

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

DENISE FERREIRA LAURITO

Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço microligado com diferentes condições microestruturais

Lorena – SP
2010

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

DENISE FERREIRA LAURITO

Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço microligado com diferentes condições microestruturais

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, na área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira
Baptista

Lorena – SP
2010

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Laurito, Denise Ferreira

Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço micrologado com diferentes condições microestruturais / Denise Ferreira Laurito ; Orientador Carlos Antonio Reis Pereira Baptista.- - Lorena, 2010.

124f.: il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Aço micrologado 2. Tratamento térmico 3. Análise microestrutural 4. Propriedades de tração 5. Propagação de trincas por fadiga I. Título.

CDU 669.018

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pela vida e pela força para lutar, mesmo nos momentos mais difíceis.

Ao Prof. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista pela orientação, paciência, compreensão e amizade.

A CAPES pela concessão da Bolsa de Mestrado.

Ao técnico Francisco Paiva, pela realização dos ensaios mecânicos e pela amizade.

Ao Prof. Marcelo Torres da FEG\ UNESP e ao Prof. Jorge Abdalla do IEAv pelas contribuições dadas ao trabalho.

À Escola de Engenharia de Lorena pela oportunidade de realização do mestrado.

Ao meu namorado, Marcelo, pelo amor, incentivo em todos os momentos.

Aos meus pais, Elisabeth e Arnaldo e a minha irmã Débora, pelo amor e carinho.

Ao funcionário Sr. Geraldo pela contribuição dada ao trabalho e pela amizade construída durante esse período.

A todos os professores da pós-graduação pelos conhecimentos transmitidos ao longo do curso.

A todos meus amigos que de alguma forma contribuíram para esse trabalho. Em especial, às minhas amigas de república, Thaianne, Paula e Luana, pela amizade.

A todos os meus colegas da sala 13 pelos momentos de estudo, amizade e descontração.

A todos os funcionários da Escola de Engenharia de Lorena/ USP

“O destino não é uma questão de sorte é uma questão de escolha Não é algo pelo que se espera, mas algo a alcançar”

Willian Jennings Bryan

Desejar é o primeiro passo para a conquista de nossos sonhos.

RESUMO

LAURITO, D. F. **Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço microligado com diferentes condições microestruturais**. 2010. 124. p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2010.

Aços microligados pertencem à classe dos aços ARBL contendo baixa ou média quantidade de carbono e pequena adição de elementos de liga tais como Mn, Nb, Mo, V e Ti. A variedade microestrutural desses aços pode ser obtida dependendo da temperatura de conformação, taxa de resfriamento e composição química. Os tratamentos intercríticos e isotérmicos produzem microestruturas multifásicas com diferentes quantidades de ferrita, martensita, bainita e austenita retida. A presença de diferentes fases nestes materiais, com morfologias distintas, pode afetar de modo significativo seu comportamento mecânico, afetando, por exemplo, o fechamento da trinca e resultando em mudanças na taxa de crescimento da mesma. O objetivo deste trabalho é avaliar as propriedades de tração e a resistência ao crescimento da trinca por fadiga de um aço microligado RD 480 com 0.08%C-1, 5%Mn (p), correlacionando-as com suas características microestruturais. Esse aço, desenvolvido recentemente pela CSN (Companhia Siderúrgica Nacional), é considerado promissor como alternativa para substituir o aço de baixo carbono utilizado em componentes de rodas na indústria automotiva. Distintas condições microestruturais foram obtidas por meio de tratamentos térmicos seguidos de resfriamento em água. As condições de tratamento intercrítico e têmpera simples foram escolhidas para se avaliar a resistência à propagação da trinca por fadiga. Os resultados dos ensaios foram sintetizados em termos da taxa de crescimento da trinca (da/dN) versus a variação do Fator Intensidade de Tensão (ΔK) no ciclo de carregamento. Para descrever o comportamento das trincas foram utilizados dois modelos: a equação convencional de Paris e um novo modelo exponencial que mostra o comportamento não linear das curvas de fadiga. Os resultados mostraram que uma microestrutura combinando ferrita de aspecto acicular e fases duras (martensita/bainita) resultou em menores taxas de crescimento da trinca. No entanto, a melhor combinação entre as propriedades de tração (limite de escoamento, resistência e ductilidade) e fadiga foi obtida com uma microestrutura bifásica contendo martensita dispersa em uma matriz ferrítica. Observou-se uma transição nas curvas de crescimento da trinca para todas as condições tratadas termicamente e, por conta disto, as curvas das condições microestruturais bifásicas e multifásicas foram melhores modeladas quando divididas em duas regiões. As superfícies de fratura dessas amostras, bem como o caminho percorrido pela trinca, foram analisados via MEV e MO.

Palavras-chave: Aço microligado. Tratamento térmico. Análise microestrutural. Propriedades de tração. Propagação de Trincas por fadiga.

ABSTRACT

LAURITO, D. F. **Fatigue Crack Growth behavior of a Microalloyed steel with distinct microstructural conditions.** 2010. 124.p. Dissertation (Master of Science) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2010.

Microalloyed steels are a class of HSLA steels with low or medium carbon content and small additions of alloy elements such as Mn, Nb, Mo, V and Ti. A variety of microstructures in microalloyed steels can be obtained depending on the deformation temperature, cooling rate and chemical composition. Heat treatments and isothermal transformation on these materials, with various temperatures and holding times, produce multiphase microstructures with different amounts of ferrite, martensite, bainite and retained austenite. These different phases, with distinct morphologies, are determinant of the mechanical behavior of the steel and can, for instance, affect crack closure or promote crack shielding, thus resulting in changes on its propagation rate under cyclic loading. The aim of this study is to evaluate the tensile properties and resistance to fatigue crack growth in a microalloyed steel RD 480 with 0.08%C-1, 5% Mn (wt), correlating with their microstructural characteristics. This steel, recently developed by CSN (Companhia Siderurgica Nacional), is being considered as a promising alternative to replace low carbon steel in wheel components for the automotive industry. Distinct microstructural conditions were obtained by means of heat treatments followed by water quench. The intercritical treatment and quenching conditions were chosen to evaluate the strength to crack propagation. The crack propagation test results were summarized in terms of FCG rate (da/dN) versus stress intensity factor range (ΔK) curves. In order to describe the FCG behavior, two models were tested: the conventional Paris equation and a new exponential equation developed for materials showing non-linear FCG behavior. The results showed that a microstructure combining aspect acicular ferrite and hard phases (martensite / bainite) resulted in lower rates of crack growth. However, the best combination between the tensile properties (yield stress, tensile strength and ductility) and fatigue was obtained with a dual phase steel microstructure containing martensite dispersed in a ferrite matrix. It was observed a transition in the crack growth curves for all heat treated conditions, so the curves of the dual and multiphase microstructural conditions were better modeled by dividing them in two regions. The fracture planes of the fatigued specimens, as well as the crack path, were examined using a scanning electron microscope (SEM) and optical micrography (OM).

Keywords: Microalloyed Steels. Heat treatment. Microstructural Analysis. Tensile Properties. Fatigue crack growth.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - O diagrama de fases para o sistema ferro-carbeto de ferro (ASM, 1996).	31
Figura 2 - Efeito do vanádio nas propriedades de tração de um aço microligado com quantidade média de carbono (ASM, 1999).....	34
Figura 3 - Influência do teor de carbono nas curvas de energia absorvida em função da temperatura, obtidas em ensaios de impacto do tipo Charpy em aços com microestrutura ferrítico-perlítica (DOWLING, 1999).	39
Figura 4 - Curva tensão versus deformação de engenharia (DOWLING, 1999).	44
Figura 5 - Comparação das curvas tensão-deformação de engenharia e tensão-deformação verdadeira, para um aço AISI 1020 laminado a quente. (DOWLING, 1999).	45
Figura 6 - Representação de um ciclo de carregamento de fadiga.	49
Figura 7 - Locais possíveis de iniciação de trincas em materiais policristalinos (ELLYIN, 1997).	51
Figura 8 - Representação dos estágios I e II de crescimento da trinca (adaptado de ELLYIN, 1997).	52
Figura 9 - Modelo de arredondamento plástico da ponta da trinca (DOWLING, 1999).	55
Figura 10 - Zona plástica e campo de tensões ao longo da linha da trinca (BROEK, 1986).....	58
Figura 11 - A zona plástica cíclica ou reversa (JACOBY, 1976).....	59
Figura 12 - Esquema das zonas plásticas e perfil de microdureza (BATHIAS, 1973). .	60
Figura 13 - Determinação da zona plástica pela microdureza em aço maraging (BATHIAS, 1973).	61
Figura 14 - Representação esquemática, em escala log-log, do comportamento do crescimento de trinca de fadiga (DIETER,1976).	63
Figura 15 - Curva da/dn versus Δk correspondente a duas curvas a versus N (BROEK, 1986).....	64
Figura 16 - Determinação das constantes de ajuste do modelo exponencial para o titânio grau 2, com $R=0,05$, onde foram plotados os valores de γ contra os valores de ΔK (ADIB; BAPTISTA, 2007).....	67
Figura 17 - Representação esquemática do corpo-de-prova para ensaio de tração.	69
Figura 18 - Fotografia do corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga.....	70

Figura 19 - Dimensões da amostra para o ensaio de propagação de trinca por fadiga...	70
Figura 20 - Exemplo de um lote das amostras para o ensaio de tração sendo encapsuladas.	71
Figura 21 - Fotografia do forno tubular marca Lindberg/BLUE utilizado para aquecimentos dos CDP(s) do ensaio de tração.	72
Figura 22 - Tratamentos térmicos utilizados para o ensaio de Tração.	72
Figura 23 - Tratamentos térmicos utilizados para o ensaio de propagação de trinca por fadiga.	73
Figura 24 - Fotografia do forno da marca INTI-MAITEC, utilizado para aquecimentos dos CDP(s) do ensaio de propagação de trinca por fadiga.	74
Figura 25 - Fotografia da retifica da marca FERDIMAT, modelo T104, onde pode-se ver um dos lotes de corpos-de-prova para o ensaio de propagação de trinca por fadiga.	74
Figura 26 - Máquina de ensaios MTS 810.23M.	76
Figura 27 - Fotografia do ensaio de propagação de trinca por fadiga, mostrando o dispositivo de fixação/ extensômetro.	77
Figura 28 - Imagem das impressões de dureza Vickers em uma amostra na condição CR, realizada no microscópio óptico com um aumento de 500X. A seta indica a trinca de Fadiga.	78
Figura 29 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura do aço CR – grãos poligonais e refinados. Aumento 1000X. Ataque – nital (3% - 12s).....	79
Figura 30 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura do aço CR. Microconstituintes: perlita (escura) e ferrita (clara). Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 12s).....	80
Figura 31 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura do aço CR. Aumento 500X. Ataque – solução de metabissulfito de sódio (7% - 30s).....	80
Figura 32 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura do aço CR. Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 4s) e solução de metabissulfito (7% - 5s).	81
Figura 33 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ800. Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 12s).....	82
Figura 34 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ800. Aumento 500X. Ataque – solução de metabissulfito (7% - 20s).	82
Figura 35 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura na condição IT800-500. Aumento 500X. Ataque – solução de nital (3% - 12s).....	83

Figura 36 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição IT800-500. Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 12s).....	83
Figura 37 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura na condição WQ950. Grãos refinados, menos poligonais e mais aciculares. Aumento 1000X. Ataque – solução de metabissulfito (7% - 12s).....	84
Figura 38 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ950. Grãos escuros – martensita/bainita e grãos claros (ferrita/austenita retida). Aumento 500X. Ataque nital (3% - 15s).....	85
Figura 39 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ950. Destacando a austenita retida (branca) presente no aço. Aumento 500X. Ataque – solução de metabissulfito de sódio (7% - 7s) e nital (3% - 7s).	85
Figura 40 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura na condição IT950-500. Aumento 500X. Ataque – solução de nital (3% - 12s).....	86
Figura 41 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição IT950-500. Aumento 500X. Ataque – solução de nital (3% - 12s).....	86
Figura 42 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ1200. Evidenciando a formação de ripas devido ao forte aspecto cisalhante devido ao severo resfriamento imposto no tratamento. Aumento 1000X. Ataque – nital (3% - 5s) e solução de metabissulfito (7% -24s).....	87
Figura 43 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ1200. Mostrando a morfologia com o formato de uma rede martensítica e austenítica (azul escuro e branco) envolvendo a fase ferrítica (marrom claro). Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 13s) e solução de metabissulfito de sódio (7% -7s).	87
Figura 44 - Curvas tensão-deformação típicas do aço RD 480 com distintas condições microestruturais.	88
Figura 45 - Curva tensão-deformação da condição IT950-500, descrito pelo modelo de Ludwik.....	92
Figura 46 - Curva tensão-deformação da condição IT800-500, descrito pelo modelo de Ludwik.....	92
Figura 47 - Curva tensão-deformação da condição WQ800, descrito pelo modelo de Ramberg- Osgood.....	93
Figura 48 - Curva tensão-deformação da condição WQ950, descrito pelo modelo de Ramberg- Osgood.....	93

Figura 49 - Curva tensão-deformação da condição WQ1200, descrito pelo modelo de Ramberg- Osgood.....	93
Figura 50 - Curva da propagação de trinca por fadiga do aço microligado RD 480 para diferentes condições microestruturais.	95
Figura 51 - Curvas FCG da condição WQ800, descrito pelos modelos Paris e Exponencial. a) WQ800 – 01; b) WQ800 – 02.	98
Figura 52 - Curvas FCG da condição WQ950, descrito pelos modelos Paris e Exponencial. a) WQ950 – 01; b) WQ950 – 02.	98
Figura 53 - Curvas FCG da condição WQ1200, descrito pelos modelos Paris e Exponencial. a) WQ1200 – 01; b) WQ1200 – 02.	98
Figura 54 - Duas regiões da curva FCG para a condição WQ800, descrito pelos modelos de Paris e Exponencial. a) WQ800 – 01; b) WQ800 – 02.....	100
Figura 55 - Duas regiões da curva FCG para a condição WQ950, descrito pelos modelos de Paris e Exponencial. a) WQ950 – 01; b) WQ950 – 02.....	101
Figura 56 - Duas regiões da curva FCG para a condição WQ1200, descrito pelos modelos de Paris e Exponencial. a) WQ1200 – 01; b) WQ1200 – 02.	101
Figura 57 - Fractografia mostrando a microestrutura na condição CR, obtida por MEV	102
Figura 58 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ800 antes da transição.	103
Figura 59 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ800 depois da transição.....	103
Figura 60 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ950 antes da transição.	104
Figura 61 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ950 depois da transição.....	105
Figura 62 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ1200 antes da transição.	106
Figura 63 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ1200 depois da transição.....	106
Figura 64 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição CR. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 1500x.	108
Figura 65 - Micrografia Óptica (MO) do caminho da trinca para condição CR. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 500x.....	108

Figura 66 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ800. Ataque solução de nital (3% - 4s). Aumento original 3500x.	109
Figura 67 - Micrografia Óptica (MO) do caminho da trinca para condição WQ800. Ataque solução de nital (3% - 4s). Aumento original 500x.	109
Figura 68 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ950. Ataque solução de nital (3% - 5s). Aumento original 3500x.	111
Figura 69 - Micrografia Óptica (MO) do caminho da trinca para condição WQ950. Ataque solução de nital (3% - 5s). Aumento original 500x.	111
Figura 70 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ1200. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 3500x.....	112
Figura 71 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ1200. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 5000x.....	112
Figura 72 - Perfis de microdureza Vickers na direção longitudinal à trajetória da trinca.	114
Figura 73 - Perfis de microdureza Vickers na direção transversal à trajetória da trinca.	114

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço RD 480.....	68
Tabela 2 - Propriedades de tensão do aço RD 480 com distintas condições microestruturais.	89
Tabela 3 - Fração volumétrica da fase austenita retida (ataque com metabissulfito de sódio 10%)......	91
Tabela 4 - Constantes da curva tensão – deformação real para várias condições microestruturais.	91
Tabela 5 - Parâmetros dos modelos Paris e Exponencial para as condições 1 e 2 de cada material.	97
Tabela 6 - Parâmetros dos modelos Paris e Exponencial considerando o ponto de transição.....	100
Tabela 7 - Valores da microdureza para as diferentes condições de tratamento térmico, medidas em locais afastados da trinca de fadiga.	114

LISTA DE SIGLAS

WQ – Designação de têmpera para material tratado termicamente para têmpera simples e intercrítica.

IT – Designação de têmpera para material tratado isotermicamente.

LT – Orientação da trinca.

CR – Conforme recebido.

FIT – Fator intensidade de tensão.

FCG – Fatigue crack growth.

ASTM – American Society for Testing and Materials.

MTS – Materials Testing Systems.

ASM – American Society for Metals.

HV - Dureza Vickers.

EFE - Energia de falha de empilhamento.

CCC – Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado.

CFC - Estrutura cristalina cúbica de face centrada.

CSN – Companhia Siderurgica Nacional.

MO – Microscopia Óptica.

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura.

ARBL – Aços microligados de alta resistência e baixa liga.

LISTA DE SÍMBOLOS

- K – Fator intensidade de tensão.
- a – Comprimento da trinca.
- N – Número de ciclos.
- σ – Tensão de engenharia.
- ε – Deformação de engenharia.
- $\tilde{\sigma}$ - Tensão real ou verdadeira.
- $\tilde{\varepsilon}$ - Deformação real ou verdadeira.
- f – Função adimensional relacionada com a geometria da peça
- $K_{m\acute{a}x}$ – Fator intensidade de tensão máximo.
- $K_{m\acute{i}n}$ – Fator intensidade de tensão mínimo.
- ΔK – Variação do fator intensidade de tensão.
- $P_{m\acute{i}n}$ – Carga mínima.
- $P_{m\acute{a}x}$ – Carga máxima.
- $\sigma_{m\acute{i}n}$ – Tensão mínima.
- $\sigma_{m\acute{a}x}$ – Tensão máxima.
- $a \times N$ – Comprimento da trinca pelo número de ciclos.
- ΔK_{ef} – Variação do fator intensidade de tensão efetiva.
- R – Razão de carga ou tensão.
- da/dN – Taxa de propagação da trinca por fadiga.
- Δa – Espaçamento entre estrias de fadiga
- C – Constante do modelo de Paris.
- n – Expoente do modelo de Paris.
- α – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.
- β – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.
- δ – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.
- γ – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.
- ΔK_{th} – Variação do fator intensidade de tensão limiar.
- K_{op} – Fator intensidade de tensão de fechamento.
- σ_e – Tensão de escoamento ou limite de escoamento.
- σ_r – Limite de resistência à tração.
- ΔL - Alongamento percentual.
- σ_i – Tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias.

k – Constante que representa uma medida da extensão de discordâncias nas barreiras.

d – Diâmetro médio do grão.

r - Distância à ponta da trinca.

F – Carga instantânea.

r_p – Raio da zona plástica monotônica.

r_c – Raio da zona plástica cíclica.

r''_y – Limite da zona plástica monotônica na direção y (perpendicular ao plano da trinca).

r'_y – Limite da zona plástica cíclica na direção y (perpendicular ao plano da trinca).

A_0 – Área original da seção transversal

l_1 – Comprimento instantâneo

l_0 – Comprimento original antes da carga aplicada

n – Expoente de encruamento.

k – Coeficiente de encruamento.

$(da/dN)_{exp}$ – Taxa de crescimento da trinca experimental.

$(da/dN)_{mod}$ – Taxa de crescimento da trinca calculada.

Nb – Nióbio.

V – Vanádio.

Ti – Titânio.

Al – Alumínio.

C – Carbono.

Mn – Manganês.

Si – Silício.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS	23
2 REVISÃO DA LITERATURA	27
2.1 AÇOS MICROLIGADOS	27
2.2 O DIAGRAMA DE FASES FERRO-CARBETO DE FERRO (Fe-Fe ₃ C).....	30
2.3 PRINCIPAIS ELEMENTOS MICROLIGANTES OU DE LIGA	32
2.3.1 Contribuição dos elementos microligantes.....	33
2.3.1.1 Influência do nióbio (Nb)	33
2.3.1.2 Influência do vanádio (V).....	34
2.3.1.3 Influência do titânio (Ti).....	35
2.3.1.4 Influência do alumínio (Al)	35
2.3.1.5 Influência das adições múltiplas.....	35
2.3.2 Contribuição dos elementos de liga.....	36
2.3.2.1 Influência do carbono (C).....	36
2.3.2.2 Influência do manganês (Mn).....	36
2.3.2.3 Influência do silício (Si)	37
2.4 RELAÇÃO MICROESTRUTURA – PROPRIEDADES MECÂNICAS EM AÇOS MICROLIGADOS	37
2.4.1 Contribuição da microestrutura	38
2.4.1.1 Aços ferrítico-perlíticos.....	38
2.4.1.2 Aços bifásicos.....	40
2.4.1.3 Contribuição da bainita.....	41
2.4.1.4 Contribuição da austenita	42
2.5 COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO	43
2.6 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA.....	47
2.6.1 Iniciação e propagação de trincas por fadiga.....	50
2.7 MODELAGEM DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA.....	62
3 MATERIAL E MÉTODOS	68
3.1 MATERIAL	68
3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	68
3.2.1 Corpos-de-prova	68
3.2.1.1 Confecção dos corpos- de- prova para ensaio de tração.....	68

3.2.1.2	Confecção dos corpos-de- prova para ensaios de propagação de trincas por fadiga	69
3.2.2	Tratamentos térmicos	71
3.2.2.1	Tratamentos térmicos dos corpos-de-prova para os ensaios de tração.....	71
3.2.2.2	Tratamentos térmicos dos corpos-de-prova para os ensaios de fadiga.....	73
3.2.3	Caracterização microestrutural	75
3.2.4	Ensaio de tração.....	75
3.2.5	Ensaio de propagação de trincas por fadiga	76
3.2.6	Análise do caminho da trinca	77
3.2.7	Ensaio de microdureza vickers	78
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	79
4.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	79
4.2	PROPRIEDADES DE TRAÇÃO.....	88
4.3	ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA.....	94
4.4	SUPERFÍCIES DE FRATURA	101
4.5	CAMINHO DA TRINCA	107
4.6	MICRODUREZA.....	113
5	CONCLUSÕES	115
	REFERÊNCIAS	117

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

Nos anos 50 e 60 do século XX foi dispensada grande atenção ao estudo das relações entre microestruturas e propriedades mecânicas. Mesmo já sendo conhecidos os efeitos qualitativos do tamanho do grão, do endurecimento por solução sólida e por precipitação, foi nesse período que se começou o desenvolvimento quantitativo destes aspectos. O desenvolvimento dos aços microligados nos anos 60 estimulou o estudo das relações entre microestruturas e propriedades, proporcionando o desenvolvimento de uma vasta gama de aços estruturais de alta resistência (GLADMAN, 1989).

A necessidade de aperfeiçoamento de projetos tem estimulado cada vez mais pesquisas de desenvolvimento de novas classes de materiais. O objetivo principal é obter melhores propriedades mecânicas através do desenvolvimento de novas composições químicas.

O setor automotivo tem imposto grandes desafios à indústria siderúrgica, e um dos principais objetivos deste setor vem sendo a redução do peso dos veículos de modo a reduzir o consumo de combustível e, portanto, a emissão de gases que contribuem para o efeito estufa (GIRALT, 1999). A preocupação com a segurança e requisitos crescentes de resistência ao impacto fazem parte do novo conceito de veículo a ser desenvolvido nos próximos anos (ANDRADE; TAISS; ROSA, 2002). O desafio a ser enfrentado para otimizar o peso da estrutura do veículo é o desenvolvimento de aços com elevada resistência mecânica sem comprometimento de sua conformabilidade.

Estes desenvolvimentos levaram, inicialmente, à produção de aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL). Esses aços contêm baixa ou média quantidade de carbono e pequenas adições de elementos de liga, tais como Mn, Nb, Mo, V e Ti. As diferentes microestruturas podem ser obtidas dependendo da temperatura de

deformação, taxa de resfriamento e composição química (NAYLOR, 1998; ASM, 1996; MATLOCK ; KRAUSS; SPEER, 2001).

Elementos microligantes são adicionados principalmente no controle do tamanho do grão austenítico no reaquecimento, no retardo da recristalização da austenita e para promover o endurecimento por precipitação. Elementos como Nb e Ti facilitam o refino de grão através da precipitação e do ancoramento por soluto na austenita e contribuem para o aumento da resistência por meio de precipitação na ferrita durante e após a transformação da austenita em ferrita (ELISEI et al., 2006).

Por outro lado, pesquisas envolvendo transformações de fase por meio de tratamentos térmicos intercríticos e isotérmicos têm aumentado, fornecendo resultados promissores para aços bifásicos (ABDALLA et al., 2004). Essa configuração microestrutural consiste na dispersão da martensita (partículas de fase dura) sobre uma matriz ferrítica mais mole. Devido a essa combinação de alta resistência, boa ductilidade e escoamento contínuo, os aços bifásicos tem sido considerados ideais para a produção de componentes automotivos que requerem boa formalidade (LIANG; LI; PENG, 2008). Os aços microligados também podem ser tratados termicamente a fim de se obter aços bifásicos e microestruturas multifásicas.

Estudos realizados por Maid e colaboradores (MAID; DAHL; STRASSBURGER, 1988) mostram as diferentes fases que podem estar presentes em um aço multifásico. O aumento da fração volumétrica da fase dura (martensita) aumenta a resistência à tração. Esta fase atua como barreira ao movimento de discordâncias, aumentando o encruamento da fase dúctil durante o processo de deformação (ABDALLA et al, 1999). A fase bainítica, de forma semelhante à fase martensítica, tem efeito benéfico nas propriedades mecânicas dos aços multifásicos (ABDALLA et al,

2006). A presença da fase bainítica possui também a vantagem, sobre a fase martensítica, de manter a ductilidade do aço em patamares elevados (ASM, 1996).

A resistência, ductilidade e resistência à fadiga podem ser descritas pelo seu aspecto microestrutural. Tayanç e colaboradores (TAYANÇ; AYTAÇ; BAYRAM, 2007) investigaram o efeito da quantidade de carbono e a fração volumétrica da martensita com o comportamento de resistência a fadiga de um aço bifásico, com concentração de carbono entre 0,085% e 0,3% . Eles observaram que os aços bifásicos mostraram melhores propriedades de fadiga do que os aços como recebidos. Foram encontradas também boas condições microestruturais por Baptista et al (BAPTISTA et al., 2007) para um aço bifásico de baixo carbono, com boa combinação de resistência à tração e ao crescimento da trinca por fadiga. Suzuki e McEvily observaram uma transição nas curvas de crescimento de trinca por fadiga de aços bifásicos. Essa transição, associada com a mudança na trajetória da trinca e com o modelo de fratura, ocorreu devido à morfologia e às propriedades das fases presentes (SUZUKI; McEVILY, 1979).

O objetivo deste trabalho foi avaliar os efeitos da microestrutura na resistência à tração e ao crescimento da trinca por fadiga em um aço microligado com 0.08%C-1,5%Mn (pp), recentemente desenvolvido pela CSN (Companhia Siderúrgica Nacional) sob a designação RD 480. Esse aço é considerado promissor como alternativa para substituir um aço de baixo carbono utilizado em componentes de rodas na indústria automotiva.

Distintas condições microestruturais foram obtidas através de tratamentos térmicos isotérmicos, intercríticos e têmpera simples. Foram realizados testes de tração que permitiram avaliar as propriedades mecânicas das diferentes condições do material. Os patamares de aquecimento foram 800, 950 e 1200°C e nos tratamentos isotérmicos a

temperatura foi mantida a 500°C. O material na condição “como recebido” foi utilizado para comparação. As condições de tratamento intercrítico e têmpera simples foram escolhidas para se avaliar a resistência à propagação da trinca por fadiga, devido ao resultado pouco satisfatório para o ensaio de tração das condições isotérmicas.

A caracterização microestrutural foi realizada com o microscópio eletrônico de varredura e microscópio óptico e o ataque químico com reagentes convencionais, como nital e metabissulfato de sódio, para identificar as diferentes fases presentes no aço estudado. Os testes de tração foram realizados em uma máquina servo-hidráulica, permitindo avaliar as propriedades mecânicas com as diferentes condições do material. Os resultados dos ensaios de fadiga foram sintetizados em termos da taxa de crescimento da trinca (da/dN) *versus* a variação do Fator Intensidade de Tensão (ΔK) no ciclo de carregamento. Para descrever o comportamento das trincas foram utilizados dois modelos: a equação convencional de Paris (PARIS; ERDOGAN, 1963) e um novo modelo exponencial, proposto por Adib e Baptista e que mostra o comportamento não-linear das curvas de fadiga (ADIB; BAPTISTA, 2007). Os resultados permitiram correlacionar às propriedades de tração e a resistência ao crescimento da trinca para as diferentes condições microestruturais.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 AÇOS MICROLIGADOS

O aço é uma liga de natureza complexa e sua definição não é simples, visto que os aços comerciais não são simplesmente ligas binárias e podem, em função de adições de elementos de liga aliados ou não a processamentos termomecânicos e/ou térmicos adequados, assumir formas diferentes, tais como ARBL (Alta Resistência Baixa Liga) que ainda podem conter alto ou baixo teor de carbono, os multifásicos e os aços com ultra-baixo teor de carbono livres de intersticiais (*Interstitial - Free Steels – IF*). De fato, apesar dos seus principais elementos de liga serem o ferro e o carbono, eles contêm sempre outros elementos secundários. Nestas condições, pode-se definir o aço como sendo uma liga de Ferro-Carbono, contendo geralmente de 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de certos elementos secundários, como silício, manganês, fósforo e enxofre, presentes devido aos processos de fabricação, sendo que na indústria são chamados de elementos residuais (ELISEI, 2008).

As vantagens dos aços-ligas sobre os aços carbono são: maior temperabilidade, menor distorção, menor granulação, maior limite de escoamento e maior resistência mecânica em baixas e altas temperaturas. As maiores desvantagens são o maior custo, maior dificuldade de tratamentos térmicos em alguns casos, tendência à formação de austenita retida e possível fragilização do material (ELISEI, 2008).

O desenvolvimento de aços microligados nas décadas de 60 e 70 do século XX pode ser considerado como um dos maiores sucessos da metalurgia. Pode-se dizer que este desenvolvimento foi resultado de um bom entendimento de correlações de propriedades mecânicas e microestruturais em um aço de baixo carbono. Cada vez mais

aços microligados substituem o aço doce como o aço estrutural básico (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Aços microligados são desenvolvidos a partir de aços de baixo carbono, com pequenas adições de elementos de liga fortemente formadores carbonetos. Estes elementos possibilitam um melhor controle microestrutural e conseqüentemente ganhos em termos das propriedades mecânicas, sem aumento significativo no custo. Geralmente a adição destes elementos de liga não ultrapassa 0,1%. Os principais elementos de liga adicionados são: Nb, V, Ti e Al (GLADMAN, 1997). Outros elementos como o Zr e B também são utilizados como microligantes, porém não com grande freqüência. Além da adição desses elementos, o processo de produção inclui a laminação controlada, resfriamento controlado e controle de inclusões (OLEA, 2002).

Os efeitos dos elementos microligantes são fortemente influenciados pelos tratamentos termo - mecânicos, como por exemplo, a laminação controlada (GLADMAN, 1997). A laminação é o processo de deformação plástica dos metais no qual o material passa entre rolos. Na laminação o material é submetido a tensões compressivas altas, resultantes da ação de prensagem dos rolos, e a tensões cisalhantes superficiais, resultantes da fricção entre os rolos e o material (DIETER, 1976). A laminação controlada é um procedimento onde vários estágios da laminação têm a sua temperatura controlada, com a quantidade de redução de cada passe pré-determinado e com a temperatura de término do processo definida precisamente. Os tratamentos termomecânicos de produtos planos como placas e chapas têm sido utilizados desde a década de 70 e têm possibilitado a produção de materiais com microestruturas mais refinadas, menores teores de carbono e poucas adições de elementos de liga (GUIMARÃES, 1997). Estes desenvolvimentos foram iniciados a partir do descobrimento fundamental de HALL e PETCH, em 1950, que mostraram a influência

do tamanho de grão sobre a resistência mecânica do aço (KLAUS; FRIEDRICH, 1993). HALL e PETCH estabeleceram, experimentalmente, uma relação entre o limite de escoamento e o tamanho de grão. Assim, surgiu a conhecida equação de HALL-PETCH, a qual indica que o limite de escoamento (σ_e) se relaciona de maneira linear com o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão, como mostra a equação (1). Nessa equação d é o diâmetro médio do grão, σ_i e k são constantes para cada material específico e não variam com o tamanho do grão (CALLISTER, 2008), sendo σ_i a tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias k a constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nas barreiras (DIETER, 1976).

$$\sigma_e = \sigma_i + K d^{-1/2} \quad (1)$$

Desse modo, o caminho para o desenvolvimento de materiais mais resistentes estaria diretamente relacionado ao tamanho de grão. Apesar de atualmente estar bem estabelecido por diversos pesquisadores que a relação de HALL-PETCH não se enquadra muito bem a sistemas metálicos complexos, onde a adição de elementos de liga é utilizada de diversas formas para aumentar a resistência dos metais (TOKIMATSU, 1995), o desenvolvimento dessa relação se refletiu em um grande esforço no desenvolvimento de processos de produção dos aços para a obtenção de microestruturas com tamanho de grãos reduzidos (GUIMARÃES, 1997).

A maioria das pesquisas na década de 80 concentrou-se na otimização dos chamados tratamentos termomecânicos, com a intenção de garantir produtos com propriedades uniformes; aumentar a potência dos laminadores e reduzir os custos pelo intermédio do balanceamento dos elementos de liga e condições de processamento (KLAUS; FRIEDRICH, 1993). De modo geral, pode-se dizer que a utilização da laminação controlada tem resultado em melhores combinações entre resistência e

tenacidade. Além disso, tem propiciado reduções adicionais no teor de carbono dos aços ARBL microligados (GUIMARÃES, 1997).

Conclui-se que, com o uso dos elementos de microliga e a adoção de tratamentos termomecânicos, pode-se melhorar as propriedades dos aços ARBL por meio de ajustes na combinação de composições e microestruturas obtidas no processo de fabricação. Dessa maneira, obtêm-se propriedades mecânicas mais favoráveis e amplia-se a utilização desses aços em diversas aplicações.

2.2 O DIAGRAMA DE FASES FERRO-CARBETO DE FERRO (Fe-Fe₃C)

Dentre todos os sistemas de ligas binárias, possivelmente o mais importante é aquele formado pelo ferro e o carbono. Tanto os aços como os ferros fundidos, que são os principais materiais estruturais em toda e qualquer cultura tecnologicamente avançada, são essencialmente ligas de ferro-carbono.

Uma parte do diagrama de fases ferro-carbono esta representada na Figura 1. O ferro puro, ao ser aquecido, experimenta duas alterações na sua estrutura cristalina antes de se fundir. À temperatura ambiente, a forma estável, conhecida por ferrita, ou ferro α , possui uma estrutura cristalina CCC. A ferrita experimenta uma transformação polimórfica para austenita, com estrutura cristalina CFC, ou ferro γ , à temperatura de 912°C (1674°F). Essa austenita persiste até 1394°C (2541°F), temperatura em que a austenita CFC reverte novamente para uma fase com estrutura CCC, conhecida por ferrita δ , a qual finalmente se funde a uma temperatura de 1538°C (2800°F) (CALLISTER, 2008; VAN VLACK, 2007).

O eixo das composições na Figura 1 se estende somente até 6,70%pC. Nessa concentração, se forma o composto intermediário carbeto de ferro, ou cementita (Fe₃C), representado por uma linha vertical no diagrama de fases.

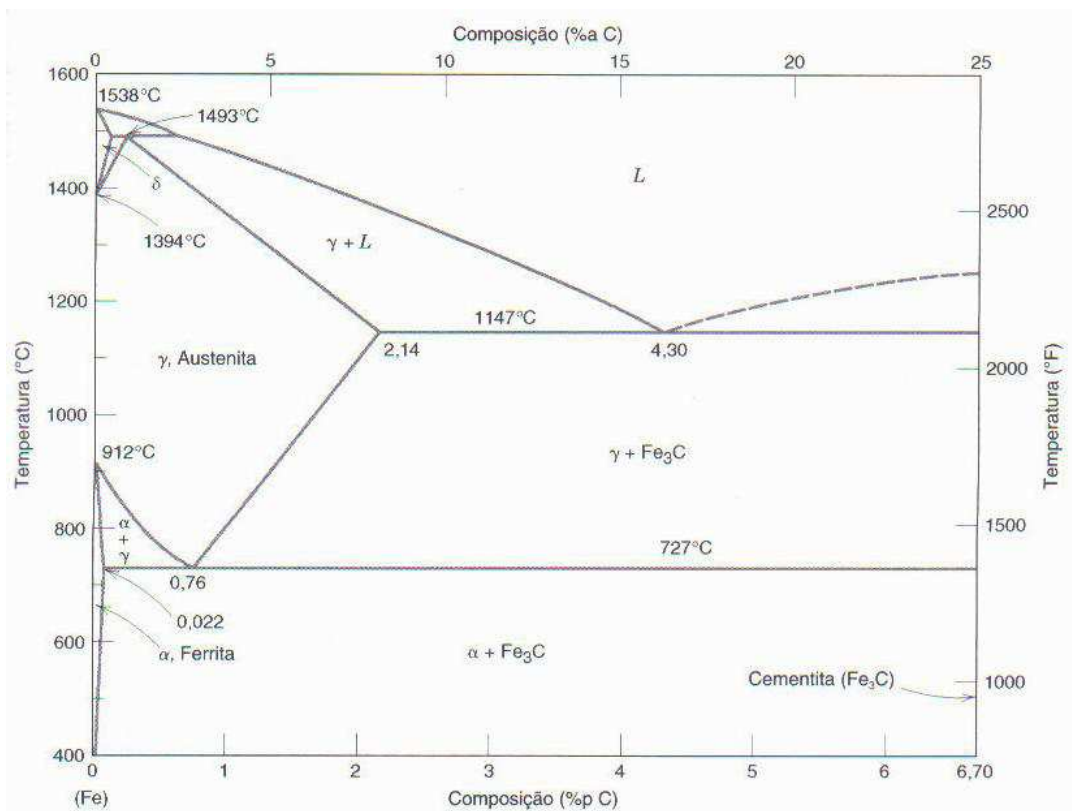


Figura 1 - O diagrama de fases para o sistema ferro-carbono de ferro (ASM, 1996).

O carbono é uma impureza intersticial no ferro e forma uma solução sólida tanto com a ferrita α como com a ferrita δ , e também com a austenita, como indicado na Figura 1. Na ferrita α , com estrutura CCC, somente pequenas concentrações de carbono são solúveis. A solubilidade limitada pode ser explicada pela forma e pelo tamanho das posições intersticiais nas estruturas CCC. Os espaços interatômicos são pequenos e pronunciadamente alongados, de forma que não podem acomodar com facilidade, mesmo pequenos átomos esféricos como os do carbono (VAN VLACK, 2007). A solubilidade máxima é de 0,022%p a 727°C (1341°F). Embora presente em concentrações relativamente baixas, o carbono influencia de maneira significativa as propriedades mecânicas da ferrita (CALLISTER, 2008).

A austenita, ou fase γ do ferro, quando ligada somente com carbono, não é estável a uma temperatura inferior a 727°C (1341°F), como indicado na Figura 1. A

solubilidade máxima do carbono na austenita, 2,14%p, ocorre a 1147°C (2097°F). Essa solubilidade é aproximadamente 100 vezes maior do que o valor máximo para a ferrita com estrutura CCC, uma vez que as posições intersticiais na estrutura cristalina CFC são maiores e, portanto, as deformações impostas sobre os átomos de ferro que se encontram em volta do átomo de carbono são muito menores (CALLISTER, 2008).

A ferrita δ é virtualmente a mesma que a ferrita α , exceto pela faixa de temperatura em que cada uma existe. A ferrita δ é estável somente a temperaturas relativamente elevadas, por isso não tem importância tecnológica.

A cementita (Fe_3C) se forma quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita α é excedido a temperaturas abaixo de 727°C (1341°F), para composições dentro da região das fases $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. Como mostrado na Figura 1, o Fe_3C também coexistirá com a fase γ entre as temperaturas de 727 e 1147°C. Mecanicamente, a cementita é muito dura e frágil. A resistência de alguns aços é aumentada substancialmente pela sua presença (CALLISTER, 2008; VAN VLACK, 2007).

2.3 PRINCIPAIS ELEMENTOS MICROLIGANTES OU DE LIGA

Todos os aços microligados contêm pequenas concentrações de um ou mais elementos fortemente formadores de carbonetos e nitretos. Cada elemento tem diferentes efeitos na microestrutura do aço, e conseqüentemente nas suas propriedades mecânicas, devido à precipitação de seus carbonitretos. Todos os elementos microligantes formam carbonitretos que podem ser ricos em carbono e nitrogênio, sendo que menos frequentemente eles formam carbonetos ou nitretos puros (PINTO, 1996).

O efeito específico de cada elemento é determinado pela solubilidade e estabilidade de seus carbonitretos (SAGE, 1989). Precipitados formados em

temperaturas mais altas e que tem um efeito significativo no controle do tamanho de grão, representam um benefício tanto para resistência mecânica quanto para tenacidade; por outro lado, precipitados que se formam em temperaturas mais baixas e que tem um efeito de endurecimento por precipitação na ferrita, apresentam um efeito benéfico na resistência mecânica, mas tendem a diminuir a tenacidade do material (SAGE, 1989; PINTO, 1996).

2.3.1 Contribuição dos elementos microligantes

2.3.1.1 Influência do nióbio (Nb)

Os compostos formados pelo nióbio formam-se no campo austenítico e normalmente resultam em uma fina dispersão de carbonitretos. Pode produzir um forte efeito de endurecimento por precipitação. Sua principal contribuição nas propriedades ocorre através da precipitação acima da temperatura de transformação e no retardo da recristalização da austenita, promovendo uma microestrutura de grãos finos. O refino do grão produz aumento da resistência e tenacidade (OLEA, 2002).

O aumento do limite de escoamento ocorre devido ao endurecimento por precipitação somado ao refino de grão. A magnitude desse aumento depende do tamanho, quantidade e distribuição dos Nb(CN) formados (GLADMAN, 1997). O Nb é considerado o agente mais efetivo na melhoria das propriedades de um aço microligado (OLEA, 2002).

O Nb é adicionado ao aço geralmente em uma faixa de 0,02 a 0,04%. Segundo dados obtidos no ASM Handbook (ASM, 1999), o endurecimento do aço pelo nióbio é de 35 a 40 MPa para cada 0,01% de adição. Esse endurecimento foi acompanhado por uma considerável perda na tenacidade até o desenvolvimento de processos especiais de

laminação e a redução do conteúdo de carbono, evitando a formação de bainita superior (OLEA, 2002).

2.3.1.2 Influência do vanádio (V)

A primeira função do vanádio nos aços microligados é o aumento da resistência por precipitação. A quantidade mais indicada é entre 0,03 e 0,1%. O vanádio é um bom endurecedor de aços laminados ou normalizados, e seus efeitos podem ser realçados pelo aumento da quantidade de nitrogênio (PINTO, 1996). Existe uma relação linear entre a quantidade de vanádio e o limite de escoamento e resistência à tração até 0,15% V (ASM, 1999), como mostrado na Figura 2.

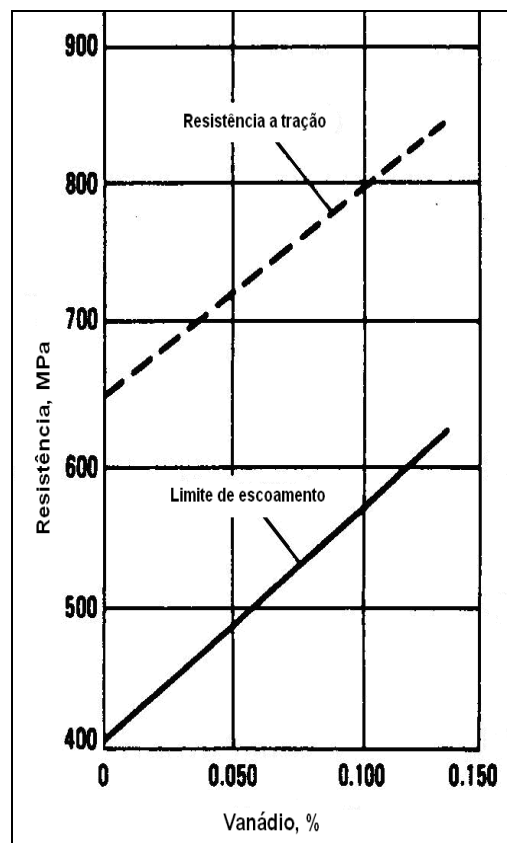


Figura 2 - Efeito do vanádio nas propriedades de tração de um aço microligado com quantidade média de carbono (ASM, 1999).

2.3.1.3 Influência do titânio (Ti)

Forma nitretos a temperaturas muito altas e pode conseqüentemente, ser usado para reduzir o tamanho de grão da austenita durante a laminação a quente. Pode haver refino de grão e endurecimento por precipitação, dependendo do percentual utilizado. Para composições maiores que 0,05%, carbonetos de Ti exercem um efeito de endurecimento. Entretanto, o Ti é usado comercialmente para retardar o crescimento do grão austenítico, aumentando a tenacidade. O titânio se encontra em concentrações de 0,01 a 0,02% (ASM, 1999).

2.3.1.4 Influência do alumínio (Al)

Funciona como um agente desoxidante, embora não deixe nenhum resíduo significativo de alumínio no aço (ASM, 1996). O nitreto de alumínio é formado em aços a temperaturas de ordem de 1000°C, mas isto ocorre lentamente e pequena quantidade é estabelecida em aços laminados. Contudo, o nitreto de alumínio pode ser formado durante o reaquecimento. Os nitretos de alumínio previnem o crescimento de grão em aços normalizados e podem ser usados em conjunto com carbonetos de nióbio para este propósito (SAGE, 1989).

2.3.1.5 Influência das adições múltiplas

O efeito benéfico de cada elemento pode ser combinado, mas algumas vezes as interações podem reduzir a eficácia individual de cada um. Por exemplo, quando dois ou mais elementos estão presentes, o elemento que normalmente precipita em temperatura mais baixa sempre tem uma tendência de precipitar em combinação com o elemento que precipita em temperatura mais alta. Portanto em aços contendo Ti e Nb ou Ti e V, Nb e V podem aparecer nitretos de Ti que se formam em temperaturas de

aproximadamente 1.300°C. Isto pode afetar tanto a função do Ti quanto do Nb ou V, sendo que a precipitação de Nb ou V com o Ti pode aumentar o tamanho desses nitretos, reduzindo a eficiência no controle do crescimento de grão austenítico, já que as partículas pequenas são mais efetivas que as grandes em inibir o crescimento de grão (HERTZBERG, 1989; MEYERS; CHAWLA, 1982).

2.3.2 Contribuição dos elementos de liga

2.3.2.1 Influência do carbono (C)

O carbono é um eficiente agente endurecedor em solução sólida, sendo que também forma precipitados (carbonetos ou carbonitretos) que aumentam a resistência mecânica. Além de aumentar a resistência mecânica ele também aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil, isto é, tende a fragilizar o material (PINTO, 1996; MEYERS, 1982).

2.3.2.2 Influência do manganês (Mn)

Funciona como agente endurecedor quando em solução sólida, além de agente desoxidante e dessulfurante do aço. Apesar de aumentar a resistência mecânica, o Mn também abaixa a temperatura de transição (MEYERS; CHAWLA, 1982; HERTZBERG, 1989). Richter e colaboradores (1993, apud PINTO, 1996, p.13) verificaram, em aços ARBL com estrutura composta de ferrita e perlita, um aumento da porcentagem de manganês de 0,3 para 1% resulta em um refinamento e homogeneização dos grãos ferríticos que implica maior resistência mecânica (limite de escoamento e limite de resistência atração), ductilidade (maior redução em área) e tenacidade (menor temperatura de transição). Entretanto, BHOLE e YU (1991, apud

PINTO, 1996, p.13) observaram que em aços microligados de baixo teor de carbono (< 0,02%) e alto manganês (~ 2 a 4,5%), apesar do aumento da porcentagem de Mn resultar em um refino de grão, o aumento da resistência é acompanhado por uma redução na ductilidade (menor alongamento) e na tenacidade (menor energia absorvida no ensaio de impacto)

2.3.2.3 Influência do silício (Si)

Além de ser agente desoxidante, o silício aumenta a resistência mecânica (maior limite de escoamento) e diminui a tenacidade (maior temperatura de transição) quando estabelecido em solução sólida (MEYERS; CHAWLA, 1982; HERTZBERG, 1989), porém é menos prejudicial para a soldabilidade de aços ARBL do que o carbono e o manganês (RICHTER, 1993, apud PINTO, 1996, p.14) ¹.

2.4 RELAÇÃO MICROESTRUTURA – PROPRIEDADES MECÂNICAS EM AÇOS MICROLIGADOS

Para os aços em geral, pode-se dizer que os principais constituintes microestruturais encontrados são ferrita, perlita, bainita, martensita, austenita retida, carbonetos, sulfetos e inclusões (FERRANDINE, 1997).

Não é recente o esforço para se baixar o teor de carbono do aço, o que melhora a soldabilidade e aumenta a tenacidade. Essa filosofia de baixo carbono aponta na direção dos aços microligados, normalmente fornecidos com estrutura ferrítico-perlítica, mas que por tratamento térmico podem ter sua estrutura transformada para ferrítico-bainítica ou ferrítico-martensítica, havendo com isso, muitas vezes, expressivos ganhos nas propriedades mecânicas (FERRANDINE, 1997). Béjar estudou a influência da

¹ RICHTER, J., et al. Influence of Mn and Si contents on structure and mechanical properties of ferritic-pearlitic HSLA steels. **Steel Research**, v.64, p.267-274, 1993.

microestrutura nas propriedades de tração de um aço microligado e mesmo não tendo determinado a influência isolada de cada microestrutura, concluiu que a melhor combinação de propriedades foi obtida quando a matriz era de ferrita acicular (BÉJAR, 1993 apud FERRANDINE, 1997, p.4) ².

Muitos autores estudaram as possíveis variações microestruturais e estas estão sempre entre ferrítico-perlítica e a ferrítico-martensítica, sendo que podem apresentar variações morfológicas da martensita em lamelas ou ripas e também variações morfológicas de ferrita, poligonal ou acicular. As quantidades de bainita também variam desde nenhuma até a substituição quase total da martensita pela bainita (FERRANDINE, 1997).

A microestrutura multifásica combina microconstituintes duros e dúcteis, abrindo um novo leque de possibilidades ao permitir ajustar os níveis de resistência e ductilidade visando melhorar as propriedades mecânicas como tenacidade e resistência à fadiga do aço (PIVATO et al., 2006). Essa variedade microestrutural pode ser obtida dependendo da temperatura de deformação, taxa de resfriamento e composição química (MATLOCK; KRAUSS; SPEER, 2001; RASOULI et al., 2008).

2.4.1 Contribuição da microestrutura

2.4.1.1 Aços ferrítico-perlíticos

O primeiro microconstituente que mostrou apresentar efeitos significativos sobre as propriedades dos aços foi a perlita, mesmo estando em pequena quantidade. O aumento da quantidade de perlita possibilita um aumento de resistência mecânica e, principalmente, de dureza do material. No entanto, para estruturas em que seja

² BÉJAR, L., M. C., H. B., Influence of microstructure on yield ratio of a low carbon HSLA steel. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON LOW-CARBON STEELS FOR THE 90's. 7th ed. Minerals, Metals material & Society, p.407-412, 1993.

necessária a utilização de processos de soldagem, a quantidade de perlita necessária para aumentos mais significativos de resistência pode acarretar a diminuição de tenacidade e dificuldades de utilização do material (GUIMARÃES, 1997).

Por volta de 1975 foi possível o desenvolvimento de aços de baixo carbono com microestruturas constituídas de ferrita e martensita e, paralelamente, desenvolveu-se também a técnica de laminação controlada com a utilização de microadições, surgindo assim os aços microligados (GUIMARÃES, 1997). As pesquisas que se seguiram procuraram auxiliar no desenvolvimento de aços com microestruturas constituídas de ferrita e perlita com bons níveis de tenacidade, de forma que fosse possível obter combinações de alta resistência mecânica e boa soldabilidade. Assim, o principal caminho para atingir essas características foi através de balanceamentos rigorosos das microadições, controle dos teores de enxofre, reduções adicionais do teor de carbono e maximização do refino de grão, obtido com aperfeiçoamentos da laminação controlada (GUIMARÃES, 1997). A Figura 3 (DOWLING, 1999) mostra que a tenacidade do material pode ser melhorada sensivelmente com a redução do teor de carbono.

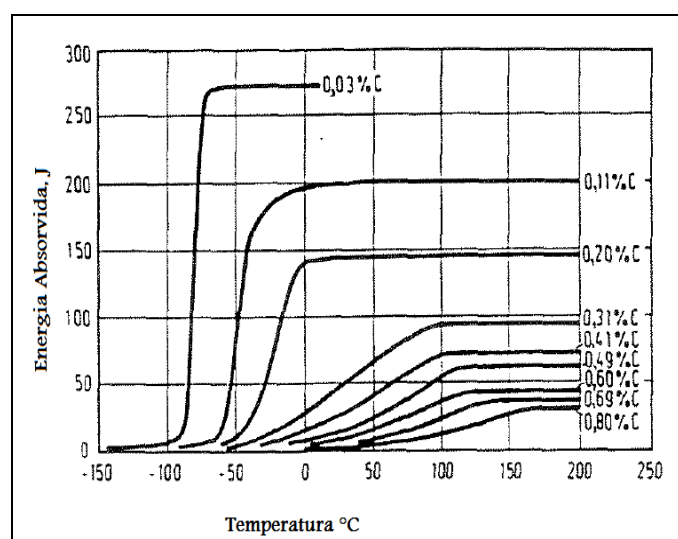


Figura 3 - Influência do teor de carbono nas curvas de energia absorvida em função da temperatura, obtidas em ensaios de impacto do tipo Charpy em aços com microestrutura ferrítico-perlítica (DOWLING, 1999).

2.4.1.2 Aços bifásicos

Através do resfriamento rápido de um aço de baixo carbono a partir da região intercrítica ($\alpha + \gamma$) do diagrama Fe-Fe₃C (Figura 1), obtêm-se microestruturas que se caracterizam pela coexistência de ferrita e martensita. Assim, apresentam uma estrutura bifásica que consiste essencialmente em ferrita (fase macia) e martensita (fase dura) (MEYERS; CHAWLA, 1982). Dependendo das condições de processamento, a microestrutura conterá também bainita, austenita e perlita. Os aços que apresentam este tipo de configuração microestrutural são denominados aços *dual phase* ou bifásicos (BAPTISTA et al., 2007).

Diferentes rotas de tratamento térmico podem ser adotadas para se obter microestruturas bifásicas em aços de baixo carbono. Em todas elas o passo final é o mesmo (resfriamento rápido a partir da região intercrítica), havendo várias possibilidades para os procedimentos iniciais. A morfologia das fases presentes na microestrutura bifásica depende da rota escolhida, ainda que se utilize em diferentes rotas, o mesmo aço (mesmo teor de carbono) e a mesma temperatura de tratamento intercrítico (BAPTISTA et al., 2007; SUZUKI; McEVILY, 1979).

Com essa estrutura ferrítico-martensítica, podemos observar o seguinte conjunto de propriedades mecânicas, resultando assim em uma melhor conformabilidade, importante principalmente para a indústria automotiva (MEYERS; CHAWLA, 1982):

1. Baixa tensão de escoamento.
2. Ausência de escoamento nítido (região do patamar), o que resulta em uma curva tensão deformação bem suave.
3. Alta taxa de encruamento inicial.
4. Aumento do limite de resistência à tração.

A morfologia das fases, a fração volumétrica da martensita e seu teor de carbono são os principais fatores que influem nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos. Quanto maior a temperatura, maior a fração volumétrica da martensita e consequentemente, menor o seu teor de carbono (BAPTISTA et al., 2007).

2.4.1.3 Contribuição da bainita

O microconstituente bainítico tem recebido nos últimos anos um destaque especial, por um lado por apresentar uma complexidade em seu processo de formação e uma variedade de tipos de bainita possíveis de serem produzidas, por outro lado, por apresentar características de resistência e dureza intermediária entre a fase ferrítica e a martensítica, possibilitando uma alternativa para melhorar a tenacidade do aço (ABDALLA et al., 2004).

Quando se deseja uma combinação entre alta resistência mecânica e tenacidade, a introdução do microconstituente bainita é uma das opções mais promissoras. Os aços microligados podem ter estrutura inteiramente bainítica ou conter outras fases como a ferrita, martensita ou austenita retida (ABDALLA et al., 2006).

A fase bainítica, de forma semelhante à fase martensítica, tem efeito benéfico nas propriedades mecânicas dos aços multifásicos e pode ainda retardar ou impedir o crescimento de trincas (ABDALLA et al., 2003). A presença da fase bainítica possui também a vantagem, sobre a fase martensítica, de manter a ductilidade do aço em patamares elevados (ASM, 1996)

A estrutura bainítica pode ser obtida através de resfriamento isotérmico em uma faixa de temperatura entre o início da transformação da martensita e as temperaturas de formação da ferrita e perlita. A bainita pode ser formada ainda por resfriamento

contínuo em certos aços contendo elementos de liga que retardem a reação da ferrita e da perlita e diminuam a temperatura de reação da bainita (ABDALLA et al., 2006).

A morfologia da bainita por transformação isotérmica varia com a temperatura, sendo constituída de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de carbonetos e é diferente da bainita produzida por resfriamento contínuo. Da mesma forma, o desenvolvimento de aço inoculado com adições controladas de partículas não metálicas, induz a nucleação da ferrita de forma intragranular e heterogênea e cresce em muitas direções, com aparência acicular. As diferentes morfologias resultam em propriedades diferentes. É necessário um esforço para otimização dos tratamentos térmicos, caracterização das microestruturas e propriedades da bainita (ABDALLA et al., 2006).

Uma das principais dificuldades na caracterização dos aços multifásicos é a identificação da fase bainítica. Le Pera (1980) e Girault et al (1998) realizaram experimentos utilizando dois reagentes químicos específicos, e os resultados foram bastante interessantes, possibilitando a distinção da fase bainítica, difícil de ser detectada por reagentes convencionais (ABDALLA et al., 2006).

2.4.1.4 Contribuição da austenita

O fenômeno de austenitização tem sido estudado por alguns pesquisadores, que procuram desenvolver modelos para explicar a cinética de austenitização no aquecimento isotérmico e não isotérmico, a partir de uma dada microestrutura ou de microestruturas dissimilares como: perlítica, martensítica e ferrítica (STEIN et al., 2005).

A condição inicial da austenita determina o desenvolvimento da microestrutura final e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas finais do aço. Assim, o comportamento e as propriedades mecânicas dos aços dependem, não somente da natureza da decomposição da austenita no resfriamento contínuo (a fase final do aço),

mas também da cinética de reaustenitização, ou seja, se a fase austenítica é homogênea ou heterogênea, e, ainda, de seu tamanho de grão, da taxa de aquecimento, da presença de inclusões não metálicas e da distribuição das fases (STEIN et al., 2005).

2.5 COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO

O ensaio de tração permite obter a curva tensão *versus* deformação de engenharia de um material, a qual é construída a partir de medidas da carga e da alongação em um corpo-de-prova padronizado, equações (2) e (3). Os parâmetros que são usados para descrever a curva tensão *versus* deformação de um metal são: resistência à tração, limite de escoamento, alongamento percentual e redução de área.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2)$$

$$\varepsilon = \frac{l_i - l_o}{l_o} = \frac{\Delta l}{l_o} \quad (3)$$

onde: F é a carga instantânea aplicada em uma direção perpendicular à seção transversal do corpo-de-prova, A_0 é a área original da seção transversal antes da aplicação de qualquer carga, l_o é o comprimento original antes de qualquer carga aplicada e l_i é o comprimento instantâneo.

A forma geral da curva tensão *versus* deformação de engenharia está mostrada na Figura 4, juntamente com o aspecto adquirido pela região útil de um corpo-de-prova durante as várias etapas do ensaio, designadas de (a) a (d) na referida figura. Na região elástica a tensão é linearmente proporcional à deformação, corpo-de-prova (a); quando a carga ultrapassa o valor correspondente ao limite de escoamento, o corpo-de-prova sofre deformação plástica generalizada. A partir desse ponto ele está permanentemente deformado se a carga é reduzida à zero. A tensão para produzir cada vez mais

deformação plástica cresce com o aumento dessa última, isto é, o material encrua, corpo-de-prova (b). O volume do corpo-de-prova permanece constante durante a deformação plástica, e conforme se alonga, a área da seção reta transversal decresce uniformemente ao longo do seu comprimento útil. Inicialmente o encruamento compensa a diminuição da área da seção reta transversal e a tensão de engenharia continua a aumentar com o aumento da deformação. Eventualmente, atinge-se um ponto onde a diminuição da área da seção reta do corpo-de-prova é maior que o aumento da carga de deformação proveniente do encruamento (c). Essa condição será atingida primeiramente em algum ponto do material que é ligeiramente mais fraco que o resto. Toda deformação plástica posterior será concentrada nessa região, onde o corpo-de-prova começará a formar um pescoço e se afinar (d). Assim, a área da seção reta diminuirá mais rapidamente do que o aumento da carga de deformação pelo encruamento, com isso, a carga necessária para deformar o corpo-de-prova diminuirá e a tensão de engenharia dada pela equação (2), vai diminuir até atingir a fratura (DIETER, 1976; DOWLING, 1999).

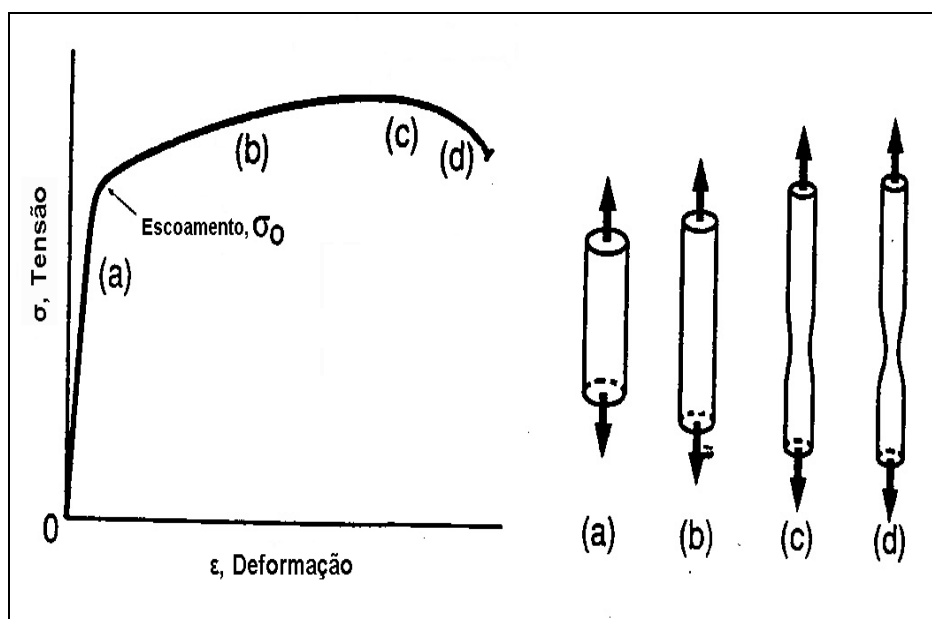


Figura 4 - Curva tensão versus deformação de engenharia (DOWLING, 1999).

A curva tensão versus deformação de engenharia não fornece uma indicação verdadeira das características de deformação de um metal, pois é inteiramente baseada nas dimensões originais do corpo-de-prova, que mudam ao longo do ensaio. Quando a área da seção reta transversal do material começa a diminuir rapidamente, a carga necessária para continuar a deformação também diminui. Do mesmo modo, a tensão média baseada na área original decresce, e isso produz a queda na curva tensão versus deformação após o ponto de carga máxima. Na realidade, o metal continua a encruar até a fratura, de modo que a tensão necessária para produzir deformações adicionais deveria crescer mesmo depois da formação do pescoço. Se for utilizada a tensão verdadeira, baseada na área real da seção transversal da amostra, verifica-se que a curva tensão versus deformação aumenta continuamente até a fratura (DIETER, 1976; DOWLING, 1999). Se o cálculo da deformação for baseado em medidas instantâneas, a curva obtida é conhecida como curva tensão *versus* deformação verdadeira, conforme mostra a Figura 5. Ela também é conhecida como curva de escoamento, uma vez que representa as características básicas do escoamento plástico do metal.

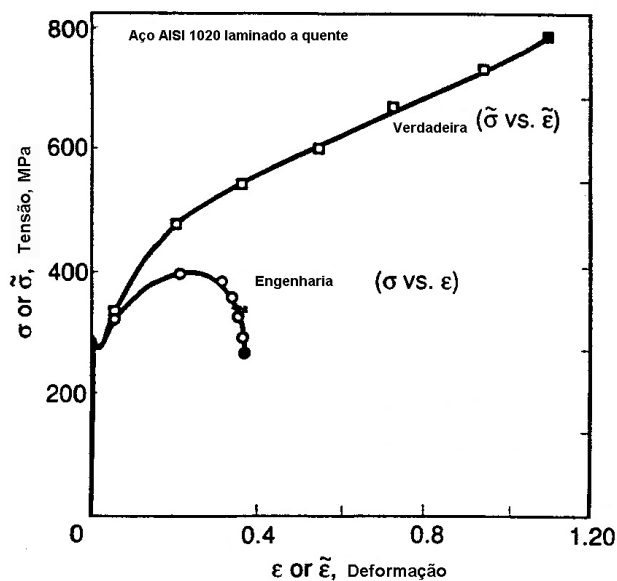


Figura 5 - Comparação das curvas tensão-deformação de engenharia e tensão-deformação verdadeira, para um aço AISI 1020 laminado a quente. (DOWLING, 1999).

Com alguma restrição, os valores verdadeiros das tensões deformações podem ser obtidos dos respectivos pontos experimentais de engenharia, conforme as equações (4) e (5). A determinação da deformação verdadeira pela deformação de engenharia, equação (5) pode ser feita enquanto a distribuição de deformação for uniforme ao longo do corpo-de-prova, isto é, enquanto não se iniciou a estricção. A equação (4), além de guardar a mesma restrição, é baseada também na hipótese de volume constante durante a deformação plástica.

$$\tilde{\sigma} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (4)$$

$$\tilde{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon) \quad (5)$$

onde: σ e ε são respectivamente tensão e deformação de engenharia, e $\tilde{\sigma}$ e $\tilde{\varepsilon}$ são respectivamente tensão e deformação reais ou verdadeiras.

As curvas tensão *versus* deformação reais são ajustadas de acordo com modelos encontrados na literatura, dentre os quais destacam-se os modelos de Ludwik e de Ramberg- Osgood (DOWLING, 1999).

Para estudar o comportamento de endurecimento dos materiais, as curvas tensão-deformação verdadeiras são representadas empregando-se modelos matemáticos encontrados na literatura. Uma possível forma de ser usada é o modelo de Ludwik, que assume que a tensão é proporcional a deformação para valores inferiores ou que atinjam o limite de escoamento, equação (6), enquanto que para valores maiores que o limite de escoamento σ_e é necessário utilizar a equação (7).

$$\tilde{\sigma} = E \tilde{\varepsilon} \quad (\sigma \leq \sigma_e) \quad (6)$$

$$\tilde{\sigma} = K \tilde{\varepsilon}^n \quad (\sigma \geq \sigma_e) \quad (7)$$

O expoente de encruamento, típico de cada material, é representado por n , enquanto K representa o coeficiente de resistência, que depende da estrutura e varia com o processamento. Embora essas grandezas sejam consideradas como constantes, elas

podem variar conforme o tratamento a que o material foi submetido. Quanto maior for o valor de n de um material, mais íngreme será a curva real desse material e mais uniforme a distribuição das deformações na presença de um gradiente de tensões. Em consequência para materiais com valores baixos de n , sua curva será mais horizontal (DOWLING, 1999).

Uma alternativa, quando o comportamento do material não é descrito adequadamente pela equação (7), é relacionar somente a parcela plástica da deformação verdadeira, como mostrado na equação (8).

$$\tilde{\sigma} = K_1 \tilde{\varepsilon}_p^{n_1} \quad (8)$$

onde: K_1 e n_1 são constantes do material.

A deformação total é a soma das parcelas elástica e plástica. A parcela elástica está relacionada com a tensão pelo módulo de Young e a parcela plástica é o desvio da inclinação elástica. O modelo de Ramberg-Osgood descreve ambas as partes da deformação total, como mostrado na equação (9).

$$\tilde{\varepsilon} = \tilde{\varepsilon}_e + \tilde{\varepsilon}_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{K_1} \right)^{1/n_1} \quad (9)$$

A equação (9) não pode ser resolvida explicitamente para a tensão. Ela fornece uma curva suave para todos os valores de $\tilde{\sigma}$ e não exibe um ponto de escoamento. Dessa forma, ela contrasta com o modelo de Ludwik, previamente descrito (elástico-encruamento), que é descontínuo no ponto correspondente ao limite de escoamento do material (DOWLING, 1999).

2.6 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

O conhecimento das propriedades de fadiga dos materiais é de primordial importância para o projeto de peças sujeitas a tensões cíclicas, e tem sido um dos

aspectos mais pesquisados do comportamento mecânico dos metais. É a maior causa individual de falhas, representando aproximadamente 90% de todas as falhas em serviço de componentes metálicos (DOWLING, 1999).

Fadiga é uma forma de falha que ocorre em estruturas que estão sujeitas a tensões dinâmicas e oscilantes, tais como pontes, aeronaves e componentes de máquinas. Sob essas circunstâncias, é possível que uma falha ocorra em um nível de tensão consideravelmente menor do que o limite de resistência à tração ou o limite de escoamento para uma carga estática. Uma situação bastante comum é a existência de um concentrador de tensão no componente, que induz a iniciação de uma trinca, a qual cresce até atingir o tamanho crítico onde ocorre a fratura (DOWLING, 1999). O termo “fadiga” é usado, porque esse tipo de falha ocorre normalmente após um longo período de tensões repetidas ou ciclos de deformação (CALLISTER, 2008). Um metal rompe-se por fadiga quando a tensão cíclica aplicada tem uma flutuação suficientemente grande e é maior que um valor característico de cada metal, denominado limite de fadiga, o qual pode ser determinado pelo ensaio de fadiga (SOUZA, 1982).

Diferentes critérios de projeto levam em conta o processo de fadiga e, nos casos em que a parcela da vida referente à propagação subcrítica da trinca é significativa, assume-se *a priori* a existência de uma trinca. Neste caso, a filosofia de tolerância ao dano requer que o crescimento dessa trinca seja descrito com o objetivo de se garantir que a mesma não atinja o tamanho crítico antes de ser detectada por inspeções periódicas (STEPHENS et al., 2001). Análises de crescimento de trinca são amplamente aplicadas na engenharia, normalmente usando o conceito do fator intensidade de tensão K , da mecânica da fratura elástica linear (MFEL), dado pela equação (10).

$$K = f\sigma\sqrt{\pi a} \quad (10)$$

onde: a é o comprimento da trinca, σ é a tensão nominal e f é uma função adimensional relacionada com a geometria.

A Figura 6 representa um carregamento cíclico com amplitude de tensão constante e forma de onda senoidal, evidenciando um ciclo de fadiga.

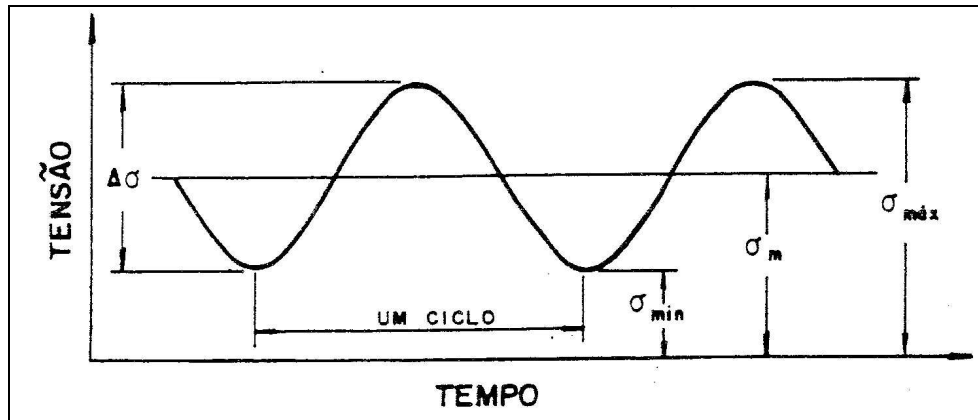


Figura 6 - Representação de um ciclo de carregamento de fadiga.

Os principais parâmetros que caracterizam o ciclo de carregamento em uma peça com trinca estão indicados nas equações (11), (12), (13) e (14).

- fator intensidade de tensão máximo:

$$K_{máx} = F\sigma_{máx}\sqrt{\pi a} \quad (11)$$

- fator intensidade de tensão mínimo:

$$K_{min} = F\sigma_{min}\sqrt{\pi a} \quad (12)$$

- variação do fator intensidade de tensão:

$$\Delta K = K_{máx} - K_{min} \quad (13)$$

- razão de carga ou tensão:

$$R = \frac{K_{min}}{K_{máx}} = \frac{P_{min}}{P_{máx}} = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{máx}} \quad (14)$$

2.6.1 Iniciação e propagação de trincas por fadiga

Há muitas divergências sobre as teorias de fadiga, com relação à separação exata entre a iniciação ou nucleação e a propagação de uma trinca de fadiga, devido à dificuldade de observação das trincas em alguns casos e à variedade de mecanismos que determinam a ruptura do metal.

Os estudos relacionados com as variações estruturais básicas experimentadas por um metal sujeito a tensões cíclicas levaram à divisão do processo de fadiga nos seguintes estágios (DIETER, 1976; ELLYIN, 1997):

1. Iniciação ou Nucleação da trinca – formação de uma pequena trinca em algum ponto de alta concentração de tensão como riscos superficiais, cantos vivos, rasgos de chaveta ou iniciação por intrusão e extrusão na superfície da peça. É o desenvolvimento inicial dos danos causados por fadiga, os quais podem ser removidos através de tratamento térmico adequado.

2. Crescimento da trinca em banda de deslizamento – relativo ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão cisalhante. Este estágio é frequentemente chamado estágio I de crescimento de trinca.

3. Crescimento de trinca nos planos de alta tensão de tração - envolve o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão de tração máxima. Esse estágio é chamado de estágio II de crescimento

4. Ruptura final estática - que ocorre quando a trinca atinge o tamanho crítico tal que a seção transversal resistente não pode mais suportar a carga.

A Figura 7 mostra os possíveis locais de nucleação de trinca no material: (i) transgranular, (ii) intergranular, (iii) inclusão na superfície. Também podem ser fontes

de nucleação de trincas: (iv) inclusões no *bulk*, (v) vazios nos contornos de grão e (vi) interseção entre contornos de grão (ELLYIN, 1997).

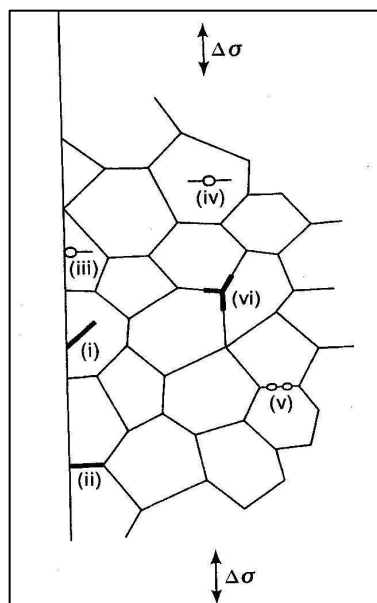


Figura 7 - Locais possíveis de iniciação de trincas em materiais policristalinos (ELLYIN, 1997).

Uma vez nucleada, a trinca irá crescer como resultado da deformação plástica cíclica sofrida pelo material. Em materiais policristalinos, os contornos de grão frequentemente atuam como barreiras ao crescimento de microtrincas. Por outro lado, em altas temperaturas ou em meios corrosivos, os contornos de grão atuam como fontes de nucleação e crescimento de trincas (ELLYIN, 1997).

Após iniciadas nas bandas de deslizamento, as trincas crescem ao longo dos planos de deslizamento ativos, que apresentam uma inclinação de aproximadamente 45° em relação ao eixo da máxima tensão de tração. Esse regime de propagação é denominado Estágio I do crescimento da trinca, cuja penetração num corpo-de-prova raramente ultrapassa alguns décimos de milímetro (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992). A trinca logo se acomoda e começa a seguir um curso perpendicular à direção da máxima tensão de tração. Esse modo de propagação caracteriza o Estágio II, em que a trinca continua a

crescer até atingir o tamanho crítico. A Figura 8 ilustra os Estágios I e II do crescimento de uma trinca. Deve-se esclarecer que o Estágio I em um material policristalino envolve centenas de trincas individuais formadas em bandas de deslizamento, que se unem para formar uma única trinca dominante, cujo crescimento dará início ao Estágio II. As trincas iniciadas em inclusões crescem apenas alguns micrometros no Estágio I antes de mudar para o Estágio II (BAPTISTA, 2000).

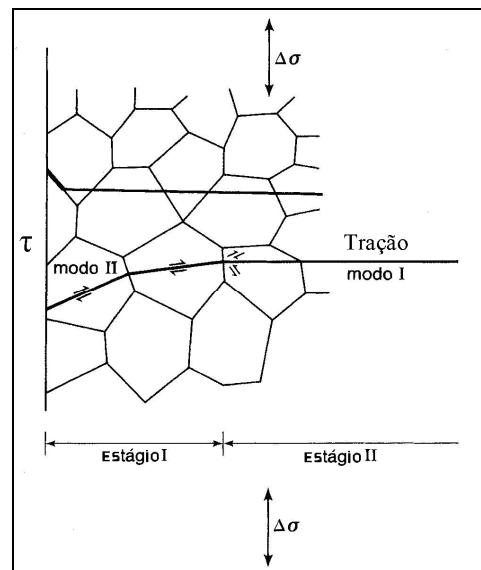


Figura 8 - Representação dos estágios I e II de crescimento da trinca (adaptado de ELLYIN, 1997).

A propagação da trinca no Estágio I, ao longo das bandas de deslizamento, é controlada pelo componente cisalhante da tensão aplicada. O tamanho da trinca no qual ocorre a transição do Estágio I para o Estágio II depende do material, da amplitude do carregamento e das condições ambientais. Pode-se afirmar que, quanto menor a amplitude de carregamento, mais profunda é a penetração da trinca no Estágio I. Segundo MCDOWELL (1996, apud BAPTISTA, 2000, p. 32)³, a transição para o Estágio II ocorre quando as trincas têm comprimento da ordem de 1 a 4 tamanhos de

³ MCDOWELL, D. L. Basic Issues in the Mechanics of High Cycle Metal Fatigue. **International Journal of Fracture**, v.80, p.103-145, 1996.

grão. Além disso, ela está associada à mudança do deslizamento simples para o deslizamento múltiplo (HERTZBERG, 1989). Em monocristais, é possível induzir a transição do Estágio I para o Estágio II e vice-versa em comprimentos arbitrários de trinca através de aumentos ou reduções da amplitude de carregamento. Em corpos-de-prova polidos, o número de ciclos de carregamento aplicados durante o Estágio I pode ser muito maior que o número de ciclos no Estágio II, tendo em vista que a taxa de propagação da trinca é geralmente muito menor no Estágio I. Por outro lado, na presença de um entalhe iniciador da trinca o número de ciclos do Estágio I torna-se desprezível (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

Uma trinca de fadiga, à medida que cresce através do material, vai deixando atrás de si duas superfícies de fratura. É evidente que a quase totalidade de uma superfície de fratura por fadiga corresponderá ao crescimento da trinca no Estágio II. O exame dessas superfícies pode fornecer informações sobre os mecanismos de avanço da trinca. Algumas características marcantes podem ser observadas tanto em escala macroscópica como microscópica. Em nível macroscópico as superfícies de fratura por fadiga tendem a ser planas e lisas, e com frequência apresentarão as chamadas “marcas de praia”, resultantes de variações na história do carregamento. Estas marcas informam sobre o formato da frente de trinca e permitem identificar o tipo de solicitação cíclica aplicada. Em geral é possível identificar também a região de ruptura final. A relação entre a área desta região e a área total da seção fraturada informa sobre a magnitude do carregamento. É em nível microscópico, entretanto, que informações mais fundamentais podem ser obtidas. Marcas periódicas microscópicas, denominadas estrias, constituem uma das principais características associadas à evolução da fratura por fadiga (BAPTISTA, 2000).

As estrias representam posições sucessivas da frente de trinca. Cada estria é formada durante um ciclo de carregamento, mas, especialmente em carregamentos de amplitude variável, nem todo ciclo resulta necessariamente numa estria. A direção do avanço da trinca é perpendicular às estrias e seu sentido é o da curvatura convexa (GROSSKREUTZ, 1971). Há dois aspectos a se considerar ao se analisar as estrias de fadiga: sua forma e o espaçamento entre elas. Este último parâmetro é importante nem tanto pelo fato de revelar informações sobre os mecanismos de fadiga, mas por constituir uma forte evidência quantitativa do avanço médio da trinca. Por outro lado, as estrias apresentam uma morfologia a partir da qual pode-se explicar os mecanismos desse avanço (BAPTISTA, 2000).

Deve-se a C. Laird a proposição básica mais difundida do mecanismo de formação das estrias. A descrição do seu modelo, denominado “processo de arredondamento plástico”, pode ser encontrada em diversos textos sobre fadiga (DIETER, 1976; GROSSKREUTZ, 1971; KLESNIL; LUKÁŠ, 1992; SURESH, 1998; TOMKINS, 1996) e será reproduzida a seguir. Seções da ponta da trinca obtidas em diferentes partes de um ciclo de carregamento mostram que o crescimento da trinca no Estágio II ocorre através do arredondamento e afiamento repetitivos da ponta da trinca. A seqüência de eventos é mostrada esquematicamente na Figura 9. No início do carregamento cíclico a ponta da trinca é aguda (Figura 9a). À medida que o esforço de tração é aplicado o pequeno entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem 45° com o plano da trinca (Figura 9b). À medida que a trinca se alarga para a sua extensão máxima (Figura 9c), ela caminha ainda mais para o cisalhamento plástico ao mesmo tempo que sua ponta se torna rombuda. Com a reversão do carregamento, as faces da trinca são forçadas uma contra a outra e a nova superfície criada durante a tração é dobrada parcialmente junto à ponta da trinca,

formando um novo par de “orelhas”. Após completar a parcela compressiva do ciclo de carregamento, a ponta da trinca se afia novamente e o processo reinicia com uma nova carga de tração. Quando a carga muda para compressão as direções de deslizamento na extremidade são invertidas (Figura 9d), as faces da trinca são compactadas e a nova superfície da trinca, criada na tração, é forçada para o plano da trinca (Figura 9e), onde é parcialmente dobrada por flambagem formando uma ponta de trinca novamente aguda. Desta forma, a trinca está pronta para avançar e se tornar rombuda no próximo ciclo de tensões (DIETER, 1976).

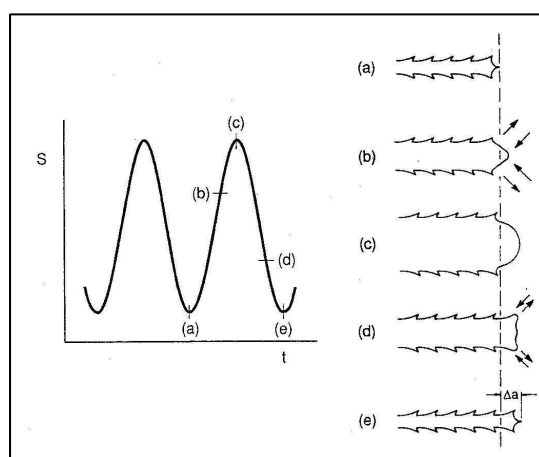


Figura 9 - Modelo de arredondamento plástico da ponta da trinca (DOWLING, 1999).

A existência de estrias com formatos diferentes sugere a ocorrência de variações no processo mostrado na Figura 9. O ponto importante, contudo, é a demonstração de que o avanço da trinca no Estágio II está associado aos altos níveis de tensão que causam a deformação plástica cíclica na ponta da trinca. O componente trativo da tensão é necessário para separar as faces da trinca e produzir o arredondamento da ponta; o componente cisalhante é responsável pela produção do deslizamento que cria a nova superfície (BAPTISTA, 2000).

Deve-se esclarecer que outras características além das estrias podem estar presentes nas superfícies geradas pelo crescimento da trinca no Estágio II. Em aços de

alta resistência, por exemplo, pode-se observar a coexistência de *dimples* (alvéolos) isolados e estrias (GROSSKREUTZ, 1971).

A taxa de propagação de uma trinca suficientemente grande no Estágio II pode ser expressa como uma função da variação do Fator Intensidade de Tensão (FIT) no ciclo de carregamento, denotada por ΔK . O FIT é o parâmetro mais importante definido pela Mecânica da Fratura linear elástica e o equacionamento da taxa das trincas, da/dN , em função de ΔK é mostrado no item 2.7 deste trabalho, que trata da modelagem da propagação de trincas por fadiga.

As considerações sobre a zona plástica que se forma nas vizinhanças da ponta da trinca também são de grande importância no estudo da fadiga. Os mecanismos que explicam o processo de avanço da fissura baseiam-se na deformação plástica cíclica junto à ponta da mesma. Além disso, a constatação feita por Elber (ELBER, 1971) de que a trinca permanece aberta durante apenas uma parcela do ciclo de carregamento confirma o papel fundamental desempenhado pelas deformações plásticas no seu processo de propagação. Na carga mínima do ciclo a trinca encontra-se totalmente fechada e à medida que a carga aumenta, observa-se que a trinca começa a abrir: inicialmente próximo à boca e abrindo progressivamente em direção à ponta. As zonas plásticas estão também relacionadas às grandes flutuações observadas na taxa de crescimento da trinca sob carregamento de amplitude variável (ELBER, 1971) Os estudos sobre a zona plástica podem ser analíticos ou experimentais, objetivando determinar sua forma e dimensões, a intensidade das deformações plásticas e a quantificação de seu efeito na taxa da trinca.

As primeiras considerações analíticas a respeito da zona plástica advêm da Mecânica da Fratura Elástica Linear e não estão necessariamente vinculadas ao fenômeno da fadiga. De acordo com essa teoria, a solução elástica para o campo de

tensões à frente de uma trinca de modo I (no qual a direção da solicitação é perpendicular ao plano da trinca) apresenta a singularidade $1/\sqrt{r}$, onde r é à distância à ponta da trinca (EWALDS; WANHILL, 1986; PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995). Na prática, o material localizado próximo à ponta da trinca é deformado plasticamente, mantendo as tensões finitas. Em face da enorme dificuldade para se obter uma descrição exata da forma e tamanho da zona plástica, os modelos mais conhecidos geralmente seguem uma dentre duas possibilidades: ou eles dão uma melhor aproximação para o tamanho, mas usando um formato pré-estabelecido, ou fornecem uma boa descrição da forma, porém com perda de rigor no cálculo do tamanho. Assim, para determinar o tamanho da zona plástica ao longo da linha da trinca é usual assumir o formato circular. O raio r_p pode ser calculado impondo-se à tensão um valor finito aliado à redistribuição de tensões a partir da assintótica elástica, de modo a satisfazer à condição de equilíbrio (EWALDS; WANHILL, 1986). A aproximação proposta por Irwin adota este caminho, enquanto o modelo de Dugdale assume que toda a deformação plástica se concentra em uma “tira” à frente da trinca. Em ambos os casos, considera-se ainda que o material apresenta comportamento elástico-perfeitamente plástico, ou seja, as tensões não excedem o limite de escoamento do material (dado por σ_e) (EWALDS; WANHILL, 1986).

O tamanho da zona plástica, definido pelo seu diâmetro $2r_p$, é calculado por meio da expressão geral dada pela equação (15), na qual α é uma constante adimensional que depende do estado de tensão e deformação, do coeficiente de Poisson (no caso da deformação plana) e do coeficiente de encruamento do material (BAPTISTA, 2000). Nesta expressão, K é o valor do FIT, que no caso da fadiga é calculado empregando-se a tensão máxima do ciclo de carregamento. A Figura 10 é um

esquema desta abordagem da zona plástica mostrando ainda o campo de tensões perpendiculares ao plano da trinca, onde σ é a tensão nominal.

$$2r_p = \alpha \left(\frac{K}{\sigma_e} \right)^2 \quad (15)$$

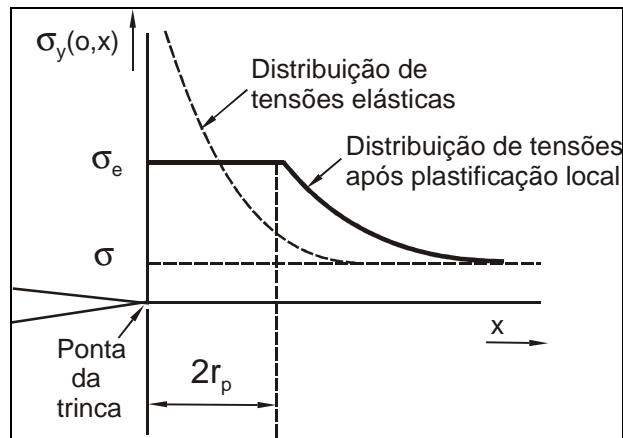


Figura 10 - Zona plástica e campo de tensões ao longo da linha da trinca (BROEK, 1986).

Nos corpos com trinca sujeitos a carregamento cíclico forma-se, além da zona plástica dita monotônica, uma zona plástica cíclica ou reversa, mostrada em 1967 por Rice (RICE, 1967, apud BAPTISTA, 2000, p.40)⁴. A formação da zona plástica cíclica dá-se durante o descarregamento, quando a região na ponta da trinca deforma-se por compressão. Admitindo-se também o formato circular, tem-se que o raio da zona plástica cíclica, r_c , é quatro vezes menor que o da zona plástica monotônica, determinado conforme equação (16). Uma vez que o material contido nessa região sofre deformação plástica reversa, é de se esperar que sofra endurecimento ou amolecimento cíclico, dependendo de sua condição inicial (BAPTISTA, 2000). A Figura 11 representa as zonas plásticas monotônica e cíclica, bem como a distribuição de tensões normais

⁴ RICE, J. R. Mechanisms of Crack Tip Deformation and Extension by fatigue. In: FATIGUE CRACK PROPAGATION, ASTM STP 415, p.247-311, 1967.

perpendiculares à linha da trinca correspondentes à carga máxima e à carga mínima do ciclo de carregamento.

$$r_c = \frac{1}{4} r_p \quad (16)$$

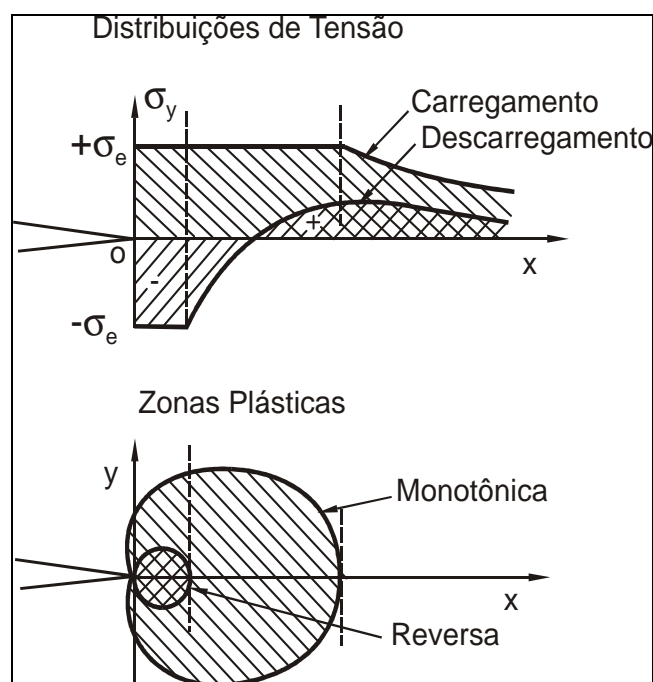


Figura 11 - A zona plástica cíclica ou reversa (JACOBY, 1976).

Medições da zona plástica são difíceis de realizar, por causa das dimensões reduzidas dessa região. Ainda assim, existem várias técnicas experimentais que podem ser empregadas com essa finalidade. Uma possível forma consiste em identificar a zona plástica através de medidas de microdureza (Figura 12), como foi realizado por Bathias e Pelloux (BATHIAS; PELLOUX, 1973). Neste trabalho foram avaliadas as taxas de propagação de trincas em três aços inoxidáveis austeníticos e um aço *maraging* nas condições recozida e envelhecida. O espaçamento entre estrias também foi medido e correlacionado ao valor de ΔK de forma similar àquela realizada com a taxa das trincas.

As medidas de microdureza foram feitas nas vizinhanças de trincas de diferentes tamanhos, após um criterioso trabalho de preparação das amostras que incluiu a eletrodeposição de uma camada de ferro para proteger as bordas da fratura e um polimento extremamente cuidadoso para evitar a distorção superficial que aumentaria o espalhamento das medidas. As indentações foram tomadas ao longo de uma linha normal ao plano de fratura. Os limites das zonas plásticas monotônica e cíclica nesta direção, denotados respectivamente por r''_y e r'_y , foram associados a transições no estado de encruamento do material identificadas pela variação no valor da dureza Vickers (Figura 12).

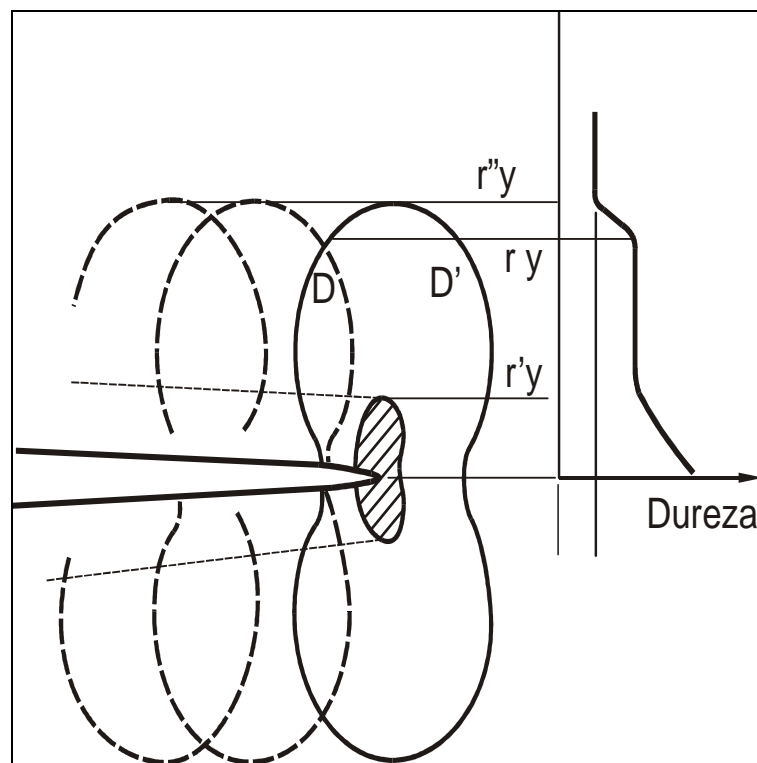


Figura 12 - Esquema das zonas plásticas e perfil de microdureza (BATHIAS, 1973).

Os aços austeníticos sofreram endurecimento cíclico próximo à ponta da trinca e o aço *maraging*, independente de sua condição inicial, amoleceu ciclicamente. Observou-se que os valores de saturação da dureza, dentro da zona plástica monotônica,

independem de ΔK . As medidas indicam também para a zona plástica reversa um tamanho quatro vezes menor que o da zona plástica monotônica (BATHIAS; PELLOUX, 1973), o que está de acordo com a previsão de Rice. A Figura 13 mostra resultados experimentais para o aço *maraging* recozido, com a indicação dos limites das zonas plásticas.

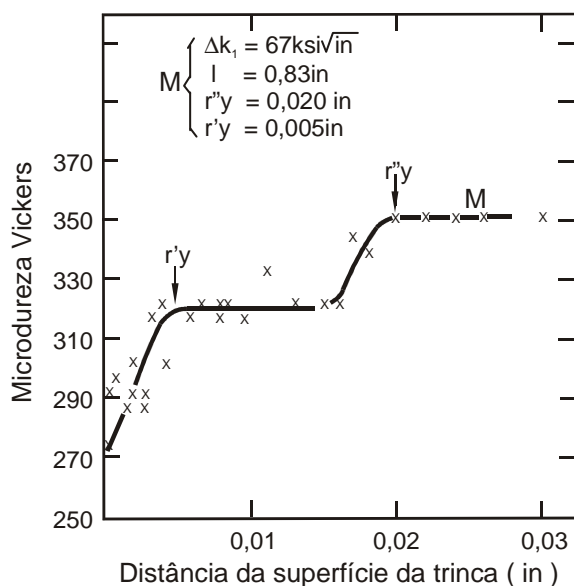


Figura 13 - Determinação da zona plástica pela microdureza em aço *maraging* (BATHIAS, 1973).

Bathias e Pelloux discutem também a possibilidade de estimar a distribuição de deformação plástica a partir dos valores de microdureza. Além disso, o crescimento das trincas foi associado aos fenômenos ocorridos na zona plástica. Observou-se que a taxa de trincas nos aços austeníticos (estrutura CFC) foi sempre uma ordem de grandeza menor que nos aços *maraging* (estrutura CCC) para $\Delta K < 33 \text{ MPa m}^{1/2}$. A excelente resistência ao crescimento da trinca dos aços austeníticos foi relacionada à sua baixa Energia de falha de empilhamento (EFE) e suas características de deslizamento planar, além de transformação de fase induzida por deformação (BATHIAS; PELLOUX, 1973).

2.7 MODELAGEM DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

A determinação das leis que regem a propagação de trinca por fadiga no estágio II tem sido objeto de intensa pesquisa (DIETER, 1976; DOWLING, 1999). A obtenção de relações realísticas para a propagação de trincas permitiu a implementação de uma filosofia de projetos que reconhece a inevitabilidade de trincas nas estruturas de engenharia, mas que intenciona determinar a carga e o comprimento de trinca admissíveis para que não haja falha por fadiga num tempo de serviço pré-estimado.

A partir do trabalho de Paris e Erdogan (PARIS; ERDOGAN, 1963), a taxa de crescimento da trinca por fadiga é correlacionada empiricamente com o fator intensidade de tensão (FIT) para trincas de modo I, K_I . A partir de pontos experimentais a versus N (comprimento da trinca pelo número de ciclos), determina-se por métodos numéricos a velocidade da trinca, da/dn , e calcula-se a variação do FIT correspondente ao carregamento cíclico e a cada tamanho da trinca, dada por ΔK . Assim, a propagação da trinca por fadiga pode ser expressa em termos do fator de intensidade de tensão k , de acordo com:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n \quad (17)$$

A expressão (17) descreve o crescimento da trinca em regime estável, apresentando uma relação linear entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$, que prevalece em uma parcela considerável da vida da peça (região II na Figura 14). A representação em escala bi-logarítmica dos pontos da/dN versus ΔK corresponde a uma curva de formato sigmoidal. A região central dessa curva corresponde a um crescimento estável, em que os parâmetros C e n seriam constantes. Deve-se ressaltar que valores extremos de ΔK (acima e abaixo da faixa que caracteriza o regime de Paris) levam a grandes aumentos

da taxa da trinca com o incremento de ΔK , desviando da equação apresentada (SURESH, 1998).

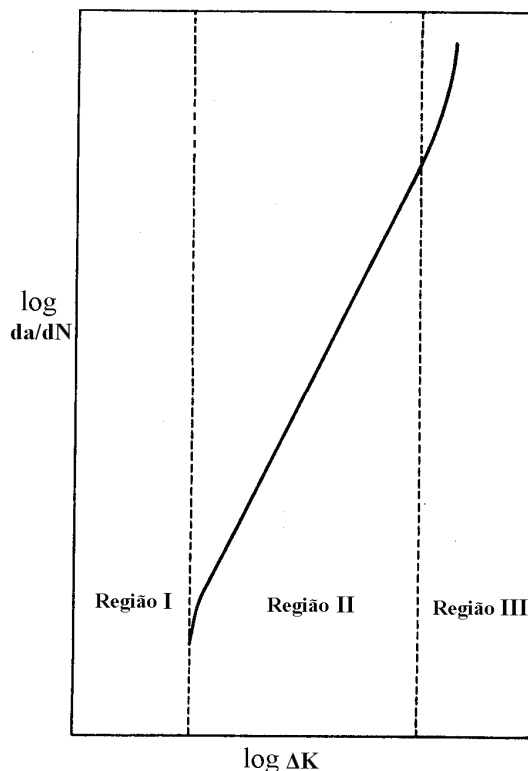


Figura 14 - Representação esquemática, em escala log-log, do comportamento do crescimento de trinca de fadiga (DIETER,1976).

As aplicações práticas envolvendo os conceitos de falha segura e tolerância ao dano, requerem o conhecimento das propriedades de resistência à propagação da trinca dos materiais, que são determinadas ao se ajustar os dados obtidos em ensaios de laboratório ao modelo matemático empregado para sua descrição e, no caso da equação (17), são representados pelos valores de C e n .

Alguns comentários devem ser feitos com relação aos parâmetros C e n da equação (17). No caso da Figura 15(a), os conjuntos de pontos experimentais *a versus N* foram obtidos em ensaios nos quais a tensão máxima do ciclo assumiu valores diferentes, mantendo-se nula a tensão mínima. Assim, para um dado comprimento de

trinca tem-se valores diferentes de ΔK , tendo-se porém $R = 0$ em ambos os ensaios. Neste caso, a correspondente curva da/dN versus ΔK será a mesma para os dois carregamentos, ou seja, o ajuste da curva dar-se-á através do mesmo par de valores de C e n , como mostra a Figura 15(b). Entretanto, ensaios de um mesmo material, nos quais ΔK é o mesmo para cada comprimento de trinca, mas os valores de R são diferentes, apresentam como resultado curvas da/dN versus ΔK descritas por diferentes pares de valores C e n .

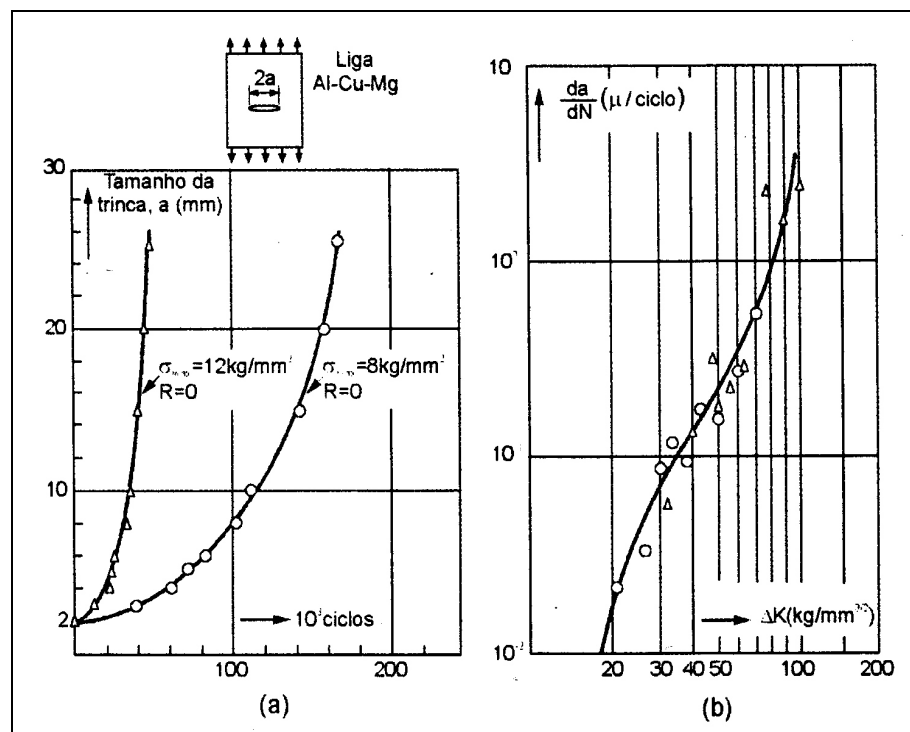


Figura 15 - Curva da/dn versus Δk correspondente a duas curvas a versus N (BROEK, 1986).

Conclui-se que os referidos parâmetros na realidade não são constantes, variando com a condição de carregamento, para um mesmo material. Isso é consequência do fato de ΔK não ser suficiente para definir de forma inequívoca a condição de carregamento. Para definir o carregamento cíclico é necessário especificar ao menos dois dos parâmetros dados pelas equações de (11) a (14). Essa foi uma das razões que motivaram a proliferação dos modelos, todos baseados na equação de Paris,

para tentar descrever a propagação das trincas de forma mais precisa. De um modo geral admite-se que C e n dependem do estado estrutural do material, de suas propriedades mecânicas, além das condições experimentais (razão de carga, frequência, temperatura, presença de meios corrosivos) (BAPTISTA, 2000).

Para explicar os efeitos de R , Elber (ELBER, 1971), partindo da observação de que as faces da trinca permanecem em contato durante parte do ciclo de carregamento, definiu os conceitos de fechamento da trinca e variação efetiva do fator intensidade de tensão, ΔK_{ef} . Embora o fechamento da trinca fosse inicialmente associado a tensões residuais devidas à deformação plástica à frente da trinca, os inúmeros estudos feitos desde então identificaram vários fatores que podem contribuir para este fenômeno, incluindo efeitos de rugosidade, detritos e oxidação das superfícies de fratura, (KUJAWSKI, 2003). Ainda que tenha se tornado a abordagem predominante dos problemas envolvendo trincas de fadiga, persistem as discussões e debates acerca da eficácia do conceito de ΔK_{ef} . Diante dessas dificuldades, a proposição de modelos semi-empíricos está cada vez mais estimulada e assim surgem novos modelos na literatura contemporânea.

Recentemente Sadananda e Vasudevan (SADANANDA; VASUDEVAN, 1999) propuseram que a descrição inequívoca de da/dN fosse feita em função de dois parâmetros independentes de carregamento, dando origem ao “Enfoque Unificado”. Walker (Walker, 1970) foi o primeiro a descrever da/dN em função de dos parâmetros (ΔK e K_{max}) e mais recentemente, Kujawski (KUJAWSKI, 2001) propôs o parâmetro K^* como sendo a principal força motriz responsável pelo crescimento da trinca. O parâmetro K^* é obtido a partir de ΔK e K_{max} de forma semelhante ao modelo de Walker, porém, válido também para $R < 0$. Num trabalho anterior (ADIB *et al.*, 2006), os modelos de Elber e Kujawski foram comparados, concluindo-se que os mesmos

apresentam desempenhos semelhantes. Em todos estes modelos, o efeito da temperatura fica intrínseco às propriedades em fadiga do material. Porém, na prática a temperatura e a parcela estática (tensão média) dos carregamentos cíclicos podem conduzir a outro processo de degradação do material, a fluência (ADIB; BAPTISTA, 2007). A fluência é um fenômeno que resulta em deformação permanente dependente do tempo e da temperatura. Assim, materiais que são colocados em serviço, expostos a temperaturas elevadas e sob carregamentos estáticos ou dinâmicos em um longo período, têm suas vidas úteis reduzidas e podem chegar à fratura. A deformação por fluência é relacionada com a energia de ativação por uma equação exponencial do tipo da de Arrhenius. É possível imaginar que uma equação exponencial que descreva bem o fenômeno de propagação de trincas por fadiga possa ser estudada termodinamicamente em conjunto com expressões exponenciais da fluência (ADIB; BAPTISTA, 2007).

Adib e Baptista (ADIB; BAPTISTA, 2007) apresentaram em um trabalho recente, uma nova equação exponencial como uma alternativa para descrever a taxa de trincas em materiais que exibem certo grau de não-linearidade nas relações da/dN vs. ΔK , mostrado na equação (18).

$$\frac{da}{dN} = Ae^{\beta/\Delta K}, \text{ onde } A = e^{\alpha} \quad (18)$$

O procedimento de cálculo desenvolvido para a determinação de α e β é feito linearizando-se a equação (18) e multiplicando-se por ΔK , definindo-se um valor γ para cada ponto de uma dada curva experimental, conforme a equação (19). Inserindo-se em um gráfico os valores de γ contra os valores de ΔK , obtém-se uma reta na qual as constantes α e β são determinadas, como mostrado na Figura 16, referente ao titânio de pureza comercial com R=0,05 (ADIB; BAPTISTA, 2007).

$$\gamma = \ln\left(\frac{da}{dN}\right)\Delta K = \alpha\Delta K + \beta \quad (19)$$

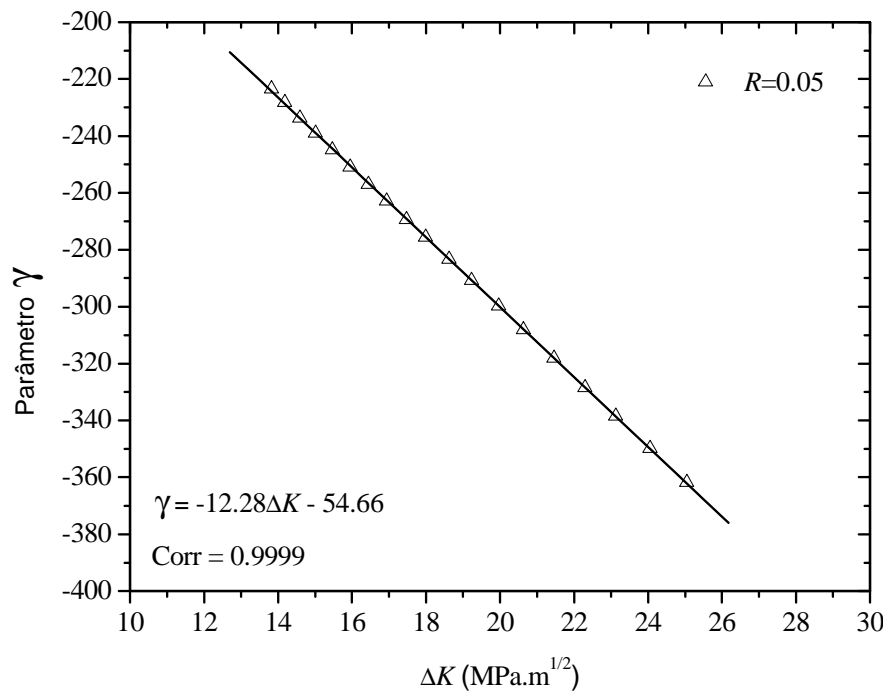


Figura 16 - Determinação das constantes de ajuste do modelo exponencial para o titânio grau 2, com $R=0,05$, onde foram plotados os valores de γ contra os valores de ΔK (ADIB; BAPTISTA, 2007).

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

As chapas de aço RD 480 empregadas neste trabalho, com 5mm de espessura, foram cedidas pela IOCHPE – MAXION – Sistemas Automotivos- Divisão de Rodas e Chassis ao Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia/ USP. O material pode ser definido como um aço microligado com baixo teor de carbono. O aço foi produzido pela Companhia Siderúrgica Nacional- CSN, e sua composição química encontra-se descrita na Tabela 1:

Tabela 1 - Composição química do aço RD 480.

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr
pp. %	0,085	1,169	0,017	0,005	0,053	0,007	0,008	0,016
Elemento	Mo	Sn	Al	N	Nb	V	Ti	B
pp. %	0,005	0,003	0,021	0,0055	0,035	0,003	0,013	0,001

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.2.1 Corpos-de-prova

3.2.1.1 Confecção dos corpos- de- prova para ensaio de tração

Foram usinados 18 corpos-de-prova para ensaio de tração, no Laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia de Lorena EEL/USP, utilizando-se uma fresadora, marca Bridgeport, com comando numérico computacional, extraídos no sentido de laminação do aço.

As dimensões dos corpos-de-prova, segundo a norma ASTM E8M, estão representadas na Figura 17.

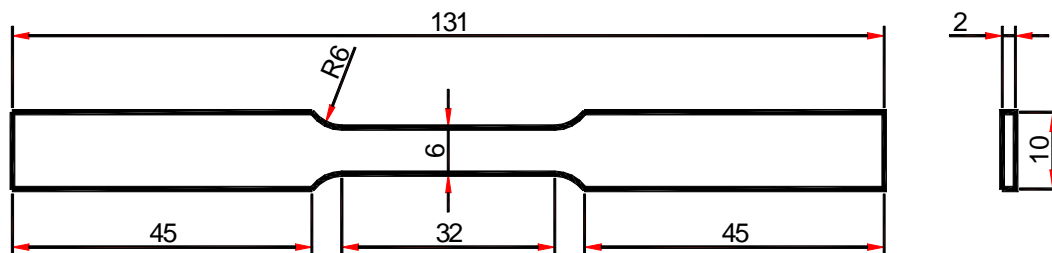


Figura 17 - Representação esquemática do corpo-de-prova para ensaio de tração.

Todos os corpos-de-prova, anteriormente à realização dos ensaios, foram lixados para a remoção da camada de óxidos, formados pela oxidação do ferro em contato com a atmosfera. Obtém-se assim, uma amostra de melhor acabamento superficial com menores níveis de concentrações de tensão e, conseqüentemente, menos susceptível a nucleações de trincas em pontos indesejáveis, o que poderiam causar distorções nos resultados dos ensaios. As seqüências das lixas utilizadas foram de granulometria 100 até 600.

3.2.1.2 Confeção dos corpos-de-prova para ensaios de propagação de trincas por fadiga

No total foram usinados 20 corpos-de-prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga, no Laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia de Lorena EEL/USP.

Amostras do tipo compacto de tração foram adotadas para esse trabalho (Figura 18), com orientação LT, que corresponde a uma trinca com plano perpendicular à direção de laminação e crescendo no sentido da largura da chapa. As dimensões do corpo-de-prova adotado estão indicadas na Figura 19.

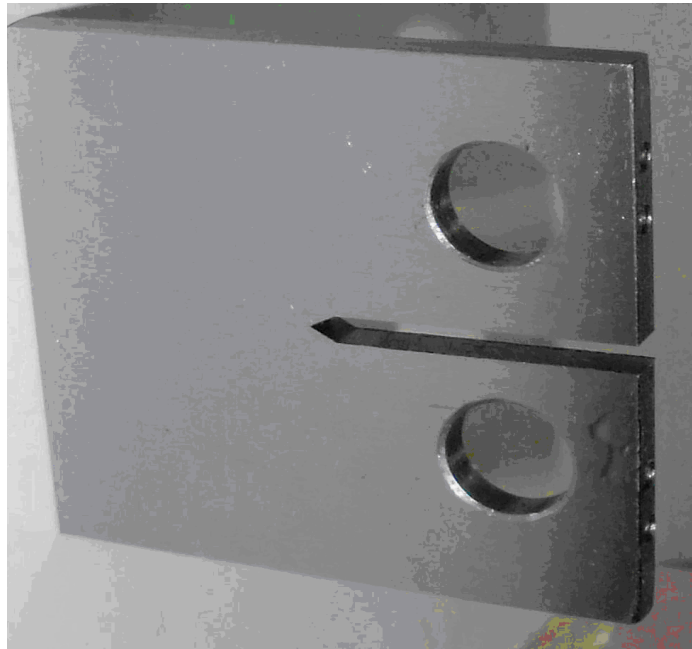


Figura 18 - Fotografia do corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga.

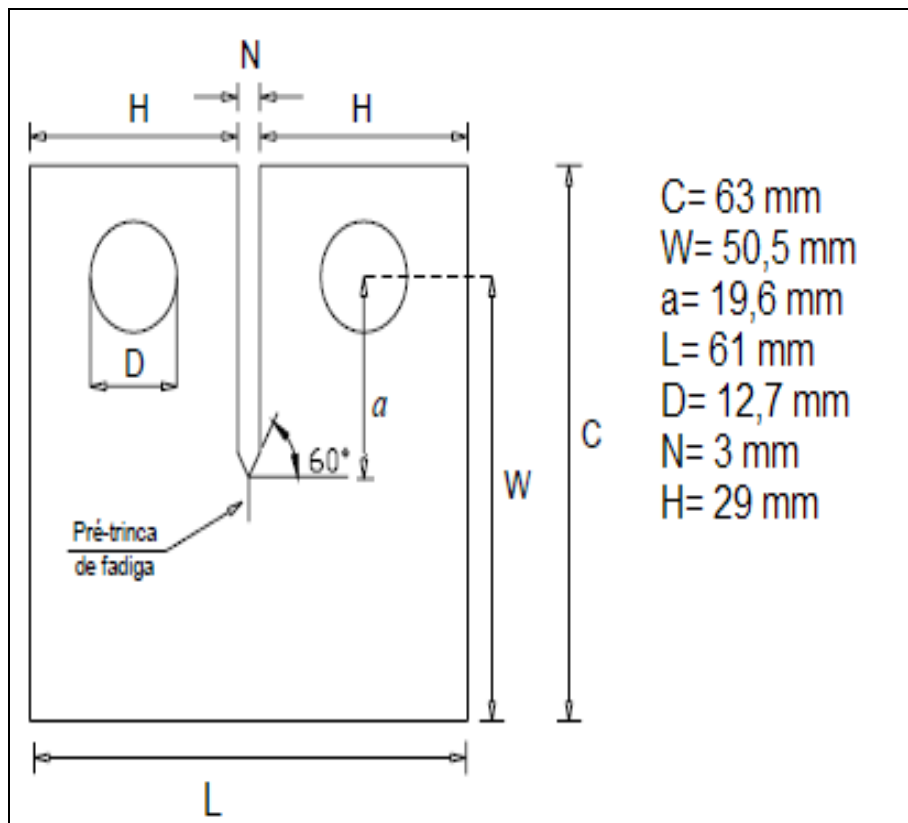


Figura 19 - Dimensões da amostra para o ensaio de propagação de trinca por fadiga.

3.2.2 Tratamentos térmicos

3.2.2.1 Tratamentos térmicos dos corpos-de-prova para os ensaios de tração

Os corpos-de-prova foram divididos em seis lotes. O primeiro permaneceu na condição “como recebida” e foi designado como condição CR. Os demais foram encapsulados a vácuo em tubos de quartzo (Figura 20) e submetidos a tratamentos térmicos em forno tubular da marca Lindberg/BLUE, segundo cinco rotas pré-definidas.

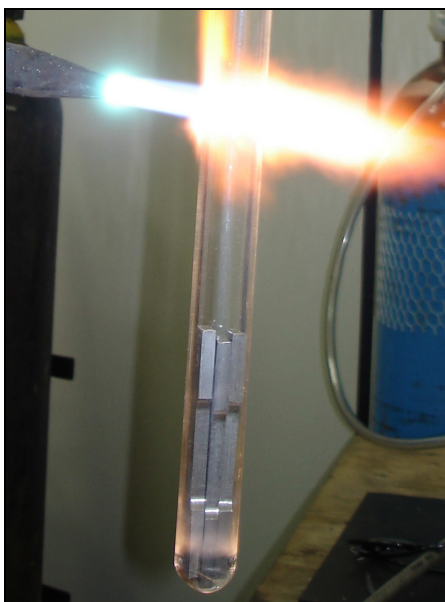


Figura 20 - Exemplo de um lote das amostras para o ensaio de tração sendo encapsuladas.

Os três primeiros lotes foram colocados num forno tubular (Figura 21), aquecidos por 30 minutos nas seguintes temperaturas: 800, 950 e 1200°C e depois resfriados em água, obtendo as condições designadas por WQ800, WQ950 e WQ1200 (Figura 22). As outras duas condições sofreram tratamentos isotérmicos, ou seja, foram aquecidas no mesmo forno por 30 minutos nas temperaturas de 800 e 950°C e em seguida foram retiradas e imediatamente colocadas num outro forno idêntico ao primeiro e previamente aquecido a 500°C, onde foram mantidas por cinco minutos e

depois resfriadas em água, definindo as condições IT 800-500 e IT 950-500. Os tratamentos térmicos e suas respectivas nomenclaturas podem ser vistos através do esquema mostrado na Figura 22. O objetivo desses tratamentos foi obter microestruturas bifásicas, bainíticas e multifásicas.

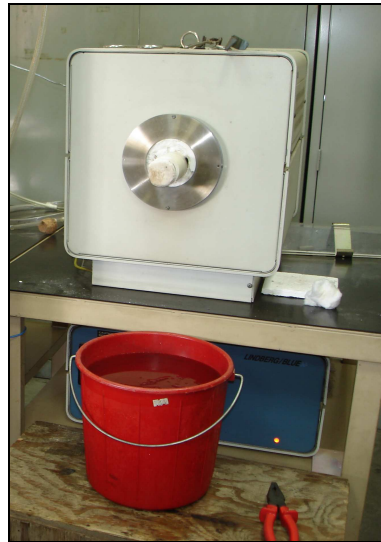


Figura 21 - Fotografia do forno tubular marca Lindberg/BLUE utilizado para aquecimentos dos CDP(s) do ensaio de tração.

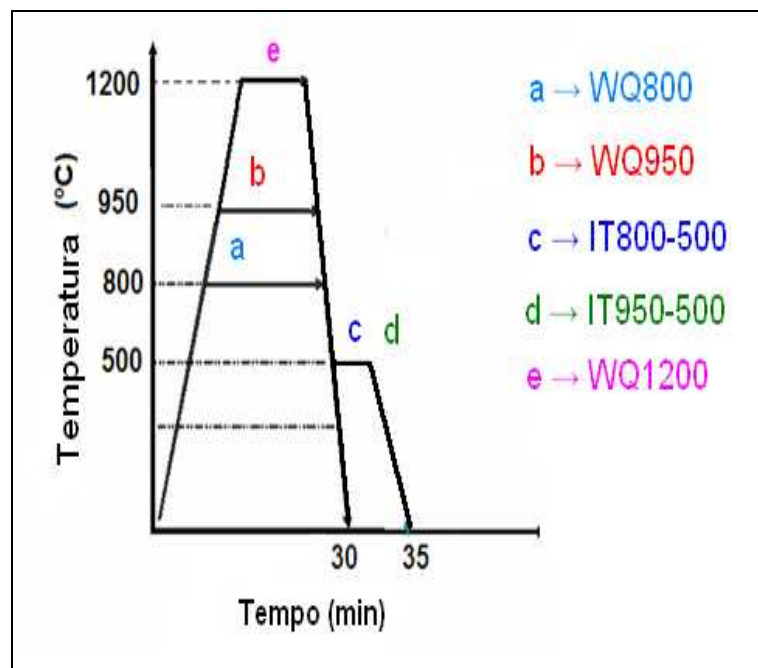


Figura 22 - Tratamentos térmicos utilizados para o ensaio de Tração.

3.2.2.2 Tratamentos térmicos dos corpos-de-prova para os ensaios de fadiga

Para os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram utilizados apenas os tratamentos térmicos intercrítico (WQ800), têmpera simples (WQ950 e WQ1200) e a condição como recebida (CR). Esta escolha ocorreu em função dos resultados obtidos nos ensaios de tração para os lotes com tratamentos isotérmicos, pois os índices de resistência apresentaram resultados inferiores à condição CR. Os tratamentos térmicos e suas respectivas nomenclaturas podem ser vistos através do esquema mostrado na Figura 23.

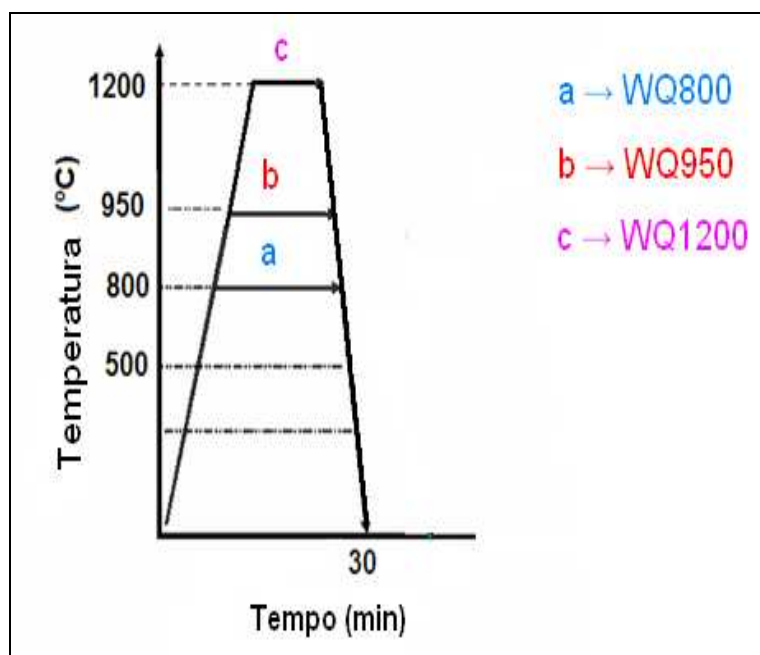


Figura 23 - Tratamentos térmicos utilizados para o ensaio de propagação de trinca por fadiga.

Assim os corpos-de-prova foram divididos em quatro lotes com cinco peças cada um; o primeiro lote permaneceu na condição como recebida e os demais submetidos a tratamentos térmicos em um forno da marca INTI-MAITEC (Figura 24), segundo as três rotas pré-definidas anteriormente. Depois os lotes foram retificados como mostrado na Figura 25, em uma retifica da marca FERDIMAT, modelo T104.



Figura 24 - Fotografia do forno da marca INTI-MAITEC, utilizado para aquecimentos dos CDP(s) do ensaio de propagação de trinca por fadiga.

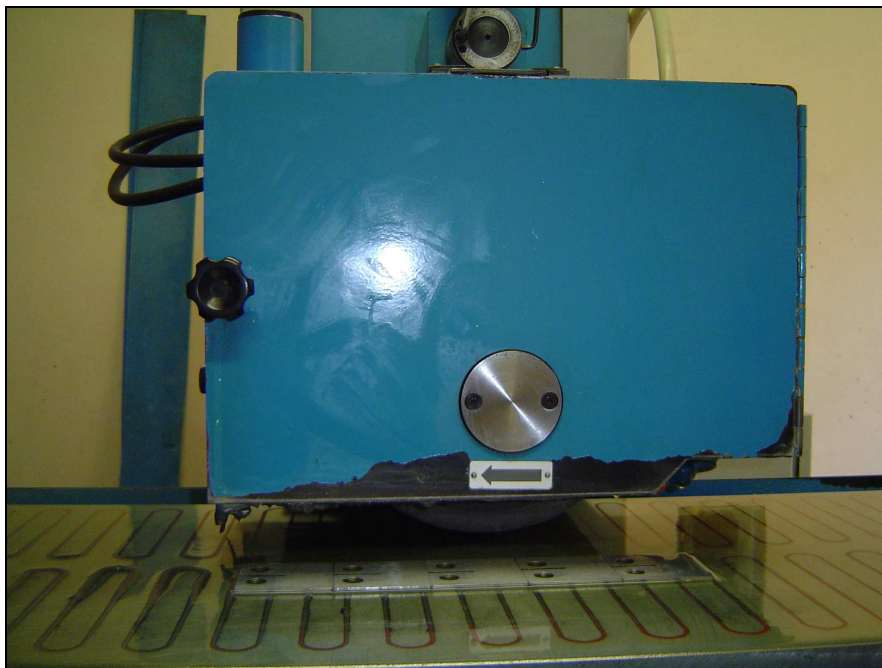


Figura 25 - Fotografia da retífica da marca FERDIMAT, modelo T104, onde pode-se ver um dos lotes de corpos-de-prova para o ensaio de propagação de trinca por fadiga.

3.2.3 Caracterização microestrutural

Após os tratamentos térmicos as amostras foram preparadas seguindo os procedimentos convencionais de embutimento, um cuidadoso lixamento com lixa de 500, 1000, 1200 e 2400 seguido de polimento com OPS. O pano utilizado para o polimento foi OP-CHEM. Para revelar as microestruturas para as análises via Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram realizadas ataques químicos com Nital 2%, metabissulfito de sódio 10% e combinação deles. Nas análises via MEV foi utilizado o microscópio LEO 1450 VP, operando no modo de elétrons retroespalhados. Nas análises via microscópio óptico foi utilizado o equipamento LEICA modelo DM-IRM com câmara analógica Samsung modelo SCC 131, acoplado com um analisador de imagens LEICA Quin utilizando o software Quin 2.3 Standard.

Através de um programa chamado Image J, foi estimado a fração volumétrica da austenita retida, pelas imagens realizadas no MO das amostras WQ800, WQ950 e WQ1200. As imagens tiveram ampliações de 1000x e foram atacadas com metabissulfito de sódio. Para cada um dos tratamentos térmicos foram analisadas 30 imagens e foi aplicada, através do software, uma rotina de processamentos para o cálculo quantitativo da fase austenita retida. Em seguida, foi realizada uma análise estatística dos resultados obtidos com os valores médios de fração de área de cada uma.

3.2.4 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos em conformidade com a norma ASTM E8 (ASTM, 2001) e realizados no laboratório de ensaios mecânicos da EEL/USP à temperatura ambiente, utilizando uma máquina de ensaios mecânicos servo-hidráulica MTS mod. 810.23M, mostrada na Figura 26, com capacidade para 250kN. A velocidade

do deslocamento do cabeçote foi de 0,5 mm/min, com aquisição de dados pelo programa do próprio equipamento. Foi colocado um extensômetro para a leitura das medidas de deformação durante todo o ensaio. Os valores obtidos foram importados para a planilha Origin 5.0 para traçagem das curvas Tensão versus Deformação.



Figura 26 - Máquina de ensaios MTS 810.23M.

3.2.5 Ensaio de propagação de trincas por fadiga

Os ensaios de crescimento de trinca por fadiga foram conduzidos no laboratório de ensaios mecânicos da EEL/USP, em uma máquina de ensaios servo hidráulica MTS mod. 810.23M. Os ensaios foram realizados com carregamento de amplitude constante em razão de carga, $R=0,1$. Todos os ensaios foram conduzidos à frequência de 10Hz e carregamento com onda em forma senoidal. O comprimento da trinca foi medido indiretamente por meio do método da flexibilidade elástica, empregando-se para esta finalidade um medidor de deslocamento, devidamente calibrado, e que foi fixado no

corpo-de-prova por meio de suportes, mostrado na Figura 27. Todos os procedimentos estão em conformidade com os padrões da norma ASTM E647 (ASTM, 1997). Os resultados desse teste foram sumarizados em taxa de propagação de trinca (da/dN) *versus* variação do fator intensidade de tensão (ΔK).

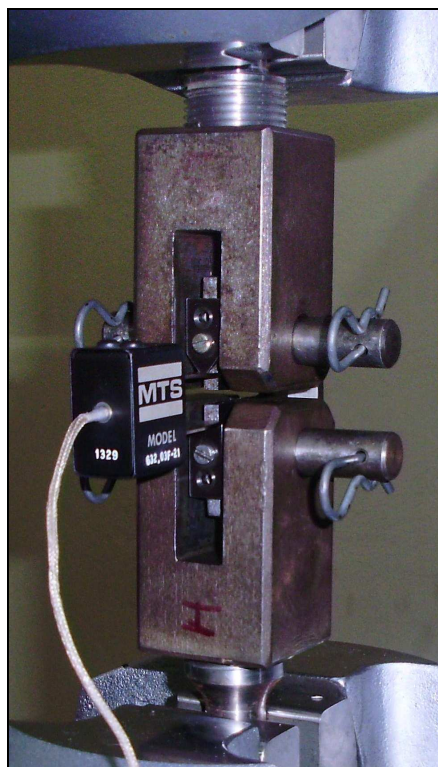


Figura 27 - Fotografia do ensaio de propagação de trinca por fadiga, mostrando o dispositivo de fixação/ extensômetro.

3.2.6 Análise do caminho da trinca

Amostras das condições CR, WQ800, WQ950 e WQ1200 foram cortadas de corpos de prova submetidos a ensaios de propagação de trinca por fadiga a uma razão de carregamento $R=0,1$, com a interrupção do ensaio, para a taxa de crescimento de trinca de aproximadamente $2,7 \times 10^{-7}$ m/ciclo. As amostras foram então cortadas, embutidas a frio e preparadas de acordo com o procedimento descrito no item 3.2.3, e posteriormente atacadas com o reagente químico nital. O caminho percorrido pela trinca

foi observado por microscopia óptica e eletrônica de varredura. O objetivo desta análise foi verificar eventuais efeitos microestruturais no caminho percorrido pela trinca para as diferentes condições adotadas no trabalho.

3.2.7 Ensaio de microdureza vickers

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers em microdurômetro BUEHLER, modelo MICROMET 2004, sendo as impressões feitas com uma carga de 50 gf por um tempo de aplicação de 30 segundos. As impressões foram feitas na seção transversal (eixo y) e longitudinal (eixo x) dos corpos de prova, partindo de um ponto próximo à ponta da trinca, como indicado na Figura 28, para as condições: CR, WQ800, WQ950 e WQ1200. Foram realizadas 20 impressões em cada sentido das amostras.



Figura 28 - Imagem das impressões de dureza Vickers em uma amostra na condição CR, realizada no microscópio óptico com um aumento de 500X. A seta indica a trinca de Fadiga.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos foram sumarizados em três seções: Análise microestrutural, propriedades de tração e crescimento da trinca por fadiga. Nessa análise o material na condição “como recebido” foi designado por CR e as demais condições, com tratamentos térmicos, foram designadas por WQ800, WQ950 e WQ1200 e as amostras tratadas isotermicamente de IT800-500, IT950-500.

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

O material foi analisado a partir da condição laminada, conforme recebida, e, posteriormente, foram investigadas as transformações microestruturais causadas pelos tratamentos térmicos aplicados.

A Figura 29 mostra que a estrutura do aço CR apresenta-se bastante refinada e com grãos com uma morfologia predominantemente poligonal. A presença do Nb, V e Ti como elementos microligantes contribuem para a formação de grãos de pequeno tamanho. Ao ser atacado com nital, Figura 30, observa-se que os principais constituintes presentes são a perlita (escuro) e a fase ferrita (clara).

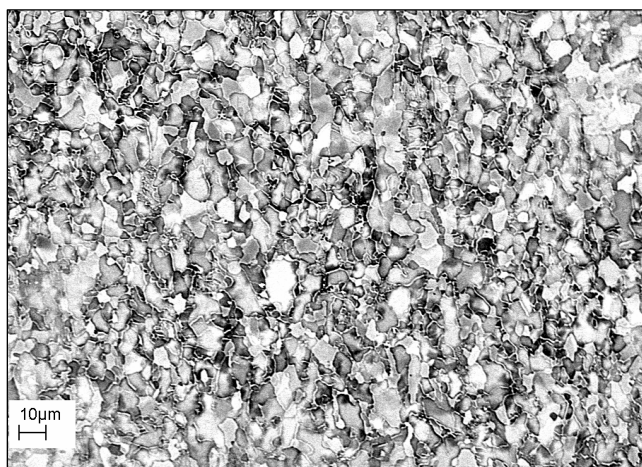


Figura 29 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura do aço CR – grãos poligonais e refinados. Aumento 1000X. Ataque – nital (3% - 12s).

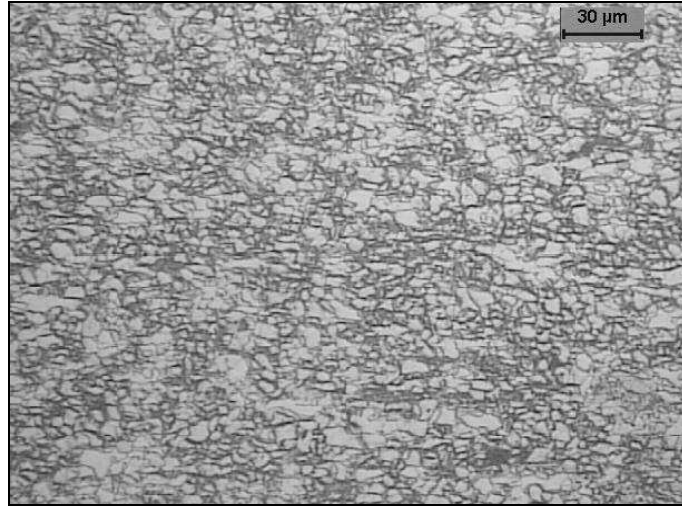


Figura 30 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura do aço CR. Microconstituintes: perlita (escura) e ferrita (clara). Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 12s).

A Figura 31 mostra o aço CR atacado com solução aquosa de metabissulfato de sódio, com o objetivo de revelar a presença de austenita retida, que apareceria com a cor branca, nota-se que a participação desta fase na microestrutura é insignificante. A Figura 32 faz-se um duplo ataque, além da solução de metabissulfato de sódio utiliza-se também o ataque com nital, com a finalidade de revelar melhor os contornos de grãos.

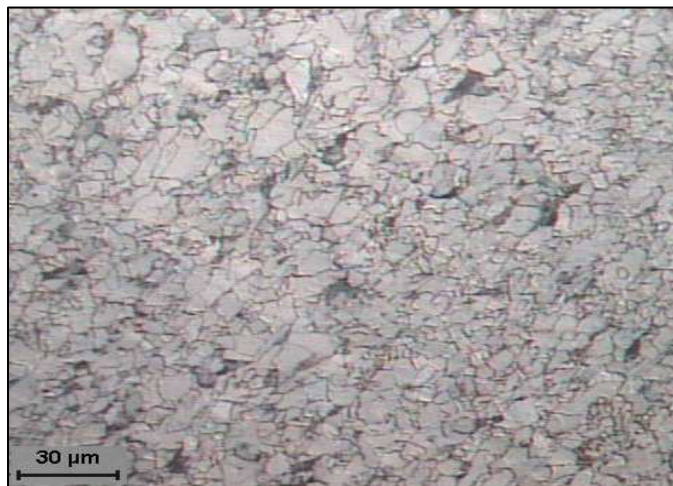


Figura 31 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura do aço CR. Aumento 500X. Ataque – solução de metabissulfato de sódio (7% - 30s).



Figura 32 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura do aço CR. Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 4s) e solução de metabissulfito (7% - 5s).

A Figura 33 mostra a microestrutura do material na condição WQ800, observa-se uma mudança no tamanho de grão do material. Ao aquecer o material na zona intercrítica (800°C) ocorrem dois fenômenos: formação de austenita enriquecida de carbono e o crescimento no tamanho de grão da ferrita não transformada. O tamanho dos grãos austeníticos em equilíbrio com a ferrita remanescente são menores e em menor quantidade devido ao baixo teor de carbono da liga. Após o resfriamento, a austenita se transforma numa segunda fase de maior dureza dispersa numa matriz ferrítica, constituindo uma microestrutura típica de aço bifásico.

A Figura 34 mostra esta mesma microestrutura atacada com solução de metabissulfito de sódio e nital, observa-se o aparecimento de pontos brancos, mostrando a presença de austenita retida, indicando que a severidade da têmpera manteve parte da austenita não transformada.

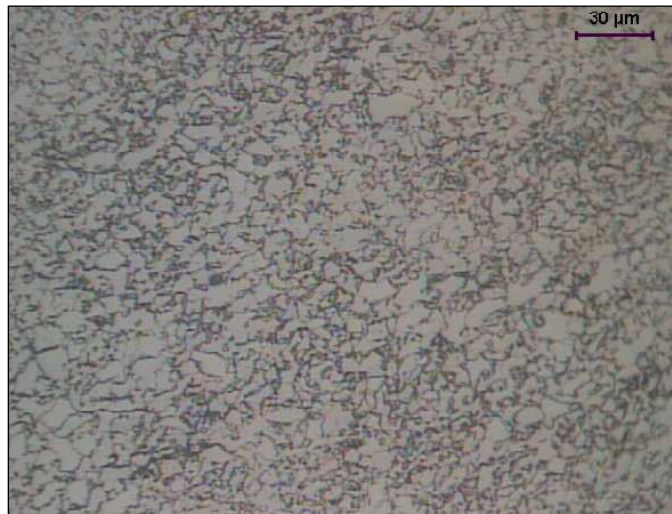


Figura 33 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ800. Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 12s).



Figura 34 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ800. Aumento 500X. Ataque – solução de metabissulfito (7% - 20s).

Nas Figuras 35 e 36 foi observado um aumento do tamanho de grão, constatação essa feita através da micrografia via MO, que mostra o aumento da fase clara. Através da análise via MEV (Figura 35), percebe-se uma diferença de fases bastante grande, diferença essa que não pode ser percebida via MO (Figura 36), devido ao tipo de ataque químico feito na amostra. Segundo Hashimoto *et al.* (2006), o reagente nital não é

suficiente para uma análise completa em um aço microligado, pois as microestruturas formadas podem ser bastante complexas. Assim, as fases claras formadas após os tratamentos térmicos podem ser ferrita ou austenita retida, e as fases escuras podem ser formadas por bainita ou por constituinte martensítico.

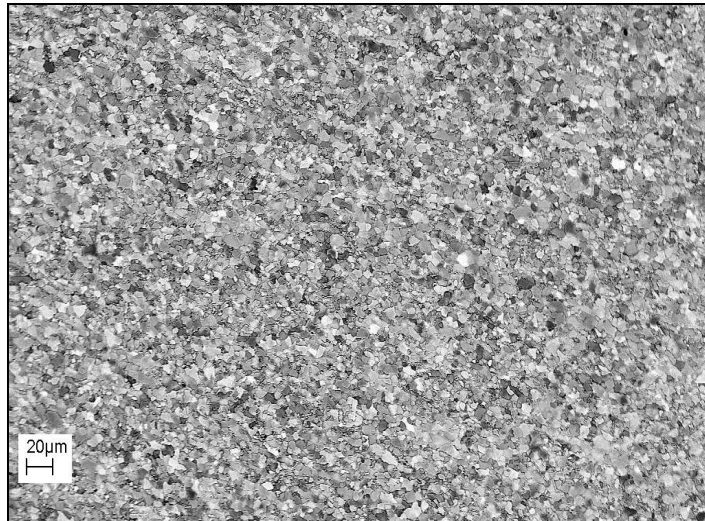


Figura 35 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura na condição IT800-500. Aumento 500X. Ataque – solução de nital (3% - 12s).



Figura 36 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição IT800-500. Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 12s).

A Figura 37 mostra que o resfriamento em água a partir da estrutura totalmente austenitizada (950°C) modificou mais severamente a microestrutura, os grãos reduzem a seu aspecto poligonal, a ferrita torna-se mais acicular e a segunda fase, de maior dureza, (martensita/bainita) aumenta em proporção, a estrutura mantém-se bastante refinada.

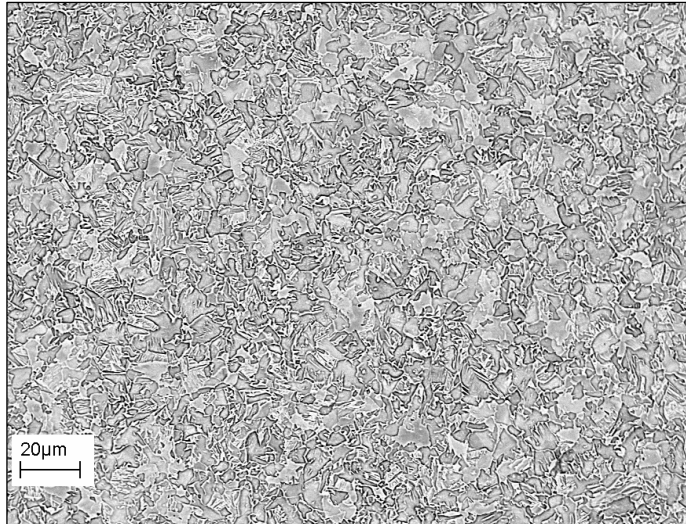


Figura 37 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura na condição WQ950. Grãos refinados, menos poligonais e mais aciculares. Aumento 1000X. Ataque – solução de metabissulfito (7% - 12s)

Na Figura 38 pode-se observar a fase dura martensita/bainita pela cor mais escura. Liang e colaboradores (2008) observaram a formação de microestrutura similar em tratamentos térmicos semelhantes, resfriamento em água a partir da região austenítica. A microestrutura do aço atacado com solução de metabissulfitos de sódio, Figura 39, mostra que o resfriamento brusco a partir de 950°C não só aumenta os aspectos de cisalhamento na microestrutura como também retém maior parcela de austenita (branca).



Figura 38 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ950. Grãos escuros – martensita/bainita e grãos claros (ferrita/austenita retida). Aumento 500X. Ataque nital (3% - 15s).



Figura 39 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ950. Destacando a austenita retida (branca) presente no aço. Aumento 500X. Ataque – solução de metabissulfato de sódio (7% - 7s) e nital (3% - 7s).

Nas Figuras 40 e 41 nota-se um aumento do tamanho de grão com o desaparecimento da estrutura de grãos refinados. Novamente a diferença de fase que se constata na micrografia obtida via MEV (Figura 40) não é observada na micrografia obtida via MO (Figura 41). As regiões mais escuras salientadas na imagem feita via MO

são a segunda fase (bainita) circundada pelos contornos de grãos onde há maior teor de C.

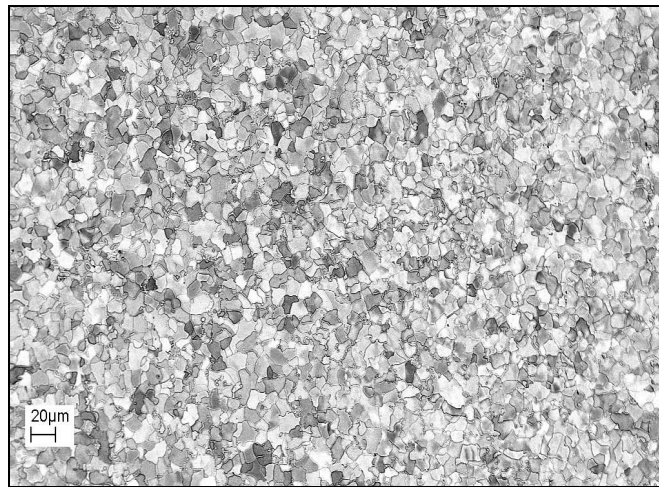


Figura 40 - Microscopia Eletrônica (MEV): microestrutura na condição IT950-500. Aumento 500X. Ataque – solução de nital (3% - 12s).

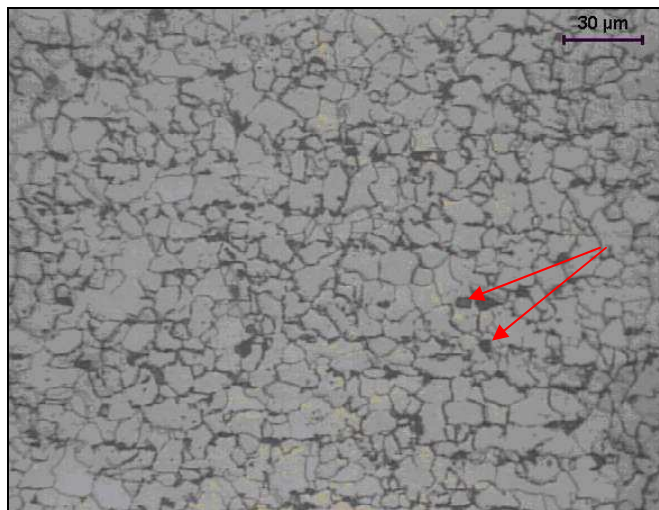


Figura 41 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição IT950-500. Aumento 500X. Ataque – solução de nital (3% - 12s).

As Figuras 42 e 43 mostram a microestrutura obtida através da condição WQ1200. A Figura 42 revela que o grão pré-austenítico cresceu devido ao tempo de permanência na elevada temperatura do tratamento. Na Figura 43 pode-se notar o aparecimento de ripas, evidenciando uma microestrutura onde a transformação, devido ao resfriamento, teve um forte aspecto cisalhante. Nesse caso observamos, a presença da

fase escura, martensítica, salpicada por traços brancos, austenita, tendendo a formar uma rede em torno da fase ferrítica. Esta combinação tende a aumentar a resistência devido à fase dura, porém torna o material frágil, pois restringe as possíveis deformações da fase ferrita. Para ligas que contêm um teor de 0,6%p C, ou inferior, denota-se esta tendência para a formação de ripas.



Figura 42 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ1200. Evidenciando a formação de ripas devido ao forte aspecto cisalhante devido ao severo resfriamento imposto no tratamento. Aumento 1000X. Ataque – nital (3% - 5s) e solução de metabissulfito (7% -24s).

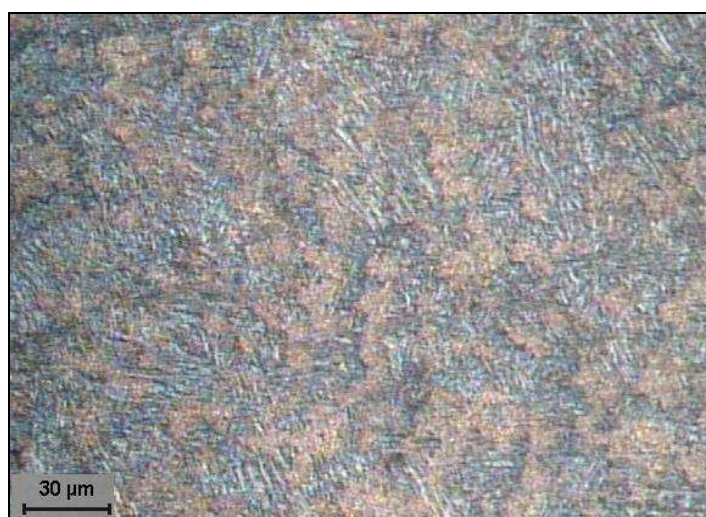


Figura 43 - Microscopia Óptica (MO): microestrutura na condição WQ1200. Mostrando a morfologia com o formato de uma rede martensítica e austenítica (azul escuro e branco) envolvendo a fase ferrítica (marrom claro). Aumento 500X. Ataque – nital (3% - 13s) e solução de metabissulfito de sódio (7% -7s).

4.2 PROPRIEDADES DE TRAÇÃO

A Figura 44 mostra curvas tensão-deformação de engenharia representativas das condições do material estudadas e a Tabela 2 sintetiza os valores médios e o desvio padrão de cada um dos seis lotes dos principais parâmetros do ensaio de tração, onde σ_e representa o limite de escoamento, σ_t é o limite de resistência à tração e ΔL representa o alongamento percentual. O material recebido exibe uma alta ductilidade típica dos aços de baixo teor de carbono devido o alto percentual da fase ferrita, o limite de escoamento (σ_e) aproxima-se do limite de resistência à tração (σ_t) devido ao processo de fabricação (laminação).

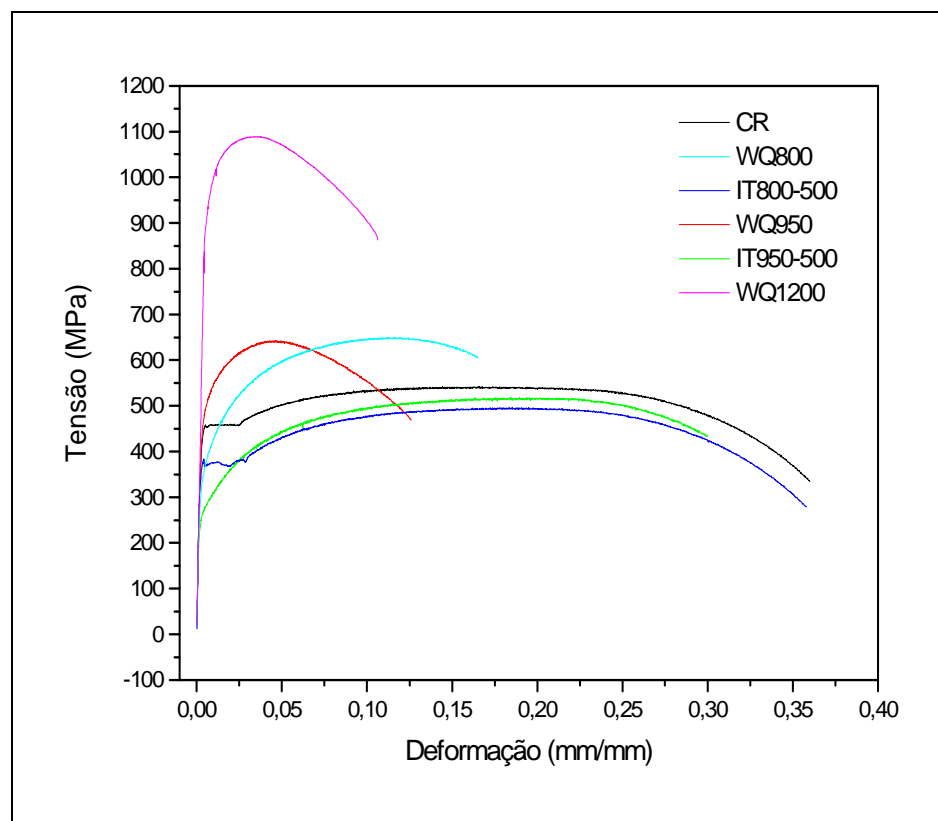


Figura 44 - Curvas tensão-deformação típicas do aço RD 480 com distintas condições microestruturais.

Tabela 2 - Propriedades de tensão do aço RD 480 com distintas condições microestruturais.

Condição/ Propriedade	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	ΔL (%)	σ_e / σ_t
CR	459 ± 6,5	541 ± 9,0	32,4 ± 0,34	0,85
WQ800	343 ± 9,4	649 ± 6,5	17,4 ± 0,79	0,53
WQ950	489 ± 10,4	676 ± 26,3	14,8 ± 2,17	0,72
IT800-500	383 ± 2,4	505 ± 7,8	31,3 ± 1,88	0,76
IT950-500	266 ± 3,6	519 ± 1,2	25,2 ± 2,08	0,51
WQ1200	872 ± 71,2	964 ± 104,4	8,9 ± 1,53	0,90

A introdução da fase martensítica, devido ao tratamento térmico intercítico na condição WQ800, aumentou o limite de resistência em cerca de 20%, alcançando um alongamento em torno de 17% (Tabela 2). A ductilidade é mantida em um nível aceitável para a maioria das aplicações industriais, devido à presença da fase ferrítica. Esta condição também apresenta uma característica bastante interessante, uma baixa relação σ_e / σ_t (0,53%). Os aços que apresentam este índice inferior a 0,68% são bastante eficientes em aplicações que envolvam conformação a frio, devido ao grande aumento de resistência do material durante o processo de deformação (ABDALLA *et al.* 2006).

A amostra na condição WQ950 apresentou um aumento nos limites de escoamento e de tração, porém com uma diminuição no alongamento, esta redução torna-se mais crítica ao observarmos que na curva da Figura 44, após 5% de deformação, ocorre uma redução nos níveis de tensão suportados pelo aço, indicando o início da estricção. Este comportamento está associado ao aumento da fração volumétrica da martensita e ao aumento na dureza da ferrita que reduziu o seu aspecto poligonal e aumentou a acicularidade. Segundo Gündüz (2008) a martensita é dominante no controle de propriedades de tração e ductilidade (alongamento). E estudos

feitos por Stein *et al.* (2005), mostraram que amostras tratadas na faixa de 900 a 950°C, com um tempo curto de permanência no forno, apresentam fases de martensita refinada, devido ao pequeno crescimento dos grãos austeníticos, com pequena fração volumétrica de ferrita poligonal e ferrita acicular.

As amostras que sofreram os tratamentos isotérmicos, IT800-500 e IT950-500, mostram baixa resistência à tensão e altos valores para o alongamento. Em ambos os casos o aumento do tamanho do grão foi observado. De acordo com o Abdalla (ABDALLA *et al.*, 2006) o aumento do tamanho grão diminui o limite de resistência do material. Dois fatores são importantes para esta redução da resistência: crescimento do grão ferrítico (matriz), diminui a dureza; substituição da martensita pela bainita/perlita. Para a condição IT800-500, o escoamento descontínuo que estava presente no material CR não desapareceu. Assim este fenômeno indica que, para este caso, não houve formação da martensita, pois o aumento do valor associado com esta transformação introduziria discordâncias móveis na ferrita, eliminando assim o escoamento descontínuo.

Os maiores valores para σ_e e σ_t foram observados para a condição WQ1200. As micrografias das Figuras 42 e 43 revelam que a alta taxa de resfriamento aplicada nesta tempera reduziu a difusão atômica para curtos circuitos, gerando uma microestrutura com o aspecto de uma rede da fase martensítica envolvendo grãos ferríticos. A resistência é aumentada devido esta morfologia e ao aumento da dureza da ferrita (mais cisalhada), porém a ductilidade é reduzida bruscamente. È notório também o aumento da fase austenítica (branco).

A fração volumétrica da austenita retida foi estimada utilizando um programa chamada ImageJ, aplicado nas imagens atacadas com o reagente metabisulfito de sódio. A Tabela 3 mostra a análise estatística que esta de acordo com os resultados

encontrados na análise microestrutural e nas propriedades de tração. A fração volumétrica da austenita retida não foi calculada para as amostras que sofreram tratamentos isotérmicos.

Tabela 3 - Fração volumétrica da fase austenita retida (ataque com metabissulfito de sódio 10%).

Aço RD 480	Têmperas a partir de:		
	WQ800	WQ950	WQ1200
%austenita retida	2,9	4,9	10,2

Como foi descrito no item 2.5 deste trabalho, foi verificado o comportamento de endurecimento dos materiais e as curvas tensão versus deformação reais foram ajustadas de acordo com as equações (7) a (9) para os modelos convencionais encontrados na literatura, Ludwik e Ramberg- Osgood (DOWLING, 1999).

Algumas condições (aços bainíticos) foram melhores descritas pelo modelo de Ludwik, enquanto outras foram pelo modelo de Ramberg- Osgood. Os resultados obtidos para K , n , K_1 , n_1 são fornecidos pela Tabela 4.

Tabela 4 - Constantes da curva tensão – deformação real para várias condições microestruturais.

Condição do Material	K (MPa)	n	K_1 (MPa)	n_1
CR	839	0,155	833	0,149
800°C	----	----	1098	0,186
950°C	----	----	1027	0,122
800-500°C	864	0,208	----	----
950-500°C	924	0,229	----	----
1200°C	----	----	1428	0,070

Tanto o modelo de Ramberg-Osgood, equação (9), quanto o de Ludwik (power-hardening) são equivalentes se as deformações são suficientemente grandes e a porção plástica for dominante, neste caso a porção elástica pode ser considerada insignificante (DOWLING, 1999). Isso pode ser demonstrado pela Tabela 4, onde os valores de K e n do material “como recebido” são muito próximos de K_1 e n_1 . Alguns exemplos desta modelagem são mostrados nas Figuras 45 a 49. Foi verificado um melhor ajuste dos pontos com o modelo de Ludwik para os materiais bainíticos, IT800-500 e IT950-500°C, e para os demais tratamentos térmicos, WQ800, WQ950 e WQ1200 o melhor ajuste encontrado foi com o modelo de Ramberg-Osgood.

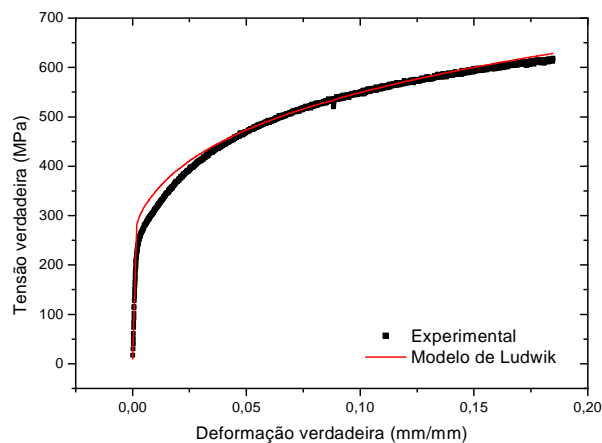


Figura 45 - Curva tensão-deformação da condição IT950-500, descrito pelo modelo de Ludwik.

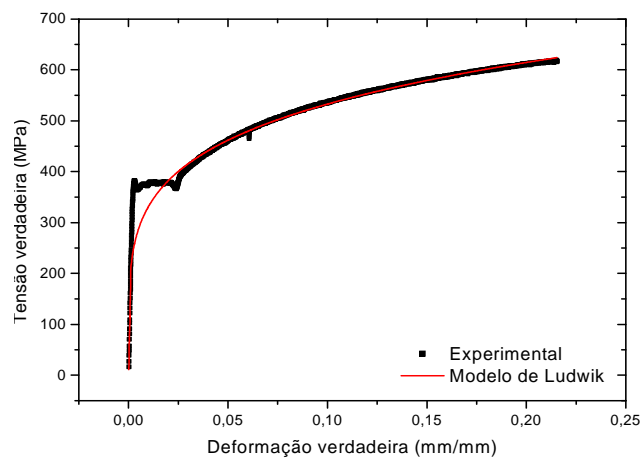


Figura 46 - Curva tensão-deformação da condição IT800-500, descrito pelo modelo de Ludwik.

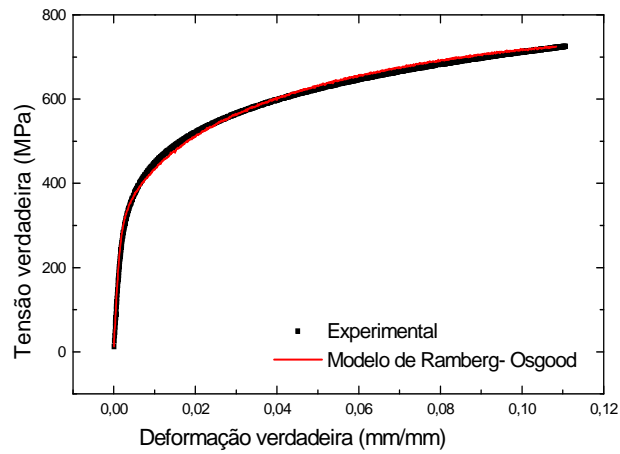


Figura 47 - Curva tensão-deformação da condição WQ800, descrito pelo modelo de Ramberg-Osgood.

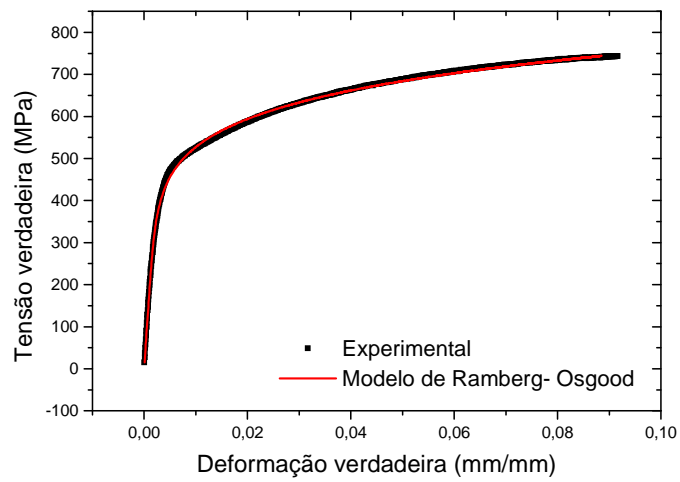


Figura 48 - Curva tensão-deformação da condição WQ950, descrito pelo modelo de Ramberg-Osgood.

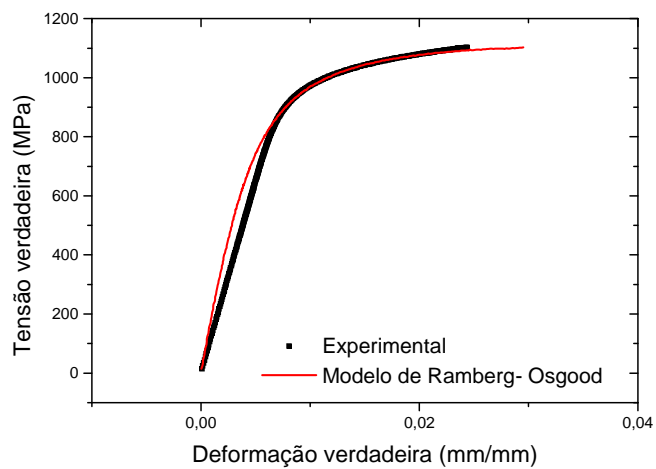


Figura 49 - Curva tensão-deformação da condição WQ1200, descrito pelo modelo de Ramberg-Osgood.

Comparando os valores de K e n e K_1 e n_1 das diferentes condições de tratamento térmico podemos concluir que os materiais multifásicos (800, 950 e 1200°C) mostram um aumento na resistência, o material tratado a 800°C apresenta um maior valor de habilidade de encruamento. Para os materiais bainíticos (800-500 e 950-500°C) a Tabela 4 mostra valores mais baixos, assim é demonstrado que não houve aumento da resistência, embora altos valores de coeficiente de encruamento tenham sido alcançados para esses materiais.

4.3 ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA

Os resultados da propagação de trinca por fadiga para a região entre 10^{-8} e 10^{-6} m/ciclo (estágio II) podem ser vistos na Figura 50 tanto para o material CR, como para as condições WQ800, WQ950 e WQ1200. Observa-se que os resultados encontrados correspondem a dois ensaios de cada condição do material, reforçando assim a confiabilidade dos resultados. As condições microestruturais obtidas por meio dos tratamentos isotérmicos não foram incluídas nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, pois como já mencionado anteriormente, não apresentaram bons resultados no ensaio de tração.

Ao se observar a Figura 50 fica nítido o aumento da resistência à fadiga dos aços tratados termicamente em relação ao aço RD 480 (CR). Para todos os tratamentos térmicos realizados, o surgimento de fases mais duras aumenta consideravelmente a resistência à propagação da trincas por fadiga, sobretudo em níveis de tensão mais baixo.

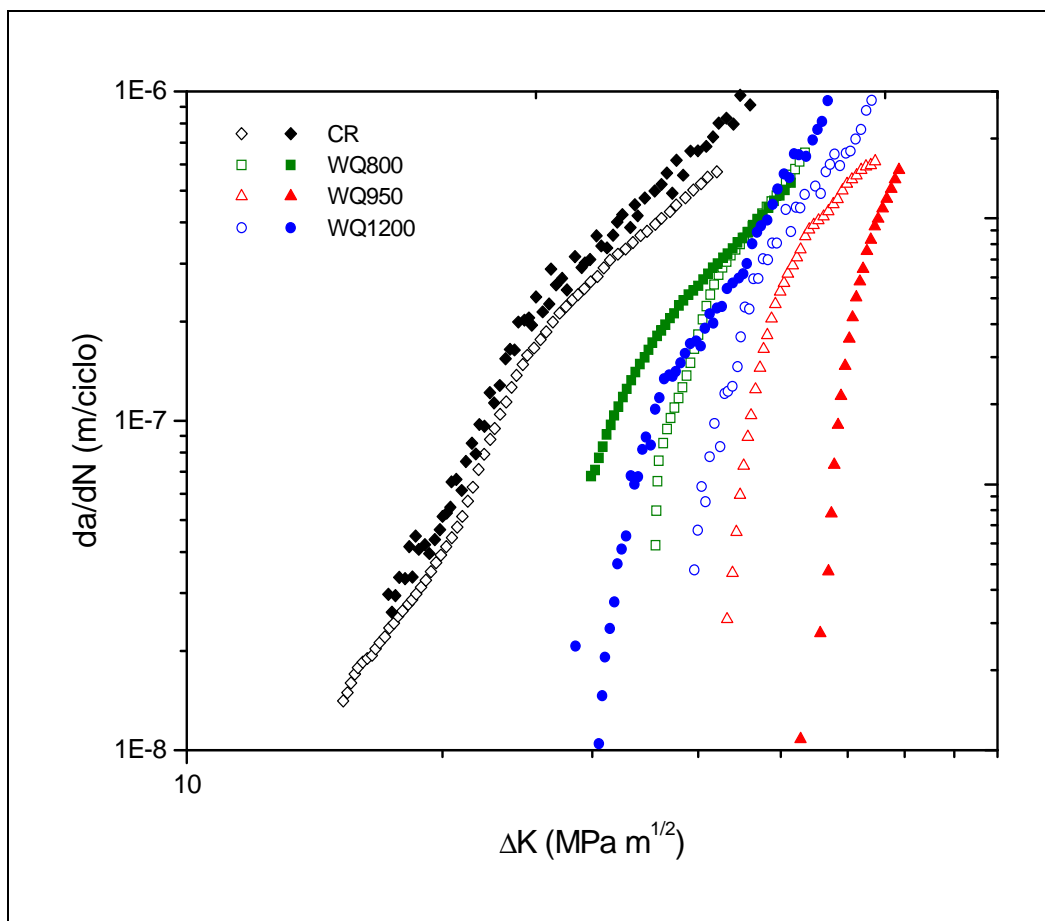


Figura 50 - Curva da propagação de trinca por fadiga do aço microligado RD 480 para diferentes condições microestruturais.

Na condição de tratamento WQ800 as fases mais duras, criadas a partir do tratamento térmico, são dispersas numa matriz ferrítica (de menor dureza) criando a tendência da trinca por fadiga contornar estas fases e se propagar preferencialmente pela ferrita. Com isso, a trajetória da trinca se torna tortuosa e, conseqüentemente, sua propagação mais difícil, aumentando a resistência à fadiga do aço tratado em relação à condição CR. A menor resistência à propagação de trincas por fadiga para a condição WQ800 em relação aos outros dois tratamentos térmicos realizados é facilmente justificável uma vez que, nas amostras tratadas a WQ950°C e WQ1200 foi observada uma menor quantidade de ferrita em suas microestruturas, fazendo com que, muito provavelmente, a propagação da trinca pela ferrita seja mais difícil ou mesmo impedida de acontecer. É fato que as propriedades mecânicas do material sejam melhores quando

se possui uma microestrutura martensítica envolvendo ferrita do que ao contrário (CHEN; CHENG, 1989).

Ao se observar as Figuras 42 e 43, poderia-se esperar, no entanto, que o aumento substancial da resistência para a condição WQ1200 correspondesse a um melhor resultado na propagação de trincas por fadiga em relação aos outros dois tratamentos. Contudo, isso parece não acontecer em relação à condição WQ950. Para esta condição, como já foi dito, a estrutura se tornou mais refinada e com o aumento da dureza em todas as suas fases, propiciando condições para aumentar a resistência à propagação da trinca. Contudo, ainda que a proporção de ferrita, no tratamento WQ950, tenha diminuído em relação ao tratamento WQ800, não observou-se o total envolvimento da estrutura ferrítica pela estrutura martensita/bainita (Figuras 38 e 39) ao contrário do que ocorre no tratamento WQ1200. Na Figura 43, referente à condição WQ1200, pode-se observar a presença da fase escura, martensítica, salpicada por traços brancos, austenita, tendendo a formar uma rede em torno da fase ferrítica. Esta combinação tende a aumentar a resistência a tração devido à fase dura, porém torna o material frágil pois restringe as possíveis deformações da fase ferrita. Devido à perda de ductilidade e conseqüente fragilização, a condição de tratamento a uma temperatura muito superior, temperatura de transformação austenítica, não proporcionou um melhor resultado na resistência à fadiga em relação aos tratamentos realizados em temperaturas mais baixas.

Para descrever a propagação de trinca por fadiga dois modelos foram testados, o modelo convencional de Paris e (PARIS; ERDOGAN, 1963), mostrado na equação (17), e o novo modelo exponencial (ADIB; BAPTISTA, 2007), mostrado nas equações (18) e (19).

Comparações quantitativas do desempenho desses dois modelos podem ser feitas empregando-se a média percentual dos resíduos acumulados, que representa o

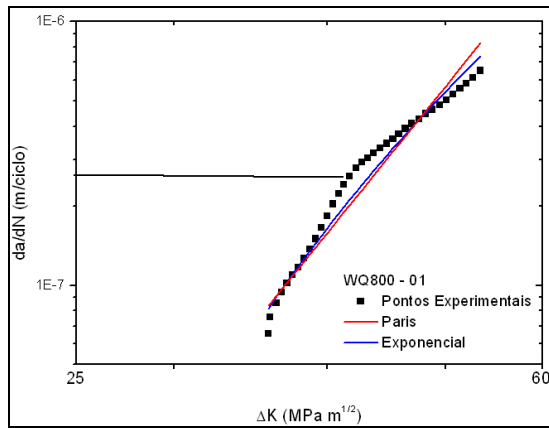
desvio entre os pontos determinados pelos modelos e os pontos experimentais. Esses resíduos foram calculados por meio da equação (20):

$$\%Desvio = \left(\frac{\sum_{i=1}^p \sqrt{\left(\frac{da/dN_{exp} - da/dN_{mod}}{da/dN_{exp}} \right)^2}}{p} \right) \times 100 \quad (20)$$

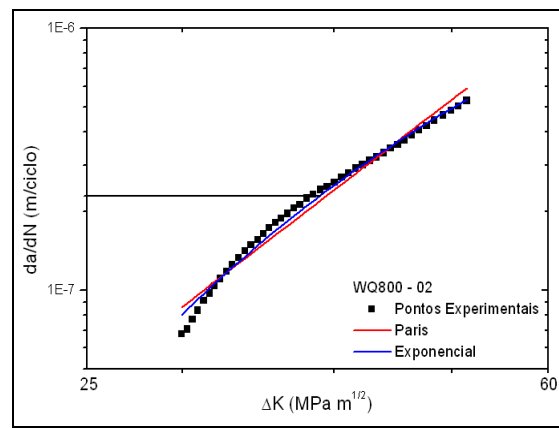
Os resultados dos parâmetros C e n da equação de Paris, α e β do modelo Exponencial e os erros encontrados para cada condição estudada são apresentados na Tabela 5 para cada condição. As Figuras 51 a 53 mostram seis exemplos das curvas calculadas de crescimento da trinca por fadiga de acordo com esses dois modelos, superpostas aos pontos experimentais.

Tabela 5 - Parâmetros dos modelos Paris e Exponencial para as condições 1 e 2 de cada material.

Condição do Material	Modelo de Paris			Modelo Exponencial		
	C	n	% Desvio	α	β	% Desvio
WQ800 - 01	$9,59 \times 10^{-17}$	5,75	0,16	-9,63	-239,8	0,12
WQ800 - 02	$4,82 \times 10^{-13}$	3,56	0,078	-11,81	-135,54	0,045
WQ950 - 01	$6,88 \times 10^{-19}$	6,71	0,30	-8,08	-334,9	0,26
WQ950 - 02	$3,52 \times 10^{-22}$	8,29	0,052	-6,62	-529,31	0,047
WQ1200 - 01	$5,05 \times 10^{-17}$	5,73	0,22	-9,44	-279,7	0,17
WQ1200 - 02	$1,31 \times 10^{-15}$	5,04	0,139	-9,14	-259,62	0,199

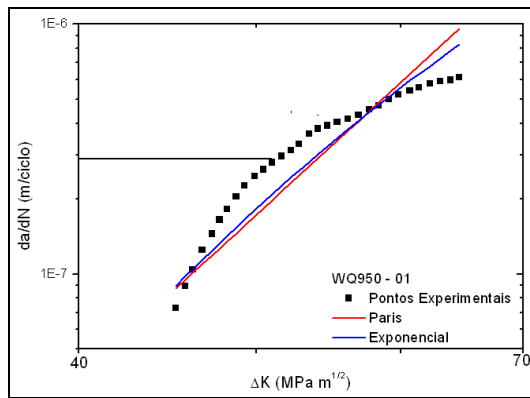


(a)

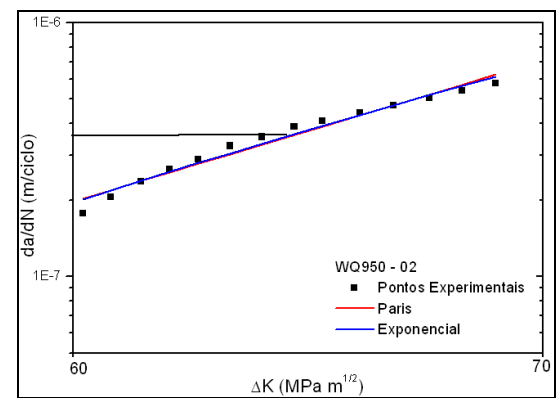


(b)

Figura 51 - Curvas FCG da condição WQ800, descrito pelos modelos Paris e Exponencial. a) WQ800 – 01; b) WQ800 – 02.

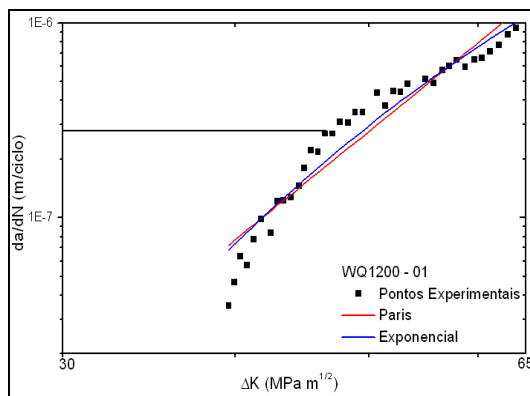


(a)

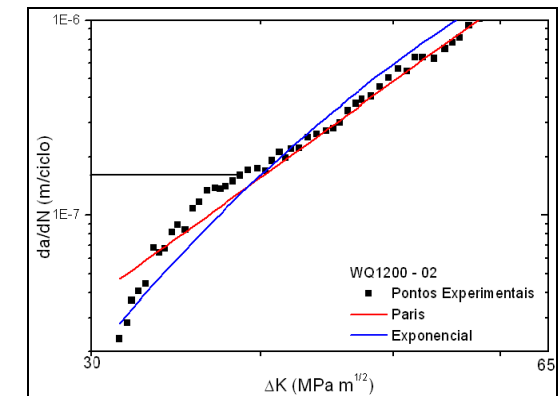


(b)

Figura 52 - Curvas FCG da condição WQ950, descrito pelos modelos Paris e Exponencial. a) WQ950 – 01; b) WQ950 – 02.



(a)



(b)

Figura 53 - Curvas FCG da condição WQ1200, descrito pelos modelos Paris e Exponencial. a) WQ1200 – 01; b) WQ1200 – 02.

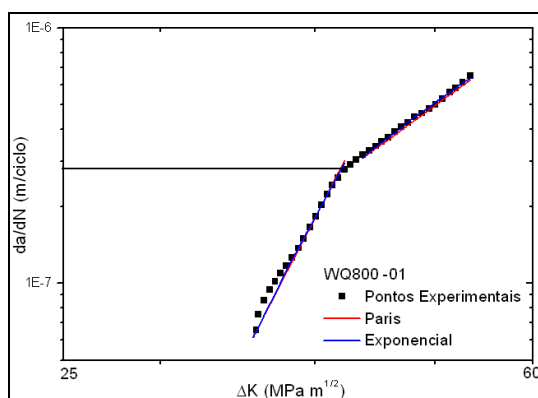
Observando-se as Figuras 51 a 53 e principalmente a Tabela 5 pode-se constatar que os erros entre os modelos e os resultados experimentais são, no caso dos dados considerados, muito maiores do que esperados para este tipo de análise (Baptista et al., 2006). Contudo, uma observação mais cuidadosa das figuras 51-53 mostra claramente uma mudança de inclinação nas curvas de propagação da trinca por fadiga. Esta mudança de inclinação, definida como *ponto de transição*, é indicada com uma linha tracejada e, na maioria delas, ocorre para um valor de aproximadamente $da/dN=2,7 \cdot 10^{-7}$ m/ciclo. Essa ocorrência mostra-se independente das morfologias das fases obtidas após os tratamentos térmicos realizados.

Suzuki e McEvily (1979) já mencionavam a possibilidade de pontos de transição no comportamento de curvas da/dn versus ΔK em aços bifásicos associando esse fenômeno a possíveis mudanças nos mecanismos de propagação das trincas provocadas pela maior ou menor sensibilidade às microestruturas obtidas após tratamentos térmicos. Sendo assim, a modelagem da propagação da trinca por fadiga foi feita considerando-se duas partes: acima e abaixo do valor de transição. As Figuras 54-56 mostram os resultados obtidos, para cada uma das partes, com os modelos de Paris e Exponencial para as condições de tratamento térmico WQ800, WQ959 e WQ1200. A Tabela 6 quantifica os erros para todas as condições analisadas e apresenta as constantes encontradas para as equações (17) e (18) levando-se em conta a divisão das duas partes.

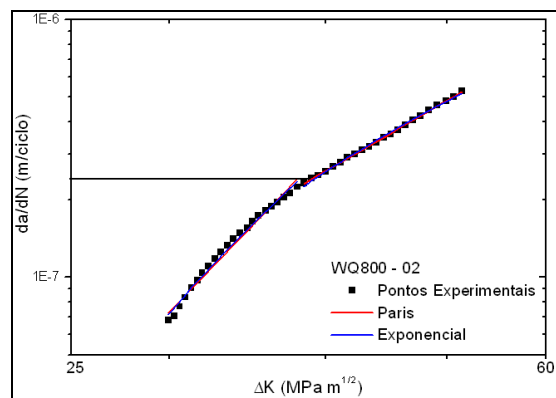
Comparando-se os resultados das Tabelas 5 e 6 observa-se uma redução acentuada nos erros entre os modelos teóricos e os resultados experimentais mostrando ser assertiva a utilização do ponto de transição para o modelamento do aço microligado estudado. Outra observação importante é que para as condições analisadas, não houve diferença significativa entre os resultados apresentados pelos dois modelos utilizados, levando-se ou não em consideração o ponto de transição.

Tabela 6 - Parâmetros dos modelos Paris e Exponencial considerando o ponto de transição.

Condição do Material	Modelo de Paris			Modelo Exponencial		
	C	n	% Desvio	α	β	% Desvio
WQ800 - 01	$2,22 \times 10^{-22}$	9,31	0,080	-6,60	-356,7	0,070
	$5,32 \times 10^{-13}$	3,52	0,006	-11,04	-172,4	0,009
WQ800 - 02	$2,94 \times 10^{-15}$	5,01	0,041	-10,87	-166,96	0,03
	$7,75 \times 10^{-12}$	2,82	$4,46 \times 10^{-3}$	-12,03	-125,85	0,012
WQ950 - 01	$1,39 \times 10^{-31}$	14,30	0,063	-4,66	-525,9	0,057
	$1,08 \times 10^{-12}$	3,19	0,030	-11,44	-182,4	0,020
WQ950 - 02	$3,02 \times 10^{-28}$	11,68	0,021	-3,51	-722,04	0,019
	$6,12 \times 10^{-18}$	5,97	$1,24 \times 10^{-3}$	-8,59	-398,17	$2,29 \times 10^{-3}$
WQ1200 - 01	$9,66 \times 10^{-26}$	11,05	0,096	-4,97	-474,7	0,092
	$2,75 \times 10^{-13}$	3,60	0,052	-10,78	-202,4	0,056
WQ1200 - 02	$1,38 \times 10^{-22}$	9,59	0,068	-6,84	-328,57	0,06
	$7,77 \times 10^{-15}$	4,59	0,051	-9,48	-247,77	0,1



(a)



(b)

Figura 54 - Duas regiões da curva FCG para a condição WQ800, descrito pelos modelos de Paris e Exponencial. a) WQ800 – 01; b) WQ800 – 02.

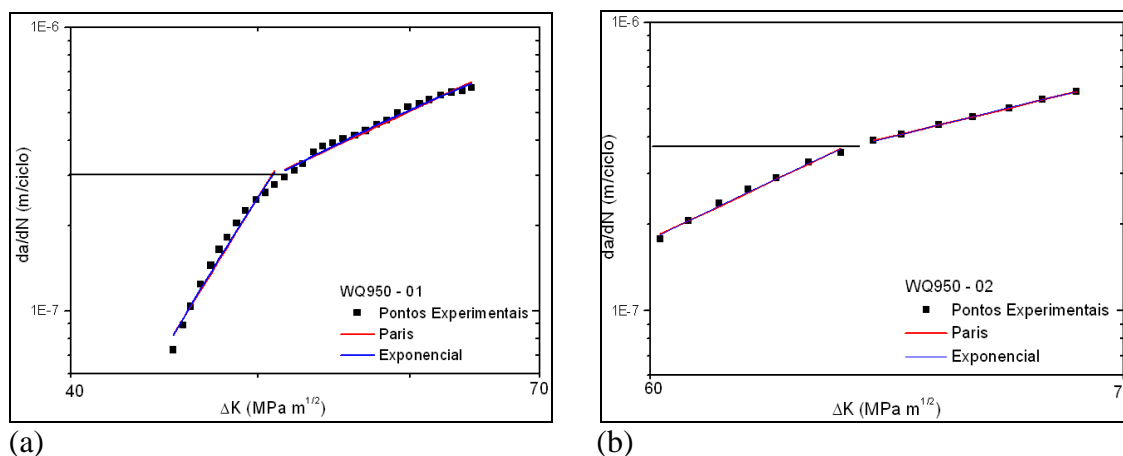


Figura 55 - Duas regiões da curva FCG para a condição WQ950, descrito pelos modelos de Paris e Exponencial. a) WQ950 – 01; b) WQ950 – 02.

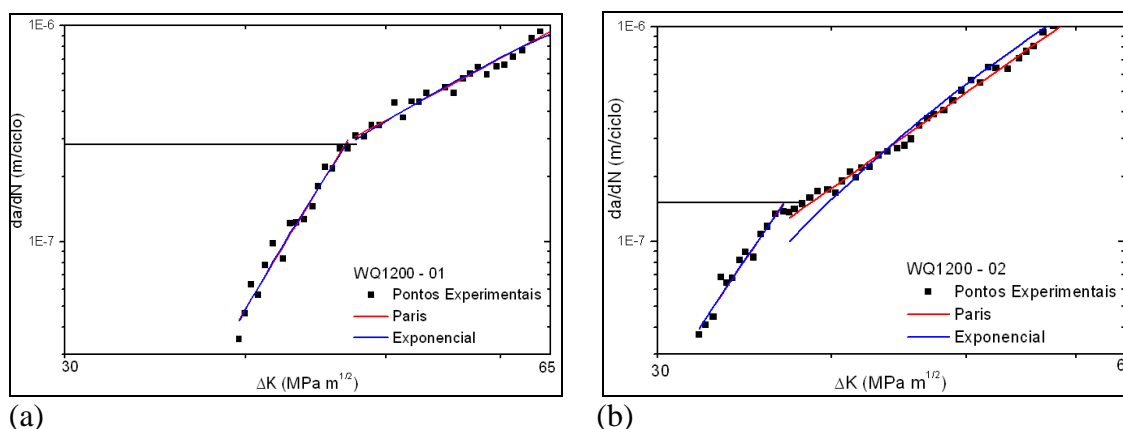


Figura 56 - Duas regiões da curva FCG para a condição WQ1200, descrito pelos modelos de Paris e Exponencial. a) WQ1200 – 01; b) WQ1200 – 02.

4.4 SUPERFÍCIES DE FRATURA

As Figuras 57 a 63 mostram aspectos representativos das superfícies de fratura por fadiga referentes às condições microestruturais avaliadas neste trabalho. Em todas as figuras, a direção de propagação da macrotrinca é horizontal, da esquerda para a direita. Não foram observadas, em nenhum dos casos, estrias de fadiga. Embora a propagação de uma trinca por fadiga seja acompanhada, na maioria das situações, pela formação de estrias, em certos casos estas não se formam, ou são extremamente difíceis

de observar. Isto é particularmente verdadeiro quando se trata de materiais com microestruturas complexas, como os aços que apresentam uma fina dispersão de carbeto na ferrita (BROOKS; CHOUDHURY, 1993). A Figura 57, referente ao material na condição CR, mostra linhas de deformação dispersas pela superfície de fratura, sem a presença de alvéolos ou estrias.

As Figuras 58 e 59 correspondem à superfície de fratura do aço na condição WQ800, nas situações anterior e posterior ao ponto de transição na curva de propagação da trinca. Não se observa uma distinção significativa na morfologia da superfície de fratura. Em ambos os casos, observa-se a formação de trincas secundárias. Na Figura 59, as deformações são mais intensas e as trincas secundárias mais evidentes.

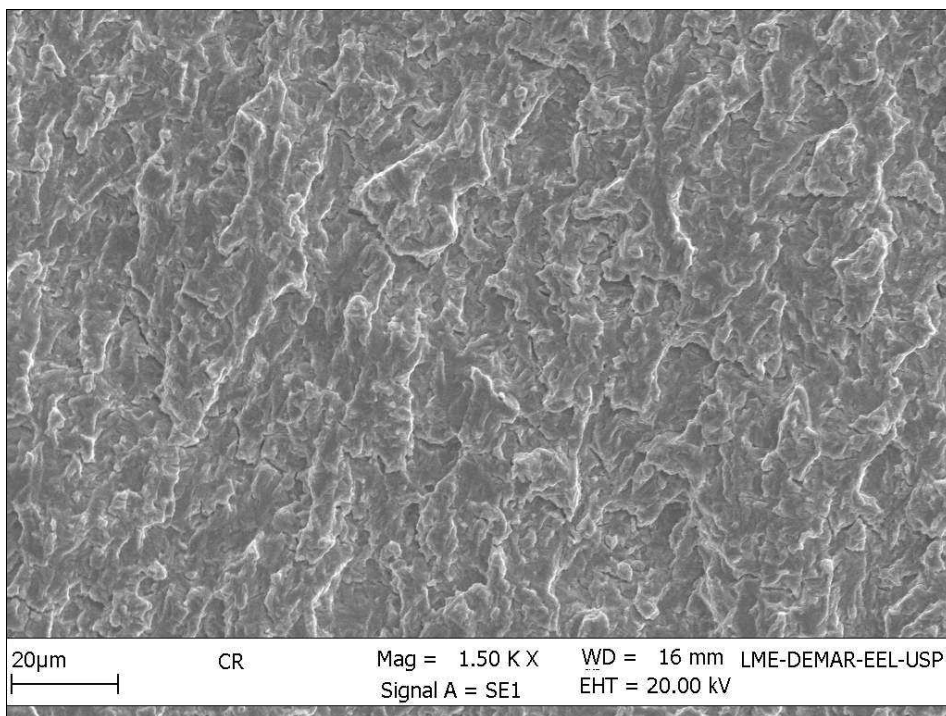


Figura 57 - Fractografia mostrando a microestrutura na condição CR, obtida por MEV .

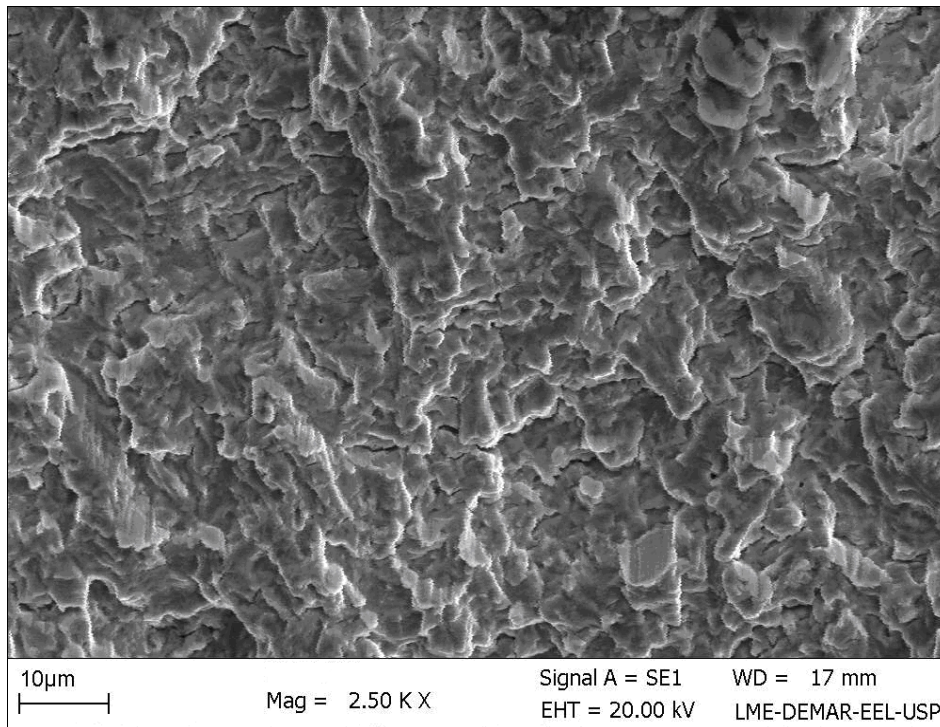


Figura 58 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ800 antes da transição.

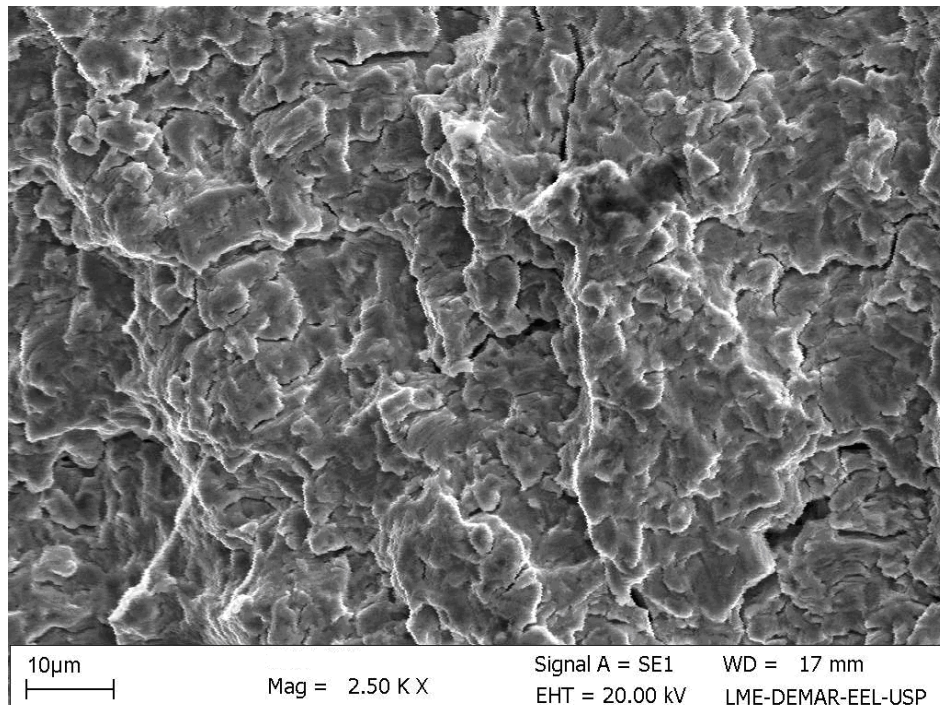


Figura 59 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ800 depois da transição.

As Figuras 60 e 61 mostram a superfície de fratura da condição WQ950, antes e após a transição na curva de propagação da trinca. A análise dessas figuras mostra que, antes da transição os sinais de deformação plástica são mais intensos, distribuindo-se por toda a microestrutura com a formação de pequenos *dimples*. As marcas de deformação mais intensas (regiões claras da Figura 60) parecem estar alinhadas a cerca de 90° com a direção de propagação da trinca. Após a transição, a imagem fractográfica da Figura 61 mostra que ocorreu uma redução nos aspectos dúcteis da fratura. Os sinais de deformação se distanciaram, formando vales maiores com características de maior fragilidade, aparecem trincas secundárias e aspectos de clivagem e arrancamento de grãos. Este fato indica que a maior velocidade de propagação, associada ao aumento de ΔK , favorece o mecanismo frágil de propagação da trinca.

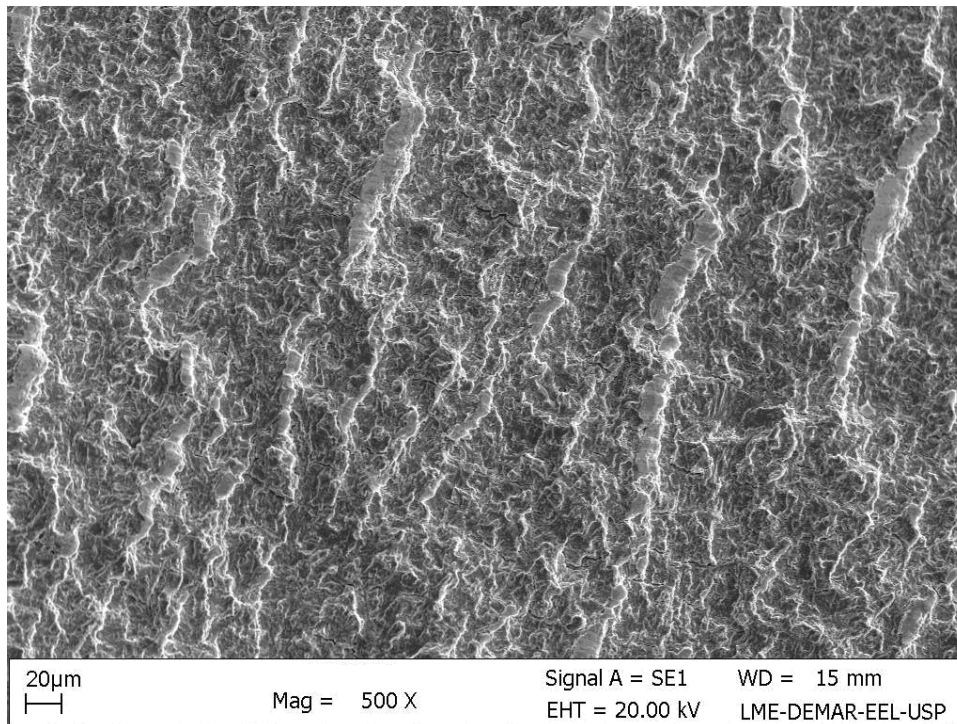


Figura 60 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ950 antes da transição.

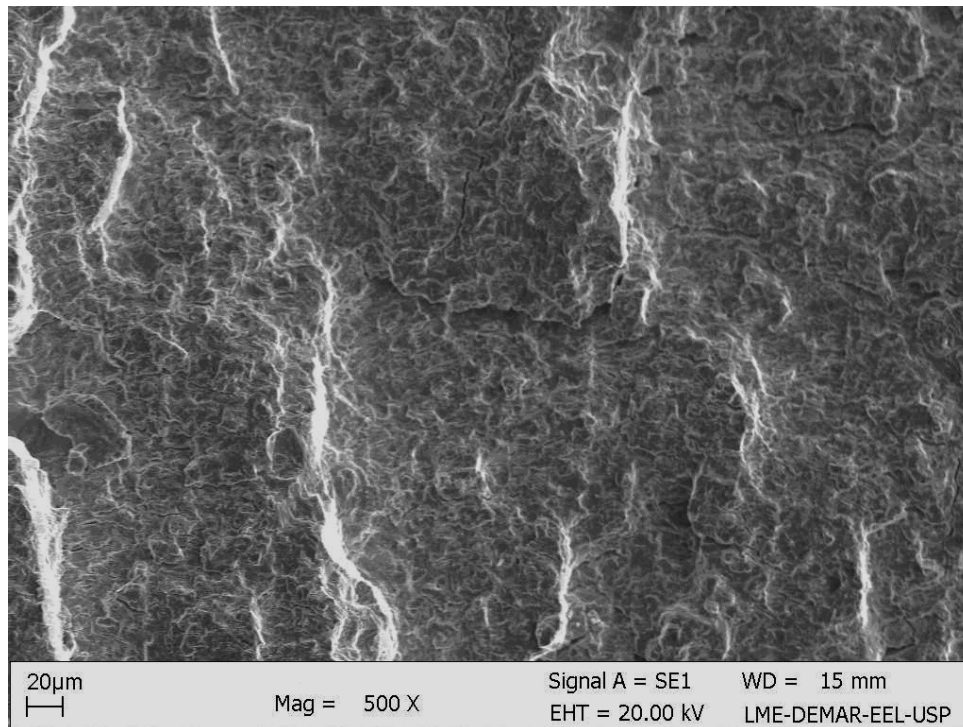


Figura 61 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ950 depois da transição.

As Figuras 62 e 63 mostram a superfície de fratura da condição WQ1200, antes e após a transição na curva de propagação da trinca. Esta condição apresenta uma morfologia de fratura bem diferente das demais, com características de fragilidade. Observa-se na Figura 62 que a superfície de fratura tende a reproduzir o aspecto de ripas da microestrutura do material. Na Figura 63 observa-se que a topografia torna-se mais grosseira e a incidência de trincas secundárias aumenta. No entanto, as características de fratura frágil prevalecem.

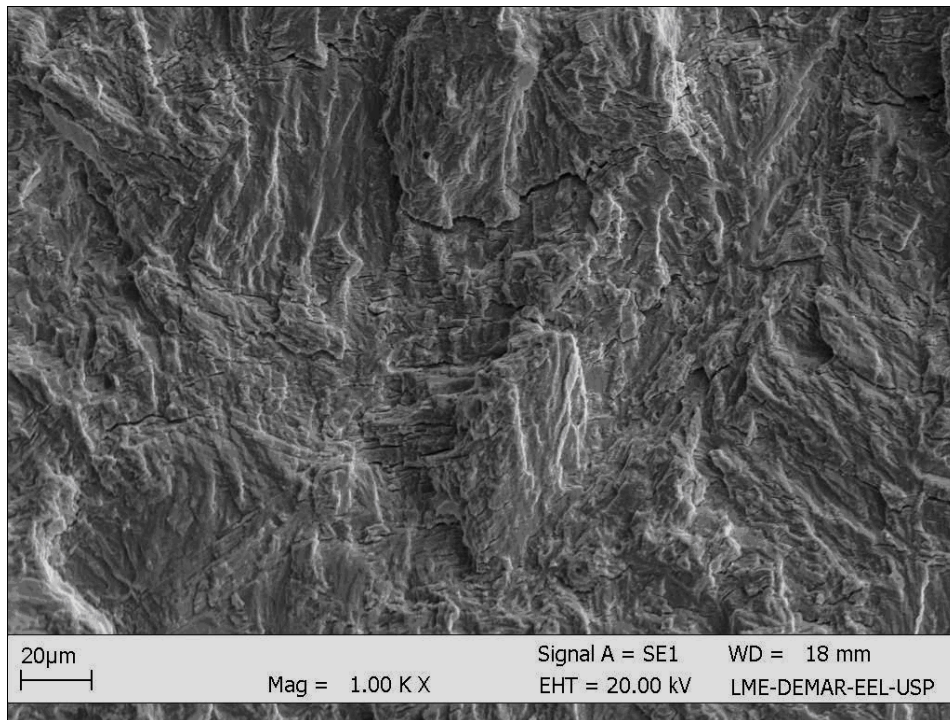


Figura 62 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ1200 antes da transição.

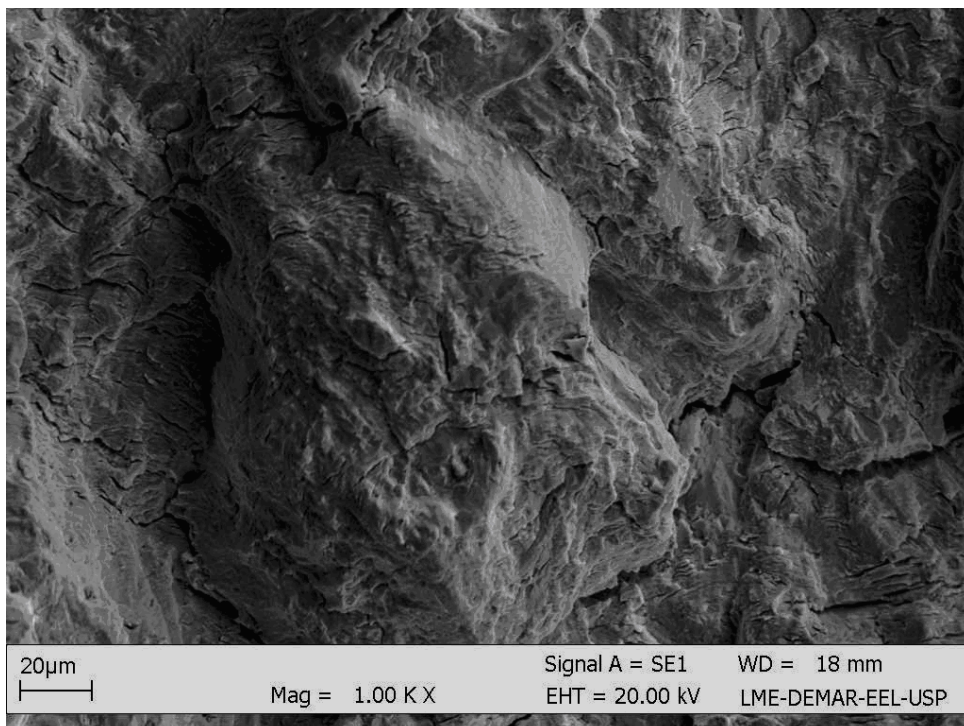


Figura 63 - Fractografia, obtida por MEV, mostrando a microestrutura na condição WQ1200 depois da transição.

4.5 CAMINHO DA TRINCA

As Figuras 64 a 71 mostram o caminho da trinca para as condições CR, WQ800, WQ950 e WQ1200, obtidas por microscopia eletrônica de varredura e microscopia óptica. Todas as condições correspondem a ensaios de propagação de trinca por fadiga com $R=0,1$. Realizou-se uma análise do caminho da trinca com o objetivo de averiguar possíveis influências da condição do material na trajetória percorrida pela mesma. Todas as amostras foram orientadas de forma que, nas figuras, o sentido de propagação da macrotrinca fosse da esquerda para a direita, como indicado na Figura 64.

As Figuras 64 e 65 mostram o caminho percorrido pela trinca para a condição CR. A Figura 64 é uma imagem de elétrons retroespalhados realizada no MEV, e mostra uma granulometria refinada e uma trinca predominante intergranular. A Figura 65 é uma imagem do MO. Esse material é menos resistente a fadiga do que os materiais tratados, assim, podemos observar evidências de dano por onde a trinca passa durante o seu crescimento. Observando a Figura 64, notamos, por exemplo, a nucleação de trincas secundárias a partir de pontos triplos e a formação de detritos. Também observamos, na Figura 65, evidências de deformação plástica severa no caminho da trinca (formação do invólucro plástico).

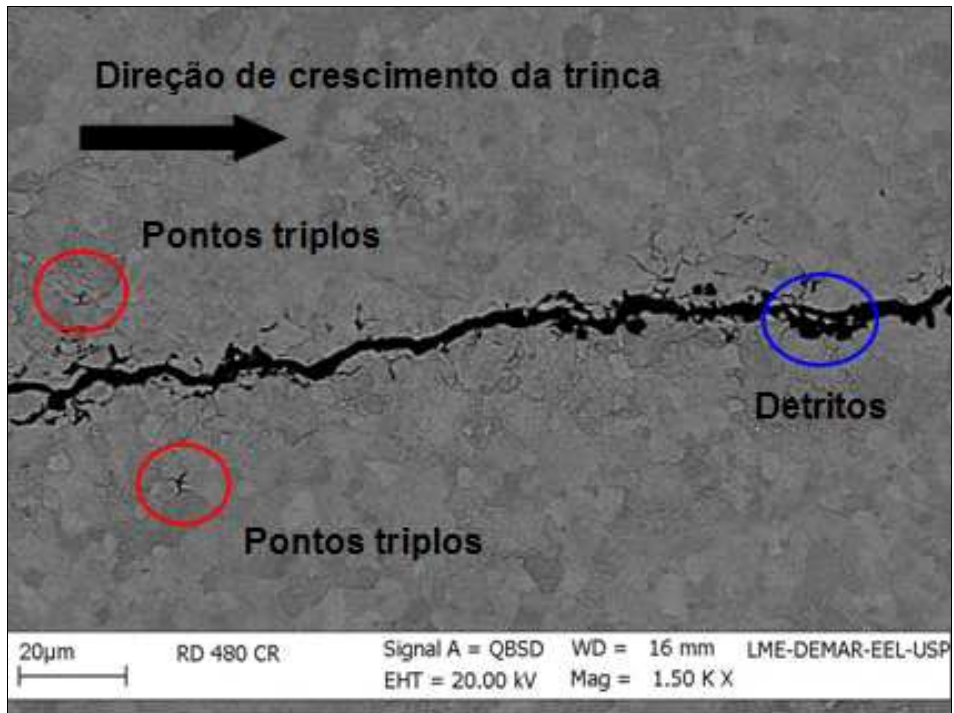


Figura 64 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição CR. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 1500x.

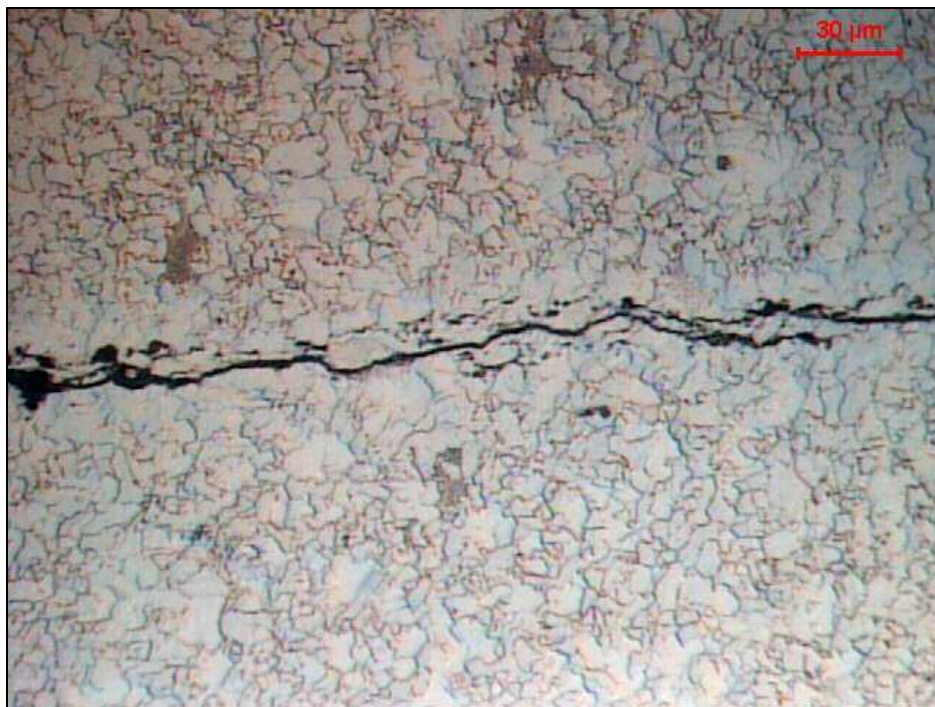


Figura 65 - Micrografia Óptica (MO) do caminho da trinca para condição CR. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 500x.

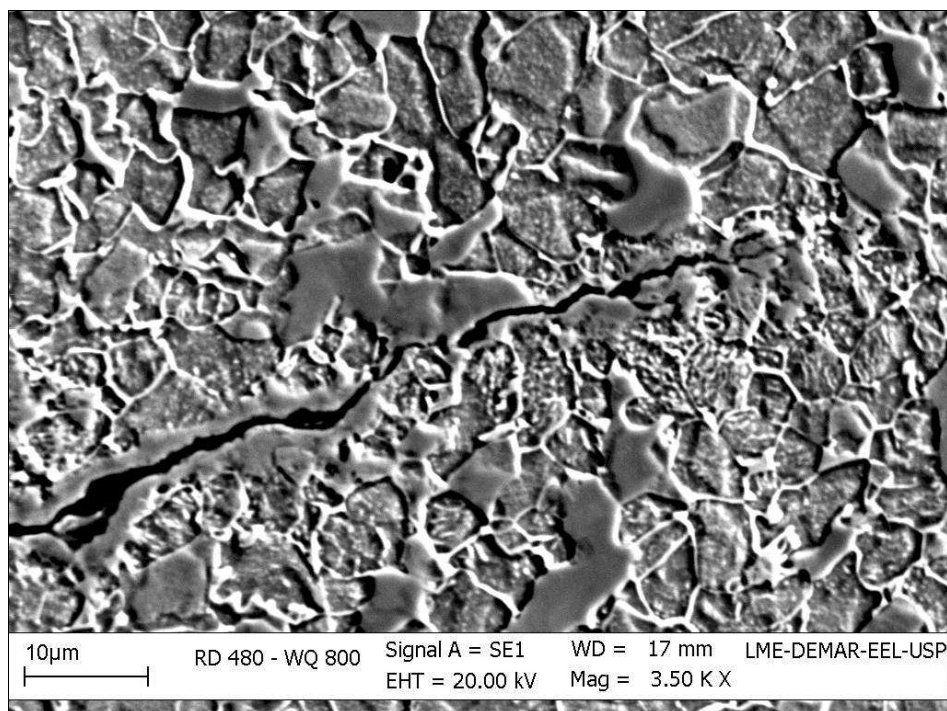


Figura 66 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ800. Ataque solução de nital (3% - 4s). Aumento original 3500x.



Figura 67 - Micrografia Óptica (MO) do caminho da trinca para condição WQ800. Ataque solução de nital (3% - 4s). Aumento original 500x.

As Figuras 66 e 67 mostram o caminho da trinca percorrido na condição WQ800. Podemos observar os desvios que a trinca faz ao percorrer o material. Na Figura 66 observa-se claramente que a trinca desviou de seu plano (perpendicular à máxima tensão normal), provavelmente devido à presença de uma fase dura, e cresceu ao longo de um plano inclinado, acompanhando a fase lisa, provavelmente menos resistente. Na Figura 67 é evidenciado o caminho tortuoso percorrido pela trinca, devido à estrutura bifásica do material.

As Figuras 68 e 69 mostram o caminho da trinca percorrido na condição WQ950. Na Figura 68 podemos observar também as faces serrilhadas formadas durante a propagação da trinca. A Figura 69 mostra que, embora ocorram desvios na propagação da trinca, o caminho percorrido apresenta-se menos tortuoso que para a condição WQ800, e a trinca atravessa tanto a ferrita (fase mais clara) como os produtos da transformação da austenita (fase escura). Observa-se ainda, na Figura 68, a presença de uma partícula dura, provavelmente uma inclusão, próxima a ponta da trinca.

As Figuras 70 e 71 mostram o caminho da trinca percorrido na condição de WQ1200. É visível a morfologia de ripas correspondente ao tratamento a 1200°C. Aparentemente, o caminho da trinca não apresenta tendência de alguma orientação preferencial em relação à direção das ripas. Na Figura 70, nota-se a formação de várias trincas secundárias, algumas bem pequenas, a partir de bifurcações na trajetória da trinca principal. Comparando-se a Figura 71 com a Figura 68 (referente à condição WQ950), verifica-se que o perfil da trinca observado nesta última apresenta picos e vales, provavelmente correspondentes ao mecanismo de afiamento e embotamento da ponta da trinca, o qual leva à formação de estrias no plano da trinca e é característico de materiais que apresentam alguma ductilidade, enquanto que o perfil da trinca

evidenciado na Figura 71 é composto por segmentos aproximadamente retilíneos, característicos de um material frágil.

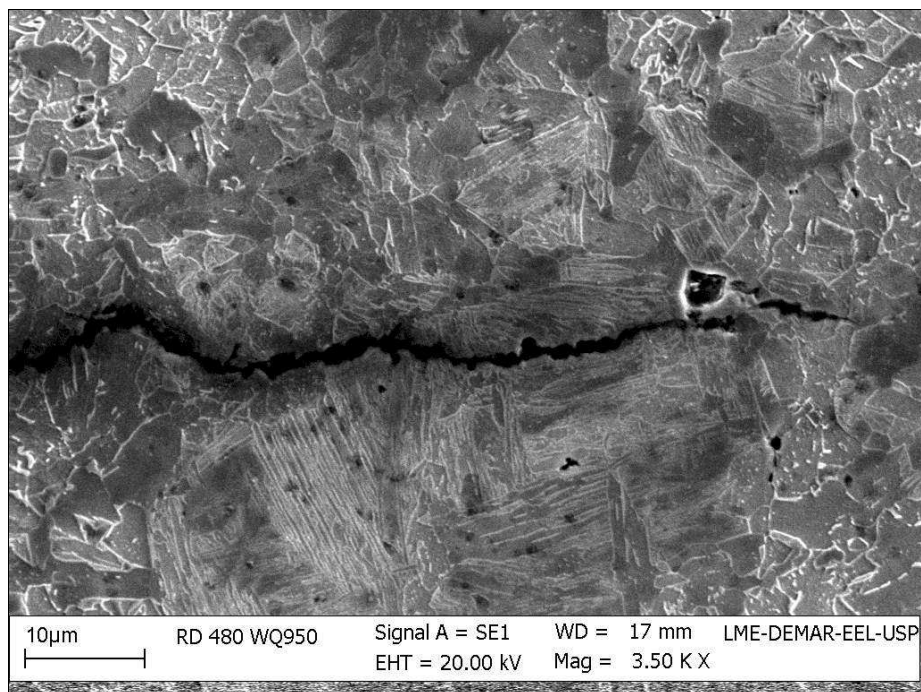


Figura 68 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ950. Ataque solução de nital (3% - 5s). Aumento original 3500x.



Figura 69 - Micrografia Óptica (MO) do caminho da trinca para condição WQ950. Ataque solução de nital (3% - 5s). Aumento original 500x.

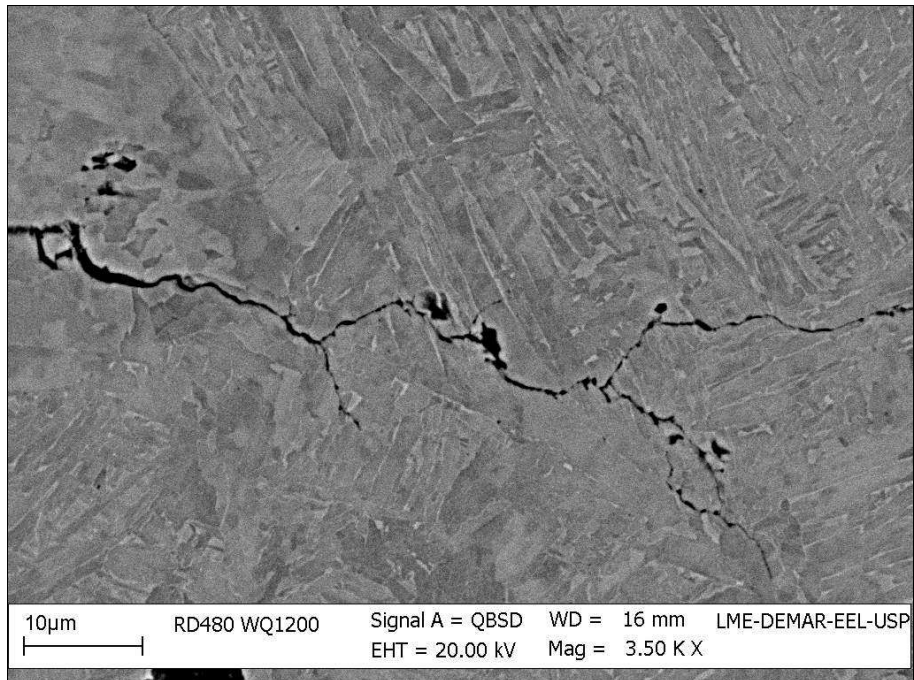


Figura 70 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ1200. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 3500x.

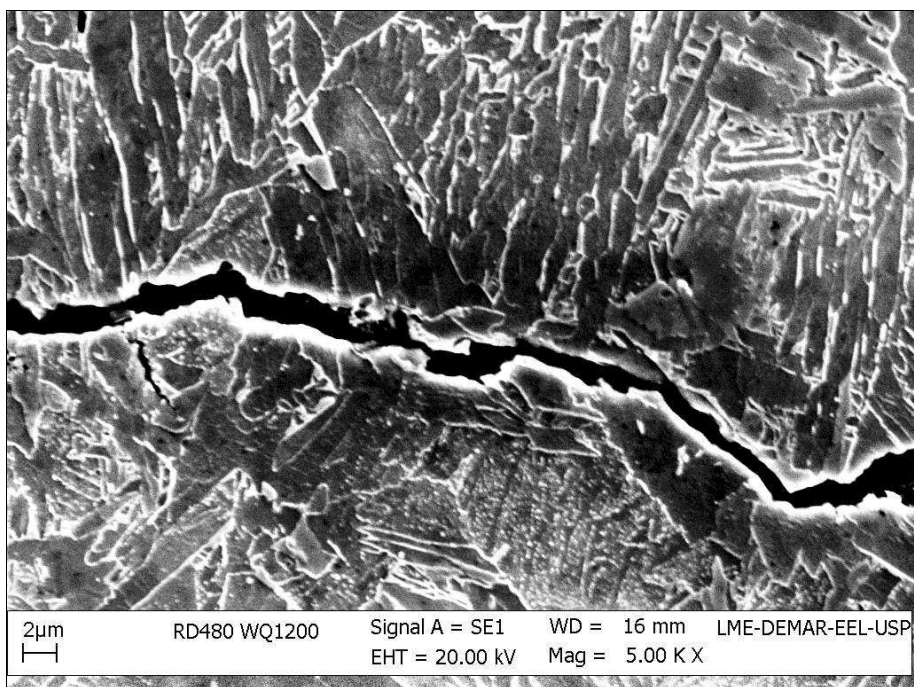


Figura 71 - Micrografia Eletrônica (MEV) do caminho da trinca para condição WQ1200. Ataque solução de nital (3% - 7s). Aumento original 5000x

4.6 MICRODUREZA

As Figuras 72 e 73 mostram os perfis de dureza Vickers medida por microindentação, nas direções longitudinal (Figura 72) e transversal (Figura 73) à trajetória da trinca, com origem em pontos situados junto à ponta da trinca para todas as amostras, conforme exemplificado na Figura 28. Para todas as condições microestruturais e para ambas as direções analisadas, esses perfis mostram comportamentos similares, que consistem em uma redução gradativa da microdureza a partir de valores máximos obtidos junto à ponta da trinca. Estes resultados diferem significativamente dos obtidos por Bathias e Pelloux (BATHIAS, 1973) para o mapeamento das zonas plásticas à frente da trinca em aço *maraging* (ver Figura 13). Observa-se também nestas Figuras que as condições microestruturais analisadas formam dois grupos distintos: CR e WQ800 com microdureza na faixa de 175-190 HV; WQ950 e WQ1200 com microdureza na faixa de 210-270 HV. Comparando-se com a Tabela 7, que apresenta os valores de microdureza para as diferentes condições obtidos em regiões afastadas da trinca de fadiga (e, portanto, não susceptíveis a sofrerem deformação plástica cíclica), verifica-se que a microdureza das condições CR e WQ800 nas vizinhanças da trinca praticamente não se alterou. Por outro lado, as condições WQ950 e WQ1200 sofreram um nítido aumento da dureza, que pode ser associado a um endurecimento cíclico do material situado nas vizinhanças da trinca. Vale ressaltar que um mapeamento mais preciso da deformação à frente da trinca talvez só fosse conseguido com o emprego de medidas de nanodureza, nas quais as cargas envolvidas são bem menores que a empregada neste trabalho.

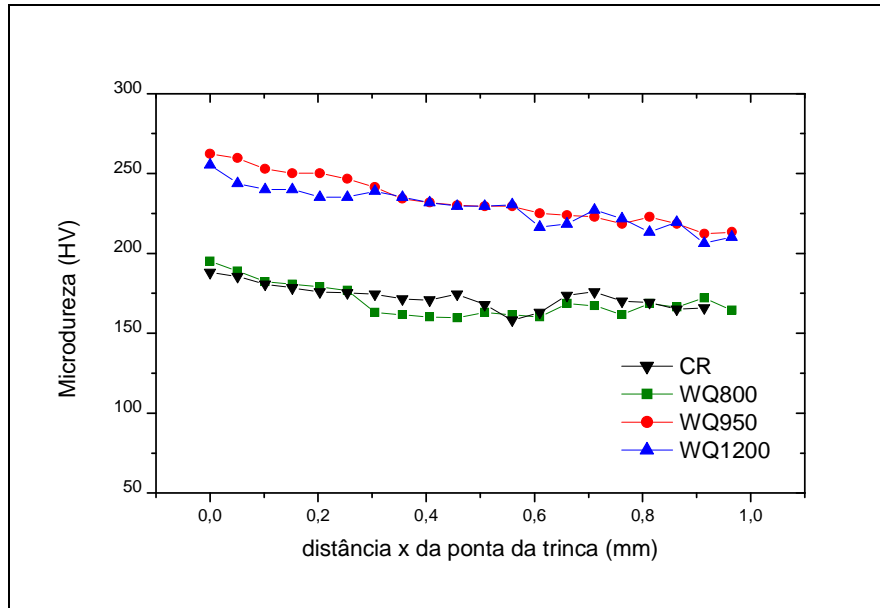


Figura 72 - Perfis de microdureza Vickers na direção longitudinal à trajetória da trinca.

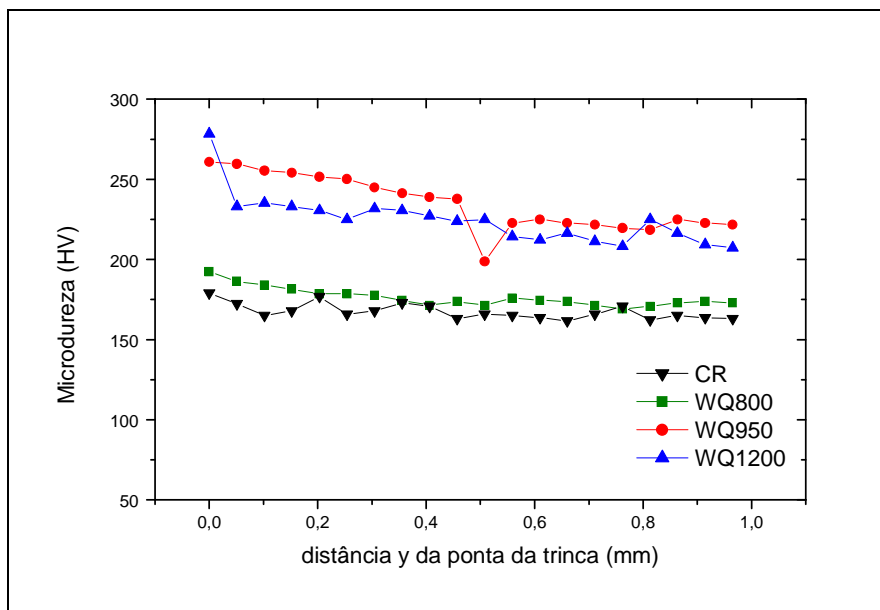


Figura 73 - Perfis de microdureza Vickers na direção transversal à trajetória da trinca.

Tabela 7 - Valores da microdureza para as diferentes condições de tratamento térmico, medidas em locais afastados da trinca de fadiga.

	Metal base distante da trinca:			
Aço RD 480	CR	WQ800	WQ950	WQ1200
Microdureza (HV)	170 ± 6	182 ± 4	205 ± 8	215 ± 6

5 CONCLUSÕES

Foram obtidas microestruturas multifásicas com morfologias distintas ao se submeter o aço microligado RD 480 a diferentes tratamentos térmicos.

As condições microestruturais obtidas por meio de têmpera em água (WQ800, WQ950 e WQ1200) apresentaram maior resistência à tração e à propagação da trinca por fadiga do que o material como recebido. Verificou-se ainda que, na medida em que se aumenta a temperatura de aquecimento anterior à têmpera, aumentam também os limites de escoamento e de resistência à tração e diminuem a ductilidade e a capacidade de encruamento do material. No entanto, o mesmo não acontece com a resistência à propagação da trinca por fadiga, que foi maior para a condição intermediária WQ950.

A presença da fase martensítica nas amostras tratadas a 800° e 950°C forneceu boas combinações de resultados nas propriedades mecânicas. A condição WQ800 mostrou um aumento na resistência a tração e uma diminuição no limite de escoamento. A ductilidade foi mantida em níveis aceitáveis para a maioria das aplicações automotivas, exibindo uma baixa relação σ_e / σ_t (0,53), desejável para aplicações que envolvam conformação a frio.

As análises das superfícies de fratura por fadiga e do caminho da trinca evidenciaram os efeitos da microestrutura nos mecanismos de fratura. A baixa capacidade de deformação plástica (fratura frágil) apresentada pela condição WQ1200 pode ser associada à menor resistência à fadiga desta condição microestrutural em relação à condição WQ950, ainda que sua resistência à tração seja menor.

Os dados obtidos a partir das medições do crescimento da trinca por fadiga em regime estável não se ajustaram adequadamente ao modelo convencional de Paris e nem ao modelo Exponencial proposto por Adib e Baptista para a descrição do comportamento não linear da propagação da trinca.

Uma melhor descrição do comportamento das curvas de propagação da trinca por fadiga para o aço em questão foi obtida quando as curvas foram divididas em duas regiões a partir de um ponto de transição correspondente à aproximadamente $2,7 \times 10^{-7}$ m/ciclo. Essa ocorrência mostrou-se independente das morfologias das fases obtidas após os tratamentos térmicos realizados. Para as condições analisadas no trabalho, não houve diferença significativa entre os resultados apresentados pelos dois modelos.

REFERÊNCIAS

ABDALLA, A. J. *et al.* Otimização das Propriedades Mecânicas de um Aço ARBL através de Tratamentos Térmicos. In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE METALURGIA E MATERIAIS, 2006. Cuba, p. 276-281.

ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; MOURA, N, C. M.; PEREIRA, M. S.; SOUZA, N. S.; MENDES, F. A. Alterações das Propriedades Mecânicas em Aços 4340 e 300M Através de Tratamentos Térmicos Isotérmicos e Intercríticos. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 59, 2004. São Paulo.

ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; ANAZAWA, R. M.; Formação da Fase Bainítica em aços de Baixo Carbono. **Revista Brasileira de Aplicação de Vácuo**, v. 25, p. 175 - 181, 2006.

ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; MOURA, N. C.; MONTEIRO, V.A. Otimização das Propriedades Mecânicas por meio de Modificações Microestruturais em Aços de Baixo Carbono. In: CONGRESSO DA ABM, 2003. p. 2801- 2809.

ABDALLA, A.J.; HEIN, L.R.O.; PEREIRA, M.S.; HASHIMOTO, T.M. Mechanical Behavior of Strain Aged Dual Phase Steel. **Material Science and Technology**, v. 15, p. 1167-1170, 1999.

ADIB, A. M. L.; BAPTISTA, C. A. R. P., An Exponential Equation of Fatigue Crack Growth in Titanium. **Materials Science and Engineering**, v. 452-453, p. 321-325, 2007.

ADIB, A.M.L.; BAPTISTA, C.A.R.P.; TORRES, M.A.S.; SOUZA, R.C. Avaliação do fechamento e do parâmetro K^* na modelagem da propagação de trincas por fadiga em materiais estruturais de interesse aeronáutico. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2006. (in CD-ROM). p. 2138-2147.

ANDRADE, S. L.; TAISS, E. J. M.; ROSA, L. K. **ULSAB-AVC: o aço no automóvel do futuro**. In: CONGRESSO DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 57, 2002. São Paulo, p. 721-731. (CD-ROM)

ASTM E647-95a. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. **ANNUAL Book of ASTM Standards. Philadelphia**, 1997. v. 03.01, p. 557-593.

ASM Metals Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. Materials Park: American Society for Metals, 1999. p. 358-361.

ASM Metals Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. 10th ed. Materials Park: American Society for Metals, 1996. p. 126-139.

BAPTISTA, C.A.R.P. **Modelagem Preditiva do Comportamento de trincas de fadiga com aplicação ao titânio de pureza comercial**. Tese. (Doutorado) - Escola de Engenharia de Lorena / USP, Lorena, 2000. p. 31-70.

BAPTISTA, C. A. R. P. TORRES, M. A. S.; PASTOUKHOV, V. A.; ADIB, A. M. L., Development and Evaluation of Two Parameter Models of Fatigue Crack Growth. In: INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS 9, 2006. Atlanta. (in CD-ROM).

BAPTISTA, C.A.R.P.; TORRES, M.A.S.; MARTINEZ, G.A.S.; VOORWALD, H.J.C. Efeitos de sobrecargas na propagação de trincas por fadiga em aços bifásicos. In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2007. Cusco.

BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 4th ed. The Netherlands: Sijthoff and Noordhoff, 1986.

BROOKS, C.R.; CHOUDHURY, A. **Metallurgical Failure Analysis**. New York: McGraw-Hill, 1993.

CHEN, H. C.; CHENG, G. H. The Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual Phase Steels. **Journal of Materials Science**, v. 24, p. 1991-94, 1989.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1976.

DOWLING, N.E. **Mechanical Behavior of Materials**. Engineering methods for deformation, fracture and fatigue. 2nd ed. New Jersey: Prentice Hall, 1999.

ELBER, W. The significance of fatigue crack closure. Damage tolerance in aircraft structures. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1971. p. 230-247. ASTM STP486.

ELISEI, C. C. A. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço de Baixo Carbono**. 2008. Tese. (Doutorado) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. p. 25- 74.

ELISEI, C. C. A.; ABDALLA, A. J. A.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M.S. Utilização de Metalografia Colorida na Identificação dos Microconstituintes de um Aço Microligado. In: CBECIMAT, CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS 17, 2006. v. 17, Paraná.

ELLYIN, F. **Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction**. London: Chapman & Hall, 1997.

EWALDS, H. L; WANHILL, R. J. J. **Fracture Mechanics**. London: Edward Arnold & Delftse Vitgevers Maatschappij, 1986. p. 304.

FERRANDINE, P. L. **Avaliação dos Micromecanismos de fratura de um Aço Microligado ao Ti e ao Nb em algumas condições microestruturais**. 1997. Dissertação. (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, p. 4 - 23.

GIRALT, E. **Bainitic transformations in TRIP-assisted steels its influence on mechanical properties**, 1999. PH.D. Thesis. Katholieke Universiteit Leuven.

GIRAULT, E.; JACQUES, P.; MOLS, K., VAN HUMBEECK, J.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. **Elsevier Science**, v. 40, p. 111-118, 1998.

GLADMAN, T. Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 16, p. 241-245, 1989.

GLADMAN, T. Precipitation behaviour and particle coarsening. In **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels**. London, UK: Institute of Materials, 1997.

GROSSKREUTZ, J. C. Fatigue Mechanisms in the Sub-Creep Range. In: Metal Fatigue Damage - Mechanism, Detection, Avoidance and Repair. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1971. p.5-60. ASTM STP 495.

GUIMARÃES, V.A. **Influência da Taxa de Resfriamento nas propriedades Mecânicas e no Micromecanismo de Fratura de um Aço Microligado com Nióbio e Titânio**. 1997. Tese. (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, p. 4 – 19.

GÜNDÜZ, S. Static Strain Ageing Behaviour of dual Phase Steels. **Materials Science and Engineering**, v. 486, p. 63 – 71, 2008.

HASHIMOTO et al. Caracterização Microestrutural de Aços Multifásicos por Técnica de Tríplice Ataque. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 2006, Paraná.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and Fracture mechanics of engineering materials**. Microstructural aspects of fracture toughness. 3rd ed. New York: John Wiley & Sons, 1989.

JACOBY, G. H; NOWACK, H; VAN LIPZIG, H. T. M. Experimental Results and a Hypothesis for Fatigue Crack Propagation under Variable Amplitude Loading. In: Fatigue Crack Growth under Spectrum Loads. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1976. p.172-183. ASTM STP 595.

KLAUS, H.; FRIEDRICH, H. Low Carbon Structural Steels - The key to economic constructions. In: SYMPOSIUMS ON LOW CARBON STEELS FOR THE 90'S. Ed by Asfahan, R.; Tither, G. **Proceedings Pittsburg: Metals & Mat. Soc.** 1993. p.211-218.

KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. **Fatigue of Metallic Materials**. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier, 1992. p. 270.

KUJAWSKI, D. A new $(\Delta K + K_{\max})^{0.5}$ driving force parameter for crack growth in aluminum alloys. **International Journal of Fatigue**, v.23, p.733-740, 2001.

KUJAWSKI, D. ΔK_{eff} parameter under re-examination. **International Journal of Fatigue**, v.25, p.793-800, 2003.

LEPERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. **Journal of Metals**, p 38-39, 1980

LIANG, X.; LI, J.; PENG, Y. Effect of Water Quench Process on Mechanical Properties of Cold Rolled Dual Phase Steel Microalloyed with Niobium. **Materials Letters**, v. 62, p. 327–329, 2008.

MAID, O.; DAHL, W.; STRASSBURGER, C. Einfluss der Gefügeparameter auf die Mechanischen eigenschaften von Duaphasen-stahl. **Mueschenborn, Stahl u. Eisen** 108, n.8, p.355-364, 1988.

MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G.; SPEER, J.G. Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 117, p. 324–328, 2001.

McEVILY, A.J.; RITCHIE, R.O. Crack closure and the fatigue crack propagation threshold as a function of load ratio. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.21, p.847-855, 1998.

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

NAYLOR, D.J. Microalloyed forging steel. **Mater Science Forum**, v. 284–2, p. 83–93, 1998.

OLEA, C. A. W. **Caracterização por Microscopia Eletrônica do Aço SAE1141 Microligado ao Nb.** 2002. Dissertação. (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, p. 4-6.

PARIS, P.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. J. **Basic Engng., Trans. ASME.**, v. 85, p. 528-534, 1963.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. **Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural.** São Paulo: Editora Unesp, 1995.

PINTO, A. **Microscópio óptico polarizante de luz refletida.** Lisboa: Centro de Recursos Minerais, Mineralogia e Cristalografia, Faculdade de Ciências, Universidade de Lisboa, 2006. p. 30..

PINTO, T. B. **Propriedades Mecânicas de um Aço microligado com Titânio e Nióbio em algumas condições Microestruturais.** 1996. Dissertação. (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas. p. 10 - 14.

PIVATO, P. R. N.; ABDALLA, A. J.; BAPTISTA, C. A. R. P.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; ANAZAWA, R. M. Estudo Comparativo do Comportamento Mecânico em Tração e Fadiga de Aços com Microestruturas. **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu, p. 6716- 6727, 2006.

RASOULI, D.; KHAMENEH ASL.; AKBARZADEH, A.; DANESHI G. H. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel . **Journal of materials processing technology**, v. 206, p. 92-98, 2008.

SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K. Unified approach to fatigue crack growth. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MECHANICAL BEHAVIOR OF MATERIALS, 1999. Victoria, Canadá, v.1.6, p.283-288.

SAGE, A. M. Microalloyed steels for structural applications. **Metals and Materials**, v.5, p.584-588, 1989

SOUZA, S.A. **Ensaio Mecânico de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

STEIN, C. R *et al.* Efeito da rápida austenitização sobre as propriedades mecânicas de um aço SAE1045. **Rem: R. Esc. Minas**, v. 58-1, p. 51-56, 2005.

STEPHENS, R.I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R.R.; FUCHS, H.O. **Metal Fatigue in Engineering**, 2nd ed. New York: John Wiley, 2001.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

SUZUKI, H.; McEVILY, A. J. E. Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low carbon Steel. **Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy**, v. 10-A, p. 475-471, 1979.

TAYANÇ, M.; AYTAÇ, A.; BAYRAM, A. The Effect of Carbon Content on Fatigue Strength of dual- phase Steels. **Materials & Design**, v. 28-6, p. 1827-1835, 2007.

TOKIMATSU, R. C. **Influência de parâmetros microestruturais procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa-liga**. 1995. Tese. (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, p. 435.

TOMKINS, B. The Mechanism of Stage II Fatigue Crack Growth. **Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.**, v.19, n .11, p.1295-1300, 1996.

VAN VLACK, L.H. **Princípios de Ciência dos Materiais**. 15. ed. São Paulo: Edgard Bucher, 2007.

WALKER, K. The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum. Effects of Environmet and Complex Loading History on Fatigue Life. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1970. p.1-14. ASTM STP 462.

WILLIAM D.; CALLISTER Jr. **Materials Science and Engineering: an Introduction**, 7th ed. New York: John Wiley, 2008.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)