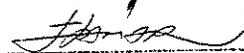


TESE DEFENDIDA POR **TAYLOR MAC INTYER FONSECA**
JR. E APROVADA PEL
COMISSÃO JULGADORA EM **27/JUNHO/2003**

ORIENTADOR

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

**Métodos de previsão da curva deformação-vida
em fadiga para as ligas de alumínio
AA6261-T6 e AA6351-T6.**

Autor: Taylor Mac Intyer Fonseca Jr.
Orientador: Itamar Ferreira

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

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

**Métodos de previsão da curva deformação-vida
em fadiga para as ligas de alumínio
AA6261-T6 e AA6351-T6.**

Autor: Taylor Mac Intyer Fonseca Jr.
Orientador: Itamar Ferreira

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2003
S.P. - Brasil

524933705

UNIDADE	BL
Nº CHAMADA TI UNICAMP	F 733 m
V	EX
TOMBO BCI	56402
PROC.	16-127103
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	
Nº CPD	

CM00191478-0

BIB. 304160

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

F733m Fonseca Jr., Taylor Mac Intyer
Métodos de previsão da curva deformação-vida em fadiga para as ligas de alumínio AA6261-T6 e AA6351-T6 / Taylor Mac Intyer Fonseca Jr.--Campinas, SP: [s.n.], 2003.

Orientador: Itamar Ferreira
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Propriedades mecânicas. 2. Materiais - Fadiga. 3. Ligas de alumínio. I. Ferreira, Itamar. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

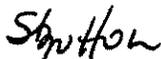
**Métodos de previsão da curva deformação-vida
em fadiga para as ligas de alumínio
AA6261-T6 e AA6351-T6.**

Autor: Taylor Mac Intyer Fonseca Jr.

Orientador: Itamar Ferreira



Prof. Dr. Itamar Ferreira
UNICAMP



Prof. Dr. Sérgio Tonini Button
UNICAMP

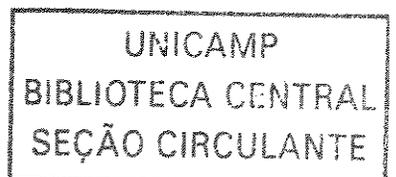


Prof. Dr. Waidek Wladimir Bose Filho
EESC/USP

Campinas, 27 de junho de 2003

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha esposa Fátima e meu filho Alexandre.



Agradecimentos

Gostaria de prestar minha homenagem a diversas pessoas, sem as quais este trabalho não poderia ser terminado.

À minha esposa pela compreensão e carinho.

Ao meu filho pela paz e felicidade crescentes que recebo a cada dia de sua vida.

Ao meu pai, irmãos e família pelo amor e incentivo.

Ao amigo e orientador, Prof. Dr. Itamar Ferreira, pelo direcionamento.

Ao amigo, Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco, pela dedicação e competência.

Ao amigo, Eng. Elcio Oliveira, por sua amizade e ajuda prestada.

A todos os amigos da graduação e colegas de magistério pelo companheirismo.

Ao Centro Universitário da FEI que, através do seu Departamento de Engenharia Mecânica, forneceu todo suporte necessário a realização deste trabalho.

Aos funcionários e equipe dos laboratórios e oficinas do Centro Universitário da FEI.

À funcionária do laboratório de microscopia eletrônica de varredura da FEM/UNICAMP
Claudenete Vieira Leal.

À Companhia Brasileira de Alumínio pelo material fornecido.

*“Deus fez os números naturais,
o resto é criação do espírito humano”.*

Leopold Kronecker

Resumo

MAC INTYER Fonseca Junior, Taylor. *Métodos de previsão da curva deformação-vida em fadiga para as ligas de alumínio AA6261-T6 e AA6351-T6*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003, 96 p., Dissertação (Mestrado).

Mostra-se fundamental para qualquer projeto de engenharia a necessidade de se conhecer em grande profundidade o comportamento mecânico dos materiais. Não menos importantes são as relações existentes entre as diferentes propriedades mecânicas, que serão determinantes quanto à viabilidade e ao desempenho de um componente mecânico. Tendo em vista que a utilização das ligas de alumínio se torna cada vez mais importante e presente no dia-a-dia da indústria, este trabalho tem por objetivo analisar alguns métodos de estimativa das propriedades mecânicas cíclicas a partir das propriedades mecânicas monotônicas e comparar os valores estimados com os resultados experimentais, obtidos em ensaios de fadiga de baixo ciclo, verificando a viabilidade de seu uso nas ligas de alumínio AA6261-T6 e AA6351-T6. Foram analisadas as propriedades mecânicas monotônicas (módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência à tração, tensão de fratura verdadeira, alongamento total em 25mm, redução de área, deformação de fratura verdadeira, coeficiente de resistência e coeficiente de encruamento) e cíclicas (coeficiente de resistência à fadiga, expoente de resistência à fadiga, coeficiente de ductilidade à fadiga, expoente de ductilidade à fadiga, coeficiente de resistência cíclico e coeficiente de encruamento cíclico). Os resultados obtidos nos ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo apresentaram uma grande dispersão quando comparados aos valores nominais da literatura, porém com desvios-padrão muito pequenos, mostrando-se confiáveis. Nenhuma das relações encontradas na literatura com o objetivo de prever a resposta do material quando solicitado ciclicamente foram confirmadas. Utilizando os seis métodos encontrados na literatura, os valores dos parâmetros de fadiga foram estimados a partir das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, apresentando uma variação significativa e tendo no método de Baümel a melhor aproximação aos valores obtidos experimentalmente. Assim, a previsão da vida em fadiga destas ligas de alumínio (AA6261-T6 e AA6351-T6) depende do conhecimento de suas propriedades cíclicas obtidas em ensaios de fadiga controlados por amplitude de deformação.

Palavras chaves: Propriedades mecânicas, Fadiga de baixo ciclo, Ligas de alumínio.

Abstract

MAC INTYER Fonseca Junior, Taylor. *Forecast methods of the deformation-life curves in fatigue for the aluminum alloys AA6261-T6 and AA6351-T6*, Campinas: College of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2003, 96 P., Dissertation (Master of Science).

It is very important for any engineering design the need to know better the mechanical behavior of the materials. Not less important are the existing relations between different mechanical properties that will be determinate regarding viability and the performance of a mechanical component. Having in mind that the aluminum alloys utilization becomes every time more important and present in the everyday of the industry, this dissertation has for goal analyze some methods for predicting the fatigue properties from the monotonic mechanical properties and to compare the estimate values with the experimental results, obtained in low cycle fatigue tests, and verifying the viability for the aluminum alloys AA6261-T6 and AA6351-T6. The monotonic properties (elasticity module, yield strength, tensile strength, true fracture stress, total elongation in 25mm, reduction of area, true fracture deformation, resistance coefficient and strain hardening coefficient) and cyclic properties (fatigue strength coefficient and exponent, fatigue ductility coefficient and exponent, cyclic strength coefficient and cyclic strain hardening coefficient) have been determined. The obtained results from tension and low cycle fatigue tests presented a very small standard deviation but a reasonable difference when comparing to the literature values. Six methods for predicting the fatigue properties from the monotonic properties were used. In general, these methods do not agree to the experimental results and in the Bäumel method there is the small difference between experimental and predicted values. As a result of that, for these aluminum alloys (AA6261-T6 and AA6351-T6) the six forecast methods of the fatigue properties obtained from literature are not suitable.

Key words: Mechanical properties, Low cycle fatigue, Aluminum alloys.

Índice

Lista de Figuras	iv
Lista de Tabelas	ix
Lista de Equações	xi
Nomenclatura	xii
1. Introdução	1
1.1. Objetivos	3
2. Revisão bibliográfica	4
2.1. Alumínio e sua ligas	4
2.1.1. Considerações gerais	4
2.1.2. Ligas de alumínio	5
2.1.3. Elementos de liga	5
2.1.3.a. Magnésio (Mg)	6
2.1.3.b. Manganês (Mn)	7
2.1.3.c. Silício (Si)	8
2.1.4. Características das ligas de alumínio AA6261 e AA6351	9
2.2. Considerações gerais sobre fadiga e fratura	12
2.2.1. Fenomenologia da fadiga	12
2.2.2. Mecanismos microscópicos de fratura em metais	18
2.2.3. Conceitos de deformação cíclica	19
2.2.3.a. Curva tensão-deformação cíclica	21

2.2.4.	Fadiga controlada por tensões cíclicas	25
2.2.5.	Fadiga controlada por deformações cíclicas	27
2.2.5.a	Curva deformação-vida	28
2.3.	Métodos para determinação de propriedades cíclicas dos materiais	33
2.3.1.	Método de previsão da curva deformação-vida	33
2.3.1.a.	Método de correlação dos quatro pontos	33
2.3.1.b.	Método das inclinações universais	36
2.3.1.c.	Método de Mitchell ou Método proposto por Socie et al	36
2.3.1.d.	Método proposto por Bäumel e Seeger	38
2.3.1.e.	Método de correlação dos quatro pontos modificado	38
2.3.1.f.	Método das inclinações universais modificado	40
3.	Materiais e Métodos	41
3.1.	Considerações iniciais	41
3.2.	Ensaio mecânicos	42
3.2.1.	Ensaio de dureza Vickers	42
3.2.2.	Ensaio de tração	43
3.2.3.	Ensaio de fadiga de baixo ciclo	44
3.3.	Análise microestrutural e fractográfica	46
3.3.1.	Microscopia óptica	46
3.3.2.	Microscopia eletrônica de varredura	48
3.4.	Métodos de previsão da vida em fadiga	49
4.	Resultados e Discussão	50
4.1.	Análise microestrutural	50
4.2.	Propriedades mecânicas monotônicas	55
4.3.	Propriedades mecânicas cíclicas obtidas experimentalmente	58
4.4.	Análise fractográfica	66
4.4.1.	Ensaio de tração	66
4.4.2.	Ensaio de fadiga de baixo ciclo	68

4.5. Propriedades mecânicas cíclicas estimadas	75
5. Conclusões e Sugestões para próximos trabalhos	83
5.1. Conclusões	83
5.2. Sugestões para próximos trabalhos	84
Referências Bibliográficas	85
Apêndice A: Mecânica da fratura	88
A.1. Características gerais	88
A.2. Abordagem energética de Griffith	89
A.3. Análise de tensões na ponta de uma trinca	93

Lista de Figuras

2.1 – Diagrama de equilíbrio Al-Mg [8]	6
2.2 – Diagrama de equilíbrio Al-Mn [8]	7
2.3 – Diagrama de equilíbrio Al-Si [8]	8
2.4 – Exemplos de produtos extrudados com as ligas do tipo AA6061 [9]	9
2.5 – Limites de solubilidade sólida para o ternário Al-Mg-Si. Linhas isotérmicas com intervalos de 10°C [8]	10
2.6 – Mecanismo de formação de intrusões e extrusões que leva à nucleação de trinca de fadiga	13
2.7 – Tipos de discordâncias: (a) cunha; (b) hélice [18]	14
2.8 – Rearranjos atômicos que ocorrem durante o movimento de uma discordância em cunha. (a) O plano adicional de átomos é identificado por <i>A</i> . (b) À medida que <i>A</i> se liga com a porção inferior do plano <i>B</i> a discordância move-se uma distância atômica para a direita. Agora a porção superior do plano <i>B</i> se torna o plano adicional. (c) O processo se repete até que a discordância encontra a superfície do material onde forma-se um degrau caracterizando a deformação plástica [17]	15
2.9 – Estágios da nucleação e propagação da trinca por fadiga [2]	16
2.10 – Propagação de uma trinca na superfície de um corpo-de-prova da liga AA6261-T6. (a) Ensaio realizado pelo autor com 1,0% de amplitude de deformação. (b) Esquema da forma da zona plástica na ponta da trinca, em condições de deformação plana (região central do corpo-de-prova) e tensão plana (região da superfície)	16
2.11 – Mecanismos de fratura em metais [24]	19

2.12 – Ciclo de histerese típico de materiais metálicos. (a) idealmente elásticos; (b) níveis de tensão superiores ao limite de escoamento [21]	20
2.13 – Resposta do material solicitado ciclicamente com controle de deformação [16]	21
2.14 – Curva tensão-deformação cíclica [16]	22
2.15 – Comparação da curva tensão-deformação cíclica (C) com a curva tensão-deformação monotônica (M) de algumas ligas de alumínio [25]	24
2.16 – Comparação da curva tensão-deformação cíclica (azul) com a curva tensão-deformação monotônica da liga de alumínio AA6061-T651 [12]	24
2.17 – Função harmônica tensão-tempo [17]	26
2.18 – Curva S-N ou Curva de Wöhler [21]	27
2.19 – Função harmônica deformação-tempo [17]	28
2.20 – Curva que representa a amplitude de deformação plástica em função do número de ciclos até a fratura [21]	28
2.21 – Curva que representa a amplitude da deformação elástica em função do número de ciclos até a fratura [21]	30
2.22 – Curva esquemática da amplitude de deformação em função do número de ciclos até a fratura, indicando as regiões dominadas pela amplitude de deformação elástica e plástica e definindo a fronteira entre fadiga de baixo e alto ciclo (2Nt) ...	31
2.23 – Curva esquematizada de vida em fadiga que define o Método de Correlação dos Quatro Pontos [2]	35
2.24 – Representação da curva de amplitude de deformação total em função do número de cargas reversas até a fratura para o método de Mitchell [2]	37
2.25 – Curva de vida em fadiga que define o Método de correlação dos Quatro Pontos Modificado [2]	40
3.1 – Microdurômetro SHIMADZU, modelo HVM-2. LabMat – FEI	42
3.2 – Dimensões nominais em milímetros do corpo-de-prova para os ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo	43
3.3 – Máquina servo-hidráulica MTS, modelo 810 com capacidade de 250kN. LabMat – FEI	44
3.4 – Extensômetro MTS modelo 634.12F-21. LabMat – FEI	45
3.5 – Planos observados na análise metalográfica	46

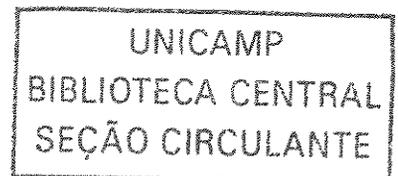
3.6 – Equipamentos utilizados para a análise metalográfica. (a) politriz mecânica automática STRUERS Abramin; (b) politriz STRUERS LectroPol-5 e (c) microscópio óptico LEICA modelo DMLM. LabMat – FEI.	48
4.1 – Seção transversal da liga AA6261-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO	51
4.2 – Seção transversal da liga AA6351-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO	51
4.3 – Seção longitudinal da liga AA6261-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO	52
4.4 – Seção longitudinal da liga AA6261-T6 após polimento eletrolítico, seguido de ataque com HF 0,5%. MO	53
4.5 – Seção longitudinal da liga AA6351-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO	53
4.6 – Seção longitudinal da liga AA6351-T6 após polimento eletrolítico, seguido de ataque com HF 0,5%. MO	54
4.7 – Macrografia da liga AA6261-T6 após polimento mecânico, seguido de ataque com reagente de Poulton’s	54
4.8 – Macrografia da liga AA6351-T6 após polimento mecânico, seguido de ataque com reagente de Poulton’s	55
4.9 – Curva tensão verdadeira - deformação verdadeira, obtida por meio do ensaio de tração, para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6	58
4.10 – Curvas tensão – deformação monotônica e cíclica da liga AA6261-T6. Os pontos da curva cíclica indicam os picos das curvas de histerese estabilizadas	59
4.11 – Curvas tensão – deformação monotônica e cíclica da liga AA6351-T6. Os pontos da curva cíclica indicam os picos das curvas de histerese estabilizadas	59
4.12 – Curvas amplitude de deformação – vida para a liga AA6261-T6	63
4.13 – Curvas amplitude de deformação – vida para a liga AA6351-T6	64
4.14 – Superfícies das regiões das seções úteis dos corpos-de-prova das ligas AA6261-T6 (a) e AA6351-T6 (b), após os ensaios de tração. <i>Aumento: 6x.</i>	66
4.15 – Morfologia da superfície de fratura de corpo-de-prova de ensaios de tração da liga AA6261-T6	67

4.16 – Morfologia da superfície de fratura de corpo-de-prova de ensaios de tração da liga AA6351-T6	67
4.17 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 4932 ciclos. <i>Aumento</i> : 7x.	68
4.18 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 4932 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta N da figura 4.15. Aspecto microscópico da região próxima à de nucleação da trinca principal. MEV	69
4.19 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 4932 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta E da figura 4.15. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca principal. MEV	69
4.20 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 4932 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta A da figura 4.15. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca principal. MEV	70
4.21 – Aspecto macroscópico da superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 9779 ciclos. MEV	71
4.22 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 9779 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta R da figura 4.19 onde pode-se observar a presença de estrias de fadiga. MEV	71
4.23 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 9779 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta A da figura 4.19 onde observa-se a presença de alveolos. MEV	72
4.24 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,8% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 402 ciclos. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca de fadiga, com a presença de “marcas de pneu”. MEV	73
4.25 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,8% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 402 ciclos. Aspecto microscópico de uma “marca de pneu”. MEV	73

4.26 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 1,0% de amplitude de deformação total. <i>Vida</i> : 544 ciclos. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca de fadiga, com a presença de estrias de fadiga. MEV	74
4.27 – Curvas amplitude de deformação total – vida estimadas e experimental para a liga AA6261-T6.....	77
4.28 – Curvas amplitude de deformação total – vida estimadas e experimental para a liga AA6351-T6	78
4.29 – Curvas amplitude de deformação total – vida estimadas e experimental para a liga AA6261-T6	80
4.30 – Parâmetros de fadiga para a liga AA6261-T6. A escala à esquerda refere-se ao coeficiente de resistência à fadiga e a escala à direita refere-se ao coeficiente de ductilidade à fadiga e aos expoentes de resistência e ductilidade à fadiga	81
4.31 – Parâmetros de fadiga para a liga AA6351-T6 A escala à esquerda refere-se ao coeficiente de resistência à fadiga e a escala à direita refere-se ao coeficiente de ductilidade à fadiga e aos expoentes de resistência e ductilidade à fadiga	82
A.1 – Geometria de uma trinca de formato elíptico	89
A.2 – Placa infinita sujeita a um carregamento distante de uma trinca central	91
A.3 – Coordenadas polares na ponta de uma trinca [24]	94
A.4 – Modos de deslocamento da superfície de uma trinca	95

Lista de Tabelas

1.1 – Principais propriedades cíclicas	2
2.1 – Composição química das ligas de alumínio AA6261 e AA6351 [3]	10
2.2 – Propriedades mecânicas monotônicas das ligas AA6061-T6 e AA6351-T6	11
2.3 – Propriedades mecânicas cíclicas das ligas AA6061-T6 e AA6061-T651	11
3.1 – Composição química das ligas em estudo. Os valores mencionados indicam porcentagem em massa e, para os valores mencionados pelo Metals Handbook [3], representam os limites máximos, salvo quando expresso o intervalo	41
3.2 – Seqüência de polimento utilizada para análise microestrutural na politriz mecânica automática STRUERS Abramin	47
4.1 – Propriedades mecânicas monotônicas	56
4.2 – Dureza Vickers para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6	57
4.3 – Coeficiente de resistência cíclico (H') e coeficiente de encruamento cíclico (n') para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6	60
4.4 – Resultados experimentais obtidos para a liga AA6261-T6 a partir dos ensaios de fadiga de baixo ciclo	61
4.5 – Resultados experimentais obtidos para a liga AA6351-T6 a partir dos ensaios de fadiga de baixo ciclo	62
4.6 – Propriedades cíclicas determinadas experimentalmente a partir das curvas amplitude de deformação – vida, comparadas aos valores da literatura	65
4.7 – Parâmetros de fadiga obtidos a partir das relações de Morrow [10,12], comparados aos valores da literatura	65
4.8 - Parâmetros de fadiga para a liga AA6261-T6	81
4.9 - Parâmetros de fadiga para a liga AA6351-T6	82



Lista de Equações

<i>equação</i>	<i>página</i>	<i>equação</i>	<i>página</i>	<i>equação</i>	<i>página</i>	<i>equação</i>	<i>página</i>
2.1	17	2.22	34	2.43	39	A.8	91
2.2	17	2.23	35	2.44	40	A.9	92
2.3	22	2.24	35	4.1	75	A.10	92
2.4	23	2.25	35	4.2	75	A.11	92
2.5	25	2.26	35	4.3	75	A.12	92
2.6	25	2.27	35	4.4	75	A.13	93
2.7	25	2.28	36	4.5	75	A.14	93
2.8	29	2.29	36	4.6	75	A.15	93
2.9	29	2.30	36	4.7	76	A.16	93
2.10	30	2.31	36	4.8	76	A.17	94
2.11	30	2.32	37	4.9	76	A.18	95
2.12	30	2.33	37	4.10	76	A.19	95
2.13	31	2.34	37	4.11	76	A.20	95
2.14	31	2.35	38	4.12	76	A.21	95
2.15	31	2.36	38	A.1	89	A.22	96
2.16	32	2.37	38	A.2	89	A.23	96
2.17	33	2.38	39	A.3	90	A.24	96
2.18	34	2.39	39	A.4	90	A.25	96
2.19	34	2.40	39	A.5	90	A.26	96
2.20	34	2.41	39	A.6	91	A.27	96
2.21	34	2.42	39	A.7	91	A.28	96

Nomenclatura

Letras Latinas

a – comprimento da trinca	[m]
b – expoente de resistência à fadiga	
c – expoente de ductilidade à fadiga	
E – módulo de elasticidade	[GPa]
G – taxa de liberação de energia de deformação elástica	
H – coeficiente de resistência da equação de Hollomon	[MPa]
K – fator de intensificação de tensão	
n – coeficiente de encruamento	
R – razão de carregamento	
S – tensão aplicada	[MPa]
Y – fator de forma	

.....

Letras Gregas

ϵ - deformação	
σ - tensão normal	[MPa]
ν - coeficiente de Poisson	

.....

Abreviações

A_T^{25} - alongamento total em 25 mm	[%]
$CP.A27$ - corpo-de-prova da liga AA6261-T6 (A), número 27	
$CP.B29$ - corpo-de-prova da liga AA6351-T6 (B), número 29	
FBC - fadiga de baixo ciclo	
FAC - fadiga de alto ciclo	
G_c - tenacidade à fratura	
GLP - gás liquefeito de petróleo	
H' - coeficiente de resistência cíclico	[MPa]
HV - dureza Vickers	
K_e - fator de concentração de tensões	
K_{IC} - tenacidade à fratura em deformação plana	[MPa \sqrt{m}]
l_0 - comprimento inicial	[mm]
MCP - múltiplos corpos-de-prova	
MEV - microscopia eletrônica de varredura	
$MFEL$ - mecânica da fratura elástica linear	
$MFEP$ - mecânica da fratura elasto-plástica	
MO - microscopia óptica	
n' - coeficiente de encruamento cíclico	
N_f - número de ciclos até a fratura ou vida em fadiga	[ciclos]
N_i - número de ciclos na fase de iniciação da trinca de fadiga	[ciclos]
N_p - número de ciclos na fase de propagação da trinca de fadiga	[ciclos]
Ra - rugosidade média	[μm]
RA - redução de área	[%]
S_f - limite de resistência à fadiga	[MPa]
S_n - resistência à fadiga	[MPa]
W_f - energia de fratura	[J]

W_s - trabalho necessário para a criação de superfícies de fratura	[J]
$2N_f$ - número de cargas reversas até a fratura	
$2N_i$ - número de cargas reversas referente a fronteira entre FBC e FAC	
Δl - variação no comprimento	
$\Delta \varepsilon_T$ - deformação total	
$\frac{\Delta \varepsilon}{2}$ - amplitude de deformação total	
$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2}$ - amplitude de deformação elástica	
$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2}$ - amplitude de deformação plástica	
$\frac{\Delta \sigma}{2}$ - amplitude de tensão	[MPa]
ε_a - amplitude de deformações	
ε_m - deformação média	
ε_{\max} - deformação máxima	
ε_{\min} - deformação mínima	
$\tilde{\varepsilon}$ - deformação verdadeira	
$\tilde{\varepsilon}_f$ - deformação de fratura verdadeira	
ε'_f - coeficiente de ductilidade à fadiga	
γ_p - energia de deformação plástica	[J]
γ_s - energia de superfície específica	[J]
ρ_e - raio de curvatura da extremidade de uma trinca	[mm]
Π - energia potencial	[J]
Π_0 - energia potencial de uma placa não trincada	[J]
$\tilde{\sigma}$ - tensão verdadeira	[MPa]
σ_a - amplitude de tensões	[MPa]
σ_c - tensão crítica	[MPa]

σ_e - limite de escoamento	[MPa]
σ'_e - limite de escoamento cíclico	[MPa]
σ_f - coeficiente de resistência à fadiga	[MPa]
$\widetilde{\sigma}_f$ - tensão de fratura verdadeira	[MPa]
σ_m - tensão média	[MPa]
σ_{\max} - tensão máxima	[MPa]
σ_{\min} - tensão mínima	[MPa]
σ_t - limite de resistência à tração	[MPa]
σ_0 - tensão máxima de tração	[MPa]

.....

Siglas

AA - “Aluminum Association”

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

ASM - “American Society for Metals”

ASTM - “American Society for Testing and Materials”

CBA - Companhia Brasileira de Alumínio

Capítulo 1

Introdução

Mostra-se fundamental para qualquer projeto de engenharia a necessidade de se conhecer em grande profundidade o comportamento mecânico dos materiais. Não menos importantes são as relações existentes entre as diferentes propriedades mecânicas, que serão determinantes quanto à viabilidade e ao desempenho de um componente mecânico.

As propriedades mecânicas refletem o comportamento de um material submetido à ação de esforços que podem ser expressos em função de tensões e/ou deformações. As propriedades mecânicas monotônicas são obtidas a partir do ensaio de tração, que consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente em corpos-de-prova padronizados até a sua ruptura. É um ensaio amplamente utilizado na indústria, de fácil execução e reprodutibilidade de resultados. As principais propriedades mecânicas monotônicas são os limites de escoamento e de resistência à tração, a redução de área, os coeficientes de encruamento e de resistência, entre outros. As propriedades mecânicas cíclicas ou de fadiga são obtidas por meio dos ensaios de fadiga, que consistem na aplicação de cargas cíclicas no material e que, por sua vez, diferentemente do ensaio de tração, podem apresentar uma dispersão dos resultados obtidos, fazendo-se necessário a utilização de técnicas estatísticas para a determinação das propriedades de fadiga. As propriedades de fadiga são aquelas associadas aos três enfoques dados ao estudo da fadiga, como mostra a tabela 1.1.

Verifica-se, na tabela 1.1, que a fadiga de baixo ciclo, ou fadiga controlada por deformações cíclicas, caracteriza-se pela aplicação de tensões acima do limite de escoamento do

material, o que provoca um número reduzido de ciclos até a fratura. As propriedades cíclicas relacionadas a este tipo de fadiga podem ser obtidas experimentalmente, utilizando-se a norma ASTM E 606 – 92 (“Strain-Controlled Fatigue Testing”) [1]. Porém, como os ensaios de fadiga de baixo ciclo estão associados ao alto custo do equipamento para o controle de deformação, a realização se torna viável apenas em pesquisa/desenvolvimento de materiais ou aplicações específicas. Assim, as propriedades de fadiga podem ser determinadas, por estimativa, a partir das propriedades monotônicas, utilizando-se vários modelos existentes na literatura especializada [2]. Esses modelos são importantes para uma primeira aproximação das propriedades, ou quando os ensaios de fadiga não podem ser executados.

Tabela 1.1 – Principais propriedades cíclicas

Enfoque	Características *	Principais propriedades cíclicas
Fadiga de alto ciclo ou Fadiga controlada por tensões cíclicas	$N_f > 10^3$ a 10^4 ciclos $S < \sigma_e$	S_f - limite de resistência à fadiga S_N - resistência à fadiga
Fadiga de baixo ciclo ou Fadiga controlada por deformações cíclicas	$N_f < 10^3$ a 10^4 ciclos $S > \sigma_e$	σ_f - coeficiente de resistência à fadiga b - expoente de resistência à fadiga ε_f - coeficiente de ductilidade à fadiga c - expoente de ductilidade à fadiga n - coeficiente de encruamento cíclico H - coeficiente de resistência cíclico
Propagação de trincas por fadiga	Utilização da metodologia da mecânica da fratura	C e m da equação de Paris, $\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m$

* N_f – número de ciclos até a fratura ou vida em fadiga

S – tensão nominal

σ_e – limite de escoamento do material

1.1. Objetivos

Tendo em vista que a utilização das ligas de alumínio se torna cada vez mais importante e presente no dia-a-dia da indústria, este trabalho tem por objetivo analisar alguns métodos de estimativa das propriedades mecânicas cíclicas a partir das propriedades mecânicas monotônicas, comparando os valores estimados, obtidos de propriedades monotônicas, com os resultados experimentais, obtidos em ensaios de fadiga de baixo ciclo, verificando assim a viabilidade de seu uso nas ligas de alumínio AA6261 e AA6351, as quais sofreram o mesmo tratamento térmico (T6) de solubilização e envelhecimento artificial. As propriedades mecânicas analisadas são:

- a) Propriedades mecânicas monotônicas: módulo de elasticidade (E), limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), tensão de fratura verdadeira ($\tilde{\sigma}_f$), alongamento total em 25mm (A_7^{25}), redução de área (RA), deformação de fratura verdadeira ($\tilde{\epsilon}_f$), coeficiente de resistência (H) e coeficiente de encruamento (n);
- b) Propriedades mecânicas cíclicas: coeficiente de resistência à fadiga (σ_f'), expoente de resistência à fadiga (b), coeficiente de ductilidade à fadiga (ϵ_f'), expoente de ductilidade à fadiga (c), coeficiente de resistência cíclico (H') e coeficiente de encruamento cíclico (n').

Capítulo 2

Revisão bibliográfica

2.1. Alumínio e sua ligas

2.1.1. Considerações gerais

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na crosta terrestre [3]. Aparece principalmente nas rochas em forma de óxidos, silicatos e algumas vezes em fluoretos e nunca ocorre no estado nativo. As características mais importantes do alumínio são: a baixa densidade, que conduz a uma relação massa da estrutura/resistência do material favorável; a elevada resistência à corrosão nos ambientes de ar atmosférico, nos meios líquidos aquosos e em alguns produtos químicos inorgânicos e orgânicos, não exigindo em geral tratamento superficial de proteção. A resistência à corrosão do alumínio advém da formação de uma película de óxido na superfície do material de natureza quimicamente estável; essa película protetora de pequena espessura (50 a 100Å) é de elevada dureza e, além disso, é transparente e aderente à superfície do metal [4]. Outras características que ampliam consideravelmente o campo de aplicação do alumínio são: elevada condutibilidade térmica e elétrica; elevada reflexão ao calor e energia radiante; comportamento não-ferromagnético e não-centelhador ao atrito [4].

No estado recozido, a resistência à tração do alumínio é de cerca da terça parte da do cobre recozido e de apenas a quinta parte da resistência à tração do aço doce. Além disso, o seu módulo

de elasticidade é relativamente baixo; cerca de 70 GPa, se comparado a 115 GPa para o cobre e 210 GPa para o aço [5].

Grande importância tem o fato de se poder melhorar a resistência mecânica do alumínio puro (99,99%) através da formação de ligas. O alumínio é um metal notoriamente de pequena resistência mecânica. A tensão limite de resistência à tração do alumínio puro é de apenas 60 MPa em média. Entretanto o alumínio comercial tem limite de resistência à tração entre 90 e 140 MPa. É interessante notar que as impurezas metálicas presentes nessa forma de alumínio, principalmente ferro, silício e cobre, contribuem para aumentar sua resistência à tração em mais de 50%. Por meio da introdução de elementos de liga, trabalho a frio ou tratamento térmico, pode ser atingido um limite de resistência à tração de 600 MPa [5].

2.1.2. Ligas de alumínio

Todas as ligas a base de alumínio, segundo a *Aluminum Association* (AA), podem ser separadas em dois grupos principais [3], a saber:

- I – Ligas para tratamento mecânico ou trabalhadas;
- II – Ligas de fundição.

Nos dois grupos existe a possibilidade de melhoria das propriedades mecânicas por tratamento térmico. Estes tratamentos fazem parte da condição de fornecimento adotado pela AA, ASM e ASTM para as ligas de alumínio. Tanto as ligas de alumínio para fundição como as ligas trabalhadas mecanicamente consideram a presença principal do silício, do magnésio e do cobre. O ferro, o manganês, o cromo, o zinco e o titânio também podem fazer parte da composição [5].

2.1.3. Elementos de liga

As indústrias automobilística e aeronáutica desenvolveram numerosas ligas de alumínio que normalmente apresentam valores elevados de resistência à tração, mas com baixa resistência à corrosão e baixa eletrocondutibilidade, após adequados tratamentos térmicos e mecânicos. Os elementos de liga usuais (Cu, Mg, Si, Mn, Fe, Zn, Ni, Ti, Cr, Co, Sb, Pb e outros) formam

sistemas basicamente binários como Al-Cu, Al-Mg, Al-Si e Al-Mn, muitos ternários (Al-Cu-Mg, Al-Cu-Si), além de complexos como Al-Cu-Mg-Zn, que originam diversos microconstituintes, como Al_7Cu_2Fe , $NiAl_3$, Mg_2Si , Al_2CuMg , de difícil identificação pela microscopia óptica [6]. Entre os elementos de liga usuais e aqueles de interesse no presente trabalho, pode-se destacar:

2.1.3.a. Magnésio (Mg)

A solubilidade sólida máxima do magnésio no alumínio é de 15,35%, como mostra a figura 2.1, porém nas atuais ligas forjadas a adição de magnésio não excede 5,5%. O magnésio precipita preferencialmente em contornos de grão como uma fase altamente anódica (Mg_5Al_8 ou Mg_5Al_3), que produz susceptibilidade à fratura intergranular e à corrosão sob tensão. A adição de magnésio em solução sólida aumenta notadamente a resistência mecânica do alumínio, sem indevidamente decrescer a ductilidade. A resistência à corrosão e a soldabilidade são boas [7].

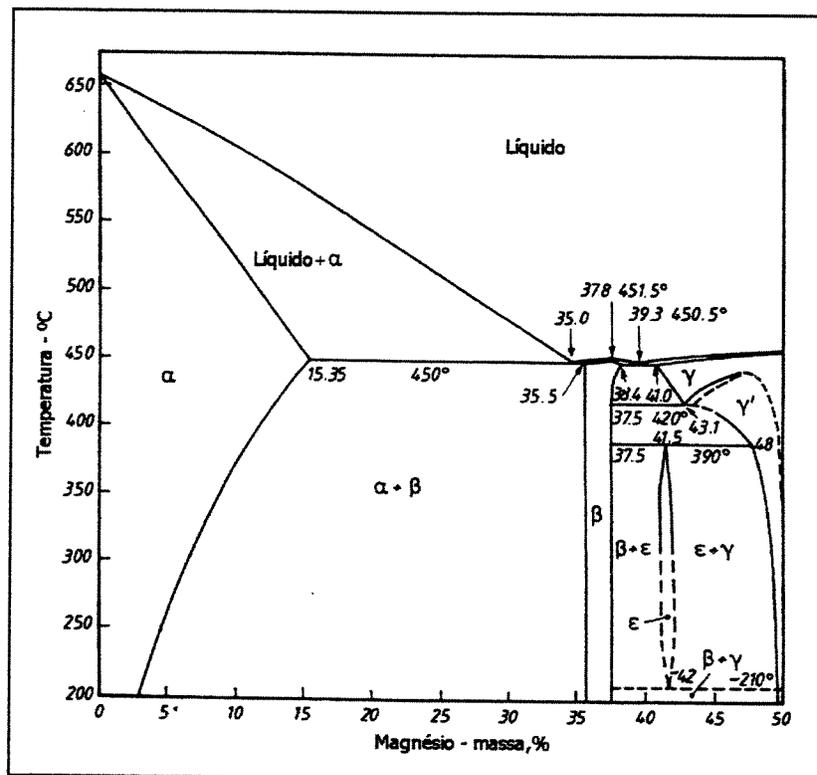


Figura 2.1 – Diagrama de equilíbrio Al-Mg. [8]

2.1.3.b. Manganês (Mn)

É uma impureza comum no alumínio primário com uma concentração normalmente entre 5 e 50 ppm. O manganês aumenta a resistência como solução sólida ou como uma fase intermetálica finamente precipitada. Mesmo assim, o alumínio ligado ao manganês não perde a capacidade que tem de ser trabalhado por todos os processos de conformação e fabricação mecânicas. Provoca um aumento da temperatura de recristalização e promove a formação de uma estrutura fibrosa no trabalho a quente. Como um precipitado disperso de composição $MnAl_6$ (vide figura 2.2), é eficiente em diminuir a velocidade de recuperação e controlar a estrutura dos grãos, inibindo o seu crescimento e assim aumentando a sua resistência mecânica. O precipitado aumenta a sensibilidade à têmpera de ligas tratadas termicamente [7]. Adições de 0,4 a 0,7% de manganês reduzem a sensibilidade ao entalhe para a liga AA6351 [8]

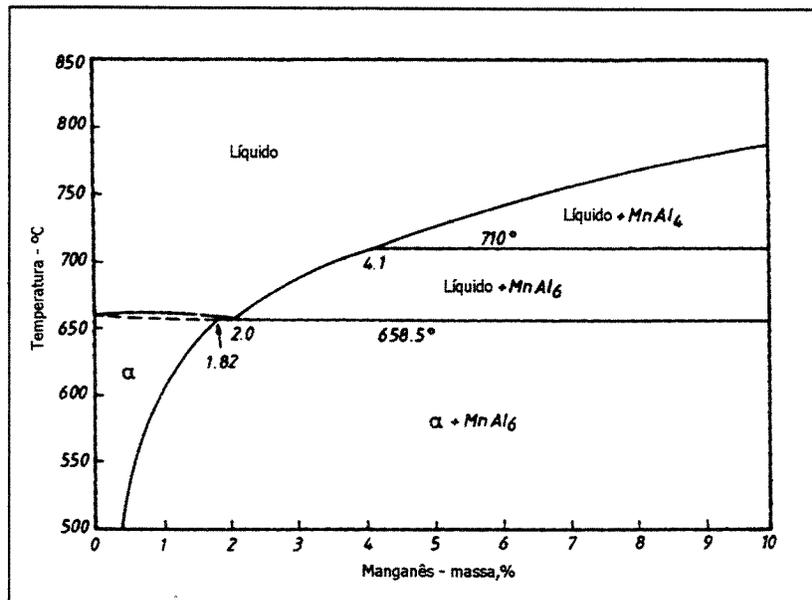


Figura 2.2 – Diagrama de equilíbrio Al-Mn. [8]

2.1.3.c. Silício (Si)

Depois do ferro, o silício é a impureza mais comumente encontrada no alumínio comercial (0,01 a 0,15%) e também a mais comum adição em ligas fundidas devido ao eutético formado no sistema binário Al-Si, mostrado na figura 2.3. Pequenas adições de magnésio em ligas que contém silício tornam a liga termicamente tratável. Nas ligas da série 6XXX, o silício é utilizado com o magnésio para produzir um composto intermetálico (Mg_2Si), que é uma fase endurecedora que não afeta a resistência à corrosão e que, por sua vez, origina um sistema quase-binário, Al- Mg_2Si [6]. Porém, o excesso de magnésio em ligas que contém silício reduzem a solubilidade sólida deste componente. O silício pode ser adicionado em até 12% em ligas trabalhadas para o revestimento em chapas soldadas. As ligas que possuem aproximadamente 5% de silício adquirem uma cor preta quando anodizadas e são usadas com propósitos ornamentais [7].

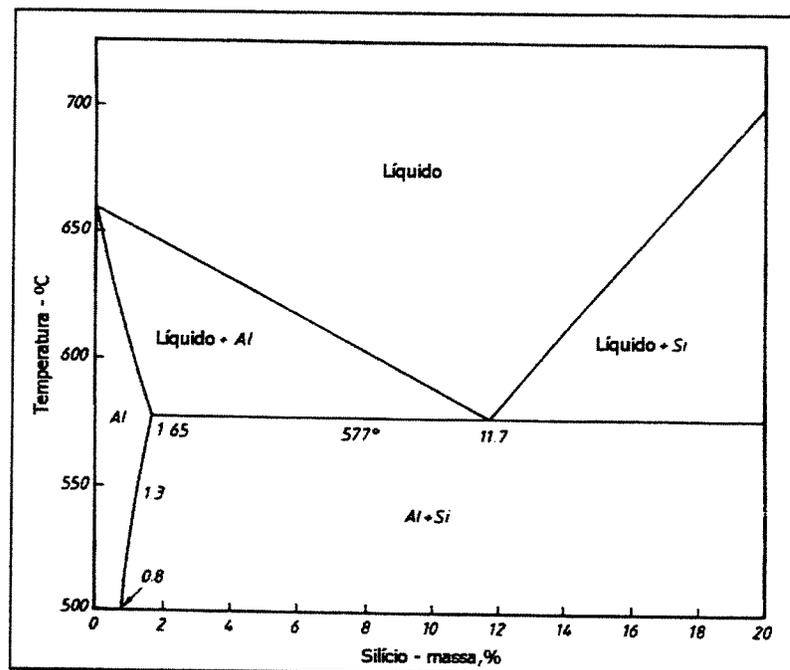


Figura 2.3 – Diagrama de equilíbrio Al-Si. [8]

2.1.4. Características das ligas de alumínio AA6261 e AA6351

As ligas de alumínio-magnésio-silício são utilizadas em estruturas que necessitam de boa resistência mecânica acompanhada de boa resistência à corrosão, como carrocerias de veículos para transporte rodoviário e ferroviário [3]. Devido à boa soldabilidade, as ligas do tipo AA6061, família da qual a liga AA6261 faz parte, são utilizadas em componentes estruturais de pequenas embarcações ou em grandes estruturas oceânicas para o transporte de GLP [8]. Tubulações para o transporte de água, óleo ou gasolina utilizam a liga AA6351 [3]. O conjunto de propriedades dessas ligas favorece a produção de estruturas extrudadas como as da figura 2.4.

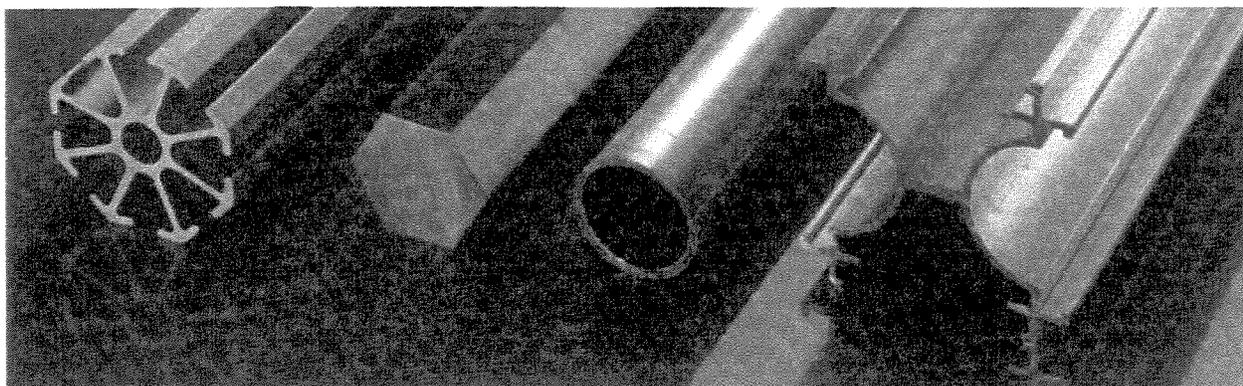


Figura 2.4 – Exemplos de produtos extrudados com as ligas do tipo AA6061 [9].

Os limites de solubilidade sólida destas ligas tem grande importância devido à variedade de solubilidades apresentadas ao longo da linha quase-binária do diagrama de equilíbrio mostrado na figura 2.5. A segunda fase mais provável é a Mg_2Si que depende das porcentagens de magnésio e silício. Com a adição de um quarto elemento pode-se obter uma melhora das propriedades mecânicas. Adições de cromo melhoram a resistência à corrosão das ligas do tipo AA6151 e adições de 0,4 a 0,7% de manganês no ternário Al-Mg-Si produzem novos constituintes, como Mn_2SiAl_{10} , que reduzem a sensibilidade ao entalhe para a liga AA6351 [8].

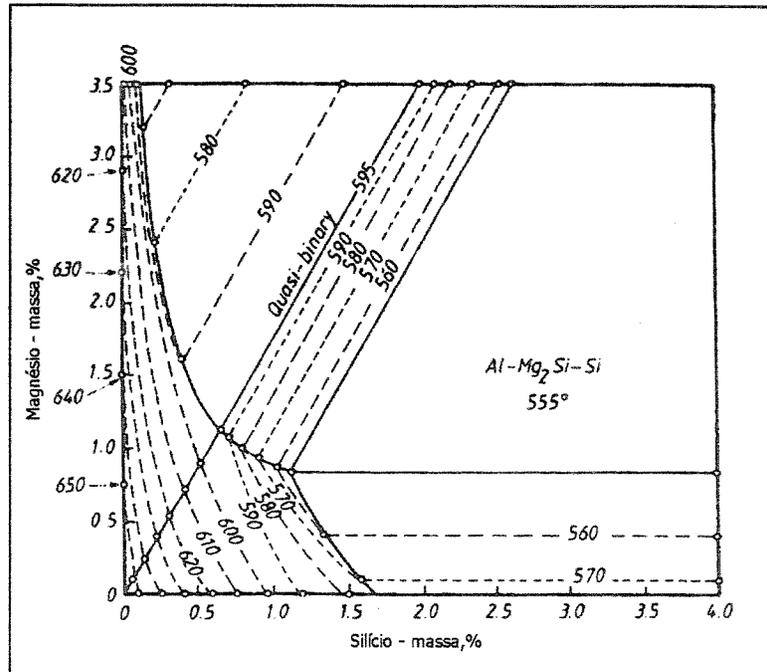


Figura 2.5 – Limites de solubilidade sólida para o ternário Al-Mg-Si. Linhas isotérmicas com intervalos de 10°C [8].

A tabela 2.1 apresenta a composição química nominal das ligas em estudo, segundo a *Aluminum Association* (AA). Os valores mencionados indicam a porcentagem em massa e representam os limites máximos, salvo quando expresso o intervalo.

Tabela 2.1 – Composição química nominal das ligas de alumínio AA6261 e AA6351 [3].

LIGA	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Cr	Ti
AA6261	0,7 – 1,0	0,2 – 0,35	0,4 – 0,7	0,4	0,2	0,15 – 0,4	0,1	0,1
AA6351	0,4 – 0,8	0,4 – 0,8	0,7 – 1,3	0,5	0,2	0,1	-	0,2

Foram obtidas da literatura especializada as propriedades mecânicas monotônicas da liga AA6351-T6 e as propriedades mecânicas monotônicas e cíclicas da liga AA6061. Os valores das propriedades mecânicas monotônicas são apresentados na tabela 2.2 e as propriedades mecânicas cíclicas são apresentados na tabela 2.3.

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas monotônicas das ligas AA6061-T6 e AA6351-T6.

Propriedades Mecânicas Monotônicas										
Liga	E [GPa]	σ_e [MPa]	σ_t [MPa]	σ_f [MPa]	RA [%]	ε_f [mm/mm]	H [MPa]	n	Dureza Vickers	Referência
AA6061-T6	69	275	310	469	58	0,86	365	0,042	107	[10,11]
AA6351-T6	69	285	310	-	-	-	-	-	107	[10,11]

Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas cíclicas da liga AA6061-T6 e AA6061-T651.

Propriedades Mecânicas Cíclicas							
Liga	σ_f [MPa]	b	ε_f [mm/mm]	c	H' [MPa]	n'	Referência
AA6061-T6	634	-0,099	0,920	-0,780	538	0,096	[10]
AA6061-T651	394	-0,045	0,634	-0,723	404	0,062	[12]

As propriedades mecânicas da liga AA6061 são importantes como valores de referência para a liga AA6261 e serão utilizadas para comparação com os valores obtidos experimentalmente neste trabalho. Observa-se na tabela 2.3 que os valores obtidos experimentalmente por Ribeiro et al [12] apresentam uma grande diferença em relação aos valores citados no Metals Handbook [10].

2.2. Considerações gerais sobre fadiga e fratura

2.2.1. Fenomenologia da fadiga

Fadiga é o processo de alteração estrutural progressivo, localizado e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem variações de tensões e deformações em um ou mais pontos do material e que podem culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de flutuações (ou ciclos) de carregamento [13].

Os primeiros estudos sobre fadiga ocorreram no século XIX com Albert, em 1829, fazendo ensaios de tração repetidos e com Rankine, em 1843, reconhecendo as características das fraturas por fadiga. No entanto, de 1852 a 1869, estudos sobre o comportamento de materiais metálicos a esforços alternados e repetitivos foram feitos por Auguste Wöhler. Importantes informações foram obtidas desses estudos, entre elas, a apresentação dos resultados dos ensaios num gráfico que relaciona a tensão em função do número de ciclos até a fratura [14,15].

As fraturas por fadiga representam aproximadamente 90% das falhas em serviço relacionadas com causas mecânicas [15]. Para a ocorrência do fenômeno da fadiga, é necessária a ocorrência simultânea de:

- Carregamentos cíclicos (ou variáveis);
- Deformações plásticas (macro ou microscópicas);
- Tensões normais de tração durante o carregamento cíclico.

Se qualquer um desses três fatores são eliminados, não ocorre o fenômeno da fadiga.

O fenômeno da fadiga pode ser dividido em quatro etapas ou estágios distintos que serão analisados a seguir.

1º estágio. Iniciação (ou nucleação) da trinca.

Trincas por fadiga são encontradas na maioria das vezes em superfícies livres. Nas raras oportunidades onde as trincas por fadiga ocorrem no interior do material, existe sempre uma interface envolvida; por exemplo, entre a matriz metálica e inclusões ou partículas de 2ª fase. O

mecanismo de iniciação de uma trinca por fadiga está diretamente relacionado à existência de descontinuidades e/ou singularidades do material onde verifica-se uma concentração das tensões aplicadas. Estas singularidades podem ser intrusões e/ou extrusões que, durante o carregamento cíclico, se desenvolvem como consequência do escorregamento de planos atômicos e, depois de formadas, atuam como concentradores de tensão agravando o problema e levando à formação de trincas [16]. A formação de intrusões e extrusões está mostrada na figura 2.6.

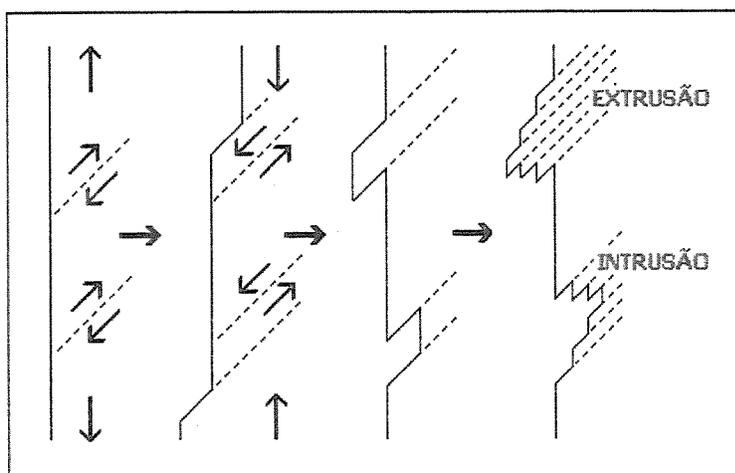


Figura 2.6 – Mecanismo de formação de intrusões e extrusões que leva à nucleação de trinca de fadiga [2].

Em sólidos cristalinos os planos de maior densidade atômica movimentam-se quando há deformação plástica no material, gerando intrusões e extrusões. Isto é possível devido à presença de defeitos conhecidos como discordâncias. O movimento pelo qual um grande número de discordâncias produz deformação plástica é chamado de *escorregamento* e o plano cristalográfico ao longo do qual a linha de discordâncias se movimenta é chamado de *plano de escorregamento* [17]. Os dois tipos fundamentais de discordância são a *discordância em cunha* (figura 2.7a) e a *discordância em hélice* (figura 2.7b) [18].

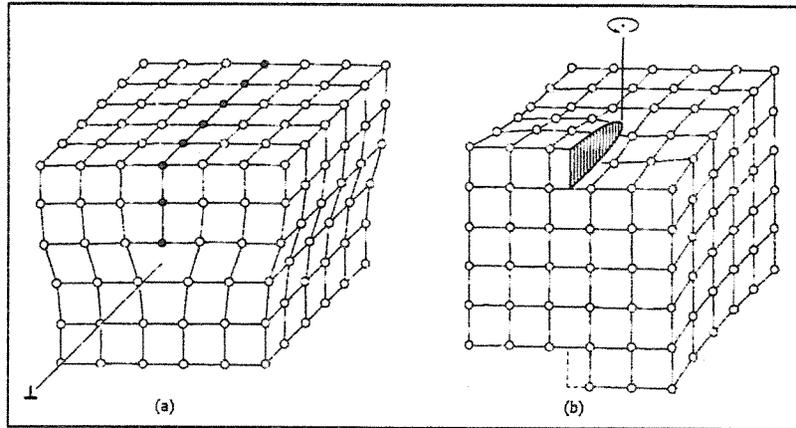


Figura 2.7 – Tipos de discordâncias: (a) cunha; (b) hélice [18].

Com frequência, encontram-se nos materiais cristalinos, discordâncias que apresentam comportamento misto e são conhecidas como discordâncias mistas. Enquanto a discordância em hélice se movimenta por uma tensão de cisalhamento aplicada na direção de sua linha de ação, produzindo a distorção mostrada na figura 2.7b, a discordância em cunha se move em resposta à aplicação de uma tensão de cisalhamento em uma direção perpendicular a sua linha, cuja mecânica de movimento caracteriza-se por um deslocamento unitário, ou seja, plano a plano como mostra a figura 2.8. Dessa forma o movimento da discordância utiliza pequena energia para provocar a deformação plástica, cessando seu movimento na superfície do material ou obstáculo como inclusões ou contornos de grão. O degrau apresentado na figura 2.8(c) é o responsável pela formação de intrusões e extrusões. Assim, nota-se que a deformação plástica localizada surge quando a densidade de discordâncias se movimentando é tal que, após o descarregamento do material, estas não conseguem retornar ao seu lugar de origem [16,17].

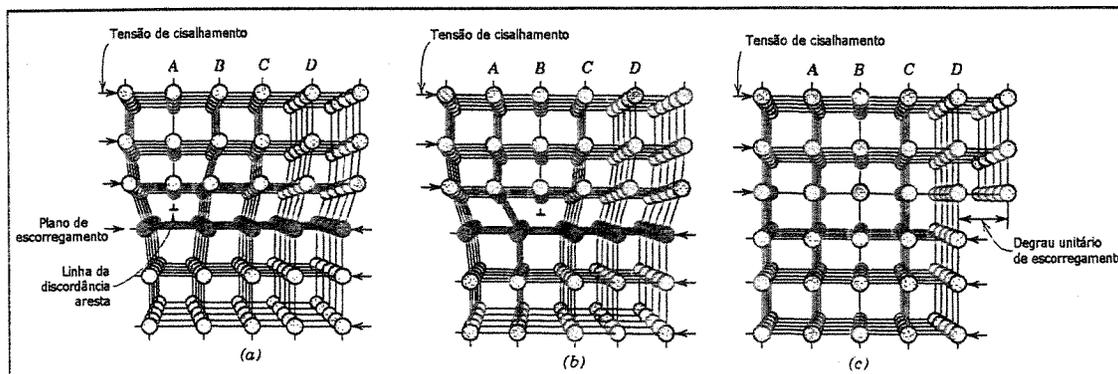


Figura 2.8 – Rearranjos atômicos que ocorrem durante o movimento de uma discordância em cunha. (a) O plano adicional de átomos é identificado por A. (b) À medida que A se liga com a porção inferior do plano B a discordância move-se uma distância atômica para a direita. Agora a porção superior do plano B se torna o plano adicional. (c) O processo se repete até que a discordância encontra a superfície do material onde forma-se um degrau caracterizando a deformação plástica [17].

2º estágio. Crescimento da trinca em bandas de deslizamento com alta tensão de cisalhamento.

Este também é conhecido como sendo o 1º estágio da propagação da trinca por fadiga. As trincas por fadiga são predominantemente transgranulares (ou intragranulares), compreendendo de 2 a 5 vezes o tamanho de grão e não visíveis a olho nu. A taxa de propagação da trinca é da ordem de ângstrom por ciclo (10^{-10} m/ciclo), porém proporcional à tensão e/ou deformação aplicadas.

O comprimento da trinca na superfície não é tão importante quanto a sua profundidade. A compreensão de como a trinca se propaga na superfície do material é importante para a descrição do processo de fadiga. No detalhe da figura 2.9 nota-se que a orientação da trinca no segundo grão é diferente do primeiro e assim sucessivamente, pois o crescimento da trinca está acompanhando os planos de maior tensão de cisalhamento onde há movimentação de discordâncias, e assim, a ocorrência de deformação plástica necessária para a formação da trinca [19].

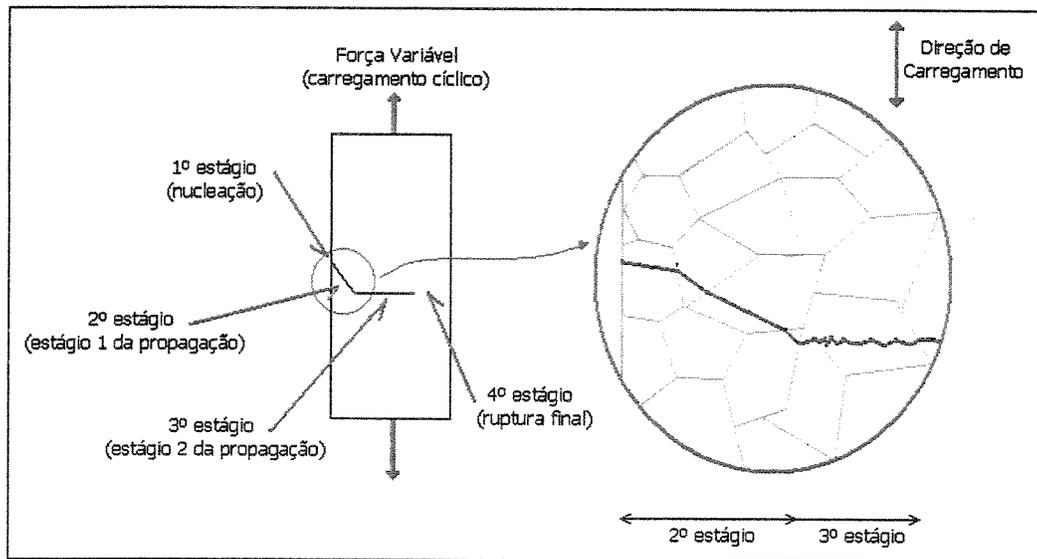


Figura 2.9 - Estágios da nucleação e propagação da trinca por fadiga [2].

3º estágio. Crescimento da trinca na direção perpendicular à tensão máxima de tração.

Neste 2º estágio de propagação, a trinca atinge tamanho suficiente para crescer perpendicularmente ao eixo da máxima tensão de tração, crescendo predominantemente transgranular (modo I de carregamento da mecânica da fratura, vide apêndice A) [19]. Na figura 2.10, pode-se notar na ponta da trinca, apontada pela seta, a formação da região de plasticidade (*zona plástica*) acompanhando a propagação da mesma.

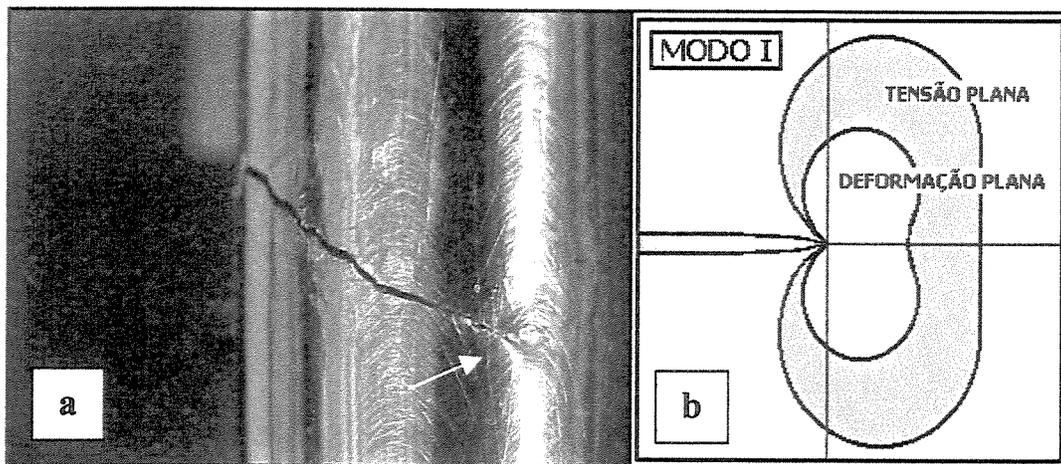


Figura 2.10 – Propagação de uma trinca na superfície de um corpo-de-prova da liga AA6261-T6. (a) Ensaio realizado pelo autor com 1,0% de amplitude de deformação. (b) Esquema da forma da zona plástica na ponta da trinca, em condições de deformação plana (região central do corpo de prova) e tensão plana (região da superfície).

Verifica-se geralmente, na superfície de fratura, a presença de estrias produzidas pelo carregamento cíclico e a presença de marcas de praia devido à variação da frequência ou amplitude da carga durante o carregamento [20]. A taxa de propagação é da ordem de μm por ciclo (10^{-6}m/ciclo), ou seja, 10000 vezes mais rápido que no estágio anterior [16,21]. As marcas de praia são macroscópicas e podem possuir milhares de estrias (microscópicas). A presença de estrias garante a existência de fadiga; no entanto, pode haver a propagação da trinca por fadiga sem a formação destas. Cada estria pode corresponder a um ciclo do carregamento e são linhas pequenas e paralelas mais facilmente observáveis neste estágio, no qual a superfície da trinca é plana. A observação de estrias depende do material, sendo elas mais visíveis em ligas de alumínio de alta resistência [16].

4º estágio. Ruptura final.

Estágio onde ocorre a separação do componente em duas ou mais partes. A propagação da trinca se torna instável e a superfície criada é uma região áspera, já que em função da configuração geométrica da trinca e do componente e da carga aplicada, pode-se definir o *fator de intensificação de tensão* K , expressando a magnitude do campo de tensão ao redor da trinca, conforme a equação (2.1).

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

onde Y representa um fator adimensional que depende do tamanho e da geometria da trinca e do componente, a é o comprimento da trinca e σ a tensão normal de tração. Para tamanhos e formas de corpos-de-prova consistentes com o modo I de sollicitação da trinca (ver Apêndice A), pode-se determinar um valor de K_I crítico que sob determinadas condições é a tenacidade a fratura em deformação plana, K_{IC} , do material específico. Durante um carregamento cíclico, com o aumento do comprimento da trinca, o valor de K_I aumenta até que atinge o valor de K_I crítico do material, levando à fratura final [17].

A vida de um componente submetido à fadiga (N_f) pode ser expressa pela soma dos número de ciclos passados na fase de iniciação (N_i) e na fase de propagação (N_p) de uma trinca [12,22], resultando na seguinte expressão:

$$N_f = N_i + N_p \quad (2.2)$$

O tempo de duração da etapa final de fratura é insignificante para todo o processo de falha por fadiga, uma vez que ocorre muito rapidamente. O número de ciclos relativos a N_i e N_p são função do material e das condições de ensaio. Em baixos níveis de tensão, grande parte da vida em fadiga é utilizada na fase de iniciação da trinca. Aumentando-se o nível de tensão, as trincas formam-se rapidamente e a etapa de propagação é predominante [17].

Com o estudo da superfície da fratura de fadiga podem-se determinar [20]:

1. Os pontos de nucleação;
2. Direção de crescimento da trinca;
3. Tamanho da trinca de fadiga antes da ruptura final;
4. Intensidade do esforço a que foi submetido o material;
5. Direção de carregamento (axial, torção, torção reversa, etc.).

2.2.2. Mecanismos de fratura em metais

A figura 2.11 mostra esquematicamente os três mecanismos de fratura mais comuns em metais e ligas metálicas. A nucleação, crescimento e coalescência de micro vazios são observados na maioria dos metais. A nucleação dos vazios é geralmente atribuída à presença de inclusões ou partículas de segunda fase (figura 2.11a). O espaçamento entre dois micro vazios está relacionado a distância entre duas inclusões, porém os critérios para a nucleação desses micro vazios são complexos e dependem de vários fatores, como por exemplo, o tamanho das inclusões ou partículas de segunda fase, os níveis de tensão e/ou deformação aos quais o material é submetido, entre outros. A maior parte da energia associada ao coalescimento de micro vazios é consumida durante a fase de crescimento desses vazios. Este mecanismo de crescimento ocorre devido à deformação plástica da matriz metálica que envolve a região da nucleação, provocando a perda da coesão entre as partículas formadoras da mesma. O processo de coalescimento é contínuo até que se forme uma trinca que poderá levar o material a fratura [16].

O processo de clivagem envolve a separação de planos atômicos específicos e está associado a uma pequena parcela de energia para a ocorrência da fratura. A fratura por clivagem

é chamada de transgranular (ou intragranular), uma vez que a fratura se desenvolve através dos grãos (figura 2.11b). A observação de clivagem em ligas metálicas indica que o material foi submetido a uma combinação de fatores como baixas temperaturas, alta taxas de deformação e/ou condições que favorecem um estado triaxial de tensões [16].

Se a trinca ocorre através dos contornos de grão, a fratura será intergranular ou intercrystalina (figura 2.11c), resultado do enfraquecimento ou fragilização da região do contorno de grão. A ocorrência de fratura intergranular pode resultar de vários processos, como por exemplo, nucleação e coalescimento de micro vazios em inclusões ou partículas de segunda fase localizados ao longo dos contornos de grão [16,23,24].

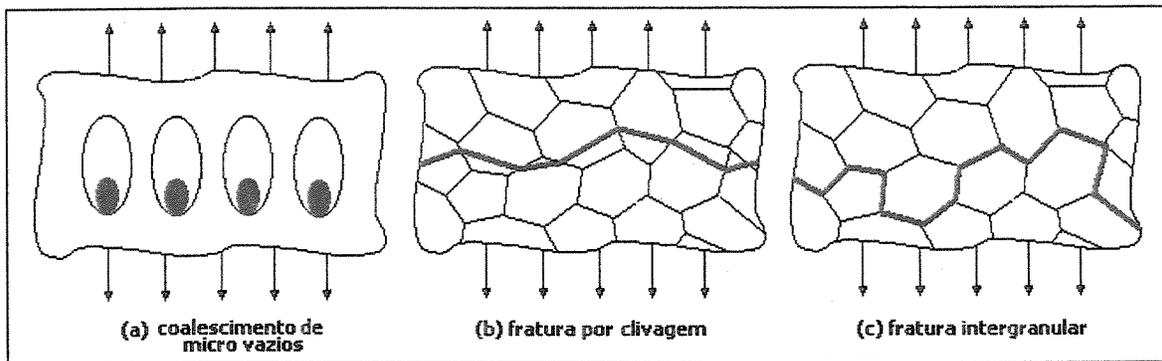


Figura 2.11 – Mecanismos de fratura em metais [24].

2.2.3. Conceitos de deformação cíclica

Se um material se comporta de modo idealmente elástico, a curva de histerese tensão em função da deformação num carregamento cíclico se apresenta como na figura 2.12(a). Caso um material elasto-plástico seja submetido a condições de carregamento cíclico, a curva tensão-deformação é caracterizada por um laço de histerese como mostra a figura 2.12(b). Submetendo o material a um carregamento cíclico com tensões acima do limite de escoamento verifica-se na figura 2.12(b) que a curva tensão-deformação durante o carregamento inicial é O-A-B. Devido ao efeito Baüschinger que alguns materiais apresentam, durante o descarregamento, o escoamento se inicia em compressão a uma tensão menor C. Quando se recarrega em tração, desenvolve um

ciclo de histerese que tem suas dimensões descritas pelo intervalo total de deformações ($\Delta\varepsilon$) e pelo intervalo de tensões ($\Delta\sigma$). O intervalo total de deformação consiste em um componente de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e$) mais um componente de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p$) que definem a largura do ciclo de histerese [21].

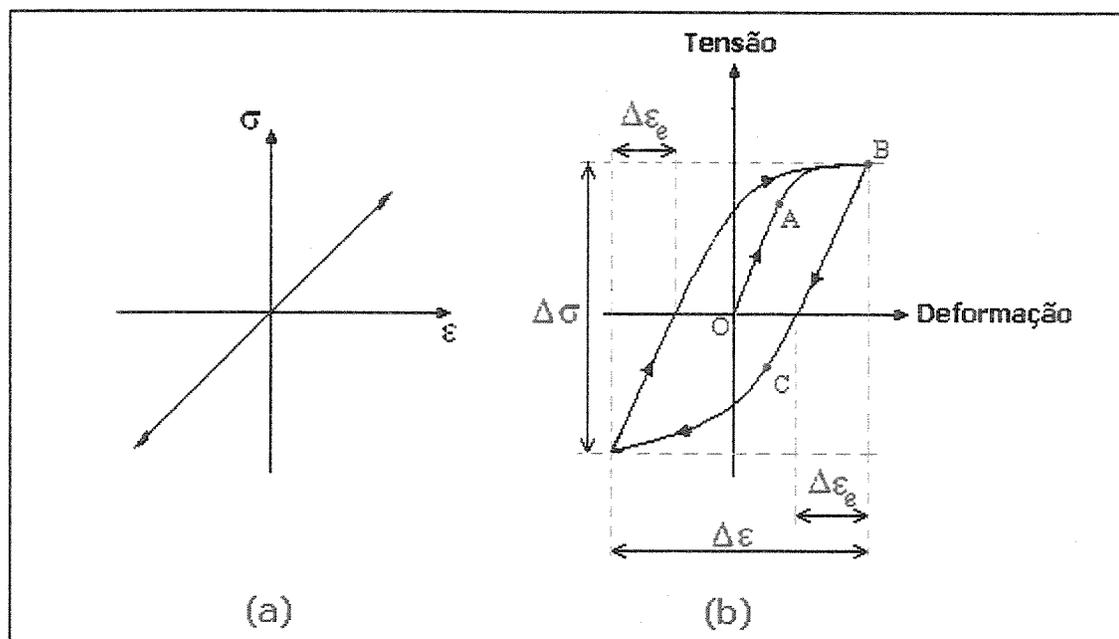


Figura 2.12 - Ciclo de histerese típico de materiais metálicos. (a) idealmente elásticos; (b) níveis de tensão superiores ao limite de escoamento [21].

Para ensaios realizados com amplitude de deformação constante, o intervalo de tensões normalmente varia com o aumento do número de ciclos. Verificam-se dois comportamentos distintos enquanto não se atinge um ponto de saturação, a partir do qual, a amplitude de tensões permanece constante durante a maior parte da vida do material (figura 2.13) [14]. Caso o material apresente um aumento do intervalo de tensões, dizemos que o mesmo está sofrendo um endurecimento cíclico. Por outro lado, se o material apresenta uma redução do intervalo de tensões, dizemos que o mesmo está sofrendo um amolecimento cíclico. Em materiais que foram submetidos previamente a trabalho a frio, verifica-se geralmente amolecimento cíclico [16].

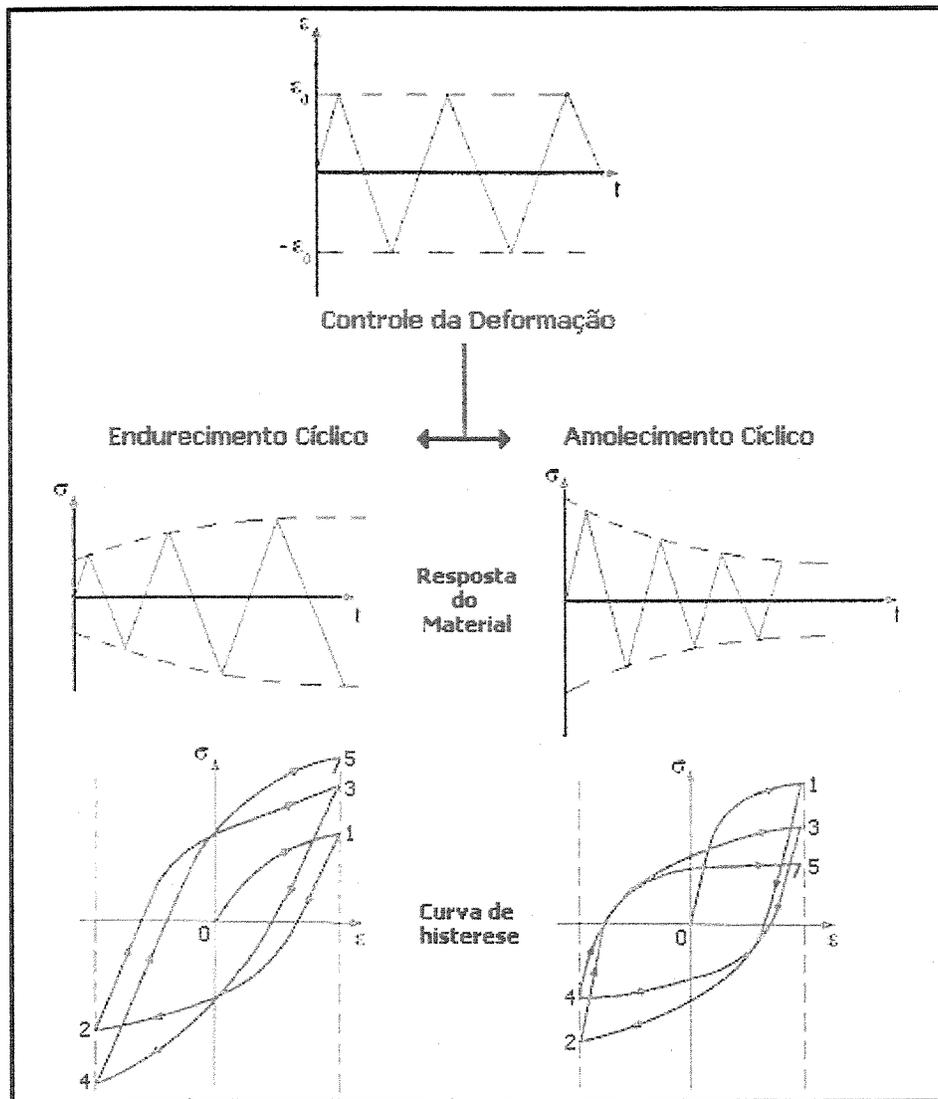


Figura 2.13 - Resposta do material solicitado ciclicamente com controle de deformação [16].

2.2.3.a. Curva tensão-deformação cíclica

Uma curva tensão-deformação cíclica estabilizada pode ser obtida por vários caminhos. Vários corpos de prova semelhantes podem ser solicitados ciclicamente com vários limites de deformação até que a curva de histerese respectiva fique estabilizada. A curva tensão-deformação cíclica é então determinada fazendo-se a superposição das curvas de histerese obtidas por ajuste dos picos das mesmas como mostra a figura 2.14.

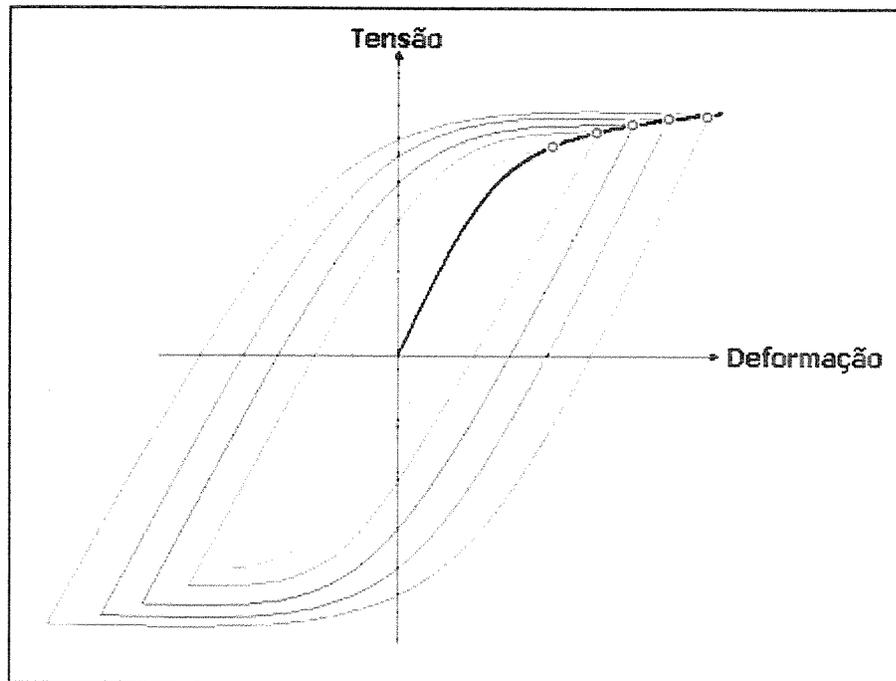


Figura 2.14 - Curva Tensão-Deformação Cíclica [16].

Pela equação de Hollomon, dada por

$$\tilde{\sigma} = H \cdot \tilde{\varepsilon}^n \quad (2.3)$$

onde $\tilde{\sigma}$ é a tensão verdadeira, H é o coeficiente de resistência, $\tilde{\varepsilon}$ é a deformação plástica verdadeira e n é o coeficiente de encruamento. Esta equação descreve a parcela de deformação plástica de um material metálico, sendo possível descrever a resposta do material no estado monotônico ou cíclico a um carregamento aplicado. Conseqüentemente pode-se definir os coeficientes de encruamento monotônico (n) e cíclico (n'), e pelas curvas tensão-deformação os limites de escoamento monotônico (σ_e) e cíclico (σ_e') [16].

Outro método mais rápido para obtenção da curva tensão-deformação cíclica consiste na utilização de um único corpo de prova submetido a uma série de deformações alternadas em blocos de magnitudes crescentes que produzem várias curvas de histerese, as quais são utilizadas para se construir a curva tensão-deformação cíclica. Outra equação para descrever a curva tensão-deformação cíclica estabilizada é dada por [16]:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{2H'} \right)^{1/n'} \quad (2.4)$$

onde H' é o coeficiente de resistência cíclico e n' o coeficiente de encruamento cíclico. A equação 2.4 é uma adaptação da equação de Ramberg – Osgood, usada para carregamentos monotônicos e os parâmetros H' e n' são os mesmos da equação de Hollomon para a curva tensão-deformação cíclica [16].

A curva tensão-deformação cíclica obtida dos materiais que sofrem amolecimento cíclico se apresenta abaixo da curva tensão-deformação monotônica, enquanto que os materiais que sofrem endurecimento cíclico exibem a curva cíclica acima da monotônica. A figura 2.15 ilustra o comportamento de algumas ligas de alumínio que durante o carregamento cíclico ocorre um endurecimento cíclico (figura 2.15a, b e c). Outros materiais podem apresentar um comportamento cíclico bem próximo do monotônico (figura 2.15d), ou ainda um comportamento misto, como mostrado na figura 2.16, onde a liga AA6061-T651 apresentou amolecimento cíclico para amplitudes de deformação total inferiores a 1,0% e endurecimento cíclico para amplitudes de deformação total maiores que 1,0% [12].

Foi observado [16] que a definição do material para o endurecimento ou amolecimento depende de uma relação entre o limite de resistência à tração (σ_t) e o limite de escoamento (σ_e). Geralmente quando a razão entre σ_t e σ_e é maior que 1,4 o material endurece, menor que 1,2 o material amolece e quando este quociente apresenta valores entre 1,2 e 1,4 haverá pouca variação das propriedades do material. Da mesma forma se n é maior que 0,2 o material encrua com facilidade e n menor que 0,1 o material sofre amolecimento, onde n é o coeficiente de encruamento do material.

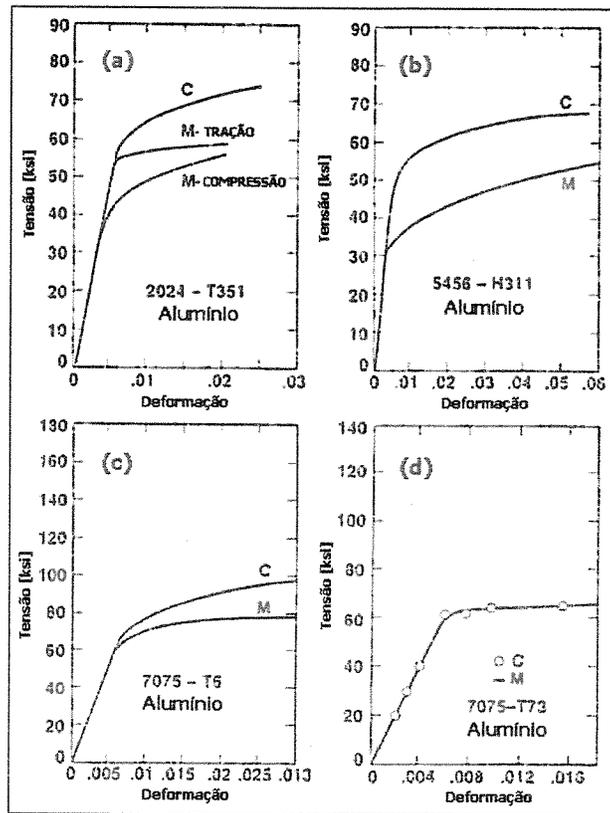


Figura 2.15 - Comparação da curva tensão-deformação cíclica (C) com a curva tensão-deformação monotônica (M) de algumas ligas de alumínio. [25]

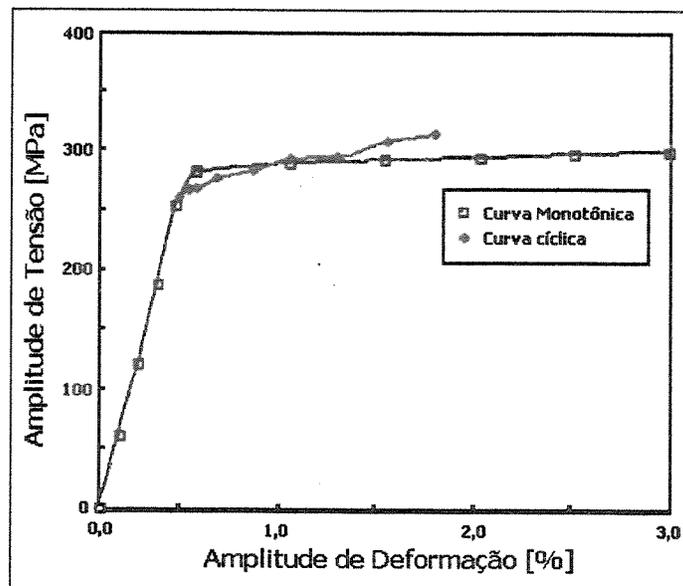


Figura 2.16 - Comparação da curva tensão-deformação cíclica (azul) com a curva tensão-deformação monotônica da liga de alumínio AA6061-T651 [12].

A área limitada pela curva de histerese representa o trabalho da deformação plástica sofrida pelo material. Parte desse trabalho é apresentado pelo material na forma de um aumento de temperatura e/ou variação na configuração geométrica do mesmo. Para se controlar a temperatura, executa-se os ensaios com frequências de carregamento baixas, usualmente de 0,5 Hz [1].

O estudo do fenômeno da fadiga é alicerçado em três enfoques diferentes: *fadiga controlada por tensões cíclicas* ou *fadiga de alto ciclo*, *fadiga controlada por deformações cíclicas* ou *fadiga de baixo ciclo* e *propagação da trinca por fadiga*.

2.2.4. Fadiga controlada por tensões cíclicas

Um carregamento controlado por tensões cíclicas pode ser descrito como uma função harmônica e os diversos parâmetros que são usados para caracterizar este ciclo de tensões oscilantes são apresentados na figura 2.17. A *tensão média* (σ_m) é definida como sendo a média aritmética entre as tensões máxima e mínima (equação 2.5), a *amplitude de tensões* (σ_a) que corresponde a metade da diferença entre as tensões máxima e mínima (equação 2.6) e a *razão de carga* ou *de tensões* (R) que é o quociente entre as tensões mínima e máxima (equação 2.7). Para um ciclo de tensões alternadas, o valor de R é -1 , uma vez que, por convenção, as tensões de tração são positivas e as tensões de compressão são negativas [16,17].

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2.5)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (2.6)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.7)$$

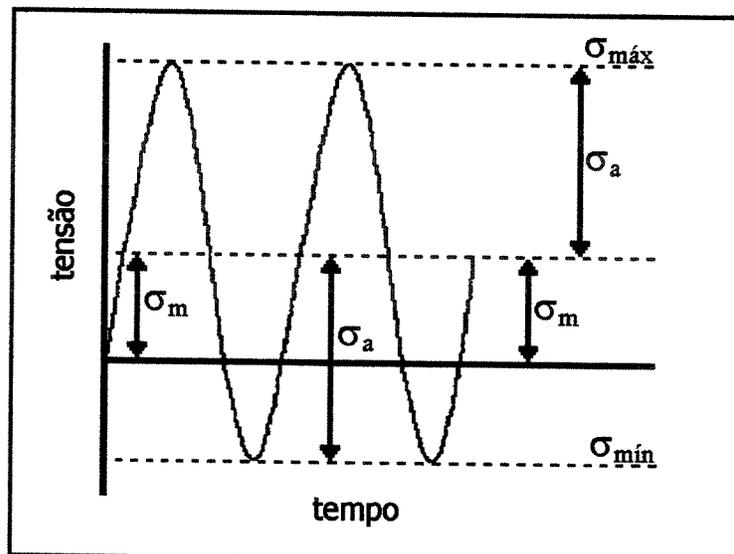


Figura 2.17 – Função harmônica tensão-tempo [17].

A fadiga controlada por tensões cíclicas ou fadiga de alto ciclo (FAC) é caracterizada pelo fato do componente ou corpo de prova ser solicitado por tensões cíclicas menores que o limite de escoamento, e a vida, número de ciclos até a fratura, ser maior do que 10^3 a 10^4 ciclos [12,20,21]. Os dados experimentais são apresentados por meio da curva S-N, ou “curva de Wöhler”, tendo a amplitude de tensão cíclica (S) na ordenada e o número de ciclos até a fratura (Nf) na abscissa, em ensaios onde $R = -1$ [16,21].

Dois tipos de curvas S-N são geralmente encontrados. No caso dos aços, conforme se reduz a amplitude da tensão, verifica-se na curva um ponto no qual, a partir deste, sempre se tem a mesma tensão, não importando quão grande seja o número de ciclos, conforme descrição na figura 2.18. O valor da tensão na ordenada correspondente a este ponto é chamado de limite de resistência à fadiga ou limite de fadiga (Sf) [26]. Assim, o limite de fadiga é a tensão limite onde, a partir desta, o material pode apresentar o fenômeno da fadiga e abaixo desta o material pode, a princípio, suportar um número infinito de ciclos sem se romper [21,26]. No entanto, na maioria dos materiais não-ferrosos, como ligas de alumínio, com o decréscimo da tensão encontra-se números de ciclos cada vez maiores, mas finitos, para a falha. Como a curva não apresenta um limite de fadiga para estes materiais, pode-se determinar a resistência à fadiga (Sn) que

corresponde à tensão onde ocorrerá a fadiga para um determinado número de ciclos (normalmente 10^7 ciclos) [21,26].

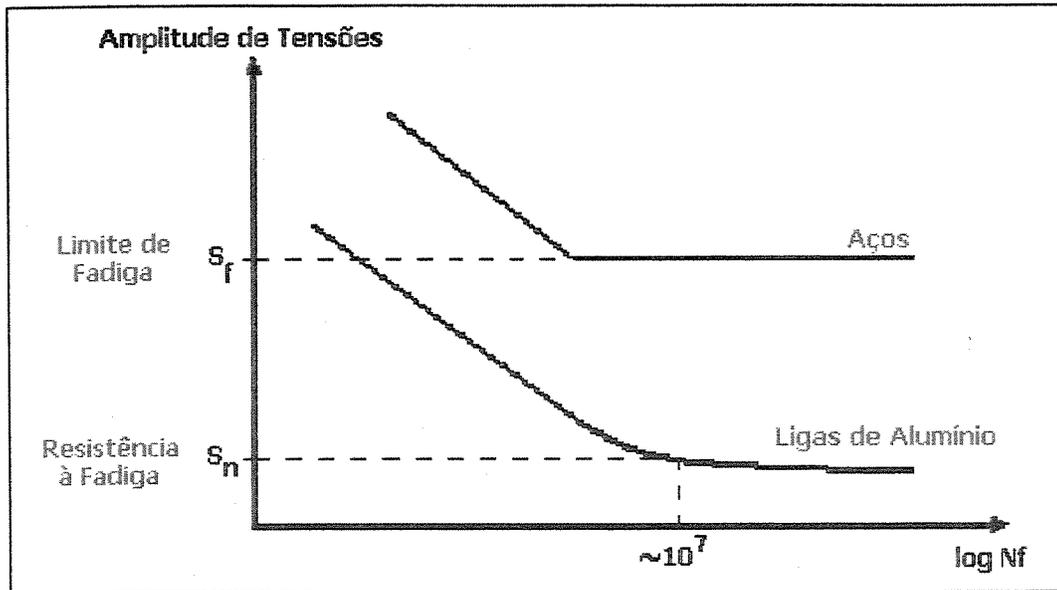


Figura 2.18 - Curva S-N ou Curva de Wöhler [21].

2.2.5. Fadiga controlada por deformações cíclicas

Análogo ao carregamento controlado por tensões cíclicas, o carregamento controlado por deformações cíclicas também pode ser descrito como uma função harmônica (figura 2.19) de forma que os parâmetros agora envolvidos são a *deformação média* (ϵ_m), a *amplitude de deformação* (ϵ_a) e a *razão de deformações* (R).

No enfoque da fadiga controlada por deformações cíclicas ou fadiga de baixo ciclo (FBC), verifica-se geralmente a sollicitação dos componentes por tensões nominais superiores ao limite de escoamento e vida menor que 10^4 ciclos. A base deste enfoque são as curvas ϵ -N, com a amplitude de deformação total ($\Delta\epsilon/2$) e o número de ciclos (N_f) ou número de cargas reversas até a fratura ($2N_f$) plotados em coordenadas logarítmicas [16].

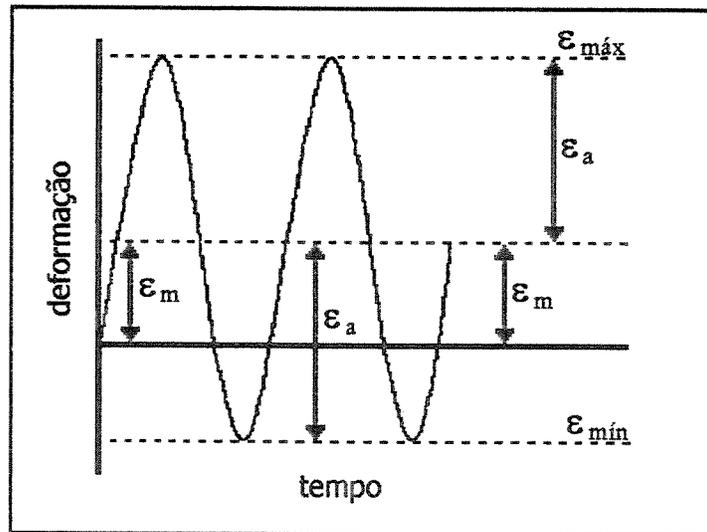


Figura 2.19 – Função harmônica deformação-tempo [17].

2.2.5.a. Curva deformação-vida

No caso da fadiga de baixo ciclo os componentes mecânicos são submetidos a altos níveis de tensão, o que provoca a falha com um número reduzido de ciclos. Esse tipo de comportamento é usualmente apresentado numa curva que relaciona a variação da amplitude de deformação plástica ($\Delta\epsilon_p/2$) pelo número de cargas reversas ($2N_f$) do material como mostra a figura 2.20 [21].

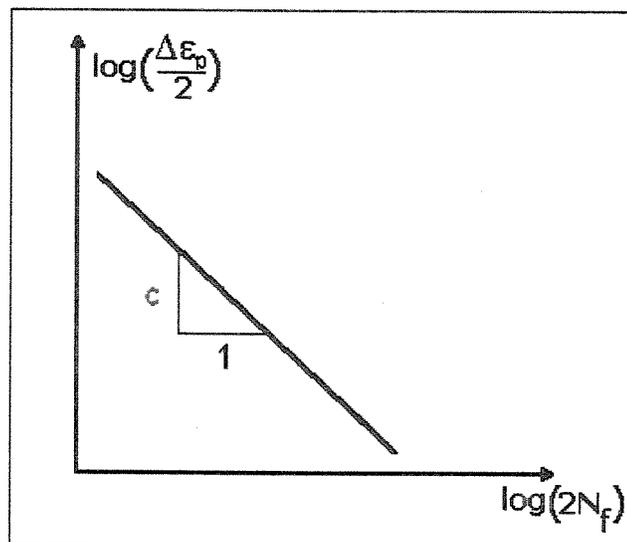


Figura 2.20 - Curva que representa a amplitude de deformação plástica em função do número de cargas reversas até a fratura [21].

A melhor proposta algébrica foi inicialmente relacionada por Coffin e Manson (1954) e é descrita como:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (2.8)$$

onde: $\Delta \varepsilon_p/2$ é a amplitude de deformação plástica;

ε_f' é o coeficiente de ductilidade à fadiga para a deformação ocorrida em um ciclo;

$2N_f$ é o número de cargas reversas até a fratura e

c é o expoente de ductilidade à fadiga que define a inclinação da reta para a componente plástica da deformação.

A relação de Coffin e Manson descreve o comportamento do material quando este se encontra sob regime de fadiga de baixo ciclo, submetido a altas taxas de deformação plástica. No entanto, quando o material se encontra em regime de fadiga de alto ciclo, ou seja, onde as deformações nominais são elásticas, a curva que melhor descreve este comportamento quando $R = -1$ foi proposta por Basquim (1910) e é descrita pela equação abaixo:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (2.9)$$

onde: $\Delta \varepsilon_e/2$ é a amplitude de deformação elástica;

σ_f' é o coeficiente de resistência à fadiga;

b expoente de resistência à fadiga definindo a inclinação da reta da figura 2.21 para a componente elástica e

E é o módulo de elasticidade.

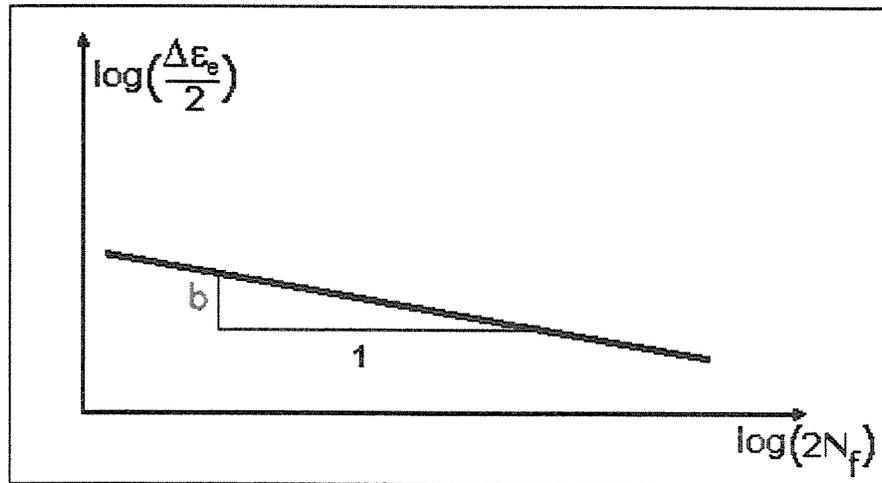


Figura 2.21 - Curva que representa a amplitude da deformação elástica em função do número de cargas reversas até a fratura [21].

Entretanto, como a deformação total sofrida pelo material é determinada pela soma das componentes elástica e plástica, pode-se obter uma equação que defina toda a extensão da vida em fadiga pela superposição das equações que definem os regimes elástico e plástico como ilustra a figura 2.22. Define-se a intersecção das curvas para o regime elástico e plástico como a fronteira ($2N_t$) entre fadiga de baixo ciclo (FBC) e fadiga de alto ciclo (FAC) [14].

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2Nf)^b + \varepsilon_f' \cdot (2Nf)^c \quad (2.10)$$

Assim, quando $N_f = N_t$ tem-se:

$$\frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2Nt)^b = \varepsilon_f' \cdot (2Nt)^c \quad (2.11)$$

Logo,

$$2N_t = \left(\frac{\varepsilon_f' \cdot E}{\sigma_f'} \right)^{\left(\frac{1}{b-c} \right)} \quad (2.12)$$

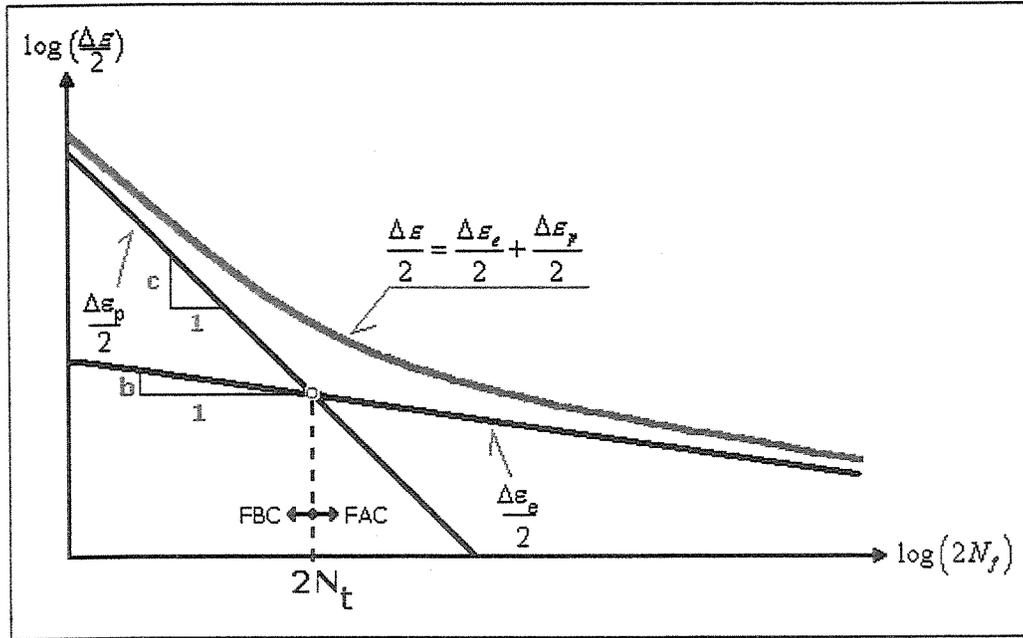


Figura 2.22 - Curva esquemática de amplitude de deformação em função do número de cargas reversas até a fratura, indicando as regiões dominadas pela amplitude de deformação elástica e plástica e definindo a fronteira entre fadiga de baixo e alto ciclo ($2N_t$) [14].

Morrow *et al* (1965) demonstraram que os expoentes de resistência à fadiga (b) e de ductilidade à fadiga (c) relacionam-se com o coeficiente de encruamento cíclico (n'), de modo aproximado com as equações [10,12]:

$$b = \frac{-n'}{1+5n'} \quad (2.13)$$

$$c = \frac{-1}{1+5n'} \quad (2.14)$$

Deste modo:

$$n' = \frac{b}{c} \quad (2.15)$$

As propriedades cíclicas de um material metálico podem ser relacionadas da seguinte maneira [10]:

$$H' = \frac{\sigma_f}{(\varepsilon_f)^n} \quad (2.16)$$

Assim, conhecidos σ_f , b , ε_f e c de um material e a amplitude ε_a num carregamento cíclico de $R = -1$, é possível prever a vida em fadiga neste carregamento. No entanto, a curva deformação total – vida nem sempre descreve os resultados obtidos experimentalmente. Em 1969, Endo e Morrow mostraram que algumas ligas metálicas, dentre elas, SAE 4340, AA2024-T4, AA7075-T6 e Ti-8Al-1Mo-1V, não exibem uma relação linear para as parcelas de deformação elástica ou plástica em função da vida quando apresentadas em coordenadas logarítmicas. Sanders e Starke mostraram que deformações heterogêneas em ligas de alumínio causaram desvios nos resultados, mas apesar disso a curva deformação total – vida pode ser adequadamente “aproximada” com duas linhas em coordenadas logarítmicas [10].

2.3. Métodos para determinação de propriedades cíclicas dos materiais

2.3.1. Métodos de previsão da curva deformação-vida

Essenciais para a análise de fadiga em projetos mecânicos, as propriedades de fadiga de um material, como as curvas tensão-vida (σ -N) e deformação-vida (ε -N), podem ser obtidas experimentalmente ou através de bancos de dados [27]. Como nem sempre as propriedades de fadiga dos materiais estão disponíveis na literatura [28] e ensaios para a sua obtenção requerem muito tempo e esforço [29], vários pesquisadores têm escolhido diferentes caminhos para o desenvolvimento de métodos para a determinação da previsão da vida em fadiga [30]. Alguns desses métodos foram inicialmente propostos na década de 60 [2,31] e objetivam a obtenção aproximada dos valores obtidos experimentalmente para as propriedades de fadiga [30].

Neste trabalho serão analisados e discutidos alguns dos métodos de previsão da vida em fadiga, escolhidos devido à sua importância e à facilidade de se obter as propriedades monotônicas requeridas nesses métodos, através de ensaios de tração.

2.3.1.a. Método de correlação dos quatro pontos

Este método foi introduzido por Manson [28] e recebe este nome porque são necessários dois pontos para a determinação da reta elástica e dois pontos para a reta plástica em função do número de ciclos até a fratura. Um primeiro ponto é localizado na reta elástica a $\frac{1}{4}$ de ciclo com ordenada

$$\left(\frac{2,5\widetilde{\sigma}_f}{E} \right) \quad (2.17)$$

onde E é o módulo de elasticidade do material e $\widetilde{\sigma}_f$ a tensão de fratura verdadeira. O outro ponto desta reta tem abcissa de 10^5 ciclos e

$$\left(\frac{0,9\sigma_t}{E} \right) \quad (2.18)$$

como ordenada, onde σ_t é o limite de resistência à tração do material. O terceiro ponto, localizado na reta plástica, tem abcissa de 10 ciclos e ordenada

$$\frac{1}{4}(\tilde{\varepsilon}_f)^{3/4} \quad (2.19)$$

onde $\tilde{\varepsilon}_f$ é a deformação de fratura verdadeira, calculada por

$$\tilde{\varepsilon}_f = \ln(1 - RA)^{-1} \quad (2.20)$$

e RA a redução de área do material. O quarto e último ponto que define a reta plástica tem ordenada de 10^4 ciclos. Deve-se primeiro projetar este ponto na reta elástica ($@$), como mostra a figura 2.23, obtendo-se o valor de sua ordenada. Este valor determina a ordenada faltante da reta plástica através da equação

$$\left(\frac{0,0132 - \Delta\varepsilon_e^@}{1,91} \right) \quad (2.21)$$

que relaciona as deformações elástica e plástica para 10^4 ciclos. A equação que descreve a curva deformação-vida para este método é definida por:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = A(2N_f)^b + B(2N_f)^c \quad (2.22)$$

onde:

$$b = \frac{\log \left[\frac{2,5 \left[1 + \ln(1-RA)^{-1} \right]}{0,9} \right]}{\log \left[\left(4 \times 10^5 \right)^{-1} \right]} \quad (2.23)$$

$$A = \frac{1}{2} \times 10^{b \log 2 + \log \left[\frac{2,5 \sigma_f \left[1 + \ln(1-RA)^{-1} \right]}{E} \right]} \quad (2.24)$$

$$\Delta \varepsilon_e^@ = 10^{b \log(4 \times 10^4) + \log \left[\frac{2,5 \sigma_f \left[1 + \ln(1-RA)^{-1} \right]}{E} \right]} \quad (2.25)$$

$$c = \frac{1}{3} \log \left[\frac{0,0132 - \Delta \varepsilon_e^@}{1,91} \right] - \frac{1}{3} \log \left\{ \frac{1}{4} \left[\ln(1-RA)^{-1} \right]^{3/4} \right\} \quad (2.26)$$

$$B = \frac{1}{2} \times 10^{c \log \frac{1}{20} + \log \left[\frac{1}{4} \left[\ln(1-RA)^{-1} \right]^{3/4} \right]} \quad (2.27)$$

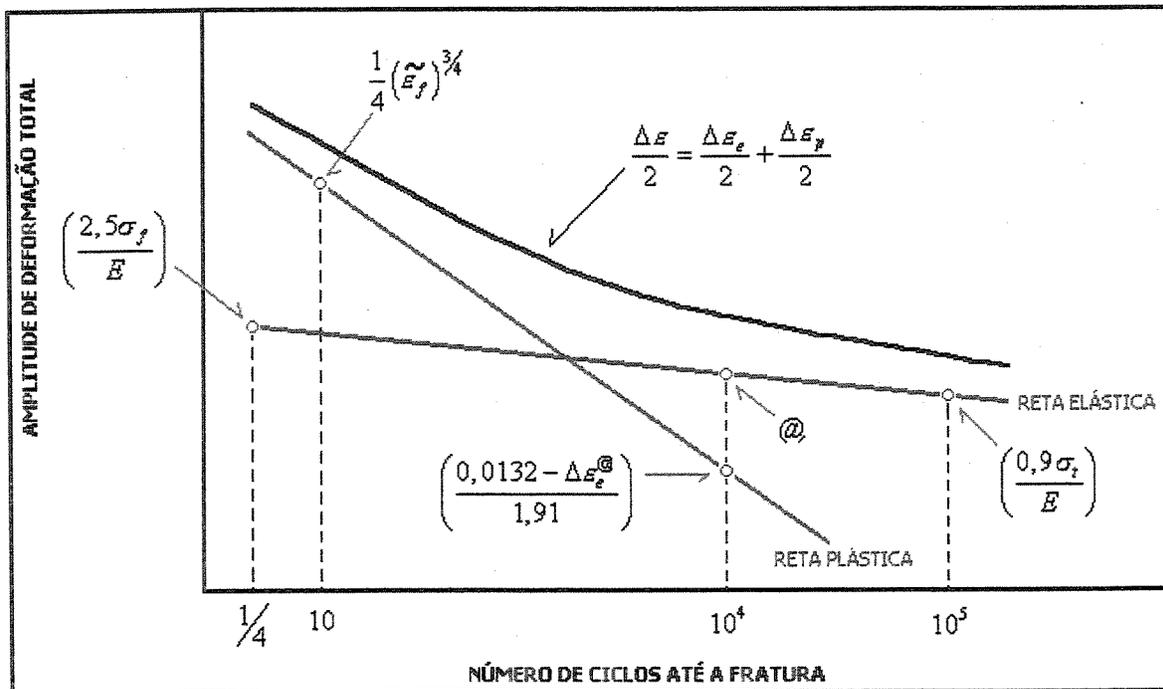


Figura 2.23 – Curva esquemática de vida em fadiga que define o Método de Correlação dos Quatro Pontos [2].

2.3.1.b. Método das inclinações universais

Também proposto por Manson [28], este método recebe o nome de inclinações universais por fixar, para todos os materiais, as inclinações das retas elástica e plástica dadas pelos expoentes de resistência à fadiga (b) e de ductilidade à fadiga (c). Foi proposto que a inclinação da reta elástica ou expoente de resistência à fadiga seja dada por $-0,12$, e a inclinação da reta plástica ou expoente de ductilidade à fadiga seja dada por $-0,6$, e que, para uma carga reversa, as retas elástica e plástica tenham ordenadas iguais a

$$0,7579 \left[\ln \left(\frac{1}{1-RA} \right) \right]^{0,6} \quad (2.28)$$

e

$$1,9018 \frac{\sigma_t}{E} \quad (2.29)$$

respectivamente, definindo assim a equação da amplitude de deformação total em função do número de cargas reversas como sendo:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 1,9018 \frac{\sigma_t}{E} (2N_f)^{-0,12} + 0,7579 \left[\ln \left(\frac{1}{1-RA} \right) \right]^{0,6} (2N_f)^{-0,6} \quad (2.30)$$

2.3.1.c. Método de Mitchell ou Método proposto por Socie et al

Mais adequado para aços com dureza abaixo de 500 BHN [28], este método considera que o coeficiente de resistência à fadiga (σ_f) seja igual à tensão de fratura verdadeira ($\widetilde{\sigma}_f$) e que o coeficiente de ductilidade à fadiga (ε_f) igual à deformação de fratura verdadeira ($\widetilde{\varepsilon}_f$), onde

$$\widetilde{\varepsilon}_f = \ln(1-RA)^{-1} \quad (2.31)$$

Para se obter a inclinação da reta elástica (b) utiliza-se um ponto com abcissa de 10^6 e ordenada de

$$\frac{\sigma_t}{2E} \quad (2.32)$$

e um segundo ponto com ordenada igual a

$$\frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \quad (2.33)$$

para uma carga reversa, como mostra a figura 2.24, e o expoente de ductilidade à fadiga (c) assume o valor de $-0,6$ para materiais dúcteis e $-0,5$ para materiais de alta resistência [31]. A equação da amplitude de deformação total em função do número de cargas reversas até a fratura para este método é dada por:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^{-\frac{1}{6} \log \left(\frac{2\sigma_f}{\sigma_t} \right)} + \ln \left(\frac{1}{1-RA} \right) (2N_f)^{-0,6} \quad (2.34)$$

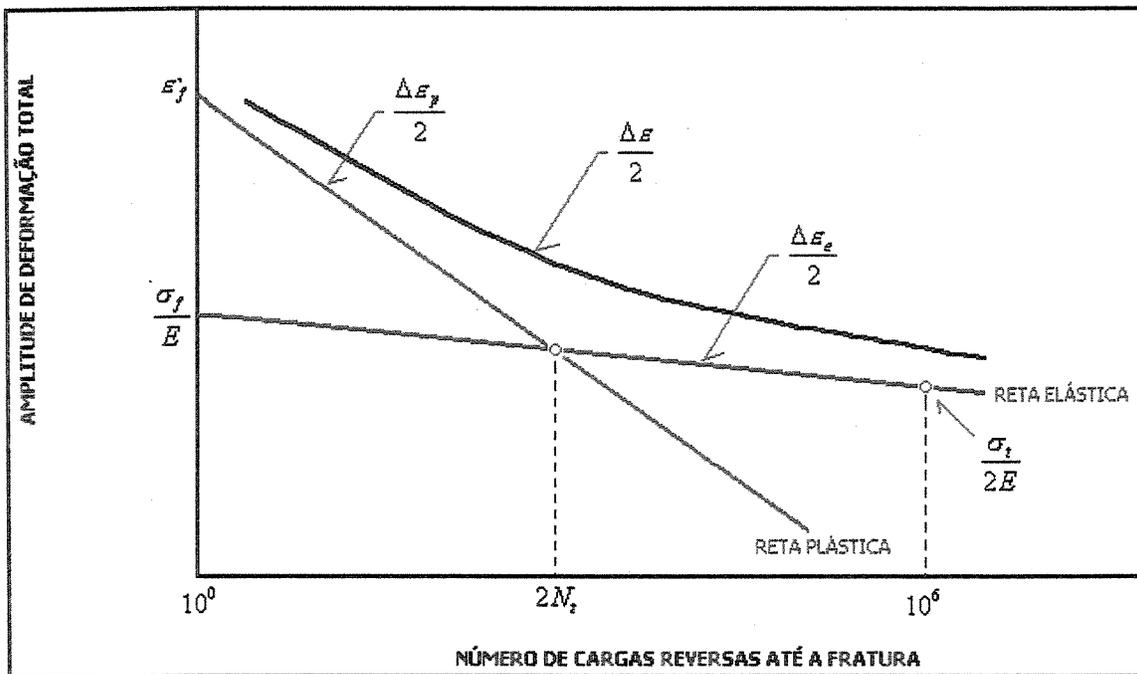


Figura 2.24 – Representação da curva de amplitude de deformação total em função do número de cargas reversas até a fratura para o método de Mitchell [2].

2.3.1.d. Método proposto por Bäuml e Seeger

Neste método são utilizadas duas equações para a curva deformação-vida: uma para aços sem elementos de liga ou de baixa liga, e outra para ligas de alumínio ou de titânio [29]. As equações são definidas por:

- Aços de baixa liga

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 1,5 \frac{\sigma_t}{E} (2N_f)^{-0,087} + 0,59 \psi (2N_f)^{-0,58} \quad (2.35)$$

onde $\psi = 1$ se $\frac{\sigma_t}{E} \leq 0,003$ e, $\psi = 1,375 - 125 \frac{\sigma_t}{E}$ se $\frac{\sigma_t}{E} > 0,003$.

- Ligas de alumínio ou de titânio

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 1,67 \frac{\sigma_t}{E} (2N_f)^{-0,095} + 0,35 (2N_f)^{-0,69} \quad (2.36)$$

2.3.1.e. Método de correlação dos quatro pontos modificado

Para melhor adequar o método de correlação dos quatro pontos com os resultados experimentais que obteve com aços, Ong [31] propôs algumas alterações. Observou que a amplitude de deformação elástica em 10^6 cargas reversas obedece a relação:

$$\left. \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} \right|_{10^6} = 0,16 \left(\frac{\sigma_t}{E} \right)^{0,81} \quad (2.37)$$

Da relação existente entre a deformação elástica e a plástica para 10^4 cargas reversas, determina-se um dos pontos da reta plástica. A ordenada do ponto marcado (Φ) sobre a reta

elástica da figura 2.25, substituída na equação (2.38) determina a sua ordenada para 10^4 cargas reversas.

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \Big|_{10^4} = \frac{0,00737 - 0,5 \Delta \varepsilon_e^\Phi}{2,074} \quad (2.38)$$

Para uma carga reversa o segundo ponto da reta elástica tem ordenada igual a

$$\frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \quad (2.39)$$

e da reta plástica igual a $\tilde{\varepsilon}_f$. A equação que define a curva amplitude de deformação total-vida para este método é definida como:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f (2N_f)^c \quad (2.40)$$

onde:

$$b = \frac{1}{6} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left(\frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \right) \right\} \quad (2.41)$$

$$c = \frac{1}{4} \left[\log \left(\frac{0,00737 - 0,5 \Delta \varepsilon_e^\Phi}{2,074} \right) - \log \left(\tilde{\varepsilon}_f \right) \right] \quad (2.42)$$

$$\frac{\Delta \varepsilon_e^\Phi}{2} = \frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \left[10^{\frac{2}{3} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left(\frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \right) \right\}} \right] \quad (2.43)$$

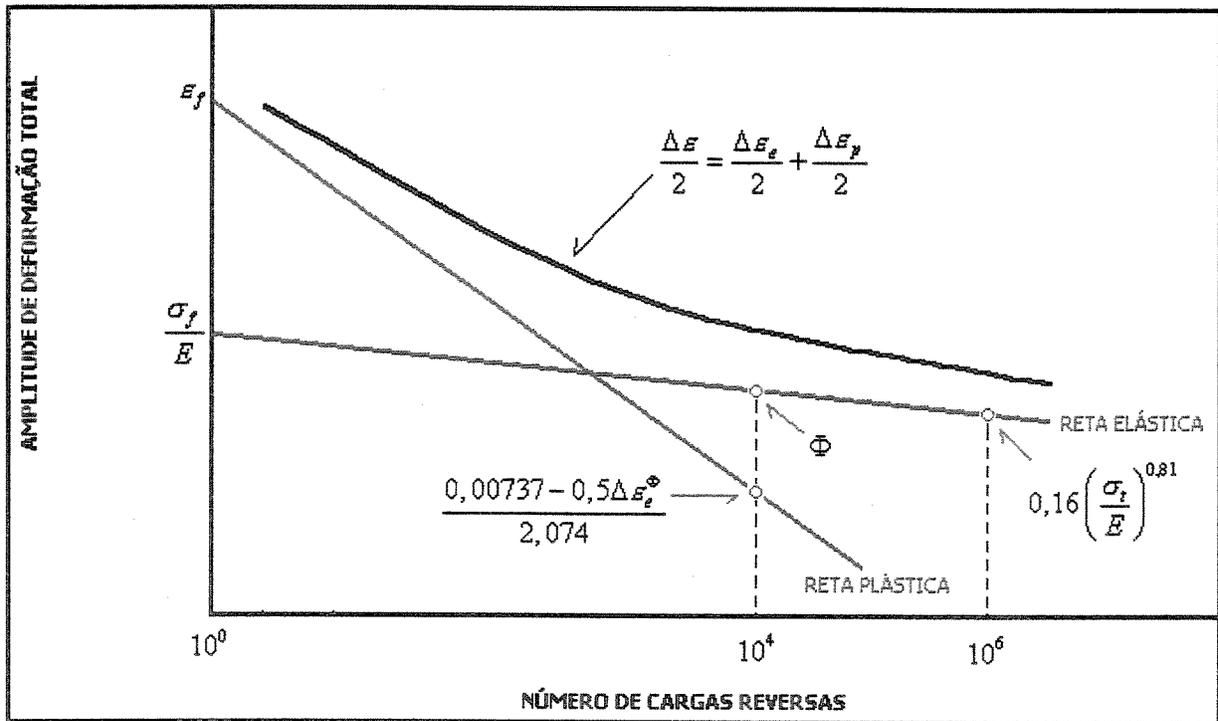


Figura 2.25 – Curva de vida em fadiga que define o Método de correlação dos quatro pontos modificado [2].

2.3.1.f. Método das inclinações universais modificado

Este método foi proposto por Muralidharan e Manson [29] para aperfeiçoar o Método das Inclinações Universais descrito anteriormente. A equação para a curva deformação-vida é dada por:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 0,6227 \left(\frac{\sigma_t}{E} \right)^{0,832} (2N_f)^{-0,09} + 0,0196 \varepsilon_f^{0,155} \left(\frac{\sigma_t}{E} \right)^{-0,53} (2N_f)^{-0,56} \quad (2.44)$$

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1. Considerações iniciais

Os materiais utilizados neste trabalho foram duas ligas de alumínio que trazem como principais elementos de liga o magnésio, o manganês e o silício, de classificação AA6261 e AA6351 segundo a *Aluminum Association*. Estas ligas foram produzidas pela CBA, Companhia Brasileira de Alumínio, na forma de barras extrudadas com diâmetro de 19,05 mm e sofreram o mesmo tratamento térmico (T6) para aumento de resistência mecânica. A tabela 3.1 mostra as composições químicas em massa dos principais elementos de liga obtidos através de análise química por espectrometria de plasma no Centro de Pesquisas Químicas do Centro Universitário da FEI.

Tabela 3.1 - Composição química das ligas em estudo. Os valores mencionados indicam porcentagem em massa e, para os valores mencionados pelo Metals Handbook [3], representam os limites máximos, salvo quando expresso o intervalo.

LIGA	Referência	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Cr	Ti
AA6261-T6	CPQ - FEI	0,68	0,26	0,31	0,33	0,029	0,13	0,002	0,007
	[3]	0,7 – 1,0	0,2 – 0,35	0,4 – 0,7	0,4	0,2	0,15 – 0,4	0,1	0,1
AA6351-T6	CPQ - FEI	0,59	0,43	0,44	0,28	0,024	0,006	0,001	0,006
	[3]	0,4 – 0,8	0,4 – 0,8	0,7 – 1,3	0,5	0,2	0,1	-	0,2

3.2. Ensaios mecânicos

Para verificação das propriedades mecânicas das ligas de alumínio analisadas neste trabalho foram realizados ensaios de dureza Vickers, tração e fadiga de baixo ciclo ou fadiga controlada por deformação cíclica.

3.2.1. Ensaio de dureza Vickers

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados nas duas ligas de alumínio analisadas neste trabalho. Estes ensaios foram conduzidos com base na norma NBR NM 188-1 [32] e realizados num microdurômetro SHIMADZU (figura 3.1), modelo HMV-2, utilizando-se uma carga de 0,5 kgf ($\sim 4,9$ N) por um tempo de aplicação de 20 segundos. As impressões foram feitas em número de dez, em dois corpos-de-prova de cada liga, sendo estas na seção transversal dos corpos-de-prova de tração, a aproximadamente 1 mm e 7 mm da superfície e defasadas por um arco de aproximadamente 72° , como ilustra o detalhe (corte A-A) da figura 3.2. As profundidades de 1 mm e 7 mm foram utilizadas uma vez que as duas ligas apresentaram diferentes tamanhos de grão na superfície e no interior do material.

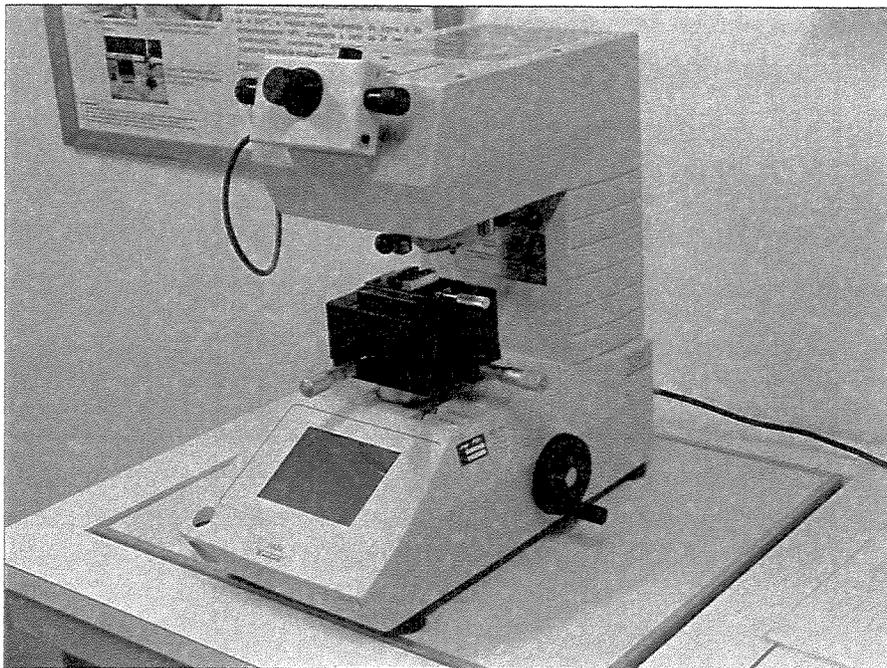


Figura 3.1 - Microdurômetro SHIMADZU , modelo HMV-2. LabMat – FEI.

3.2.2. Ensaio de tração

A partir do material recebido, as barras foram cortadas e os corpos-de-prova usinados em um torno copiador. As dimensões nominais dos corpos-de-prova estão apresentadas na figura 3.2. Na sequência, os corpos-de-prova foram lixados com lixa de granulometria #600 e polidos com óxido de cromo de granulometria 2 μm . Foram então medidas as rugosidades médias das seções úteis de três corpos-de-prova de cada liga na direção longitudinal com o uso de um rugosímetro digital MITUTOYO, modelo SJ-400, apresentando valores para a rugosidade média Ra ($0,038 \pm 0,010 \mu\text{m}$), menores que o máximo especificado pela norma ASTM E 606 - 92 ($0,2 \mu\text{m}$) [1].

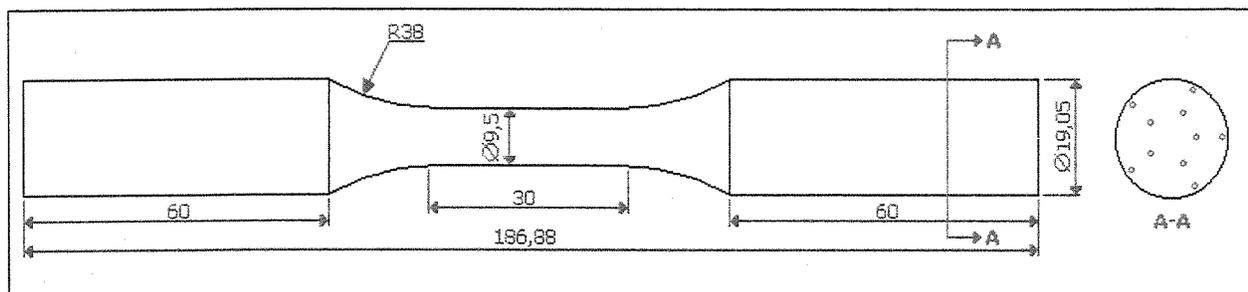


Figura 3.2 - Dimensões nominais em milímetros do corpo-de-prova para os ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo.

Os ensaios de tração foram realizados com as duas ligas de alumínio, segundo a norma ASTM E 8M - 95a ("Tension Testing of Metallic Materials") [33]. Os ensaios foram realizados em uma máquina MTS, modelo 810 com capacidade de 250 kN (figura 3.3), com um extensômetro modelo 634.12F-51 de 25 mm de comprimento nominal. Foram ensaiados três corpos-de-prova de cada liga, plotando-se a curva tensão-deformação monotônica e analisando-se as seguintes propriedades mecânicas monotônicas: limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), módulo de elasticidade (E), redução de área (RA), alongamento total em 25mm (A_T^{25}), coeficiente de resistência (H) e coeficiente de encruamento (n). Para o cálculo do limite de escoamento, foi adotado o critério de 0,2% de deformação plástica.

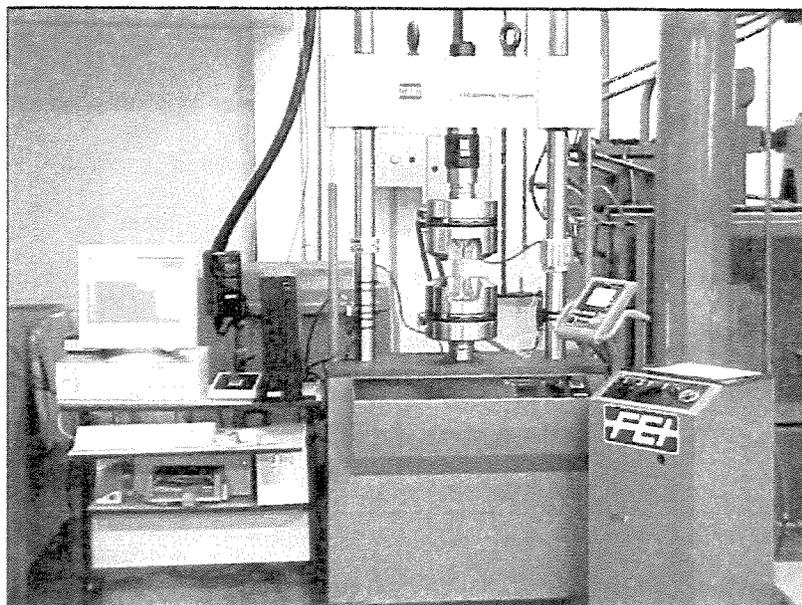


Figura 3.3 – Máquina servo-hidráulica MTS, modelo 810 com capacidade de 250kN.
LabMat – FEI.

3.2.3. Ensaios de fadiga de baixo ciclo

Para determinação experimental das propriedades cíclicas das ligas de alumínio foram utilizados os mesmos corpos-de-prova dos ensaios de tração descritos na figura 3.2. Os ensaios foram conduzidos com base na norma ASTM E 606 - 92 [1], tendo sido realizados à temperatura ambiente com controle da deformação total e $R = -1$.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo foram realizados na mesma máquina servo-hidráulica MTS apresentada na figura 3.3. O controle e a medida da deformação foram feitos através de um extensômetro MTS, modelo 634.12F-21 (figura 3.4), com 25 mm de comprimento inicial. Todos os ensaios foram realizados com uma frequência de 0,5 Hz, adotada com o propósito de que não houvessem variações consideráveis na temperatura dos corpos-de-prova durante os ensaios. Os dados foram obtidos e armazenados através do sistema TestStar IIs, acoplado ao computador.

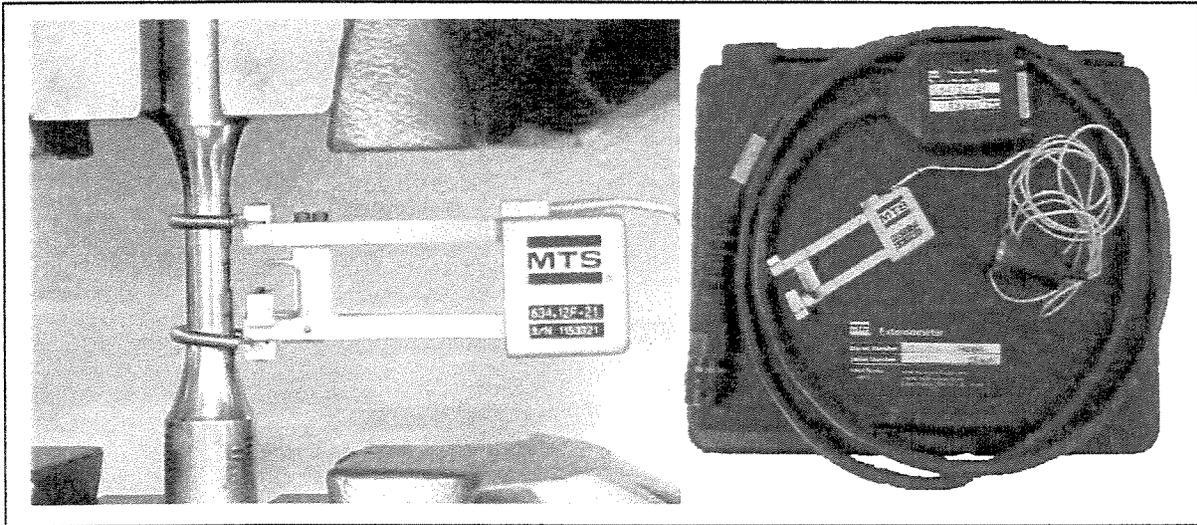


Figura 3.4 – Extensômetro MTS modelo 634.12F-21. LabMat – FEI.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo, baseados no método dos múltiplos corpos-de-prova, foram realizados com as duas ligas de alumínio estudadas neste trabalho.

Dificuldades iniciais relacionadas à fixação do extensômetro nos corpos-de-prova provocaram a perda dos resultados de alguns ensaios. A perda ocorreu devido ao “dano” que o extensômetro provocava na seção útil dos corpos-de-prova quando da sua fixação. Esses “danos” atuaram como concentradores de tensão, fazendo com que a vida do material fosse reduzida, em alguns casos, a 30% do encontrado posteriormente. O problema foi resolvido trocando-se o sistema de fixação do extensômetro por elásticos, os quais evitaram a agressão aos corpos-de-prova pelo extensômetro e não permitiram o escorregamento do mesmo para um controle adequado da deformação. Por este motivo, o número de ensaios realizados não foi o mesmo para as duas ligas, porém foram suficientes para a determinação das propriedades cíclicas das mesmas.

O controle da flambagem dos corpos-de-prova foi feito através da observação do movimento do corpo-de-prova por uma lente estereoscópica. No entanto, a ausência de flambagem foi melhor evidenciada pela transformação da superfície, tornando-se rugosa e opaca, devido provavelmente aos planos de escorregamento e inúmeras microtrincas formadas ao longo de toda seção útil dos corpos-de-prova, aspecto este que confirma uma distribuição uniforme da deformação ao longo desta seção útil, descartando a possibilidade de concentração de tensões

impostas pela flambagem. Todo este processo foi melhor observado nos ensaios com amplitudes de deformação superiores a 0,006.

As propriedades mecânicas cíclicas analisadas pelo método dos múltiplos corpos-de-prova foram: coeficiente de resistência à fadiga (σ_f), expoente de resistência à fadiga (b), coeficiente de ductilidade à fadiga (ε_f), expoente de ductilidade à fadiga (c), coeficiente de resistência cíclico (H') e coeficiente de encruamento cíclico (n').

3.3. Análise microestrutural e fractográfica

3.3.1. Microscopia óptica

A microscopia óptica foi utilizada para caracterização da microestrutura existente nas duas ligas de alumínio analisadas neste trabalho. As amostras foram as mesmas utilizadas para o ensaio de dureza, retiradas do corpo-de-prova de tração. Foram analisados os planos longitudinal e transversal como mostra a figura 3.5.

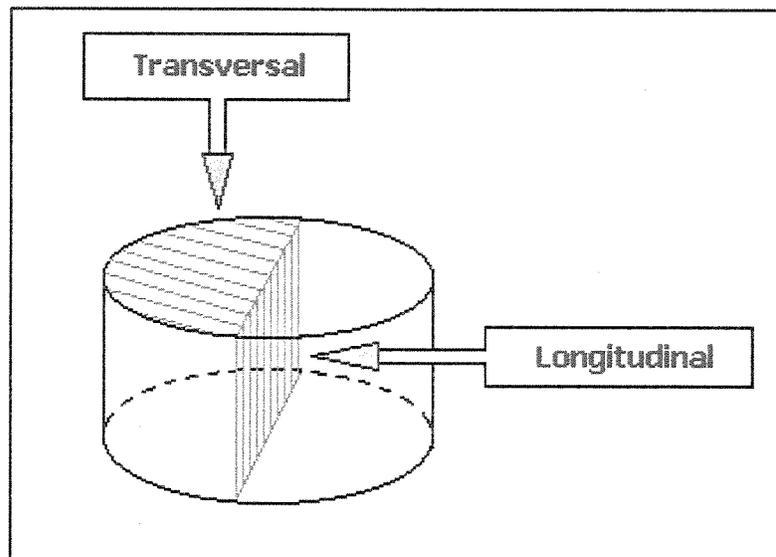


Figura 3.5 – Planos observados na análise metalográfica.

Depois de devidamente retiradas, as amostras foram preparadas com polimento mecânico e polimento eletrolítico. Embutidas em baquelite as amostras foram separadas em dois grupos. O primeiro grupo de amostras foi lixado e polido por uma politriz mecânica automática STRUERS Abramin (figura 3.6a), seguindo o procedimento descrito na tabela 3.2. O segundo grupo de amostras foi lixado com uma seqüência de lixas de granulação #220, #320, #400 e #600 e sofreu polimento eletrolítico numa politriz STRUERS LectroPol-5 (figura 3.6b), preparada com reativo A2, cuja composição é 90 mL de água destilada, 730 mL de etanol e 100 mL de butil glicol; foi realizado o polimento durante 25 segundos sob uma tensão de 25 V. As amostras dos planos longitudinais foram então atacadas com Ácido Fluorídrico 0,5% por um período de 10 a 20 segundos. Imediatamente após o ataque foram lavadas em água corrente e álcool e então, secas por ventilação forçada de ar quente. Depois de preparadas, as amostras foram fotografadas num microscópio ótico LEICA modelo DMLM acoplado ao sistema digital Q500/W (figura 3.6c).

Tabela 3.2 – Seqüência de polimento utilizada para análise microestrutural na politriz mecânica automática STRUERS Abramin.

	Suporte	Tamanho	Lubrificante	Dosagem	Força (*)	Tempo	R.P.M.
1	ROTAL	grana 220	água	fluxo constante	120 N	2'00"	150
2	ROTAL	grana 320	água	fluxo constante	120 N	3'00"	150
3	ROTAL	grana 500	água	fluxo constante	120 N	4'00"	150
4	DEDAL	6 µm	álcool	3 gotas/s	120 N	4'00"	150
5	DEDAL	3 µm	álcool	3 gotas/s	120 N	4'00"	150
6	DEDAL	1 µm	álcool	3 gotas/s	120 N	4'00"	150
7	DEDAL	1 µm	álcool	3 gotas/s	60 N	1'30"	150

(*) Força aplicada para quatro amostras.

Os corpos-de-prova, longitudinais e transversais, que sofreram o polimento mecânico descrito na tabela 3.2, foram posteriormente atacados com reagente de Poulton's, cuja composição é 60 mL de ácido clorídrico, 30 mL de ácido nítrico, 5 mL de ácido fluorídrico e 5 mL de água destilada, por um período de aproximadamente 30 segundos para que fossem obtidas as macrografias respectivas das duas ligas.

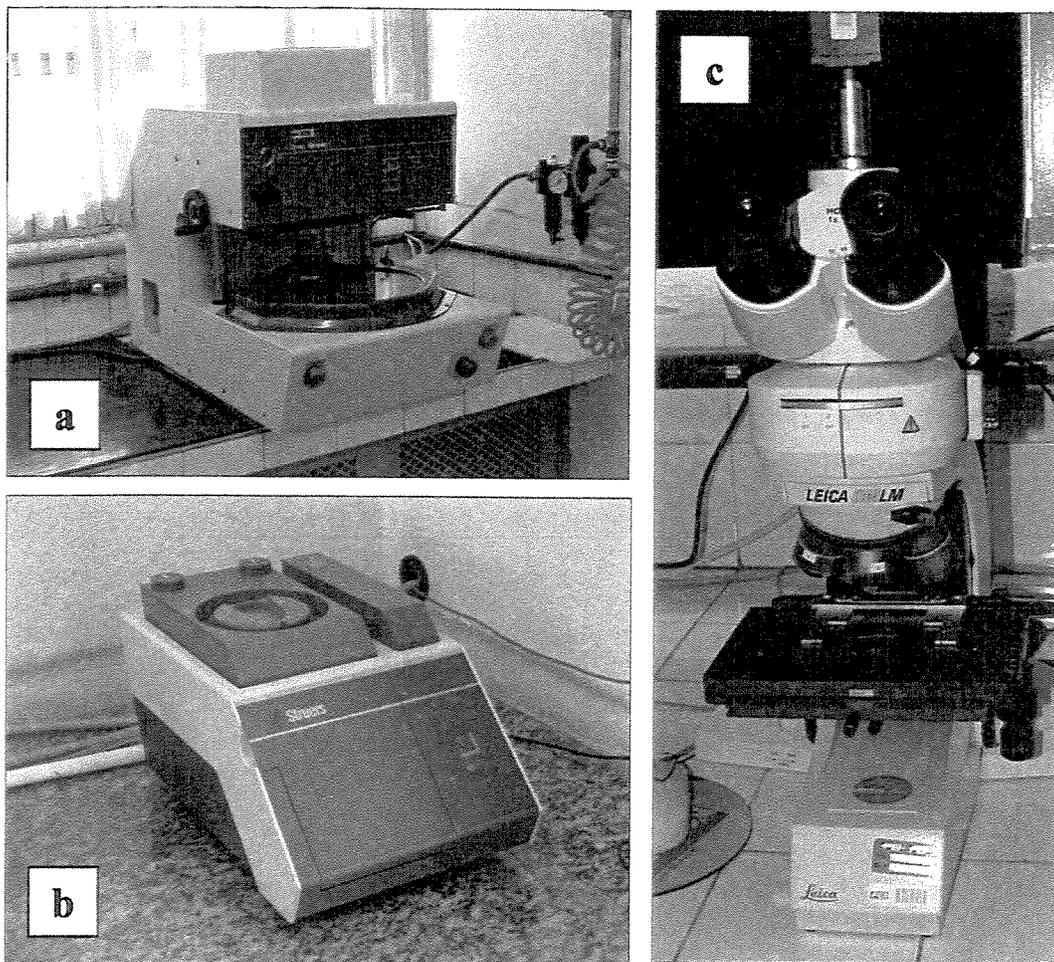


Figura 3.6 – Equipamentos utilizados para a análise metalográfica. (a) politriz mecânica automática STRUERS Abramin; (b) politriz STRUERS LectroPol-5 e (c) microscópio óptico LEICA modelo DMLM. LabMat – FEI.

3.3.2. Microscopia eletrônica de varredura

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada com o objetivo de caracterizar a morfologia da superfície de fratura dos corpos-de-prova submetidos aos ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo. As amostras foram analisadas e fotografadas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL, modelo JXA 840A, do laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP.

3.4. Métodos de previsão da vida em fadiga

Usando os resultados dos ensaios de tração, foram empregados os seis métodos de previsão de vida em fadiga descritos na seção 2.3.1, para se verificar a aplicabilidade destes nos materiais estudados. Estes métodos de previsão baseiam-se nas propriedades monotônicas do material, obtidas no ensaio de tração. Foram comparadas as propriedades assim obtidas àquelas resultantes dos ensaios de fadiga.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1. Análise microestrutural

A análise microestrutural foi realizada através de microscopia óptica, com o objetivo de se verificar a homogeneidade da microestrutura das ligas de alumínio AA6261-T6 e AA6351-T6, validando os resultados dos ensaios mecânicos.

As figuras 4.1 e 4.2 apresentam a microestrutura das ligas AA6261-T6 e AA6351-T6 respectivamente, a partir de amostras da seção transversal de cada liga. Verificou-se a distribuição homogênea de partículas de segunda fase, provavelmente Mg_2Si ou Mn_2SiAl_{10} para a liga AA6351-T6, distribuídas na matriz metálica, característica destas ligas [8].

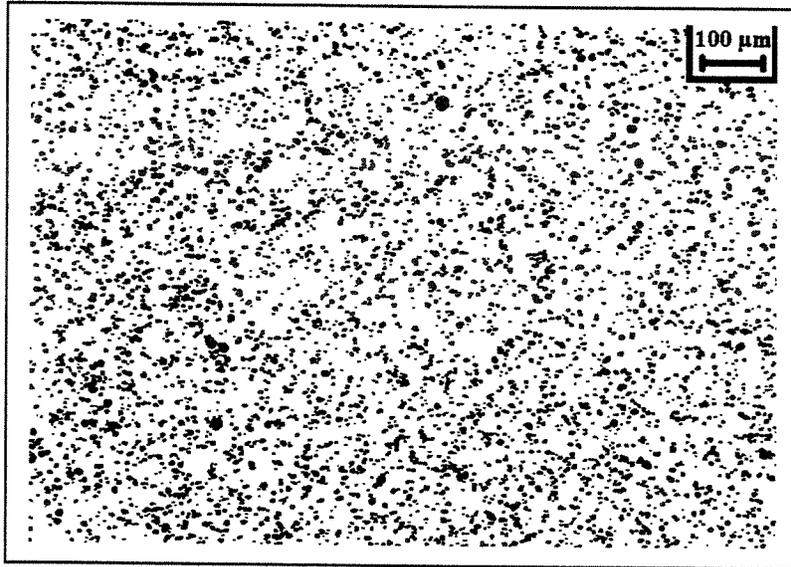


Figura 4.1 – Seção transversal da liga AA6261-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO.

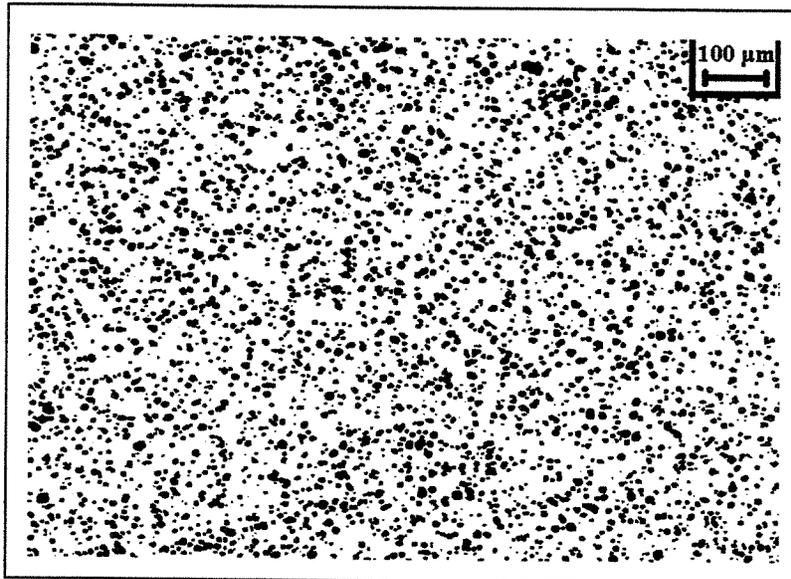


Figura 4.2 – Seção transversal da liga AA6351-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO.

As figuras 4.3 a 4.6 apresentam a seção longitudinal das mesmas ligas das figuras 4.1 e 4.2, onde verifica-se a distribuição dos microconstituintes alinhada com a direção longitudinal de extrusão ao qual o material foi submetido. Enquanto as figuras 4.3 e 4.5 foram obtidas com aumento de 50 vezes após apenas polimento eletrolítico, as figuras 4.4 e 4.6 foram obtidas com um aumento de 200 vezes após polimento eletrolítico seguido de ataque com solução de ácido fluorídrico 0,5%, apresentando na seção longitudinal, detalhes das partículas de segunda fase mais prováveis como a Mg_2Si e a Mn_2SiAl_{10} para a liga AA6351-T6, já que esta apresenta maiores teores de manganês. Nota-se que a liga AA6351-T6 aparentemente apresenta maior fração volumétrica e melhor distribuição, de partículas de segunda fase se comparadas as figuras 4.3 com 4.5 e 4.4 com 4.6.

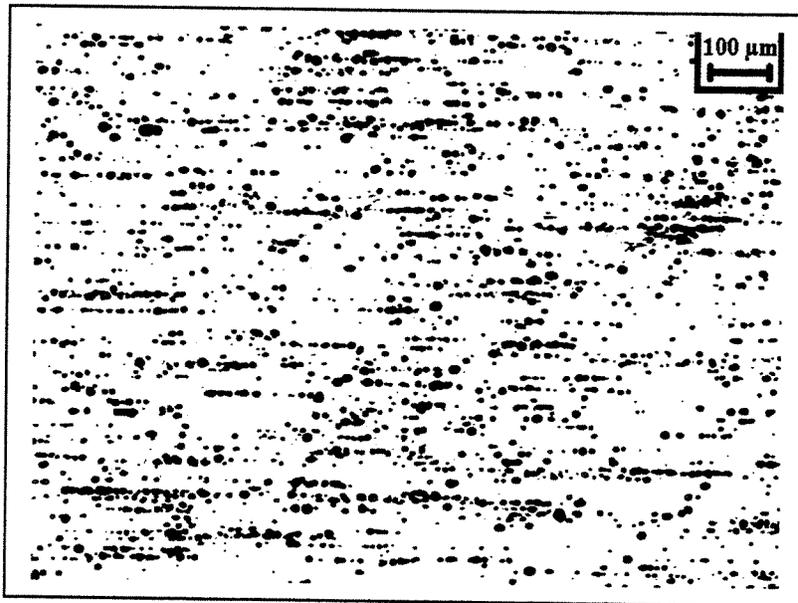


Figura 4.3 – Seção longitudinal da liga AA6261-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO.

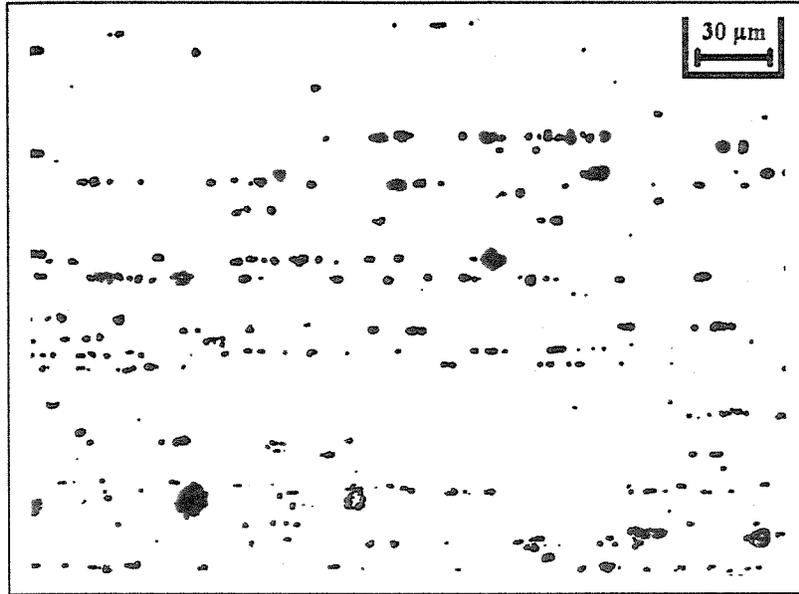


Figura 4.4 – Seção longitudinal da liga AA6261-T6 após polimento eletrolítico, seguido de ataque com HF 0,5%. MO.

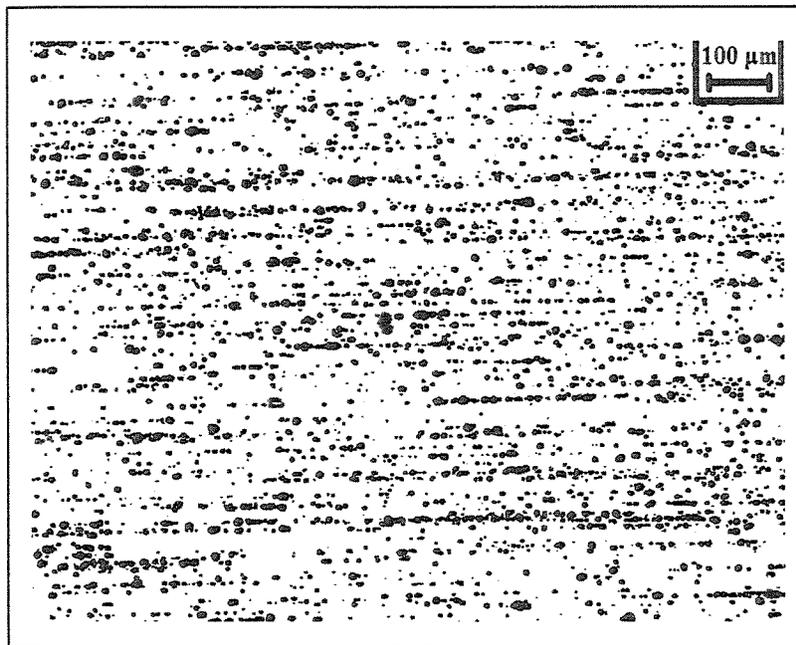


Figura 4.5 – Seção longitudinal da liga AA6351-T6 após polimento eletrolítico, sem ataque metalográfico posterior. MO.

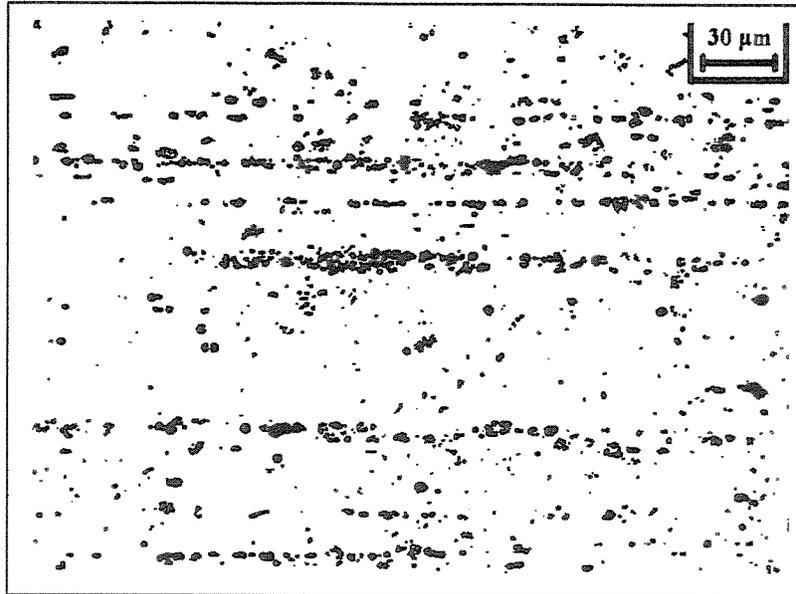


Figura 4.6 – Seção longitudinal da liga AA6351-T6 após polimento eletrolítico, seguido de ataque com HF 0,5%. MO.

As figuras 4.7 e 4.8 apresentam as macrografias das duas ligas, onde verificou-se a presença de tamanhos de grão maiores na superfície do material e menores no seu interior, muito provavelmente consequência do processo de fabricação.

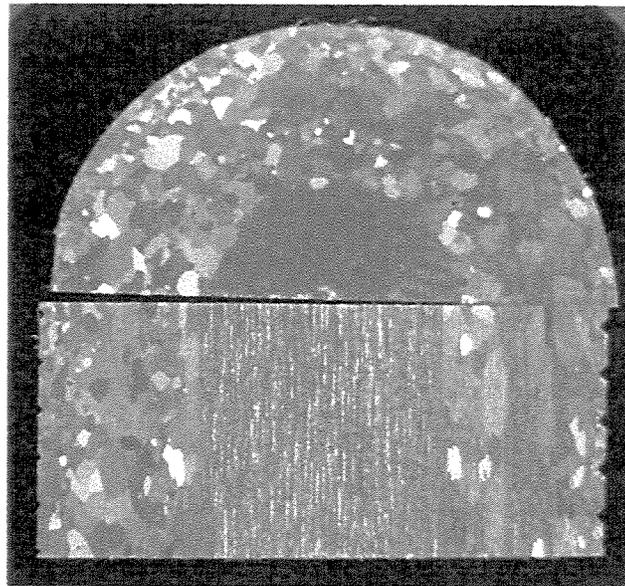


Figura 4.7 – Macrografia da liga AA6261-T6 após polimento mecânico, seguido de ataque com reagente de Poulton's.

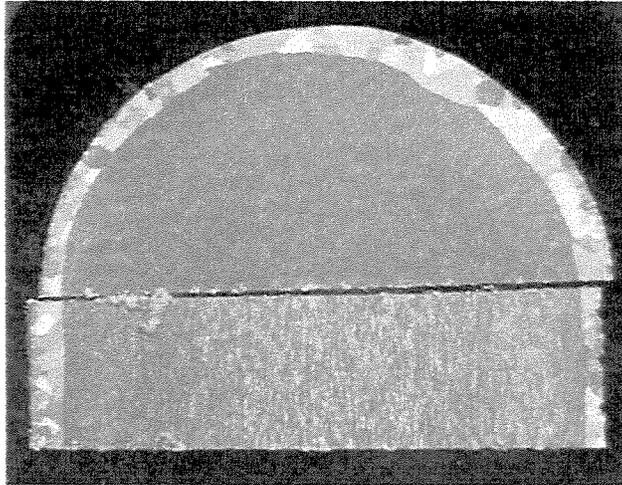


Figura 4.8 – Macrografia da liga AA6351-T6 após polimento mecânico, seguido de ataque com reagente de Poulton's.

4.2. Propriedades mecânicas monotônicas

Os ensaios de tração, realizados a temperatura ambiente, tiveram como objetivo determinar os principais parâmetros de resistência mecânica e ductilidade das ligas de alumínio analisadas neste trabalho. A determinação desses parâmetros, além da função de caracterizar o comportamento mecânico das ligas, teve como principal objetivo determinar as propriedades monotônicas requeridas pelos métodos de previsão da vida em fadiga utilizados neste trabalho, assim como estabelecer uma análise comparativa entre as propriedades monotônicas e cíclicas.

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas monotônicas.

Propriedades Mecânicas Monotônicas		
Liga	AA6261-T6	AA6351-T6
E [GPa]	$69 \pm 1,4$	$68 \pm 2,7$
σ_e [MPa]	$278 \pm 10,1$	$331 \pm 15,4$
σ_t [MPa]	$305 \pm 4,5$	$355 \pm 10,7$
σ_t/σ_e	1,09	1,07
$\tilde{\sigma}_f$ [MPa]	$516 \pm 9,1$	508 *
A_T^{25} [%]	$25,7 \pm 1,8$	$20,4 \pm 3,1$
RA [%]	$61,0 \pm 1,7$	$50,4 \pm 0,8$
$\tilde{\varepsilon}_f$ [mm/mm]	$1,89 \pm 0,09$	$1,40 \pm 0,03$
H [MPa]	$251,6 \pm 11,7$	297,3 *
n	$0,0253 \pm 0,0068$	0,0229 *

* Valores obtidos a partir do ensaio de apenas um corpo-de-prova.

Os valores obtidos experimentalmente para as propriedades mecânicas da liga AA6261-T6 foram comparados com os valores da tabela 2.2, obtidos na literatura especializada para a liga AA6061-T6. Foram calculadas as variações mais significativas dos resultados obtidos como sendo o quociente entre a diferença do valor experimental e o valor tabelado pelo valor tabelado.

Como primeira observação, pode-se destacar que os valores obtidos para o módulo de elasticidade (E) estão de acordo com o especificado na tabela 2.2, de 69 GPa para as duas ligas, considerando os desvios-padrão obtidos.

Os valores de resistência mecânica obtidos para a liga AA6261-T6 são muito próximos daqueles da tabela 2.2, isto é, $\sigma_e = 275$ MPa e $\sigma_t = 310$ MPa. No entanto, os valores referentes a liga AA6351-T6 apresentam os valores dos limites de escoamento e resistência acima dos valores encontrados na literatura especializada ($\sigma_e = 285$ MPa e $\sigma_t = 310$ MPa), com uma variação de 16% e 14% respectivamente.

A tensão de fratura verdadeira ($\tilde{\sigma}_f$), para a liga AA6261-T6, também foi superior àquela apresentada na tabela 2.2 de 469 MPa, com variação de 10%.

Com relação ao parâmetro de ductilidade, redução de área (RA), a liga AA6261-T6 apresentou valor médio próximo ao encontrado na literatura especializada.

Quanto a deformação de fratura verdadeira ($\tilde{\varepsilon}_f$), para a liga AA6261-T6, o valor calculado ($1,89 \pm 0,09$ mm/mm) praticamente dobrou em relação ao valor encontrado na tabela 2.2 ($0,86$ mm/mm).

Os valores calculados dos coeficientes de resistência (H) e de encruamento (n), para a liga AA6261-T6, através da curva tensão-deformação verdadeira, apresentam valores inferiores aos da tabela 2.2 ($H = 365$ MPa e $n = 0,042$) com variações de 31% e 40%.

A tabela 4.2 apresenta os valores obtidos nos ensaios de dureza Vickers. Observa-se que os valores apresentados, para as duas ligas de alumínio, são muito próximos aos da tabela 2.2 (107 HV).

Tabela 4.2 – Dureza Vickers para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6.

Liga	AA6261-T6		AA6351-T6	
	1 mm	7 mm	1 mm	7 mm
Dureza Vickers (HV)	$106,0 \pm 3,2$	$105,2 \pm 1,9$	$103,0 \pm 3,5$	$104,4 \pm 1,5$

São apresentadas na figura 4.9, as curvas de tensão verdadeira - deformação verdadeira para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6.

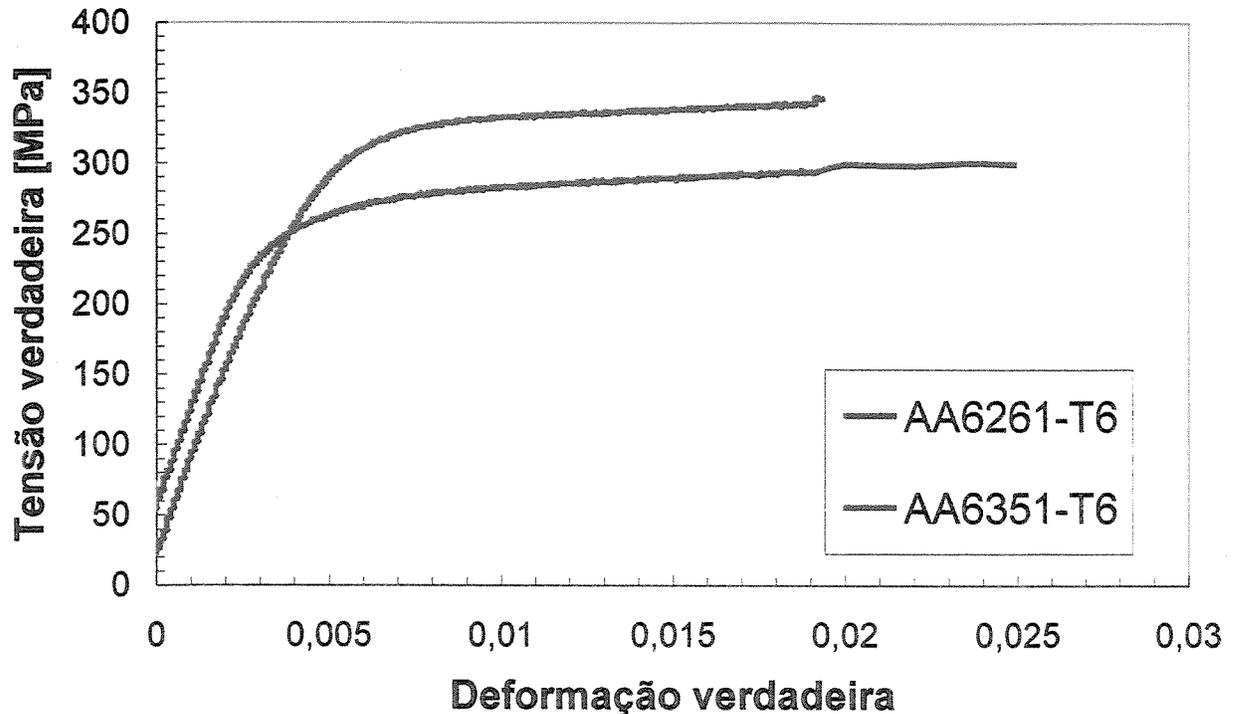


Figura 4.9 – Curvas tensão verdadeira - deformação verdadeira, obtida por meio do ensaio de tração, para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6.

4.3. Propriedades mecânicas cíclicas obtidas experimentalmente

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo (FBC), baseados no método dos múltiplos corpos-de-prova (MCP), foram realizados com o objetivo de se determinar as propriedades cíclicas das ligas de alumínio apresentadas neste trabalho.

As figuras 4.10 e 4.11 apresentam as curvas tensão-deformação cíclicas determinadas a partir dos picos dos laços de histerese estabilizados para as duas ligas, comparadas com as curvas tensão-deformação monotônicas obtidas nos ensaios de tração; cada ponto das curvas tensão-deformação cíclicas indica o resultado de um ensaio. A tabela 4.3 apresenta os parâmetros determinados a partir dessas curvas.

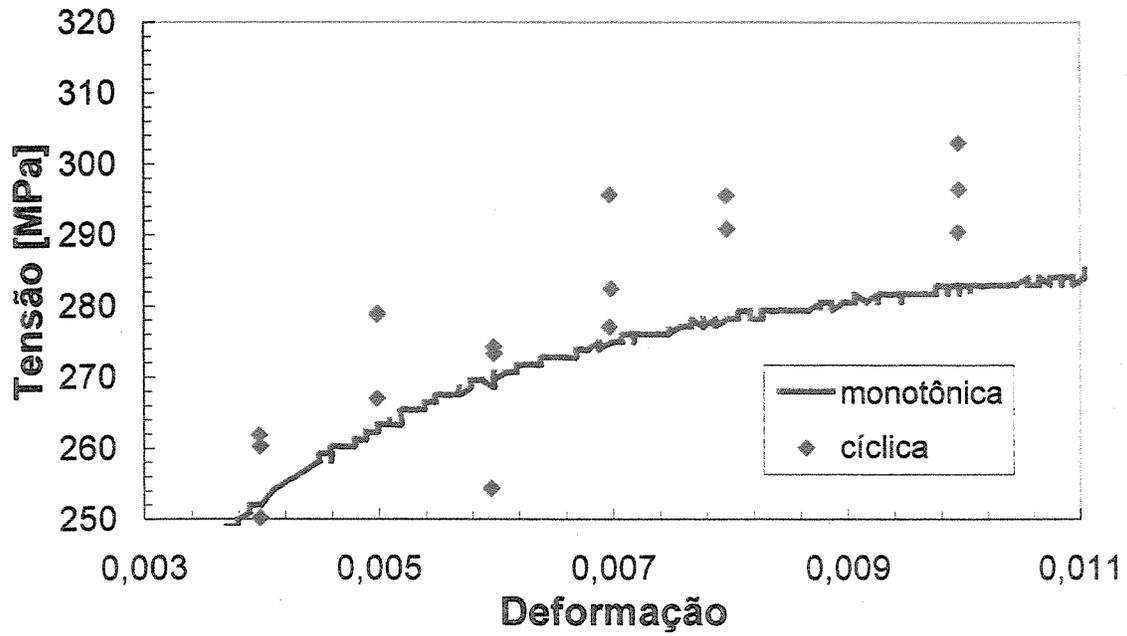


Figura 4.10 – Curvas tensão – deformação monotônica e cíclica da liga AA6261-T6. Os pontos da curva cíclica indicam os picos das curvas de histerese estabilizadas.

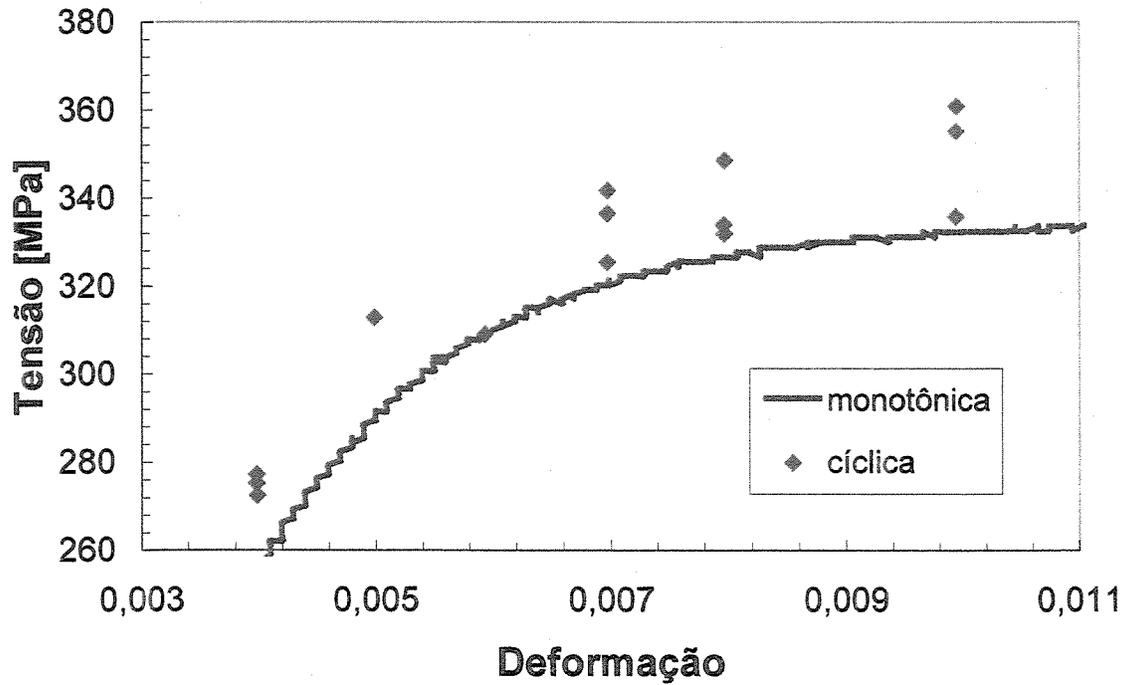


Figura 4.11 – Curvas tensão – deformação monotônica e cíclica da liga AA6351-T6. Os pontos da curva cíclica indicam os picos das curvas de histerese estabilizadas.

Tabela 4.3 – Coeficiente de resistência cíclico (H') e coeficiente de encruamento cíclico (n') para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6.

Liga	AA6261-T6	AA6351-T6
H'	353	456
n'	0,04	0,05

Segundo Hertzberg [16], as ligas estudadas deveriam apresentar amolecimento cíclico, uma vez que o coeficiente de encruamento (n') apresenta valores menores que 0,1 e a razão entre limite de resistência à tração (σ_t) e limite de escoamento (σ_e) apresenta valores menores que 1,2 para ambas as ligas. A comparação entre as curvas tensão-deformação monotônica e cíclica são apresentadas nas figuras 4.10 e 4.11, onde os valores obtidos a partir dos ensaios de fadiga de baixo ciclo se apresentam, na sua maioria, acima das curvas tensão-deformação monotônicas caracterizando endurecimento cíclico [25], mostrando que as relações descritas por Hertzberg [16] não se aplicam às ligas em estudo.

Observa-se na figura 4.10 que para deformações até 0,006, alguns pontos referentes aos picos dos laços de histerese dos ensaios cíclicos aparecem abaixo da curva tensão-deformação monotônica, sugerindo que a liga AA6261-T6 apresenta um comportamento transitório de amolecimento para endurecimento cíclico. Este comportamento transitório é apresentado por ligas do mesmo tipo como a liga AA6061-T651 (como mostrado na figura 2.16).

Verifica-se que o coeficiente de resistência cíclico (H'), manteve a tendência observada no ensaio de tração, ou seja, valores maiores para a liga AA6351-T6, o que não ocorreu com o coeficiente de encruamento cíclico (n'). Outra importante observação que pode ser feita é que os valores obtidos para os dois coeficientes tem maior aproximação com os valores obtidos experimentalmente por Ribeiro *et al* [12], apresentados na tabela 2.3, do que com os valores nominais de literatura.

As tabelas 4.4 e 4.5 apresentam os resultados experimentais utilizados para determinação das curvas amplitude de deformação total, elástica e plástica em função do número de ciclos até a fratura, determinados a partir dos ensaios de fadiga de baixo ciclo para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6, respectivamente.

Tabela 4.4 – Resultados experimentais obtidos para a liga AA6261-T6 a partir dos ensaios de fadiga de baixo ciclo.

CP	$\Delta\varepsilon/2$ TOTAL	$\Delta\varepsilon/2$ ELÁSTICA	$\Delta\varepsilon/2$ PLÁSTICA	N_f
A08	0,0040	0,0037	0,0002	4932
A12	0,0040	0,0038	0,0002	5809
A23	0,0040	0,0037	0,0004	5007
A24	0,0050	0,0042	0,0008	2177
A25	0,0050	0,0041	0,0009	2593
A26	0,0050	0,0042	0,0008	2412
A07	0,0060	0,0041	0,0019	1453
A15	0,0060	0,0049	0,0011	1230
A22	0,0080	0,0047	0,0017	1066
A13	0,0070	0,0045	0,0025	1004
A18	0,0070	0,0051	0,0019	673
A19	0,0070	0,0047	0,0022	976
A09	0,0080	0,0054	0,0026	779
A16	0,0080	0,0046	0,0034	638
A20	0,0080	0,0043	0,0037	657
A10	0,0099	0,0061	0,0039	410
A11	0,0099	0,0076	0,0024	544
A21	0,0099	0,0076	0,0024	498

Tabela 4.5 – Resultados experimentais obtidos para a liga AA6351-T6 a partir dos ensaios de fadiga de baixo ciclo.

CP	$\Delta\varepsilon/2$ TOTAL	$\Delta\varepsilon/2$ ELÁSTICA	$\Delta\varepsilon/2$ PLÁSTICA	N_f
B07	0,0040	0,0039	0,0001	8580
B17	0,0040	0,0039	0,0001	9779
B23	0,0040	0,0039	0,0000	10708
B28	0,0050	0,0047	0,0002	1783
B20	0,0060	0,0050	0,0010	1422
B21	0,0060	0,0051	0,0009	1060
B27	0,0059	0,0045	0,0016	679
B12	0,0070	0,0056	0,0014	926
B13	0,0070	0,0057	0,0012	946
B22	0,0070	0,0054	0,0016	565
B09	0,0080	0,0068	0,0013	458
B18	0,0080	0,0056	0,0024	480
B19	0,0080	0,0055	0,0025	316
B14	0,0099	0,0073	0,0027	283
B15	0,0099	0,0062	0,0038	400
B16	0,0099	0,0062	0,0038	282

As figuras 4.12 e 4.13 apresentam as curvas amplitude de deformação – vida para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6, respectivamente, obtidas experimentalmente a partir dos valores, apresentados pelas tabelas 4.4 e 4.5, das componentes de amplitude de deformação total, elástica e plástica em função do número de ciclos até a fratura, referentes aos laços de histerese estáveis. A tabela 4.6 apresenta os parâmetros determinados a partir dessas curvas.

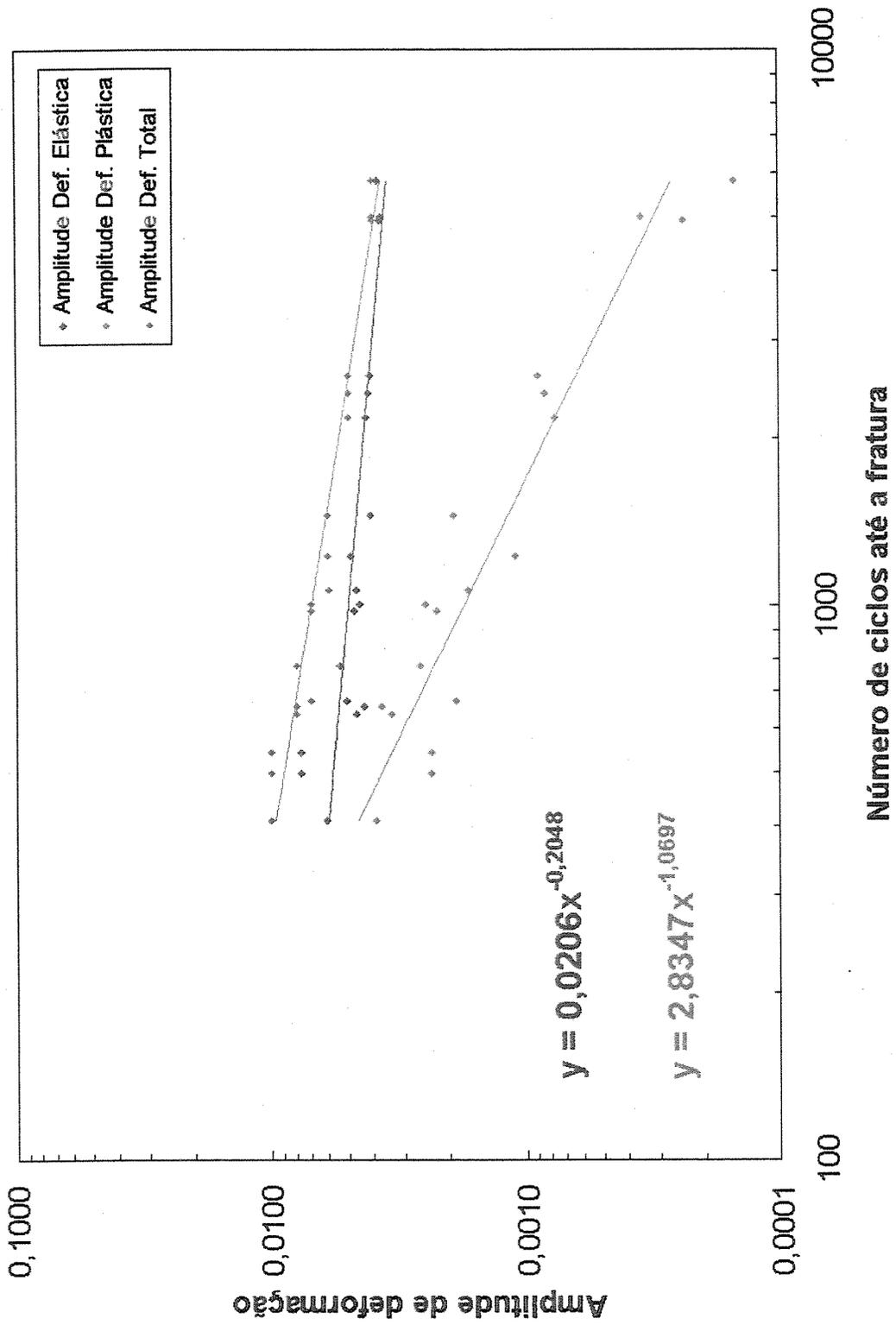


Figura 4.12 – Curvas amplitude de deformação – vida para a liga AA6261-T6.

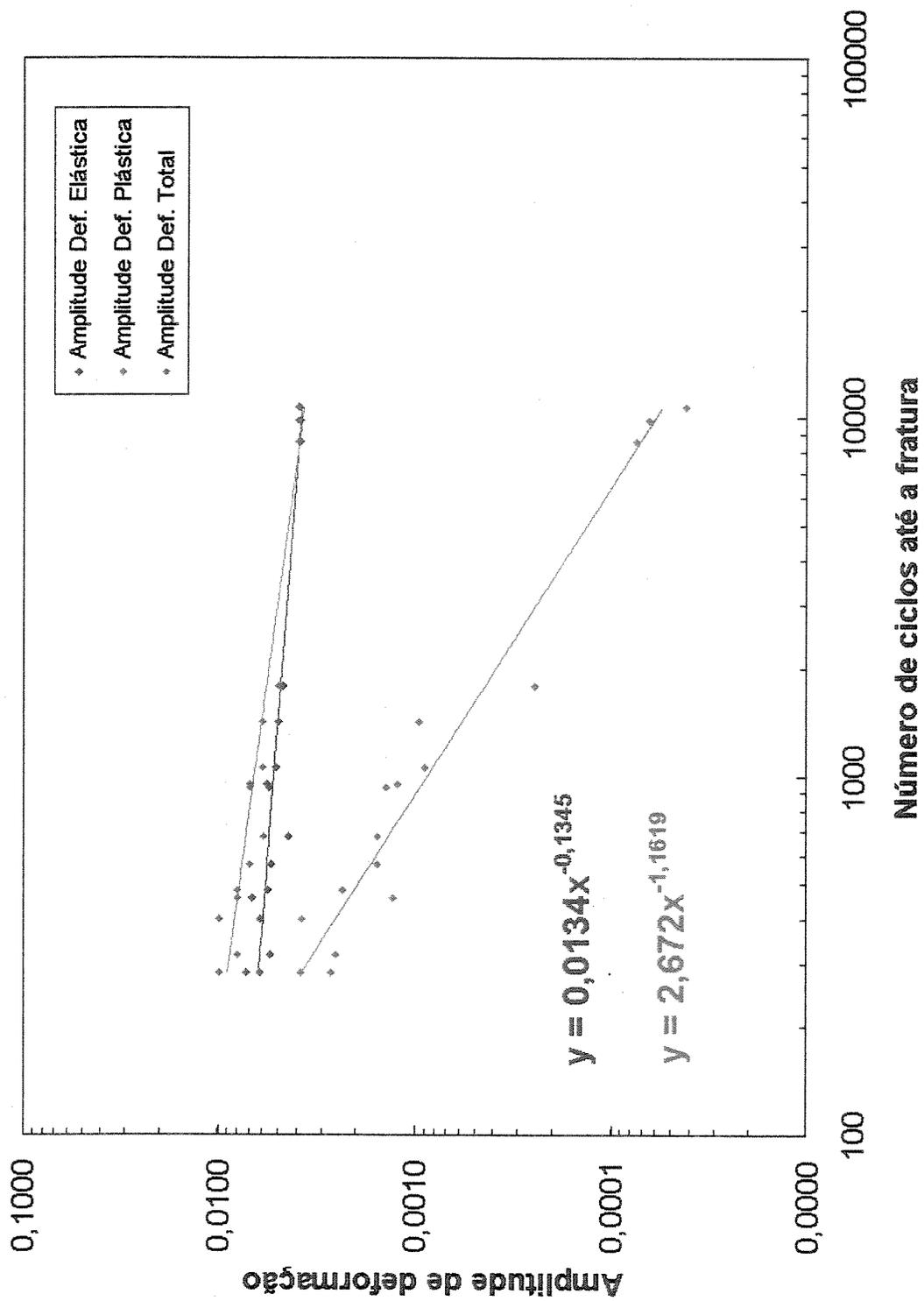


Figura 4.13 – Curvas amplitude de deformação – vida para a liga AA6351-T6.

Tabela 4.6 – Propriedades cíclicas determinadas experimentalmente a partir das curvas amplitude de deformação – vida, comparadas aos valores da literatura.

Liga	AA6261-T6 experimental	AA6061-T6 [10]	AA6061-T651 [12]	AA6351-T6 experimental
σ_f [MPa]	1638	634	394	1000
b	-0,2	-0,099	-0,045	-0,13
ε_f [mm/mm]	5,95	0,92	0,634	5,98
c	-1,07	-0,78	-0,723	-1,16
$2N_t$	572	-	-	338

Como primeira observação, todos os parâmetros obtidos neste trabalho a partir das curvas amplitude de deformação – vida foram superiores aos valores encontrados na literatura especializada [10,12]. Observa-se também que em nenhuma das duas ligas estudadas os ensaios atingiram a vida de transição à fadiga ($2N_t$). A mesma foi estimada a partir da equação (2.12) e apresenta valores que mostram a necessidade de ensaios com maiores amplitudes de deformação para caracterização experimental da região de transição entre fadiga de alto ciclo e fadiga de baixo ciclo.

A tabela 4.7 apresenta os valores estimados a partir das relações de Morrow [10,12]. Verifica-se que estas não se aplicam às duas ligas estudadas.

Tabela 4.7 – Parâmetros de fadiga obtidos a partir das relações de Morrow [10,12], comparados aos valores obtidos experimentalmente.

Liga	AA6261-T6		AA6351-T6	
	relações de Morrow	experimental	relações de Morrow	experimental
b	-0,031	-0,2	-0,043	-0,13
c	-0,84	-1,07	-0,78	-1,16
n'	0,187	0,04	0,112	0,05
H' [MPa]	1533	353	906	456

4.4. Análise fractográfica

Utilizando-se a microscopia eletrônica de varredura foi caracterizada a morfologia da superfície de fratura dos corpos-de-prova submetidos aos ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo.

4.4.1. Ensaios de tração

As duas ligas demonstraram o comportamento esperado durante os ensaios de tração, no entanto apresentaram diferentes aspectos das suas superfícies na região da seção útil dos corpos-de-prova, após os ensaios, como pode-se visualizar na figura 4.14. Provavelmente o aspecto mais heterogêneo da superfície do corpo-de-prova da liga AA6261-T6 (figura 4.14a) se deve à maior heterogeneidade na distribuição de partículas de segunda fase encontradas nesta liga, como mostra a comparação das figuras 4.4 e 4.6, além de menor fração volumétrica de partículas de segunda fase encontrada na figura 4.4.

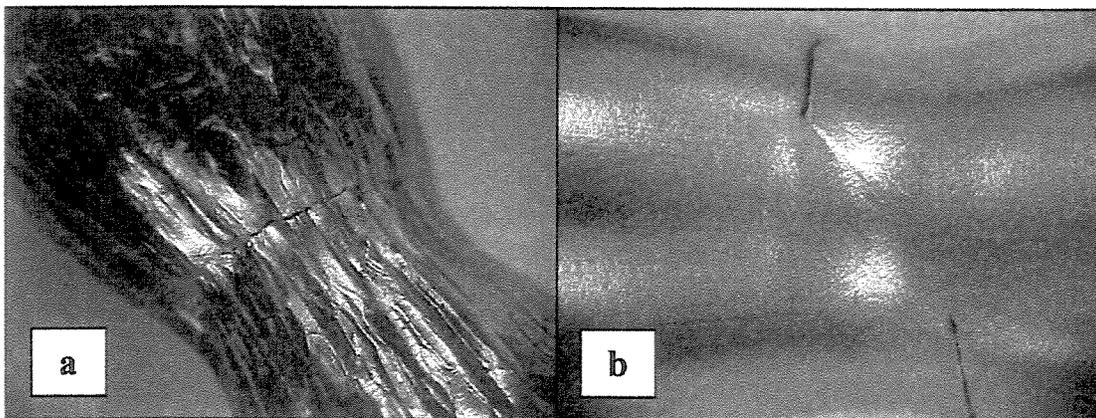


Figura 4.14 – Superfícies das regiões das seções úteis dos corpos-de-prova das ligas AA6261-T6 (a) e AA6351-T6 (b), após os ensaios de tração. *Aumento: 6x.*

As figuras 4.15 e 4.16 apresentam as superfícies de fratura dos corpos-de-prova dos ensaios de tração das ligas AA6261-T6 e AA6351-T6, respectivamente. As duas ligas apresentaram, como esperado, a morfologia típica de “dimples”, ou alvéolos, encontrados na superfície de fratura.

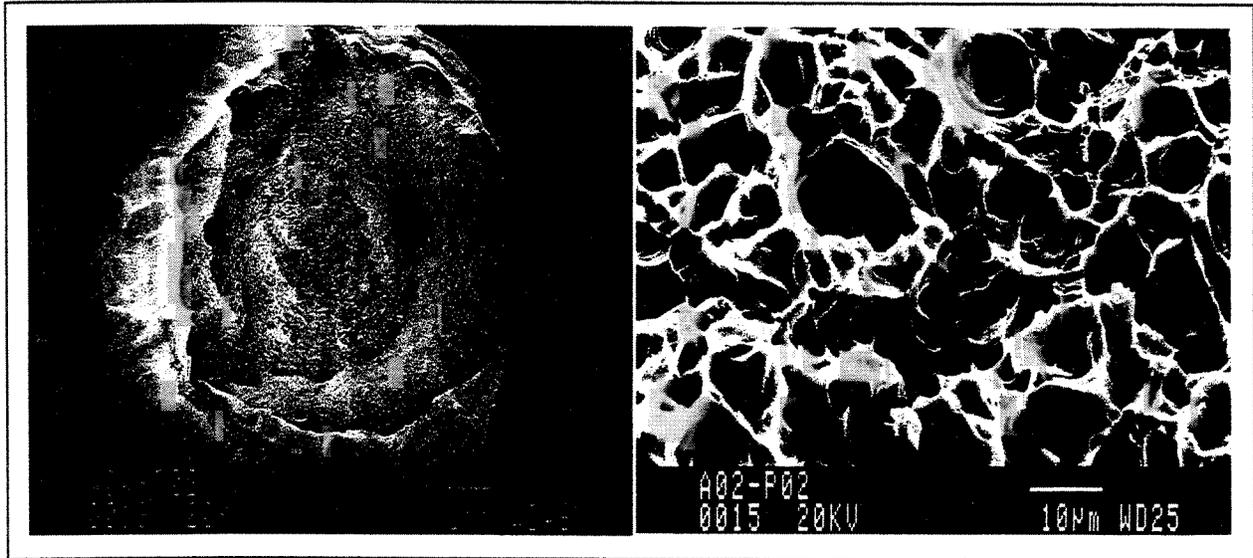


Figura 4.15 – Morfologia da superfície de fratura de corpo-de-prova de ensaios de tração da liga AA6261-T6.

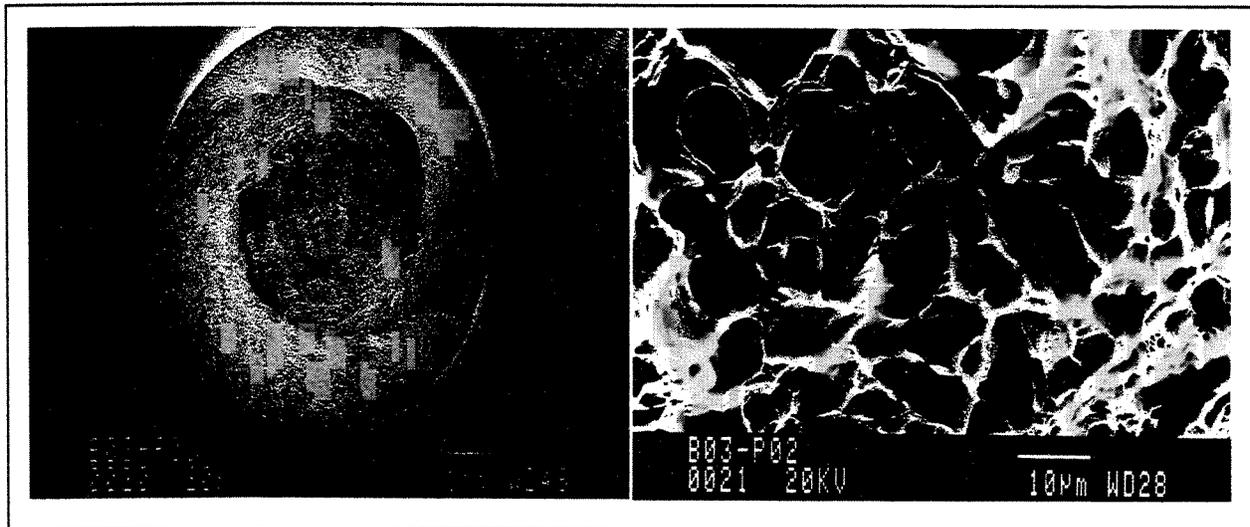


Figura 4.16 – Morfologia da superfície de fratura de corpo-de-prova de ensaios de tração da liga AA6351-T6.

4.4.2. Ensaio de fadiga de baixo ciclo

A figura 4.17 ilustra o aspecto macroscópico da superfície de fratura de um corpo-de-prova da liga AA6261-T6, ensaiado com 0,4% de amplitude de deformação total. Nessa figura, pode-se notar o ponto onde ocorreu a nucleação da trinca principal, indicado pela seta N (detalhado na figura 4.18) e a direção de propagação da trinca, indicado pela seta D. As regiões A e E serão detalhadas em figuras posteriores.

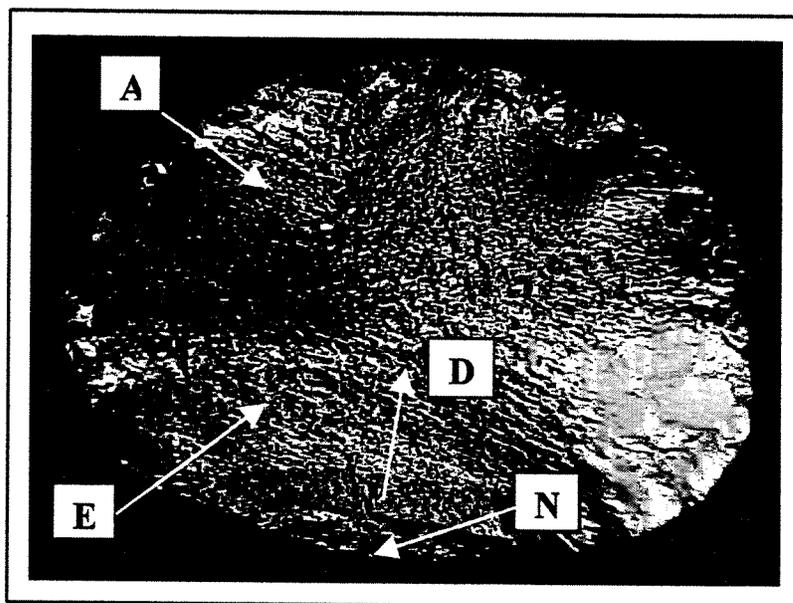


Figura 4.17 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. *Vida*: 4932 ciclos. *Aumento*: 7x.

As figuras 4.18 e 4.19 apresentam o aspecto microscópico das regiões de nucleação e propagação da trinca principal do corpo-de-prova da figura 4.17, respectivamente, onde pode-se observar a presença de estrias de fadiga, o que demonstra o caráter estável da propagação da trinca.

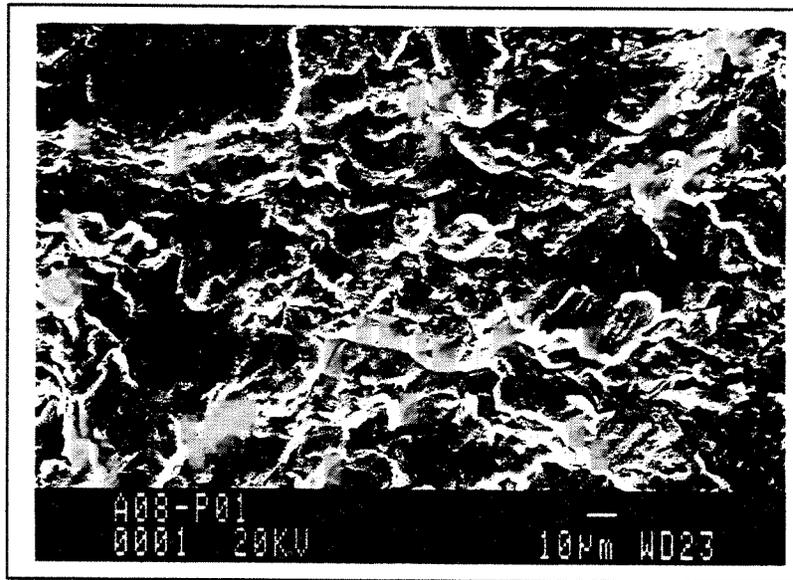


Figura 4.18 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. *Vida*: 4932 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta N da figura 4.17. Aspecto microscópico da região próxima à de nucleação da trinca principal. MEV.



Figura 4.19 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. *Vida*: 4932 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta E da figura 4.17. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca principal. MEV.

A figura 4.20, detalhe da região indicada pela seta A da figura 4.17, mostra a presença de “dimples” (alvéolos), decorrentes do processo de fratura final da trinca de fadiga.

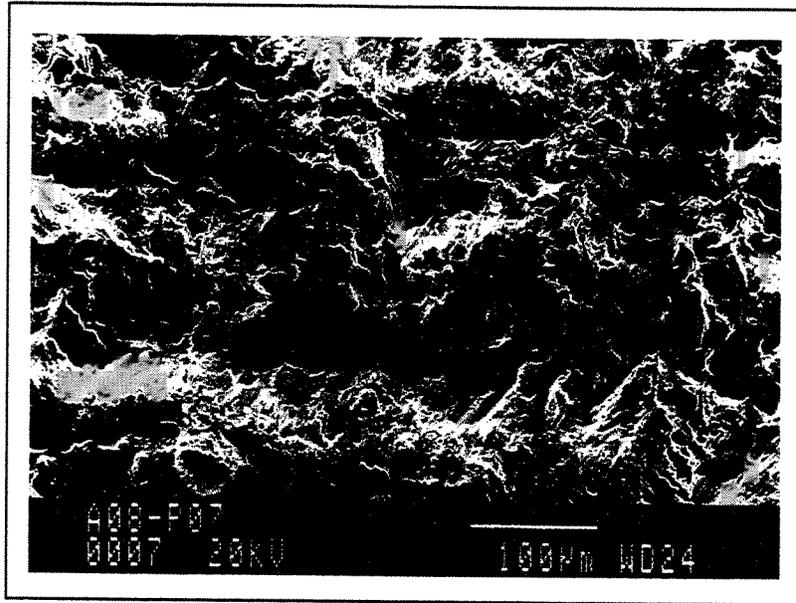


Figura 4.20 - Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. Vida: 4932 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta A da figura 4.17. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca principal. MEV.

A figura 4.21 apresenta o aspecto macroscópico da superfície de fratura de um corpo-de-prova da liga AA6351-T6, ensaiado com 0,4% de amplitude de deformação total. Pode-se notar a presença de marcas de rio, indicadas pela seta R e detalhadas na figura 4.22, onde observa-se a presença de estrias de fadiga. A região indicada pela seta A, ampliada na figura 4.23, mostra a presença de alvéolos na região final da fratura.

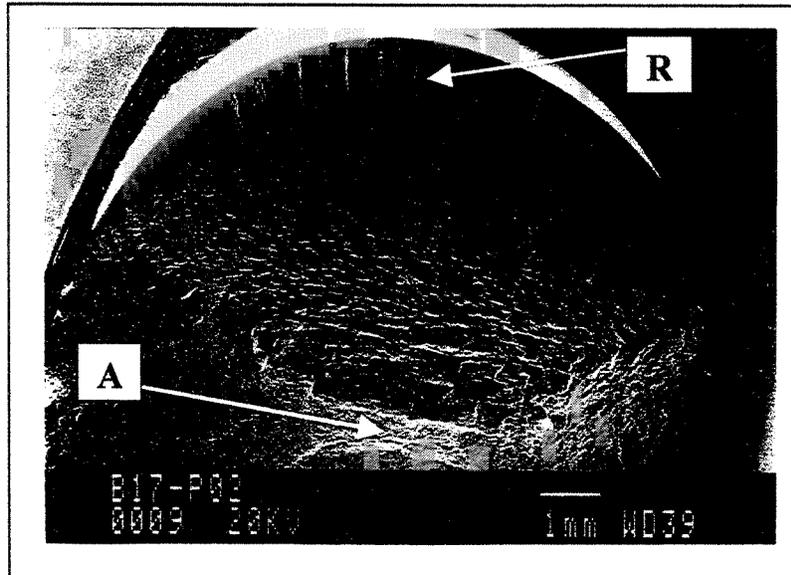


Figura 4.21 – Aspecto macroscópico da superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. *Vida*: 9779 ciclos. MEV.

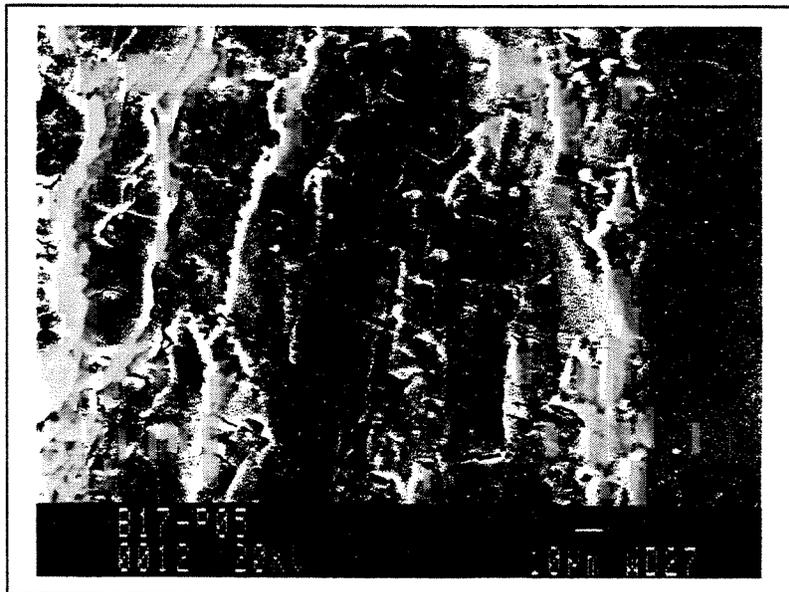


Figura 4.22 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. *Vida*: 9779 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta R da figura 4.21 onde pode-se observar a presença de estrias de fadiga. MEV.

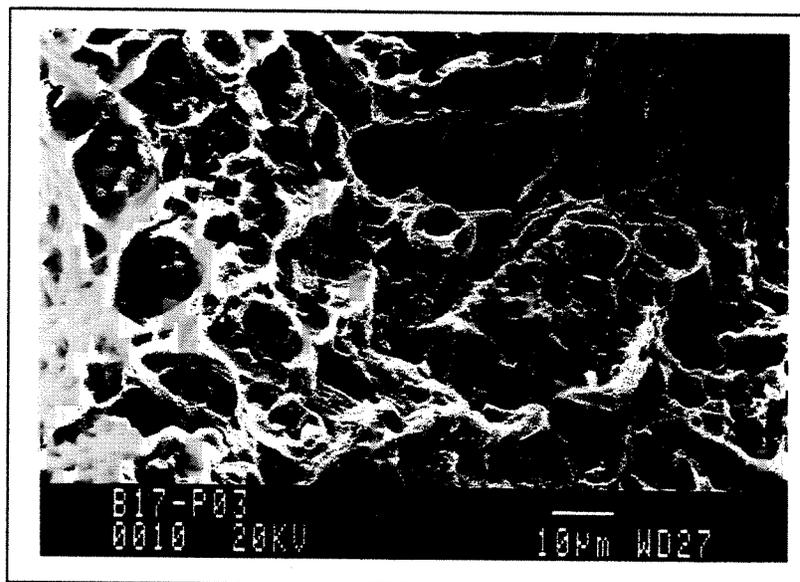


Figura 4.23 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,4% de amplitude de deformação total. *Vida*: 9779 ciclos. Detalhe da região indicada pela seta A da figura 4.21 onde observa-se a presença de alveolos. MEV.

As figuras 4.24 e 4.25 apresentam o aspecto da superfície de fratura de um corpo-de-prova da liga AA6351-T6, submetido ao ensaio de fadiga em baixo ciclo com amplitude de deformação total de 0,8%, também no estágio de propagação da trinca, onde pode-se observar a presença de típicas “marcas de pneu”, decorrentes do amassamento sofrido pelas estrias de fadiga durante a fase compressiva no ensaio de fadiga com $R = -1$. Este tipo de observação foi apenas observado nos ensaios com amplitudes de deformação total iguais ou superiores a 0,8%.

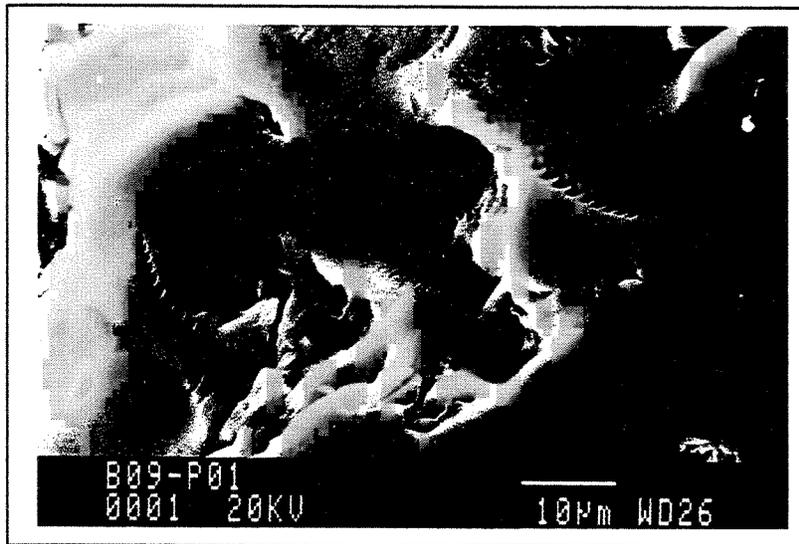


Figura 4.24 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,8% de amplitude de deformação total. *Vida*: 402 ciclos. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca de fadiga, com a presença de “marcas de pneu”. MEV.

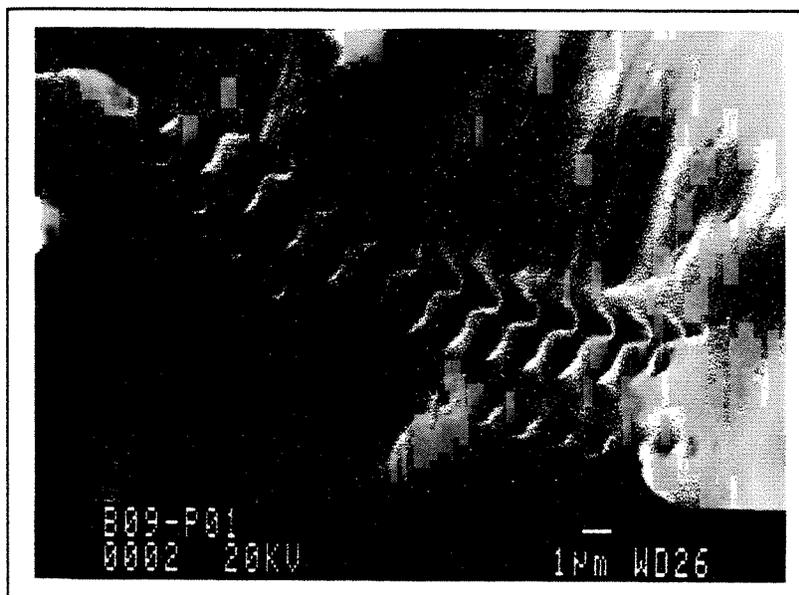


Figura 4.25 – Superfície de fratura da liga AA6351-T6, ensaiada com 0,8% de amplitude de deformação total. *Vida*: 402 ciclos. Aspecto microscópico de uma “marca de pneu”. MEV.

A figura 4.26 apresenta uma região de propagação da trinca por fadiga de um corpo-de-prova da liga AA6261-T6, ensaiado com amplitude de deformação total de 1,0%, onde observa-se a presença de estrias de fadiga.

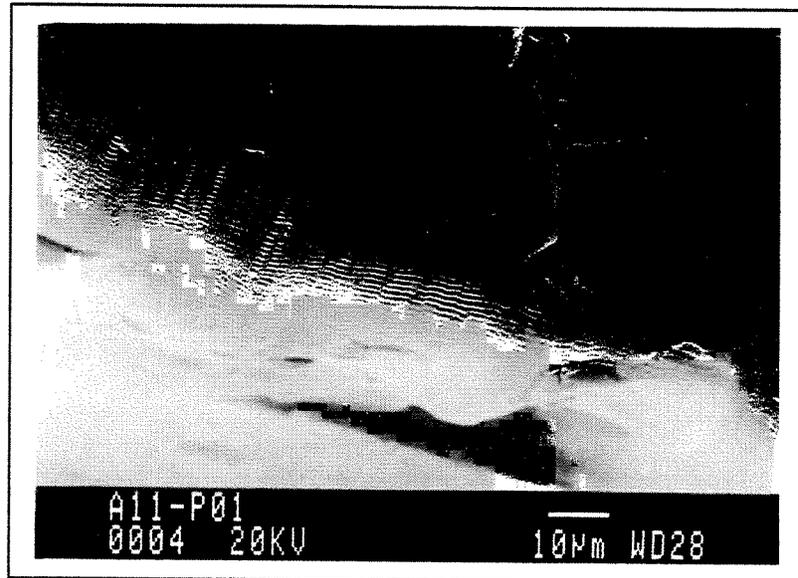


Figura 4.26 – Superfície de fratura da liga AA6261-T6, ensaiada com 1,0% de amplitude de deformação total. *Vida*: 544 ciclos. Aspecto microscópico da região de propagação da trinca de fadiga, com a presença de estrias de fadiga. MEV.

Assim verificou-se que em todos os ensaios o estudo do aspecto das superfícies de fratura não indicou qualquer comportamento anormal às etapas de nucleação e propagação de trincas de fadiga, validando os ensaios cíclicos realizados. Tal comportamento pode ser associado à homogeneidade das ligas estudadas, verificada pela análise microestrutural (item 4.1) e pelos baixos desvios-padrão nos valores encontrados nos resultados dos ensaios mecânicos monotônicos (item 4.2).

4.5. Propriedades mecânicas cíclicas estimadas

As figuras 4.27 e 4.28 ilustram as curvas amplitude de deformação total em função do número de ciclos até a fratura, experimental e estimadas, para as ligas AA6261-T6 e AA6351-T6, respectivamente. As curvas estimadas foram obtidas a partir das relações descritas na seção 2.3.1 e são apresentadas a seguir.

- Para a liga AA6261-T6:

Método de correlação dos quatro pontos:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00895(N_f)^{-0,1306} + 1,2035(N_f)^{-0,5887} \quad (4.1)$$

Método das inclinações universais:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00774(N_f)^{-0,1200} + 0,4823(N_f)^{-0,6000} \quad (4.2)$$

Método de Mitchell:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00795(N_f)^{-0,0882} + 0,6212(N_f)^{-0,6000} \quad (4.3)$$

Método de Bäuml:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00691(N_f)^{-0,0950} + 0,2169(N_f)^{-0,6900} \quad (4.4)$$

Método dos quatro pontos modificado:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00715(N_f)^{-0,0653} + 1,1086(N_f)^{-0,7696} \quad (4.5)$$

Método das inclinações universais modificado:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00643(N_f)^{-0,0900} + 0,2597(N_f)^{-0,5600} \quad (4.6)$$

- Para a liga AA6351-T6:

Método de correlação dos quatro pontos:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00940(N_f)^{-0,1204} + 0,3581(N_f)^{-0,5727} \quad (4.7)$$

Método das inclinações universais:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00914(N_f)^{-0,1200} + 0,4041(N_f)^{-0,6000} \quad (4.8)$$

Método de Mitchell:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00709(N_f)^{-0,7611} + 0,4626(N_f)^{-0,6000} \quad (4.9)$$

Método de Bäuml:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00816(N_f)^{-0,0950} + 0,2169(N_f)^{-0,6900} \quad (4.10)$$

Método dos quatro pontos modificado:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00714(N_f)^{-0,0653} + 0,8400(N_f)^{-0,7369} \quad (4.11)$$

Método das inclinações universais modificado:

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = 0,00738(N_f)^{-0,0900} + 0,2269(N_f)^{-0,5600} \quad (4.12)$$

Observa-se nas figuras 4.27 e 4.28 que as curvas amplitude de deformação total – vida experimentais estão localizadas mais próximas as curvas estimadas pelo método de Bäuml. Isto pode ser atribuído ao fato de que o método de previsão proposto por Bäuml e Seeger é o único método, utilizado neste trabalho e encontrado na literatura, que apresenta formulação específica para as ligas de alumínio.

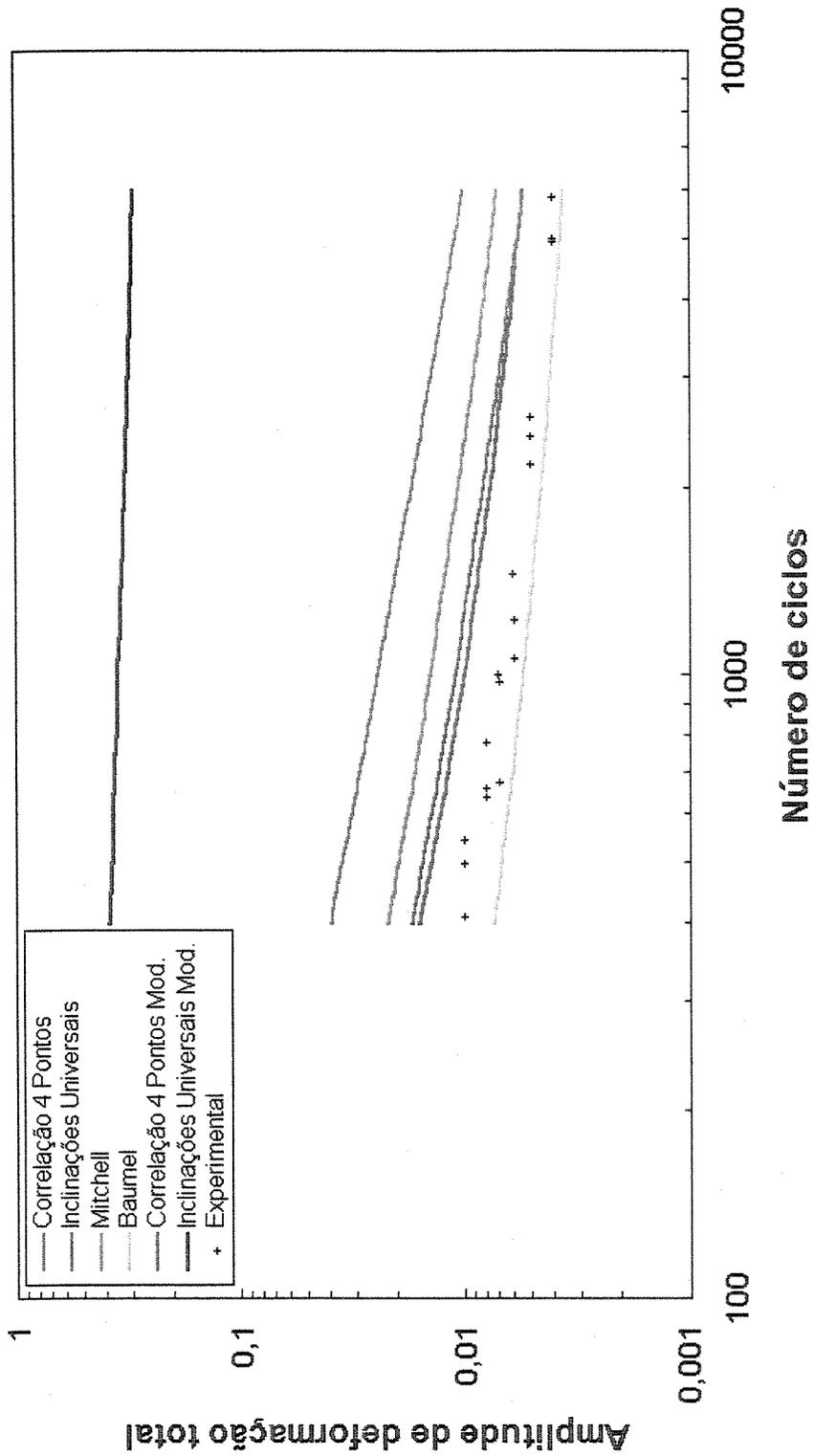


Figura 4.27 – Curvas amplitude de deformação total – vida estimadas e experimental para a liga AA6261-T6.

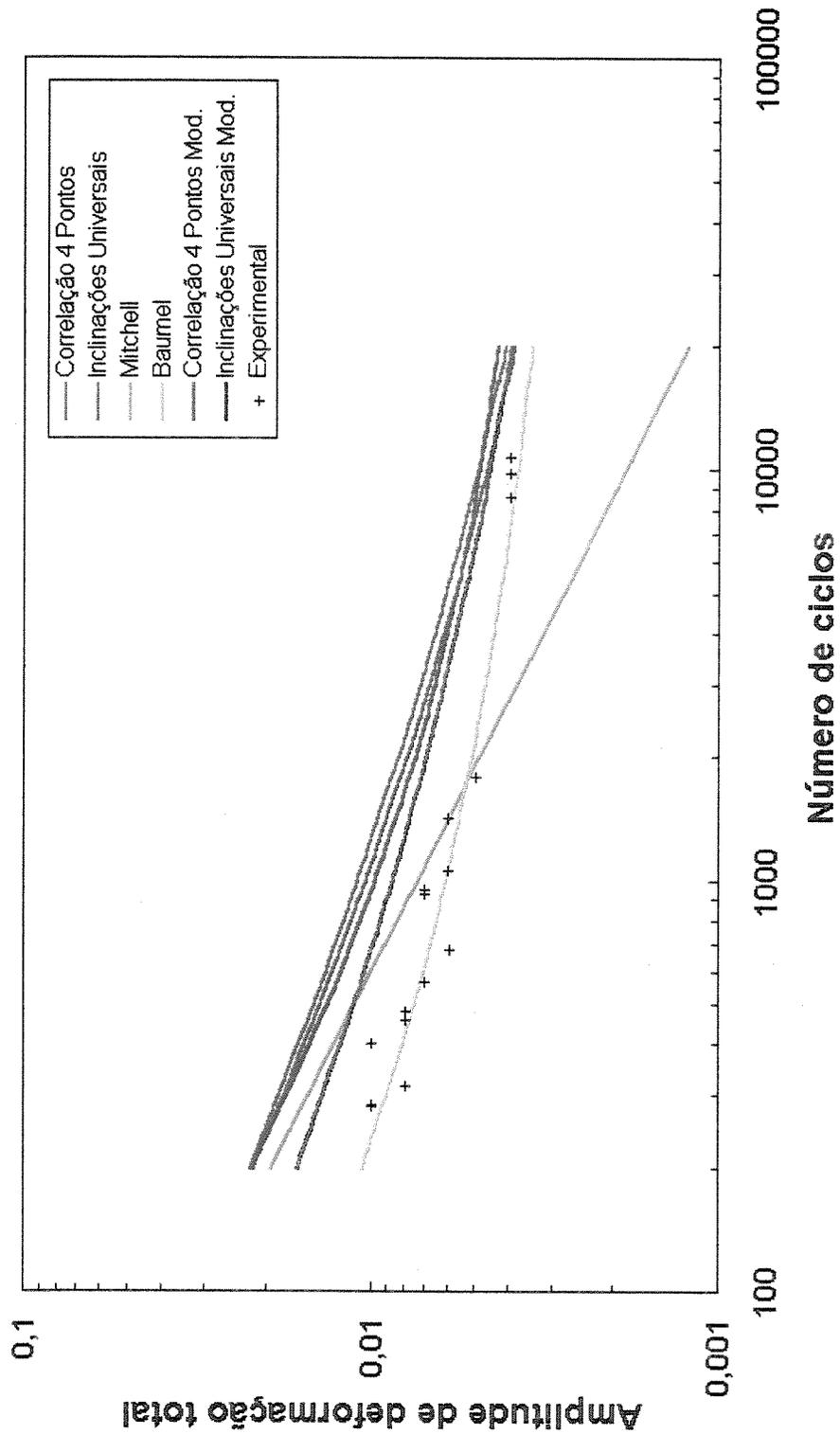


Figura 4.28 – Curvas amplitude de deformação total – vida estimadas e experimental para a liga AA6351-T6.

Nas curvas estimadas para a liga AA6261-T6, verifica-se que a curva estimada pelo método das inclinações universais modificado é a que mais se afasta dos dados obtidos experimentalmente e, das curvas estimadas para a liga AA6351-T6, a curva estimada pelo método de Mitchell apresenta um comportamento diferente das demais. Para melhor comparação a figura 4.29 apresenta as curvas amplitude de deformação total – vida estimadas para a liga AA6261-T6 (figura 4.27), porém com a mesmo intervalo de amplitude de deformação total para a liga AA6351-T6 (figura 4.28) e com isso exclui-se do gráfico a curva estimada pelo método das inclinações universais modificado.

A figura 4.30 e a tabela 4.8 comparam os parâmetros obtidos experimentalmente e estimados pelos métodos de previsão utilizados neste trabalho para a liga AA6261-T6. A figura 4.31 e a tabela 4.9 apresentam os parâmetros obtidos experimentalmente e estimados pelos métodos de previsão utilizados neste trabalho para a liga AA6351-T6.

Com relação aos valores estimados dos parâmetros de fadiga para as duas ligas de alumínio estudadas (tabelas 4.8 e 4.9), determinados pelos seis métodos de previsão, pode-se dizer que esses apresentam uma grande dispersão, quando comparados entre si. De maneira geral, pode-se dizer que em nenhum dos métodos os parâmetros estimados se igualaram aos valores obtidos experimentalmente. Entretanto, comparando-se isoladamente, alguns métodos apresentam uma previsão satisfatória dos parâmetros que definem a reta elástica (σ_f/E e b) e plástica (ε_f e c) e portanto a curva amplitude de deformação total – vida, como por exemplo, o método proposto por Bäuml e Seeger, que estima esses valores a favor da segurança para ambas as ligas, com número de ciclos menores para uma mesma amplitude de deformação aplicada e; o método da correlação dos quatro pontos modificado para a liga AA6261-T6 e o método das inclinações universais modificado para a liga AA6351-T6, porém ambos superestimando a vida do material para uma mesma amplitude de deformação.

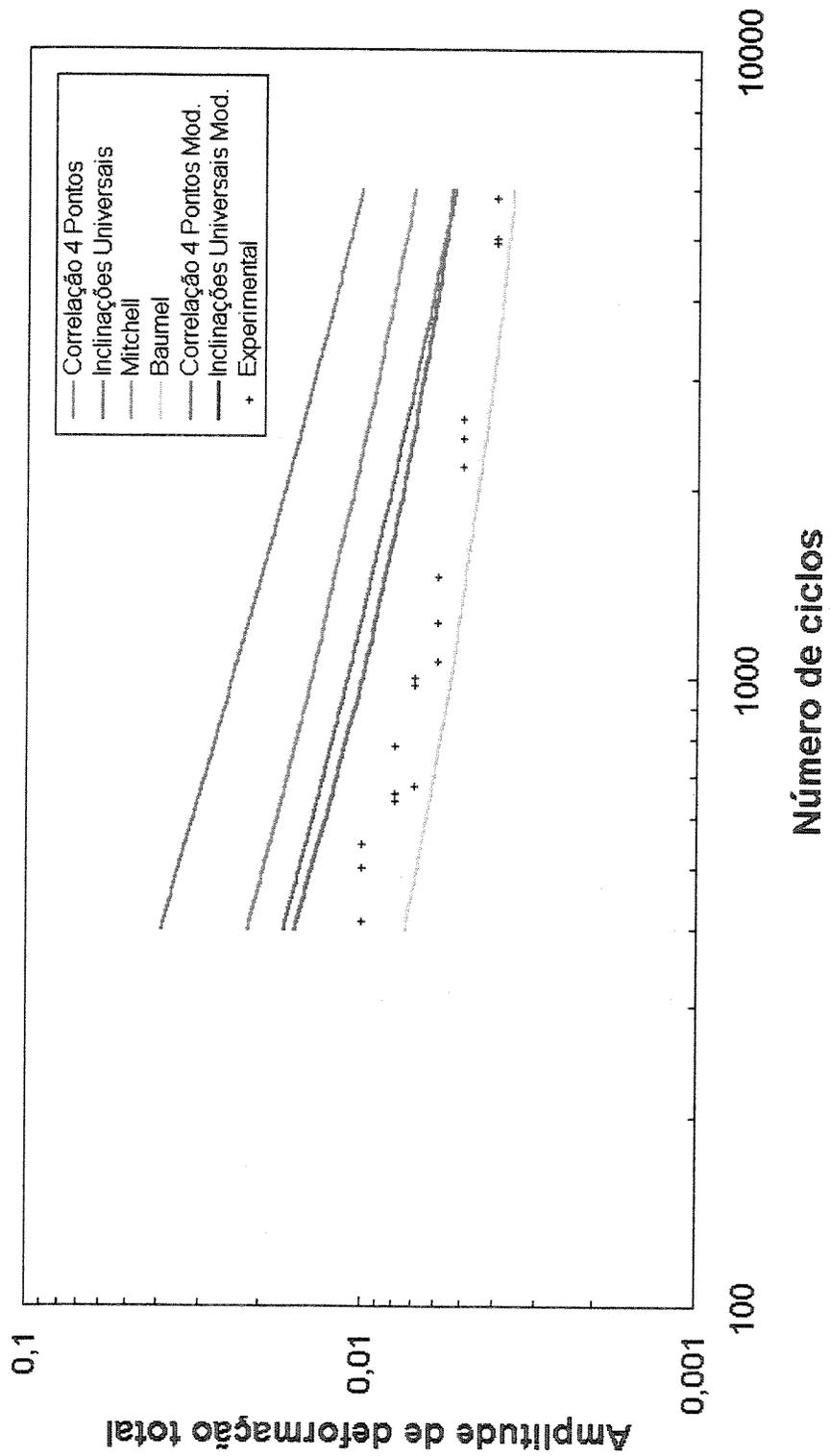


Figura 4.29 – Curvas amplitude de deformação total – vida estimadas e experimental para a liga AA6261-T6.

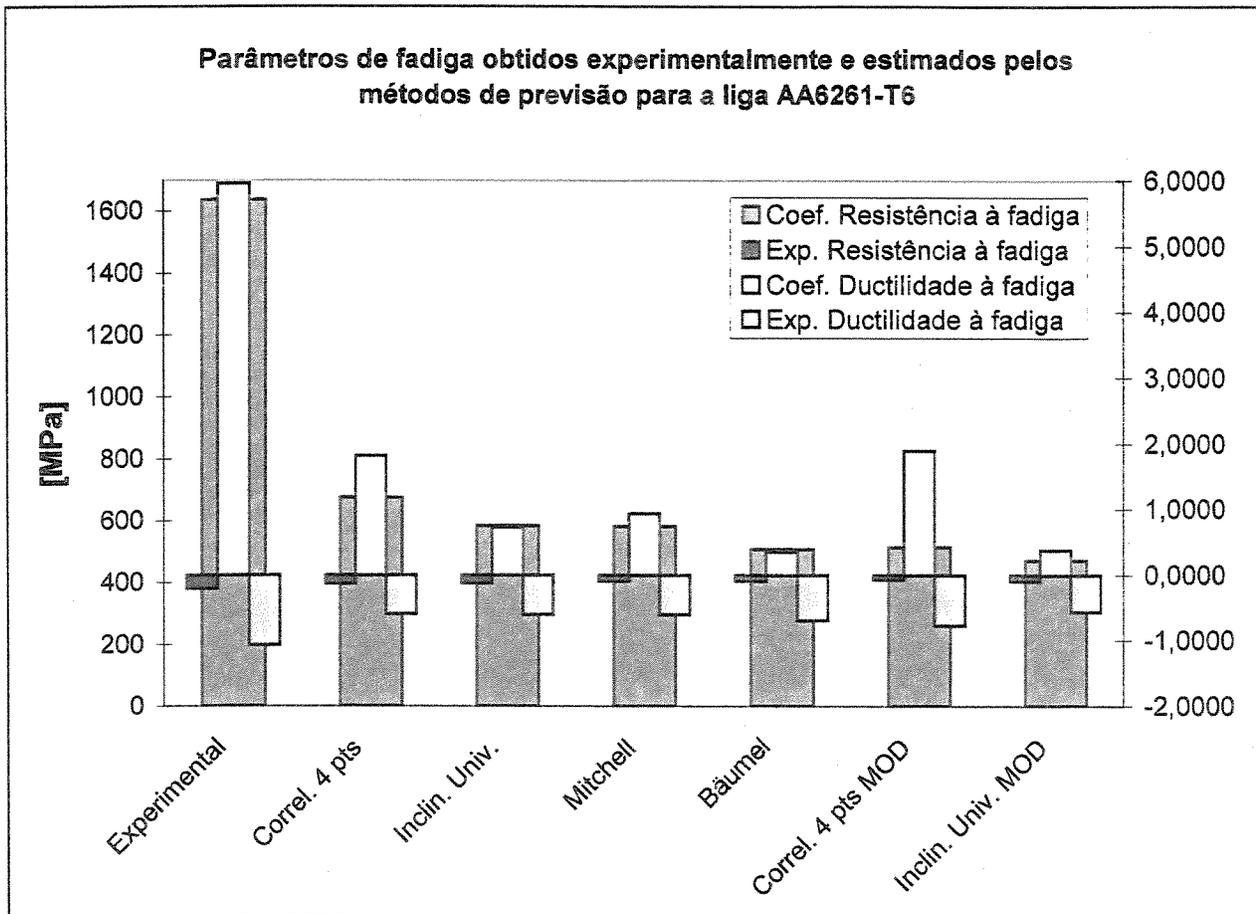


Figura 4.30 – Parâmetros de fadiga para a liga AA6261-T6. A escala à esquerda refere-se ao coeficiente de resistência à fadiga e a escala à direita refere-se ao coeficiente de ductilidade à fadiga e aos expoentes de resistência e ductilidade à fadiga.

Tabela 4.8 - Parâmetros de fadiga para a liga AA6261-T6.

Método	Exp. (MCP)	Corr. 4 pts	Incl. Univ.	Mitchell	Bäumel	Corr. 4 pts MOD	Incl. Univ. MOD.
σ_f [MPa]	1638,2	676,1	584,7	583,1	509,2	516,2	472,2
b	-0,2048	-0,1306	-0,1200	-0,0882	-0,0950	-0,0653	-0,0900
ε_f [mm/mm]	5,95	1,81	0,73	0,94	0,35	1,89	0,38
c	-1,0697	-0,5887	-0,6000	-0,6000	-0,6900	-0,7696	-0,5600

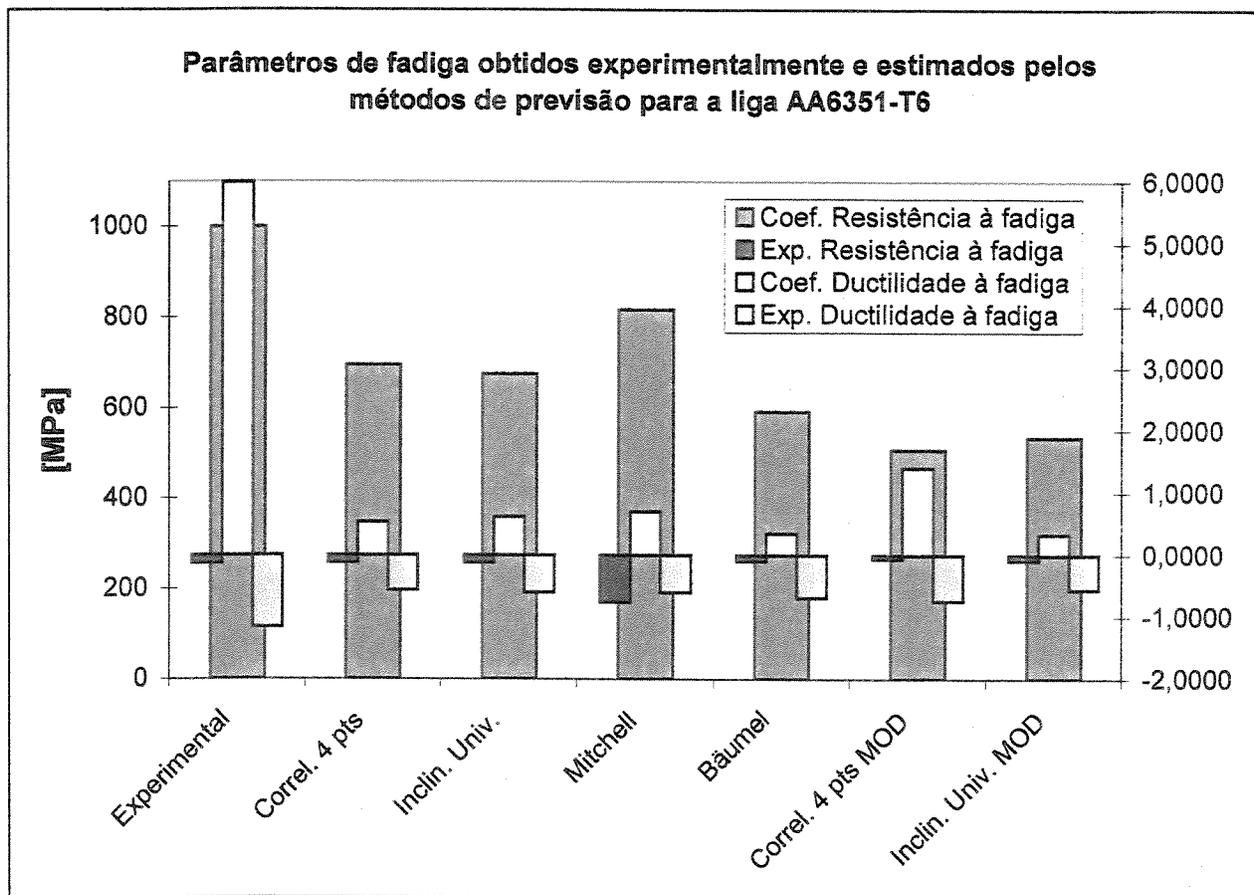


Figura 4.31 – Parâmetros de fadiga para a liga AA6351-T6. A escala à esquerda refere-se ao coeficiente de resistência à fadiga e a escala à direita refere-se ao coeficiente de ductilidade à fadiga e aos expoentes de resistência e ductilidade à fadiga.

Tabela 4.9 - Parâmetros de fadiga para a liga AA6351-T6.

Método	Exp. (MCP)	Corr. 4 pts	Incl. Univ.	Mitchell	Bäümel	Corr. 4 pts MOD	Incl. Univ. MOD.
σ_f [MPa]	1000,24	694,8	675,4	817,1	592,6	508,0	534,5
b	-0,1345	-0,1204	-0,1200	-0,7611	-0,0950	-0,0653	-0,0900
ε_f [mm/mm]	5,98	0,53	0,61	0,70	0,35	1,40	0,33
c	-1,1619	-0,5727	-0,6000	-0,6000	-0,6900	-0,7369	-0,5600

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para próximos trabalhos

5.1. Conclusões

Para as ligas de alumínio AA6261-T6 e AA6351-T6, nas condições analisadas neste trabalho, pode-se concluir o seguinte:

- Os resultados dos ensaios de tração foram superiores aos valores encontrados na literatura especializada, com exceção dos valores dos coeficientes de resistência (H) e de encruamento (n) da liga AA6261-T6 e da dureza Vickers para ambas as ligas. Os desvios-padrão das propriedades foram baixos, estando entre 1,4 e 4,7 % dos valores médios;
- Nenhuma das relações encontradas na literatura com o objetivo de prever a resposta do material quando solicitado ciclicamente foram confirmadas, pois levaram a valores diferentes dos resultados experimentais. As duas ligas apresentaram um endurecimento cíclico, apesar de a liga AA6261-T6 apresentar um comportamento transitório de amolecimento para endurecimento cíclico.

- As propriedades de fadiga de baixo ciclo determinadas experimentalmente são diferentes dos valores encontrados na literatura especializada. Os valores dos coeficientes de resistência e ductilidade à fadiga determinados experimentalmente, para a liga AA6261-T6, foram de 1638 MPa e 5,95, respectivamente, e os encontrados na literatura especializada de 634 MPa e 0,92;
- Os valores estimados dos parâmetros de fadiga a partir das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, utilizando os seis métodos encontrados na literatura, apresentam uma dispersão significativa e, em nenhum método, os valores estimados se igualaram aos valores obtidos experimentalmente. Contudo, o método de Bäümel é o que mais se aproxima do comportamento à fadiga das ligas em estudo.

5.2. Sugestões para próximos trabalhos

No sentido de completar ou ampliar cientificamente este trabalho, pode-se sugerir:

- Melhor caracterização microestrutural das ligas analisadas neste trabalho, visando a análise da influência da microestrutura nas propriedades mecânicas monotônicas e cíclicas;
- Complementar os ensaios de fadiga de baixo ciclo para as ligas analisadas e propor um ou mais modelos de previsão da curva deformação-vida a partir das propriedades monotônicas, que melhor se ajustem aos valores obtidos experimentalmente, para as ligas analisadas neste trabalho e outras da mesma família devido a não-linearidade apresentada, comum a estas ligas.

Referências Bibliográficas

- [1] American Society for Testing and Materials, E 606 – 92, Strain-Controlled Fatigue Testing, 1992.
- [2] Giordani, E.J. “Propriedades Monotônicas e Cíclicas de um Aço Microligado ao Ti e Nb em algumas condições”, 1997. FEM, UNICAMP. Dissertação de Mestrado.
- [3] Metals Handbook, vol.2 : “Properties and selection: nonferrous alloys and pure metals”. 9ªed. ASM, M.Park, 1979, p. 3-108.
- [4] Bresciani Filho, E. “Seleção de metais não-ferrosos”. Campinas: UNICAMP, 1992. p. 25-42.
- [5] Gomes, M.R.; Bresciani Filho, E. “Propriedades e usos de metais não-ferrosos”. Campinas: UNICAMP, 1976. p. 1-69.
- [6] Coutinho, Telmo de Azevedo. “Metalografia de Não-Ferrosos: análise e prática”. São Paulo. Ed. Blücher, 1980, p. 80-87.
- [7] American Society for Metals. “Aluminum: properties and physical metallurgy”. John E. Hatch, 1993, p. 231-237.
- [8] King, F. “Aluminum and its Alloys”. 1ªed. John Wiley & Sons, 1987, p. 112-117.
- [9] Companhia Brasileira de Alumínio. Catálogo Produtos-Extrudados . 1994.

- [10] Metals Handbook, vol.19 : “Fatigue and fracture”. ASM, M.Park, 1990, 10ªed, p. 231-235.
- [11] <http://www.matweb.com/search/SpecificMaterialPrint.asp?bassnum>, 8/4/2003.
- [12] Ribeiro, A.S.; Costa, J.D.; Fernandes, A.A. “Fadiga Oligocíclica. Propriedades cíclicas da liga de alumínio Al 6061-T651”. CD-ROM XV COBEM, 1999.
- [13] American Society for Testing and Materials, E 1823-96, Standard Terminology - Relating to Fatigue and Fracture Testing. 1996, p. 1030.
- [14] Suresh, S. “Fatigue of Materials”. 2ªed. Cambridge, University Press, 1998, p. 205-260.
- [15] Garcia, A.; Spim, J.A.; Dos Santos, C.A. “Ensaio dos Materiais”. Rio de Janeiro, RJ - Ed.LTC, 2000, p. 129-138.
- [16] Hertzberg, R. W. “Deformation and fracture mechanics of engineering materials”. 4ªed. New York, John Wiley & Sons, 1996, p. 521-578.
- [17] Callister Jr., W. D. Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução. 5ª edição. LTC. 2002, p. 146-154.
- [18] Dowling, N.E. Mechanic behavior of materials. Prentice Hall: New Jersey. 2ªed. 1998, p. 33.
- [19] Socie, D.F.; Marquis, G.B. “Multiaxial Fatigue”. SAE. Warrendale, PA. 2000.
- [20] Madayag, A.F. “Metal Fatigue: Theory and Design”. John Wiley & Sons, 1969, p. 1-7.
- [21] Dieter, G.E. “Mechanical Metallurgy”. SI Metric Edition. McGraw-Hill, 1988, p. 375-398.
- [22] Glodez, S.; Sraml, M.; Kramberger, J. “A computational model for determination of service life of gears”. International Journal of Fatigue. v.24, n.10, p.1013-1020. 2002.

- [23] Meyers, M.A., Chawla, K.K. *Mechanic behavior of materials*. Prentice Hall: New Jersey. 1999, p. 398-400.
- [24] Anderson, T.L. *Fracture mechanics fundamentals and applications*. CRC Press: Boca Raton. 2ªed. 1995, p. 265-301.
- [25] Mitchell, M.R. *Fatigue analysis for design*. I seminário de fadiga – SAE Brasil, São Bernardo do Campo, out 2000, p. 5-12.
- [26] Shigley, J.E. “*Mechanical Engineering Design*”. 5th Edition, McGraw-Hill, 1986, p. 227-242
- [27] Jeon, W.S.; Song, J.H. “An expert system for estimation of fatigue properties of metallic materials”. *International Journal of Fatigue*, v.24, n.6, p.685-698, 2002.
- [28] Ong, J.H. An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International journal of Fatigue*, v15, n.3, p.213-219, may 1993.
- [29] Park, J.H., Song, J.H. Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.5, p.365-372, 1995.
- [30] Adrov, V. A new damage parameter for fatigue life predictions under local strain analysis. *International Journal of Fatigue*. V.15, n.6, p.451-453, nov 1993.
- [31] Ong, J.H. An evaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v15, n.1, p.13-19, 1993.
- [32] Associação Brasileira de Normas Técnicas, NBR NM 188 –1, *Medição da Dureza Vickers*, maio 1999.
- [33] American Society for Testing and Materials, E 8M – 95a, *Tension Testing of Metallic Materials*. 1995, p.77-97.

Apêndice A

Mecânica da fratura

A.1. Características gerais

A Mecânica da Fratura é a tecnologia que relaciona a presença de defeitos que podem gerar trincas, e seus respectivos mecanismos de propagação, com as propriedades dos materiais e os níveis de tensão a que estes são submetidos. A tabela A.1 apresenta as diferentes categorias da mecânica da fratura em função dos diferentes comportamentos apresentados por materiais quando estes fraturam.

Tabela A.1 – Categorias da mecânica da fratura [24].

Categoria	Aplica-se em
MFEL – Mecânica da fratura elástica linear	Materiais que apresentam comportamento linear e não dependente do tempo.
MFEP – Mecânica da fratura elasto-plástica	Materiais que apresentam comportamento não linear e não dependente do tempo.
Mecânica da fratura dinâmica Mecânica da fratura viscoelástica Mecânica da fratura viscoplástica	Materiais que apresentam comportamento dependente do tempo.

Por ter um teor introdutório, a MFEL é a categoria da mecânica da fratura sobre a qual se concentra este apêndice.

A.2. Abordagem energética de Griffith

Em 1913, Inglis estudou o problema de uma placa finita com uma tensão aplicada, a qual possuía um furo central em formato elíptico, cujas dimensões estão mostradas na figura A.1.

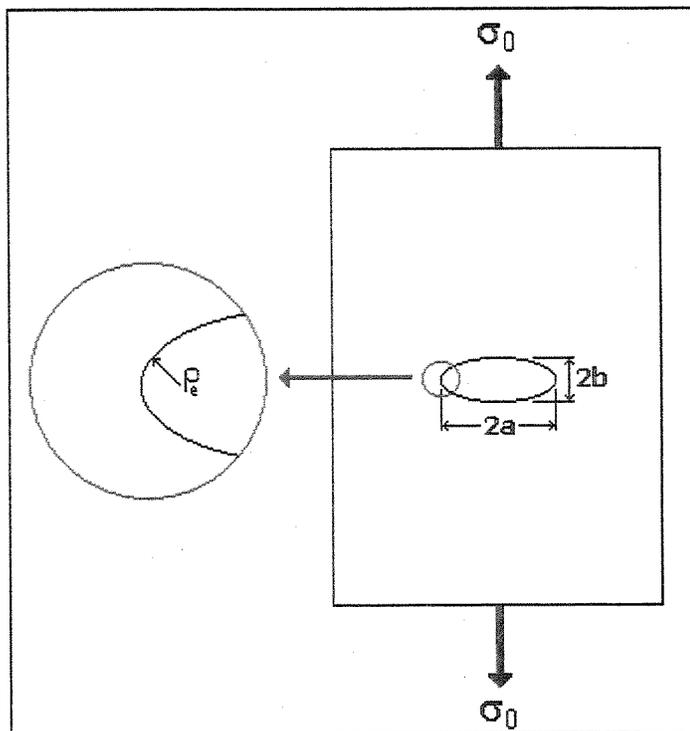


Figura A.1 – Geometria de uma trinca de formato elíptico.

O raio de curvatura ρ_e da extremidade da trinca elíptica é definido por:

$$\rho_e = \frac{b^2}{a} \quad (\text{A.1})$$

Assim, variando os valores de a e b , Inglis obteve para uma trinca de formato elíptico e orientada de acordo com uma orientação perpendicular a tensão aplicada, a tensão máxima na extremidade da trinca σ_m como sendo:

$$\sigma_m = \sigma_0 \left[1 + \frac{2a}{b} \right] = \sigma_0 \left[1 + 2 \left(\frac{a}{\rho_e} \right)^{1/2} \right] \quad (\text{A.2})$$

onde σ_0 representa a máxima tensão de tração nominal aplicada. No entanto, para uma trinca relativamente longa que possui um raio de curvatura na extremidade muito pequeno, o fator

$$\left(\frac{a}{\rho_e}\right)^{1/2} \quad (\text{A.3})$$

pode ser muito grande e a equação (A.2) toma a forma

$$\sigma_m = 2\sigma_0 \left(\frac{a}{\rho_e}\right)^{1/2} \quad (\text{A.4})$$

Como σ_m será maior que σ_0 , pode-se definir a razão σ_m/σ_0 como *fator de concentração de tensões* K_e , que representa, o quanto uma tensão externa é amplificada na extremidade de uma trinca [17].

$$K_e = \frac{\sigma_m}{\sigma_0} = 2 \left(\frac{a}{\rho_e}\right)^{1/2} \quad (\text{A.5})$$

Quando temos $a = b$, o fator de concentração de tensões K_e se iguala a 3. Porém este resultado (equação A.5) gerou certa apreensão, uma vez que, se ρ_e tende a um valor muito pequeno, próximo de zero, significa que σ_m poderá atingir valores infinitos ou próximos a isto, ou seja, um material que contém uma trinca aguda teoricamente falharia quando fosse solicitado por um carregamento infinitesimal [24].

Este paradoxo motivou Griffith, em 1920, a desenvolver uma teoria baseada em energia ao invés de tensões locais. Utilizando o conceito do primeiro princípio da Termodinâmica, de que a energia de um sistema decrescerá se este atingir uma condição de equilíbrio, a partir de um balanço energético, definiu que a nucleação ou propagação de uma trinca ocorrerá somente se a energia do sistema decrescer ou se manter constante [24].

Considerando uma placa infinita, com uma trinca central como mostrado na figura A.2, Griffith demonstrou o balanço energético para uma variação incremental de área trincada dA para um sistema em condições de equilíbrio, como segue:

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \quad (\text{A.6})$$

ou

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dW_s}{dA} \quad (\text{A.7})$$

onde E é o módulo de elasticidade, Π a energia potencial fornecida pela energia de deformação e pelas forças externas e W_s o trabalho necessário para a criação de novas superfícies [24].

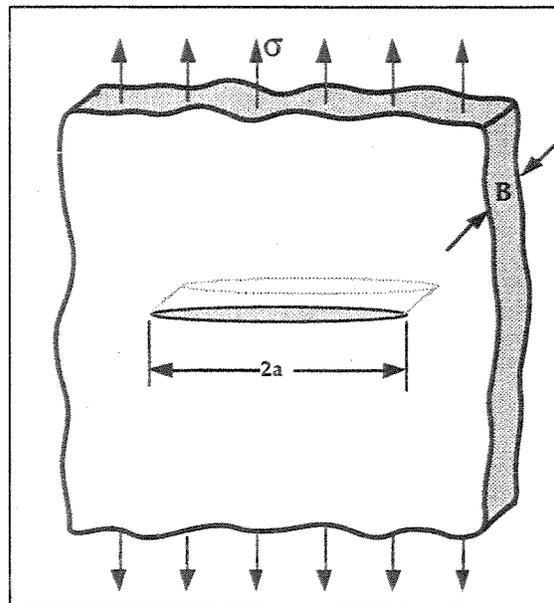


Figura A.2 – Placa infinita sujeita a um carregamento distante de uma trinca central.

Para a trinca ilustrada na figura A.2, Griffith usou a análise de tensões de Inglis para demonstrar que:

$$\Pi = \Pi_0 - \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} \quad (\text{A.8})$$

onde Π_0 é a energia potencial de uma placa não trincada e B a espessura da placa infinita.

À medida que uma trinca se propaga, parte da energia armazenada durante a deformação elástica é liberada. Essa parcela, conhecida como energia de deformação elástica, será responsável, durante o processo de extensão da trinca, pela criação de novas superfícies livres, provocando um aumento na energia de superfície do sistema [17]. A energia necessária para a criação dessas superfícies é dada por:

$$W_s = 2(2Ba)\gamma_s = 4.a.B.\gamma_s \quad (\text{A.9})$$

onde γ_s é a energia superficial do material. Assim:

$$\frac{d\Pi}{dA} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (\text{A.10})$$

e

$$\frac{dW_s}{dA} = 2.\gamma_s \quad (\text{A.11})$$

Griffith propôs então que a fratura em um material frágil irá ocorrer quando se atingir uma tensão crítica σ_c , que para uma trinca elíptica (figura A.1), pode ser descrita, substituindo-se as equações (A.10) e (A.11) na equação (A.7), por:

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (\text{A.12})$$

Os estudos de Griffith se mostraram válidos somente para sólidos idealmente frágeis, pois subestimaram a capacidade que os materiais tem de resistirem a fratura. Em 1948, Irwin e Orowan, separadamente, propuseram modificações no modelo de Griffith. Como a maioria dos materiais experimentam alguma deformação plástica durante a fratura, substituíram γ_s por $\gamma_s + \gamma_p$, onde γ_p representa a energia de deformação plástica por unidade de superfície criada. Assim, a equação (A.12) toma a forma:

$$\sigma_c = \left[\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right]^{1/2} = \left[\frac{2E.W_f}{\pi a} \right]^{1/2} \quad (\text{A.13})$$

onde W_f é a energia de fratura. Esta nova metodologia, denominada de método de Griffith generalizado, considerava que para materiais idealmente frágeis, a parcela devida a deformação plástica (γ_p) seria nula, enquanto que para metais, a contribuição da energia superficial (γ_s) seria desprezível.

Na década de 1950, G.R.Irwin definiu o termo $2(\gamma_s + \gamma_p)$ como *taxa crítica de liberação de energia de deformação* G , o que nos leva a outra expressão da teoria de Griffith.

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (\text{A.14})$$

Dessa forma, quando G assume um valor crítico a trinca se propaga, isto é:

$$G_c = \frac{dW_s}{dA} = 2W_f \quad (\text{A.15})$$

onde G_c corresponde a máxima energia que eu posso fornecer ao material que possui uma trinca até o momento da fratura, ou seja, é a medida da tenacidade a fratura do material [24].

A.3. Análise de tensões na ponta de uma trinca

Em um material que apresenta um comportamento de fratura linear elástica, o campo de tensões na ponta de uma trinca pode ser descrito em coordenadas polares como mostrado na figura A.3 e descrito por:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}} \right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad (\text{A.16})$$

onde σ_{ij} é o tensor de tensões, f_{ij} são as dimensões do campo de tensão em função de θ e k é uma constante de proporcionalidade [24].

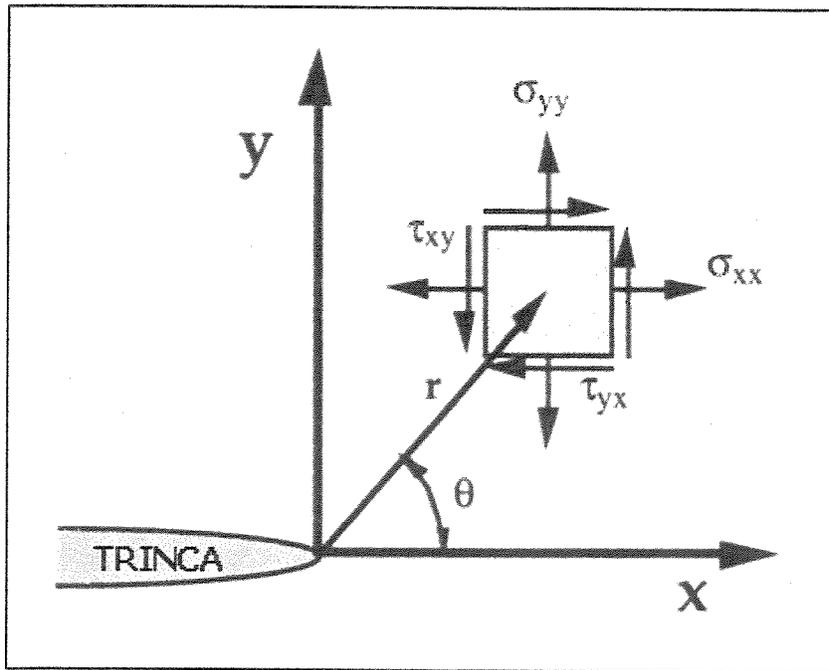


Figura A.3 – Coordenadas polares na ponta de uma trinca [24].

Convenientemente, k é substituído pelo *fator de intensificação de tensões* K , onde:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{A.17})$$

Foram convencionados três diferentes modos de fratura, envolvendo deslocamentos diferentes da superfície da trinca, estes modos estão ilustrados na figura A.4. O modo I, chamado de abertura ou de tração, é o mais freqüente na prática da engenharia. O modo II é conhecido como modo de deslizamento ou cisalhamento, e o modo III, como modo de rasgamento [24].

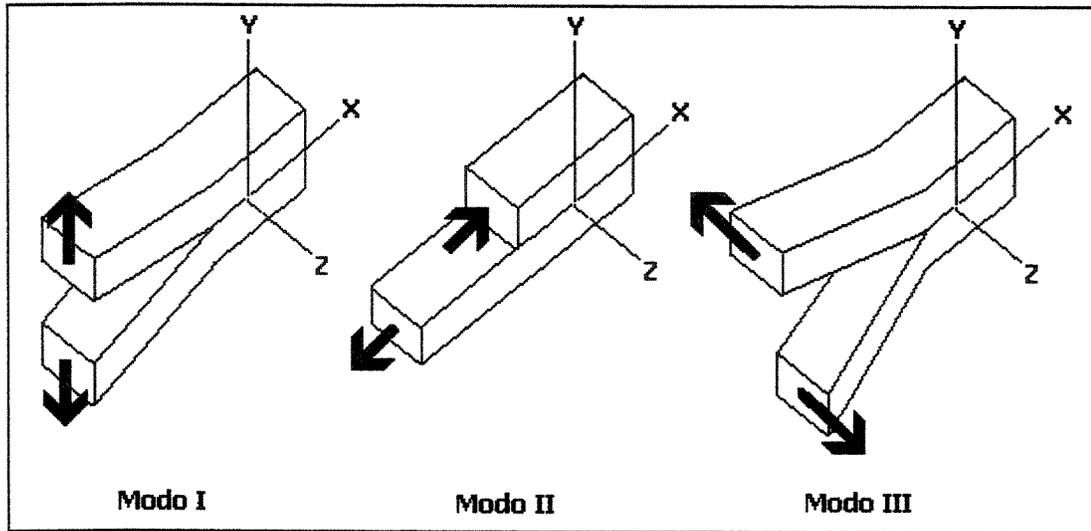


Figura A.4 – Modos de deslocamento da superfície da trinca.

O fator K usualmente recebe um índice correspondente ao modo de carregamento aplicado na trinca, ou seja, K_I , K_{II} ou K_{III} . O campo de tensões na ponta de uma trinca pode ser escrito por:

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(I)} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{(I)}(\theta) \quad (\text{A.18})$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(II)} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{(II)}(\theta) \quad (\text{A.19})$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(III)} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{(III)}(\theta) \quad (\text{A.20})$$

para os modos I, II e III, respectivamente.

No modo I, o campo de tensões na ponta de uma trinca é dado por:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (\text{A.21})$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (\text{A.22})$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (\text{A.23})$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad (\text{A.24})$$

$$\sigma_z = 0 \quad \text{para um estado plano de tensões} \quad (\text{A.25})$$

ou

$$\sigma_z = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad \text{para um estado plano de deformações.} \quad (\text{A.26})$$

Assim, quando $\theta = 0$, temos:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (\text{A.27})$$

e

$$\tau_{xy} = 0 \quad (\text{A.28})$$

E se $r \rightarrow 0$, então $\sigma \rightarrow \infty$ (singularidade de tensões).