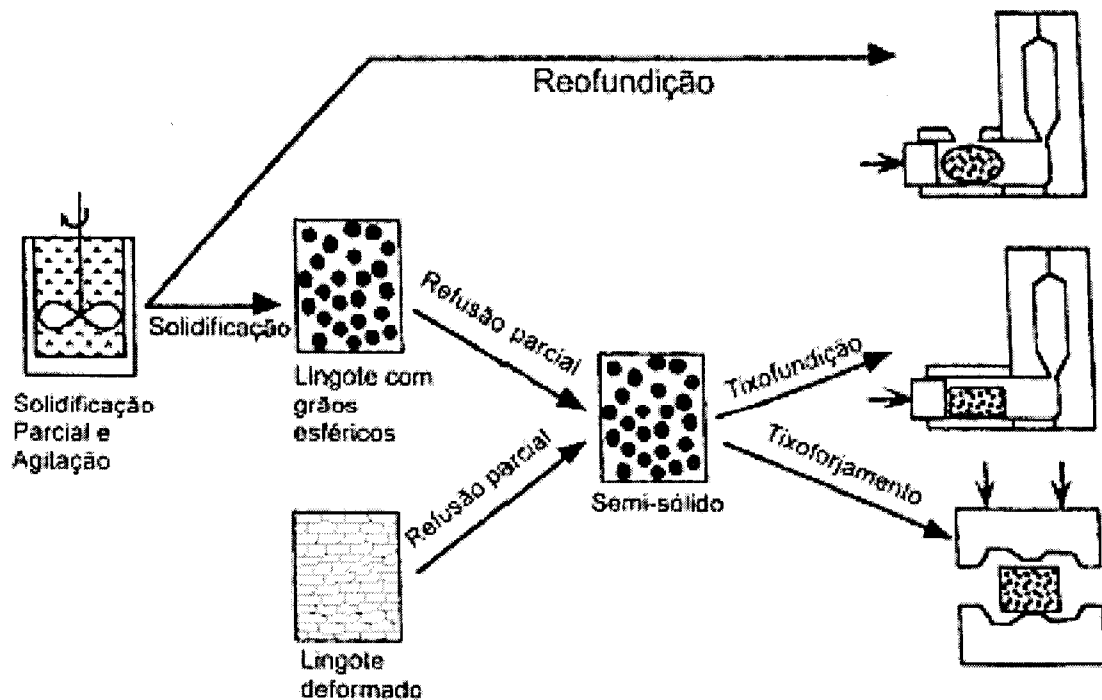


Figura 6. Rotas de processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido. (FREITAS, 2001).

Os processos de tixoformagem também podem ser classificados de acordo com a rota utilizada: processos onde a liga é condicionada no estado parcialmente solidificado, e imediatamente conformada; outros processos utilizam uma liga previamente condicionada e parcialmente refundida na faixa de temperatura do semi-sólido no momento da conformação. Na terminologia dos processos de conformação no estado semi-sólido, o prefixo “tixo” é colocado devido ao comportamento tixotrópico (é um comportamento que tem como principal característica a redução da viscosidade após um determinado tempo em cisalhamento constante) apresentado pelos materiais neste estado.

A seguir, são apresentadas vantagens e desvantagens do processo de conformação no estado semi-sólido, coletadas dos trabalhos de BROWN & FLEMINGS (1993); KIRKWOOD (1994); BOYLAN (1997); KAPRANOS & ROBERT (1998); FLEMINGS (1991).

Vantagens sobre o processo de fundição tradicional:

- Aumento da vida útil do molde: devido à utilização de menores temperaturas no processo, o ciclo térmico é reduzido e o desgaste do molde torna-se menor.

- Eficiência energética: principalmente no caso de ligas com alto ponto de fusão, pode-se utilizar uma temperatura bem menor de processamento.
- Baixo nível de defeitos: peças produzidas no estado semi-sólido mostram boa homogeneidade e apresentam diminuição dos defeitos comuns à fundição, tais como trincas de solidificação, porosidade e bolhas.
- Alto rendimento: é constatada uma perda mínima de material durante o processamento, devido principalmente às possibilidades de melhores projetos dos moldes.
- Obtenção de seções finas: devido às altas pressões aplicadas pode-se conseguir uma perfeita solidificação de seções finas em uma peça. Isto também implica na possibilidade de obtenção de peças com geometrias mais complexas.
- Boa precisão nas medidas do produto acabado e bom acabamento superficial: isto faz com que o processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido seja classificado com um processo *near net shape*.
- Facilidade de obtenção de compósitos: outros materiais podem ser incorporados, como por exemplo, partículas cerâmicas, que melhoram as propriedades dos materiais processados.

Vantagens sobre o processo de forjamento convencional:

- Aumento da vida útil das matrizes: devido ao emprego de cargas menores, há um desgaste menor das matrizes.
- Utilização de cargas menores: uma prensa de menor potência é suficiente para a conformação.
- Complexidade de formas: devido às propriedades reológicas provenientes do estado semi-sólido, obtém-se uma boa fluidez do metal na matriz, e com isto, pode-se conseguir peças com geometrias complexas e a quantidade de defeitos é minimizada.

A maioria das vantagens citadas implica em redução de custos e obtenção de melhores propriedades mecânicas dos produtos acabados, tornando o processamento no estado semi-sólido potencialmente viável. Por outro lado, existem também algumas desvantagens deste processo, que estão citadas a seguir:

Desvantagens:

- Controle de temperatura: a fração sólida e a viscosidade do material semi-sólido são muito sensíveis às variações de temperatura. Por isto, deve haver um controle rígido desta variável.
- Controle de velocidade de deformação: uma baixa velocidade de deformação pode causar um preenchimento do molde incompleto. Por outro lado, uma velocidade muito alta pode provocar um fluxo turbulento e o aprisionamento de gases no material.
- Custo do material de partida: há uma elevação do custo total do processamento, devido à inclusão da etapa de condicionamento do metal a ser trabalhado.
- Composição: para o processamento no estado semi-sólido, as ligas devem possuir preferencialmente uma razoável faixa de solidificação, isto para evitar que pequenas variações de temperatura possam fundir ou modificar violentamente a relação sólido-líquido.
- Segregação e presença de óxidos na microestrutura do material conformado: gradientes de temperatura, velocidades baixas de deformação ou variações de composição em partes da liga podem resultar em heterogeneidades microestruturais, devido à segregação de fase líquida durante a conformação. Especialmente em aços, podem aparecer inclusões de óxidos, que devem ser eliminados no material de partida, antes da tixoformagem.

2.3 Ligas metálicas no estado líquido

As ligas metálicas no estado líquido, isto é, fundidas, são despejadas em um molde que pode ser descartável ou permanente. Os moldes descartáveis são feitos de areia ou outro material cerâmico, já os moldes permanentes são confeccionados com materiais metálicos, normalmente de ferros fundidos, e se prestam a inúmeros vazamentos, consecutivos ou não, sob gravidade (coquilhas) ou sob pressão (injetados). Podem ser produzidos por fundição e/ou usinagem ou eletroerosão, dependendo da geometria da peça e do acabamento exigido. Os moldes podem ser refrigerados ou não, dependendo da condição de uso. Antes de cada vazamento devem passar por uma pintura, com tintas refratárias ou a base de grafite, para facilitar a extração da peça e por um pré-aquecimento com a finalidade de diminuir o choque térmico. Os moldes permanentes são utilizados quando se deseja a obtenção de peças com bom acabamento superficial, isentas de inclusões de areia e com microestrutura apresentando granulometria superficial mais fina, associadas a

um aumento de dureza e de resistência mecânica, além de outros fatores, tais como ganho de produtividade.

Há muitos anos são fabricadas peças fundidas sob pressão em ligas de zinco, alumínio, magnésio e, em menor escala, cobre. Este processo é bastante atraente, pois torna a produção muito econômica por sua seqüência rápida de fabricação, além de possibilitar a fundição de peças com geometrias complexas, paredes finas, precisão dimensional e excelente qualidade superficial, diminuindo a necessidade de uma usinagem de acabamento. A Figura 7 mostra a seqüência do processo de injeção.

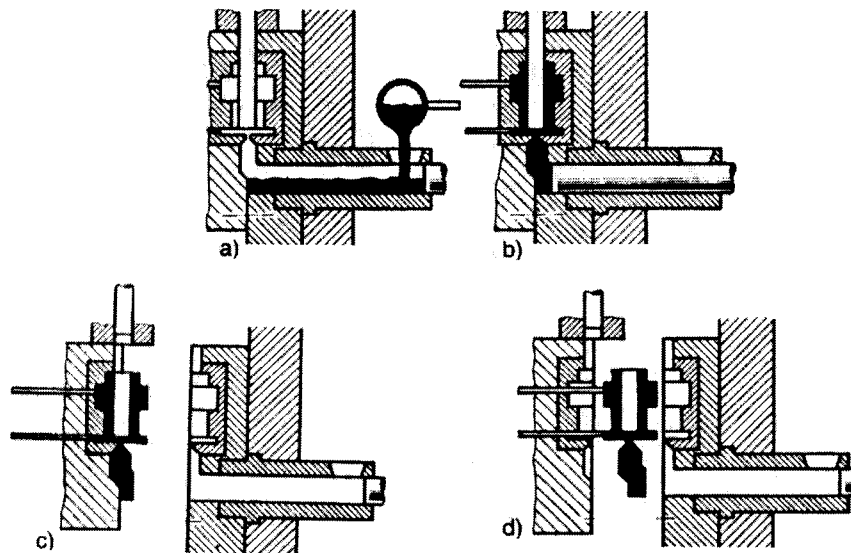


Figura 7. Esquema de injeção da peça. (a) Vazamento do metal na bucha de injeção. (b) Injeção do metal na cavidade. (c) Abertura do molde. (d) Extração da peça pelos pinos extratores (SOUZA, 1993).

O processo de fundição sob pressão pertence à família dos processos que utilizam moldes permanentes. Outros membros da família incluem fundição em coquilha a gravidade e processos de injeção a baixa pressão.

Evidências arqueológicas sugerem que o processo de fundição em coquilha era utilizado na idade do bronze, para a fabricação de armas usando moldes de pedra.

Não se conhece ao certo a origem do processo de fundição sob pressão, mas se considera que sua ocorrência tenha conexão com a produção de tipos de ligas de chumbo para a tipografia, na segunda metade do século 19.

Em 1822 o processo já apresentava grande potencial. William Church havia produzido uma máquina de injeção para tipos, que lhe permitia produzir de 12.000 a 20.000 letras/dia.

Em 1838, David Bruce Jr construiu uma máquina automática que permitia produzir 165 letras de estanho por minuto.

No ano de 1849, Sturgiss patenteou uma máquina em que o metal frio da câmara é forçado a passar por um tubo inclinado até a cavidade do molde.

Charles Babbage, considerado o pai do PC, foi o pioneiro em utilizar o processo para a produção de componentes de alta precisão para sua máquina de calcular, Figura 8, precursora dos computadores atuais.

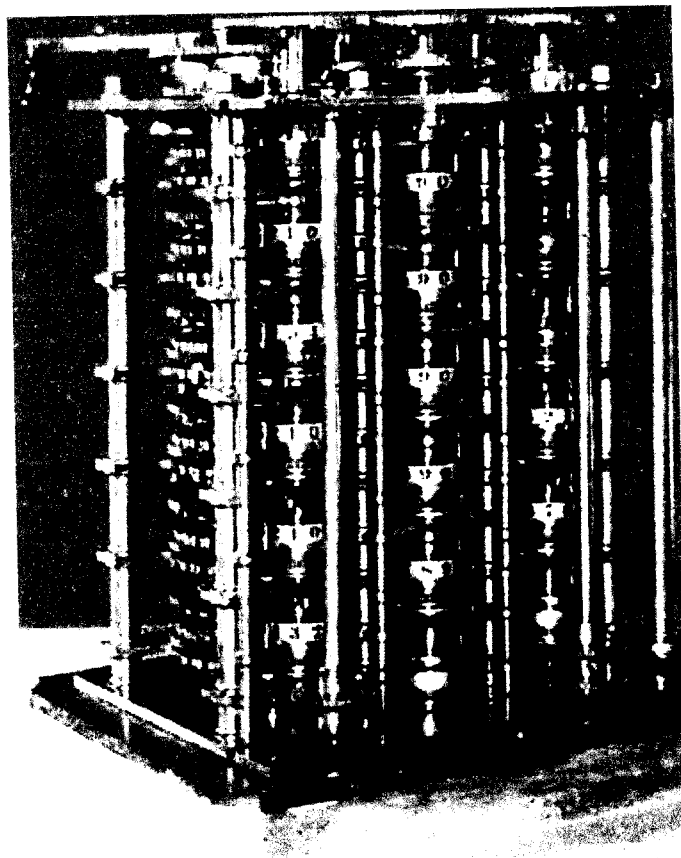


Figura 8. Máquina de calcular de Charles Babbage apud MALAVAZI 2005.

Sistema similar ao de Sturgiss foi adotado por Dusenbery em 1877, em que a câmara era toda envolvida pelo metal e sua admissão se dava por um orifício.

Thomas Edison, em 1892, utilizou o processo de fundição sob pressão para a produção seriada de componentes utilizadas nos fonógrafos, bem como das caixas registradoras, inventados por ele.

O crescimento e desenvolvimento tecnológico do processo de fundição sob pressão ocorreram, entretanto, em 1904, quando se iniciou a produção de componentes para a incipiente indústria automobilística pela companhia H.H. Franklin Co.

Credita-se a Van Wagner a fabricação da primeira injetora de câmara quente a ser operada com ar comprimido em 1907, utilizada em larga escala para produção de mascaras de gás e componentes para binóculos durante a primeira guerra mundial. O zinco era o metal, até então, mais utilizado, quando em 1929, Price & Anderson, desenvolveram as ligas Zamac.

O uso do alumínio ocorreu pela primeira vez em 1914, utilizando-se uma injetora, onde o metal era introduzido na cavidade do molde com o auxílio de ar comprimido. O equipamento utilizado era semelhante aos da câmara quente, o que se mostrou inadequado devido à grande reatividade do alumínio com o ferro dos componentes da máquina (câmara). Em 1930, surge então a primeira máquina de câmara fria que permitiu reduzir o tempo de contato do metal líquido com os componentes da máquina (MALAVAZI, 2005).

Vários outros desenvolvimentos ocorreram a partir da década de 1930:

- Uso do processo para a injeção de ligas de cobre;
- Desenvolvimento de ligas de alta pureza;
- Automatização das máquinas de injeção;
- Aumento do tamanho das máquinas e capacidade de injeção;
- Otimização dos meios de controle de processo;
- Desenvolvimento do dióxido de enxofre para a proteção das ligas de magnésio, facilitando a utilização deste metal no processo de injeção.

Intensos programas de pesquisa tornaram o processo cada vez mais eficiente e competitivo, ampliando a gama de produtos injetados e atendendo atualmente a diversos setores da economia. O processo de fundição deixou de ser uma arte, onde os resultados eram obtidos após intensas tentativas, para se tornar uma ciência exata.

As máquinas injetoras de alumínio evoluíram significativamente nos últimos 20 anos, dado o avanço da indústria automobilística, com a necessidade de produtos que lhes permitissem elevar o desempenho de automóveis, por meio da diminuição de peso e resistência à abrasão. Esta evolução, no entanto, ocorre mais acentuadamente no controle do processo, de onde efetivamente se garante a qualidade do injetado.

A demanda de fundidos sob pressão em ligas de zinco, alumínio e magnésio aumentam constantemente, fazendo com que as exigências de qualidade e confiabilidade destas peças aumentem.

Os dados atuais e as previsões do mercado mostram que a indústria automobilística consome a maior parte das ligas de alumínio e magnésio para fundição sob pressão, apesar de serem utilizadas cada vez mais em outras áreas.

A indústria automobilística introduziu numerosas aplicações inovadoras para as peças de alumínio e magnésio fundidas sob pressão, que resultaram de trabalhos específicos de desenvolvimento em longo prazo.

Os fundidos de cobre são fabricados normalmente pelos processos de fundição em areia e em coquilha ou são forjados a quente. Na fabricação de grande parte de conexões e peças para bombas, são utilizados fundidos em latão. A boa reputação conquistada pelas conexões fundidas sob pressão é o resultado da constatação de que este processo é sinônimo de boa qualidade. Ele oferece a possibilidade de se fabricar componentes com paredes finas e compactas e de ótima qualidade superficial.

Também foram feitas diversas tentativas de se aproveitar às vantagens da fundição sob pressão em materiais ferrosos e outras ligas com elevado ponto de fusão (Sellors, 1976). No entanto, até o momento não foi possível vencer todas as dificuldades técnicas e estabelecer um processo econômico. Estes problemas dizem respeito especialmente à matriz de fundição sob pressão, ao conjunto de injeção (equipamentos para o alojamento do metal líquido e sua distribuição para a matriz), o equipamento de fusão e a dosagem do metal líquido, que devem apresentar uma diferença significativa em relação aos equipamentos convencionais utilizados na fundição sob pressão, pois ficam submetidos a cargas térmicas extremamente altas durante a fundição de ligas com alto ponto de fusão.

A qualidade do fundido sob pressão é determinada em grande parte pelas propriedades da liga utilizada. Os parâmetros de influência mais importantes são a composição química e a microestrutura do fundido. Para que este processo seja bem sucedido, as ligas utilizadas devem apresentar boa fundibilidade e elevadas resistências mecânica, à corrosão, e ao desgaste, além de

temperaturas de fusão não muito altas. Ocasionalmente existe a exigência de uma boa usinabilidade e ductilidade, além de uma longa vida útil da matriz, o que é especialmente importante para o fundidor.

O processo de fundição sob pressão é o mais caro dos processos de fundição, competindo com os processos de estampagem, forjamento e peças injetadas de plástico, pois é necessário que se tenha um grande volume de produção e peças de excelente qualidade. As peças típicas produzidas por este processo atendem a diversos seguimentos da indústria.

Para o alumínio e suas ligas:

- Automotiva: carcaças de motores; caixas de engrenagens; volantes de direção; tampas de motores; bombas de óleo; bombas de água; suportes de motores; mecanismo do cinto de segurança; mecanismos de espelhos retrovisores e laterais; etc.
- Elétrica: laterais de motores; rotor; carcaças de motores; luminárias; etc.
- Eletro-eletrônico: rotores para eletrodomésticos; carcaças de motores; chassis de vídeo cassetes; etc.

As vantagens da utilização do processo de fundição sob pressão são:

- Permite a obtenção de peças complexas;
- Elevado volume de produção;
- Poucas ou nenhuma usinagem;
- Produção de peças de alta durabilidade, precisão dimensional e que permitem excelente acabamento superficial;
- Excelente repetibilidade;
- Permite a obtenção de peças com diferentes texturas;
- As peças podem ser submetidas a tratamentos superficiais com excelentes resultados.

Comparando com outros processos:

1. Em relação a peças injetadas em plástico:

- Peças com maior resistência mecânica, inclusive ao calor;
- Impede a emissão de rádio frequência e ondas eletromagnéticas;
- O ciclo de injeção é mais rápido;
- Maior estabilidade dimensional e rigidez;
- É sensível à elevação de temperatura e não é isolante elétrico.

2. Em relação a peças fundidas em areia:

- Requer menor tempo de usinagem;
- Peças com paredes mais finas e tolerâncias mais estreitas;
- Apresenta elevado grau de repetição;
- Permite elevado grau de produção;
- Menor uso de mão de obra para acabamento das peças;
- Limitado à produção de não ferrosos.

3. Em relação a peças fundidas em coquilha:

- Requer menor tempo de usinagem;
- Peças com paredes mais finas e tolerâncias mais estreitas;
- Apresenta elevado grau de repetição;
- Permite elevado grau de produção;
- Menor uso de mão de obra para acabamento das peças;
- Limitado à produção de não ferrosos;
- Não permite a utilização de machos de areia.

4. Em relação a peças forjadas:

- Produção de peças mais complexas;
- Peças com paredes mais finas e tolerâncias mais estreitas;
- Apresenta elevado grau de repetição;
- Limitação quanto à dimensão a ser produzida;
- A peça injetada apresenta menor densidade;

- Limita-se à produção de não ferrosos.

5. Em relação a peças estampadas:

- Produção de peças mais complexas e monoblocos;
- Peças com paredes mais finas e tolerâncias mais estreitas;
- Apresenta elevado grau de repetição;
- Permite variações de espessura;
- Menores perdas durante o processo;
- Limitação quanto à dimensão a ser produzida;
- A peça injetada apresenta menor densidade;
- Limita-se à produção de não ferrosos;
- O ciclo de injeção é menor.

2.3.1 Descrição do processo

O processo consiste em injetar o metal líquido (ligas de alumínio, zinco ou magnésio) contido em um recipiente (câmara de injeção) para o interior de uma cavidade do molde fabricado em aço.

Diferente dos processos convencionais à gravidade, o metal injetado é submetido a altas pressões (acima de 100 kgf/cm^2) obrigando-o a preencher reentrâncias e detalhes que nos demais processos seriam impossíveis.

Basicamente existem dois tipos de fundição sob pressão de uso mais freqüente, de câmara quente e de câmara fria.

2.3.1.1 Processos de câmara quente

A câmara de injeção encontra-se no forno mergulhado no metal líquido (Figura 9), o equipamento consta de um forno de manutenção aquecido por resistências elétricas formando uma

só unidade com a injetora. A condução do metal líquido no molde se dá mediante o avanço do pistão de injeção no interior da câmara de pressão.

A introdução de material líquido na câmara de pressão, ocorre automaticamente através de vários orifícios quando o pistão de injeção atinge a parte superior da câmara de pressão. Quando o pistão desce, estes orifícios são vedados pelo próprio pistão.

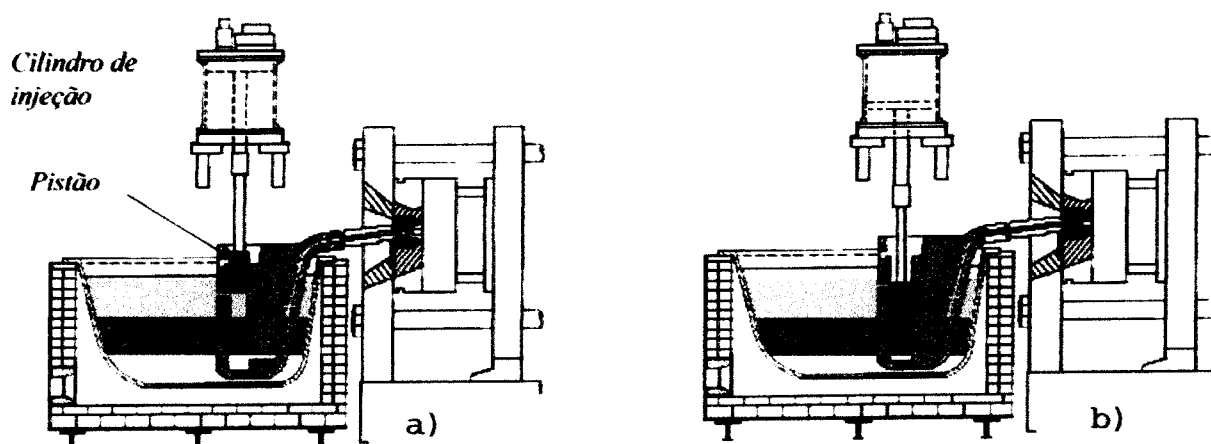


Figura 9. Esquema da máquina de injeção a quente; a) O pistão de injeção encontra-se em posição para iniciar a injeção do material; b) O pistão avança câmara adentro e injeta o metal para o interior do molde, segundo MALAVAZI 2005.

Este tipo de equipamento é utilizado para a injeção de peças em ligas de zinco, estanho e chumbo, uma vez que não provocam um desgaste tão acentuado da câmara de pressão como ocorre quando do uso do alumínio. A pressão específica de injeção não ultrapassa a 300 kg/cm^2 .

2.3.1.2 Processos de câmara fria

Processo de câmara fria vertical:

Neste processo, a câmara do equipamento de injeção está disposta verticalmente, enquanto que o grupo de fechamento está na posição horizontal (Figura 10). O metal líquido é vertido dentro da câmara, e quando o pistão é acionado, desce pressionando o alumínio contra o contra-pistão que, até então, mantinha o orifício de acesso à cavidade do molde fechado. Com a atuação do pistão, o contra-pistão desce liberando o orifício e permitindo a passagem do alumínio para a cavidade do

molde; concluída a injeção, o contra-pistão retorna, rompendo a saída do canal e ejetado o material remanescente na câmara (“Tarugo”).

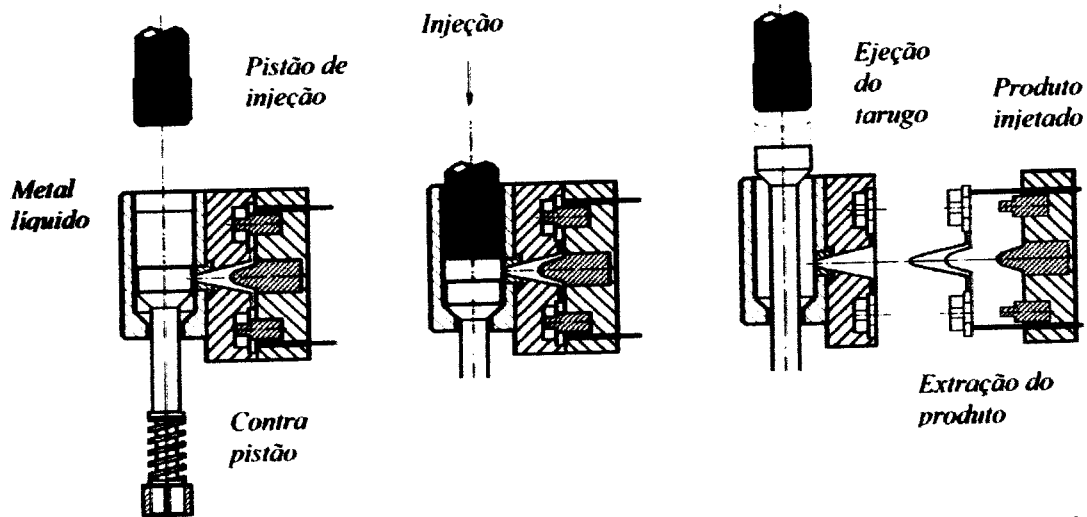


Figura 10. Desenho esquemático de uma máquina de injeção de câmara fria vertical (MALAVAZI, 2005).

Este equipamento apresenta a vantagem de, durante a injeção, não permitir que seja injetado ar junto com a liga alumínio/magnésio para a cavidade do molde, o que propiciaria a obtenção de peças sem juntas frias e porosidades.

Processo de câmara fria horizontal:

A câmara de injeção está disposta horizontalmente e acoplada à máquina (Figura 11). É um dos sistemas de injeção mais utilizados mundialmente e que tem sofrido constantes melhoras para maior controle de processo de injeção.

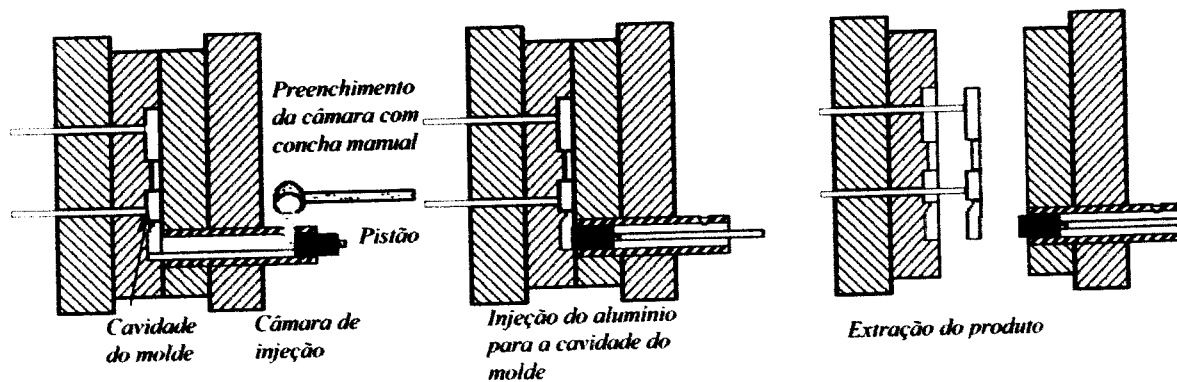


Figura 11. Desenho esquemático de uma máquina de injeção de câmara fria horizontal (MALAVAZI, 2005).

A alimentação de metal líquido é feita por um orifício na câmara de injeção, o pistão de injeção, acoplado à câmara, conduz o metal ao longo desta, até a cavidade do molde, como ilustra a Figura 11.

2.3.2 *As propriedades mecânicas das ligas fundidas sob pressão*

O projeto das peças fundidas sob pressão submetidas a cargas deve considerar a revisão de toda as seções transversais do componente. Também é preciso estar atento para a escolha ou a modificação da liga. Verificações deste tipo pressupõem o conhecimento das propriedades mecânicas e físicas do material escolhido. Inicialmente, o usuário deste tipo de liga está interessado em suas propriedades mecânicas, que dependem fortemente das condições de produção, como a temperatura de injeção, a pureza do banho fundido, a velocidade do pistão de injeção, o tempo de enchimento da matriz, a velocidade do metal fundido no canal de ataque e a pressão de injeção, entre outros parâmetros. Eventualmente, estas influências podem ser maiores do que a da composição química.

Normalmente, o ensaio das propriedades mecânicas é realizado sob condições operacionais, em corpos de prova padronizados, com seções transversais chatas ou redondas, fundidas em separado para o ensaio, como, por exemplo, para ensaios de tração. Neste caso, deve-se ressaltar que os valores determinados não podem ser aplicados em toda a peça, pois suas propriedades mecânicas dependem de sua geometria e espessura de parede, assim como da sua porosidade, resultante das condições de fabricação.

Portanto, é mais provável encontrar valores mais altos das propriedades nas partes delgadas do fundido do que nas regiões de solidificação lenta, em razão da parede mais espessa e, possivelmente, com vazios de contração (NOGOWIZIN, 2003).

2.3.2.1 As propriedades mecânicas em temperaturas elevadas

O limite de escoamento à temperatura ambiente, com a aplicação de uma carga estática, é a base para o cálculo de projeto dos fundidos sob pressão. Entretanto, durante a operação, muitas vezes ocorre um aquecimento das peças, o que aumenta os requisitos para o limite de escoamento e a resistência à tração do material, em função da temperatura alcançada. A utilização de ligas de alumínio entre 80°C e 180°C e mesmo a temperaturas superiores a 250°C é muito importante na produção de cabeçotes de cilindros de motores. Assim, certas ligas de alumínio são desaconselhadas para temperaturas mais elevadas, devido à sua forte queda de resistência mecânica.

A extração de peças injetadas de ligas alumínio é efetuada entre 300°C e 320°C. Nesta faixa de temperatura a liga apresenta baixa rigidez e módulo de elasticidade pequeno. As propriedades mecânicas das ligas de fundição sob pressão a temperaturas elevadas dependem de sua composição química, da formação da microestrutura e das inclusões. Geralmente, as informações sobre estas propriedades só podem ser consideradas como valores de referência, já que podem sofrer alterações em razão da qualidade dos aditivos da liga, do estado do material e do modo de produção da peça.

As temperaturas operacionais e as propriedades mecânicas das ligas aplicadas na fundição sob pressão foram relativamente pouco pesquisadas. Os estudos sobre o desenvolvimento das curvas de dilatação praticamente não apresentam dados de dilatação até a temperatura de *solidus*, como seria necessário. Geralmente, o fundidor está interessado nas propriedades mecânicas e físicas destas ligas entre as temperaturas de solidificação e de ejeção, nas quais o fundido é extraído da matriz.

O comportamento das ligas de fundição sob pressão em temperaturas elevadas é muito importante para o cálculo e a simulação computacional de diversos processos tecnológicos. A Tabela I apresenta os valores do limite de escoamento 0,2% e a resistência à tração de algumas ligas de alumínio, em função da temperatura (Hatch, 1984). Pode-se observar que a resistência mecânica destas ligas diminui pouco até a temperatura máxima de 150°C, e caindo fortemente com a elevação da temperatura. Para a avaliação da relação entre o limite de escoamento e a temperatura das ligas

de fundição sob pressão, pode-se basear nos valores de sua resistência à temperatura ambiente e efetuar uma extrapolação analítica até as temperaturas em questão.

Tabela I. Limite de escoamento 0,2% (σ_E) e resistência à tração (σ_R) de ligas de alumínio, em função da temperatura (NOGOWIZIN, 2003).

Nomenclatura da liga	Resistência [MPa]	Temperatura (°C)						
		24	100	150	205	260	315	370
360,0 - AlSi10Mg	$\sigma_{0,2\%}$	172	172	165	96	52	31	21
	σ_R	324	303	541	152	83	48	31
380,0 - AlSi9Cu3	$\sigma_{0,2\%}$	165	165	158	110	55	28	17
	σ_R	331	310	234	165	90	42	28
384,0 - AlSi11Cu3	$\sigma_{0,2\%}$	172	172	165	124	62	28	17
	σ_R	324	317	262	179	96	48	31
413,0 - AlSi12Cu	$\sigma_{0,2\%}$	145	138	131	103	62	31	17
	σ_R	296	255	221	165	90	41	31
518,0 - AlMg8	$\sigma_{0,2\%}$	186	172	145	103	62	31	17
	σ_R	310	276	221	145	90	59	34

Como é necessário avaliar o limite de escoamento em temperaturas elevadas, basta calcular o limite de escoamento 0,2%, conforme as equações:

$$\sigma_{0,2\%}(T) = \sigma_{0,2\%}(T_a) \cdot \sqrt{\frac{T_S - T}{T_S - T_R}} \quad \text{para } \rightarrow T_R \leq T \leq T_{Rec} \quad (2.1)$$

$$\sigma_{0,2\%}(T) = \sigma_{0,2\%}(T_a) \cdot \sqrt{\frac{T_S - T}{T_S - T_R}} \cdot \left(\frac{T_S - T}{T_S - T_{Rec}} \right)^2 \quad \text{para } \rightarrow T \geq T_{Rec} \quad (2.2)$$

Onde $\sigma_{0,2\%}(T)$ é o limite de escoamento 0,2% na temperatura ambiente, T_a , $\sigma_{0,2\%}(T)$ é o limite de escoamento 0,2% na temperatura T. O valor de T_S corresponde à temperatura *solidus* e T_{Rec} é a temperatura de recristalização da liga fundida sob pressão.

2.3.2.2 Módulo de elasticidade em temperaturas elevadas

Ao lado das propriedades mecânicas, o módulo de elasticidade tem uma importância muito grande nas ligas fundidas sob pressão, pois influencia a rigidez da peça e pode ser alterado por inúmeros fatores. O conhecimento exato do módulo de elasticidade em função da temperatura assume um papel fundamental nos fundidos sob pressão empregados em altas temperaturas.

Entretanto, estes valores raramente estão disponíveis. Por este motivo, o módulo de elasticidade de ligas fundidas sob pressão é calculado analiticamente e comparado com os valores já conhecidos. Este parâmetro depende da composição química destas ligas.

O valor do módulo de elasticidade global é composto pela soma dos módulos dos componentes individuais. Para avaliá-lo, utiliza-se a seguinte relação, que constitui um valor médio dado pela equação 2.3.

$$\frac{1}{E} = \sum_{i=1}^n \frac{a_i}{E_i} \quad (2.3)$$

Onde E é o módulo de elasticidade da liga fundida sob pressão, E_i representa o módulo de elasticidade do elemento i da liga e a_i é a proporção do elemento da liga.

Segundo a equação 2.3, o aumento ou a diminuição do módulo de elasticidade de uma liga depende dos teores dos elementos que a compõem. Ele aumenta com o acréscimo dos elementos e com módulo de elasticidade maior que o do próprio metal base e diminui caso contrário. O cobre e o silício, por exemplo, aumentam o módulo de elasticidade das ligas de alumínio, enquanto o acréscimo de magnésio diminui. O fator decisivo é a substância acrescentada e de que forma ela fornece os elementos de liga ao metal básico.

Na maioria das vezes, os valores individuais do módulo de elasticidade à temperatura ambiente estão situados na faixa de 68GPa a 76GPa nas ligas de alumínio, entre 44GPa e 47GPa nas ligas de magnésio, entre 102GPa e 123GPa nas de cobre e entre 87GPa e 94GPa nas de zinco. Um fator notável é o baixo módulo de elasticidade das ligas de magnésio, enquanto que o das ligas de alumínio, cobre e zinco são consideravelmente mais altos.

Na fundição sob pressão, os valores do módulo de elasticidade na fase sólida da liga, nas proximidades da temperatura *solidus*, alcançam entre 45GPa e 50GPa nas ligas de alumínio, entre 35GPa e 38GPa nas de magnésio, entre 65GPa e 90GPa nas de cobre e entre 62GPa e 63GPa nas de zinco.

2.3.3 *As propriedades termofísicas das ligas de fundição sob pressão*

Na simulação da fundição sob pressão e a partir do primeiro esboço do projeto da peça fundida e da matriz, é necessário o conhecimento de um grande número de propriedades

termofísicas das ligas a temperaturas elevadas, tais como: difusividade térmica e coeficiente de dilatação, com a finalidade de se obter resultados próximos aos da prática de vazamento, solidificação e resfriamento dos banhos fundidos.

As equações matemáticas com as condições periféricas específicas não são necessárias apenas para o cálculo dos campos de temperatura, mas também para determinar as características do material, em função da temperatura.

Apesar da existência de numerosos trabalhos de pesquisa sobre as propriedades termofísicas das ligas de fundição sob pressão, pouco se sabe a seu respeito no estado líquido e da sua transição da fase sólida para a líquida, já que infelizmente os dados termofísicos da maioria destas ligas nesta faixa de temperatura não são disponíveis.

Normalmente, as propriedades termofísicas das ligas de fundição sob pressão são apresentadas na temperatura ambiente. Além disto, algumas destas informações são de quando a composição química e os teores admissíveis dos elementos diferem dos padronizados hoje em dia, conforme norma DIN EN.

Os dados devem considerar a temperatura ambiente até a do banho fundido superaquecido, passando pela temperatura de *liquidus*. Até o momento, as ligas de magnésio foram mais estudadas até a temperatura de *sólidus*, em comparação com as outras ligas. Nas de alumínio, cobre e zinco, ainda não foi possível determinar de modo abrangente as propriedades físicas no estado sólido para a temperatura de *sólidus* e no estado líquido.

2.3.4 Defeitos dos fundidos sob pressão

Em muitos casos, a aparência da superfície da peça fundida sob pressão é importante. Mesmo quando o componente é revestido, por exemplo, por pintura ou deposição eletrolítica, a superfície no estado bruto de fundição deve ter uma rugosidade uniforme boa, pois de outra forma daria origem a problemas que danificariam a aparência do revestimento. O defeito superficial que mais aparece deve-se ao fluxo de metal frio, também chamado de junta fria.

A aparência de escama de peixe (Figura 12) é ruim e pode causar bolhas e falhas na camada depositada (Figura 13) eletronicamente e nas pinturas, em razão do aprisionamento de gás, impurezas, compostos de polimento e soluções de deposição eletrolítica (BIRCH, 1999).



Figura 12. Juntas frias na superfície de uma peça fundida (BIRCH, 1999).

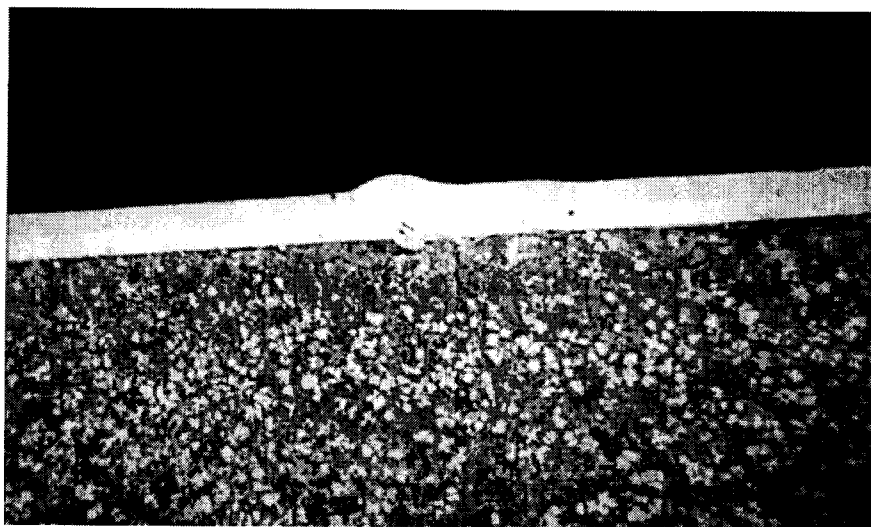


Figura 13. Seção de uma peça fundida com camada depositada eletroliticamente, mostrando uma sobreposição na superfície e bolhas na camada (BIRCH, 1999).

Os defeitos causados pelo fluxo de metal frio ocorrem quando correntes separadas do metal que preenche a cavidade falham ao coalescer antes da solidificação final, cuja manifestação mais forte é uma peça fundida com preenchimento incompleto. Como o problema é uma combinação do fluxo do metal com a velocidade de solidificação, os fatores que afetam estes parâmetros, como por exemplo, o tempo de preenchimento, a velocidade do metal, as temperaturas da matriz e do metal, e o modelo de preenchimento, são os que têm sido mais estudados.

Uma grande atenção tem sido dada às peças fundidas sob pressão em ligas de zinco, porque muitas das suas aplicações são decorativas.

2.3.4.1 Efeitos dos parâmetros de fundição

Tempo de preenchimento da cavidade

Sabe-se que os defeitos causados pelo fluxo de metal frio (junta fria) tornam-se piores à medida que o tempo de preenchimento aumenta. Entretanto, existe um limite mínimo para o tempo de preenchimento das cavidades da matriz, que é dado pela força da máquina, pelas restrições com respeito à espessura dos canais de ataque e pelo efeito nocivo dos tempos de preenchimento rápidos sobre a porosidade da peça fundida (BIRCH, 1999).

Velocidade do canal de ataque

A separação adequada dos defeitos do tempo de preenchimento e da velocidade no canal de ataque sobre a aparência da superfície foi alcançada por MAIR et al em 1973, e ficou claro que o tempo de preenchimento estava afetando a superfície. Apesar do trabalho de MAIR ter indicado que a velocidade do metal causou um efeito do tipo spray no jato que entra na cavidade (por exemplo, atomizado ou contínuo), alterando as condições de transferência de calor, um estudo exaustivo relativo à produção de fundidos, feito por BIRCH em 1989, não encontrou um efeito direto significativo da velocidade no canal de ataque sobre a aparência da superfície da peça fundida.

Temperatura da matriz

O fato de que o defeito do fluxo de metal frio está associado à baixa temperatura da matriz não é contestado. Isto é ilustrado pelos resultados de testes em peças fundidas em zinco obtidos por (BIRCH,1989). Infelizmente, outros fatores como, por exemplo, a distorção e a formação de bolhas na peça fundida, impõe limites superiores sobre a temperatura na qual as matrizes podem ser operadas.

Temperatura do metal

A intuição e os nomogramas (diagramas) utilizados para prever os tempos de preenchimento indicam que temperaturas mais altas de vazamentos devem ajudar a atingir um bom acabamento superficial. Entretanto, o efeito exato não tem sido quantificado, exceto o comprimento do fluxo. No caso do zinco, o intervalo prático da temperatura do metal é pequeno, de forma que o efeito sobre a aparência da peça fundida deve ser provavelmente limitado. Na faixa de operação habitual, este mesmo efeito limitado sobre a aparência pode ser aplicado a outras ligas.

Espessura do fundido

Os fundidores sob pressão sabem que é mais difícil obter uma superfície isenta de juntas frias em uma peça fundida com espessura de parede fina, do que em uma espessa. Isto é refletido em vários nomogramas de canais de alimentação. Neste caso, também parece não haver medidas diretas do efeito sobre a aparência da peça fundida, embora a relação com o comprimento do fluxo possa ser quantificada.

Modelo de preenchimento

A geometria da peça, o tipo e a posição dos canais de alimentação afetam o modo de como o metal preenche a matriz, influenciando a aparência da superfície. Em particular, a formação de redemoinhos, especialmente quando o gás é aprisionado, pode causar marcas de juntas frias adicionalmente a qualquer porosidade presente (BIRCH, 1999). A distância que o metal tem de percorrer durante o preenchimento da cavidade deve, provavelmente, exercer alguma influência. Aparentemente parece mais fácil preencher peças fundidas retangulares, que são alimentadas por canais de ataque no lado de comprimento maior, do que as mesmas peças fundidas alimentadas pelo lado menor.

Esta consideração introduz o conceito de comprimento e tempo de fluxo, isto é, o tempo que o metal leva desde o canal de ataque até o canal de subida, em vez do tempo que demora para preencher completamente a cavidade e o canal de subida.

Se o comprimento de fluxo não for excedido, ou seja, se a distância máxima que o metal percorre antes de solidificar não for ultrapassada, a utilização de canais de subida pode facilitar a produção de peças fundidas grandes, com paredes muito finas.

Superfície da matriz

Testes realizados por BIRCH em 1991, com peças fundidas em Zinco estabeleceram que a superfície da matriz pode influenciar a ocorrência de junta fria. As peças fundidas manufaturadas em uma matriz polida recentemente podem apresentar um acabamento precário da superfície. Isto vai acontecer até que uma determinada quantidade de componentes tenha sido fundida nesta matriz, formando uma camada fina oxidada.

Os cálculos indicam que isto pode ser causado pelo efeito de isolamento da camada fina oxidada, que embora seja muito delgada é capaz de retardar progressão do fluxo de calor inicial, à medida que o metal entra na matriz.

Comprimento do fluxo

As ligas de fundição sob pressão com um intervalo de temperatura de solidificação pequeno não exibem comprimentos de fluxo maiores do que as ligas cujo intervalo de temperatura de solidificação é maior. Isto é contrário à visão aceita baseada em resultados da fundição em molde permanente por gravidade, em que as ligas com intervalo de temperatura de solidificação longo têm metade do comprimento de fluxo (fluidéz) das ligas com intervalo curto.

A diferença no comportamento deve estar provavelmente relacionada com as grandes forças e pressões de alimentação aplicadas na fundição sob pressão. Por exemplo, um plugue de solidificação em uma cavidade de 4 mm de diâmetro pode ser submetido a uma força de aproximadamente 600 N, que pode impelir o plugue para fora e permitir um fluxo posterior. Já uma força de 0,25 N exercida na fundição em molde permanente por gravidade não poderia fazer isto. Esta diferença no comportamento é um exemplo dos perigos de extrapolar os resultados da fundição em molde permanente por gravidade, para condições muito diferentes de pressão.

2.3.5 Ligas de alumínio

As ligas de alumínio, pelas suas características mecânicas e por seu baixo peso específico, têm sido cada vez mais utilizadas na produção de peças fundidas, principalmente em substituição às ligas

de ferro (o alumínio tem aproximadamente 1/3 do peso específico das ligas de ferro). Outro fator importante na utilização do alumínio é a sua reciclagem, permitindo, numa análise global, custos compatíveis com as peças de ferro. As principais ligas de alumínio comercialmente utilizadas na fundição em alta pressão são dadas na Tabela II, sendo que sua escolha deve ser feita em função da aplicação de produto final (SÉRGIO, 1993).

Tabela II. Composição química das ligas de alumínio (SÉRGIO, 1993).

Elementos/ligas	Al-Si*	Al-Si-Cu**	Al-Mg***
Si	11,0-13,5	9,0-10,0	1,0
Cu	1,0	2,5-3,5	0,05
Mg	0,10	0,1	7,0-10,0
Fe	1,3	1,3	1,0
Ti	0,15	0,15	0,15
Mn	0,40	0,40	0,40

* ASTM B 85 S12A.

** ASTM B 85 SC84A.

*** ASTM B 85 G8A.

As ligas Al-Si são mais utilizadas para aplicações gerais, onde não se exigem grandes responsabilidades mecânicas. As ligas de Al-Si-Cu aplicam-se para componentes com maiores solicitações mecânicas, porém esta liga apresenta menor resistência à corrosão do que as ligas Al-Si. As ligas Al-Mg têm boa resistência mecânica e à corrosão, porém são de difícil fundição, aplicando-se geralmente para peças que precisam ter acabamento superficial de qualidade elevada após polimento ou usinagem.

Teores de ferro nas ligas de alumínio são propositalmente mantidos ao redor de 0,90% para evitar abrasão (desgaste no ataque) das matrizes, porém esses teores devem ser controlados em relação ao manganês e a residuais de cromo, para não causar a ocorrência de inclusões que geram pontos duros e fragilização das ligas. A modificação do Si, normalmente utilizada nos processos por gravidade, não é necessária na fundição sob pressão, porque o resfriamento rápido do metal tem efeito similar à modificação com sódio.

2.4 Fadiga em temperaturas elevadas

A utilização de peças em temperaturas elevadas está na origem de numerosos problemas, dos quais os principais são a fluência, a oxidação (ou corrosão) e a fadiga. A complexidade do estudo do dano em temperatura elevada vem exatamente do fato de que estes fenômenos não estão geralmente

dissociados. Segundo ENGLER-PINTO JR (1996), a combinação do dano provocado por estes fatores está na origem do início de trincas que irão se propagar e provocarão a ruptura por fadiga.

2.4.1 Comportamento dos materiais em temperaturas elevadas

Em geral, a resistência mecânica dos metais diminui com o aumento da temperatura. A mobilidade dos átomos cresce rapidamente com a temperatura, e desse modo, os processos controlados por difusão exercem um efeito significativo sobre as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas. Altas temperaturas também resultam em uma maior mobilidade das discordâncias devido ao mecanismo de escalagem, que se torna importante devido à maior facilidade de difusão e também porque a concentração de lacunas em equilíbrio aumenta com o aumento da temperatura. Novos mecanismos de deformação podem tornar-se operativos. Em alguns metais, o sistema de deslizamento muda, ou são introduzidos sistemas de deslizamento adicionais. A deformação nos contornos de grãos torna-se uma outra possibilidade na deformação dos metais em temperaturas elevadas. Outro fator importante a se considerar é o efeito da exposição prolongada de ligas e metais em temperaturas elevadas, sobre suas estabilidades metalúrgicas. Os metais trabalhados a frio irão se recristalizar e experimentar crescimento de grãos, enquanto que ligas endurecidas por envelhecimento podem sofrer superenvelhecimento e perder resistência mecânica à medida que as partículas de segunda fase crescem. Outra consideração importante é a interação do metal com o meio ambiente, ou seja, a oxidação do metal (DIETER, 1981).

Consiste em uma característica importante o fato de que as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas devem sempre ser consideradas em relação a alguma escala de tempo. As propriedades mecânicas em temperatura ambiente da maioria dos metais de engenharia são, para fins práticos, independentes do tempo. No entanto, em temperaturas elevadas, os valores dos parâmetros de resistência tornam-se muito dependentes, tanto da taxa de deformação, como do tempo de exposição. Sob estas condições, vários metais se comportam, em muitos aspectos, como materiais viscoplásticos. Um metal submetido a uma carga trativa constante, a uma temperatura elevada, irá *fluir* e experimentar um aumento de comprimento que depende do tempo.

Esta dependência entre propriedades mecânicas com o tempo em temperaturas elevadas varia de material para material e para temperaturas diferentes. O que é considerado alta temperatura para um material pode não o ser para outro. Para compensar este fato, a temperatura é muitas vezes

expressa como uma temperatura homóloga, isto é, a razão entre a temperatura do ensaio e a temperatura de fusão do metal em questão, ambas em escala absoluta (Kelvin). Segundo DIETER (1981), de uma maneira geral, a fluência atinge significância na engenharia para temperatura homóloga superior a 0,5.

2.4.2 Resistência à fadiga em temperatura elevada

Em geral, a resistência à fadiga dos metais diminui com o aumento da temperatura acima da ambiente. À medida que a temperatura é aumentada bem acima da temperatura ambiente, torna-se importante o fenômeno de fluência e, a altas temperaturas (aproximadamente em temperaturas superiores à metade do ponto de fusão), ele será a causa principal da fratura. A transição da falha por fadiga para falha por fluência com o aumento da temperatura resultará numa mudança do tipo de fratura que passará do tipo transgranular característico da fadiga para a falha intercrystalina, por fluência. A oxidação local dos contornos de grão pode contribuir significativamente para o início da trinca. Segundo DIETER (1981), a tensão média é outro fator importante, quanto maior a for a tensão média menor será o limite de fadiga.

Os materiais ferrosos, que normalmente apresentam um limite de fadiga pronunciado nos ensaios à temperatura ambiente, não mais os apresentarão quando ensaiados a temperaturas acima de aproximadamente 420°C. Os ensaios de fadiga a altas temperaturas dependerão também da frequência de aplicação da tensão. É comum referir-se ao tempo total necessário à fratura, da mesma forma que ao número de ciclos.

Em geral, quanto maior a resistência à fluência de um material maior sua resistência à fadiga em altas temperaturas. No entanto, o tratamento metalúrgico que produz as melhores propriedades de fadiga em altas temperaturas não resulta necessariamente nas melhores propriedades de fluência. Isto foi mostrado por Toolin e Mochel¹ apud DIETER (1981) em ensaios a altas temperaturas de várias superligas. Em geral, para baixas temperaturas quanto menor for o tamanho de grão melhor será o desempenho em fadiga do metal. À medida que a temperatura de ensaio é aumentada, a diferença no desempenho em fadiga entre um material de granulação fina e grosseira diminui até que para temperaturas bastante elevadas, onde predomina a fluência, o material de tamanho de grão

¹ TOOLIN, P.R & MOCHEL, N.L. *Fatigue at Elevated Temperatures*. ASTM STP 520. ASTM. *Proceedings*, vol. 47, p. 677-694, 1973.

grande apresenta maior resistência. Geralmente, as ligas previamente trabalhadas mecanicamente apresentam resistência à fadiga um pouco superior, enquanto que os materiais fundidos são freqüentemente mais resistentes à fluência. As soluções que obtêm sucesso na redução das falhas por fadiga em temperatura ambiente podem não ser efetivas em temperaturas elevadas. As tensões residuais compressivas, por exemplo, podem ser aliviadas antes que a temperatura de operação seja atingida.

Os equipamentos que trabalham a temperaturas elevadas apresentam freqüentemente condições para a ocorrência de fadiga térmica. Os aços inoxidáveis austeníticos são particularmente sensíveis a este fenômeno, uma vez que possuem baixa condutividade térmica e alta expansão térmica. Foram publicados inúmeros estudos de fadiga nestes materiais.

2.4.3 Interação fadiga-fluência

A interação fadiga-fluência é importante quando a amplitude de deformação e a temperatura elevada estão presentes em materiais que sofrem danos microestruturais por fluência. A nucleação de trincas por fadiga é um fenômeno basicamente superficial. Em contraposição, o dano por fluência manifesta-se tanto na superfície quanto no interior do material. Desta forma, o fenômeno de fluência pode influenciar tanto a iniciação quanto o crescimento da trinca (SARABANDA, 1991).

Segundo WAREING (1983), o dano por fluência manifesta-se pela nucleação de cavidades nos contornos de grãos devido ao coalescimento de vacâncias, empilhamento de discordâncias e deslizamento de contornos de grãos. O mesmo pode ocorrer junto às partículas de segunda fase. O subsequente crescimento destas cavidades conduz ao trincamento do contorno de grão e fratura intergranular. Sob aplicação de carregamento estático a falha é estabelecida por fratura catastrófica quando se verifica o coalescimento das lacuna. Sob fadiga de baixo ciclo com superposição de períodos de retenção do carregamento em temperaturas elevadas, a fratura ocorre quando as cavidades alcançam uma configuração geométrica crítica.

O dano por fluência pode ter origem a partir de uma tensão residual trativa originada de uma deformação em compressão seguida da reversão desta deformação. Em ambos os casos a deformação inelástica se dá sob deformação total nula, diferindo, entretanto, no sinal da tensão residual. Outros carregamentos envolvendo deformações inelásticas, encontradas em componentes submetidos à fadiga térmica, são possíveis de serem simulados em ensaios mecânicos (WAREING,

1983; SKELTON, 1983; HALES, 1983). O tempo de retenção sob determinado nível de tensão ou deformação é outra variável independente, podendo variar desde segundos até horas.

2.4.4 *Fadiga de alto e baixo ciclo*

A fadiga de alto ciclo esta relacionada com baixas tensões e alto número de ciclos (maiores que 10^7). O método de tensão-vida (σ -N) é a metodologia mais extensivamente utilizada em aplicações de projetos onde a tensão aplicada se encontra predominantemente dentro do regime elástico do material e a vida resultante (ciclos para falhar) é longa, sendo as tensões e deformações linearmente relacionadas, determinada de fadiga de alto ciclo. Conseqüentemente, neste intervalo, os resultados de ensaios sob controle de carga ou de deformação são equivalentes, mas as curvas σ -N são geradas por ensaios sob controle de carga. Porém, o método de tensão-vida não é adequado em aplicações de baixo-ciclo, onde as deformações aplicadas têm uma componente plástica significativa. Neste caso, uma metodologia baseada em deformação é mais apropriada (Bannantine, 1990).

A fadiga de baixo ciclo está relacionada com condições de serviço nas quais as falhas ocorrem para tensões relativamente altas e baixo número de ciclos (menores que 10^5). As condições para que ocorra são freqüentemente criadas quando as tensões repetidas são de origem térmica. Como as tensões térmicas devem-se à expansão ou contração térmicas do material, a fadiga resulta de deformação cíclica em vez de tensão cíclica. Este tipo de problema deve ser considerado nos projetos de vasos de pressão para a indústria nuclear e aeroespacial, componentes de turbinas a vapor, motores aeronáuticos e em muitos outros tipos de equipamentos e máquinas (DIETER, 1981).

Segundo SURESH (1998), informações derivadas de análises de tensão cíclica baseadas na mecânica do contínuo dizem respeito principalmente à deformação elástica sem restrição mecânica. Porém, em muitas aplicações práticas, componentes de engenharia geralmente sofrem um certo grau de restrição estrutural e deformação plástica localizada, particularmente em regiões de concentração de tensão. Nestas situações, é mais apropriado considerar o comportamento sob fadiga de baixo ciclo (deformação-vida).

Coffin² e Manson³ apud SURESH (1998), trabalhando independentemente em problemas de fadiga térmica, propuseram a caracterização da vida em fadiga com base na amplitude de deformação plástica. Eles determinaram uma relação linear (eq. 2.4) entre o logaritmo da amplitude de deformação plástica e o logaritmo do número de reversos para falhar, para materiais metálicos.

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' \cdot (2.N)^c \quad (2.4)$$

onde ε_f' coeficiente de ductilidade de fadiga e c é o expoente de ductilidade de fadiga. Em geral ε_f' é aproximadamente igual ao coeficiente de ductilidade verdadeiro ε_f em tração e c está dentro da faixa de -0,5 a -0,7 para a maioria dos metais.

A amplitude de deformação total em um ensaio de amplitude de deformação constante pode ser escrita como a soma das amplitudes das deformações elástica e plástica, como se segue:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \quad (2.5)$$

Utilizando a equação 2.6 de Basquin⁴ apud SURESH (1998), para relacionar a amplitude de tensão:

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = \sigma_f' \cdot (2.N)^b \quad (2.6)$$

onde σ_f' é o coeficiente de resistência à fadiga e b é o expoente de resistência à fadiga, observa-se na eq. 2.7 que:

² COFFIN, L.F. A study of the effects of the cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of the American Society of the Mechanical Engineers, ASME*, n.76, p.931-949, 1954.

³ MANSON, S.S. Behavior of materials under conditions of thermal stress. *National Advisory Commission on Aeronautics (NACA)*: Report 1170, Cleveland, 1954.

⁴ BASQUIN, O.H. The exponential law of endurance tests. *Proceedings of the American Society for Testing and Materials*, v.10, p.625-630, 1910.

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} \quad (2.7)$$

onde E é o módulo de Young. Pode-se reescrever a eq. 2.5 como indicado na eq. 2.8:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2N)^b + \varepsilon_f' \cdot (2N)^c \quad (2.8)$$

As amplitudes de deformação total, plástica e elástica são apresentadas no gráfico da Figura 14 como função do número de reversos para falhar ($2N$). Pode-se definir uma transição entre fadiga de baixo e de alto ciclo no ponto em que as amplitudes de deformação plástica e elástica são iguais ($2N_t$). Segundo SURESH (1998), para fadiga de baixo ciclo ($2N < 2N_t$) a deformação plástica é mais dominante que a elástica e a resistência à fadiga é controlada pela ductilidade do material. Já para fadiga de alto ciclo ($2N > 2N_t$) a deformação elástica é mais significativa que a plástica e a vida é controlada pela resistência do material. Segundo MITCHELL (1974), a otimização das propriedades de fadiga leva a um balanço entre resistência mecânica e ductilidade de um material.

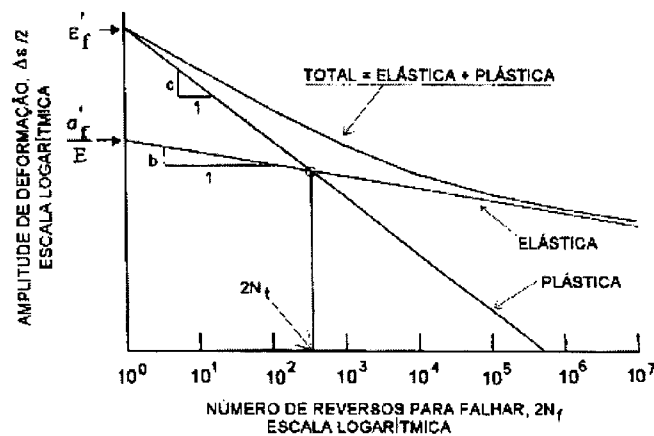


Figura 14. Amplitude de deformação total em função do número de reversos para falhar, obtido da superposição das amplitudes de deformação elástica e plástica em função do número de reversos para falhar (SURESH, 1998).

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo geralmente são realizados sob controle de deformação. A Figura 15 apresenta um ciclo de tensão-deformação ideal resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo onde a deformação cíclica é mantida constante. Durante o carregamento e o descarregamento

desenvolve-se um ciclo de histerese que tem suas dimensões descritas por sua largura $\Delta\epsilon$, o intervalo total de deformação, e por sua altura $\Delta\sigma$, que é o intervalo de tensões. O intervalo total de deformação $\Delta\epsilon$ consiste em um componente de deformação elástica $\Delta\epsilon_e = \Delta\sigma/E$ mais um componente de deformação plástica $\Delta\epsilon_p$. A largura do ciclo de histereses dependerá do nível de deformação cíclica; com um nível pequeno, o ciclo de histereses torna-se muito estreito.

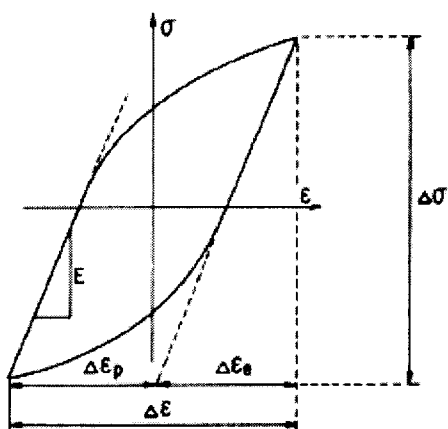


Figura 15. Ciclo de histerese tensão-deformação ideal resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo com deformação cíclica constante (THOMAS, 1987).

Para os ensaios realizados sob $\Delta\epsilon$ constante, o intervalo de tensão $\Delta\sigma$ normalmente varia com o aumento do número de ciclos. Os materiais recozidos experimentam endurecimento cíclico, o que significa que $\Delta\sigma$ aumenta com o número de ciclos até atingir a saturação após cerca de 100 ciclos de deformação. O aumento no intervalo de tensões será maior quanto maior for o valor de $\Delta\epsilon$. Os materiais que previamente sofreram trabalho a frio experimentam amolecimento cíclico, isto é, $\Delta\sigma$ decresce com o aumento do número de ciclos de deformação. A maneira usual de apresentação dos resultados dos ensaios de fadiga de baixo-ciclo consiste no lançamento em gráfico da amplitude de deformação $\Delta\epsilon/2$ contra o número de reversos para falhar $2N$.

2.4.5 Dano e início de trincas em temperaturas elevadas

2.4.5.1 Micromecanismos de dano

A nucleação de trinca por fadiga em ligas a temperaturas elevadas é influenciada por diferentes processos microscópicos que dependem da temperatura, do nível de tensão e do meio ambiente. Os mecanismos responsáveis pelo início das trincas de fadiga podem ser geralmente agrupados nas seguintes categorias: (i) Trinca induzida por deslizamento cíclico, (ii) cavitação de contorno de grão, (iii) escorregamento de contorno de grão e o desenvolvimento de trincas em cunha, (iv) nucleação e crescimento de vazios a partir de inclusões e precipitados, e (v) oxidação e corrosão.

2.4.5.2 Deslizamento cíclico

A natureza do deslizamento cíclico é afetada pela temperatura. As observações seguintes fornecem uma ilustração do papel da temperatura no deslizamento cíclico:

1. Em temperaturas superiores à metade da temperatura homóloga, a maioria dos materiais começa a exibir características de deslizamento alternado. Nas ligas de solução sólida, a energia de falha de empilhamento geralmente aumenta com o aumento da temperatura. A ativação térmica também permite o movimento de discordâncias por escalagem e deslizamento cruzado.

2. A irreversibilidade cinemática do deslizamento cíclico é aumentada por oxidação e/ou difusão de gás em temperaturas elevadas.

3. A tendência para o deslizamento alternado pode ser contraposta, em alguns materiais, pelo envelhecimento por deformação dinâmica que favorece o deslizamento planar.

4. O processo de movimento de discordâncias por escalagem é dependente do tempo o que torna a deformação em temperaturas elevadas sensível à taxa de deformação.

5. A estabilidade microestrutural, na maioria dos materiais de engenharia, é derrubada em temperaturas elevadas. Alterações microestruturais ativadas termicamente podem surgir como resultado de envelhecimento por deformação, recuperação e/ou precipitação. Essas alterações microestruturais podem ser benéficas ou nocivas à resistência à fadiga; em outro caso elas modificam consideravelmente as características tensão-deformação cíclicas.

2.4.5.3 Cavitação por fluência

Segundo SURESH (1998), em temperaturas entre 1/3 e 2/3 do ponto de fusão e baixas tensões impostas, a maioria dos metais, ligas e cerâmicas exibem deformação por fluência através da cavitação nos contornos de grãos. Estas cavidades nucleiam em pontos triplos dos contornos de grão, partículas no contorno de grão ou saliências nas facetas intergranulares. Em muitas ligas de engenharia, cavidades de fluência nucleiam bem abaixo da tensão nominal de 100 MPa, e sua nucleação ocorre continuamente em uma fração substancial da vida em fluência. O mecanismo de escorregamento por cisalhamento dos contornos de grão também auxilia a nucleação de cavidades. Um aspecto particularmente interessante da cavitação por fluência sob carregamento cíclico é que o grau de cavitação é fortemente afetado pela forma de onda da tensão. Taxas de deformação lentas em tração e rápidas em compressão, isto é, forma de onda com longos períodos em tensão de tração, exibem uma maior propensão para cavitação que ciclos de carregamento balanceados em que a magnitude da parte de carregamento em tração varia de maneira idêntica à fase de compressão, Figura 16a (MAJUMDAR & MAIYA, 1980; BAIK & RAJ, 1982).

RIEDEL (1987) considerou várias teorias diferentes para cavitação de fluência para carregamento lento e rápido de fadiga e apresentou um mapa de mecanismos para vida em fadiga como função da temperatura, para valores fixos de variação da deformação $\Delta\epsilon$ e frequência de teste.

Em temperaturas intermediárias representadas pelo regime C, ocorre crescimento de cavidade por difusão, onde as cavidades nucleiam continuamente por todo teste de fluência-fadiga. Para baixos valores de deformação acumulada $2\Delta\epsilon N_f$, o efeito da frequência ν_c e temperatura T no regime C são descritos pela relação $N_f \propto (\nu_c T / \delta_g D_b)^{2/5}$, onde, D_b é o coeficiente de difusão do contorno de grão. Para maiores valores de N_f , regime B, a deformação acumulada é tão grande que a densidade de cavidades satura cedo na vida em fadiga. Para este caso, $N_f \propto \nu_c T / \delta_g D_b$. Para temperaturas baixas representada pela região A, o crescimento plástico de cavidades é postulado para ser o mecanismo dominante. Este processo é independente da frequência se a formação de cavidades superficiais é completamente irreversível.

Para temperaturas superiores, região D, as cavidades crescem tão rápido que a taxa de deformação imposta (a qual é assumida constante dentro do quadro da Figura 16b) pode não acomodar por muito tempo volume da cavidade. Conseqüentemente, o crescimento da cavidade no modo de carregamento lento-rápido sofre restrição. Para temperaturas ainda mais elevadas, região E, o crescimento de cavidades restringidas ocorre no segmento de compressão rápido. Uma vez que as taxas de difusão são altas nestas temperaturas, o crescimento de cavidades começa a ser restringido

nas regiões de tração e de compressão. Isto resulta em crescimento de cavidade zero, aumentando a vida em fadiga.

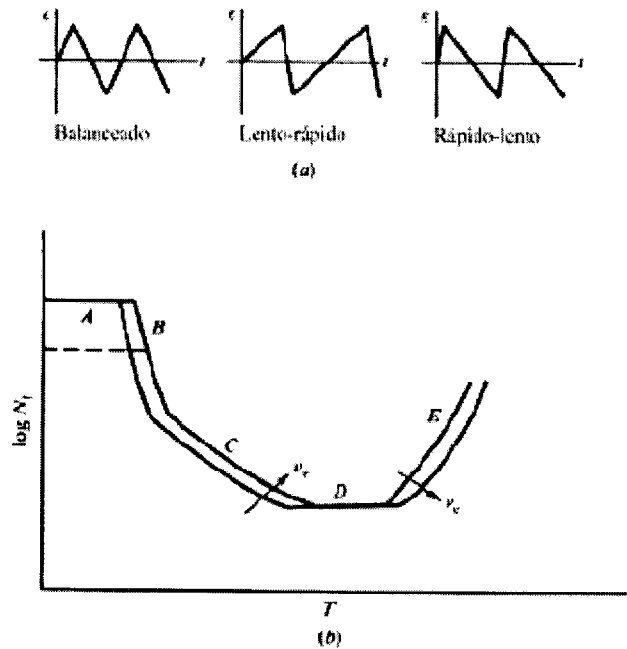


Figura 16. (a) Esquema de carregamento em fadiga balanceado, lento-rápido e rápido-lento. (b) Mapa dos mecanismos de vida em fadiga como função da temperatura (para valores fixos de variação não linear de deformação e frequência) para carregamento lento-rápido em fluência-fadiga (RIEDEL, 1987).

2.4.5.4 Escorregamento de contornos de grão

Muitos estudos experimentais (DRIVER, 1971; MIN & RAJ, 1979) mostraram que o escorregamento de contornos de grão tem um papel importante na nucleação de cavidades intergranulares em fadiga-fluência. Este processo é também uma das considerações mecânicas no particionamento empírico da variação da deformação inelástica no cálculo da vida em fadiga-fluência. Sobre a suposição de que o escorregamento de contornos de grão é o fator limitante (fatigue-limiting step) na nucleação de trincas em junções triplas e que elas não ocorrem acima de um valor crítico da taxa de deformação imposta $\dot{\epsilon}_{cr}^R$, MIN & RAJ (1979) desenvolveram o seguinte modelo, apresentado na eq. 2.9:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} r = \frac{8\sigma_y \Omega \delta_g D_b}{kT d_g f_b d_p^2} \quad (2.9)$$

onde σ_y é a tensão limite de escoamento do material, Ω é o volume atômico, k é a constante de Boltzmann, T é a temperatura absoluta (K), d_g é o tamanho de grão, f_b é a fração em volume de partículas nucleadoras de cavidade no contorno de grão, d_p é o tamanho médio das partículas e os termos restantes serão definidos na seção seguinte. De acordo com esta teoria, se o formato da onda é tal que as taxas de deformação na tração e compressão estão abaixo de um valor crítico, nenhum dano líquido é produzido, desde que o escorregamento de contorno de grão ocorra igualmente na direção de carregamento avançado e reverso. Com o carregamento lento-rápido e taxa de deformação na fase de compressão maior que $\dot{\varepsilon}_{cr}$ é produzido dano máximo. Embora este modelo seja uma simplificação do processo de escorregamento de contornos de grão, ele oferece entendimento dos efeitos da forma de onda de fadiga em temperaturas elevadas em muitas ligas.

A cavitação nos contornos de grão pode ser afetada por variações relativas de temperatura e tensão, com o tempo. Experimentos de FUJINO & TAIRA (1980), no aço inoxidável AISI 304 mostraram que variações cíclicas em-fase em temperatura e deformação produzem maior dano em fadiga que o carregamento termomecânico fora-de-fase. Além disso, o carregamento fora-de-fase leva a menor vida em fadiga que a fadiga mecânica isotérmica. Esta variação da resistência à fadiga para diferentes condições de carregamentos termomecânicos aparenta exibir uma correlação com a quantidade de escorregamento de contornos de grão.

2.4.5.5 Inclusões e precipitados

Nucleação de trincas de fadiga subsuperficiais pode ocorrer em temperaturas elevadas pela decoesão de inclusões e partículas de segunda fase na matriz. Em algumas ligas de alumínio, a nucleação de vazios ao redor de precipitados nos contornos de grão causam cavitação, mesmo em baixas temperaturas (VASUDEVAN & DOHERT, 1987). Além disso, o aumento do número de precipitados durante a vida de fadiga em temperatura elevada produz um grande número de sítios de nucleação de vazios.

2.4.5.6 Oxidação e corrosão

A presença de um certo tipo de meio oxidante ou agressivo pode influenciar, de muitas maneiras, os mecanismos de nucleação de trincas por fadiga em temperaturas elevadas.

1) A presença de um meio pode impedir a sinterização ou fechamento de cavidades em temperaturas elevadas.

2) Se um contorno de grão perto de uma superfície não está protegido por uma camada de óxido, o gás oxigênio ou outra espécie de fragilizante pode difundir ao longo do contorno de grão e reagir com precipitados. Sob a influência de uma tensão-aplicada, cavidades iniciam-se ao redor de precipitados de contorno de grão (WELLS, 1979). Além disso, a precipitação de gases residuais pode proporcionar núcleos para cavidades, com pressão interna de gás acelerando o crescimento das cavidades.

3) A combinação de difusão superficial e oxidação em estágios de deslizamento promovem aumento cinemático do deslizamento cíclico, o qual resulta em trincas por fadiga para nuclear na ausência de outros mecanismos (Figura 17). Este processo é comumente conhecido como mecanismo de Fujita (FUJITA, 1963).

4) A oxidação preferencial em certos sítios microestruturais, tais como uma intersecção do contorno de grão com uma superfície livre, causa concentradores de tensão (entalhes) microscópios. Os microentalhes elevam a tensão local e promovem nucleação de trincas (DUQUETTE, 1979).

5) Cargas repetidas rompem o filme de óxido protetor sobre a superfície do material. A ausência do filme protetor proporciona um caminho ativo para ataque químico. Além disso, o trincamento do filme frágil do óxido, por si mesmo, pode levar a um crescimento de uma falha catastrófica de fadiga (WELLS, 1979).

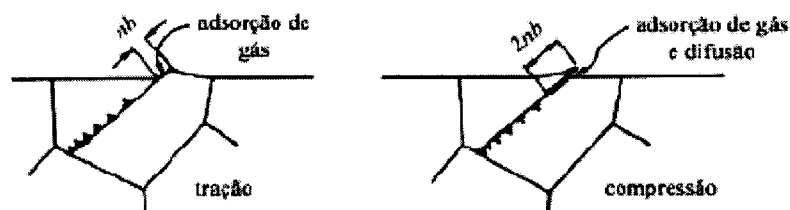


Figura 17. Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trincas por fadiga (SURESH, 1998).

Para muitos materiais, a deterioração da resistência à fadiga em temperaturas elevadas é meramente uma consequência das interações com o meio-ambiente. A base experimental para esta inferência está ilustrada pelos resultados de COFFIN (1973) para a liga ferrosa AISI A286 (Figura 18). Aqui, a variação da deformação plástica $\Delta\epsilon_p$ com o número de ciclos para falhar N_f não é afetada pela temperatura ou frequência, no vácuo. Contudo, abaixando-se a frequência de ensaio, a vida em fadiga de baixo ciclo é reduzida severamente em temperaturas elevadas, ao ar.

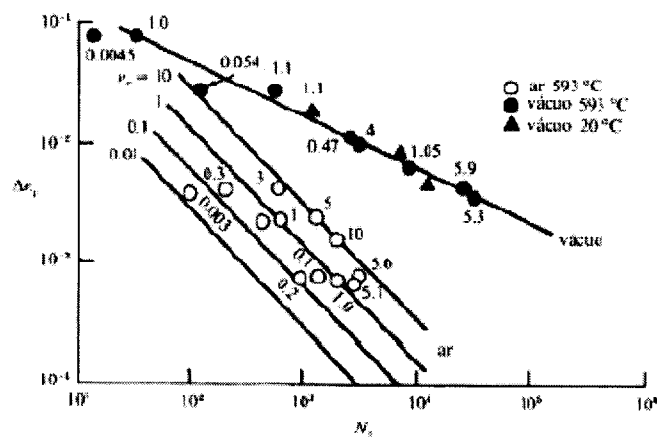


Figura 18. Variação da deformação plástica em função da vida para a liga AISI A286 ao ar e a vácuo com variação da frequência e temperatura (COFFIN, 1973).

2.4.6 Fadiga termomecânica em ligas metálicas

Vários componentes estão sujeitos a uma variedade de carregamentos térmicos e termomecânicos devido a variações de temperatura, durante o período de funcionamento. O gradiente térmico induzido no interior destes componentes pode provocar a ocorrência de tensões e deformações internas e a repetição destes ciclos térmicos, pode causar a nucleação e a propagação de trincas por um processo de fadiga térmica e/ou termomecânica. O estudo do comportamento mecânico e dos mecanismos de fratura destes materiais é essencial para possibilitar melhores projetos e utilização racional destes componentes.

Se as tensões em uma parte se desenvolvem sob ciclos térmicos sem carregamento externo, o termo fadiga térmica (FT) ou fadiga sob tensões térmicas é utilizado. Este processo pode ser causado por gradientes abruptos de temperatura em um componente ou através de uma seção e pode ocorrer em um material perfeitamente homogêneo e isotrópico. Por exemplo, quando uma superfície

é aquecida ela é comprimida pelo material mais frio abaixo dela, a assim a superfície é submetida a tensões compressivas. Sob resfriamento, quando uma superfície é resfriada ela é tracionada pelo material mais quente abaixo dela, assim a superfície é submetida a tensões trativas. Sob ciclos de aquecimento e resfriamento, a superfície irá sofrer danos por FT. Exemplos clássicos de FT são encontrados em rodas de composições ferroviárias sujeitas à ação das sapatas dos freios, que geram gradientes de temperatura e, conseqüentemente, tensões internas (SEHITOGLU, 1996).

Por outro lado, FT pode se desenvolver em corpos de prova, mesmo sob condições de temperatura uniforme causada por restrições internas, tais como orientação de grãos diferentes ao nível microscópico ou anisotropia do coeficiente de expansão térmica de certos cristais (não cúbicos). As deformações e tensões internas podem ser de magnitude suficiente para causar aumento, distorção, e irregularidades superficiais no material. Conseqüentemente, ciclos térmicos resultam em danos e deterioração da microestrutura. Este comportamento tem sido observado em metais puros como urânio, estanho, e ligas a base de cádmio e em aços duplex com microestrutura formada de ferrita e martensita.

O termo fadiga termomecânica (FTM) descreve a fadiga sob alterações simultâneas de temperatura e deformação mecânica. A deformação mecânica é determinada pela subtração da deformação térmica da deformação total, que deve ser uniforme em um corpo de prova. A deformação mecânica origina-se das restrições externas ou carregamentos aplicados externamente. Por exemplo, se um corpo de prova é mantido entre duas paredes rígidas e submetidas à ciclagem térmica (sem permitir expansão), ele sofrerá deformação mecânica compressiva “externa”. Exemplos de FTM podem ser encontrados em vasos de pressão e tubulações; na indústria de geração de energia elétrica, onde estruturas sofrem carregamentos de pressão e transientes térmicos com gradientes de temperaturas na direção da espessura; na indústria aeronáutica, onde pás e discos de turbinas sofrem gradientes de temperaturas sobrepostas a tensões devido à rotação.

Deve ser feita uma distinção entre fadiga isotérmica a temperatura elevada, com deformação cíclica sob temperatura nominal constante e FTM. A fadiga isotérmica pode ser considerada um caso especial de FTM. Na maioria dos casos, a deformação e os danos de FTM não podem ser previstos apenas com informações de fadiga isotérmica. Por isso, experimentos de FTM têm sido considerados em estudos de tensão-deformação e evolução de dano.

Algumas vezes os termos *fadiga térmica de baixo ciclo* e *fadiga termomecânica de baixo ciclo* são utilizados. A fadiga de baixo ciclo pode ser identificada por dois caminhos: (1) ciclagem de alta deformação quando a faixa de deformação inelástica no ciclo excede a faixa de deformação

elástica e (2) quando as deformações inelásticas são de magnitude suficiente que são espalhadas uniformemente pela microestrutura.

Danos de fadiga a elevadas temperaturas desenvolvem-se como resultado destas deformações inelásticas quando as deformações não são recuperáveis. Nos casos de baixos ciclos, o material sofre danos em um número de ciclos finito (curto). Por exemplo, em motores a jato, os maiores gradientes e transientes térmicos ocorrem durante a partida e o desligamento. O número total de decolagens e pousos durante a vida de uma aeronave é menor que 30.000 ciclos. Em laboratório as investigações são conduzidas sob condições de baixo ciclo para completar os ensaios num período de tempo razoável.

Os ensaios tradicionais de fadiga realizados a temperatura constante (isotérmica) nem sempre são capazes de reproduzir os mecanismos atuantes na sollicitação anisotérmica. Segundo SEHITOGLU (1996), a fadiga termomecânica pode envolver vários mecanismos adicionais ao dano por fadiga, incluindo fluência a temperaturas elevadas e oxidação, que contribuem diretamente ao dano. Estes mecanismos diferem, dependendo dos históricos da deformação e temperatura. São diferentes dos previstos por ensaios de fluência (sem reversos) e por ensaios de oxidação sem tensões (ou de tensões constantes). A degradação microestrutural pode ocorrer na FTM na forma de (1) superenvelhecimento, tais como coalescimento de precipitados e lamelas; (2) envelhecimento por deformação no caso de sistemas endurecidos por solução sólida; (3) precipitação de partículas de segunda fase; e (4) transformação de fase dentro da temperatura limite do ciclo. Variações nas propriedades mecânicas ou no coeficiente de expansão térmica entre matriz e precipitados (presentes em muitas ligas), também resultam em tensões locais e trincas. Estes mecanismos influenciam as características de deformação do material, que inevitavelmente estão associadas com os processos de dano.

De acordo com SEHITOGLU 1996, os dados de pesquisas de FTM ainda são pequenos quando comparados aos dados de fadiga isotérmica. Ensaios de FTM ainda permanecem difíceis e caros. O uso de dados de fadiga isotérmica para prever o desempenho do material sob FTM tem demonstrado ter desvantagens. Os resultados de fadiga isotérmica de baixo ciclo em altas temperaturas geralmente não são conservativos. Esforços estão sendo feitos para relacionar crescimento de trincas de FTM com o crescimento de trincas de fadiga isotérmica usando conceitos de Mecânica da Fratura Elástica Linear, mas são necessários refinamentos adicionais incorporando conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. Muitos dos modelos existentes não contam com as interações entre deformação mecânica e temperatura. Esta interação é bastante complexa e ainda não está bem entendida.

Por esta razão, técnicas mais avançadas de ensaios a temperaturas variáveis foram desenvolvidas, tais como, os ensaios de fadiga térmica (FT) e fadiga termomecânica (FTM), cujas diferenças principais são mostradas esquematicamente na Figura 19 (MEYER-OLBERSLEBEN et al., 1995; ENGLER PINTO JR et al., 1994).

O ensaio de FT consiste em submeter um corpo de prova, de geometria similar ao do componente a ser estudado, a ciclos alternados de aquecimento e resfriamento. As tensões, de origem interna, são consequência da geometria do corpo de prova, das velocidades de aquecimento e de resfriamento e das propriedades do material. É um ensaio de cunho mais tecnológico, já que seus resultados possibilitam uma aplicação imediata em projeto, pois determinam a vida útil de um corpo de prova com geometria semelhante ao componente estudado e serve para comparar diferentes tipos de materiais de maneira confiável. Por outro lado, apresenta o inconveniente de não permitir que sejam realizadas medidas diretas de deformação e de tensão, que devem ser calculadas. Normalmente, o método de elementos finitos é utilizado, mas para tanto é necessária a utilização de algum modelo matemático para que o comportamento mecânico do material seja equacionado, segundo MALLET et al. (1995).

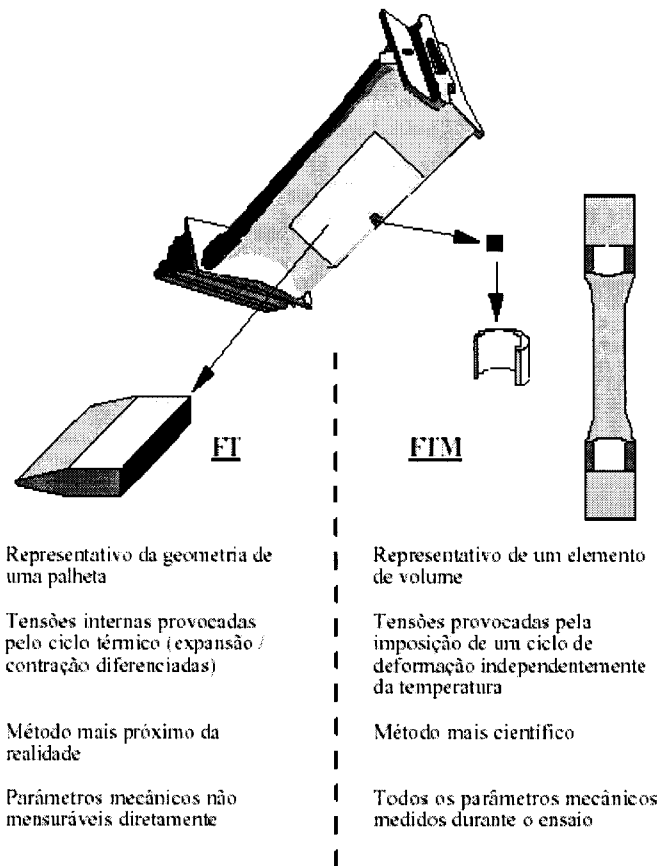


Figura 19. Comparação esquemática entre os ensaios de fadiga térmica e fadiga termomecânica (ENGLER PINTO JR, 1996).

O ensaio de FTM, entretanto, é caracterizado pela superposição, de maneira independente e simultânea, de um ciclo de deformação em função do tempo, $\varepsilon(t)$, a um ciclo de temperatura em função do tempo, $T(t)$, segundo uma história termomecânica previamente estabelecida. A deformação externa é imposta por uma máquina de ensaios especialmente adaptada e informatizada, substituindo a deformação interna do ensaio de FT. O ensaio é uniaxial e deve ser realizado a frequências baixas, de modo que sejam evitados gradientes de temperatura ao longo do corpo de prova. Apesar da complexidade e do custo elevado, é um ensaio mais científico, já que todos os parâmetros influentes são controlados pelo pesquisador. É útil para que seja determinado em condições anisotérmicas (mais próximas da realidade) o comportamento mecânico dos materiais e, deste modo, auxilia o desenvolvimento e possibilita a verificação dos modelos matemáticos utilizados no cálculo de tensões e deformações de componentes reais ou de corpos de prova de FT (MALLET et al.,1995).

Segundo SEHITOGLU (1996), uma distinção importante deve ser feita entre FTM e choque térmico. Choque térmico envolve uma variação muito rápida na temperatura (devido ao aquecimento da superfície ou geração interna de calor), e as tensões resultantes são geralmente diferentes daquelas produzidas por condições de aquecimento e resfriamento lentos (ou seja, quase-estático). Propriedades físicas, tais como calor específico e condutividade, que não aparecem em casos de baixa taxa de deformação, aparecem claramente em casos de choque térmico. A taxa de deformação influencia na resposta do material e deve ser considerada em danos devido ao choque térmico ou na seleção de materiais para melhor resistência ao choque térmico.

Segundo SEHITOGLU (1996) e SARABANDA (1991), se um corpo é submetido a condições de ciclagem térmica com uma superimposição de cargas na seção, o componente sofrerá fluência térmica cíclica (*thermal ratcheting*), que é a acumulação gradual de ciclos de deformação inelástica. As falhas devidas a este fenômeno envolvem mecanismos de fadiga e fratura dúctil e às vezes ocorre sem intenção em ensaios de FTM quando uma região do corpo de prova está mais quente que as vizinhanças, resultando numa saliência na região quente.

2.4.7 Deformação mecânica e deformação térmica

A terminologia utilizada para ensaios a temperatura ambiente nem sempre é adequada para ensaios a temperaturas elevadas. O limite de elasticidade, por exemplo, é muito difícil de ser definido para temperaturas superiores a $0,4T_f$, onde T_f é a temperatura de fusão do material em questão. No caso de ensaios de fadiga anisotérmica, a situação é ainda mais complicada devido à ausência de normalização, sendo que uma comissão internacional está trabalhando na elaboração de uma norma para este tipo de ensaio. Assim sendo, seria aconselhável que, no momento, sejam definidos alguns termos utilizados em um ciclo de histerese anisotérmico, como apresentado na Figura 20.

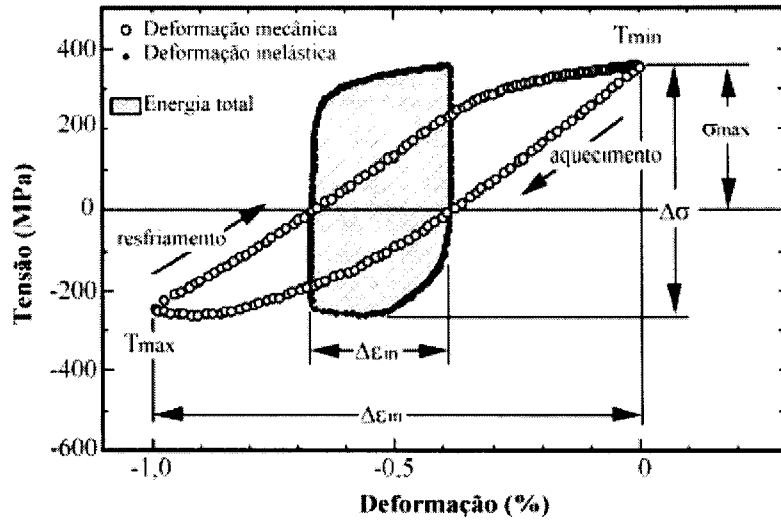


Figura 20. Exemplo de um ciclo de histerese anisotérmico (ENGLER PINTO JR, 1996).

A deformação total (ε_{tot}) medida durante um ensaio de fadiga anisotérmica é a soma da deformação mecânica (ε_m), imposta pela máquina de ensaio, com a deformação térmica (ou dilatação térmica, ε_{th}), resultante da variação de temperatura (eq. 2.10):

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_m + \varepsilon_{th} \quad (2.10)$$

A deformação térmica em um corpo sem restrições não provoca tensões e pode ser determinada pela relação apresentada na eq. 2.11:

$$\varepsilon_{th} = \alpha(T)(T - T_{amb}) \quad (2.11)$$

onde $\alpha(T)$ é o coeficiente de dilatação térmica, T é a temperatura e T_{amb} é a temperatura ambiente.

Por outro lado, a deformação mecânica pode ser decomposta (eq. 2.12) em deformação elástica (ε_e) e deformação inelástica (ε_{in}):

$$\varepsilon_m = \varepsilon_e + \varepsilon_{in} \quad (2.12)$$

e o termo ε_e é obtido pela lei de Hooke (eq. 2.13):

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(T)} \quad (2.13)$$

onde σ é a tensão e $E(T)$ é o módulo de elasticidade em função da temperatura instantânea. Além disso, ε_{in} é formada por dois componentes distintos em temperaturas elevadas: deformação plástica (ε_p), provocada pelas tensões superiores ao limite de elasticidade do material, e deformação de fluência (ε_f), devido à ativação térmica.

2.4.8 Fadiga termomecânica em ligas de alumínio

Durante o acionamento de um motor, a temperatura na área das válvulas no cabeçote aumenta rapidamente enquanto que o material da vizinhança, arrefecido por água, reprime a expansão térmica do material. Em conseqüência, as tensões térmicas aumentam e deve ocorrer uma deformação plástica significativa, se as tensões excederem o limite de escoamento em compressão do material a altas temperaturas. Igualmente, com o resfriamento à temperatura ambiente, tensões de tração são desenvolvidas, originando ciclos de histerese tensão-deformação. Ciclos repetidos de acionamento e desligamento do motor em serviço acumulam deformação plástica nestes componentes, resultando em fadiga termomecânica (SMITH et al., 1999).

O melhor desempenho de motores teve como conseqüência um aumento nas temperaturas de trabalho em cabeçotes de alumínio, que atuam de 170°C em motores antigos, para picos acima de 200°C em motores modernos. Este fato, somado ao aumento da competitividade da indústria automotiva deu início a um considerável esforço na direção de melhores propriedades das ligas de alumínio fundido (SMITH et al., 1999).

A maioria dos estudos enfatiza o entendimento dos efeitos da microestrutura nas propriedades mecânicas. A microestrutura pode ser controlada por meio da variação da taxa de solidificação do fundido e do subsequente tratamento térmico de envelhecimento. A variação das taxas de resfriamento acarretará alterações microestruturais, tais como espaçamento entre os braços das dendritas secundárias e porosidades (WICKBERG et al., 1984; VORREN et al., 1984). Os efeitos das modificações de porosidade, precipitados intermetálicos e teor de silício estão bem estabelecidos, e estão relacionados principalmente à variação da ductilidade das ligas de alumínio fundido (BEUMLER et al., 1988). O desempenho destas ligas pode ser aumentado também por meio

de melhor modelamento do fundido e do processamento térmico. Em adição, o tratamento térmico de envelhecimento destas ligas melhora a qualidade dos precipitados, aumentando a resistência e alterando o desempenho em fadiga.

Embora existam estudos sobre a caracterização morfológica e desenvolvimento de ligas de alumínio fundido, a literatura é escassa no que se refere ao comportamento mecânico destas ligas sob condições de altas temperaturas, tais como as encontradas em cabeçotes modernos de motores. Até o momento, trabalhos sobre estudo e modelamento da vida em fadiga térmica destas ligas, utilizam ciclos térmicos entre a temperatura ambiente e a de serviço dos cabeçotes (TOHRIYAMA & KUMANO, 1995; VELASCO et al., 1995; GUNDLACH et al., 1994). Outros trabalhos enfatizam resistência ao desgaste, ensaios mecânicos e caracterização de ligas de alumínio fundido utilizadas em componentes de motores (HETKE & GUNDLACH, 1994) e em cabeçotes de motores diesel.

Relativamente poucos experimentos sobre o comportamento de ligas de alumínio a temperaturas elevadas têm sido relatados. Em temperaturas superiores a 150°C, as ligas de alumínio sofrem danos por fluência, na forma de cavitação nos contornos de grãos e crescimento de trinca intergranular (KARAYAKA & SEHITOGLU, 1991). Sob condições de FTM com $T_{média} = 200^{\circ}\text{C}$, é esperado que ocorram danos por fluência em ensaios *em-fase* e *fora-de-fase*. Vários estudos sobre fadiga em ligas de alumínio à temperatura ambiente revelaram que danos de fadiga são acelerados na presença de ar em relação ao ambiente com vácuo. Segundo KARAYAKA & SEHITOGLU (1991) o efeito do ambiente (oxidação) em temperaturas elevadas é esperado que seja mais pronunciado. A Figura 21 apresenta a comparação da vida entre ensaios de FTM *em-fase* e *fora-de-fase* para liga de alumínio 2xxx-T4 produzida por metalurgia do pó e com nível muito baixo de porosidades. Nos ensaios, a razão de tensão é dada por $R_{\epsilon} = -1$, a temperatura mínima é de 100°C, e as temperaturas máximas são de 200 e 300°C. Existe um ponto de cruzamento na vida em fadiga entre os ensaios em-fase e fora-de-fase realizados entre 100 e 200°C, mas o mesmo não ocorre para os ensaios realizados entre 100 e 300°C (KARAYAKA & SEHITOGLU, 1991). Dois outros estudos sobre FTM de ligas de alumínio são documentados. No trabalho de FLAIG et al. (1995), uma liga fundida Al-Si-10Mg foi estudada em FTM sob condições de *restrição total*; a deformação mecânica aumentou proporcionalmente ao aumento da temperatura máxima. A temperatura mínima foi mantida constante em 50°C. A condição mais severa de ensaio foi entre 50 e 350°C, e foi observado um amolecimento cíclico considerável nas extremidades de temperatura máxima e mínima do ciclo. No trabalho de GUNDLACH et al. (1994), as ligas fundidas 319 e 356 foram examinadas. O

trabalho estudou o papel do espaçamento entre braços de dendritas, nível de porosidade, composição, e tratamento térmico.

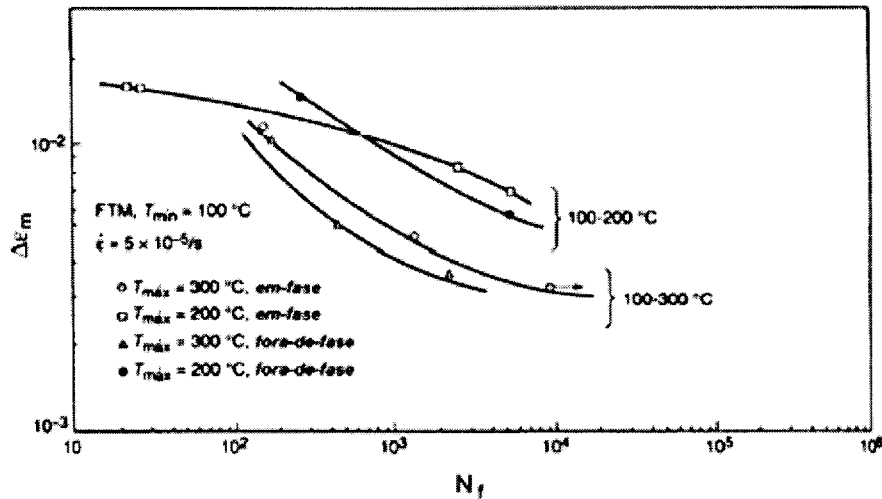


Figura 21. Comparação da vida em ensaios de FTM em-fase e fora-de-fase para a liga de alumínio 2xxx-T4 (KARAYAKA & SEHITOGLU, 1991).

Relativamente poucos estudos foram realizados sobre FTM em ligas de alumínio. Os principais resultados são os seguintes:

- A oxidação tem uma influência sobre danos de fadiga, tanto em temperatura ambiente quanto em temperaturas elevadas. Foram realizados inúmeros estudos fundamentais sobre fadiga isotérmica em temperatura ambiente, alguns ensaios sob vácuo em temperaturas elevadas, mas poucos experimentos foram registrados em carregamento em FTM. Nos trabalhos de BHAT & LAIRD (1979a) e BHAT & LAIRD (1979b), foram observados danos consideráveis por oxidação em ligas de alumínio policristalino.
- Se a temperatura máxima de ensaio ultrapassa a temperatura de envelhecimento, um amolecimento considerável pode ser observado em FTM, devido a mudanças no formato e tamanho dos precipitados. As temperaturas de envelhecimento podem variar de 150 a 200°C.
- Foram observados danos por fluência em experimentos de FTM em temperaturas superiores a 200°C. Os danos ocorrem na forma de trincas distribuídas. Quando ocorre dano por fluência com trincas espalhadas, será apropriado utilizar o conceito de dano pela mecânica do contínuo. Neste caso, o comportamento σ - ϵ do material avariado pode ser descrito

utilizando a tensão efetiva e a tensão hidrostática integrada sobre o ciclo (SEHITOGLU & KARAYAKA, 1992).

2.4.9 Fadiga Termomecânica em-fase e fora-de-fase

Os ensaios de FTM são classificados de acordo com a relação de fase entre a deformação mecânica e a temperatura. No ensaio de FTM em-fase (*in-phase*) a deformação mecânica máxima coincide com a temperatura máxima do ciclo; no ensaio de FTM fora-de-fase (*out-of-phase*) a deformação mecânica máxima coincide com a temperatura mínima do ciclo. No entanto, análises térmicas e mecânicas mais recentes demonstraram que os elementos críticos de palhetas de turbinas apresentam valores máximo e mínimo de deformação em temperaturas intermediárias do ciclo, de onde surgiu o ciclo do tipo “diamante”. O ciclo do tipo fora-de-fase é o mais severo para os materiais (SEHITOGLU, 1996). A Figura 22 apresenta esquematicamente os três tipos de ciclos de ensaio de FTM.

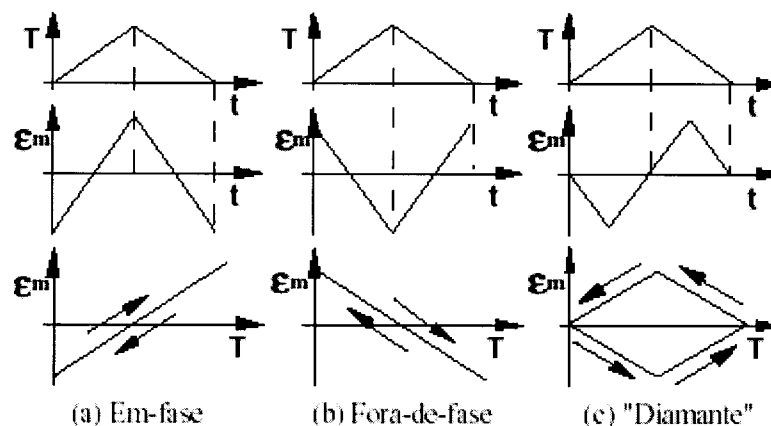


Figura 22. Formas de ciclos normalmente utilizados nos ensaios de fadiga termomecânica (ENGLER PINTO JR, 1996).

2.4.10 Modelos de previsão de vida

Segundo SURESH (1998), algumas aproximações foram desenvolvidas ao longo dos anos com a finalidade de prever a vida total de componentes de engenharia sujeitos à fadiga em

temperaturas elevadas. Revisões extensas de modelos de previsão de vida podem ser encontradas nos trabalhos de COFFIN (1974), TOMKINS & WAREING (1977), e BATTE (1983). Os métodos mais utilizados podem ser classificados em três grupos, segundo SURESH (1998): (i) modelos de acumulação de danos, (ii) equações de Coffin-Manson de frequência modificada e (iii) partição da variação de deformação. Um breve resumo de cada método é apresentado a seguir.

2.4.10.1 Modelo de acumulação de danos

A aproximação mais simples para se prever a vida em fluência-fadiga envolve o modelo de somatória linear de dano, como mostra SURESH (1998). Nesse método, o dano acumulado por fadiga mecânica e por fluência são linearmente sobrepostos através da equação 2.14:

$$\zeta_f + \zeta_c = 1 \quad (2.14)$$

onde ζ_f e ζ_c são frações de dano devido à fadiga e à fluência, respectivamente. Se o material for submetido a n_i ciclos em uma variação de tensão de $\Delta\sigma_i$ e o número de ciclos para falhar nessa tensão for N_i , a fração do dano por fadiga será dada por $\sum(n_i / N_i)$, onde a somatória é realizada para o número total de blocos de tensão com amplitudes diferentes. Da mesma forma, se t_j é o tempo médio sob uma tensão média imposta σ_j e t_{Rj} é o tempo necessário para a fratura naquele nível de tensão, então $\sum(t_j / t_{Rj})$ indica a quantidade de dano acumulado por fluência. Para um carregamento de amplitude variável em temperatura elevada, o modelo de soma de dano é reescrito na eq. 2.15:

$$\sum \frac{n_i}{N_{fi}} + \sum \frac{t_j}{t_{Rj}} = d \quad (2.15)$$

onde d é a fração de dano acumulada, que normalmente é igual a 1.

Esta aproximação é amplamente utilizada em ensaios de fadiga de baixo ciclo com períodos de permanência sob carregamento (*dwell periods*). Entretanto, BATTE (1983) encontrou no mínimo três problemas na implementação do conceito de soma linear de dano: (i) em períodos de permanência sob deformação constante as tensões relaxam continuamente, (ii) o endurecimento ou

amolecimento cíclico leva a diferentes níveis de relaxação de tensão durante a deformação por fadiga, (iii) os resultados da tensão de ruptura, utilizados na previsão de vida pela eq. 2.15, são obtidos de ensaios monotônicos que não são, em geral, representativos do comportamento fluência-fadiga.

2.4.10.2 Equação de Coffin-Manson de frequência modificada

A relação deformação-vida para a frequência modificada foi proposta por COFFIN (1973), considerando o efeito da frequência sobre a resposta cíclica em altas temperaturas. Esta relação incorpora fenomenologicamente o termo da frequência ν_c na relação de Coffin-Manson (eq. 2.4), tornando-se como segue na eq. 2.16:

$$\Delta\varepsilon_p = c_f \left(N \cdot \nu_c^{k-1} \right)^{-\beta} \quad (2.16)$$

onde a constante c_f e os expoentes k e β são específicos para cada sistema temperatura-material-meio. O comportamento deformação-vida de muitos aços é satisfatoriamente descrito por meio de uma forma alternativa da equação 2.16, onde a variação da deformação $\Delta\varepsilon_t$, é separada nas componentes elástica e plástica, semelhante como mostra a equação 2.17:

$$\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = c_{f1} (N \nu_c^{k-1})^{-\beta_1} + c_{f2} (N \nu_c^{k-1})^{-\beta_2} \quad (2.17)$$

As equações 2.16 e 2.17 para previsão da vida sob fluência-fadiga requerem um conhecimento da histerese de carregamento tensão-deformação.

2.4.10.3 Partição da variação de deformação

Os métodos de partição da variação da deformação propostas por HALFORD et al. (1973), separam o dano total devido às interações da fadiga termomecânica, nas componentes mecânica e dependente do tempo. Segundo SURESH (1998) numa escala microscópica, o deslizamento cíclico

é considerado como o mecanismo para fadiga mecânica independente do tempo, e a cavitação e o escorregamento dos contornos de grão são considerados mecanismos primários que influenciam o dano por fluência-fadiga. Os métodos de partição da variação de deformação também levam em consideração a reversão da deformação associada com os fenômenos de fadiga e fluência. Neste método, qualquer ciclo completo de variação da deformação inelástica é dividido em 4 componentes: (i) $\Delta\epsilon_{pp}$, que denota a deformação plástica em tração-compressão reversa, (ii) $\Delta\epsilon_{cp}$, que denota a deformação por fluência em tração e plástica em compressão, (iii) $\Delta\epsilon_{pc}$, que denota a deformação plástica em tração e fluência em compressão e, (iv) $\Delta\epsilon_{cc}$, deformação em fluência tração-compressão reversa. A Figura 23 ilustra esquematicamente o método de partição da variação da deformação.

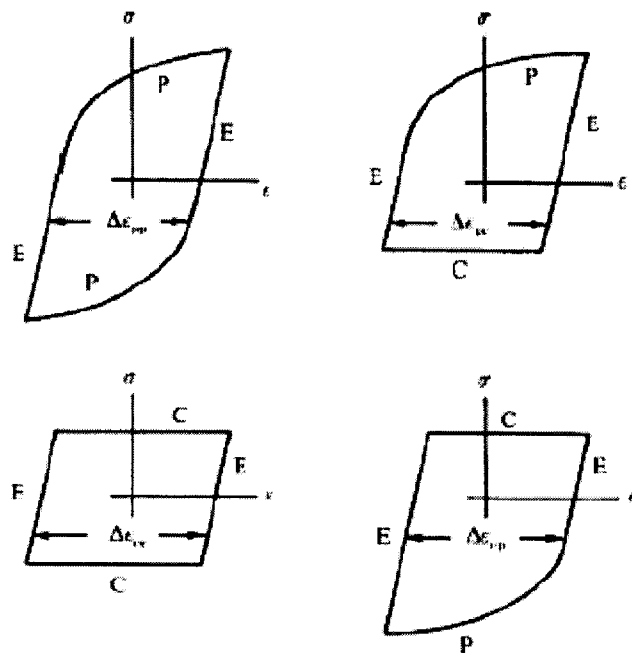


Figura 23. Representação esquemática da partição da variação da deformação inelástica em quatro componentes. E, P e C representam as deformações elásticas, plásticas e fluência, respectivamente (SURESH, 1998).

A resistência cíclica é relacionada aos quatro componentes da variação da deformação por uma relação do tipo lei de potência de Coffin-Manson, apresentada na equação 2.18:

$$\Delta\epsilon_{pp} = c_{pp} N_{pp}^{-\beta_1}, \Delta\epsilon_{cp} = c_{cp} N_{cp}^{-\beta_2}, etc... \quad (2.18)$$

A Figura 24 mostra as relações de fadiga-vida para a partição da variação da deformação. A vida total em fadiga é então determinada pela somatória das frações dos quatro modos de deformação, através da expressão mostrada na equação 2.19:

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{cp}} + \frac{1}{N_{pc}} + \frac{1}{N_{cc}} \quad (2.19)$$

onde os índices denotam os mesmos modos da variação de deformação. Às vezes as frações dos danos também são pesadas na proporção da magnitude da variação da deformação de cada um dos quatro modos. Muitas modificações empíricas deste método estão disponíveis para incorporar os efeitos da fadiga de carregamento lento-rápido (incluindo os efeitos de diferentes caminhos de tensão-compressão no ciclo) e de períodos de retenção em fadiga-fluência dentro do cálculo de vida em fadiga.

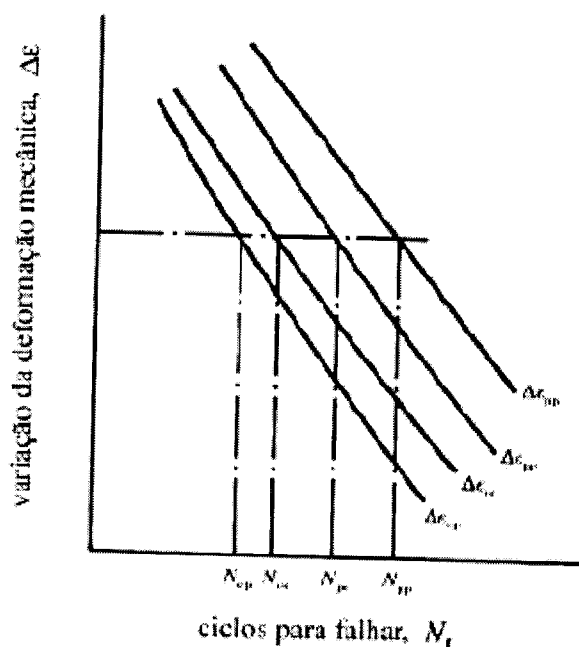


Figura 24. Representação esquemática das relações fadiga-vida para a partição da variação da deformação (SURESH, 1998).

2.4.10.4 Modelos diversos

Segundo SHI et al. (1993), alguns modelos de previsão de vida baseados em fadiga isotérmica de baixo ciclo foram estendidos para condições termomecânicas, tais como o modelo da partição da variação da deformação, o modelo de parâmetro de energia de deformação, o modelo constitutivo e o modelo de ativação térmica. Estes modelos geralmente utilizam a teoria linear de dano e estimam o dano por ciclo no período de estabilização utilizando a deformação plástica ou a densidade de energia de deformação como parâmetro de dano. SHI et al. (1993); SHI & PLUVINAGE (1993) investigaram a resistência à fadiga termomecânica do aço inoxidável 316L e propuseram primeiramente um modelo de endurecimento cinemático não-linear utilizando variáveis internas para descrever o comportamento tensão-deformação cíclica. Depois estabeleceram um modelo para avaliar o cálculo do dano no material a partir das características dos ciclos estabilizados. Com dados de fadiga isotérmica, foi deduzido um modelo equivalente de variação da densidade de energia de deformação como parâmetro de dano no qual o cálculo da previsão de vida em FTM levou a resultados satisfatórios correspondentes com os dados dos ensaios.

GOLOS & ELLYIN (1988) apresentaram uma teoria unificada baseada no critério da densidade de energia de deformação cíclica. Foi demonstrado que a falha por fadiga em regime de alto e baixo ciclo, dano cumulativo e seqüência de carregamento pode ser expresso em termos de um parâmetro de dano único. O critério de dano está baseado na densidade da energia de deformação por ciclo (somatório da energia de deformação plástica e elástica de tração). As fases de iniciação e propagação de trincas por fadiga foram incorporadas neste modelo. A comparação com dados experimentais encontrada foi boa.

Segundo CAI et al. (1999), os dois modelos mais utilizados para a previsão de vida dos diversos tipos de materiais metálicos submetidos à sollicitação em FTM são os modelos de acumulação de danos e de partição da variação de deformação. Entretanto, algumas modificações são realizadas nestes modelos a fim de satisfazer a condição de sollicitação anisotérmica.

Os mecanismos de danos presentes na FTM dos diversos metais envolvem os três aspectos principais envolvidos na sollicitação anisotérmica: a falha causada pela fadiga, pelo ambiente (oxidação) e pela fluência. Dependendo da temperatura, deformação e da fase entre os ciclos de temperatura e deformação, todos estes três mecanismos poderiam estar operando conjuntamente, segundo NEU & SEHITOGLU (1989b). O mecanismo de dano por fadiga controla a vida do metal sujeito às condições de sollicitação termomecânica se as temperaturas forem baixas, assim, a contribuição dos mecanismos de oxidação e fluência para a vida podem ser desprezadas, segundo FALCÃO (2003).

Em um ensaio de FTM fora-de-fase, no qual as maiores tensões de compressão coincidem com as maiores temperaturas durante o ciclo, o dano por oxidação pode ser significativo, enquanto que a falha por fluência pode ser desprezível, pois os mecanismos de crescimento de vazios e o trincamento intergranular são reprimidos em compressão. Neste caso, a vida será determinada pelo mecanismo de oxidação.

NEU & SEHITOGLU (1989a); NEU & SEHITOGLU (1989b) desenvolveram um modelo geral para fadiga em temperaturas elevadas, incluindo fadiga termomecânica. Este modelo incorpora a acumulação de danos devido aos processos de fadiga, ataque do ambiente (oxidação) e fluência. Os danos por ciclo dos três mecanismos envolvidos são somados para se obter um dano total por ciclo, como apresentado na equação 2.20.

$$D' = D^f + D^{\alpha} + D^c \quad (2.20)$$

Assumindo que na falha o dano linear é igual a 1, a equação 2.20 pode ser reescrita em termos da vida, N, onde o dano é igual a 1/N como mostrado na equação 2.21:

$$\frac{1}{N} = \frac{1}{N^f} + \frac{1}{N^{\alpha}} + \frac{1}{N^c} \quad (2.21)$$

De acordo com CAI et al. (1999), devido à complexidade, ainda não há um quadro bem aceito para previsão da vida em FTM. Vários modelos propostos são ostensivamente generalizações não-isotérmicas derivados de modelos isotérmicos. Estes modelos podem ser divididos em dois tipos:

- Modelos gerais de previsão de vida sob FTM baseados nos mecanismos físicos fundamentais da iniciação e propagação de trincas em FTM. Tais modelos podem ser utilizados para capturar e simular mecanismos de dano e suas interações sob condições de carregamento em FTM. Estes modelos devem ser baseados em um conjunto de dados de vários materiais, incluindo análises e observações microestruturais, e geralmente associado a modelos viscoplásticos constitutivos. Mas as fórmulas ou conjunto de equações destes modelos são complexos e não são convenientes em aplicações de engenharia.

- Modelos empíricos e de engenharia possuem objetivos e aplicações diretas dirigidas à prática de engenharia. São utilizados para um material especial, no qual foi estabelecido um modelo de previsão de vida em FTM. As equações deste modelo são mais simples e convenientes para aplicações, porém não são de uso comum para vários materiais.

3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 Materiais

Os materiais deste estudo consistem de duas ligas de Al-Si que foram obtidas por fundição sob pressão em molde permanente e foram identificadas neste trabalho como:

- Liga A
- Liga B

Ambas as ligas possuem como principais características: boa resistência mecânica, alta resistência à corrosão, termicamente tratáveis e soldáveis. Os corpos de prova na condição de bruto de fusão ficaram com a sua forma como mostrada na Figura 25.

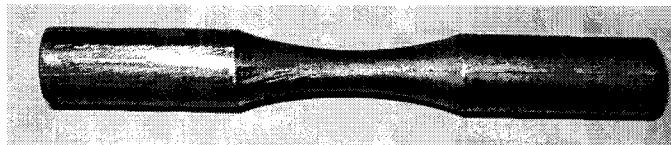


Figura 25. Forma do corpo de prova das ligas A e B na condição bruto de fusão.

3.2 Análise química e micrográfica

Foram realizadas análises químicas das duas ligas via espectrometria de emissão ótica por centelha. Para o Mg, a análise foi realizada por espectrometria de emissão ótica por plasma induzido.

Amostras metalográficas das duas ligas foram preparadas utilizando-se lixas de papel de grana 220, 400, 600, 1500 e 2000, e depois polidas em alumina 0,3 μ m. As amostras foram examinadas por microscopia ótica e com auxílio de um analisador de imagens para se obter a quantificação dos defeitos de fundição presentes. Para cada liga, 5 corpos de prova diferentes foram analisados, sendo feitas 8 medições para cada corpo de prova, totalizando 40 medidas para cada material. A área total analisada em cada medida foi de aproximadamente 1,8mm². Com relação aos defeitos de fundição, foram obtidas as frações em área, tamanho máximo, tamanho médio e número de defeitos por mm².

3.3 Medidas de dureza

Foram realizadas medidas de dureza Vickers (HV), com carga aplicada de 5kgf. As medidas foram executadas em um equipamento da marca OTTO WOLPERT – WERKE e de acordo com a norma ASTM E 92 -

3.4 Corpos de prova

Os corpos de prova para os ensaios de tração e fadiga isotérmica e anisotérmica foram confeccionados a partir dos corpos de prova injetados sob pressão como mostrado na Figura 25. . Após a usinagem, os corpos de prova foram lixados utilizando-se lixas de grana 320, 600 e 1200 e a seguir foram polidos com óxido de cromo de 10 μ m, até acabamento espelhado. Devido ao baixo coeficiente de emissividade⁵ do alumínio polido, antes dos ensaios em temperaturas elevadas, a área útil dos corpos de prova recebeu uma pintura com uma tinta de cor preta fosca, resistente até 600°C para propiciar uma melhor leitura pelo pirômetro de infravermelho. A Figura 26 apresenta a fotografia de corpos de prova usinados e polidos.

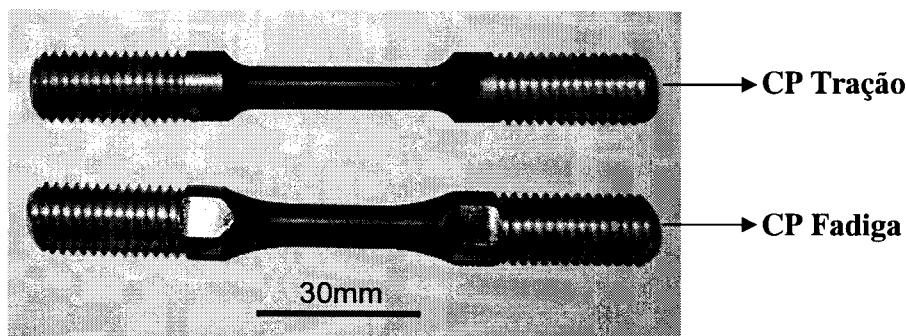


Figura 26. Corpos de prova usinados, polidos e pintados.

3.5 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, a 120°C e a 280°C, de acordo com as normas ASTM E 8M-00 e ASTM E 21-00, em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810, sendo acoplado um forno de indução, sob controle de deslocamento, com velocidade de deslocamento do pistão de 0,003 mm/s, utilizando o programa MTS CONTROL / TESTLINK. A

⁵ Razão entre a radiância de um corpo numa dada temperatura e a radiância de um corpo negro na mesma temperatura. Radiância ou emitância corresponde a densidade de um fluxo luminoso, por unidade de área, originário de uma superfície luminosa ou iluminada.

deformação foi medida por meio de um extensômetro de hastes cerâmicas fixado por pressão no corpo de prova. O sistema de ensaios está descrito com maiores detalhes no item 3.7. As medidas, tolerâncias e geometria dos corpos de prova de tração é mostrada na Figura 27. Através dos ensaios de tração foram determinados os valores do limite de resistência σ_R , limite de escoamento a 0,2%, $\sigma_{0,2\%}$, módulo de elasticidade E , alongamento $A(\%)$ e redução de área $RA(\%)$.

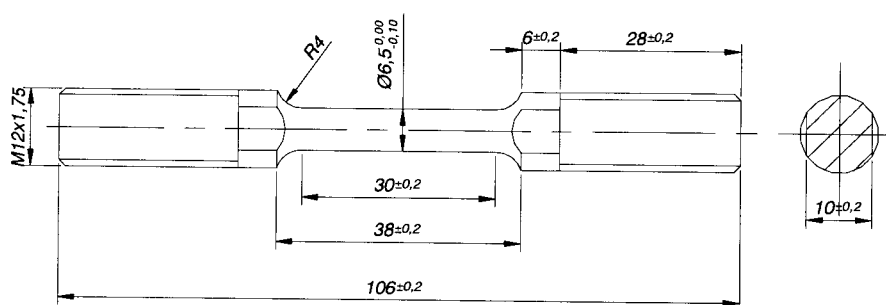


Figura 27. Geometria do corpo de prova de tração. Dimensões em mm.

3.6 Ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica

Os ensaios de fadiga termomecânica em-fase para as duas ligas foram realizados em uma máquina universal de ensaios servo-hidráulica MTS 810 sob controle de deformação, utilizando um extensômetro de hastes cerâmicas, para medidas da deformação, um forno de indução para aquecimento dos corpos de prova e um microcomputador para controle do ensaio. Todos os ensaios foram realizados com razão de deformação mecânica igual a $R_\epsilon = -1$ e o critério de falha adotado foi quando ocorrer uma queda de 50% da tensão máxima atingida durante o ensaio. Os ensaios foram realizados em 5 níveis de amplitude de deformação.

Os ensaios de fadiga termomecânica em-fase, quando a temperatura máxima do ciclo coincide com a deformação mecânica máxima, foram realizados conforme as diretrizes iniciais propostas pela norma ASTM E 0.8.05.07 (TMF working document). Foram levantadas curvas comparativas do número de ciclos para falhar (vida) em função da deformação mecânica total e da deformação inelástica total. O intervalo de temperatura utilizado durante o ensaio foi de 120°C a 280°C. A taxa de deformação foi de $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. As medidas, tolerâncias e a geometria do corpo de prova de fadiga é mostrada na Figura 28.

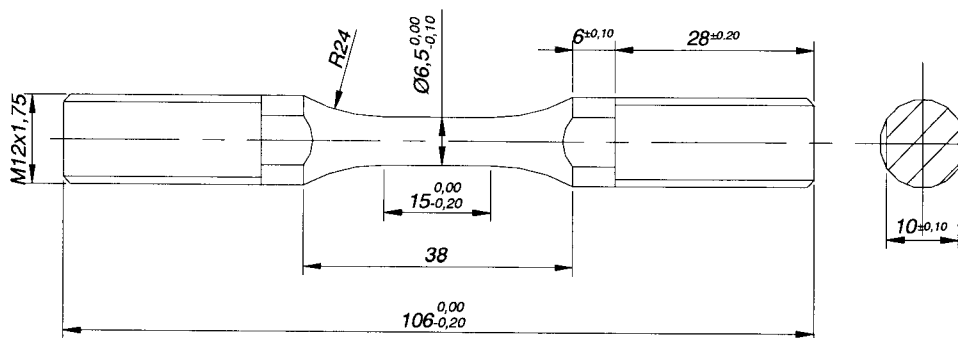


Figura 28. Geometria dos corpos de prova de fadiga. Dimensões em mm.

3.7 Sistema de ensaios

O sistema utilizado para os ensaios de fadiga faz parte do conjunto de equipamentos do Laboratório de Propriedades Mecânicas - LAPROMECC do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística na Escola de Engenharia de São Carlos - USP. O equipamento utilizado é constituído basicamente de um sistema de aquecimento por indução acoplado a uma máquina de ensaios mecânicos MTS, onde um microcomputador ligado ao sistema faz o monitoramento e controle da temperatura e da deformação dos corpos de prova durante os ensaios de fadiga.

Sistema de aquecimento

O sistema de aquecimento é constituído de um forno de indução marca INDUCTOHEAT de 7,5kW de potência e frequência de 200 kHz, que possui um controlador programável de temperatura marca INCON mod. CNT110. O forno tem acoplada uma bobina indutora confeccionada com um tubo de cobre de 5mm de diâmetro, que foi especialmente projetada para envolver o corpo de prova, aquecendo-o de maneira uniforme, além de permitir a passagem das hastes do extensômetro entre as espiras.

Pirômetro infravermelho

A medida da temperatura no corpo prova foi feita com a utilização de um pirômetro infravermelho com mira a laser marca RAYTEK série THERMALERT SX modelo D9ETXSLTCF1L2, para medidas de temperaturas na faixa de -18 a 500°C . A temperatura medida por este sensor é utilizada como parâmetro de controle para o forno de indução e para o sistema de aquisição de dados do programa de ensaios. Os ensaios de fadiga em temperaturas acima da ambiente necessitam da medida precisa de temperatura na região central do corpo de prova, sem que haja contato com o espécime, evitando-se assim, problemas de iniciação prematura de trinca na região de soldagem do termopar.

Máquina de ensaios

Os ensaios de tração, fadiga isotérmica e anisotérmica foram realizados em uma máquina de ensaios universal servo-hidráulica MTS 810 de 250kN, equipada com um controlador MTS MicroConsole 458.20. Os ensaios de fadiga foram realizados sob controle de deformação total, com a utilização de um extensômetro MTS para altas temperaturas modelo 632.54F14, constituído de duas hastes de cerâmica de 2mm de diâmetro que são acopladas ao corpo de prova. Nos ensaios de tração sob controle de deslocamento também foi utilizado o mesmo extensômetro. Em todos os ensaios, tanto de tração como de fadiga, foi utilizado um sistema de garras para os ensaios em temperaturas elevadas MTS modelo 680.01B. Para os ensaios de fadiga anisotérmica foi necessária à utilização de um sistema de refrigeração auxiliar para o arrefecimento das garras, o sistema de resfriamento auxiliar das garras para os ensaios de fadiga termomecânica é composto por duas serpentinas confeccionadas com tubos de cobre, por onde circula água refrigerada e por duas mangueiras de ar comprimido acopladas às extremidades das garras superior e inferior. A Figura 29 apresenta uma visão geral do sistema de ensaios. A Figura 30 apresenta em detalhe o corpo de prova, a bobina de indução, o sistema de refrigeração auxiliar das garras e o extensômetro de hastes cerâmicas.

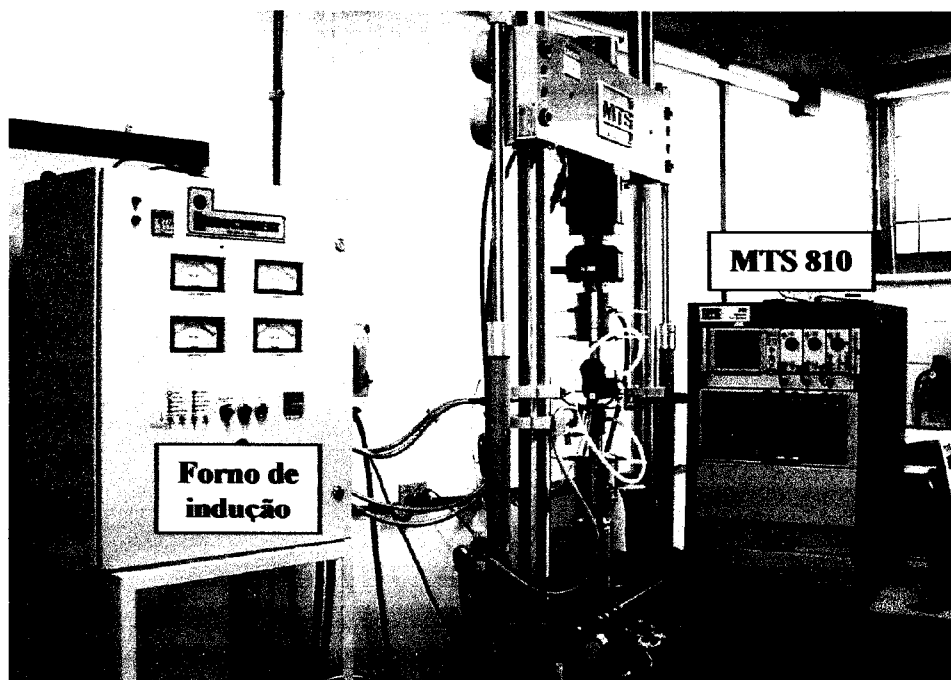


Figura 29. Sistema de ensaios mostrando o forno de indução e a máquina servo-hidráulica MTS 810.

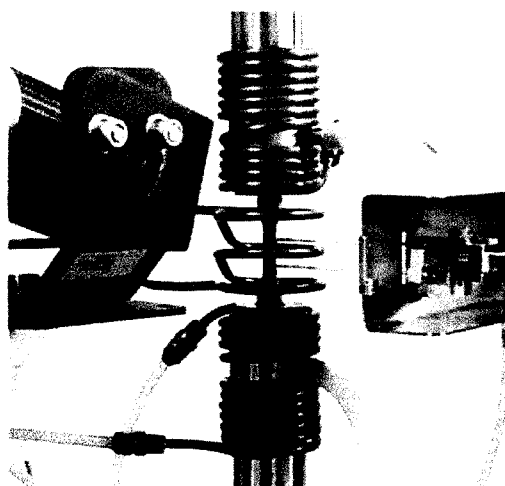


Figura 30. Detalhe do corpo de prova, da bobina de indução, do sistema de refrigeração auxiliar das garras, do extensômetro de hastes cerâmicas e do pirômetro infravermelho para os ensaios de fadiga a altas temperaturas.

Sistema de monitoramento e controle do ensaio de fadiga termomecânica

O ensaio fadiga termomecânica consiste na superposição de um ciclo de temperatura a um ciclo de deformação, ambos em função do tempo, sendo todo o ensaio controlado por computador, conforme mostra o esquema da Figura 31. O ensaio é monitorado por um micro-computador IBM-

PC juntamente com um sistema de aquisição de dados HP3852A, da HEWLETT-PACKARD. O HP3852A é um aparelho multifunções que permite enviar os sinais de controles da temperatura e da deformação, assim como receber a aquisição dos dados de tensão (σ), deformação (ϵ) e temperatura (T), em função do tempo (t). A aquisição é feita por meio de um voltímetro analógico-digital modelo HP44701A instalado no HP3852A. Para assegurar a sincronização dos ciclos $\epsilon(t)$ e $T(t)$, o computador gera os dois sinais simultaneamente, por meio de uma placa digital-analógica modelo HP44726A, também instalada no HP3852A. Os ensaios de fadiga isotérmica de baixo ciclo utilizam o mesmo princípio para o controle da deformação (ϵ), com exceção do controle da temperatura (T), que é feito pelo controlador do forno de indução. A Figura 32 apresenta o micro-computador IBM-PC e o sistema de aquisição de dados HP3852A.

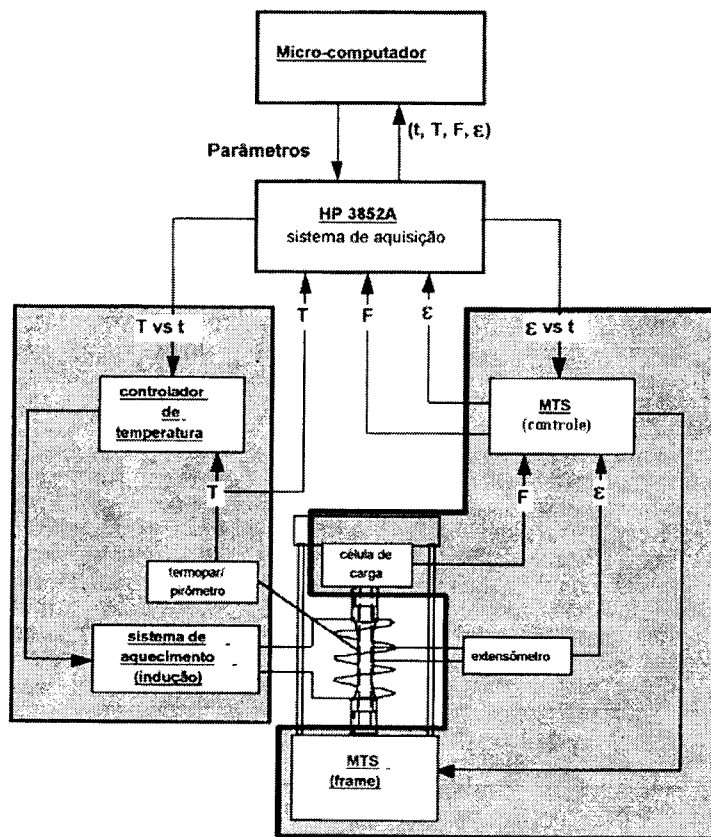


Figura 31. Esquema do ensaio de fadiga termomecânica.



Figura 32. Micro-computador IBM-PC e o sistema de aquisição de dados HP3852A.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise química e microestrutural

Os resultados das análises químicas estão apresentados na Tabela III e indicam a presença de diferentes porcentagens de Mg nas ligas.

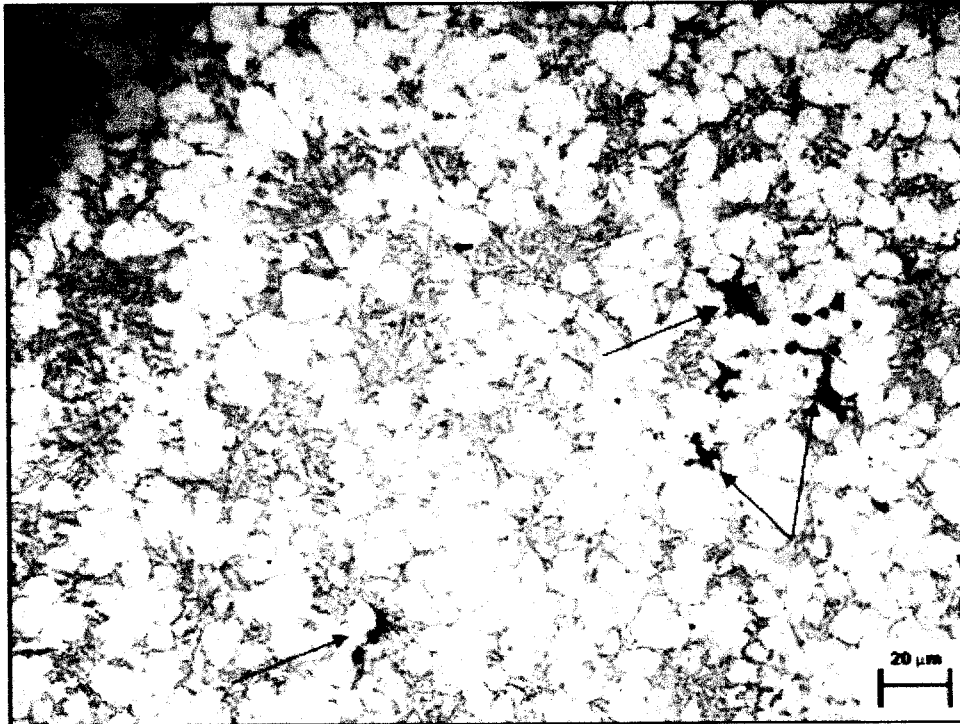
Tabela III. Resultados das análises química das Ligas A e B (em % em peso)

Liga	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Ni	Pb	Sn
A	8,91	2,73	0,70	0,30	0,40	0,69	0,011	0,029	0,14	0,054	0,016
B	9,42	3,20	1,03	0,15	0,05	0,92	0,021	0,030	0,050	0,106	0,032

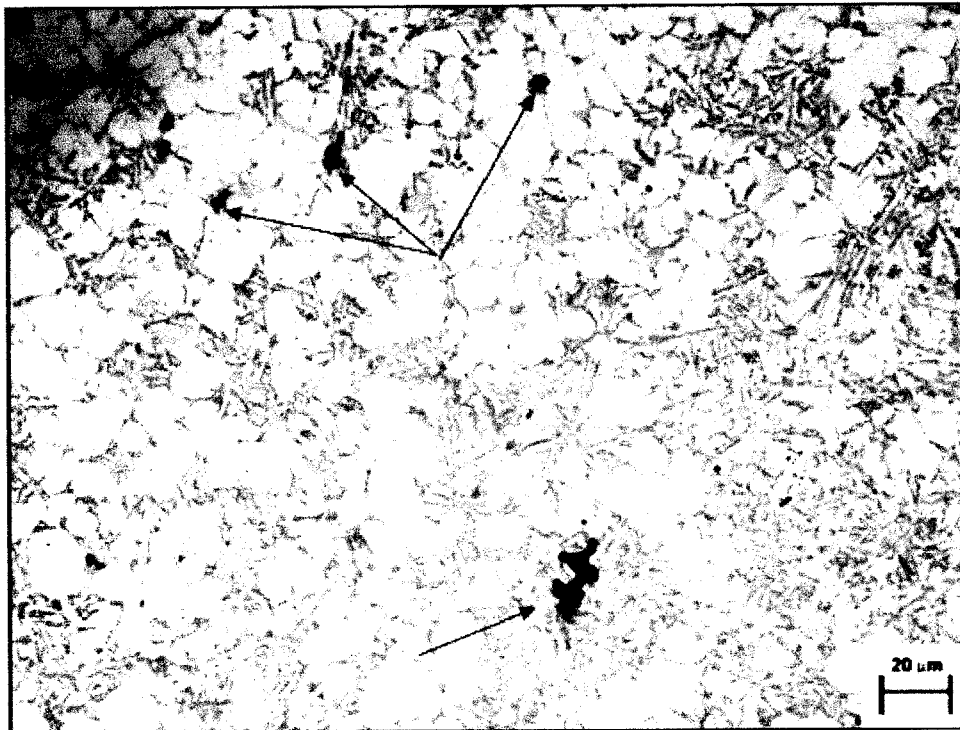
A microestrutura de ambas as ligas, Figura 33, não revelou qualquer diferença significativa na microestrutura das Ligas A e B. As micrografias mostram uma fase mais clara correspondente à fase α e uma fase mais escura que corresponde ao eutético interdendrítico (rico em Si). A microestrutura apresenta a morfologia do tipo “roseta”, típica de materiais injetados, onde o grande número de pontos de nucleação impede um crescimento significativo das estruturas dendríticas

Ambas as ligas apresentam vários vazios de contração decorrentes da solidificação das ligas. A liga B apresenta menores valores de fração de área, diâmetro máximo e diâmetro médio para os vazios, e número médio de defeitos por unidade de área.

Os resultados das análises de imagens estão na Tabela IV para a liga A e na Tabela V para a liga B.



(a) Liga A



(b) Liga B

Figura 33. Micrografias óticas das ligas (a) A e (b) B. Defeitos na forma de vazios são identificados pelas setas vermelhas.

Tabela IV. Resultados das análises de imagens da Liga A.

CPs	Amostra	$A_{\text{vazios}} (\%)^1$	$\phi_{\text{Max}} (\mu\text{m})^2$	$\phi_{\text{Médio}} (\mu\text{m})^3$	$N (\text{mm}^{-2})^4$
1	1	0,7	35,4	9,2	163
	2	0,7	46,7	9,7	156
	3	0,4	31,9	8,3	128
	4	0,5	34,8	9,4	126
	5	0,5	36,8	8,5	149
	6	0,8	85,4	10,3	124
	7	0,9	70,6	10,3	176
	8	0,8	57,8	8,9	213
2	9	0,2	31,0	7,8	80
	10	0,5	32,1	8,0	149
	11	0,3	30,0	7,6	106
	12	0,3	48,9	8,5	82
	13	0,5	53,8	8,6	130
	14	0,4	47,1	8,4	113
	15	0,3	49,6	8,2	85
	16	1,8	78,9	10,8	284
3	17	1,1	51,4	9,4	256
	18	1,8	62,5	10,0	182
	19	0,1	25,4	5,2	47
	20	0,1	12,1	4,7	80
	21	0,1	29,0	5,9	54
	22	0,1	17,0	5,6	41
	23	0,1	18,0	6,0	65
	24	0,1	24,6	5,6	36
4	25	0,3	51,6	6,8	109
	26	0,5	37,7	7,7	151
	27	0,4	65,9	6,8	136
	28	0,8	56,5	9,7	165
	29	0,6	53,6	8,0	174
	30	0,2	17,7	5,8	115
	31	0,4	52,7	6,8	146
	32	0,3	37,7	6,5	123
	33	0,3	33,1	6,7	118
5	34	0,1	17,1	5,8	66
	35	0,1	15,1	5,6	61
	36	0,2	42,5	6,5	79
	37	0,3	30,0	4,7	207
	38	0,4	32,1	2,1	236
	39	0,4	31,5	5,3	228
	40	0,5	34,9	5,4	318
	Média	0,5	40,5	7,4	136

1 Fração em área dos vazios; 2 Diâmetro maior dos vazios; 3 Diâmetro médio dos vazios; 4 Número médio de vazios.

Tabela V. Resultados das análises de imagens da liga B.

CPs	Amostra	$A_{\text{vazios}} (\%)^1$	$\phi_{\text{Max}} (\mu\text{m})^2$	$\phi_{\text{Médio}} (\mu\text{m})^3$	$N^4 (\text{mm}^{-2})$
1	1	0,3	29,8	8,5	91
	2	0,5	44,5	9,3	110
	3	0,1	26,9	8,4	31
	4	0,1	44,2	12,1	13
	5	0,2	22,7	7,7	69
	6	0,3	27,8	8,0	89
	7	0,5	31,0	8,6	134
	8	0,1	32,4	9,1	29
2	9	0,4	43,8	8,7	96
	10	0,2	17,2	7,2	77
	11	0,1	19,4	6,7	52
	12	0,2	23,0	7,4	55
	13	1,1	68,4	8,7	241
	14	0,6	36,9	8,4	166
	15	0,7	36,9	8,3	182
	16	0,3	86,2	1,3	30
3	17	0,2	26,2	7,7	48
	18	0,3	21,1	7,3	100
	19	0,1	20,0	5,5	80
	20	0,1	24,5	6,4	44
	21	0,1	28,1	5,8	49
	22	0,3	23,2	6,5	136
	23	0,1	18,5	5,5	87
	24	0,1	19,3	6,1	41
4	25	0,6	38,0	7,7	186
	26	0,3	29,2	5,8	133
	27	0,2	26,0	6,5	85
	28	0,4	27,3	8,5	104
	29	0,4	46,6	6,1	178
	30	0,2	41,6	7,8	66
	31	0,2	42,8	6,1	102
	32	0,1	13,1	5,4	27
5	33	0,1	15,0	5,5	31
	34	0,3	25,7	6,1	136
	35	0,3	34,7	6,2	127
	36	0,1	16,1	5,6	62
	37	0,4	26,0	5,2	226
	38	0,4	19,8	5,4	224
	39	0,1	16,6	5,2	129
	40	0,4	34,6	5,5	246
	Média	0,3	30,6	6,9	103

1 Fração em área dos vazios; 2 Diâmetro maior dos vazios; 3 Diâmetro médio dos vazios; 4 Número médio de vazios.

4.2 Propriedades mecânicas de tração e dureza

As medidas de dureza revelaram a não existência de diferenças significativas entre os valores de dureza à temperatura ambiente para as Ligas A e B, conforme pode ser visto na Tabela VI.

Tabela VI. Dureza das Ligas A e B, valores em HV5.

Amostra	Liga A	Liga B
1	188	187
2	187	185
3	189	188
4	184	190
Média	187,0	187,5

A partir da Tabela VII observa-se que, para ambas as ligas, ocorreu queda dos valores de resistência e aumento nos valores de ductilidade, com o aumento de temperatura de ensaio.

Foi observado que em todas as temperaturas de ensaio, a Liga A apresenta valores de resistência mecânica mais alta do que os apresentados pela Liga B, (Tabela VII e Tabela VIII).

Entretanto, deve-se destacar que esta diferença é maior para os ensaios executados a 280°C, indicando que a adição de Mg à Liga A aumenta significativamente a resistência mecânica a quente. Adicionalmente, o aumento de resistência mecânica pela adição do Mg não diminui a ductilidade da Liga A, exceto pelos valores de redução de área a 280°C.

Tabela VII. Propriedades mecânicas de tração da Liga A à temperatura ambiente, a 120°C e a 280°C.

Temperatura	E (GPa)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	Al (%)	RA (%)
Ambiente	73,2	130,5	262,8	0,4	1,5
	76,9	130,3	272,4	1,0	0,9
	75,0	135,1	271,1	0,6	1,3
Média	75,0	132,0	268,8	0,7	1,2
120°C	63,8	132,0	244,0	0,8	1,5
	69,8	118,0	239,4	1,6	1,2
	66,7	132,5	249,7	0,7	1,1
Média	66,8	127,5	244,4	1,0	1,3
280°C	48,8	90,1	110,3	4,7	6,9
	52,6	96,2	112,9	5,5	13,6
	50,0	84,0	107,9	5,5	8,9
Média	50,5	90,1	110,4	5,2	9,8

Tabela VIII. Propriedades mecânicas de tração da liga B à temperatura ambiente, a 120°C e a 280°C.

Temperatura	E (GPa)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	Al (%)	RA (%)
Ambiente	69,4	126,0	232,4	0,8	1,5
	71,4	118,1	263,1	0,5	1,2
	70,0	125,9	249,3	0,8	1,2
Média	70,3	123,3	248,3	0,7	1,3
120°C	60,0	126,0	244,3	0,5	1,5
	63,8	113,2	242,8	1,0	1,2
	65,8	132,0	232,0	0,8	1,6
Média	63,2	123,7	239,7	0,8	1,4
280°C	50,0	67,0	88,2	4,4	13,0
	48,8	64,2	82,8	5,5	17,6
	50,0	62,0	84,4	5,0	13,7
Média	49,6	64,4	85,1	5,0	14,8

4.3 Fadiga termomecânica em-fase e fadiga isotérmica

A Tabela IX e Tabela X mostram os principais dados obtidos dos ensaios de fadiga termomecânica em fase para as Ligas A e B, respectivamente. A Figura 34 mostra uma comparação das curvas deformação-vida obtidas para ambas as ligas. Pode-se observar que para todos os níveis aplicados de deformação, a liga B tende a apresentar um desempenho sensivelmente superior ao da Liga A. Infelizmente, não existem subsídios para se afirmar com certeza que a adição de Mg é a responsável direta pela redução da vida em fadiga, pois a Liga A apresentou uma maior quantidade e tamanho de vazios de fundição, os quais afetam significativamente de maneira negativa a vida em fadiga do material pela redução do tempo de iniciação e propagação das trincas.

Quando a análise é feita em termos das curvas tensão-vida inferidas a partir dos dados dos ensaios de fadiga termomecânica (Figura 35a), obtida para a histerese de meia-vida, a Liga A apresenta um desempenho um pouco superior à liga B dentro do intervalo analisado, especialmente para níveis de amplitude de tensão menores. A Tabela XI apresenta as equações tensão-vida obtidas a partir das curvas.

Os ensaios de fadiga termomecânica representam significativamente as etapas de acionamento e desligamento do motor, isto é, onde ocorrem mudanças bruscas na temperatura do componente, saindo da temperatura ambiente para valores em torno de 280°C no acionamento, temperatura esta, que permanece praticamente constante durante o funcionamento do motor, caindo novamente para a temperatura ambiente no desligamento. Os gradientes térmicos resultam em tensões geradas no componente e que podem culminar com uma falha prematura. Entretanto, cabe ressaltar que durante o funcionamento do motor, o material do componente está sujeito a condições de fadiga de alto ciclo a alta temperatura e, portanto a obtenção de curvas do tipo S-N é de vital importância para a caracterização completa do comportamento dos materiais de carcaças de transmissão e motores.

Estas observações ganham muita importância em função dos resultados obtidos no presente estudo em que as ligas analisadas podem apresentar comportamentos distintos, dependendo do nível de carregamento cíclico aplicado. Para situações em que os parâmetros de ductilidade são importantes (fadiga de baixo ciclo, altos níveis de tensão e deformação), a liga B apresenta um desempenho superior à Liga A. Entretanto, quando o parâmetro de resistência mecânica é a variável importante a ser considerada, (fadiga de alto ciclo, baixos níveis de tensão e deformação), os resultados sugerem que a Liga A apresenta um desempenho melhor do que a liga B na região de alto ciclo.

Entretanto, deve ser ressaltado que as curvas S-N apresentadas na Figura 35a foram apenas inferidas a partir dos resultados de fadiga de baixo ciclo e, portanto a execução de ensaios de fadiga de alto ciclo se faz necessária, para uma fiel caracterização do comportamento do material sob tais condições. Desta forma, ensaios de fadiga axial de alto ciclo foram executados à temperatura ambiente, a 120°C e a 280°C, para ambas as ligas em questão. Assim, conforme se pode observar na Figura 35b, não foi constatada nenhuma diferença significativa de comportamento entre os dois materiais para condições de alto ciclo.

Tabela IX. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga termomecânica para a Liga A.

$\Delta\epsilon_M$ (%)	$\Delta\epsilon_{in}^*$ (%)	$\Delta\sigma/2^*$ (MPa)	N_f (Ciclos para falhar)
0,8	0,46	111,7	500
1,0	0,64	125,2	300
1,2	0,79	135,8	166
	0,78	138,2	115
	0,84	122,5	168
1,6	1,17	140,6	76
	1,15	147,0	90
	1,18	137,0	188
2,0	1,52	157,7	33
	1,53	157,7	62
	1,54	154,2	82

* Valores obtidos para a histerese de meia-vida

Tabela X. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga termomecânica para a Liga B.

$\Delta\epsilon_M$ (%)	$\Delta\epsilon_{in}^*$ (%)	$\Delta\sigma/2^*$ (MPa)	N_f (Ciclos para falhar)
0,8	0,50	93,5	900
1,2	0,86	110,9	378
	0,85	110,6	380
1,6	1,23	118,3	222
	1,21	125,4	160
2,0	1,60	129,6	161
	1,60	127,3	126
2,4	1,96	152,2	62

* Valores obtidos para a histerese de meia-vida

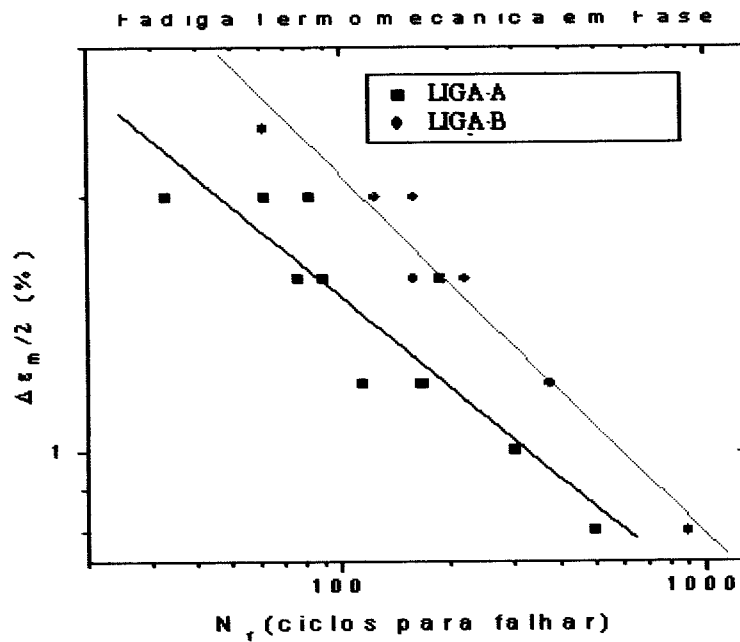
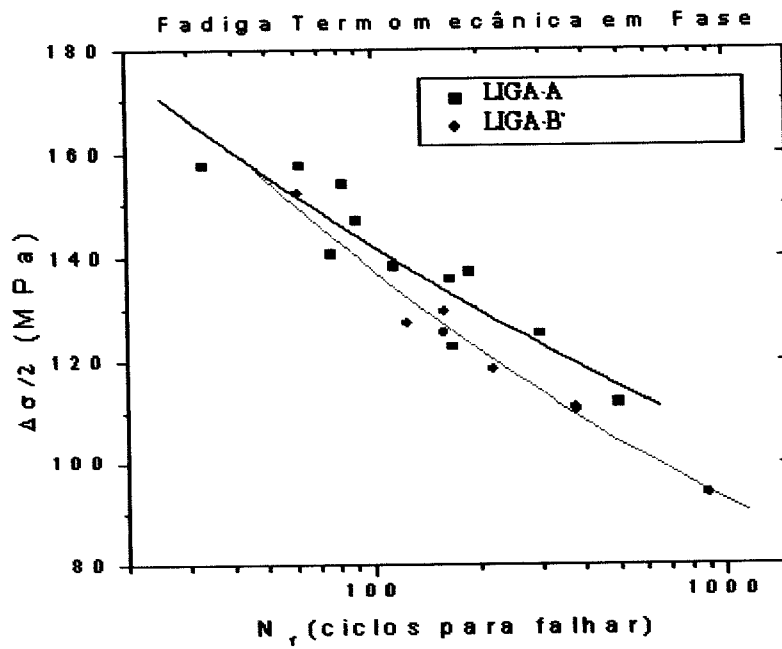


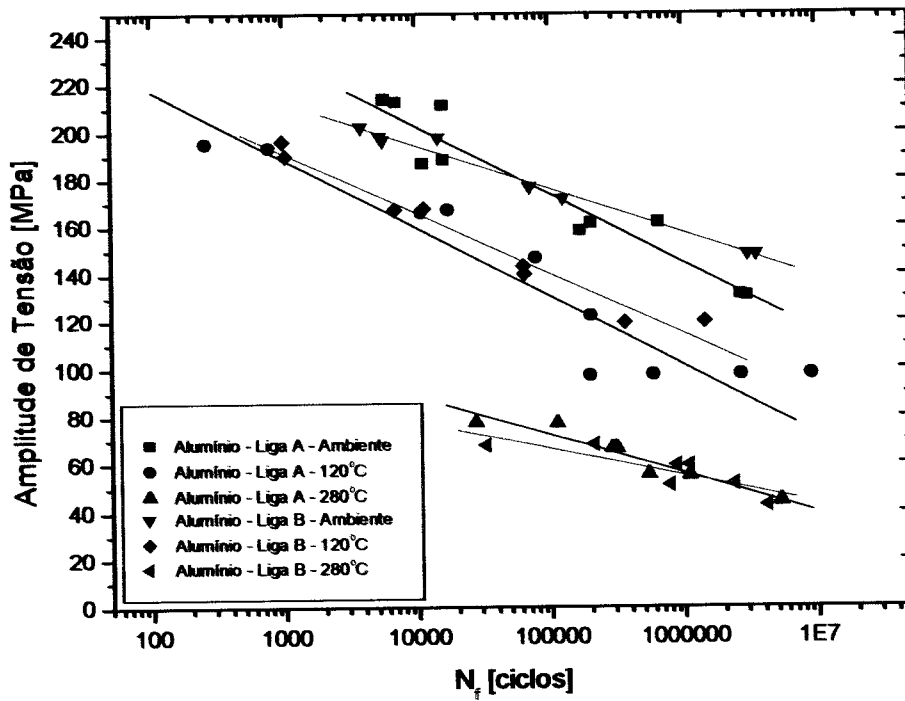
Figura 34. Comparação entre as curvas de deformação mecânica – números de ciclos para falhar, obtidas nos ensaios de fadiga termomecânica para as Ligas A e B.

Tabela XI. Equações tensão-vida obtidas a partir dos ensaios de fadiga termomecânica em fase.

Liga	Equação tensão - vida	$\Delta\sigma/2$ (MPa) para 10^6 ciclos
A	$\Delta\sigma/2 = 261,0(N_f)^{-0,132}$	42,1
B	$\Delta\sigma/2 = 305,0(N_f)^{-0,172}$	28,0



(a)



(b)

Figura 35. (a) Curvas de tensão-vida obtidas a partir dos ensaios de fadiga termomecânica; (b) Curvas de tensão-vida obtidas a partir dos ensaios de fadiga axial de alto ciclo executados sob controle de tensão.

4.4 Análise fractográfica

Da Figura 36 à Figura 39 são mostradas as superfícies de fratura das Ligas A e B para corpos de prova de tração e fadiga termomecânica.

Basicamente, em todos os corpos de prova analisados, observou-se a presença de pequenas regiões dendríticas expostas na superfície de fratura, caracterizando os vazios de solidificação.

Nos corpos de prova de tração, além da presença dos vazios de solidificação, a superfície de fratura apresenta, em geral, um modo de fratura predominantemente dúctil, formado pela nucleação e coalescência de microvazios.

Os corpos de prova de fadiga apresentaram, em geral, superfícies bastante irregulares, sugerindo a formação de múltiplos sítios de nucleação de trincas, a partir dos vários defeitos de fundição presentes e ainda, à trinca propagou-se conectando estes defeitos. De fato, a Figura 39b mostra claramente estrias de propagação de uma trinca nucleada a partir de um defeito de fundição.

4.4.1 Corpos de prova de tração – Temperatura ambiente

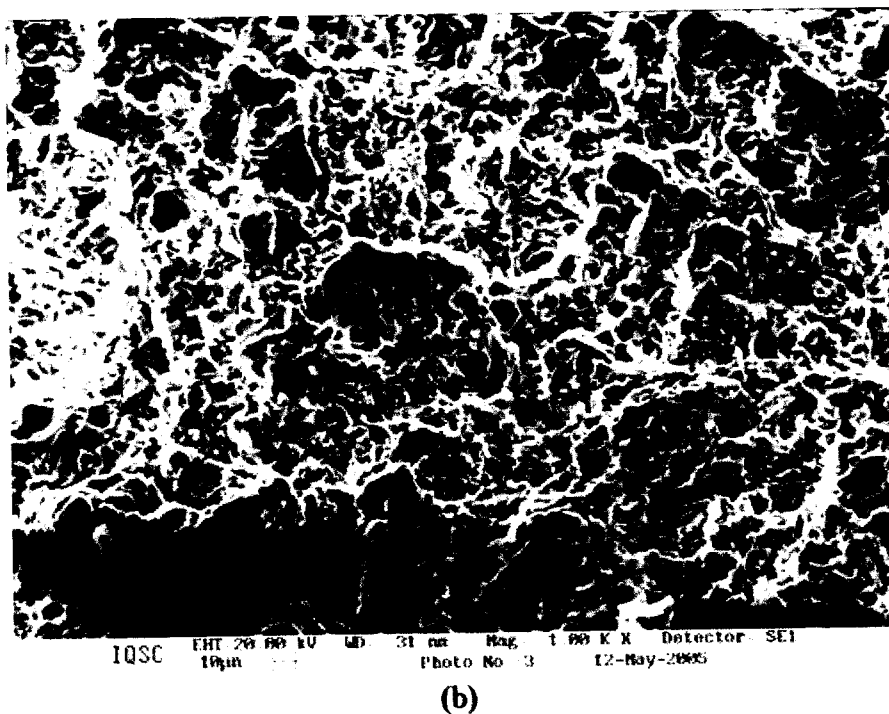
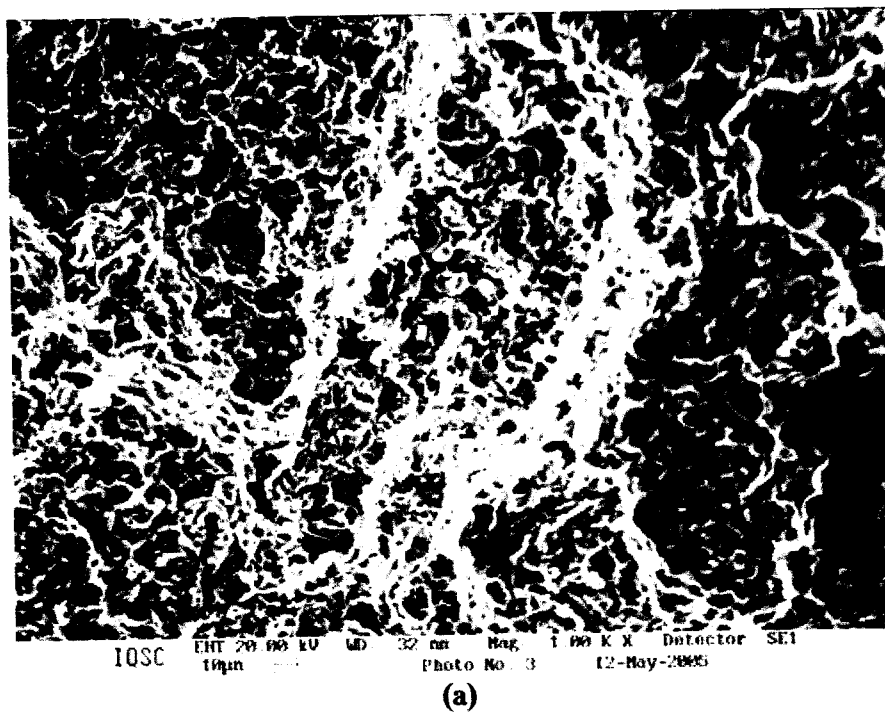


Figura 36. Aspecto fractográfico dos corpos de prova de tração ensaiados à temperatura ambiente: (a) Liga A e (b) Liga B.

4.4.2 Corpos de prova de tração – 120°C

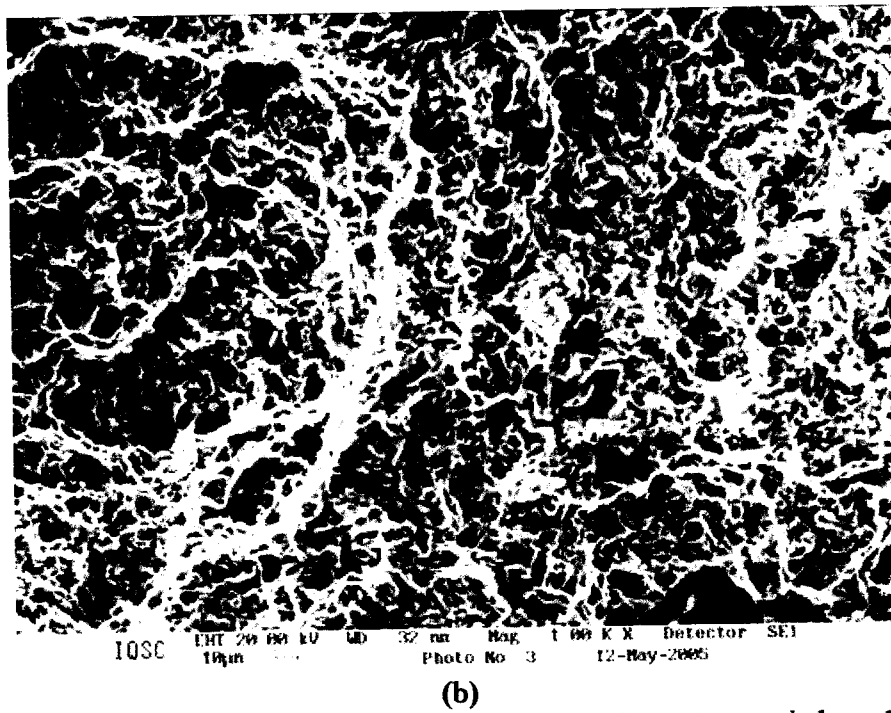
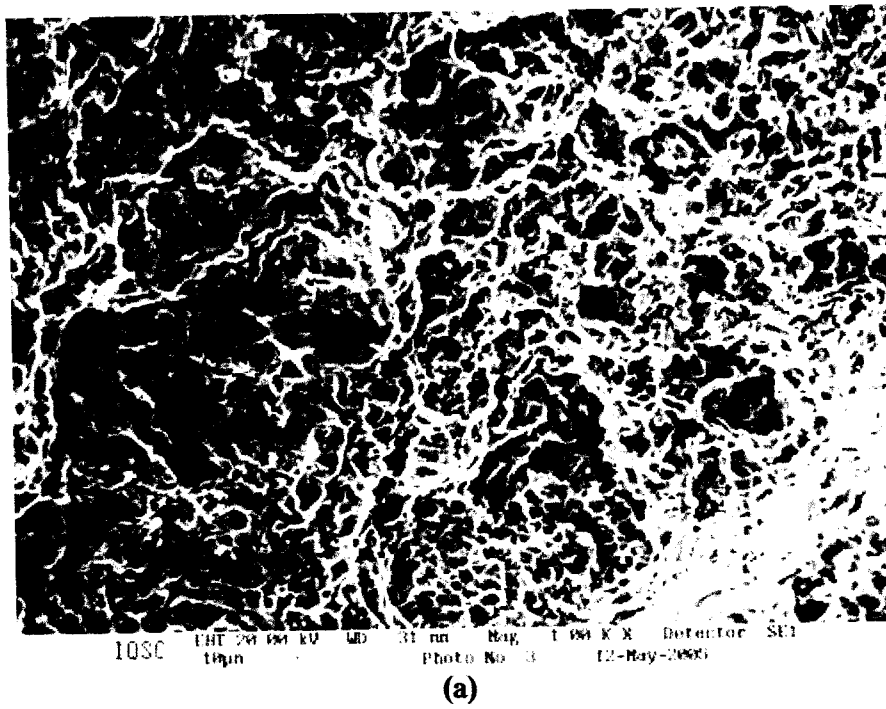


Figura 37. Aspecto fratógráfico dos corpos de prova de tração ensaiados a 120°C:
(a) Liga A e (b) Liga B.

4.4.3 Corpos de prova de tração – 280°C

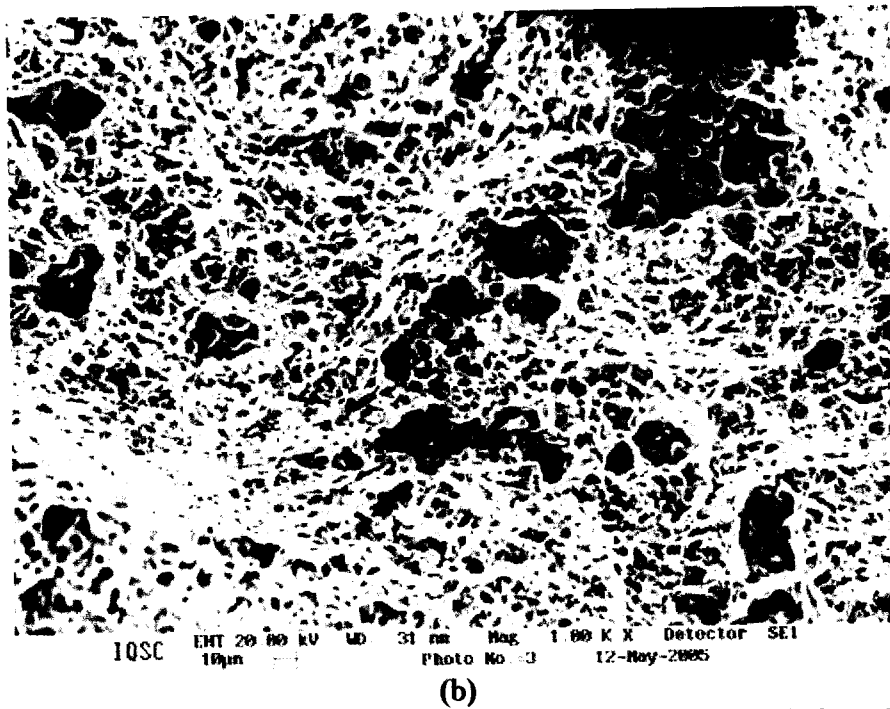
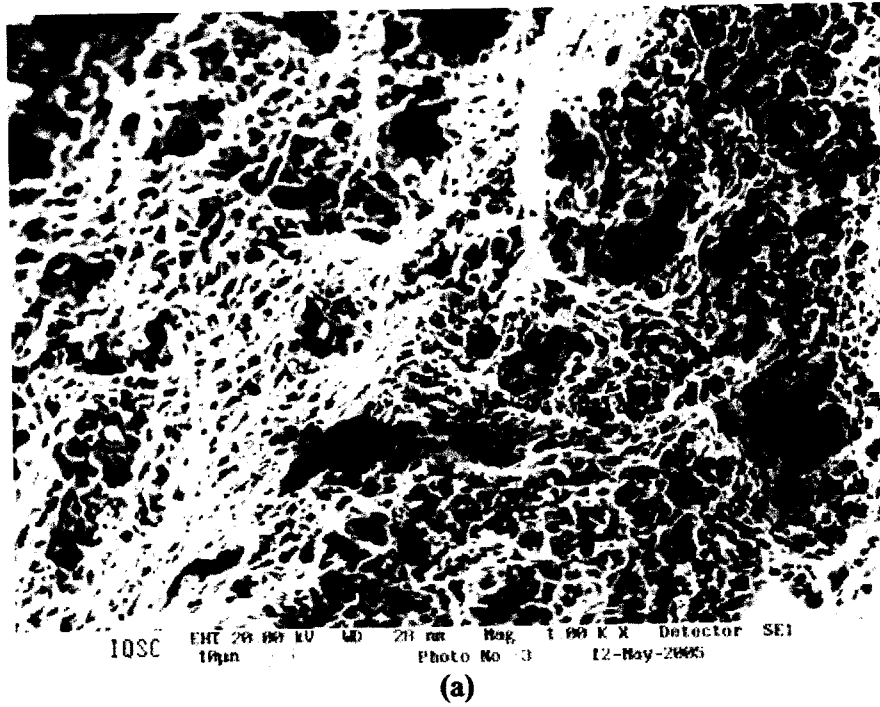
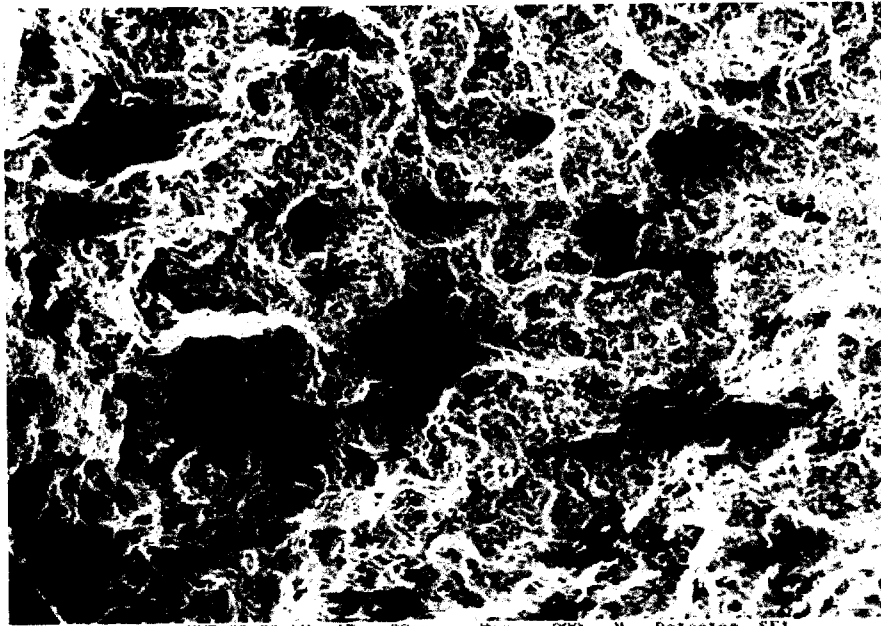
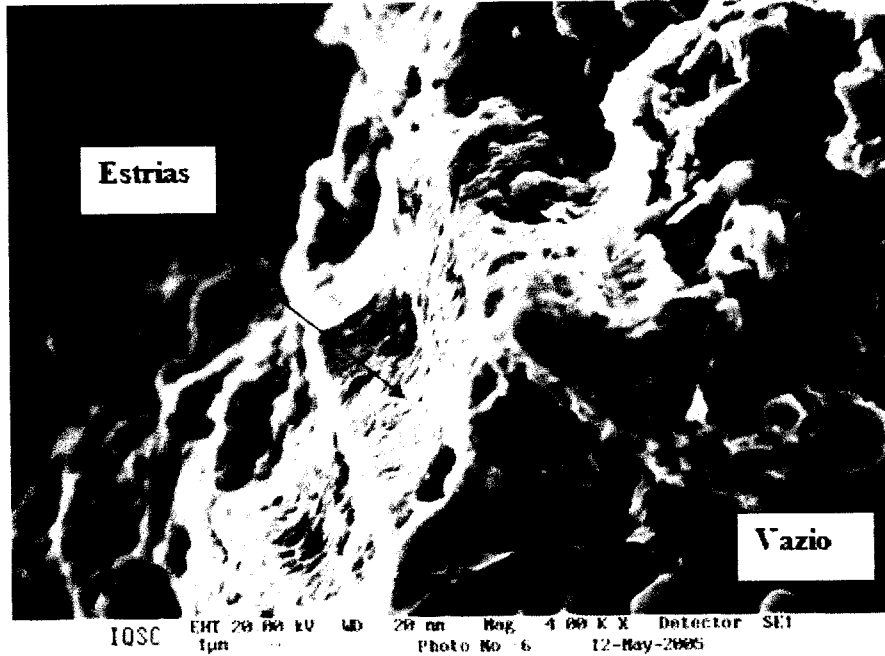


Figura 38. Aspecto fratógráfico dos corpos de prova de tração ensaiados a 280°C:
(a) Liga A e (b) Liga B.

4.4.4 Corpos de prova de fadiga termomecânica



(a)



(b)

Figura 39. Aspecto fratoográfico dos corpos de prova de fadiga termomecânica ($\Delta\epsilon_M/2=0,6\%$):
(a) Liga A e (b) Liga B.

5 CONCLUSÕES

- ✓ A análise microestrutural revelou a não existência de diferenças significativas nas microestruturas das Ligas A e B, ambas apresentam vários vazios de contração decorrentes da solidificação das ligas. A liga B apresentou menores valores de fração de área, diâmetro máximo e diâmetro médio para os vazios, e número médio de defeitos por unidade de área em relação a Liga A.
- ✓ A análise de dureza revelou que não existe diferença significativas entre os valores de dureza à temperatura ambiente para as Ligas A e B.
- ✓ A Liga A apresenta resistência mecânica de tração superior à liga B em todas as temperaturas analisadas. A diferença é mais significativa a 280°C, indicando que a adição de Mg na Liga A aumenta a resistência mecânica a quente sem perda significativa de ductilidade, apesar da maior quantidade de defeitos encontrada nesta liga.
- ✓ Quanto às propriedades de fadiga termomecânica em fase, quando a análise é feita em termos de amplitude de deformação – vida, temos que para uma mesma amplitude de deformação aplicada, a liga B apresentou valores de vida em fadiga sensivelmente maiores do que a Liga A. Infelizmente, não existem subsídios para se afirmar com certeza que a adição de Mg é a responsável direta pela redução da vida em fadiga, pois a Liga A apresentou maior quantidade e tamanho de vazios de fundição, os quais afetam significativamente de maneira negativa a vida em fadiga do material pela redução do tempo de iniciação e propagação das trincas.
- ✓ Dos ensaios de fadiga axial de alto ciclo executados nas temperaturas ambiente, 120°C e 280°C, para ambas as ligas em questão, não foi constatada nenhuma diferença significativa de comportamento entre os dois materiais.

- ✓ A análise fractográfica revelou a presença de uma grande quantidade de defeitos na superfície de fratura de todos os corpos de prova analisados. Nos corpos de prova de tração, além da presença dos vazios de solidificação, a superfície de fratura apresenta, em geral, um modo de fratura predominantemente dúctil, formado pela nucleação e coalescência de microvazios. Os corpos de prova de fadiga termomecânica apresentaram, em geral, uma superfície de fratura bastante irregular, sugerindo a formação de múltiplos sítios de nucleação a partir dos defeitos existentes.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1979). *Metals Handbook* – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. 9ed. Ohio, v.2.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1985a). *Metals Handbook* – Mechanical Testing. 9ed. Ohio, v.8.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1985b). *ASM Handbook* – Metallography and Microstructures. 10ed. Ohio, v.9
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1988). *Metals Handbook* – Castings. 9ed. Ohio, v.15.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1988). Semisolid Metal Casting and Forging. In: *Metals Handbook* – Castings. 9ed. Ohio, v.15, p327-338.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM B108-97 (1997). *Standard specification for aluminum-alloy permanente mold castings*. West Conshohocken, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E10-01 (2003). *Standard test method for Brinell hardness of metallic materials*. West Conshohocken, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E21-03a (2003). *Standard test methods for elevated temperature tension tests of metallic materials*. West Conshohocken, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E606-98 (2003). *Standard recommended practice for constant -amplitude low-cycle fatigue tests*. West Conshohocken, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E8M-03 (2003). *Standard test methods of tension testing of metallic materials*. West Conshohocken, ASTM.
- BAMBERGER, M.; MINKOFF, I.; STUPEL, M.M (1986). Some observations on dendritic arm spacing in Al-Si-Mg and Al-Cu alloy chill castings. *Journal of Materials Science*, v.21, n.8, p.2781-2786.
- BANNANTINE, J. A., COMER, J. J., HANDROCK, J. (1990). *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*, Prentice Hall, New Jersey, p. 273, 1990. (livro do Dirceu)
- BATTE, A.D. (1983). Creep-fatigue life predictions. In: *FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE*. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.

- BERGSMA, S.C.; TOLLE, M.C.; KASSNER, M.E.; LI, X.; EVANGELISTA, E. (1997). Semi-solid thermal transformations of Al-Si alloys and the resulting mechanical properties. *Materials Science and Engineering*. v.A237, p24-34.
- BEUMLER, H.; HAMMERSTAD, A.; WIETING, B.; DASGUPTA, R. (1988). Analysis of modified 319 aluminum alloy. *AFS Transactions*, v.96, p.1-12.
- BHAT, S.P.; LAIRD, C. (1979). High temperature cyclic deformation of precipitation hardened alloy-I. Partially coherent precipitates. *Acta Metalurgica*, v.27, n.12, p.1861-1871.
- BHAT, S.P.; LAIRD, C. (1979). High temperature cyclic deformation of precipitation hardened alloy-II. Fully coherent precipitates. *Acta Metalurgica*, v.27, n.12, p.1873-1883.
- BIRCH, J. (1999) Diecasting World, March, p. 14.
- BIRCH, J; BOOTH, S. (1989). GT89-093, 15th Diecasting Congress, NADCA.
- BIRCH, J; BOOTH, S; HILL, T. (1991). T91-070, 16th Diecasting Congress, NADCA.
- BOYLAN, J. (1997). Semi-solid formed aluminum. *Advanced Materials & Processes*. v.152, n.4, October, p.27-28.
- BROWN, S.B.; FLEMINGS, M.C. (1993). Net-shape forming via semi-solid processing. *Advanced Materials & Processes*. v.143, n.1, January, p.36-40.
- BYCZYNSKI, G.E.; KIERKUS, W.; NORTHWOOD, D.O.; PENROD, D.; SOKOLOWSKI, J.H. (1996). The effect of quench rate and mechanical properties of 319 aluminum alloy castings. *Materials Science Forum*, v.217- 222, p.783-788.
- CABIBBO, M.; EVANGELISTA, E. (2001). Microstructural effect of the LHIP process on the A356 aluminium alloy. *Metallurgical Science and Technology*, v.19, n.1, June, p.12-15.
- CÁCERES, C.H.; DJURDJEVIC, M.B.; STOCKWELL, T.J.; SOKOLOWSKI, J.H. (1999). The effect of Cu content on the level of microporosity in Al-Si-Cu-Mg casting alloys. *Scripta Materialia*, v. 40, n.5, p.631-637, February.
- CÁCERES, C.H.; SELLING, B.H. (1996). Casting defects and tensile properties of an Al-Si-Mg alloy. *Materials Science and Engineering A*, v.220A, p.109-116.
- CAI, C.; LIAW, P.K.; YE, M.; YU, J. (1999). Recent developments in the thermomechanical fatigue life prediction of superalloys. *JOM-e*, v.51, n.4, p.1-19.
- CAMPBELL, J. (1991). *Castings*. Ed. Butterworth-Heinemann, Oxford.
- CHOI, J.C.; PARK, H.J. (1998). Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the SIMA process. *Journal of Materials Processing Technology*. v.82, p.107-116.

- CHOI, J.C.; PARK, H.J.; KIM, B.M. (1999). The influence of induction heating on the microstructure of A356 for semi-solid forging. *Journal of Materials Processing Technology*. v.87, p.46-52.
- CHOI, J.C.; PARK, H.J.; LEE, B.M. (1998). Finite element analysis of compression holding step in semi-solid forging and experimental confirmation. *Journal of Materials Processing Technology*. v.80-81, p.450-457.
- COFFIN, L.F. (1973). Fatigue at high temperatures. In: FATIGUE AT ELEVATED TEMPERATURES, Especial Technical Publication 520, p.5-36. Philadelphia, ASTM.
- COFFIN, L.F. (1974). Fatigue at high temperatures – prediction and interpretation. *Proceedings of Institution of Mechanical Engineers* 188, 109-127.
- CREPEAU, P.N. (1998). Os efeitos da adição de ferro em ligas de alumínio-silício. *Fundição e Serviços*, v.5, n.68.
- DABAYEH, A.A.; BERUBE, A.J.; TOPER, T.H. (1998). An experimental study of the effect of a flaw at a notch root on the fatigue life of cast Al 319. *International Journal of Fatigue*, v.20, n.7, p.517-530.
- DABAYEH, A.A.; XU, R.X.; DU, B.P.; TOPER, T.H. (1996). Fatigue of cast aluminium alloy under constant and variable-amplitude loading. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.2, p.95-104.
- DIETER, G.E. (1981). *Metalurgia Mecânica*. Guanabara Dois, Rio de Janeiro.
- DIGHE, M.D.; GOKHALE, A.M. (1997). Relationship between microstructural extremum and fracture path in a cast Al-Si-Mg alloy. *Scripta Materialia*, v.37, n.9, p.1435-1440.
- DOGLIONE, R.; DOUZIECH, J.L.; BERDIN, C.; FRANÇOIS, D. (1996). Microstructure and damage mechanisms in A356- T6 alloy. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.1435-1440.
- DRIVER, J.H. (1971). The effect of boundary precipitates on the high temperature fatigue strength of austenitic stainless steels. *Metal Science*, 5, 47-50.
- DUQUETTE, D.J. (1979). Environmental effects I - general fatigue resistance and crack nucleation in metals and alloys. In: FATIGUE AND MICROSTRUCTURE. Metals Park, ASM, p.335-369.
- ENGLER-PINTO JR, C.C. (1996). *Étude de l'endommagement en fatigue thermomécanique de superalliages à base de nickel*. Tese de Doutorado, École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Lausanne

- ENGLER-PINTO JR., C.C.; MEYER-OLBERSLEBEN, F.; RÉZAIĀ-ARIA, F. (1995). Thermo-mechanical fatigue behaviour of SRR99. In INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FATIGUE UNDER THERMAL AND MECHANICAL LOADING, Petten, May 22–24.
- ENGLER-PINTO JR., C.C.; RÉZAIĀ-ARIA, F.; ILSCHNER, B. (1994). Comportamento em fadiga termo-mecânica de superligas à base de níquel, 11º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Águas de São Pedro, 11–14 de dezembro de 1994, p. 167–169.
- FALCÃO, C.A.J. (2002). *Estudo do comportamento da fadiga de baixo ciclo em altas temperaturas do aço inoxidável AISI 420*. Tese (doutorado). EESC – USP, São Carlos.
- FATIGUE. *Proceedings of CAMP2002*, Bad Lippspringe. p.2-13.
- FERRANTE, M; FREITAS, E.R. (1999). Rheology and microstructural development of a Al-4wt%Cu alloy in the semi-solid state. *Materials Science and Engineering A*. v.A271, p.172-180.
- FLAIG, B.; LANG, K.H.; LOHE, D. MACHERAUCH, E. (1995). Thermomechanical fatigue of the cast aluminium alloy GK-AlSi10Mgwa. In: *Symp. Fatigue under Thermal and Mechanical Loadings*, Bressers, J. and Remy, L. ed. European Commission, Petten, May.
- FLEMINGS, M.C. (1991). Behaviour of metal alloys in the semisolid state. *Metallurgical Transactions A*. v.22A, p.957-981.
- FREITAS, E.R. (2001). Identificação dos parâmetros microestruturais e de processo que controlam a conformação de ligas Al-Cu no estado semi-sólido. São Carlos. *Tese de Doutorado*. Universidade Federal de São Carlos.
- FREITAS, E.R; FERRACINI, E.G.; PIFFER, V.; FERRANTE, M. (2002) Processamento da liga A356 no estado semi-sólido via extrusão reversa: Otimização do processo e caracterização do produto. In: CBECIMAT 2002, *Anais*. Natal. UFRN, p.3506-3512.
- FUJINO, S. & TAIRA, S. (1980). Effect of thermal cycle on low cycle fatigue of steels and grain boundary characteristics. In: MECHANICAL BEHAVIOUR OF MATERIALS. v.II, p.49-58.
- FUJITA, F.E. (1963). Oxidation and dislocation mechanisms in fatigue crack formation. *Fracture of Solids*. New York, Interscience, p.657-670.
- GANIEV, I.N.; VAKHOBOV, A.V. (1983). Effect of the composition and microalloying with strontium on the structure and properties of Al-Si-Mg alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, v.25, n.7-8, p.623-625.

- GEBELIN, J.C.; SUERY, M.; FAVIER, D. (1999). Characterisation of the rheological behavior in the semi- solid state of grain-refined AZ91 magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*. v.A272, p.134-144.
- GEINDREAU, C.; AURIAULT, J.-L. (1999). Investigation of the viscoplastic behaviour of alloys in the semi-solid state by homogenization. *Mechanics of Materials*. v.31, p.535-551.
- GOLOS, K. & ELLYIN, F. (1988). A total strain energy density theory for cumulative fatigue damage. *Transactions of the ASME*, v.110. February, p.36-41.
- GUNDLACH, R.B.; ROSS, B.; HETKE, A.; VALTIERRA, S.; MOJICA, J.F. (1994). Thermal fatigue resistance of hypoeutectic aluminum-silicon casting alloys. *AFS Transactions*, v.102, p.205-223.
- HALES, R. S. (1983). Fatigue testing methods at elevated temperatures. In: **FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE**. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.
- HALFORD, G.R.; HIRSCHBERG, M.H.; MANSON, S.S. (1973). Temperature effects on the strain range portioning approach for creep- fatigue analysis. In: **FATIGUE AT ELEVATED TEMPERATURES**, Especial Technical Publication 520, p.658-667. Philadelphia, ASTM.
- HATCH, J.E.:Aluminium. Properties and Physucal Metallurgy. ASM, Ohio, 1984.
- HETKE, A.; GUNDLACH, R.B. (1994). Thermal fatigue resistance of hypoeutectic aluminum-silicon casting alloys. *AFS Transactions*, v.102, p.367-380.
- IWASAKI, H.; MORI, T.; MABUCHI, M.; HIGASHI, K. (1998). Shear deformation behavior of Al-5%Mg in a semi-solid state. *Acta Materialia*. v.46, n.18, p.6351-6360.
- JIANG, H.; BOWEN, P.; KNOTT, J.F. (1999). Fatigue performance of cast aluminium alloy Al-7Si-Mg with surface defects. *Journal of Material Science*, v.34, p.811-820.
- KANG, C.G.; CHOI, J.S. (1998). Effect of gate shape and forging temperature on the injection forging process of semi-solid aluminum material. *Journal of Materials Processing Technology*. v.73, p.251-263.
- KANG, C.G.; CHOI, J.S.; KANG, D.W. (1998). A filling analysis of the forging process of semi-solid aluminum materials considering solidification phenomena. *Journal of Materials Processing Technology*. v.73, p.289-302.
- KANG, C.G.; CHOI, J.S; KIM, K.H. (1999). The effect of strain rate on macroscopic behavior in the compression forming of semi-solid aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. v.88 p.159-168.

- KANG, C.G.; JUNG, H.K. (1999). Finite element analysis with deformation behavior modeling of globular microstructure in forming process of semi-solid materials. *International Journal of Mechanical Sciences*. v.41, p.1423-1445.
- KANG, C.G.; KIM, Y.D.; LEE, S.W. (1997). A coupled solidification analysis of materials and cooling roller in direct rolling process. *Journal of Materials Processing Technology*. v.66, p.277-286.
- KANG, C.G.; YOON, J.H. (1997). A finite-element analysis on the upsetting process of semi-solid aluminum material. *Journal of Materials Processing Technology*. v.66, , p.76-84.
- KANG, C.G.; YOON, J.H.; SEO, Y.H. (1997). The upsetting behavior of semi-solid aluminum material fabricated by mechanical stirring process. *Journal of Materials Processing Technology*. v.66, p.30-38.
- KAPRANOS, P.; ROBERT, M.H. (1998). Aplicações industriais do processamento de metais no estado semi- sólido (PPS): o estado da arte. *Meturgia e Materiais*. v.54, n.475, p.194-197.
- KARAYAKA, M. (1992). Prediction of thermomechanical fatigue lives in metal matrix composites. *Metallurgical Transactions A*, v.23A, p.2029-2038, July.
- KARAYAKA, M.; SEHITOGLU, H. (1991). Thermomechanical fatigue of particulate-reinforced aluminum 2XXX-T4. *Metallurgical Transactions A*, v.22A, p.697-707, March.
- KIM, H.J.; KOBAYASHI, T.; ITO, T. (1996). Effects of Fe and Ca on usual and impact fatigue characteristics of AC2B-T6 aluminum casting alloy. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.1395-1400,.
- KIM, N.; YOON, J.H.; LI, D.; OH, S. (1997). Flow simulation of semisolid forging by FEM. *Manufacturing Technology*. v.46, p.183.
- KIRKWOOD, D.H. (1994). Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*. v.39, n.5, p.173-189.
- KOÇ, M.; VAZQUEZ, V.; WITULSKI, T.; ALTAN, T. (1996). Application of the finite element method to predict material flow and defects in the semi-solid forging of A356 aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. v.56, p.106-112.
- KUMAI, S.; HU, J.; HIGO, Y.; NUNOMURA, S. (1996). Effects of dendrite cell size and particle distribution on the near-threshold fatigue crack growth behaviour of cast Al-SiCp composites. *Acta Materialia*, v.44, n.6, p.2249-2257.
- LEE, S.L.; TAN, Y.H.; YIE, S.N.; LIN, J.C. (1998). Effect of pre-aging on precipitation hardening in Al-Si-Mg alloys. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v.27, n.3, p.112-115.

- LOUÉ, W.R.; SUÉRY, M. (1995). Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si7Mg alloys. *Materials Science & Engineering A*. v.A203, p.1-13.
- MADLAINE-DUPUICH, O.; STOLARZ, J. (1996). Fatigue of eutectic Al-Si alloys. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.1343-1348.
- MALAVAZI, J. (2005). Processo de fundição sob pressão. Apostila de fundição. SENAI, Osasco-SP.
- MALLET, O.; ENGLER-PINTO JR., C.C.; RÉZAI-ARIA, F.; SKELTON, R.P.; NIKBIN, K.; WEBSTER, G.A. (1995). Influence of material stress-strain characteristics on thermomechanical fatigue analysis of IN100 superalloy. *Materials at High Temperatures*, vol. 13, n.1, pp. 47-54.
- MEDEIROS, S.C. (1999). Failure analysis of an aluminum casting. *Advanced Materials & Processes*, v.155, n.4, p.42, April.
- MEYER-OLBERSLEBEN, F.; ENGLER-PINTO JR., C.C.; RÉZAI-ARIA, F. (1995). On thermal fatigue of nickel-based superalloys. In: THERMOMECHANICAL FATIGUE BEHAVIOR OF MATERIALS, ASTM STP 1263. Philadelphia, vol. 2, Verrilli, M.J and Castelli, M.G., ASTM.
- MIN, B.K. & RAJ, R. (1979). A mechanism for intergranular fracture during high temperature fatigue. In: FATIGUE MECHANISMS, STP 675, p.569-591. Philadelphia. ASTM.
- MURALI, S.; RAMAN, K.S.; MURTHY, K.S.S. (1996). Al-7Si-0.3Mg cast alloy: formation and crystal structure of β -FeSiAl₅ and (Be-Fe)-BeSiFe₂Al₈ phases. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.207-212.
- MAIR, R; KOLAKOWSKI, T; WALLACE, J; Diecasting of Cooper Alloys, Incra, 1973.
- NEU, R. & SEHITOGLU, H. (1989a). Thermo- mechanical fatigue, oxidation and creep: Part I: Experiments. *Metallurgical Transactions A*. v.20A, p.1755-1767.
- NEU, R. & SEHITOGLU, H. (1989b). Thermo- mechanical fatigue, oxidation and creep: Part II: Life prediction. *Metallurgical Transactions A*. v.20A, p.1769-1783.
- NOGOWIZIN, B. (2003). Druckgusslegierungen und ihre Eigenschaften. *Druckguss-Praxis*, n° 4, p 161-168.
- OSWALT, K.J.; MISRA, M.S. (1981). Dendrite Arm Spacing (DAS): A nondestructive test to evaluate tensile properties of premium alloy (Al-Si-Mg) castings. *AFS International Cast Metals Journal*, v.6, n.1, p.26-40.

- ROVIRA, M.M.; LANCINI, B.C.; ROBERT, M.H. (1999). Thixo-forming of Al-Cu alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. v.92-93, p.42-49.
- SARABANDA, J.V.L. (1991). *Estudo de fadiga sob controle de deformação de duas ligas de alumínio empregadas em pistões de motores diesel*. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica – USP, São Paulo.
- SEHITOGLU, H. (1996). Thermal and thermomechanical fatigue of structural alloys. In: ASM HANDBOOK – Fatigue and Fracture. Ohio, v.9.
- SEHITOGLU, H.; ENGLER-PINTO JR., C.C.; MAIER, H.J.; FOGLESONG, T. (2002). Thermomechanical deformation of Al319 alloys with different iron contents. In HIGH TEMPERATURE FATIGUE. *Proceedings of CAMP2002*, Bad Lippspringe. p.76-83.
- SELLORS, R.G.R.; B.G. CARVER and T.B.SMITH: Druckguss aus Eisenwerkstoffem. *Giesserei Praxis* (1976) 14, S. 209-216.
- SHI, H.J.; PLUVINAGE, G. (1993). Cyclic stress-strain response during isothermal and thermomechanical fatigue. *Fatigue*, v.16, November.
- SHI, H.J.; ROBIN, C.; PLUVINAGE, G (1993). Thermal-mechanical fatigue lifetime prediction of an austenitic stainless steel. *Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques: v.2*, ASTM STP1211, ASTM, p.105-116.
- SKELTON, R.P. (1983). Crack initiation and growth in simple metal components during thermal cycling. In: FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.
- SKELTON, R.P. (1994). The determination of hysteresis loops in thermomechanical fatigue using isothermal stress data. *Fatigue Fracture Engineering Structure*, v.17, n.4, p.479-496.
- SMITH, T.J.; MAIER, H.J.; SEHITOGLU, H.; FLEURY, E.; ALLISON, J. (1999). Modeling high-temperature stress-strain behavior of cast aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.30A, p.133-146, January.
- SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. (1989). SAE J452. General information: chemical compositions, mechanical and physical properties of SAE aluminum castings alloys. *SAE International*.
- SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. (1998). SAE J1099. Technical Report on Low Cycle Fatigue Properties Ferrous and Non-Ferrous Materials. *SAE International*.
- SONSINO, C.M.; ZIESE, J. (1993). Fatigue strength and applications of cast aluminium alloy with different degrees of porosity. *International Journal of Fatigue*, v.15, n.2, p.75-84.
- SPENCER, D.B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. (1972). Rheological behavior of Sn-15 pct.

- SOUZA, S. G. S; FREDERICO, G. A. HERING; ANDRÉ, R. TASSIN. (1993). Fundição sob pressão: é possível produzir peças em várias ligas. FS - Fundição e Serviço, ano III, n° 19, Abril/Maio, p 12-18. Aranda editora técnica LTDA.
- STANZL-TSCHEGG, S.E.; MAYER, H.R.; BESTE, A.; KROLL, S. (1995). Fatigue and fatigue crack propagation in AlSi7Mg cast alloys under in-service loading conditions. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.2, p.145-155.
- SURESH, S (1998). *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press. Cambridge.
- THOMAS, G.B. (1987). The case for standards in high temperature fatigue. In: HIGH TEMPERATURE FATIGUE: Properties and Prediction. Skelton, R.P. ed.Elsevier, London.
- TODINOV, M.T. (1998). A probabilistic method for predicting fatigue life controlled by defects. *Materials Science and Engineering A*, v.255A, p.117-123.
- TOHRIYAMA, S.; KUMANO, M. (1995). Influence of material and mechanical properties on thermal fatigue life of aluminum castings. In: ALUMINUM APPLICATION FOR AUTOMOTIVE DESIGN, Detroit, 1995. *Proceedings*. Warrendale, SAE. p.47-57.
- TOMKINS, B. & WAREING, J. (1977). Elevated temperature fatigue interactions in engineering materials. *Metal Science* 11, 414-424.
- VASUDEVAN, A.K. & DOHERT, R. (1987). Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. *Acta Metallurgica*, 35, p.1193-1219.
- VELASCO, E.; COLÁS, R.; VALTIERRA, S.; MOJICA, J.F. (1995). A model for thermal fatigue in an aluminum casting alloy. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.6, p.399-406.
- VERDU, C.; CERCUEIL, H.; COMMUNAL, S.; SAINFORT, P.; FOUGERES, R. (1996). Microstructural aspects of damage mechanisms of Al-7Si-Mg alloys. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.1449-1454.
- VORREN, O.; EVENSEN, J.E.; PEDERSEN, T.B. (1984). Microstructure and mechanical properties of AlSi(Mg) casting alloys. *AFS Transactions*, v.92, p.459-466.
- WANG, Q.G.; CÁCERES, C.H. (1997). Mg effects on the eutectic structure and tensile properties of Al-Si-Mg alloys. *Materials Science Forum*, v.242, p.159-164.
- WANG, Q.G.; CÁCERES, C.H. (1998). The fracture mode in Al-Si-Mg casting alloys. *Materials Science and Engineering A*, v.241A, p.72-82.
- WAREING, J. (1983). Mechanisms of high temperature fatigue and creep-fatigue failure in engineering materials. In: FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE.Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.

- WELLS, C.H. (1979). High-temperature fatigue. In: Fatigue and microstructure. Metals Park, ASM, p.307-331.
- WICKBERG, A.; GUSTAFSSON, G.; LARSSON, L.E. (1984). Microstructural effects on the fatigue properties of a cast Al7SiMg alloy. *SAE Transactions*, v.93, p.728-735.
- YOUNG, P.; EISEN, P. (2000). SSM (semi-solid metal) technological alternatives for different applications. *Metallurgical Science and Technology*, v.18, n.2, December, p.11-15.
- YU, Y.B.; SONG, P.Y.; KIM, S.S.; LEE, J.H. (1999). Possibility of improving tensile strength of semi- solid processed A356 alloy by a post heat treatment at an extremely high temperature. *Scripta Materialia*. v.41, n.7, p.767-771.
- ZHANG, D.L. (1996). Precipitation of excess silicon during heat treatment of cast Al-7wt%Si-0.4wt%Mg alloy. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.771-776.