Comportamento da liga de alumínio A356-T6 fundida e tixoextrudada sob fadiga isotérmica e termomecânica

Valdinei Ferreira da Silva

Tese apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek W. Bose Filho

São Carlos - 2004

À minha esposa Isabel,
pelo apoio, estímulo
e compreensão.

“Só é livre o homem que pensa através de suas próprias idéias, que sente através de suas próprias aspirações e luta por aquilo que deseja.”

George Bernard Shaw

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Waldek Wladimir Bose Filho pela orientação, amizade, conhecimento e discernimento ao longo deste trabalho.

Ao Professor Dr. Dirceu Spinelli pela co-orientação, amizade, conhecimento e apoio durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Dr. Carlos C. Engler Pinto Jr. pelo suporte técnico, amizade, e apoio possibilitando o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Professor Dr. Maurizio Ferrante e sua equipe de pesquisadores do DEMa - UFSCar pelo processamento e fornecimento de parte importante do material utilizado neste trabalho.

Ao Dr. Ricardo Fuoco, pesquisador do IPT, pela ajuda importante no direcionamento deste trabalho.

A Fundição Antonio Prats Masó Ltda pelo fornecimento do material fundido em molde permanente.

A todos os colegas, funcionários e demais professores do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos - USP pelo apoio e amizade.

A Tecumseh do Brasil Ltda pelo apoio para finalização deste trabalho.

A FAPESP – Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo pelo financiamento deste trabalho, tornando possível a sua realização.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS..... i
LISTA DE TABELAS..... ix
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS..... xi
RESUMO..... xv
ABSTRACT..... xvi
1. INTRODUÇÃO..... 1
2. REVISÃO DA LITERATURA..... 3
2.1 Liga de alumínio A356..... 3
2.1.1 Modificadores do silício do eutético..... 4
2.1.2 Inclusões não-metálicas..... 5
2.1.3 Fases intermetálicas..... 5
2.1.4 Microporosidade e refino de grão..... 8
2.1.5 Defeitos e tenacidade à fratura..... 10
2.1.6 Taxa de solidificação e SDAS..... 11
2.2 Ligas metálicas no estado semi-sólido..... 12
2.2.1 Aspectos gerais..... 12
2.2.2 Aspectos microestruturais..... 18
2.2.3 Aspectos reológicos..... 26
2.2.4 Aspectos tecnológicos..... 28
2.3 Fadiga em temperaturas elevadas..... 35
2.3.1 Comportamento dos materiais em temperaturas elevadas..... 35
2.3.2 Resistência à fadiga em temperaturas elevadas..... 36
2.3.3 Interação fadiga-fluência..... 38
2.3.4 Fadiga de baixo ciclo..... 39
2.3.5 Dano e início de trincas em temperaturas elevadas..... 43
2.3.6 Fadiga termomecânica em ligas metálicas..... 50
2.3.7 Deformação mecânica e deformação térmica..... 55
2.3.8 Fadiga termomecânica em ligas de alumínio..... 57

2.3.9 FTM em-fase e fora-de-fase..... 61
2.3.10 Modelos de previsão de vida..... 62
3. MATERIAIS E MÉTODOS..... 74
3.1 Material..... 74
3.2 Análise química..... 75
3.3 Processamento do material..... 75
3.3.1 Fundido em molde permanente 75
3.3.2 Liga A356-T6 processada no estado semi-sólido..... 76
3.4 Corpos de prova..... 78
3.5 Tratamentos térmicos..... 79
3.6 Análises metalográficas..... 79
3.7 Ensaios de dureza..... 80
3.8 Ensaios de tração..... 80
3.9 Módulo de elasticidade..... 81
3.10 Ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica..... 81
3.11 Sistema de ensaios..... 86
3.11.1 Sistema de aquecimento..... 86
3.11.2 Sistema de medição de temperatura..... 86
3.11.3 Máquina de ensaios..... 87
3.11.4 Sistema de monitoramento e controle..... 89
3.11.5 Programas de controle e aquisição de dados..... 91
3.12 Análise das superfícies de fratura..... 92
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO..... 93
4.1 Análise química..... 93
4.2 Análise metalográfica..... 94
4.3 Ensaios de dureza e microdureza..... 99
4.4 Ensaios de tração..... 101
4.5 Módulo de elasticidade..... 102
4.6 Ensaios de fadiga isotérmica..... 104
4.6.1 Comportamento cíclico..... 104
4.6.2 Vida em fadiga isotérmica..... 112
4.6.3 Observações microestruturais..... 125

4.7 Ensaios de fadiga anisotérmica..... 128
4.7.1 Comportamento cíclico..... 128
4.7.2 Vida em fadiga anisotérmica..... 136
4.7.3 Observações microestruturais..... 144
4.8 Comparação entre fadiga isotérmica e anisotérmica..... 147
4.9 Análise das superfícies de fratura..... 159
6. CONCLUSÕES..... 164
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... 167

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Influência do teor de ferro, taxa de solidificação e SDAS sobre a tenacidade à fratura, ductilidade e tamanho das partículas de silício..... 7

Figura 2.2 Ilustração esquemática da formação dos vazios por micro-contração nos contornos de grãos e a influência do tamanho de grão..... 9

Figura 2.3 Influência da taxa de solidificação e SDAS sobre a resistência mecânica e ductilidade de um fundido da liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg..... 10

Figura 2.4 Correlação entre SDAS, tamanho de grão e tempo de solidificação local para a liga de alumínio Al-4,5Cu..... 12

Figura 2.5 Rotas de processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido..... 16

Figura 2.6 Diagrama de fase binário mostrando a classificação das ligas de acordo com a composição..... 19

Figura 2.7 Evolução microestrutural ocorrida durante a agitação do material parcialmente solidificado..... 21

Figura 2.8 Microestrutura de uma liga Al-7Si-0,6Mg solidificada convencionalmente e sob agitação eletromagnética..... 22

Figura 2.9 Microestrutura de uma liga Al7Si0,6Mg após refusão parcial a 580^0C..... 25

Figura 2.10 Comportamentos reológicos de diferentes substâncias..... 27

Figura 2.11 Propriedades mecânicas de tração de peças fabricadas com a liga A356 tixofundida..... 34

Figura 2.12 Comportamento sob fadiga da liga A356 tixofundida..... 34

Figura 2.13 Amplitude de deformação total em função do número de reversos para falhar..... 41

Figura 2.14 Ciclo de histerese tensão-deformação ideal resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo..... 42
Figura 2.15 Esquema de carregamento em fadiga. Mapa dos mecanismos de vida em fadiga como função da temperatura..... 46
Figura 2.16 Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trincas por fadiga..... 49
Figura 2.17 Variação da deformação plástica em função da vida para liga AISI A286..... 49
Figura 2.18 Comparação esquemática entre os ensaios de fadiga térmica e fadiga termomecânica..... 54
Figura 2.19 Exemplo de um ciclo de histerese anisotérmico..... 56
Figura 2.20 Comparação da vida entre ensaios de FTM em-fase e fora-de-fase para liga de alumínio 2xxx-T4..... 60
Figura 2.21 Formas de ciclos normalmente utilizados nos ensaios de fadiga termomecânica..... 61
Figura 2.22 Representação esquemática da partição da variação da deformação inelástica em quatro componentes..... 65
Figura 2.23 Representação esquemática das relações fadiga-vida para a partição da variação da deformação..... 66
Figura 2.24 Esquema mostrando a diferença entre duas equações inelásticas..... 72
Figura 3.1 Fundido em molde permanente completo..... 76
Figura 3.2 Conjunto de três cilindros da liga de alumínio-silício A365 obtidos pelo processamento no estado semi-sólido..... 77
Figura 3.3 Corpo de prova de fadiga isotérmica e anisotérmica..... 78
Figura 3.4 Corpo de prova de tração para diversas temperaturas..... 78
Figura 3.5 Corpos de prova usinados e polidos, fundido em molde permanente e cilindro processado no estado semi-sólido..... 79
Figura 3.6 Temperatura, deformação térmica, mecânica e total em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM em-fase..... 83
Figura 3.7 Temperatura, deformação térmica, mecânica e total em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM fora-de-fase..... 83

Figura 3.8 Temperatura e tensão em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM em-fase..... 84
Figura 3.9 Temperatura e tensão em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM fora-de-fase..... 84
Figura 3.10 Visão geral do sistema de ensaios mostrando o forno de indução e a máquina servo-hidráulica MTS 810..... 88
Figura 3.11 Sistema de garras, pirômetro infravermelho e extensômetro para os ensaios de fadiga isotérmica..... 88
Figura 3.12 Detalhe do corpo de prova, da bobina de indução, do sistema de refrigeração auxiliar das garras e do extensômetro de hastes cerâmicas, para os ensaios de fadiga anisotérmica..... 89
Figura 3.13 Esquema do ensaio de fadiga termomecânica..... 90
Figura 3.14 Micro-computador IBM-PC e sistema de aquisição de dados HP3852A..... 91
Figura 4.1 Micrografias de amostras dos corpos de prova da liga A356 fundida, na condição bruto de fusão..... 95
Figura 4.2 Micrografias de uma amostra de um corpo de prova da liga A356 fundida, na condição T6..... 96
Figura 4.3 Micrografias de amostras dos corpos de prova da liga A356 tixoextrudada na condição como recebido..... 97
Figura 4.4 Micrografias de amostras dos corpos de prova da liga A356 tixoextrudada na condição T6..... 98
Figura 4.5 Módulo de elasticidade em função da temperatura para a liga A356 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 103
Figura 4.6 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC. Liga A356-T6 FMP..... 105
Figura 4.7 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC. Liga A356-T6 FMP..... 105
Figura 4.8 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC. Liga A356-T6 FMP..... 106
Figura 4.9 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 FMP. 106

Figura 4.10 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC. Liga A356-T6 TE..... 107
Figura 4.11 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC. Liga A356-T6 TE..... 107
Figura 4.12 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC. Liga A356-T6 TE..... 108
Figura 4.13 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC. Liga A356-T6 TE..... 108
Figura 4.14 Tensão máxima e mínima em função do número de ciclos. Fadiga isotérmica 120 e 280ºC..... 109
Figura 4.15 Deformação inelástica máxima e mínima em função do número de ciclos. Fadiga isotérmica 120 e 280ºC..... 109
Figura 4.16 Energia de deformação inelástica total em função do número de ciclos. Fadiga isotérmica 120 e 280ºC..... 110
Figura 4.17 Energia de deformação de Ostergren em função do número de ciclos. Fadiga isotérmica 120 e 280ºC..... 110
Figura 4.18 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Fadiga isotérmica 120°C. Liga A356-T6 FMP..... 116
Figura 4.19 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Fadiga isotérmica 280°C. Liga A356-T6 FMP..... 117
Figura 4.20 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Fadiga isotérmica 120°C. Liga A356-T6 TE..... 117
Figura 4.21 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Fadiga isotérmica 280°C. Liga A356-T6 TE..... 118
Figura 4.22 Gráfico de amplitude de deformação – vida para a liga A356-T6 fundida. Norma SAE J1099..... 118
Figura 4.23 Variação da deformação mecânica em função do número de ciclos para falhar. Fadiga isotérmia da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 121
Figura 4.24 Variação da deformação inelástica em função do número de ciclos para falhar. Fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 121

Figura 4.25 Variação da tensão em função do número de ciclos para falhar. Fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 122
Figura 4.26 Tensão máxima em função do número de ciclos para falhar. Fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 122
Figura 4.27 Energia inelástica total em função do número de ciclos para falhar. Fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 123
Figura 4.28 Energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar. Fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 123
Figura 4.29 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 120°C da liga A356-T6 fundida..... 126
Figura 4.30 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 280°C da liga A356-T6 fundida..... 126
Figura 4.31 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 120°C da liga A356-T6 tixoextrudada..... 127
Figura 4.32 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 280°C da liga A356-T6 tixoextrudada..... 127
Figura 4.33 Histerese tensão-deformação mecânica. Fadiga termomecânica em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida..... 129
Figura 4.34 Histerese tensão-deformação inelástica. Fadiga termomecânica em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida..... 129
Figura 4.35 Histerese tensão-deformação mecânica. Fadiga termomecânica fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida..... 130
Figura 4.36 Histerese tensão-deformação inelástica de fadiga termomecânica fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida..... 130
Figura 4.37 Histerese tensão-deformação mecânica de fadiga termomecânica em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada.... 131

Figura 4.38 Histerese tensão-deformação inelástica de fadiga termomecânica em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada..... 131
Figura 4.39 Histerese tensão-deformação mecânica de fadiga termomecânica fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada..... 132
Figura 4.40 Histerese tensão-deformação inelástica de fadiga termomecânica fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada..... 132
Figura 4.41 Tensão máxima e mínima em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida e tixoextrudada. Fadiga termomecânica, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%..... 133
Figura 4.42 Deformação inelástica máxima e mínima em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida e tixoextrudada. Fadiga termomecânica, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%..... 133
Figura 4.43 Energia de deformação inelástica total em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida e tixoextrudada. Fadiga termomecânica, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%..... 134
Figura 4.44 Energia de deformação de Ostergren em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida e tixoextrudada. Fadiga termomecânica, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%..... 134
Figura 4.45 Variação da deformação mecânica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmicos da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 141
Figura 4.46 Variação da deformação inelástica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmicas da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 141
Figura 4.47 Variação da tensão em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 142
Figura 4.48 Tensão máxima em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 142

Figura 4.49 Energia inelástica total em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 143
Figura 4.50 Energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 143
Figura 4.51 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP. Ensaio de FTM em-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,4%..... 145
Figura 4.52 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP. Ensaio de FTM fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,4%..... 145
Figura 4.53 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 TE. Ensaio de FTM em-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,6%..... 146
Figura 4.54 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 TE. Ensaio de FTM fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,6%..... 146
Figura 4.55 Variação da deformação mecânica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 120 e 280ºC e termomecânica 120-280ºC..... 149
Figura 4.56 Variação da deformação inelástica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 120 e 280ºC e termomecânica 120-280ºC..... 150
Figura 4.57 Variação da Tensão em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 120 e 280ºC e termomecânica 120-280ºC..... 151
Figura 4.58 Tensão máxima em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 120 e 280ºC e termomecânica 120-280ºC..... 152
Figura 4.59 Energia inelástica total em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 120 e 280ºC e termomecânica 120-280ºC..... 153
Figura 4.60 Energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 120 e 280ºC e termomecânica 120-280ºC..... 154

Figura 4.61 Variação da deformação inelástica em função da variação da deformação mecânica para meia-vida..... 156
Figura 4.62 Variação da tensão em função da variação da deformação mecânica para meia-vida..... 157
Figura 4.63 Tensão máxima em função da variação da deformação mecânica para meia-vida..... 158
Figura 4.64 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP de fadiga isotérmica 280ºC. 300X..... 160
Figura 4.65 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga isotérmica 120ºC da liga A356-T6 FMP. 1000X..... 160
Figura 4.66 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga isotérmica 280ºC da liga A356-T6 FMP. 300X..... 161
Figura 4.67 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 280ºC da liga A356-T6 TE. 500X..... 161
Figura 4.68 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga isotérmica 120°C da liga A356-T6 TE. 1000X..... 162
Figura 4.69 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga isotérmica 120ºC da liga A356-T6 TE. 3000X..... 162
Figura 4.70 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova de FTM fora-de-fase da liga A356-T6 TE. 100X..... 163
Figura 4.71 Detalhe da micrografia anterior. Ensaio de fadiga termomecânica fora-de-fase. 500X..... 163

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Propriedades mecânicas de algumas ligas de alumínio..... 33

Tabela 3.1 Composição química nominal da liga de alumínio-silício A356, conforme norma SAE J452 (1989)..... 74

Tabela 3.2 Principais parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga isotérmico e anisotérmico..... 82

Tabela 4.1 Composição química da liga Al-7Si-0,3Mg fundida em molde permanente.e tixoextrudada..... 93

Tabela 4.2 Análise quantitativa de porosidade das amostras da liga fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 99

Tabela 4.3 Resultados dos ensaios de dureza da liga A356 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 99

Tabela 4.4 Resultados dos ensaios de microdureza Knoop ($HK_{0,1}$) da liga A356 fundida e tixoextrudada..... 100

Tabela 4.5 Resultados dos ensaios de tração da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 101

Tabela 4.6 Módulo de elasticidade em várias temperaturas para a liga A356 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 103

Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga fundida em molde permanente. Temperatura de 120°C..... 112

Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga fundida em molde permanente. Temperatura de 280°C..... 113

Tabela 4.9 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga tixoextrudada. Temperatura de 120°C..... 113

Tabela 4.10 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga tixoextrudada. Temperatura de 280°C..... 114

Tabela 4.11 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Fadiga isotérmica 120°C da liga A356-T6 fundida em molde permanente..... 114
Tabela 4.12 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Fadiga isotérmica 280°C da liga A356-T6 fundida em molde permanente..... 115
Tabela 4.13 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 120°C da liga A356-T6 tixoextrudada..... 115
Tabela 4.14 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica 280°C da liga A356-T6 tixoextrudada..... 116
Tabela 4.15 Relações Deformação-vida para os ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 120
Tabela 4.16 Expoente de encruamento e coeficiente de resistência cíclico dos ensaios de fadiga da liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada..... 120
Tabela 4.17 Principais resultados dos ensaios de fadiga termomecânica em-fase da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 120-280°C..... 136
Tabela 4.18 Principais resultados dos ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 120-280°C..... 137
Tabela 4.19 Principais resultados dos ensaios de fadiga termomecânica em-fase da liga A356-T6 tixoextrudada. Temperatura de 120-280°C..... 137
Tabela 4.20 Principais resultados dos ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase da liga A356-T6 tixoextrudada. Temperatura de 120-280°C..... 138

LISTA DE ABREVIATURAS, 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 ans Iron
SDAS	Espaçamento entre braços de dendritas secundárias
SIMA	*Strain induced, melt actived*
RAP	*Recrystallization and partial melting*
DC	*Direct chill casting*
fs	Fração sólida
T5	Envelhecimento artificial
T6	Solubilização e envelhecimento artificial
T7	Solubilização e superenvelhecimento
σ_e	Tensão de escoamento a 0,2%
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 a 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 elástica
$\Delta\varepsilon_m/2$	Amplitude de deformação mecânica
$\Delta\varepsilon_{in}/2$	Amplitude de deformação inelástica
$\Delta\varepsilon_{el}/2$	Amplitude de deformação elástica
n_c	Freqüência
T	Temperatura
d_g	Espessura do contorno de grão
D_b	Coeficiente de difusão do contorno de grão
$\dot{e}_{cr}$	Taxa de deformação crítica
s_y	Tensão de escoamento do material
Ω	Volume atômico
k	Constante de Boltzman
d_g	Tamanho de grão
T	Temperatura absoluta (K)
f_b	Fração em volume de partículas nucleadoras de cavidade no contorno de grão
d_p	Tamanho médio das partículas
$e(t)$	Deformação em função do tempo
$T(t)$	Temperatura em função do tempo

T_f	Temperatura de fusão
e_{tot}	Deformação total
e_m	Deformação mecânica
e_{th}	Deformação térmica ou dilatação térmica
$a(T)$	Coeficiente de dilatação térmica
T	Temperatura
T_{amb}	Temperatura ambiente
e_{in}	Deformação inelástica
s	Tensão medida
$E(T)$	Módulo de elasticidade em função da temperatura
e_{fl}	Deformação de fluência
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
$S\, n_i/N_i$	Somatória do número total de blocos de tensão com amplitudes diferentes
$S\, t_j/t_{Rj}$	Quantidade de dano acumulado por fluência
d	Fração de dano acumulada
c_f	Constante Coffin-Manson de freqüência modificada
k	Expoente Coffin-Manson de freqüência modificada
b	Expoente Coffin-Manson de freqüência modificada
De_{pp}	Deformação plástica em tração-compressão reversa
De_{cp}	Deformação por fluência em tração e plástica em compressão
De_{pc}	Deformação plástica em tração e fluência em compressão
De_{cc}	Veformação em 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
$\boldsymbol{b}$	Expoente de encruamento cíclico
E_{pp}	Inclinação aproximada da curva de encruamento
E_p	Constante de proporcionalidade para o regime plástico
S_e	Tensão de escoamento convencional
K	Coeficiente de resistência
n	Expoente de encruamento
e	Deformação convencional
S	Tensão convencional
n’	Expoente de encruamento cíclico
K’	Coeficiente de resistência cíclico
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
HBS	Dureza Brinell com esfera de aço
HK	Microdureza Knoop

RESUMO

SILVA, V.F. *Comportamento da liga de alumínio A356-T6 fundida e tixoextrudada sob fadiga isotérmica e termomecânica*. São Carlos, 2004. 177p. Tese (Doutorado) - Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

Gradientes térmicos induzidos no interior de componentes sujeitos a variações de temperatura durante o período de funcionamento podem provocar a ocorrência de tensões e deformações internas. A repetição destes ciclos térmicos pode causar a nucleação e a propagação de trincas por um processo denominado fadiga termomecânica. Este trabalho apresenta um estudo sobre o comportamento da liga de alumínio A356-T6, processada nas condições fundida e tixoextrudada, sob fadiga isotérmica e termomecânica. Foram realizados ensaios de fadiga de baixo ciclo isotérmica para as temperaturas de 120 e 280°C, e ensaios de fadiga termomecânica em-fase e fora-de-fase para a faixa de temperatura de 120 a 280°C. O material tixoextrudado apresentou melhor desempenho em fadiga nas condições isotérmica e anisotérmica (termomecânica) devido a uma microestrutura globular com menor nível de porosidade.

Palavras-chave: fadiga isotérmica; fadiga termomecânica; fundido, tixoextrusão, processamento no estado semi-sólido, liga de alumínio A356-T6.

ABSTRACT

SILVA, V.F. *Casting and tixoextruded A356-T6 aluminum alloy behavior under isothermal and thermomechanical fatigue*. São Carlos, 2004. 177p. Tese (Doutorado) - Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

Thermal gradients induced in components during service under temperature changes can cause internal stresses and strains. This cyclic thermal behavior can cause crack nucleation and propagation under a process denominated thermomechanical fatigue. Permanent mold casting and tixoextruded A356-T6 aluminum alloy behavior under isothermal and thermomechanical fatigue was study in this work. Isothermal low cycle fatigue tests were performed in temperatures of 120 and 280°C. In-phase and out-of-phase thermomechanical fatigue tests were carried out in temperature range from 120 to 280°C. The tixoextruded material presented better isothermal and thermomechanical fatigue performance due to a globular microstructure and lower porosity level.

Key-words: isothermal fatigue; thermomechanical fatigue; casting, tixoextruded, semi-solid processing, A356-T6 aluminum alloy.

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 causar a nucleação e a propagação de trincas por um processo denominado 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 conseqüência, 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 num processo de FTM. O estudo do comportamento mecânico e dos mecanismos de fratura destes materiais torna-se essencial para o 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, $\varepsilon(t)$, a um ciclo de temperatura em função do tempo, $T(t)$, segundo uma história termomecânica previamente estabelecida. 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 freqüências baixas, de modo que sejam evitados elevados gradientes de temperatura ao longo da secção do corpo de prova. Apesar da complexidade e do custo elevado, este é um ensaio mais científico, já que todos os parâmetros são controlados durante o ensaio. A determinação do comportamento mecânico dos materiais sob condições

anisotérmicas (FTM) possibilita o desenvolvimento e/ou verificação de modelos matemáticos mais precisos para serem utilizados no cálculo de tensões e deformações de componentes reais.

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 em que são requeridos redução de peso e bom desempenho em temperaturas elevadas. 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 cíclico destas ligas sob condições de temperaturas elevadas, tais como as encontradas em cabeçotes de motores à combustão interna.

A conformação de ligas no estado semi-sólido ou tixoconformação teve seu início de desenvolvimento aproximadamente trinta anos atrás. Atualmente, este processo já é bastante empregado em conformação de ligas de alumínio e magnésio. É uma tecnologia que oferece várias vantagens sobre os processos convencionais de fundição e forjamento, tais como, redução de macro-segregações, porosidades e energia de conformação mecânica, garantindo propriedades mecânicas próximas às dos materiais trabalhados. É um processo de conformação de metais em dois estágios (condicionamento microestrutural e conformação), utilizando matéria-prima com microestrutura globular sem a presença de dendritas para a obtenção de peças com formato próximo do final.

Além do desenvolvimento dos ensaios de FTM para ligas de Al, este trabalho tem como principal objetivo o estudo do comportamento da liga de alumínio A356-T6 sob condições de fadiga isotérmica e anisotérmica (FTM) numa faixa de temperatura entre 120 e 280°C. A liga utilizada foi processada de duas maneiras distintas: fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE), ou seja, conformada por extrusão no estado semi-sólido. Os principais resultados estão expressos através 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 A356

Segundo HETKE & GUNDLACH (1994), a liga de alumínio-silício-magnésio A356 (Al-7Si-0,3Mg) está entre as ligas mais fáceis de ser fundida através de diversas técnicas de fundição. Possui como principais características, boa resistência mecânica, alta resistência à corrosão, é tratável termicamente e é soldável, segundo ASM (1979) e ASM (1989). Esta liga é comumente utilizada na condição solubilizada e envelhecida artificialmente 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 subseqüente envelhecimento em temperaturas intermediárias entre 150 e 200°C, a fase Mg_2Si precipita na matriz de alumínio produzindo 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 tenacidade da matriz metálica podem ser controladas pela variação da temperatura e tempo de envelhecimento. A resistência varia inversamente com a ductilidade e 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 pode-se alcançar estas características: 1) através de sub-envelhecimento, 2) amolecimento através de superenvelhecimento, ou 3) através de melhoria da qualidade do fundido. Os

primeiros dois métodos resultam em diminuição da resistência mecânica, o último método aumenta a tenacidade e resistência mecânica.

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

2.1.1 Modificadores do silício do eutético

A modificação da fase eutética de silício é normalmente realizada através de pequenas adições de sódio (Na) ou estrôncio (Sr) à liga de alumínio fundido antes do vazamento, segundo GANIEV & VAKHOBOV (1983); BEUMLER et al. (1988). Ambos elementos alteram a morfologia da fase eutética de silício 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 aumenta a propagação de trincas, segundo WANG & CÁCERES (1998); DIGHE & GOKHALE (1997). A modificação é necessária para obtenção de máxima resistência e ductilidade.

O grau de modificação do silício pode variar de um fraco refinamento, obtendo plaquetas de silício até uma modificação completa, obtendo fibras refinadas de silício. Segundo HETKE & GUNDLACH (1994), a quantidade necessária de Sr ou Na para promover uma completa modificação está fortemente relacionado 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. Entretanto, altas taxas de solidificação promovem um alto grau de modificação melhorando as propriedades mecânicas.

Outro tipo de modificação de silício eutético ocorre durante o tratamento de solubilização. As temperaturas de solubilização são altas suficientes para permitir migração de silício e esferoidização. As partículas de silício do eutético sofrem parcial dissolução e aglomeração. 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 começar a oxidar. Inclusões de óxidos, as quais podem ser muito grandes, não são prontamente molhadas pela liga fundida e agem como descontinuidades o que reduz drasticamente a resistência mecânica e ductilidade. Além disso, podem reduzir bastante a resistência à fadiga diminuindo a 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 o aparecimento de defeitos no fundido. Com o tempo elas se fixam no fundo do cadinho. Ambos, óxidos e lamas devem ser removidos através de filtragem do metal líquido antes de 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, as quais 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 com concentradores de tensão, ajudando a iniciação de trincas reduzindo a tenacidade à fratura, segundo VERDU et al. (1996) e a resistência à fadiga, segundo MADELAINE-DUPUICH & STOLARZ (1996).

Segundo HETKE & GUNDLACH (1994) ferro e cobre são as principais impurezas na liga 356. Ferro é particularmente nocivo porque forma plaquetas aciculares que reduzem significantemente 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 manganês, o ferro forma uma fase eutética mais compacta, $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ tipo escrita chinesa, que é menos prejudicial as propriedades mecânicas, segundo CREPEAU (1998).

CREPEAU (1998) realizou estudos aprofundados sobre o efeito da adição de 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 para anular o efeito deletério do ferro nas propriedades mecânicas. A Figura 2.1 apresenta a influência do teor de ferro, taxa de solidificação e *SDAS* (espaçamento entre braços de dendritas secundárias) sobre a tenacidade à fratura, ductilidade e tamanho das partículas da fase silício β na liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg.

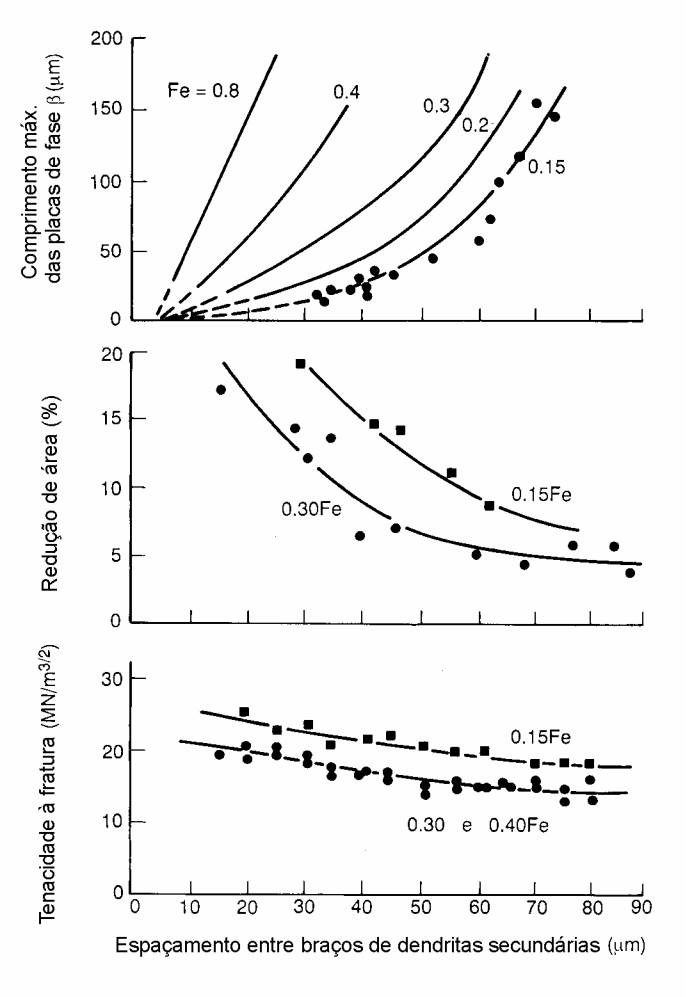


Figura 2.1 Influência do teor de ferro, taxa de solidificação e SDAS sobre a tenacidade à fratura, ductilidade e tamanho das partículas da fase silício ***b*** *na liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg (CAMPBELL, 1991).*

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. Porosidade provocada por gás é controlada através do nível de hidrogênio dissolvido no metal líquido. A maioria das fundições tem grande cuidado na desgaseificação do banho para minimizar a porosidade por gás. Sem controle 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-contração 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 da liga A356 quando corretamente projetado e propriamente processado, podem exibir baixo nível de porosidade por contração, 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 micro-contrações 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 contração final sólido-líquido é interrompida e os vazios de micro-contrações se formam. Conseqüentemente, o tamanho do vazio de contração é determinado em grande parte pelo tamanho do grão: grãos maiores produzem maiores vazios de contração, ao passo que, grãos menores promovem pequenos vazios. A Figura 2.2 apresenta uma ilustração esquemática da formação dos vazios por micro-contração nos contornos de grãos e a influência do tamanho de grão.

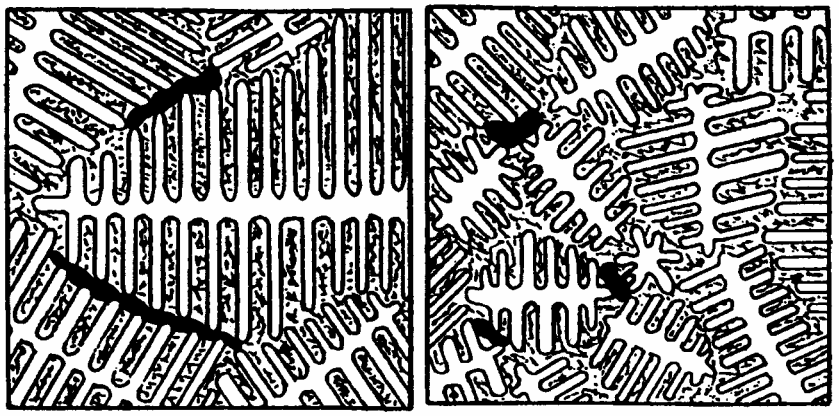


Figura 2.2 Ilustração esquemática da formação dos vazios por micro-contração nos contornos de grãos e a influência do tamanho de grão (HETKE & GUNDLACH, 1994).

Níveis elevados de impurezas produzem fases intermetálicas que precipitam nos contornos de grãos impedindo o fluxo de metal líquido e, assim, aumentando a propensão à micro-contrações.

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 *SDAS* sobre a resistência mecânica e ductilidade de um fundido da liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg está bem demonstrado na Figura 2.3 (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.

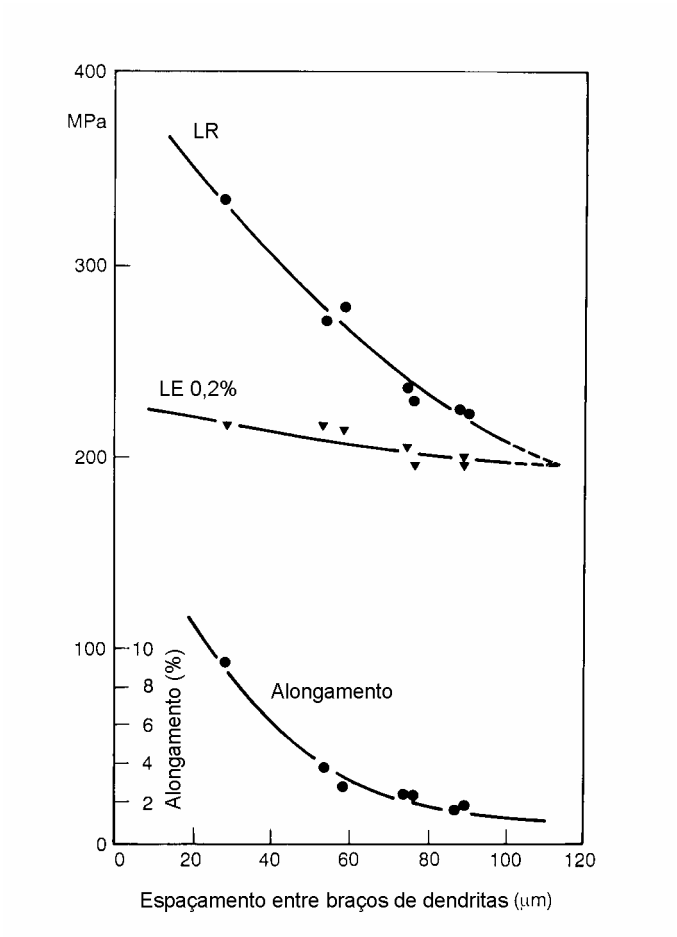


Figura 2.3 Influência da taxa de solidificação e SDAS sobre a resistência mecânica e ductilidade de um fundido da liga de alumínio Al-7Si-0,4Mg (CAMPBELL, 1991).

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 sobre as 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 tem 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-contração e inclusões não-metálicas, podem constituir descontinuidade. O tamanho e distribuição da fase eutética de silício, fases intermetálicas e inclusões contribuem para determinar a 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 contração são pequenos e minizados, 3) os óxidos são removidos, 4) impurezas são reduzidas ao mínimo e 5) a microestrutura exibe espaçamento entre braços dendríticos muito pequeno.

2.1.6 Taxa de solidificação e *SDAS*

Taxas de solidificação elevadas produzem benefícios microestruturais significativos que resultam em melhoria substancial das propriedades mecânicas do fundido. A solidificação rápida reduz o tamanho de grão e refina e dispersa a porosidade por contração. 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 a 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 possibilitam 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 esse 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 2.4 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.

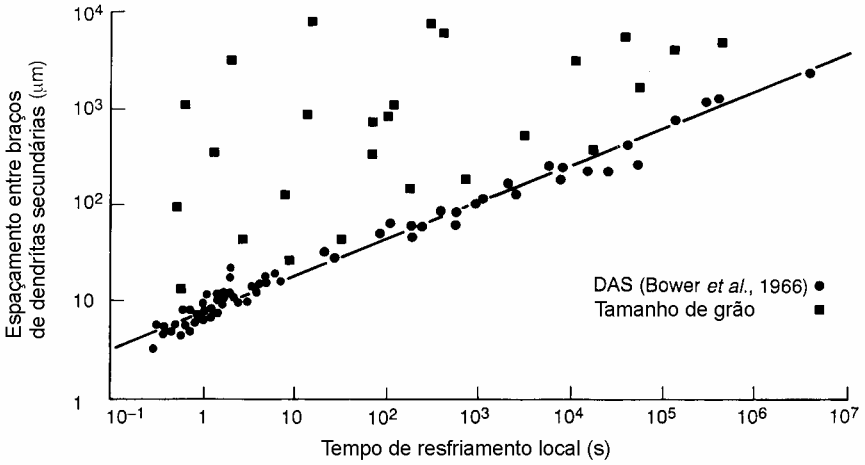


Figura 2.4 Correlação entre SDAS, tamanho de grão e tempo de solidificação local para a liga de alumínio Al-4,5Cu (CAMPBELL, 1991).

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 peças próximo da 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 Professor 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 conseqüência disto 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 numa certa faixa 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 ligas de cobre processadas no estado semi-sólido, segundo ASM (1988).

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 condicionamento microestrutural, e a conformação deste. O processo de condicionamento do material de partida visa a obter uma microestrutura de grãos finos e equiaxiais (não dendríticos), o que proporcionará 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, através 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); 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 dentrítica, através de um tratamento termomecânico. Os principais tratamentos desta categoria são: *SIMA* (*strain induced, melt actived*), descrito por CHOI & PARK (1998) e *RAP* (*recrystallization and partial melting*), os quais tem como procedimento 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.

Também pode-se encontrar na literatura 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, os quais 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, o qual 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 de processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido são apresentadas na Figura 2.5.

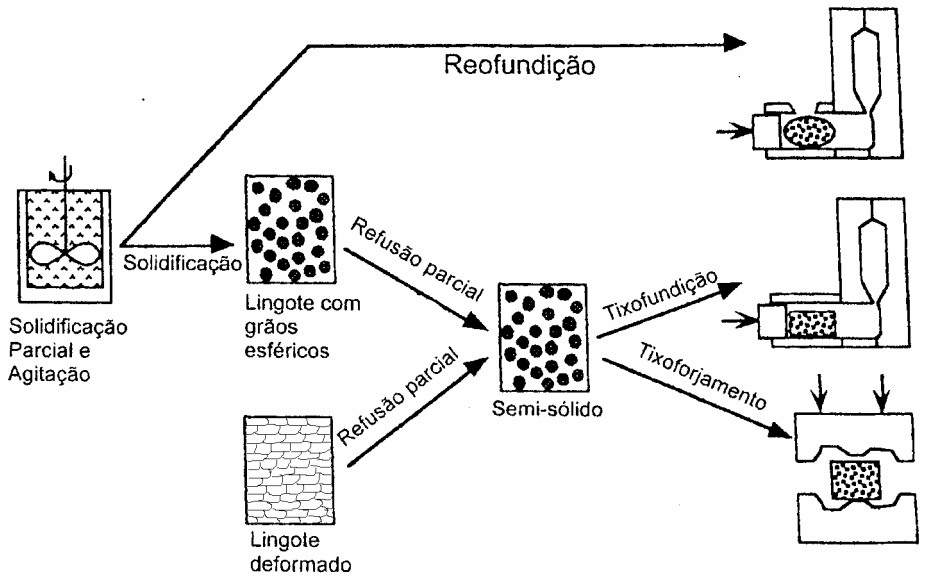


Figura 2.5 Rotas de processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido. (FREITAS, 2001)

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, a qual é 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 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 no processamento desta.
- Baixo nível de defeitos: peças produzidas no estado semi-sólido mostram uma boa homogeneidade e apresentam uma 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 melhoria no desenho dos moldes.
- Obtenção de seções finas: devido às altas pressões aplicadas pode-se conseguir uma perfeita solidificação de seções finas numa 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, com isto, pode-se conseguir peças com geometrias complexas e a quantidade de defeitos é minimizada.

A maioria das vantagens citada implica em redução de custos e em melhoria das 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 incompleto preenchimento do molde. 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 de 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 microestrutural desta, devido à segregação de fase líquida durante a conformação. Especialmente em aços, podem aparecer inclusões de óxidos, os quais devem ser eliminados no material de partida, antes da tixoformagem.

2.2.2 Aspectos microestruturais

O sistema semi-sólido.

O estado semi-sólido se caracteriza pela coexistência das fases sólida e líquida na estrutura da liga. Em condições de equilíbrio e a uma determinada temperatura, a quantificação e o arranjo das fases presentes numa liga são descritos

por um diagrama de fases. A Figura 2.6 mostra um exemplo genérico de um diagrama de fases binário, no qual pode-se distinguir quatro regiões: 1 – metal puro; 2 – região de solução sólida; 3 – região hipoeutética; 4 – região eutética.

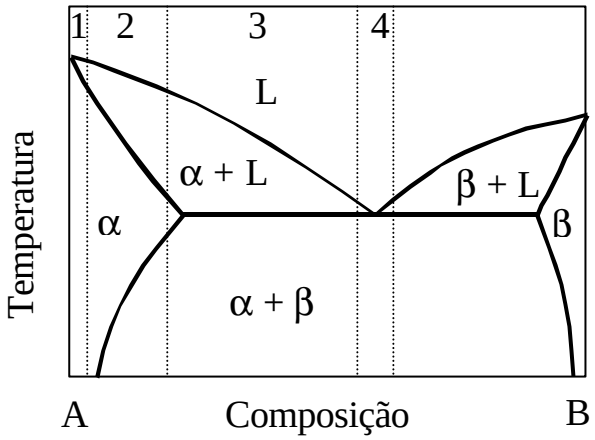


Figura 2.6 Diagrama de fase binário mostrando a classificação das ligas de acordo com a composição.

Considerando o sistema Al-Si, ligas contendo até 1,65% em peso de Si pertencem à região de solução sólida, e o eutético ocorre com 12,6% em peso de Si. Este é o caso da liga 356 (Al-7Si-0,4Mg), que é uma liga hipoeutética (região 3 da Figura 2.6), apresentando um grande intervalo de solidificação. Portanto, ligas como a 356 podem ser facilmente condicionadas no estado semi-sólido.

Aspectos microestruturais do condicionamento no estado líquido

Os processos que utilizam agitação do banho metálico durante a solidificação, seja de origem mecânica ou magnética, buscam essencialmente quebrar e/ou modificar a estrutura inicial dendrítica que ali está se desenvolvendo. Segundo FLEMINGS (1991), a principal transformação ocorrida durante estes processos, que é de grande interesse para os materiais semi-sólidos, é a esferoidização (ou globularização) das partículas sólidas. A mudança na forma destas partículas pode-se dar agitando a massa semi-sólida numa temperatura fixa dentro do intervalo S+L (condições isotérmicas) ou durante um resfriamento contínuo. No caso de um material, contendo uma microestrutura dendrítica, ser mantido sem agitação numa determinada temperatura no intervalo semi-sólido, a tendência é de que também haja

uma esferoidização de suas partículas. Entretanto, o tempo de tratamento deverá ser longo e o tamanho das partículas será relativamente grande. Portanto, este último procedimento não é normalmente utilizado. É necessário ao material de partida possuir uma microestrutura fina e globularizada, tanto por questões de conformabilidade como também para obter melhores propriedades mecânicas do produto acabado. Os estágios da alteração morfológica sofrida pela fase sólida em decorrência do processo de solidificação sob agitação são:

Fragmentação das dendritas: entre as teorias existentes, pode-se apontar como causas, a fratura das ramificações, a refusão de algumas "raízes" destas ramificações e a deformação plástica (dobramento) dos braços dendríticos. Todos estes eventos são provocados pela tensão de cisalhamento e pela criação de zonas de fluxo decorrentes da agitação do material.

Globularização dos fragmentos dendríticos: após a fragmentação da estrutura inicial, a microestrutura do material passa a ser composta por finas dendritas equiaxiais (rosetas), as quais começarão a engrossar e apresentar formas cada vez mais arredondadas devido ao caldeamento de suas ramificações. A Figura 2.7 ilustra essa transformação.

Crescimento das partículas e formação de aglomerados: à medida que as partículas vão se arredondando começará ocorrer processos de crescimento incluindo possíveis uniões sólido-sólido, que serão discutidos com mais detalhes no próximo item.

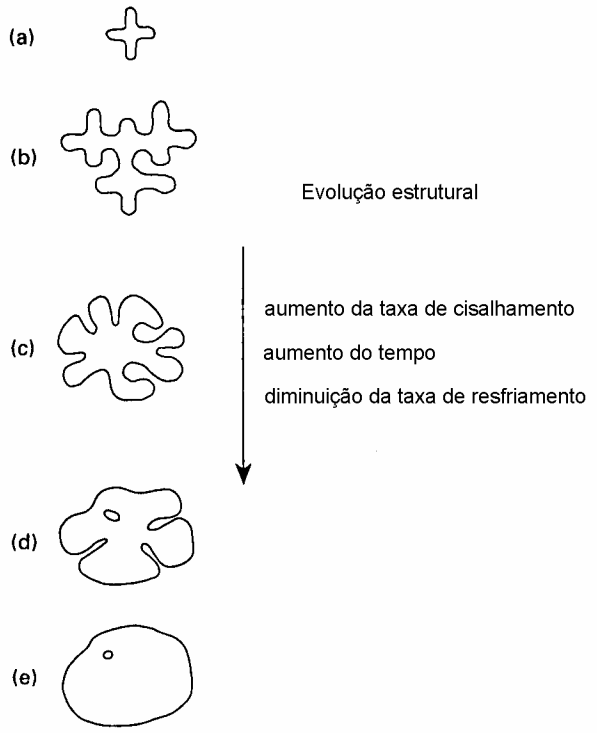


Figura 2.7 Evolução microestrutural ocorrida durante a agitação do material parcialmente solidificado. a) fragmento dendrítico inicial; b) crescimento dendrítico; c) roseta; d) roseta madura; e) esferoidizado (FLEMINGS, 1991).

A Figura 2.8 apresenta uma seqüência de micrografias que mostram as transformações da estrutura dendrítica durante a permanência de um material no estado semi-sólido. Nelas pode-se observar a influência do uso de agitação durante a solidificação. Pode-se observar pela Figura 2.8 que a melhor globularização das partículas é conseguida quando se parte de uma estrutura inicial dendrítica já fragmentada (pela agitação), onde as partículas ficam muito mais dispersas uma das outras no líquido, auxiliando o seu arredondamento. Outro aspecto importante a ser destacado é a quantidade de líquido que fica aprisionado no interior das partículas, verificada principalmente na liga solidificada convencionalmente. Segundo LOUÉ & SUÉRY (1995), isto ocorre devido ao coalescimento dos braços dendríticos, mecanismo que é favorecido pelo fato destes braços apresentarem direções cristalográficas coincidentes. O aprisionamento do líquido efetivamente reduz a fluidez do semi-sólido, dificultando seu escoamento na matriz ou molde.

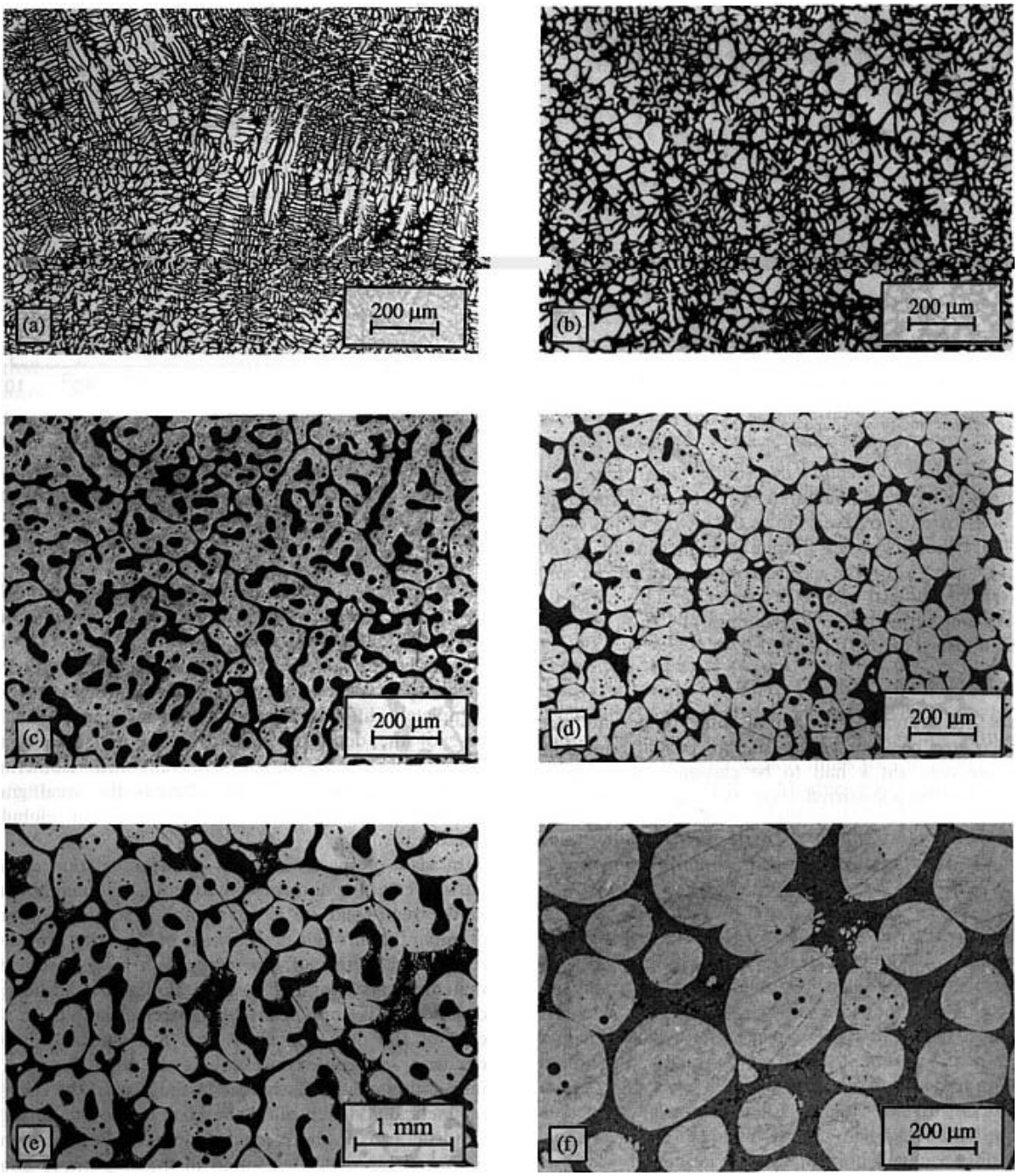


Figura 2.8 Microestrutura de uma liga Al-7Si-0,6Mg solidificada convencionalmente (a, c, e) e sob agitação eletromagnética (b, d, f): antes (a, b) e após refusão parcial, com tempos de permanência a 580°C, de 5 minutos (c, d) e 15 horas (e f) (LOUÉ & SUÉRY 1995).

Por fim, além da agitação mecânica, outros fatores também podem influenciar a evolução microestrutural de uma liga no estado semi-sólido. São eles: a presença de elementos inoculantes para refinar a microestrutura e a taxa de resfriamento imposta na solidificação. Ligas solidificadas com a presença de inoculantes apresentam uma microestrutura bastante refinada e isto auxilia na globularização das partículas sólidas. Quanto à taxa de resfriamento, taxas menores tendem a favorecer a globularização das partículas, diminuindo também a quantidade de líquido aprisionado, segundo LOUÉ & SUÉRY (1995).

Aspectos microestruturais do condicionamento no estado sólido

Os tratamentos termomecânicos constituem-se em alternativa aos processos que utilizam algum tipo de agitação durante a solidificação, e visam também a obtenção de uma microestrutura contendo partículas globularizadas quando o material estiver no estado semi-sólido. Neste tipo de tratamento aplica-se uma deformação no material solidificado que, depois, é parcialmente refundido. As mudanças microestruturais ocorrerão devido ao mecanismo de recristalização da estrutura deformada plasticamente. O processo denominado *SIMA* (*strain induced, melt actived*) é o mais utilizado neste tipo de condicionamento do material de partida: parte-se de um material trabalhado a quente (em geral, extrudado acima da temperatura de recristalização), aplica-se uma deformação a frio e, posteriormente, ele é aquecido até o intervalo S + L.

Outro processo também utilizado é o *RAP* (*recrystallization and partial remelting*), no qual deformação é realizada a quente, porém abaixo da temperatura de recristalização. Eventualmente, existem algumas alterações no procedimento descrito para o processo *SIMA*. Por exemplo, o trabalho a frio muitas vezes pode ser imposto a um material contendo uma estrutura bruta de fusão ao invés de partir de um lingote extrudado. Em geral, quando isto ocorre são realizados tratamentos de solubilização e homogenização do lingote solidificado convencionalmente, antes da realização do trabalho a frio.

A principal vantagem dos processos *SIMA* e *RAP* no condicionamento do material de partida é que eles requerem equipamentos convencionais para o trabalho de deformação e não exigem um controle rígido dos parâmetros de processo. Entretanto, há limitações quanto ao tamanho da peça a ser trabalhada, muitas vezes não se conseguindo obter um formato desejado desta para posterior tixoformagem.

Quando a liga previamente deformada é levada ao estado semi-sólido, os mecanismos que promovem a recristalização são ativados e a transformação já começa a ocorrer durante o período de aquecimento, sendo finalizada com pouco tempo de permanência do material no intervalo S + L. Obviamente, para que o processo de recristalização se desenvolva, deve haver uma quantidade mínima de energia absorvida no material, sendo que esta energia está diretamente relacionada com o seu grau de deformação plástica. Por isto, o controle da etapa de deformação é importante para que se consiga uma microestrutura satisfatória da liga. Os estudos realizados por LOUÉ & SUÉRY (1995), mostraram que uma deformação prévia de 30% é suficiente para que haja uma globularização rápida e completa das partículas sólidas. Segundo esses autores, acima deste valor não há alterações significativas na microestrutura da liga recristalizada.

O tamanho das partículas sólidas obtidas através de tratamentos termomecânicos está na faixa de 50 a 75μm. A princípio, alguns fatores poderiam influenciar no tamanho de partícula, além evidentemente do grau de deformação. São eles:

- composição da liga: a presença de precipitados que sirvam como centros nucleadores para a recristalização ou impeçam o crescimento de partículas, pode favorecer a obtenção de um tamanho menor;
- direção de deformação: há indícios de que promovendo uma deformação isotrópica no material, via, por exemplo, laminações em diferentes direções, conseguem-se menores partículas no material semi-sólido. Isto porque poderia evitar-se o rápido coalescimento das partículas com direções cristalográficas

coincidentes (devido a texturização do material); mecanismo semelhante e já mencionado na transformação da estrutura dendrítica;

- estrutura inicial do material antes da deformação: neste caso, parece que independente do tipo da estrutura bruta de fusão apresentada pelo material (dendritas finas ou grosseiras), após aplicação dos tratamentos termomecânicos e posterior refundição parcial, a microestrutura da liga recristalizada é praticamente a mesma.

Estes três fatores ainda não foram estudados com mais pormenores e, por isto, poucas são as informações disponíveis. A figura 2.9 apresenta uma seqüência de micrografias mostrando a evolução microestrutural decorrente do processo *SIMA*.

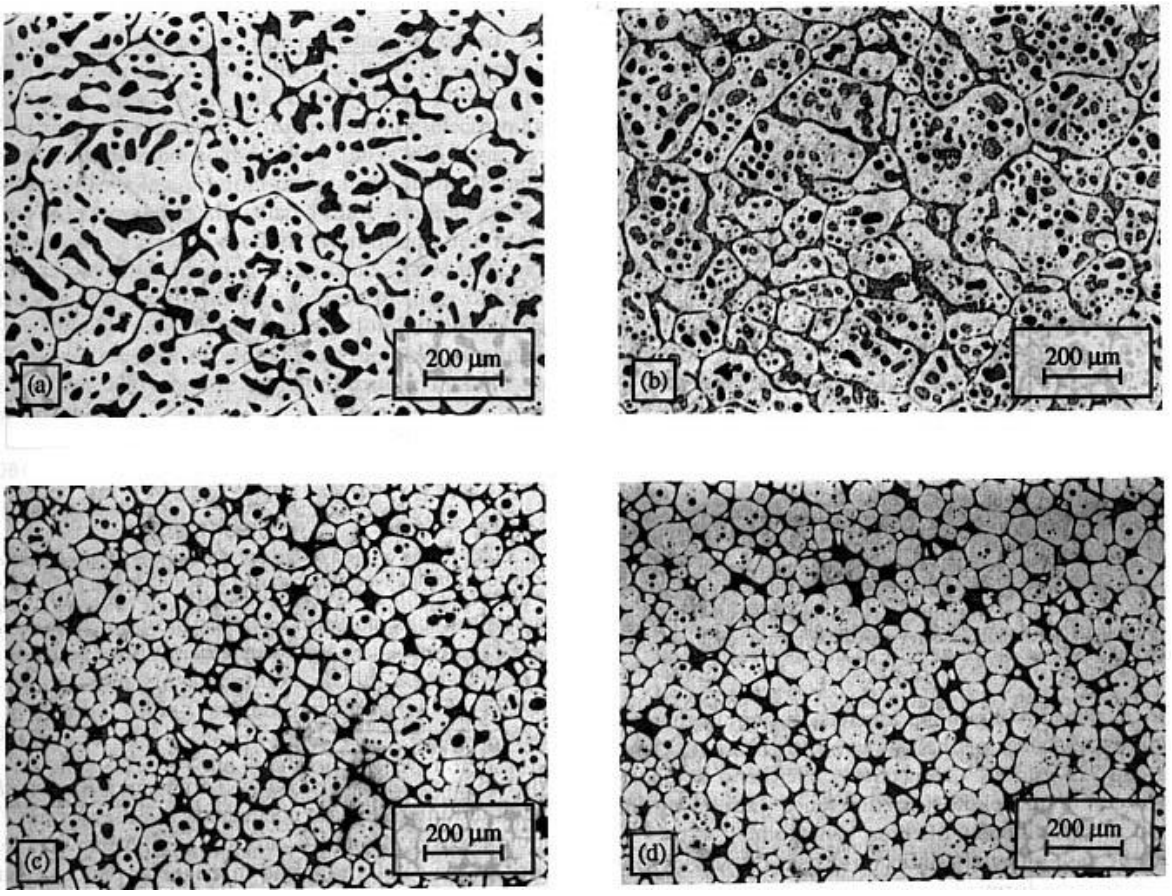


Figura 2.9 Microestrutura de uma liga Al7Si0,6Mg após refusão parcial a 580^{0}C. Esta liga foi previamente fundida (convencionalmente) e laminada a frio com diferentes graus de deformação de (a) 0%, (b) 10%, (c) 20% e (d) 40%. O tempo de permanência no estado semi-sólido foi de 30s (LOUÉ & SUÉRY, 1995).

2.2.3 Aspectos reológicos

A reologia é o estudo da deformação e do escoamento da matéria quando submetida a um sistema de forças. Como o estado semi-sólido é caracterizado pela coexistência das fases sólida e líquida, estudos reológicos aplicados a materiais neste estado devem considerar a ocorrência de fluxo conjunto de ambas as fases durante a deformação. Isto torna mais complexo o entendimento deste sistema quando comparado com estudos realizados em materiais totalmente sólidos ou líquidos. Devido à crescente utilização de materiais no estado semi-sólido, diversos estudos recentes sobre o comportamento reológico desses materiais foram realizados por: FERRANTE & FREITAS (1999), GEBELIN et al. (1999), GEINDREU & ARIAULT (1999) e IWASAKI et al. (1998).

Os materiais podem ser classificados segundo seu comportamento reológico em materiais ideais e não-ideais.

Materiais ideais.

- Sólido elástico ideal hookeano: relação linear entre tensão e deformação.
- Sólido elástico ideal não-hookeano: relação não linear entre tensão e deformação.
- Fluido viscoso ideal newtoniano: relação linear entre a tensão de cisalhamento e a taxa de cisalhamento. O coeficiente de proporcionalidade é a viscosidade que mede a resistência que o material oferece ao escoamento. O inverso da viscosidade é a fluidez.

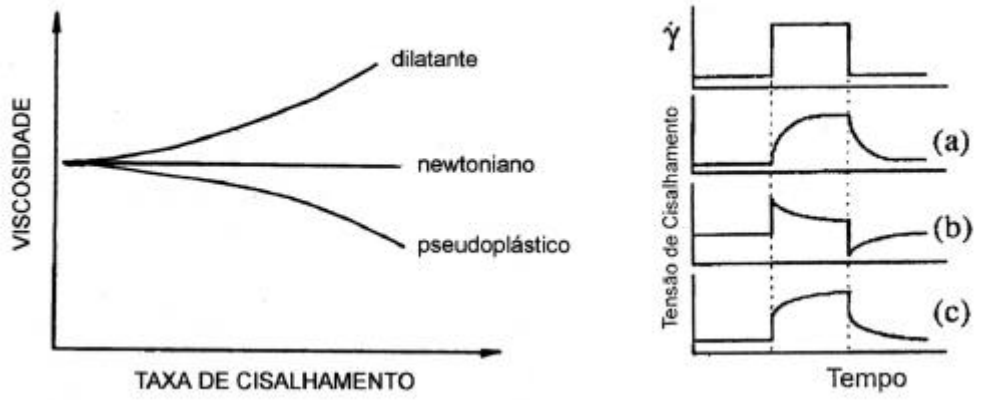
Materiais não-ideais.

- Fluidos independentes do tempo (não-newtonianos)
  - Fluídos pseudoplásticos: viscosidade diminui com o aumento da tensão ou taxa de cisalhamento

- Fluidos dilatantes: viscosidade aumenta com o aumento da tensão ou taxa de cisalhamento

- Fluidos dependentes do tempo
  - Fluidos tixotrópicos: viscosidade diminui com o tempo quando o material é submetido a uma tensão de cisalhamento constante.
  - Fluido reopéxicos:viscosidade aumenta com o tempo quando o material é submetido a um cisalhamento constante.
  - Materiais viscoelásticos: apresentam características deformacionais que incluem deformação elástica e escoamento viscoso.
  - Matérias viscoplásticos: Apresentam alguma fluidez somente quando a tensão aplicada atinge a sua tensão de escoamento.

Pode-se afirmar que todo fluido tixotrópico é pseudoplástico assim como todo fluido reopéxico é dilatante, entretanto o inverso não é válido. A Figura 2.10 apresenta exemplos de comportamentos de alguns fluídos.



A) *B)*

Figura 2.10 Comportamentos reológicos de diferentes substâncias. A) Taxa de cisalhamento em função da viscosidade para diversos fluidos. B) Tensão de cisalhamento em função do tempo para taxa de cisalhamente constante: (a) viscoelásticas, (b) tixotrópicas e (c) reopéxicas.

As ligas deformadas no estado semi-sólido normalmente possuem um comportamento tixotrópico, sua viscosidade decresce com o tempo quando o

material é submetido a uma tensão de cisalhamento constante. Isto ocorre devido principalmente aos fenômenos associados com mudanças microestruturais (aglomeração e desaglomeração das partículas). Ligas contendo altas frações sólidas também são consideradas como materiais viscoplásticos, as quais apresentam alguma fluidez somente quando a tensão aplicada atinge a sua tensão de escoamento, normalmente baixa.

No estudo do comportamento reológico de substâncias heterogêneas, dois tipos de modelos podem ser identificados, ambos baseados na relação sólido-líquido. O primeiro modelo procura descrever uma situação em que há um fluxo de líquido contendo partículas sólidas em suspensão. Este tipo de tratamento é baseado em teorias existentes para explicar o comportamento reológico de ligas com baixa fração sólida. O segundo tipo de modelo procura descrever uma deformação (fluxo) ocorrida em sólidos porosos ou heterogêneos e é aplicado para altas frações sólidas. Este segundo tratamento pode ser considerado como uma extensão dos modelos aplicados à fluência de metais, e originários de teorias de plasticidade.

Segundo FREITAS (2001), ainda não foi totalmente desenvolvido um modelamento completo considerando as condições de fluxo e o estado microestrutural do material. Todos os modelos são mais ou menos empíricos e os parâmetros das equações são ajustados aos resultados obtidos. O comportamento pseudoplástico dos materiais semi-sólidos é considerado em todas as teorias, entretanto, poucas delas são capazes de predizer o comportamento tixotrópico destes materiais.

2.2.4 Aspectos tecnológicos

Influência dos parâmetros de processo na tixoformagem de ligas metálicas no estado semi-sólido

Os principais parâmetros a serem analisados nos processos de tixoformagem são: fração sólida, velocidade de fluxo (taxa de deformação), temperatura do molde,

tipo de molde, aquecimento do material, pressão aplicada para a deformação (nível de tensão) e formato (projeto) da peça a ser obtida. Evidentemente, deve-se incluir também a condição microestrutural apresentada pelo material de partida. Neste caso, já ficou constatado que é necessário à utilização de materiais previamente condicionados visando obter uma microestrutura globularizada. Este tipo de microestrutura é adequado aos processos de tixoformagem, pois como discutido anteriormente, promove uma melhoria na fluidez do material e proporciona uma deformação homogênea, evitando o aparecimento de defeitos. A seguir, serão analisados os parâmetros citados:

Fração sólida: Este parâmetro está relacionado muitas vezes com o tipo de processo a ser empregado. Normalmente, processos como tixofundição e reofundição utilizam baixas frações sólidas ($fs < 0,6$), enquanto que tixoforjamento e tixoextrusão tendem a serem realizados com altas frações sólidas ($fs \geq 0,6$). Obviamente, quanto menor a fração sólida, menor será o esforço empregado na deformação e, o preenchimento do molde também será facilitado. Entretanto, com grande quantidade de fase liquida (baixa viscosidade), o fluxo de entrada do material no molde pode ser bastante turbulento. Este fato está relacionado também com a taxa de deformação empregada (analisada a seguir), indicando que há uma correlação entre alguns parâmetros do processo. Por isto, deve-se muitas vezes avaliá-los de maneira conjunta, ponderando a melhor situação a ser empregada.

Velocidade de fluxo (taxa de deformação): Nos processos de tixoformagem torna-se necessário o emprego de uma velocidade mínima de deformação para que haja um completo preenchimento do molde, proporcionando a obtenção de peças íntegras. Com a utilização de baixas taxas de deformação, a viscosidade do semi-sólido tenderá a ficar relativamente alta e será necessária a utilização de cargas maiores para se conseguir um fluxo satisfatório de material dentro do molde. Além disto, baixas taxas tendem a provocar uma segregação da fase líquida no material conformado. Na presença de altas frações sólidas, pode ocorrer uma certa deformação plástica da fase sólida quando se utilizam baixas taxas de deformação. Em contrapartida, a utilização de taxas de deformação muito altas pode provocar a

ocorrência de um fluxo turbulento do material, ocasionando defeitos na peça processada, como por exemplo, porosidades (KIRKWOOD,1994). Portanto, existe uma faixa ideal que deve ser determinada para cada tipo de processo, e que possibilitará a obtenção de bons produtos tixoconformados.

Temperatura do molde: A diferença entre a temperatura do molde e a temperatura da liga no estado semi-sólido deve ser minimizada para que haja uma melhoria nas condições de fluxo durante o processamento. KIM et. al. (1997) verificaram que a realização de um tixoforjamento em condições isotérmicas, ou seja, quando o material semi-sólido e o molde possuem a mesma temperatura, proporciona uma melhor formabilidade à liga. Em casos não isotérmicos, foi observada uma solidificação prematura do material no molde à medida que a diferença de temperatura entre eles tomava-se maior. Isso poderá causar defeitos na peça devido a interrupções de fluxo em determinadas regiões, além de elevar o nível de carga necessária à conformação. Nestes casos, um aumento da velocidade de fluxo pode impedir tal problema; entretanto, se for ultrapassada a faixa ideal de taxa de deformação (vista anteriormente), outros inconvenientes poderão ocorrer.

Tipo de molde: Na escolha do molde devem ser considerados alguns dos seguintes fatores: vida útil, reatividade com o material processado e custo de fabricação. Moldes que apresentam baixos índices de corrosão e não aderem à pasta semi-sólida (reduzindo o uso de lubrificantes) são propícios para este tipo de processo. Para ligas de alumínio são normalmente utilizados moldes de aço para trabalho a quente com tratamentos de nitretação para aumento de resistência ao desgaste. A utilização de moldes cerâmicos, para o caso de ligas com alto ponto de fusão, vem sendo analisada e os resultados mostram um grande potencial, podendo apresentar menores custos de fabricação e permitir geometrias bastante complexas.

Aquecimento: O aquecimento até o intervalo sólido + líquido deve ser muito bem controlado de modo a permitir que se alcance a temperatura desejada sem grandes flutuações. A taxa de aquecimento utilizada normalmente é alta, a fim de evitar fenômenos como, por exemplo, crescimento de partículas. Entretanto, nos

casos em que o material apresenta uma microestrutura deformada, é necessário um tempo de encharque na temperatura selecionada, para que haja a ocorrência dos processos de recristalização e globularização das partículas sólidas. Em geral, no processamento de ligas no estado semi-sólido, o aquecimento é feito por indução, possibilitando um bom controle e homogeneidade da temperatura do material.

Pressão de conformação: A pressão utilizada durante o processo de tixoformagem afeta diretamente a velocidade de fluxo do material no molde. A aplicação de altas pressões implica em maior velocidade de fluxo e, vice-versa. Portanto, as conseqüências relacionadas à velocidade de fluxo estendem-se à pressão. Contudo, em alguns casos este parâmetro é importante também no final da conformação, por exemplo, nos processos de tixoforjamento em matriz fechada, as vezes o material deformado é mantido por um determinado tempo sob pressão dentro das matrizes, para proporcionar uma solidificação livre de porosidades.

Geometria da peça tixoformada: Através dos processos de tixoformagem pode-se produzir peças das mais variadas formas, com boa precisão dimensional (processos *near net shape*). Entretanto, são necessários bons projetos no sentido de predizer às condições ideais para a confecção de cada tipo de produto. Para isto é necessário o conhecimento dos vários parâmetros envolvidos no processo. Normalmente, a viabilidade da fabricação de uma determinada peça é analisada através de simulações, utilizando em geral o método dos elementos finitos ou diferenças finitas (KANG & JUNG, 1999; KANG & JUNG, 1997; CHOI et al., 1998, KOÇ et al., 1996; KANG et al., 1998).

Propriedades mecânicas dos materiais produzidos por PSS

Poucos trabalhos apresentam propriedades mecânicas de produtos tixoconformados, sendo que a maioria é principalmente de ligas de alumínio utilizadas em processos de fundição sob pressão, com pouca atenção dada as ligas trabalhadas. A Tabela 2.1 apresenta valores típicos de propriedades mecânicas de algumas ligas de alumínio, coletados da literatura por KIRKWOOD (1994). A liga

de alumínio 356-T6 (Al-7Si-0,5Mg) tixofundida tem propriedades mecânicas superiores às fundidas em molde permanente, e próxima aos valores obtidos para forjamento em matriz fechada. O aumento da ductilidade das amostras tixoconformadas é bastante destacado. Amostras tixoconformadas com envelhecimento simples sem tratamento de solubilização (T5) também exibe aumento das propriedades.

As ligas super-envelhecidas T7 quando comparadas às T6, apresentam aumento do limite de escoamento acompanhado de diminuição de ductilidade. Este comportamento é mostrado na Figura 2.11 para diferentes tratamentos térmicos da liga A356, mostrando que este aumento é maior para as ligas tixofundidas comparada a outros processos de fundição.

Resultados das propriedades de fadiga da liga A356 são apresentados na Figura 2.12. As ligas tixofundidas apresentam um aumento considerável da resistência à fadiga comparada às ligas fundidas de maneira convencional. Este aumento das propriedades de fadiga atribuído a microestrutura refinada e uniforme com reduzido número de defeitos.

Segundo KIRKWOOD (1994), as propriedades das ligas de alumínio trabalhadas estão sendo pouco estudadas na condição tixoconformada. As indicações são de que elas não atingem os valores altos de resistência e ductilidade das ligas trabalhadas. Isto se deve ainda a presença de defeitos nos produtos tixoconformados, tais como, porosidade residual, inclusões de filmes óxidos. Melhorias no controle de processos ou projetos de componentes deve ajudar a vencer este problema. Está é certamente uma área de pesquisa que merece bastante atenção.

Tabela 2.1 Propriedades mecânicas de algumas ligas de alumínio (KIRKWOOD, 1994).

Material	Processo*	Tratamento Térmico	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)
Ligas p/ Fundição						
356	PSS	T6	193	296	12,0	90
(Al-7Si-0,3Mg)	PSS	T6	256	300	11,4	-
	PSS	T6	240	320	12,0	105
	PSS	T7	260	310	9,0	100
	PSS	T5	172	234	11,0	89
	PSS	T5	180	225	5-10	80
	PM	T6	186	262	5,0	80
	F	T6	280	340	9,0	-
	PM	T51	138	186	2,0	-
357, A357	PSS	T6	290	358	10,0	100
(Al-7Si-0,5Mg)	PSS	T6	260	330	9,0	115
	PSS	T7	290	330	7,0	110
	PSS	T5	207	296	11,0	90
	PSS	T5	200	285	5-10	90
	PM	T6	296	359	5,0	100
	PM	T51	245	200	4,0	-
Ligas Trabalhadas						
2017	PSS	T4	276	386	8,8	89
(Al-4Cu-Mg)	T	T4	275	427	22	105
2024	PSS	T6	277	366	9,2	-
(Al-4Cu-1Mg)	F	T6	230	420	8,0	-
	T	T6	393	476	10	-
	T	T4	324	469	19	120
2219	PSS	T8	310	352	5,0	89
(Al-6Cu)	T	T6	260	400	8,0	-
6061	PSS	T6	290	330	8,2	104
(Al-1Mg-Si)	T	T6	275	310	12	95
7075	PSS	T6	361	405	6,6	-
(Al-6Zn-Mg-Cu)	PSS	T6	421	496	7,0	135
	F	T6	420	560	6,0	-
	T	T6	505	570	11,0	150

PSS = processamento no estado semi-sólido; MP = fundição em molde permanente; F = forjamento em matriz fechada; T = trabalhado;

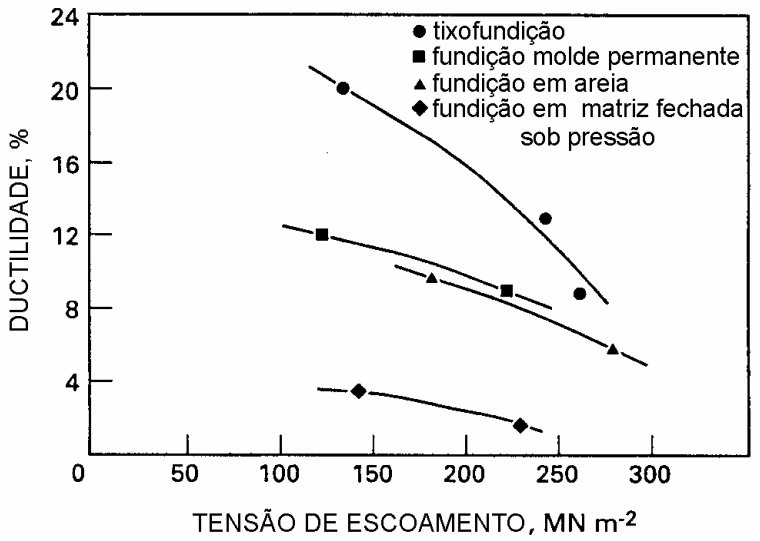


Figura 2.11 Propriedades mecânicas de tração de peças fabricadas com a liga A356 (Al-7Si-0,3Mg) tixofundida comparada com outros processos de produção (KIRKWOOD, 1994).

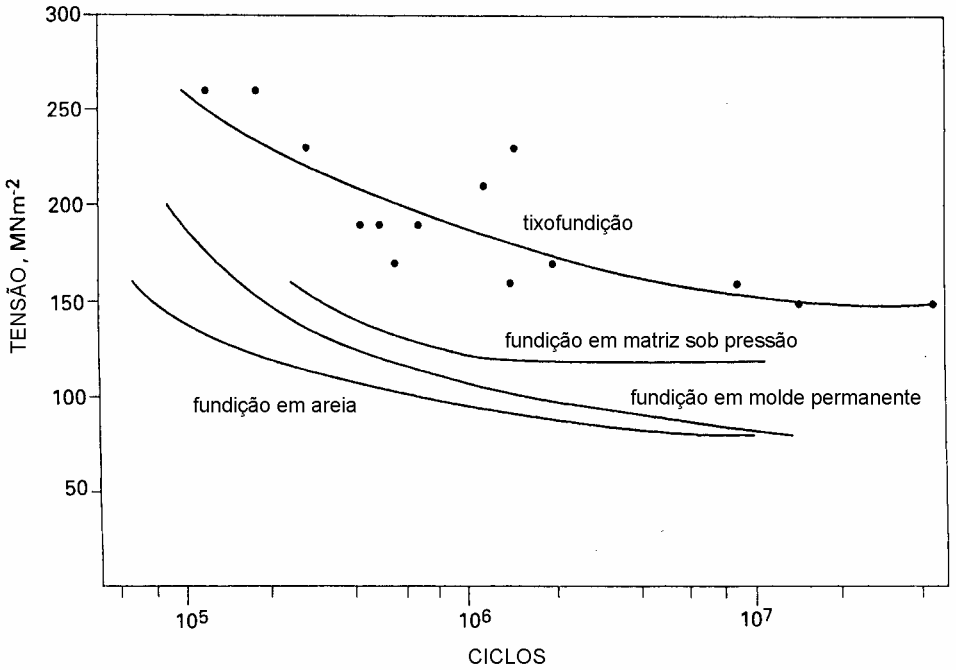


Figura 2.12 Comportamento sob fadiga da liga A356 (Al-7Si-0,3Mg) tixofundida, comparada com outros processos (KIRKWOOD, 1994).

2.3 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 complexibilidade do estudo do dano em temperatura elevada vem exatamente do fato de que este fenômeno não está geralmente dissociado. Segundo ENGLER-PINTO JR (1996), a combinação do dano provocado por estes fatores está na origem do início de trincas que irão propagar-se e provocarão a ruptura por fadiga.

2.3.1.Comportamento dos materiais em temperaturas elevadas

A resistência mecânica dos metais diminui com o aumento da temperatura. A mobilidade dos átomos cresce rapidamente com a temperatura, desse modo, os processos controlados por difusão exercem um efeito muito significativo sobre as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas. Altas temperaturas também resultam numa 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 possibilidade adicional 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 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 considerada 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 a resistência torna-se muito dependente 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.

2.3.2 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 intercristalina por fluência. A oxidação local dos contornos de grão pode contribuir significativamente para o início da trinca. Segundo DIETER (1981), a quantidade de fluência aumenta com a tensão média para qualquer temperatura.

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 420ºC. Os ensaios de fadiga a altas temperaturas dependerão também da freqüência de aplicação da tensão. É comum nos referirmos 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 Mochel[1] 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 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 efetiva 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 fadiga térmica. O aço inoxidável austenítico é particularmente sensível a este fenômeno, uma vez que possui baixa condutividade térmica e alta expansão térmica. Foram publicados estudos bastante completos de fadiga neste material.

---

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

2.3.3 Interação fadiga-fluência

A interação fadiga-f1uência é importante quando estão presentes amplitude de deformação e temperatura elevada 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 se manifesta 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 se manifesta 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 subseqüente 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 cavidades. 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 nos 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.

As retenções verificadas em tração são, geralmente, mais danosas do que as retenções em compressão quando aplicadas separadamente. Ao se aplicar um carregamento com retenção em tração e, logo em seguida, um carregamento com

retenção em compressão, verifica-se que o dano é menor do que no caso da aplicação isolada do primeiro. Segundo WAREING (1983), Isto é devido a um efeito de "aniquilamento" (*healing*), no meio-ciclo compressivo, de parte das cavidades formadas durante a retenção no meio-ciclo trativo.

O fenômeno é complexo e requer um conhecimento do mecanismo de formação de danos microestruturais por fluência. Entretanto, alguns efeitos secundários devido à transformação de energia elástica em deformação inelástica estão presentes, mesmo na ausência de danos microestruturais. O mais importante efeito é o de causar uma alteração da tensão média devido à deformação inelástica para materiais com elevada resistência à fluência. Para ciclos com reversão total, uma retenção no meio-ciclo trativo conduz a uma tensão média compressiva e para retenção no meio-ciclo compressivo a tensão média se desloca no sentido trativo. Neste último caso há uma redução da vida para fadiga como conseqüência de tensões trativas mais elevadas e não propriamente devido à deformação inelástica (ASM, 1985a).

2.3.4 Fadiga de baixo ciclo

Fadiga de baixo ciclo está relacionada com condições de serviço nas quais as falhas ocorrem para tensões relativamente altas e baixos números de ciclos (menores que 10^5). As condições para que ocorra fadiga de baixo ciclo são freqüentemente criadas quando as tensões repetidas são de origem térmica. Como as tensões térmicas devem-se à expansão ou contração térmica do material, neste caso 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 indústria nuclear, 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 em tensão cíclica baseadas na mecânica do contínuo dizem respeito principalmente à deformação elástica sem restrição mecânica. 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 tensões. Nestas situações, é mais apropriado considerar o comportamento sob fadiga de baixo ciclo (deformação-vida).

Coffin[2] e Manson[3] apud SURESH (1998), trabalharam independentemente em problemas de fadiga térmica, propuseram a caracterização da vida em fadiga com base na amplitude de deformação plástica. Eles observaram uma relação linear (eq. 2.1) entre o logaritmo da amplitude de deformação plástica e o logaritmo do número de reversos para falhar para materiais metálicos.

$$\frac{\Delta e_p}{2} = e_f^{'}(2N)^c \qquad (2.1)$$

onde e_f' coeficiente de ductilidade de fadiga e c é o expoente de ductilidade de fadiga. Em geral e_f' é aproximadamente igual ao coeficiente de ductilidade verdadeiro e_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 de um ensaio com amplitude de deformação constante pode ser escrita como a soma das amplitudes de deformação elástica e plástica, como segue na eq. 2.2:

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{\Delta e_e}{2} + \frac{\Delta e_p}{2} \qquad (2.2)$$

Utilizando a equação 2.3 de Basquin[4] apud SURESH (1998), para relacionar a amplitude de tensão:

$$\frac{\Delta s}{2} = s_f'(2N)^b \qquad (2.3)$$

---

[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 lawof endurance tests. *Proceedings of the American Society for Testing and Materials*, v.10,p.625-630, 1910.

onde s_f' é o coeficiente de resistência à fadiga e observando na eq. 2.4 que:

$$\frac{\Delta e_e}{2} = \frac{\Delta s}{2E} \tag{2.4}$$

onde E é o módulo de Young, pode-se reescrever a eq. 2.2 como indicado na eq. 2.5:

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{s_f'}{E}(2N)^b + e_f'(2N)^c \tag{2.5}$$

As amplitudes de deformação total, plástica e elástica são apresentadas no gráfico da Figura 2.13 como função do número de reversos para falhar ($2N$). Pode-se definir uma transição entre fadiga de baixo e 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 significante 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 e ductilidade de um material.

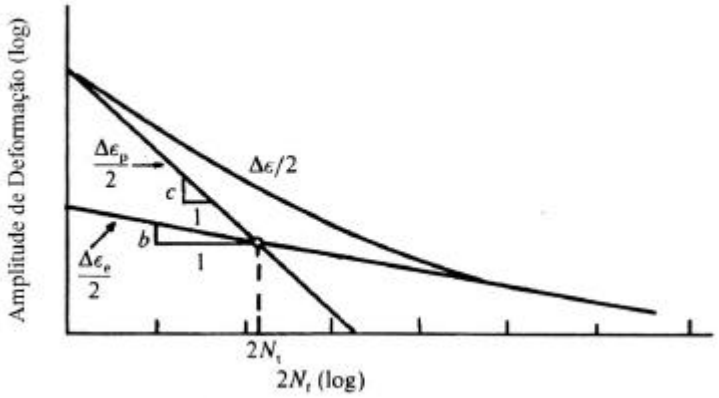


Figura 2.13 Amplitude de deformação total em função do número de reversos para falhar, obtido da superposição da amplitude de deformação elástica e plástica em função do número de reversos para falhar (SURESH, 1998).

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo geralmente são realizados sob controle de deformação. A Figura 2.14 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 $\Delta\varepsilon$, o intervalo total de deformação, e por sua altura $\Delta\sigma$, que é o intervalo de tensões. O intervalo total de deformação $\Delta\varepsilon$ consiste em um componente de deformação elástica $\Delta\varepsilon_e$, = $\Delta\sigma/E$ mais um componente de deformação plástica $\Delta\varepsilon_p$. A largura do ciclo de histereses dependerá do nível de deformação cíclica; com um nível pequeno, o ciclo de histereses torna-se muito estreito.

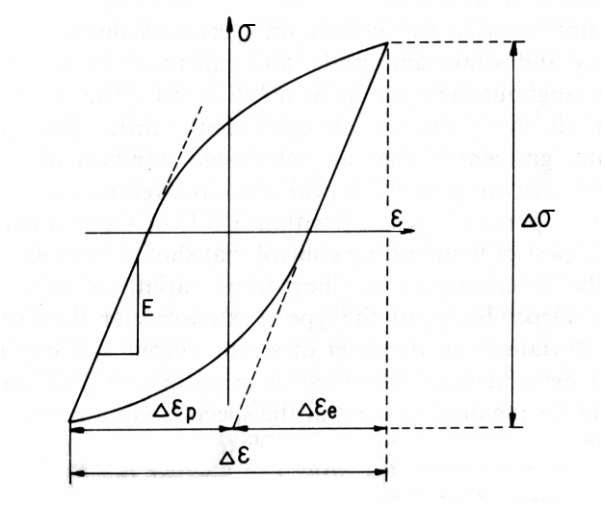


Figura 2.14 Ciclo de histerese tensão-deformação ideal resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo com deformação cíclica constante (THOMAS, 1987).

Para os ensaios realizados sob Δe 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 Δs 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 Δe. Os materiais que previamente sofreram trabalho a frio experimentam amolecimento cíclico, isto é, Δs

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 $\Delta e/2$ contra o número de reversos para falhar $2N$.

2.3.5. Dano e início de trincas em temperaturas elevadas

2.3.5.1 Micromecanismos de dano

Nucleação de trinca por fadiga em ligas em temperatura elevada 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.

2.3.5.2 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 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 elevada 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 ou precipitação. Essas alterações microestruturais podem ser benéficas ou nocivas à resistência a fadiga; em outro caso elas modificam consideravelmente as características tensão-deformação cíclicas.

2.3.5.3 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 de 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 sobre fração substancial da vida em fluência (RIEDEL, 1987). Escorregamento cisalhante das faces de contornos de grão também auxilia a nucleação de cavidades. Um aspecto particularmente interessante da cavitação de fluência sob carregamento cíclico é que o grau de da cavitação é fortemente afetado pela forma de onda da tensão. Taxas de deformação lenta em tração e rápida 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 2.15a. (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 $\Delta\varepsilon$ e freqüência 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 $2\Delta\varepsilon N_f$, o efeito da freqüência 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, e 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 freqüência 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 2.15b) pode não acomodar por muito tempo volume da cavidade. Conseqüentemente, o crescimento da cavidade no modo de carregamento lento-rápido torna-se restringido. 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 restringida na tração e compressão. Isto resulta em crescimento de cavidade zero, melhorando a vida em fadiga.

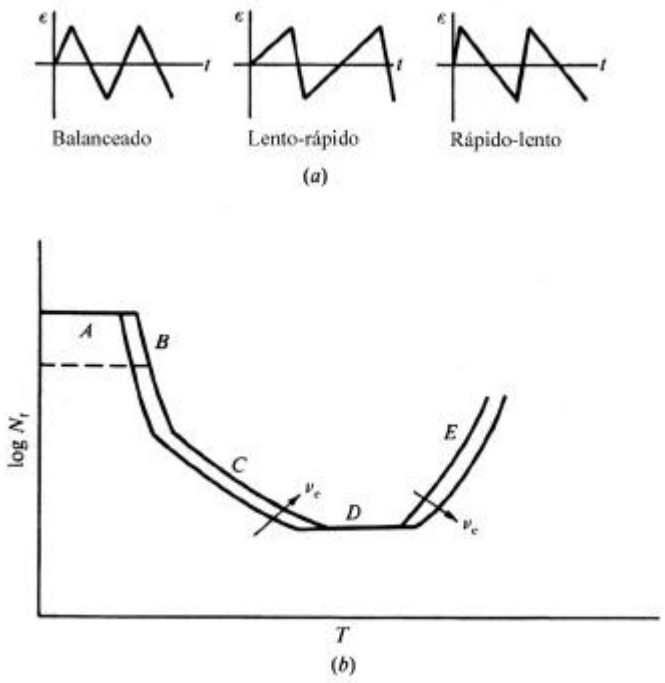


Figura 2.15 (a) Esquema de carregamento em fadiga balanceado, lento-rápido e rápido-lento. (b) Mapa dos mecanismos de vida em fadiga como função da temperatura (para valores fixos de variação não linear de deformação e freqüência) para carregamento lento-rápido em fluência-fadiga (RIEDEL, 1987).

2.3.5.4 Escorregamento de contorno de grão

Muitos estudos experimentais (DRIVER, 1971; MIN & RAJ, 1979) mostraram que o escorregamento de contorno de grão tem um papel importante na nucleação de cavidades intergranular em fadiga-fluência. Este processo é também uma das considerações mecanísticas no particionamento empírico da variação da deformação inelástica no cálculo da vida em fadiga-fluência. Sobre a suposição de que o escorregamento de contorno de grão é o fator limitante (*rate-limiting step*) na nucleação de trincas na junção tripla e que elas não ocorrem acima de um valor crítico da taxa de deformação imposta $\dot{e}_{cr\,r}$, MIN & RAJ (1979) desenvolveram o seguinte modelo apresentado na eq. 2.6:

$$\dot{e}_{cr} = \frac{8s_y \Omega d_g D_b}{kTd_g f_b d_p^2} \qquad (2.6)$$

onde s_y é a tensão limite de escoamento do material, Ω é o volume atômico, k é a constante de Boltzman, 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 $\dot{e}_{cr}$ é produzido dano máximo. Embora esse modelo seja uma simplificação do processo de escorregamento de grão, ele oferece entendimento dos efeitos de forma de onda em fadiga em temperatura elevada em muitas ligas.

A cavitação de contorno de grão pode ser afetada por variações relativas de temperatura e tensão com o tempo. Experimentos de FUJINO & TAIRA (1980), sobre 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 produz menor vida em fadiga que fadiga mecânica isotérmica. Esta variação da resistência à fadiga para diferentes condições de carregamento termomecânicas aparenta exibir uma correlação com a quantidade de escorregamento de contorno de grão.

2.3.5.5 Inclusões e Precipitados

Nucleação de trincas de fadiga subsuperficiais pode ocorrer em temperaturas elevadas pela decoesão de inclusões e partículas de segunda fase dos arredores da matriz. Em algumas ligas de alumínio a nucleação de vazios ao redor de precipitados no contorno de grão causam cavitação mesmo em temperaturas baixas (VASUDEVAN & DOHERT, 1987). Além disso, o aumento de precipitação durante

fadiga em temperatura elevada produz um grande número de sítios de nucleação de vazios.

2.3.5.6 Oxidação e corrosão

A presença de um meio-ambiente 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-ambiente pode impedir a sinterização ou fechamento de cavidades em temperaturas elevadas 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 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 2.16). Este processo é comumente conhecido como mecanismo de Fujita (FUJITA, 1963).
4) Oxidação preferencial em certos sítios microestruturais, tais como a intersecção do contorno de grão com a 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).

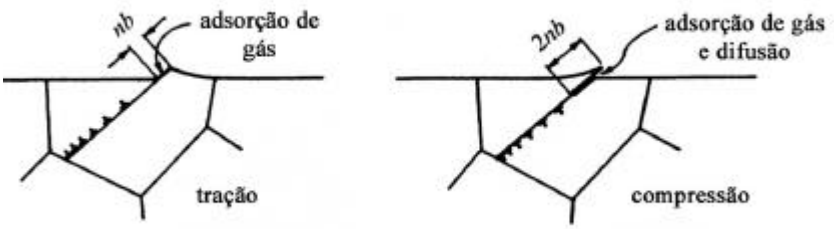


Figura 2.16 Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trincas por fadiga (SURESH, 1998).

Para muitos materiais, a deterioração da resistência à fadiga em temperaturas elevadas é meramente uma conseqüência 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 2.17). Aqui a variação da deformação plástica $\Delta\varepsilon_p$ com o número de ciclos para falhar N_f não é afetada pela temperatura ou freqüência no vácuo. Contudo, abaixando-se a freqüência de teste a vida em fadiga de baixo ciclo é reduzida severamente em temperaturas elevadas no ar.

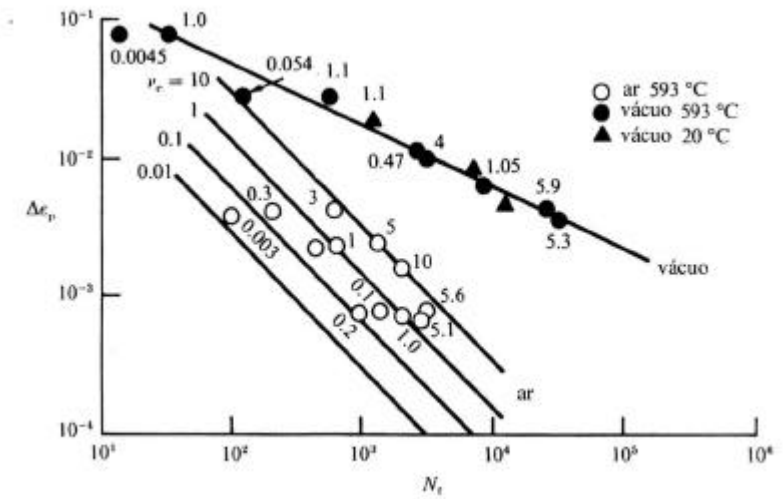


Figura 2.17 Variação da deformação plástica em função da vida para liga AISI A286 em ar e vácuo com variação da freqüência e temperatura (COFFIN, 1973).

2.3.6 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 melhoria do projeto e utilização racional destes componentes.

Se as tensões em um componente 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 da superfície, a assim a superfície é submetida a tensões compressivas. Sob resfriamento, a deformação está na direção contrária, tensões de tração podem se desenvolver. 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 a ação de sapatas de freios, as quais geram gradientes de temperaturas 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 simultânea de temperatura e deformação mecânica. A deformação mecânica é determinada pela subtração da deformação térmica da deformação total, a qual deve ser uniforme num 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; e 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 fadiga sob 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 o *termo fadiga térmica de baixo ciclo* ou *fadiga termomecânica de baixo ciclo* é utilizado. 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 finito (curto) número de ciclos. Fadiga termomecânica é geralmente uma

resultante de fadiga de baixo ciclo. Por exemplo, em motores a jato os maiores gradientes e transientes térmicos ocorrem durante a partida e 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 solicitação anisotérmica. Segundo SEHITOGLU (1996), a fadiga termomecânica pode envolver vários mecanismos adicionais ao dano "puro" por fadiga, incluindo fluência a temperaturas elevadas e oxidação, as quais contribuem diretamente ao dano. Estes mecanismos diferem-se, dependendo do histórico da deformação e temperatura. Eles são diferentes dos previstos por testes de fluência (sem reversos) e por testes de oxidação sem tensões (ou de tensões constantes). A degradação microestrutural pode ocorrer sob 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, as quais inevitavelmente associam-se 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 predizer o desempenho do material sob FTM tem demonstrado ter desvantagens. O uso de resultados de fadiga de baixo ciclo isotérmica 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 Linear Elástica, 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 com a 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 2.18 (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 conseqüência 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 medições diretas de deformação e de tensão, que devem ser calculados. Normalmente, o método de elementos finitos é utilizado, mas para tanto é necessário a utilização de algum modelo matemático para que o comportamento mecânico do material seja equacionado, segundo MALLET et al. (1995).

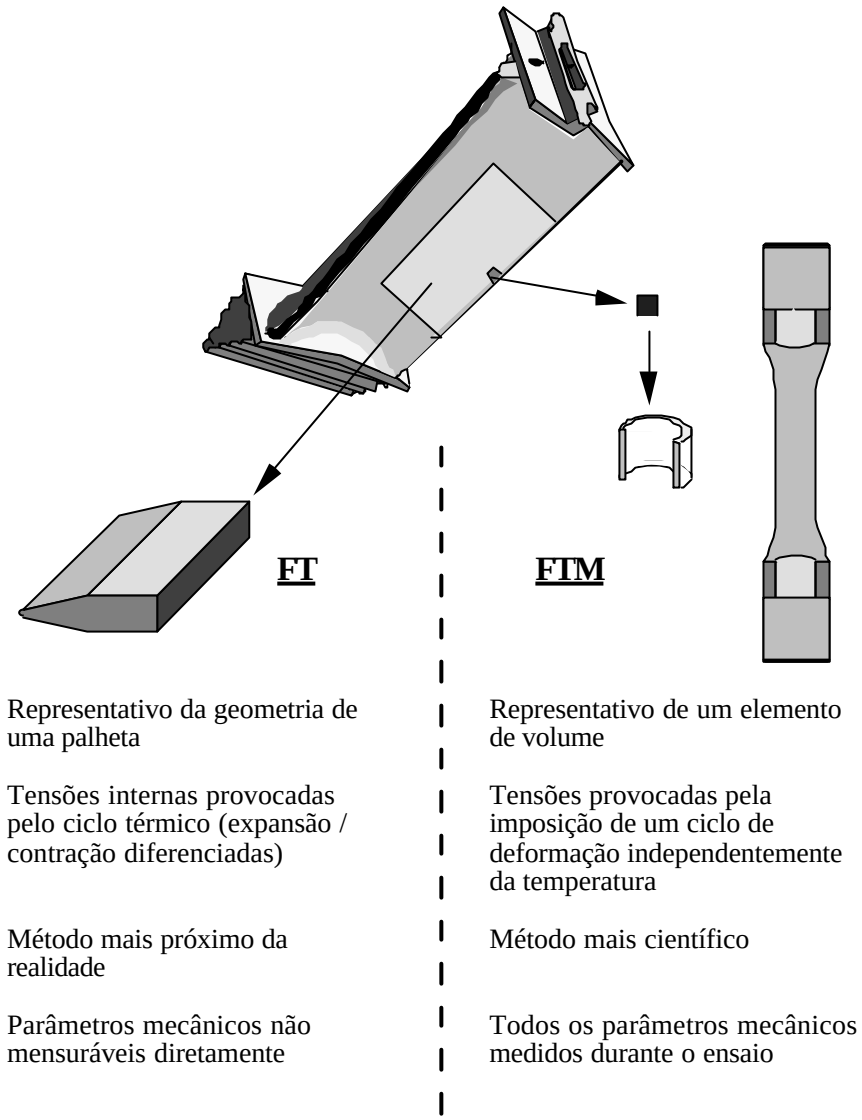


Figura 2.18 Comparação esquemática entre os ensaios de fadiga térmica e fadiga termomecânica (ENGLER PINTO JR, 1996).

O ensaio FTM, entretanto, é caracterizado pela superposição, de maneira independente e simultânea, de um ciclo de deformação em função do tempo, $e(t)$, 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 freqüências 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 (as quais 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. Falha devido a *thermal ratcheting* envolve mecanismos de fadiga e rompimento dúctil. Este fenômeno 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.

2.3.7 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. 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 num ciclo de histerese anisotérmico, como apresentado na Figura 2.19.

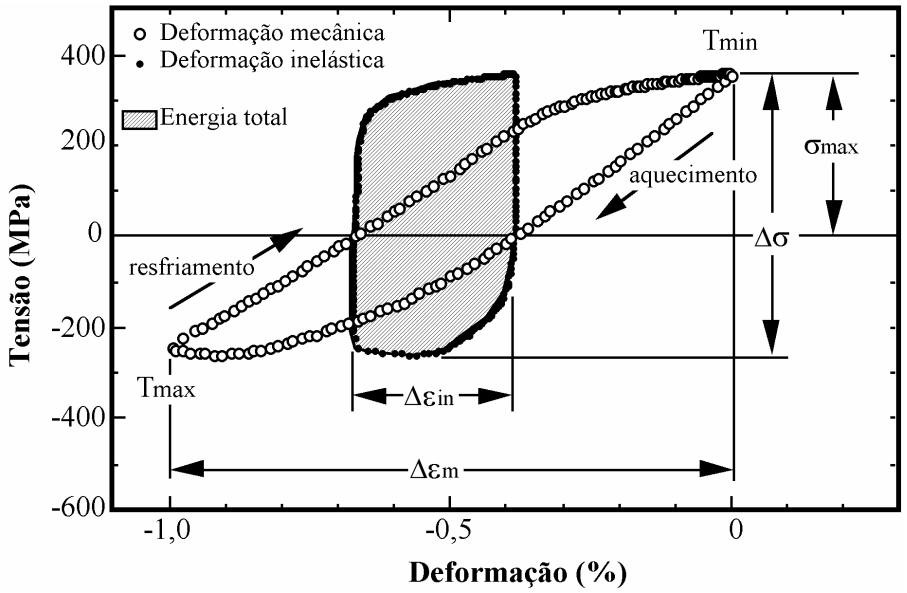


Figura 2.19 Exemplo de um ciclo de histerese anisotérmico (ENGLER PINTO JR, 1996).

A deformação total (e_{tot}) medida durante um ensaio de fadiga anisotérmica é a soma da deformação mecânica (e_m), imposta pela máquina de ensaio, com a deformação térmica (ou dilatação térmica, e_{th}), resultante da variação de temperatura (eq. 2.7):

$$e_{tot} = e_m + e_{th} \qquad (2.7)$$

A deformação térmica em um corpo sem restrições não provoca tensões e pode ser determinada pela relação apresentada na eq. 2.8:

$$e_{th} = a(T)\,(T - T_{amb}) \qquad (2.8)$$

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. 2.9) em deformação elástica (ε_e) e deformação inelástica (ε_{in}):

$$\varepsilon_m = \varepsilon_e + \varepsilon_{in} \tag{2.9}$$

e o termo ε_e é obtido pela lei de Hooke (eq. 2.10):

$$\varepsilon_e = \sigma / E(T) \tag{2.10}$$

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_{fl}), devido à ativação térmica.

2.3.8 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).

A melhora no 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 da melhoria das propriedades das ligas de alumínio fundido (SMITH et al., 1999).

A maioria dos estudos enfatiza o entendimento dos efeitos da microestrutura nas propriedades mecânicas. Esta pode ser controlada por meio da variação da taxa de solidificação do fundido e do subseqüente 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 através 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, 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 $T_{\text{média}}$ = 200°C, é esperado que ocorra danos por fluência em ensaios *em-fase* e *fora-de-fase*. Vários estudos sobre fadiga em ligas de alumínio a 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 2.20 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 com nível muito baixo de porosidades. Nos ensaios, R_ε = -1, temperatura mínima de 100°C, e temperaturas máximas 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, 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. Este trabalho estudou o papel do espaçamento entre braços de dendritas, nível de porosidade, composição, e tratamento térmico.

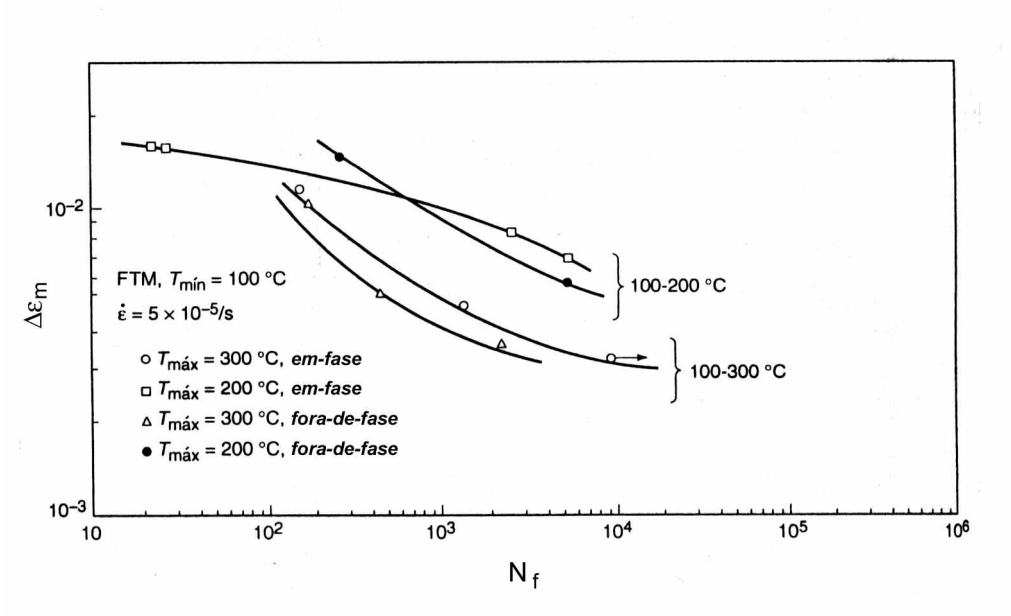


Figura 2.20 Comparação da vida entre ensaios de FTM em-fase e fora-de-fase para liga de alumínio 2xxx-T4 (KARAYAKA & SEHITOGLU, 1991).

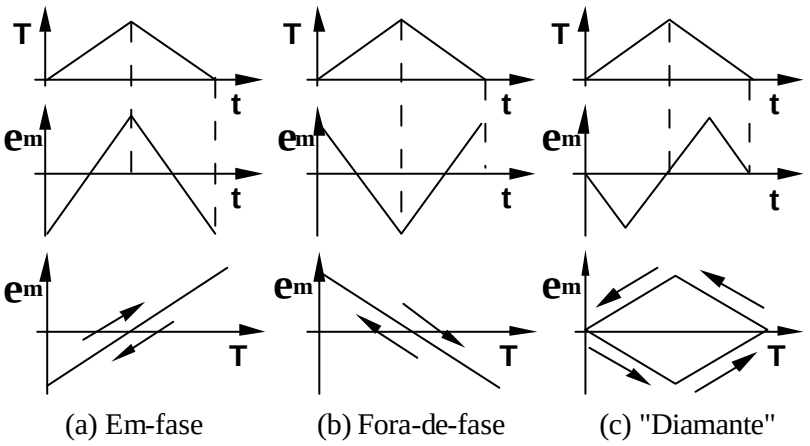
Relativamente poucos estudos foram realizados sobre FTM em ligas de alumínio. Os principais resultados são os seguintes:

- 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 testes 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. O dano por fluência ocorre na forma de trincas distribuídas. Quando ocorre dano por fluência com trincas espalhadas, será apropriado utilizar conceito de dano pela mecânica do contínuo. Neste caso, o

comportamento σ-ε do material avariado pode ser descrito utilizando a tensão efetiva e tensão hidrostática integrada sobre o ciclo (SEHITOGLU & KARAYAKA, 1992).

2.3.9 FTM 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 2.21 apresenta esquematicamente os três tipos de ciclos de ensaio de FTM.



(a) Em-fase (b) Fora-de-fase (c) "Diamante"

Figura 2.21 Formas de ciclos normalmente utilizados nos ensaios de fadiga termomecânica (ENGLER PINTO JR, 1996).

2.3.10 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 materiais de engenharia sujeitos a 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 para previsão de vida podem ser classificados em três grupos segundo SURESH (1998): (i) modelos de acumulação de danos, (ii) equações de Coffin-Manson de freqüência modificada e (iii) partição da variação de deformação. Um breve resumo de cada método é apresentado a seguir.

2.3.10.1 Modelo de acumulação de danos

A aproximação mais simples para 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 2.11:

$$\zeta_f + \zeta_c = 1 \qquad (2.11)$$

onde ζ_f e ζ_c são frações de dano devido à fadiga e 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 $\Sigma\, n_i / N_i$, 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 para romper naquele nível de tensão, então $\Sigma\, t_j / t_{Rj}$ 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. 2.12:

$$\sum \frac{n_i}{N_{fi}} + \sum \frac{t_j}{t_{Rj}} = d \qquad (2.12)$$

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 relaxamento de tensão durante a deformação por fadiga, (iii) os resultados de tensão de ruptura, utilizados na previsão de vida através da eq. 2.12, são obtidos de ensaios monotônicos que não são em geral representativos do comportamento fluência-fadiga.

2.3.10.2 Equação de Coffin-Manson de freqüência modificada

A relação deformação-vida para freqüência modificada foi proposta por COFFIN (1973) considerando o efeito da freqüência sobre a resposta cíclica em altas temperaturas. Esta relação incorpora fenomenologicamente o termo da freqüência ν_c na relação de Coffin-Manson (eq. 2.1), tornando-se como segue na eq. 2.13:

$$\Delta\varepsilon_p = c_f\,(N\,\nu_c^{k-1})^{-\beta} \qquad (2.13)$$

onde, a constante c_f e os expoentes k e β são específicos para o sistema temperatura-material-meio. O comportamento deformação-vida de muitos aços é satisfatoriamente descrito através de uma forma alternativa da equação 2.13, onde a variação da deformação $\Delta\varepsilon_t$, é separada nas componentes elástica e plástica semelhante como mostra a equação 2.14:

$$\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = c_{f1}\,(N\,\nu_c^{k-1})^{-\beta 1} + c_{f2}\,(N\,\nu_c^{k-1})^{-\beta 2} \qquad (2.14)$$

A aplicação das equações 2.13 e 2.14 para prever a vida sob fluência-fadiga requerem um conhecimento da histerese de carregamento tensão-deformação.

2.3.10.3 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, 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) $\Delta\varepsilon_{pp}$, que denota a deformação plástica em tração-compressão reversa, (ii) $\Delta\varepsilon_{cp}$, que denota a deformação por fluência em tração e plástica em compressão, (iii) $\Delta\varepsilon_{pc}$, que denota a deformação plástica em tração e fluência em compressão e, (iv) $\Delta\varepsilon_{cc}$, deformação em fluência tração-compressão reversa. A Figura 2.22 ilustra esquematicamente o método de partição da variação da deformação.

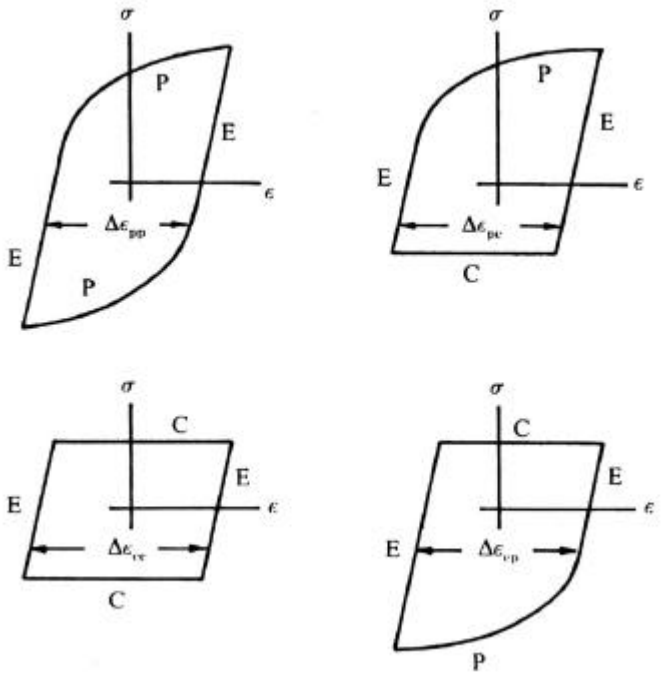


Figura 2.22 Representação esquemática da partição da variação da deformação inelástica em quatro componentes. E, P e C representam as deformações elásticas, plásticas e fluência, respectivamente (SURESH, 1998).

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 2.14:

$$\Delta\varepsilon_{pp} = c_{pp}\, N_{pp}^{-b1}\ ,\ \Delta\varepsilon_{cp} = c_{cp}\, N_{cp}^{-b2}\ ,\ \text{etc...} \qquad (2.14)$$

A Figura 2.23 mostra as relações 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 2.15:

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{cp}} + \frac{1}{N_{pc}} + \frac{1}{N_{cc}} \qquad 2.15$$

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.

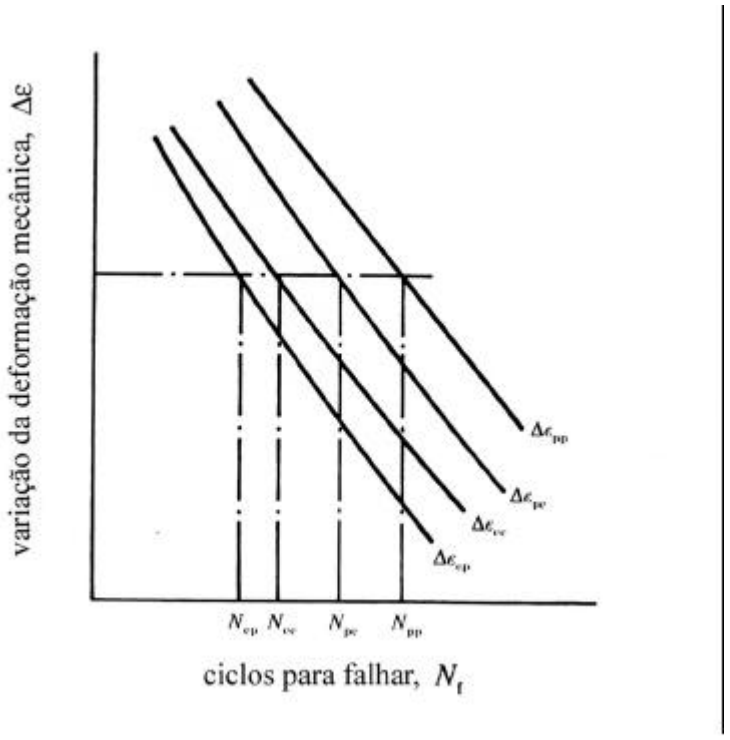


Figura 2.23 Representação esquemática das relações fadiga-vida para a partição da variação da deformação (SURESH, 1998).

2.3.10.4 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 estima o dano por ciclo no período de estabilização utilizando como parâmetro de dano à deformação plástica ou a densidade de energia de deformação. SHI et al. (1993); SHI &

PLUVINAGE (1993) investigaram a resistência a FTM 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 deu 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 previsão de vida dos diversos tipos de materiais metálicos submetidos à solicitação 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 solicitação anisotérmica.

Os mecanismos de danos presentes na FTM dos diversos metais envolvem os três aspectos principais envolvidos na solicitação 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 solicitação 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 significante 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 2.16.

$$D^t = D^f + D^{ox} + D^c \qquad (2.16)$$

Assumindo que o dano linear é igual a 1 na falha, a equação 2.16 pode ser reescrita em termos da vida, N, onde o dano é igual a l/N como mostrado na equação 2.17:

$$\frac{1}{N} = \frac{1}{N^f} + \frac{1}{N^{ox}} + \frac{1}{N^c} \qquad (2.17)$$

De acordo com CAI et al. (1999), devido à complexibilidade, 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 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 para um material especial no qual foi estabelecido o modelo de previsão de vida em FTM. As fórmulas deste modelo são mais simples e convenientes para aplicações, porém não são de uso comum entre vários materiais.

2.3.10.5 Modelamento do comportamento da histerese anisotérmica em função de dados isotérmicos

A determinação do comportamento da histerese de carregamento anisotérmico utilizando resultados da curva tensão-deformação isotérmica é de grande importância para os modelos de previsão de vida para os ensaios de fadiga termomecânica.

O comportamento cíclico em fadiga de baixo ciclo pode ser representado de três maneiras distintas: pela análise do endurecimento ou amolecimento cíclicos, pela histerese tensão-deformação (mecânica ou inelástica), ou ainda, pela curva de encruamento cíclico. A diferença entre as duas últimas metodologias é que a curva de encruamento cíclico é representada pelos valores extremos de tensão e deformação obtidos em diversos ensaios superpostos em um único gráfico. O perfil tensão-deformação, assim obtido, nem sempre representa a histerese individual, obtida durante um ensaio efetuado em uma amplitude de deformação fixa.

Normalmente, as curvas de encruamento cíclico, assim como as histereses tensão-deformação, podem ser representadas por uma relação de potência, como a sugerida por Ramberg-Osgood, inicialmente para uma solicitação monotônica mostrada na equação 2.18:

$$\boldsymbol{s} = A_m \left(\boldsymbol{e}_{in}\right)^b \tag{2.18}$$

Esta relação pode ser adaptada para o caso de carregamento cíclico conforme equação 2.19:

$$\frac{\Delta \boldsymbol{s}}{2} = A_m \left(\frac{\Delta \boldsymbol{e}_{in}}{2}\right)^b \tag{2.19}$$

onde A_m e $\boldsymbol{b}$ são constantes do material e variam em função da temperatura. Através da interpolação dos resultados obtidos isotermicamente é possível determinar os valores destas constantes para a faixa de temperatura do ciclo anisotérmico.

Um dos problemas da utilização de uma equação como a de Ramberg-Osgood para simular uma histerese individual é que, no caso de carregamento cíclico, as constantes A_m e $\boldsymbol{b}$ costumam variar em função da amplitude de deformação plástica imposta ao material Por este motivo, não é raro encontrar na literatura a utilização desta equação como uma representação da própria histerese, de acordo com SKELTON (1994).

Outra complicação decorrente da utilização da equação de Ramberg-Osgood e a ausência de um regime puramente elástico, já que qualquer tensão aplicada resultaria em uma deformação plástica do material, mesmo que pequena. Esta transição gradual do regime elástico para plástico dificulta especialmente o modelamento do efeito Bauschinger, segundo o qual uma deformação plástica reduz o limite elástico em compressão e vice-versa.

SKELTON (1994) descreve três métodos utilizados para o modelamento da histerese anisotérmica: um método gráfico, um método do módulo tangente e módulo secante. O método gráfico é o mais utilizado na literatura, devido ao seu melhor ajuste.

2.3.10.6 Modelamento pelo método gráfico

O modelamento simplificado do comportamento isotérmico é possível fazendo-se a aproximação do comportamento cíclico do material por um modelo elástico-plástico linear, segundo o qual a relação entre tensão e deformação no regime plástico é dada por uma equação 2.20:

$$\sigma = \sigma_e + E_{pp}\varepsilon_{in} \qquad \text{em tração} \qquad (2.20)$$

ou ainda pela equação 2.21:

$$\sigma = -\sigma_e + E_{pp}\varepsilon_{in} \qquad \text{em compressão} \qquad (2.21)$$

onde σ_e, é o limite de escoamento, E_{pp} é a inclinação aproximada da curva de encruamento em um gráfico tensão-deformação inelástica, σ é a tensão e ε_{in} é a deformação inelástica (que é usada ao invés de deformação plástica, por ser uma denominação mais adequada para ensaios em altas temperaturas). Estas duas equações definem um contorno superior (tração) e um inferior (compressão) de deformação plástica, sendo que na região entre estas duas equações o comportamento do material é puramente elástico, regido pela lei de Hooke na equação 2.22:

$$\sigma = E(\varepsilon_{mec} - \varepsilon_{in}) \qquad (2.22)$$

onde E é o módulo de elasticidade e ε_{mec} é a deformação mecânica total. Nesse caso, o efeito Baushinger é automaticamente levado em conta, já que a distância vertical

entre as duas equações inelásticas é fixa e igual a $2s_e$ para uma dada temperatura, como está mostrado na Figura 2.24.

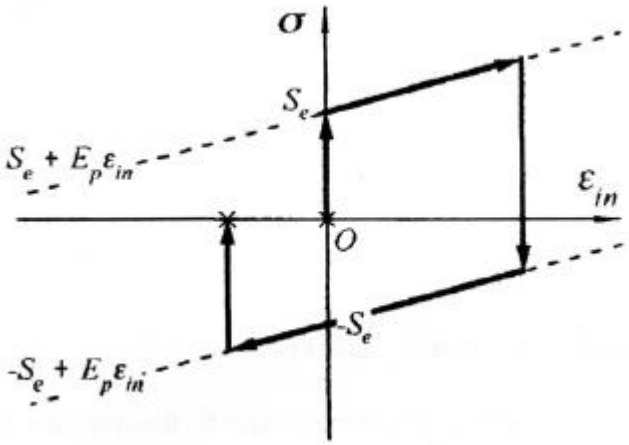


Figura 2.24 Esquema mostrando a diferença entre duas equações inelásticas (ENGLER & SPINELLI, 2002).

As equações para o regime plástico podem ser representadas também em função da deformação mecânica total e_{tot}, pelas seguintes expressões dadas nas equações 2.23 e 2.24:

$$s = S_e + E_p e \qquad \text{em tração} \qquad (2.23)$$

$$s = S_e - E_p e \qquad \text{em compressão} \qquad (2.24)$$

onde E_p é a constante de proporcionalidade para o regime plástico. Os valores de S_e e de E_p estão relacionados aos valores obtidos através do gráfico tensão-deformação inelástica.

De acordo com o modelo proposto por ENGLER & SPINELLI (2002), os valores de s_e e E_p são determinados de tal forma que a energia plástica dissipada (área sob a curva s-e_{in}) seja a mesma para o modelo proposto por Ramberg-Osgood.

O limite elástico utilizado no modelo de ENGLER & SPINELLI (2002) é descrito através da equação 2.25:

$$\boldsymbol{s}_e = A_m \left(\boldsymbol{e}_{in}\right)^{b-1} \left(\frac{1-\boldsymbol{b}}{1+\boldsymbol{b}}\right) \tag{2.25}$$

e a constante de proporcionalidade entre o $\boldsymbol{s}$ e $\boldsymbol{e}_{in}$ da equação 2.26

$$E_p = A_m \left(\boldsymbol{e}_{in}\right)^{b-1} \left(\frac{2\boldsymbol{b}}{1+\boldsymbol{b}}\right) \tag{2.26}$$

Segundo as equações apresentadas acima, o cálculo das histereses anisotérmicas pode ser efetuado iterativamente, dividindo-se o ciclo termomecânico, ε(T), em N intervalos e calculando-se a tensão e a deformação inelástica resultante a cada ponto.

O modelo proposto por ENGLER & SPINELLI (2002) permite uma representação satisfatória do comportamento da histerese de carregamento para pequenas deformações inelásticas.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

Neste trabalho, foi utilizada a liga de alumínio-silício-magnésio A356 (Al-7Si-0,3Mg), cuja composição química nominal é apresentada na Tabela 3.1. Esta liga possui como principais características: boa resistência mecânica, alta resistência à corrosão, é tratável termicamente e é soldável. O material foi processado em duas condições diferentes: fundido em molde permanente (FMP) e extrudado no estado - semi-sólido ou tixoextrudado (TE). Nas duas condições, as ligas foram submetidas a um tratamento térmico de solubilização e envelhecimento T6, segundo a norma SAE J452 (1989).

Tabela 3.1 Composição química nominal da liga de alumínio-silício A356, conforme norma SAE J452 (1989).

Elemento	% em peso
Si	6,5-7,5
Mg	0,25-0,45
Fe	0,20 máx.
Cu	0,20 máx.
Zn	0,10 máx.
Mn	0,10 máx.
Ti	0,20 máx.
Al	Balanço

3.2 Análise química

A análise química da liga de alumínio-silício-magnésio A356 (Al-7Si-0,3Mg) foi realizada pelo Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais UFSCar / UNESP. Foi utilizado o método de espectrometria de absorção atômica com chama, em equipamento marca VARIAN, modelo SPECTRA A640.

3.3 Processamento do material

A liga de alumínio-silício-magnésio A356 (Al-7Si-0,3Mg) foi produzida em duas condições diferentes: fundido em molde permanente (FMP) segundo norma ASTM B108-97 (1997) e extrudada no estado semi-sólido ou tixoextrudada (TE). A partir destes dois materiais, foram confeccionados os corpos de prova de tração, de fadiga isotérmica e de fadiga anisotérmica (termomecânica).

3.3.1 Fundido em molde permanente.

O molde permanente padronizado segundo norma ASTM B108-97 (1997) é utilizado para obtenção de dois corpos de prova cilíndricos de tração, fundidos por gravidade, com 12,5mm de diâmetro. O projeto do molde inclui canais de alimentação, distribuição e massalotes, proporcionando a obtenção de corpos de prova com microestrutura contendo uma quantidade mínima de defeitos. A fundição dos corpos de prova utilizando o molde permanente foi realizada pela FUNDIÇÃO ANTONIO PRATS MASÓ LTDA, incluindo as etapas de desgaseificação, refino e modificação das partículas de silício. Foram fornecidos 80 corpos de provas sem tratamento térmico. A Figura 3.1 apresenta o fundido completo obtido por este processo.

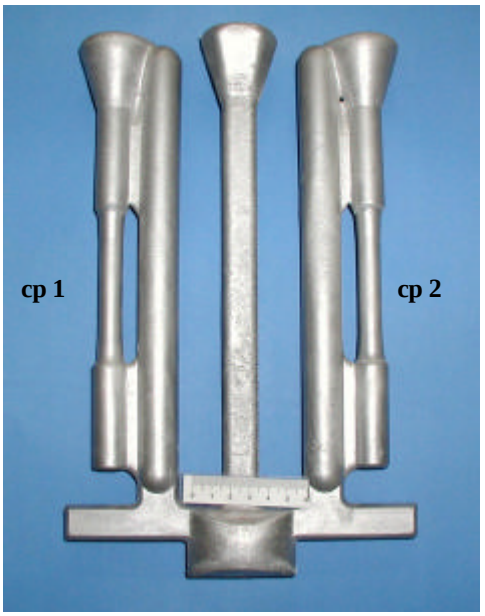


Figura 3.1 Fundido em molde permanente completo produzido segundo ASTM B108-97 (1997).

3.3.2 Liga A356 processada no estado semi-sólido (tixoextrudada).

O processamento da liga de alumínio-silício A356 no estado semi-sólido (tixoextrusão) foi realizado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, sob coordenação do Prof. Dr. Maurizio Ferrante, como parte do Projeto Temático FAPESP *Reologia, Forjamento e Comportamento sob Fadiga de Ligas de Alumínio no Estado Semi-Sólido.*

Primeiramente, a liga foi fundida em moldes de areia na forma de placas com dimensões de 225x114x28mm pela Fundição Antonio Prats Masó Ltda, com adição de 0,5% de Al-Ti-5B e 0,1% de Sr, objetivando o refino da microestrutura e a modificação das partículas de silício, respectivamente. Depois, as placas foram homogeneizadas a 540ºC por 24h, seguidas de resfriamento em água.

Em seguida, foi realizada a etapa de condicionamento do material, que consiste em modificar a microestrutura dendrítica original. Foi utilizado o condicionamento termomecânico (condicionamento no estado sólido) conhecido como RAP (*Recrystallization and Partial Melting*). Para isso, as placas fundidas

foram laminadas na temperatura de 300ºC com uma redução de aproximadamente 40% na espessura.

Por fim, as placas laminadas foram submetidas ao processamento no estado semi-sólido, através de uma tixoextrusão, utilizando uma matriz metálica especialmente projetada. O material foi colocado dentro da matriz e submetido à fusão parcial a 580°C por 20 minutos. Em seguida, o forno foi desligado e o material foi rapidamente extrudado e mantido sob pressão por aproximadamente 10 minutos, para que o material se solidificasse totalmente sob pressão, até a temperatura atingir aproximadamente 500°C, quando o conjunto foi resfriado em água. Assim, foram obtidos três cilindros de aproximadamente 14mm de diâmetro por 120mm de comprimento. Informações adicionais sobre o processamento deste material podem ser encontradas no trabalho de FREITAS et al. (2002). A Figura 3.2 apresenta uma fotografia do conjunto de três cilindros da liga A365, obtidos pelo processamento no estado semi-sólido.

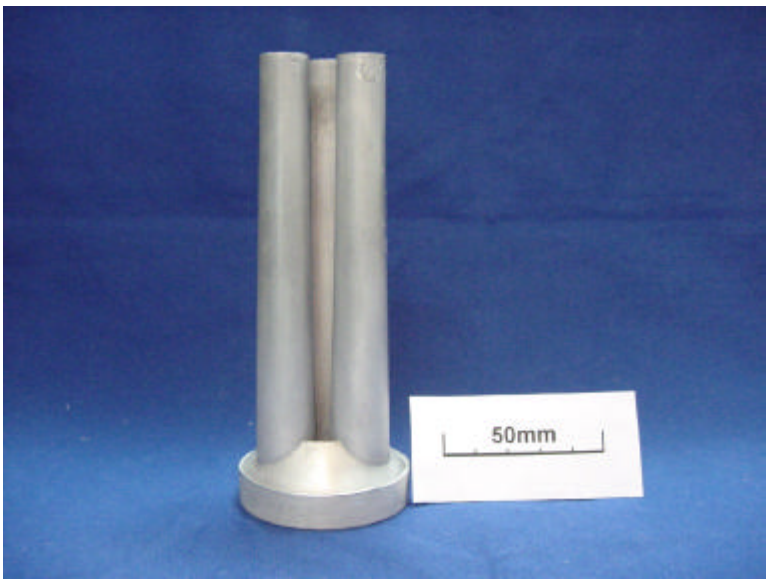


Figura 3.2 Conjunto de três cilindros da liga de alumínio-silício A365 obtidos pelo processamento no estado semi-sólido (tixoextrusão).

3.4 Corpos de prova

Os corpos de prova para ensaios de tração e fadiga isotérmica e anisotérmica foram confeccionados a partir da região central dos corpos de prova de tração fundidos no molde permanente e dos cilindros processados no estado semi-sólido (tixoextrudados). Após a usinagem os corpos de prova foram tratados termicamente e em seguida lixados utilizando lixas de grana 600 e 1500 e a seguir foram polidos com óxido de cromo de 10µm, até acabamento espelhado.

Antes dos ensaios em temperaturas elevadas, a área útil dos corpos de prova recebeu uma pintura com uma tinta de cor preto fosco, resistente a 600°C. As Figuras 3.3 e 3.4 apresentam respectivamente as geometrias e dimensões dos corpos de prova de fadiga e tração. A Figura 3.5 apresenta a fotografia dos corpos de prova usinados e polidos, fundido em molde permanente e cilindro processado no estado semi-sólido.

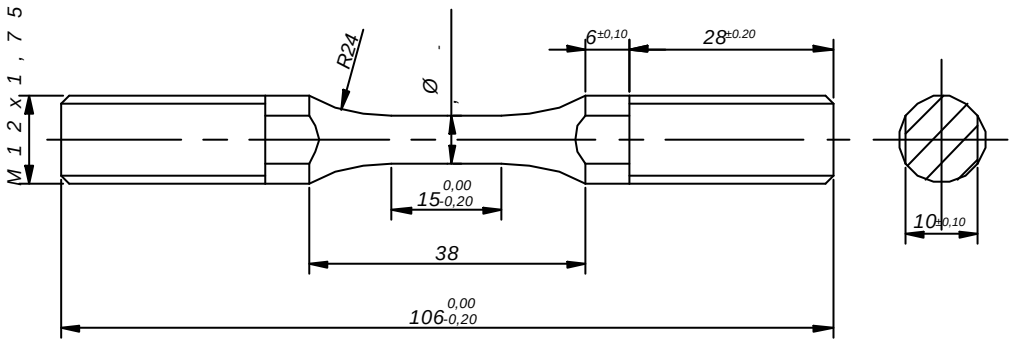


Figura 3.3 Corpo de prova de fadiga isotérmica e anisotérmica.

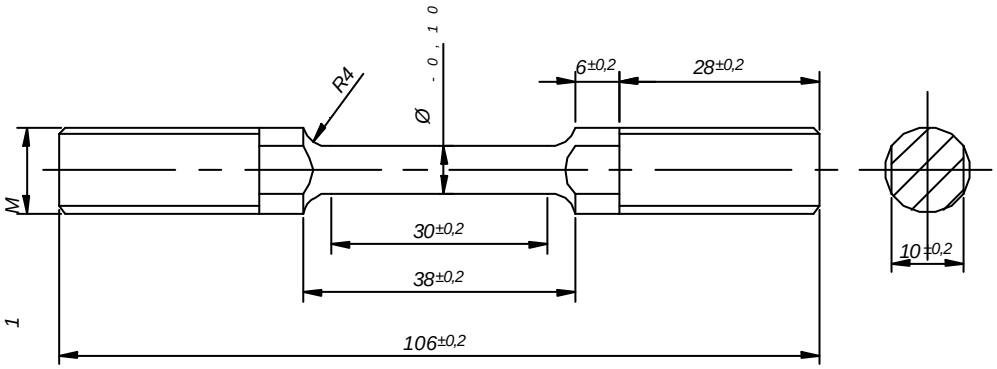


Figura 3.4 Corpo de prova de tração para diversas temperaturas.

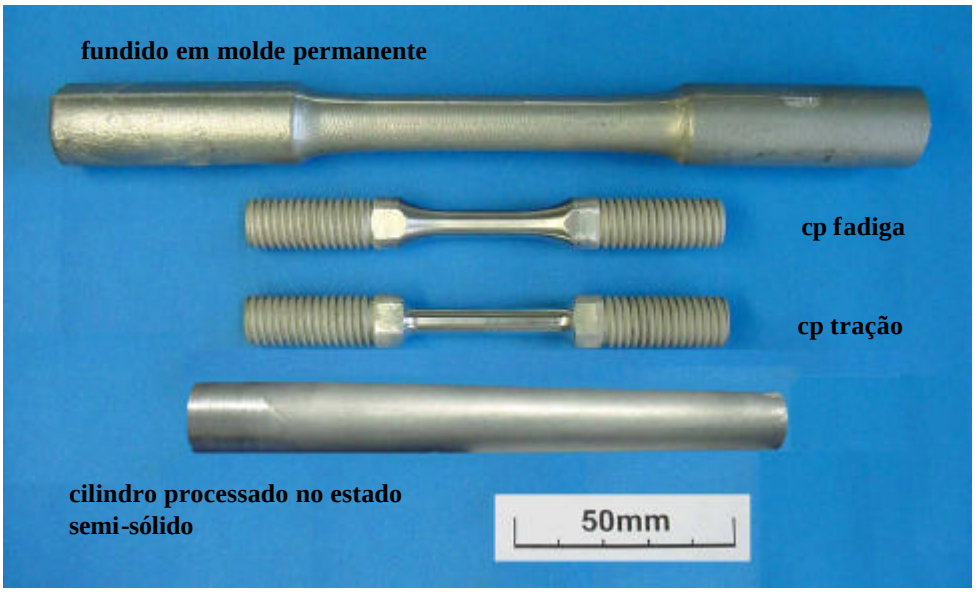


Figura 3.5 Corpos de prova usinados e polidos (centro), fundido em molde permanente (superior) e cilindro processado no estado semi-sólido (inferior).

3.5 Tratamentos térmicos

Os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento T6 conforme norma SAE J452 (1989). A solubilização foi realizada em um forno tipo mufla BRASIMET tipo K-250N2, na temperatura de 540°C, por 8 horas. Em seguida, os corpos de prova foram imediatamente resfriados em água em temperatura ambiente sob agitação. O tratamento de envelhecimento foi realizado no mesmo forno, na temperatura de 160°C, por 4 horas.

3.6 Análises metalográficas

Foram realizadas análises metalográficas em amostras das seções transversais dos corpos de prova fundidos em molde permanente e tixoextrudados, antes e depois do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento T6. As amostras foram preparadas utilizando lixas de grana 220, 400, 600, 1500 e 2000, e depois polidas em óxido de cromo 10µm. Os ataques químicos foram realizados com uma solução aquosa de 0,5% de HF. As micrografias foram obtidas com a utilização de um

sistema de aquisição de imagens composto por um microscópio óptico ZEISS AXIOTECH equipado com uma câmera SONY DXC-151A e acoplado a um microcomputador MACINTOSH. As análises quantitativas de porosidade foram realizadas utilizando o programa GRAFFITEK, de análise de imagens.

3.7 Ensaios de dureza e microdureza

Foram realizados ensaios de dureza BRINELL conforme a norma ASTM E10-01, em amostras das seções transversais do fundido em molde permanente e da liga processada no estado semi-sólido, antes e depois do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento T6. Os ensaios foram realizados em equipamento marca OTTO WOLPERT - WERKE. Também foram realizados ensaios de microdureza Knoop com carga de 100g na liga fundida e tixoextrudada antes e após o tratamento térmico, além de corpos de prova ensaiados em fadiga isotérmica e anisotérmica. Estes ensaios foram realizados em um microdurômetro marca BUEHLER modelo MICROMET 2104.

3.8 Ensaios de tração

Foram realizados ensaios de tração nas temperaturas de 25, 120 e 280°C, nos corpos de prova fundidos em molde permanente e processados no estado semi-sólido. Os ensaios foram realizados conforme as normas ASTM E8M-03 e ASTM E21-03, em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810, acoplada a 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 deformação foi medida por meio de um extensômetro de hastes cerâmicas, fixado por pressão no corpo de prova. O sistema de ensaios é descrito em detalhes no item 3.11.

Através dos ensaios de tração foram determinados os valores do limite de resistência s_R, limite de escoamento a 0,2%, s_e, módulo de elasticidade E, coeficiente de resistência, K e o expoente de encruamento, n. Os valores de n e K

foram determinados utilizando-se a relação potencial observada na equação 3.1, para níveis de deformação total compreendidos entre 0,4 e 2,0%.

$$\sigma = K\varepsilon_p^n \qquad (3.1)$$

onde:

$\varepsilon = \ln(e+1)$ e $\sigma = S(e+1)$

e: deformação convencional

ε_p: deformação plástica verdadeira

S: tensão convencional

σ: tensão verdadeira

3.9 Módulo de elasticidade

Foram medidos os valores de módulo de elasticidade, nas temperaturas de 25, 120, 200, 280 e 290°C, para a liga A356-T6 fundida em molde permanente e processada no estado semi-sólido. Os ensaios foram realizados com o sistema de ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica, utilizando um programa especialmente desenvolvido para este fim.

3.10 Ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica

Os ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica (fadiga termomecânica em-fase e fora-de-fase) foram realizados em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810, sob controle de deformação, utilizando um extensômetro de hastes cerâmicas, um forno de indução para aquecimento dos corpos de prova e um microcomputador para controle do ensaio. O sistema está descrito com maiores detalhes no item 3.11. Os ensaios de fadiga isotérmicos ou fadiga de baixo ciclo em temperaturas elevadas foram realizados conforme a norma ASTM E 606-98 (2003).

Os principais parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica estão apresentados na Tabela 3.2. Os ensaios isotérmicos a 120ºC

tiveram seu critério de falha diferenciado ($0{,}8\sigma_{máx}$), pois devido à menor ductilidade do material nesta temperatura, apresentaram trincas com uma menor queda da tensão comparada aos ensaios em 280ºC. Os ensaios de FTM foram realizados em períodos relativamente longos de 300 segundos devido a dificuldade de resfriamento do corpo de prova. Entretanto, este ensaio normalmente é realizado em períodos longos para que não haja um gradiente excessivo de temperatura no corpo de prova durante o aquecimento e resfriamento. Nos ensaios isotérmicos foram utilizados períodos de 10 e 30 segundos, que também podem ser considerados longos para ensaios de fadiga, entretanto, foram adotados para se aproximarem das condições dos ensaios anisotérmicos.

Tabela 3.2 Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

Ensaios	Material	Temperatura (°C)	Período (s)	Critério de falha
Isotérmicos	FMP	120	30	$0{,}8\sigma_{máx}$
	TE		10	
	FMP	280	30	$0{,}5\sigma_{máx}$
	TE		10	
Anisotérmicos	FMP	120-280	300	
	TE			

Nos ensaios de fadiga isotérmicos e anisotérmicos a deformação mecânica foi imposta através de onda triangular com razão de deformação mecânica R = -1. Nos ensaios de fadiga termomecânica a temperatura também foi imposta através de onda triangular. As Figuras 3.6 e 3.7 apresentam exemplos de um ciclo de ensaio mostrando temperatura, deformação térmica, mecânica e total em função do tempo para ensaios em-fase e fora-de-fase, respectivamente. As Figuras 3.8 e 3.9 apresentam exemplos de dois ciclos de ensaio consecutivos mostrando a temperatura e a tensão em função tempo para ensaios em-fase e fora-de-fase, respectivamente.

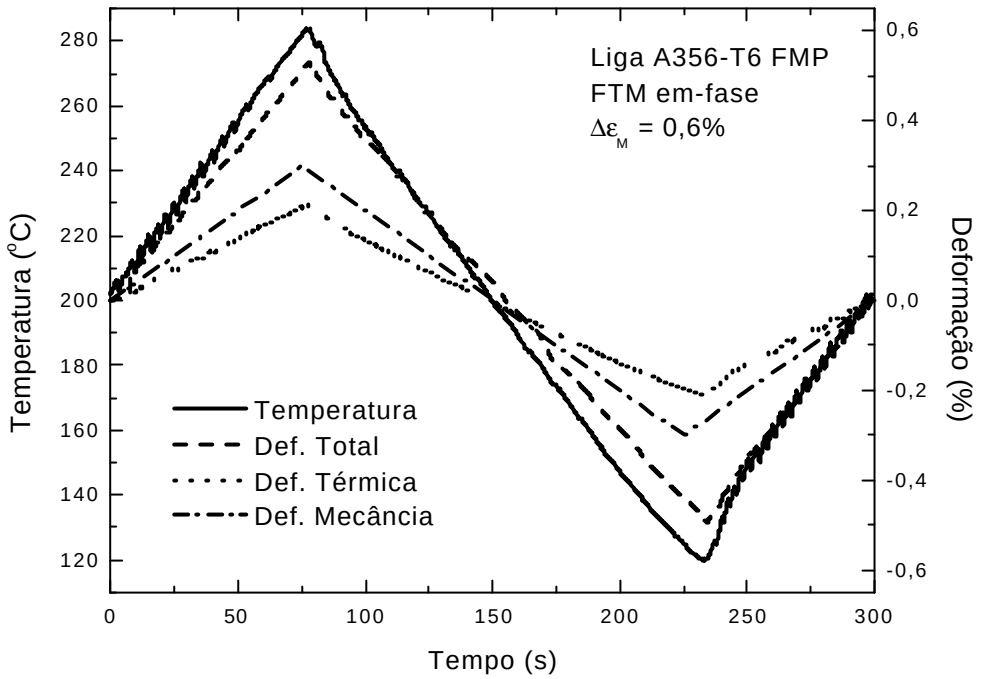


Figura 3.6 Temperatura, deformação térmica, mecânica e total em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM em-fase.

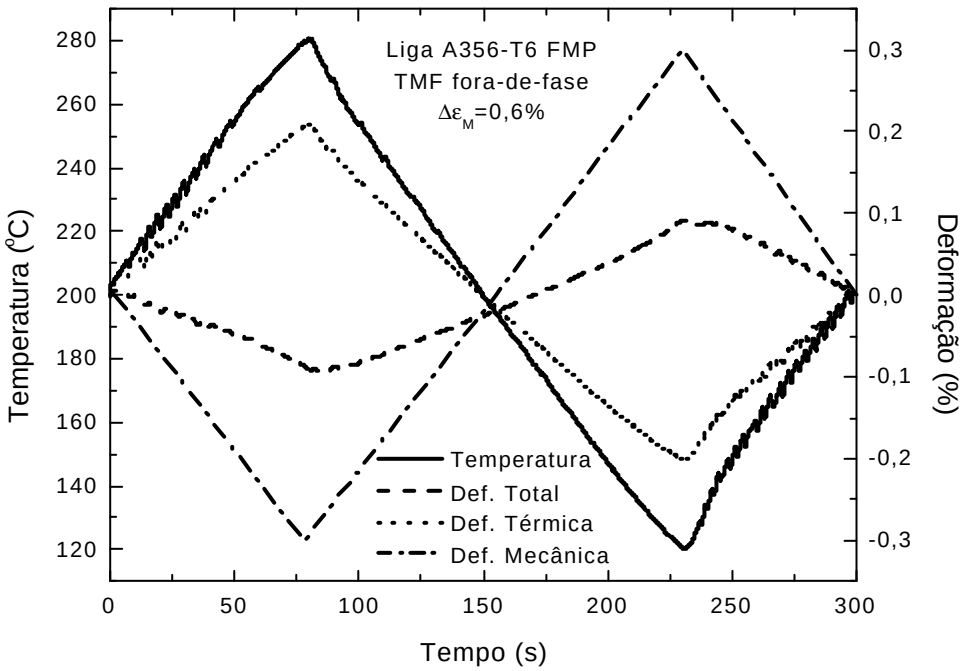


Figura 3.7 Temperatura, deformação térmica, mecânica e total em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM fora-de-fase.

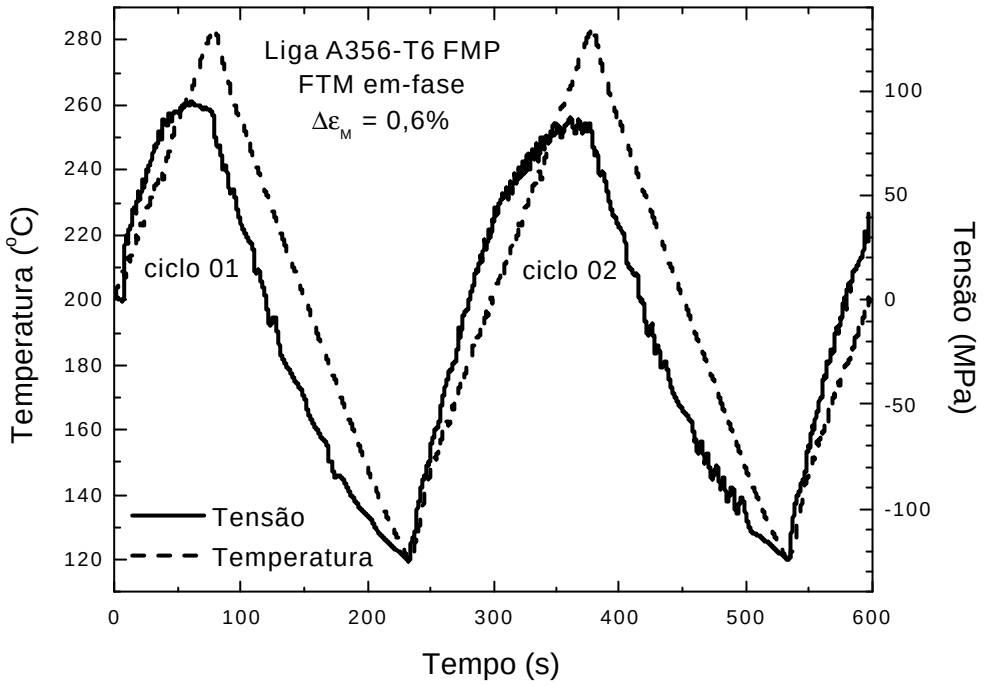


Figura 3.8 Temperatura e tensão em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM em-fase.

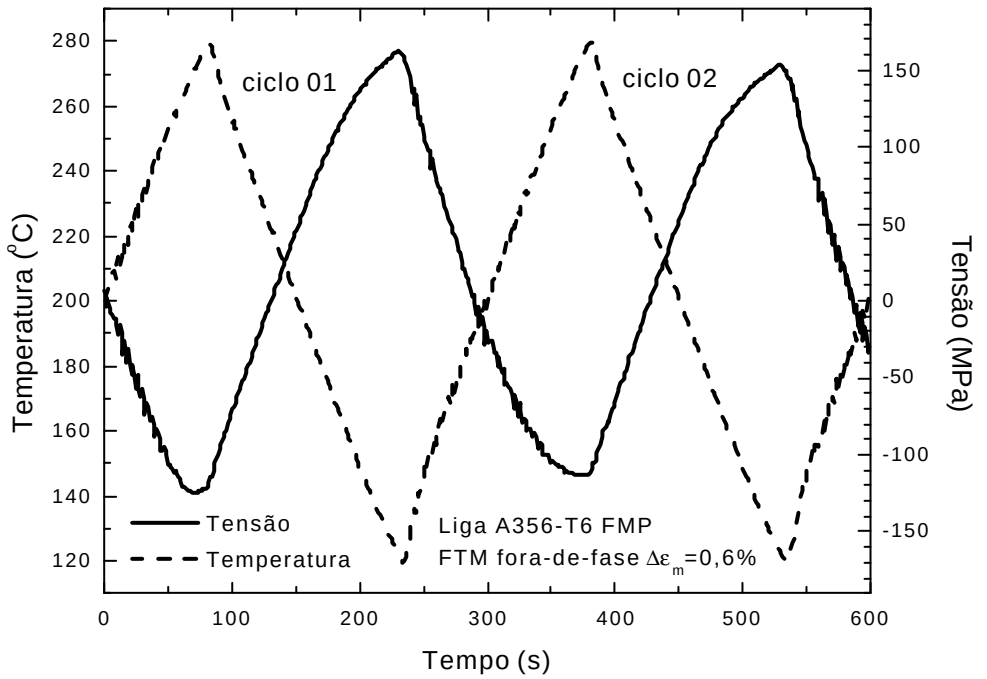


Figura 3.9 Temperatura e tensão em função do tempo para um ciclo de ensaio FTM fora-de-fase.

O comportamento mecânico das ligas foi avaliado através das histereses cíclicas de tensão-deformação mecânica e inelástica e a evolução de alguns parâmetros de ensaio em função do número de ciclos, como tensões e deformações inelásticas máximas e mínimas, além de energia de deformação inelástica total e de Ostergren (energia de deformação em tração da histerese) para níveis de deformação mecânica representativo do comportamento geral.

Os resultados de vida em fadiga isotérmica e anisotérmica foram avaliados através da variação da deformação mecânica ($\Delta\varepsilon_m$), da deformação inelástica ($\Delta\varepsilon_{in}$), da tensão ($\Delta\sigma$), tensão máxima (σ_{max}), da energia de deformação total e de Ostergren em função do número de ciclos para falhar (N_f).

Os ensaios isotérmicos também foram avaliados através de curvas de deformação-vida: amplitude de deformação mecânica ($\Delta\varepsilon_m/2$), amplitude de deformação inelástica ($\Delta\varepsilon_{in}/2$) e amplitude de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_{el}/2$), em função do número de reversos para falhar ($2N_f$), segundo a relação de Coffin-Manson (SURESH, 1998). A partir dos resultados de meia-vida dos ensaios de fadiga isotérmicos, também foram obtidos o expoente de encruamento cíclico (n') e o coeficiente de resistência cíclico (K') para os dos materiais partindo da relação de Ramberg-Osgood eq. 3.2:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K'\left(\frac{\Delta\varepsilon_{in}}{2}\right)^{n'} \qquad (3.2)$$

Observações microestruturais e morfológicas das superfícies de fratura dos corpos de prova das ligas submetidas aos ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica foram feitas através de microscopia óptica e eletrônica de varredura para determinar os micromecanismos de falha e alterações ocorridas durante os ensaios.

3.11 Sistema de ensaios

O sistema de ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica fazem parte do conjunto de equipamentos do Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de Falhas - NEMAF do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, SMM, na Escola de Engenharia de São Carlos, EESC - USP. O equipamento utilizado é constituído de um sistema de aquecimento por indução, um sistema de medição de temperatura, uma máquina de ensaios MTS e um microcomputador que ligado ao sistema faz o monitoramento e controle da temperatura e deformação dos corpos de prova durante os ensaios.

3.11.1 Sistema de aquecimento

O sistema de aquecimento é constituído de um forno de indução marca INDUCTOHEAT de 7,5kW de potência e freqüência de 200kHz, que possui um controlador programável de temperatura marca INCON modelo CNT110. O forno possui uma bobina indutora confeccionada de tubo de cobre de 4,76mm (3/16 pol.) 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.

3.11.2 Sistema de medição de temperatura

Os ensaios de fadiga em temperaturas acima da ambiente necessitam da medida precisa de temperatura na região central do corpo de prova (aproximadamente 6,5mm de diâmetro) sem que haja contato com o mesmo, evitando-se assim, problemas com iniciação de trincas devido à soldagem de termopares. A medição 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 medições de temperaturas na faixa de –18 a 500°C. A temperatura medida por este sensor serve de parâmetro de

controle para o forno de indução e para o sistema de aquisição de dados do programa de ensaios.

3.11.3 Máquina de ensaios

Os ensaios de tração, fadiga isotérmica e anisotérmica foram realizados em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810 de 250kN, equipada com um controlador MTS 458.20. Os ensaios de fadiga foram realizados sob controle de deformação, 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 por um sistema de molas. 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 hidráulicas para ensaios em temperaturas elevadas MTS modelo 680.01B. Para os ensaios de fadiga anisotérmica foi necessária a utilização de um sistema de refrigeração auxiliar para as garras. A Figura 3.10 apresenta uma visão geral do sistema de ensaios. A Figura 3.11 apresenta o sistema de garras, pirômetro infravermelho e extensômetro para os ensaios de fadiga isotérmica. A Figura 3.12 apresenta detalhes do corpo de prova, da bobina de indução, do sistema de refrigeração auxiliar das garras e do extensômetro de hastes cerâmicas para os ensaios de fadiga anisotérmica. 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.

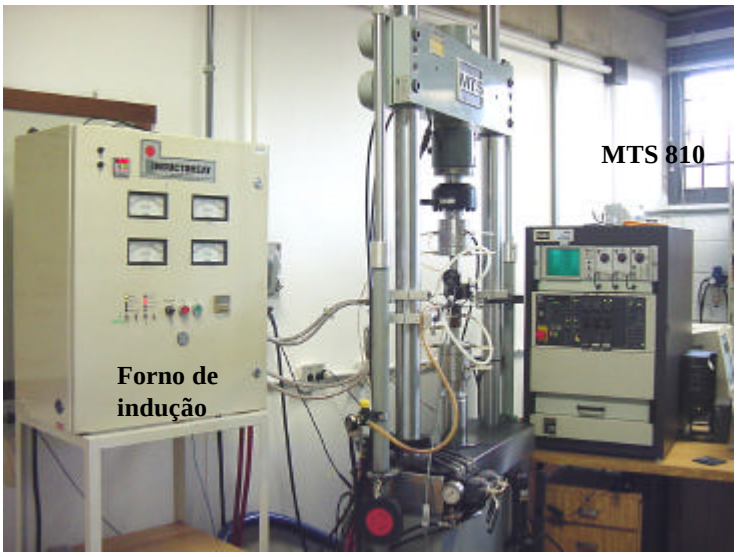


Figura 3.10 Visão geral do sistema de ensaios mostrando o forno de indução e a máquina servo-hidráulica MTS 810.

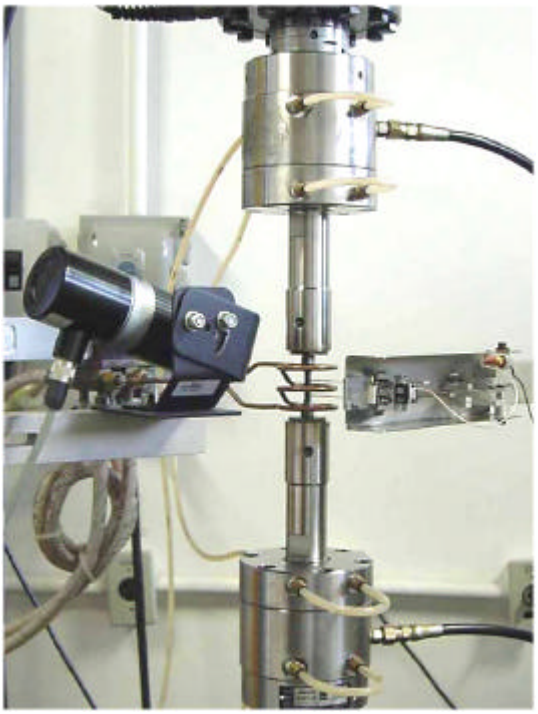


Figura 3.11 Sistema de garras, pirômetro infravermelho e extensômetro para os ensaios de fadiga isotérmica.

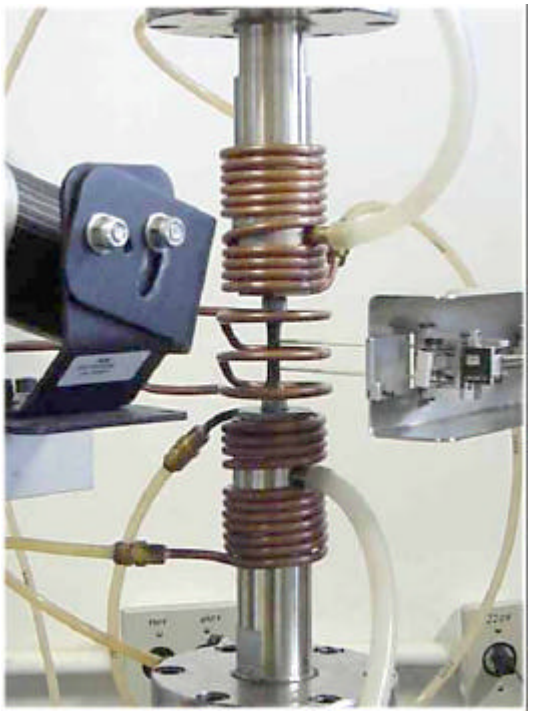


Figura 3.12 Detalhe do corpo de prova, da bobina de indução, do sistema de refrigeração auxiliar das garras e do extensômetro de hastes cerâmicas, para os ensaios de fadiga anisotérmica.

3.11.4 Sistema de monitoramento e controle

O ensaio de fadiga anisotérmica ou fadiga termomecânica consiste na superposição de um ciclo de temperatura a um ciclo de deformação, ambos em função do tempo. O ensaio é monitorado por um micro-computador IBM-PC juntamente com um sistema de aquisição de dados HP3852A, da HEWLETT-PACKARD, conforme mostra o esquema da Figura 3.13. O HP3852A é um aparelho multifunções que permite enviar os sinais de controles da temperatura e da deformação, assim como a aquisição dos dados de força (F), deformação (e) e temperatura (T) em função do tempo (t). A aquisição é feita através de um voltímetro analógico-digital modelo HP44701A instalado no HP3852A. Para assegurar a sincronização dos ciclos $e(t)$ 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 (e), com exceção do

controle da temperatura (*T*), que é feito pelo controlador do forno de indução. A Figura 3.14 apresenta o micro-computador IBM-PC e o sistema de aquisição de dados HP3852A.

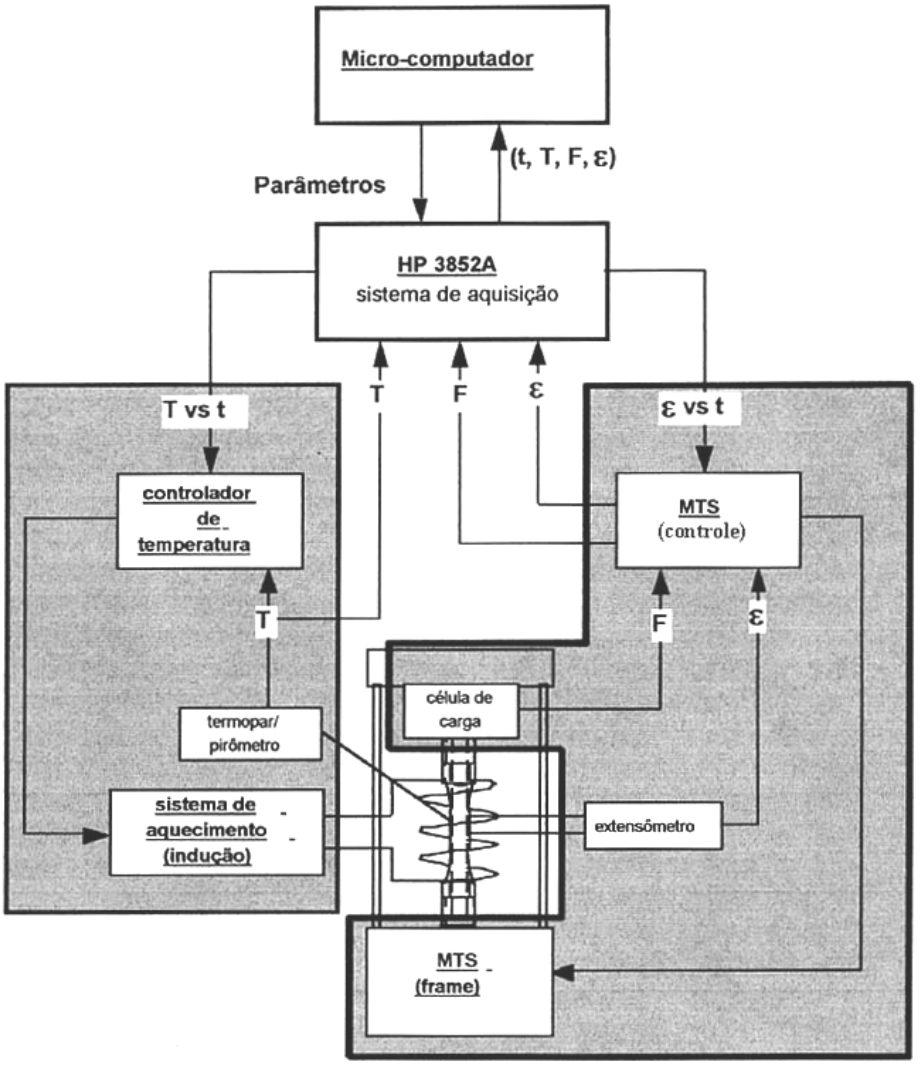


Figura 3.13 Esquema do ensaio de fadiga termomecânica (ENGLER-PINTO JR, 1996).

Figura 3.14 Micro-computador IBM-PC e sistema de aquisição de dados HP3852A.

3.11.5 Programas de controle e de aquisição de dados

Os programas de controle e de aquisição de dados para os ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica, e também para o módulo de elasticidade, utilizam linguagem de programação visual VeeTest, da empresa HEWLETT-PACKARD. Todos os programas foram desenvolvidos pelo Dr. Carlos C. Engler Pinto Jr. durante seu programa de pós-doutoramento intitulado *Estudo do Comportamento Mecânico de Ligas Metálicas a Temperaturas Elevadas*, com financiamento da FAPESP junto ao Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos – USP.

3.12 Análise das superfícies de fratura

O aspecto morfológico das superfícies de fratura de alguns dos corpos de prova ensaiados em fadiga isotérmica e anisotérmica foi examinado através da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi utilizado um microscópio de varredura modelo ZEISS DSN960.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise química

A Tabela 4.1 apresenta o resultado da análise química da liga de alumínio-silício-magnésio A356 dos corpos de provas fundidos em molde permanente fornecidos pela Fundição Antonio Prats Masó Ltda. O resultado desta análise está de acordo com as exigências da norma SAE J452 (1989), apenas os teores de Fe e Zn apresentaram, respectivamente, 0,02 e 0,09% acima do valor especificado na referida norma.

Tabela 4.1 Composição química da liga A356 fundida em molde permanente e tixoextrudada.

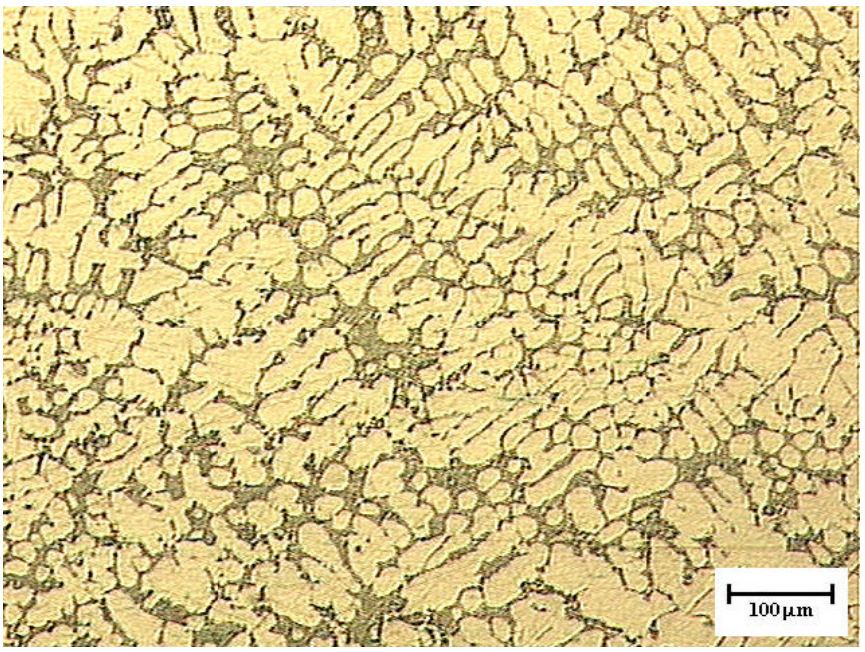
Elemento	**Amostra**	**Norma SAE J452 (1989)**
	% em peso	**% em peso**
Si	7,37	6,5-7,5
Mg	0,35	0,25-0,45
Fe	0,22	0,20 máx.
Mn	<0,01	0,20 máx.
Zn	0,19	0,10 máx.
Cu	0,04	0,10 máx.
Ti	0,12	0,20 máx.
Al	Balanço	Balanço

4.2 Análises metalográficas

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam, respectivamente, micrografias de amostras dos corpos de prova da liga de alumínio A356 fundida em molde permanente na condição bruto de fusão e tratada termicamente por solubilização e envelhecimento artificial T6. Ambas as microestruturas apresentaram distância bastante reduzida entre braços secundários de dendritas (*SDAS*), aproximadamente 20μm, valores característicos de fundição em molde permanente, além de apresentar modificação considerável das partículas de silício. Pode-se observar a presença de precipitados do tipo $FeMg_3Si_6Al_8$ (tipo escrita chinesa) e $Fe_2Si_2Al_9$ (tipo lâminas) indicadas na Figura 4.1 de acordo com ASM (1985b) e CABIBBO & EVANGELISTA (2001). As microestruturas das amostras com tratamento térmico apresentaram coalescimento das partículas de silício, que compõem o eutético interdendrítico.

As Figuras 4.3 e 4.4 apresentam, respectivamente, micrografias de amostras dos corpos de prova da liga de alumínio A356 processados no estado semi-sólido (tixoextrudados), como-recebido e tratado termicamente para a condição T6. Nota-se que a microestrutura é formada por glóbulos com total ausência das dendritas originais, e que as partículas de silício que compõem o eutético apresentam-se mais coalescidas depois do tratamento térmico, assim como a microestrutura do fundido em molde permanente. Pode-se notar a presença de precipitados do tipo $FeMg_3Si_6Al_8$. Os glóbulos apresentam tamanho médio de aproximadamente 100μm, devido ao fato de que o material de partida para o condicionamento no estado semi-sólido foi obtido por fundição em molde de areia que possui menor taxa de resfriamento durante a solidificação, resultando em uma distância entre braços secundários de dendritas superior ao material fundido em molde permanente.

A)



B)

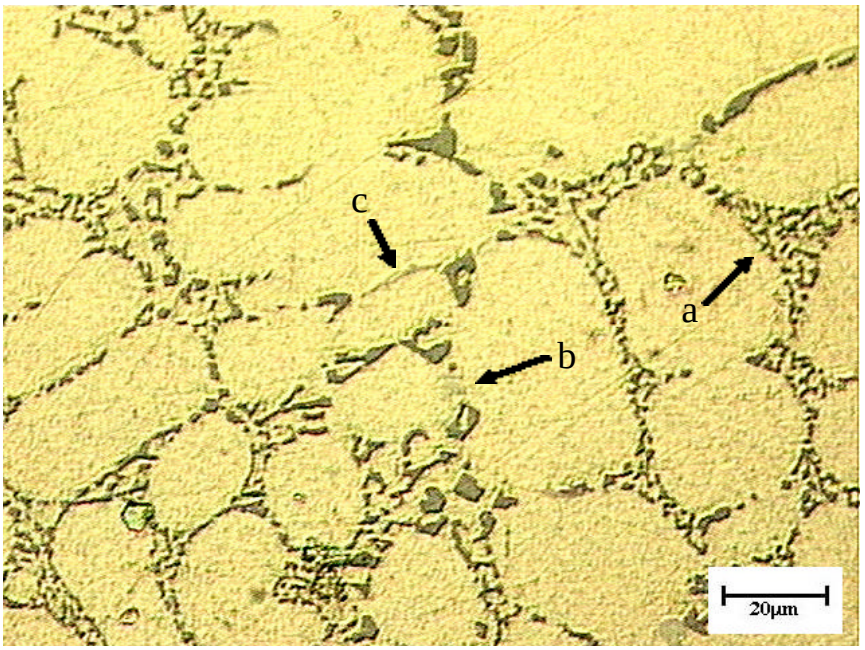


Figura 4.1 Micrografias de amostras dos corpos de prova da liga A356 fundida em molde permanente, na condição bruto de fusão. A) Microestrutura dendrítica refinada. B) Detalhe de (A) mostrando as partículas de silício modificadas (a) e precipitados tipo $FeMg_3Si_6Al_8$ *(b) e* $Fe_2Si_2Al_9$ *(c).*

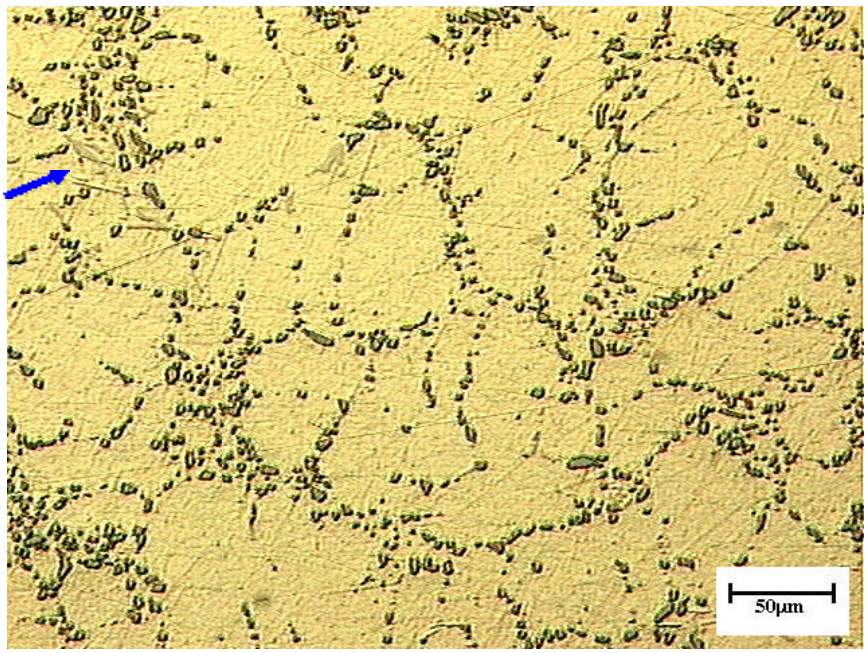
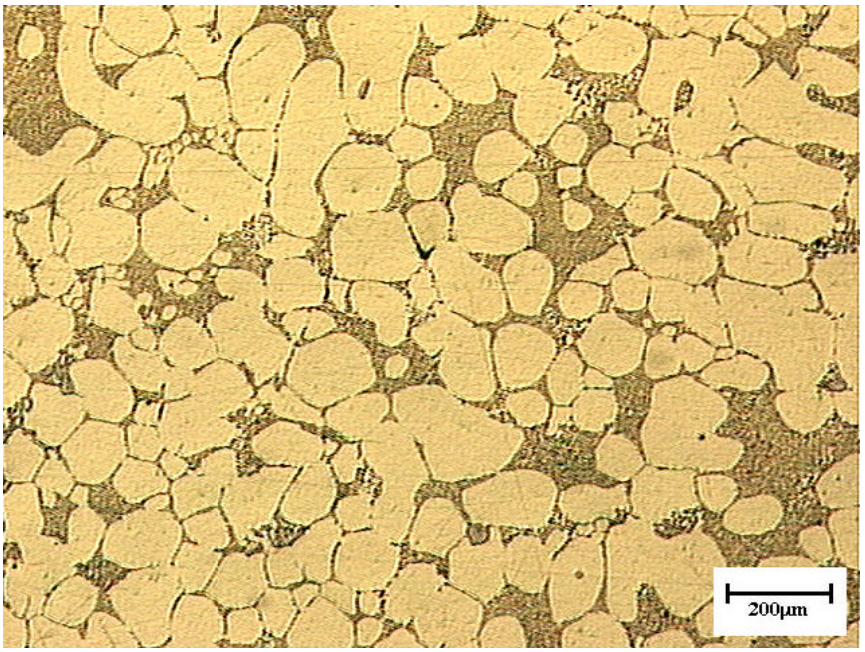


Figura 4.2 Micrografia de uma amostra de um corpo de prova da liga A356 fundida em molde permanente, na condição solubilizada e envelhecida artificialmente T6. Microestrutura dendrítica mostrando as partículas coalescidas de silício que compõem o eutético interdendrítico (cinza escuro) e precipitados tipo $Fe_2Si_2Al_9$ *(cinza claro - indicados pela seta).*

A)



B)

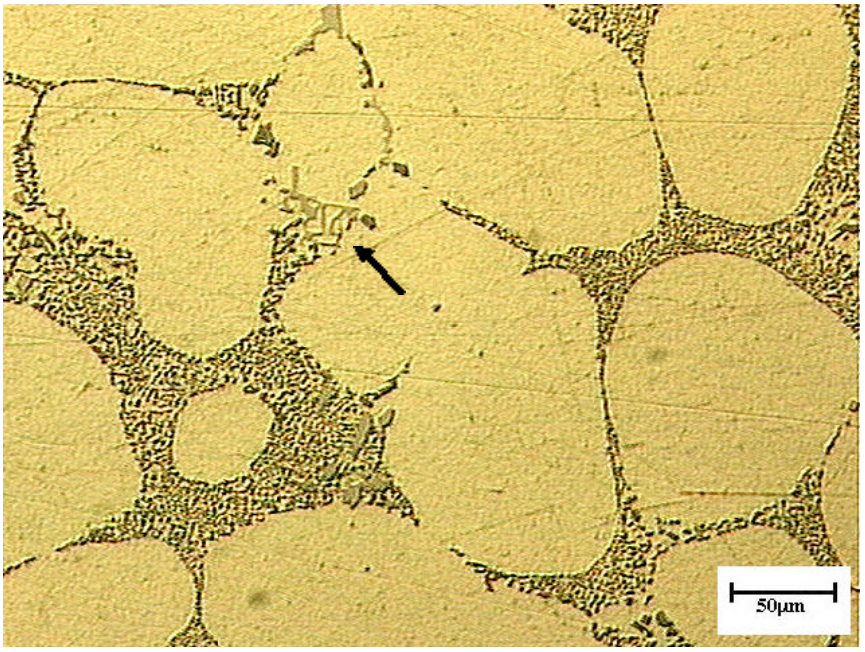


Figura 4.3 Micrografias de amostras dos corpos de prova da liga A356 tixoextrudada na condição como recebido. A) Microestrutura em glóbulos. B) Detalhe de (A) com maior aumento, mostrando as partículas de silício modificadas e precipitados tipo $FeMg_3Si_6Al_8$ *(seta).*

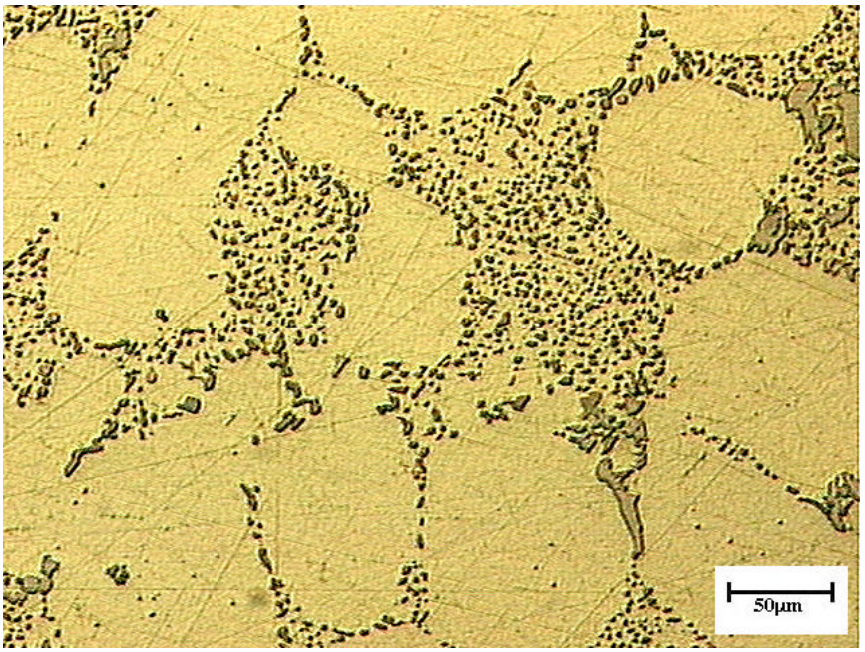


Figura 4.4 Micrografia de amostra do corpo de prova da liga A356 tixoextrudada na condição T6. Microestrutura em glóbulos com partículas de silício mais coalescidas compondo o eutético interdendrítico.

A Tabela 4.2 apresenta o resultado das análises quantitativas de porosidade das amostras da liga A356 fundida em molde permanente e processada no estado semi-sólido (tixoextrudada). A liga fundida em molde permanente apresentou porosidade média superior à liga tixoextrudada do primeiro lote, e aproximadamente igual ao segundo lote (utilizado apenas nos ensaios isotérmicos a 120ºC). O resultado de porosidade média do primeiro lote de material tixoextrudado confirma que este material possui uma microestrutura com baixo nível de porosidade, quando comparado à fundição convencional, devido ao fato de que o material apresenta fusão e solidificação parcial durante a conformação diminuindo a formação de microvazios de contração. Já a porosidade alta apresentada pelo segundo lote pode ser atribuída a problemas durante a conformação. Todos os materiais analisados apresentaram porosidades típicas de até 20µm, entretanto, alguns vazios chegam a ter cerca de 300µm, como foi observado no trabalho de SEHITOGLU et al. (2002) para uma liga fundida de alumínio 319.

Tabela 4.2 Análise quantitativa de porosidade das amostras da liga A356 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

Liga	Porosidade Média (%)	Desvio Padrão
A356-T6 FMP	1,34	1,24
A356-T6 TE (1º lote)	0,48	0,62
A356-T6 TE (2º lote)	1,55	2,45

4.3 Ensaios de dureza e microdureza

A Tabela 4.3 apresenta os resultados dos ensaios de dureza da liga A356 e os valores referentes da norma SAE J452 (1989). Os valores obtidos nos ensaios de dureza para a liga fundida em molde permanente estão em acordo com os estabelecidos pela norma SAE J452 (1989) e também próximos dos apresentados por Young & Eisen (2000). A liga tixoextrudada apresentou valores de dureza pouco inferiores aos materiais processados no estado semi-sólido apresentado por Young & Eisen (2000), sendo que essa pequena diferença pode ser atribuída a variações de processo e condições do material de partida.

Tabela 4.3 Resultados dos ensaios de dureza da liga A356 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE) antes e após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento T6, valores da norma SAE J452 (1989) e do trabalho de Young & Eisen (2000).

Liga e Condição	Dureza Brinell (HB)			
	Processamento	Amostra*	SAE J452 (1989)	Young & Eisen (2000)
A356-F	**FMP**	66	40-70	-
A356-T6	**FMP**	85	65-95	90
A356-F	**TE**	61	-	-
A356-T6	**TE**	77	-	90

* Dureza Brinell (HBS 2,5/62,5)

A Tabela 4.4 apresenta os ensaios de microdureza Knoop da liga A356 fundida em molde permanente e tixoextrudada nas condições: como recebida (A356-F); após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (A356-T6); após os ensaios isotérmicos (FBC) e anisotérmicos (FTM). Pode-se observar que para os ensaios anisotérmicos e isotérmicos a 280ºC houve uma queda de dureza para os dois materiais devido ao superenvelhecimento da liga durante os ensaios. Já para os ensaios isotérmicos a 120ºC ocorreu um aumento de dureza para os dois materiais devido ao efeito de um envelhecimento adicional associado ao encruamento do material durante os ensaios.

Tabela 4.4 Resultados dos ensaios de microdureza Knoop ($HK_{0,1}$) da liga A356 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE) como recebida (A356-F), após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (A356-T6), após os ensaios isotérmicos (FBC) e anisotérmicos (FTM).

Tratamento Térmico e Condição de Ensaio	**Microdureza Knoop ($HK_{0,1}$)**			
	Liga FMP		**Liga TE**	
	Média	Desvio Padrão	**Média**	Desvio Padrão
A356-F	83	8,6	55	4,3
A356-T6	102	7,2	73	4,0
FTM em-fase	60	3,7	47	4,7
FTM fora-de-fase	57	4,0	48	2,1
FBC 120°C	112	6,4	98	4,1
FBC 280°C	55	6,8	51	8,7

4.4 Ensaios de Tração

Os resultados dos ensaios de tração da liga A356-T6, fundida em molde permanente e tixoextrudada, nas temperaturas de 25, 120 e 280°C são apresentadas na Tabela 4.5, incluindo o coeficiente de encruamento *n* e o coeficiente de resistência *K*, obtidos a partir de curvas de tensão-deformação verdadeira. Também são apresentados resultados das referências SAE J1099 (1998) e Young & Eisen (2000).

Tabela 4.5 Resultados dos ensaios de tração da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

A356-T6	Temp. (ºC)	s_R (MPa)	$s_{e\,0,2\%}$ (MPa)	Along. (%)	E (GPa)	*n*	*K* (MPa)
FMP	25	231	135	6,9	66,5	0,187	382
	120	191	128	7,8	63,4	0,166	323
	280	90,6	90	5,8	53,0	0,012	96,2
TE	25	232	169	3,6	74,0	0,160	409
	120	185	154	3,9	69,9	0,123	304
	280	83,2	83	7,3	61,3	0,018	91,2
(a)	25	266	224	3*	70	0,087	397
(b)	25	280	205	10	-	-	-
(c)	25	300	225	12	-	-	-

(a) Fundido convencional (SAE J1099, 1998)
(b) Fundido em molde permanente (Young & Eisen, 2000)
(c) Processado no estado semi- sólido (Young & Eisen, 2000)
* Redução de Área (%)

Pode-se observar que o limite de resistência da liga fundida e tixoextrudada são similares em valores para cada temperatura, entretanto o limite de escoamento da liga tixoextrudada apresenta valores superiores para as temperaturas de 25 e 120°C sendo similar para 280°C. A liga fundida apresentou valores de alongamento maiores que a liga tixoextrudada nas temperaturas de 25 e 120°C e teve uma leve diminuição do alongamento em 280°C. Já a liga tixoextrudada apresentou um aumento do valor do alongamento com o aumento da temperatura. Este comportamento pode ser

atribuído ao tamanho de grão muito maior em relação ao fundido, como comentado no item 4.2, o que possibilita uma deformação plástica maior da matriz durante o ensaio de tração.

O expoente de encruamento e o coeficiente de resistência, *n* e *K*, apresentaram comportameno similares para ambos materiais, com o aumento da temperatura de ensaio os valores diminuiram indicando uma diminuição no encruamento do material, como esperado devido ao efeito da temperatura. A liga tixoextrudada apresentou menor encruamento (*n)* nas temperaturas de 25 e 120°C e valor similar a 280°C quando comparados ao material fundido. Os valores obtidos de *n* nos ensaios a temperatura ambiente são aproximadamente duas vezes maiores que o valor apresentado na norma SAE J1099 (1998), enquanto que os valores de *K* estão muito próximos do valor apresentado pela referida norma. Novamente podem-se justificar estas variações devido a diferenças microestruturais decorrentes do processamento do material.

4.5 Módulo de elasticidade

A Tabela 4.6 apresenta os valores do módulo de elasticidade medidos em várias temperaturas para a liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada. A Figura 4.5 apresenta a curva do módulo de elasticidade em função da temperatura para os dois materiais. Pode-se notar que ambos materiais apresentam comportamento semelhante, sendo que a liga tixoextrudada apresenta sempre valores superiores. Este fato provavelmente se deve ao menor nível de porosidade da liga tixoextrudada.

Tabela 4.6 Módulo de elasticidade em várias temperaturas para a liga A356 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

Temperatura (°C)	Módulo de Elasticidade, E (GPa)	
	FMP	TE
25	66,5	74,0
120	63,4	69,9
200	59,7	66,5
280	53,0	61,3
290	52,5	60,3

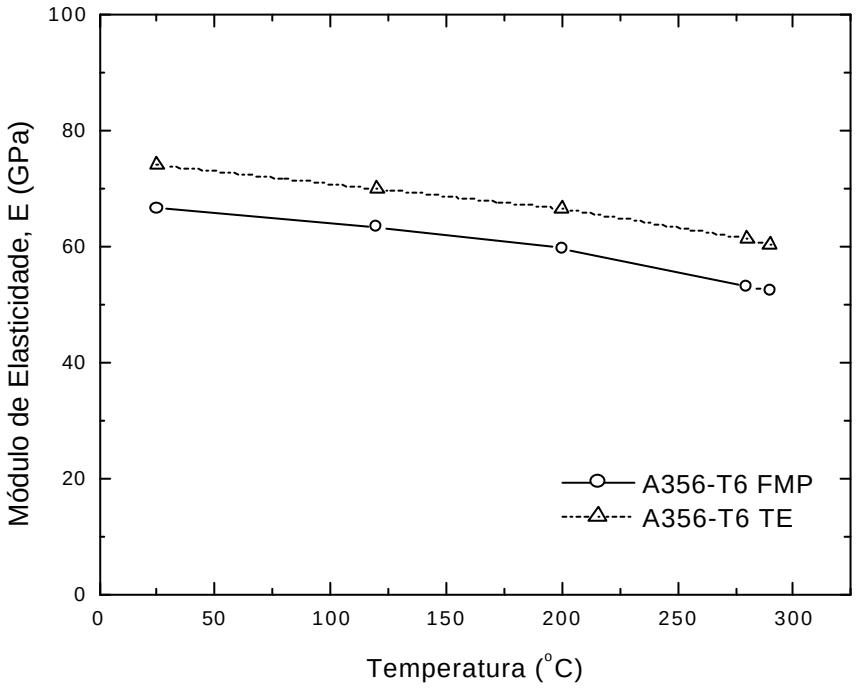


Figura 4.5 Módulo de elasticidade em função da temperatura para a liga A356 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

4.6 Ensaios de fadiga isotérmica

Os principais resultados dos ensaios de fadiga isotérmica nas temperaturas de 120 e 280°C estão apresentados neste item. Foram avaliados os comportamentos mecânicos das ligas através das histereses cíclicas de tensão-deformação e a evolução de alguns parâmetros de ensaio, como tensões e deformações inelásticas máximas e mínimas, além de energia de deformação inelástica total e de Ostergren (energia de deformação em tração da histerese) para um nível de deformação mecânica representativo do comportamento geral. Os resultados de vida em fadiga isotérmica, para as ligas ensaiadas, são apresentados de duas maneiras distintas: através das amplitudes de deformação mecânica ($\Delta\varepsilon_m/2$), inelástica ($\Delta\varepsilon_{in}/2$) e elástica ($\Delta\varepsilon_{el}/2$), em função do número de reversos para falhar ($2N_f$); e através da variação da deformação mecânica ($\Delta\varepsilon_m$), da deformação inelástica ($\Delta\varepsilon_{in}$), da tensão ($\Delta\sigma$), tensão máxima (σ_{max}), energia de deformação total e de Ostergren em função do número de ciclos para falhar (N_f). Observações microsestruturais das ligas submetidas aos ensaios foram feitas através de microscopia óptica para determinar os micromecanismos de falha e possíveis alterações ocorridas durante os ensaios.

4.6.1 Comportamento cíclico

Histereses de tensão-deformação mecânica e tensão-deformação inelástica do primeiro, do último e de um ciclo intermediário de ensaios isotérmicos a 120 e 280ºC da liga fundida e tixoextrudada são apresentadas nas Figuras 4.6 a 4.13. São apresentadas histereses representativas do comportamento geral dos ensaios. Com exceção da liga tixoextrudada ensaiada a 120ºC que apresenta histerese para nível de deformação de 0,8%, as demais histereses foram obtidas para o nível de deformação mecânica de 0,6%. A evolução das tensões e deformações inelásticas máximas e mínimas, das energias de deformação inelástica total e de Ostergren nas temperaturas de 120 e 280ºC para nível de deformação de 0,6% são apresentadas nas Figuras 4.14 a 4.17. Algumas histereses do ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC apresentaram um nível de ruído elevado devido a um problema no sistema de aquisição, sem contudo alterar os resultados dos ensaios.

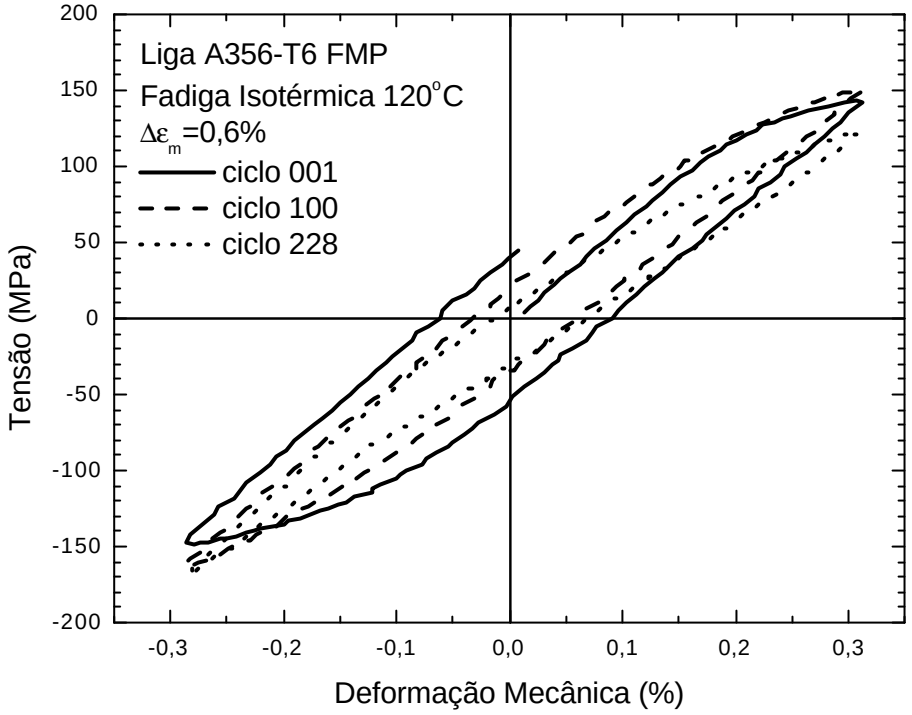


Figura 4.6 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

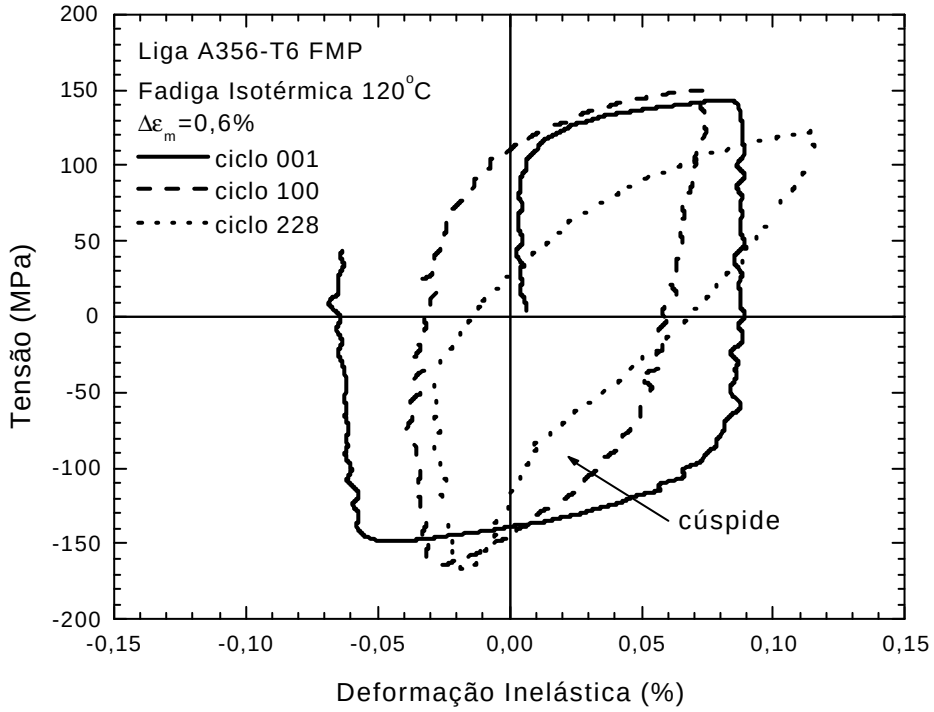


Figura 4.7 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

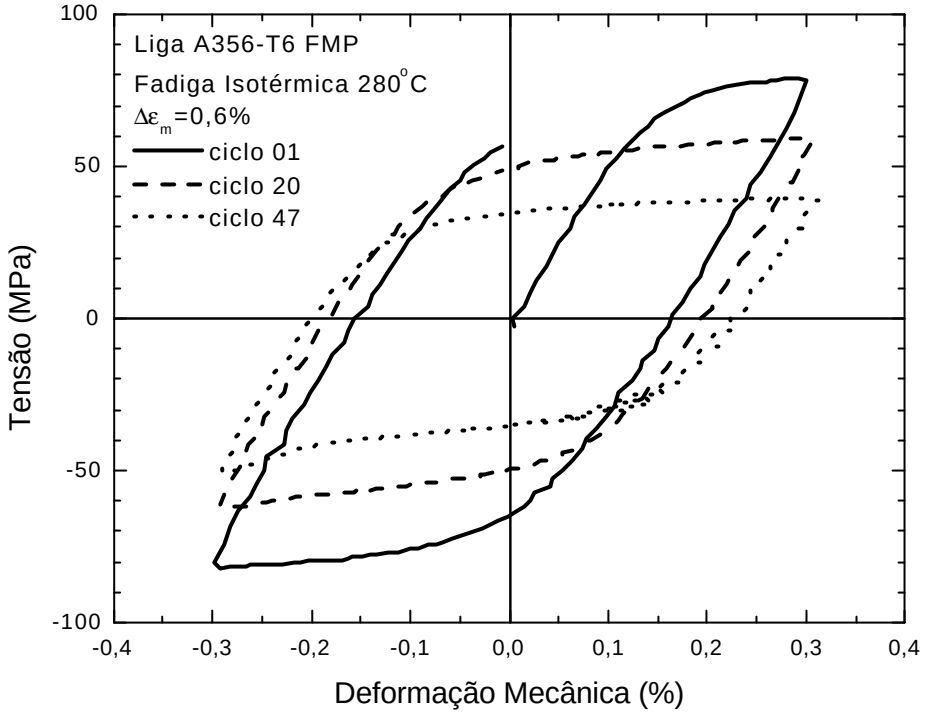


Figura 4.8 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

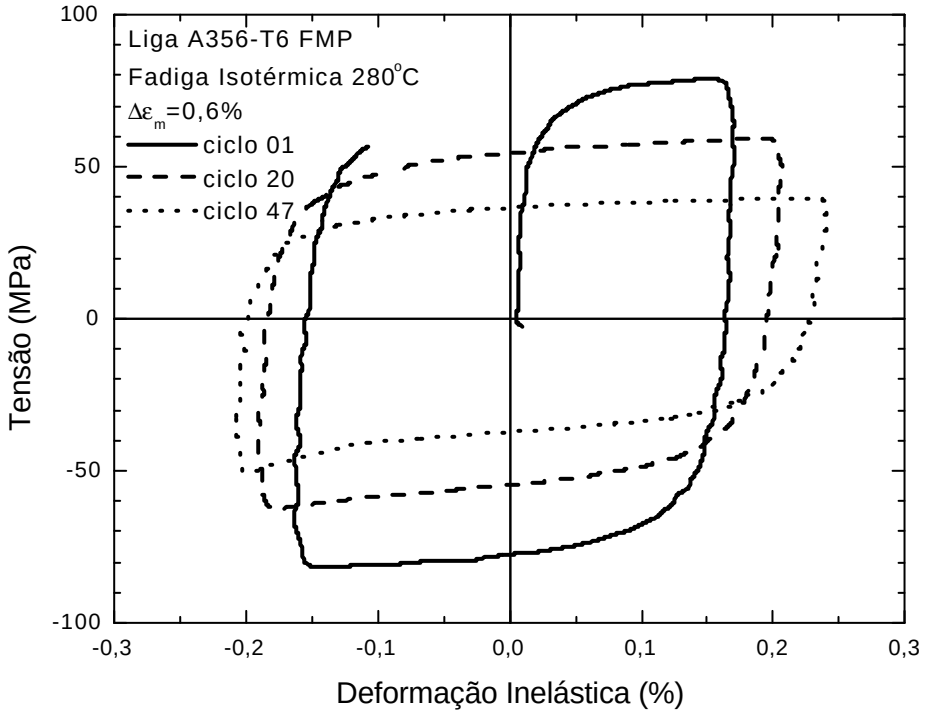


Figura 4.9 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

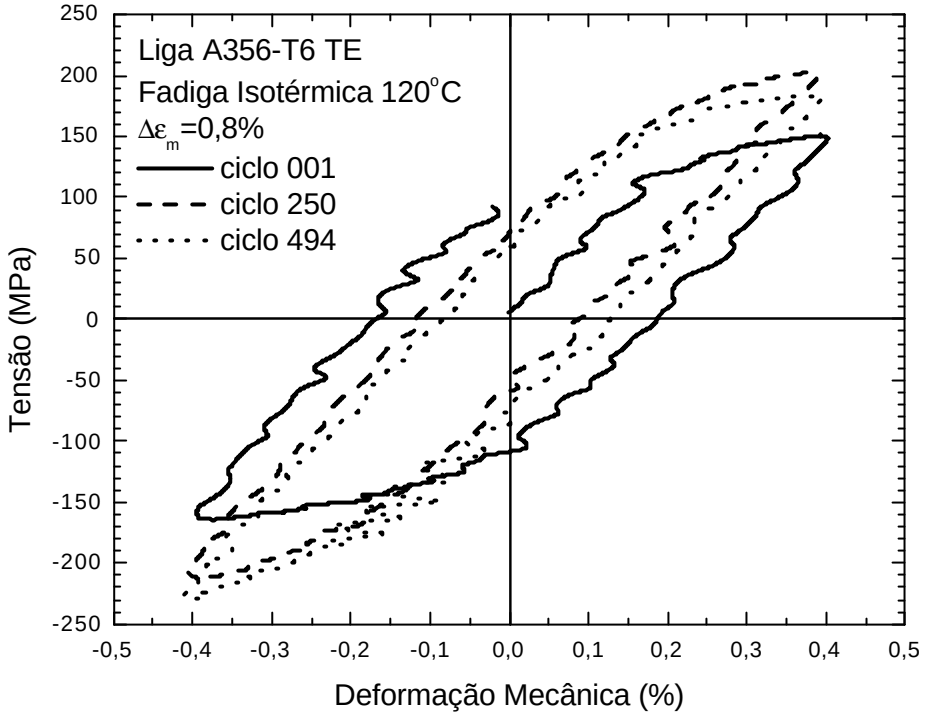


Figura 4.10 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,8%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

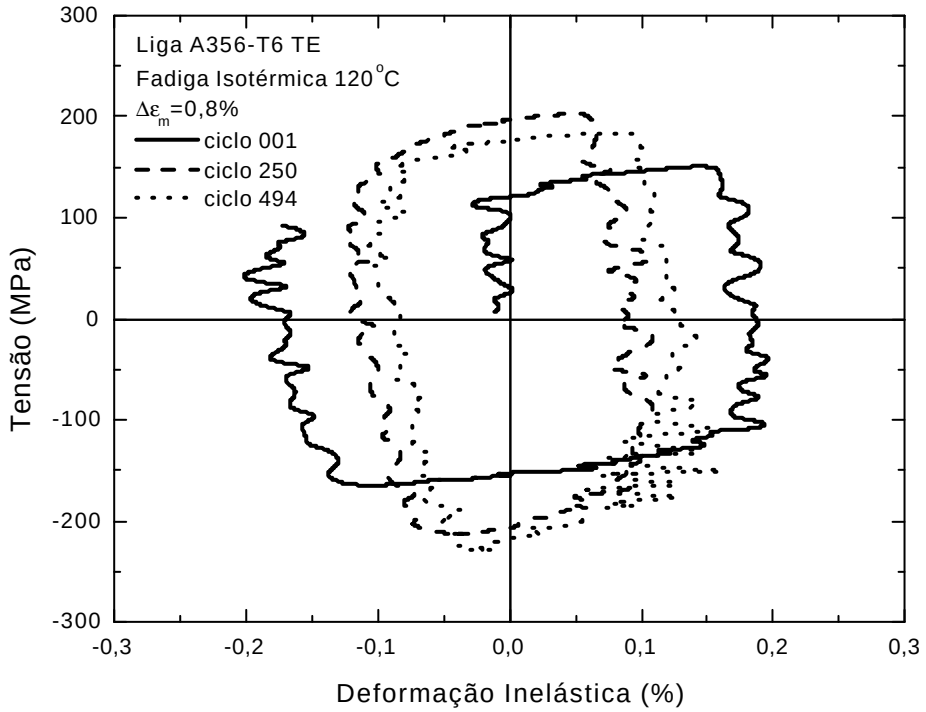


Figura 4.11 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica. Ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,8%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

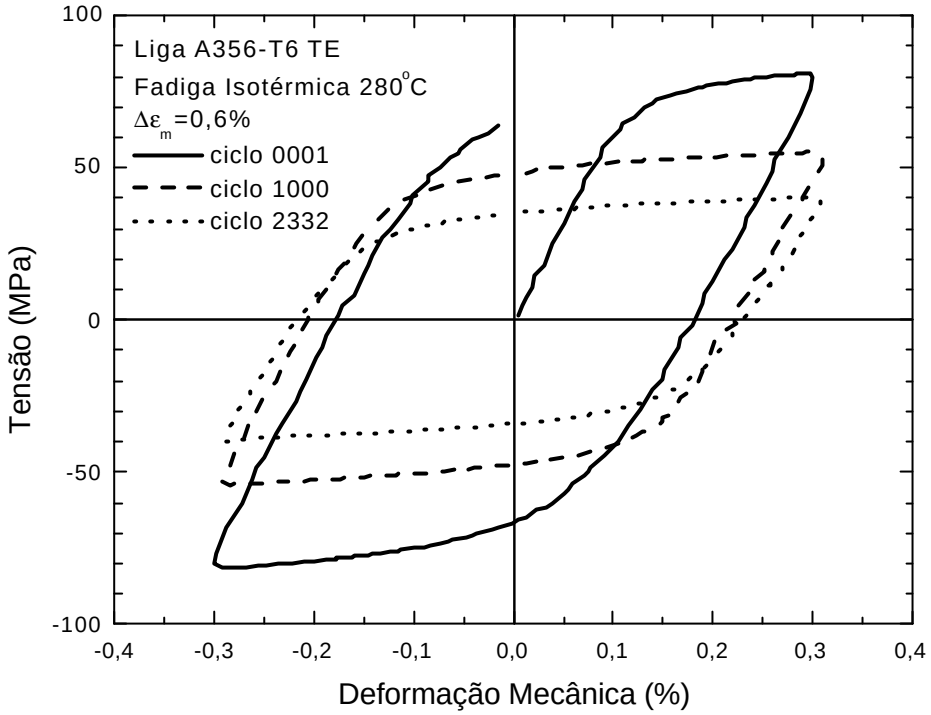


Figura 4.12 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

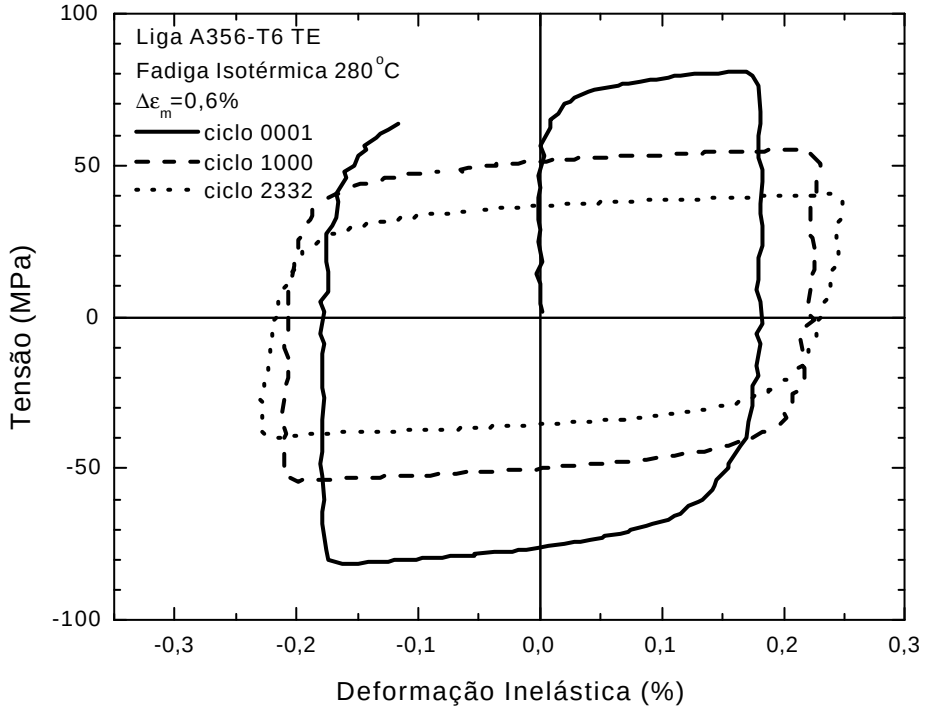


Figura 4.13 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

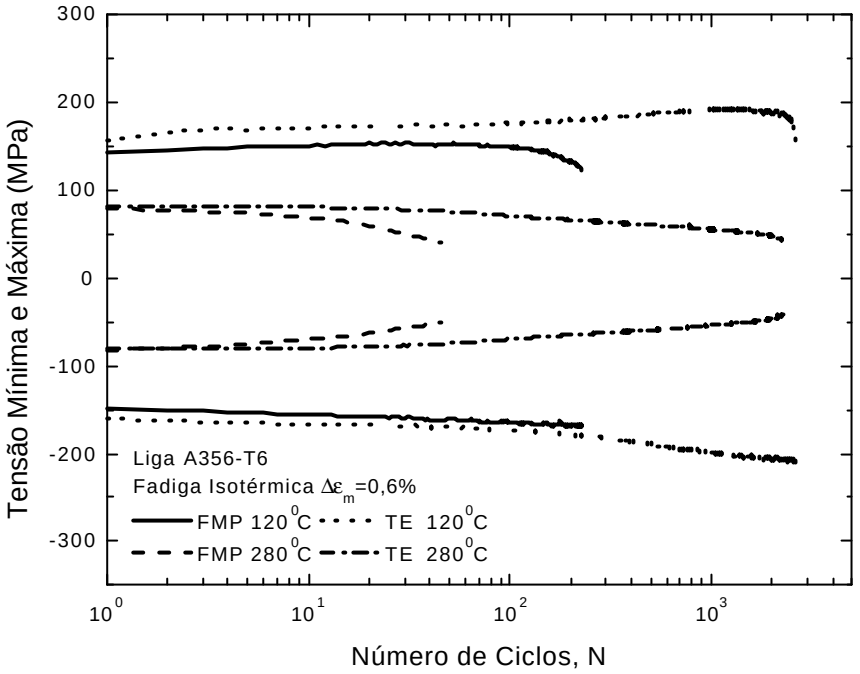


Figura 4.14 Tensão máxima e mínima em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga isotérmica 120 e 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%.

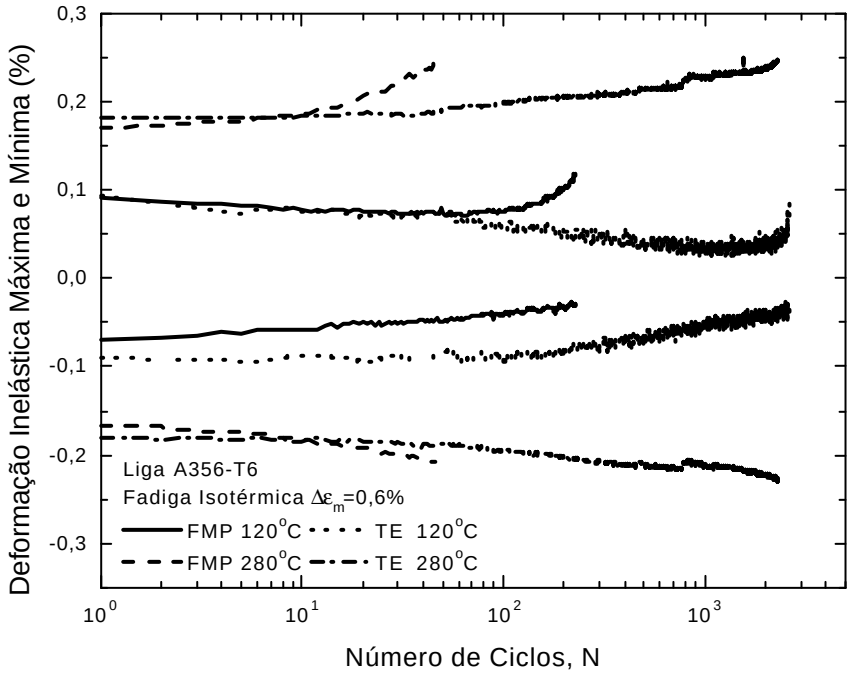


Figura 4.15 Deformação inelástica máxima e mínima em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga isotérmica 120 e 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%.

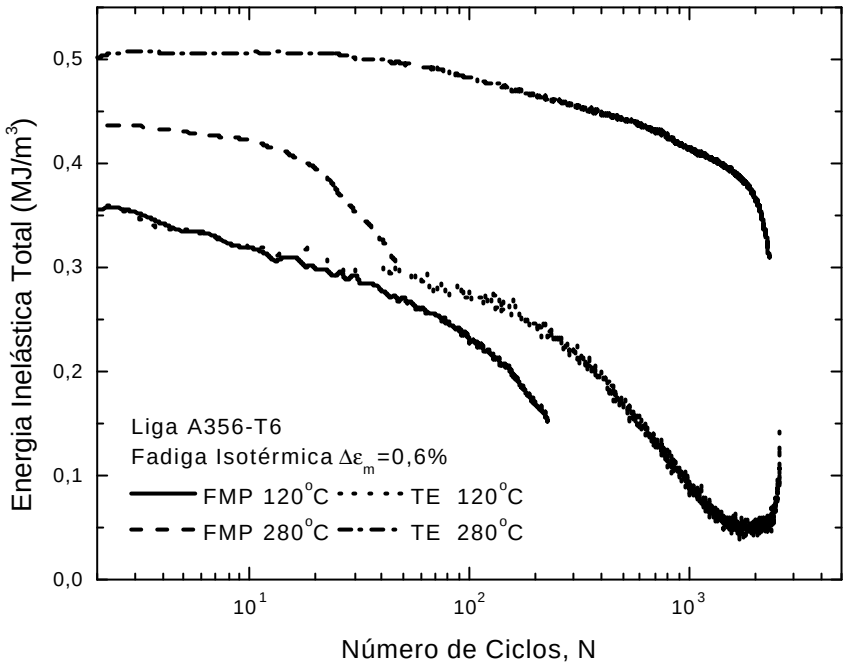


Figura 4.16 Energia de deformação inelástica total em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga isotérmica 120 e 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%.

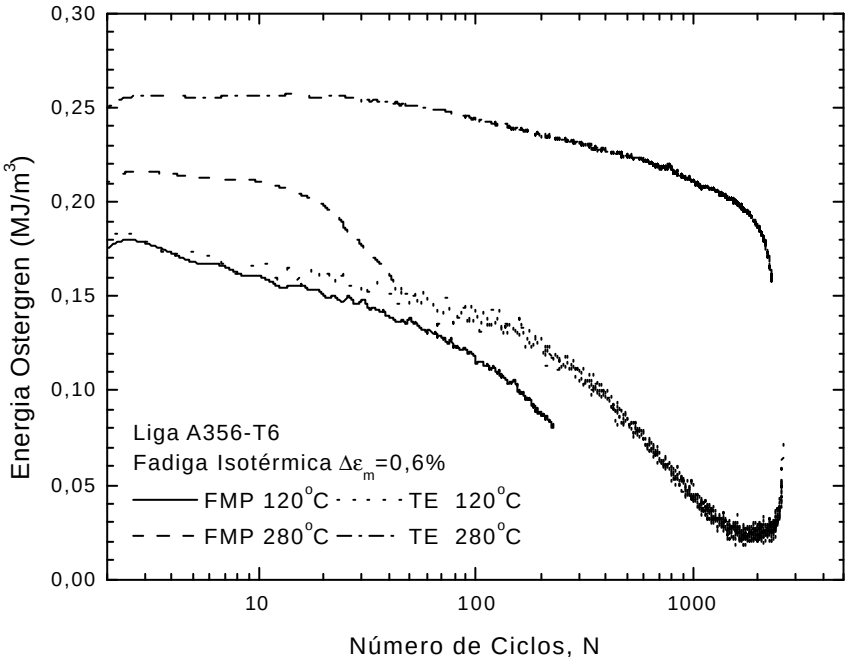


Figura 4.17 Energia de deformação de Ostergren em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga isotérmica 120 e 280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%.

Através da análise dos ciclos de histerese tensão – deformação mecânica pode-se observar que as duas ligas nos ensaios a 120ºC (Figuras 4.6 e 4.10) apresentam endurecimento cíclico no início, ou seja, aumento da tensão nos ciclos iniciais, atingindo um máximo aproximadamente no meio da vida, seguido de queda contínua da tensão até o final do ensaio. O mesmo comportamento pode ser observado nos ciclos de histereses tensão – deformação inelástica para as duas ligas ensaiadas a 120ºC (Figuras 4.7 e 4.11). Já os ensaios das duas ligas realizados a 280ºC apresentaram amolecimento cíclico (queda da tensão) desde o início, conforme pode ser observado nas histereses tensão – deformação mecânica (Figuras 4.8 e 4.12) e tensão – deformação inelástica (Figuras 4.9 e 4.13).

Observando-se as curvas tensão máxima e mínima em função do número de ciclos (Figura 4.14) pode-se verificar melhor a evolução do comportamento das ligas durante o ensaio. Os ensaios realizados a 120ºC apresentaram endurecimento cíclico no início atingindo um máximo na parte intermediária e queda da tensão no final da vida. Enquanto que os ensaios a 280ºC apresentaram amolecimento cíclico contínuo do início ao final da vida, além de apresentarem valores menores de tensão devido ao efeito da temperatura.

A deformação inelástica (Figura 4.15) apresenta comportamento semelhante para a liga fundida e tixoextrudada nos ensaios a 120ºC com diminuição contínua e aumento próximo do final da vida. Os ensaios a 280ºC apresentaram valores maiores que os ensaios a 120ºC, devido ao aumento da plasticidade do material. Apresentaram um período de estabilidade seguido de aumento contínuo até o final da vida.

A evolução dos valores de energia de deformação inelástica total (Figura 4.16) e de Ostergren (Figura 4.17) apresentaram mesmo comportamento nos ensaios a 120ºC para as duas ligas, com queda contínua do início ao fim da vida. Nos ensaios a 280ºC houve um período de estabilidade inicial seguido de queda contínua dos valores até o final da vida. Os ensaios a 280ºC apresentam valores maiores como ocorre com a deformação inelástica, entretanto, a liga tixoextrudada apresentou

maior valor de energia quando comparado a liga fundida. O maior grau de deformação nesta condição se deve a microestrutura globular da liga tixoextrudada.

4.6.2 Vida em fadiga isotérmica

Os resultados dos ensaios de fadiga isotérmica nas temperaturas de 120 e 280°C estão apresentados nas Tabelas 4.7 a 4.10. Os valores de amplitudes de deformação mecânica, inelástica e elástica, amplitude de tensão em função do número de reversos para falhar são apresentados nas Tabela 4.11 a 4.14.

Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 120°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma_m$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
48	0,40	0,019	256,8	111,8	0,008	0,003	1117
49	0,39	0,057	215,6	92,4	0,029	0,015	1212
52	0,39	0,032	266,8	121,1	0,008	0,004	1730
54	0,49	0,098	287,8	118,5	0,096	0,044	898
46	0,59	0,146	291,8	122,9	0,155	0,081	228
47	0,60	0,154	281,6	123,0	0,120	0,067	218
53	0,59	0,204	255,0	109,9	0,162	0,085	287
59	0,79	0,336	297,0	133,3	0,487	0,276	249
60	0,79	0,380	271,6	124,3	0,688	0,337	83
61	0,80	0,344	331,2	141,9	0,792	0,394	214
62	1,00	0,533	305,4	135,0	0,869	0,454	98
63	1,00	0,535	302,6	135,2	0,909	0,468	85
64	0,99	0,532	307,8	133,3	0,968	0,502	148

Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma_m$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
40	0,40	0,247	91,0	45,5	0,161	0,083	154
41	0,40	0,245	97,2	48,7	0,187	0,095	179
42	0,40	0,249	92,6	46,1	0,185	0,095	190
44	0,50	0,332	102,0	48,0	0,276	0,137	90
45	0,50	0,339	95,6	45,8	0,212	0,109	109
37	0,60	0,404	125,6	50,2	0,398	0,186	42
38	0,60	0,440	94,2	42,2	0,250	0,130	39
39	0,60	0,453	90,4	39,8	0,305	0,151	47

Tabela 4.9 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 tixoextrudada. Temperatura de 120°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma_m$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
44ss	0,61	0,109	361,8	147,3	0,151	0,064	5445
45ss	0,62	0,142	336,8	140,1	0,122	0,062	1963
46ss	0,59	0,121	361,2	150,4	0,142	0,072	2601
49ss	0,83	0,330	413,0	183,4	0,733	0,352	494
53ss	0,82	0,250	435,8	214,2	0,674	0,331	365
56ss	0,82	0,246	466,0	219,0	0,690	0,331	707
43ss	1,00	0,390	432,0	214,2	1,365	0,652	160
50ss	0,99	0,371	453,0	222,9	1,268	0,626	185
55ss	1,01	0,436	456,4	225,6	1,517	0,750	125

Tabela 4.10 Resultados dos ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 tixoextrudada. Temperatura de 280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma_m$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
26ss	0,60	0,487	71,6	35,1	0,289	0,148	1596
37ss	0,60	0,479	80,4	40,3	0,310	0,159	2332
33ss	0,80	0,659	96,6	47,8	0,535	0,268	1000
41ss	0,79	0,676	76,8	36,9	0,383	0,195	904
21ss	1,00	0,864	91,0	43,7	0,659	0,335	925
35ss	1,00	0,865	93,2	42,4	0,689	0,346	701

Tabela 4.11 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 120°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m/2$	$\Delta\varepsilon_{in}/2$	$\Delta\varepsilon_e/2$	$\Delta\sigma_m/2$ (MPa)	$2N_f$
48	0,002	0,0001	0,0019	128,4	2234
49	0,002	0,0003	0,0017	107,8	2424
52	0,002	0,0002	0,0018	133,4	3460
54	0,0025	0,0005	0,002	143,9	1739
46	0,003	0,0007	0,0023	145,9	456
47	0,003	0,0008	0,0022	140,8	436
53	0,003	0,001	0,002	127,5	574
59	0,004	0,0017	0,0023	148,5	498
60	0,004	0,0019	0,0021	135,8	166
61	0,004	0,0016	0,0024	165,6	428
62	0,005	0,0027	0,0023	152,7	196
63	0,005	0,0027	0,0023	151,3	170
64	0,005	0,0027	0,0023	153,9	296

Tabela 4.12 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m/2$	$\Delta\varepsilon_{in}/2$	$\Delta\varepsilon_e/2$	$\Delta\sigma_m/2$ (MPa)	$2N_f$
40	0,0020	0,0012	0,0008	45,5	308
41	0,0020	0,0012	0,0008	48,6	358
42	0,0020	0,0013	0,0007	46,3	380
44	0,0025	0,0017	0,0008	51,0	180
45	0,0025	0,0017	0,0008	47,8	218
37	0,0030	0,0020	0,0010	62,8	84
38	0,0030	0,0022	0,0010	47,1	78
39	0,0030	0,0023	0,0007	45,2	94

Tabela 4.13 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 128°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m/2$	$\Delta\varepsilon_{in}/2$	$\Delta\varepsilon_e/2$	$\Delta\sigma_m/2$ (MPa)	$2N_f$
44ss	0,003	0,0005	0,0025	180,9	10890
45ss	0,003	0,0007	0,0023	168,4	3926
46ss	0,003	0,0006	0,0024	180,6	5202
49ss	0,004	0,0016	0,0024	206,5	988
53ss	0,004	0,0012	0,0028	217,9	730
56ss	0,004	0,0012	0,0028	233	1414
43ss	0,006	0,0019	0,0041	216	320
50ss	0,006	0,0018	0,0042	226,5	370
55ss	0,006	0,0022	0,0038	228,2	250

Tabela 4.14 Amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 tixoextrudada. Temperatura de 280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m/2$	$\Delta\varepsilon_{in}/2$	$\Delta\varepsilon_e/2$	$\Delta\sigma_m/2$ (MPa)	$2N_f$
26ss	0,0030	0,0024	0,0006	35,8	3192
37ss	0,0030	0,0024	0,0006	40,2	4664
33ss	0,0040	0,0033	0,0007	48,3	2000
41ss	0,0040	0,0034	0,0006	38,4	1808
21ss	0,0050	0,0043	0,0007	45,5	1850
35ss	0,0050	0,0043	0,0007	46,6	1402

As Figuras 4.18 a 4.21 apresentam curvas de amplitude de deformação em função do número de reversos para falhar, obtidos em ensaios de fadiga isotérmica nas temperaturas de 120 e 280°C. A Figura 4.22 apresenta a curva da amplitude de deformação–vida para a liga A356-T6 fundida construída com dados obtidos a partir da norma SAE J1099 (1998).

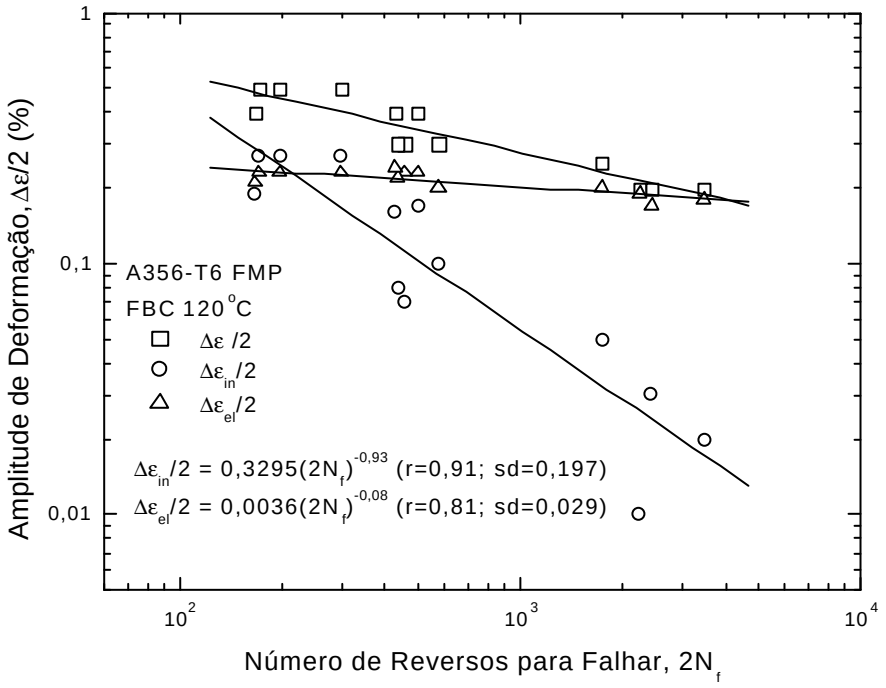


Figura 4.18 Amplitude de Deformação em função do Número de Reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica a 120°C da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

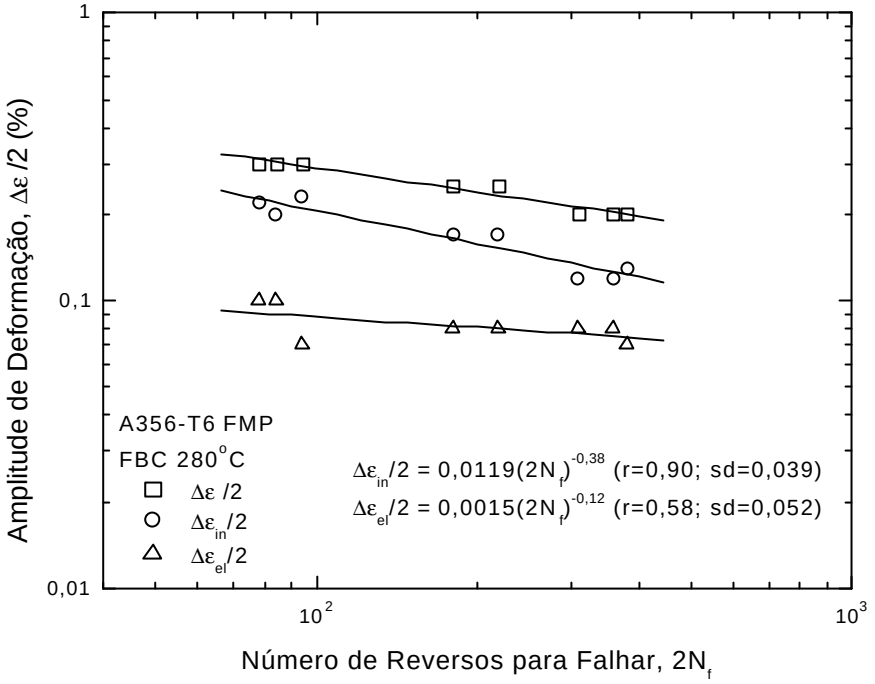


Figura 4.19 Amplitude de Deformação em função do Número de Reversos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica a 280°C da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

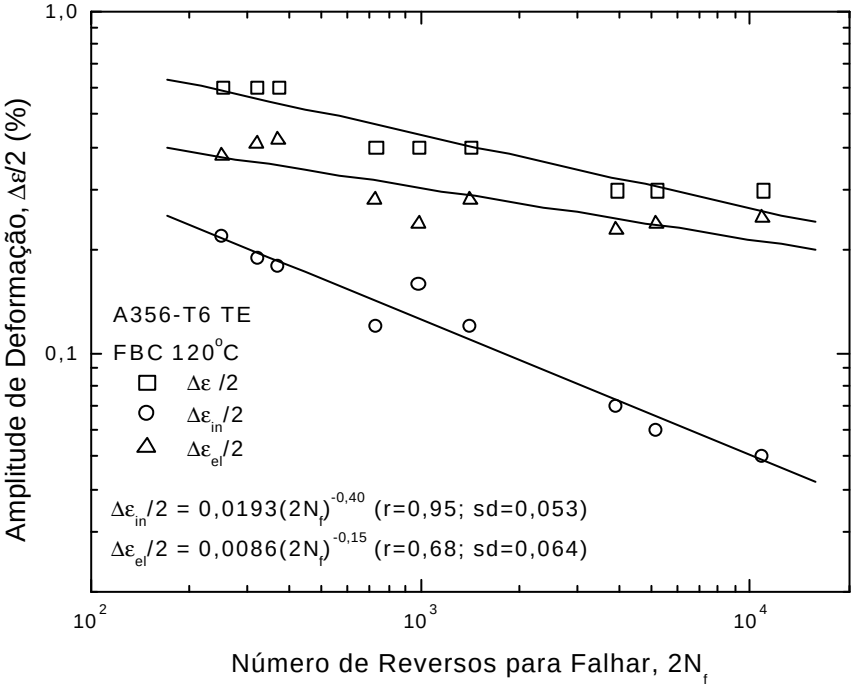


Figura 4.20 Amplitude de Deformação em função do Número de Reversos para Falhar. Ensaios de fadiga isotérmica a 120°C da liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

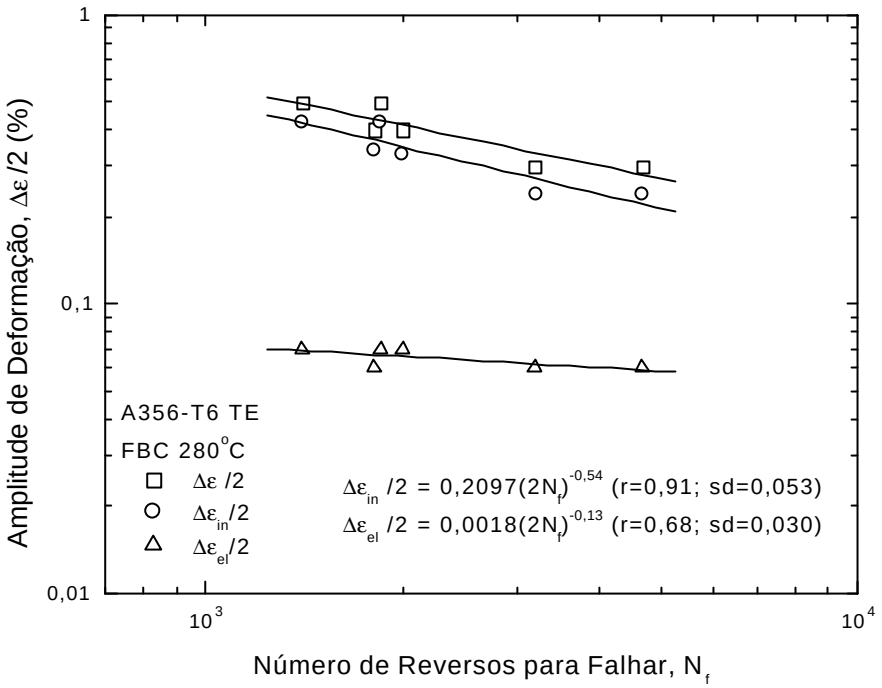


Figura 4.21 Amplitude de Deformação em função do Número de Reversos para Falhar. Ensaios de fadiga isotérmica a 280°C da liga A356-T6 tixoextrudada.

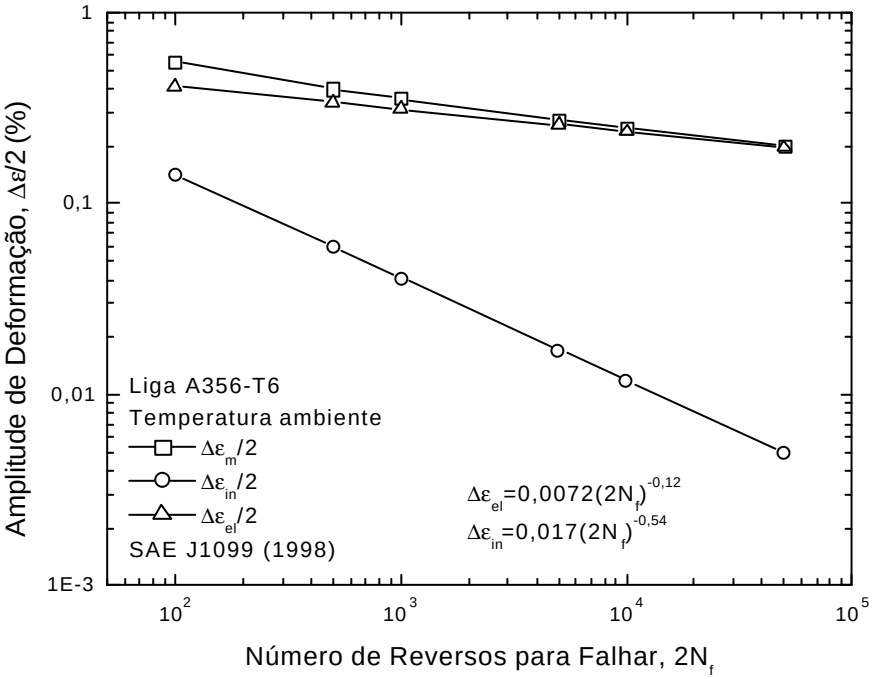


Figura 4.22. Gráfico de amplitude de deformação – vida para a liga A356-T6 fundida construída com dados obtidos a partir da norma SAE J1099 (1998).

Através das análises das curvas de amplitude de deformação-vida para a liga fundida e tixoextrudada (Figuras 4.18 e 4.21), verifica-se que ambas possuem comportamento semelhante nos ensaios a 120ºC em que exibem valores de deformação inelástica inferiores aos valores de deformação elástica para valores menores de deformação mecânica, sendo que o cruzamento das curvas de deformação elástica e inelástica tende a ocorrer em níveis altos de deformação mecânica (baixo número de ciclos). O comportamento destes materiais a 120ºC assemelha-se ao comportamento a temperatura ambiente, conforme mostra a Figura 4.22 que apresenta o gráfico de amplitude de deformação – vida para a liga A356-T6 fundida construída com dados obtidos a partir da norma SAE J1099 (1998).

Para os ensaios a 280ºC (Figuras 4.19 e 4.21) verifica-se também um comportamento similar para ambos materiais, porém, distintos dos ensaios a 120ºC. As curvas de deformação inelástica possuem valores sempre superiores aos de deformação elástica com uma tendência de cruzamento das mesmas em valores baixos de deformação mecânica (alto número de ciclos). O que está de acordo com o esperado, pois com o aumento da temperatura, existe uma maior facilidade de deformação plástica.

As relações de deformação-vida obtidas a partir das curvas de amplitude de deformação – vida (Figuras 4.18 a 4.22) nas temperaturas de 120 e 280ºC estão apresentadas na Tabela 4.15. Os expoentes de encruamento cíclicos (*n'*) e os coeficientes de resistência cíclicos (*K'*) para ensaios de fadiga isotérmica da liga fundida e tixoextrudada nas temperaturas de 120 e 280°C são apresentados na Tabela 4.16. Pode-se notar que os valores de expoentes de encruamento cíclico aumentam com o aumento da temperatura para os dois materiais.

Tabela 4.15 Relações Deformação-vida para os ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

Liga A356-T6	Temperatura (°C)	Relação Deformação-vida $\Delta\varepsilon/2 = s'_f/E\,(2N_f)^b + e'_f\,(2N_f)^c$	s'_f (MPa)	e'_f
Fundido*	**25**	$\Delta\varepsilon/2 = 0{,}0072\,(2N_f)^{-0{,}12} + 0{,}017\,(2N_f)^{-0{,}54}$	502	0,017
FMP	**120**	$\Delta\varepsilon/2 = 0{,}0036\,(2N_f)^{-0{,}08} + 0{,}329\,(2N_f)^{-0{,}93}$	228	0,329
TE		$\Delta\varepsilon/2 = 0{,}0086\,(2N_f)^{-0{,}15} + 0{,}019\,(2N_f)^{-0{,}40}$	601	0,019
FMP	**280**	$\Delta\varepsilon/2 = 0{,}0015\,(2N_f)^{-0{,}12} + 0{,}012\,(2N_f)^{-0{,}38}$	79,5	0,012
TE		$\Delta\varepsilon/2 = 0{,}0018\,(2N_f)^{-0{,}13} + 0{,}210\,(2N_f)^{-0{,}54}$	110	0,210

* SAE J1099 (1998)

Tabela 4.16 Expoente de encruamento cíclico (n') e coeficiente de resistência cíclico (K') dos ensaios de fadiga isotérmica para a liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

Liga A356-T6	Temperatura (°C)	*n'*	*K'* (MPa)
Fundido*	**25**	0,050	383
FMP	**120**	0,090	291
	280	0,207	232
TE	**120**	0,046	279
	280	0,349	428

* SAE J1099 (1998)

As Figuras 4.23 a 4.28 apresentam as curvas comparativas entre os ensaios de fadiga isotérmica nas temperaturas de 120 e 280°C. Nestas curvas estão representadas a variação da deformação mecânica ($\Delta\varepsilon_m$), variação da deformação inelástica ($\Delta\varepsilon_{in}$), variação da tensão ($\Delta\sigma$), tensão máxima (σ_{max}), energia total e energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar (N_f), respectivamente.

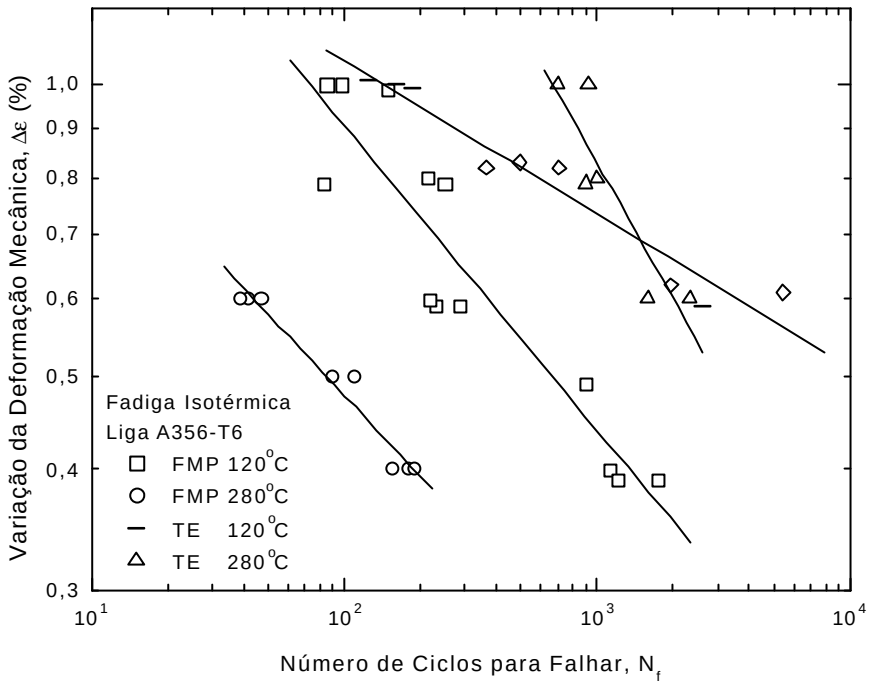


Figura 4.23 Variação da deformação mecânica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmicos da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

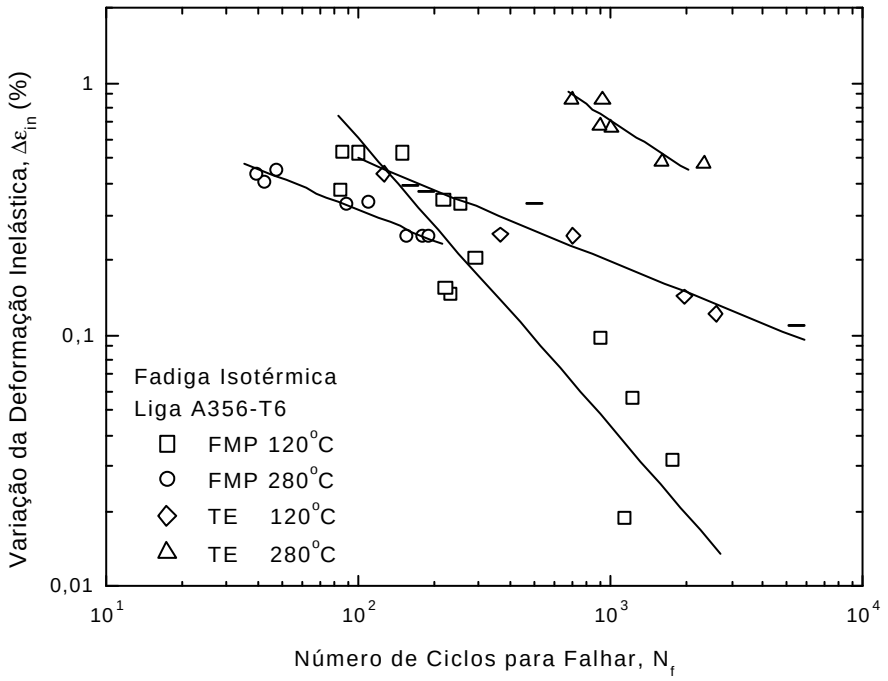


Figura 4.24 Variação da deformação inelástica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

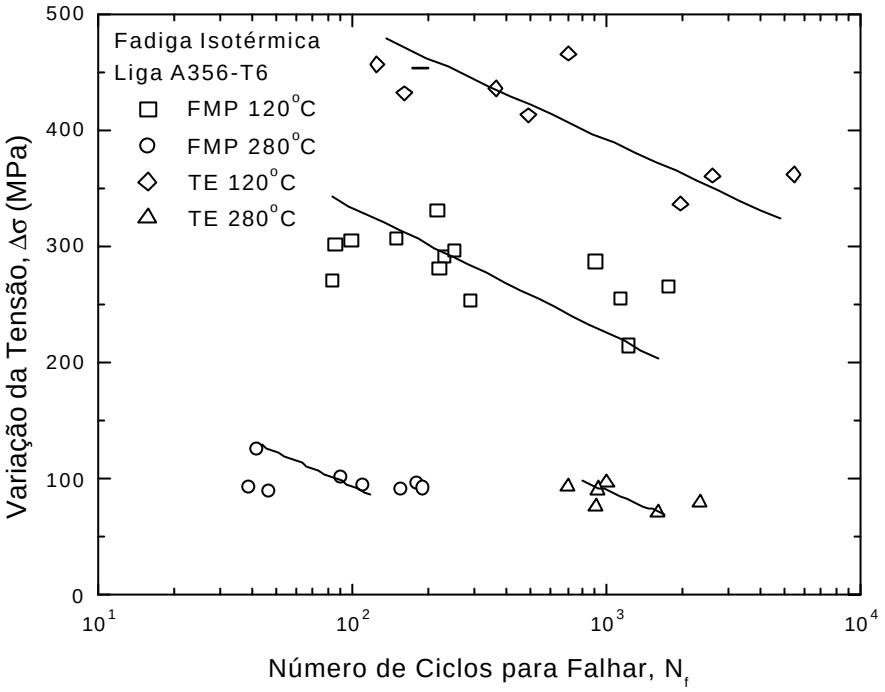


Figura 4.25 Variação da tensão em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (MP) e tixoextrudada (TE).

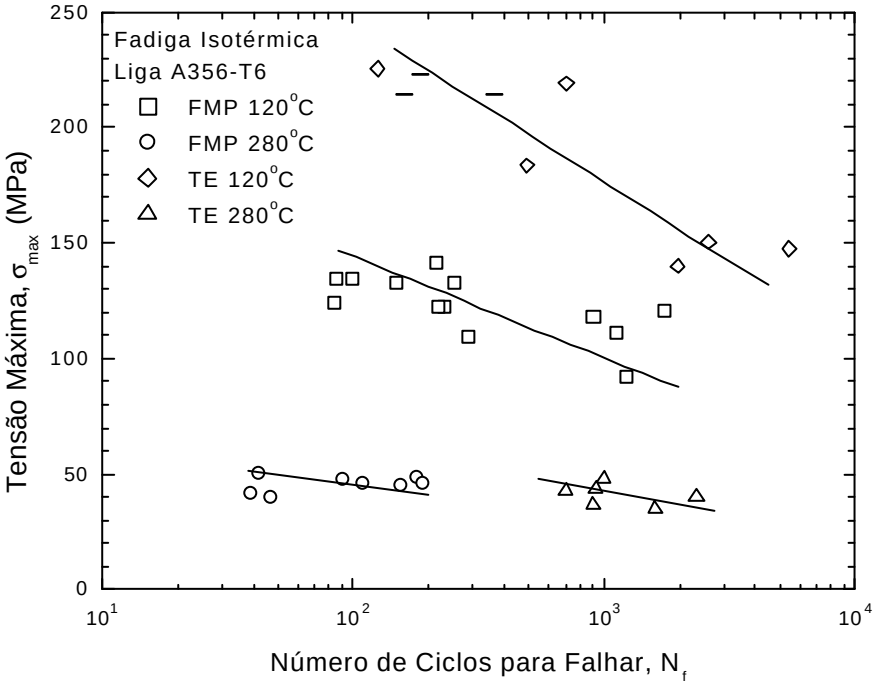


Figura 4.26 Tensão máxima em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (MP) e tixoextrudada (TE).

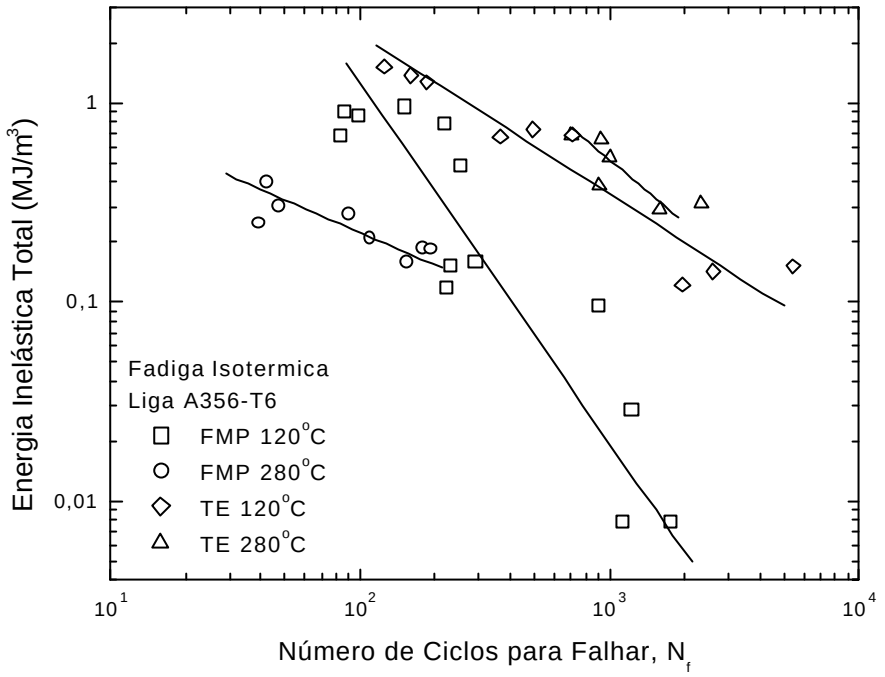


Figura 4.27 Energia inelástica total em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (MP) e tixoextrudada (TE).

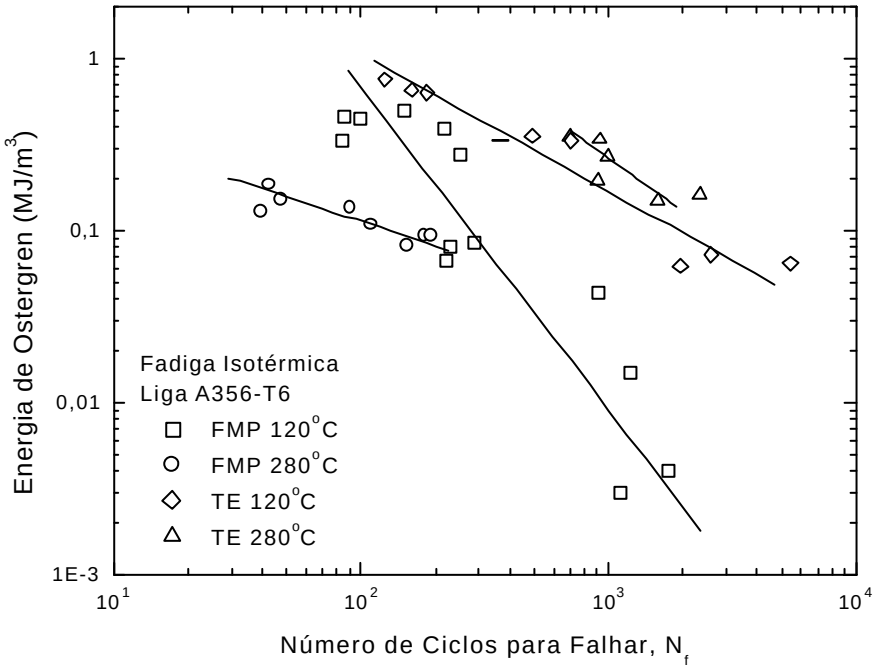


Figura 4.28 Energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (MP) e tixoextrudada (TE).

Com base na análise das curvas da variação da deformação mecânica – vida (Figura 4.23) obtidas nos ensaios de fadiga isotérmica nas temperaturas de 120 e 280°C, pode-se observar o desempenho superior da liga tixoextrudada em relação à fundida para ambas temperaturas. Este melhor desempenho se deve a microestrutura globular com menor número de defeitos que o material tixoextrudado apresenta. Como esperado, a liga fundida apresenta diminuição no desempenho em fadiga com o aumento da temperatura de ensaio em toda faixa de deformação. Entretanto, a liga tixoextrudada apresenta comportamento anômalo nos ensaios a 120°C: exibe desempenho inferior aos ensaios a 280°C para níveis de deformação superiores a 0,7%. Este comportamento ocorre devido à presença de um nível maior de porosidade deste lote em relação ao lote ensaiado a 280°C.

Apesar do material tixoextrudado ensaiado a 120°C possuir um nível de porosidade semelhante ao fundido, ele exibe um desempenho muito superior à liga fundida, levando a confirmar a grande influência que a microestrutura globular exerce sobre o desempenho em fadiga em temperaturas elevadas.

Nas curvas de variação da deformação inelástica – vida (Figura 4.24), energia inelástica total – vida (Figura 4.27) e energia de Ostergren – vida (Figura 4.28), pode-se observar que a liga tixoextrudada apresenta valores maiores de deformação inelástica e energia do que a liga fundida. Os ensaios a 120°C mostraram valores superiores aos ensaios a 280°C para a liga fundida. Já a liga tixoextrudada apresenta comportamento inverso: os ensaios a 280°C possuem maiores valores. Outra vez pode-se afirmar que o lote do material tixoextrudado ensaiado a 120°C apresentou comportamento anômalo. A quantidade maior de defeitos deste lote (comparado ao material ensaiado a 280°C) reduziu a capacidade de deformação do material diminuindo também sua vida.

As curvas de variação da tensão – vida (Figura 4.25) e tensão máxima – vida (Figura 4.26) apresentaram mesmo nível de tensão nos ensaios a 280°C para os dois materiais. Os ensaios a 120°C mostram valores superiores de tensão que os ensaios a

280°C, sendo que a liga tixoextrudada apresentou maior nível de tensão que a liga fundida.

4.6.3 Observações microestruturais

A Figura 4.29 apresenta a micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 fundida em molde permanente ensaiado em 120°C com $\Delta\varepsilon_m$=0,5%. Esta micrografia mostra uma trinca secundária iniciada provavelmente em porosidades interdendríticas e propagando-se para a superfície e interior do corpo de prova. A Figura 4.30 mostra a micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 fundida ensaiado em 280°C com $\Delta\varepsilon_m$=0,6% mostrando a trinca principal iniciada provavelmente em porosidades interdendríticas próximo a superfície. A Figura 4.31 mostra a micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 tixoextrudada ensaiado em 120°C com $\Delta\varepsilon_m$=0,5%. Pode-se observar uma trinca secundária iniciada em uma porosidade próxima à superfície com propagação inicialmente transgranular para a superfície e interior do corpo de prova passando a intergranular à medida que caminha em sentido ao centro. A Figura 4.32 apresenta uma micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 tixoextrudada ensaiado em 280°C com $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. É mostrada uma trinca secundária iniciada em um defeito na superfície e propagando de forma transgranular em sentido ao interior do corpo de prova.

De maneira geral, as trincas têm seu início de propagação em regiões de vazios intergranulares (para o material tixoextrudado) e vazios interdendríticos (para o material fundido) localizados próximos à superfície. No material fundido a propagação é preferencialmente interdendrítica e no material tixoextrudado a propagação é transgranular no primeiro estágio, passando a intergranular no segundo estágio. Os mecanismos de intrusão e extrusão são atuantes no primeiro estágio fazendo que haja a tendência para que a trinca nucleie e se propague pela matrix dúctil de forma transgranular. No segundo estágio, devido à atuação de tensões de tração maiores, a trinca tende a se propagar na fase eutética que é mais frágil.

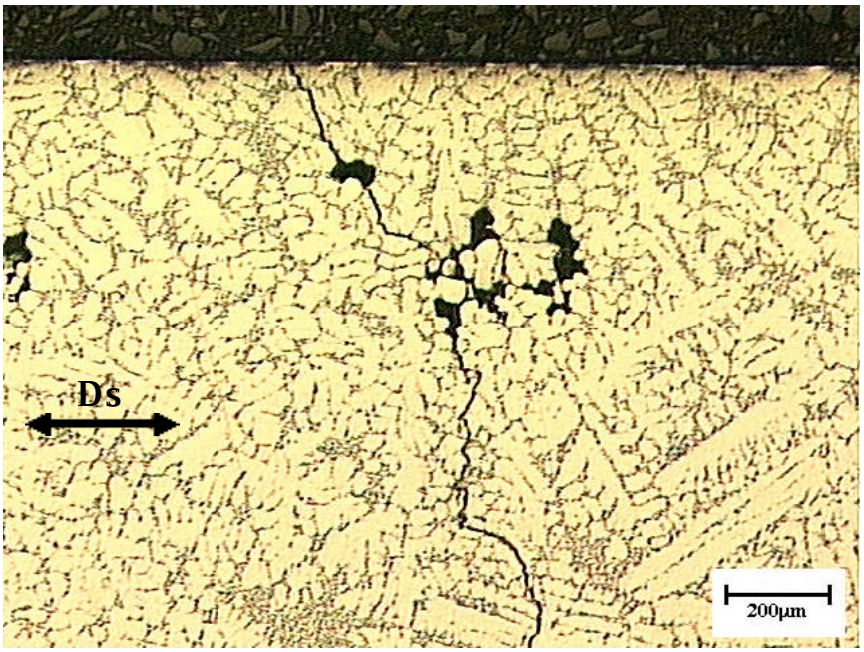


Figura 4.29 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 120°C com De_m=0,5% da liga A356-T6 fundida mostrando uma trinca secundária iniciada provavelmente nas porosidades interdendríticas e propagando-se para a superfície e interior do corpo de prova. Sem ataque.

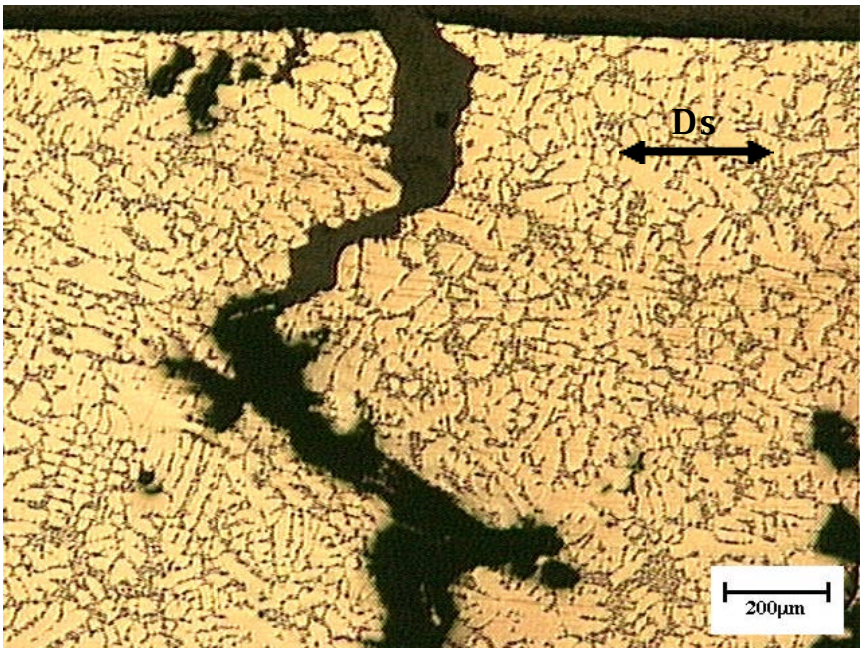


Figura 4.30 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 280°C com De_m=0,6% da liga A356-T6 fundida mostrando a trinca principal iniciada provavelmente em porosidades interdendríticas próximo a superfície. Sem ataque.

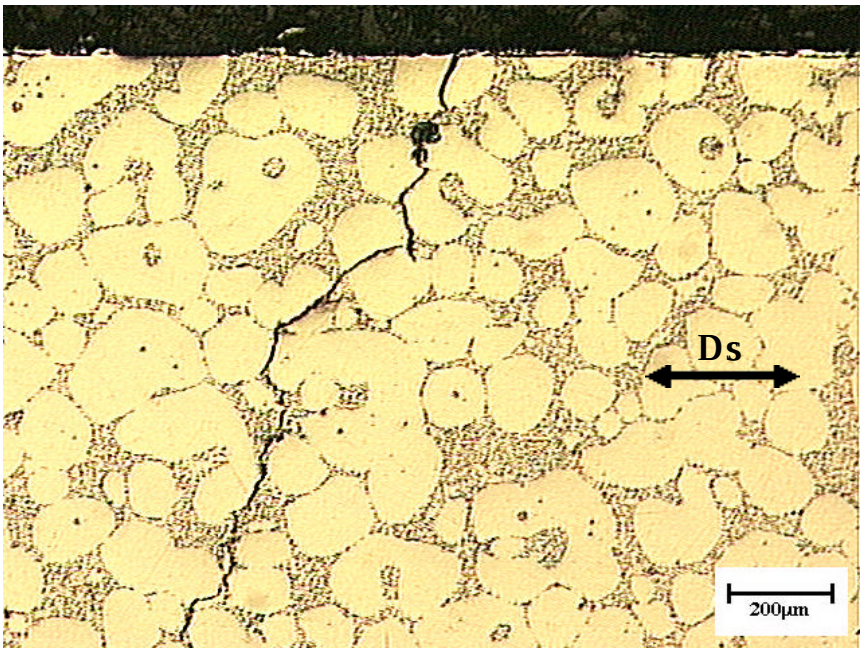


Figura 4.31 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 120°C com De_m=0,5% da liga A356-T6 tixoextrudada mostrando uma trinca secundária iniciada em uma porosidade próxima à superfície com propagação inicialmente transgranular para a superfície e interior do corpo de prova passando a intergranular à medida que caminha em sentido ao centro. Sem ataque.

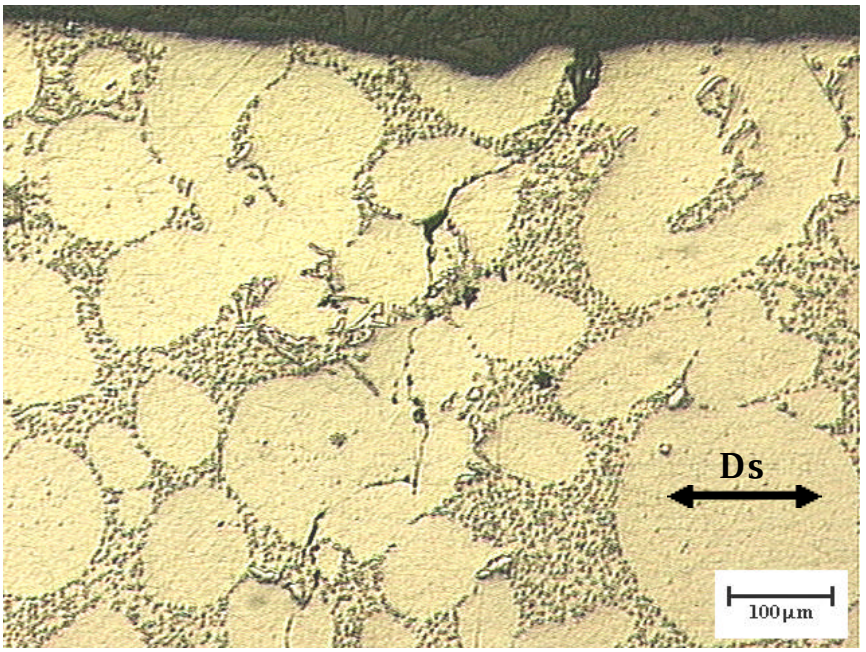


Figura 4.32 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova de fadiga isotérmica a 280°C com De_m=0,6% da liga A356-T6 tixoextrudada mostrando uma trinca secundária iniciada em um defeito na superfície e propagando de forma transgranular em sentido ao interior do corpo de prova. Sem ataque.

4.7 Ensaios de fadiga anisotérmica (Fadiga Termomecânica)

Os principais resultados dos ensaios de fadiga anisotérmica (fadiga termomecânica) em-fase e fora-de-fase na faixa de temperatura de 120 a 280°C para a liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada estão apresentados neste item. Foram avaliados os comportamentos mecânicos das ligas através das histereses cíclicas de tensão-deformação e da evolução de alguns parâmetros de ensaio, como tensões e deformações inelásticas máximas e mínimas, além de energia de deformação inelástica total e da energia de Ostergren (energia de deformação em tração da histerese) para um nível de deformação mecânica representativo do comportamento geral. Os resultados comparativos de vida em fadiga anisotérmica, para as ligas ensaiadas, estão apresentados através da variação da deformação mecânica (De_m), da variação da deformação inelástica (De_{in}), da variação da tensão (Ds), da tensão máxima (s_{max}), da energia de deformação total e da energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar (N_f). Observações microsestruturais das ligas submetidas aos ensaios foram feitas através de microscopia óptica e eletrônica para determinar os micromecanismos de falha e alterações ocorridas durante os ensaios.

4.7.1 Comportamento cíclico

As histereses de tensão-deformação mecânica e tensão-deformação inelástica para os ensaios de fadiga termomecânica em-fase e fora-de-fase das ligas A356-T6 fundida e tixoextrudada são apresentadas nas Figuras 4.33 a 4.40. As histereses foram obtidas para o nível de deformação mecânica de 0,6%.

A evolução das tensões e deformações inelásticas máximas e mínimas, das energias de deformação inelástica total e de Ostergren para os ensaios de fadiga termomecânica em-fase e fora-de-fase das ligas A356-T6 fundida e tixoextrudada para nível de deformação de 0,6% são apresentadas nas Figuras 4.41 a 4.44.

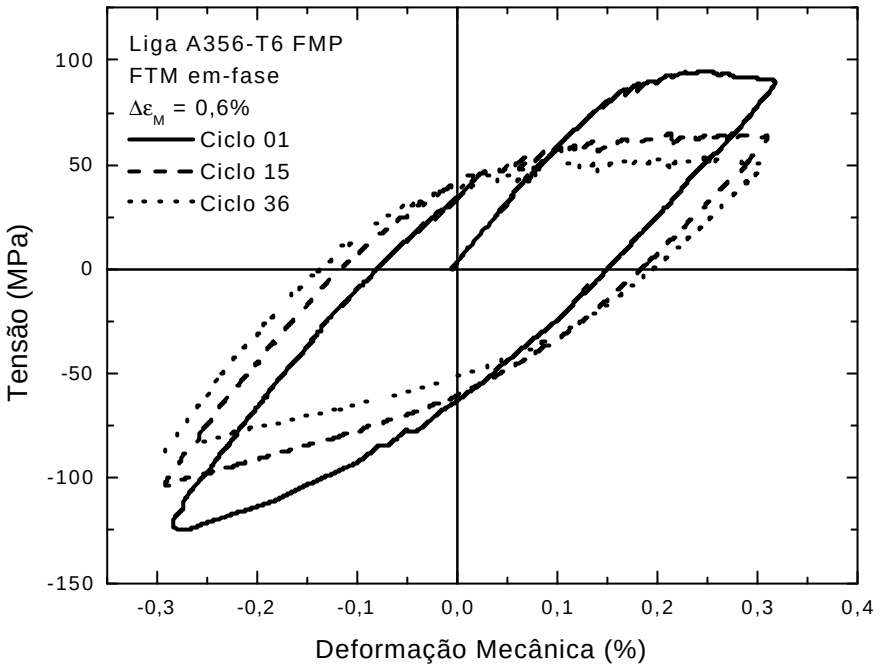


Figura 4.33 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica de fadiga termomecânica (FTM) em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

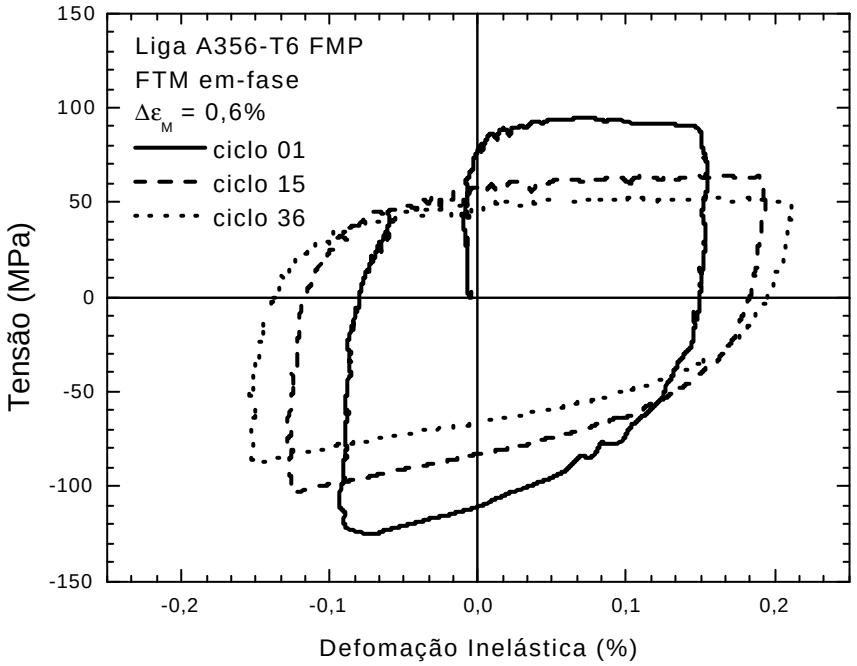


Figura 4.34 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica de fadiga termomecânica (FTM) em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

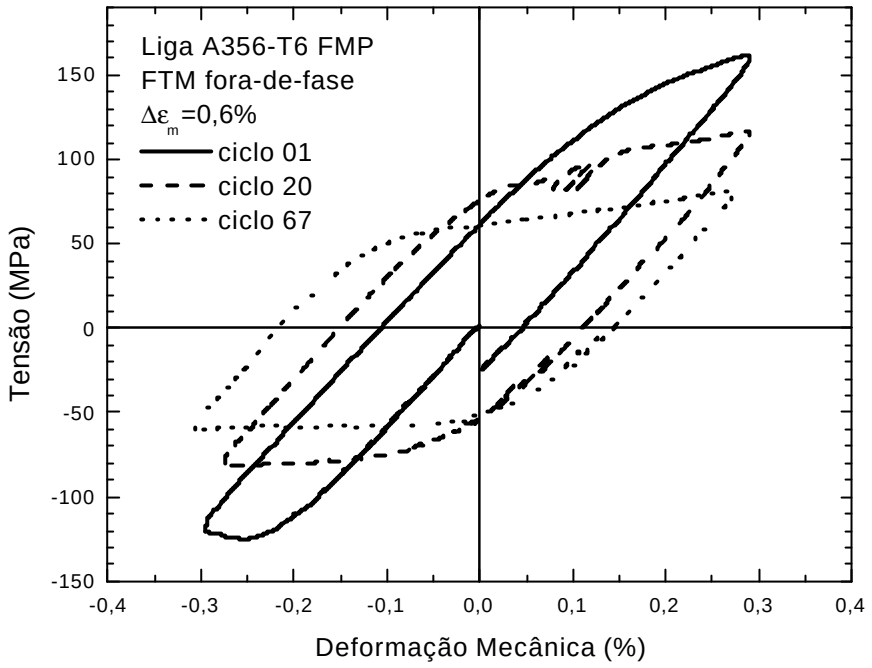


Figura 4.35 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica de fadiga termomecânica (FTM) fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

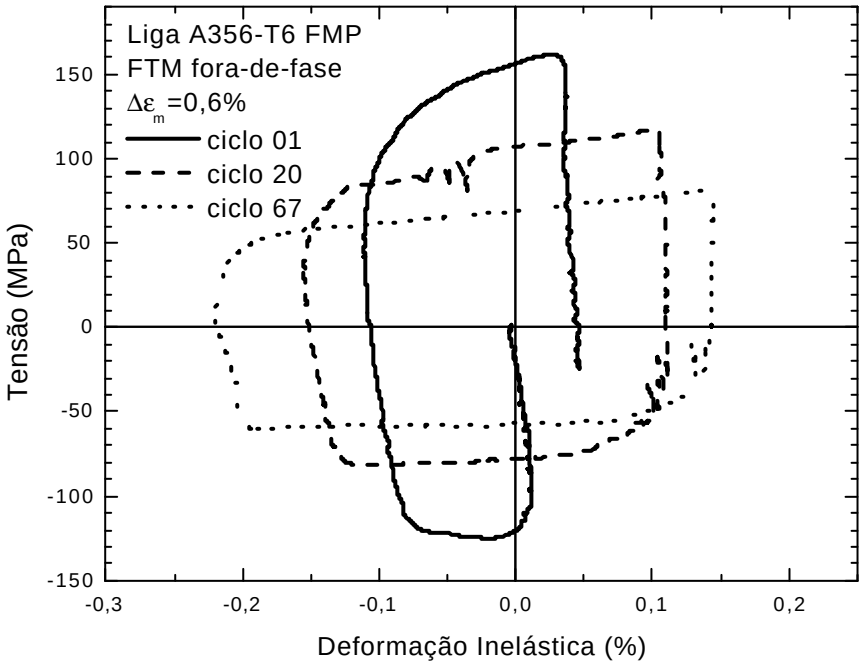


Figura 4.36 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica de fadiga termomecânica (FTM) fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP).

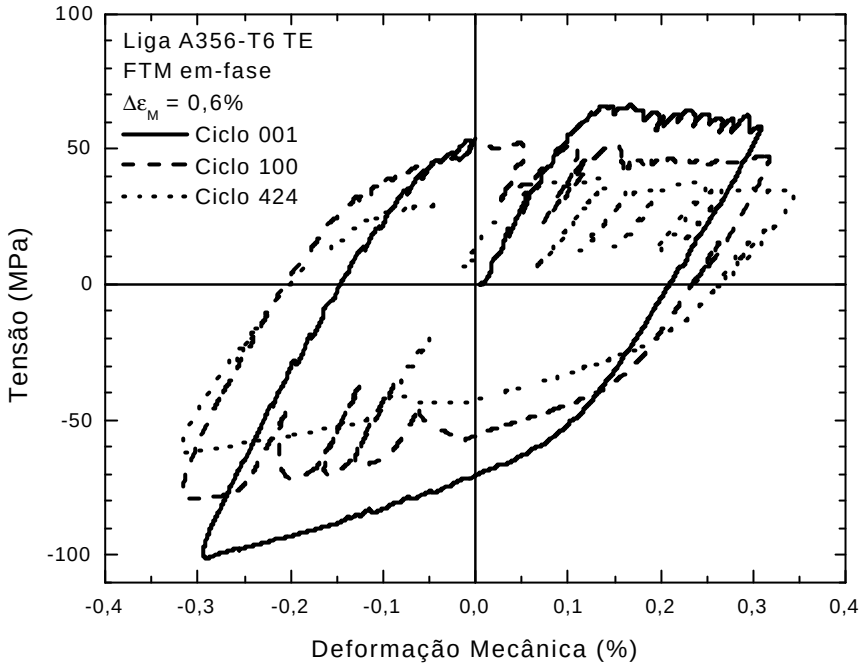


Figura 4.37 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica de fadiga termomecânica (FTM) em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

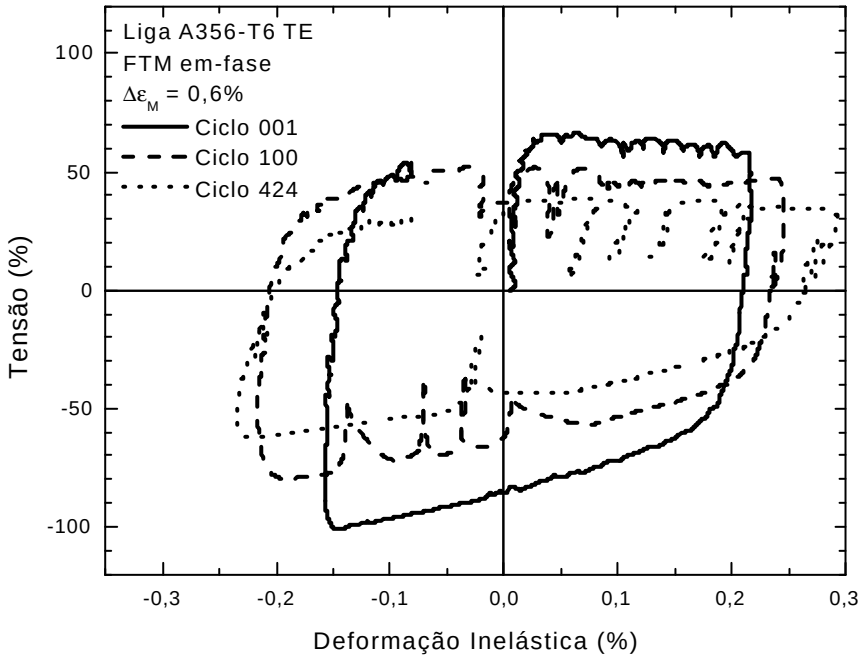


Figura 4.38 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica de fadiga termomecânica (FTM) em-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

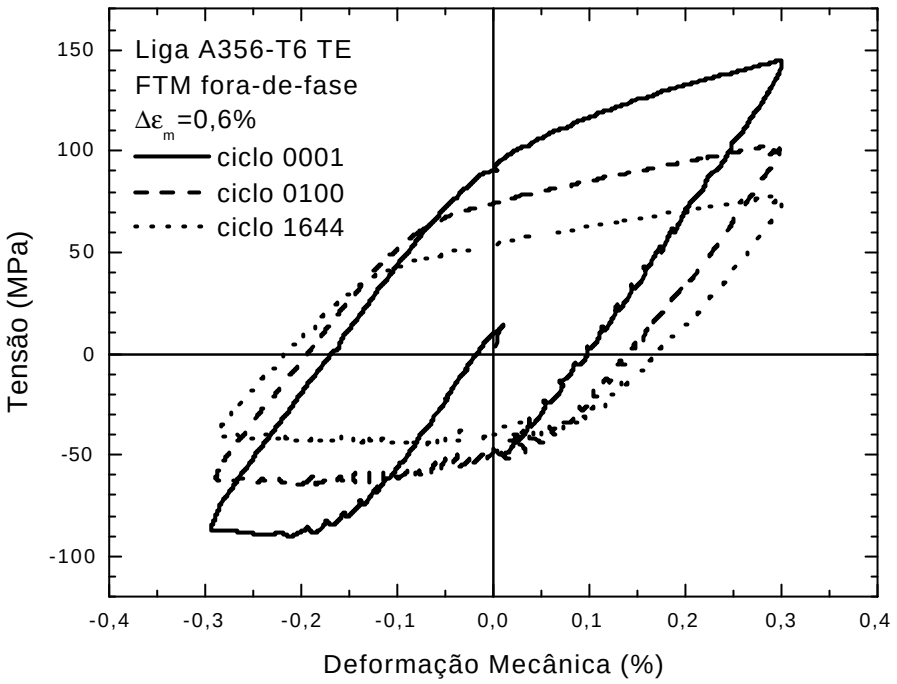


Figura 4.39 Ciclos de histerese tensão-deformação mecânica de fadiga termomecânica (FTM) fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

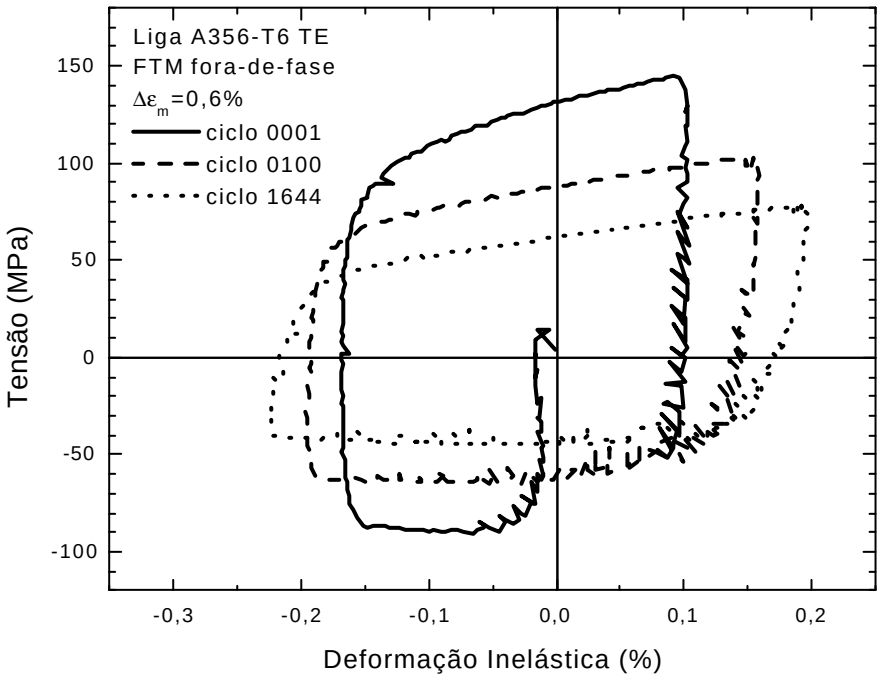


Figura 4.40 Ciclos de histerese tensão-deformação inelástica de fadiga termomecânica (FTM) fora-de-fase, 120-280ºC, $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

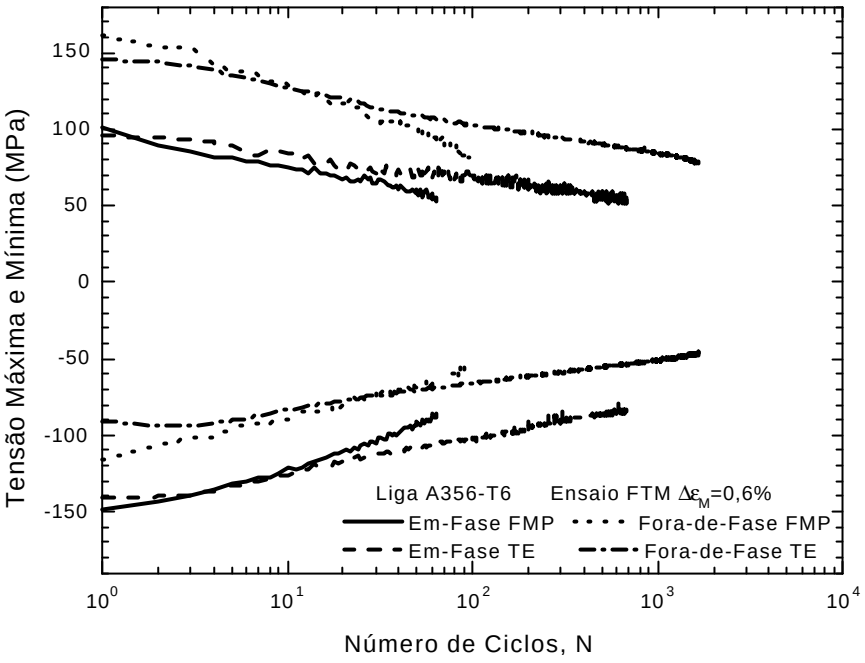


Figura 4.41 Tensão máxima e mínima em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga termomecânica, 120-280ºC, De_m=0,6%.

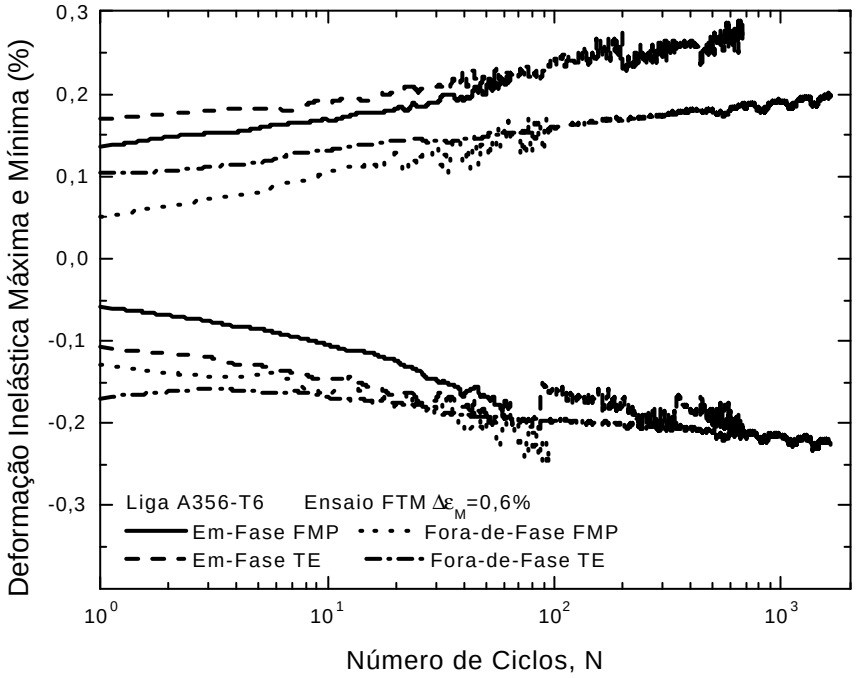


Figura 4.42 Deformação inelástica máxima e mínima em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga termomecânica, 120-280ºC, De_m=0,6%.

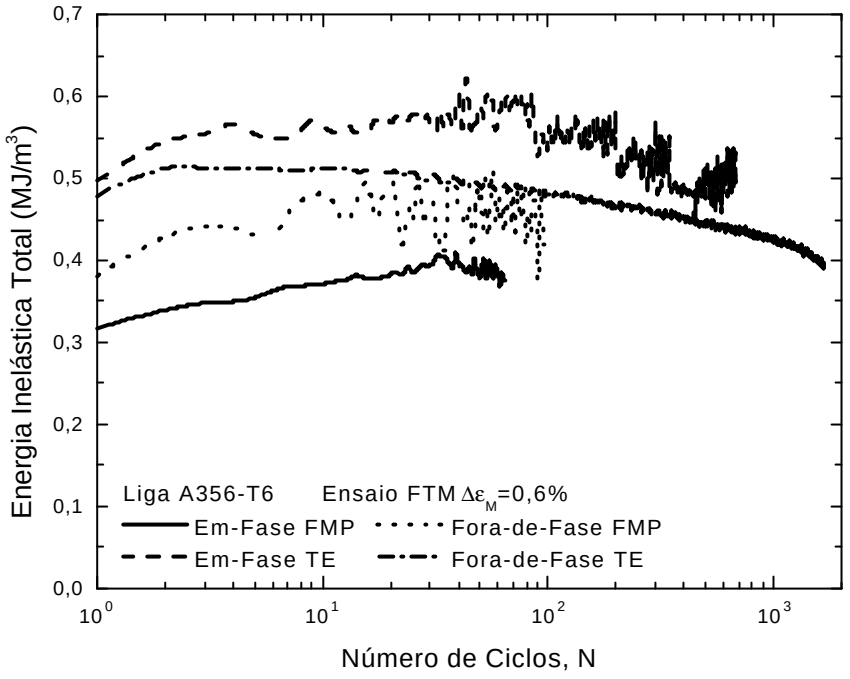


Figura 4.43 Energia de deformação inelástica total em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga termomecânica, 120-280ºC, De_m=0,6%.

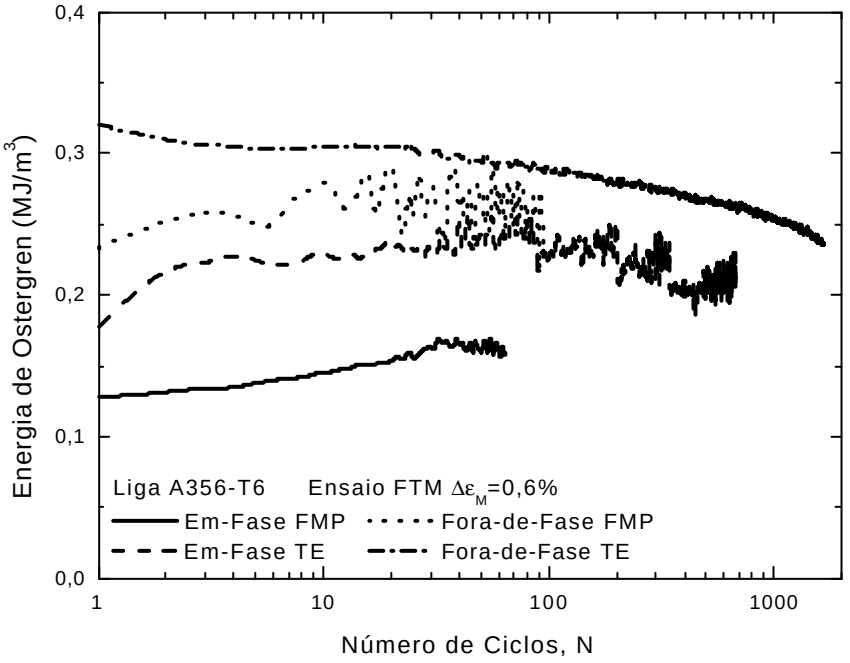


Figura 4.44 Energia de deformação de Ostergren em função do número de ciclos. Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE). Fadiga termomecânica, 120-280ºC, De_m=0,6%.

Todos os ciclos de histerese tensão-deformação e tensão-deformação inelástica para as duas ligas e para as condições de ensaio em-fase e fora-de-fase, apresentaram diminuição contínua da tensão em função do número de ciclos. Este comportamento pode melhor ser observado no gráfico da tensão máxima e mínima em função do número de ciclo (Figura 4.41) que apresenta a evolução ao longo do ensaio. Nestes gráficos também pode-se verificar que a tensão média é positiva para os ensaios fora-de-fase e negativa para os ensaios em-fase e que os valores máximos e mínimos são similares para os dois materiais.

A deformação inelástica máxima e mínima em função do número de ciclos (Figura 4.42) apresenta um aumento contínuo ao longo do ensaio para os dois materiais nas condições em-fase e fora-de-fase, sendo que os ensaios em-fase apresentam os maiores valores de energia em tração e compressão.

O gráfico de energia de deformação inelástica em função do número de ciclos (Figura 4.43) evidencia os maiores valores do material tixoextrudado enquanto que o gráfico de energia de Ostergreen em função do número de ciclos (Figura 4.44) evidencia a maior energia dos ensaios fora-de-fase.

4.7.2 Vida em fadiga anisotérmica (fadiga termomecânica)

Os resultados dos ensaios de fadiga anisotérmica (fadiga termomecânica) em-fase e fora-de-fase na faixa de temperatura de 120 a 280°C, estão apresentados respectivamente nas Tabelas 4.17 e 4.18 para a liga A356-T6 fundida em molde permanente e nas Tabelas 4.19 e 4.20, para a liga tixoextrudada.

Tabela 4.17 Resultados dos ensaios de fadiga termomecânica em-fase da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 120-280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
13	0,342	0,2246	98,1	40,47	0,1613	0,0694	320
14	0,341	0,1941	98,3	40,98	0,1421	0,0603	345
15	0,369	0,2595	64,2	21,23	0,1049	0,0472	232
1	0,443	0,2534	114,3	45,24	0,2034	0,0882	184
17	0,444	0,2862	108,5	44,78	0,2269	0,1042	182
25	0,449	0,3038	102,2	42,79	0,229	0,1004	300
3	0,524	0,3025	147,5	53,44	0,3154	0,1283	44
4	0,483	0,2480	140,6	55,91	0,2828	0,1101	100
19	0,540	0,3373	122,0	41,50	0,208	0,0922	57
18	0,622	0,3851	141,9	52,99	0,3914	0,1692	52
26	0,598	0,3678	142,2	54,30	0,3589	0,1551	36
35	0,629	0,4000	141,1	55,14	0,3765	0,1592	64

Tabela 4.18 Resultados dos ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase da liga A356-T6 fundida em molde permanente. Temperatura de 120-280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
29	0,353	0,1859	106,1	65,85	0,1502	0,0947	230
31	0,358	0,2006	105,4	61,07	0,1542	0,0921	209
32	0,383	0,2196	104,6	63,29	0,1855	0,107	167
28	0,458	0,2755	121,9	74,33	0,2739	0,1618	154
33	0,517	0,3081	125,6	78,12	0,2966	0,1782	169
34	0,507	0,3302	114,1	69,96	0,2722	0,1643	179
21	0,582	0,3707	141,2	80,80	0,432	0,2386	67
22	0,589	0,3715	135,1	81,04	0,4172	0,2361	95
36	0,625	0,4161	134,9	80,32	0,4623	0,26	139

Tabela 4.19 Resultados dos ensaios de fadiga termomecânica em-fase da liga A356-T6 tixoextrudada. Temperatura de 120-280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
09ss	0,458	0,2908	118,4	45,68	0,2512	0,1008	720
13ss	0,425	0,2750	111,0	43,42	0,2319	0,0901	950
06ss	0,670	0,4775	136,1	51,91	0,4948	0,1999	674
11ss	0,674	0,5308	102,5	40,02	0,3642	0,1540	424
07ss	0,843	0,6473	135,3	50,79	0,6677	0,2799	398
10ss	0,838	0,6529	129,7	49,47	0,5694	0,2443	250
22ss	1,002	0,8081	143,6	52,44	0,7701	0,3488	84
24ss	1,012	0,8228	145,1	54,94	0,8328	0,3815	130

Tabela 4.20 Resultados dos ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase da liga A356-T6 tixoextrudada. Temperatura de 120-280°C.

CP	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	Energia Total (MJ/m^3)	Energia de Ostergren (MJ/m^3)	N_f
17ss	0,583	0,4230	121,0	74,28	0,3916	0,2288	1572
25ss	0,592	0,4218	123,7	77,90	0,3913	0,2351	1644
14ss	0,842	0,6749	121,9	75,16	0,6108	0,3538	676
15ss	0,777	0,6038	126,6	76,41	0,5694	0,3003	1087
19ss	0,971	0,8035	124,0	75,22	0,7635	0,4372	852
20ss	0,967	0,7996	126,1	76,94	0,7707	0,4477	544

As Figuras 4.45 a 4.50 apresentam curvas comparativas entre os ensaios de fadiga anisotérmica na faixa de temperatura de 120 a 280°C. Estas curvas são: da variação da deformação mecânica (De_m), da variação da deformação inelástica (De_{in}), da variação da tensão (Ds), da tensão máxima (s_{max}), da energia inelástica total e da energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar (N_f), respectivamente.

Analisando as curvas de variação da deformação mecânica–vida (Figura 4.45) para os ensaios de fadiga termomecânica de 120 a 280°C pode-se observar que o material tixoextrudado apresentou desempenho superior ao fundido. A mesma tendência também pode ser observada nas curvas de variação da deformação inelástica–vida (Figura 4.46), energia inelástica total–vida (Figura 4.49) e energia de Ostergren–vida (Figura 4.50). Como ocorreu nos ensaios isotérmicos, o melhor desempenho em fadiga termomecânica da liga tixoextrudada se deve a microestrutura globular com menor nível de defeitos.

Pode-se também observar nas curvas de variação da deformação mecânica–vida (Figura 4.45), que o material tixoextrudado apresenta desempenho superior nos ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase em relação aos em-fase. Entretanto, para o material fundido, este comportamento ocorre de forma similar apenas para altas deformações. Nas deformações inferiores a 0,4% verifica-se (através das curvas de ajuste) uma tendência de inversão deste comportamento o material ensaiado na condição em-fase apresentando melhor desempenho. A mesma tendência também pode ser observada nas curvas da variação da deformação inelástica–vida (Figura 4.46), da energia inelástica total–vida (Figura 4.49) e da energia de Ostergren–vida (Figura 4.50).

Nos ensaios de fadiga termomecânica em-fase o pico de deformação em tração coincide com a temperatura máxima e as deformações térmicas e mecânicas se somam, entretanto, a tensão média é negativa. Nos ensaios fora-de-fase ocorre o inverso, o pico de deformação em tração coincide com temperatura mínima e as deformações térmica e mecânica se subtraem, resultando em tensão média positiva.

Para o material tixoextrudado a condição em-fase é a mais severa em toda a faixa de deformação utilizada nos ensaios, ou seja, o efeito da temperatura máxima sobre deformação em tração exerce maior influência sobre o material fazendo com que a vida seja menor para esta condição. Este comportamento foi também observado no trabalho de KARAYAKA & SEHITOGLU (1991) para uma liga de alumínio 2XXX-T4 reforçada com 20% de SiC ensaiada em FTM de 100 a 300°C, e no trabalho de SEHITOGLU et al. (2002) para uma liga fundida de alumínio 319 com 0,4 e 0,8% de ferro, ensaiada em FTM de 100 a 300°C.

O material fundido apresenta uma tendência de inversão deste comportamento para deformações menores que 0,4%. Para deformações menores o efeito da tensão média exerce maior influência, fazendo com que os ensaios em-fase tenham melhor desempenho em fadiga. Este comportamento também foi observado no trabalho de KARAYAKA & SEHITOGLU (1991) para uma liga de alumínio 2XXX-T4 não reforçada ensaiada em FTM de 100 a 200°C.

As curvas de variação da tensão–vida (Figura 4.47) apresentam a mesma tendência que as curvas de deformação mecânica-vida: melhor desempenho da liga tixoextrudada e dos ensaios fora-de-fase para cada liga. Entretanto, o nível das tensões é aproximadamente o mesmo. Nas curvas da tensão máxima–vida (Figura 4.48) pode-se verificar aproximadamente o mesmo comportamento, sendo que os ensaios fora-de-fase apresentam maior valor de tensão máxima do que os em-fase devido ao efeito da tensão média.

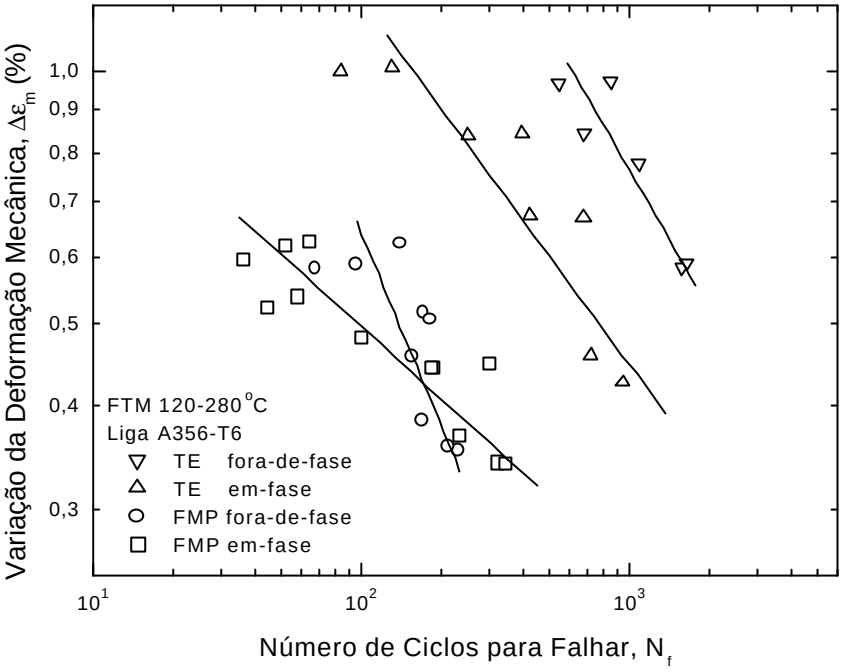


Figura 4.45 Variação da deformação mecânica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmicos da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

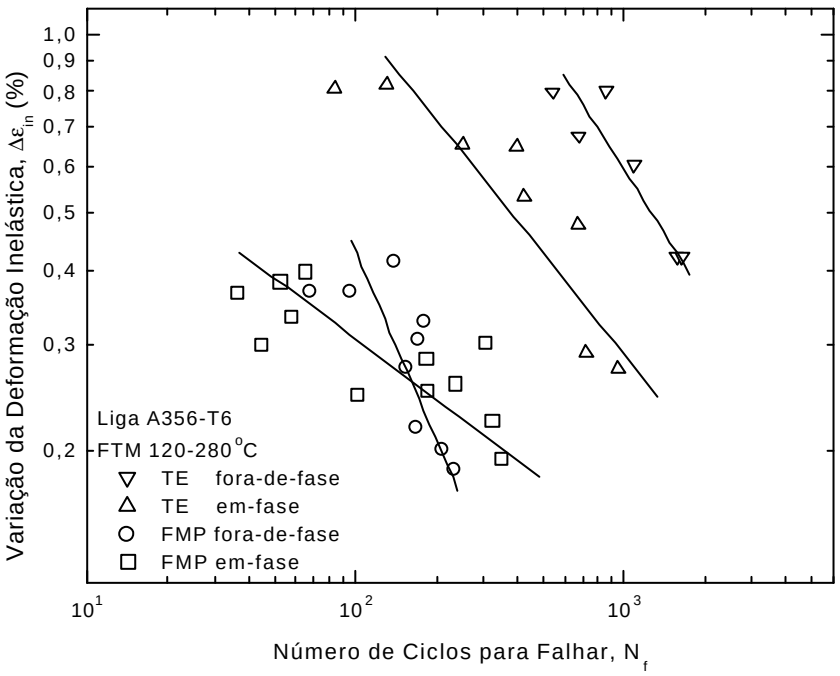


Figura 4.46 Variação da deformação inelástica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmicas da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

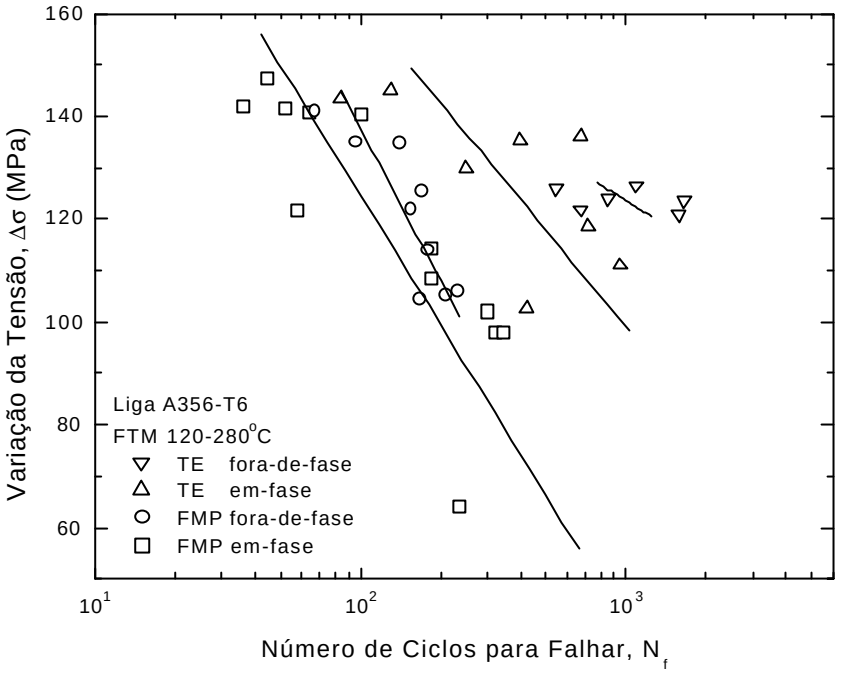


Figura 4.47 Variação da tensão em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

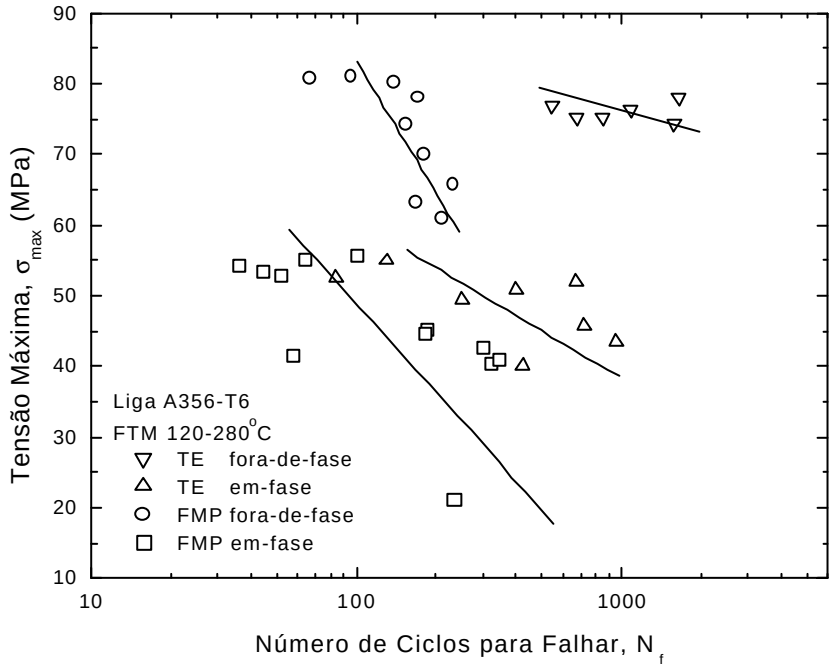


Figura 4.48 Tensão máxima em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

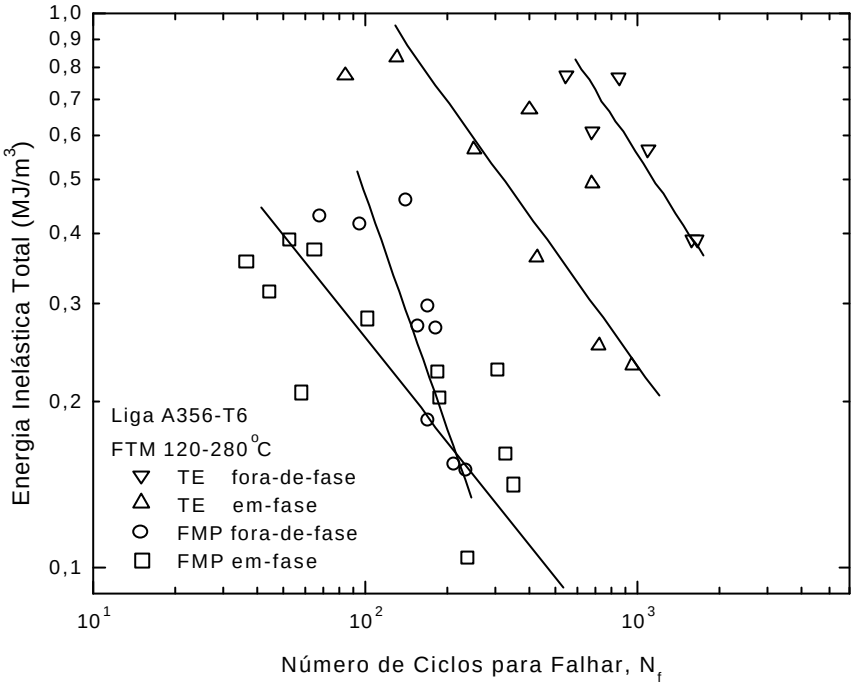


Figura 4.49 Energia inelástica total em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

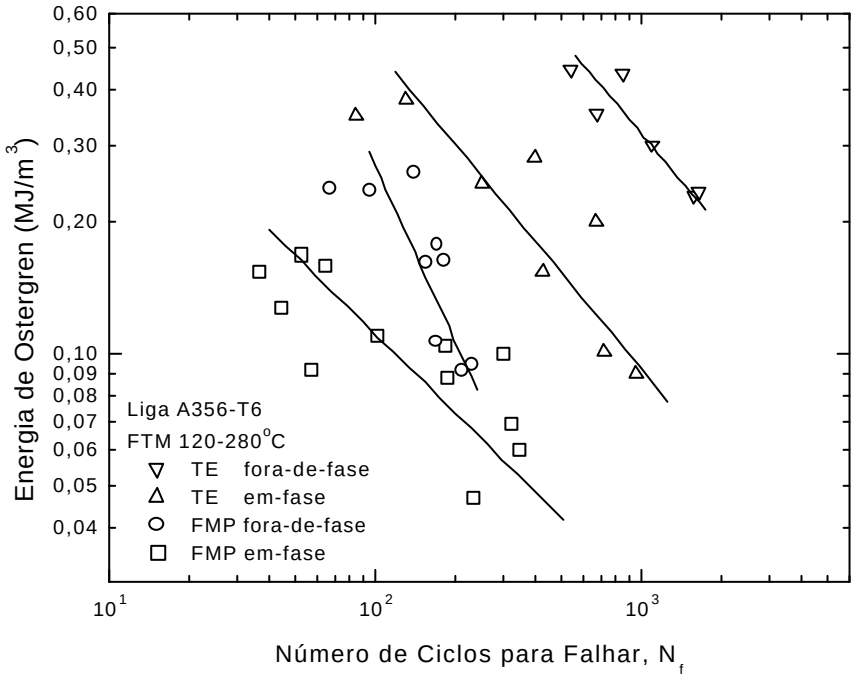


Figura 4.50 Energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga anisotérmica da liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP) e tixoextrudada (TE).

4.7.3 Observações microestruturais

A Figura 4.51 apresenta a micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 fundida em molde permanente ensaiado em fadiga termomecânica em-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,4%. Esta micrografia mostra uma trinca secundária iniciada a partir de porosidades interdendríticas próxima a superficie. A Figura 4.52 mostra a micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 tixoextrudada ensaiado em fadiga termomecânica fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,4%. Como na micrografia anterior pode-se observar uma trinca secundária iniciada em porosidades interdendríticas próximas a superfície. A Figura 4.53 apresenta a micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 tixoextrudada ensaiado em fadiga termomecânica em-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Mostrando uma trinca secundária iniciada numa região com alta densidade de porosidades próxima a superfície do corpo de prova. Sem ataque. A Figura 4.54 apresenta uma micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 tixoextrudada ensaiado em fadiga termomecânica fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Pode-se observar uma trinca secundária no interior do corpo de prova propagando-se pelo eutético.

Nos ensaios anisotérmicos pode-se observar o mesmo que ocorre nos ensaios isotérmicos, a trinca tem seu início de propagação em regiões de vazios intergranulares (para o material tixoextrudado) e vazios interdendríticos (para o material fundido) localizados próximos à superfície. A propagação de trincas exibe comportamento similar para ambos materiais sendo preferencialmente interdendrítica para o fundido e intergranular para o material tixoextrudado.

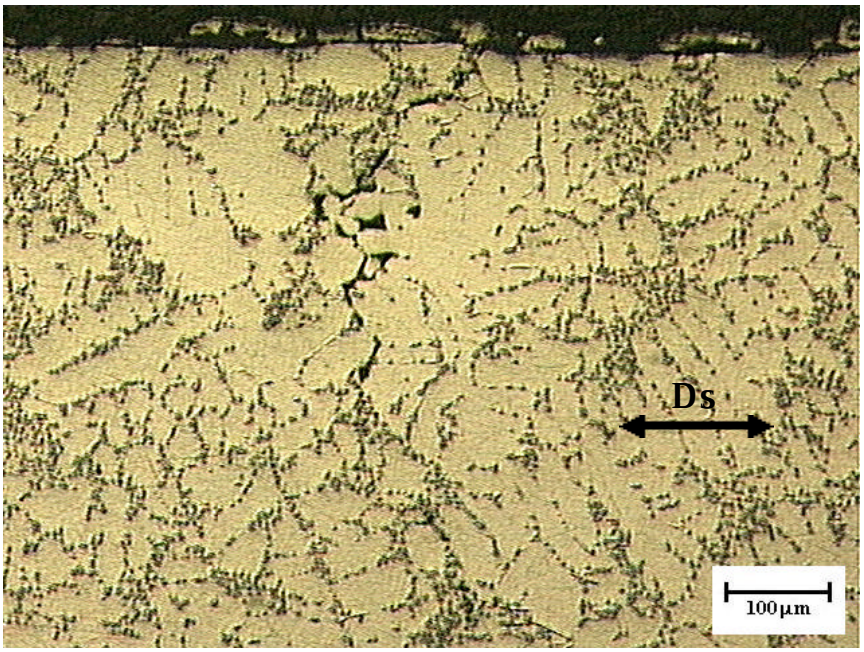


Figura 4.51 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP. Ensaio de FTM em-fase com De_m=0,4%. Mostrando uma trinca secundária iniciada na superfície e passando através de porosidades. Sem ataque.

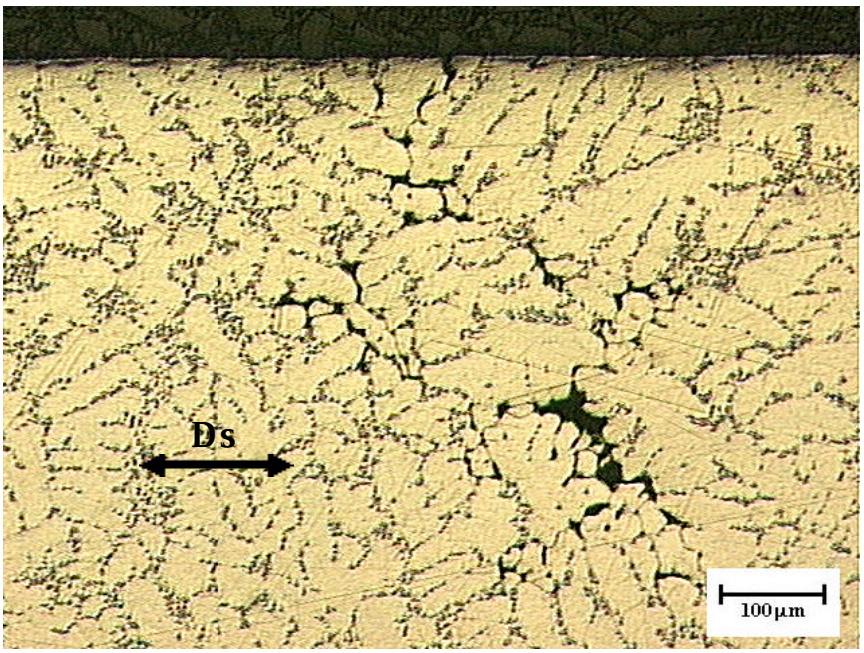


Figura 4.52 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP. Ensaio de FTM fora-de-fase com De_m=0,4%. Mostrando uma trinca secundária iniciada na superfície e passando através de porosidades. Sem ataque.

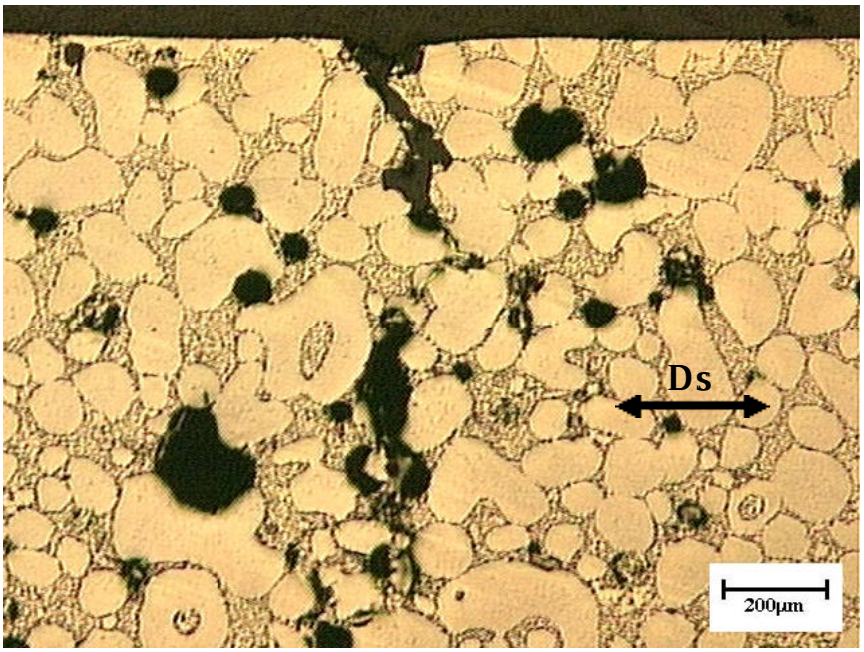


Figura 4.53 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 TE. Ensaio de FTM em-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Mostrando uma trinca secundária numa região próxima a superfície com muita porosidade. Sem ataque.

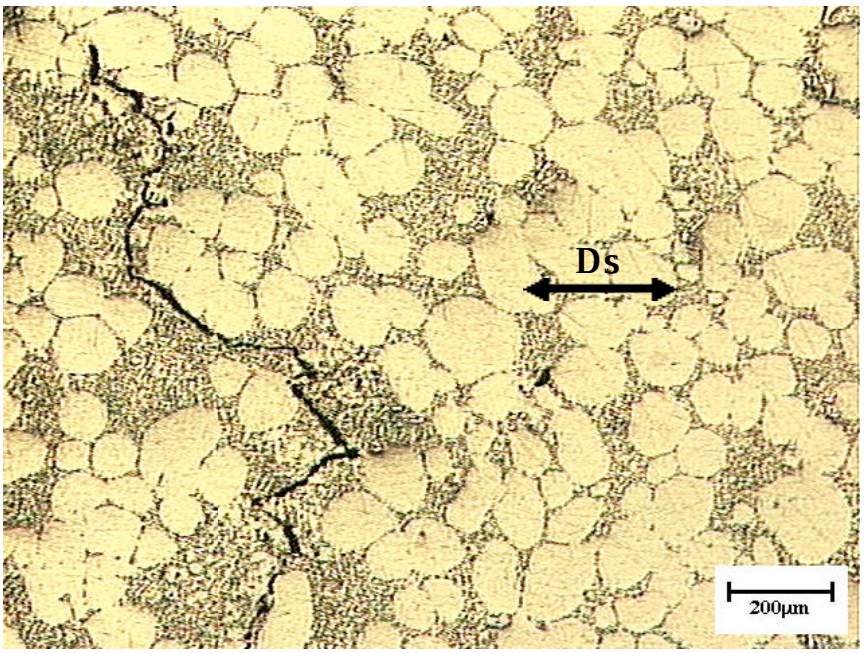


Figura 4.54 Micrografia da secção longitudinal de um corpo de prova da liga A356-T6 TE. Ensaio de FTM fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,6%. Mostrando uma trinca secundária no interior do corpo de prova. Sem ataque.

4.8 Comparação entre Fadiga Isotérmica e Anisotérmica

As curvas da variação da deformação mecânica, da variação da deformação inelástica, da variação da tensão, da tensão máxima, da energia inelástica total e da energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga isotérmica a 120 e 280ºC e termomecânica de 120 a 280ºC para a liga A356-T6 fundida em molde permanente e tixoextrudada são apresentadas nas Figuras 4.55 a 4.60.

Nos resultados da variação da deformação mecânica para a liga fundida (Figura 4.55A) pode-se observar um melhor desempenho em fadiga isotérmica a 120ºC e um comportamento similar para os demais ensaios. Já para a liga tixoextrudada (Figura 4.55B) pode-se observar um desempenho inferior para o ensaio termomecânico em-fase e um comportamento semelhante para os ensaios isotérmico a 280ºC e termomecânico fora-de-fase. O ensaio isotérmico a 120ºC apresentou comportamento intermediário com tendência de redução de desempenho para deformações maiores que 0,7% devido a maior porosidade média apresentada por este lote de material tixoextrudado.

Para os resultados da variação da deformação inelástica da liga fundida (Figura 4.56A) pode-se observar que os ensaios de fadiga termomecânica e isotérmica a 280ºC apresentam comportamento semelhante, e o ensaio de fadiga isotérmica a 120ºC exibe valores pouco superiores de deformação. Já para a liga tixoextrudada (Figura 4.56B) os ensaios de fadiga isotérmica a 280ºC e fadiga termomecânica fora-de-fase apresentam comportamento semelhante e superior ao ensaio termomecânico em-fase. O ensaio isotérmico a 120ºC apresenta valores inferiores de deformação inelástica devido a maior quantidade de defeitos apresentados neste lote.

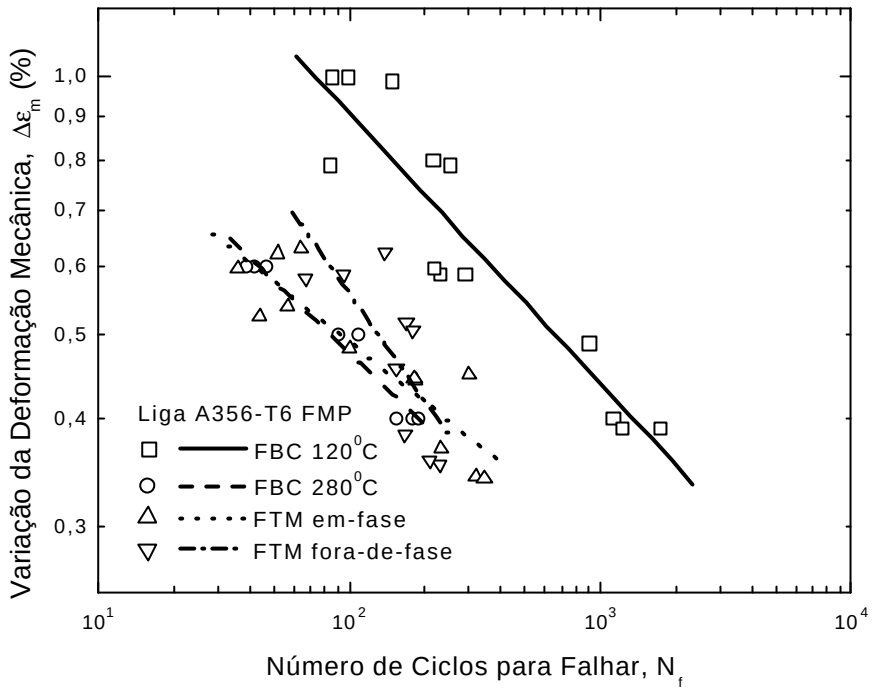
Os resultados da energia inelástica total (Figura 4.59) e energia de Ostergren (Figura 4.60) apresentam comportamento similar entre si para os dois materiais. Com exceção dos ensaios isotérmicos a 120°C da liga tixoextrudada que sempre apresenta

valores intermediários devido a quantidade maior de defeitos presentes na microestrutura, os demais ensaios apresentam comportamento similar aos resultados da variação da deformação inelástica (Figura 4.56) para os dois materiais.

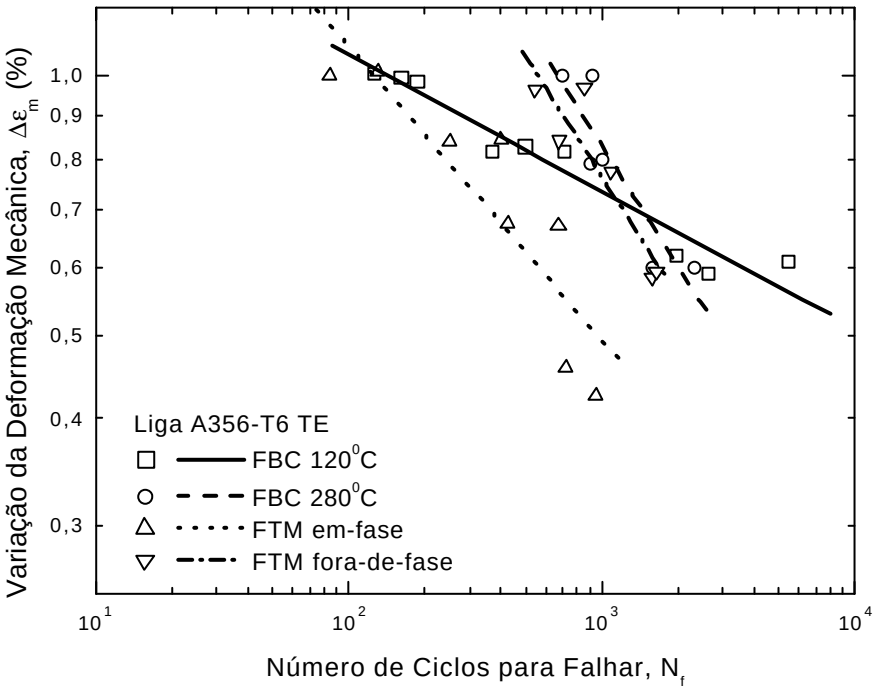
Os resultados de variação da tensão (Figura 4.57) e tensão máxima (Figura 4.58) em função da vida apresentam comportamento bastante similar para os dois materiais. Os ensaios isotérmicos a 120ºC possuem valores de tensões maiores que os demais ensaios. Nos resultados de variação de tensão os ensaios isotérmicos a 280ºC e termomecânicos em-fase e fora-de-fase apresentam valores similares, os resultados de tensão máxima exibem o mesmo comportamento com exceção do ensaio fadiga termomecânica fora-de-fase que apresenta um pequeno aumento devido ao aumento da tensão média nesta condição.

De maneira geral, pode-se verificar através dos gráficos da variação da deformação mecânica, variação de deformação inelástica, energia total e energia de Ostergren em função da vida que para a liga fundida o ensaio termomecânico em-fase e o ensaio isotérmico a 280ºC apresentam comportamento conservativo. Já para o material tixoextrudado apenas o ensaio de fadiga termomecânica em-fase exibe comportamento conservativo. Assim pode-se concluir que os ensaios isotérmicos a 280ºC nem sempre podem representar o comportamento anisotérmico.

Os resultados obtidos de vida em fadiga isotérmica e anisotérmica apresentam dispersão muito grande para os dois materiais. Resultado similar foi observado por SEHITOGLU et al. (2002) em ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica para a liga fundida de alumínio 319, atribuindo a dispersão da vida à presença de porosidades no material.

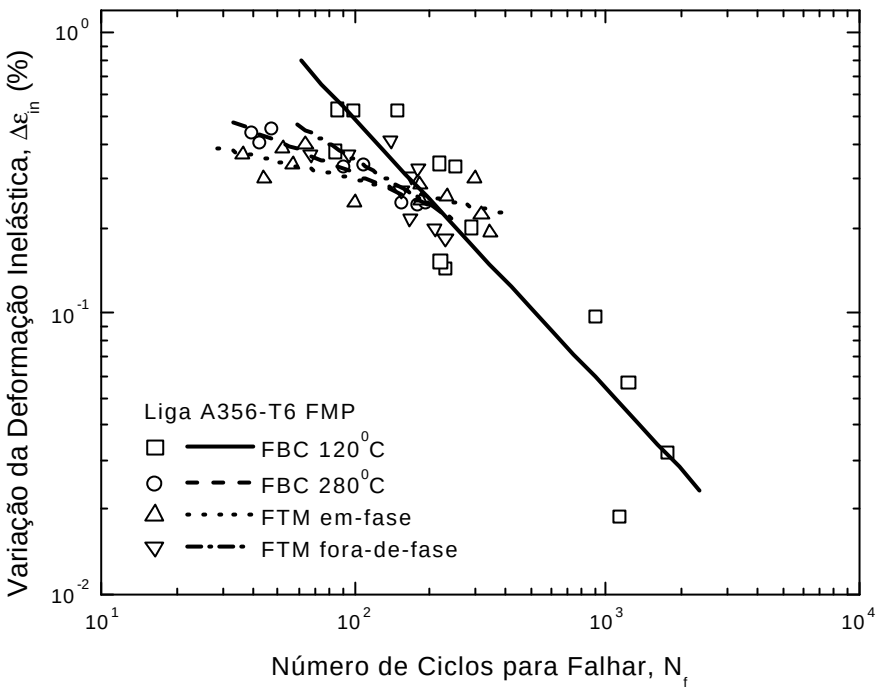


A)

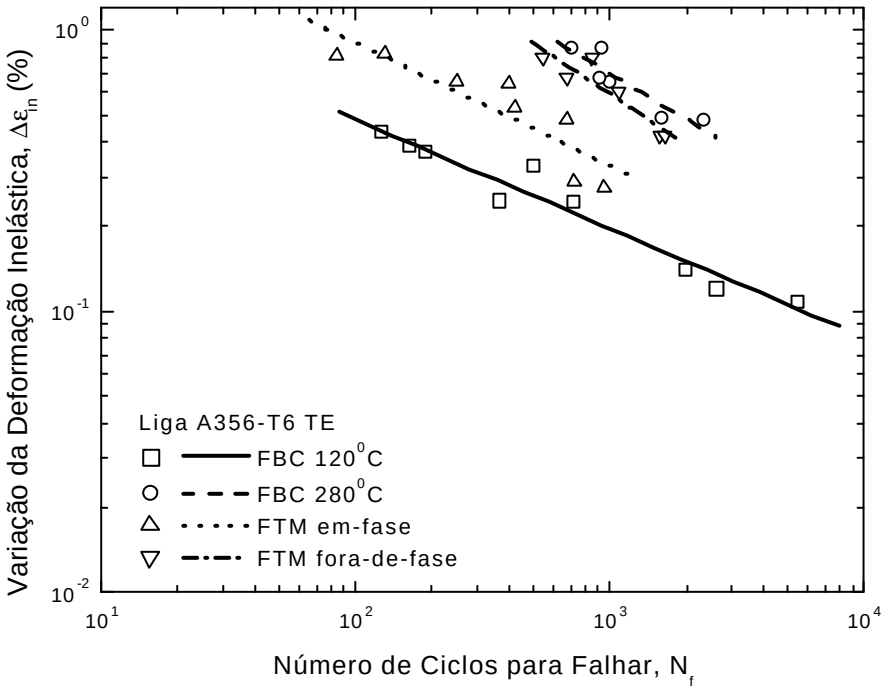


B)

Figura 4.55 Variação da deformação mecânica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

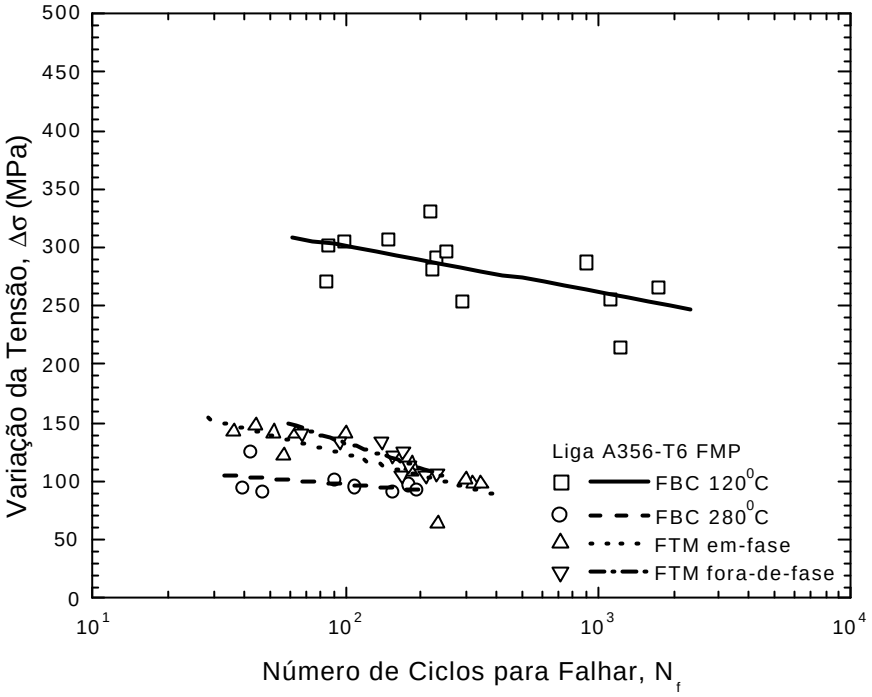


A)

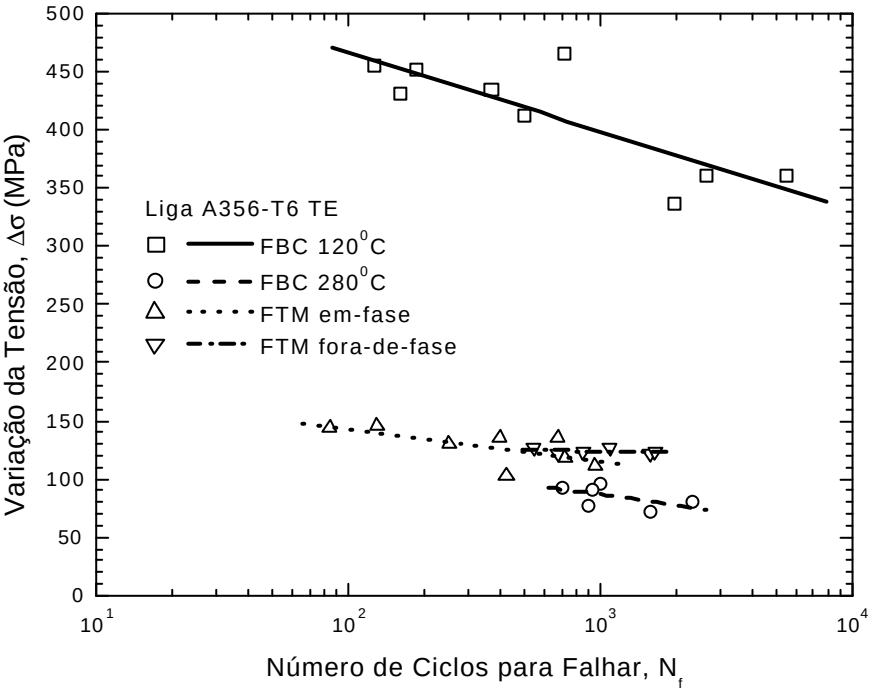


B)

Figura 4.56 Variação da deformação inelástica em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

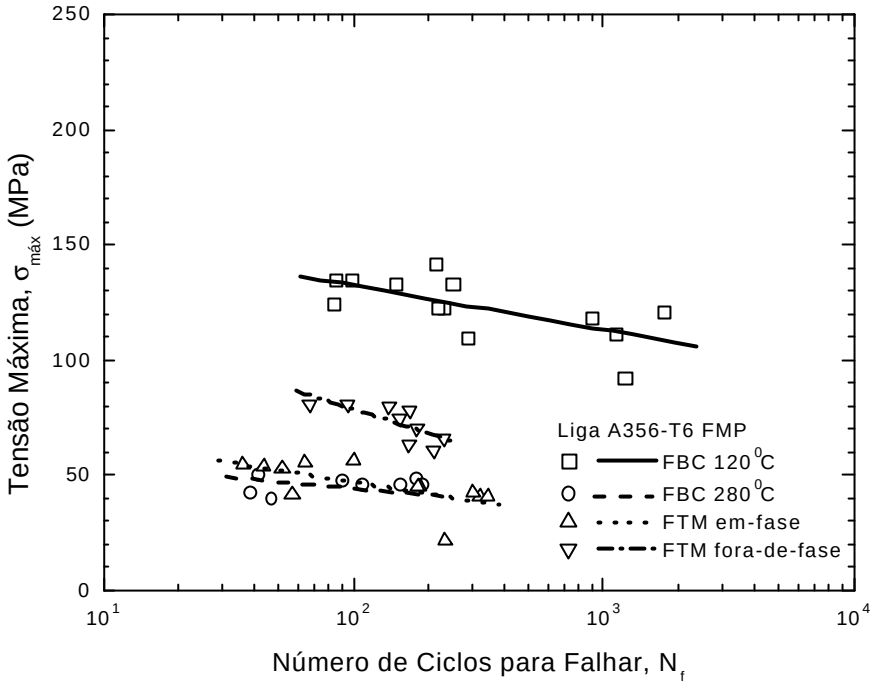


A)

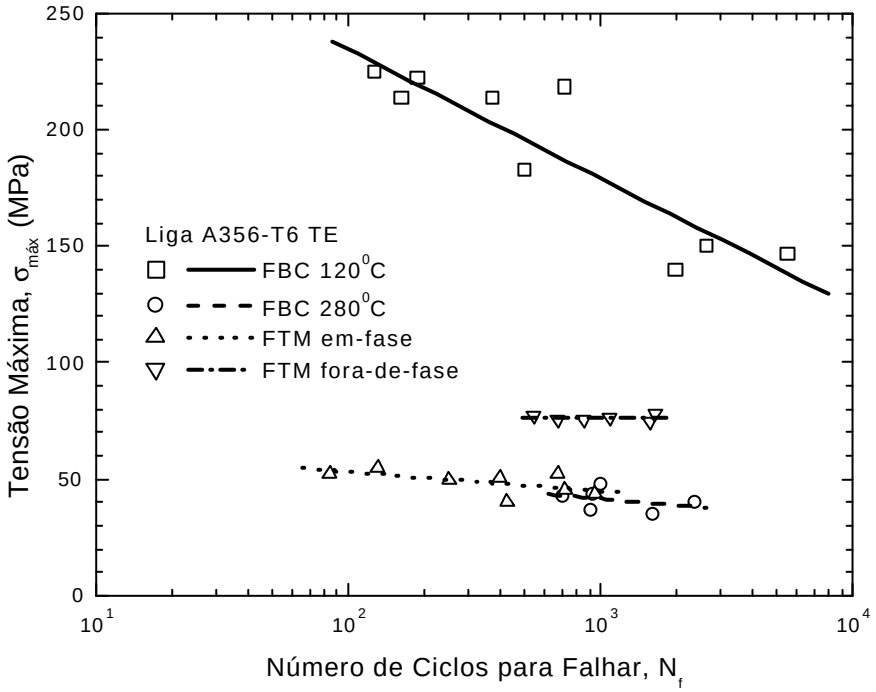


B)

Figura 4.57 Variação da Tensão em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

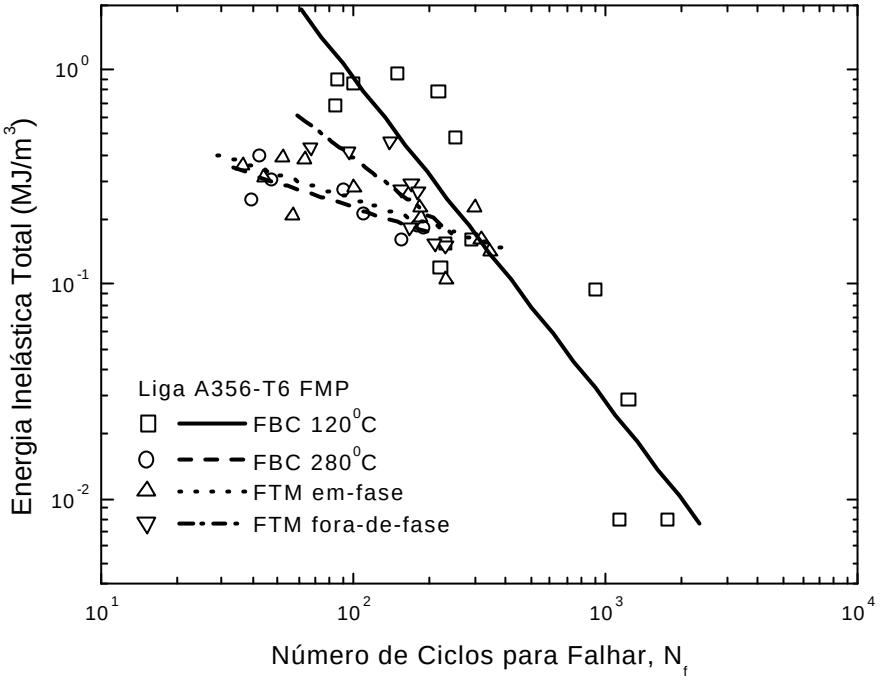


A)

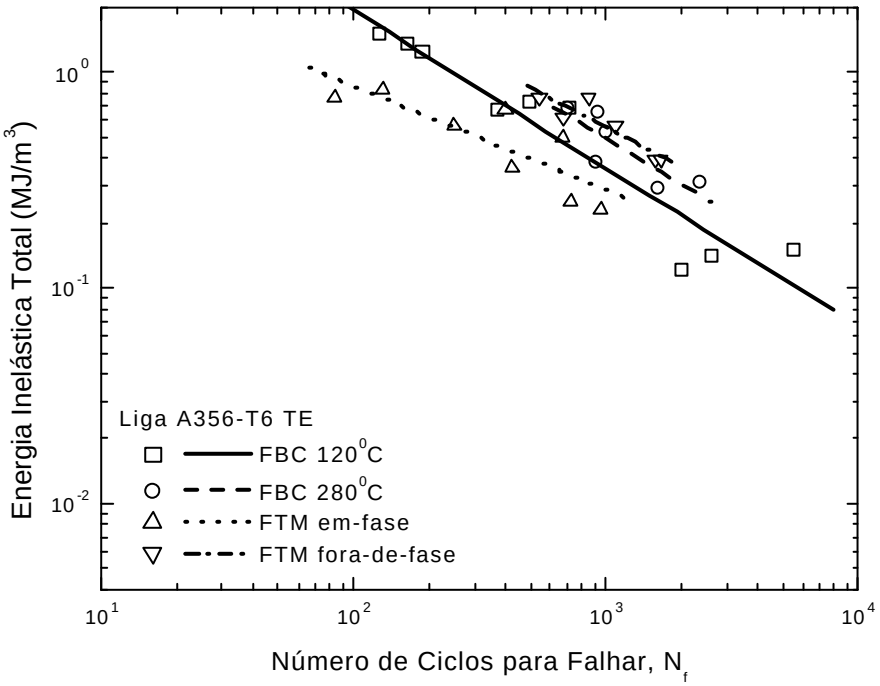


B)

Figura 4.58 Tensão máxima em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

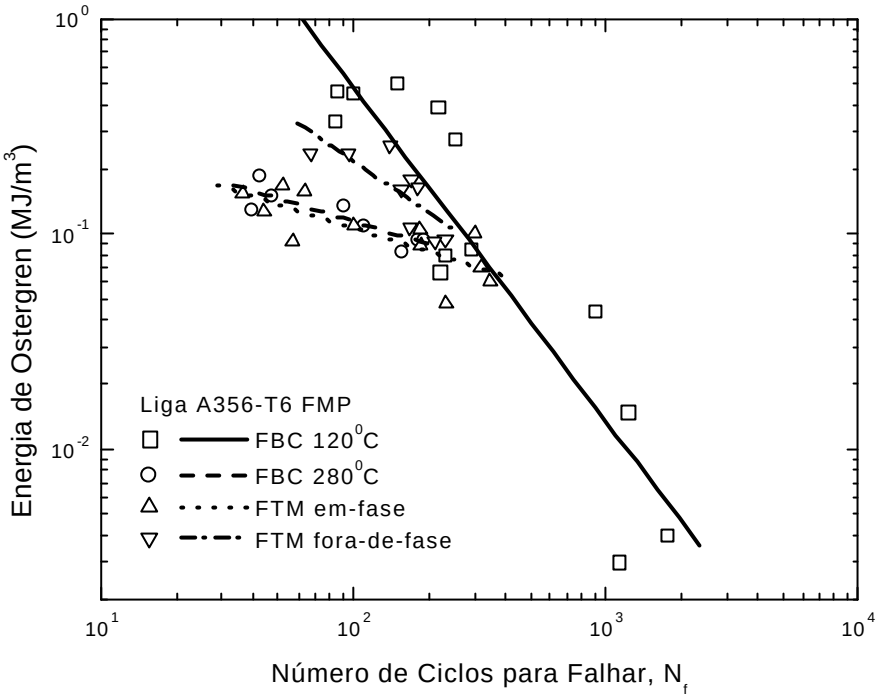


A)

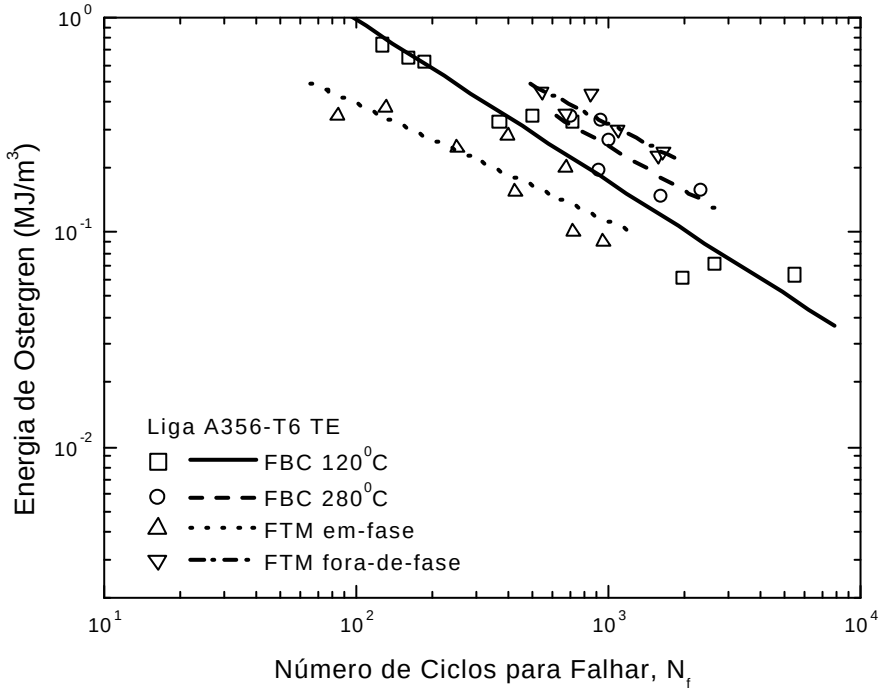


B)

Figura 4.59 Energia inelástica total em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).



A)

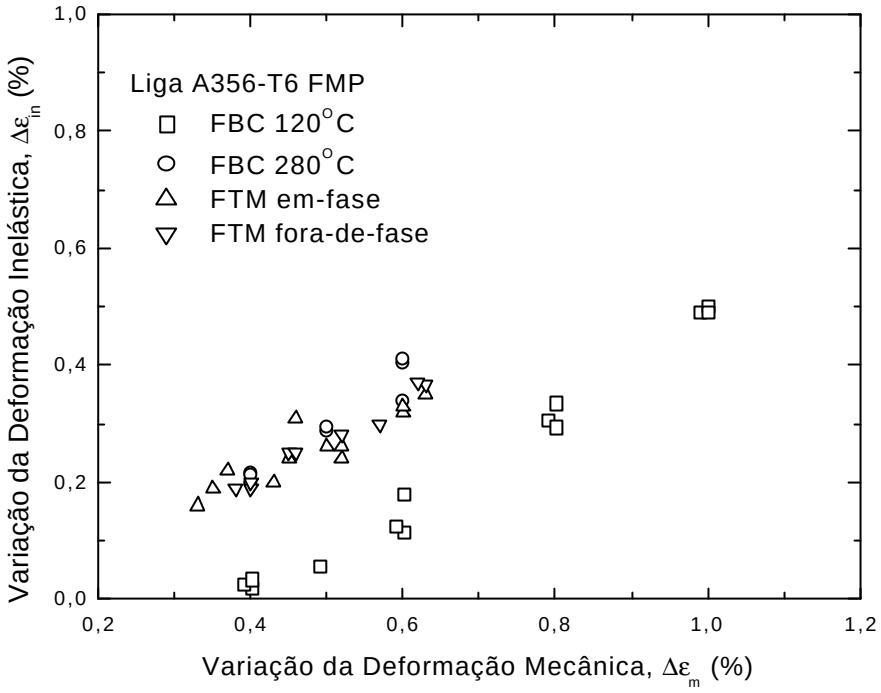


B)

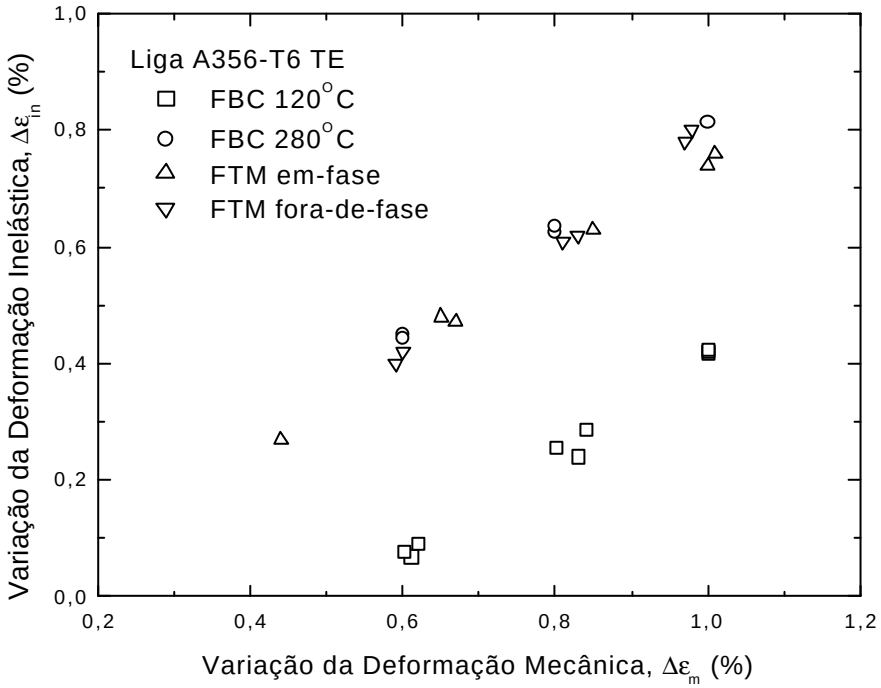
Figura 4.60 Energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

Os resultados do comportamento tensão-deformação cíclico para meia-vida dos materiais fundido e tixoextrudado ensaiados sob fadiga isotérmica e anisotérmica foram resumidos nas Figuras 4.61 a 4.63 que apresentam respectivamente, a variação da deformação inelástica, a variação da tensão e a tensão máxima em função da variação da deformação mecânica para a meia-vida dos materiais fundido e tixoextrudado.

Comparando a variação de deformação inelástica em função da deformação mecânica (Figura 4.61) dos ensaios de fadiga termomecânica (em-fase e fora-de-fase) e ensaios isotérmicos a 280ºC, pode-se observar que para um dado valor de deformação o nível de deformação inelástica é muito similar, e isto ocorre para os dois materiais. Pode-se verificar o mesmo comportamento para a variação de tensão em função da deformação mecânica (Figura 4.62), para um dado valor de deformação o nível de tensão é muito similar para os dois materiais. Para a tensão máxima em função da deformação mecânica (Figura 4.63) também se verifica o mesmo comportamento, entretanto os ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase apresentam níveis de tensão pouco superiores devido valor maior da tensão média. Este comportamento mostra que nos ensaios anisotérmicos e isotérmicos a 280ºC os materiais são submetidos a tensões e deformações inelásticas bastante similares e que as variações no desempenho são causadas pelas diferenças microestruturais dos materiais estudados. Comportamento similar entre ensaios de fadiga termomecânica em-fase e fora-de-fase também foi observado no trabalho de SEHITOGLU et al. (2002) em uma liga fundida de alumínio 319.

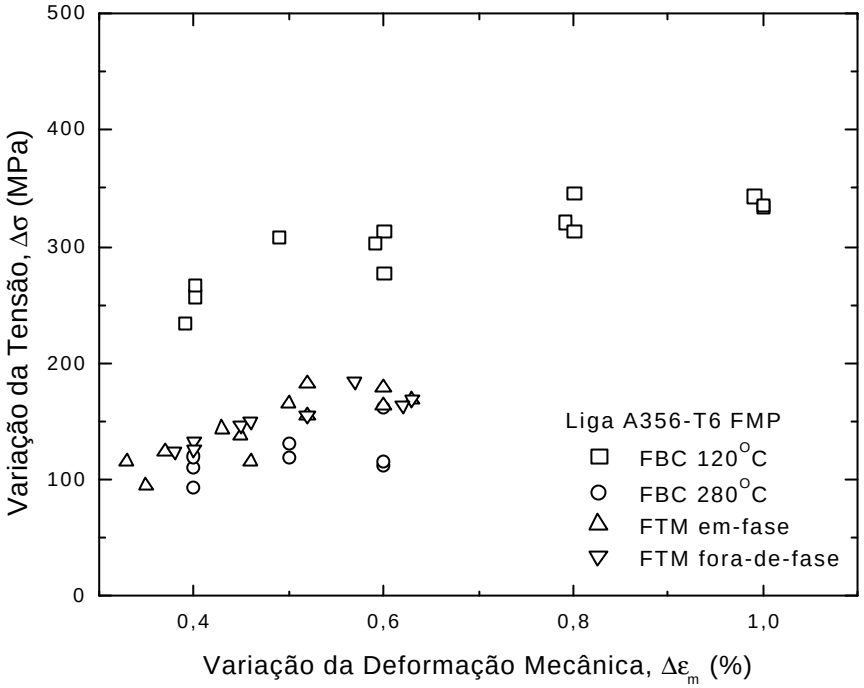


A)

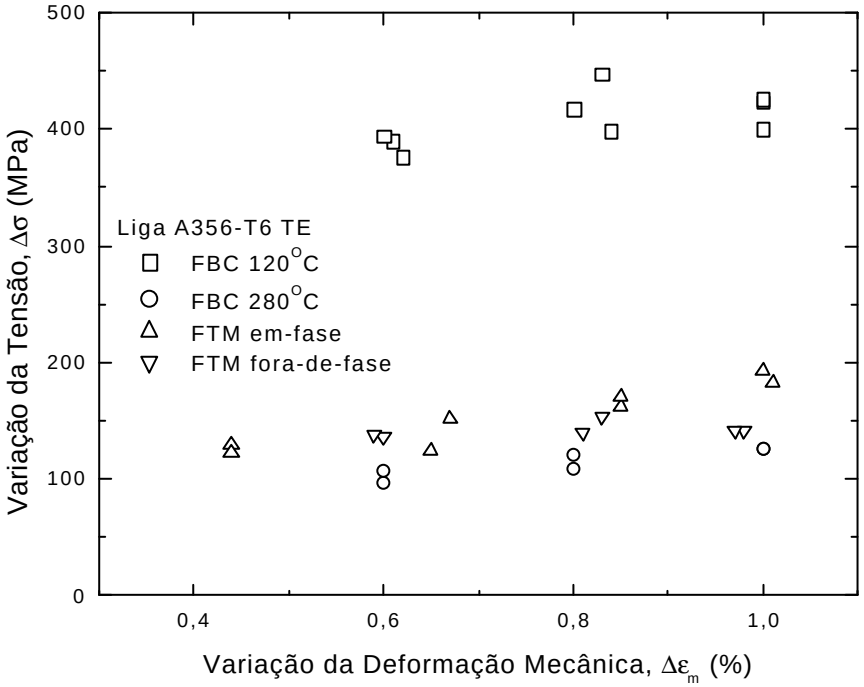


B)

Figura 4.61 Variação da deformação inelástica em função da variação da deformação mecânica para meia-vida. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

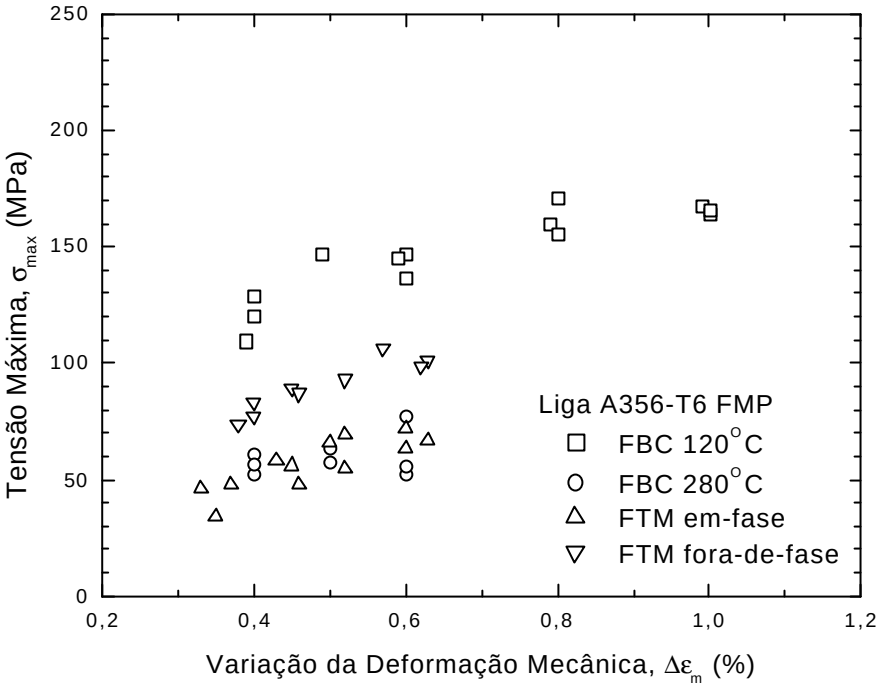


A)

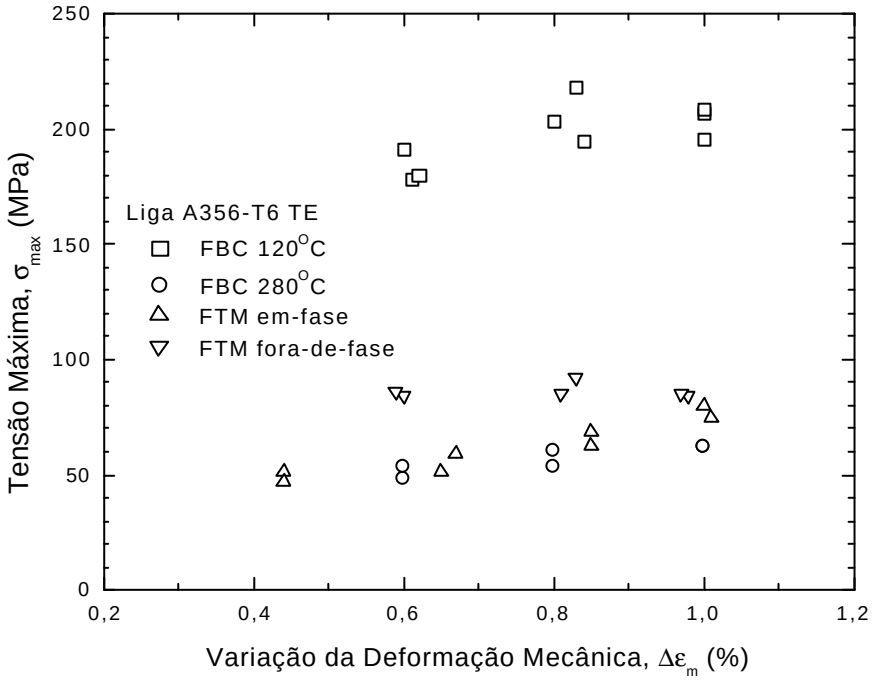


B)

Figura 4.62 Variação da tensão em função da variação da deformação mecânica para meia-vida. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).



A)



B)

Figura 4.63 Tensão máxima em função da variação da deformação mecânica para meia-vida. Ensaios de fadiga isotérmica (FBC) 120 e 280ºC e termomecânica (FTM) 120-280ºC. A) Liga A356-T6 fundida em molde permanente (FMP). B) Liga A356-T6 tixoextrudada (TE).

4.9 Análise das superfícies de fratura

Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura de alguns dos corpos de prova ensaiados em fadiga isotérmica e anisotérmica examinados através da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) são apresentados nas Figuras 4.64 a 4.71. Na Figura 4.64 pode-se observar uma região de nucleação de trincas formada por porosidades interdendríticas na superfície de fratura de um corpo de prova FMP do ensaio de fadiga isotérmica 280ºC com $\Delta\varepsilon_m$=0,3%. A Figura 4.65 apresenta uma porosidade interdendrítica e estrias de fadiga com detalhes na superfície de fratura de um corpo de prova FMP do ensaio de fadiga isotérmica 120ºC com $\Delta\varepsilon_m$=0,5%. Na Figura 4.66 pode-se observar uma região de nucleação de trinca junto a uma porosidade interdendrítica, uma região de propagação com facetas de clivagem e uma região de fratura dúctil com estrias de rasgamento na superfície de fratura de um corpo de prova FMP do ensaio de fadiga isotérmica 280ºC com $\Delta\varepsilon_m$=0,3%.

A Figura 4.67 apresenta uma região de nucleação de trincas com porosidade intergranular próximo à superfície de um corpo de prova da TE do ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC com $\Delta\varepsilon_m$=0,5%. Na Figura 4.68 pode-se observar regiões de fratura dúctil e facetas de clivagem de um corpo de prova TE do ensaio de fadiga isotérmica 120°C com $\Delta\varepsilon_m$=0,4%. A Figura 4.69 apresenta uma região de fratura dúctil no eutético da matriz com partículas de silício no interior dos *dimples* de um corpo de prova TE do ensaio de fadiga isotérmica 120ºC com $\Delta\varepsilon_m$=0,4%. A Figura 4.70 apresenta uma região de nucleação (N) e propagação (P) de trincas por fadiga da superfície de fratura de um corpo de prova TE de fadiga termomecânica fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$=0,3%. A Figura 4.71 apresenta uma região com estrias de propagação estável de fadiga num detalhe da Figura 4.70.

A partir das análises realizadas pode-se determinar que as trincas de fadiga nucleiam a partir de defeitos (porosidades) existentes próximos da superfície dos corpos de prova e que os mecanismos de propagação de trincas são similares

constituindo-se de um misto de clivagem e estrias de rasgamento em ambos materiais e para ambas temperaturas de ensaios.

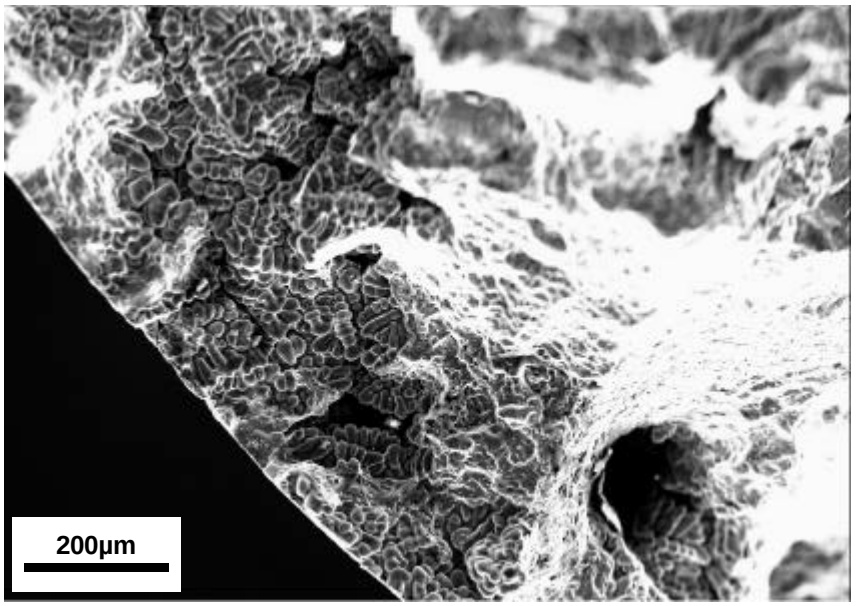


Figura 4.64 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP mostrando uma região de nucleação de trincas formada por porosidades interdendríticas. Ensaio de fadiga isotérmica 280ºC com $\Delta\varepsilon_m$=0,3%. 300X.

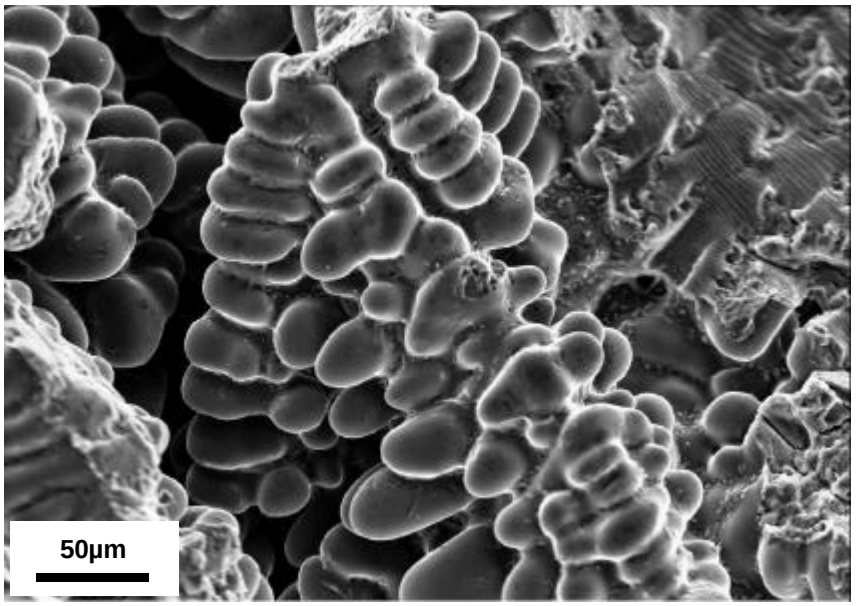


Figura 4.65 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP mostrando uma porosidade interdendrítica (centro) e estrias de fadiga (canto superior direito). Ensaio de fadiga isotérmica 120ºC com $\Delta\varepsilon_m$=0,5%. 1000X.

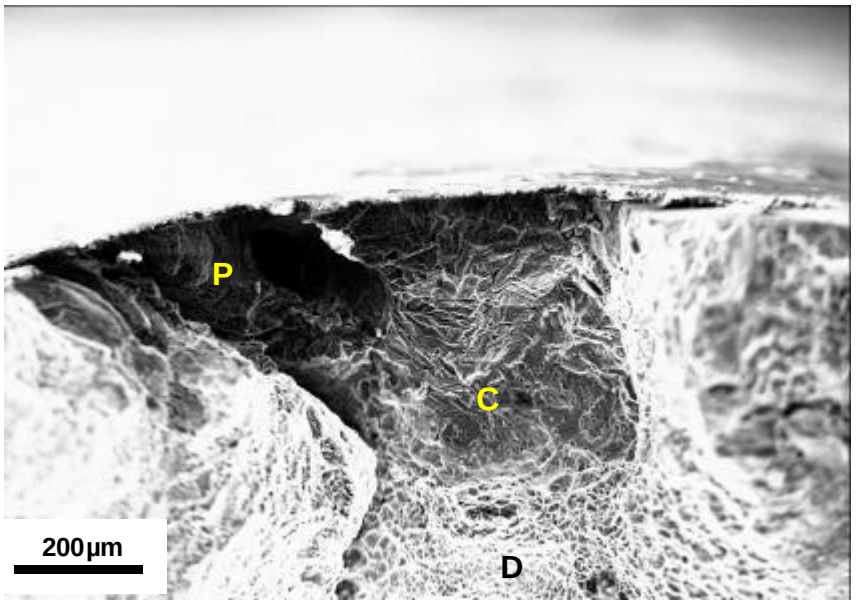


Figura 4.66 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 FMP mostrando uma região de nucleação de trinca junto a uma porosidade interdendrítica (P), uma região de propagação com facetas de clivagem (C) e uma região de fratura dúctil com estrias de rasgamento (D). Ensaio de fadiga isotérmica 280ºC com $\Delta\varepsilon_m$*=0,3%. 300X.*

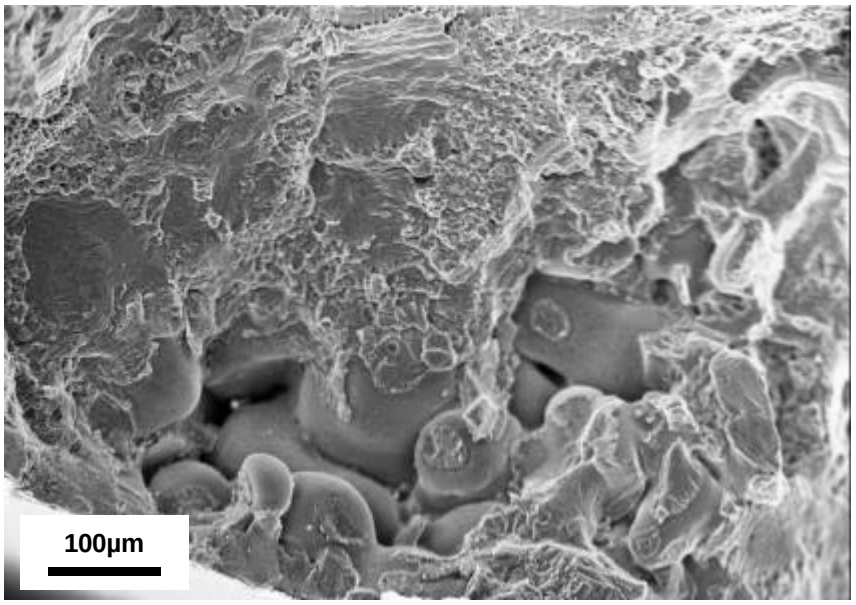


Figura 4.67 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 TE mostrando região de nucleação de trincas com porosidade intergranular próximo à superfície. Ensaio de fadiga isotérmica a 280ºC com $\Delta\varepsilon_m$*=0,5%. 500X.*

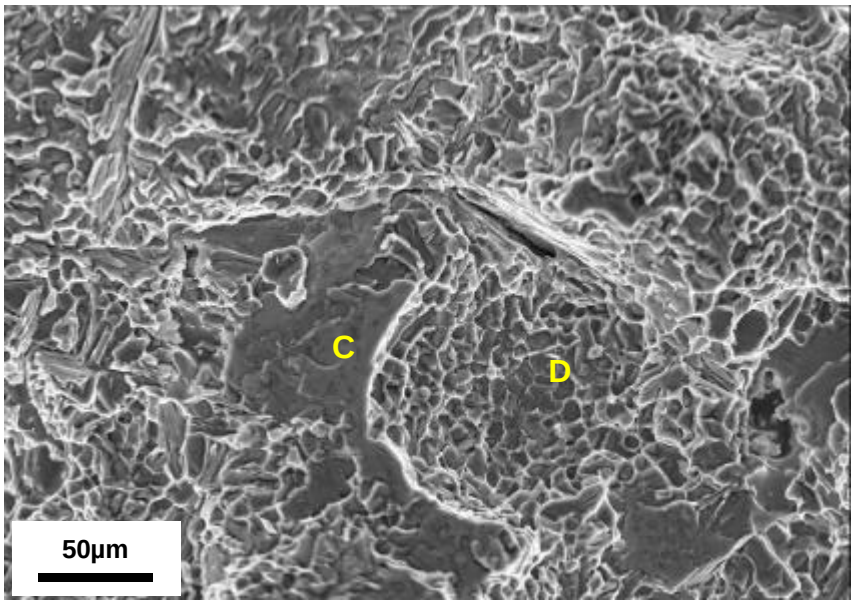


Figura 4.68 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 TE mostrando regiões de fratura dúctil (D) e facetas de clivagem (C). Ensaio de fadiga isotérmica 120°C com $\Delta\varepsilon_m$*=0,4%. 1000X.*

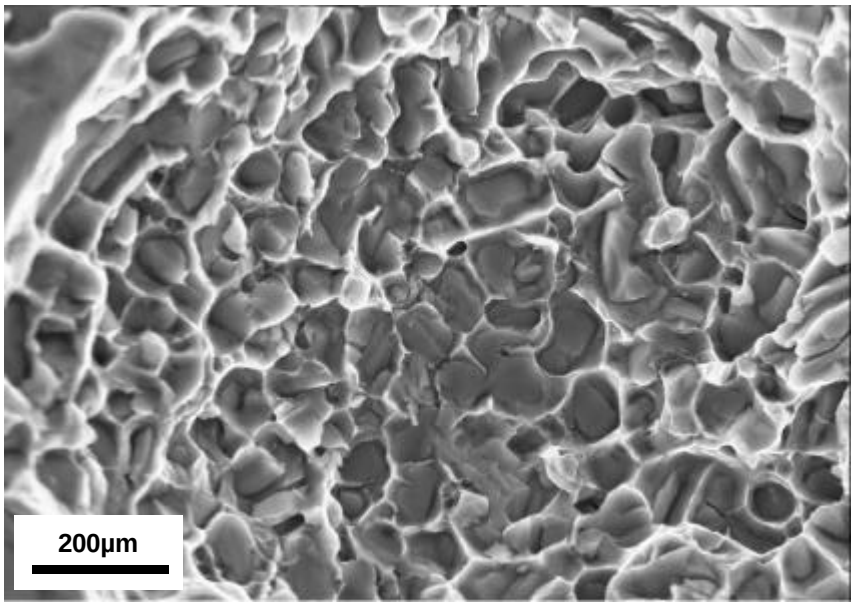


Figura 4.69 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 TE mostrando uma região de fratura dúctil no eutético da matriz com partículas de silício no interior dos dimples. Ensaio de fadiga isotérmica 120ºC com $\Delta\varepsilon_m$*=0,4%. 3000X.*

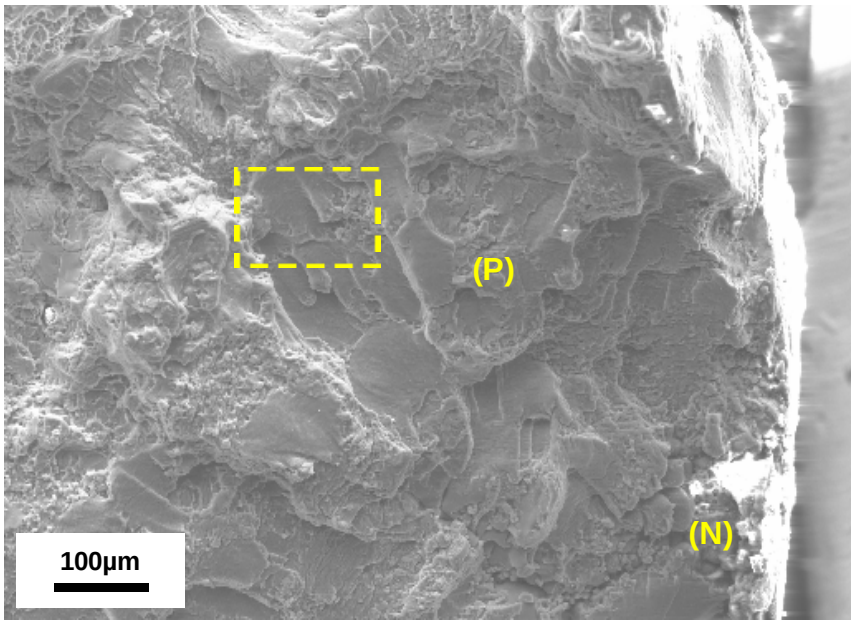


Figura 4.70 Micrografia MEV da superfície de fratura de um corpo de prova da liga A356-T6 TE mostrando uma região de nucleação (N) e propagação (P) de trincas por fadiga. Ensaio de fadiga termomecânica fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$*=0,3%. 100X.*

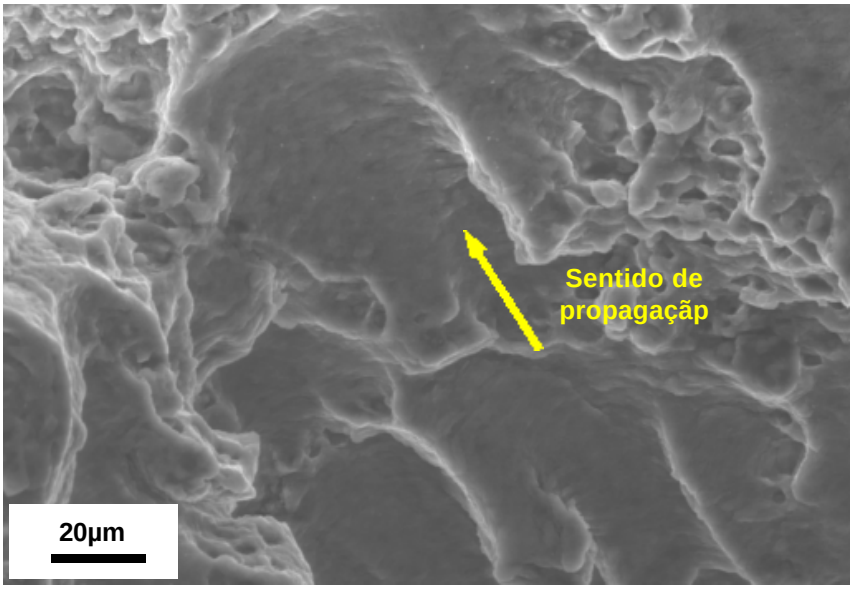


Figura 4.71 Detalhe da micrografia MEV anterior (região tracejada) mostrando estrias de propagação estável de fadiga. Ensaio de fadiga termomecânica fora-de-fase com $\Delta\varepsilon_m$*=0,3%. 500X.*

5. CONCLUSÕES

A liga fundida em molde permanente apresentou porosidade média superior ao primeiro lote da liga tixoextrudada, e aproximadamente igual ao segundo lote de material tixoextrudado que apresentou problemas durante o processamento (ensaios isotérmicos a 120ºC). O menor nível de porosidade do material tixoextrudado é devido à fusão e solidificação parcial durante a conformação diminuindo a formação de microvazios de contração.

Os materiais submetidos aos ensaios anisotérmicos e isotérmicos a 280ºC apresentaram queda de dureza devido ao superenvelhecimento da liga durante os ensaios. Os materiais submetidos aos ensaios isotérmicos a 120ºC apresentaram aumento de dureza devido a um envelhecimento adicional associado ao encruamento do material durante os ensaios.

Nos ensaios de tração observou-se que os limite de resistência e escoamento são similares para as duas condições em cada temperatura de ensaio. Entretanto, a liga tixoextrudada apresentou aumento da ductilidade (alongamento) para os de ensaios a 280°C, enquanto que a liga fundida apresentou uma pequena redução de ductilidade. Este comportamento pode ser atribuído ao tamanho de grão muito maior em relação ao fundido o que possibilita uma deformação plástica maior da matriz durante o ensaio de tração.

Os ensaios isotérmicos realizados a 120ºC apresentaram endurecimento cíclico no início atingindo um máximo na parte intermediária e queda da tensão no final da vida. Enquanto que os ensaios a 280ºC apresentaram amolecimento cíclico contínuo do início ao final da vida, além de apresentarem valores menores de tensão devido ao efeito da temperatura.

O material tixoextrudado apresentou desempenho superior ao fundido nos ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica. O melhor desempenho do material tixoextrudado se deve a microestrutura globular com menor número de defeitos.

A liga tixoextrudada apresentou comportamento anômalo nos ensaios a 120°C, exibindo um desempenho inferior aos ensaios a 280°C para níveis de deformação superiores a 0,7%. Este comportamento ocorre devido à presença de um nível maior de porosidade deste lote em relação ao lote ensaiado a 280°C.

Apesar do material tixoextrudado ensaiado a 120°C possuir um nível de porosidade semelhante ao fundido, ele exibe um desempenho muito superior à liga fundida, levando a confirmar a grande influência que a microestrutura globular exerce sobre o desempenho em fadiga em temperaturas elevadas.

De maneira geral, as trincas de fadiga tem início de propagação em vazios intergranulares (material tixoextrudado) ou interdendríticos (material fundido) localizados próximos à superfície. No material fundido a propagação é preferencialmente interdendrítica e no material tixoextrudado inicia de maneira transgranular no primeiro estágio passando a intergranular no segundo estágio. Os mecanismos de intrusão e extrusão são atuantes no primeiro estágio fazendo que haja a tendência de que a trinca nucleie e se propague pela matrix dúctil de forma transgranular. No segundo estágio, devido à atuação de tensões de tração maiores, a trinca tende a se propagar na fase eutética que é mais frágil.

Todos os ciclos de histerese tensão-deformação e tensão-deformação inelástica para as duas ligas e para as condições de ensaio em-fase e fora-de-fase, apresentaram diminuição contínua da tensão em função do número de ciclos

O material tixoextrudado apresentou desempenho superior nos ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase em relação aos em-fase. Entretanto, para o material fundido, este comportamento ocorre de forma similar apenas para altas deformações. Nas deformações inferiores a 0,4% verifica-se (através das curvas de

ajuste) uma tendência de inversão deste comportamento com o material ensaiado na condição em-fase apresentando melhor desempenho.

Para o material tixoextrudado a condição em-fase é a mais severa em toda a faixa de deformação utilizada nos ensaios, ou seja, o efeito da temperatura máxima sobre deformação em tração exerce maior influência sobre o material fazendo com que a vida seja menor para esta condição.

De maneira geral, pode-se verificar que para a liga fundida o ensaio termomecânico em-fase e o ensaio isotérmico a 280ºC apresentam comportamento conservativo. Já para o material tixoextrudado apenas o ensaio de fadiga termomecânica em-fase exibe comportamento conservativo. Assim pode-se concluir que os ensaios isotérmicos a 280ºC nem sempre podem representar adequadamente o comportamento anisotérmico.

Os resultados obtidos de vida em fadiga isotérmica e anisotérmica apresentam uma dispersão muito grande para os dois materiais devido à presença de porosidades no material. Os materiais analisados apresentaram porosidades típicas menores que 20µm, entretanto, alguns vazios chegam a ter cerca de 300µm.

Nos ensaios anisotérmicos e isotérmicos a 280ºC os materiais foram submetidos a tensões e deformações inelásticas bastante similares, assim, pode-se verificar que as variações no desempenho foram causadas pelas diferenças microestruturais dos materiais estudados.

As vidas em fadiga isotérmica e anisotérmica das ligas fundida tixoextrudada puderam ser bem representadas em termos da variação da deformação mecânica, variação da deformação inelástica, energia inelástica total e energia de Ostergren em função do número de ciclos para falhar.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1988). *Metals Handbook* – Castings. 9ed. Ohio, v.15.

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 (1979). *Metals Handbook* – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. 9ed. Ohio, v.2.

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 E8M-03 (2003). *Standard test methods of tension testing of metallic materials.* 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.

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.

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.

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.

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). Enviromental effects I - general fatigue resistance and crack nucleation in metals and alloys. In: FATIGUE AND MICROSTRUCURE. Metals Park, ASM, p.335-369.

ENGLER-PINTO JR, C.C. (1996). *Étude de l'endommagement en fatigue thermo-mécanique de superlliages à base de nickel*. Tese de Doutorado, École Politechinique Fedérale de Lausanne, Lousane.

ENGLER-PINTO JR., C.C. & SPINELLI, D. (2002). Cyclcic behavior of the CM247LC-DS superalloy at high temperatures. In HIGH TEMPERATURE FATIGUE. *Proceedings of CAMP2002*, Bad Lippspringe. p.2-13.

ENGLER-PINTO JR., C.C.; MEYER-OLBERSLEBEN, F.; RÉZAÏ-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.; RÉZAÏ-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.

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). Thermal-mechanical fatigue of the cast aluminum alloy GK-AlSi10Mgwa. In: *Symp. Fatigue under Thermal and Mechanical Loadings*, Bressers, J. and Rèmy, L. ed. European Commission, Petten, May.

FLEMINGS, M.C. (1991). Behavior 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.

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 aluninium 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. *Metalurgia e Materiais*. v.54, n.475, p.194-197.

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.

MADELAINE-DUPUICH, O.; STOLARZ, J. (1996). Fatigue of eutectic Al-Si alloys. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.1343-1348.

MALLET, O.; ENGLER-PINTO JR., C.C.; RÉZAÏ-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.; RÉZAÏ-ARIA, F. (1995). On thermal fatigue of nickel-based superalloys. In: THERMO-MECHANICAL 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-$FeSiAl_5$ and (Be-Fe)-$BeSiFe_2Al_8$ phases. *Materials Science Forum*, v.217-222, p.207-212.

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.

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 Frature. Ohio, v.9.

KARAYAKA, M. (1992). Prediction of thermomechanical fatigue lives in metal matrix composites. *Metallurgical Transactions A*, v.23A, p.2029-2038, July.

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.

SHI, H.J.; PLUVINAGE, G. (1993). Cyclicstress-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 cicling. In: FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.

SKELTON, R.P. (1994). The determination of hysteresis loops in thermo-mechanical 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 Pb in the crystallization. *Metallurgical Transactions*. v.3, p.1925-1932.

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 Ttemperature 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.