



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS
UFOP – CETEC – UEMG



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

INFLUÊNCIA DO GRAU DE DEFORMAÇÃO E DO
TRATAMENTO “BAKE HARDENING” NA PROPAGAÇÃO
DE TRINCA POR FADIGA EM DOIS AÇOS BIFÁSICOS
USADOS EM RODAS AUTOMOBILÍSTICAS



ALUNO: FABIANO ALCÂNTARA MACHADO

ORIENTADOR: LEONARDO BARBOSA GODEFROID

AGRADECIMENTOS

Todo este trabalho foi desenvolvido com a participação de pessoas que direta ou indiretamente colaboraram para o bom andamento das atividades ao longo de todo o processo e é por isso que deixo aqui uma pequena homenagem àqueles que foram tão especiais.

- Devo agradecer primeiro a Deus;
- Agradeço ao Prof. Dr. Leonardo Barbosa. Godefroid, por ser um orientador dedicado, incentivador e um bom amigo;
- À USIMINAS pela escolha do projeto e pela oportunidade de poder desenvolvê-lo. Agradeço também o apoio financeiro;
- À ARVIN-MERITOR por usar os corpos-de-prova de tração e de fadiga e pela oportunidade de desenvolver este projeto. Agradeço ao engenheiro João Alfredo Gritti por todo o apoio prestado ao trabalho, e por ter me concedido uma visita à fábrica, o que irá contribuir muito na minha formação;
- Aos funcionários do DEMET, em especial ao Sidney, ao Graciliano e a Ivete, que sempre estiveram dispostos a ajudar e a colaborar para o bom desenvolvimento desta pesquisa;
- Ao operador do MEV, Ney Sampaio, por toda dedicação e disposição oferecida no decorrer deste trabalho;
- Ao bolsista Alex Fortes por ter contribuído muito durante os experimentos e ter sempre dedicado sua atenção e seu tempo a este trabalho;
- À REDEMAT, pelo apoio sempre concedido. Em especial à Ana (secretária da REDEMAT) por ser sempre atenciosa e compreensiva e ao professor Dr. André B. Cota, por estar sempre disposto a ajudar.

- Agradeço aos membros da banca examinadora que aceitaram participar e contribuir para a melhora da versão final deste trabalho;
- Agradeço, com muito amor e muito carinho, aos meus pais José Christiano Machado e Maria da Conceição Alcântara Machado; aos meus irmãos e familiares, por todo apoio concedido;
- Um agradecimento especial à minha querida namorada Marina, por ter me dado tanto apoio, sempre me incentivando no decorrer de todo esse tempo.

ÍNDICE

Agradecimentos	ii
Lista de Figuras	vii
Lista de Tabelas	xiv
Lista de Símbolos	xv
Abstract.....	xvii
Resumo	xviii
1 - INTRODUÇÃO	1
1.2 - Objetivos	2
1.3 - Justificativas	2
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 - Fundamentos de fadiga em metais e ligas	4
2.1.1 - Fadiga controlada por tensão	5
2.1.1.1 - Tensões cíclicas.....	6
2.1.2 - Curvas S-N	7
2.1.2.1 - Limite de fadiga	9
2.1.3 - Descrição do crescimento de trinca por fadiga usando o fator de intensidade de tensão	9
2.1.3.1 - A curva da taxa de crescimento de trinca ($da/dN \times \Delta K$)	10
2.1.3.1.1 - Região I de propagação da trinca por fadiga	11
2.1.3.1.2 - Região II de propagação da trinca por fadiga.....	12
2.1.3.1.3 - Região III de propagação da trinca por fadiga	13
2.1.4 - Modelamento matemático da curva de propagação de trinca de fadiga	14
2.1.5 - Fechamento de trinca.....	16

2.2 - Aços bifásicos	18
2.2.1 - Aplicações.....	20
2.2.2 - Obtenção de aços bifásicos	22
2.2.2.1 - Processo termomecânico	23
2.2.2.2 - Efeito de elementos de liga	26
2.3 - Microestrutura dos aços bifásicos	30
2.4 - Fadiga de aços bifásicos.....	31
2.4.1 - Resistência à iniciação de trinca de fadiga.....	31
2.4.1.1 - Efeito do tamanho de grão ferrítico	32
2.4.1.2 - Efeito da conectividade da martensita.....	33
2.4.1.3 - Efeito da fração volumétrica de martensita.....	33
2.4.2 - Resistência à propagação de trinca de fadiga.....	34
2.4.2.1 - Efeito do tamanho de grão ferrítico e da morfologia da martensita.....	34
2.4.2.2 - Efeito da conectividade da martensita.....	35
2.4.2.3 - Efeito da fração volumétrica de martensita.....	39
2.5 - Efeito da pré-deformação no comportamento mecânico dos aços.....	40
2.6 - O efeito "Bake Hardening"	45
3 - MATERIAIS e MÉTODOS	48
3.1 - Materiais utilizados	48
3.2 - Preparação dos corpos de prova	49
3.3 - Metalografia.....	50
3.4 - Metalografia quantitativa	51
3.5 - Ensaio de tração	52
3.6 - Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga	53
3.6.1 - Determinação da curva ($da/dN \times \Delta K$).....	56

3.6.2 - Determinação do fechamento de trinca.....	60
3.7 - Fratografia.....	61
3.8 - Modelamento matemático.....	62
4 - RESULTADOS e DISCUSSÃO.....	63
4.1 - Metalografia.....	63
4.2 - Ensaio de Tração.....	68
4.2.1 - Fratografias de tração.....	71
4.3 - Ensaio de Propagação de Trincas por Fadiga.....	76
4.3.1 - Análise de fechamento de trinca.....	82
4.3.2 - Análise Fratográfica.....	84
4.4 - Aplicação dos Modelos Matemáticos.....	97
5 - CONCLUSÕES.....	102
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	103
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	104

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Esquema do comportamento dos materiais quando submetidos a tensões cíclicas	6
Figura 2. 2 – Variáveis de um ensaio de fadiga sob controle de tensão.....	6
Figura 2.3 – Esquema geral de uma curva S-N (MANSUR, 2003).....	8
Figura 2.4 – Curva S-N em escala semi-log (MANSUR, 2003).....	8
Figura 2.5. – Curva esquemática de crescimento sub-crítico de trinca por fadiga	10
Figura 2.6 – Curva esquemática da taxa de propagação da trinca (da/dN) pelo fator cíclico de intensidade de tensão.....	11
Figura 2.7 – Mecanismo de fechamento de trinca (BARROSO, 2004).....	18
Figura 2.8 – Representação esquemática de uma estrutura bifásica. (BECKER et al., 1981).....	19
Figura - 2.9 distribuição dos aços empregados no projeto ULSAB-AVC (ANDRADE, 2001)....	21
Figura - 2.10 Aplicações típicas para a indústria automobilística dos aços bifásicos.....	22
Figura 2.11 – Representação esquemática do processo termomecânico utilizado no processamento do aço bifásico (MELO e SOUZA, M. V. G., 1998 e 2000).....	24
Figura 2.12 - Efeito da deformação nas curvas TRC de um aço bifásico. (KATO et al., 1981). .	25
Figura 2.13 - Diagrama esquemático mostrando o efeito da taxa de resfriamento sobre a transformação do grão de austenita durante o resfriamento desde a temperatura de recozimento intercrítica até a temperatura ambiente (MATLOCK et al., 1982).	26
Figura 2.14 - Efeito dos elementos de liga nas curvas TTT de um aço bifásico (KATO et al., 1981).....	28
Figura 2.15 - Efeito do silício nas curvas TRC de um aço bifásico, (KATO et al., 1981).	29
Figura 2.16 - Efeito do manganês nas curvas TRC de um aço bifásico, (KATO, 1981).....	29
Figura 2.17 - Nucleação de trinca de fadiga na interface ferrita/martensita de um aço bifásico; (a) com ferrita contínua e (b) martensita contínua (RAMAGE, 1987).....	31

Figura 2.18 - BDP numa amostra de aço bifásico; (a) com tamanho de grão mais grosseiro e (b) com tamanho de grão mais fino (CAI et al., 1985).....	32
Figura 2.19: Taxa de propagação de trinca em função da força motriz ΔK para um aço bifásico tratado termicamente por três maneiras diferentes. $\Delta K_0 = \text{limiar } \Delta K_{th}$ (DUTTA, 1984).....	35
Figura 2.20 – Curvas de resultado da taxa de propagação de trinca de fadiga como função do fator intensidade de tensão para duas microestruturas diferentes (RAMAGE et al., 1987) modificada.....	36
Figura 2.21 – Ilustração esquemática da constrição da deformação plástica na ponta de uma trinca numa matriz ferrítica pela presença da fase martensita em um aço bifásico. À esquerda, observa-se uma estrutura contínua em ferrita e, à direita, uma estrutura contínua em martensita (RAMAGE et al., 1987).	37
Figura 2.22 – Representação esquemática da deflexão de trinca pelas ilhas de martensita em um aço bifásico com a estrutura contínua em ferrita (SUN et al., 1995).	37
Figura 2.23 – microestrutura típica de um aço bifásico ferrita-martensita: (a) martensita dispersa e em (B) martensita contínua KATSUMI et al., (1999).....	38
Figura 2.24 – Ilustração esquemática do caminho da trinca de fadiga, evidenciando a deflexão da trinca para duas microestruturas distintas KATSUMI et al., (1999).....	38
Figura 2.25 - Curvas tensão – deformação monotônica e cíclica para várias condições de pré-deformação. Independentemente da pré-deformação, todas as curvas cíclicas ficaram dentro da parte hachurada SHERMAN e DAVIES (1979).....	41
Figura 2.26 – Gráfico $da/dN \times \Delta K$ comparando um aço pré-deformado a 20% com um aço em estado de entrega. KATSUMI et al., (1999)	42
Figura 2.27 - Curvas S-N de diferentes aços após 10% de pré-deformação FB = aço ferrita/bainita, DP = aço ferrita/martensita, S355 = aço ARBL, TRIP = aço TRIP.(MARTINEZ, 2001).....	43
Figura 2.28 – Ilustração esquemática mostrando o mecanismo de envelhecimento por deformação e o método de medida do aumento de resistência do material, devido ao tratamento B.H. (KAWASAKI, 1992)	45

Figura 2.29 – Influência do tratamento de B.H. na resistência a fadiga de aços usados em rodas automotivas.	46
Figura 2.30 - Curvas S-N para o aço bifásico 650 pré-deformado em 10%, com e sem pintura DP = aço ferrita/martensita; BH = envelhecimento por cura de pintura.(MARTINEZ, 2001)	47
Figura 3.1 – Esquema das tiras de aço bifásico, retiradas no sentido transversal ao de laminação para a confecção dos corpos-de-prova.	49
Figura 3.2 - Esquema das tiras de aço bifásico, retiradas no sentido transversal ao de laminação para a formação dos corpos de prova com o material trabalhado.	50
Figura 3.3 - Microscópio ótico quantitativo do DEMET	52
Figura – 3.4 - Representação esquemática mostrando a geometria dos corpos de prova utilizados para os ensaios de tração.	53
Figura 3.5 - Máquina MTS de ensaios mecânicos do DEMET/EM/UFOP.....	53
Figura 3.6 - Esquema mostrando a geometria dos corpos de prova utilizados para os ensaios de fadiga. Dimensões em mm.	54
Figura 3.7 - Requisitos normalizados de tamanho para corpos de prova de fadiga (ASTM, 2000).	55
Figura 3.8 - Curva esquemática, tamanho de trinca em função da vida do material.	56
Figura 3.9 – Gráfico carga aplicada versus COD (MTS).....	57
Figura 3.10 - Corpo de prova C(T) com <i>clip on gage</i>	58
Figura 3.11 - Método da secante.(MTS)	58
Figura 3.12 – Ajustes linear/quadrático na curva P x COD (MTS)	60
Figura 3.13 - Determinação da carga de fechamento, P_{cl} . (MTS)	61
Figura 3.14 – Fotografia do Microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM-5510 da EM-UFOP.	62

Figura - 4.1 - Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, em estado de entrega, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal Aumento de 1000X	64
Figura - 4.2 - Microestrutura de um aço bifásico ao silício, em estado de entrega, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura.(a) direção transversal e (b) direção longitudinal Aumento de 1000X	64
Figura - 4.3 - Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, em estado de entrega, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal. Aumento de 1000X	65
Figura - 4.4 - Microestrutura de um aço bifásico ao silício, em estado de entrega, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal. Aumento de 1000X	65
Figura - 4.5 - Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, trabalhado, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal. Aumento de 1000X	66
Figura - 4.6 - Microestrutura de um aço bifásico ao silício, trabalhado, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal. Aumento de 1000X	66
Figura - 4.7-Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, trabalhado, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal. Aumento de 1000X	67
Figura - 4.8-Microestrutura de um aço bifásico ao silício, trabalhado, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal. Aumento de 1000X	67
Figura 4.9 – Curva tensão X deformação para o aço ao silício e ao cromo em estado de entrega.	69
Figura 4.10 – Curva tensão X deformação para o aço ao silício e ao cromo trabalhado.	69
Figura 4.11 – Curva tensão X deformação, comparando o comportamento em tração dos aços em estado de entrega e trabalhado.	70

Figura 4.12 – Aspecto fraturado do corpo de prova, de aço ao cromo, em estado de entrega, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.	72
Figura 4.13 – Aspecto fraturado do corpo de prova, de aço ao silício, em estado de entrega, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.	73
Figura 4.14 – Aspecto fraturado do corpo de prova, de aço ao cromo, trabalhado, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.	74
Figura 4.15 – Aspecto fraturado do corpo de prova, de aço ao silício, trabalhado, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.	75
Figura 4.16 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparando o comportamento do aço ao cromo e ao silício em estado de entrega	76
Figura 4.17 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparando o comportamento do aço ao cromo e ao silício trabalhado	77
Figura 4.18 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparando o comportamento do aço ao cromo trabalhado e em estado de entrega	78
Figura 4.19 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparando o comportamento do aço ao silício trabalhado e em estado de entrega	79
Figura 4.20 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparando o comportamento do aço ao silício e ao cromo trabalhado e em estado de entrega.....	80
Figura 4.21 – Relação entre ΔK_{Th} e limite de escoamento para os aços bifásicos estudados	81
Figura 4.22 – Tendência geral para a relação entre o limiar de propagação de trinca e o limite de escoamento para aços bifásicos submetidos a diversos tratamentos térmicos.	81
Figura - 4.23 Medição experimental do fechamento de trinca para o aço em estado de entrega..	82
Figura 4.24 - Medição experimental do fechamento de trinca para o aço trabalhado	83
Figura 4.25 - Medição experimental do fechamento de trinca, comparando o comportamento dos aços em estado de entrega e trabalhado.	83

Figura 4.26 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao cromo, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga.RegiãoI; (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.....	85
Figura 4.27 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao cromo, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.	86
Figura 4.28 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao cromo, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.....	87
Figura 4.29 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao silício, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região I, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.....	88
Figura 4.30 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao silício, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.	89
Figura 4.31 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao silício, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.....	90
Figura 4.32 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao cromo, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região I, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X (c) aumento de 3500X.	91
Figura 4.33 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao cromo, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.....	92
Figura 4.34 – Aspecto fratográfico do corpo de prova, de aço ao cromo, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X	93

Figura 4.35 – Aspecto fratógráfico do corpo de prova, de aço ao silício, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região I, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X	94
Figura 4.36 – Aspecto fratógráfico do corpo de prova, de aço ao silício, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.....	95
Figura 4.37 – Aspecto fratógráfico do corpo de prova, de aço ao silício, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X	96
Figura 4.38 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiga do aço ao cromo em estado de entrega	100
Figura 4.39 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiga do aço ao silício em estado de entrega	100
Figura 4.40 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiaga do aço ao cromo trabalhado.	101
Figura 4.41 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiga do aço ao silício trabalhado.	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1-Composição química dos aços bifásicos (% em peso).....	48
Tabela 3.2-Propriedades mecânicas direção transversal	49
Tabela 4.1- Metalografia quantitativa dos aços bifásicos em estado de entrega.....	68
Tabela 4.2- Metalografia quantitativa dos aços bifásicos trabalhados.....	68
Tabela 4.3- Propriedades mecânicas de tração dos aços bifásicos.....	70
Tabela 4.4 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao silício em estado de entrega	97
Tabela 4.5 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao silício trabalhado	98
Tabela 4.6 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao cromo em estado de entrega.	98
Tabela 4.7 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao cromo trabalhado	99

LISTA DE SÍMBOLOS

A = razão de amplitude;

a = tamanho da trinca, [mm];

a_0 = tamanho da trinca inicial, [mm],

a_c = tamanho da trinca crítico, [mm];

a_{nd} = tamanho da trinca inicial detectável por ensaios não destrutivos, [mm];

B = espessura do corpo-de-prova, [mm];

B = campo bainítico;

BDP = banda de deslizamento persistente;

Cps = corpos-de-prova;

da/dN = taxa de propagação de trinca de fadiga;

E = módulo de elasticidade do material, [MPa];

F = campo ferrítico;

K = fator de intensidade de tensão, [MPa m^{1/2}];

K_{cl} = Fator intensidade de tensão de fechamento de trinca

K_{max} = fator intensidade de tensão máximo, [MPa m^{1/2}];

ΔK = faixa do fator de intensidade de tensão, [MPa m^{1/2}];

ΔK_{th} = faixa de intensidade de tensão na região do limiar de propagação de trinca, [MPa m^{1/2}];

ΔK_{eff} = faixa do fator intensidade de tensão efetivo, [MPa m^{1/2}];

K_C = tenacidade à fratura no estado de tensão plana, [MPa m^{1/2}];

K_{IC} = tenacidade à fratura no estado de deformação plana, [MPa m^{1/2}];

K_{op} = fator de intensidade de tensão de abertura ou fechamento de trinca, [MPa m^{1/2}];

L_E = limite de escoamento, [MPa];

M = campo martensítico

M_s = temperatura de início da transformação martensítica;

P = campo perlítico

P = carga aplicada, [N];

P_{max} = carga máxima aplicada, [N];

P_{min} = carga mínima aplicada, [N];

P_j = carga equivalente ao ponto de união entre o ajuste quadrático e o ajuste linear, na curva P x COD, [N];

P_{cl} = carga de fechamento de trinca, [N];

SL = sentido de laminação;

ε = deformação do corpo-de-prova;

N = número de ciclos de fadiga;

σ_{max} = tensão máxima aplicada, [MPa];

σ_{min} = tensão mínima aplicada, [MPa];

$\Delta\sigma$ = amplitude de tensão, [MPa];

σ_m = tensão média aplicada, [MPa];

σ_a = tensão alternada, [MPa];

σ_{YS} , σ_{LE} = limite de escoamento do material, [MPa];

R = razão entre tensões;

W = largura do corpo-de-prova, [mm];

V = deslocamento da abertura da trinca (COD), [mm];

L_R = Limite de resistência mecânica do material

TRIP = Transformação induzida por plasticidade

TRC = Curva Temperatura no Resfriamento Contínuo

TTT = Curva Temperatura, tempo e transformação

HSLA = Aço alta resistência e baixa liga

IFHSS = Aço de alta resistência livre de átomos intersticiais

BH = Aços bake hardening

ABSTRACT

In this work, fatigue crack growth $da/dN \times \Delta K$ has been studied in two dual-phase steels broadly used in the automotive industry, with, approximately, 8% to 12% of martensite volumetric fraction. The main difference between the steels is the chemical composition: one of the steels has chromium additions while the other has silicon as an alloy element. Besides the chemical composition, the effect of 10% of predeformation and a bake hardening heat treatment in the resistance to fatigue were verified. Dual-phase steels have been shown recently to display excellent resistance to fatigue crack growth, particularly at low growth rates approaching the threshold stress intensity range (ΔK_{th}) below which long cracks remain dormant. Such resistance depends on the microstructure of the steel and is attributed primarily to meandering crack path morphology and associated crack closure effects. C(T) specimens with 3.85mm thickness and 50mm width in T-L orientation were used for the experiments. Testing frequency was 30Hz. The experiments were performed in ambient air (approximately 25°C, R.H. = 60%), at R stress ratio of 0.1. Results showed that the two steels present a similar behavior in fatigue crack growth resistance. It was not noticed significant effect of the mechanical and heat treatments in both steels. This is a very interesting practical result, because these treatments are part of the industrial process. Mathematical Models of Paris, Forman, Priddle, Collipriest, Elber and Hall were used and the experimental results showed a good agreement with them in region II. The best fitness in the results is Priddle. The others models presents a less conservative characteristic at ΔK_{th} region in relation to the Priddle model, This reason becomes this model interesting if weight and costs reduction are important on the project.

RESUMO

Nesse trabalho, o crescimento de trinca $da/dN \times \Delta K$ foi estudado em dois aços bifásicos largamente usados na indústria automotiva, com cerca de 8% a 12% de fração volumétrica de martensita. A principal diferença entre esses aços é a composição química. Um dos aços tem adições de cromo enquanto o outro tem silício como elemento de liga. Além da composição química, o efeito de 10% de pré-deformação e tratamento térmico de “Baking Hardening” na resistência à fadiga foi verificado. Os aços bifásicos têm mostrado recentemente excelente resistência ao crescimento de trinca por fadiga, particularmente a baixas taxas de crescimento, perto do fator limiar de intensidade de tensão (ΔK_{Th}), abaixo do qual as trincas permanecem paradas (latentes). Essa resistência depende da microestrutura do aço e é atribuída primeiramente à morfologia do caminho percorrido pela trinca e associação com efeitos de fechamento de trinca. Corpos-de-prova do tipo C(T) com 3,85mm de espessura e 50mm de largura na orientação T-L foram usados nos experimentos. A frequência de ensaio foi de 30Hz e os experimentos foram realizados ao ar (aproximadamente 25°C, R.H.=60%), e razão entre tensões R, de 0,1. Os resultados mostraram que os dois aços têm comportamento similar na resistência ao crescimento de trinca por fadiga. Não foi notado um efeito significativo do tratamento mecânico e térmico nos dois aços, o que representa um resultado prático bastante interessante, pois esses tratamentos fazem parte do processo de fabricação das rodas. Modelos matemáticos de previsão de vida em fadiga por equações de Paris, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, foram empregados, e os resultados experimentais mostraram uma boa concordância com os mesmos na região II. Desses modelos o que melhor se ajustou aos resultados experimentais foi o de Priddle. Os outros modelos apresentam uma característica menos conservativa na região do ΔK_{th} que o de Priddle, o que torna esse modelo mais interessante se redução de peso e custos forem objetivos do projeto.

1 - INTRODUÇÃO

A redução de peso de veículos tem sido um tópico bastante importante para a indústria automotiva devido às exigências para eficiência no consumo de combustível, que estão relacionadas com ganho de energia e restrições ambientais. Nesse contexto, um grande esforço está sendo feito no sentido de desenvolver novos aços, que combinam uma boa formabilidade com elevada resistência mecânica, reduzindo a espessura do material sem perder o desempenho, especialmente a segurança do passageiro. Os aços bifásicos ferrita / martensita atendem a essas especificações, sendo, portanto, fortes candidatos a aplicações automotivas (MARTÍNEZ et al., 2001).

Vários pesquisadores têm mostrado que os aços bifásicos oferecem uma combinação de resistência mecânica e ductilidade melhor do que os tradicionais aços tratados termicamente. O limite de escoamento dos aços bifásicos cresce com o aumento da quantidade de martensita presente em estrutura, e um aumento maior ainda pode ser obtido através de uma deformação a frio seguida de um envelhecimento.

Recentemente, CANGÜE, (2002) e RODRIGUES, (2003) estudaram o comportamento de aços bifásicos no que diz respeito à tenacidade à fratura e a resistência à propagação de trinca. Nesses trabalhos fica bem caracterizado que os aços bifásicos apresentam excelentes propriedades mecânicas.

Na produção de estruturas leves de aços bifásicos, é importante conhecer como as propriedades desses materiais e sua microestrutura são influenciadas por um prévio tratamento térmico e mecânico. A possibilidade de redução de espessura dos painéis externos do automóvel através da utilização dos aços “Bake-hardening” (B.H.) é de grande importância mercadológica para as siderúrgicas, pois, estudos feitos relatam que uma redução de 10% do peso da carroceria do automóvel resulta numa economia de 6 a 7% no consumo de combustível do automóvel (BRITO, 1996).

Esses tipos de tratamentos de pré-deformação e envelhecimento são utilizados em larga escala em indústrias automotivas, onde os produtos em forma de chapas ou tiras são deformados plasticamente e, em seguida, revenidos durante a cura de pintura (processo chamado “Bake hardening”) (WASÉN e KARLSSON, 1989).

Está bem estabelecido que, sob condições de carregamento monotônico, após pré-deformação e envelhecimento, os aços bifásicos ganham um substancial aumento de resistência. Já o comportamento desses aços nas mesmas condições, em termos de propriedade de fadiga, é pouco conhecido (FREDRIKSSON et al., 1989). Nesse trabalho, o principal foco é estudar o efeito em fadiga da pré-deformação e do envelhecimento nas estruturas automotivas feitas de aço bifásico.

1.2 - Objetivos

- Caracterizar o comportamento mecânico em fadiga de dois aços bifásicos fabricados pela USIMINAS para aplicação em rodas automobilísticas;
- Estudar o efeito de pré-deformação a frio seguida de envelhecimento na resistência à fadiga, através de ensaios de propagação de trinca (curvas $da/dN \times \Delta K$);
- Verificar, através de modelos propostos pela literatura, qual a melhor equação que relaciona a vida em fadiga desses aços com a força motriz para o fenômeno em questão.

1.3 - Justificativas

A avaliação das características comportamentais de peças que constituem componentes estruturais de automóveis, como rodas, é fundamental para se estimar a vida útil das mesmas, bem como para se estabelecerem as condições de manutenção e reposição das partes danificadas.

A redução de peso dos veículos é realizada através da utilização de aços de mais alta resistência mecânica, com espessuras menores. Na USIMINAS, a evolução dos aços para rodas, processados na linha de tiras a quente, tem seguido essa tendência (MELO, 1998) com o desenvolvimento de

produtos com microestrutura do tipo bifásica. A ARVIN-MERITOR, uma das maiores empresas de confecção de rodas automobilísticas no Brasil, aplica esse tipo de material e domina o mercado nacional de rodas já há alguns anos (GRITTI et al., 1995).

Ambas as empresas têm necessidade de conhecer melhor o desempenho desse produto e a relação entre a sua microestrutura com suas propriedades mecânicas. Considerando que um dos requisitos para se garantir o bom desempenho do produto é a resistência à fadiga do material, torna-se então de grande importância o conhecimento sobre parâmetros que caracterizem o comportamento mecânico desse material sob carregamento cíclico.

Assim, o conhecimento sobre seu limite de fadiga e seu limiar de propagação de trinca, ΔK_{th} , têm utilização no controle de qualidade, na seleção de materiais e no projeto de peças para a aplicação automotiva. Além disso, deve-se ressaltar que o conhecimento sobre o efeito da pré-deformação seguida de envelhecimento na vida em fadiga e no limiar ΔK_{th} são assuntos acadêmicos bastante atuais.

Além do aspecto tecnológico, é importante considerar a relação que envolve a taxa de crescimento de trinca da/dN com a força motriz para o crescimento de trinca ΔK . Tendo em vista os elevados custos envolvidos na determinação desses parâmetros, pode-se afirmar que a existência de uma relação matemática entre eles facilita a sua aplicação no projeto estrutural. Ainda não existe uma única relação geral proposta e aceita pela comunidade internacional para unir esses dois parâmetros GODEFROID, (1995). Tem-se, então, uma *justificativa científica* para a realização do presente trabalho de pesquisa.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Fundamentos de fadiga em metais e ligas

A fadiga é uma forma de falha que ocorre em estruturas que estão sujeitas a tensões flutuantes. Segundo RABBI, (1998) e CALLISTER, (2003), 80 a 90% das falhas que ocorrem em componentes ou estruturas são causadas por fadiga, ou seja, qualquer componente que se move ou que esteja sob solicitação cíclica, tal como automóveis, aviões, pontes e componentes de máquinas, pode falhar por fadiga. O termo fadiga (do latim fatigare) significa cansaço, e essa expressão, segundo SURESH, (1998) já é largamente aceita no vocabulário de engenharia para indicar as falhas de materiais submetidos a cargas cíclicas.

Pode-se definir fadiga como sendo um 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 pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de flutuações ou ciclos (ASTM, 1996).

Sob circunstâncias de carregamento cíclico, é possível a ocorrência de uma falha em um nível de tensão consideravelmente inferior ao limite de escoamento em um carregamento estático. A falha final devido à propagação de trinca por fadiga, quando ocorre, é geralmente catastrófica e traiçoeira, acontecendo muito repentinamente e sem “avisos”.

O comportamento de um material submetido à fadiga é afetado por sua composição química e por sua microestrutura, como tamanho dos grãos, inclusões e segregações no material, além dos efeitos dos processamentos térmicos e mecânicos aplicados ao material. Em dimensões microscópicas tem-se o movimento de discordâncias e os diferentes mecanismos de multiplicação e interação dessas com outros defeitos cristalinos.

O movimento de discordâncias, no plano de deslizamento, promove a formação de bandas de deslizamento persistentes, com o surgimento de extrusões e intrusões na superfície do material e eventual nucleação e subsequente propagação de trincas. Em dimensões macroscópicas, tem-se

como variáveis a geometria e a dimensão dos componentes, a presença de entalhes e as condições de acabamento superficial. Esses fatores macroscópicos e microscópicos se unem para determinar a resistência do componente à fadiga. (EWALDS e WANHILL, 1986).

A determinação da resistência à fadiga é muito importante para a utilização de materiais e, em geral, existem dois tipos de ensaios de fadiga:

- Determinação da vida do material, as clássicas curvas S-N, que em essência dão informações sobre o período total de iniciação e propagação de trincas, com a possível determinação do limite de fadiga;
- Os ensaios de propagação de trincas por fadiga sobre corpos-de-prova pré-trincados, com emprego da metodologia da mecânica de fratura.

2.1.1 - Fadiga controlada por tensão

Em fadiga sob controle de tensões, a função controladora do fenômeno é a tensão atuante que oscila entre dois extremos (MEYERS e CHAWLA, 1982). Ao contrário da tensão, a deformação não tem uma amplitude constante e, por isso, a resistência do material pode aumentar com o tempo. Neste caso, a deformação cíclica torna-se cada vez menor sob o mesmo nível de tensão, ocorrendo endurecimento cíclico. Caso contrário, se ocorrer um aumento nas deformações ao longo dos ciclos isso indicará a ocorrência de um amolecimento cíclico do material. A Figura 2.1 esquematiza esses dois comportamentos do material, quando submetidos a tensões cíclicas.

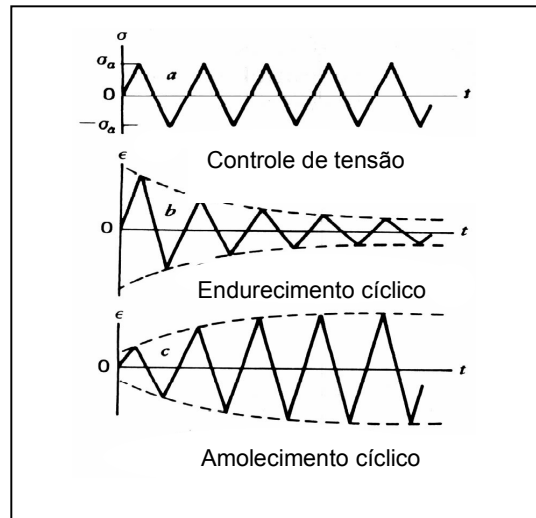
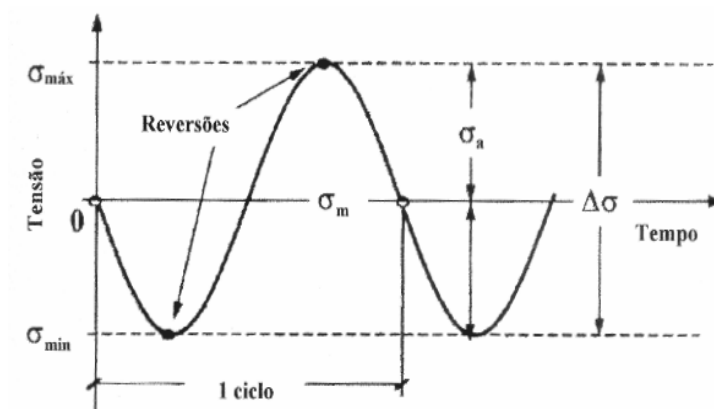


Figura 2.1- Esquema do comportamento dos materiais quando submetidos a tensões cíclicas.

2.1.1.1 - Tensões cíclicas

Segundo CANGÜE (2002), a história de carregamento mais simples em fadiga é a flutuação de tensão senoidal com amplitude constante, conforme mostrado na Figura 2.2. Utilizando-se esta figura, alguns parâmetros básicos para a caracterização do carregamento podem ser definidos:



Figuras 2.2 - Variáveis de um ensaio de fadiga sob controle de tensão.

Os seguintes parâmetros são definidos a partir da figura 2.2:

tensão média(σ_m)
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$

tensão alternada(σ_a)
$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

amplitude de tensão($\Delta\sigma$)
$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

razão de tensões (R)
$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

razão de amplitude(A)
$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1-R}{1+R}$$

2.1.2 - Curvas S-N

Wöhler, no século XIX, já tinha realizado experimentos para obter as curvas S-N (tensão versus número de ciclos). Por um longo período, essas curvas foram denominadas curvas de Wöhler. Porém, hoje em dia, o termo mais utilizado é curvas S-N (SCHIJVE, 2003).

A curva S-N é construída a partir de uma série de ensaios em que amostras são submetidas a carregamentos cíclicos numa amplitude de tensão σ_a , relativamente alta, nos quais o número de ciclos, até a falha, é encontrado. Esse procedimento é repetido em outras amostras com amplitude de tensão progressivamente descendente. Os dados são registrados num gráfico, onde a ordenada representa a amplitude de tensão ($\Delta\sigma$), e a abscissa, o número de ciclos (N) até a falha. Um gráfico típico está representado esquematicamente na Figura 2.3

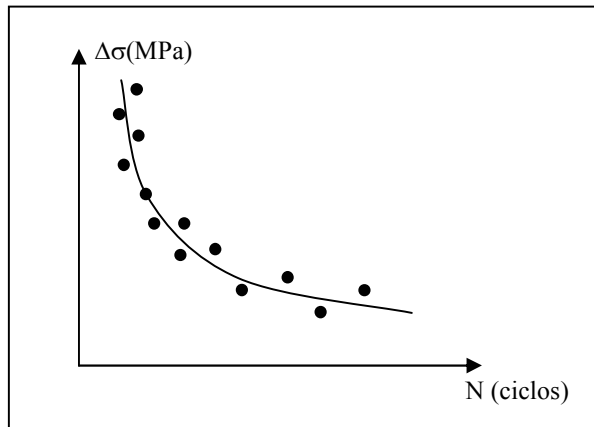


Figura 2.3 - Esquema geral de uma curva S-N (MANSUR, 2003).

Outra maneira de se representarem os resultados é mostrada na Figura 2.4, em que a ordenada representa a amplitude de tensão, e a abscissa representa o logaritmo do número de ciclos até a falha, para cada corpo-de-prova ensaiado.

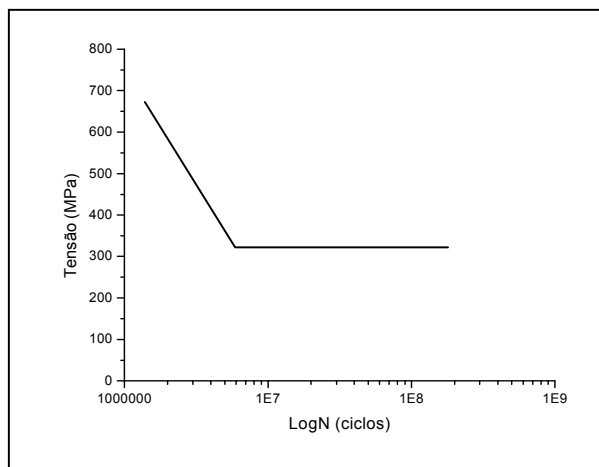


Figura 2.4 – Curva S-N em escala semi-log (MANSUR, 2003).

A expressão analítica que modela o comportamento visto na Figura 2.4, é conhecida como equação de Wöhler e é dada pela equação (1).

$$\Delta\sigma = b - c \times \log(N) \dots\dots\dots (1)$$

Em que b é o intercepto da reta com o eixo das tensões, c é a inclinação da reta, N é o número de ciclos e $\Delta\sigma$ a amplitude de tensão.

2.1.2.1 - Limite de fadiga

Observa-se, das curvas S-N, que quanto maior a intensidade da amplitude de tensão aplicada, menor é o número de ciclos que o material será capaz de suportar antes da fratura. Para alguns materiais, como por exemplo, aço, a curva S-N torna-se horizontal a partir de um determinado valor de N , embora, alguns autores (BATHIAS, 2001) contestem essa afirmação. Isso significa que deve existir um nível de tensão limite, chamado de limite de fadiga, abaixo do qual a falha por fadiga não ocorrerá.

Esse limite de fadiga representa o maior valor da amplitude de tensão que não causará falha no material, mesmo que o número de ciclos seja infinito SCHIJVE, 2003 (observem o caráter assintótico da curva nas Figuras 2.3 e 2.4).

2.1.3 - Descrição do crescimento de trinca por fadiga usando o fator cíclico de intensidade de tensão.

A principal questão sobre o crescimento de trinca por fadiga é quanto tempo leva para uma trinca crescer de um certo tamanho inicial até um tamanho máximo permitido. Para responder a essa questão, deve-se considerar três aspectos:

- O tamanho de trinca inicial (a_{nd});
- O tamanho máximo de trinca permitido ou o tamanho crítico da trinca (a_c);
- O período de crescimento de trinca (entre a_{nd} e a_c).

O tamanho de trinca inicial corresponde ao mínimo tamanho de trinca que pode ser observado por técnicas não destrutivas. O tamanho crítico de trinca pode ser determinado através dos

princípios da mecânica de fratura elástica linear (MFEL) e mecânica de fratura elasto-plástica (MFEP) (EWALDS e WANHILL, 1986).

O terceiro aspecto requer o conhecimento da curva de crescimento de trinca por fadiga, Figura 2.5, em que se nota um tamanho de trinca inicial a_0 diferente do a_{nd} e que não é zero. Isso porque componentes e estruturas reais sempre contêm certas discontinuidades (vazios, heterogeneidades, decoesão da matriz com precipitados) ou alguma microtrinca que não pode ser detectada por técnicas não destrutivas.

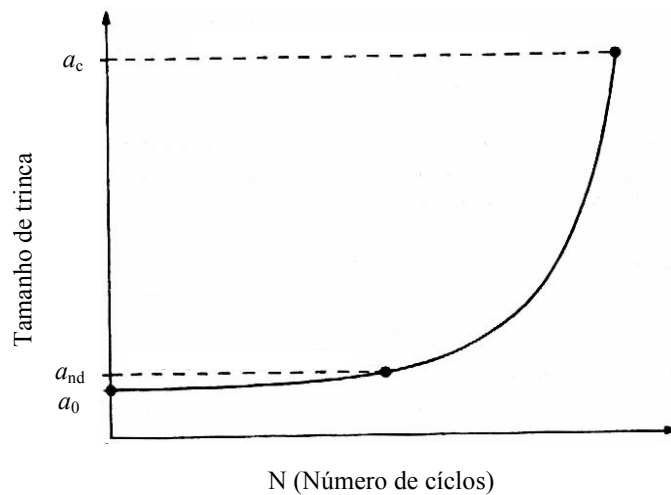


Figura 2.5 - Curva esquemática de crescimento sub-crítico de trinca por fadiga.

2.1.3.1 - A curva da taxa de crescimento de trinca ($da/dN \times \Delta K$)

A determinação experimental das curvas de crescimento de trinca por fadiga para todo tipo de componente, condições de carregamento e tamanho de trinca é impraticável, para não dizer impossível (EWALDS e WANHILL, 1986). Porém, para carregamentos com amplitude constante, pode-se fazer uma correlação entre a taxa de crescimento de trinca da/dN e o fator cíclico de intensidade de tensão ΔK . A curva $da/dN \times \Delta K$ tem um aspecto característico sigmoidal e pode ser dividida em três regiões distintas, conforme pode ser observado na Figura 2.6.

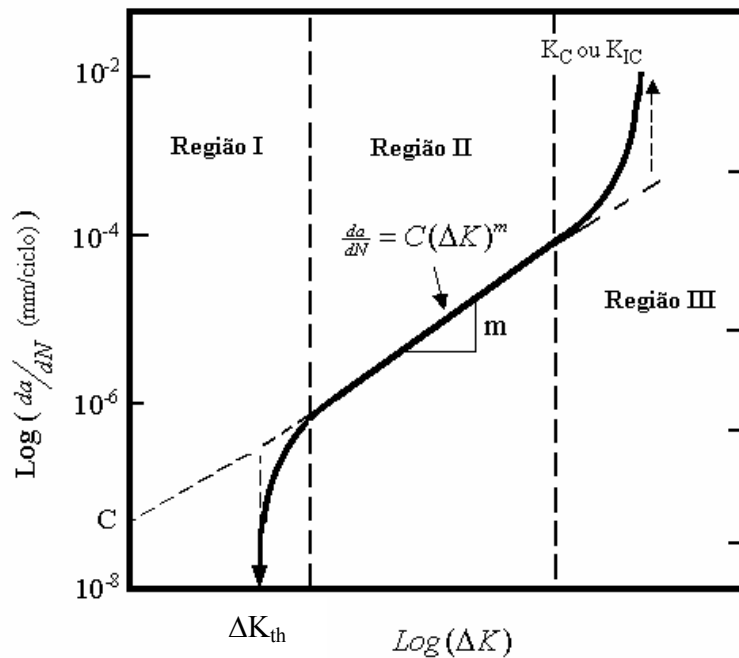


Figura 2.6 - Curva esquemática da taxa de propagação da trinca(da/dN) pelo fator cíclico de intensidade de tensão ΔK (GODEFROID, 1995).

2.1.3.1.1 - Região I de propagação da trinca por fadiga

O conceito do limiar da propagação de trinca, ΔK_{th} , tem sido considerado como parâmetro usual para a caracterização do comportamento do material e chave no projeto e previsão da vida de uma estrutura.

Segundo GODEFROID, (1995), o projetista que utiliza conceitos da mecânica de fratura está muito interessado nesta região, uma vez que as taxas de propagação de trinca, a partir de um nível de ΔK , correspondem aos primeiros estágios de formação e propagação da trinca, onde um procedimento de recuperação da estrutura pode ser adotado.

BARROSO, (2004), propõe duas razões básicas para o estudo de fadiga na região I. Primeiro, a importância dessa região do ponto de vista de projeto, pois a propagação de trinca por fadiga pode ser evitada se $\Delta K < \Delta K_{th}$. O valor ΔK_{th} é definido com sendo o limite inferior de ΔK , abaixo

do qual não ocorre o crescimento de trinca ou “ocorre” com uma taxa de propagação muito pequena.

O segundo motivo relaciona-se com a taxa de crescimento da trinca, pois, na maior parte dos casos a velocidade de crescimento de uma trinca aumenta à medida que a trinca aumenta de tamanho, portanto, a maior parte da vida em fadiga se passa propagando pequenas trincas na região próxima do limiar ΔK_{th} . O comportamento das regiões linear (região de Paris) e, principalmente, de crescimento instável (região III) são limitadas a uma pequena porção da vida em fadiga do material.

Na região I, a taxa de propagação de trinca torna-se cada vez menor com o decréscimo de ΔK . A propagação da trinca nessa região envolve processos de falhas não contínuos, cujas taxas médias de extensão da trinca são inferiores a 10^{-7} mm/ciclo (BRAZ, 1999). Neste caso, a trinca não avança de uma quantidade definida por ciclo, mas de maneira complexa, geralmente por decoesão ao longo de planos de deslizamento. A microestrutura (morfologia, tamanho de grão, dispersão de partículas de segunda fase e inclusões), as condições de carregamento (razão de tensões) e o meio influenciam fortemente o limiar ΔK_{th} (BRAZ, 1999).

Nessa região, a trinca percorre planos cristalográficos, mas muda de direção em descontinuidades, em contornos de grão e em fases mais resistentes, portanto, o aspecto da superfície de fratura é facetado ou serrilhado.

2.1.3.1.2 - Região II de propagação da trinca por fadiga

Na região II, tem-se um crescimento de trinca com taxas intermediárias situadas normalmente na faixa de 10^{-7} a 10^{-6} mm / ciclo.

Nessa região, a trinca usualmente cresce através do avanço de uma quantidade definida por ciclo de tensão. Isso mostra, geralmente, na superfície de fratura, as “estrias” de fadiga (aspecto microscópico).

Segundo RABBI, (1998) as “estrias” de fadiga são geralmente curvas na direção da propagação de trinca e tendem a alinhar-se perpendicularmente nessa mesma direção. Porém, variações na tensão local e microestrutura podem mudar a orientação do plano da fratura e mudar a direção das estrias.

Para essa região, a microestrutura e as condições de carregamento não apresentam muita influência (GODEFROID, 1995 e BRAZ, 1999).

Em tensões elevadas, os efeitos da plasticidade começam a influenciar a taxa de propagação de trinca, porque o tamanho da zona plasticamente afetada torna-se grande, comparado à dimensão da trinca. Nesse caso, o problema deve ser analisado pelas teorias da mecânica de fratura elasto-plástica.

2.1.3.1.3 - Região III de propagação da trinca por fadiga

A região final da propagação da trinca está caracterizada pela região III, quando ΔK (ou mais especificamente K_{max}) aproxima-se de K_{IC} ou K_C . Essa região sofre grande influência da microestrutura e das condições de carregamento (GODEFROID, 1995).

O crescimento da trinca é rápido e instável. Em situações práticas essa região pode ser ignorada, porque não afeta significativamente a vida na propagação da trinca. O ponto de transição da região II para a região III depende do limite de escoamento do material. Segundo CANGÜE, (2002), há nessa região uma superposição de mecanismos de fratura monotônica com o mecanismo de estrias. Ela é controlada primariamente pela tenacidade à fratura do material e é de pequena importância para a maioria das situações de fadiga.

Nesse estágio, o processo de formação das “estrias” de fadiga é progressivamente deslocado para o modo de fratura estático, por tração, tal como ruptura dúctil (presença de microcavidades) ou por clivagem (frágil).

2.1.4 - Modelamento matemático da curva de propagação de trinca de fadiga

Vários modelos têm sido propostos para descrever, pelo menos em parte, a forma sigmoïdal da curva $da/dN \times \Delta K$, (MEGGIOLARO e CASTRO, 2001), e alguns deles consideram os efeitos de ΔK_{th} , K_c e da carga média, que em geral é quantificada por R ou por $K_{max}=\Delta K/(1-R)$.

Os modelos podem descrever o comportamento da curva $da/dN \times \Delta K$ nas três regiões, alguns só têm validade na região I e II, outros na região II e III e há também aqueles que só tem validade na região II. Nesse trabalho utilizaram-se os modelos de Priddle, (PRIDDLE, 1976) e Collipriest, (COLLIPRIEST, 1973) para descrever o comportamento da curva nas três regiões, o modelo de Forman et al., (FORMAN, 1967) para descrever o comportamento da curva nas regiões II e III, o modelo de Elber (ELBER, 1971) e Hall (BARSON, 1987) para descrever o comportamento das regiões I e II e o modelo de Paris e Erdogan, (PARIS, 1963) para descrever o comportamento na região II.

Para descrever o comportamento da região II, modelo mais simples, aqui, utilizado, é o modelo de Paris e Erdogan, o qual, descreve a relação parabólica da região II. Esse modelo está proposto na equação (2)

$$\frac{da}{dN} = C_1 (\Delta K)^{m_1} \dots\dots\dots (2)$$

em que C_1 e m_1 são constantes do material determinados experimentalmente, que dependem da tensão média e das condições ambientais e ΔK é o fator de intensidade de tensão.

Para descrever a região III, utilizou-se o modelo de Forman, que descreve também o comportamento na região II, mas não o da região I. Esse modelo está proposto na equação (3).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_1 (\Delta K)^{m_1}}{(1-R)K_C - \Delta K} \dots\dots\dots (3)$$

em que C_1 e m_1 são constantes do material determinadas experimentalmente, R é a razão entre as tensões e K_c é o fator intensidade de tensão crítico para o material (tenacidade à fratura).

Dessa forma, esse modelo apresenta limitações similares às da equação de Paris quando ΔK for pequeno, gerando previsões altamente conservativas, mas é de uso prático quando a taxa de propagação já estiver na região II.

As regiões I e II serão descritas pelos modelos de Elber e Hall. Esses modelos são propostos de acordo com as equações (4) e (5) respectivamente.

$$\frac{da}{dN} = C_1 (\Delta K - \Delta K_{th})^{m_1} \dots\dots\dots (4)$$

$$\frac{da}{dN} = C_1 \Delta K^{c_2} \left(\frac{\Delta K - \Delta K_{th} (1 - R)}{(1 - R)} \right)^{m_1} \dots\dots\dots (5)$$

Para descrever as três regiões, foram utilizados os modelos de Priddle e Collipriest. Esses modelos estão propostos de acordo com as equações (6) e (7) respectivamente.

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left(\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_c - \left(\frac{\Delta K}{1 - R} \right)} \right)^{m_1} \dots\dots\dots (6)$$

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = C_1 + C_2 \tan gh^{-1} \left(\frac{\log\left(\frac{\Delta K^2}{\Delta K_{th} \cdot K_c \cdot (1 - R)^2}\right)}{\log\left(\frac{K_c}{\Delta K_{th}}\right)} \right) \dots\dots\dots (7)$$

Os modelos propostos pelas equações 6-7 permitem uma boa estimativa do crescimento de trinca para baixas taxas de ΔK (região I) e um melhor conhecimento para altos valores de ΔK (região III).

As equações 3-7 requerem o conhecimento de parâmetros, tais como, K_c , ΔK_{th} , e R , ao passo que a relação de Paris é independente desses parâmetros. O limiar ΔK_{th} varia principalmente com R , (MACHADO, 2004 e CANGÜE, 2002) e deve ser determinado experimentalmente.

2.1.5 – Fechamento de trinca

Um conceito importante associado à propagação de trinca por fadiga foi proposto por ELBER, (1971), apud (BARROSO, 2004). Em seus trabalhos, observou-se o surpreendente resultado de que a trinca de fadiga fechava-se no descarregamento antes de anular a carga aplicada, isto é, ainda com a aplicação de tensão trativa. Esse fenômeno foi denominado de fechamento de trinca induzido por plasticidade e ocorre porque o estado de tensões na ponta da trinca provoca uma zona plástica sempre crescente à sua frente, zona esta que vai sendo deixada para trás à medida que a trinca propaga. Forma-se então um volume extra de material deformado plasticamente entre as faces da trinca, que está submetido a um campo de tensões residuais compressivas no descarregamento. Em consequência disso, ocorre a redução no valor de ΔK : não existe mais $K_{max}-K_{min}$, uma vez que a trinca vai estar fechada a partir de um valor K_{op} , denominado fator de intensidade de tensão de abertura (ou fechamento) de trinca.

Assumindo que a porção do ciclo de fadiga abaixo de K_{op} não contribui com o crescimento de trinca, ELBER, (1971) definiu um fator cíclico efetivo (ΔK_{eff}) de intensidade de tensão da forma expressa na equação 6:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \dots\dots\dots (6)$$

Dessa definição decorre uma nova relação modificada para o modelo de Paris e Erdogan e, está apresentada na equação 7:

$$\frac{da}{dN} = C_1 (\Delta K_{eff})^{m_1} \dots\dots\dots (7)$$

Em que, C_1 e m_1 são constantes da equação, como já foi mencionado no item 2.4.

GODEFROID,(1995) comenta que o aparecimento do fechamento de trinca durante a propagação de trinca foi confirmado por vários pesquisadores. (SURESH, et al., 1981) identificaram mais quatro mecanismos distintos para o fechamento de trinca, além do induzido por plasticidade. A importância relativa desses vários mecanismos de fechamento de trinca depende da microestrutura, do limite de escoamento e do ambiente.

A seguir serão listados alguns mecanismos propostos para o fechamento de trinca (BRAZ, 1999 e BARROSO, 2004)

- fechamento induzido por plasticidade – este tipo de fechamento resulta das deformações plásticas residuais originadas nas faces da trinca e no descarregamento, ocorre o fechamento precoce da trinca pelo contato desse material deformado, produzindo um campo de tensões residuais que anulam partes das tensões externas aplicadas.
- fechamento induzido por rugosidade (influenciado pela microestrutura) - é causado por desvios da trajetória da trinca ao longo de planos de cisalhamento evitando assim um ajuste perfeito das superfícies da trinca deixadas para trás; isso está associado a características microestruturais da liga (esse mecanismo também pode ser chamado de fechamento pelo modo II de propagação).
- fechamento induzido por óxidos – é resultante de produtos de corrosão que ficam depositados nas superfícies da trinca e tornam-se calços durante o descarregamento.

A Figura 2.7 mostra alguns dos mecanismos que têm sido propostos para o fechamento de trinca.

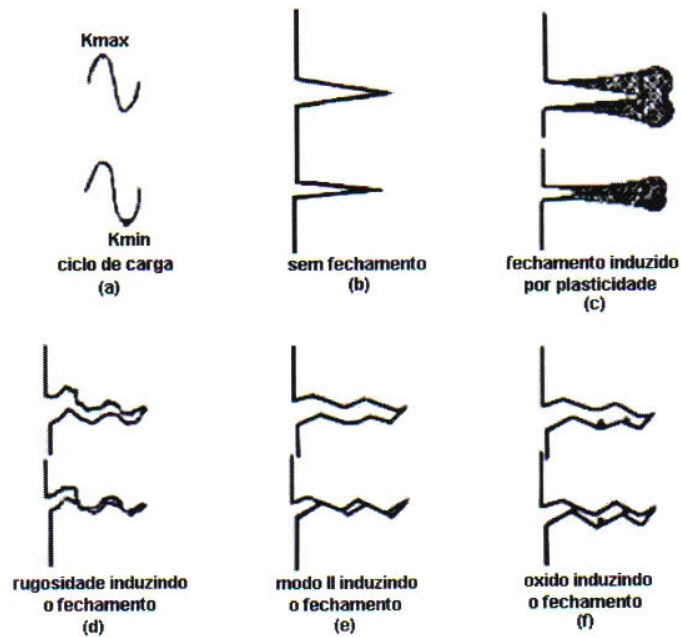


Figura 2.7 – Mecanismos de fechamento de trinca (BARROSO, 2004).

BARROSO, (2004) afirma que os mecanismos de fechamento de trinca por rugosidade e por óxidos são geralmente limitados à região I, onde os deslocamentos da ponta da trinca são pequenos e sua trajetória se torna mais tortuosa.

2.2 - Aços bifásicos

Os aços “*dual-phase*” que neste trabalho serão chamados de bifásicos, são um “*compósito*”¹ microestrutural formado pelas estruturas ferrita e martensita. Assim sendo, as características mecânicas desses aços são muito sensíveis ao tipo de agrupamento geométrico presente na estrutura ferrita-martensita e nas suas propriedades mecânicas individuais. Tais aços são considerados como uma nova geração de aços ARBL - alta resistência e baixa liga (HSLA). BECKER et al., (1981) consideram esse tipo de aço como sendo uma estrutura compósita entre

¹ Classicamente, a palavra “compósito” se refere a uma combinação macroscópica de dois ou mais materiais (elementos de reforço, materiais de preenchimento e matriz de agregação) diferentes em forma ou composição. Os constituintes retêm as suas propriedades, isto é, não se dissolvem ou misturam completamente um no outro e normalmente os componentes podem ser identificados individualmente e exibir uma interface.

uma duplex, uma dispersão e uma estrutura de rede, segundo o esquema apresentado na Figura 2.8.

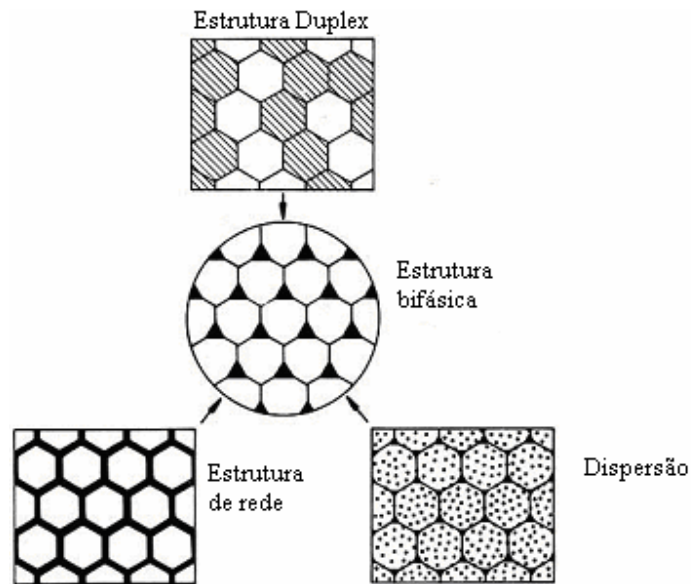


Figura 2.8 – Representação esquemática de uma estrutura bifásica. (BECKER et al., 1981).

A ocorrência de agregados de ferrita e martensita é um fenômeno conhecido há bastante tempo, já que ocorre normalmente como uma consequência indesejável de uma austenização incompleta e/ou falta de uma têmpera completa.

Os aços bifásicos apresentam microestrutura constituída de 80 a 90% de ferrita poligonal, e 10 a 20% de “ilhas” de martensita uniformemente dispersas na matriz ferrítica. Essas características microestruturais desses aços propiciam um comportamento mecânico peculiar, cujas principais características são:

- Ausência de patamar de escoamento definido;
- Baixo limite de escoamento;
- Alta taxa de encruamento para pequenas deformações;
- Alto limite de resistência;

- Baixa relação limite de escoamento/limite de resistência;
- Alongamento total elevado, considerando seu alto valor de L_R .

2.2.1 - Aplicações

A formabilidade dos aços bifásicos os torna adequados para as operações de conformação a frio, especialmente em aplicações comerciais para componentes da indústria automobilística, sobretudo na confecção de aços de rodas. Mesmo usando poucos elementos de liga, possibilitam redução no peso do veículo e conseqüentemente uma economia energética (SALEH e PRIESTNER, 2001; MESSIAS, 1995; MEYERS e CHAWLA, 1982). A redução na espessura dos aços bifásicos realizável é cerca de 20%. As siderúrgicas acreditam que o potencial de economia oferecido é de 20-25%. Essa é a grande justificativa para as pesquisas de utilização dos aços bifásicos para a indústria automobilística.

KATSUMI et al., (1999) afirmam que os aços bifásicos oferecem melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade que os outros aços com equivalentes propriedades estáticas² e relata que esses aços são largamente empregados na indústria automobilística devido à sua grande resistência à fadiga.

Dentro das diversas possibilidades de utilização, os aços bifásicos vêm sendo empregados na indústria automobilística nas seguintes peças ou componentes:

Pára-choque e seu suporte; disco e aro da roda; coluna de direção; componentes do chassi e porta; reforço e aba de capô; suporte do núcleo do radiador, polias, componentes da coluna de direção, transversina do chassi, pá do ventilador do alternador, suporte de mola, reforço da abertura do pára-brisas, armação do assento, pára-lamas, partes externas das portas e da tampa do portamalas, parte dos painéis internos (GUIMARÃES e PAPALÉO, 1981). A lista destas alternativas é motivo suficiente para justificar o grande esforço de pesquisa que vem sendo desenvolvido nestes materiais.

² Propriedades estáticas, são aquelas obtidas em um ensaio de tração

A Figura 2.9, (ANDRADE et al., 2001) chama a atenção para o percentual de aços bifásicos (DP) utilizado no projeto ULSAB-AVC, projeto esse que desenvolveu os conceitos para a fabricação de uma família de veículos que, além do uso intensivo do aço e de técnicas modernas de fabricação, incorporou também as restritivas exigências de emissão de poluentes e de segurança (americana e européia) previstas para o ano de 2004. ANDRADE et al., 2001 afirma que o aço foi empregado pela sua versatilidade e excelente relação entre ductilidade e capacidade de conformação em uma ampla faixa de resistências mecânicas.

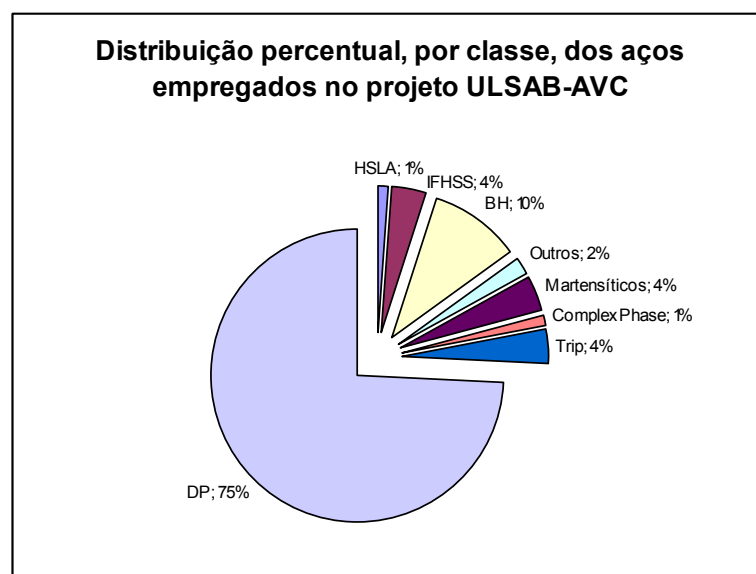


Figura 2.9 - Distribuição dos aços empregados no projeto ULSAB-AVC (ANDRADE et al., 2001).

A Figura 2.10 mostra uma roda de automóvel, que é um componente típico de aplicação para os aços bifásicos, sendo de particular interesse neste trabalho.



Figura 2.10 – Exemplo de roda fabricada com chapas de aço laminadas a quente.

2.2.2 - Obtenção de aços bifásicos

Os aços bifásicos são utilizados em aplicações onde é requerida uma combinação de alta resistência e boa conformabilidade a frio. Conseqüentemente, o balanço adequado entre o alongamento uniforme e total e o limite de resistência é o ponto chave para a produção desses aços (MELO e SOUZA, M. V. G., 1998 e 2000)

Esses aços podem ser obtido em bobinas laminadas a quente ou a frio. Segundo .GERBASE et al, (1979) uma variedade de processos pode ser desenvolvida para a produção de aços bifásicos dependendo da viabilidade de operações de recozimento e velocidades de resfriamento ou da composição química do material.

Para estes aços, três métodos de produção industrial têm sido identificados:

1. "Quasi Normalizing" - Consiste na austenitização total do material, seguida por um resfriamento lento para permitir a transformação para cerca de 80% de ferrita e então têmpera, a fim de transformar a austenita remanescente em martensita.

2. "Intercritical Annealing" - Consiste em submeter o material a um recozimento em uma temperatura entre A_{C1} e A_{C3} , em um período de tempo relativamente curto, seguido de resfriamento lento. Este método é o mais largamente utilizado comercialmente, empregando um equipamento de recozimento contínuo e bobinas laminadas a frio de aços de alta resistência e baixa liga.
3. "Dual Phase Rolling Process" - Neste método, o aço bifásico é produzido em um laminador de tiras a quente convencional, utilizando-se um aço baixo carbono com a presença de pequena quantidade de elementos de liga. Este material é laminado a uma baixa temperatura e bobinado a uma temperatura abaixo de M_s .

Este último método foi o escolhido pela USIMINAS para o desenvolvimento em escala industrial. Tal escolha repousou sobre critérios, como custo, rendimentos e capacidade dos equipamentos disponíveis. Como os aços bifásicos estudados no presente trabalho foram obtidos pelo processo termomecânico, este assunto será agora detalhado.

2.2.2.1 – Processo termomecânico

Visando se obter uma boa combinação entre resistência e ductilidade, foi utilizado um padrão de resfriamento composto de três fases distintas, como mostrado esquematicamente na figura 2.11.

Na primeira fase, o material é submetido a um resfriamento rápido, onde sua temperatura é reduzida de TA (Temperatura de Acabamento) para TI (Temperatura Intermediária), utilizando-se para isto parte do comprimento do leito de resfriamento da linha de tiras a quente (Sistema de Resfriamento tipo "Laminar Flow"). A essa temperatura o material se encontra dentro do campo de transformação de $\gamma \rightarrow \alpha$.

A segunda fase é caracterizada pelo resfriamento do material, ao ar, por um determinado período de tempo (TPTI - Tempo de Permanência à Temperatura Intermediária) que deve ser suficiente para que a quantidade ideal de ferrita (~ 90%) se transforme antes do resfriamento final.

Na terceira fase, o material sofre um rápido resfriamento, utilizando-se para isto os bancos finais do sistema de resfriamento, visando-se atingir uma temperatura de bobinamento (TB) inferior à temperatura de início de transformação de martensita (M_s), de modo que toda a austenita remanescente (~ 10%) seja transformada em martensita.

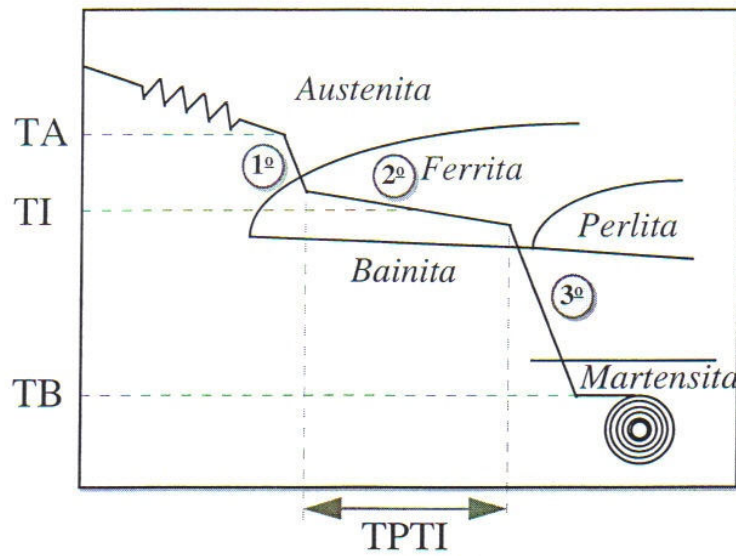


Figura 2.11 – Representação esquemática do processo termomecânico utilizado no processamento do aço bifásico (MELO e SOUZA, M. V. G., 1998 e 2000).

As características peculiares da transformação desse tipo de aço decorrem de dois mecanismos fundamentais:

- O primeiro deles é o balanceamento entre a aceleração da transformação ferrítica, promovida pelo baixo teor de C, presença de elementos de liga tal como Si e deformação a quente, e o retardamento da transformação perlítica pela presença de outros elementos de liga tais como Mo, Mn e Cr.
- O outro é a estabilização da austenita remanescente enriquecida de C pelo Mn, Si, Cr e Mo, de modo a evitar a transformação imediata de austenita em bainita na faixa de temperatura de bobinamento (500-600°C), viabilizando a formação de martensita durante o resfriamento lento posterior.

A deformação tem papel fundamental no desenvolvimento da microestrutura peculiar a este tipo de material. A reação ferrítica de um aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo apresenta tempo de incubação de 200s a 700°C. Caso a deformação não influísse na transformação do material, seu processamento industrial seria praticamente impossível, pois o tempo de passagem na mesa de resfriamento de um laminador de tiras a quente é da ordem de 6 a 15s. Entretanto, tanto os resultados em laboratório como em escala industrial mostrou que a deformação acelera o início da formação de ferrita e perlita de 30 a 100 vezes, além de concentrar as linhas de transformação na parte superior do diagrama TRC. Isso corresponde à formação de 80% de ferrita nos dez segundos em que o material passa pela mesa de resfriamento (GORNI e VIEIRA, 1989 e 1990).

A Figura 2.12 ilustra o efeito da deformação nas curvas TRC de um aço bifásico (KATO et al., 1981). Observa-se que a deformação facilita a formação de ferrita, uma vez que desloca a curva de início de transformação para cima.

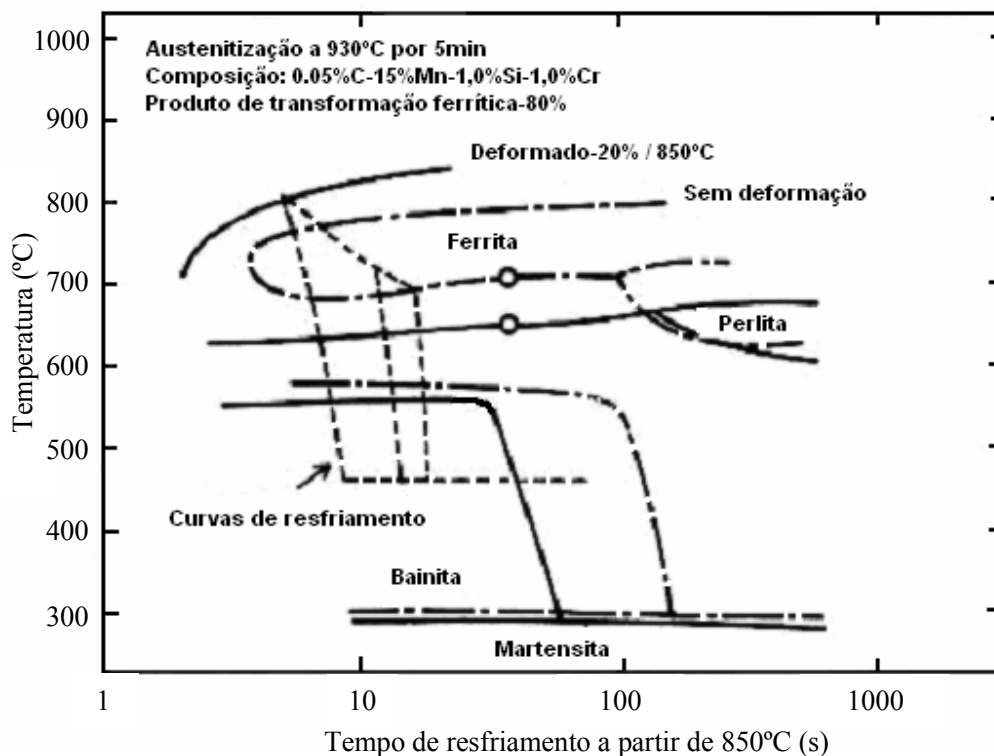


Figura 2.12 - Efeito da deformação nas curvas TRC de um aço bifásico. (KATO et al., 1981).

2.2.2.2 - Efeito de elementos de liga

O efeito médio dos elementos de liga sobre a microestrutura e propriedades dos aços bifásicos pode ser interpretado em termos da transformação de fases que ocorre no subsequente resfriamento desde a temperatura intercrítica, Figura 2.13. Essas transformações dependem da distribuição de solutos. No equilíbrio, essa distribuição de solutos é dada por uma “*tie-line*”³. Com um resfriamento rápido ocorre a formação de martensita, conforme pode ser observado na Figura 2.13 que, pode ter um maior ou menor teor em carbono.

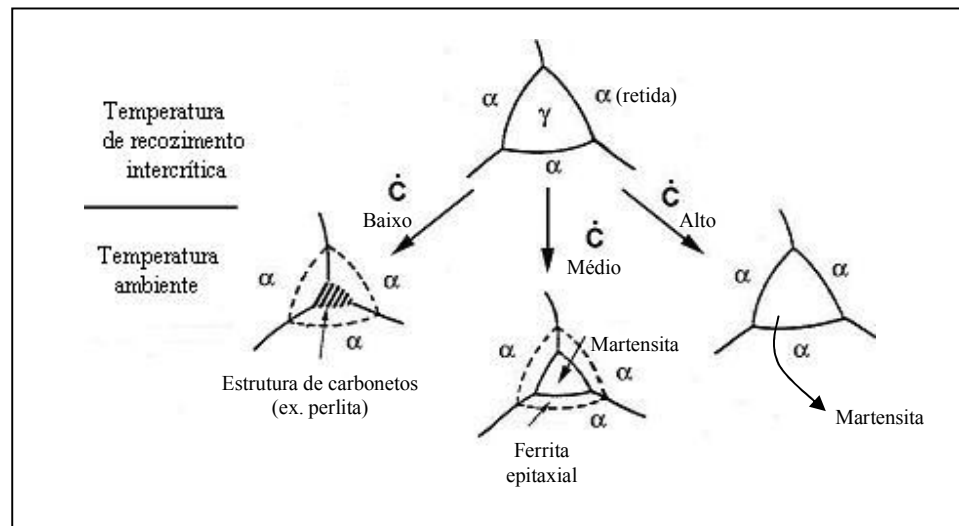
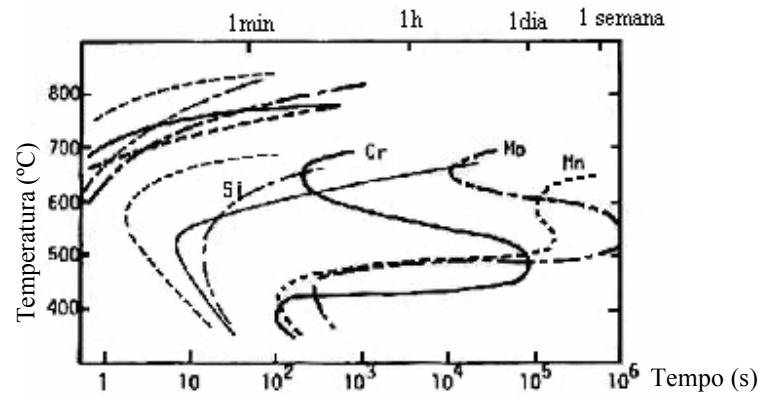


Figura 2.13 - Diagrama esquemático mostrando o efeito da taxa de resfriamento sobre a transformação do grão de austenita durante o resfriamento desde a temperatura de recozimento intercrítica até a temperatura ambiente (MATLOCK et al., 1982)

Vários trabalhos vêm sendo feitos na tentativa de se estabelecer o efeito dos diversos elementos de liga sobre as propriedades dos aços bifásicos. A seguir, tem-se um resumo dos efeitos dos principais elementos de liga nestes materiais.

³ “Tie-line” é uma linha horizontal que liga as regiões limítrofes entre dois campos de fases em um diagrama de equilíbrio, pela projeção vertical do ponto de cruzamento desta linha com o início dos campos de fases é possível obter a composição química das fases presentes assim como a sua quantidade relativa (em equilíbrio).

- Carbono(C) – O carbono atua como controlador de volume de fase martensítica, e portanto aumenta a sua resistência mecânica. Considerando-se um dado aumento no teor de C , o aumento da resistência mecânica no aço bifásico é cerca de quatro vezes superior ao verificado em aço ferrítico-perlítico convencional. O aumento do teor de C promove maior aumento da quantidade de martensita do que o de perlita nos aços convencionais; além disso a martensita é mais dura que a perlita. GORNI, (1987) e KATO, (1988) afirmam que teores desse elemento acima de 0,07% reduzem o tempo de formação da “janela de bobinamento”.
- Manganês(Mn) – A redução do teor de Mn reduz a temperabilidade do aço, favorecendo a formação de ferrita poligonal. Segundo GORNI, (1987), seu teor pode ser ajustado conforme as condições operacionais do laminador em uso. O manganês em quantidades de 1 a 1,5% é adicionado para garantir suficiente temperabilidade de tal maneira que a martensita possa ser formada após rápido resfriamento. O Mn aumenta o limite de resistência mecânica, mas apresenta pouco efeito sobre o limite de escoamento a 0,2% no ensaio de tração. A Figura 2.16 (KATO et al., 1981) mostra o efeito do manganês nas curvas TRC de um aço bifásico.
- Cromo(Cr) – O efeito do cromo nas curvas TTT pode ser visto na Figura 2.14 (KATO et al., 1981). Esse elemento desloca a curva de transformação austenita – ferrita para a direita, facilitando a criação de uma “janela de bobinamento” e, portanto, facilitando a formação posterior de martensita.



Aço	C	Mn	Ni	Si	Cr	Mo	Austenização T °C
---1021	0.21	0.61					927
—1021+Ni	0.18	0.67	1.07				843
- - -1021+Ni+Si	0.18	0.75	1.07	0.71			927
---1021+Ni+Mn	0.17	1.65	1.07				816
—1021+Ni+Cr	0.21	0.78	1.09		0.99		927
- - -1021+Ni+Mo	0.21	0.70	1.08			0.49	927

Figura 2.14 - Efeito dos elementos de liga nas curvas TTT de um aço bifásico (KATO et al., 1981).

- Silício(Si) – O efeito do elemento silício nas curvas TRC de aços bifásicos pode ser visto na Figuras 2.15 (KATO et al., 1981). Observa-se que o silício desloca a curva de transformação austenita – ferrita para cima, favorecendo a formação de ferrita e, esse elemento também provoca um distanciamento dos campos da ferrita, da perlita e da bainita, favorecendo a “janela de bobinamento”.

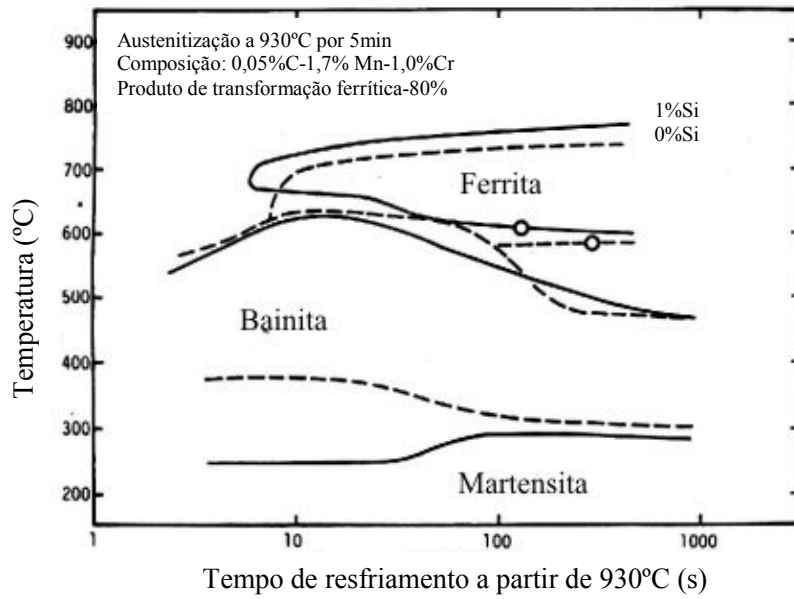


Figura 2.15 - Efeito do silício nas curvas TRC de um aço bifásico, (KATO et al., 1981).

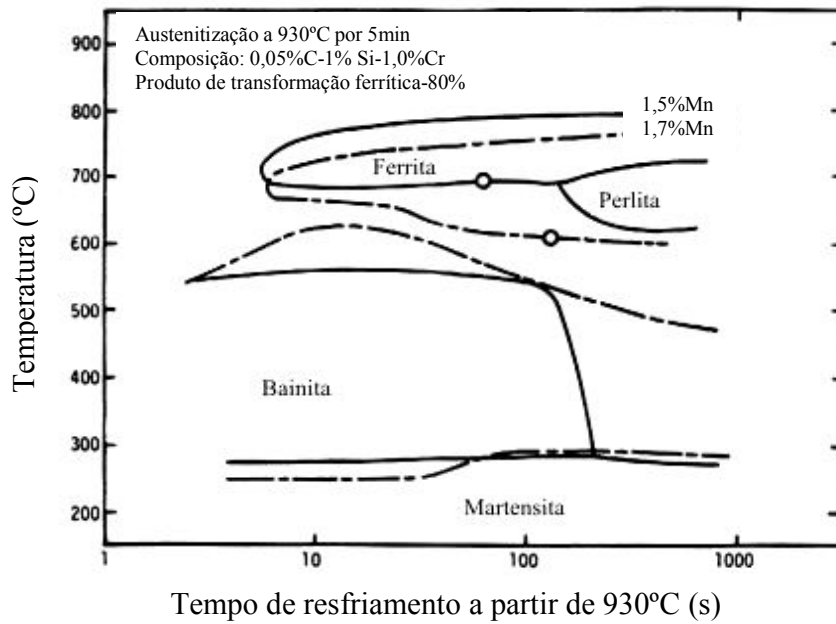


Figura 2.16 - Efeito do manganês nas curvas TRC de um aço bifásico, (KATO, 1981).

Foi, ainda, verificado que há um teor máximo do elemento (Si) que estende a “janela de bobinamento”. Teores acima de 1,5% promovem efeito inverso de temperabilidade, acelerando as transformações ferrítica e perlítica, esta última em menor grau, o que restringe a “janela de bobinamento”. Verificou-se também expansão do campo bainítico dos diagramas TRC. Além disto, o Si contribui para o aumento do coeficiente de encruamento n , pois o Si solubilizado na ferrita restringe a movimentação das discordâncias (GORNI, 1987 e KATO et al., 1988)

Pequenas quantidades de microligantes, como o vanádio, o nióbio e o titânio, podem ser adicionados para promover o endurecimento da liga por precipitação e/ou controle de tamanho de grão.

2.3 - Microestrutura dos aços bifásicos

Segundo XIAOHONG, S. et al., (1992) a microestrutura presente nos aços bifásicos é formada basicamente de grãos poligonais de ferrita com grãos alongados de martensita distribuída nos contornos de grão da ferrita (ver Figuras 4.1-4.8).

A análise microestrutural é uma importante ferramenta no estudo dos aços bifásicos. Portanto, a microscopia ótica é extremamente importante no estudo desses aços, pois essa técnica permite a caracterização da distribuição da martensita e de outros produtos da decomposição da austenita em relação à matriz ferrítica.

A utilização da microscopia eletrônica de varredura têm sido utilizada em alguns trabalhos para se observar amostras preparadas para a microscopia ótica (SHANG et al., 1987). A observação por meio dessa técnica facilita a identificação das diferentes fases presentes, assim como permite um maior discernimento entre os diferentes grãos de uma mesma fase.

2.4 – Fadiga de aços bifásicos

Os aços bifásicos têm se caracterizado por possuírem uma excelente resistência à fadiga, principalmente na etapa de propagação de trinca, para taxas de propagação que se aproximam do limiar ΔK_{th} . Essa resistência depende da microestrutura do aço, e é atribuída à peculiar morfologia do caminho percorrido pela trinca, com efeitos associados de fechamento de trinca. Dessa forma, esses aços são fortes candidatos para aplicações automobilísticas, pois estão submetidos a esforços cíclicos.

2.4.1 - Resistência à iniciação de trinca por fadiga

O processo de iniciação de trinca por fadiga em aços bifásicos tem sua origem na incompatibilidade de deformação entre a ferrita e a martensita. Inicialmente, bandas de deslizamento persistentes (BDP) surgem nos grãos de ferrita, independente do nível de tensão/deformação, em locais adjacentes às ilhas de martensita. A partir das BDP, formam-se extrusões (e provavelmente intrusões) ao longo das interfaces ferrita/martensita, atuando como concentradores de tensão. Assim, microtrincas nucleiam-se nessas interfaces.

A Figura 2.17 ilustra a nucleação de trinca por fadiga na interface ferrita / martensita em um aço bifásico enquanto que a Figura 2.18 mostra a formação de BDP em um aço desse mesmo tipo.

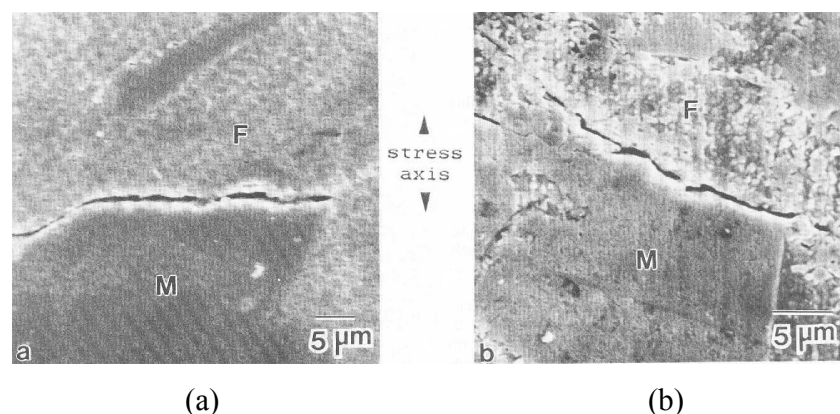


Figura 2.17 - Nucleação de trinca por fadiga na interface ferrita/martensita de um aço bifásico; (a) com ferrita contínua e (b) martensita contínua (RAMAGE, 1987).

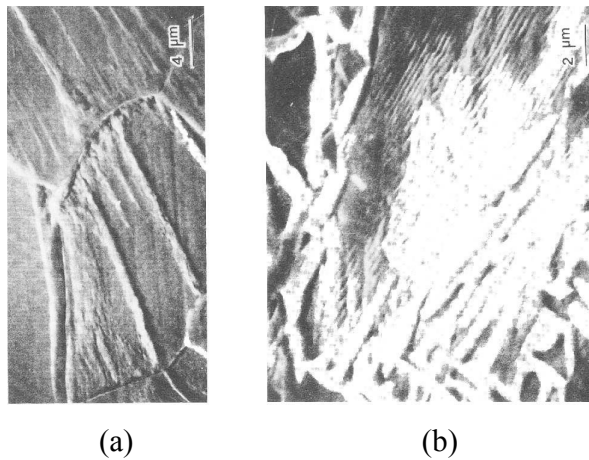


Figura 2.18 – BDP numa amostra de aço bifásico; (a) com tamanho de grão mais grosseiro e (b) com tamanho de grão mais fino (CAI et al., 1985).

Algumas características microestruturais podem influenciar na resistência à iniciação de trinca de fadiga: tamanho de grão da ferrita, conectividade da martensita e fração volumétrica de martensita.

2.4.1.1 - Efeito do tamanho de grão ferrítico

O efeito do tamanho de grão da ferrita foi estudado por Cai et al., (1985) em um aço bifásico (C-0,11%; Mn-1,6%; Si-0,73%; Mo-0,21%; P-0,013%; S-0,007%; N-0,006%; Al-0,06%), com uma fração volumétrica de martensita de 27%, e tratado termicamente para fornecer dois tamanhos de grãos: 1,25 μ m e 8,7 μ m.

Para uma dada amplitude de carregamento, observou-se que as BDP apareceram mais cedo no material de tamanho de grão menor, mas as microtrincas surgiram e propagaram mais cedo no material de tamanho de grão maior. As BDP aparecem preferencialmente em locais na ferrita onde a densidade de discordâncias for maior, isto é, para o aço com menor tamanho de grão. Por outro lado, a nucleação de microtrincas está relacionada com a formação das extrusões, que aparecem em maior número e maior altura para o aço com maior tamanho de grão.

2.4.1.2 - Efeito da conectividade da martensita

A conectividade da fase martensítica, que segundo DUTTA et al., (1984) e SUZUKI, (1979), é definida como sendo a razão entre o número de contornos ferrita/martensita e o número de contornos total (por exemplo, ferrita/martensita e ferrita ferrita) expresso em porcentagem, também tem grande importância no comportamento em fadiga desses aços. RAMAGE et al., (1987) aponta a conectividade da martensita para explicar o mais alto valor de fechamento de trinca para um aço bifásico.

Esse efeito foi estudado por RAMAGE et al., (1987) em um aço bifásico (C-0,21%; Mn-0,96%; Si-0,007%; Mo-0,007%; V-0,004%; O-0,008%; N-0,0033%; Al-0,031%) com uma fração volumétrica de martensita de 40%, e tratado termicamente para fornecer duas morfologias microestruturais: ferrita contínua ou martensita contínua. A partir de ensaios com controle de deformação, seguindo a tradicional metodologia de Coffin/Manson, os autores verificaram que a resistência à iniciação de trinca por fadiga independe da morfologia microestrutural presente.

2.4.1.3 - Efeito da fração volumétrica de martensita

O efeito da fração volumétrica de martensita foi estudado por SHANG et al., (1987) em dois aços bifásicos AISI-1008 e AISI-1015, tratados termicamente para obtenção de três percentuais distintos de martensita: AISI-1008 = 26%, 46%, 67%; AISI-1015 = 31%, 53%, 67%. A partir de ensaios com controle de tensão, seguindo a tradicional metodologia de Wöhler, os autores verificaram que o maior limite de fadiga foi obtido para 46% de martensita no aço AISI-1008 e para 67% de martensita no aço AISI-1015. Observa-se que não há uma relação direta entre a resistência à iniciação de trinca por fadiga e a fração volumétrica de martensita, mas valores relativamente elevados para a quantidade de martensita são mais interessantes.

Ainda sobre a presença da fase martensita, KUNIO e YAMADA, (1979) mostraram que o limite de fadiga desses aços não está associado apenas com a habilidade do material em resistir à iniciação de microtrincas, mas principalmente em resistir à propagação de pequenas trincas, que são geradas numa fase e são difíceis de se propagarem na segunda fase. Estudando um aço com

0,25% de carbono, tamanho de grão ferrítico de 40 μ m e fração volumétrica de martensita de 54%, eles mostraram que a martensita apresenta dois efeitos na resistência à fadiga: o primeiro é o de bloquear as trincas que iniciam sua propagação a partir da ferrita, e o segundo é o de limitar os sítios para nucleação de trinca na microestrutura.

2.4.2 - Resistência à propagação de trinca por fadiga

Os aços bifásicos têm mostrado um excelente desempenho com relação à resistência à propagação de trinca de fadiga, em comparação com outros materiais estruturais. Essa elevada resistência é devido à peculiar morfologia do caminho percorrido pela trinca, com efeitos associados de fechamento de trinca (GRITTI, 2002).

Da mesma forma que no caso da iniciação de trinca, a resistência à propagação de trinca de fadiga depende de diversos parâmetros microestruturais: tamanho de grão da ferrita, morfologia, conectividade e fração volumétrica da martensita.

2.4.2.1 – Efeito do tamanho de grão ferrítico e da morfologia da martensita

O tamanho de grão da ferrita e a morfologia da martensita foram estudados por DUTTA et al., (1984) em um aço bifásico de elevada pureza (C-0,09%; Si-2,01%), tratado termicamente para fornecer três distintas microestruturas: martensita fina e fibrosa dentro de uma matriz ferrítica (menor tamanho de grão) - IQ, martensita grosseira rodeada por uma matriz contínua ferrítica (maior tamanho de grão) - SQ, martensita fina globular ao longo de contornos de grãos da ferrita - IA. A Figura 2.19 apresenta os resultados obtidos. Observa-se que as estruturas martensíticas grosseira ou fina globular dentro de uma matriz ferrítica de grão grosseiro apresentam uma resistência à propagação de trinca superior à estrutura fina e fibrosa martensita/ferrita. Este comportamento é devido ao fechamento de trinca induzido por rugosidade e a mecanismos de deflexão da trinca dentro da região I.

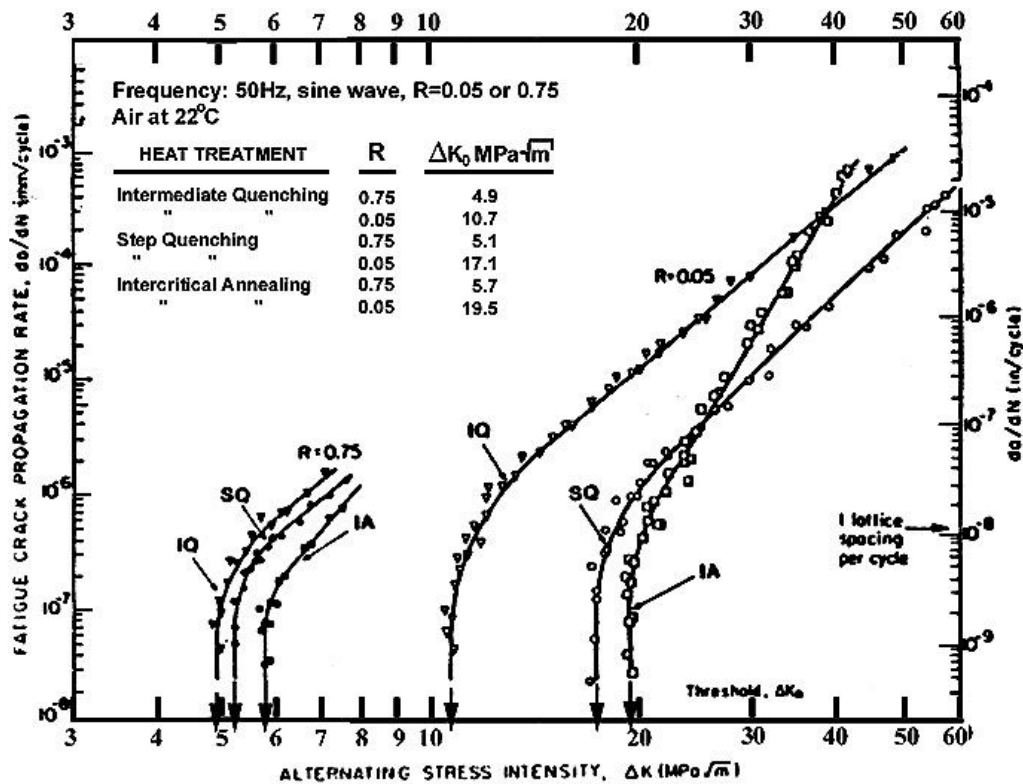


Figura 2.19 - Taxa de propagação de trinca em função da força motriz ΔK para um aço bifásico tratado termicamente por três maneiras diferentes. $\Delta K_0 = \text{limiar } \Delta K_{th}$ (DUTTA, 1984)

2.4.2.2 - Efeito da conectividade da martensita

O efeito da conectividade da martensita na etapa de propagação de trinca por fadiga foi estudado por Ramage et al., (1987) e SUZUKI, (1979), e há consenso entre os pesquisadores de que uma microestrutura de martensita envolvendo ferrita é mais resistente à propagação de trinca de fadiga do que uma microestrutura de ferrita envolvendo martensita; ou seja, rede contínua de grãos de martensita resulta em uma maior resistência à fadiga e em uma maior intensidade de tensão ΔK_{th} para iniciar a propagação de trincas.

Um gráfico mostrando o efeito da conectividade da martensita é apresentado na Figura 2.20. Neste gráfico pode-se perceber que a conectividade da fase martensítica (presente com uma fração volumétrica de 40%) leva a um maior valor do ΔK_{th} .

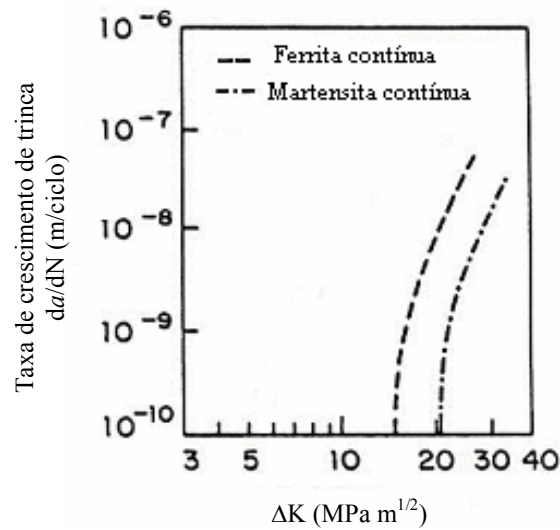


Figura 2.20 (modificada) – Curvas de resultado da taxa de propagação de trinca por fadiga como função do fator intensidade de tensão para duas microestruturas diferentes (RAMAGE et al., 1987)

Eles explicaram a razão dessas diferenças de comportamento com o auxílio da Figura 2.21, de acordo com dois efeitos:

- Em primeiro lugar, a fase martensita-, estando contínua, acaba formando um “envelope” ao redor da ponta da trinca. Esse envelope fica suportando a tensão aplicada como uma “ponte” que, conseqüentemente, reduz a intensidade de tensões efetiva na ponta da trinca.
- Em segundo lugar, os autores lembram que a martensita restringe a capacidade de deformação plástica da ferrita. Assim, à medida que uma trinca, propagando-se na fase ferrítica, se aproxima do grão de martensita, este induz tensões contrárias à deformação plástica da ferrita que são mais intensas quanto mais próxima estiver a trinca. Estas tensões atuam reversamente à tensão externa aplicada caracterizando-se, assim, como tensões de fechamento de trinca.

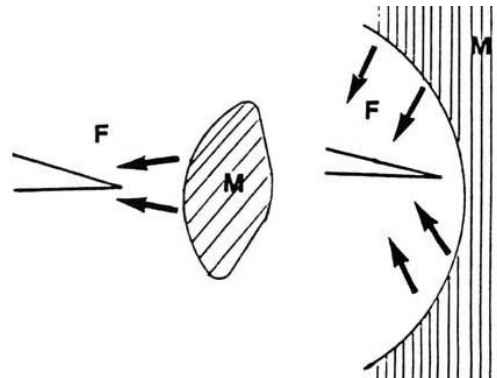


Figura 2.21 – Ilustração esquemática da constrição da deformação plástica na ponta de uma trinca numa matriz ferrítica pela presença da fase martensita em um aço bifásico. À esquerda, observa-se uma estrutura contínua em ferrita e, à direita, uma estrutura contínua em martensita (RAMAGE et al., 1987).

Assim, quando a fase contínua é a ferrita, a trinca tende a não passar muito próxima aos grãos de martensita, desviando-se destes, conforme ilustra o esquema apresentado por SUN et al., (1995) e reproduzido na Figura 2.22.

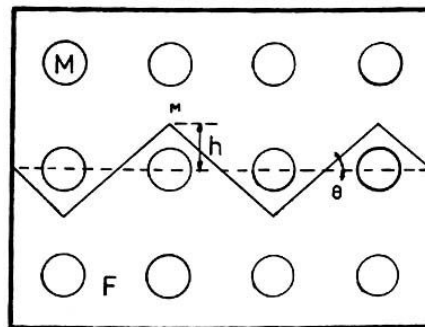


Figura 2.22 – Representação esquemática da deflexão de trinca pelas ilhas de martensita em um aço bifásico com a estrutura contínua em ferrita (SUN et al., 1995).

KATSUMI et al., (1999) estudaram a influência da microestrutura e pré-deformação na propagação de trinca por fadiga em um aço bifásico com a seguinte composição química:

0,08%C, 0,43%Si, 1,61%Mn, 0,009%P e 0,001%S. A microestrutura obtida para esse aço foi dividida em duas categorias: martensita dispersa e martensita contínua, conforme mostra a Figura 2.23.

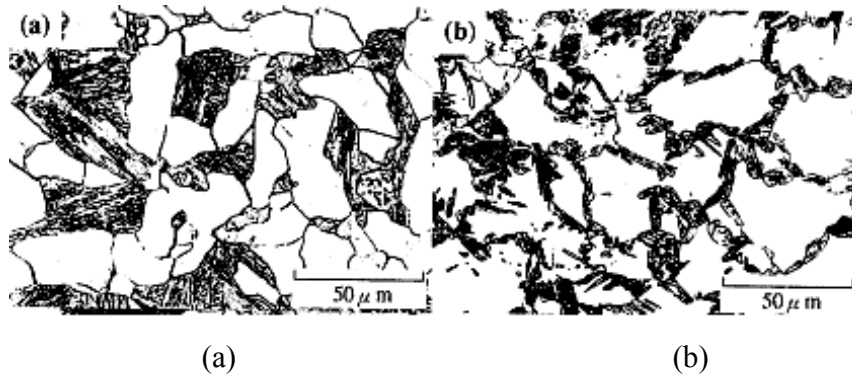


Figura 2.23 – Microestrutura típica de um aço bifásico ferrita-martensita: (a) martensita dispersa e em (b) martensita contínua (KATSUMI et al., 1999).

Neste trabalho, diferentemente do trabalho de RAMAGE et al., (1987), o material que apresentou martensita contínua teve um melhor comportamento em fadiga. Eles justificaram isso, baseando no fechamento de trinca, uma vez que, a trinca, no material que apresentava martensita dispersa, abria mais facilmente que no material com martensita contínua e na conectividade imperfeita da martensita presente naquele aço. Um esquema mostrando isso pode ser observado na Figura 2.24.

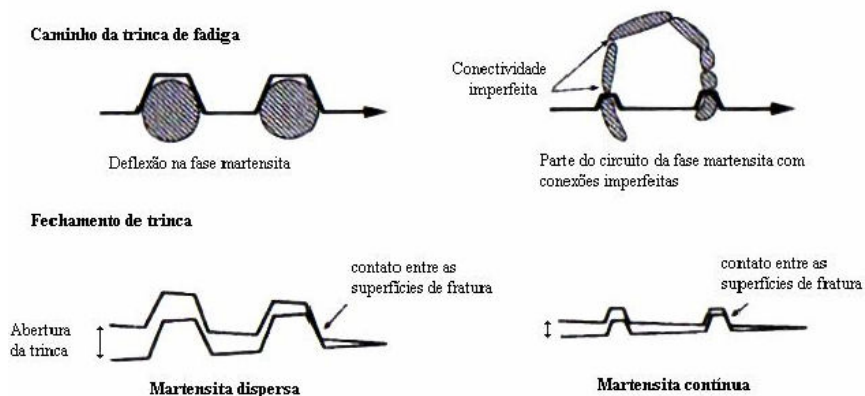


Figura 2.24 – Ilustração esquemática do caminho de trinca por fadiga, evidenciando a deflexão da trinca para duas microestruturas distintas (KATSUMI et al., 1999).

2.4.2.3 - Efeito da fração volumétrica de martensita

Sabe-se que a distribuição relativa da martensita é a principal variável microestrutural que afeta as propriedades mecânicas dos aços bifásicos (RAMAGE et al., 1987).

O efeito da fração volumétrica de martensita foi estudado por diversos pesquisadores (BAG, 1999, SHANG, 1987 e TZOU, 1985). Como os resultados são conflituosos, é interessante analisar o trabalho de CHEN et al.,(1988). Esses pesquisadores estudaram um aço bifásico com a seguinte composição química: (C-0,07%; Si-1,46%; Mn-0,70%; Mo-0,47%; Cr-0,61%), tratado termicamente para fornecer uma variação na fração volumétrica de martensita de 5% a 82%. Foi encontrada uma relação parabólica entre o limiar ΔK_{th} de propagação de trinca e a fração volumétrica V_m de martensita e, é dada pela equação 8:

$$\Delta K_{th} = a + b V_m - c V_m^2 \dots\dots\dots (8)$$

em que a , b , c são constantes positivas do material. Por esta expressão pôde-se concluir que existe um valor adequado para a fração volumétrica de martensita - em torno de 0,4, que conduzirá ao máximo valor para o limiar ΔK_{th} . De acordo com os resultados obtidos neste trabalho, para V_m menor do que 0,4, a variação na fração volumétrica de martensita tem pouco efeito no limite de escoamento do material, e assim pôde-se desprezar a relação entre o limiar ΔK_{th} e o limite de escoamento. Como resultado, o fechamento de trinca induzido por rugosidade e a deflexão da trinca são os mecanismos que controlam a propagação da trinca, e quanto maior a quantidade de martensita presente mais eficazes serão estes mecanismos. Por outro lado, quando V_m torna-se superior a 0,4, o limite de escoamento aumenta com a fração volumétrica de martensita, e torna-se o principal fator a influenciar o valor do limiar ΔK_{th} .

SUN et al., (1995) também mostraram que a fração volumétrica da martensita, a rugosidade presente na trinca e a geometria da distribuição da martensita influenciam no fechamento de trinca do aço bifásico, e eles concluíram que quanto maior a fração volumétrica de martensita, maior a intensidade do fechamento de trinca.

2.5 - Efeito da pré-deformação no comportamento mecânico dos aços

Um fator importante que influencia o comportamento mecânico dos aços bifásicos é o nível de pré-deformação a que está submetido o material. Este fator deve ser levado em conta, tendo em vista que os aços bifásicos sempre são submetidos a uma pré-deformação, durante a sua conformação final antes da aplicação específica. De um modo geral, é consenso entre os pesquisadores AICHBHAUMIK (1979); SHERMAN (1975); SHERMAN e DAVIES (1979) que a pré-deformação aumenta o limite de fadiga dos materiais.

AICHBHAUMIK, (1979) analisou o comportamento de um aço microligado ao Nb utilizado em mancais, pré-deformados em 10% e ensaiados sob fadiga na direção longitudinal e transversal e, ambos apresentaram amolecimento cíclico. Nesse trabalho constatou-se que esse amolecimento no material deformado a frio é causado por um rearranjo das discordâncias em estruturas de células de discordâncias durante a ciclagem, resultando em um maior caminho livre médio e uma redução na densidade de discordâncias. Ele também concluiu que o trabalho a frio aperfeiçoa, um pouco, na resistência à fadiga de alto ciclo.

SHERMAN e DAVIES (1979) também estudaram o efeito da pré -deformação sobre a fadiga de um aço bifásico contendo V, com resistência à tração equivalente ao aço SAE 980X de alta resistência. O trabalho desses autores mostrou a anisotropia no material para um mesmo nível de pré-deformação (8%) e para pré-deformações diferentes (0, 2, 4, 8%), conforme ilustra a Figura 2.25.

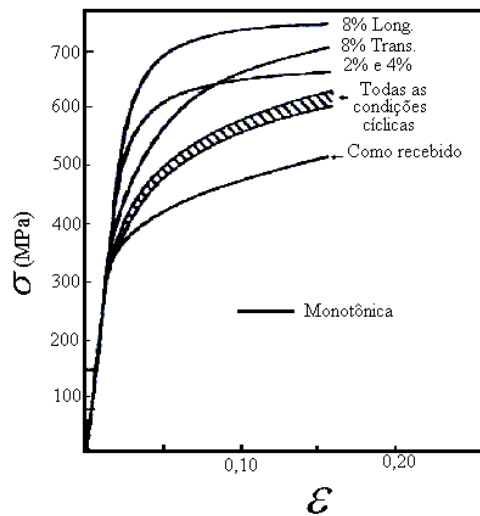


Figura 2.25 - Curvas tensão – deformação monotônica e cíclica para várias condições de pré-deformação. Independentemente da pré-deformação, todas as curvas cíclicas ficaram dentro da parte hachurada SHERMAN e DAVIES (1979).

Os resultados apresentados na Figura 2.25 são análogos aos de AICHBHAUMIK, (1979). Ou seja, o material pré-deformado a frio amoleceu ciclicamente, enquanto o sem pré-deformação endureceu ciclicamente. SHERMAN e DAVIES, (1979) também concluíram que para baixa amplitude de deformação, o aço bifásico ao V equivale, em fadiga, ao aço SAE 950X, enquanto que para alta amplitude de deformação, ao ser comparado com os aços ARBL e SAE 980X, apresenta melhor resistência à fadiga, sendo que tal comportamento provavelmente se deva à sua microestrutura.

KATSUMI et al., (1999) usaram um aço com composição química básica, em porcentagem em peso, de 0,08C, 0,43Si, 1,61Mn, 0,009P e 0,001S e o submeteu a uma pré-deformação de 20%. Nesse trabalho foi feito o ensaio de propagação de trinca por fadiga a uma razão $R = 0,1$ com frequência de ensaio de 20Hz. A região de ΔK_{th} foi definida, como sendo a região em que a velocidade de propagação da trinca era menor que 10^{-10} m/ciclo. A Figura 2.26 Mostra o comportamento em fadiga do aço com e sem pré-deformação. Eles afirmaram que esse resultado é uma tendência geral.

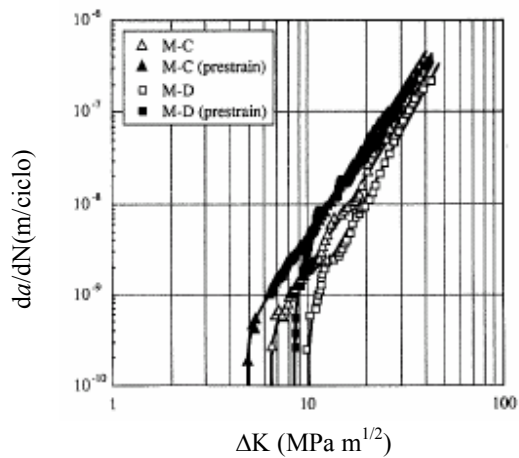


Figura 2.26 – Gráfico da/dN X ΔK comparando um aço pré-deformado a 20% com um aço em estado de entrega. KATSUMI et al., (1999)

Entretanto, quando pré-deformados a frio, tanto aços microligados quanto aços bifásicos amolecem ciclicamente AICHBHAUMIK (1979); SHERMAN e DAVIES (1979). Ressalta-se que desde que a pré-deformação a frio não seja excessiva a ponto de exaurir a ductilidade do material, ou muito baixa (em torno de 2%), essa pode, dependendo do tipo de aço, promover aumento da sua vida em fadiga AICHBHAUMIK (1979).

Recentemente (BORSA, 2002, MARTINEZ, 2001) têm-se desenvolvido aços com estruturas multi-fases complexas, que apresentam um comportamento em tração e em fadiga bastante satisfatório, em comparação com aços microligados convencionais. Por exemplo, aços com limite de resistência maior do que 600 MPa, e com uma fina microestrutura ferrita-martensita ou ferrita-bainita retardam de maneira significativa a iniciação de trincas por fadiga, aumentando portanto o seu limite de fadiga.

A Figura 2.27 mostra que os aços que apresentam maior valor de limite de resistência também vão apresentar um maior limite de fadiga (MARTINEZ, 2001).

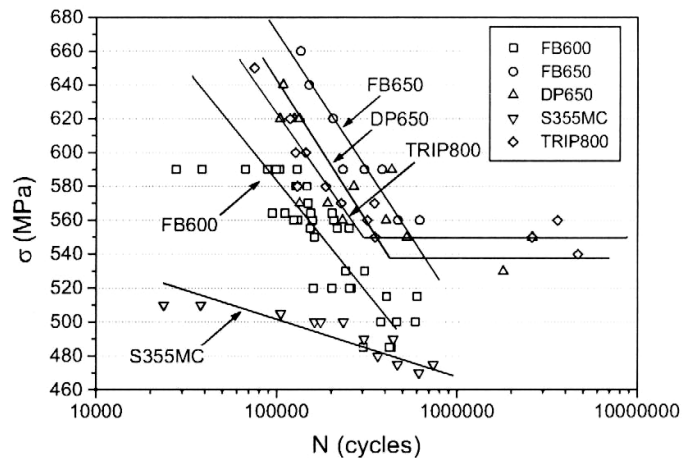


Figura 2.27 - Curvas S-N de diferentes aços após 10% de pré-deformação; FB = aço ferrita/bainita, DP = aço ferrita/martensita, S355MC = aço ARBL, TRIP = aço TRIP.(MARTINEZ, 2001)

A empresa “United States Steel” anunciou recentemente (BORSA, 2002) o desenvolvimento de um aço bifásico, designado por “Dual-Ten”, com melhoria de resistência mecânica, formabilidade e resistência à fadiga, e também com redução de peso. Seja, por exemplo, o aço Dual-Ten590, com limite de escoamento próximo do aço HSLA50. O desempenho em fadiga desse aço é 35% superior ao do aço convencional, e sua tenacidade à fratura é 20% superior.

A empresa “Kawasaki Steel” anunciou recentemente (Advanced, 2001) o desenvolvimento de um aço bifásico com 780 MPa de limite de resistência mecânica, com “excelente” resistência à fadiga e boa formabilidade. Este aço é próprio para aplicação em rodas automotivas. O aço é endurecido através de precipitação de carbonitreto de titânio na fase ferrítica, cuja microestrutura também contém martensita. Chapas de 3,2 mm de espessura apresentaram um limite de escoamento de 653 MPa, limite de resistência de 816 MPa, e deformação total de 24%. A composição química da liga é a seguinte: 0,08%C; 1,5%Si; 1,8%Mn; 0,10%Ti; 0,010%P; 0,001%S; 0,030%Al.

2.6 – O efeito "Bake-Hardening"

A maioria das partes que constituem um automóvel é de aço de alta resistência mecânica. Porém, ao se aumentar a resistência mecânica desses aços estruturais, torna-se difícil sua conformação na prensa. Buscando contornar essas dificuldades de conformação, mas atendendo aos requisitos necessários de resistência mecânica, foram desenvolvidos aços laminados a frio de alta resistência mecânica endurecíveis por envelhecimento.(Bake-Hardening-B.H.).

Os aços B.H. se caracterizam por possuírem, inicialmente, propriedades mecânicas adequadas às condições de conformação na prensa. Porém, quando submetidos ao aquecimento em temperaturas e tempos similares aos da operação de cura de pintura da estrutura dos automóveis, adquirem propriedades semelhantes às dos aços de alta resistência. Isso, se deve ao fenômeno de envelhecimento por deformação.

TAKEHIDE (2001) afirma que as chapas de aço B.H. são ideais para painéis externos do automóvel, porque elas possuem, simultaneamente alta formabilidade, alta resistência superficial à flexão e alta resistência à formação de mocha.

O processo B.H. é uma difusão controlada, que resulta na migração de átomos de carbono e nitrogênio em solução na rede. A difusão desses átomos é função do tempo, da temperatura e da quantidade de átomos em solução presente no material. BAKER, (2002), afirma que o tamanho de grão e a densidade de discordâncias também podem influenciar nesse processo.

O mecanismo para o aumento de tensão nesse processo, de envelhecimento por deformação, é causado por difusão (devido ao aumento de temperatura) e aglomeração, do carbono e nitrogênio em solução sólida, nas discordâncias geradas durante a conformação mecânica na prensa (BRITO, 1996 e KAWASAKI, 2003).

Um método de medida do aumento de resistência do material devido ao efeito B.H, foi relatado por KAWASAKI, (1992) e DEHGANI, (2000) e, consiste em subtrair o limite de resistência do

material após 2% de deformação do menor patamar do limite de escoamento do material após o tratamento B.H. A Figura 2.28 mostra esquematicamente esse mecanismo e esse método.

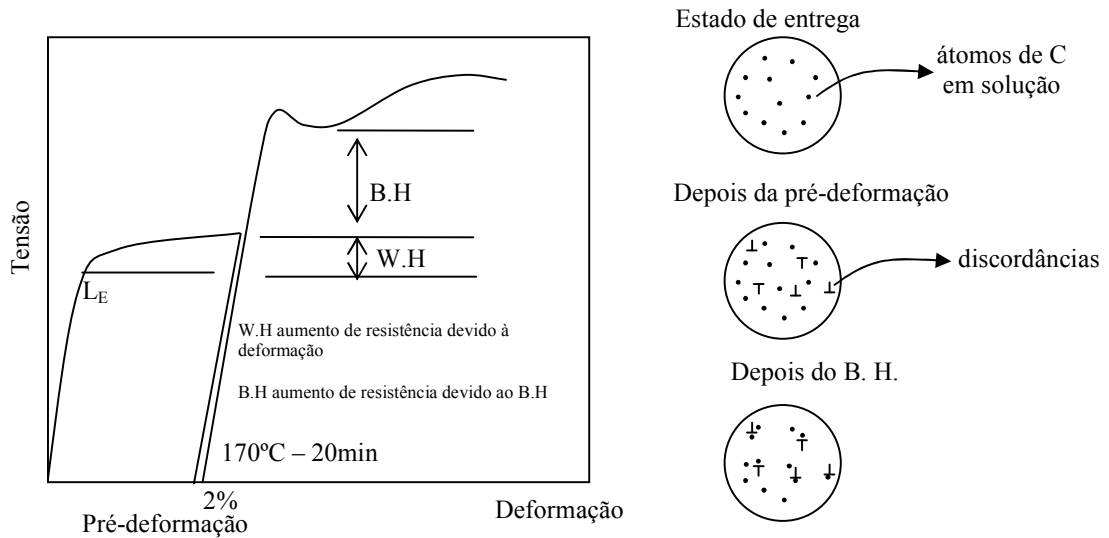


Figura 2.28 – Ilustração esquemática mostrando o mecanismo de envelhecimento por deformação e o método de medida do aumento de resistência do material, devido ao tratamento B.H. (KAWASAKI, 1992)

Segundo BAKER, (2002), para melhor compreender o aumento de resistência do material com o processo B.H., deve-se observar os seguintes critérios. Devem existir discordâncias que podem se mover, no material e o aço deve conter uma quantidade suficiente de átomos em solução capaz de prendê-las. Esses átomos em solução devem difundir à temperatura de processo e o fenômeno de recuperação das discordâncias deve ser suficientemente lento para evitar o amolecimento.

A força motriz para o aprisionamento das discordâncias é a diminuição da energia da rede. Os átomos de impurezas e discordâncias induzem tensões na rede e essas tensões podem ser diminuídas se os átomos intersticiais difundirem para a vizinhança das discordâncias; esse fenômeno de aprisionamento de discordâncias por átomos em solução é chamado de atmosfera de Cottrell. (REED-HILL, 1982). Na parte que se segue, serão citados alguns trabalhos que envolveram estudos relacionados com o processo B.H.

KAWASAKI, (2003) desenvolveram um aço (composição química não especificada) e o submeteram a um tratamento de envelhecimento por deformação; eles afirmam que o limite de fadiga do aço aumentou em média 60MPa tanto na região de baixo ciclo como na região de alto ciclo. O limite de fadiga do aço como recebido era 221MPa e após o tratamento de B.H. (10% de pré-deformação e imersão em óleo a 170°C durante 20min) o limite de fadiga passou a ser 276MPa ou seja, teve, um aumento de 55MPa. O mesmo material, após o esse tratamento B.H. e pré-deformado a 10% ou mais apresentou um aumento médio, no limite de escoamento de 80MPa e no limite de resistência de 60MPa. Eles afirmam que o efeito desse aumento de resistência aperfeiçoa as propriedades de fadiga do material e também aumenta a absorção de energia em processos de deformação em alta velocidade.

MELO et all, (1998) simularam o processo de cura da pintura das rodas em aços bifásicos. Nesse trabalho os corpos-de-prova deformados a frio por tração foram submetidos a um tratamento térmico de envelhecimento, em um forno com atmosfera controlada, para evitar oxidação e decarbonetação do material. As condições desse tratamento foram as mais próximas do processo utilizado em escala industrial, ou seja, permanência por 20min à temperatura de 220° C e concluiu-se que o tratamento acarretou em um aumento nos limites de escoamento e de resistência. A resistência à fadiga do material também aumentou, conforme pode ser observado na Figura 2.29.

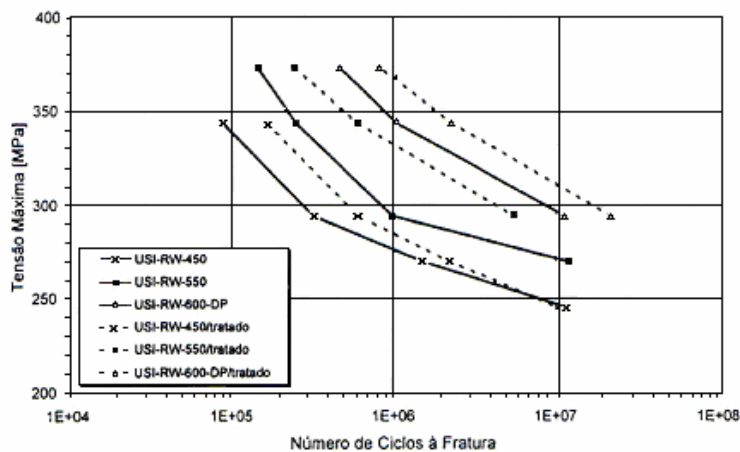


Figura 2.29 – Influência do tratamento de B.H. na resistência a fadiga de aços usados em rodas automotivas (MELO, 1998).

A operação de cura de pintura (“bake hardening”) para elevar o limite de fadiga em aços bifásicos foi, também, estudado no trabalho de MARTINEZ, (2001), conforme ilustrado na Figura 2.30.

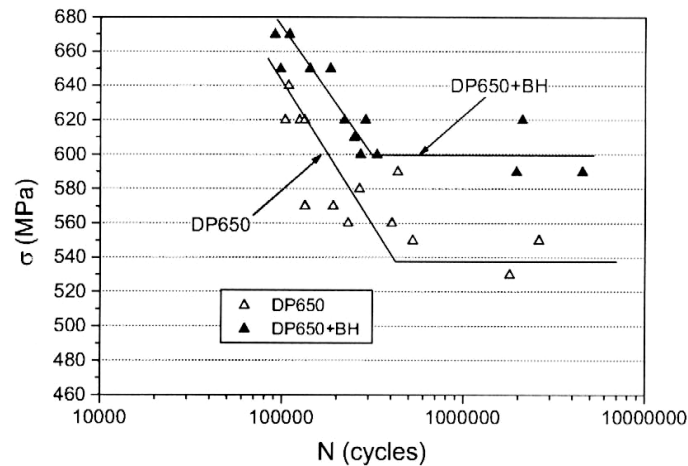


Figura 2.30 - Curvas S-N para o aço bifásico 650 pré-deformado em 10%, com e sem pintura DP = aço ferrita/martensita; BH = envelhecimento por cura de pintura.(MARTINEZ, 2001)

Segundo WASÉN e KARLSSON, (1989) o trabalho a frio e/ou envelhecimento afetam menos a resistência à fadiga e mais o limite de escoamento e resistência, contudo um pequeno efeito positivo tem sido observado, com o aparecimento de um amolecimento cíclico durante a ciclagem. Eles também mostraram que o envelhecimento e/ou a pré-deformação causam uma diminuição no ΔK_{th} do material.

A composição química dos aços é de grande influência no processo B.H, porque há necessidade de um balanço adequado de carbono e nitrogênio. São esses elementos que proporcionam o envelhecimento, de forma que não influenciam muito no processo de conformação, mas que permitem a sensibilidade ao envelhecimento, durante a cura no processo de pintura.

O teor de fósforo retarda a cinética de precipitação de carbonetos desses aços; pequenos teores proporcionam grãos mais refinados e também um endurecimento da ferrita e, dessa forma a resistência do material é aumentada. O manganês tem um efeito contrário (BRITO, 1996).

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Materiais utilizados

Neste trabalho foram utilizados dois aços bifásicos empregados na indústria automobilística na fabricação de rodas, com composições químicas diferentes. Um, que será chamado de DP-Si, refere-se ao aço com maior teor de silício, e o outro, DP-Cr, refere-se ao aço com maior teor em cromo, com letra T para transversal e letra L para longitudinal. Esses aços foram supridos pela empresa fabricante de rodas ARVIN-MERITOR / Limeira / Brasil, na forma de corpos-de-prova para ensaios de tração e ensaios de fadiga, com espessura real de utilização nas rodas.

Esses aços foram fabricados pela USIMINAS / Ipatinga / Brasil. Foram confeccionados corpos-de-prova de tração e de propagação de trinca por fadiga no sentido transversal de conformação mecânica (laminação). Uma parte dos corpos-de-prova foi deformada, por tração, pela USIMINAS, ao nível de 10% (máxima deformação que ocorre ao longo da espessura dos discos de rodas automobilísticas) e envelhecida por “bake hardening”. Esses aços foram chamados de “aços trabalhados” ou DP(Si/Cr)-10%-BH , enquanto que a outra parte foi chamada de “aços estado de entrega”.

A composição química dos aços estudados e suas propriedades mecânicas foram fornecidas pela USIMINAS, e estão apresentadas na Tabelas, 3.1 e 3.2.

Tabela 3.1 - Composição química dos aços bifásicos (% em peso).

Material (aço)	Composição química (% em peso)					
	C	Mn	Si	P	S	Cr
DP-Si	0,055	1,19	1,03	0,016	0,001	0,09
DP-Cr	0,052	1,16	0,07	0,044	0,003	0,58

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas direção transversal

Material (aço)	Dimensões da chapa(mm)			Propriedades mecânicas (direção transversal)		
	Largura	Comprimento	Espessura	LE(MPa)	LR(MPa)	AL _{50mm} (%)
DP-Si	1200	1000	3,8	475	598	26,7
DP-Cr	1200	1000	3,5	422	603	28,0

3.2 - Preparação dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova para ensaios de tração e propagação de trinca por fadiga foram feitos de acordo com o seguinte esquema:

- Corpos-de-prova no estado de entrega

Foram separados três painéis de 400mm X 400mm, conforme pode ser observado na Figura 3.1. De cada painel foram retirados 15 corpos-de-prova para a realização dos ensaios de propagação de trinca. Foram retirados também corpos-de-prova de tração a partir de tiras de 75mm de largura e 400mm de comprimento

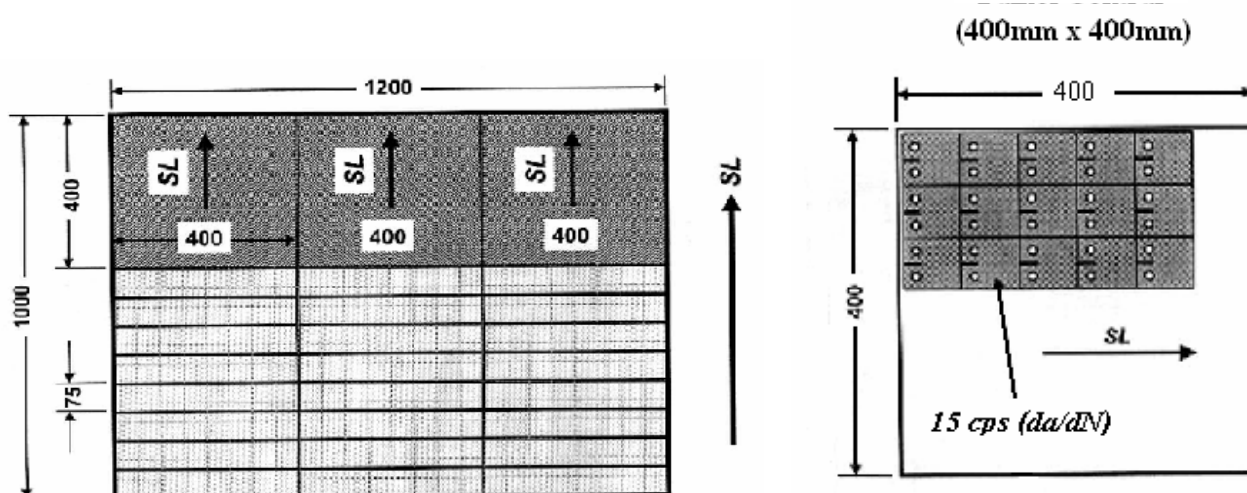


Figura 3.1 – Esquema das tiras de aço bifásico, retiradas no sentido transversal ao de laminação para a confecção dos corpos-de-prova.

- Corpos-de-prova “trabalhados”

Usando a mesma metodologia anterior, foram preparados os corpos-de-prova trabalhados. Nesse caso, as tiras foram deformadas em 10% e submetidas a um tratamento de B.H. por 170°C durante 20min, como pode ser observado na Figura 3.2.

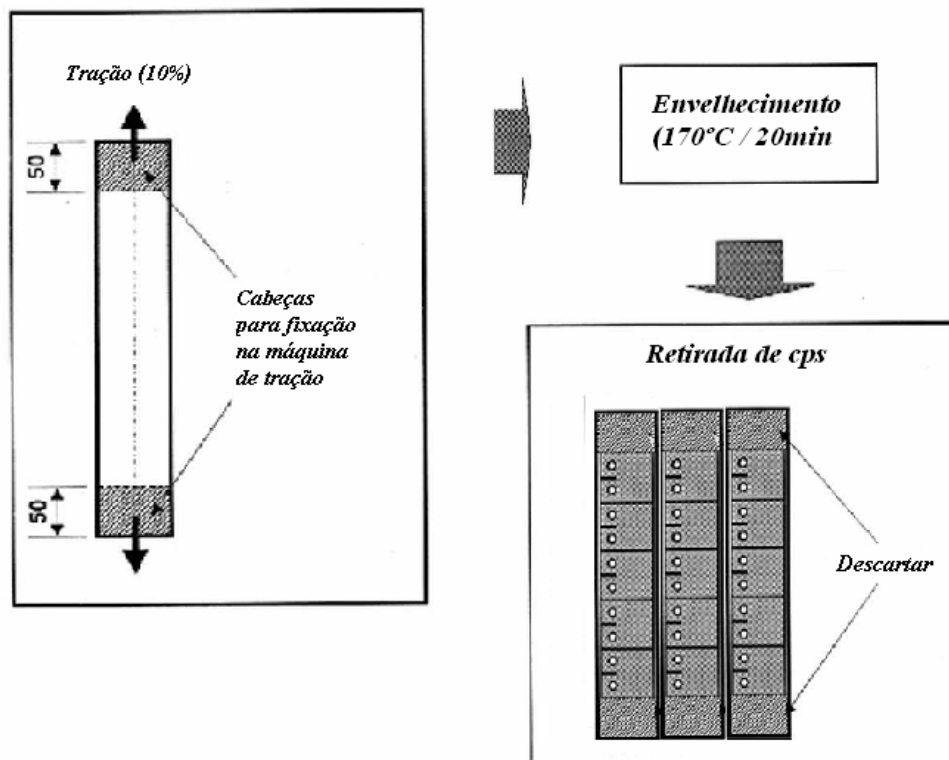


Figura 3.2 - Esquema das tiras de aço bifásico, retiradas no sentido transversal ao de laminação para a formação dos corpos de prova com o material trabalhado.

3.3 - Metalografia

A microestrutura dos aços foi caracterizada por microscopia ótica. A preparação metalográfica envolveu a seqüência padrão de lixamentos, com lixas de SiC. Foram usadas lixas com granulometria de 180, 220, 320, 400, 500, 600, 800 e 1200 e depois foi feito polimentos com alumina de granulometria de 1µm e pasta de diamante com granulometria de 0.25µm, seguida por ataque químico com os reativos de Nital e de Le Pêra. CANGÜE, (2002) mostrou que o

reagente que apresenta o melhor contraste entre a ferrita e a martensita no aço bifásico é o reagente de Le Pera. Foram analisadas as seções longitudinal e transversal de cada aço.

A solução de reativo Nital utilizada foi formada com 2mL de ácido nítrico (HNO₃) e 98mL de etanol (álcool etílico CH₃CH₂OH). O ataque foi feito da seguinte forma: a superfície polida da amostra foi imersa na solução por um intervalo de aproximadamente 20s, tempo necessário para que a superfície espelhada se tornasse fosca. Esse reagente foi utilizado visando revelar os grãos ferríticos e as ilhas de martensita. Nesse ataque a ferrita fica clara e a martensita fica escura.

A solução de Le Pera utilizada foi formada com 1g de metabissulfito de sódio (Na₂S₂O₅), solubilizado em 100mL de água destilada (H₂O), chamada de solução A, e 4g de ácido pícrico, solubilizado em 100mL de etanol, chamada de solução B. O ataque foi feito da seguinte forma: misturou-se as soluções A e B e, em seguida, a superfície polida da amostra foi imersa nessa solução por aproximadamente 15s, tempo para a superfície espelhada ficar turva. Esse reagente foi utilizado para distinguir a martensita da ferrita. Nesse ataque, a martensita fica clara e a ferrita fica marrom.

3.4 - Metalografia quantitativa

As medidas de fração volumétrica das fases presentes nas amostras foram feitas através do método de contagem de pontos conforme a norma ASTM E 562-83 (ASTM, 1983). A contagem foi realizada usando uma grade com pontos igualmente espaçados. Todas as medidas foram feitas a um quarto da superfície, evitando assim regiões de segregação (no centro da amostra) e regiões afetadas pelo tratamento térmico (regiões da superfície). O tamanho de grão foi medido através da aplicação da linha teste sobre a microestrutura, de acordo com a norma ASTM E 112-82 (ASTM, 1982).

A conectividade da martensita foi medida de acordo com a definição de DUTTA et al., (1984) e SUZUKI, (1979), em que a conectividade é definida como um parâmetro Ψ , sendo esse dado por:

$$\Psi = N_g / (N_g + N_b) \dots \dots \dots (9)$$

em que, N_g é o número médio de interseções por unidade de comprimento (mm^{-1}) de contornos da estrutura martensítica, e N_b é o número médio de interseções por unidade de comprimento (mm^{-1}) de contornos de grãos ferríticos.

A observação da microestrutura dos aços foi realizada em um analisador de imagens LEICA Q500IW, com o programa LEICA Qwin. A Figura 3.3 apresenta este equipamento.

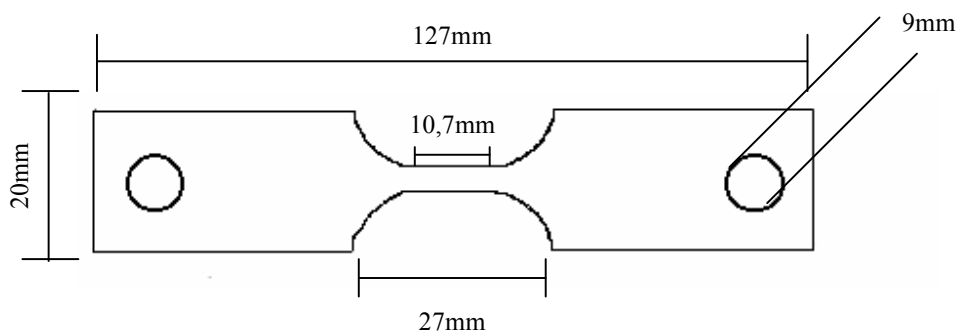


Figura 3.3 - Microscópio óptico quantitativo do DEMET

3.5 - Ensaios de tração

Foram feitos ensaios de tração para se ter uma caracterização mecânica inicial dos aços estudados, além de gerarem dados para os ensaios de fadiga.

A direção de corte dos corpos-de-prova para o ensaio de tração foi a direção transversal à conformação mecânica (laminação). A Figura 3.4 mostra as dimensões dos corpos-de-prova. Foram utilizados 3 corpos-de-prova para cada situação.



Parte útil:

Espessura = 3,5mm

Largura = 3,8mm

Figura – 3.4 - Representação esquemática mostrando a geometria dos corpos-de-prova utilizados para os ensaios de tração.

3.6 - Ensaio de propagação de trinca por fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados no laboratório do DEMET/EM/UFOP, na máquina MTS servo-hidráulica de 10 toneladas. A Figura 3.5 apresenta o equipamento utilizado para os ensaios de fadiga.



Figura 3.5 - Máquina MTS de ensaios mecânicos do DEMET/EM/UFOP.

Os corpos-de-prova para os ensaios de fadiga foram confeccionados de acordo com a norma ASTM E647-00 (ASTM, 2000). Nesse trabalho foi utilizado corpos-de-prova com geometria “compact tension – C(T)”, conforme esquematizado na Figura 3.6.

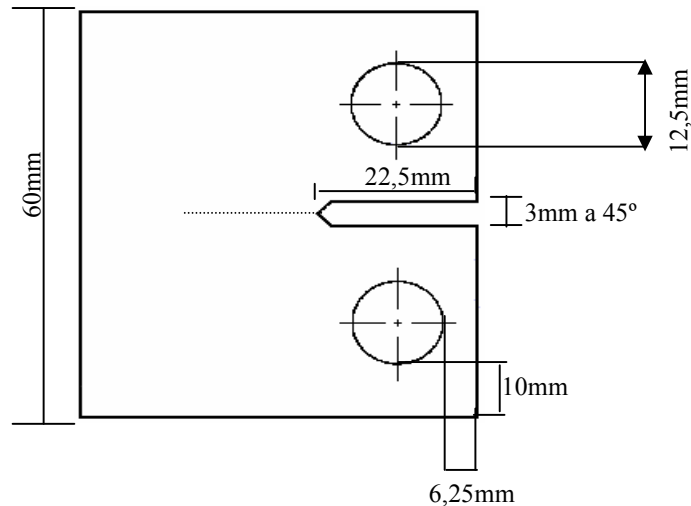


Figura 3.6 - Esquema mostrando a geometria dos corpos-de-prova utilizados para os ensaios de fadiga. Dimensões em mm.

A orientação dos corpos-de-prova em relação à conformação mecânica (laminação) das placas como em estado de entrega, foi T-L, ou seja, carregamento na direção perpendicular à conformação, e propagação da trinca na direção de conformação. A espessura dos corpos-de-prova foi padronizada em 3,85mm, que é a espessura real de utilização dos aços nas rodas automobilísticas. Foram utilizados quatro corpos-de-prova para cada material.

A pré-trinca de fadiga exigida nos corpos-de-prova foi obtida a partir dos seguintes passos:

- cálculo do valor inicial de ΔK para o ensaio de propagação de trinca;
- aplicação do valor de ΔK no corpo-de-prova ligeiramente superior ao obtido anteriormente;
- decréscimo automático de valor de ΔK , até se chegar ao valor inicial previamente calculado.

As curvas de crescimento de trinca foram feitas de acordo com a norma da ASTM E647-00 (ASTM, 2000).

Em todos os ensaios, a carga máxima foi calculada de tal forma a se ter a propagação da trinca sempre no regime linear-elástico, com a relação a/W entre 0,3 e 0,7. Para tal, utilizou-se o gráfico apresentado na Figura 3.7.

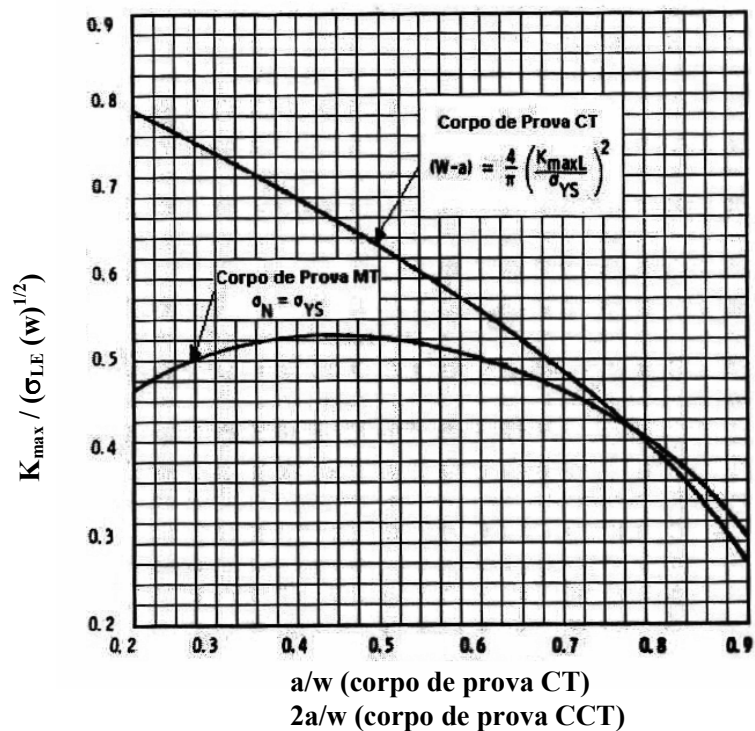


Figura 3.7 - Requisitos normalizados de tamanho para corpos-de-prova de fadiga (ASTM, 2000).

Neste trabalho foi estudado o efeito do tratamento termomecânico nos aços ao silício e ao cromo, no comportamento em fadiga desses materiais. Para isso foi feito um estudo comparando a variação da velocidade de propagação de trinca da/dN com o fator cíclico de intensidade de tensões ΔK , inclusive na região do limiar ΔK_{th} , para as duas composições químicas distintas.

3.6.1 - Determinação da curva $da/dN \times \Delta K$

Os ensaios de fadiga forneceram curvas de tamanho de trinca a versus número de ciclos de fadiga, esquematizada na Figura 3.8. A partir dessas curvas, foram obtidos gráficos de velocidade de propagação de trinca da/dN versus fator cíclico de intensidade de tensão ΔK .

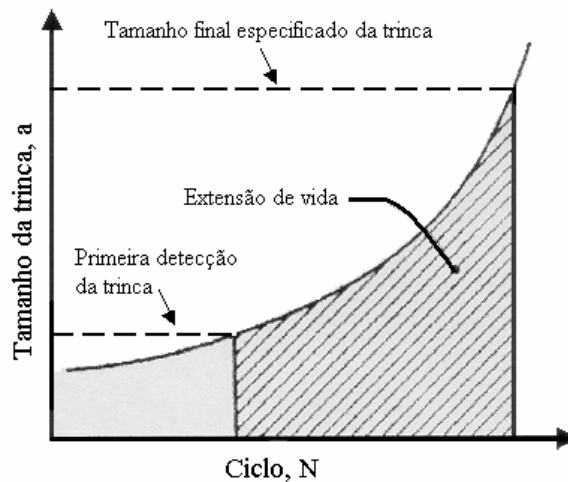


Figura 3.8 - Curva esquemática, tamanho de trinca em função da vida do material.

A medição do comprimento de trinca foi realizada pelo método indireto da determinação da “compliance” (flexibilidade elástica) do corpo-de-prova. No lugar da observação visual, o comprimento da trinca é estimado usando-se uma equação polinomial que correlaciona o comprimento da trinca com a rigidez do corpo-de-prova, ou melhor, o seu inverso “compliance” para uma dada geometria do corpo-de-prova. Existe uma relação direta entre o comprimento de trinca e a “compliance” que, para o corpo-de-prova empregado neste trabalho, é a seguinte (ASTM, 2000).

$$\frac{a}{W} = 1,001 - 4,6695U + 18,460(U)^2 - 236,82(U)^3 + 1214,9(U)^4 - 2143,6(U)^5 \dots\dots\dots (10)$$

Em que a/W é o comprimento de trinca normalizado pela largura do corpo-de-prova e U é dado por:

$$U = \frac{1}{\left(\frac{BEV}{P}\right)^{1/2} + 1} \dots\dots\dots (11)$$

em que, B é a espessura do corpo-de-prova; E é o módulo de Young do material; V é o deslocamento de abertura de trinca (COD); P é a carga aplicada; V/P é a inclinação da curva COD x Carga, tomada durante o ensaio, conforme a Figura 3.9.

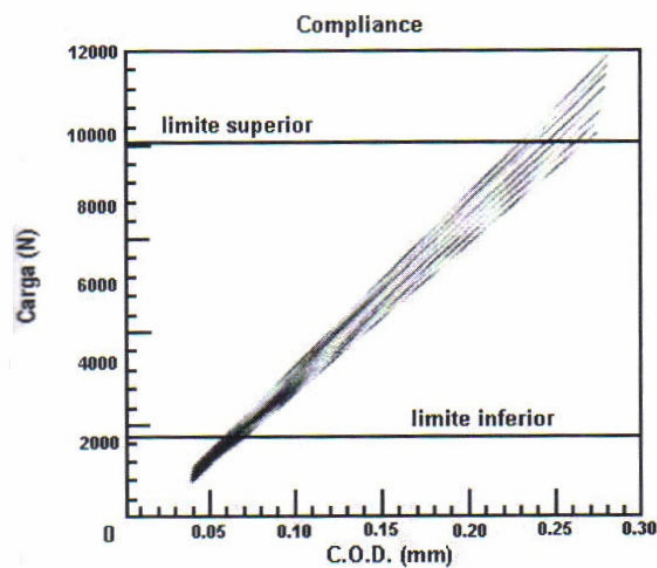


Figura 3.9 – Gráfico carga aplicada versus COD (MTS).

Como todos os materiais estudados apresentaram um fechamento de trinca relativamente apreciável, na região do limiar ΔK_{th} , tomou-se o cuidado de calcular a inclinação desta curva entre 90 e 50% da carga máxima. Desta forma, durante todo o ensaio de fadiga teve-se certeza que a equação (11) foi aplicada para a trinca totalmente aberta.

Durante o ensaio de fadiga, um “clip on gage” (transdutor) foi colocado na “boca” do corpo-de-prova, Figura 3.9, desta forma, registrou-se instantaneamente o gráfico da carga aplicada versus COD (deslocamento de abertura da trinca). A partir deste gráfico, calculou-se o valor de U, e o correspondente valor para o comprimento de trinca.



Figura 3.10 – Corpo-de-prova C(T) com *clip on gage*.

A caracterização de materiais em termos de resistência à propagação de trinca por fadiga é realizada através da Mecânica de Fratura pela relação da taxa de propagação de trinca (da/dN) versus fator cíclico de intensidade de tensão $\Delta K = (K_{\max} - K_{\min})$. Essa relação é apresentada num gráfico em escalas logarítmicas, e fornece para a maioria dos aços uma curva sigmoideal, conforme foi esquematizado na Figura 2.6.

O cálculo da velocidade de propagação de trinca da/dN é realizado através do método de diferenciação da secante à curva tamanho de trinca versus número de ciclos, como mostra a Figura 3.10

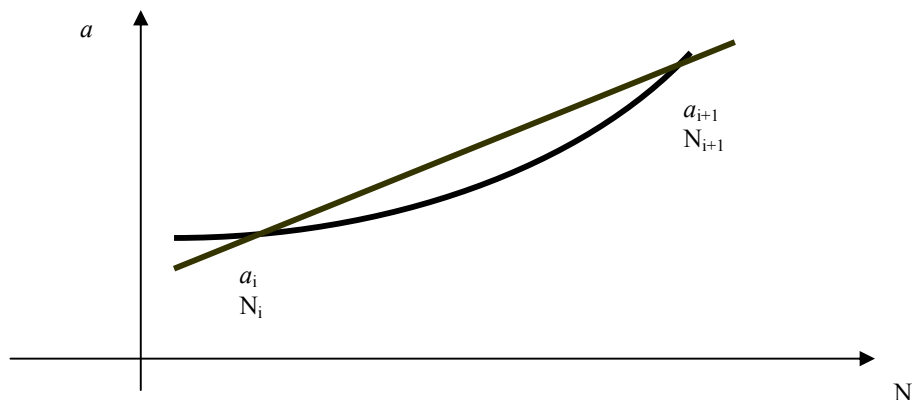


Figura 3.11 - Método da secante.(MTS)

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \dots\dots\dots (12)$$

O fator ΔK é calculado por intermédio da seguinte expressão: (ASTM, 2000):

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{(2+a/W)}{[1-(a/W)^{1/2}]} \cdot f(a/W) \dots\dots\dots (13)$$

em que:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 0,886 + 4,64(a/W) - 13,32(a/W)^2 + 14,72(a/W)^3 - 5,6(a/W)^4 \dots\dots\dots (14)$$

a/W é a relação entre o tamanho de trinca e a largura do corpo-de-prova

A determinação do limiar ΔK_{th} de início de propagação de trinca consiste em ensaios com decréscimo gradual e automático do valor de ΔK aplicado. Neste caso, utiliza-se a seguinte expressão para o controle de ΔK :

$$\Delta K_n = \Delta K_0 \exp[C(a_n - a_0)] \dots\dots\dots (15)$$

onde C é o gradiente normalizado de K, neste caso negativo e igual a $-0,08 \text{ mm}^{-1}$, e n é um número de ciclos específico. Assim, inicia-se o ensaio com um certo valor de ΔK , que vai diminuindo progressivamente. O valor de ΔK_{th} é calculado, a partir de uma regressão linear entre, pelo menos, cinco pontos de da/dN entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo .

3.6.2 – Determinação do fechamento de trinca

A determinação da carga de fechamento (P_{cl}) de trinca consiste em um ajuste linear e quadrático na curva carga aplicada versus COD, para um dado ciclo de fadiga, conforme esquematizado na Figura 3.11. (MTS)

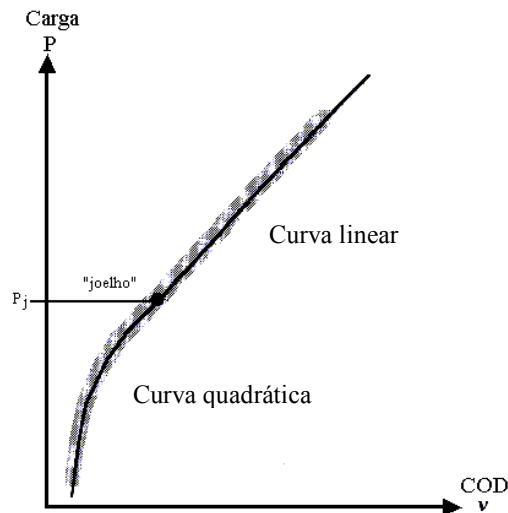


Figura 3.12 – Ajustes linear/quadrático na curva P x COD (MTS)

A união entre os dois ajustes, linear e quadrático, chamado de “joelho”(Figura 3.11), é um valor de carga designado por P_j . O objetivo é determinar um valor particular para P_j que melhor se ajuste na união entre as duas curvas, e esse valor será então a carga de fechamento (P_{cl}) de trinca.

Para encontrar o melhor valor para P_j , determina-se então uma série de valores entre P_{max} e P_{min} , e também a soma dos quadrados dos resíduos “ e ”. P_{cl} é o valor de P_j para um valor mínimo de “ e ”. A Figura 3.12 ilustra a determinação de P_{cl} , considerando a relação P_{cl} versus “ e ”.

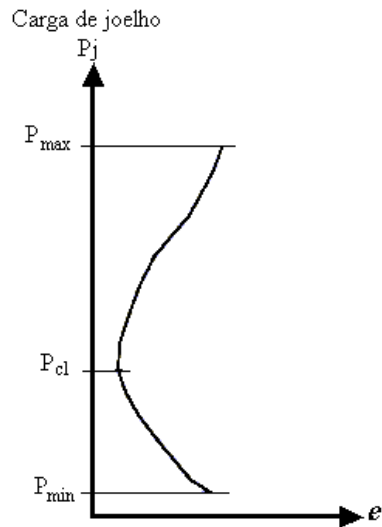


Figura 3.13 - Determinação da carga de fechamento, P_{cl} . (MTS)

3.7 - Fratografia

Utilizou-se um Microscópio Eletrônico de Varredura modelo JEOL JSM-5510 da EM-UFOP, mostrado na Figura 3.13, através do qual analisaram-se as diferentes superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados por tração e por fadiga.

Para obter as fratografias dos corpos-de-prova ensaiados por tração e por fadiga, foi preciso separar os corpos-de-prova em duas partes e, em uma das partes, foi feita a análise da região fraturada.

Nas amostras de propagação de trincas de fadiga, foram observadas as fraturas da região do limiar ΔK_{th} , região intermediária e região de Paris com as respectivas velocidades de propagação de trinca: 10^{-7} mm/ciclo, 10^{-6} mm/ciclo e 10^{-5} mm/ciclo. As fratografias foram feitas em diferentes aumentos 1000X, 2500X e 3500X.



Figura 3.14 – Fotografia do microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM-5510 da EM-UFOP.

Nas amostras do ensaio de tração foi observado o aspecto morfológico da fratura, dúctil ou frágil, dando ênfase à presença de “dimples” (alvéolos) ou facetas de clivagem. Foram feitos aumentos de 50X, 500X e 1000X.

3.8 – Modelamento matemático.

O modelamento foi feito utilizando o “Software Origin 6.0”. Para obter os modelos, foram feitos, com dados experimentais, ajustes das equações de Paris e Erdogan, Forman, Priddle e Collipriest.

Para isso foram considerados como parâmetros a determinar as constantes C_1 , C_2 , m_1 e K_C das equações de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall.

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 - Metalografia

A análise feita por microscopia ótica identificou as fases ferrita e martensita presentes no material em estado de entrega e no material trabalhado. As Figuras 4.1 - 4.4 apresentam a microestrutura do aço bifásico em estado de entrega, a partir da utilização dos reativos químicos Nital, Figuras 4.1 e 4.2, e Le Pera, Figuras 4.3 e 4.4. As Figuras 4.5 – 4.8 apresentam a microestrutura do aço bifásico trabalhado. As Figuras 4.5 e 4.6 reveladas com reativo de Nital, e as Figuras 4.7 e 4.8 reveladas com o reativo de Le Pera. Observa-se que todos estes reativos conseguem distinguir bem a ferrita da martensita, o que está de acordo com trabalhos recentes CANGÜE, (2002) e RODRIGUES, (2003).

Qualquer que seja o reativo empregado, observou-se uma matriz ferrítica que encapsula ilhas de martensita. Não se observou fibramento mecânico das microestruturas. Resultados análogos foram obtidos por CANGÜE, (2002) e RODRIGUES, (2003).

Pela análise das Figuras 4.1 - 4.8, pode-se concluir que os dois aços apresentam características morfológicas bastante semelhantes. Os dados quantitativos foram obtidos para a microestrutura dos aços em estado de entrega e trabalhados. Esses dados estão apresentados na Tabela 4.1. e 4.2.

Pela análise dessas tabelas, observou-se que os dois aços trabalhados não apresentaram nenhuma mudança microestrutural significativa .



(a)



(b)

Figura - 4.1 - Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, em estado de entrega, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal.

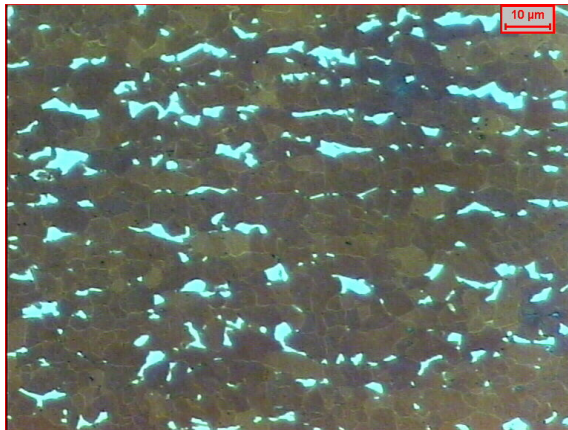


(a)

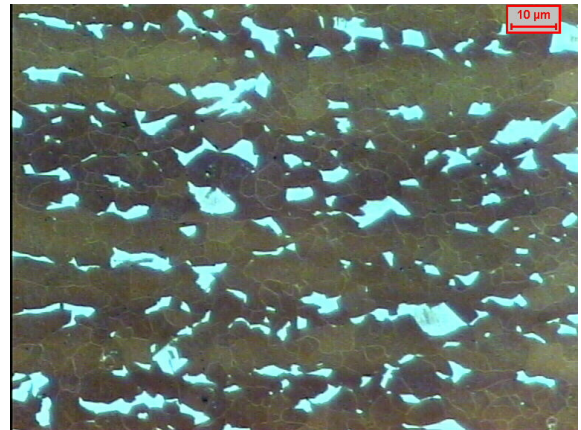


(b)

Figura - 4.2 - Microestrutura de um aço bifásico ao silício, em estado de entrega, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura.(a) direção transversal e (b) direção longitudinal.



(a)

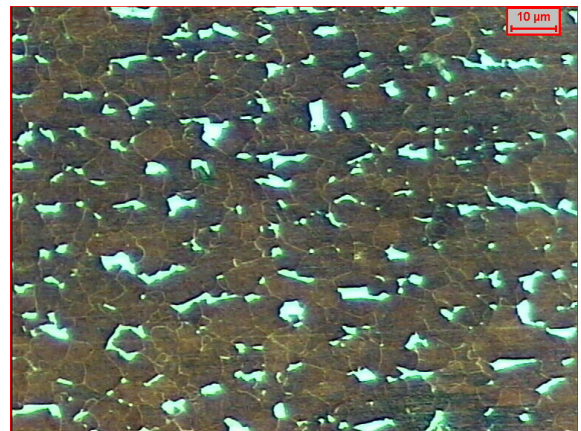


(b)

Figura - 4.3 - Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, em estado de entrega, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal.



(a)



(b)

Figura - 4.4 - Microestrutura de um aço bifásico ao silício, em estado de entrega, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal.

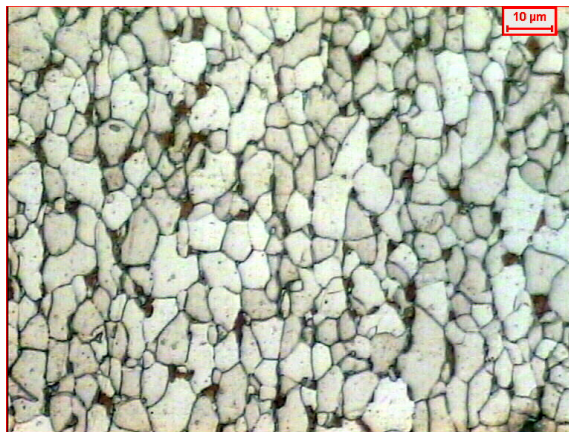


(a)

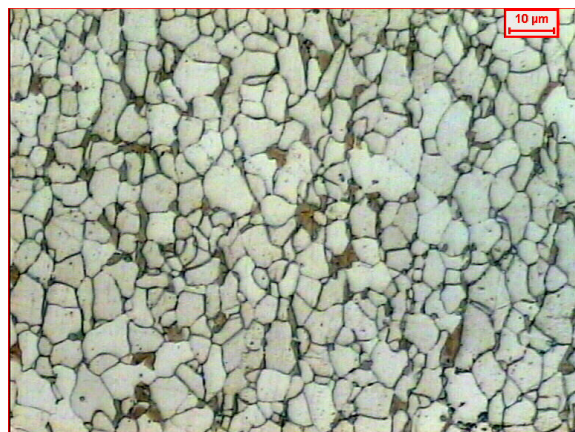


(b)

Figura - 4.5 - Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, trabalhado, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal..

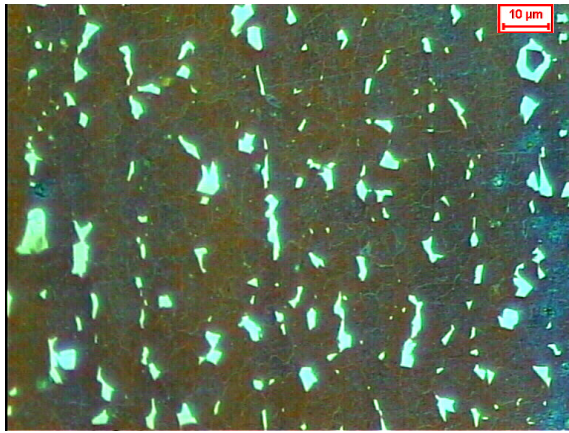


(a)

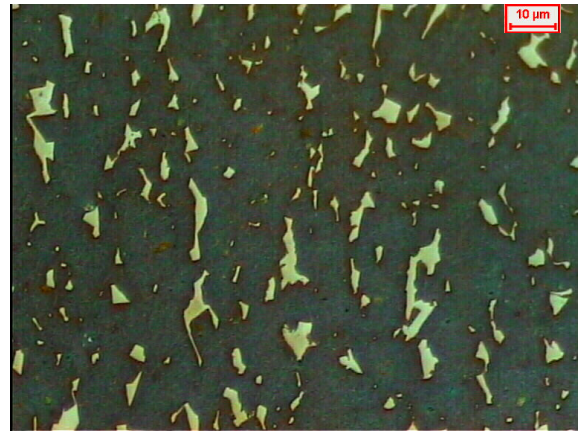


(b)

Figura - 4.6 - Microestrutura de um aço bifásico ao silício, trabalhado, revelada com reativo de Nital. Ferrita clara, martensita escura. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal.

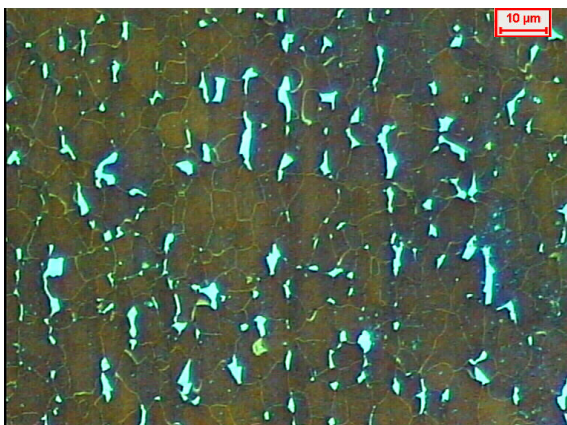


(a)

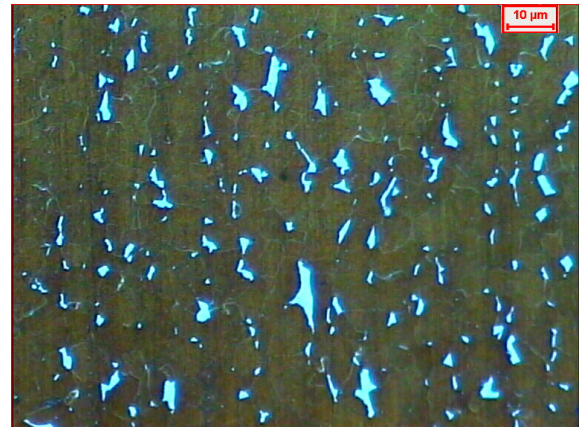


(b)

Figura - 4.7 - Microestrutura de um aço bifásico ao cromo, trabalhado, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal.



(a)



(b)

Figura - 4.8 - Microestrutura de um aço bifásico ao silício, trabalhado, revelada com reativo de Le Pera. Ferrita escura, martensita clara. (a) direção transversal e (b) direção longitudinal.

Tabela 4.1- Metalografia quantitativa dos aços bifásicos em estado de entrega.

Código	Tamanho de grão ferrítico (μm)	Fração volumétrica de martensita (%)	Conectividade da martensita (%)
DPCr-L	4,64±0,46	9,58±1,10	25,28±8,07
DPCr-T	4,50±0,22	10,56±1,03	25,47±7,84
DPSi-L	4,75±0,30	7,42±0,34	21,75±5,88
DPSi-T	4,62±0,45	7,67±0,67	23,7±6,54

Tabela 4.2 - Metalografia quantitativa dos aços bifásicos trabalhados.

Código	Tamanho de grão ferrítico (μm)	Fração volumétrica de martensita (%)	Conectividade da martensita (%)
DPCr-L	4,29±0,16	9,94±0,94	25,67±8,67
DPCr-T	4,43±0,39	11,69±0,59	25,91±9,13
DPSi-L	4,97±0,17	6,58±0,47	21,22±7,80
DPSi-T	4,85±0,33	6,97±0,44	23,01±7,81

4.2 - Ensaio de tração

Para o estudo das propriedades mecânicas estáticas, foi feito o ensaio de tração de 3 corpos-de-prova para cada aço. Os resultados obtidos nos ensaios de tração estão mostrados na forma de gráficos e tabelas. A Figura 4.9 mostra as curvas tensão versus deformação médias dos ensaios de tração, obtidas com o material em estado de entrega. A Figura 4.10 mostra as curvas tensão versus deformação para o material trabalhado, e a Figura 4.11 mostra uma comparação entre as Figuras 4.9 e 4.10.

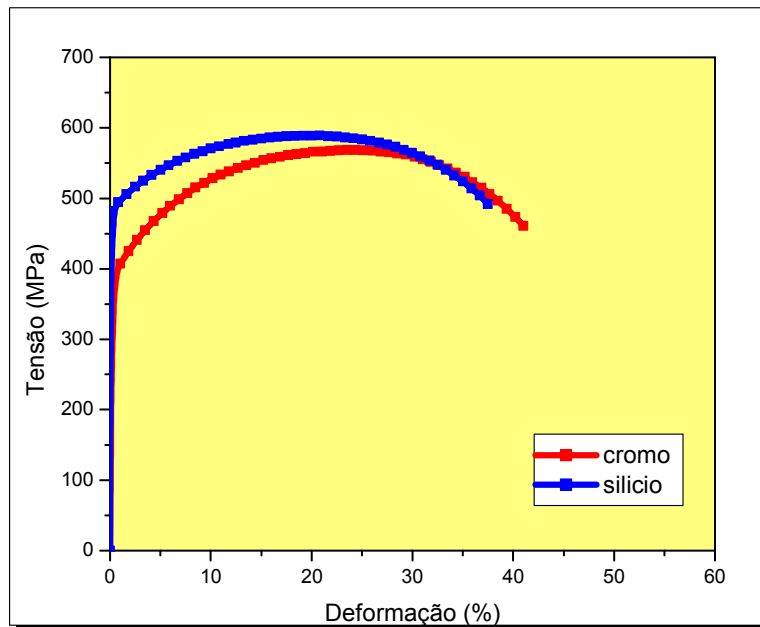


Figura 4.9 – Curva tensão X deformação para o aço ao silício e ao cromo em estado de entrega.

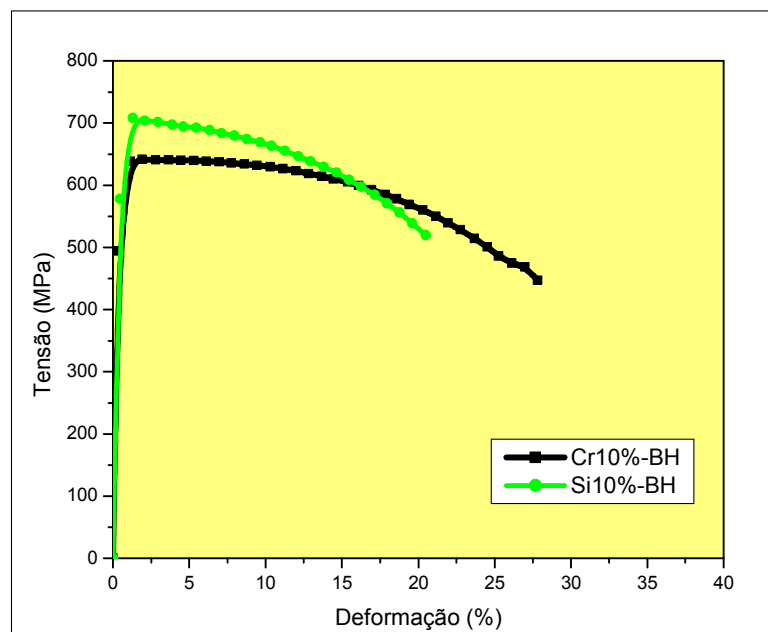


Figura 4.10 – Curva tensão X deformação para o aço ao silício e ao cromo trabalhado.

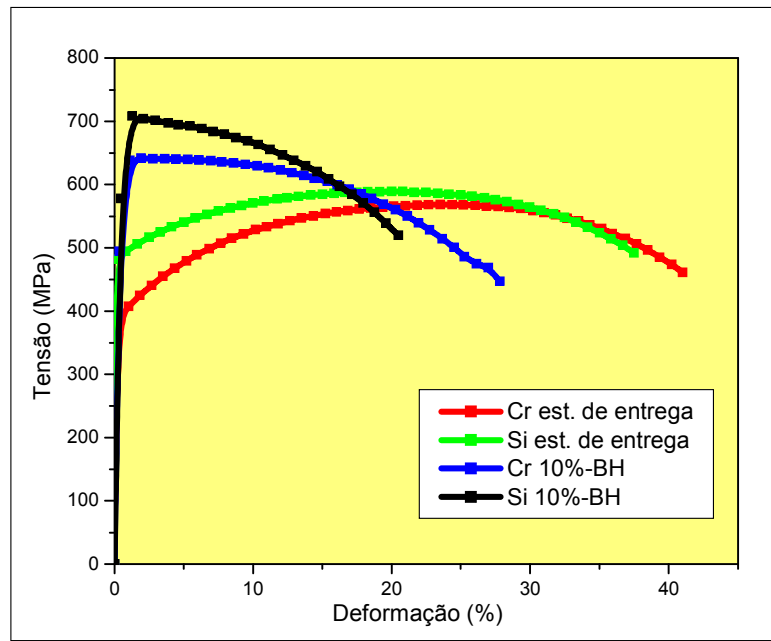


Figura 4.11 – Curva tensão X deformação, comparando o comportamento em tração dos aços em estado de entrega e trabalhado.

A Tabela 4.3 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados para todos os aços bifásicos.

Tabela 4.3- Propriedades mecânicas de tração dos aços bifásicos.

Aço	σ_{LE} (MPa)	σ_R (MPa)	ϵ_t (%)
DPCr	406,03	569,25	40,9
DPSi	488,86	591,99	37,3
DPCr10%-BH	581,65	644,54	27,8
DPSi10%-BH	653,27	704,80	20,6

Esses dados mostram o efeito do tratamento feito nos aços em suas propriedades mecânicas de tração. Observe que o envelhecimento e a pré-deformação aumentaram os limites de escoamento e de resistência dos aços, concordando com os resultados de KAWASAKI, (2003), MELO et al., (1998), WASÉN e KARLSSON, (1989) e SHERMAN e DAVIES, (1979).

Comparando a Tabela 4.3 com os dados fornecidos pela USIMINAS, tabela 3.2, notou-se uma pequena diferença, mas, pouco significativa, uma vez, que não passa de 10%.

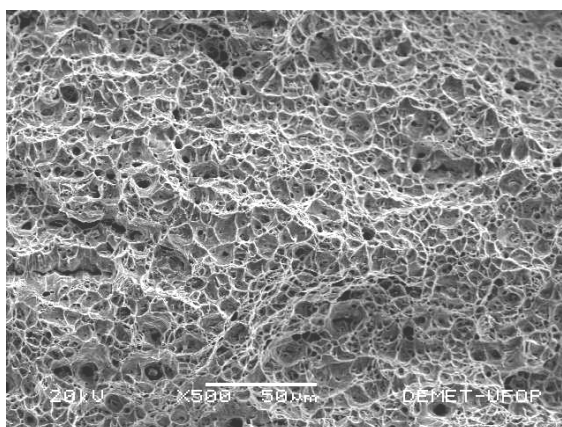
4.2.1 - Fratografias de tração

A superfície de fratura dos corpos-de-prova tracionados foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura. As Figuras 4.12 - 4.15 mostram o aspecto da fratura nessas amostras. Pode-se notar que, em todas as amostras, o aspecto fratográfico é semelhante, indicando presença de alvéolos (“dimples”) e demonstrando que mesmo após o tratamento a fratura manteve-se dúctil.

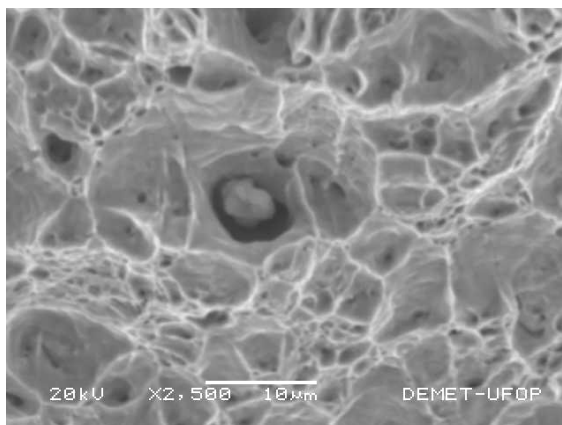
O mecanismo de fratura em todos os aços foi de iniciação, crescimento e coalescimento de microcavidades. Resultados análogos foram obtidos por CANGÜE, (2002) e RODRIGUES, (2003), para os aços no estado de entrega.



(a)



(b)

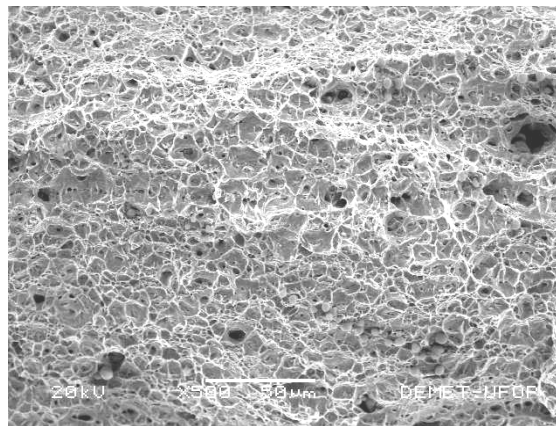


(c)

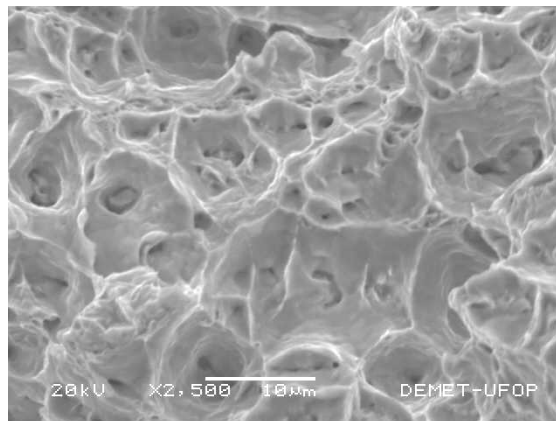
Figura 4.12 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, em estado de entrega, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.



(a)

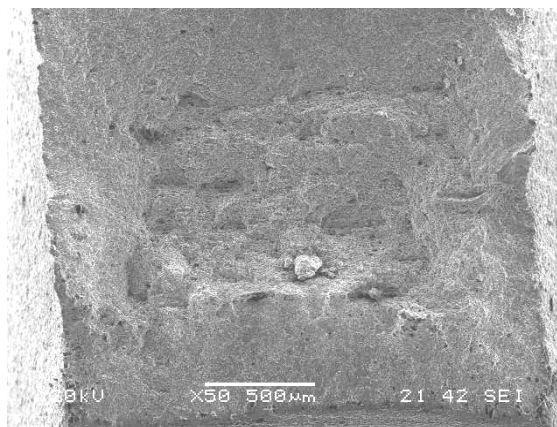


(b)

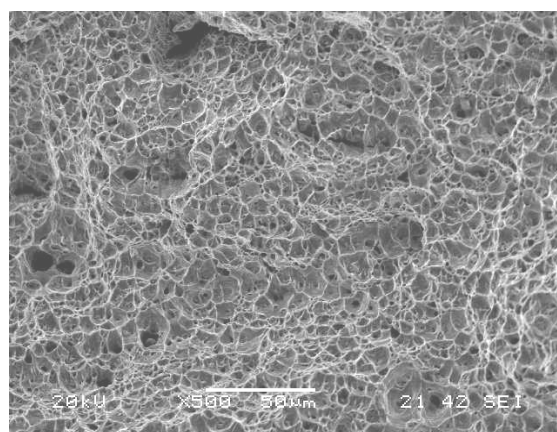


(c)

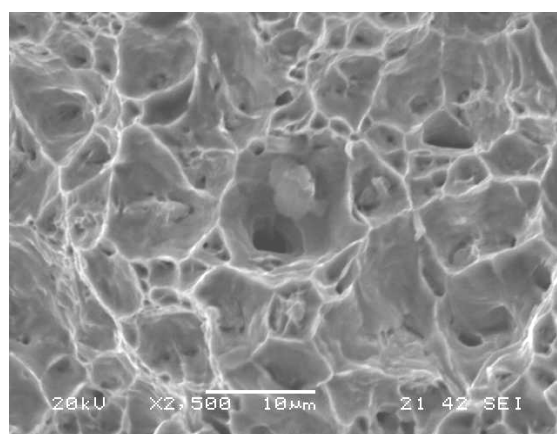
Figura 4.13 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, em estado de entrega, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.



(a)

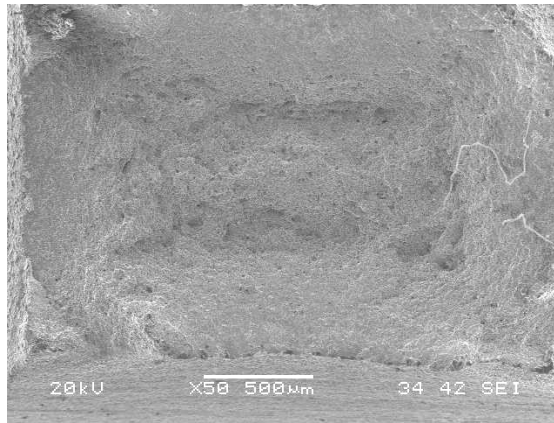


(b)

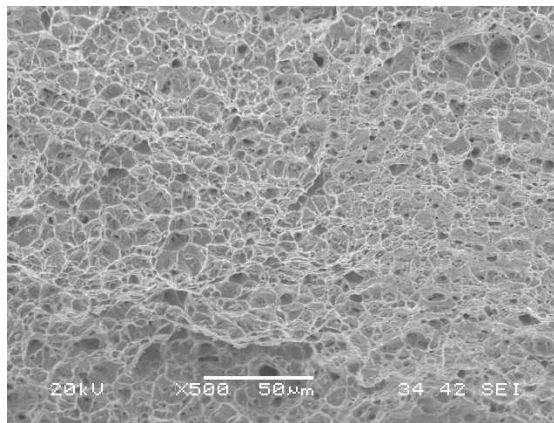


(c)

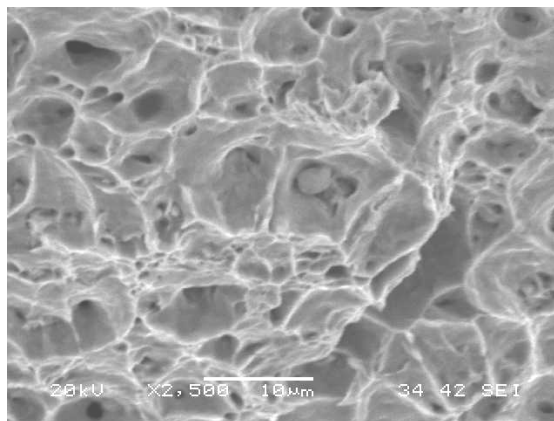
Figura 4.14 – Aspecto fratógráfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, trabalhado, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.15 – Aspecto fractográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, trabalhado, submetido ao ensaio de tração; (a) aumento de 50X, (b) aumento de 500X e (c) aumento de 2500X.

4.3 - Ensaio de propagação de trinca por fadiga

Foram feitos ensaios de fadiga dos aços em estado de entrega e com pré-deformação a frio seguido de tratamento B.H. Os resultados obtidos estão dispostos na forma de gráficos, Figuras 4.16 - 4.21.

Foram analisadas três regiões de propagação de trinca: região I do limiar ΔK_{th} , região intermediária e região II de linearidade entre a taxa de propagação de trinca $\log(da/dN)$ e a força motriz $\log(\Delta K)$.

A Figura 4.16 compara o comportamento em fadiga entre o aço ao cromo e o aço ao silício em estado de entrega.

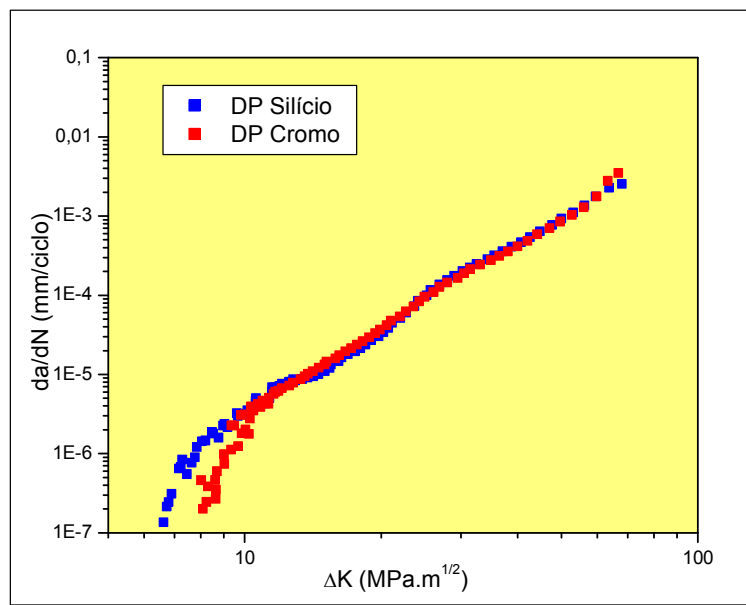


Figura 4.16 – Curvas da/dN X ΔK comparando o comportamento do aço ao cromo e ao silício em estado de entrega.

Pode-se observar uma diferença de comportamento entre os dois materiais na região I e um comportamento extremamente semelhante nas regiões II e III. O aço ao cromo apresenta um

maior valor para o limiar ΔK_{th} , sendo então, o material, em estado de entrega, mais resistente à fadiga.

Nota-se no trabalho de CANGÜE, (2002), um comportamento mais semelhante entre os aços na região I. No caso presente, a diferença de comportamento está ligada às propriedades de tração: o ΔK_{th} é inversamente proporcional à resistência mecânica em tração. Pode-se explicar essa diferença de comportamento também pela análise do fechamento de trinca.

A Figura 4.17 mostra o comportamento em fadiga entre o aço ao cromo e o aço ao silício trabalhado. Pode-se observar que, na região I, o aço ao cromo ainda apresenta um comportamento melhor que o aço ao silício. Nas regiões II e III o comportamento é praticamente o mesmo. O aço ao cromo apresenta um maior valor para o limiar ΔK_{th} , sendo então, o material, trabalhado, mais resistente à fadiga. A justificativa para isso é análoga à do caso anterior

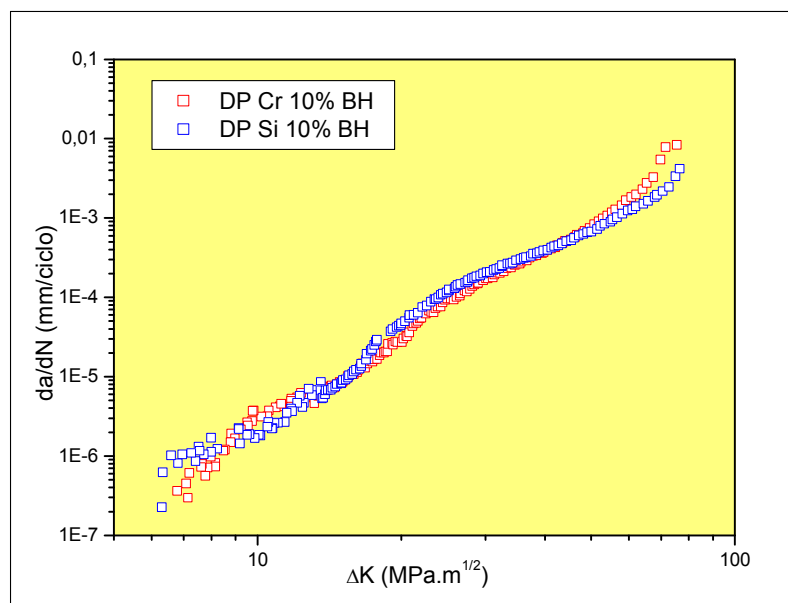


Figura 4.17 – Curvas da/dN X ΔK comparando o comportamento do aço ao cromo e ao silício trabalhado.

A Figura 4.18 faz uma comparação entre o aço ao cromo em estado de entrega e trabalhado. Observa-se que o material trabalhado apresenta um comportamento em fadiga inferior ao do material em estado de entrega na região I, pois apresenta um menor valor para o limiar ΔK_{th} . Nas regiões II e III, o comportamento é praticamente o mesmo.

A diferença de comportamento na região I está de acordo com os trabalhos de KATSUMI et al., (1999) e WASEN e KARLSSON, (1989) e pode ser explicada pelo efeito de fechamento de trinca, minimizado para o material deformado e envelhecido.

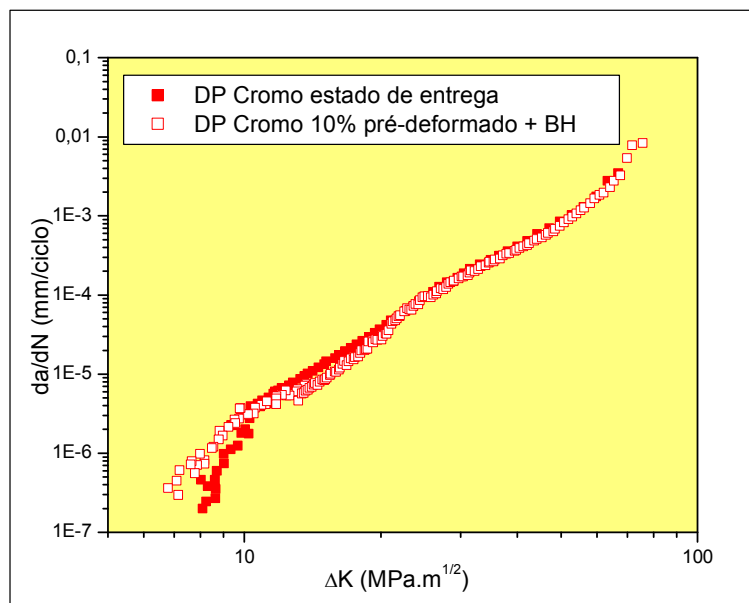


Figura 4.18 – Curvas da/dN X ΔK comparando o comportamento do aço ao cromo trabalhado e em estado de entrega.

A Figura 4.19 faz uma comparação entre o aço ao silício em estado de entrega e trabalhado. Nessa figura observa-se uma tendência do material trabalhado ter um comportamento em fadiga inferior ao material em estado de entrega na região I, uma vez que, possui o limiar ΔK_{th} menor. Já nas regiões II e III o comportamento desses materiais é praticamente o mesmo. A justificativa para isso é análoga à do caso anterior.

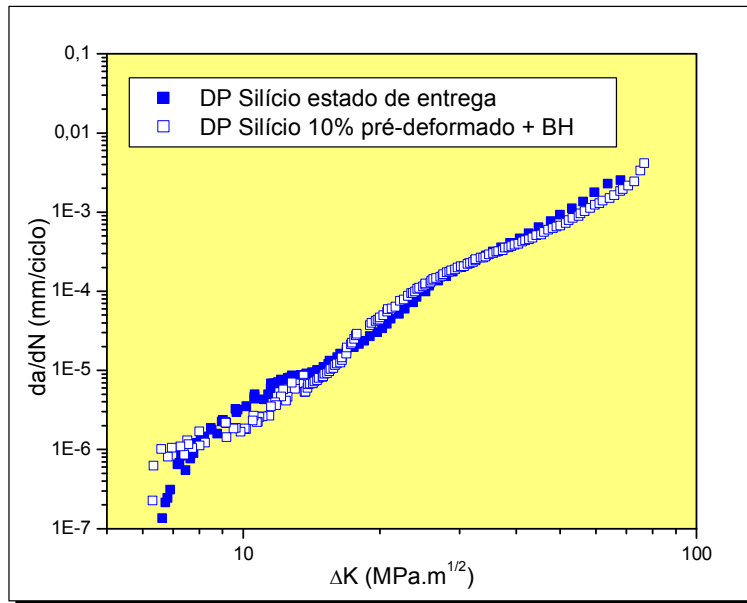


Figura 4.19 – Curvas da/dN X ΔK comparando o comportamento do aço ao silício trabalhado e em estado de entrega.

A Figura 4.20 faz uma comparação entre todos os aços. Observa-se claramente que o aço ao cromo apresenta um comportamento em fadiga superior ao aço ao silício na região I, tanto no material trabalhado, quanto no material em estado de entrega. Ambos os materiais apresentam, praticamente, o mesmo comportamento nas regiões II e III, sejam eles trabalhados ou não.

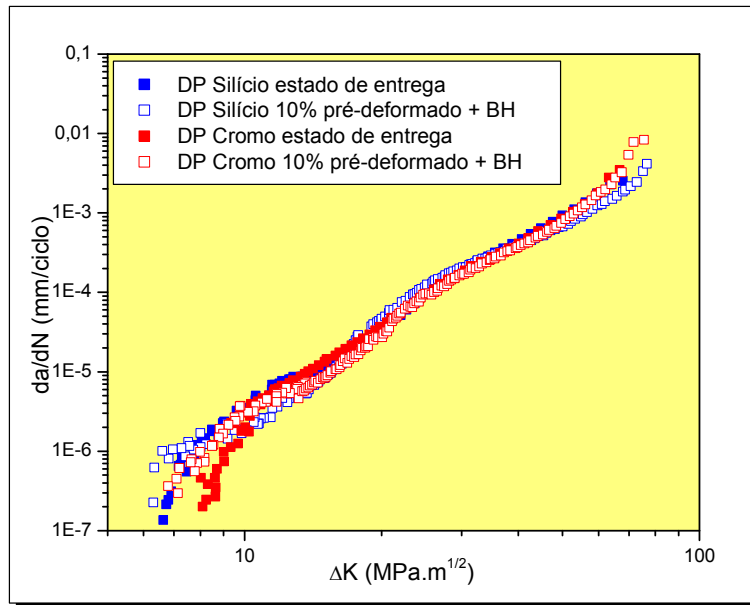


Figura 4.20 – Curvas da/dN X ΔK comparando o comportamento do aço ao silício e ao cromo trabalhado e em estado de entrega.

A Figura 4.21 mostra o comportamento do limiar ΔK_{th} em função do limite de escoamento dos aços estudados. Nessa figura, observa-se claramente que o limite de escoamento do aço é inversamente proporcional ao seu limiar ΔK_{th} , ou seja, quanto maior o limite de escoamento do aço, menor é o valor do seu limiar de propagação de trinca.

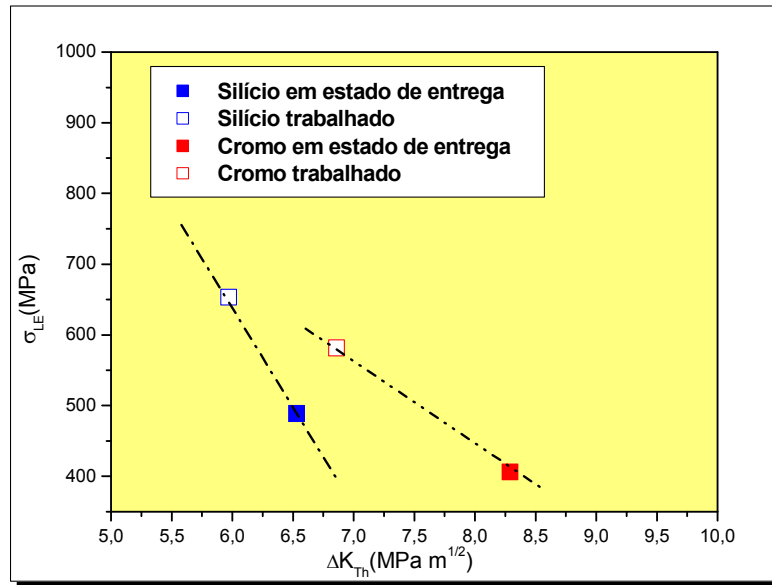


Figura 4.21 – Relação entre ΔK_{th} e limite de escoamento para os aços bifásicos estudados.

A Figura 4.22 mostra uma tendência para a relação ΔK_{th} versus σ_{LE} , obtida por diversos pesquisadores (KATSUMI et al., (1999); WASÉN e KARLSON, (1989); SHANG et al, (1987); DUTTA et al, (1984) e TZOU et al, (1985). Observa-se que os resultados encontrados no presente trabalho estão de acordo com esta tendência

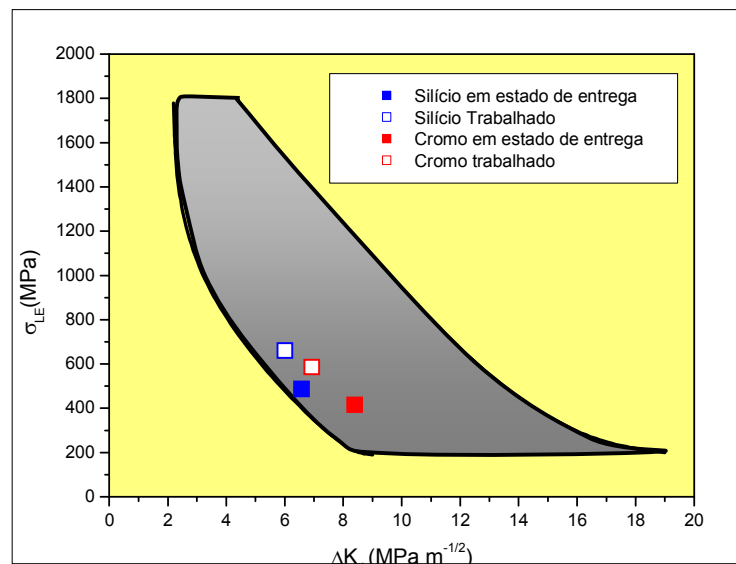


Figura 4.22 – Tendência geral para a relação entre o limiar de propagação de trinca e o limite de escoamento para aços bifásicos submetidos a diversos tratamentos térmicos.

4.3.1 - Análise de fechamento de trinca

Valores do fator de intensidade de tensão no fechamento de trinca, K_{cl} , normalizados por K_{max} , foram obtidos em função de ΔK . Os resultados são apresentados nas Figuras 4.22 e 4.23, respectivamente para o aço em estado de entrega e trabalhado. A Figura 4.24 compara os resultados das figuras 4.22 e 4.23.

Nota-se que o valor da magnitude do fechamento cresce à medida que ΔK se aproxima de ΔK_{th} para todas as condições. Esse comportamento é característico do fechamento de trinca induzido por rugosidade e deflexão da trinca, concordando com resultados apresentados por SHANG et al., (1987), DUTTA et al., (1984), TZOU et al., (1985), RAMAGE et al., (1987), MINAKAWA e MCEVILY, (1981) e SURESH et al., (1981). Resultados análogos foram também obtidos por CANGÜE, (2002), para aços bifásicos semelhantes.

Observa-se, na Figura 4.24, que o tratamento termomecânico diminuiu o fechamento de trinca nos dois aços, resultado que explica a diminuição do valor de ΔK_{th} para esses materiais trabalhados.

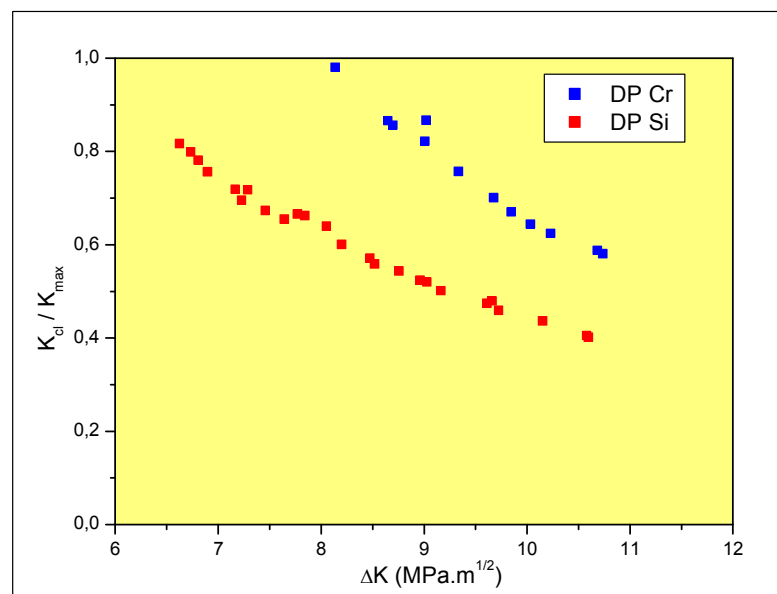


Figura - 4.23 Medição experimental do fechamento de trinca para os aços em estado de entrega.

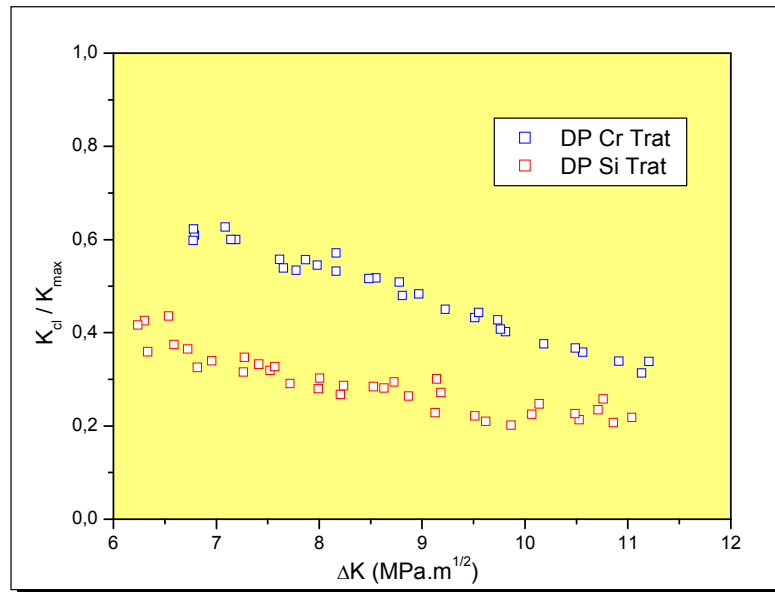


Figura 4.24 - Medição experimental do fechamento de trinca para os aços trabalhados.

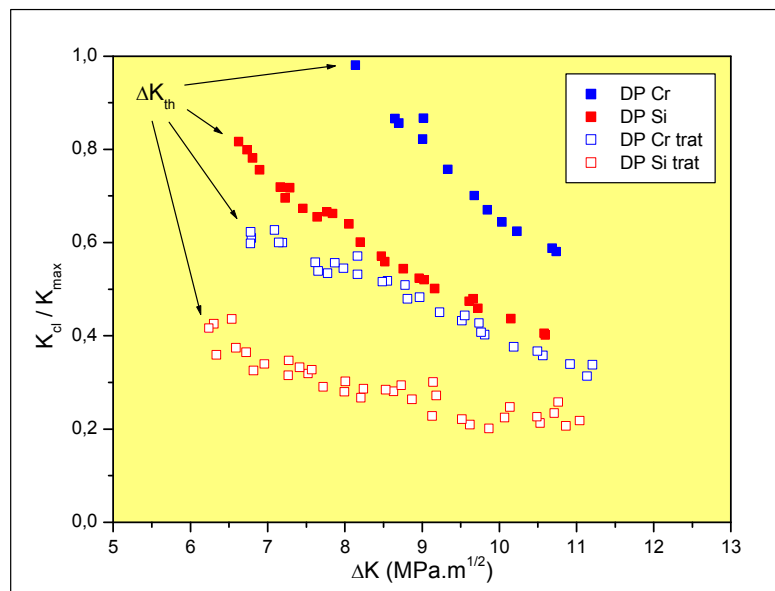


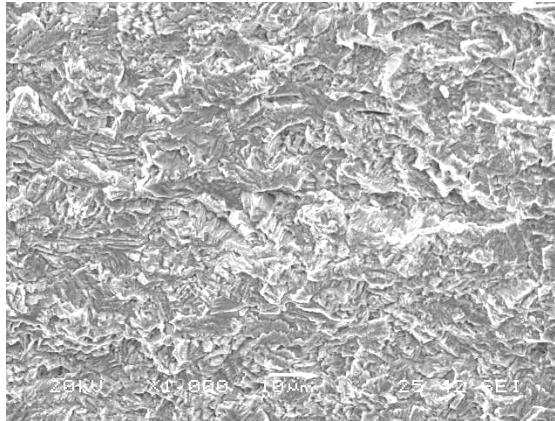
Figura 4.25 - Medição experimental do fechamento de trinca, comparando o comportamento dos aços em estado de entrega e trabalhado.

4.3.2 - Análise fractográfica

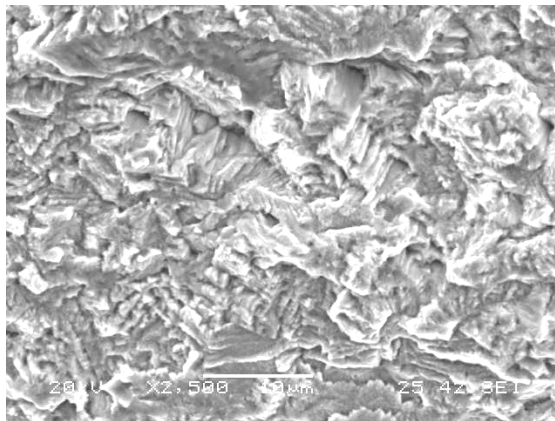
A análise fractográfica da propagação de trincas por fadiga nos dois aços estudados foi realizada para valores de velocidade de propagação da trinca aproximadamente igual a 10^{-7} mm/ciclo, 10^{-6} mm/ciclo e 10^{-5} mm/ciclo, caracterizando respectivamente as regiões I, intermediária e II.

Nos dois aços, observou-se um modo de fratura transgranular, com facetas de cisalhamento e um associado “zig-zag”, característico, da região I, com a aparência de “picos” e “vales”. Na região II o aspecto da fratura revelou as estrias de fadiga. Assim, independente da composição química e da história termomecânica imposta, o mecanismo de fratura foi sempre o mesmo para os dois aços.

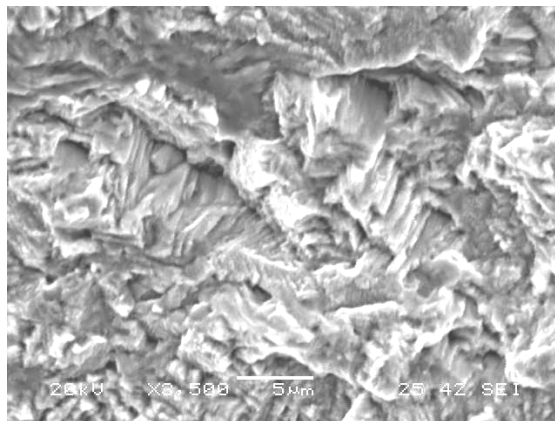
Resultados análogos foram obtidos por CANGÜE, (2002) para os aços em estado de entrega. As Figuras 4.25 a 4.36 mostram as regiões de fratura na região I, intermediária e II, para os dois aços estudados.



(a)

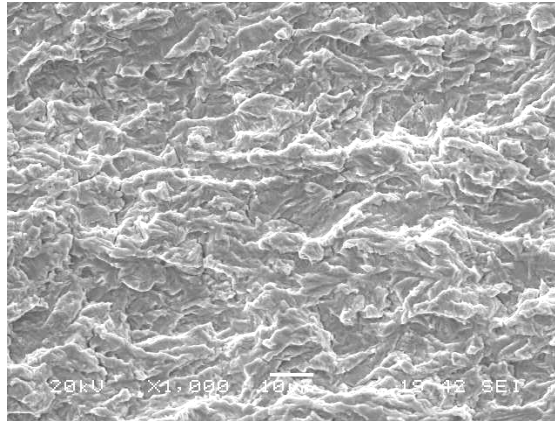


(b)

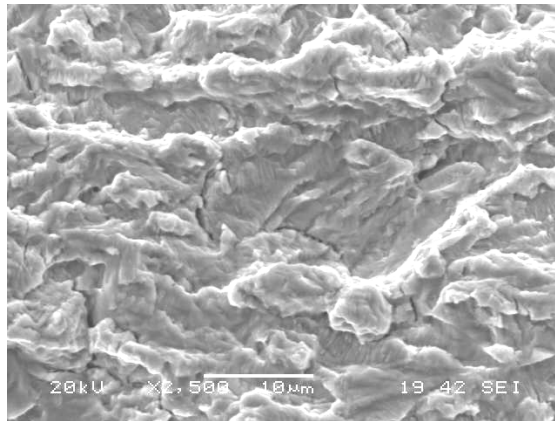


(c)

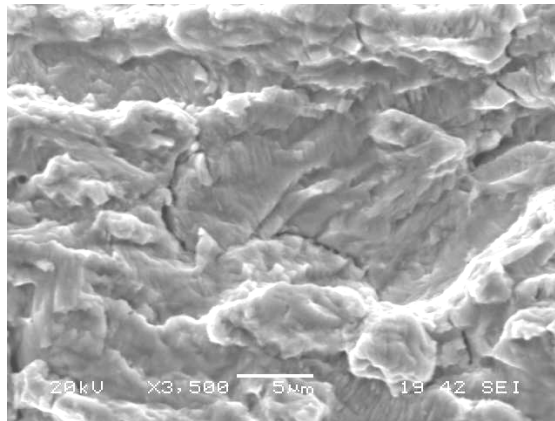
Figura 4.26 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região I; (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

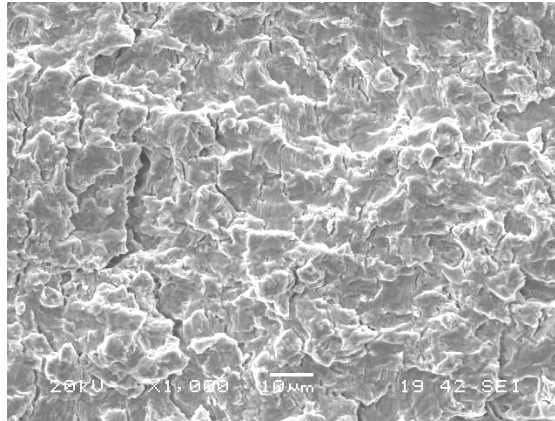


(b)

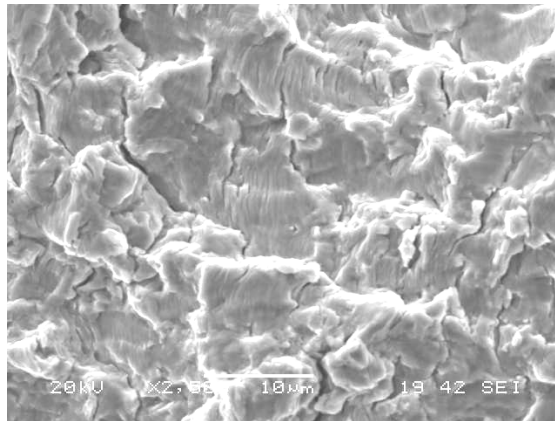


(c)

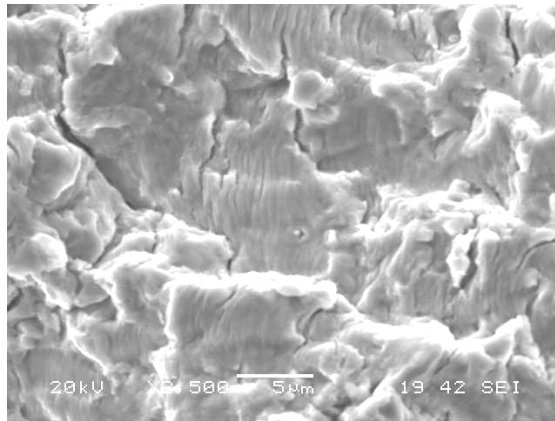
Figura 4.27 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

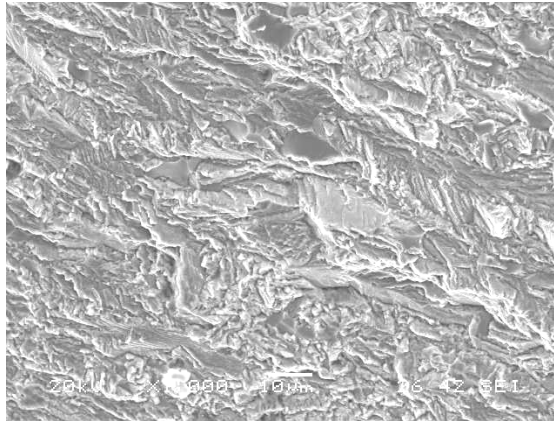


(b)

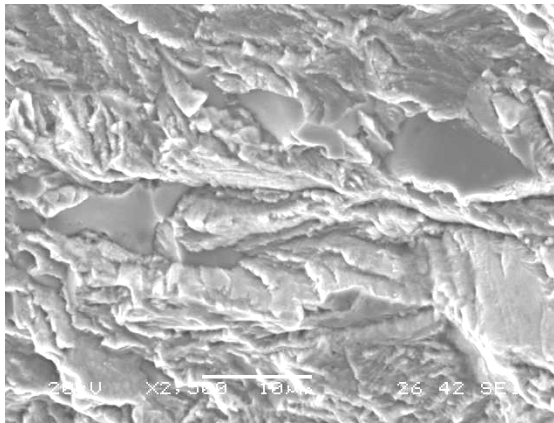


(c)

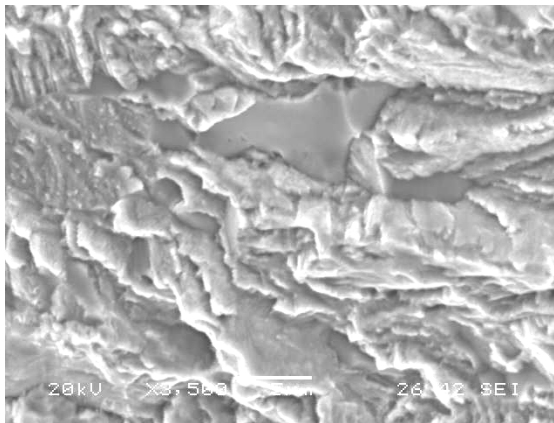
Figura 4.28 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

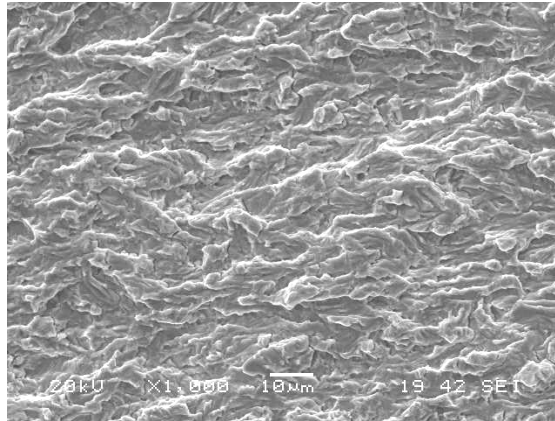


(b)

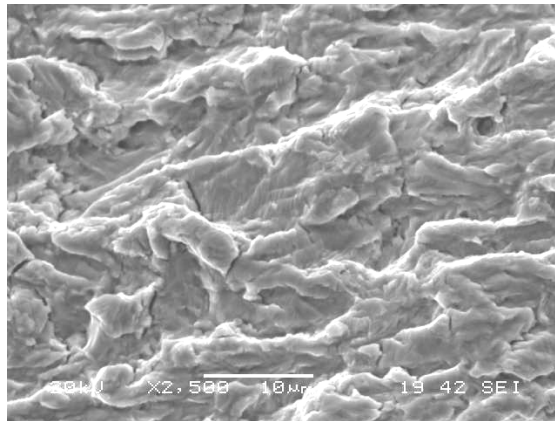


(c)

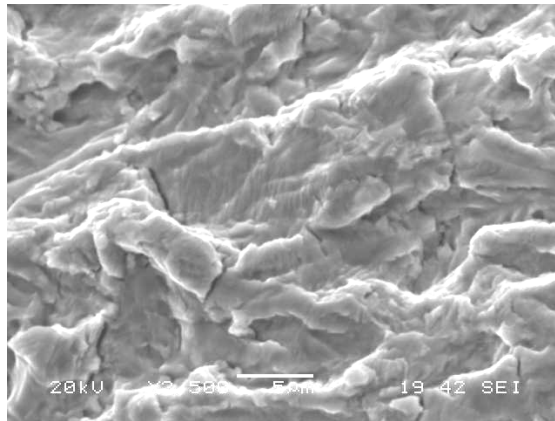
Figura 4.29 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região I, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

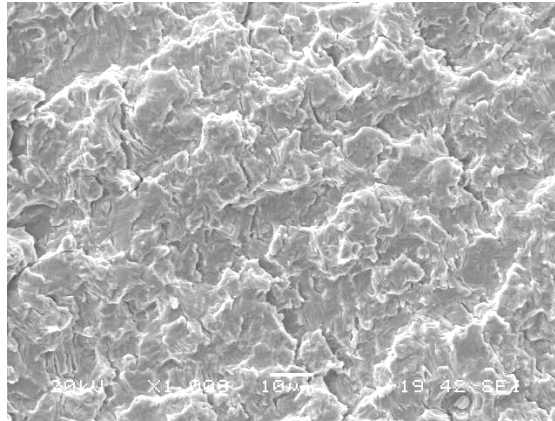


(b)

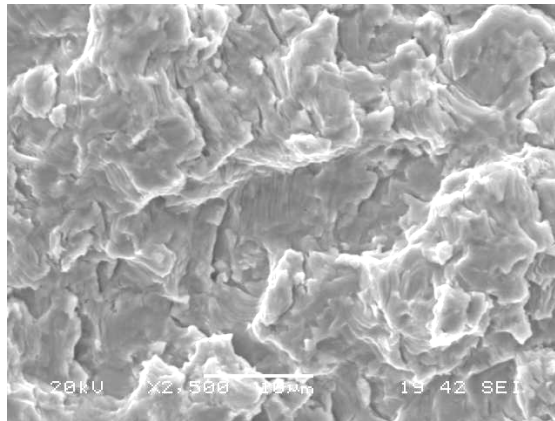


(c)

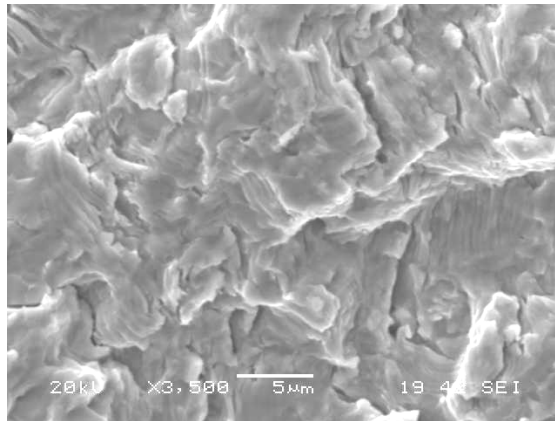
Figura 4.30 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

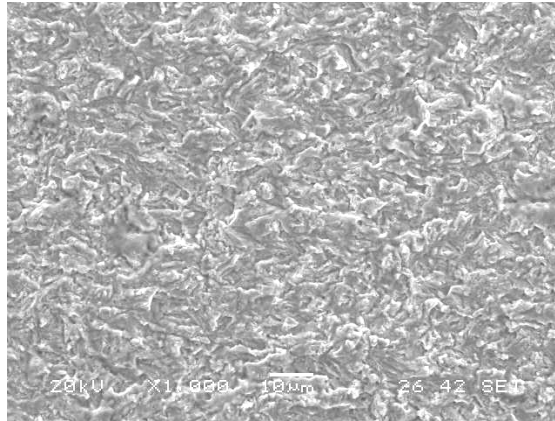


(b)

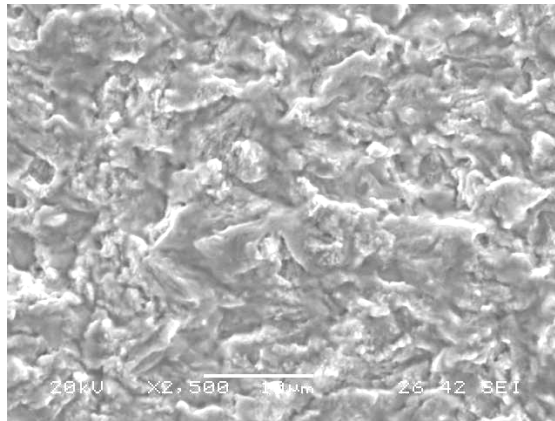


(c)

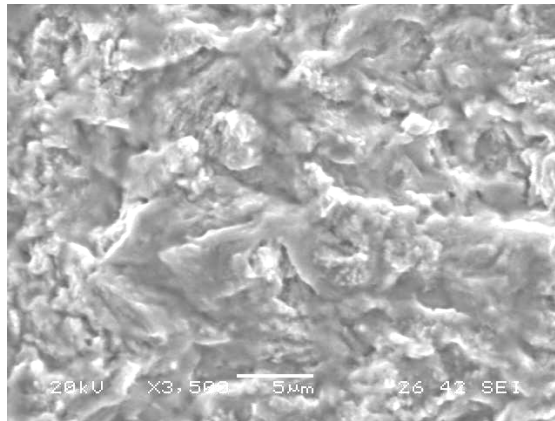
Figura 4.31 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, em estado de entrega submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

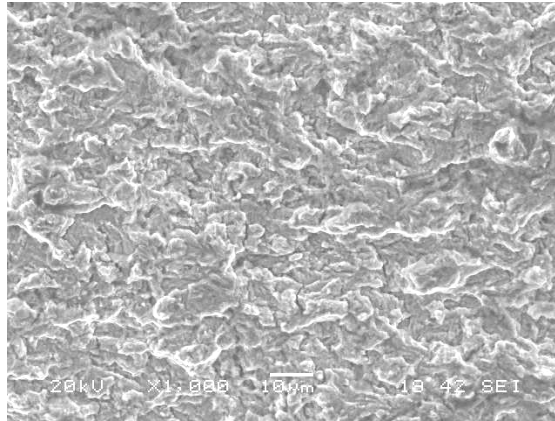


(b)

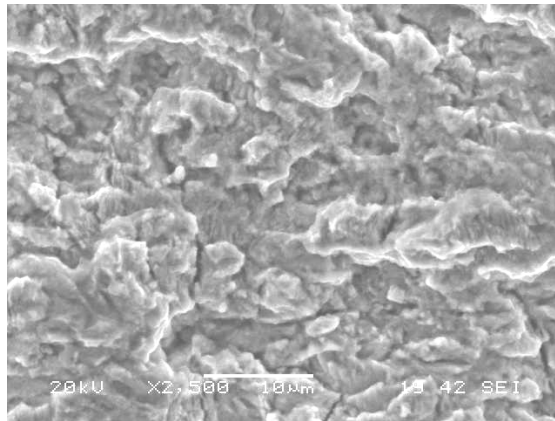


(c)

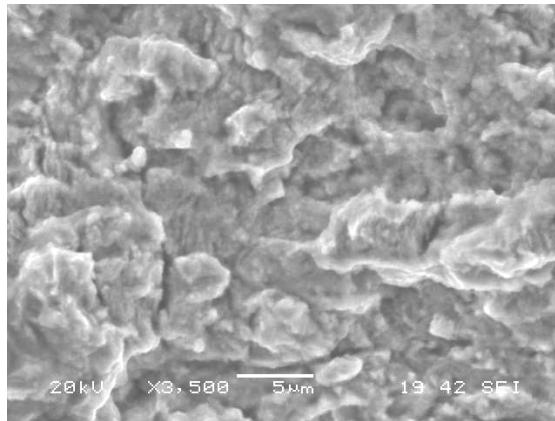
Figura 4.32 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região I, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X (c) aumento de 3500X.



(a)

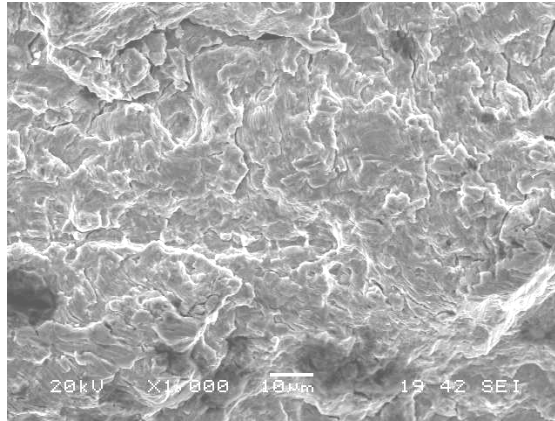


(b)

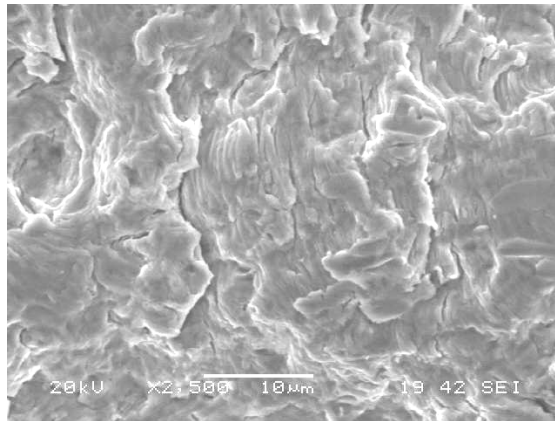


(c)

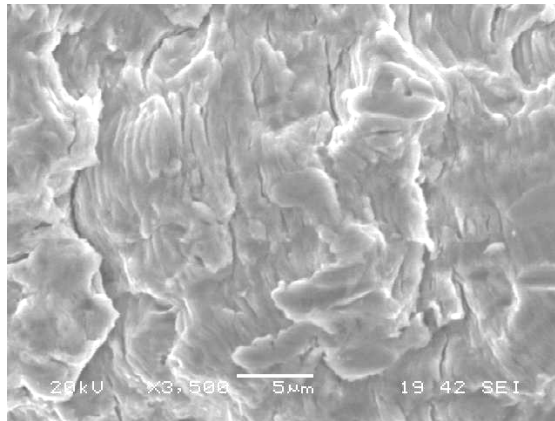
Figura 4.33 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

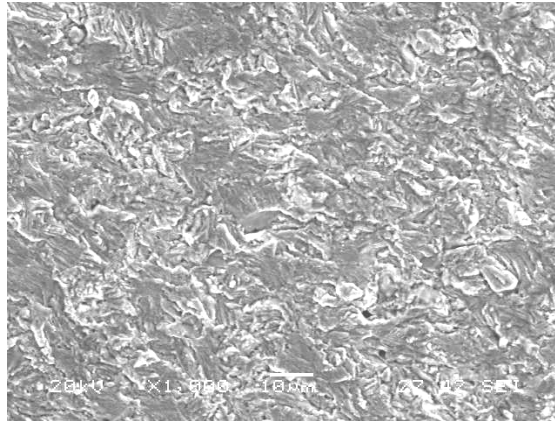


(b)

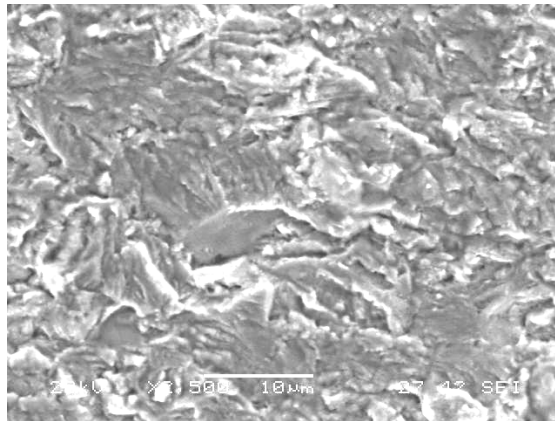


(c)

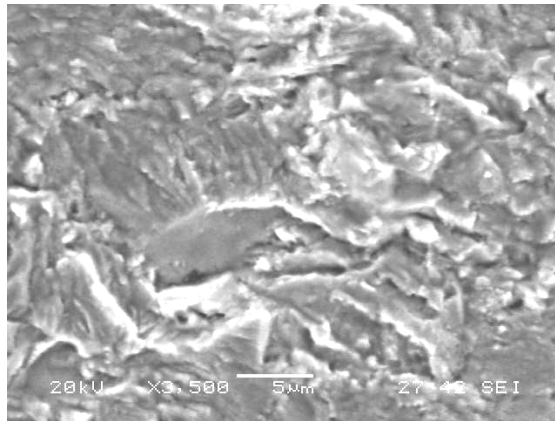
Figura 4.34 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao cromo, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

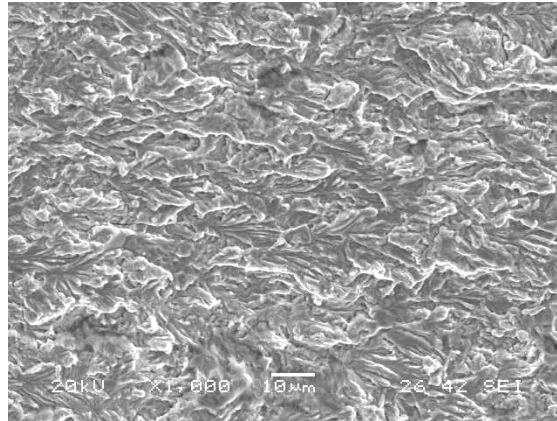


(b)

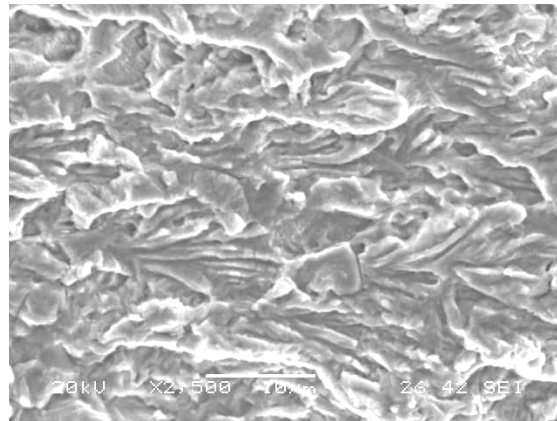


(c)

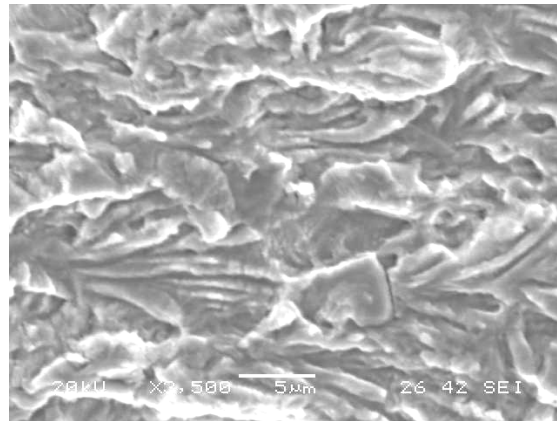
Figura 4.35 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região I, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)

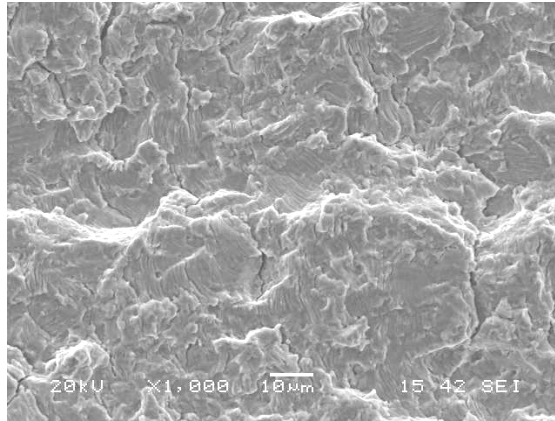


(b)

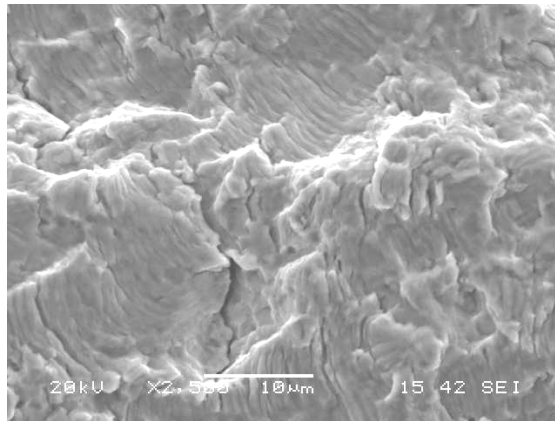


(c)

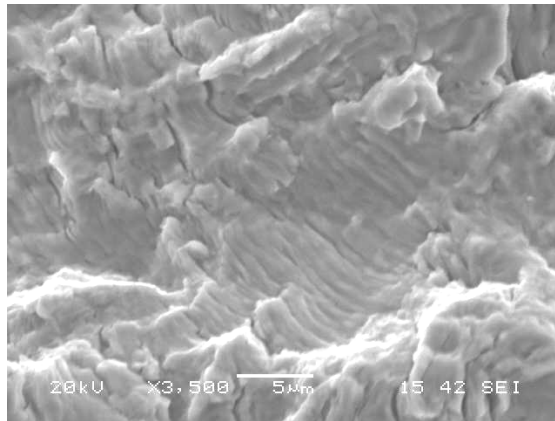
Figura 4.36 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região intermediária, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.37 – Aspecto fraturográfico de um corpo-de-prova de aço ao silício, trabalhado submetido ao ensaio de propagação de trinca de fadiga. Região II, (a) aumento de 1000X, (b) aumento de 2500X e (c) aumento de 3500X.

4.4 - Aplicação dos modelos matemáticos

Uma comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle e Collipriest para todas as condições estudadas pode ser observada nas Figuras 4.37-4.40 e nas Tabelas 4.4-4.7

Em todas as tabelas, notou-se uma variação pouco significativa para os valores de K_C , indicando que este método pode ser de grande utilidade prática, para a determinação desse parâmetro. Um resultado similar comprovando essa validade foi obtido no trabalho de MACHADO, (2004).

Tabela 4.4 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao silício em estado de entrega

Modelo	Constantes			
	C_1	C_2	m_1	K_C
Paris e Erdogan	$3,01 \times 10^{-9} \pm 1,67 \times 10^{-11}$	-----	$3,24 \pm 1,3 \times 10^{-3}$	-----
Forman	$58,12 \times 10^{-7} \pm 5,49 \times 10^{-9}$	-----	$2,96 \pm 0,24$	$129,28 \pm 19,85$
Priddle	$1,77 \times 10^{-3} \pm 2 \times 10^{-5}$	-----	$1,59 \pm 0,02$	$121,86 \pm 8,24$
Collipriest	$-3,99 \pm 0,04$	$1,87 \pm 0,24$	-----	$119,58 \pm 14,61$
Elber	$3,11 \times 10^{-7} \pm 9,82 \times 10^{-9}$		$2,16 \pm 0,07$	
Hall	$3,36 \times 10^{-9} \pm 1,71 \times 10^{-10}$	$0,62 \pm 0,071$	$2,59 \pm 0,80$	

Tabela 4.5 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao silício trabalhado

Modelo	Constantes			
	C ₁	C ₂	m ₁	K _C
Paris e Erdogan	$1,31 \times 10^{-8} \pm 2,28 \times 10^{-10}$	-----	2,83±0,08	-----
Forman	$6,69 \times 10^{-6} \pm 5,22 \times 10^{-8}$	-----	2,14±0,09	106,91±1,96
Priddle	$6,7 \times 10^{-4} \pm 2 \times 10^{-5}$	-----	1,15±0,03	100,41±1,07
Collipriest	-3,97±0,02	1,20±0,03	-----	95,69±1,36
Elber	$1,59 \times 10^{-6} \pm 5,86 \times 10^{-7}$		1,71±0,009	
Hall	$4,14 \times 10^{-10} \pm 5,19 \times 10^{-11}$	0,34±0,01	3,31±0,15	

Tabela 4.6 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao cromo em estado de entrega.

Modelo	Constantes			
	C ₁	C ₂	m ₁	K _C
Paris e Erdogan	$1,03 \times 10^{-9} \pm 1,83 \times 10^{-11}$	-----	3,54±0,11	-----
Forman	$5,90 \times 10^{-7} \pm 4,26 \times 10^{-9}$	-----	2,79±0,14	97,421±2,77
Priddle	$9,0 \times 10^{-4} \pm 5,8 \times 10^{-6}$	-----	1,54±0,06	98,14±2,47
Collipriest	-3,96±0,01	1,56±0,07	-----	100,16±2,81
Elber	$2,72 \times 10^{-8} \pm 6,03 \times 10^{-10}$		2,82±0,11	
Hall	$5,92 \times 10^{-9} \pm 8,72 \times 10^{-10}$	1,08±0,13	2,03±0,04	

Tabela 4.7 – Comparação entre as constantes dos modelos aplicadas para o aço ao cromo trabalhado

Modelo	Constantes			
	C_1	C_2	m_1	K_C
Paris e Erdogan	$3,24 \times 10^{-10} \pm 8,59 \times 10^{-12}$	-----	$3,88 \pm 0,16$	-----
Forman	$1,37 \times 10^{-7} \pm 1,87 \times 10^{-9}$	-----	$3,15 \pm 0,24$	$98,32 \pm 2,09$
Priddle	$1,19 \times 10^{-3} \pm 5,70 \times 10^{-4}$	-----	$1,90 \pm 0,36$	$111,81 \pm 12,29$
Collipriest	$-4,29 \pm 0,05$	$2,35 \pm 0,26$	-----	$114,89 \pm 8,56$
Elber	$7,59 \times 10^{-9} \pm 5,04 \times 10^{-10}$		$3,19 \pm 0,15$	
Hall	$9,97 \times 10^{-9} \pm 6,96 \times 10^{-10}$	$1,01 \pm 0,77$	$2,03 \pm 0,16$	

Em todas as figuras é possível observar que o modelo de Priddle e Collipriest fornecem informações mais precisas com relação à região I e III, comparando com os modelos de Elber e Hall.

É possível observar também que o modelo de Priddle, nas regiões I e III, é mais conservador que os outros modelos, o que aumenta o interesse pela aplicação desse modelo em projetos que visam redução de peso e custo. Esses resultados estão de acordo com trabalhos recentes BARROSO (2004).

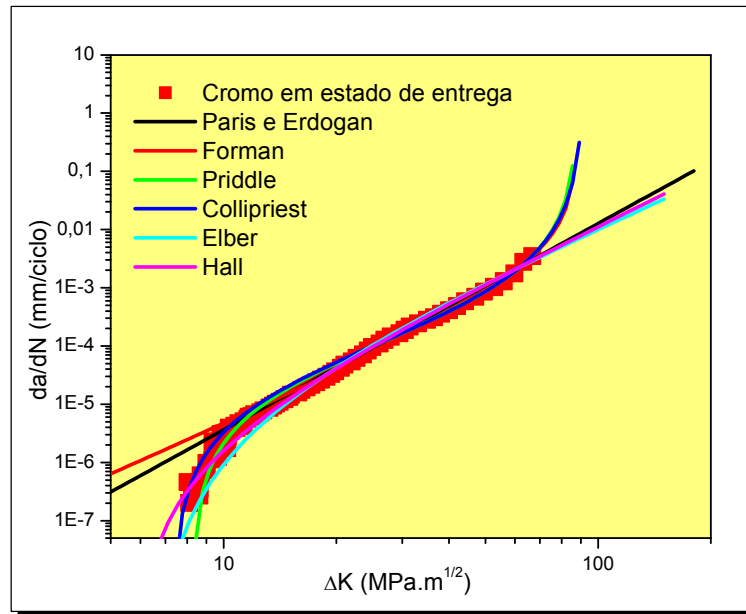


Figura 4.38 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiga do aço ao cromo em estado de entrega.

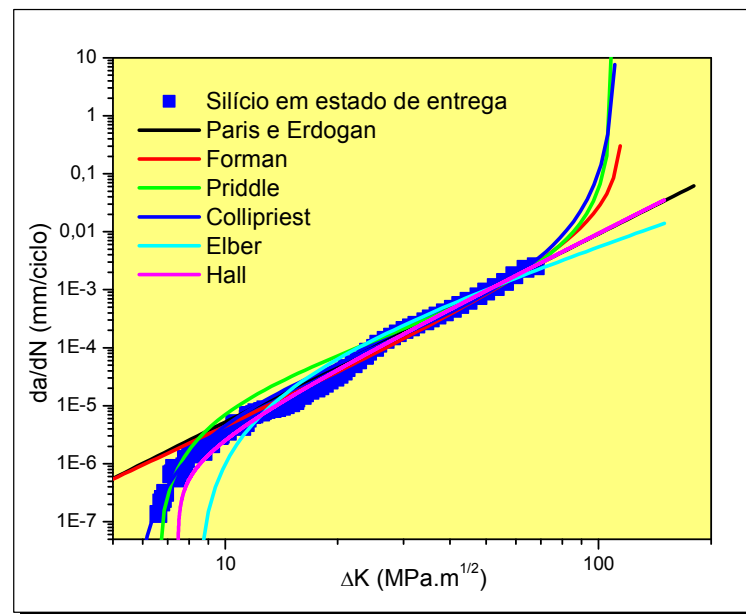


Figura 4.39 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiga do aço ao silício em estado de entrega.

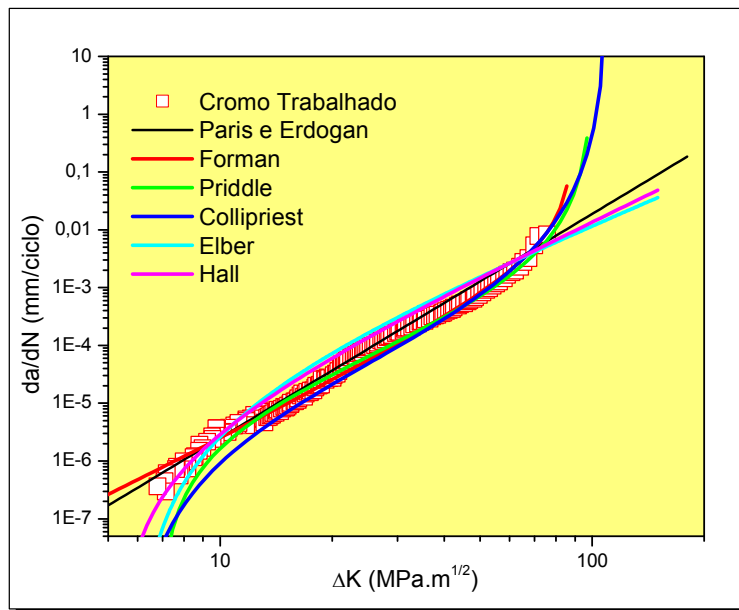


Figura 4.40 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiga do aço ao cromo trabalhado.

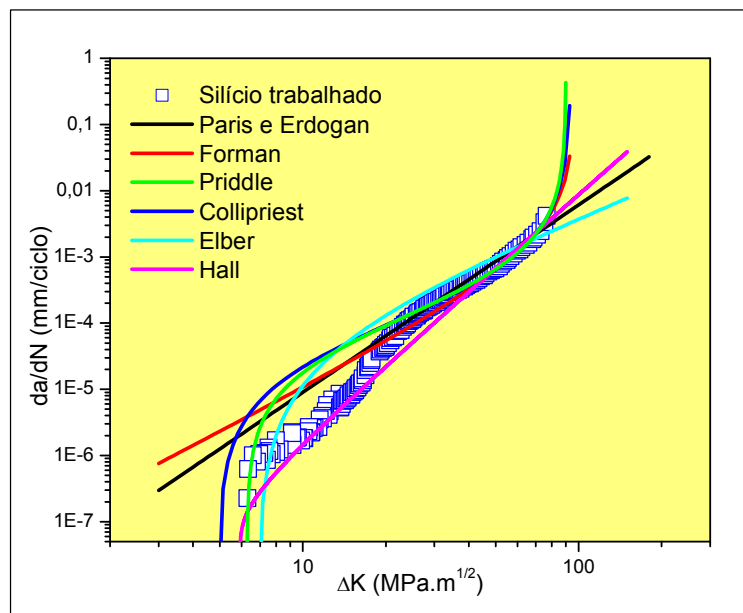


Figura 4.41 – Comparação entre os modelos de Paris e Erdogan, Forman, Priddle, Collipriest, Elber e Hall, para os resultados de propagação de trinca por fadiga do aço ao silício trabalhado.

5 - CONCLUSÕES

As conclusões a seguir podem ser tiradas a partir dos resultados obtidos neste trabalho.

- O aço ao silício apresentou-se mais resistente à tração que o aço ao cromo em todas as condições apresentadas, em função do maior teor de elementos de liga;
- A pré-deformação, seguida de envelhecimento (170°C / 20min), aumentou o limite de escoamento e de resistência dos aços.
- Apesar do tratamento aumentar a resistência mecânica dos aços, a fratura mostrou-se dúctil com a presença de alvéolos.
- A resistência à propagação de trinca por fadiga no material trabalhado diminuiu para os dois materiais estudados em comparação com o estado de entrega. O aço ao silício é menos resistente à propagação de trincas por fadiga que o aço ao cromo.
- A propagação de trinca por fadiga para os dois aços nas regiões I, intermediária e II se deu de forma transgranular. Na região I a superfície da fratura mostrou-se tortuosa, com planos cristalinos semelhantes a planos de clivagem. Na região II a superfície da fratura apresentou “estrias” de fadiga.
- O fechamento de trinca é maior para o aço ao cromo do que para o aço ao silício, tanto no estado de entrega como no estado trabalhado. O fechamento de trinca foi menor nos materiais trabalhados.
- Considerando apenas a região I de propagação de trinca por fadiga, dos modelos utilizados o que melhor representou o comportamento da curva $da/dN \times \Delta K$ foi o de Priddle. Todos os modelos tiveram um comportamento semelhante na região II.

6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Devido aos resultados apresentados nessa dissertação e para um melhor entendimento sobre o comportamento dos aços bifásicos usados em rodas automotivas, propõe-se para trabalhos futuros:

- Estudar o efeito de diferentes microestruturas na resistência em fadiga desses aços;
- Comparar, separadamente, o efeito da pré-deformação e do tratamento de Bake Hardening;
- Obter parâmetros da mecânica linear elástica para a comprovação dos modelos propostos;
- Estudar o comportamento em fadiga desses aços submetidos a diferentes níveis de pré-deformação;
- Estudar o envelhecimento desses aços à temperatura ambiente durante um “longo” período de tempo.
- Estudar o comportamento dos aços em termos de curvas S x N de Wöhler, com efeito de entalhe, para simular a situação real de uso dos aços.

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Advanced Materials & Processes, Vol. 159, n.11, p.9, 2001.

AICHBHAUMIK, D.; “*Steel Variability Effects on Low Cycle Fatigue Behavior of a Single Grade of High Strength Low Alloy Steel*”. Metallurgical Transactions, Vol. 10A, p. 269-278, 1979.

ANDRADE, S.L.; PEREIRA, J.F.; M, TAISS, ED J.M. e KARAM, L.R. “*Aços para conformação: novos desenvolvimentos e aplicações*”. revista METALURGIA & MATERIAIS-ABM, Vol. 57, n.514, p.584-586, 2001.

ASTM. *Standard Method for Determining Average Grain Size-E112-82*. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia, p.121-159, 1982.

ASTM. *Standard Practice for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count-E 562-83*. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia, p.552-556, 1983.

ASTM. *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*. E-1823-96, 1996.

ASTM. *Standard Test Method for Measurement of Fattigue Crack Growth Rates E647-00*. Annual Book os ASTM Standards, West Conshohocken, PA , 2000.

BAG, A.; RAY, K.K.; DWARAKADASA, E.S.; “*Influence Of Martensite Content And Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase Steels*”. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30A, Maio, p.1193-1202, 1999.

BAKER,L.J., DANIEL, S. R e PARKER, J.D. “*Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels*”. Materials Science and Technology, p.355-368, abril 2002.

BARROSO L. E. K., “Efeito da pré-deformação e Shot Peening na tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga da liga de alumínio 7475-T7351, de aplicação aeronáutica”. Dissertação de Mestrado. REDEMAT, 2004.

BARSON, J.M. & ROLFE, S.T. “*Fracture and Fatigue Control in Structures*”, Prentice-Hall, 1987.

BATHIAS, C, DROUILLAC, L. e FRANÇOIS, P. “*How and why the fatigue S-N curve does not approach a horizontal asymptote*”, In International Journal of fatigue, p. 143-151, Vol. 23 ,2001.

BECKER, J.; HORNBOGEN, e.; WNDL, F.; “*Analysis of mechanical properties of a low-alloyed Mo-steel with different phosphorus additions*”. In: KOT, R.A.; BRAMFIT, B.L.; Fundamentals of Dual-Phase Steels, Proceedings, The Metallurgical Society of AIME, pp. 383-398, 1981.

BORSA, C.; “*Novos Materiais para a Indústria Automobilística*”. Engenharia Automotiva e Aeroespacial, Vol. 8, p.24-27, 2002.

BRAZ, MARIA H.P.; “*Propriedades de Fadiga de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga com Diferentes Composições Microestruturais*”. São Carlos: Escola de Engenharia - Universidade de São Paulo. Dissertação de Mestrado, 1999.

BRITO, RICARDO, “*Desenvolvimento de aço “bake-hardening”*”, revista METALURGIA & MATERIAIS-ABM, p. 202-205, Vol. 52, 1996

CAI, XUE-LING; FENG, J. e OWEN, W.S., “*The Dependence of Some Tensile and Fatigue Properties of a Dual-Phase Steel on Its Microstructure*” Metallurgical Transactions A, vol.16, p.1405-1415, 1985.

CALLISTER, W.D.; *Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução* Livros técnicos e científicos Ed. S.A., p.146, 2003.

CANGÜE J. R. FELICIANO, “*Propagação de trinca de fadiga em aços bifásicos para rodas automobilísticas*”; Dissertação de Mestrado. REDEMAT, 2002.

CHEN, d.; WANG, Z.; JIANG, X.; AI, S.; SHI, C.; “*Fatigue Crack Growth un an as-Rolled Dual-Phase Steel*”. Materials Technology (STEEL Research59), n. 7, p.310-322, 1988.

COLLIPRIEST, J.E, EHRET, R.M. e THOTCHER, C. Rockwell International.Co. - Space Division, Repart MFS - 24447, 1973.

DEHGHANI, K.e JONAS,J.J. “*Dynamic Bake Hardening of Interstitial-Free Steels*”. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 31A, p.1375-1384, maio, 2000.

DUTTA, V.B.; SURESH, S.; RITCHIE, R.O.; “*Fatigue Crack Propagation in Dual-Phase Steels: Effect of Ferritic-Martensitic*” Microstructure on Crack Morphology. Metallurgical Transactions, vol.15A, pp.1193-1207, 1984.

ELBER, W., “*Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension*” Engineering Fracture, p. 230-242, 1971.

ELBER, W. “*THE SIGNIFICANCE OF FATIGUE CRACK CLOSURE*”, ASTM STP, p.486, 1971.

EWALDS, H.L. e WANHILL, E.R.H. : *Fracture Mechanics*, Ed. Arnold, p.170-172,1986.

FORMAN,R.G., KEARNEY, V.E. e ENGLE, R.M. “*Numerical analysis of. Crack.Propagaition in Cyclic-loaded Structure*”, J.Basic .Enging. Vol. 89, p. 459 – 464, 1967.

FREDRIKSSON, KJELL, MELANDER, ARNE e HEDMAN, MARIANA; “*Influence of prestraining and ageing on the fatigue properties of a dual phase sheet with tensile strength of 410 MPa*; In Scandinavian Journal of Metallurgy”, Vol 18, p.155-165; 1989.

GODEFROID, L.B.; *Fundamentos de Mecânica de Fratura*, Universidade Federal de Ouro Preto, 2ª Edição, 1995.

GORNI, A A ; “*Aços Bifásicos Laminados a Quente: Situação atual e perspectivas*”. In: II Encontro de Tecnologia e Utilização dos Aços Nacionais, Rio de Janeiro, maio, 1987.

GORNI, A A ; VIEIRA, R. R.; “*Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento na Microestrutura e Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos Laminados a Quente*”. Seminário Interno de Laminação da COSIPA, set. 1989.

GORNI, A A ; VIEIRA, R. R.; “*Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento na Microestrutura e Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos Laminados a Quente*”. XLV Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, nov. 1990.

GRITTI, J.A.; COSTA, J.A.; TOLEDO, J.R.A.; “*Tendências do mercado de rodas de aço para a indústria automobilística*”, Revista Metalurgia & Materiais-ABM, p.346-351, Vol 51, 1995.

GRITTI, J.A., Melo,T.M.F., CANGUE,F., MORAIS,W.A., CÂNDIDO,L.C. e GODEFROID,L.B., *Proceedings of the 2002 International Fatigue Congress*. Edited by Elsevier Science, Stockholm, Sweden, 2002.

GRUSHKO, B.; WEISS, B.Z.; “*Yield Behavior of Dual-Phase Steel*”. Scripta Metallurgica, v. 23, p. 865-870, 1989.

GUIMARÃES, J.R.C.; PAPALÉO, R.; “*Aços Bifásicos: Características Mecânico-Metalúrgicas e Aplicações Potenciais*”. Metalurgia-ABM, vol 37, n. 288, p.617-622, nov, 1981.

KATO, T.; HASHIGUCHI, K.; TAKAHASHI, I.; “*Development of As-Hot-Rolled Dual-Phase Steel Sheet*”. In: Fundamentals of Dual-Phase Steels, The Metallurgical Society,199-220, 1981.

KATO, H.;” *Aços Dual-phase*”. Cubatão: COSIPA (NPT/D), 11p. dez. 1988.

KATSUMI, N.; SUSUMU, K.; MASAHIRO, Y. e TAKASHI, M.; “*Influence of Microstructural Morphology and Prestrain on Fatigue Crack Propagation os Dual-phase Steels in the Near-threshold Region*”. ISIJ International, Vol. 39 , No. 5, p. 486-492, 1999.

KAWASAKI STEEL TECHNICAL REPORT. n.27, p. 31-38, novembro 1992.

KAWASAKI STEEL TECHNICAL REPORT. n.48, p. 53-58, março 2003.

KUNIO,T. e YAMADA,K., ASTM-STP 675, ASTM, .p. 342-370, 1979.

MACHADO, F.A.; SILVA, A.P.F e;GODEFROID, L.B. “*Tenacidade á fratura e propagação de trinca de fadiga de um aço PH13-8 Mo usado na indústria aeronáutica*”. 15º simpósio minero-metalúrgico da UFMG, 2004.

MANSUR, R. TANIUS. “*Avaliação e desenvolvimento de modelos de determinação de acúmulo de danos por fadiga em um aço estrutural*”. Dissertação de Doutorado, UFMG, 2003.

MARTÍNEZ, L.T., KEEICHEL, J. E AKDUT, N.; “*Fatigue Behaviour of Multiphase Stells for automotive applications*”. ICF 100378OR, 2001

MATLOCK, D.K.; ZIA-EBRAHIMI, F.; KRAUSS, G.; “*Structure, properties, and strain hardening of dual-phase steels*”. In: Deformation, Processing, and Structure, 1982 ASM Materials Science Seminar, p.47-87 , October, 1982.

MEGGIOLARO, MARCO ANTÔNIO E CASTRO, T.P.JAIME. “*Equacionamento da curva de propagação de trinca por fadiga*”. III Seminário de mecânica de fratura/ integridade estrutural, ABM, 2001.

MELO, T. M. F. e SOUZA, M. V. G. et al, “*Desenvolvimento de aço bifásico Ferrita-Martensita para aplicação em rodas*”, XXXIV Seminário de laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, p.27-41, 1997

MELO, T.M.F.; PINHEIRO,A.S.; SOUZA,M.V.G.; “*Resistência à fadiga de aços para rodas automotivas*”. In: CD-ROM do 53^o Congresso Anual da ABM, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p. 1264-1278, 1998.

MELO, T. M. F. e SOUZA, M. V. G. et al, “*Desenvolvimento de aço bifásico Ferrita-Martensita com alto cromo para aplicação em rodas*”, XXXVII Seminário de laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2000.

MESSIAS, J.P. *Fadiga no Aço ABNT 1010 AA. Na Condição Bifásica*. Dissertação(Mestrado). Universidade Estadual Paulista, 1995.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K.; *Princípios de Metalurgia Mecânica*. São Paulo: Ed. Edgard Blücher, 1982.

MINAKAWA, K. McEVILY, A.J. “*On Crack Closure in the Near-Threshold Region*”, In Scripta Metallurgica, Vol 15, p. 633-636, 1981

MTS, OPERATIONAL MANUAL-Appendix D: Crack Closure Calculations.

PARIS, P.C. e ERDOGAN, F. “*A Critical Analysis of Crack Propagation Laws*”, J.Basic Enging., Vol. 85, p.528 – 534, 1963.

PRIDDLE, E.K.” *High Cycle Fatigue Crack Propagation under random and Constant Amplitude Loading*”, Int.J.Pressure Vessels and Piping, p.89-98, 1976.

RABBI, MÁRCIO SILVA. “*Comportamento em fadiga de dois aços microligados utilizados na fabricação de discos de rodas automobilísticas*”.Dissertação de mestrado, UFRJ, 1998.

RAMAGE, R.M.; et al.; “*The effect of phase continuity on the fatigue and crack closure behavior of a dual-phase steel*”. Metallurgical Transactions A, v. 18A, July, p.1291-1298, 1987.

REED-HILL, R.E.; *Princípios de Metalurgia Física*. Rio de Janeiro, 2ª ed. Guanabara dois, 1982.

RODRIGUES, MARIA ELENICE. “*Avaliação da tenacidade à fratura através da integral J de dois aços bifásicos de emprego automobilístico*”; Dissertação de Mestrado. REDEMAT, 2003.

SALEH, M.H.; PRIESTNER, R. “*Retained Austenite in Dual-Phase Silicon Steel and Its Effect on Mechanical Properties*”. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 113, p. 587-593, 2001.

SCHIJVE, J., “*Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art*”, In International Journal of fatigue, p. 679-702, Vol. 25 ,2003.

SHANG, J.K.; TZOU, J.L.; RITCHIE, R.O.; “*Role of Crack Tip Shielding in The Initiation And Growth of Long And Small Fatigue Cracks in Composite Microstructures*”. Metallurgical Transactions, Vol.18A, pp.1613-1627, 1987.

SHERMAN,A.M.; DAVIES,R.G.; “*Fatigue of a Dual-Phase Steel*”. Metallurgical Transactions, v. 10A, p.929-933, 1979.

SHERMAN,A.M.; “*Fatigue Properties of High Strength-Low Alloy Steels*”. Metallurgical Transactions, v. 6A, p.1035-1040, 1975.

SUN, L.; LI, S.; ZANG, Q.; WANG, Z.; “*Dependence of Fatigue Crack Closure Behavior on Volume Fraction of Martensite in Dual-Phase Steels*”. Scripta Metallurgica et Materialia, v.32, n.4, p. 517-521, 1995.

SURESH,S., ZAMINSKI,G.F.; RITCHIE, R.O.; “*Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation For Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior*”. Metallurgical Transactions A, v.12, aug. p.1435-1443, 1981.

SURESH, S.; *Fatigue of Materials*. Second Edition, Cambridge University Press, p.679, 1998.

SUZUKI, H.; McEVILY, A. J.; “*Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel*”. Metallurgical Transactions, v.10A, p.475-481, 1979.

TAKEHIDE SENUMA. “*Physical metallurgy of modern high strength steel sheets, a review*”.ISIJ International, Vol.41, n.6, p.520-532, 2001

TAVARES, S.S.M.; PEDROZA, P.D.; TEODÓSIO, J.R.; GUROVA, T.; “*Mechanical Properties of a Quenched and Tempered Dual-Phase Steel*”. Scripta Materialia, v. 40, n. 8, p. 887-892, 1999.

TZOU, J.L.; RITCHIE, R.O.; “*Fatigue Crack Propagation in a Dual-Phase Plain-Carbon Steel*”. Scripta Metallurgica, Vol..19, p.751-755, 1985.

ULSAB-AVC CONSORTIUM . *Technical Transfer Dispatch #6: ULSAB_AVC Body Structure Materials*, p.1-12, may, 2001.

WASÉN, J., KARLSSON, B., “*Influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels*”, In International Journal of Fatigue, p. 395-405, Vol. 11 ,1989.

XIAOHONG, S. et all.; “*Low carbon-niobium dual-phase steel wires for wear-resistant screens*”. In: HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, edited by TITHER, G.; SHOUHUA, Z.; TMMMS, p.483-488, 1992.